

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

R. Heigl
Herstellung von Randschichten auf
Aluminiumgusslegierungen mittels
Laserstrahlung

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart
Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW)

Das Strahlwerkzeug Laser gewinnt zunehmende Bedeutung für die industrielle Fertigung. Einhergehend mit seiner Akzeptanz und Verbreitung wachsen die Anforderungen bezüglich Effizienz und Qualität an die Geräte selbst wie auch an die Bearbeitungsprozesse. Gleichzeitig werden immer neue Anwendungsfelder erschlossen. In diesem Zusammenhang auftretende wissenschaftliche und technische Problemstellungen können nur in partnerschaftlicher Zusammenarbeit zwischen Industrie und Forschungsinstituten bewältigt werden.

Das 1986 gegründete Institut für Strahlwerkzeuge der Universität Stuttgart (IFSW) beschäftigt sich unter verschiedenen Aspekten und in vielfältiger Form mit dem Laser als einem Werkzeug. Wesentliche Schwerpunkte bilden die Weiterentwicklung von Strahlquellen, optischen Elementen zur Strahlführung und Strahlformung, Komponenten zur Prozessdurchführung und die Optimierung der Bearbeitungsverfahren. Die Arbeiten umfassen den Bereich von physikalischen Grundlagen über anwendungsorientierte Aufgabenstellungen bis hin zu praxisnaher Auftragsforschung.

Die Buchreihe „Laser in der Materialbearbeitung – Forschungsberichte des IFSW“ soll einen in der Industrie wie in Forschungsinstituten tätigen Interessentenkreis über abgeschlossene Forschungsarbeiten, Themenschwerpunkte und Dissertationen informieren. Studenten soll die Möglichkeit der Wissensvertiefung gegeben werden.

Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung

von Dr.-Ing. Reiner Heigl
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

Als Dissertation genehmigt
von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel
Mitberichter: Prof. Dr. mont. Wilfried Kurz

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek
Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation
in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische
Daten sind im Internet über <http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2004

D 93

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch
begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung,
des Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der
Wiedergabe auf photomechanischem oder ähnlichem
Wege und der Speicherung in Datenverarbeitungs-
anlagen bleiben – auch bei nur auszugsweiser Verwen-
dung – vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2005

ISBN 3-8316-0460-6

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München
Tel.: 089-277791-00 · www.utzverlag.de

Kurzfassung

Im Fahrzeugbau, der in den letzten Jahren sehr stark durch den Leichtbau, d. h. insbesondere durch den Einzug des Werkstoffs Aluminium geprägt war, bestehen vielfältige Aufgabenstellungen metallische Oberflächen gegen tribologische und mechanische Belastungen zu verstärken. Als Beispiel sind im Motorenbau Ventilsitze, Zylinderlaufbahn oder Kolben zu nennen. Die Vorteile des Laserverfahrens hinsichtlich der Qualität der erzeugten Schichten konnten bislang nur unzureichend genutzt werden, da zum einen wirtschaftliche Aspekte und zum anderen das fehlende Prozesswissen den Einzug des Laserflächenveredelns in die industrielle Produktion verhindert haben. Die vorliegende Arbeit soll durch die Verbesserung der Systemtechnik, hauptsächlich aber durch Untersuchungen zur Prozess- und Werkstofftechnik dazu beitragen diese Hindernisse zu überwinden.

Den ersten Schwerpunkt dieser Arbeit stellt die für den Bearbeitungsvorgang benötigte System- und Anlagentechnik dar. Anhand der für den Bearbeitungsprozess erforderlichen Systemkomponenten wird ein Anlagenkonzept erstellt und realisiert, das zunächst die Belange einer Versuchsanlage erfüllt, gleichzeitig aber auch Grundüberlegungen für eine Produktionsanlage enthält. Insbesondere die Komponenten Zusatzwerkstoff, Laser, Handhabung, Peripherie und ihre steuerungstechnische Verknüpfung stellen die Grundlage für eine produktions-taugliche Anlage zum Laserflächenveredeln dar.

Der Hauptfokus der Arbeit liegt auf den beiden Prozessvarianten, dem Laserflächenveredeln von Aluminiumgusswerkstoffen mit und ohne Zusatzwerkstoff. Beim Laserstrahlum-schmelzen als Verfahren ohne Werkstoffzufuhr wird anhand von theoretischen und praktischen Untersuchungen aufgezeigt wie sich der Einfluss der Prozessparameter Laserleistung, Vorschub und Strahldurchmesser auf die Schichtgeometrie darstellt und sich der modifizierte Werkstoff werkstoffkundlich verändert.

Im zweiten Teil des Laserflächenveredelns mit Zusatzwerkstoff werden karbidische (Wolframkarbid) und metallische Zusatzwerkstoffe (Kupfer-, Eisen-, Aluminiumbasislegierungen) zur Schichtgenerierung eingesetzt. An Aluminiumbasislegierungen wird der Einfluss der Prozessparameter Laserleistung, Strahldurchmesser, Vorschubgeschwindigkeit und Pulverfördermasse auf den Bearbeitungsprozess und die Schichtgeometrie untersucht. Durch die werkstoffkundliche Charakterisierung werden die Eigenschaften und die Eignung der Materi-

alsysteme ermittelt. Aufgrund der sehr unterschiedlichen metallurgischen und physikalischen Eigenschaften können mit den untersuchten Kupfer- und Eisenlegierungen aufgrund von Rissbildung in der Anbindungszone nur unzureichende Schichtergebnisse erzeugt werden. Bei Verwendung von Aluminiumlegierungen oder Wolframkarbid können Schichten generiert werden, die hinsichtlich Anbindung, Härte und ihrer Eigenschaften bei tribologischer Beanspruchungen Vorteile bieten. So wurde in Stift-Scheibe-Untersuchungen ermittelt, dass durch Beschichten mit einer AlSiNi-Legierung gegenüber dem unbewehrten Referenzwerkstoff der Verschleiß sowohl am Stift (hochlegierter Stahl), als auch an der Scheibe um mehrere Größenordnungen reduziert werden kann. Mit dem karbidischen Hartstoff Wolframkarbid können drei verschiedene Varianten der Schichtbildung dargestellt werden. Im ersten Fall werden die Hartstoffpartikel durch die Konvektionsströmung in der Schmelze verteilt. Bei höheren Förderaten kann die Erstarrung der Schmelze so beeinflusst werden, dass die Partikel nicht in die Schmelze eintauchen und damit höhere Partikelkonzentrationen an der Bauteiloberfläche erreicht werden. Bei nochmals gesteigerter Fördermenge entsteht eine kompakte Wolframkarbidsschicht, die allerdings keine Bindung zum Grundwerkstoff aufweist. Für die genannten Legierungen und das Wolframkarbid wurde der Einfluss der Prozessparameter auf die Schichtausbildung und dessen Gefüge bestimmt.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung.....	5
Inhaltsverzeichnis.....	7
Abkürzungen und Formelzeichen	9
Extended Abstract	11
1 Einführung	15
1.1 Oberflächenveredeln	15
1.2 Werkstoffe.....	16
1.3 Anwendungen.....	18
1.4 Zielsetzung und Vorgehen	22
2 Oberflächenveredelungsverfahren.....	23
2.1 Anodische Oxidation.....	27
2.2 Außenstromloses Vernickeln	27
2.3 Galvanisieren.....	28
2.4 Thermisches Spritzen	29
2.4.1 Flammsspritzen/HVOF.....	30
2.4.2 Plasmaspritzen.....	31
2.4.3 Lichtbogenspritzen.....	32
2.5 Laseroberflächenveredeln	32
2.5.1 Laserstrahlumschmelzen	36
2.5.2 Laserstrahldispergieren	37
2.5.3 Laserstrahllegieren	39
2.5.4 Laserstrahlbeschichten	41
3 Physikalische und werkstofftechnische Mechanismen beim	
 Laseroberflächenveredeln.....	43
3.1 Energieeinkopplung	44
3.1.1 Wechselwirkung Substrat/Laser.....	44
3.1.2 Wechselwirkung Laser/Pulver	47
3.2 Energiedissipation im Bauteil, Wärmeleitung	49
3.2.1 Theorie der Wärmeleitung in Metallen	50
3.2.2 Einfluss der Wärmeleitung auf den Laseroberflächenveredelungsprozess.....	51
3.3 Vorgänge der schmelzflüssigen Phase	52
3.3.1 Aufschmelzen von Grund- und Zusatzwerkstoff	53

3.3.2	Konvektion im Schmelzbad	54
3.3.3	Erstarrung der Schmelze	56
4	Systemtechnik	60
4.1	Konzeption der Laserbearbeitungsanlage	60
4.2	Realisierung der Laserbearbeitungsanlage	65
4.2.1	Handhabung und Steuerung	67
4.2.2	Strahlquellen	68
4.2.3	Zusatzwerkstoff	69
4.2.4	Sicherheit	74
5	Laseroberflächenveredeln ohne Zusatzwerkstoff	77
5.1	Ziele	77
5.2	Prozessgrundlagen	77
5.3	Prozesstechnische Ergebnisse	82
5.4	Werkstoffkundliche Ergebnisse	91
5.5	Diskussion	93
5.6	Zusammenfassung des Laseroberflächenveredelns ohne Zusatzwerkstoff	96
6	Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff	98
6.1	Ziele	98
6.2	Prozessgrundlagen	99
6.3	Prozesstechnische Ergebnisse	101
6.3.1	Abhängigkeit der Schichtgeometrie von den Prozessparametern	102
6.3.2	Prozesssicherheit	110
6.4	Werkstoffkundliche Ergebnisse	113
6.4.1	Laseroberflächenveredeln mit Aluminiumbasislegierungen	114
6.4.2	Laseroberflächenveredeln mit einer Kupferbasislegierung	131
6.4.3	Laseroberflächenveredeln mit einer Eisenbasislegierung	134
6.4.4	Laseroberflächenveredeln mit Wolframkarbid	141
6.5	Diskussion	150
6.6	Zusammenfassung des Laseroberflächenveredelns mit Zusatzwerkstoff	153
7	Zusammenfassung und Ausblick	155
8	Literatur	158
	Danksagung	169

Abkürzungen und Formelzeichen

Symbol	Bedeutung	Einheit
α	Mittlerer linearer Wärmeleitungskoeffizient	1/K
η	Pulvernutzungsgrad	%
λ	Wellenlänge	μm
ρ	Dichte	kg/dm^3
σ	Bruchspannung	MPa
ϕ	Einfallswinkel der Laserstrahlung	$^\circ$
θ	Winkel zwischen Erstarrungs- und Vorschubgeschwindigkeit	$^\circ$
κ	Temperaturleitfähigkeit	cm^2/s
η_A	Einkopplungsgrad	%
τ_S	Scherspannung	MPa
a	Strahlabmessungen	mm
A	Aufmischung	%
A	Absorptionsgrad	%
b	Spurbreite	mm
c_P	Spezifische Wärmekapazität	J/gK
d	Strahldurchmesser	mm
d_P	Partikeldurchmesser	μm
E	Elastizitätsmodul	N/mm ²
E_S	Streckenenergie	J/cm
f	Brennweite	mm
F	Querschnittsfläche einer Einzelspur	mm ²
F_1	Spurquerschnittsfläche über der Probenoberfläche	mm ²
F_2	Spurquerschnittsfläche unter der Probenoberfläche	mm ²
G	Temperaturgradient	K/m
h	Spurhöhe	mm
I	Strahlungsintensität	W/cm ²
m	Masse	g
m_P	Pulvermassenstrom	g/min
m_S	Pulverstreckenmasse	g/m
P	Laserleistung	W

Q	Wärmestrom	W/cm ²
s	Schichtdicke	mm
t	Zeit	s
t _L	Wechselwirkungszeit	s
t	Einschmelztiefe	mm
T	Transmissionsgrad	%
T	Temperatur	°C
T _S	Schmelztemperatur	°C
T _U	Bauteiltemperatur bei Beginn der Bearbeitung	°C
v	Vorschubgeschwindigkeit	mm/min
v _S	Erstarrungsgeschwindigkeit	m/s
x	Ortskoordinate	mm
y	Ortskoordinate	mm
z	Ortskoordinate (normal zur Oberfläche)	mm

Extended Abstract

Laser surface treatment as a method of macroscopic laser material processing of component surfaces comprises a wide variety of methods for performing the process. What all versions of the process have in common is that the energy supply for the machining process is achieved by supplying laser energy to the component and filler. If no filler material is used, as with remelting, the material modifications are achieved solely by rapid cooling of the melt. So, with this treatment there is no change in chemical composition, only a microstructural refinement or transformation will take place. The objective of this treatment is to realize improvements in the mechanical strength and eliminate microstructural flaws arising in the casting process. By adding filler material in the laser cladding process the substrate is melted partially, whereas the filler is melted completely. The result is a layered coating, which has a metallurgical bonding, i.e. good adhesion to the base material. With this type of the laser surface treatment it is possible to produce not only layers that increase strength, but also coatings that reduce wear.

In automobile manufacturing there has been an increase in the trend of activities towards lightweight designs in recent years, i.e. towards bringing about reductions in vehicle weight. This was largely achieved by manufacturing components using aluminum alloys. As a result, aluminum was also adopted in the manufacture of transmissions and engines, for example in the production of transmission cases, crankcases and cylinder heads. Although there are advantages with aluminum in terms of density, heat conduction and strength at room temperature, there are drawbacks in the wear properties and the high-temperature strength. To improve the wear properties, for example, the crankcase and cylinder head are often provided with additional components in order to meet the tribological requirements of a modern engine. In this area laser surface finishing has fields of application, for which some basics of process and systems engineering are to be investigated in this paper.

The first section of this paper deals with the systems engineering required for laser surface treatment. Starting with the machining process, the components of the system, i.e. the laser, filler, manipulation equipment and peripheral equipment, are used to develop various concepts for a laser surface treatment system. The concepts can be divided up according to two basic principles: In workpiece manipulation a stationary laser beam is used and the workpiece is moved relative to it. For small and lightweight workpieces this concept offers advantages

due to simpler manipulation systems and a minimization of the effort for beam guidance and feeding of filler material. Tool manipulation, that is, moving the laser beam, makes it necessary to connect the focusing optic and the powder/rod feed on the manipulation system. It permits the machining of solid components and it is also to be recommended if a large working area is required. The objective of producing an universal machining system was achieved by building a girder system to which the optics of high-power laser systems like CO₂, Nd:YAG and diode laser can easily be connected. Manipulation is performed by an industrial robot. Due to its flexibility it is possible to manipulate not only the workpiece but also the tool. The laser machining concept also takes into account safety aspects with regard to laser radiation and the vapors or dusts arising when machining. This was realized by integrating a suitable housing and a special extraction system. The diversity of the concept is evident from the simple linkage of subsystems like laser, filler, robot, gases, etc. into the control system. So it is possible to perform not only laser surface treatment operations but also welding operations.

The main section of this contribution deals with the basic process and material technology involved in the laser surface treatment of aluminum. Here the two versions of the process, the treatment with and without filler, are examined and evaluated from a user's point of view. The investigations seek to optimize the economic efficiency of the process and the properties of the achieved layer. Both aspects are taken into account by examining the influence of the system components like laser beam, filler and manipulation on the achieved layer geometry and layer microstructure.

With laser beam remelting an attempt was made to maximize layer geometry in order to obtain the advantageous effect of laser-modified material in a component volume, which is as large as possible. By conducting theoretical investigations regarding the influence of the process parameters of laser power, beam diameter, feed rate and preheating, it was possible to identify the relative importance of the processing parameters. In experiments the calculated results are verified and expanded. The effect of the component on layer geometry is also analyzed by examining an absorption-enhancing coating and the geometry of the component. Consequently, by phosphating the component surface it is possible to double the melt-down depths and track widths relative to a bare surface. The shape of the irradiated area has also an influence on the remelting volume. Using a wedge-shaped instead of a flat component surface, it is demonstrated that with a wedge angle of 90° the remelting volume can be maxi-

mized due to the changed energy input of the laser beam and the heat dissipation into the base material. Based on the material characterization of remelting an eutectic cast aluminum alloy it is proved that the size of the primary silicon and the intermetallic phases can be reduced by laser beam remelting from approximately 13 μm in the base material to between 3 μm and 5 μm without introducing any flaws or cavities.

Another section of the paper discusses laser surface treatment using a filler material. Using an aluminum base alloy as filler the process engineering establishes the dependence of layer geometry on the process parameters of beam power, forward feed, beam diameter and powder feeding rate. It is, therefore, possible to explain the interrelationships of layer formation and the possibilities of achieving a defined layer geometry. Here it is evident that the selection of the beam source, i.e. the wavelength to be used, has a substantial influence on the laser power required for the process. The closer the wavelength is to the aluminum absorption maximum of 845 nm, the less laser power is required for machining. Therefore, when working with a CO₂ laser the output power that has to be available is double that required with Nd:YAG laser or diode laser in order to generate a similar layer geometry. What is crucial for the application of the produced layers is the layer material. For this reason metal fillers (aluminum, copper and iron-based alloys) and ceramic fillers (tungsten carbide) are investigated. When using the iron-based and copper-based alloys bands of intermetallic phases were formed in the transition to the base material, in which cracking can occur due to the intrinsic stresses at solidification and due to the brittle behavior of those phases. For the aluminum-based fillers a hyper-eutectic AlSi material system was selected, the properties of which are changed by a variable nickel content. Within a range of 160 HV₁ (for the pure AlSi material) the layer hardness can thus be adapted to up to 400 HV₁ (for a nickel content of 50% by wt.). In this material system the bonding of the layer to the base material was examined in an adhesive strength test. It is evident that irrespective of the nickel content the fracture occurs in the layer. So the bond to the base material, which was achieved in the metallurgical melting process, is greater than the strength of the layer material. If nickel is added, intermetallic phases occur, the size and structure of these layers are determined by nickel content and cooling conditions. Ageing tests conducted on these coatings at 250 °C indicate that for an initial hardness of 370 HV₁ a hardness of 220 HV₁ is still achieved after 120 hours' exposure. Wear tests using a pin-on-disk tribometer show the advantages of laser surface treatment for adhesive wear. Compared to unreinforced aluminum material a AlSiNi layer produced by laser cladding reduces wear at dry friction and mixed friction conditions. The reduction of wear can be obtained at the layer,

but also at the opposing pin. In the area of mixed friction the pin, made from a high-alloy steel material, is subjected to ten times less wear in the laser beam-coated version than with pure substrate material. The wear in the layer is even 100 times less relative to the substrate material. When using carbide filler (tungsten carbide particles) three different layer structures can occur. If powder feeding rates are small, the movement of the powder particles is influenced by the convection inside the aluminum melt. Finally, they are deposited at the bottom of the melting bath due to their higher density. Increased powder feeding rates cause the melt to cool down more quickly due to the carbide particles, which are enclosed at the surface of the melting bath. This layer structure is characterized by carbide contents of up to 65% by volume. A further increase in powder feed rate leads to a solid carbide layer at the surface of the generated layer. However, the compact carbide layer contains cracks and the bonding of the carbide layer to the base material is inadequate, so this layering version cannot be exploited industrially.

The presented results of basic research indicate the potential of laser surface finishing on aluminum materials. To achieve an optimum for a real application the process has to be adapted to the specific requirement profile with regard to materials, process parameters and systems engineering. Successful tests conducted on component test rigs and proven profitability will be the next touchstones of the laser surface treatment on its road to production. When these problems will have been solved successfully, it will undoubtedly be possible to introduce laser surface treatment successfully into industrial production.

1 Einführung

1.1 Oberflächenveredeln

Aufgrund ihrer vorteilhaften Eigenschaften haben Aluminiumlegierungen ein großes Anwendungsfeld vom Bauwesen über den Maschinenbau und die Verpackungsindustrie bis zum Verkehrswesen gefunden. Besonders hervorzuheben sind die physikalischen Eigenschaften des Aluminiums, insbesondere die Dichte und Festigkeit, welche in Verbindung mit den verfahrenstechnischen Möglichkeiten bei der Verarbeitung zu einem hohen Verbreitungsgrad des Werkstoffs Aluminium geführt haben. Allerdings sind die Oberflächeneigenschaften der Aluminiumlegierungen oft nicht ausreichend für die Anforderungen, die an sie gestellt werden. So können optische Eigenschaften und Haptik, aber auch das Festigkeits- oder Ermüdungsverhalten sowie die Verschleiß- oder Korrosionseigenschaften nicht ausreichend sein. Diese Mängel lassen sich nur bedingt durch eine Verbesserung der Legierungszusammensetzung beheben, sodass an dieser Stelle Verfahren des Oberflächenveredelns ansetzen, um durch eine Veränderung der oberflächennahen Bereiche oder der Oberfläche selbst verbesserte Bauteileigenschaften zu bewirken.

Der Bearbeitungsprozess des Oberflächenveredelns als industrieller Verfahrensschritt muss sowohl wirtschaftliche, als auch technologische Ziele erfüllen. Die technologischen Anforderungen sind in den funktionalen Eigenschaften des erzeugten Schichtverbundes definiert. Die Wirtschaftlichkeit andererseits verlangt die bestmögliche Ausnutzung der beteiligten Ressourcen und das Erreichen eines vorgegebenen Zeit- und Kostenrahmens. Allen Verfahren des Oberflächenveredelns sind folgende Ziele übergeordnet:

- Die Funktion und Zuverlässigkeit von Bauteilen zu verbessern, indem die Oberflächeneigenschaften optimal auf den Anwendungsfall und die Werkstoffbedingungen abgestimmt werden.
- Die Herstellkosten der Bauteile durch eine gesamtheitliche Betrachtung der Prozesskette unter Einbeziehen von sicheren, schnellen und kostengünstigen Bearbeitungsschritten zu minimieren.
- Die Ressourcen von Rohstoffen, Energie und Arbeit zu schonen, indem der Materialeinsatz reduziert wird und die Aufarbeitung von Bauteilen in einem geschlossenen Werkstückkreislauf erfolgen kann.

- Die Anzahl von Bauteilkomponenten einzusparen, indem durch den Einsatz einer Beschichtung mechanisch gefügte Elemente, z. B. Ventilsitzringe, entfallen können.

Unter diesen Randbedingungen bieten verschiedene Verfahren Lösungen, welche für die spezifische Bearbeitungsaufgabe bewertet werden müssen, sodass die Auswahl für den Produktionseinsatz unter Berücksichtigung der Vor- und Nachteile der einzelnen Verfahren erfolgt. An dieser Stelle gilt es für neue Bearbeitungsverfahren das Anforderungs- und Kostenprofil zu erfüllen, aber gleichzeitig auch neue technische Lösungswege zu eröffnen und neue Aufgabenfelder zu erschließen. Die neuen Lösungsansätze können in neue Möglichkeiten bei der Bauteilgestaltung münden, aber auch eine gesteigerte Leistungsfähigkeit oder Lebensdauer sowohl der Einzelbauteile, als auch der Aggregate bedeuten.

1.2 Werkstoffe

Die Maßnahmen zum Oberflächenveredeln sind abhängig von der Gesamtanwendung, d. h. von der Funktion und den Schädigungsmechanismen im untersuchten System und den Möglichkeiten, die der verwendete Substratwerkstoff bietet. Dies enthält eine Untersuchung des Bauteilversagens, aber auch der Arbeitsbedingungen der Baugruppe und deren Elemente. Aus der Kenntnis der Werkstoffschädigung und deren Ursachen können geeignete Maßnahmen zum Oberflächenveredeln vorgeschlagen werden. Die Oberflächenverfahren besitzen nicht nur unterschiedliche Eignungen in Bezug auf die Art der Werkstoffschädigung, sondern sind in hohem Maße abhängig von den Werkstoffen der betroffenen Einzelbauteile. Bei Stählen beispielsweise bestehen die Möglichkeiten des Randschichthärtens oder Nitrierens, welche bei Aluminiumlegierungen nicht angewandt werden können.

Bei Verfahren oder Verfahrensvarianten, die einen Zusatzwerkstoff verwenden, besteht ein weiterer werkstofflicher Aspekt in der Auswahl des Zusatzwerkstoffes. Hier müssen sowohl Anforderungen der Verarbeitbarkeit durch das jeweilige Verfahren, als auch der metallurgischen Verträglichkeit zum Grundwerkstoff und der Realisierung der gewünschten Oberflächeneigenschaften erfüllt werden. Die Werkstofffrage bekommt unter diesen Bedingungen eine zentrale Bedeutung.

Die Beschränkung auf Aluminiumlegierungen als Substratwerkstoffe erklärt sich aus den in [1] und [2] aufgezeigten, vielfältigen Möglichkeiten zur Eigenschaftsänderung, der verbreiteten Verwendung dieser Werkstoffgruppe im Automobilbau und der Motivation zur Weiter-

entwicklung des Leichtbaus. Im Automobilbau werden bereits verschiedene Aggregate- und Aufbaukomponenten aus Aluminium gefertigt. Die Schwerpunkte sind hier die Bereiche von Motor und Getriebe sowie Karosserie und Achsen. Die Themen für die Verminderung oder Beseitigung einer Werkstoffschädigung in Form von Abnutzung und/oder Überbeanspruchung an Gusslegierungen konzentrieren sich hauptsächlich auf den Motor und seine Bauteile. Infolge der erhöhten Leistungsdichten der Verbrennungsmotoren wird sowohl das mechanische als auch das thermische Belastungsniveau der Bauteile laufend erhöht. Diesen Anforderungen wird begegnet, indem neue konstruktive Lösungen gesucht oder hochwertigere Werkstoffe verwendet werden. Da an vielen Bauteilen gestalterische Änderungen sehr schwierig sind, ist der Bedarf an hochfesteren oder verschleißbeständigeren Werkstoffen permanent vorhanden. Die Herstellung von Schichten ist eine Option diese Materialien in ein Antriebsaggregat zu integrieren und damit einen Beitrag zur Verbesserung der Leistungsfähigkeit und des Wirkungsgrades im Gesamtsystem Automobil zu leisten. Der Einsatz der Schichtwerkstoffe für eine Festigkeitssteigerung oder eine Verschleißminderung enthält zwei verschiedene Ansatzpunkte, die unterschiedliche Maßnahmen und Werkstoffe erfordern.

Motoren oder Getriebe sind stark wechselnden Temperaturen und Kräften bzw. Momenten unterworfen. Das Werkstoffverhalten muss dem gerecht werden, sodass für die Bauteile eine ausreichende Warmfestigkeit oder Warmhärte gefordert wird. Das Werkstoffverhalten bei höheren Temperaturen ist abhängig von den äußeren Bedingungen des Bauteils. So haben die mechanischen und thermischen Belastungen bzw. Belastungszyklen und die Zeitdauer, in welcher das Bauteil den Beanspruchungen ausgesetzt ist, einen großen Einfluss auf das Werkstoffverhalten. Die Werkstoffveränderungen werden abhängig von der Art der mechanischen Belastung unterschieden in Kriechvorgänge, die bei konstanter mechanischer Belastung ablaufen und Ermüdungsvorgänge, bei denen sich mechanische und thermo-mechanische Belastungszyklen häufig wiederholen [4], [5], [7].

Auch die tribologischen Themenfelder sind durch die erhöhten mechanischen und thermischen Bauteilbelastungen einer laufenden Verschärfung ihrer Randbedingungen unterworfen. Hochwertigere Werkstoffe müssen eingesetzt werden um den wachsenden Anforderungen an Lagern und Ventilsitzen gerecht werden zu können. Durch den verkleinerten Bauraum von Motoren werden in den Kurbelgehäusen verstärkt Schichten statt Buchsenlösungen eingesetzt, um die Eigenschaften für eine Zylinderlaufbahn zu gewährleisten. Hierfür werden gleichzeitig reibungsarme und trotzdem verschleißbeständige Oberflächen gefordert. Untereutektische und

eutektische Aluminiumgusslegierungen sind nicht in der Lage, dem gerecht zu werden. Lediglich übereutektische Aluminium-Siliziumlegierungen eignen sich durch den hohen Primärsiliziumgehalt als Strukturwerkstoff für das Kurbelgehäuse und gleichzeitig auch als Funktionswerkstoff einer Laufbahnoberfläche. Ein Vertreter dieser Legierungen ist die Legierung $AlSi17CuMg$, welche auch unter der Bezeichnung ALUSIL[®] bekannt ist. Wichtig für die Eigenschaften der übereutektischen Legierungen sind der Anteil und die Größe der Primärsiliziumkristalle an der Oberfläche sowie die mechanische oder chemische Oberflächenbearbeitung der Zylinderlaufbahn. Dabei soll der Kolben auf dem verschleißfesten Silizium laufen, während die Aluminiummatrix die Siliziumkörner fixiert. Aufgrund der guten Wirkung dieses Systems wird versucht, diese Methode auch bei Oberflächenbehandlungen zu nutzen.

1.3 Anwendungen

Für die Verfahren des Oberflächenveredelns gibt es ein breites Spektrum von Anwendungen. Besonders im Werkzeugzeugbau und im Motorenbau bieten die Oberflächenverfahren Ansatzpunkte zur Erhöhung der Standzeit und zur Wiederaufarbeitung verschlissener Teile [18], [19]. Im Folgenden soll auf das Einsatzgebiet des Oberflächenveredelns im Aggregatebau von Automobilen näher eingegangen werden, da eine Zusammenstellung bzw. Übersicht aller Aktivitäten den Rahmen an dieser Stelle sprengen würde. Das Oberflächenveredeln im Automobilbau konzentriert sich auf die tribologischen Aufgabenstellungen in einem Verbrennungsmotor. Vorrangig zu nennen sind hier die Teilkomponenten Zylinderlaufbahn und Kolben, Nockenwelle und Tassenstößel, Ventile und Ventilsitze, sowie Lagerstellen an Pleueln oder auf der Kurbelwelle.

Zylinderlaufbahn

Das Gebiet mit der größten Vielfalt an Verfahren ist die Herstellung von Zylinderlaufbahnen. Aufgrund des großen Bedarfs und der Vielzahl der verfahrenstechnischen Ansätze werden hier laufend neue Verfahren entwickelt und erprobt. Gleichzeitig sind in der Motorenfertigung sehr unterschiedliche Verfahrenskonzepte im Einsatz, die sich hinsichtlich Kosten, Verarbeitungsaufwand und erreichbarer motorischer Eigenschaften stark voneinander abheben. Aufgrund der spezifischen Vorteile, die jedes Verfahren bei den Kosten und dem motorischen Nutzen aufweist, ist es bisher nicht absehbar, dass sich eine Vorgehensweise durchsetzt.

Das Verständnis der Funktion und der Belastung einer Zylinderlaufbahn bildet die Voraussetzung für den erfolgreichen Einsatz von verfahrenstechnischen Maßnahmen: Die Beanspru-

chungen im Tribo-System Zylinder/Kolben sind relativ komplex. Die Hauptbewegungsart ist die oszillierende Bewegung von Kolben und Kolbenringen. Während der Auf- und Abwärtsbewegung des Kolbens baut sich ein Schmierfilm auf, sodass in diesen Bewegungsphasen eine hydrodynamische Ölschmierung vorliegt. In den Umkehrpunkten des Kolbens, insbesondere im oberen Umkehrpunkt, können die Schmierfilme aber durchbrochen werden. Dann kommt es zur Mischreibung und als Folge davon zu lokal überhöhtem Verschleiß. Die höchste Verschleißbeanspruchung liegt am oberen Umkehrpunkt des obersten Kompressionsrings. Aufgrund dieses Beanspruchungskollektivs müssen die Oberflächen von Zylinder und Kolben so gestaltet sein, dass sie geringen Verschleiß und hohe Fresssicherheit bieten. Darüber hinaus sollen diese Paarungen wenig Reibung verursachen und das ihre zu einem geringen Ölverbrauch beitragen [8].

Die verfahrenstechnischen Ansätze, diesen tribologischen Beanspruchungen durch den Einsatz einer Schicht gerecht zu werden, können durch das Kriterium der Schichtdicke unterteilt werden. Bei den Dünnschichtverfahren werden Schichtdicken kleiner als 100 μm aufgetragen. Hierzu zählen die galvanischen Verfahren, aber auch die PVD- und CVD-Verfahren, bei denen die Schicht aus der Dampfphase abgeschieden wird. Auf der Seite der Dickschichttechnik sind Verfahren wie das thermische Spritzen und das Laseroberflächenveredeln zu nennen. Weitere Ansätze bestehen im Einsetzen von Grauguss-Buchsen in Aluminiumkurbelgehäusen oder in der Nutzung des Gießprozesses, indem Faserkörpereinsätze mit der Aluminiumschmelze infiltriert oder Buchsen eingegossen werden. Eine detaillierte Beschreibung und Bewertung der verfahrenstechnischen Ansätze findet sich in [11] und [12].

Zylinderkopf

Eine weitere tribologische Aufgabenstellung im Verbrennungsmotor ist der Ventil Sitz am Zylinderkopf. Durch den Zylinderkopf wird das Luft-Brennstoffgemisch in den Brennraum eingeleitet und andererseits das verbrauchte Gas wiederum entfernt. Diese Vorgänge werden gesteuert, indem die Ventile in Abhängigkeit der Arbeitszyklen des Motors geöffnet und geschlossen werden. Die Ventilsitze dichten gemeinsam mit den Ventilen den Verbrennungsraum zum Zylinderkopf hin ab. Während der Zündung des Luft-Kraftstoff-Gemisches im Brennraum treten hohe Gasdrücke auf, welche das Ventil in den Ventilsitz drücken und im Ventilsitz hohe Flächenpressungen hervorrufen. Da die mechanischen Belastungen über die Arbeitstakte an die Motordrehzahl gekoppelt sind, treten die Belastungszyklen mit einer hohen Frequenz auf. Aufgrund der kühlenden Wirkung des frisch zugeführten Gasgemisches

und den hohen Temperaturen der verbrannten Gase wird die Auslassseite im Vergleich zur Einlassseite thermisch stärker belastet. Zusätzlich zu berücksichtigen sind die Verbrennungsrückstände, die sich auf der Auslassseite niederschlagen und die tribologischen Eigenschaften des Ventilsitzes beeinflussen. Beim Aufsetzen des Ventils auf den Ventilsitz besteht metallischer Kontakt zwischen den beiden Komponenten. Die tribologische Belastung ist gekennzeichnet durch diese Wirkungsweise des Ventilsitzes. So entsteht beim Aufsetzen des Ventils eine Adhäsion der beiden Bauteile. Durch das zusätzliche Einwirken der Gaskräfte auf das geschlossene Ventil kann eine plastische Deformation des Ventilsitzes auftreten, sodass über viele Lastwechsel hinweg ein Abgleiten des Ventilsitzwerkstoffs erfolgen kann.

Der Ventilsitz beeinflusst die Lebensdauer sowie die Abgas-, Leistungs- und Kraftstoffverbrauchswerte eines Motors. Ein entscheidendes Kriterium für die Standzeit eines Motors ist die Einschlagtiefe des Ventilsitzes. Bei großen Einschlagtiefen des Ventilsitzes kann das Ventil nicht mehr nachgestellt werden, und es wird keine Dichtwirkung mehr erreicht, sodass der gesamte Zylinderkopf ausgetauscht werden muss. Gleichzeitig bestimmt der Durchmesser der Ventile den Gaswechsel und beeinflusst damit die Leistungsdaten des Motors. Größere Ventilsitzdurchmesser ermöglichen eine erhöhte volumetrische Füllung des Brennraums, einen verbesserten Gaswechsel und damit eine Leistungssteigerung des Motors bei gleichem Hubraum. Ein besonders wichtiges Merkmal ist auch die Wärmeabfuhr aus dem Bereich der Ventilsitze. Das Ziel ist ein möglichst dichtes Heranführen der Wasserkanäle an den Ventilsitz. Dadurch kann das Temperaturniveau des Ventilsitzes gesenkt und das Abgasverhalten verbessert werden.

Die konventionelle Lösung zur Realisierung eines Ventilsitzes ist das Einpressen von Ventilsitzringen in den Zylinderkopf. Als Werkstoffe für die Ventilsitzringe kommen Eisen-, Nickel- und Kobaltlegierungen zum Einsatz. Nachteilig an dieser Lösung ist der ungünstige Wärmeübergang vom Ventilsitzring zum Zylinderkopf, da konstruktionsbedingt ein Luftspalt vorhanden ist. Durch eine Beschichtung können die Kühlkanäle im Zylinderkopf näher an den Ventilsitz gelegt und die Klopfgränze erhöht werden. Des Weiteren benötigt das Einpressen ein vollständiges Umschließen des Ringes durch den Zylinderkopfwerkstoff. Dadurch aber wird das Stegmaß als Abstandsgröße zwischen den einzelnen Ventilen begrenzt, sodass bei vorgegebener Baugröße des Zylinderkopfes die Durchmesser der Ventile nicht vergrößert werden können. Ansätze zur Substituierung des eingepressten Ventilsitzrings durch eine Laseroberflächenveredelung wurden in [13], [14] und [15] vorgestellt. In allen Fällen werden

Kupferlegierungen direkt auf den Aluminiumzylinderkopf aufgetragen und anschließend erfolgt eine mechanische Fertigbearbeitung des Ventilsitzes. Nach [13] wurde dieses Verfahren an Rennmotoren erfolgreich eingesetzt und nachfolgend als eines der wenigen Verfahren des Laseroberflächenveredelns in die Serienproduktion eingeführt.

Andere Möglichkeiten zur Verstärkung des Zylinderkopfes, insbesondere des Stegbereichs zwischen den Ventilsitzen, wurden in [16] untersucht. Aufgrund der niedrigen Wärmebeständigkeit und Temperaturwechselbeständigkeit von Aluminium kann es im Bereich des Brennraums zu Thermoschockrisen kommen. In der Arbeit wurden werkstoff- und verfahrensseitige Lösungen gesucht, um im Bereich des Ventilsteiges zwischen Ein- und Auslassventil die Rissbildung zu vermeiden. Es wurden konstruktive Veränderungen, Werkstoffsubstitutionen sowie Oberflächenmodifikationen als mögliche Maßnahmen betrachtet. Von diesen Maßnahmen war nur das Einbringen einer Sinterstahlplatte erfolgreich. Die untersuchten Verfahren wie das Laserumschmelzen und das WIG-Auftragschweißen waren nicht zufrieden stellend, da keine oder nur geringe Standzeitverbesserungen erzielt werden konnten. Als Ursache beim Laserumschmelzen wurde die geringe Einschmelztiefe von nur 2 mm angegeben, während beim Auftragschweißen der Zusatzwerkstoff AlSi10 die Erwartungen nicht erfüllen konnte.

Andere Veröffentlichungen berichten über die Aufarbeitung von Kurbelwellen [17]. Das Laserstrahlbeschichten wird hier als ein Reparaturverfahren von verschlissenen Kurbelzapfen vorgestellt. Mit dem Laserverfahren können die Lagerstellen von Welle und Pleuel an kleinvolumigen Motoren mit einer Schicht versehen werden. Die kleine Baugröße mit den geringen Abständen zwischen den Kurbelwangen schränkt die Zugänglichkeit ein, sodass das konventionelle Auftragschweißen nicht eingesetzt werden kann. Die Haftung gespritzter Schichten reicht nicht aus, um den Belastungen bei den hohen Drehzahlen standzuhalten. Durch die Verwendung von langen Brennweiten und schlanken Pulverdüsen kann eine spiralförmige Beschichtung aufgetragen werden, die durch die schmelzmetallurgische Anbindung zum Grundwerkstoff eine sehr gute Haftung aufweist. Voraussetzung für die Reparatur einer Kurbelwelle ist ein geringer Wärmeeintrag ins Bauteil, damit die Verzüge der schlanken Welle minimiert werden. Gleichzeitig ist ein definierter Materialauftrag notwendig, um den Anteil der Zerspanung gering zu halten. Zusätzlich müssen wirtschaftliche Ziele erreicht werden: Mit einem einfachen und schnellen Prozess sollen auch Reparaturbeschichtungen an Einzelteilen kostengünstig durchgeführt werden. Hierbei muss eine gleich bleibend hohe Qualität erzielt werden, damit nur geringe Nacharbeiten notwendig sind.

1.4 Zielsetzung und Vorgehen

Allein die Vielzahl der Applikationen des Oberflächenveredelns im Automobilbau zeigt den Bedarf an Technologien, welche die gesteigerten Anforderungen an die Funktionalität der Bauteile erfüllen können. Laserverfahren bieten hier neue Ansätze zur Verbesserung der Bauteile. Um die verfahrensspezifischen Vorteile in einer industriellen Produktion nutzen zu können, muss das entsprechende verfahrens- und werkstofftechnische Wissen über den Bearbeitungsprozess verfügbar sein. Die Kenntnisse der physikalischen Mechanismen und der werkstoffkundlichen Zusammenhänge sind die Basis, auf der eine Auswahl an Applikationen und nachfolgend eine industrielle Umsetzung aufsetzt.

In dieser Arbeit sollen die Grundlagen des Laseroberflächenveredelns von Aluminiumwerkstoffen untersucht werden. Hierzu gehört der Aufbau einer geeigneten Systemtechnik, die Durchführung von Prinzipversuchen und die Analyse und Bewertung der Bearbeitungsergebnisse:

- **Systemtechnik.** Konzeption und Realisierung einer flexiblen Bearbeitungsanlage zum Laseroberflächenveredeln. Integration aller notwendigen Anlagenkomponenten hinsichtlich Strahlquellen, Handhabungs- und Peripheriesystemen sowie der Zuführung von Gasen und Zusatzwerkstoffen.
- **Verfahrensentwicklung.** Untersuchung verschiedener Prozessführungen wie Laserstrahlumschmelzen, -beschichten, -dispergieren. Bestimmung der Einflüsse der Prozessparameter wie Pulverfördertrate, Vorschub, Laserleistung auf das Schichtergebnis, d. h. auf die Schichtgeometrie und das Schichtgefüge. Analyse der Schichtergebnisse zur Verbesserung der Wirtschaftlichkeit und Auswahl der geeigneten Systemtechnik.
- **Werkstoffkundliche Untersuchungen.** Werkstoffkundliche Analyse der Schichten und Bewertung der mechanischen und tribologischen Eigenschaften.

Ziel dieser Arbeit ist die Bereitstellung von verfahrens- und werkstofftechnischem Basiswissen zur Vorbereitung der industriellen Umsetzung des Laseroberflächenveredelns an Realbauteilen aus Aluminiumwerkstoffen. Mit den gewonnenen Erkenntnissen soll eine bauteilspezifische Anpassung des Verfahrens einfach und mit geringer Unsicherheit vorgenommen werden können. Gleichzeitig soll eine Bewertung des Laseroberflächenveredelns von Aluminiumwerkstoffen ermöglicht werden, damit die verfahrenstechnischen Grenzen beurteilt und die Chancen des Verfahrens genutzt werden können.

2 Oberflächenveredelungsverfahren

Reibungs- und Verschleißbeanspruchungen, die auch als tribologische Beanspruchungen bezeichnet werden, wirken primär in den Oberflächenbereichen von Bauteilen. Neben tribologischen Beanspruchungen sind im Allgemeinen auch mechanische und korrosive Beanspruchungen zu berücksichtigen. Mechanische Beanspruchungen erfassen das gesamte Bauteilvolumen, dessen Querschnitte nach den bekannten Regeln der Festigkeitslehre auszulegen sind. Bei den Biege- oder Wechselbiegebeanspruchungen liegt die maximale Werkstoffbeanspruchung in den Oberflächenbereichen. Auch korrosive und – wie schon erwähnt – tribologische Beanspruchungen sind auf die Oberflächenbereiche von Bauteilen konzentriert. Da sich die genannten Beanspruchungen in vielfältiger Art überlagern können, herrschen in der Praxis sehr unterschiedliche, komplexe Beanspruchungszustände vor, zu deren Beherrschung eine große Anzahl verschiedener Oberflächenschutzschichten zur Verfügung stehen, die mit unterschiedlichen Verfahren aufgebracht werden können [19].

Die derzeit verfügbaren Oberflächenverfahren verwenden sehr unterschiedliche Methoden um die Werkstückoberfläche zu verändern. Es gibt Verfahren, bei denen die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs beibehalten wird, aber das Gefüge modifiziert wird. Hierzu gehören die Verfahren des Randschichtumschmelzens, des Randschichthärtens und der mechanischen Oberflächenverfestigung. Andere Verfahren, wie zum Beispiel das Ionenimplantieren oder das thermochemische Verfahren, verändern die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs durch Zuführen weiterer chemischer Elemente. Verfahren wie das Auftragsschweißen oder das thermische Spritzen erlauben den Aufbau von Schichten, die sich in der Zusammensetzung sehr stark vom Substratwerkstoff unterscheiden können und hauptsächlich aus dem Zusatzwerkstoff bestehen.

Wichtige Kriterien zur Beurteilung der funktionalen Eigenschaften einer Schicht sind nach [19]: Chemische Zusammensetzung, Phasenzusammensetzung, Gefüge, Struktur, Textur, Duktilität, Eigenspannungen, Elastizitätsmodul, Haftung, Dicke, Härte und Rauheit. Weitere Anforderungen können beispielsweise die elektrische Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit oder optische Eigenschaften darstellen. Aus diesen Eigenschaften kann oftmals eine prinzipielle Eignung für den spezifischen Anwendungsfall abgeschätzt werden. Die Entscheidung für ein Verfahren muss am konkreten Bauteil und im direkten Vergleich verschiedener Schichtwerkstoffe und Bearbeitungsprozesse gewonnen werden. Dies ist erforderlich, weil die charakte-

ristischen Verahreenseigenschaften in Abhängigkeit von den Randbedingungen der jeweiligen Applikation betrachtet werden müssen und sich das Reibungs- bzw. Verschleiverhalten der aufgetragenen Schicht im konkreten Aggregat bewähren muss. Aus der systemabhängigen Komplexität der Verschleivorgange und den charakteristischen Unterschieden zwischen den Beschichtungsverfahren, den generierten Schichteigenschaften und deren funktionellem Verhalten erklärt sich die Vielzahl der Verfahren, die in der Praxis eingesetzt wird.

Eine Einteilung der Verfahren zum Oberflächenveredeln kann ber die chemischen und physikalischen Wirkprinzipien zur Abscheidung der Schicht erfolgen. Die DIN 8580 teilt die Fertigungsverfahren zur Oberflächenbehandlung in die Gruppen Beschichten und Stoffeigenenschaftandern. Eine weitere Gliederung der Verfahren kann ber die Schichtdicke erfolgen. Aufgrund physikalischer und chemischer Randbedingungen sind bei einigen Verfahren die Schichtdicken auf Bereiche von mehreren μm bis auf wenige $100\ \mu\text{m}$ beschränkt. Diese Verfahren werden als Dünnschichttechniken bezeichnet. Die Schichtdicken sind auf diesen Grosbereich begrenzt, da - wie beim Galvanisieren, den PVD- oder CVD-Verfahren - aufgrund geringer Abscheideraten von wenigen $\mu\text{m}/\text{h}$ bis $\mu\text{m}/\text{min}$ längere Beschichtungszeiten notwendig sind oder sich - wie bei der anodischen Oxidation - der Beschichtungsmechanismus verändert und sich das Schichtwachstum mit zunehmenden Anodisierzeiten verringert. Im Gegensatz hierzu können die Dickschichttechniken innerhalb von Minuten Schichten mit einer angepassten Schichtdicke von wenigen Zehntelmillimetern bis zu mehreren Millimetern darstellen. Hierzu gehören, wie in Bild 1 dargestellt, die Verfahren des thermischen Spritzens, des konventionellen Auftragschweiens und des Laseroberflächenveredelns. Die Einsatzgebiete der Dickschichttechniken liegen vor allem im Bereich der tribologischen und mechanischen Beanspruchungen.

Die Schichtdicke ist ein wichtiges Merkmal für das Verhalten der Schicht bei mechanischer Belastung. Bei den dünnen Schichten ist zu berücksichtigen, dass die harte Schicht auf einer im Verhältnis weichen, verformbaren Metalloberfläche liegt, deren Verformung sie nicht folgen kann. Umformungen oder Belastungen mit hohen Flächenpressungen sind daher kaum möglich, sie führen vielmehr zu Haarrissen und Einbrüchen, wie dies auch von oberflachengehartetem Stahl her bekannt ist [3]. Insofern bestimmen die Anforderungen der Aufgabenstellung und der zu beschichtende Werkstoff die Kriterien für die einzusetzende Verfahrensgruppe.

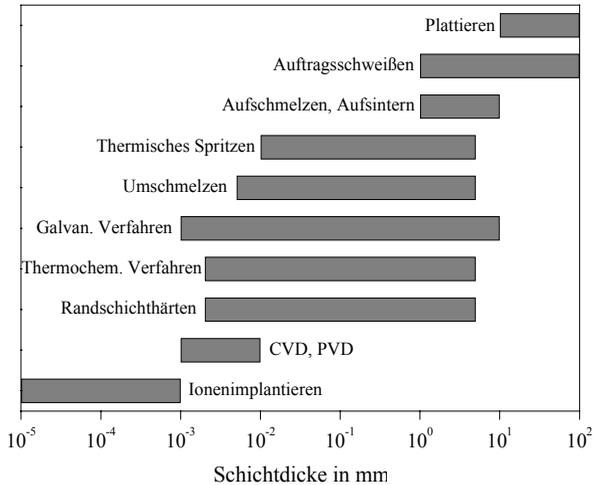


Bild 1 Einteilung der Oberflächenverfahren nach Schichtdicken [20]

Die Verfahren für dekorative und korrosionstechnische Aspekte unterscheiden sich erheblich von den Verfahren zur Verbesserung mechanischer und tribologischer Beanspruchungen. Für dekorative und korrosionstechnische Verbesserungen können organische Beschichtungsverfahren, wie das Lackieren, oder chemische Oberflächenbehandlungen, wie die anodische Oxidation, eingesetzt werden. Schichten für mechanische und tribologische Beanspruchungen müssen anderen Anforderungen genügen. So sind zur Verbesserung mechanischer Bauteileigenschaften Schichtdicken bis zu mehreren Millimetern notwendig.

Da der Fokus dieser Arbeit auf der Verbesserung der Oberflächeneigenschaften von Aluminiumlegierungen liegt, müssen deren spezifische Charakteristika berücksichtigt werden. So sind Aluminium und Aluminiumlegierungen durch ihre Oxidschicht,

- die sich an der Atmosphäre und in Wässern bildet,
- die durch ihre sehr geringe Leitfähigkeit für Elektronen und Ionen, d.h. durch ihre isolierende Wirkung den Ablauf von Korrosionsreaktionen hemmt und
- die sich auch bei mechanischer Belastung in Wässern unter bestimmten Bedingungen und in der Atmosphäre spontan erneuert

für einen breiten Anwendungsbereich hinsichtlich Korrosion geschützt. Für darüber hinausgehende Ansprüche, wie erhöhte Verschleißfestigkeit und verbesserte mechanische Eigenschaften, sind zusätzliche Oberflächenbehandlungen notwendig, um die angestrebten Oberflä-

cheneigenschaften zu erreichen. Je nach den angewandten Verfahren wird unterschieden zwischen

- Mechanischer Oberflächenbehandlung
- Chemischer Oberflächenbehandlung
- Anodischer Oxidation (elektrolytischer Oberflächenbehandlung)
- Organischem Beschichten
- Abscheiden von Metallüberzügen [3].

Der Werkstoff Aluminium hat besondere Eigenschaften, welche es nicht ermöglichen, die Verfahren für Stahlwerkstoffe auf Aluminium zu übertragen. Ein dem Einsatzhärten bzw. Nitrieren von Stahl entsprechendes Verfahren zur Oberflächenhärtung gibt es für Aluminium nicht, da sich auf Aluminium an Luft eine Deckschicht aus Al_2O_3 bildet, welche die Diffusion von Stickstoff in das Metall verhindert. Demzufolge gelang bisher das Plasmanitrieren von Aluminium nur durch einen dem eigentlichen Nitrieren vorgeschalteten Abtrag des Aluminiumoxids durch Sputtern im Vakuum. Einer technologischen Umsetzung steht sowohl die Neigung der AlN-Schicht zum Abplatzen, als auch der hohe apparative und zeitliche Aufwand entgegen [21].

Aufgrund dieser Randbedingungen schränkt sich das Feld der möglichen Bearbeitungsverfahren von Aluminiumwerkstoffen ein. Die wichtigsten zurzeit angewandten Methoden zur Verbesserung der Oberflächeneigenschaften von Aluminium sind nach [22]:

- das Beschichten mit keramischen oder metallischen Werkstoffen durch Thermisches Spritzen oder galvanische Abscheidung,
- das Aufbringen von dickeren Oxidschichten durch Anodisieren und
- das Laserflächenveredeln.

2.1 Anodische Oxidation

Für eine Verbesserung des Verschleißverhaltens werden bevorzugt das Abscheiden von metallischen Überzügen und die anodische Oxidation eingesetzt. Bei der anodischen Oxidation wird durch ein elektrochemisches Verfahren eine Oxidschicht erzeugt, die mehr als das Hundertfache dicker ist als die natürliche Oxidschicht. Durch hartanodisierte Schichten können hochverschleißfeste, abriebfeste Schichten generiert werden. Es werden Schichtdicken von 30-200 μm erzeugt. Die Hartoxidschichten zeichnen sich durch eine gleichmäßige Härte über den gesamten Schichtquerschnitt aus. Die Verschleiß- und Abriebfestigkeit bei Hartoxidschichten ist bedeutend höher als bei den nach dem Standardverfahren erzeugten Oxidschichten. Hartoxidschichten weisen eine hohe Korrosionsbeständigkeit auf, welche durch die in die Oxidschichten eingelagerten Legierungselemente wie Kupfer und Nickel negativ beeinflusst wird. Bei manchen Hartoxidschichten treten feine Haarrisse auf. Diese beeinträchtigen weder die Korrosionsbeständigkeit noch die Abriebfestigkeit. Besonders glatte Oberflächen werden erreicht, wenn eine dickere Hartoxidschicht durch Schleifen oder Läppen auf Maß bearbeitet wird. Die Oberflächenrauheit liegt danach unter 1 μm . Die Gleitfähigkeit und die Schmierwirkung der Hartoxidschicht kann durch Imprägnieren mit PTFE, MoS_2 , Silikonölen oder Fetten entscheidend verbessert werden. Eine Verbesserung des Korrosionsverhaltens kann durch ein Verdichten der Hartoxidschichten erreicht werden, wobei aber die Verschleißfestigkeit reduziert wird.

2.2 Außenstromloses Vernickeln

Hier werden aus einer sauren oder alkalischen Nickelsalzlösung durch chemische Reduktion Nickellegierungen auf Aluminium abgeschieden. Es werden dabei Ni-P- und Ni-B-Schichten abgeschieden. Die Grundhärten der Schichten von 550–700 HV können durch eine Wärmebehandlung auf 1100-1200 HV gesteigert werden. Die Abscheidegeschwindigkeiten liegen im Bereich von bis zu 20 $\mu\text{m/h}$, und es werden typische Schichtdicken von 10-20 μm aufgetragen. Die chemisch erzeugten Nickelüberzüge weisen unabhängig von der geometrischen Form des Grundmaterials eine sehr gleichmäßige Schichtdicke auf und können porenfrei abgeschieden werden. Durch Abdecken von Bauteilbereichen ist eine Teilbeschichtung möglich. Die Eigenschaften außenstromlos abgeschiedener Nickelschichten können durch eine Nachbehandlung modifiziert werden, z. B. kann durch eine Wärmebehandlung eine Härtesteigerung erreicht werden. Wenn nötig, lässt sich eine zweite artgleiche oder artfremde Schicht mit anderen Eigenschaften abscheiden. Die so erzeugten Dispersionsschichten werden bevorzugt zur Verbesserung von tribologischen Eigenschaften eingesetzt.

2.3 Galvanisieren

Aluminium kann mit allen galvanisch (elektrolytisch) abscheidbaren Metallen beschichtet werden (z. B. Verkupfern, Vernickeln, Verchromen, Verzinken, Versilbern, Vergolden). Zwischenschichten aus anderen Metallen sind erforderlich, wenn eine Direktbeschichtung nicht möglich ist. Vor dem Galvanisieren muss die auf der Oberfläche des Aluminiums vorhandene natürliche Oxidschicht durch eine Oberflächenvorbehandlung beseitigt werden, weil sich sonst keine festhaftenden Metallniederschläge abscheiden lassen. Die für die Metallbeschichtung erforderliche Oberflächenvorbehandlung umfasst das Reinigen und Entfetten, das Beizen und die Oberflächenaktivierung in Spezialbeizen (Zinkat- oder Stannatbeizen). Der Erfolg des Galvanisierens hängt entscheidend von der Oberflächenvorbereitung ab. Die Einsatzfelder des Galvanisierens liegen z. B. beim Hartverchromen von Bremsscheiben, Führungsschienen, Kolbenstangen und Hydraulikzylindern. Die Abscheideraten beim Verchromen liegen bei 1-2 $\mu\text{m}/\text{min}$, mit Hochleistungsbädern erreicht man 3-4 $\mu\text{m}/\text{min}$. Beim Hartverchromen werden Schichtdicken von 20-250 μm erreicht. Die Rissbildung mit zunehmender Schichtdicke aufgrund von inneren Spannungen während der Chromabscheidung kann so gesteuert werden, dass Mikrorisse entstehen, die die Schicht nicht durchlaufen. Üblich sind 300-800 Risse/cm. Für den Verschleiß- und Korrosionsschutz bietet es sich an, Doppelhartchromschichten abzuscheiden, zunächst eine weiche, rissfreie, hexagonale Chrom-Unterschicht und anschließend eine mikrorissige, harte, kubisch-raumzentrierte Chromschicht. Die Härte von Chromschichten liegt zwischen 900 und 1100 HV_{0,1}. Die thermische Belastbarkeit der Schichten reicht bis ca. 450°C.

Elektrolytisch hergestellte Dispersionsschichten verbessern die Verschleißbeständigkeit, das Reibungsverhalten und die Korrosionsbeständigkeit. Sie erhöhen damit die Standzeiten von Aluminiumbauteilen erheblich. Diese Überzüge sind Verbundschichten von Metallen (z. B. Ni, Cu, Cr oder Zn) mit anorganischen (Metallkarbiden, Boriden, Oxiden, Diamant) oder organischen (Polyethylen, Polytetrafluorethylen) Dispersionszusätzen. Die Dispergate werden in den Bädern im Schwebezustand gehalten und bei der Metallabscheidung gleichmäßig in die Schicht eingebaut. Elektrolytisch werden vorwiegend Dispersionüberzüge aus Nickelelektrolyten mit dispergiertem Siliziumkarbidpulver (SiC) abgeschieden. Die Überzüge enthalten 3-4 % SiC mit einer Korngröße von 1,5-3 μm und sind 50-100 μm dick. Die Schichthärte liegt zwischen 400 und 600 HV. Abscheidegeschwindigkeiten werden für das Hochleistungs-nickelbad NIKASIL[®] mit 4 bis 8 $\mu\text{m}/\text{min}$, für das vollautomatische Scanimet-Verfahren mit

10 $\mu\text{m}/\text{min}$ angegeben. Derartig beschichtet werden z. B. Zylinderlaufbahnen von Verbrennungsmotoren.

2.4 Thermisches Spritzen

Beim thermischen Spritzen wird der in Draht- oder in Pulverform vorliegende Spritzwerkstoff (Metall, Hartmetall, Oxidkeramik, Kunststoff) in schmelzflüssige Partikel überführt und mit Hilfe eines Trägergases auf die Werkstückoberfläche geschleudert. Die Werkstückoberfläche muss für diese Behandlung vorbereitet, d. h. aufgeraut und aktiviert werden, sodass eine mechanische Verklammerung des Spritzgutes mit dem Grundwerkstoff ermöglicht wird. Das Aufrauen erfolgt vorwiegend durch Sandstrahlen, womit gleichzeitig eine plastische Verformung des äußeren Oberflächenbereichs und eine größere Oberflächenaktivität erreicht werden. Beim Strahlen von Aluminiumwerkstücken ist zu beachten, dass Verzug möglich ist bzw. bei Gussteilen Lunker und Poren aufgeschlagen werden können. Spritzschichten auf Aluminiumlegierungen sind unabhängig von der Legierungsart und vom Herstellungsverfahren des Bauteils möglich. In der Regel liegen die Schichtdicken zwischen 50 und 500 μm , können aber auch mehrere Millimeter betragen. Die Werkstückoberfläche bleibt trotz hoher Temperaturen der Wärmequelle bei dem Beschichtungsvorgang relativ kalt. So kann insbesondere beim Hochgeschwindigkeitsflammspritzen die Bauteilerwärmung auf Werte von ca. 200°C begrenzt werden, sodass sich die Änderung der Werkstoffkennwerte auf die Oberflächenbereiche des Werkstücks beschränkt. Eine partielle Beschichtung ist durch Abdecken von Bauteilbereichen möglich. Thermisch gespritzte Schichten auf Aluminium-Grundkörpern dienen z. B. dem Schutz gegen Reib-Gleit-Beanspruchungen, Kavitation, Erosion, Korrosion, Hitzeeinwirkung, Kaltverschweißung. Durch Nachbearbeitung können die Schichten den jeweiligen Erfordernissen angepasst werden. Dazu zählen Verfahren wie Bürsten, Drehen, Schleifen und Läppen. Die mechanische Belastbarkeit der Spritzschichten kann bis zur plastischen Deformation des Aluminium-Bauteils reichen. Dann reißt die Schicht ein und platzt ab. Deshalb werden bei spröden, keramischen Schichten metallische Zwischenschichten aufgebracht. Die thermischen Spritzverfahren unterscheidet man, wie in Tabelle 1 dargestellt, nach Art des Energieträgers und der unterschiedlichen Arbeitsprinzipien in Flammspritzen, Lichtbogenspritzen, Hochgeschwindigkeitsflammspritzen, Plasmaspritzen und Flammschockspritzen.

Verfahrensmerkmale	Flamm-spritzen	Licht-bogen-spritzen	Hochge-schwindig-keitsflammspritzen	Flamm-schock-spritzen	Atmos-phärisches Plasma-spritzen	Vakuump-lasma-spritzen
Gastemperatur in °C	3000	4000	3000	4000	12000... 16000 ^(x)	12000... 16000 ^(x)
Partikel-geschwindigkeit in m/s	40	100	800	800	200...400	300...600
Haftfestigkeit d. Beschichtung in N/mm ²	8	12	>70	>70	60...80	>70
Oxidgehalt in %	10...15	10...20	1...5	1...5	2...3	ppm-Bereich
Porosität in %	10...15	10	1...2	1...2	2...5	>0,5
Spritzleistung in kg/h	2...6	10...25	1...3	1	1...10	3...15
Relativer Kostenfaktor (1=niedrig)	1	2	3	4	4	5

Tabelle 1 Übersicht typischer Merkmale der thermischen Spritzverfahren nach [3]

^(x) Bei plasmagestützten Verfahren wird die Elektronentemperatur angegeben

2.4.1 Flamm-spritzen/HVOF

Das Flamm-spritzen arbeitet mit Druckluft und einer Acetylen-Sauerstoff-Flamme bei Temperaturen von 1750-3100 °C. Dieses Verfahren wird vorwiegend für Metalle und Metall-Legierungen (z. B. Chrom-, Chrom-Nickel-Stähle, Nickel-Aluminium- und Nickel-Chrom-Legierungen) zum Zwecke des Korrosions- und Verschleißschutzes eingesetzt. Eine wichtige Anwendung im Automobilbau findet man bei der Abscheidung von Molybdänschichten. Mit dem Flamm-spritzen werden in der Regel nur begrenzte Haftfestigkeiten erreicht.

Das Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF) ist ein Verfahren, das die Vorteile des Flamm- und des Flamm-schockspritzens vereint. Bisher sind das Jet-Kote-, das CDS-, das Diamantjet- und das Top-Gun-Verfahren bekannt. Durch spezielle Düsenformen und hohe Brenngasmenge werden sehr hohe Gasgeschwindigkeiten von 800 m/s an der Austrittsdüse erreicht. Durch die sehr hohen Partikelgeschwindigkeiten und die gut kontrollierbare Erwär-

mung der Partikel können im Vergleich zum Plasmaspritzen deutlich bessere Schichteigenschaften wie höhere Haftfestigkeit und besserer Verschleißschutz erreicht werden. Das Verfahren eignet sich speziell für karbidische Werkstoffe (z. B. WC), da im Vergleich zum Plasmaspritzen die karbidischen Anteile nahezu vollständig erhalten bleiben. Es werden aber auch Metalle und Metalllegierungen wie z. B. Nickel und Kobaltbasislegierungen für Aluminiumsubstrate eingesetzt. Amorphe Schichten und Schichten mit größeren amorphen Anteilen sind unter Verwendung von selbstfließenden Legierungen und Aluminiumoxid erzeugbar.

Das Flammshockspritzen (Detonationsspritzen) ermöglicht die Beschichtung mit metallischen und nichtmetallischen Hartstoffen, meist mit Karbiden und Oxiden. In einem rohrförmig verlängerten Reaktionsraum werden genau dosierte Volumenanteile Sauerstoff und Acetylen mit einer vorbestimmten Menge pulverisierten Spritzwerkstoffes versetzt und durch elektrische Zündung zur Explosion gebracht. Die dabei entstehende hohe Temperatur erschmilzt den Spritzwerkstoff, und durch den Explosionsdruck werden die schmelzflüssigen Partikel mit mehrfacher Schallgeschwindigkeit auf die zu beschichtende Oberfläche aufgetrieben. Die Schichten zeichnen sich durch eine überdurchschnittliche Haftfestigkeit und geringe Porosität aus. Das Verfahren wird z. B. zur Beschichtung von Ziehkonen oder Führungsrollen aus Aluminiumgrundkörpern für die Drahtherstellung genutzt.

2.4.2 Plasmaspritzen

Beim Plasmaspritzen brennt der Lichtbogen zwischen einer zentrisch angeordneten Wolframkathode und einer ringförmigen Kupferanode, die beide wassergekühlt sind. Das Plasma besteht aus ionisierten Gasen, z. B. Argon/Wasserstoff, Stickstoff/Wasserstoff, Argon/Helium. Der pulverförmige Beschichtungsstoff wird über Injektoren in den Plasmastrahl eingebracht, dort angeschmolzen und beschleunigt, sodass die geschmolzenen Pulverpartikel mit mehrfacher Schallgeschwindigkeit auf die Werkstückoberfläche auftreffen. Da der Lichtbogen nicht auf das Werkstück übertragen wird, ist das Werkstück elektrisch neutral und es wird trotz der hohen Elektronentemperaturen im Plasma nur auf Temperaturen von etwa 200°C erwärmt. Mit dem Plasmaspritzverfahren werden porenarme, festhaftende Spritzschichten erzielt. Als Beschichtungswerkstoffe für Aluminium werden in erster Linie oxidkeramische Werkstoffe wie Al_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3 , ZrO_2 und Mischungen dieser Werkstoffe untereinander oder mit Metallen bzw. Metalllegierungen (Cermets) eingesetzt. Sie dienen im Wesentlichen dem Verschleißschutz. Die Verarbeitung oxidationsempfindlicher Metalle wie Titan, Tantal oder die Herstellung porenfreier, gasdichter Schichten aus Sonderlegierungen erfolgt im Vakuum

durch das so genannte Vakuum- bzw. Niederdruckplasmaspritzen. Gegenüber dem atmosphärischen Plasmaspritzen kann die Haftung durch eine Sputterreinigung vor dem Beschichten erhöht werden. Das Verfahren wird im Turbinen- und Motorenbau zur Erzeugung von Schutzschichten gegen Heißgaskorrosion und Oxidation sowie bei der Herstellung von Wärmedämmschichten angewandt.

2.4.3 Lichtbogenspritzen

Beim Lichtbogenspritzen lassen sich nur metallische, drahtförmige Beschichtungswerkstoffe verarbeiten. Zwei Spritzdrähte mit unterschiedlichem elektrischem Potenzial werden in einer Düse unter vorgegebenem Winkel aufeinander zugeführt und schmelzen im Kurzschluss ab. Durch Druckluft oder Inertgas werden die schmelzflüssigen Drahtpartikel mit hoher Genauigkeit auf das Werkstück geschleudert. Die erzeugten Schichten haben aufgrund einer Partikeltemperatur von etwa 4000°C eine gute Haftfestigkeit. Das Verfahren zeichnet sich durch eine hohe Wirtschaftlichkeit aus und wird deshalb vorwiegend für große Bauteile oder für die Erzeugung sehr dicker Schichten (einige Millimeter) eingesetzt. Durch Mehrdraht-Lichtbogenspritzen lassen sich mehrlagige Schichten in einem Durchlauf, Verbundschichten oder gradierte Schichten auftragen.

2.5 Laseroberflächenveredeln

Beim Laseroberflächenveredeln wird der Randbereich des Werkstücks durch lokales Einwirken der Laserstrahlung verändert. Das Verfahrensprinzip beruht auf der Absorption der Laserstrahlung an der Werkstückoberfläche. Die hohen Energiedichten des Laserstrahls bewirken dabei eine schnelle, intensive Erwärmung und Aufschmelzung der Werkstückoberfläche. Die Einschmelztiefe wird durch die in das Bauteilinnere abgeleitete Wärmeenergie und die Relativbewegung des Laserstrahls zum Werkstück, welche die Wechselwirkungsdauer begrenzt, bestimmt. Die Abmessungen des veränderten Werkstoffbereichs sind dabei von der Größe der Wechselwirkungszone und vom Energieeintrag in das Bauteil abhängig. Größere modifizierte Flächen können aufgrund des begrenzten Querschnitts des Laserstrahls nur durch mehrere, sich überlappende Bahnen realisiert werden.

Aus diesem Verfahrensprinzip ergeben sich für alle Laseroberflächenverfahren gemeinsame Verfahrensmerkmale:

- Berührungsloses Verfahren
- Kurzzeitige intensive Erwärmung
- Wirkung geht von der Oberfläche aus
- Steiler Temperaturgradient von der Werkstückoberfläche ins Bauteilinnere.

Der Energieeintrag in den Werkstoff und dessen Wirkung sind abhängig von der Bestrahlungsdauer und der Leistungsdichte des Laserstrahls. Abhängig von diesen Größen kann ein Erwärmen, Aufschmelzen oder Verdampfen des Werkstoffs im Bereich in der Wechselwirkungszone erreicht werden. Unter den Verfahren der Lasermaterialbearbeitung zeichnen sich nach Bild 2 die Varianten zur Oberflächenmodifikation durch geringe Leistungsdichten von 10^3 - 10^5 W/cm² und lange Wechselwirkungszeiten zwischen 10^0 und 10^{-2} sec aus. In Abhängigkeit des Werkstoffs, der eingesetzten Systemtechnik und der Prozessführung können dabei unterschiedliche Mechanismen zur Veränderung der Oberfläche genutzt werden.

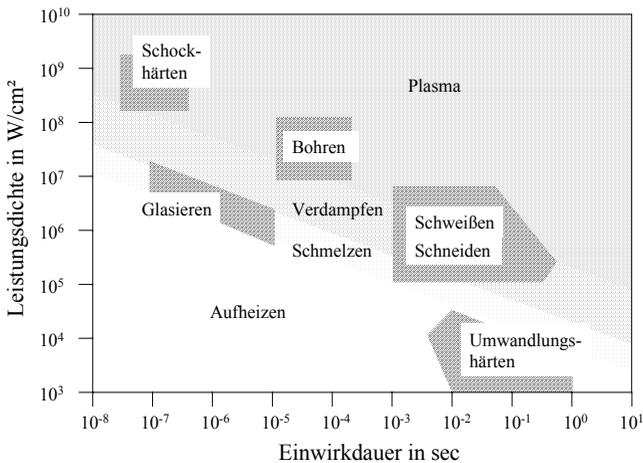


Bild 2 Wechselwirkungsdauer und Strahlintensität der Verfahren in der Lasermaterialbearbeitung nach [23]

Bild 2 gibt einen Überblick über die gebräuchlichsten Verfahren der Lasermaterialbearbeitung von metallischen Werkstoffen. Die einzelnen Bearbeitungsprozesse werden dabei anhand der Leistungsdichte und der Wechselwirkungszeit klassifiziert. Abhängig von dem Aggregatzu-

stand, der bei einem Bearbeitungsprozess erzielt werden soll, und dem zu bearbeitenden Werkstoff muss ein spezifisches Temperaturniveau an der Werkstückoberfläche erreicht werden. Diese Oberflächentemperatur ist abhängig vom Energieeintrag und der Wärmeableitung in das Bauteil, wobei der Energieeintrag über die Absorptionsverhältnisse, insbesondere aber über die Intensität des Laserstrahls und die Wechselwirkungsdauer bestimmt ist. Da bei Oberflächenverfahren oftmals ein gewisser Grenztemperaturbereich in der Randzone nicht überschritten werden soll, ist eine Erhöhung der Strahlintensität zwangsläufig mit einer Verkürzung der Strahleinwirkdauer verbunden.

Beim Randschichthärten wird eine Oberflächenbehandlung von Eisenwerkstoffen ohne deren Aufschmelzen erreicht: Durch ein schnelles Erwärmen, ein kurzzeitiges Halten der Bauteiloberfläche auf Austenitisierungstemperatur und eine anschließende Selbstabschreckung über schnelle Wärmeabfuhr in das Bauteilinnere können Stahlwerkstoffe mit ausreichendem Kohlenstoffgehalt von größer 0,3 Gew% randschichtgehärtet werden. Bei Aluminiumwerkstoffen ist ein ähnlicher Härteprozess nicht möglich, da die Phasenumwandlungen von Aluminium im festen Zustand mit nur geringen Löslichkeitsänderungen von Fremdelementen verbunden sind.

Werden die Leistungsdichten bzw. Wechselwirkungszeiten im Vergleich zum Randschichthärten erhöht, so schmilzt die Werkstückoberfläche an. Dieses Parameterfenster wird für die Modifizierung von Werkstückoberflächen im flüssigen Zustand sowie für das Wärmeleitungsschweißen genutzt. Bei noch höheren Wechselwirkungszeiten oder Leistungsdichten beginnt die Verdampfung des Werkstoffes. Diese Einstellungen bewirken die Ausbildung eines Dampfkanals und können zum Tiefschweißen genutzt werden.

Nach der Einteilung der Fertigungsverfahren in DIN 8580 wird das Laseroberflächenveredeln in Abhängigkeit der Prozessführung der Hauptgruppe 5 des Beschichtens und der Hauptgruppe 6 des Änderns von Stoffeigenschaften zugeordnet. Aufgrund der Vielzahl der Verfahrenführungen kann das Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff keiner direkten Kategorie in der DIN 8580 zugeordnet werden. Weitere Normen und Merkblätter für die Laseroberflächenbearbeitung in [9] und [24] enthalten die Einteilung der Verfahrenführungen, die Begriffe und Arbeitsanweisungen für die Oberflächenbearbeitung mit Laserstrahlung sowie in [24] Hinweise zu den Schichteigenschaften und Anwendungsgebieten.

2.5.1 Laserstrahlumschmelzen

Beim Laserstrahlumschmelzen wird der Grundwerkstoff mit dem Laserstrahl aufgeschmolzen, der Schmelze aber kein Zusatzwerkstoff zugegeben. Eine Reaktion der Schmelze mit der Atmosphäre wird über die Zufuhr von Schutzgas verhindert. Das Ziel des Umschmelzens ist die Erzeugung neuer Phasen bzw. eine Feinung des Gefüges, eine Homogenisierung des Werkstoffs sowie die Beseitigung von Verunreinigungen wie z. B. der im Aluminiumguss eingeschlossenen Oxide. Die Erzeugung neuer Phasen und die Ausbildung der Gefügefeinung sind abhängig von der Abkühlung der Schmelze. Bei höheren Erstarrungsgeschwindigkeiten können metastabile Phasen mit zum Teil hoher Übersättigung an chemischen Elementen gebildet werden, während bei geringeren Erstarrungsgeschwindigkeiten nur eine Gefügefeinung erreicht wird. Die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs bleibt, wie in Bild 4 schematisch dargestellt, in der umgeschmolzenen Zone erhalten, sodass sich die Eigenschaftsänderungen aus der Feinung des Gefüges und dessen Homogenisierung ableiten.

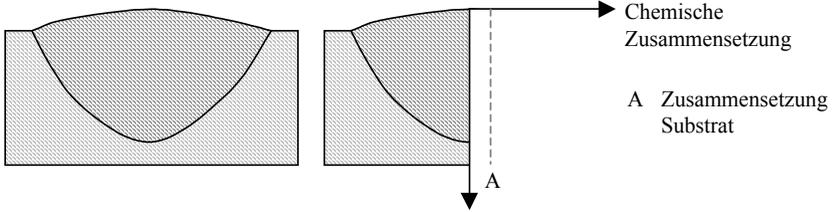


Bild 4 Schematischer Schichtaufbau und -zusammensetzung beim Laserstrahlumschmelzen

Die Effekte beim Umschmelzen hinsichtlich der Veränderung des Gefüges und der Phasen sowie die Probleme bei der Erstarrung durch Eigenspannungen wurden in [56], [58], [61], [79] beschrieben. Durch das Umschmelzen werden die Eigenschaften von Aluminiumlegierungen verbessert, indem durch die Auflösung der Verunreinigungen gleichmäßigere Werkstoffkennwerte erzielt werden und über die Gefügefeinung eine Härtesteigerung erreicht wird. An der Legierung AlSi10Mg konnte in [28] durch Umschmelzen eine Härtesteigerung von 55 HV_{0,05} auf 100 HV_{0,05} erreicht werden. Nach [10] führt die Gefügefeinung neben der Verbesserung der Verschleißigenschaften zusätzlich zu einer Verminderung der Rissanfälligkeit bei der Thermoschockbeanspruchung. An einer eutektischen AlSi-Legierung wurden die Eigenspannungen in einer umgeschmolzenen Schicht bestimmt [60]. Dabei zeigte sich, dass die Spannungen in der Umschmelzung ortsabhängig sind. So bilden sich in der Umschmelzung

selbst Zugspannungen bis zu 100 MPa aus, während im Überlapp bei mehreren Spuren Druckeigenstressungen von 50 MPa gemessen wurden.

In [25] und [26] wird von Verbesserungen der chemischen und elektrochemischen Eigenschaften von Aluminium und Aluminiumlegierungen durch das Laserstrahlumschmelzen berichtet. Durch die schnelle Abkühlung beim Umschmelzen konnte bei Al-Si-Legierungen der Anteil des im primären Aluminium gelösten Siliziums erhöht und der Korrosionswiderstand in wässriger Schwefelsäure und Salpetersäure verbessert werden [25].

Das Laserstrahlumschmelzen wird neben dem Werkstoff Aluminium auch zur Behandlung von Grauguss eingesetzt. Bei der Behandlung von Grauguss durch Laserstrahlumschmelzen wird der Kohlenstoff zunächst in der Schmelze gelöst. Bei der anschließenden Erstarrung erhält man aufgrund der hohen Abkühlraten ein feines ledeburitisches Gefüge, das über hohe Härteverwerte verfügt. Ein Anwendungsbeispiel ist das Umschmelzen der Laufflächen an gegossenen Nockenwellen [27], [57]. Die Nocken werden mit einer Linienfokussieroptik in einer Spur umgeschmolzen. Um eine hohe Formgenauigkeit nach dem Umschmelzen zu erzielen, wird die Strahlbreite an die Nocken angepasst, wobei die im Schmelzbad auftretenden Konvektionsströmungen über die Strahlbreite beeinflusst werden. Die Existenzdauer des Schmelzbades wird über die Intensität und die Vorschubgeschwindigkeit so eingestellt, dass der Kugelgraphit vollständig in Lösung geht. Unter Anpassung des Strahleinfallwinkels, der Laserleistung und der Vorschubgeschwindigkeit werden gleichmäßige Einschmelztiefen von 0,8 mm über die gesamte Nocke bei einer Bearbeitungsbreite von 14,5 mm erzielt .

Im Gegensatz zum Umschmelzen wird bei den Verfahrensvarianten Legieren, Dispergieren und Beschichten dem Schmelzbad Zusatzwerkstoff zugeführt, sodass die Gefügeausbildung und die chemische Zusammensetzung verändert werden.

2.5.2 Laserstrahldispergieren

Beim Laserstrahldispergieren wird der Grundwerkstoff durch den Laserstrahl aufgeschmolzen und dem entstehenden Schmelzbad Hartstoffe zugegeben. Wenn die im Schmelzbad erreichte Temperatur die Schmelztemperatur der Hartstoffe nicht übersteigt, bleiben diese erhalten und es entsteht nach der Erstarrung ein Werkstoffverbund, bei dem die Hartstoffteilchen in eine Matrix aus erstarrter Schmelze eingelagert sind. Wird die Schmelztemperatur der Hartstoffteilchen übertroffen, so werden diese angeschmolzen und zumindest partiell in der Schmelze

gelöst. Dies ist unerwünscht, da sich dadurch der Anteil der Hartstoffteilchen vermindert und der Matrixwerkstoff verspröden kann. Zusätzlich sollten die Dichten von Hartstoffpartikeln und Matrixwerkstoff aufeinander abgestimmt sein, da große Dichteunterschiede zu einem Absinken oder Aufschwimmen der Hartstoffpartikel führen können.

In der dispergierten Zone werden, wie in Bild 5 schematisch gezeigt, die Hartstoffteilchen in den Grundwerkstoff eingelagert. Die Schichthärte ist eine Verbundhärte aus der umgeschmolzenen Matrix und den Hartstoffpartikeln. Die Härte der Karbide ist sehr hoch, sie beträgt beispielsweise bei Titankarbid 3200 HV. In [28] wurde in AlSi20 mit einem Pulvergemisch aus Nickel und B₄C eine Dispersionsschicht generiert. Die Schichthärte konnte von 65 HV des Grundwerkstoffs auf 300 HV in der Schicht gesteigert werden, wobei die Härte der Matrix von dem Anteil der in der Schmelze aufgelösten Karbide abhängt. In Aluminiumlegierungen konnten nach [29] in einer 300 µm dicken Schicht bis zu 50 Vol% Titankarbid eingelagert werden. Höhere Volumenanteile führen dabei aufgrund des zu geringen Bindephasenanteils zur Bildung von Poren, Hohlräumen und Rissen.

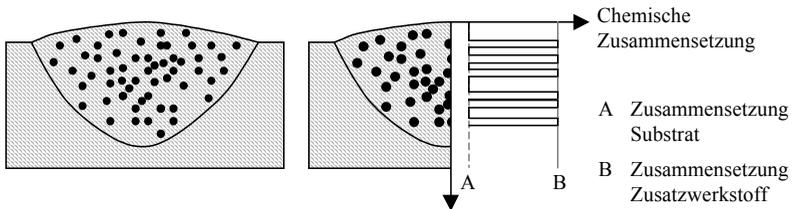


Bild 5 Schematischer Schichtaufbau und -zusammensetzung beim Laserstrahl-Dispergieren

Das Ziel des Dispergierens ist die gleichmäßige Einlagerung von Hartstoffteilchen in einer Matrix. Der Verschleiß soll reduziert werden, indem die Hartstoffpartikel ein Traggerüst bilden, auf dem sich der Gegenkörper bewegen kann. Die weiche Matrix dient zur Verankerung der Hartstoffteilchen und soll ein Ausbrechen der Partikel verhindern. In [30] wurde in Musterversuchen mit einem SiC-Gegenkörper auf mit TiB₂ bzw. TiC dispergiertem AlSi10Mg eine bis zu 60fache Verminderung des Abrasivverschleißes gemessen. Untersuchungen mit anderen dominierenden Verschleißmechanismen in [31] zeigten verschiedene Ergebnisse. Im Stift-Scheibe-Versuch gegen einen Wälzlagering aus 100 Cr6, bei dem Adhäsion vorherrschte, war die Verbesserung des Verschleißverhaltens gering. Trotz der dispergierten Keramik ist hier die Metall-Metall-Paarung bestimmend. Unter Kavitationserosion hingegen, hier ist Oberflächenzerrüttung der wichtigste Verschleißmechanismus, ließ sich wiederum

eine deutliche Steigerung des Verschleißwiderstandes beobachten. Ausschlaggebend dafür ist die Gefügefeynung, die durch die Laserbehandlung erreicht wird.

In [10] wird vom Laserstrahldispargieren eines Scherenmessers und Formteilen für Spritzgießwerkzeuge berichtet. Durch partielles Laserstrahldispargieren von TiC an den Spritzgießwerkzeugen konnten die Standzeiten gegenüber einem gehärteten Werkzeug um den Faktor vier erhöht werden.

2.5.3 Laserstrahllegieren

Das Ziel des Legierens ist, den Zusatzwerkstoff vollständig aufzuschmelzen und mit dem geschmolzenen Grundwerkstoff vollständig zu mischen. Die Eigenschaften der Schicht können hierbei über die Zusammensetzung der Schmelze variiert werden. Für die Gleichmäßigkeit der Schichteigenschaften ist es wichtig, die Schmelze möglichst gut zu durchmischen. Die Konvektionsströmungen im Schmelzbad können genutzt werden, um die Legierungsanteile von Grund- und Zusatzwerkstoff in der Schmelze zu verteilen. Die chemische Zusammensetzung einer legierten Schicht, wie sie Bild 6 zeigt, wird durch Anteile des Grundwerkstoffs und die Zugabe des Zusatzwerkstoffes bestimmt. Im Allgemeinen sind die Legierungsanteile in der Schmelze hin zur Zusammensetzung des Grundwerkstoffs verschoben. Zusätzlich lassen sich die Löslichkeiten von Legierungselementen in der Schmelze durch die schnelle Erstarrung zu höheren Werten hin verändern, sodass die Eigenschaften der Schicht durch den Anteil und die Art des Zusatzwerkstoffes gezielt beeinflusst werden können. Hierbei werden die Verschleißigenschaften verbessert, indem in der Schicht verstärkt Hartphasen gebildet und gleichzeitig die Härtungsmechanismen der schnellen Erstarrung genutzt werden.

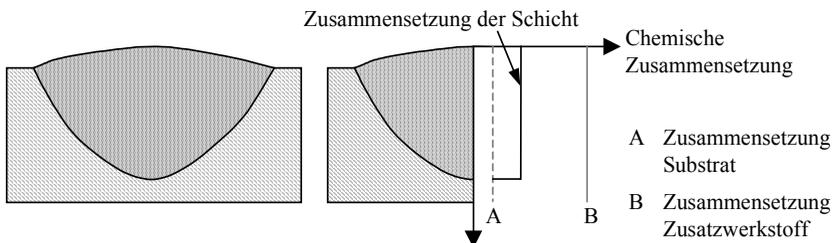


Bild 6 Schematischer Schichtaufbau und -zusammensetzung beim Laserstrahllegieren

Bei Titanlegierungen wird das Laserstrahllegieren angewendet, indem das Titan unter einer Stickstoffatmosphäre aufgeschmolzen wird. Dabei wird die Hartphase Titanitrid gebildet, welche erheblich bessere Verschleißeigenschaften zeigt als Titan selbst [32], [33].

Ein Verfahren zur Erzeugung von AlN-Schichten auf Aluminium wurde in [21], [34], [35] und [59] vorgestellt. Mit Hilfe eines gepulsten Laserstrahls kurzer Wellenlänge und hoher Energiedichte wird Aluminium in einer Druckkammer unter Stickstoffatmosphäre bestrahlt. Die Aluminiumschmelze nimmt aus der umgebenden Atmosphäre den Stickstoff auf und bildet während der Erstarrung an der Oberfläche Aluminiumnitrid. Während bei der Bildung von AlN Schichten bis 15 μm hergestellt werden, können beim Nitrieren von Titan Schichtdicken bis ca. 500 μm realisiert werden.

Bei Aluminiumlegierungen wird das Legieren mit Nickel [36], [39], [40], [41], [45], Chrom [36], [45], Eisen [37], [45], Zinn [37], Titan [41], [42], [45] und Molybdän [36], [45] sowie mit Kupfer-, Eisen- und Kobaltlegierungen [38], [45] vorgeschlagen. In [43] wird das Legieren von Guss- und Knetlegierungen aus Aluminium beschrieben. Durch Zulegieren der Nickellegierung vom Typ NiCrBSi konnte die Schichthärte entsprechend des Nickelanteils gesteigert werden. Sowohl auf der Knetlegierung AlZnMgCu1.5, als auch auf der Gusslegierung AlSi12CuMgNi konnten rissfreie Schichten mit bis 250 HV_{0,1} Schichthärte generiert werden. Ab 250 HV_{0,1} wurden Querrisse beobachtet und bei Härtewerten größer 400 HV_{0,1} war die Versprödung des Schichtwerkstoffs so ausgeprägt, dass ein Rissnetzwerk gebildet wurde. In Stift-Rolle-Verschleißtests konnte nachgewiesen werden, dass sich die Verschleißrate einer legierten Schicht mit 200 HV_{0,1} gegenüber der wärmebehandelten Gusslegierung halbiert. Auch in [45] wurde der Verschleiß von legierten Aluminiumwerkstoffen untersucht. Es wurde der Kolbenlegierung AlSi12CuMgNi Eisen, Eisen-Chrom und Eisen-Kupfer, bzw. Nickel, Nickel-Chrom und Nickel-Kupfer zulegiert. Im Stift-Scheibe-Versuch gegen gehärtetes Gusseisen konnte der Massenabtrag im Vergleich zum Grundwerkstoff um den Faktor 2 bis 3 reduziert werden. Die besten Werkstoffsysteme waren AlSiFeCu und AlNi bzw. AlNi-Cu. Während bei AlSiFeCu im Bereich von 14 bis 25 Gew% Fe und 12 bis 14 Gew% Cu annähernd gleiche Verschleißwerte erzielt wurden, war im System AlNi bei 15 Gew% Ni ein deutlich höherer Verschleiß zu verzeichnen. Erst mit Ni-Gehalten von 19 bis 25 Gew% und Kupfer-Gehalten zwischen 0 und 13 Gew% konnten die Verschleißwerte der AlSiFeCu-Schichten erreicht werden. Diese Legierungen wiesen auch beim Kavitationsversuch den geringsten Verschleiß auf. Allerdings konnten bei Nickelanteilen größer 20 Gew% keine riss-

freien Spuren mehr hergestellt werden, sodass die Härtewerte der rissfreien Spuren auf maximal 250 HV₅ begrenzt waren.

In [44] wird das Legieren von Al₂O₃-Keramik mit metallischen Zusätzen vorgestellt. Ziel war es, die tribologischen Eigenschaften der Keramik im ungeschmierten Gleitkontakt gegen Al₂O₃-Kugeln zu verbessern.

2.5.4 Laserstrahlbeschichten

Das Laserstrahlbeschichten ist die Verfahrensvariante, bei welcher der Zusatzwerkstoff während der Bearbeitung vollständig, aber gleichzeitig möglichst wenig Grundwerkstoff aufgeschmolzen werden soll. Das geringe Aufschmelzen des Grundwerkstoffes soll eine schmelzmetallurgische Anbindung und damit eine gute Haftung der Schicht sicherstellen. Bild 7 zeigt den Zusammenhang der Legierungszusammensetzung von Schicht und Substrat. Die Unterschiede in der Zusammensetzung sind eine Ursache für verschiedene mechanische und physikalische Eigenschaften zwischen Schichtverbund und Grundwerkstoff. Diese Eigenschaftsunterschiede müssen berücksichtigt werden, wenn die Gebrauchseigenschaften des Werkstoffverbunds beurteilt und maximiert werden sollen.

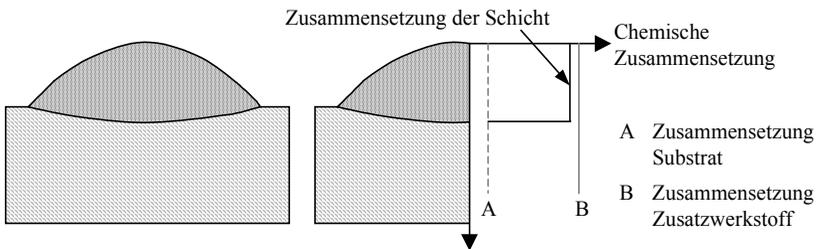


Bild 7 Schematischer Schichtaufbau und -zusammensetzung beim Laserstrahlbeschichten

Das Laserstrahlbeschichten von Reinaluminium und Aluminiumlegierungen wird in verschiedenen Literaturstellen vorgestellt. Es werden als Zusatzwerkstoffe Kupferlegierungen [46], [47], AlNiSi-Mischungen [52], AlTi-Mischungen [54] sowie Ni-WC-Vorbeschichtungen [51], SiC+AlSi- bzw. WC+Al-Mischungen [55] und Oxidkeramik [53] vorgeschlagen. Ziel der Maßnahmen ist jeweils die Verbesserung des Verschleiß- und Korrosionsverhaltens von Aluminium. In [46] wird eine Bronzelegierung mit 10% Zinn verwendet, um den Adhäsionsverschleiß von Aluminiumlegierungen gegenüber Stahl zu verbessern. Die Eignung von

Nickel-Aluminium-Bronze und der Einfluss der Prozessparameter Laserleistung, Schutzgas, Vorbearbeitung auf die Schichtausbildung wird in [47] untersucht.

Durch Laserstrahlbeschichten von Eisenlegierungen können Ventile von Pkw- und Nfz-Motoren an den Dichtflächen mit Kobaltbasislegierungen gepanzert werden [62]. Geringe Aufmischungen und eine konstante Schichtdicke konnten durch die Regelung der Laserleistung nach der Schmelzbadtemperatur erreicht werden.

Die Verbesserung der Lebensdauer von Werkzeugen und Bauteilen aus Eisenwerkstoffen kann durch Beschichten mit Hartlegierungen, wie Nickel-, Eisen- oder Kobaltlegierungen, oder - wie in [48] dargestellt - durch Auftragen von Verbundwerkstoffen, wie hartstoffhaltige Legierungen oder Gemische, erreicht werden. Die Eigenschaften der Schichten auf Nickel- und Kobaltbasis wurden hinsichtlich Festigkeit und Zähigkeit in [49], hinsichtlich Verschleiß in [50] untersucht. Die hochverschleißfesten Hartlegierungen eignen sich sowohl für den Einsatz an Kalt- als auch an Warmumformwerkzeugen. Bei der Aufarbeitung verschlissener Werkzeuge können die Verfahrensvorteile wie

- geringer Arbeitsaufwand beim einstufigen Beschichten,
- Anpassung der Schichtgeometrie über die Auswahl der Prozessparameter,
- Anpassung der Schichteigenschaften über die Auswahl des Zusatzwerkstoffs,
- gute Haftung zum Grundwerkstoff durch schmelzmetallurgische Anbindung,
- gute Schichtqualität durch keine bzw. geringe Porosität und Rissbildung und
- geringer Aufwand zur Nacharbeit durch endkonturnahe Schichtgeometrie

optimal genutzt werden.

Weitere Ansatzpunkte für das Laserstrahlbeschichten finden sich im Bereich des Rapid-Prototyping. Die schnelle Herstellung von Bauteilen nach neuen oder geänderten Konturen kann auch durch das Laserstrahlbeschichten realisiert werden. Dabei kann eine CAD-Konstruktion direkt in die Herstellung eines Demonstratorbauteils überführt werden. Die Vorteile des Laserstrahlbeschichtens gegenüber Verfahren, wie dem Lasersintern oder der Stereolithografie, sind in dem generierten Modell zu finden. So stimmen beim Laserstrahlbeschichten nicht nur die Kontur, sondern auch die Werkstoffeigenschaften mit dem späteren Bauteil besser überein, sodass mit dem Modell auch Funktionsprüfungen durchgeführt werden können.

3 Physikalische und werkstofftechnische Mechanismen beim Laseroberflächenveredeln

Die Materialbearbeitung mit Laserstrahlung, insbesondere die Randschichtbehandlung, nutzt physikalische und werkstofftechnische Effekte zur Veränderung von Werkstückeigenschaften. Das Verständnis der während der Bearbeitung ablaufenden Prozesse und deren Zusammenhänge kann genutzt werden, um das Bearbeitungsergebnis zu verbessern, aber auch um eine wirtschaftlichere Prozessführung zu erreichen. Es dient gleichzeitig dazu, den Bearbeitungsvorgang zu kontrollieren und die Systemtechnik auszuwählen und weiterzuentwickeln. Hierzu werden im Folgenden die Abläufe während des Bearbeitungsvorgangs erläutert.

Das Laseroberflächenveredeln ist gekennzeichnet durch eine örtliche und zeitliche Einwirkung des Laserstrahls auf das Werkstück. Hieraus leitet sich die Bedeutung der Einkopplung des Laserstrahls sowie des Verhaltens und der Auswirkung der in das Bauteil eingetragenen Wärmemenge ab. Eine dieser Wirkungen ist die schnelle Erwärmung des Werkstoffs. Beim Aufschmelzen, während des schmelzflüssigen Zustands und der Abkühlung, insbesondere bei Zugabe von Zusatzwerkstoff, laufen werkstoffkundliche Prozesse ab, welche die Material- und Werkstückeigenschaften erheblich beeinflussen.

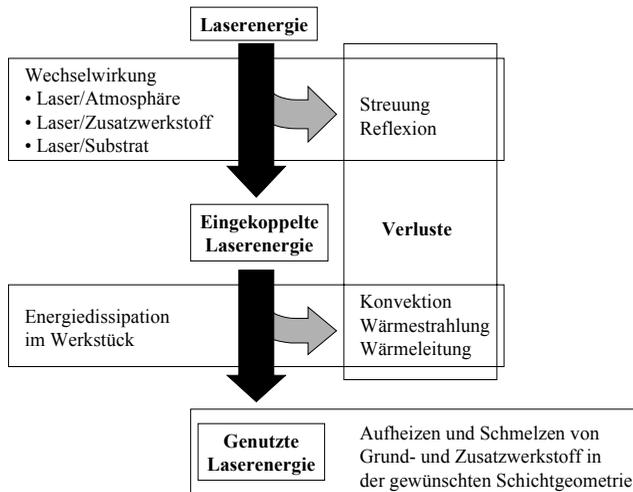


Bild 8 Energiebilanz beim Laseroberflächenveredeln

Einen Aufschluss über die physikalischen Zusammenhänge liefert die Energiebilanz eines Bearbeitungsvorgangs, wie sie in Bild 8 aufgestellt ist. Zunächst trifft die Laserstrahlung auf das Werkstück und den zugeführten Zusatzwerkstoff. Dabei wird die optische Energie des Laserstrahls in Wärmeenergie umgewandelt. Die Energieeinkopplung beruht auf der Wechselwirkung des Laserstrahls mit der Werkstückoberfläche selbst, aber auch auf der Wechselwirkung mit dem Zusatzwerkstoff, der umgebenden Atmosphäre bzw. einem sich eventuell ausbildenden Plasma. Der Vorgang der Energieeinkopplung ist mit erheblichen Verlusten durch Streuung und Reflexion der Laserstrahlung verbunden, sodass das Einkopplungsverhalten die Wirtschaftlichkeit einer Bearbeitung stark beeinflusst. Das Einbringen der Laserenergie ist die Voraussetzung für eine Materialbearbeitung, da die Energiemenge bzw. -dichte die Art der Werkstoffbeeinflussung bestimmt. Von der eingekoppelten Energie wird wiederum nur ein Teil für das Erwärmen und Aufschmelzen des Werkstoffs selbst genutzt. Verluste treten auf, indem Energiebeträge durch Wärmeableitung in das Bauteilinnere abgeführt oder in Form von Strahlung an der Werkstückoberfläche abgegeben werden. Konvektionsströmungen im Schmelzbad verändern dessen Geometrie und Temperaturverteilung und modifizieren somit die erwähnten Verluste. Diese Mechanismen sollen im Folgenden betrachtet werden.

3.1 Energieeinkopplung

Die Energieeinkopplung kann als Wirkungsgrad beschrieben und über den Einkopplungsgrad η_A angegeben werden. Dieser misst den Anteil an der eingestrahnten Laserleistung, der dem Werkstück für den Prozess zur Verfügung gestellt wird. In einfach gelagerten Fällen ist er gleich dem Absorptionsgrad des Werkstoffs, meist jedoch ergibt er sich aus mehreren Absorptions-, Übertragungs- und Verlustmechanismen [63]. Im Einkopplungsgrad sind Effekte während des Bearbeitungsvorgangs, wie beispielsweise die Wechselwirkung von Laserstrahl und Pulverpartikeln, enthalten, sodass der Einkopplungsgrad eine prozessabhängige Größe darstellt, in welche das Absorptionsverhalten, welches nur die Wechselwirkung des Substrats mit dem Laserstrahl betrachtet, mit einfließt.

3.1.1 Wechselwirkung Substrat/Laser

Die Wechselwirkung des Laserstrahls mit dem Substrat wird im Absorptionsgrad berücksichtigt. Er ist definiert als das Verhältnis der vom Werkstück aufgenommenen zur einfallenden Laserleistung. Weitere Teile der einfallenden Laserstrahlung können von der Werkstückoberfläche reflektiert werden oder durch das Bauteil transmittieren. Die optische Eindringtiefe der Laserstrahlung wird durch den Absorptionskoeffizienten angegeben, der die exponentielle

Schwächung der Strahlung beim Eindringen in das Werkstück beschreibt. In stark absorbierenden Werkstoffen, wie zum Beispiel den Metallen, ist die Eindringtiefe kleiner als die Wellenlänge und damit, außer bei extrem dünnen Folien, sehr viel kleiner als die Materialdicke. Die gesamte ins Werkstück eingedrungene Strahlleistung wird somit absorbiert und die Absorption kann als unabhängig von der Materialstärke betrachtet werden [63].

Der Absorptionsgrad ist nach [66] abhängig von:

- den optischen Konstanten des Werkstoffes (Brechungsindex, Absorptionsindex),
- den physikalischen Eigenschaften der Laserstrahlung (Wellenlänge, Polarisation und Leistungsdichte),
- der chemischen Zusammensetzung der Oberfläche (Deckschichten wie Oxide, Nitride, Graphit usw.),
- der Topografie der Oberfläche (Rauheit),

sowie vom Einstrahlwinkel, der Temperatur und dem Aggregatzustand des Werkstoffes.

Die Abhängigkeit des Absorptionsgrades von der Wellenlänge ist in Bild 9 für verschiedene Werkstoffe bei Raumtemperatur und einem senkrecht einfallenden Laserstrahl dargestellt.

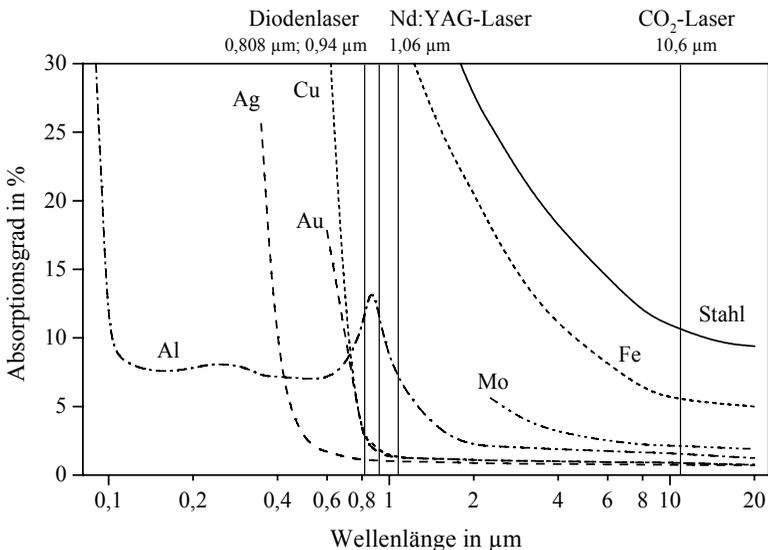


Bild 9 Absorptionsgrad verschiedener Metalle als Funktion der Wellenlänge bei Raumtemperatur [65]

Bei den dargestellten Werkstoffen reduziert sich mit der Ausnahme von einem Zwischenmaximum für Aluminium der Absorptionsgrad mit ansteigender Wellenlänge. Es lassen sich Unterschiede zwischen den einzelnen Metallgruppen feststellen. Edelmetalle (hier z. B. Cu, Ag, Au) weisen einen ausgeprägten Rückgang der Absorption im Sichtbaren auf, Übergangsmetalle (Fe, Ni, W, Mo) dagegen einen allmählichen Abfall, der sich weit ins Infrarote hinein fortsetzt. Aluminium schließlich ist ein Vertreter der polyvalenten Metalle, bei dem der Absorptionsgrad, abgesehen von einem Maximum bei $0,84\ \mu\text{m}$, im gesamten betrachteten Wellenlängenbereich auf niedrigem Niveau bleibt [63]. Die Wellenlängen der aktuell verfügbaren Hochleistungslaser zeigen deutliche Unterschiede hinsichtlich ihres Absorptionsverhaltens. So ist bei Eisen bzw. Stahl ein Wechsel von einem CO_2 -Laser ($10,6\ \mu\text{m}$) auf einen Nd:YAG-Laser ($1,06\ \mu\text{m}$) eine Vervielfachung der Absorption erreichbar, während bei Aluminium der Effekt geringer ausfällt. Im Falle des Aluminiums ist es besonders vorteilhaft, das Absorptionsmaximum bei $845\ \text{nm}$ zu nutzen. Hier ist mit dem Diodenlaser und den Wellenlängen von 808 bzw. $940\ \text{nm}$ gegenüber dem Nd:YAG-Laser nochmals eine deutliche Verbesserung der Absorption möglich.

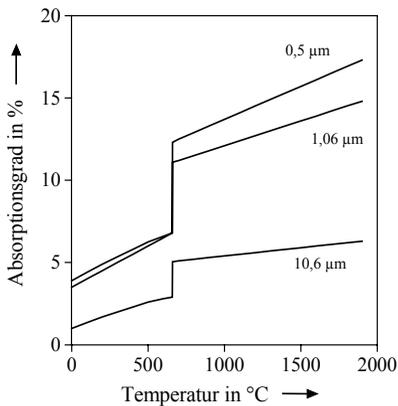


Bild 10 Berechneter Absorptionsgrad von Aluminium als Funktion der Temperatur [63]

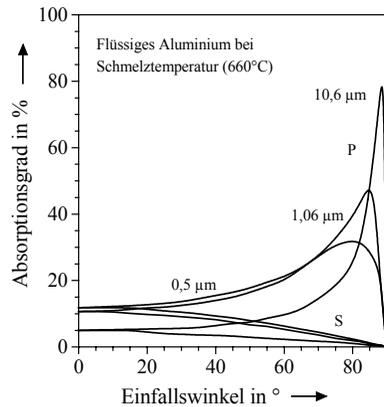


Bild 11 Berechneter Absorptionsgrad von Aluminium als Funktion des Einfallswinkels [63]

Nach Bild 10 stellt sich bei Erwärmung des Substratwerkstoffes eine Steigerung der Absorption ein, die bei Erreichen des Schmelzpunktes einen Sprung aufweist und auch im schmelzflüssigen Zustand anhält. Dieses Verhalten zeigt sich bei verschiedenen Wellenlängen und auch bei verschiedenen Legierungszusammensetzungen, wobei mit geringerer Wellenlänge

ein größerer Sprung bei Überschreiten der Schmelztemperatur erreicht wird. Weitere Einflussgrößen des Absorptionsgrades sind die Polarisierung und der Einfallswinkel der Laserstrahlung, siehe Bild 11. Wird der Einfallswinkel aus der Werkstücknormalen hin zu flacheren Einstrahlwinkeln verändert, so kann bei parallel polarisierter Laserstrahlung die Absorption erhöht werden bis beim Brewster-Winkel das Absorptionsmaximum erreicht wird. Eine senkrechte Polarisierung dagegen führt zu einem kontinuierlichen Abfall der Absorption. Bei zirkular polarisierter oder statistisch polarisierter Laserstrahlung, wie sie bei der Materialbearbeitung mit Hochleistungslasern zum Einsatz kommt, ist dieser Effekt nicht so ausgeprägt, da sich hier die Absorptionswerte auf dem Mittelwert der beiden Fälle bewegen. Die Ausbildung des Brewster-Maximums ist zusätzlich abhängig von der Wellenlänge. So wird bei ansteigender Wellenlänge die Breite des Maximums geringer, wobei oberhalb einer bestimmten Wellenlänge der Absorptionswert beim Brewster-Winkel stark anwächst.

Beim Oberflächenveredeln sind die verwendeten Leistungen und Intensitäten so gering, dass sich im allgemeinen kein Plasma ausbildet und die Einflüsse eines Plasmas auf die Absorption und das Prozessverhalten nicht berücksichtigt werden müssen.

3.1.2 Wechselwirkung Laser/Pulver

Bei der simultanen Zufuhr von pulverförmigem Zusatzwerkstoff während des Bearbeitungsprozesses treten durch die Wechselwirkung Laserstrahl/Pulverpartikel weitere Energieeinkopplungseffekte auf. In der Wechselwirkungszone wird ein Teil der Laserstrahlung von den Pulverteilchen schon auf ihrem Weg zum Schmelzbad absorbiert bzw. an den Partikeloberflächen gestreut und reflektiert. Ein weiterer Teil der Laserstrahlung gelangt durch den Pulverstrahl hindurch auf die Werkstückoberfläche. Der vom Pulver absorbierte Energieanteil kann sowohl experimentell bestimmt [78] als auch rechnerisch [67], [68], [69], [70], [101] abgeschätzt werden. Für die Berechnung kann die Mie-Theorie genutzt werden, welche die Zusammenhänge der Streuung von elektromagnetischen Wellen an sphärischen Partikeln beschreibt. In dem für die Lasermaterialbearbeitung wichtigen Wellenlängenbereich von 1 bis 10 μm und bei Kornfraktionen von 10 bis 100 μm tritt die so genannte Mie-Streuung auf. Mit der Kenntnis der Partikelgröße und der Brechungsindizes der verwendeten Werkstoffe kann ein Wirkungsquerschnitt für die Absorption und die Streuung des Laserstrahls an den Pulverpartikeln bestimmt werden. Aus der Geometrie der Wechselwirkungszone und den Eigenschaften des Zusatzwerkstoffes, wie Dichte, Partikelgeschwindigkeit, Masse, Partikeldurchmesser, kann die Transmission der Laserstrahlung durch den Pulverstrahl hindurch berechnet

werden. Am Beispiel einer Kobaltlegierung wurde in Bild 12 die Transmission der Laserstrahlung über verschiedene Förderraten und Partikelgrößen aufgetragen. Es wird deutlich, dass mit kleineren Partikelgrößen und bei ansteigenden Förderraten die Transmission sehr stark abnimmt, d. h. ein großer Teil der Energie des Laserstrahls wird von den Pulverpartikeln bereits vor dem Auftreffen auf das Schmelzbad absorbiert bzw. gestreut. In der Praxis werden im Allgemeinen Kornfraktionen zwischen 40 und 80 μm eingesetzt, um die Veränderungen der Transmission bzw. Absorption bei geänderten oder schwankenden Förderrate zu minimieren und den Bearbeitungsprozess damit zu stabilisieren.

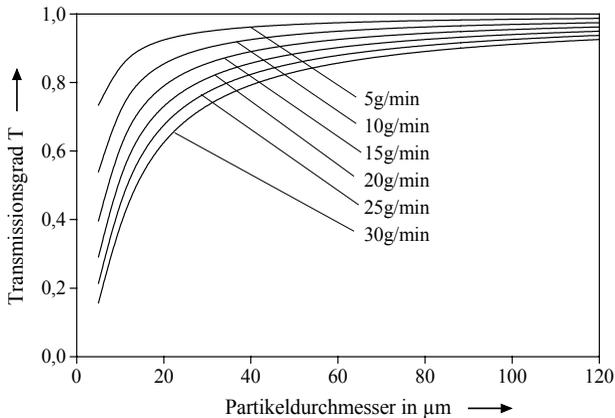


Bild 12 Berechnete Transmission der Laserstrahlung an Pulverteilchen nach [10] für Stellite F-Pulver (Partikelgeschwindigkeit 2 m/s, Strahldurchmesser 6 mm, Wechselwirkungslänge 3 mm)

Die Energieaufnahme der Pulverteilchen beeinflusst den Bearbeitungsprozess und das Einkopplungsverhalten maßgebend. Im Extremfall kann bei hohen Förderraten und kleinen Korngrößen der transmittierte Teil der Laserstrahlung so gering werden, dass der Substratwerkstoff an der Oberfläche nicht mehr ausreichend angeschmolzen wird. Gleichzeitig können die Pulverteilchen soviel Energie aufnehmen, dass sie aufschmelzen und sich an der Werkstückoberfläche ein Schmelzbad bestehend aus dem Pulverwerkstoff bildet, das aber keine ausreichende Anbindung zum Grundwerkstoff aufweist. Der entstehende Auftrag ist aufgrund der schlechten Haftung technisch nicht nutzbar.

Bei der Verwendung von hochschmelzenden Zusatzwerkstoffen, insbesondere von karbidischen Hartstoffen wie WC, TiC, sind die Schmelzpunkte des Zusatzwerkstoffes höher als die Verdampfungstemperatur des Aluminiumgrundwerkstoffes. Experimentelle Untersuchungen und Berechnungen in [71], [72], [73] haben gezeigt, dass bei der Verwendung dieser Werkstoffe beim Laserstrahldispersieren die Pulverpartikel im Laserstrahl nur eine geringe Erhöhung der Temperatur erfahren und beim Eintauchen der Partikel das Schmelzbad eine deutliche Absenkung der Schmelzbadtemperatur auftreten kann. In [71] wurden diese Zusammenhänge für den Zusatzwerkstoff TiC quantitativ betrachtet: So wurden für Korngrößen von 100 bis 250 μm nach Durchlaufen der Wechselwirkungszone eine Partikeltemperatur zwischen 400 und 1000°C errechnet. Im Experiment zeigte sich, dass bei ansteigenden Streckenmassen die Abkühlwirkung durch kalte Pulverteilchen so groß wird, dass beim Auftreffen des Pulvers das Aluminium erstarrt und die Pulverteilchen nicht mehr in die Schmelze eintauchen können.

Aufgrund der sehr unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften und der sehr großen Bandbreite der Parametereinstellungen während des Bearbeitungsprozesses kann eine allgemeine Aussage über eine Kühlwirkung oder zusätzlichen Energieeintrag durch den pulverförmigen Zusatzwerkstoff nicht gegeben werden. Daher muss im Einzelfall untersucht werden, wie sich der Werkstoff unter den gegebenen Randbedingungen verhält.

3.2 Energiedissipation im Bauteil, Wärmeleitung

Über die Absorption der Laserstrahlung oder das Auftreffen erhitzter Pulverteilchen werden die Oberflächenbereiche des Werkstücks erwärmt. Dadurch entsteht ein Temperaturgradient zwischen der erwärmten Oberfläche und dem kalten Werkstückinneren, sodass die Wärme von der Oberfläche abgeleitet wird. Beim Überschreiten einer charakteristischen Leistungsdichte wird dem Werkstück lokal mehr Wärme zugeführt als durch den Wärmeleitungstransport abgeführt werden kann. Die Oberfläche beginnt zu schmelzen. Die sich bildende Schmelzzone ist abhängig von den Prozessparametern, der zugeführten Streckenenergie (P/v) und der bestrahlten Fläche, aber auch von den geometrischen und stofflichen Eigenschaften des Werkstücks und den Eigenschaften des Laserstrahls. Im Gegensatz zu dem Tiefschweißverfahren mit der Ausbildung einer Dampfkapillare und entsprechend veränderten Einkopplungsverhältnissen wird bei den hier beschriebenen Laseroberflächenverfahren die Laserenergie nur über die Werkstückoberfläche eingeleitet. Der Energietransportmechanismus im Werkstück beruht auf einem konduktiven und einem konvektiven Anteil.

Ein Ziel bei der Bearbeitung ist, die eingekoppelte Wärmeenergie für die Werkstoffmodifikationen bestmöglich zu nutzen. Durch eine Modellierung der Wärmeleitungs- und Konvektionsverhältnisse kann das Temperaturfeld im Werkstück und damit die Geometrie des Schmelzbades bzw. des wärmebeeinflussten Werkstoffbereichs bestimmt werden. Über die Berechnung der zeitlichen Veränderung des Temperaturfeldes können Aussagen über die Abkühlbedingungen und die bei der Abkühlung entstehenden Spannungen getroffen werden. Aus den thermisch induzierten Eigenspannungen lassen sich nachfolgend die im Gefüge entstehenden Verformungen bestimmen.

3.2.1 Theorie der Wärmeleitung in Metallen

Die Laserstrahlung wird innerhalb der optischen Eindringtiefe absorbiert und über Elektron-Photon-Wechselwirkung in Wärme umgewandelt. Der Transport der Wärme im Werkstück wird mit der Wärmeleitungsgleichung beschrieben. Da die optische Eindringtiefe der Laserstrahlung für Metalle im Bereich 10^{-5} - 10^{-6} cm liegt und damit sehr viel kleiner als die typischen Wärmeeindringtiefen ist, kann die absorbierte optische Energie bei der Modellierung als Oberflächenquelle betrachtet werden. Unter der Annahme temperaturunabhängiger thermophysikalischer Materialeigenschaften lassen sich für eine bewegte Oberflächenquelle und einige Bauteilgeometrien analytische Lösungen der Wärmeleitungsgleichung angeben. Eine häufig angewendete Methode zur Lösung der Wärmeleitungsgleichung einer bewegten Oberflächenquelle ist die so genannte Greensche Methode, in der das Temperaturfeld als Faltungsintegral der Leistungsdichteverteilung mit der Grundlösung für eine Punktlösung dargestellt ist. Die zeit- und ortsabhängige Temperaturverteilung im Werkstück wird durch den Absorptionsgrad, die Leistungsdichteverteilung, die Wechselwirkungszeit, die thermophysikalischen Werkstoffeigenschaften und die Bauteilgeometrie festgelegt [10]. Da die thermophysikalischen Daten selbst temperaturabhängig sind, werden in der Praxis häufig temperaturgemittelte Werkstoffparameter z. B. für die spez. Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit und Dichte verwendet.

Die Wärmeleitungsgleichung, die aus der Energiebilanz abgeleitet werden kann, beschreibt die zeitliche Änderung der thermischen Energiedichte, welche durch den Energieeintrag über die Umwandlung der optischen Energie des Laserstrahls angestoßen wird, sowie durch die Abgabe von Strahlung an die Umgebung und durch Wärmeleitung in das Bauteilinnere beeinflusst wird. Die Wärmeleitungsgleichung in differenzieller Form lautet

$$\nabla^2 T - \frac{\rho c_p}{\lambda} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{1}{\lambda} \cdot q(x, y, z, t) \quad (1)$$

Durch Vorgabe der Randbedingungen wie der Geometrie und Geschwindigkeit der Wärmequelle sowie der Werkstoffeigenschaften und der Ausdehnung des Werkstücks kann die Temperaturverteilung im Werkstück über einen analytischen oder numerischen Ansatz berechnet werden [75], [76], [77], [80], [81]. Ein numerischer Ansatz muss gewählt werden, wenn temperaturabhängige Materialwerte, reale Bauteilgeometrien und mehrdimensionale Wärmeleitung bei der Berechnung berücksichtigt werden sollen. Dies kann beispielsweise durch die Finite-Elemente-Methode erreicht werden.

3.2.2 Einfluss der Wärmeleitung auf den Laseroberflächenveredelungsprozess

Aus den Berechnungen auf Basis der Wärmeleitungsgleichung können wichtige Aussagen für den Laseroberflächenveredelungsprozess abgeleitet werden. Sowohl für Vorgänge im flüssigen, als auch für Werkstoffmodifikationen im festen Materialzustand können die Einflüsse der Prozessparameter auf die Ausbildung des Schmelzbades bzw. der Härtezone und der Wärmeinflusszone bestimmt werden. Hierbei sind vor allem die absoluten geometrischen Informationen über den geschmolzenen, gehärteten oder wärmebeeinflussten Bereich, aber auch deren Veränderung über der Zeit von Bedeutung. Da besonders die Breite und die Tiefe der behandelten Bereiche von Interesse sind, kann durch die Variation der Strahlgeometrie, der Vorschubgeschwindigkeit und der Laserleistung die Auswirkung auf das Bearbeitungsergebnis bestimmt werden. Damit können die Prozessparameter optimiert und an die Bearbeitungsaufgabe angepasst werden. Gleichzeitig kann in den Berechnungen über eine veränderte Wärmeableitung auch der Einfluss der Bauteilgeometrie bestimmt werden. Die Bestimmung der zeitabhängigen Temperaturverläufe ist besonders wichtig für die Aufheiz- und Abkühlzyklen beim Laserstrahlhärten, da hier eine bestimmte Haltezeit auf Austenitisierungstemperatur und eine Mindestabkühlrate zur Erzielung einer vollständigen martensitischen Gefügewandlung erforderlich ist. Durch die Bestimmung der zeitabhängigen Temperaturverläufe besteht bei der Finite-Elemente-Methode die Möglichkeit, die Spannungen und Verzüge im Bauteil aufzuzeichnen.

Exemplarisch für die Berechnungsansätze zeigt Bild 13 die Lösung der Wärmeleitungsgleichung für eine Oberflächenquelle an einem halbumendlichen Körper. Die normierte Ordinate zeigt einen Temperaturanstieg an der Oberfläche bis zum Wert T_{\max} während der Wechselwirkung des Werkstücks mit dem Laser. Nachfolgend setzt eine rasche Abkühlung der Oberflächenbereiche ein. In den Werkstückbereichen unter der Oberfläche wird die maximale Temperatur erst nach dem Abschalten des Laserstrahls erreicht, die Oberflächenbereiche kühlen dann bereits ab. Eine annähernd gleichmäßige Wärmeverteilung über das gesamte Werkstück wird erst nach dem Fünffachen der Wechselwirkungszeit erreicht.

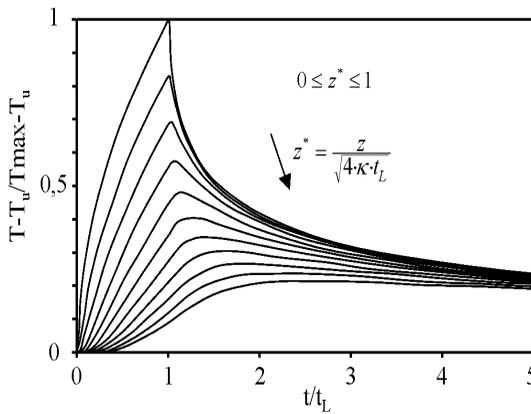


Bild 13 Normierter Temperaturverlauf bei der Lasermaterialbearbeitung als Funktion der normierten Zeit in verschiedenen normierten Tiefen des Werkstücks nach [74]

3.3 Vorgänge der schmelzflüssigen Phase

Bei den Verfahrensvarianten des Laserstrahlumschmelzens, -beschichtens, -legierens oder -dispergierens durchläuft die Werkstückoberfläche unabhängig von der Zufuhr des Zusatzwerkstoffs drei grundsätzlich verschiedene Teilprozesse. Bild 14 zeigt eine schematische Darstellung dieser Vorgänge am Beispiel des Laserstrahlumschmelzens: Ausgehend vom Laserstrahl als Wärmequelle wird im Werkstück ein Temperaturfeld hervorgerufen, in welchem an der Werkstückoberfläche die Schmelztemperatur des Grundwerkstoffs überschritten wird. Durch die Bewegung des Laserstrahls wird entlang des Bereichs A-B der Grundwerkstoff aufgeschmolzen. Nachdem der Werkstoff in den flüssigen Zustand überführt wurde, finden im Schmelzbad Strömungsvorgänge statt. Bei den Verfahrensvarianten mit Zusatzwerkstoff wird dadurch eine Vermischung der beiden Komponenten und damit eine homogene

Schmelzbadzusammensetzung erreicht. Nach dem Verlassen des Laserstrahls wird der Schmelze durch Wärmeableitung Energie entzogen, sodass die Temperatur abnimmt und die Schmelze entlang der Zone B-C wieder erstarrt. Im Folgenden sollen die charakteristischen, physikalischen und werkstoffkundlichen Mechanismen der einzelnen Teilprozesse betrachtet werden.

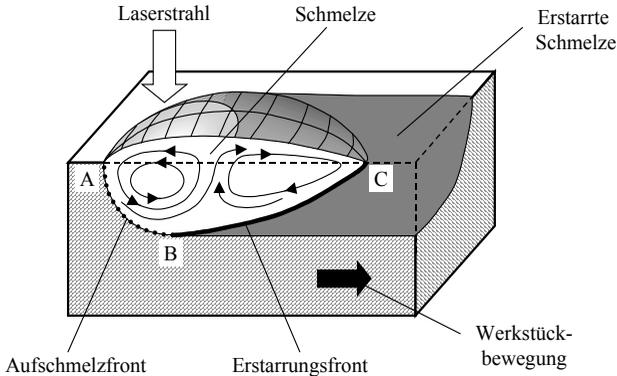


Bild 14 Schmelzbadynamik und Gefügeumwandlungen beim Laserstrahlumschmelzen

3.3.1 Aufschmelzen von Grund- und Zusatzwerkstoff

Zu dem Werkstoffübergang von dem festen in den flüssigen Zustand gehört das Aufschmelzen sowohl des Grundwerkstoffs als auch des Zusatzwerkstoffs. Im Falle des Zusatzwerkstoffs bestehen zwei Möglichkeiten der Energieaufnahme. Eine erste Erwärmung findet, wie bereits in Kap. 3.1.2. besprochen, in der direkten Wechselwirkung mit dem Laserstrahl statt. Sollte ein vollständiges Aufschmelzen der Pulverteilchen, wie im Falle des Laserstrahllegierens bzw. -beschichtens, gewünscht sein, so kann dieses nach dem Eintauchen der Partikel in das Schmelzbad erreicht werden. Hierbei ist das Schmelzen abhängig vom Pulver, d. h. von der Schmelztemperatur des Pulverwerkstoffs bzw. dessen einzelner Phasen und der Korngröße der Pulverpartikel. Gleichzeitig haben auch die vom Schmelzbad ausgehenden Randbedingungen, d. h. dessen Temperatur, Ausdehnung und Bewegung, einen Einfluss auf die zeitliche Entwicklung des Temperaturfelds im Schmelzbad.

Die hohe Energiedichte des Laserstrahls führt in den betroffenen Oberflächenbereichen zu einem schnellen Temperaturanstieg bis zur Schmelztemperatur. Die dazu benötigte Zeit ist in den meisten Fällen kürzer als die Mindestzeit, die zur Diffusion von Atomen bei der jeweiligen Temperatur benötigt wird. Während der raschen Erwärmung homogener Legierungen tritt oft eine Überhitzung des Kristalls auf, da für die Bildung der Schmelze Keimbildungsenergie erforderlich ist. Bei heterogenen Legierungen hat dies häufig zur Folge, dass keine oder nur eine sehr begrenzte homogene Verteilung der Legierungselemente stattfinden kann [22], [82]. Bei mehrphasigen Werkstoffen, wie z. B. den Al-Si-Legierungen, besteht zwischen den Schmelzpunkten der einzelnen Phasen ein sehr großer Unterschied: So schmilzt das Eutektikum bei ca. 580°C, primäres Aluminium bei ca. 650°C, während für Silizium ca. 1430 °C benötigt werden. Sind in einer Legierung primäre Siliziumkristalle vorhanden, so schmelzen diese erst bei Erreichen dieser Temperatur auf. Wird diese Temperatur nicht erreicht, so muss das Silizium durch Diffusion im flüssigen Aluminium gelöst werden.

3.3.2 Konvektion im Schmelzbad

Die Auflösung des Zusatzwerkstoffs und höherschmelzenden Phasen in der Schmelze wird durch Strömungsvorgänge in der Schmelze unterstützt. Die Konvektion entsteht durch das vom Laserstrahl innerhalb des Schmelzbades und an der Werkstückoberfläche induzierte Temperaturfeld. Wie in Bild 15 an einem schematischen Querschnitt durch das Schmelzbad dargestellt, ist ein Charakteristikum des Temperaturfelds, dass das Maximum im Zentrum des Laserstrahls erreicht wird, während zu den Randbereichen hin die Temperaturen abfallen. Die Ursache der Strömung ist nach [83] die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung in der Schmelze. Aufgrund des Temperaturgradienten an der Schmelzbadoberfläche weist auch die Oberflächenspannung der Schmelze einen Gradienten von dem Zentrum zu den Randzonen auf. Bedingt durch die Unterschiede der Oberflächenspannung treten Scherspannungen τ_s an der Oberfläche des Schmelzbads auf, wodurch die Strömungsbewegung eingeleitet wird. Der Ort der größten Oberflächenspannung, und daraus abgeleitet die Strömungsrichtung im Schmelzbad, ist abhängig vom Vorzeichen des Gradienten der Oberflächenspannung über der Temperatur $d\sigma_s/dT$. Diese Größe wird sowohl vom Temperaturfeld als auch vom Werkstoff bestimmt. Im Falle eines negativen Vorzeichens, wie in Bild 15 vorausgesetzt, ist die Oberflächenspannung bei höheren Temperaturen, also nahe dem Zentrum geringer als im Randbereich, sodass eine Scherspannung entsteht, welche die Schmelze an der Oberfläche in Richtung geringerer Temperaturen bewegt. Ein positives Vorzeichen bedeutet dagegen eine umgekehrte Orientierung der Strömung. In jedem Fall bildet sich, abhängig von der Strömungs-

richtung, eine charakteristische Wirbelströmung in der Schmelze aus, wobei die Geschwindigkeiten in der Strömung mit 1-10 m/s angegeben werden [83]. Dieser Effekt wird als Marangoni-Strömung bezeichnet.

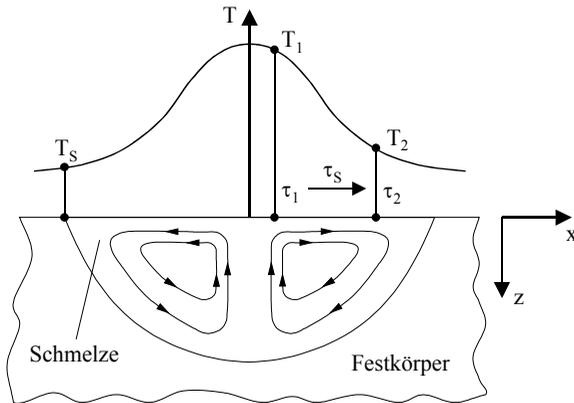


Bild 15 Schematische Darstellung der Schmelzbadbewegung beim Umschmelzen im Falle eines negativen Oberflächengradienten $d\sigma_s/dT$ nach [83]

Die Konvektion stellt neben der Wärmeleitung einen weiteren Energietransportmechanismus innerhalb des Laserbearbeitungsprozesses dar. Modellrechnungen in [83] zur Bestimmung der Schmelzbadgeometrie mit bzw. ohne Berücksichtigung der Konvektion haben allerdings gezeigt, dass beim Substratwerkstoff Aluminium im Gegensatz zu Stahl die Konvektion vernachlässigt werden kann. Als Ursache wird die viel höhere Wärmeleitfähigkeit beim Aluminium genannt, wodurch der Anteil der Wärmeleitung gegenüber der Konvektion dominiert.

Die Konvektion soll eine ideale Durchmischung der Schmelze bewirken. Unvollständiges Aufschmelzen und Mischen führen zu Inhomogenitäten in dem modifizierten Werkstoffbereich. Diese können nach [22] aus herausgelösten, ganz bzw. teilweise unaufgelösten hochschmelzenden Gefügebestandteilen oder einem Konzentrationsgradienten in der Schmelze bestehen. Bei der nachfolgenden Erstarrung werden diese Fehlbereiche im Gefüge eingefroren und stellen durch die variierenden Werkstoffeigenschaften einen unerwünschten Effekt dar.

3.3.3 Erstarrung der Schmelze

Aufgrund der bisher beschriebenen Zusammenhänge sind die Ausgangsbedingungen für die Erstarrung relativ komplex. In den meisten Fällen liegt eine flüssige Phase mit örtlich unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung vor, in der zusätzlich noch unaufgelöste Teilchen (entweder aus dem Zusatzwerkstoff oder dem Primärgefüge des Grundmaterials) vorhanden sein können. Darüber hinaus kann noch eine mehr oder weniger zerklüftete Grenzfläche zwischen der Schmelze und dem festen Grundmaterial existieren [22]. Nach Beendigung der Bestrahlung erfolgt eine rasche Erstarrung der Schmelze aufgrund der Selbstabschreckung durch die Ableitung der Wärme in das massive Substrat. Der raschen Erstarrung kommt beim Laseroberflächenveredeln eine herausragende Rolle zu, da sie elementaren Einfluss auf Art, Größe, Form, Verteilung und Stabilität der auftretenden Phasen hat. Diese Phasen bilden dann das Gefüge, welches die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der Randschicht bestimmt. Die Zusammensetzung des behandelten Werkstoffes und der Temperaturzyklus bestimmen die Erstarrungsform. Im Falle eines homogenen, isotropen und einphasigen Werkstoffes erfolgt die Kristallisation epitaktisch an das Substrat. Die Korngröße in der umgeschmolzenen Zone ist in der Regel kleiner als im Ausgangsgefüge und aufgrund der gerichteten Erstarrung kann außerdem eine Textur auftreten [84].

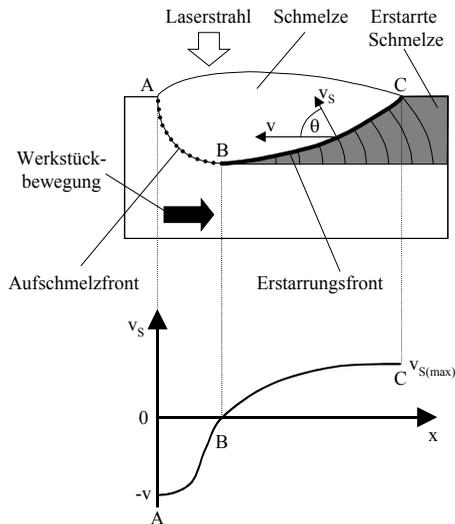


Bild 16 Aufschmelzen und Erstarren an der Phasengrenze flüssig/fest (Erstarrungsgeschwindigkeit v_s , Vorschubgeschwindigkeit v) [85]

Der Vorgang des Aufschmelzens und Erstarrens ist in Bild 16 an einem schematischen Längsschnitt durch ein Schmelzbad dargestellt. Das Aufschmelzen findet zwischen den Punkten A und B statt, wobei durch den Temperaturgradienten die höchste Aufschmelzgeschwindigkeit an der Oberfläche des Werkstückes erreicht wird. Die nachfolgende Erstarung erfolgt an der Flüssig-/Festphasengrenze B-C. Entlang dieser Strecke steigt die Erstarungsgeschwindigkeit v_s an, sodass das Maximum an der Werkstückoberfläche erreicht wird. Die Erstarrungsgeschwindigkeit, als Fortschreiten der Erstarrungsfront definiert, wird sowohl von der Form der Grenzfläche als auch von der Vorschubgeschwindigkeit des Bearbeitungsprozesses v bestimmt. Die Erstarrungsgeschwindigkeit ist in der Richtung als auch im Betrag abhängig von ihrer Position in der Erstarrungsfront. Die Erstarrungsrichtung ist dabei jeweils durch die Normale zur Erstarrungsfront gegeben und der Betrag der Erstarrungsgeschwindigkeit ist über den eingeschlossenen Winkel θ an die Vorschubgeschwindigkeit v gekoppelt. In Abhängigkeit des Werkstoffes, der Erstarrungsgeschwindigkeit v_s und des Temperaturgradienten G bilden sich unterschiedliche Gefüge aus.

Bei einem homogenen, isotropen Werkstoff entstehen in Systemen mit lückenloser Mischkristallbildung sowie in Systemen mit endlicher Randlöslichkeit unterschiedliche Gefüge. Der Grund liegt in der verfahrensbedingten Unterkühlung der Schmelze vor der Erstarrungsfront. Liegt keine Unterkühlung vor, so verläuft die Erstarrung planar. Bei geringerer Unterkühlung tritt zellulare und bei großer Unterkühlung dendritische Erstarrung auf. Die Ausbildung der Gefügemorphologie wird demnach durch den realen Temperaturverlauf und den Verlauf der Liquidustemperatur an der Fest-/Flüssigphasengrenze bestimmt. Bei rascher Abkühlung kann der Primärkristall außerdem stärker übersättigen als bei langsamer Abkühlung, da nicht genügend Zeit für eine Entmischung vor der Erstarrungsfront zur Verfügung steht. Da sich die zuvor angestellten Überlegungen auch auf heterogene, mehrphasige Systeme – wie sie in der Realität zumeist vorliegen – übertragen lassen, wurden so genannte Gefügekarten eingeführt. In diesen Gefügekarten, schematisch dargestellt in Bild 17, wird der Temperaturgradient G [K/m] über der Fest-/Flüssigphasengrenze gegen die Erstarrungsgeschwindigkeit v_s aufgetragen. Die Felder bezeichnen Bereiche gleicher Erstarrungsmorphologie. Die Größen G und v_s sind folgendermaßen miteinander verknüpft: Verändert man das Produkt $G \times v_s$, hält aber den Quotienten G / v_s konstant, verändert sich nur die Feinheit des Gefüges. Im umgekehrten Fall wird die Gefügemorphologie beeinflusst, während sich die Feinheit nicht ändert [84].

Oberhalb einer kritischen Erstarrungsgeschwindigkeit unterbleibt eine Entmischung an der Erstarrungsfront unabhängig vom Temperaturgradienten. Dieser Bereich wird als absolute Stabilität bezeichnet [84].

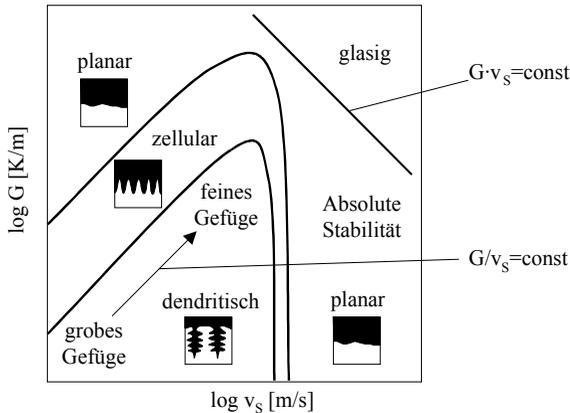


Bild 17 Schematische Darstellung der Erstarrungsmorphologie in Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit v_s und des Temperaturgradienten G nach [10]

Im Weiteren werden die Anwendungsmöglichkeiten der Gefügebeeinflussung beim Randschichtumschmelzen mit Laserstrahlung behandelt. Das Randschichtumschmelzen mit Laserstrahlung kann dazu dienen, Gefügeinhomogenitäten wie Poren, Lunker und Einschlüsse zu beseitigen oder die Oberfläche zu glätten. Das Verglasen von Randschichten ist eine weitere verfahrenstechnische Möglichkeit. Hierbei werden sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten angestrebt, um die Schmelze so weit zu unterkühlen, dass die Kristallisation unterdrückt wird und eine glasartige Struktur auftritt. Die Voraussetzung ist jedoch, dass die Wärmeabfuhr in das Substrat schneller erfolgt als die Freisetzung der Erstarrungswärme. Unter einem amorphen oder auch als glasartig bezeichneten Zustand versteht man eine ungeordnete Struktur, die über keine dreidimensionalperiodische Fernordnung der Atome verfügt, wie sie in kristallinen Werkstoffen vorliegt. Der amorphe Zustand entspricht im Grunde einer unterkühlten Flüssigkeit. Ein glasartiger Zustand kann bei bestimmten Metalllegierungen (Metgläser), wie z. B. Eisenlegierungen mit Bor und Co, Cr oder Nickel, erzeugt werden. Zur Herstellung solcher Metgläser sind sehr kurze Einwirkzeiten und hohe Leistungsdichten nötig, wie sie der Festkörperlaser liefert. Die so erzeugten Metgläser verfügen über ganz außergewöhnliche physikalische Eigenschaften, insbesondere mechanischer und elektromagnetischer Art. Die amor-

phen Randschichten weisen allerdings nur Dicken von einigen hundert Mikrometern auf. Die wichtigste Anwendung ist die Festigkeits- und Härtesteigerung bei bestimmten Legierungen. Die Mechanismen, die dazu beitragen, sind die Kornfeinung und die Bildung metastabiler Phasen (übersättigter Mischkristall, intermediäre Phasen) [84].

Die Vorhersage der Mikrostruktur unter den Bedingungen der schnellen Abkühlung durch experimentelle Untersuchungen und Berechnungen finden sich in [89], [92] und [98]. Die schnelle Erstarrung durch das Laseroberflächenveredeln von Aluminiumwerkstoffen wurde an verschiedenen Aluminiumlegierungen untersucht. So wurde die Gefügeselektion für Al-Si-Legierungen in [86], [87], Al-Cu-Legierungen in [85], [90], [91], [93], [95], [96], [97], Al-Fe-Legierungen in [90], [91] und Al-Ni-Legierungen in [94] untersucht.

Auch die weitere Abkühlung nach der Erstarrung beeinflusst die Gebrauchseigenschaften des laseroberflächenveredelten Werkstücks, denn der Erstarrungs- und Abkühlvorgang ist aufgrund des Temperaturgradienten im Werkstück mit der Ausbildung von Eigenspannungen in der Schicht verbunden. Die Eigenspannungen sind nach [88] sehr stark mit der Mikrostruktur und deren Anisotropie verbunden. Versuche zum überlappenden Laserstrahlumschmelzen an AlSi12 haben gezeigt, dass innerhalb des Gefüges einer Umschmelzung Zugeigenspannungen in der Größenordnung von 100 MPa erreicht werden, während im Bereich des Überlapps zwischen zwei benachbarten Umschmelzungen Druckeigenspannungen von 50 MPa gemessen wurden. Die Druckeigenspannungen in den Überlappungsbereichen werden durch Anlasseffekte in der Bearbeitungsfolge erklärt. Dieser Mechanismus ist von großem Einfluss auf die Wahl des Zusatzwerkstoffs und der Bearbeitungsparameter, denn bei zu hohen Zugeigenspannungen und zu geringer Duktilität des Schichtwerkstoffs führen diese zu Rissbildung in oder entlang der Schicht.

4 Systemtechnik

Zum Laseroberflächenveredeln ist eine Gerätetechnik erforderlich, für die sich Anforderungen und Randbedingungen sowohl aus dem Bearbeitungsprozess und dem zu bearbeitenden Bauteil, aber auch aus der Arbeitssicherheit ableiten. Aufgrund der verschiedenen Teilprozesse, die beim Laseroberflächenveredeln ablaufen, besteht eine Gesamtanlage aus mehreren Einzelkomponenten, die in ihrer Wirkungsweise aufeinander abgestimmt sein müssen. Ausgehend von der Zielsetzung eines wirtschaftlichen Bearbeitungsprozesses müssen die beteiligten Ressourcen bestmöglich genutzt und die optimalen Verfahrenseinstellungen verwendet werden. Um dies zu erreichen, sollte die Prozesstechnik auf die jeweilige Bearbeitungsaufgabe angepasst werden, wobei insbesondere die sicherheitstechnischen Vorschriften beachtet und eingehalten werden müssen. Im Folgenden werden die Überlegungen bei der Realisierung der in dieser Arbeit verwendeten Laboranlage vorgestellt. Der Anlagenaufbau gliederte sich in die Schritte der Erarbeitung eines Maschinenkonzepts und dessen konstruktiver Umsetzung sowie der Verwirklichung des Gesamtsystems mit den einzelnen Gerätekomponenten. Diese Schritte werden nachfolgend vorgestellt.

4.1 Konzeption der Laserbearbeitungsanlage

Der Aufbau einer geeigneten Bearbeitungsanlage zum Laseroberflächenveredeln war die Voraussetzung zur Realisierung dieser Arbeit. Die Anlage sollte alle notwendigen Systemkomponenten enthalten und so flexibel konzipiert werden, dass Grundlagenuntersuchungen aller Verfahrensvarianten sowie die Bearbeitung eines großen Spektrums an Realbauteilen ermöglicht werden. Deshalb wurde eine Universalanlage ohne Berücksichtigung von produktionsorientierten Aspekten, wie sie zum Beispiel für die Herstellung von größeren Stückzahlen erforderlich wäre, realisiert. Trotzdem können aus den Überlegungen bei der Konzeption, Konstruktion und Realisierung der vorgestellten Bearbeitungsanlage wichtige Erkenntnisse für die Systemtechnik einer produktionstauglichen Maschine abgeleitet werden.

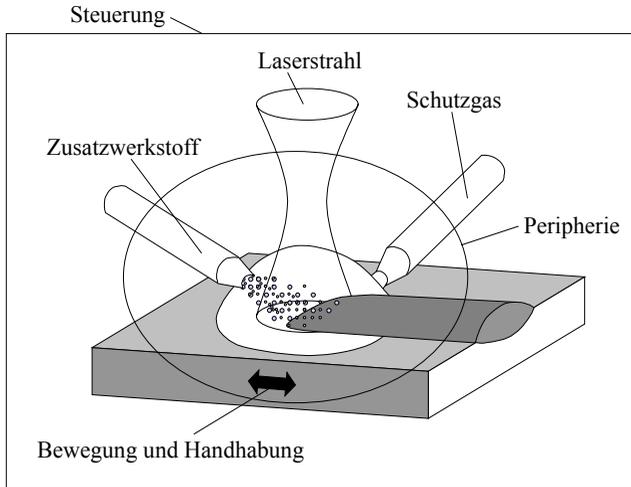


Bild 18 Systemkomponenten beim Laserflächenveredeln

Als Basis für die nachfolgenden Überlegungen wurde der Prozess des Laserflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff ausgewählt, da dieser hinsichtlich der Systemtechnik am aufwendigsten ist. Bei dieser Bearbeitungsvariante können, wie in Bild 18 dargestellt, aus dem Gesamtprozess die Teilsysteme Strahlquelle, Gassystem, Fördersystem für den Zusatzwerkstoff, Bewegung/Handhabung mit Steuerung und Peripherie abgeleitet werden. Den einzelnen Teilsystemen übergeordnet, koordiniert eine Steuerung das Zusammenwirken der Einzelkomponenten und überwacht den sicherheitstechnischen Gesamtzustand der Laser und der Anlage.

Die einzelnen Systemkomponenten erfüllen spezifische Aufgaben, die für einen erfolgreichen Bearbeitungsvorgang entscheidend sind. Es handelt sich bei den Komponenten Schutzgas und Zusatzwerkstoff um die präzise Mischung und Zufuhr der Medien an die Wirkstelle. Der Laserstrahl als Energiequelle muss bereitgestellt und durch optische Elemente zur Wirkstelle geleitet und geformt werden. Die Bauteile müssen zur Bearbeitung an die Wirkstelle transportiert und dort positioniert werden. Während des Bearbeitungsprozesses ist eine Bewegungseinheit zur Relativbewegung zwischen Bauteil und Laser/Zusatzwerkstoff erforderlich. Eine Steuerung koordiniert und überwacht die Aktivitäten der einzelnen Systemkomponenten. Zusätzliche Aufgaben werden als Peripheriesysteme zusammengefasst. Hierzu gehört die Be-

obachtung und Überwachung des Bearbeitungsprozesses, die Gewährleistung der Arbeitssicherheit sowie die Vor- und Nachbehandlung der Werkstücke. Eine genauere Betrachtung der Systemkomponenten mit einer präziseren Aufschlüsselung der Aktivitäten ist möglich, sollte aber für den spezifischen Anwendungsfall ausgearbeitet werden, da hier weitere Aktivitäten zu berücksichtigen sind und der Prozessablauf im Detail beschrieben werden kann.

Das Bewegungs- und Handhabungssystem ist ein wichtiger Faktor für das Anlagenkonzept, weil hier die Größe, der Anwendungsbereich und die Kosten der Bearbeitungsanlage sehr stark beeinflusst werden und darüber hinaus eine Vielzahl von Gestaltungsmöglichkeiten besteht. Hinsichtlich der Anordnung der Bewegungseinheit und der Systemkomponenten gibt es zwei grundlegende Varianten. Es besteht, wie Bild 19 zeigt, die Möglichkeit einer Werkstückbewegung bzw. einer Werkzeugbewegung. Beide Varianten haben ihre spezifischen Vorteile. Da bei einer Werkzeugbewegung nur die geringen Massen von Optik und Düsen-systemen bewegt werden müssen, kann die Bewegungseinheit einfach aufgebaut werden, sodass sich dieses Prinzip bei der Bearbeitung großer, schwerer Werkstücke anbietet. Allerdings ist bei einer reinen Werkzeugbewegung die Bearbeitungsposition am Bauteil nicht veränderbar, sodass eventuell in Zwangslage gearbeitet werden muss. Die Bewegung der Strahlquelle und des Zusatzwerkstoffes bewirkt eine Einschränkung in der Auswahl der Systemkomponenten: So erfordert die veränderliche Distanz zwischen Pulverförderer und Bearbeitungsoptik transportgasgestützte Pulverfördersysteme, und die Einbindung eines CO₂-Lasers kann nur über eine spezielle Knickarmoptik erfolgen. Hier bieten sich fasergekoppelte Lasersysteme an, mit denen sich die Bewegungsfreiheit des Manipulators besser nutzen lässt.

Das Prinzip des bewegten Werkstücks hingegen bietet Vorteile bei der Bearbeitung kleiner, leichter Werkstücke. Große Werkstücke hingegen erfordern einen hohen Aufwand, da die Verfahreinheiten in diesem Fall sehr massiv ausgeführt werden müssen. Die Werkstückbewegung erlaubt die einfache Orientierung des Bauteils und ermöglicht ein Arbeiten in Wannelage. Durch die Verwendung einer ortsfesten Optik können alle Hochleistungslaser problemlos eingebunden werden und die feststehende Optik erlaubt einen geringen Abstand zwischen Pulverdüse und Fördersystem, sodass in dieser Variante verschiedene Fördersysteme verwendet werden können.

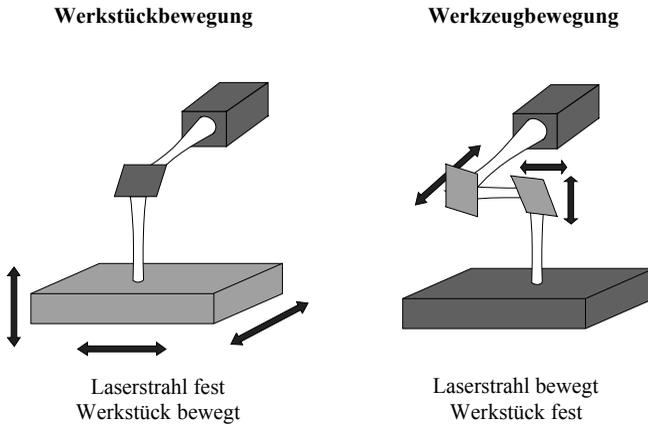


Bild 19 Konzepte zur Realisierung von Relativbewegungen bei der Lasermaterialbearbeitung

Aufgrund der Zielsetzung, eine möglichst universelle Laserbearbeitungsanlage zu bauen, wurden beide Bearbeitungsvarianten integriert. Voraussetzung dafür war die einfache Bedienbarkeit und gute Zugänglichkeit sowie ein geringer Umrüstaufwand. Die Entscheidung, beide Prinzipien in das Anlagenkonzept aufzunehmen, beeinflusste sowohl die konstruktive Gestaltung des Gesamtkonzepts als auch Detaillösungen wie die Laseranbindung oder die Auswahl und Dimensionierung der Einzelkomponenten wie Bewegungseinheit und Pulverfördersystem.

In einem nächsten Schritt wurden die Randbedingungen für das Laborumfeld festgelegt, damit gemeinsam mit den Informationen über die Systemkomponenten eine detaillierte Anlagenkonzeption ausgearbeitet und die Einzelkomponenten ausgewählt werden konnten. Ebenso wie die Aufgabenliste wurde die Anforderungsliste auf die einzelnen Prozesskomponenten aufgeteilt. So leiten sich aus dem geplanten Bauteilspektrum der Arbeitsraum und die Dimensionierung der Bewegungseinheit ab. Genauso beeinflusst die Auswahl der Strahlquellen den konstruktiven Aufwand zur Anbindung an bestehende Lasersysteme, aber auch die Auslegung des Arbeitsraums sowie den Aufwand zur steuerungstechnischen Koppelung und Absicherung des Gesamtsystems. Der Peripherie wurden die sicherheitstechnischen Anforderungen hinsichtlich des Schutzes des Bedieners vor Laserstrahlung und Stäuben bzw. Rauchen zugeordnet. Die Peripherie enthält ebenso die einfache Adaption von Messgeräten zur Beobachtung des Bearbeitungsprozesses wie zum Beispiel Pyrometer oder Kameras. Die wichtigs-

ten Anforderungen an die Gesamtanlage und die Anlagekomponenten sind in Tabelle 2 zusammengefasst:

Bauteil	<ul style="list-style-type: none"> • Maximale Bauteilgröße von 550 mm x 350 mm x 430 mm • Maximales Bauteilgewicht von 45 kg
Strahlquelle	<ul style="list-style-type: none"> • Einsatz verschiedener Strahlquellen (CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser) • Gleichzeitiges Arbeiten mit mehreren Lasern • Schneller Wechsel der Optiken und Strahlquellen
Zusatzwerkstoff	<ul style="list-style-type: none"> • Verwendbarkeit verschiedener Systeme zur Zufuhr des Zusatzwerkstoffes (Draht, Pulver)
Bewegungseinheit	<ul style="list-style-type: none"> • Möglichst freie Positionierung der Optiken und Werkstücke • Ausreichende Bahn- und Positioniergenauigkeit (<0,2 mm)
Peripherie	<ul style="list-style-type: none"> • Einfache Adaption von Messgeräten, z.B. Pyrometer • Optimaler Schutz vor Stäuben und Dämpfen • Optimale Abschirmung der Laserstrahlung
Gesamtsystem	<ul style="list-style-type: none"> • Bearbeitung mit feststehender Optik und bewegtem Werkstück oder mit bewegter Optik und feststehendem Werkstück • Einfaches und präzises Justieren der Optiken, Düsen und Werkstücke • Bestmögliche Beobachtung des Bearbeitungsprozesses durch den Bediener • Erfüllung aller sicherheitstechnischen Auflagen

Tabelle 2 Anforderungsliste der Einzelkomponenten der Laserbearbeitungsanlage

Auf der Basis der Anforderungsliste und der detaillierten Kenntnis des Laborumfelds wurden mehrere Maschinenkonzepte entwickelt, die auf verschiedenen Kinematiken beruhen. So wurden Konzepte mit Linearachsen in Portal- und Kragbauweise, Robotersysteme mit SCARA- und Knickarmkinematik jeweils unter dem Aspekt einer Werkstück- oder Werkzeug-handhabung betrachtet. Die Entscheidung für einen Knickarm-Roboter wurde getroffen, weil die Knickarmkinematik für beide Handhabungsarten genutzt werden kann. Das System bietet weitere Vorteile in Bezug auf die Größe des Arbeitsraums und die Flexibilität bei der Orientierung des Bauteils oder der Bearbeitungsoptik. Günstig sind auch der geringe Aufwand beim Umrüsten und die Zugänglichkeit zu den Einzelkomponenten durch den geringen Platzbedarf des Robotersystems.

4.2 Realisierung der Laserbearbeitungsanlage

Nach der Auswahl des Gesamtkonzeptes konnte die Anordnung der Anlagenkomponenten festgelegt und mit der konstruktiven Ausführung begonnen werden. Hierzu musste die Konstruktion an die räumlichen Verhältnisse im Labor angepasst und mit den Forderungen nach einer optimalen Bedienbarkeit abgeglichen werden. Die sicherheitstechnischen Aspekte sollten durch die vollständige Kapselung der Anlage und die Anordnung der Absaugung berücksichtigt werden. Die notwendige Infrastruktur hinsichtlich Stromversorgung, Datenleitungen, Gas- und Wasseranschlüssen, Zu- und Abluft musste bereitgestellt und die Anbindung an das CO₂-Strahlführungssystem sollte mit geringem Aufwand verwirklicht werden.

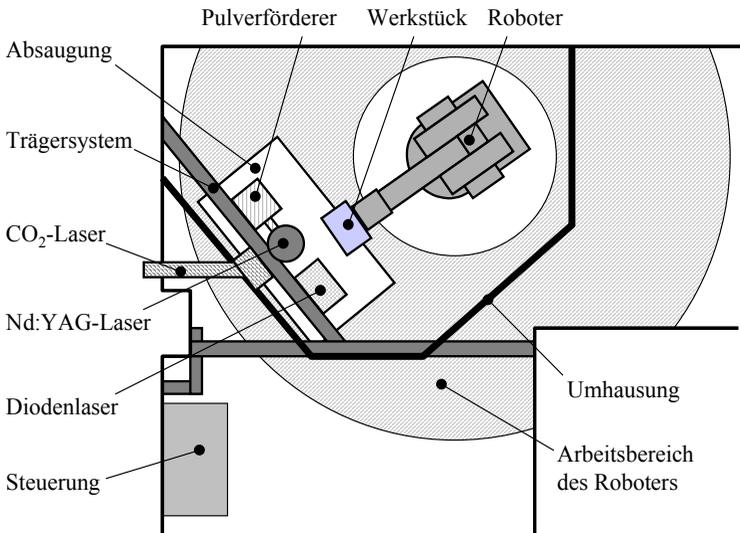


Bild 20 Anlagenlayout der realisierten Bearbeitungsanlage

Die konstruktive Lösung unter Berücksichtigung der oben angeführten Kriterien ist in Bild 20 dargestellt. Sie besteht aus einer an den Wänden befestigten Trägerkonstruktion, an welcher die Bearbeitungsoptiken von CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser angebracht sind. Zusätzlich wurde an dem Träger Platz für einen stationären Pulverförderer mit Pulverdüse vorgesehen. Unter dem Träger kann der Knickarmroboter das Werkstück positionieren und die Bearbeitungsbewegung ausführen. Alternativ dazu kann dem Roboter die Optik mit Düse angeschraubt werden und so im gleichen Arbeitsraum eine Werkstückhandhabung realisiert wer-

den. Durch die kompakte Bauweise konnte erreicht werden, dass sowohl bei bewegtem Werkstück als auch bei bewegter Optik die Stäube und entstehenden Dämpfe direkt unterhalb der Wirkstelle aufgefangen werden können. Die Konstruktion enthält eine vollständige Kapselung der Anlage zum Schutz des Bedieners, sie ermöglicht aber gleichzeitig den Blick auf den Bearbeitungsprozess aus geringer Distanz.

Die Trägerkonstruktion, wie sie Bild 21 zeigt, wurde so ausgelegt, dass durch die Bauweise und die überdimensionierten Profile und Befestigungselemente eine hohe Steifigkeit des Gesamtsystems erreicht wurde. Durch die vollständige Entkopplung des Tragwerks von der Bewegungseinheit, d. h. dem Roboter, konnte eine schwingungsfreie Anbindung der Laseroptiken erreicht werden. Die Einzelkomponenten, wie die Nd:YAG-Optik und das Pulverförder-system, wurden auf verschiebbaren Schlitten befestigt. Die Schlitten wurden mit manuellen Drehachsen ausgestattet und ermöglichen ein einfaches und schnelles Justieren und Positionieren der Optiken. Ein weiterer Vorteil ist das seitliche Verschieben von Komponenten, die nicht benötigt werden.

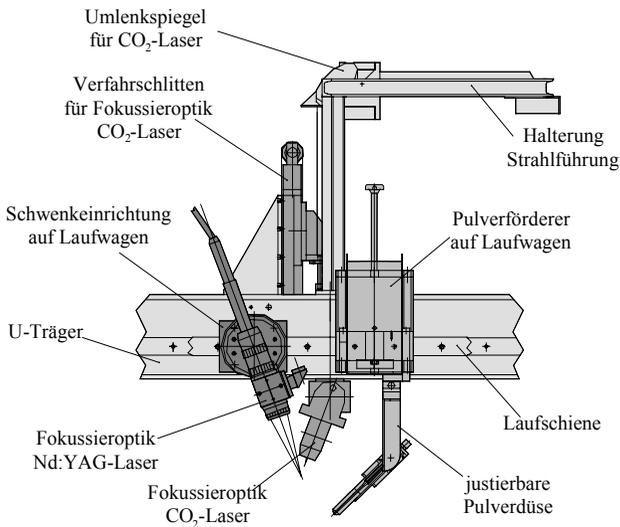


Bild 21 Trägerbalken mit Bearbeitungsoptiken und Düsensystem [105]

4.2.1 Handhabung und Steuerung

Die Systemaufgaben bezüglich Handhabung und Steuerung werden von einem Industrieroboter wahrgenommen. Es wird ein Knickarmroboter der Firma ABB vom Typ 4400 verwendet. Der Roboter hat durch die freie Positionierung und Orientierung des Roboterarms wenige Einschränkungen hinsichtlich Zugänglichkeit und Bearbeitungsposition. Um die volle Funktionalität des Roboters bei der Bahngenerierung zu nutzen, wurden besondere roboterspezifische Programmiermethoden verwendet. Zur Programmierung der Bearbeitungsbahn kann sowohl das Teach-Verfahren, bei dem die einzelnen Bahnpunkte manuell angefahren und abgespeichert werden, als auch die Offline-Programmierung, bei der die Bearbeitungsbahn am CAD-Modell generiert wird, genutzt werden. Besonders bei Bauteilen, die über CAD konstruiert wurden und über Freiformflächen oder Kanten verfügen, bietet sich die Offline-Programmierung an, da das Teachen größerer Werkstückbereiche einen erheblichen zeitlichen Aufwand benötigt und nicht die Genauigkeit einer Offline-Programmierung erreicht.

Abhängig von der Bearbeitungsaufgabe kann der Roboter sowohl eine Werkzeug-, als auch eine Werkstückhandhabung ausführen. Bei der Werkzeughandhabung wird an der Roboterhand ein Bearbeitungskopf bestehend aus Fokussieroptik und Pulverdüse befestigt. Parallel dazu wird das Werkstück in der zu bearbeitenden Position auf einer Spannplatte ausgerichtet und fixiert. Für eine Werkstückhandhabung sind die Bearbeitungsoptiken und die Pulverzufuhreinheit am Trägersystem angeordnet, und die Werkstücke werden über eine Spannvorrichtung direkt an dem Roboterarm angebracht. Aufgrund der einfachen Geometrie der in dieser Arbeit verwendeten Probekörper wurden alle Untersuchungen mit dieser Methode durchgeführt.

Die Robotersteuerung wird zur Realisierung der Bearbeitungsbahn und zur Koordination von Roboterbewegung und Zusatzkomponenten verwendet. So können Schutzgas, Laser und Pulverförderung entsprechend den Vorgaben des Bedieners zugeschaltet und in ihren Parametern orts- oder zeitabhängig angepasst werden. Dies erlaubt die genaue Einstellung und Änderung der Prozessparameter vor und während der Bearbeitung. Zusätzlich nimmt die Robotersteuerung Sicherheitsfunktionen wahr, indem sie in die Sicherheitskreise der Lasersysteme eingebunden ist, sodass der Bediener in einer Notsituation die Roboterbewegung und den Austritt der Laserstrahlung verhindern kann.

4.2.2 Strahlquellen

Da die Anlage sowohl für Grundlagenuntersuchungen als auch für die Bearbeitung von Realbauteilen genutzt werden sollte, wurden alle Lasersysteme, die sich für das Laseroberflächenveredeln eignen, eingebunden. Aufgrund der dazu erforderlichen Laserleistungen bzw. Leistungsdichten, wie sie in Kapitel 2 beschrieben wurden, kommen hierfür CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser in Betracht. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wurden alle drei Typen von Strahlquellen verwendet. Tabelle 3 zeigt die verwendeten Strahlquellen mit den entsprechenden Verfahrensvarianten.

Laserart	Hersteller	Charakteristik	Einsatzgebiet
CO ₂ -Laser	Trumpf TLF 12000	Max. Ausgangsleistung 10 kW Strahlparameterprodukt 8,4 mm/mrad	Laserstrahlbeschichten
Nd:YAG-Laser	Haas LAY 4006	Max. Ausgangsleistung 4 kW Strahlparameterprodukt 25 mm/mrad	Laserstrahlbeschichten, -umschmelzen
Diodenlaser	Laserline LDL 160-3000 RofinSinar DL 040 S	Max. Ausgangsleistung 3 kW Strahlparameterprodukt 85 x 400 mm/mrad Max. Ausgangsleistung 3,8 kW Strahlparameterprodukt 204 x 172 mm/mrad	Laserstrahlumschmelzen Laserstrahlbeschichten

Tabelle 3 Strahlquellen, welche in die Beschichtungsanlage integriert wurden und im Rahmen dieser Arbeit für Untersuchungen verwendet wurden

Die Bearbeitungsanlage wurde so in das Strahlführungssystem des Laserlabors eingebunden, dass der permanente Zugriff auf CO₂- und Nd:YAG-Laser besteht. Zusätzlich wurde die Möglichkeit vorgesehen, Lasersysteme, die nur zeitlich begrenzt zur Verfügung stehen, in kurzer Zeit und mit geringem Aufwand in die Anlage einzubauen und in die steuerungstechnischen Strukturen aufzunehmen. Die einzelnen Lasersysteme wurden auf verschiedene Arten integriert. Die Anbindung der CO₂-Laser erfolgte durch die Erweiterung des vorhandenen Strahlführungssystems. Innerhalb der Anlage wurde die Bearbeitungsoptik ortsfest an dem Trägersystem eingebaut, sodass dieser Lasertyp nur für eine Werkstückbewegung einsetzbar ist. Dioden- und Nd:YAG-Laser können durch die Verwendung von Glasfasern sowohl am Trägersystem als auch am Roboterarm selbst befestigt werden, sodass sowohl eine Werkstückbewegung als auch eine Werkzeugbewegung ausgeführt werden kann.

Da die Versuche praxisnah ausgelegt werden sollten, wurde auf den Einsatz von Sonderoptiken wie Facettenspiegel verzichtet und mit den Standardoptiken der Laserhersteller gearbeitet. Die verwendeten Fokussieroptiken der einzelnen Lasertypen sind in Tabelle 4 aufgeführt.

Lasertyp	Bauart	Brennweite	Strahlabmessung
CO ₂ -Laser	Kupferspiegel	200 mm	4 bis 7 mm Ø
Nd:YAG-Laser	Linse (Quarzglas)	200 mm	4 bis 8 mm Ø
Diodenlaser	Linse (Quarzglas)	177 mm	1x2 bis 4x6 mm

Tabelle 4 Verwendete Strahlformung und Strahlquerschnitte

4.2.3 Zusatzwerkstoff

Die Verwendung von pulverförmigen Werkstoffen bietet eine vielfältige Werkstoffauswahl und die Möglichkeit, verschiedene Pulverkomponenten dem Beschichtungsprozess simultan zuzuführen. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit die Verwendung von Pulvern favorisiert und die entsprechende Ausrüstung in die Bearbeitungsanlage integriert.

Das Gesamtsystem für die Zufuhr von Zusatzwerkstoff enthält die Dosierung, den Transport und die Formung des Pulverpartikelstroms. Zusätzlich besteht die Forderung, den Partikelstrom und das Schmelzbad gegenüber der Atmosphäre abzuschirmen. Bei der Dosierung wird aus dem Vorratsbehälter eine definierte Pulvermenge entnommen, wobei bereits hier die wichtigsten Eigenschaften des Pulverstroms festgelegt werden. Die pro Zeiteinheit geförderte Menge an Zusatzwerkstoff beeinflusst die Schichtgeometrie und durch seine zeitliche Konstanz die Homogenität des Schichtaufbaus. Durch das Förderprinzip, die Gestaltung der formenden Elemente und die Einstellungen während des Förderprozesses wird die Geschwindigkeit der Pulverpartikel und das Verhalten des Pulverstrahls nach dem Austritt aus der Pulverdüse bestimmt. Die Partikelgeschwindigkeit und die Form des Pulverstrahls wirken sich auf die Ausnutzung der geförderten Pulvermenge und den Beschichtungsprozess aus. Bei zu hoher Partikelgeschwindigkeit oder zu großer Divergenz des Pulverstrahls wird nur wenig Pulver vom Schmelzbad aufgenommen, und es kann nur ein geringer Teil des Zusatzwerkstoffes für die Schichtbildung genutzt werden.

Aus den vorgenannten Aufgaben des Pulverfördersystems leiten sich die Bedingungen zum Erreichen eines gleich bleibenden Beschichtungsprozesses ab, bei dem hohe Pulvernutzungsgrade und eine möglichst große Flexibilität der Gesamtanlage erzielt werden sollen. Für ein reproduzierbares, gleichmäßiges Schichtergebnis sind eine hohe Konstanz der Pulverförderrate und eine gleich bleibende, möglichst kompakte Geometrie des Pulverstrahls notwendig. Die bestmögliche Ausnutzung des Pulvers verlangt eine genaue Ausrichtung von Laser- und Pulverstrahl sowie eine angepasste Partikelgeschwindigkeit. Vorteile bietet ein Fördersystem mit schnellem Ansprechverhalten, wobei Verluste durch Wartezeiten beim Ein- und Ausschalten des Fördervorgangs vermieden werden. Eine größere Flexibilität des Gesamtsystems wird erreicht, indem mit mehreren unabhängigen Fördersystemen gearbeitet wird und diese über eine große Bandbreite der Förderrate verfügen. Mit derartigen Systemen lassen sich verschiedene Pulver simultan mischen und damit neue Werkstoffvarianten untersuchen.

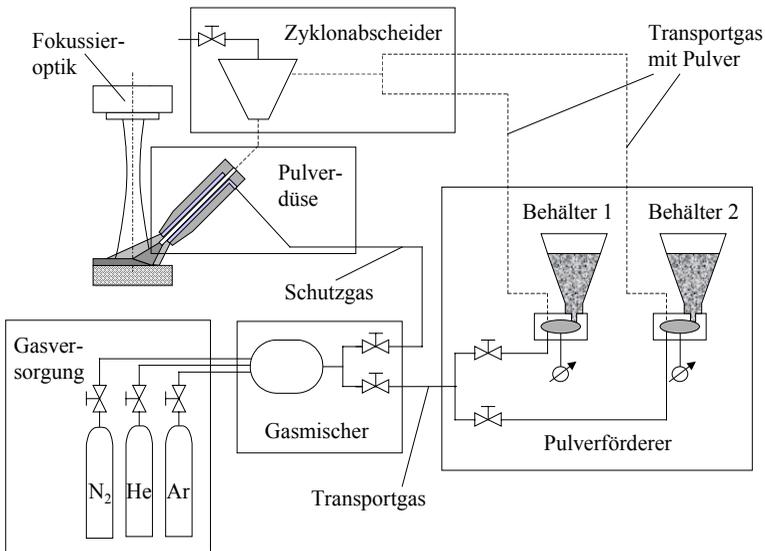


Bild 22 In die Beschichtungsanlage integriertes Pulverfördersystem mit Gasversorgung

Das Gesamtsystem für die Zufuhr von Zusatzwerkstoffen, wie es in die Bearbeitungsanlage integriert wurde, zeigt Bild 22. Hierbei wird zunächst ein definierter Pulverstrom im Pulverförderer erzeugt. Die Pulverteilchen gelangen nachfolgend in einen Zyklon, in dem die Parti-

kelgeschwindigkeit reduziert wird. Danach wird der Pulverstrom in der Pulverdüse so geformt, dass er an die Geometrie des Laserstrahls angepasst ist.

Das wichtigste und bestimmende Teilsystem beim Arbeiten mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff ist der Pulverförderer. Hier wird der Pulverstrom erzeugt und dadurch auch ein großer Teil dessen Eigenschaften festgelegt. Die Systemtechnik kennt verschiedene Förderprinzipien für die Dosierung und den Transport von Pulvern: Schwerkraftgestützte und piezoelektrische Systeme, wie sie in [13], [15] und [62] beschrieben sind, haben den Nachteil, dass die Schwerkraft als Transportmechanismus genutzt wird und dadurch das Fördersystem unmittelbar über der Bearbeitungsstelle angebracht werden muss und somit nur kleine Distanzen zwischen dem Förderer und der Pulverdüse überbrückt werden können. Da dies bei einer Werkzeugbewegung nicht sichergestellt werden kann, wurde in der Bearbeitungsanlage ein transportgasgestütztes System installiert. In dieser Arbeit wird das Pulverfördersystem der Firma SulzerMetco vom Typ Twin 10C verwendet. Dieser Pulverförderer ermöglicht das simultane Arbeiten mit zwei getrennten Pulvern. Hierbei wird das Pulver aus einem Vorratstrichter in die Nut einer sich drehenden Dosiertscheibe gefüllt, wobei die Rotationsgeschwindigkeit des Dosiertellers die Förderrate des Pulvers bestimmt. Anschließend wird das Pulver aus der Nut mit Hilfe eines Gasstromes abgesaugt. Aufgrund des Gasstromes werden die Pulverteilchen im Vergleich zu den oben genannten Förderern mit höherer Geschwindigkeit transportiert, sodass auch Distanzen bis zu mehreren Metern überbrückt werden können.

Die hohen Partikelgeschwindigkeiten im Trägergas bewirken eine geringe Ausnutzung des geförderten Pulvers beim Laserstrahlbeschichten, da schnelle Pulverteilchen nicht vom Schmelzbad aufgenommen werden. Dies kann durch die Verwendung eines Zyklons vermieden werden, bei dem ein Teil des Transportgases abgeschieden und die Partikelgeschwindigkeit dadurch verringert wird. Durch die Veränderung des Auslassquerschnitts am Zyklon lässt sich die abgeschiedene Gasmenge und damit die Partikelgeschwindigkeit anpassen.

Dem Zyklon nachgeschaltet ist die Pulverdüse, welche das Pulver dem Schmelzbad zuführt und den Pulverstrom in einem Gasmantel führt. Als Ziel soll eine hohe Ausnutzung der geförderten Pulvermenge für die Schichtbildung erreicht und das entstehende Schmelzbad bzw. die sich abkühlende Schicht gegenüber der Atmosphäre abgeschirmt werden. Ein großer Pulvernutzungsgrad wird möglich, indem der Pulverstrahl vor dem Verlassen der Düse präzise

geformt und so positioniert wird, dass er an die Schmelzbadgeometrie angepasst ist. Es werden zwei Gestaltungsprinzipien für die Formung des Pulverstrahls unterschieden:

- Bei den koaxialen Düsen wird der Pulveraustritt ringförmig um den Laserstrahl angeordnet und das Pulver durch die Düse kegelförmig auf das Schmelzbad fokussiert. Diese Art der Düse ermöglicht eine richtungsunabhängige Bearbeitung und ist damit geeignet für das Beschichten von Flächen oder gekrümmten Konturen.
- Die lateralen Düsen führen das Pulver aus nur einer Richtung zu. Der Pulverstrahl sollte nach dem Verlassen der Düse einen möglichst geringen Streuwinkel aufweisen, damit das Pulver konzentriert in die Schmelze gelangt. Durch die gerichtete Pulverzuführung entsteht eine Vorzugsrichtung für die Vorschubbewegung, da die Aufnahme des Pulvers im Schmelzbad optimal wird, wenn die Richtungen von Pulverzufuhr und Vorschub übereinstimmen. Folgt hierbei die Düse dem Schmelzbad, wird von einer stechenden Anordnung, bei einer vorauseilenden Düse wird von einer schleppenden Anordnung gesprochen. Die schleppende Anordnung bietet Vorteile, da höhere Pulvernutzungsgrade erzielt werden. Eine Anpassung der Geometrie des Pulverstrahls an die Bearbeitungsaufgabe bzw. den Strahlquerschnitt des Laserstrahls kann durch Veränderung des Austrittsquerschnittes der Pulverdüse erfolgen. Aus diesem Grund sind viele Pulverdüsen modular aufgebaut, sodass die Endstücke mit den Pulverzufuhrkanälen einfach ausgetauscht werden können.

Da beide Arten von Düsen nur 10 bis 20 mm von der Schmelze entfernt sind und den Reflexionen des Laserstrahls ausgesetzt sind, müssen an der Düsenspitze Maßnahmen zur Kühlung und Wärmeableitung vorgesehen werden. Besonders bei Werkstoffen mit geringem Absorptionsgrad, bei denen mit hohen Leistungen gearbeitet wird, müssen die Düsenenden effektiv gekühlt werden. Zur Vermeidung von Anschmelzungen werden an den Düsenenden Kupferwerkstoffe zur Reflexion der Laserstrahlung und zur guten Ableitung der absorbierten Energie ins Düseninnere verwendet. Die Wärmeableitung kann unterstützt werden, indem eine Wasserdurchführung als Wärmesenke eingebaut wird. An den Pulverdüsen wird zusätzlich inertes Gas zugeführt, um Reaktionen des Pulvers in der Wechselwirkungszone mit dem Laser zu vermeiden und das Schmelzbad gegenüber Einflüssen der Atmosphäre abzuschirmen. Die Abschirmwirkung soll eine Oxidation der Schmelze und die Aufnahme von Gasen wie zum Beispiel Wasserstoff verhindern. Zusätzlich kann das zugeführte Schutzgas die Düse kühlen und eine formende Wirkung auf den propagierenden Pulverstrahl ausüben [39].

Um die Aussagefähigkeit der Beschichtungsergebnisse abzusichern, wurde die zeitliche und geometrische Genauigkeit der Pulverzufuhr untersucht. An einem gasverdünnten Molybdän-Pulver mit einem Korngrößenbereich von 45 bis 90 μm wurde neben der Förderkonstanz auch die geometrische Massenverteilung in der Pulverströmung exemplarisch untersucht. Zur Bestimmung der zeitlichen Variation der Fördermenge wurden Förderraten zwischen 8 und 25 g/min eingestellt und die Pulvermenge, die innerhalb von 30 Sekunden bzw. einer Minute gefördert wurde, aufgefangen und gewogen. Die Einstellungen für Schutz- und Transportgas waren identisch zu den Untersuchungen für das Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff: Für Schutz- und Transportgas wurde Argon verwendet, wobei beim Transportgas 1 bar mit 120 l/h und beim Schutzgas 1 bar mit 600 l/h eingestellt waren.

Die Abweichungen in dem untersuchten Förderratenbereich waren kleiner als 1 % der jeweils eingestellten Förderrate. Die Verteilung der Pulverteilchen nach dem Verlassen der Düse wurde durch einen speziellen Aufbau bestimmt, bei dem mit Hilfe einer Schneide der Partikelstrom aufgeteilt und die beiden Teile des Pulverstrahls aufgefangen wurden. Durch das schrittweise Verschieben der Schneide und die Anordnung längs bzw. quer zur Flugrichtung der Pulverteilchen konnte die örtliche Massenverteilung im Pulverstrom bestimmt werden. Die untersuchte laterale Pulverdüse hatte eine Austrittsöffnung von 1,5 mm und war, wie bei den experimentellen Untersuchungen in Kapitel 6, um 45° gegen die Senkrechte geneigt und 12 mm von der Bearbeitungsstelle/Schneidenkante entfernt positioniert.

Bild 23a zeigt die Verteilung der Partikelmassen quer zur Strömungsrichtung. Diese besitzt einen symmetrischen Verlauf mit einem Maximum auf der Achse der Pulverdüse. In einem Abstand von 2 mm jenseits der Pulverdüsenmitte verringern sich die aufgefangenen Partikelmassen auf nur noch 5 % der Maximalwerte. Die Massenverteilung in Strömungsrichtung zeigt Bild 23b. Die Nulllage im Diagramm entspricht der Projektion des Düsenzentrums unter 45° auf die Werkstückoberfläche. Da die Pulverteilchen nach dem Verlassen der Düse durch die Schwerkraft abgelenkt werden, ist das Maximum der aufgefangenen Pulverpartikel um ca. 0,7 mm zur Düse hin verschoben. Der Partikelstrom in Strömungsrichtung hat, ebenso wie in Querrichtung, eine Abmessung von 4 mm, sodass bei einer justierten Düse und einem Strahldurchmesser größer 4 mm ein Großteil des Zusatzwerkstoffs in die Wechselwirkungszone Laserstrahl/Substrat trifft. Ein schnelles, vollständiges Aufschmelzen der Pulverpartikel wird erreicht, indem möglichst viele Pulverteilchen in den Bereich der höchsten Leistungsdichten, also in das Zentrum des Laserstrahls gelangen, sodass die Pulverdüse entsprechend zum La-

senstrahl positioniert werden muss. Durch die Berücksichtigung dieser Randbedingungen kann die Pulverausnutzung im Bearbeitungsprozess verbessert werden, sodass Pulvernutzungsgrade von 80 bis 90 % möglich werden.

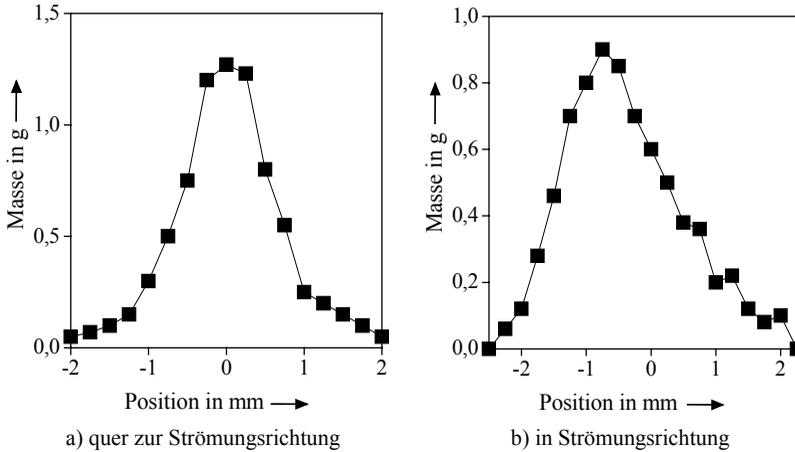


Bild 23 Massenverteilung in der Pulverströmung einer lateral angeordneten Schutzgasdüse (Schutzgas: Ar, 1 bar, 10 l/min; Pulverförderung: Mo-Pulver, 45-90 μm , Transportgas: Ar, 1 bar, 2 l/min)

4.2.4 Sicherheit

Die Sicherheitsaspekte beim Laseroberflächenveredeln betreffen sowohl die primären Gefahren, welche durch die direkte Einwirkung der Laserstrahlung hervorgerufen werden, als auch sekundäre Gefahren durch gas- und partikelförmige Schadstoffe, die beim Bearbeitungsprozess freigesetzt werden.

Der Gesetzgeber hat die rechtlichen Rahmenbedingungen geschaffen, um den Arbeits- und Umweltschutz sicherzustellen. Diese Rahmenbedingungen sind in Form von europäischen Richtlinien, nationalen Gesetzen, sowie technischen Richtlinien und Normen festgeschrieben. Eine Übersicht über relevante gesetzliche Vorschriften enthalten [99] und [100].

Die primäre Gefährdung durch den Laser betrifft die Wirkung der direkten oder reflektierten bzw. gestreuten Laserstrahlung. Aufgrund der hohen Leistungen bzw. Leistungsdichten der Laser in der Materialbearbeitung besteht eine erhebliche Gefährdung. Hier ist vor allem das

Gefahrenpotenzial für den Bediener zu sehen, so können beim Auftreffen der Laserstrahlung auf Auge und Haut irreparable gesundheitliche Schäden entstehen. Daneben besteht die Gefahr des Entzündens von Gegenständen durch die Wechselwirkung mit dem Laserstrahl. Diesen Gefahren kann durch die vollständige Kapselung der Bearbeitungsanlage sowie durch die Überwachung des Arbeitsbereichs und des Zugangs zum Arbeitsraum begegnet werden. Nur die vollständige Abschirmung des Wirkbereichs des Lasers sowie die Verwendung geeigneter Schutzgläser erlauben ein sicheres Arbeiten an einer Lasermaterialbearbeitungsanlage. Weitere Schutzmaßnahmen, wie das Tragen von Schutzbrillen, müssen getroffen werden, wenn eine vollständige Kapselung nicht erreicht werden kann oder sich der Bediener im Arbeitsraum des Lasers aufhalten muss. Diese Maßnahmen bergen ein Risiko in sich und sollten daher vermieden werden.

Die zweite große Gefährdung beim Laseroberflächenveredeln stellen partikelförmige Emissionen dar. Die Messung der Schadstoffemission in [99] zeigen, dass bei unzureichender Absaugung die geltenden Grenzwerte für Schadstoffkonzentrationen überschritten werden können. Im Vergleich zu konventionellen Verfahren wie dem Lichtbogenauftragsschweißen, bei denen Aerosolemissionsraten zwischen 3 und 22 mg/s auftreten, wurden beim Laseroberflächenveredeln mit 0,1 bis 1,4 mg/s deutlich geringere Emissionsraten gemessen. Die Emission von gasförmigen Stoffen wie NO, NO_x und Ozon beim Laseroberflächenveredeln ist um mehrere Größenordnungen geringer und somit als unkritisch einzustufen. Die Gefährdung durch partikelförmige Schadstoffemissionen resultiert aus der Lungengängigkeit und der chemischen Zusammensetzung der Partikel. Ein Großteil der Stoffe ist in der Arbeitsmedizin als allergisierend, toxisch oder krebserregend bekannt. Insbesondere die Hauptlegierungselemente des Zusatzwerkstoffes oder Stoffe mit niedrigen Grenzwerten stellen in Form von Rauchen eine potenzielle Gefährdung dar. Für die Entstehung partikelförmiger Emissionen sind unterschiedliche Mechanismen verantwortlich. Zum einen haben partikelförmige Emissionen ihren Ursprung in dem pulverförmigen Zusatzmaterial, das aufgrund des begrenzten Pulvernutzungsgrades nicht in das Schmelzbad gelangt. Bezeichnet werden diese Emissionen als Stäube (VDI 2262). Die Größe und Menge der luftgetragenen Staubpartikel wird dabei entscheidend von den Strömungsverhältnissen am Bearbeitungsort beeinflusst. Nicht luftgetragene Partikel schlagen sich in unmittelbarer Nähe der Bearbeitungszone nieder. Zum anderen entstehen Partikelemissionen aufgrund der Verdampfung von Pulverteilchen in der Wechselwirkungszone des Laserstrahls und an der Schmelzbadoberfläche. Wegen ihres thermischen Entstehungsprozesses werden diese Partikelemissionen als Rauche bezeichnet. Die Emissio-

nen sind in der Regel zunächst dampfförmig und kondensieren in unmittelbarer Umgebung der Bearbeitungszone. Nachfolgend finden Partikelwachstumsprozesse wie Koagulation und Agglomeration statt. Die Rauchpartikel haben typischerweise Durchmesser kleiner als $1\ \mu\text{m}$ und sind damit lungengängig. In ihren Eigenschaften sind die Rauche allgemein mit denen von Schweißrauchen anderer Verfahren vergleichbar.

Die Untersuchungen zum Einfluss des Zusatzwerkstoffes und der Prozessparameter haben verdeutlicht, dass die Korngrößenverteilung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffes sowie die erzielten Pulvernutzungsgrade die Staubemission beeinflussen. Ein hoher Feinkornanteil der Zusatzwerkstoffe führt im Vergleich zu Zusatzwerkstoffen mit größeren Partikeln zu einem Anstieg der Staubemissionsrate. Ebenso bedingt ein geringerer Pulvernutzungsgrad, z. B. durch eine nicht optimale Pulverzuführung hervorgerufen, einen höheren Staubanteil. Die freigesetzten Rauchemissionsraten stehen auch in engem Zusammenhang mit den Temperaturen an der Schmelzbadoberfläche und demzufolge mit der eingebrachten Energie pro zugeführte Pulvermenge, sodass bei Erhöhung der leistungsführenden Parameter ein Anstieg der Rauchemissionsrate beobachtet werden kann.

Die wichtigste Maßnahme zum Schutz von Rauchen und Stäuben ist die Installation einer leistungsfähigen Absaugeinrichtung, welche die Schadstoffe aus dem Arbeitsbereich entfernt und möglichst große Schadstoffanteile herausfiltert und sammelt. Die entstehenden Emissionen konnten durch die Auslegung der Absaugung und ihre Positionierung in der unmittelbaren Nähe der Bearbeitungsstelle deutlich reduziert werden. Messungen der Schadstoffpartikel innerhalb und außerhalb der Umhausung lagen jeweils unterhalb der Nachweisgrenze. Weitere Maßnahmen zur Reduzierung der Schadstoffemissionen können über die Auswahl des Pulverwerkstoffes oder über die Prozesseinstellungen eingeleitet werden, indem Werkstoffe mit einem unkritischeren Feinkornanteil verarbeitet werden oder der Zusatzwerkstoff bei der Bearbeitung besser ausgenutzt wird. Andere Sicherheitsmaßnahmen beziehen sich auf die Einweisung der Mitarbeiter in den Umgang mit der Anlage und ihren Komponenten, die sachgerechte Lagerung der Pulverwerkstoffe oder die Brandbekämpfung.

5 Laseroberflächenveredeln ohne Zusatzwerkstoff

5.1 Ziele

Wie in Kapitel 2.5.1 beschrieben, kann das Laserstrahlumschmelzen von Aluminiumwerkstoffen zur Optimierung der mechanischen und chemischen/elektrochemischen Bauteileigenschaften eingesetzt werden. Die verbesserten mechanischen Eigenschaften beruhen auf der Beseitigung von Gussfehlern im Gefüge, der Gefügefeinung und Übersättigung des Gefüges sowie der Ausbildung von Ausscheidungen und metastabilen Phasen. Voraussetzung für eine erfolgreiche Bearbeitung ist, dass während des Laserbearbeitungsprozesses keine zusätzlichen Gefügefehler wie Oxide oder Poren entstehen und entsprechend große Umschmelzvolumina wirtschaftlich darstellbar sind.

In den nachfolgenden Untersuchungen sollen die Verfahrensmöglichkeiten zur Feinung des Gefüges untersucht werden. Hierzu wurden sowohl Simulationsrechnungen zum Einfluss der Prozessparameter, als auch experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Bauteilform bzw. -vorbehandlung und der Systemtechnik durchgeführt. Die Kenntnis der Abhängigkeiten von Bearbeitungsergebnis und -parameter kann als Hilfe für die Auswahl geeigneter Systemtechnik dienen und ermöglicht Aussagen über günstige Prozesseinstellungen oder die Gewichtung der Einflussfaktoren.

Um den Effekt des Umschmelzens, die Herstellung einer festigkeitsgesteigerten und fehlerverminderten Schicht, möglichst effektiv zu nutzen, muss in Abhängigkeit von der Bearbeitungsaufgabe ein definierter, oftmals möglichst großer Werkstoffbereich modifiziert werden, sodass die Schichtgeometrie ein Kriterium für eine erfolgreiche Umschmelzbehandlung darstellt. Daraus leitet sich die Forderung nach einer Maximierung des Umschmelzvolumens bei gleichzeitig geringstem Aufwand für Energie und Bearbeitungszeit ab. Dies rückt die Untersuchung der Energieeinkopplung beim Laserstrahlumschmelzen in das Zentrum des Interesses, sodass im Folgenden das Schichtvolumen und der Einkoppelgrad als Zielgrößen untersucht werden.

5.2 Prozessgrundlagen

In diesem Kapitel sollen die Grundlagen des Laserstrahlumschmelzens anhand von Simulationsergebnissen vorgestellt werden. Die Rechnung wurde auf der Basis der Finite-Elemente-

Methode durchgeführt und kann die wichtigsten Vorgänge des realen Bearbeitungsprozesses abbilden. Hierzu gehören die Erwärmung und das Aufschmelzen des Werkstücks sowie die Erstarrung des Schmelzbades. Die thermische Analyse beruht auf der Wärmeleitung von der Oberfläche in das Werkstückinnere, wobei die Konvektion in der Schmelze bei der Berechnung nicht berücksichtigt wurde. Diese Vereinfachung ist für den Werkstoff Aluminium zulässig, da Vergleichsrechnungen mit bzw. ohne Konvektion in [83] keine Unterschiede in der Schmelzbadgeometrie gezeigt haben. Das Rechenmodell der thermischen Analyse kann unter Verwendung von temperaturabhängigen Festigkeitswerten erweitert werden, sodass die im Werkstück entstehenden Spannungen und Verformungen berechnet werden können.

Die thermische Analyse liefert Aussagen zur orts- und zeitabhängigen Temperaturverteilung im Werkstück, sodass mit den Isothermen der Bereich der Schmelzzone dargestellt und Anlasseeffekte im Substrat sichtbar gemacht werden können. Anhand dieses Modells können die Einflüsse wichtiger Prozessgrößen, wie Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit, auf die Schmelzbadgeometrie bestimmt und damit auch eine Wertung der Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Bedeutung für den Bearbeitungsprozess vorgenommen werden. In Erweiterung des Begriffs der Einflussgrößen können auch durch das Bauteil einfließende Effekte wie z. B. ein Vorwärmen bestimmt werden.

Für die Modellrechnung wurde eine Flachprobe als Finite-Elemente-Modell generiert, wobei die Materialdaten der Gusslegierung AlSi10Mg angenommen wurden. Der Laserstrahl wurde als eine kreisrunde Energiequelle mit einer über den Querschnitt konstanten Energieverteilung angenommen und mit einer konstanten Energieübertragungsrate über die Flächensegmente auf der Bauteiloberfläche eingekoppelt. Die graphischen Darstellungen zeigen Momentaufnahmen während des Bearbeitungsvorgangs, bei dem sich die Energiequelle mit einer konstanten Geschwindigkeit über die Bauteiloberfläche bewegt. Die Einstellungen der Einflussgrößen Strahldurchmesser, Vorschubgeschwindigkeit und Leistung bzw. Intensität wurden anhand von Erfahrungswerten aus den praktischen Untersuchungen angesetzt.

Die Ergebnisse zeigen jeweils den Zustand, während dessen sich der Bearbeitungsvorgang in der Bauteilmitte befindet. Zu diesem Zeitpunkt wurden aus dem Simulationsmodell ein Längs- und Querschnitt durch den Probekörper erzeugt, an denen das Temperaturfeld im Werkstück und damit die Schmelzbadgröße dargestellt werden kann. Die Farben in den Grafiken sind einheitlich und geben folgende Temperaturbereiche wieder:

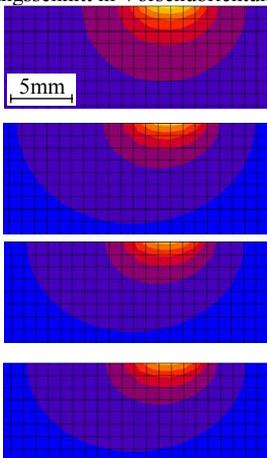


Aufgrund des einfachen Modells und der interpolierten temperaturabhängigen Materialdaten erlauben die Ergebnisse keine zuverlässigen quantitativen Aussagen. Obwohl nachfolgend bei der Bestimmung des Einflusses der einzelnen Bearbeitungsparameter quantitative Ergebnisse genannt werden, sollen diese nur als qualitative Aussagen über den Umschmelzprozess gewertet werden.

- Vorschubgeschwindigkeit

Die Veränderung der Vorschubgeschwindigkeit bei sonst gleichen Einstellungen, wie sie in Bild 24 gezeigt ist, hat nur eine geringe Auswirkung auf die Schmelzbadgeometrie. Tendenziell führt im dargestellten Parameterbereich eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit zu leicht geringeren Einschmelztiefen und Spurbreiten, wobei ein höherer Temperaturgradient von der Schmelze ins Substrat auftritt.

Längsschnitt in Vorschubrichtung



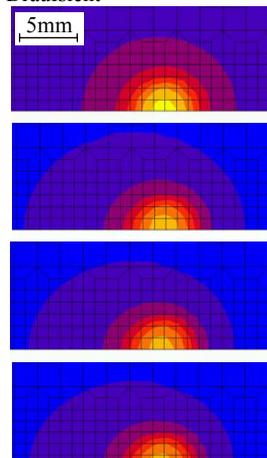
$v=100$ mm/min

$v=200$ mm/min

$v=300$ mm/min

$v=400$ mm/min

Draufsicht



Parameter: Bauteiltemperatur 20°C , Strahldurchmesser 5 mm, Intensität $4,1 \times 10^3$ W/cm²

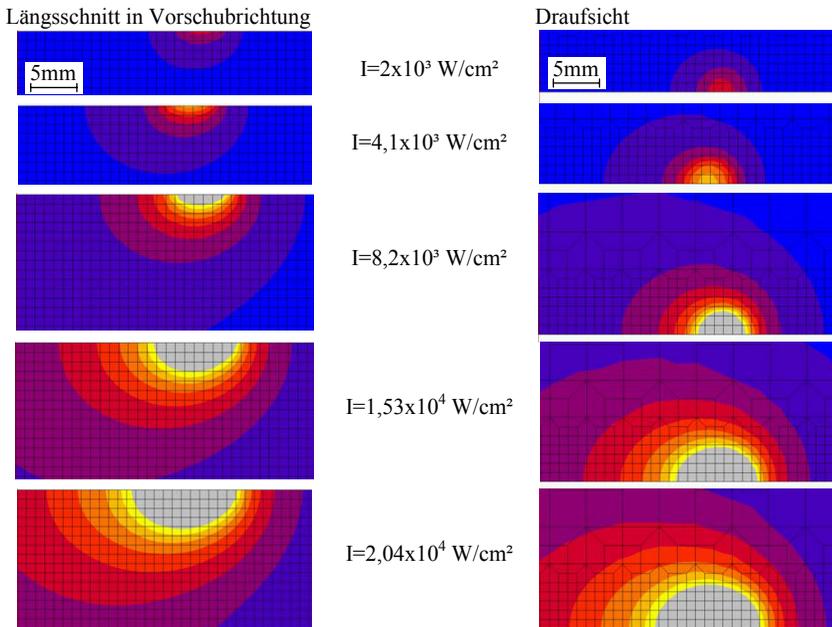
Bild 24 Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die Schmelzbadgeometrie

Die Variation der Vorschubgeschwindigkeit im Bereich von 100 bis 400 mm/min bewirkt eine Verringerung der Spurbreite von 2,5 auf 2 mm und der Einschmelztiefe von 1,2 mm auf 0,8 mm. Daraus kann für den untersuchten Parameterbereich abgeleitet werden, dass die Vor-

schubgeschwindigkeit erhöht werden kann, ohne einen starken Verlust an Schmelzvolumen zu erhalten. Durch das Laserstrahlumschmelzen treten Anlasseffekte im Substrat auf, die anhand der errechneten Umgebungstemperatur beurteilt werden können. Bei der Vorschubgeschwindigkeit von 100 mm/min werden im Grundwerkstoff Temperaturen knapp unterhalb 220°C erreicht, während bei den größeren Vorschüben das Temperaturniveau unter 110°C liegt. Diese Temperaturniveaus werden im Betrieb von Motorkomponenten ebenfalls erreicht, sodass die Einbußen durch Anlassvorgänge im Substrat noch akzeptiert werden können.

- Laserleistung bzw. Einkoppelverhalten

Da in der vorliegenden Rechnung die Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem Grundwerkstoff nicht modelliert wurde, mussten für die in das Bauteil eingekoppelte Energiemenge diskrete Werte angenommen werden. Das Verhalten des Bauteils bei einer Veränderung der eingekoppelten Energiemengen zeigt Bild 25.



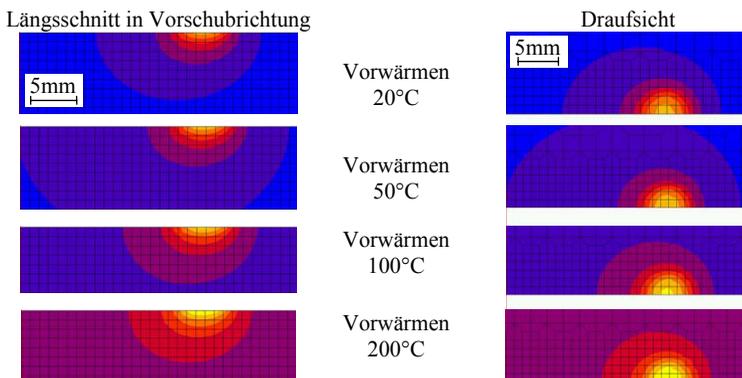
Parameter: Bauteiltemperatur 20°C, Strahldurchmesser 5 mm, Vorschub 300 mm/min

Bild 25 Einfluss der eingekoppelten Leistungsdichte (Strahlintensität) auf die Schmelzbadgeometrie

Die im realen Bearbeitungsprozess eingekoppelte Energiemenge wird dabei sowohl von den Eigenschaften des Laserstrahls wie z. B. der Laserleistung, als auch von den Merkmalen des Werkstücks beeinflusst. Über die zur Verfügung stehende Energiemenge werden die Schmelzbadgeometrie und damit auch das Umschmelzvolumen sehr stark verändert, d. h. je mehr Energie ins Bauteil eingekoppelt wird, desto größer werden Einschmelztiefe und Spurbreite. Bei einer eingekoppelten Leistungsdichte von $2 \times 10^3 \text{ W/cm}^2$ und dem in allen Beispielen konstanten Strahldurchmesser von 5 mm wird die Schmelztemperatur an der Werkstückoberfläche nicht erreicht. Erst ab einer Leistungsdichte von $4 \times 10^3 \text{ W/cm}^2$ reichen die Temperaturen zur Bildung eines Schmelzbades aus. Wird die Leistungsdichte von $4 \times 10^3 \text{ W/cm}^2$ auf $2 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ vergrößert, so wächst die Einschmelztiefe von 0,6 auf 6,5 mm und die Spurbreite von 2 auf 7 mm an. Gleichzeitig läuft eine erhebliche Wärmemenge der Wechselwirkungszone voran. Im Bauteil wird ein Temperaturniveau von 330°C erreicht, und in der Schmelzzone steigt die Temperatur auf 1320°C an. Die eingekoppelte Laserleistung hat den stärksten Effekt hinsichtlich der Schmelzgeometrie und stellt damit ein entscheidendes Kriterium für eine Maximierung des Schmelzvolumens dar. Gleichzeitig ist sie auch eine wichtige Einflussgröße für einen konstanten Bearbeitungsprozess.

- Vorwärmen des Bauteils

Als eine Möglichkeit zur Vergrößerung des Umschmelzvolumens wurde das Vorwärmen des gesamten Bauteils untersucht. Dies kann beispielsweise durch Ofenvorwärmung oder ein induktives Vorwärmen erfolgen.



Parameter: Intensität $4,1 \times 10^3 \text{ W/cm}^2$, Strahldurchmesser 5 mm, Vorschub 300 mm/min

Bild 26 Einfluss des Vorwärmens auf die Schmelzbadgeometrie

Es wurden, wie in Bild 26 gezeigt, Vorwärmtemperaturen von 50°-200°C betrachtet und mit dem Prozessverhalten bei Raumtemperatur verglichen. Bei einem Vorwärmen auf 200°C wurde eine Bauteiltemperatur nach der Bearbeitung von maximal 330°C errechnet, was im Falle von Aluminiumwerkstoffen Anlasseffekte bewirkt und zu einem deutlichen Abfall von Festigkeitswerten führt. Bemerkenswert ist, dass nur ein geringer Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie vorliegt und die Temperaturen im Schmelzbad nur eine geringe Steigerung aufweisen, wobei gleichzeitig ein geringerer Temperaturgradient im Werkstück auftritt; im Hinblick auf eine Vergrößerung des Umschmelzvolumens ist das Vorwärmen also keine zielführende Maßnahme.

Mit dieser Vorgehensweise können allerdings beim Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff auch spröde Zusatz- bzw. Substratwerkstoffe verarbeitet werden: Der geringere Temperaturgradient hilft dabei die Rissbildung zu vermeiden, indem beispielsweise eine Gefügeumwandlung in der Schicht und im Substrat durch zu schnelles Abkühlen vermieden wird und die verbesserte Duktilität der Werkstoffe bei höheren Temperaturen ausgenutzt werden kann. Zusätzlich bewirkt die geringere Temperaturdifferenz zwischen Schmelze und dem Substratwerkstoff, dass der Schichtauftrag ein kleineres Temperaturintervall durchläuft und damit eine geringere Volumenänderung im Bereich der Schicht stattfindet. Da Ausdehnungs- und Kontraktionsvorgänge in der Schicht durch die schmelzmetallurgische Anbindung an das Substrat behindert sind, bildet sich infolge der kleineren Volumenänderung ein geringeres Spannungsniveau in der Schicht aus.

5.3 Prozesstechnische Ergebnisse

Die im Folgenden dargestellten prozesstechnischen Ergebnisse sollen die numerisch ermittelten Zusammenhänge aus Kap. 5.2 absichern und durch Aussagen zur Vorbereitung der Bauteile hinsichtlich Geometrie und Oberflächenbehandlung, aber auch durch die genauere Betrachtung der Systemkomponente Laserstrahl ergänzen. Eine detailliertere Betrachtung der direkt vom Laserstrahl abhängigen Einflussgrößen ist sinnvoll, da neben den in Kap. 5.2 untersuchten Parametern auch der Strahlquerschnitt das Umschmelzerggebnis beeinflusst.

Wie in Kapitel 3.1 gezeigt wurde, kann die Energieeinkopplung und damit auch das Schichtvolumen durch systemtechnische Maßnahmen beeinflusst werden. Da dem Laseroberflächenveredeln zumeist eine Zerspanungsoperation vorangeht, besteht zusätzlich die Möglichkeit, durch makroskopische Änderung der Bauteilgestalt sowohl die Einkopplung der Laserstrahl-

lung auf der Bauteiloberfläche, als auch die Wärmeableitung in das Bauteilinnere zu beeinflussen. Durch keilförmige Probekörper mit unterschiedlichen Keilwinkeln wurden der Einstrahlwinkel der Laserstrahlung und die Massenverteilung im Bauteil verändert. Gleichzeitig wurde der Einfluss einer Oberflächenvorbehandlung betrachtet, indem Bauteile mit blanker und phosphatierter Oberfläche umgeschmolzen wurden. CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser kamen zum Einsatz, um den Einfluss der Wellenlänge und der spezifischen Eigenheiten der einzelnen Lasersysteme, wie z. B. des Strahlprofils beim Diodenlaser, zu bestimmen. Darüber hinaus wurde der Einfluss des Strahldurchmessers experimentell und über eine Modellrechnung bestimmt.

- Einfluss der Bauteilgeometrie im Bereich der Umschmelzzone

Da das Laserstrahlumschmelzen nur ein beschränktes Bauteilvolumen modifiziert, sollte dieser Bereich durch eine entsprechende konstruktive Gestaltung des Bauteils möglichst effizient genutzt werden. Dies gelingt, indem die Umschmelzung der Endgeometrie nahe kommt und wenig zerspanende Nacharbeit notwendig wird. Eine Möglichkeit die Effektivität des Verfahrens zu erhöhen und die Geometrie der Umschmelzung zu beeinflussen ist, die Ausgangsform des Rohteils den Erfordernissen des Verfahrens anzupassen. In einer Versuchsreihe wurde hierzu die makroskopische Bauteilgeometrie im Umschmelzbereich gezielt verändert. Die Bauteilgestalt wurde - ausgehend von einer planen Oberfläche - in 30°-Schritten hin zu einer scharfen Keilform mit einem eingeschlossenen Winkel von 60° variiert (Bild 27).

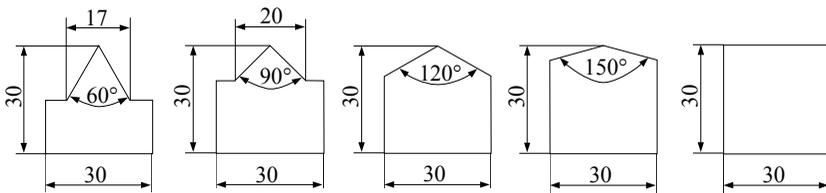
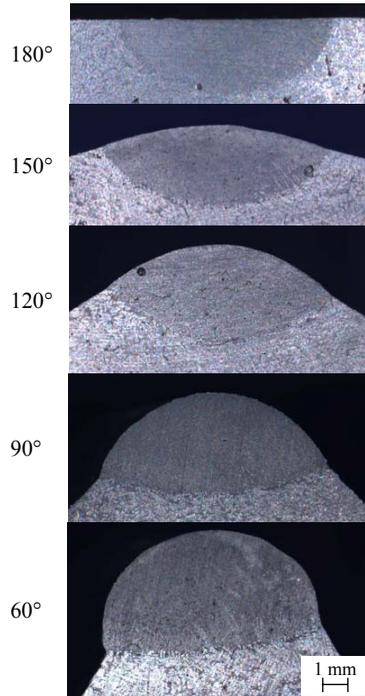
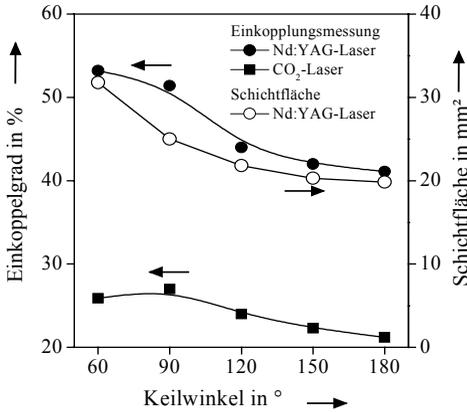


Bild 27 Probengeometrien zur Untersuchung des Einflusses der Bauteilvorbereitung beim Laserstrahlumschmelzen

Die Probenform wurde so festgelegt, dass sich während des Umschmelzens nur die Keilkontur im Bereich des Strahlquerschnitts befindet und die Probe ausreichend Materialvolumen aufweist, um die Masseverhältnisse eines massiven Realbauteils anzunähern. Durch die Keilform wird der Einstrahlwinkel der Laserstrahlung, als auch die Massenverteilung der Wechselwirkungszone Laser/Substrat beeinflusst. Der Einfluss dieser Maßnahmen wurde im Hin-

blick auf den Einkoppelgrad und das Umschmelzvolumen bzw. die Schichtquerschnittsfläche untersucht. Hierzu wurden kalorimetrische Einkopplungsmessungen nach [64] durchgeführt.



a) Einkoppelgrad und Schichtquerschnittsfläche in Abhängigkeit der Probenform

b) Umschmelzgeometrien bei verschiedenen Keilwinkeln (Nd:YAG-Laser)

Bild 28 Laserstrahlumschmelzen von keilförmigen Proben mit phosphatierter Oberfläche (Laserleistung 3 kW, Strahldurchmesser 5 mm, Vorschub_{Nd:YAG} 150 mm/min, Vorschub_{CO2} 100 mm/min, Schutzgas: Ar, 700 l/h, Werkstoff AlSi10Mg)

In Bild 28a ist die Einkopplung der Laserenergie über dem Keilwinkel der Probe aufgetragen. Zunächst ist der Vorteil einer kurzen Wellenlänge anschaulich demonstriert. Der Einkoppelgrad vergrößert sich des weiteren sowohl beim CO₂- als auch beim Nd:YAG-Laser mit kleinerem Keilwinkel. Durch Veränderung des Keilwinkels von 180° auf 60° ist unter Verwendung des Nd:YAG-Lasers und einer phosphatierten Bauteiloberfläche eine Steigerung der Energieeinkopplung von 40 auf über 50% möglich. Für das Umschmelzen mit dem Nd:YAG-Laser sind in Bild 28a neben den Einkoppelgraden auch die Flächen der umgeschmolzenen Bereiche aufgetragen. Dabei zeigt sich, dass mit einer Verringerung des Keilwinkels von 180°

auf 60° und der damit verbesserten Energieeinkopplung ein um 50% größeres Materialvolumen umgeschmolzen werden kann. Das Optimum des Keilwinkels ist allerdings bei 90° erreicht, da noch kleinere Winkel zwar das Umschmelzvolumen steigern, aber die Stabilität des Schmelzbades durch die geringe Stützwirkung der Probenform nicht immer gegeben ist.

Die Wirkung der Keilform auf das Umschmelzvolumen ist durch zwei Hauptmechanismen bedingt:

- Bei schlanken Keilgeometrien wird die Laserstrahlung unter einem flacheren Winkel eingestrahlt. Nach Bild 11 erhöht eine derartige Veränderung des Einfallswinkels die Absorption der Laserstrahlung an der Bauteiloberfläche, sodass durch diesen Effekt die Steigerung der Einkopplung bei kleineren Keilwinkeln erklärt werden kann. Die verbesserte Einkopplung erhöht den Energieeintrag und vergrößert damit das Umschmelzvolumen.
- Das geringere Materialvolumen eines schlanken Keils verschlechtert den Wärmeübergang aus den eckennahen Bereichen des Keils und erhöht damit, ebenso wie die gesteigerte Energieeinkopplung, das Temperaturniveau im Keilbereich, sodass eine Vergrößerung des Schmelzvolumens bewirkt wird.

- Einfluss des Strahldurchmessers

Der Einfluss des Strahldurchmessers auf die Umschmelzgeometrie wurde sowohl durch Berechnungen an einem Finite-Elemente-Modell, als auch in praktischen Versuchen betrachtet. In beiden Fällen wurde die in Bild 27 dargestellte Probe mit einem Keilwinkel von 90° untersucht. Da die Schichtfläche wenig über die Abmessungen des umgeschmolzenen Bereichs, wie z.B. die Tiefenwirkung, aussagt, wurden die Ergebnisse, wie dies Bild 29 zeigt, hinsichtlich der Spurbreite und der Einschmelztiefe ausgewertet.

Die Berechnungen basieren auf der Annahme einer kreisrunden, konstanten Intensitätsverteilung bei einem Einkopplungsgrad der Laserenergie von 25%. Weiterhin wurde eine Laserleistung von 3 kW, eine Vorschubgeschwindigkeit von 100 mm/min und die Werkstoffkennwerte von AlSi10Mg vorausgesetzt. Das Ergebnis basiert auf reiner Wärmeleitung, da Einflüsse durch Konvektion nicht berücksichtigt wurden.

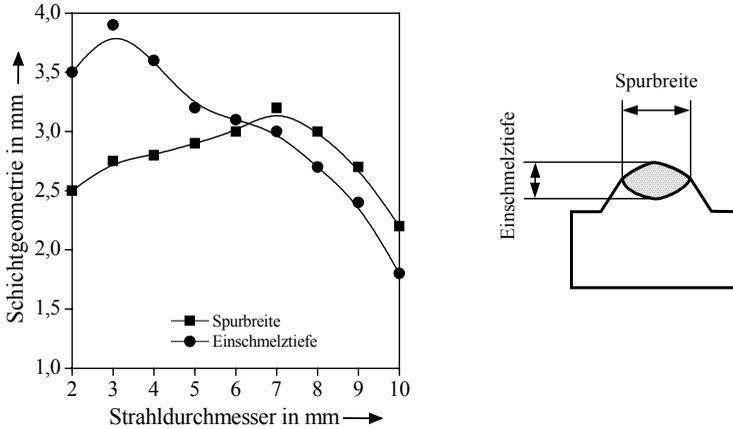


Bild 29 Berechnete Schichtgeometrie beim Laserstrahlumschmelzen keilförmiger Proben
 Parameter: Werkstoff AlSi10Mg, Keilwinkel 90°, Laserleistung 3 kW,
 Vorschub 100 mm/min, Einkopplungsgrad 25 %

Die Ergebnisse der Rechnung in Bild 29 zeigen bis zu einem Strahldurchmesser von 7 mm eine mit ansteigendem Strahldurchmesser anwachsende Spurbreite. Wird der Strahldurchmesser noch weiter gesteigert, so reduziert sich die Spurbreite wieder. Die Einschmelztiefe hingegen zeigt bei 3 mm Strahldurchmesser ein Maximum und fällt dann mit größerem Strahldurchmesser ab. Diese Effekte sind durch Wärmeableitungs- und Einkopplungsmechanismen erklärbar: Bis 7 mm Strahldurchmesser steigt die Spurbreite, da die Intensität bei konstanter Laserleistung zwar geringer wird, an den Randbereichen der Umschmelzung aber immer noch ausreicht, um den Werkstoff anzuschmelzen. Bei größeren Strahldurchmessern ist die Wärmeableitung in den Randbereichen so groß, dass kein Anschmelzen mehr stattfindet und die Spurbreite trotz größerem Strahldurchmesser reduziert wird. Die Einschmelztiefe erreicht das Maximum, wenn die Wärmeableitung durch den ansteigenden Strahldurchmesser von dreidimensionaler in eindimensionale Wärmeleitung übergeht und die Randintensitäten des Laserstrahls ausreichen, den Werkstoff anzuschmelzen.

Neben den modellgestützten Untersuchungen wurden auch Umschmelzversuche durchgeführt, um die Abhängigkeiten der Schichtgeometrie vom Strahldurchmesser experimentell zu bestimmen. Bild 30 zeigt die Umschmelzgeometrie von Proben, die mit den Parametern hergestellt wurden, welche der Rechnung zugrunde gelegt waren. Gleichzeitig wurde der Einfluss einer Oberflächenvorbehandlung untersucht, indem blanke und phosphatierte Proben umgeschmolzen wurden.

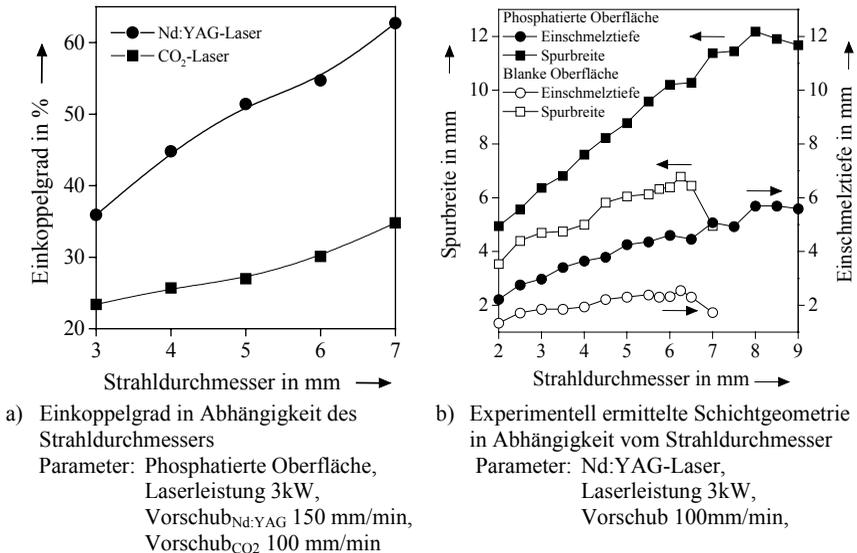


Bild 30 Experimentell bestimmte Schichtgeometrien beim Laserstrahlumschmelzen von keilförmigen Proben in Abhängigkeit vom Strahldurchmesser (Keilwinkel 90°, Werkstoff AlSi10Mg, Schutzgas: Ar, 700l/h)

Aufgrund der unterschiedlichen Einkopplungsbedingungen ist nur ein qualitativer Vergleich der Schichtgeometrien von Experiment und Modellrechnung möglich. In beiden Fällen weist die Spurbreite mit ansteigendem Strahldurchmesser ein Maximum auf. Im Unterschied zur Rechnung erreichen im Experiment Spurbreite und Einschmelztiefe bei gleichem Strahldurchmesser den Maximalwert. Da dieses Prozessverhalten unabhängig von der Oberflächenvorbehandlung ist, kann eine Maximierung des Umschmelzvolumens sehr einfach realisiert werden. Ursache für den Anstieg des Umschmelzvolumens bei größeren Strahldurchmessern ist nach Bild 30a das verbesserte Einkopplungsverhalten. Dieser Zusammenhang wurde in der Modellrechnung nicht berücksichtigt. Die Ursache für die getrennten Maxima von Ein-

schmelztiefe und Spurbreite in der Rechnung ist durch die Unvollständigkeit des Rechenmodells begründet, das Mechanismen wie Energieeinkopplung, Konvektion im Schmelzbad und Ausbildung der Schmelzbadoberfläche nicht richtig beschreibt.

- Einfluss der Oberflächenvorbehandlung

Eine weitere, deutliche Steigerung des Umschmelzvolumens ist durch eine Oberflächenvorbehandlung möglich: So können nach Bild 30b Spurbreite und Einschmelztiefe verdoppelt werden, wenn statt einer blanken Oberfläche eine phosphatierte Oberfläche verwendet wird, welche die Reflexion der Laserstrahlung vermindert. Der Einkoppelgrad erhöht sich, insbesondere bei den geringen Strahlintensitäten großer Strahldurchmesser, weil die Phosphatschicht auf der Schmelzbadoberfläche nicht aufgebrochen wird und die absorptionssteigernde Wirkung über die gesamte Wechselwirkungszone erhalten bleibt. Dadurch wird die Energieeinkopplung soweit verbessert, dass auch niedrige Intensitäten zu einem Aufschmelzen des Grundwerkstoffs führen. Bei den höheren Intensitäten kleinerer Strahldurchmesser wird die Oberflächenschicht verdampft bzw. im Schmelzbad untergemischt, sodass das Schmelzbad eine metallisch blanke Oberfläche aufweist und die Laserstrahlung schlechter eingekoppelt wird. Damit ist das Phosphatieren in Verbindung mit großen Strahldurchmessern eine sinnvolle Maßnahme, um das Umschmelzvolumen bei konstanter Laserleistung zu steigern oder mit einer geringeren Laserleistung ein vorgegebenes Umschmelzvolumen zu erreichen.

- Einfluss der Strahlorientierung

Bei Hochleistungsdiodenlasern besteht die Möglichkeit den Laserstrahl über eine Glasfaser zu der Bearbeitungsoptik zu führen oder die Bearbeitungsoptik direkt in das Resonatorgehäuse zu integrieren. Im Fall der Faserkopplung wird wie beim Festkörperlaser ein runder Strahlquerschnitt erreicht. Der Verzicht auf die Faserkopplung führt bei den aktuell verfügbaren Diodenlasersystemen zu einer quadratischen oder rechteckförmigen Strahlgeometrie im Fokus, sodass sich in Abhängigkeit der Bearbeitungsrichtung die Orientierung des Strahlquerschnitts ändert.

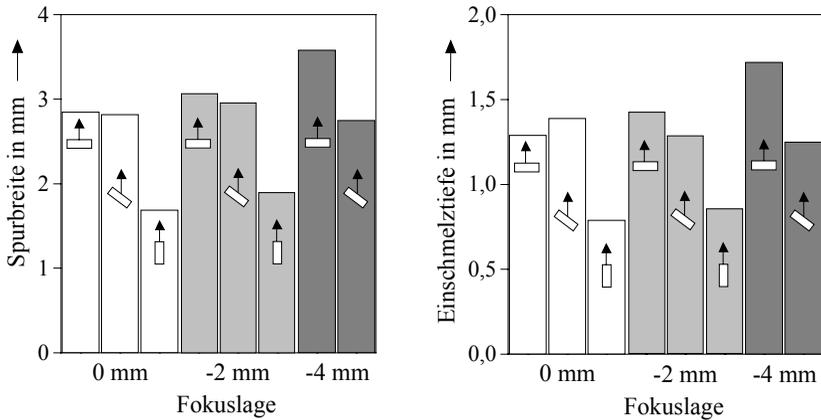


Bild 31 Einfluss der Strahlorientierung auf die Geometrie der Umschmelzzone. (Diodenlaser: Leistung 3 kW, Vorschub 100 mm/min, Strahlquerschnitt 2 x 1 mm im Fokus, Schutzgas: Ar, 700l/h, blanke Bauteiloberfläche, Werkstoff AlSi10Mg)

Die gemessenen Auswirkungen dieser Änderungen auf die Schichtgeometrie sind in Bild 31 dargestellt, wobei große Unterschiede in der Umschmelzgeometrie auftreten. Die größten Einschmelztiefen und Spurbreiten werden mit der Breitseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung erreicht. Wird mit der Schmalseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung gearbeitet, so reduzieren sich die Einschmelztiefe und Spurbreite um bis zu 40%. Ist das Strahlprofil um 45° gedreht, so werden sowohl im Fokus, als auch bei Fokusslage -2 mm annähernd die Schichtgeometrien der Idealeinstellung erreicht. Das Defokussieren des Laserstrahls auf -4 mm bewirkt in Verbindung mit der Breitseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung, dass Einschmelztiefe und Spurbreite gegenüber den Fokusslageeinstellungen 0 und -2 mm vergrößert werden. Wird bei der Fokusslage -4 mm der Strahlquerschnitt um 45° gedreht, so reduziert sich das umgeschmolzene Materialvolumen um 20%. Daraus folgt, dass neben der Querschnittsfläche auch die Form und die Orientierung des Laserstrahls das Umschmelzvolumen beeinflussen.

In [10] wurde der Einfluss der Orientierung des Laserstrahls über Wärmeleitungsrechnung für verschiedene Aspektverhältnisse des Laserstrahls bestimmt. Es konnte für den Aluminiumwerkstoff AlSi10Mg gezeigt werden, dass zum Erreichen eines definierten Temperaturergründung von 2000 K an der Werkstoffoberfläche das Seitenverhältnis des Laserstrahls großen

Einfluss besitzt. So ist bei der Schmalseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung, d. h. einem Verhältnis der Strahlabmessungen von 1/3 gegenüber einem Verhältnis von 3/1 bei der Breitseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung, die doppelte Intensität nötig, um diesen Temperatursprung zu realisieren. Somit ist eine günstige Anordnung des Strahlquerschnitts zur Vorschubrichtung eine Möglichkeit, das Umschmelzvolumen anzupassen oder die Ausbringung des Verfahrens zu steigern.

- Einfluss der Wellenlänge

Die Ergebnisse der Umschmelzversuche in den Bildern 28a und 30a zeigen, dass der Wechsel der Wellenlänge von 10,6 μm (CO_2 -Laser) auf 1,06 μm (Nd:YAG-Laser) die Energieeinkopplung verdoppelt. Die verbesserten Einkopplungsbedingungen zeigen sich sowohl beim Umschmelzvolumen, als auch den Bearbeitungsgeschwindigkeiten. So musste für die Untersuchung mit dem CO_2 -Laser die Vorschubgeschwindigkeit auf 100 mm/min reduziert werden um überhaupt in das Material einzukoppeln. Im Umschmelzprozess wirkt sich der Einfluss der Probengeometrie bei beiden Lasertypen ähnlich aus. Die Untersuchungen des Diodenlasers, der mit seinen Wellenlängen von 808 und 940 nm einen Einkopplungsvorteil besitzen sollte, kann aufgrund des kleinen Strahldurchmessers von 2 x 1 mm nicht mit den Ergebnissen von Nd:YAG- und CO_2 -Laser verglichen werden. Die experimentell bestimmten Vorteile der Energieeinkopplung und der Umschmelzvolumina des Nd:YAG-, gegenüber dem CO_2 -Laser sind durch die Abhängigkeit der Absorption von der Wellenlänge (Bild 9) begründet.

- Einfluss des Schutzgases auf die Schichtausbildung

Bei dem Laseroberflächenveredeln von Aluminiumwerkstoffen, insbesondere bei Verwendung von Aluminiumlegierungen als Zusatzwerkstoff, aber auch beim Laserstrahlumschmelzen, ist die Abschirmung des Schmelzbads gegenüber der Atmosphäre von großer Bedeutung für die Qualität der Schichtausbildung. Bei ungenügender Schutzgaswirkung gelangt Wasserstoff aus der Atmosphäre in die Schmelze und wird dort gelöst. Beim Übergang der Schmelze in den festen Zustand nimmt die Löslichkeit für Wasserstoff sehr stark ab, sodass sich in der Folge Wasserstoffporen bilden.

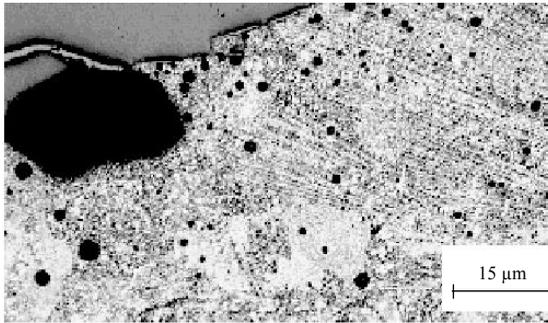


Bild 32 Porosität beim Laserstrahlumschmelzen durch unvollständige Abschirmung des Schmelzbades

In Bild 32 ist die Auswirkung einer fehlenden Schmelzbadabschirmung dargestellt. Die Poren, welche in der Schicht eingelagert sind, wirken als innere Kerben und reduzieren die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. Die Maßnahme einer Laserumschmelzbehandlung zur Festigkeitssteigerung wird dadurch wirkungslos. Aus diesem Ergebnis leitet sich die Forderung nach einer Überwachung des Schutzgaseinflusses und einer entsprechenden Gestaltung, Dimensionierung und Positionierung der Schutzgasdüse ab.

5.4 Werkstoffkundliche Ergebnisse

Die Wirksamkeit des Laserstrahlumschmelzens ist sehr stark von dem erreichten Gefügezustand abhängig. Durch ein feineres Gefüge, wie es durch das Laserstrahlumschmelzen angestrebt wird, sollen die Dehnungs- und Festigkeitseigenschaften des behandelten Werkstoffs verbessert werden. Die Wirkung einer rascheren Erstarrung, d.h. einer Gefügefeynung, auf die vorgenannten Eigenschaften kann bei Gussteilen beobachtet werden. Dort wird in den Randbereichen aufgrund der höheren Erstarrungsgeschwindigkeit ein feinkörnigeres Gefüge erzeugt, das im Vergleich zum Kernbereich des Gussteils höhere Festigkeiten bei gleichzeitig größeren Dehnungen aufweist. Neben der Gefügefeynung bestimmen auch Fehlstellen wie Oxide und Lunker, die nach dem Umschmelzen in der Schicht vorhanden sein können, die Schichteigenschaften und damit die Wirksamkeit des Verfahrens.

Der Effekt des Laserstrahlumschmelzens auf das Gefüge einer eutektischen Al-Gusslegierung ist in Bild 33 gezeigt. Anhand der Detailaufnahmen aus Grundwerkstoff, Übergangszone und dem umgeschmolzenen Gefüge wird erkennbar, wie die Größe der intermetallischen Phasen

und des Primär-Siliziums in der Umschmelzung reduziert wird und vermehrt Al-Dendriten entstehen. Ist die Korngröße des primären Siliziums im Grundwerkstoff durch eine mittlere Sehnschnittlänge von $12,5\ \mu\text{m}$ charakterisiert, so werden im umgeschmolzenen Gefüge nur $3\ \mu\text{m}$ gemessen. Gleichzeitig wird auch der primäre Dendritenarmabstand der Al-Dendriten von $25\ \mu\text{m}$ auf $3\ \mu\text{m}$ verringert. Im Gefüge können alle Phasen, die im Grundwerkstoff vorhanden sind, auch in den umgeschmolzenen Bereichen nachgewiesen werden. Bei Legierungselementen, wie Magnesium und Zink, die Phasen mit einem niedrigen Siedepunkt und einem hohen Dampfdruck bilden, besteht die Gefahr, dass sie während des Umschmelzprozesses aus der Schmelze verdampfen und die ursprüngliche Legierungszusammensetzung verändert wird. In der vorliegenden Untersuchung konnte eine Änderung der Werkstoffzusammensetzung zwischen Ausgangsgefüge und umgeschmolzenem Gefüge allerdings nicht nachgewiesen werden.

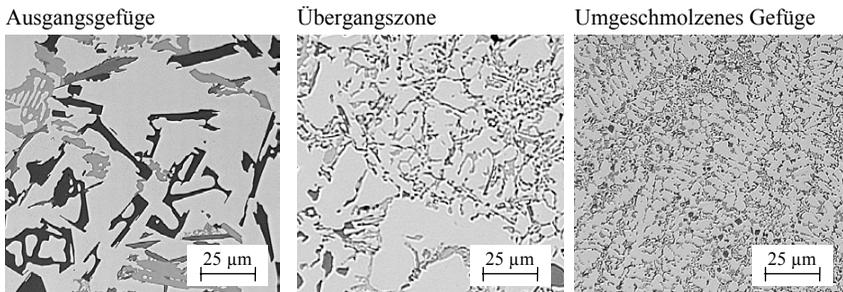


Bild 33 Laserstrahlumschmelzen der Aluminiumlegierung AlSi12CuMgNi

Parameter: Nd:YAG-Laser, Laserleistung 4 kW, Vorschub 100 mm/min, Strahldurchmesser 7 mm, phosphatierte Oberfläche, Schutzgas: Argon, 700 l/h

Aufgrund der schnellen Abkühlung der Schmelze erfolgt die Erstarrung fern vom Gleichgewichtszustand, sodass die Löslichkeitsgrenzen in den Legierungssystemen verschoben werden und metastabile Phasen gebildet werden können. Als Folge dieser Mechanismen können in dem umgeschmolzenen Gefüge Härte- und Festigkeitssteigerungen realisiert werden. Gleichzeitig ist aber zu beachten, dass in der Übergangszone zum Grundwerkstoff eine wärmebeeinflusste Zone auftritt, in der die Eigenschaften eines wärmebehandelten Grundwerkstoffs verloren gehen. In [104] wurde an der aushärtbaren Knetlegierung AlZnMgCu1,5 nachgewiesen, dass auch durch die Kombination von Homogenisieren, Laserstrahlumschmelzen und Auslagern die Mikrohärtigkeit des wärmebehandelten Zustands im Grundgefüge nicht erreicht wird. Des Weiteren wird von Rissbildung in der umgeschmolzenen Schicht durch niedrigschmelzende

Korngrenzeneutektika berichtet. Bei den Aluminiumgusswerkstoffen, welche die Festigkeiten der aushärtbaren Knetlegierungen nicht erreichen, können durch das Umschmelzen rissfreie Schichten mit vorteilhaften Festigkeits- und Härtesteigerungen erzielt werden. Im Falle der Gusslegierung AlSi12CuMgNi ist eine Härtesteigerung von 135 HV_{0,1} in der Umschmelzung gegenüber 110 HV_{0,1} im Grundwerkstoff möglich. Über das unterschiedliche Verhalten der Knet- und Gusslegierungen wird in [104] nichts berichtet.

5.5 Diskussion

Das Laserstrahlumschmelzen muss als Verfahren der Materialbearbeitung sowohl wirtschaftliche, als auch technologische Anforderungen erfüllen, wobei die technologischen Belange in Abhängigkeit von der spezifischen Applikation zu betrachten sind. Im Allgemeinen muss jedoch ein ausreichendes Umschmelzvolumen und eine möglichst große Gefügefeynung bei gleich bleibender Qualität erreicht werden. Auf der wirtschaftlichen Seite sind die Forderungen nach geringen Invest- und Betriebskosten und einer schnellen Bearbeitung zu nennen. Daraus leitet sich der Zwang für eine preisgünstige Bearbeitungsanlage und eine hohe Bearbeitungsgeschwindigkeit ab. Bei den Investkosten stellt der Laser einen erheblichen Kostenfaktor dar, sodass der Wunsch besteht, ein preisgünstiges Lasersystem mit möglichst geringer Leistung einzusetzen. Andererseits ist aber ein bestimmter Energieeintrag notwendig, um ein ausreichendes Umschmelzvolumen herzustellen. Beide Ziele führen zu der Forderung, die Verluste im Bearbeitungsprozess zu minimieren. Dies kann nach den durchgeführten Untersuchungen durch eine verbesserte Energieeinkopplung bei gleichzeitig optimierter Wärmeabfuhrung realisiert werden. Als Maßnahmen zur Optimierung der Energieeinkopplung wurden verschiedene Maßnahmen identifiziert:

- Anpassung der Wellenlänge. Der Absorptionsgrad von Aluminium ist abhängig von der Wellenlänge der Laserstrahlung (Bild 9), sodass durch die Auswahl der Strahlquelle eine Verbesserung der Energieeinkopplung erreicht werden kann. Ein Absorptionsmaximum wird bei 845 nm erreicht. In den Einkopplungsmessungen wurde dieser Zusammenhang bestätigt. So konnte durch eine Reduzierung der Wellenlänge von 10,6 µm (CO₂-Laser) auf 1,06 µm (Nd:YAG-Laser) die Energieeinkopplung in das Aluminium verdoppelt werden.
- Einstrahlwinkel. Durch eine geeignete Bauteilvorbearbeitung oder Positionierung des Bauteils bzw. des Laserstrahls kann der Einstrahlwinkel so angepasst werden, dass der Einkoppelgrad und das Umschmelzvolumen erhöht werden. Ein Optimum der Energie-

einkopplung wird erreicht, wenn bei paralleler Polarisation des Laserstrahls der Brewster-Winkel eingestellt wird (Bild 11).

- Polarisation. Durch einen parallel polarisierten Laserstrahl kann in Verbindung mit dem Einstrahlwinkel die Absorption der Laserstrahlung gesteigert werden (Bild 11). Ohne eine systemtechnische Erweiterung zur Nachführung der Polarisation bedeutet die Verwendung eines polarisierten Laserstrahls eine definierte Vorzugsrichtung während der Bearbeitung. Eine richtungsunabhängige Lasermaterialbearbeitung kann durch zirkulare oder zufällig polarisierte Laserstrahlung gewährleistet werden. Zur Maximierung der Energieeinkopplung sollte ein parallel polarisierter Laserstrahl unter Verwendung des Brewsterwinkels eingesetzt werden.
- Oberflächenrauheit. Die Einkopplung der Laserenergie wird auch durch die Oberflächentopografie des Werkstücks beeinflusst. So verbessert ein zunehmender Mittenrauhwert R_a , d.h. eine gröbere Oberfläche, die Absorption der Laserstrahlung auf einem Festkörper, wobei nach [115] ein Maximum der Oberflächenrauheit in der Größenordnung der Wellenlänge existiert. Hierbei ist zu beachten, dass sich der Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Absorption am Festkörper beschränkt. Entsteht eine Schmelze, so werden die Unterschiede der verschiedenen Oberflächenrauheiten durch die Oberflächenspannung der Schmelze ausgeglichen. Da sich beim Laserumschmelzen die Wechselwirkungszone Laserstrahl/Werkstück im Bereich des Schmelzbads befindet, ist der Einfluss der Oberflächenrauheit beim Laserumschmelzen als gering einzustufen.
- Auftragen eines Oberflächencoatings vor dem Umschmelzen. Das Auftragen einer absorptionssteigernden Deckschicht verbessert die Energieeinkopplung der Laserstrahlung. So kann die Energieeinkopplung durch eine phosphatierte im Vergleich zu einer blanken Oberfläche verdoppelt werden.
- Strahlorientierung. An Diodenlasern mit rechteckigem Strahlquerschnitt wurde der Einfluss der Strahlorientierung untersucht. Die höchsten Umschmelzvolumina konnten mit einer Orientierung der Breitseite in Vorschubrichtung bzw. unter 45° zur Vorschubrichtung erreicht werden. Die Ursache hierfür liegt in der Wärmeableitung begründet.
- Strahldurchmesser. Eine Variation des Strahldurchmessers beeinflusst das Einkopplungsverhalten und die Wärmeableitung in das Werkstück. Ein anwachsender Strahldurchmesser verändert die Wärmeableitung im Werkstück in Richtung eines eindimensionalen Wärmetransports, wobei Verluste reduziert und die Umschmelzvolumina gesteigert werden. Bei zu großen Strahldurchmessern sind die Intensitäten in den Randzonen des Laserstrahls gering, sodass der Energieeintrag im Randbereich des Laserstrahls nicht ausreicht

um die Oberfläche anzuschmelzen. Durch den Einsatz absorptionssteigernder Deckschichten wird der Energieeintrag verbessert, sodass dieser Effekt zu größeren Strahldurchmessern verschoben wird. Bei der Wahl des Strahldurchmessers ist neben den energetischen Betrachtungen auch die Bauteilgeometrie zu berücksichtigen. Durch Einschränkungen der Zugänglichkeit und Konturelemente am Werkstück, die keine Umschmelzbehandlung erfahren sollen, ist die Variationsmöglichkeit des Strahldurchmessers in der Regel beschränkt. Zur Maximierung des Umschmelzvolumens sollte aber ein möglichst großer Strahldurchmesser gewählt werden.

- **Strahlprofil.** Zur Steigerung des Prozesswirkungsgrads, d.h. zur Optimierung des Verhältnisses von eingesetzter Laserleistung zu Umschmelzvolumen, ist es bei einer linienförmigen Intensitätsverteilung sinnvoll, die Breitseite des Strahlquerschnitts in Vorschubrichtung anzuordnen. Durch diese Strahlorientierung werden die Schmelzbadabmessungen in Vorschubrichtung reduziert. Da sich die Wärmeleitung proportional zur Umrandungsfläche der Schmelze verhält, bewirkt die Verkürzung des Schmelzbad eine Reduzierung der seitlichen Wärmeableitung aus dem Schmelzbad.

Neben der Anpassung der Prozessparameter können auch bauteilgestützte Maßnahmen zur Vergrößerung des Umschmelzvolumens oder zur Steigerung der Bearbeitungsgeschwindigkeit eingesetzt werden. Da dem Laserumschmelzen im Allgemeinen eine Zerspanungsoperation vorangeht, ist eine Anpassung der Vorbearbeitungskontur oftmals möglich. Eine geeignete Bauteilgestaltung oder Bauteilvorbearbeitung verbessert die Energieeinkopplung durch einen vergrößerten Einstrahlwinkel und vermindert gleichzeitig die Wärmeleitung aus der Wechselwirkungszone durch eine angepasste Massenverteilung im Umschmelzbereich. Als besonders vorteilhafte Kontur der Umschmelzzone hat sich die Keilform gezeigt. Mit schlankeren Keilformen verringert sich die Wärmeableitung in den Grundwerkstoff, sodass das Umschmelzvolumen ansteigt. Durch Variation der Keilform wurde mit einem fasergekoppelten, also zufällig polarisierten Nd:YAG-Laser die Energieeinkopplung um 25 Prozent gesteigert. Als Optimum wurde eine Keilkontur mit einem Winkel von 90° gefunden. Eine noch schlankere Keilform verschlechtert die Abstützung des Schmelzbad und bewirkt eine ungleichmäßige Geometrie der Umschmelzzone.

Die als Einzelmaßnahmen vorgestellten Möglichkeiten können so kombiniert werden, dass die Gesamtwirkung verstärkt wird. Es ist daher im Einzelfall zu prüfen, welche Mittel eingesetzt werden können, um die beste Wirkung zu erzielen.

Neben dem Umschmelzvolumen ist die erreichte Gefügefeinung ein wichtiges Kriterium für die Wirksamkeit des Verfahrens. Das umgeschmolzene Gefüge wird neben der Zusammensetzung der Schmelze auch durch die physikalischen Randbedingungen bei der Erstarrung bestimmt. So wirken sich nach Kap. 3.3.3 der Temperaturgradient und die Erstarrungsgeschwindigkeit auf die Morphologie und die Feinung des Gefüges aus. Bei der Gusslegierung AlSi12CuMgNi kann das Laserumschmelzen im Vergleich zum Kokillenguss die Größe des Primär-Siliziums, gemessen durch die mittlere Sehnenschnittlänge, um den Faktor 5 verringern. Dieser Effekt ist durch die unterschiedlichen Erstarrungsbedingungen der beiden Verfahren erklärbar. Nach der Simulationsrechnung, wie sie in Bild 24 gezeigt ist, werden beim Laserstrahlumschmelzen, bei Vorschubgeschwindigkeit von 300 bis 400 mm/min und Temperaturgradienten von 2,2 bis $3,3 \cdot 10^5$ K/m, Abkühlraten von 1,1 bis $2,2 \cdot 10^3$ K/sec erreicht. Im Gegensatz dazu wird in [5] für den Kokillenguss eine Abkühlgeschwindigkeit von 0,1 K/sec angegeben. Eine noch stärkere Feinung des Gefüges kann durch noch höhere Abkühlgeschwindigkeiten erreicht werden. Beim Laserstrahlumschmelzen kann dies erreicht werden, indem die Vorschubgeschwindigkeit gesteigert wird. Mit dieser Maßnahme ist aber eine Verringerung des Umschmelzvolumens verbunden, sodass für die Wirksamkeit des Verfahrens Gefügefeinung und Umschmelzvolumen gegeneinander abgewogen werden müssen.

5.6 Zusammenfassung des Laseroberflächenveredelns ohne Zusatzwerkstoff

Das Laserstrahlumschmelzen als eine Verfahrensvariante des Laseroberflächenveredelns ohne Zusatzwerkstoff bewirkt durch die rasche Erstarrung der Schmelze eine Gefügefeinung und verbessert dadurch die mechanischen Eigenschaften. Das Verfahren wurde ausschließlich an Aluminiumgusswerkstoffen untersucht. Im Einzelfall konnte durch das Laserstrahlumschmelzen an einer eutektischen Legierung die Größe des Primärsiliziums von 12,5 μm mittlerer Sehnenschnittlänge, wie sie nach dem Vergießen im Kokillenguss vorliegt, auf 3 μm reduziert werden, und der primäre Dendritenarmabstand der Al-Dendriten wurde von 25 μm auf 3 μm verringert. An diesen Gefügen wird eine Härtesteigerung von 110 HV im wärmebehandelten Gusszustand auf 135 HV in der umgeschmolzenen Zone erreicht. Sowohl durch die Berechnung der Wärmeleitung über die Finite-Elemente-Methode, als auch in praktischen Versuchen wurde die Schichtgeometrie bestimmt. Im Einzelnen wurde der Einfluss der Prozessparameter Strahldurchmesser, Laserleistung, Vorschub, sowie eines vorgewärmten Werkstücks untersucht. Allgemein gilt, dass das Umschmelzvolumen ansteigt, wenn die in das Bauteil einge-

koppelte Energiemenge maximiert wird. Konkret wird dies erreicht, wenn durch geringe Vorschubgeschwindigkeiten und hohe Laserleistungen die Streckenenergie erhöht wird, aber auch indem der Strahldurchmesser vergrößert wird. Praktische Versuche bestätigen die Auswirkung einer Strahldurchmesseranpassung und zeigen zusätzlich auf, dass durch Einkopplungsverbessernde Maßnahmen wie z. B. das Phosphatieren der Bauteiloberfläche eine Verdoppelung von Spurbreite und Einschmelztiefe erreicht werden kann. Neben den Prozessparametern hat auch die Auswahl der Strahlquelle einen großen Einfluss auf den umgeschmolzenen Werkstoffbereich. So kann aufgrund des Wellenlängenunterschieds des Nd:YAG-Lasers gegenüber dem CO₂-Laser die Einkopplung der Laserstrahlung verbessert und die Effizienz des Verfahrens vergrößert werden. Versuche mit dem Diodenlaser zeigen, dass auch die Ausrichtung des Strahlquerschnitts einen erheblichen Einfluss ausübt und eine Orientierung mit der Breitseite in Vorschubrichtung das Umschmelzvolumen steigert. Neben den Einstellungen für Handhabungssystem und Laser ist die Zufuhr von Schutzgas entscheidend für das Umschmelzergebnis. Bei ungenügender Schutzgasmenge oder ungünstiger Justage der Schutzgaszufuhr wird vom Schmelzbad Wasserstoff aufgenommen, der bei der Erstarrung der Schmelze zu Porosität führt. Bei geeigneter Schutzgasführung, d.h. durch konstruktive Gestaltung und Positionierung der Schutzgasdüse sowie durch ausreichenden Schutzgasdurchfluss, kann diese Gefahr jedoch beherrscht werden. Unter Berücksichtigung dieser Zusammenhänge kann das Laserstrahlumschmelzen für die Bearbeitung realer Bauteile angepasst werden, und es lassen sich die vorteilhaften Werkstoffeffekte des Verfahrens nutzen.

6 Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff

6.1 Ziele

Das Ziel der vorgestellten Verfahrensvarianten ist die Veränderung des Werkstoffs an der Bauteiloberfläche. Dabei werden sowohl die chemische Zusammensetzung, als auch die Gefügeausbildung modifiziert. Durch die erweiterten Möglichkeiten können die herzustellenden Schichten in Bezug auf Festigkeit und Verschleiß besser an die Anforderungsprofile der Werkstückoberflächen angepasst werden. Hierzu werden im Folgenden einige Aspekte des Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff untersucht. Abhängig von der Art des Zusatzwerkstoffes kann die Zusammensetzung der sich ausbildenden Schicht verändert oder der Zusatzwerkstoff im Aluminium eingelagert werden. Neben den werkstoffseitigen Anforderungen verlangt die Beschichtung von Bauteilen auch die Kenntnis der Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern und der Schichtgeometrie. Weitere Randbedingungen leiten sich aus der Einbindung des Laseroberflächenveredeln in eine Prozesskette ab: Vorgelagerte Bearbeitungsprozesse wie zum Beispiel das Gießen oder die Zerspanung bestimmen den Ausgangszustand des Werkstücks vor dem Laseroberflächenveredeln. Während des Beschichtungsvorgangs ist die Beherrschung der Prozesstechnik entscheidend für das Ergebnis. Eine große Anzahl von Faktoren und Störgrößen beeinflusst dabei die Qualität des Werkstücks, das heißt das Auftreten von Fehlern und die Gleichmäßigkeit des Beschichtungsergebnisses. Neben den funktionellen Anforderungen der erzeugten Schicht darf die wirtschaftliche Seite des Bearbeitungsprozesses nicht vernachlässigt werden.

Ausgehend von diesen Anforderungen wurde der Fokus dieser Arbeit auf die werkstoffkundliche und prozesstechnische Seite des Verfahrens gelegt. Die prozesstechnischen Aspekte enthalten die Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern und der Schichtbildung wie auch den Einfluss vorgelagerter Bearbeitungsprozesse und Aussagen über die Qualität der Beschichtungen. In den Untersuchungen zur Schichtgeometrie werden der Einfluss und die Gewichtung der Prozessparameter sichtbar, und es können Aussagen hinsichtlich der grundlegenden Möglichkeiten des Verfahrens getroffen werden. Gleichzeitig kann die Systemtechnik bewertet werden, und es besteht die Möglichkeit einer allerersten, prinzipiellen Abschätzung zur Eignung des Verfahrens. Auf dieser Basis kann auch eine erste grobe wirtschaftliche Bewertung des Verfahrens erfolgen. Die Wirtschaftlichkeit des Laseroberflächenveredeln wird einerseits von den möglichen Auftragsraten und andererseits von den Kosten des Verfah-

rens bestimmt. In die Verfahrenskosten gehen die Abschreibungen der Investitionskosten für die Systemtechnik und die laufenden Kosten des Bearbeitungsprozesses ein. Die variablen Kosten können optimiert werden, indem die Verfahrenseffizienz verbessert wird, d. h. die notwendigen Ressourcen für Laserenergie und Zusatzwerkstoff bestmöglich genutzt werden. Die Energieeinkopplung des Laserstrahls und die Ausnutzung des Zusatzwerkstoffs werden hierbei maßgeblich durch die verwendete Systemtechnik und die Prozesseinstellungen vorgegeben. Die optimale Einstellung der Bearbeitungsparameter und die Bewertung der Wirtschaftlichkeit müssen dann an der konkreten Bearbeitungsaufgabe erfolgen, da hier eine gesamtheitliche Betrachtung der Bearbeitungskette notwendig ist. Insbesondere vor- und nachgelagerte Bearbeitungsschritte können die Kostensituation und die Randbedingungen des Beschichtungsverfahrens maßgeblich beeinflussen. Eine detaillierte Aufstellung kann an dieser Stelle nicht geleistet werden, da die Rahmenbedingungen und Anforderungen konkreter Bauteile sehr unterschiedlich sind und damit allgemeingültige Aussagen erschwert werden. Es ist aber möglich, Hinweise zur Prozessführung zu geben, um die Abhängigkeiten und Wirkungen der Einflussgrößen beim Laseroberflächenveredeln besser zu verstehen. Im werkstoffkundlichen Teil werden verschiedene Zusatzwerkstoffe, insbesondere Aluminium-, Eisen- und Kupferlegierungen sowie Cermets, untersucht. Bei der Qualifizierung der Verfahrensergebnisse bildet die metallografische Analyse den Schwerpunkt. Die so bestimmten Schichteigenschaften wie zum Beispiel die Gefügestruktur bilden die Voraussetzung für weiterführende Untersuchungen einzelner Eigenschaften durch tribologische Modellversuche und mechanische Untersuchungen, mit denen die Verschleißigenschaften und die Haftfestigkeit der Schicht bewertet werden können.

6.2 Prozessgrundlagen

Die physikalischen Effekte beim Laserstrahlbeschichten können durch den zeitlichen Ablauf während des Bearbeitungsvorgangs beschrieben werden: Zunächst wird pulverförmiger Zusatzwerkstoff durch das Pulverfördersystem einer Düse zugeführt. Abhängig von dem Arbeitsprinzip des Fördersystems gelangt das Pulver mit Hilfe eines Trägergasstroms oder durch Schwerkraft zur Pulverdüse. Aufgrund der Strömungsgeschwindigkeit des Trägergases bzw. der Fallhöhe des Pulvers stellt sich die Geschwindigkeit der Pulverteilchen nach dem Verlassen der Pulverdüse ein. Günstigerweise wird dem Pulver nach dem Austritt aus der Düse ein inerte Gasstrom zugegeben, damit das Pulver gegenüber der Atmosphäre abgeschirmt ist und eine Oxidation bzw. ein Verbrennen des Pulvers vermieden werden kann. Da sich Pulver- und Laserstrahl durchdringen, entsteht eine Wechselwirkung von Pulverpartikeln mit der Laser-

strahlung. Ein Teil der Laserstrahlung wird von den Pulverteilchen absorbiert, während ein anderer Teil der Laserstrahlung gestreut bzw. reflektiert wird. Der absorbierte Energieanteil bewirkt eine Erwärmung des Pulvers bis zum Auftreffen auf die Werkstückoberfläche. Ein weiterer Teil der Laserstrahlung gelangt durch den Pulverstrahl hindurch auf die Werkstückoberfläche und wird dort ebenfalls partiell absorbiert bzw. reflektiert. Die Absorption der Laserstrahlung bewirkt eine oberflächennahe Erwärmung des Werkstücks, wobei die eingekoppelte Wärme über Wärmeleitung ins Bauteilinnere abgeführt wird. Geringere Anteile werden durch Wärmestrahlung wieder an die Umgebung abgegeben. Bei ausreichender Energieeinkopplung bildet sich an der Werkstückoberfläche ein Schmelzbad aus, dessen Oberfläche der Wechselwirkung mit der Laserstrahlung ausgesetzt ist. Aufgrund der Gradienten von Temperatur und Oberflächenspannung im Schmelzbad kommt es zur Ausbildung einer Konvektionsströmung im Schmelzbad. Ein Großteil der zugeführten Pulverteilchen trifft das Schmelzbad und bewirkt dadurch eine Volumenzunahme der Schmelze. Gleichzeitig beeinflussen die Pulverpartikel auch die Konvektionsströmung in der Schmelze, sodass abhängig von der Temperatur des Schmelzbades, der Energieaufnahme und der Schmelztemperatur bzw. Dichte der Pulverteilchen die Prozessführung verändert wird. Beim Aufschmelzen der Pulverteilchen können sich Pulver- und Grundwerkstoff intensiv vermischen, wobei dieser Prozess von der Konvektionsströmung im Schmelzbad unterstützt wird. Bei großen Unterschieden hinsichtlich Dichte und Schmelztemperatur und schlechter Löslichkeit der Schmelzen können sich zwei getrennte Schmelzbäder an der Werkstückoberfläche bilden. Das Anschmelzen des Grundwerkstoffes gewährleistet eine schmelzmetallurgische Anbindung der Schicht zum Grundwerkstoff und sollte damit zu einer sehr guten Haftung der Schicht führen. Nach Verlassen der Wechselwirkungszone des Laserstrahls beginnt die Abkühlung des Schmelzbades, wobei sich ausgehend vom Grund des Schmelzbades die Erstarrungsfront in Richtung der Werkstückoberfläche bewegt. Beim Erstarren der Schmelze und während der weiteren Abkühlung verringert sich das Volumen der Schicht durch Schwindung beziehungsweise Schrumpfung. Nach der Erstarrung führt dies zu Spannungen in der Schicht und in der Übergangszone zum Grundwerkstoff. Der Schichtwerkstoff muss dabei eine ausreichende Duktilität aufweisen um die Spannungen abzubauen und einer Rissbildung vorzubeugen.

An dieser Stelle soll auf die numerische Beschreibung des Laserstrahlbeschichtens verwiesen werden. Ein Modell zur rechnergestützten Beschreibung des Laserstrahlbeschichtens wurde in [102] entwickelt. Das Modell ermöglicht die Berechnung der Energieeinkopplung und des Querschnittsprofils einer durch das Laserstrahlbeschichten erzeugten Schicht. Es beruht auf

gekoppelten Differentialgleichungen für den Wärmetransport und die Verformung der Schmelzbadoberfläche. Innerhalb des numerischen Modells, das die Gleichungssysteme nach der Finite-Differenzen-Methode löst, wurden die physikalischen Zusammenhänge der Wechselwirkung von Laserstrahlung und Pulverteilchen sowie die Einkopplung der Laserenergie in das Schmelzbad berücksichtigt. Zusätzlich wurden Berechnungsmodule für die Erwärmung bzw. das Schmelzen der Pulverteilchen und des Werkstücks sowie für die Strömung im Schmelzbad integriert. Zur Anpassung des Modells wurden experimentelle Versuche durchgeführt und mit Hilfe der Schichtergebnisse Kalibrierkoeffizienten eingeführt. Anhand des Modells können die quantitativen Zusammenhänge der Prozessgrößen (Laserleistung, Strahldurchmesser, Vorschub, Pulverförderrate) und den erzielbaren Schichteigenschaften aufgezeigt werden. Das Modell benötigt als Ausgangsdaten die Werkstoffkennwerte der verwendeten Werkstoffe wie zum Beispiel spezifische Wärme, Wärmeleitkoeffizienten, die Schmelz- und Siedetemperatur. Da diese Werkstoffkennwerte für die meisten Schichtwerkstoffe nicht bekannt sind, können die ermittelten Zusammenhänge zum Verständnis der ablaufenden Prozesse und der Wertung der Einflussgrößen dienen. Eine quantitative Beschreibung dieser Zusammenhänge kann bis zur vollständigen Beschreibung des Werkstoffverhaltens nur durch praktische Versuche erreicht werden, sodass im nachfolgenden Kapitel die Abhängigkeiten der Schichtgeometrie von den genannten Einflussgrößen experimentell bestimmt werden sollen.

6.3 Prozesstechnische Ergebnisse

Die prozesstechnischen Zusammenhänge zur Schichtausbildung beim Laserflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff enthalten als Schwerpunkt die Beschreibung der Schichtgeometrie in Abhängigkeit von laser-, handhabungs- und zusatzwerkstoffbezogenen Prozessparametern. Die untersuchten Einstellgrößen wurden aufgrund ihrer Bedeutung auf laserabhängige Parameter, wie Laserleistung und Strahlquerschnitt, sowie auf Vorschubgeschwindigkeit und Pulvermassenstrom eingeschränkt. Zusätzlich enthält die Untersuchung Ergebnisse, die mit verschiedenen Typen von Strahlquellen, d. h. unter Verwendung von CO₂-, Dioden- und Nd:YAG-Laser erzielt wurden. Durch die verschiedenen Strahlquellen mit ihren unterschiedlichen Charakteristika mussten bestimmte Grundeinstellungen für die Versuchsreihen vorgegeben werden: Während beim Nd:YAG-Laser eine Maximalleistung von 4 kW verfügbar war, konnte beim Diodenlaser nur eine Leistung von maximal 3,6 kW abgerufen werden, sodass bei diesen Lasertypen als Grundeinstellung für die Versuche eine Leistung 3 kW gewählt wurde. In nachfolgenden Versuchen mit dem CO₂-Laser war bei einer Leistung von 3 kW und

dem gewählten Strahldurchmesser von 5 mm die Grenze für eine Laseroberflächenbearbeitung erreicht, da mit diesen Einstellungen kein gesicherter Schichtaufbau mehr realisiert werden konnte. Damit wurde für diese Laserart eine Erhöhung der Laserleistung notwendig, um den Bearbeitungsprozess zu stabilisieren. Auch die Werte von Pulverförderrate und Vorschubgeschwindigkeiten konnten aus den Untersuchungen mit Nd:YAG- bzw. Diodenlaser nicht übernommen werden, da die hierzu notwendigen Laserleistungen von größer 5 kW mehrfach zur Beschädigung der Pulverdüse geführt haben. Aufgrund dessen mussten die Parametervorgaben für Leistung, Vorschub und Förderrate für die Versuchsreihe mit dem CO₂-Laser gänzlich modifiziert werden, sodass die direkte Vergleichbarkeit aller drei Laserarten leider nicht erreicht werden konnte. Die prozesstechnische Untersuchung beschränkt sich im Folgenden auf den Zusatzwerkstoff AlSi30, der in Form von schutzgasverdüstem Pulver mit einer Korngröße von 45 bis 90 µm eingesetzt wurde. Für diesen Werkstoff werden die Einsetzbarkeit unterschiedlicher Strahlquellen und der Einfluss der Prozesseinstellungen aufgezeigt. Die verwendete Systemtechnik mit Strahlquellen, Handhabungs- und Peripheriesystemen ist bereits in Kapitel 4.2.2 vorgestellt worden.

6.3.1 Abhängigkeit der Schichtgeometrie von den Prozessparametern

• **Beschreibung der Zielgrößen**

Eine Zielgröße zur Beurteilung des Schichtergebnisses beim Laserstrahlbeschichten ist die Schichtgeometrie. Diese wird durch charakteristische makroskopische Geometrie Größen, wie sie Bild 34 zeigt, beschrieben. Die Schichtgeometrie wird durch das Vermessen eines Schnitts senkrecht zur Vorschubrichtung bestimmt. Die wichtigsten Größen sind durch die Abmessungen von Spurbreite b , Spurhöhe h , Einschmelztiefe t , Schichtdicke s gegeben. Weiterhin werden die Flächen F_1 und F_2 sowie die Aufmischung als Verhältnis von F_2 zur gesamten Schichtfläche bestimmt. Die Aufmischung dient als Maß für den Eintrag des aufgeschmolzenen Substrats in die Schicht und gibt damit Hinweise über die Zusammensetzung des Schichtwerkstoffs und eine Veränderung der Schichteigenschaften. Anhand der Schichtfläche kann auch die Nutzung des Zusatzwerkstoffs und die Einkopplung der Laserenergie abgeschätzt werden. Genauere Aussagen zur Pulvernutzung und Energieeinkopplung erfordern eine detaillierte Bestimmung der Massenzunahme beim Laseroberflächenveredeln beziehungsweise eine präzise Ermittlung des Energieeintrags in das Bauteil. Die Energieeinkopplung kann, wie in [62] und [64] beschrieben, durch eine kalorimetrische Messung des Temperaturverlaufs während der Bearbeitung erreicht werden. Neben den angegebenen Größen für eine Einzelspur ist bei mehreren, nebeneinander liegenden Spuren der Überlapp als Verhältnis

der Differenz von der Breite des Laserstrahls und dem Versatz der optischen Achse zur Breite des Laserstrahls von Bedeutung, da er die Aufmischung und die Gestaltabweichung der beschichteten Oberfläche beeinflusst.

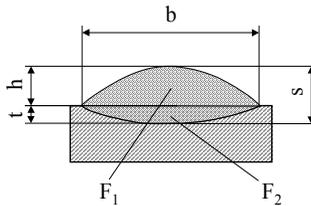


Bild 34 Charakteristische Größen zur Beschreibung der Schichtgeometrie

- **Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Laserleistung am Werkstück**

Die Laserleistung ist für das Laserstrahlbeschichten eine grundlegende Größe, da diese den Energiebetrag festlegt, der für den Bearbeitungsprozess verfügbar ist und sie zusammen mit dem Strahlquerschnitt am Werkstück die erreichbaren Strahlungsintensitäten bestimmt. Damit ist der Prozessparameter Laserleistung über die Einkopplung der Laserenergie direkt mit dem Bearbeitungsprozess verknüpft. Insbesondere bei Aluminium, als einem Werkstoff mit geringer Absorption ist eine hohe Schwellleistung notwendig, um die für das Aufschmelzen notwendige Energiemenge in das Bauteil einzukoppeln und den Laseroberflächenveredelungsprozess zu starten.

Die Intensitätsverteilung und die Polarisation wurden in den nachfolgend beschriebenen Versuchen nicht gezielt variiert, sodass beim Nd:YAG-Laser Intensitätsverteilung und zufällige Polarisation durch die Faserkopplung und die Standardoptik mit einer Brennweite von 200 mm vorgegeben waren. Der CO₂-Laser wurde über Cu-Spiegel mit einer Brennweite von 270 mm fokussiert, wobei im Strahlengang ein Zirkularpolarisator eingebaut war. Brennweiten in dieser Größenordnung wurden eingesetzt um einen ausreichenden Arbeitsabstand von der Bearbeitungsstelle bis zur Optik zu erreichen, eine Gefährdung der Optik durch Spritzer aus dem Schmelzbad zu vermeiden und die Adaption einer Pulverdüse zu ermöglichen. Da bei CO₂- und Nd:YAG-Laser mit defokussierten Strahlen gearbeitet wurde, kam bei beiden Lasern ein kreisrundes, Gauß-ähnliches Strahlprofil zur Wirkung. Beim Diodenlaser wurde nur die Fokusslage auf der Werkstückoberfläche untersucht. Eine Variation der Fokusslage war nicht sinnvoll, da bei der Vermessung des Laserstrahls im defokussierten Bereich Inhomogenitäten der Intensitätsverteilung festgestellt wurden.

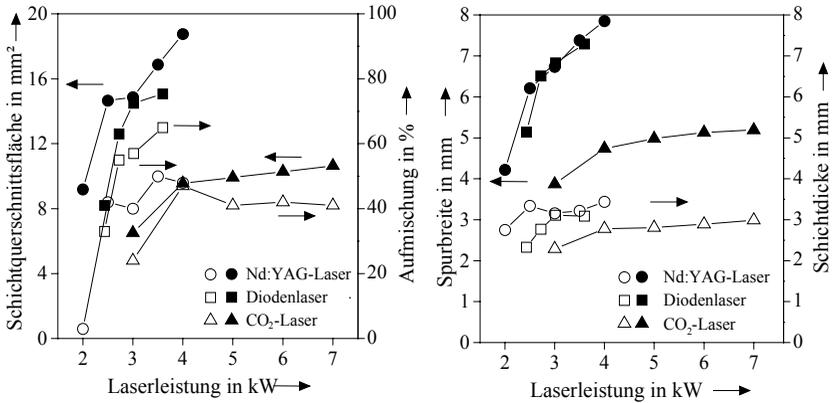


Bild 35 Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Laserleistung

(Zusatzwerkstoff AlSi30, CO₂-Laser: $v = 200$ mm/min, $m_p = 4,2$ g/min, $d_{CO_2} = 5$ mm
 Dioden-/Nd:YAG-Laser: $v = 300$ mm/min, $m_p = 9,8$ g/min, $d_{Nd:YAG} = 5$ mm,
 $a_{Dioide} = 6 \times 4$ mm/Bearbeitung mit größerer Abmessung in Vorschubrichtung) [108]

In Bild 35 wird deutlich, dass bei den untersuchten Strahlquellen die für den Prozess erforderliche Schwellleistung sehr unterschiedlich ist. Aufgrund der bei größeren Wellenlängen geringeren Absorption benötigt der CO₂-Laser eine Laserleistung von mindestens 3 kW um eine Schichtbildung zu bewirken, während bei Dioden- und Nd:YAG-Laser 2 kW als unterer Grenzwert anzusehen ist. Mit zunehmender Laserleistung vergrößert sich die Querschnittsfläche der Schicht beziehungsweise das Schichtvolumen. Der Zuwachs erfolgt hauptsächlich über die Schichtbreite, da die Schichtdicke im untersuchten Parameterfenster nur einen geringen Zuwachs aufweist. Gleichzeitig bewirkt eine ansteigende Laserleistung eine verstärkte Aufmischung, das heißt der Anteil an aufgeschmolzenem Substratwerkstoff in der Schicht vergrößert sich. Durch die in den Versuchen jeweils konstante Menge an Zusatzwerkstoff ist ein Zuwachs an aufgeschmolzenem Substrat bei erhöhter Energieeinbringung leicht zu begründen. Interessant ist auch das Verhalten der Schichtgeometrie in Abhängigkeit von der Art des Lasers. Dies soll in der Folge zusammen mit der Abhängigkeit der Schichtgeometrie von den Strahlmessungen behandelt werden.

• **Abhängigkeit der Schichtgeometrie von den Abmessungen des Laserstrahls auf dem Werkstück**

Die Strahlmessungen auf der Werkstückoberfläche legen bei konstanter Laserleistung nicht nur die Größe, sondern auch die Leistungsdichte im Wechselwirkungsbereich fest. Damit kann durch Variation der Strahlmessungen die Spurbreite eingestellt werden.

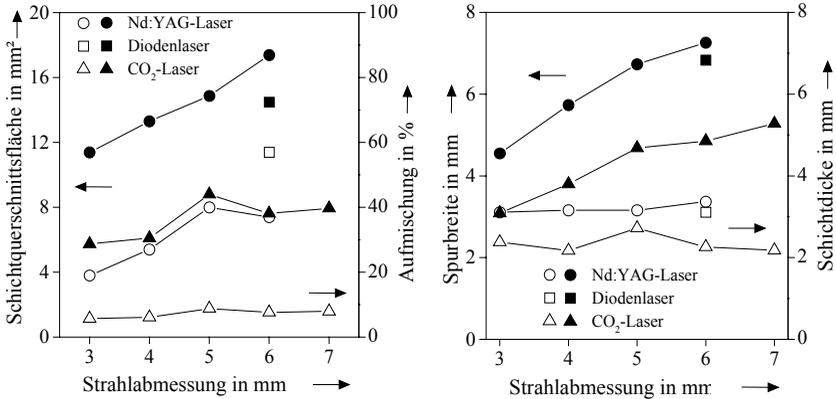


Bild 36 Abhängigkeit der Schichtgeometrie von den Strahlabmessungen

(Diodenlaser: $a_{\text{Diode}} = 6 \times 4 \text{ mm}$ / Strahlabmessung senkrecht zur Vorschubrichtung angegeben, für CO₂- und Nd:YAG-Laser ist der Strahldurchmesser eingetragen
Zusatzwerkstoff AlSi30, CO₂-Laser: $v = 200 \text{ mm/min}$, $mp = 4,2 \text{ g/min}$, $P = 4 \text{ kW}$,
Dioden-/Nd:YAG-Laser: $v = 300 \text{ mm/min}$, $mp = 9,2 \text{ g/min}$, $P = 3 \text{ kW}$) [108]

In Bild 36 ist die Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Strahlabmessung senkrecht zur Vorschubrichtung bzw. dem Strahldurchmesser aufgetragen. Für die runden Strahlprofile des CO₂- und Nd:YAG-Lasers wurde der Strahldurchmesser angegeben, während für das rechteckige Strahlprofil des Diodenlasers die Strahlabmessung senkrecht zur Vorschubrichtung als Bezugspunkt verwendet wurde. Da sich das Strahlprofil des Diodenlasers mit den Abmessungen von $6 \times 4 \text{ mm}$ noch nicht zu sehr von einem runden Strahlprofil unterscheidet, ist eine Einbeziehung der damit erzielten Daten in den Vergleich der Schichtgeometrien dennoch sinnvoll.

Sowohl beim CO₂- als auch beim Nd:YAG-Laser besteht im untersuchten Parameterfeld eine lineare Abhängigkeit der Spurbreite von dem Strahldurchmesser. Mit dem Diodenlaser konnten keine Versuche mit variiertem Strahlquerschnitt durchgeführt werden, da beim Diodenla-

ser eine Defokussierung des Laserstrahls aufgrund von Abbildungsfehlern zu Inhomogenitäten in der Intensitätsverteilung führt. Die erreichte Spurbreite ist beim CO₂-Laser jeweils kleiner als der Strahldurchmesser, während diese beim Nd:YAG- und Diodenlaser den Strahldurchmesser bzw. die Strahlabmessung senkrecht zur Vorschubrichtung übertreffen. Die Ursache für die geringeren Spurbreiten beim CO₂-Laser ist in dessen schlechteren Absorptionseigenschaften begründet. Da beim CO₂-Laser weniger Laserenergie eingekoppelt wird, reichen die geringen Intensitäten an den Randbereichen des Laserstrahls nicht mehr aus, um das Bauteil anzuschmelzen und einen Schichtverbund zu bilden. Neben der Energieeinkopplung können weitere Mechanismen wie die Wärmeleitung als Ursache angenommen werden. Analog zu den Ergebnissen in Kapitel 5.2 ändert sich auch beim Laserstrahlbeschichten die Wärmeableitung mit größerem Strahldurchmesser von dreidimensionaler Wärmeleitung zum eindimensionalen Wärmetransport.

Die Spurbreite als Maß zur Beschreibung der Schmelzbadgeometrie ist ein wichtiges Kriterium für die Pulvernutzung beim Beschichtungsprozess. Nach Kapitel 4.2.3. kann die Auftrefffläche der Pulverteilchen auf der Werkstückoberfläche als Kreis mit einem Durchmesser von 4 mm beschrieben werden. Wenn das laserinduzierte Schmelzbad gleiche oder größere Abmessungen aufweist, wird bei richtig justierter Pulverdüse ein Großteil des zugeführten Pulverwerkstoffs vom Schmelzbad aufgenommen. Nach Bild 36 ist die Spurbreite beim Nd:YAG-Laser größer als 4 mm, damit wird ein großer Teil des Pulverwerkstoffs für den Schichtaufbau genutzt. Der CO₂-Laser erreicht bei den Strahldurchmessern 3 und 4 mm nur Schichtbreiten kleiner als 4 mm, sodass hier Verluste bei der Pulvernutzung auftreten. Bei größeren Strahldurchmessern wirkt sich der oben beschriebene Effekt der schlechten Absorption aus, sodass beim CO₂-Laser die Spurbreiten und Schichtquerschnittsflächen nicht das Niveau des Nd:YAG-Lasers erreichen.

Bei beiden Laserarten ist die Spurdicke über dem untersuchten Strahldurchmesserbereich nahezu konstant. Damit wird das Verhalten der Schichtfläche über dem Strahldurchmesser sehr stark durch die Spurbreite beeinflusst, sodass auch die Schichtfläche über den Strahldurchmesser gesteigert wird. Analog verhält sich die Aufmischung, die beim Nd:YAG-Laser mit dem Strahldurchmesser anwächst, beim CO₂-Laser hingegen konstant bleibt.

• Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Vorschubgeschwindigkeit

Die Vorschubgeschwindigkeit beeinflusst den Betrag an Laserenergie und die Menge an Zusatzwerkstoff pro Streckeneinheit gleichermaßen. Wird die Vorschubgeschwindigkeit bei sonst konstanten Prozessparametern erhöht, so verteilt sich der Energieeintrag und der geförderte Zusatzwerkstoff auf eine größere Länge, sodass sich die wegbezogenen Größen Streckenenergie und Pulverstreckenmasse reduzieren und damit geringere Schichtquerschnitte bewirken. Da sich bei einer definierten Bearbeitungsaufgabe die Vorschubgeschwindigkeit auf den Eintrag an Energie und Zusatzwerkstoff auswirkt, kann der in Kapitel 5.2 gefundene Zusammenhang eines bei erhöhter Vorschubgeschwindigkeit reduzierten Schmelzvolumens und eines geringeren Temperaturniveaus in der Schmelze nicht ohne weiteres übertragen werden.

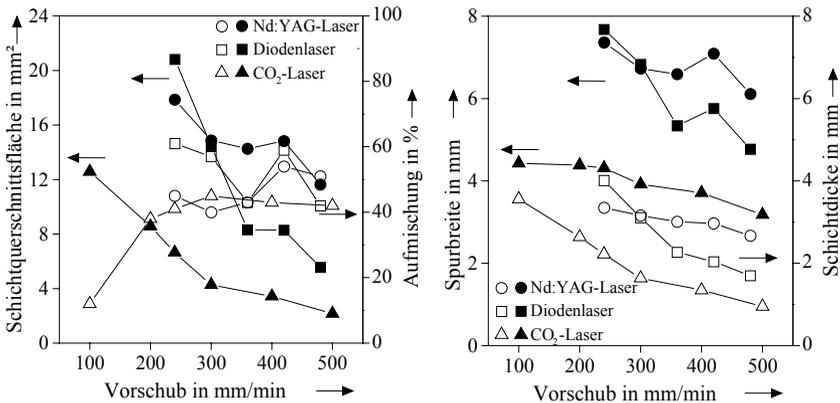


Bild 37 Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Vorschubgeschwindigkeit

(Zusatzwerkstoff: AlSi30, CO₂-Laser: mp = 4,2 g/min, P = 4 kW, d = 5 mm;

Dioden-/Nd:YAG-Laser: mp = 9,2 g/min, P = 3 kW, d_{Nd:YAG} = 5mm, a_{Diode} = 6 x 4

mm) [108]

Bild 37 zeigt, dass, unabhängig von der verwendeten Strahlquelle, die Schichtfläche mit ansteigender Vorschubgeschwindigkeit kontinuierlich abnimmt. Die Verringerung der Schichtfläche beruht dabei sowohl auf der Veränderung der Spurbreite, als auch der Schichtdicke. Die geringere Schichtdicke bei höheren Vorschüben lässt sich leicht durch die verminderte Pulverstreckenmasse begründen, wobei aber auch die Pulverausnutzung durch die reduzierte Spurbreite beeinträchtigt wird.

Die Aufmischungen bei Vorschubgeschwindigkeiten größer 250 mm/min zeigen keine signifikanten Veränderungen. Bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten können mit dem CO₂-Laser geringere Aufmischungen erreicht werden, sodass sich durch die erhöhte Pulverstreckenmasse bei gleichfalls erhöhter Streckenenergie die Anschmelzung des Grundwerkstoffs reduzieren lässt. Deutliche Unterschiede zwischen den Strahlquellen zeigen sich in den Absolutwerten der Schichtflächen, wobei auch Nd:YAG- und Diodenlaser ein unterschiedliches Verhalten der Schichtfläche über der Vorschubgeschwindigkeit aufweisen. Beim Diodenlaser ist gegenüber dem Nd:YAG-Laser ein sehr viel stärkerer Abfall der Schichtfläche über dem Vorschub festzustellen. Die Ursache für dieses Verhalten ist in der Geometrie des Laserstrahls und der Schmelzbadgeometrie bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten begründet: Da der Strahlquerschnitt des Diodenlasers durch seine Schmalseite von 4 mm genau mit den Längsabmessungen des Pulverstrahls übereinstimmt, ist die Pulverausnutzung beim Diodenlaser grenzwertig. Bei kleinen Vorschubgeschwindigkeiten - in diesem Fall bis 300 mm/min - ist die Schmelzbadgeometrie größer als die Geometrie des Laserstrahls auf der Werkstückoberfläche. Dadurch wird die Pulveraufnahme des Schmelzbads erleichtert und in der Folge werden bei Nd:YAG- und Diodenlaser annähernd gleiche Schichtgeometrien erreicht. Größere Vorschubgeschwindigkeiten reduzieren die Abmessungen des Schmelzbads in Vorschubrichtung. Für den Diodenlaser, bei dem die Querschnitte des Laserstrahls und des Pulverstrahls genau übereinstimmen, bedeutet dies eine geringere Pulvernutzung und damit im Vergleich zum Nd:YAG-Laser reduzierte Schichtdicken und -querschnittsflächen.

- **Abhängigkeit der Schichtgeometrie vom Pulvermassenstrom**

Nach Bild 38 kann die Schichtdicke durch einen verstärkten Pulvermassenstrom vergrößert werden, wobei gleichzeitig aber auch die Spurbreite anwächst. Beide Abhängigkeiten zusammen bewirken ein Ansteigen der Schichtquerschnittsfläche über dem Pulvermassenstrom. In der Versuchsreihe waren Vorschubgeschwindigkeit und Laserleistung konstant, sodass mit einer konstanten Streckenenergie gearbeitet wurde. Bei gleicher Streckenenergie und ansteigender Pulverstreckenmasse wird ein größerer Energiebetrag zum Aufschmelzen des Zusatzwerkstoffs benötigt. In der Folge kann nur eine geringere Energiemenge zum Schmelzen des Substrats genutzt werden und damit nimmt die Aufmischung ab.

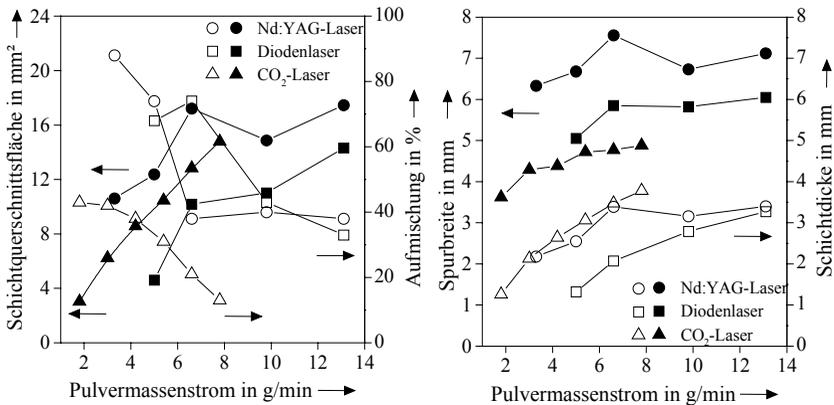


Bild 38 Abhängigkeit der Schichtgeometrie von der Pulverfördertrate

(Zusatzwerkstoff: AlSi30, CO₂-Laser: P = 4 kW, d = 5 mm, v = 200 mm/min

Dioden-/Nd:YAG-Laser: P = 3 kW, d_{Nd:YAG} = 5mm, a_{Diode} = 6 x 4 mm, v = 300 mm/min) [108]

Von den prinzipiellen Verläufen der dargestellten Abhängigkeiten zeigen alle Laserarten dasselbe Verhalten. Beim CO₂-Laser nimmt allerdings die Aufmischung mit dem Pulvermassenstrom sehr schnell ab, sodass ab einem bestimmten Pulvermassenstrom zu wenig Energie zum Anschmelzen des Substrats verfügbar ist und keine Anbindung der Schicht zum Substrat mehr erreicht werden kann. Beim Nd:YAG- und Diodenlaser werden trotz niedrigerer Laserleistung und höheren Vorschubgeschwindigkeiten größere Aufmischungen erreicht, weil hier die Energieeinkopplung besser ist. Im Vergleich von Nd:YAG- und Diodenlaser können mit dem Nd:YAG-Laser breitere Spuren und größere Schichtquerschnittsflächen/-volumina erreicht werden. Die Ursache liegt in der Pulvernutzung, die beim Diodenlaser durch die annähernd gleichen Abmessungen von Pulver- und Laserstrahl reduziert ist.

Zusammenfassend gilt, dass der CO₂-Laser im Vergleich zu Nd:YAG- und Diodenlaser um den Faktor 2 höhere Laserleistungen benötigt um eine vergleichbare Schichtgeometrie zu erzeugen. Die Ursache ist in der geringeren Absorption der Wellenlänge des CO₂-Lasers begründet. Im Vergleich zwischen Nd:YAG-Laser und Diodenlaser können mit dem Nd:YAG-Laser größere Schichtquerschnittsflächen erzielt werden. Die unterschiedliche Wellenlänge kann nicht als Begründung dienen, da der Diodenlaser mit 808 und 940 nm näher an dem Absorptionsmaximum von 845 nm liegt als die 1064 nm des Nd:YAG-Lasers. Neben der Ener-

gieeinkopplung ist die Pulvernutzung ein wichtiges Kriterium für die Schichtbildung. Ist der Auftreffquerschnitt der Pulverteilchen größer als der Querschnitt des Laserstrahls oder zu diesem verschoben, treten Verluste in der Pulvernutzung auf, die sich in geringeren Schichtabmessungen auswirken.

6.3.2 Prozesssicherheit

Die Prozesssicherheit stellt neben der Beschreibung der prozesstechnischen Zusammenhänge einen wichtigen Aspekt für ein neues Verfahren dar. Im Folgenden wird die Reproduzierbarkeit als Teil der Prozesssicherheit genauer betrachtet. Im Unterschied zu den Untersuchungen in Kapitel 6.3.1 wurde die Versuchsreihe zur Prozesssicherheit mit einer Pulvermischung aus AlSi30 und reinem Nickel durchgeführt. Bei der Versuchsreihe wurden die Einstellungen für Laserleistung, Vorschub und Pulverförderate an die Randbedingungen für die Zufuhr von zwei Zusatzwerkstoffen angepasst. Dabei wurden zwölf Versuche mit konstanten Parameter-einstellungen durchgeführt um die Schwankungen im Bearbeitungsprozess hinsichtlich Schichtgeometrie und Schichthärte zu untersuchen. Änderungen der Schichtgeometrie haben besondere Auswirkungen, da sie über die Maße und Toleranzen bei der Vorbearbeitung der Rohbauteile bzw. die Nachbearbeitung der Beschichtung entscheiden. In Verbindung mit den vorab aufgezeigten Abhängigkeiten der Schichtgeometrie von den Einstellgrößen sind diese Ergebnisse die Grundlage um die Toleranzbereiche der Prozessparameter einzustellen.

In den zwölf Versuchen weist die Schichtfläche wie sie Bild 39 zeigt eine einfache Standardabweichung von $\pm 0,3 \text{ mm}^2$ bei einem Mittelwert von $8,6 \text{ mm}^2$ auf. Für die zerspanende Bearbeitung bedeutender sind die Abweichungen der Spurbreite und der Spurbhöhe. Bei der Spurbreite beträgt der Mittelwert $5,8 \text{ mm}$ und die Standardabweichung $\pm 0,3 \text{ mm}$. Für die Spurbhöhe wird ein Mittelwert von $2,2 \text{ mm}$ und eine Standardabweichung von $\pm 0,2 \text{ mm}$ errechnet. Die Ursachen dieser Fehler sind zum einen in der Veränderung der Einstellgrößen, aber auch durch Störgrößen, wie z. B. wechselnde Güte und Abmessungen der Bauteiloberfläche, begründet. Ein weiterer Einflussfaktor ist die Auswertung der Schliffe, da durch Winkelfehler bei der Probenpräparation zusätzliche Abweichungen in die Auswertung eingehen. Da die beschichteten Bauteile eine geometrisch definierte Oberflächenform erhalten müssen, ist dem Laserstrahlbeschichten eine zerspanende Bearbeitung nachgelagert. Die Konstanz der Spurbhöhe ist für diesen Bearbeitungsschritt wichtig, weil durch die Schwankungen der Spurbhöhe ein Mindestabtrag definiert wird, mit dem die Ungleichmäßigkeiten abgearbeitet werden, um eine vollständig zerspannte Oberfläche zu erreichen. Bei den vorliegenden Ergebnissen sollte

ausgehend vom Mittelwert der Spurbhöhe eine Materialstärke von mindestens 0,5 mm abgetragen werden, sodass die Schichtdicke nach der Zerspanung nur noch 1,7 mm beträgt.

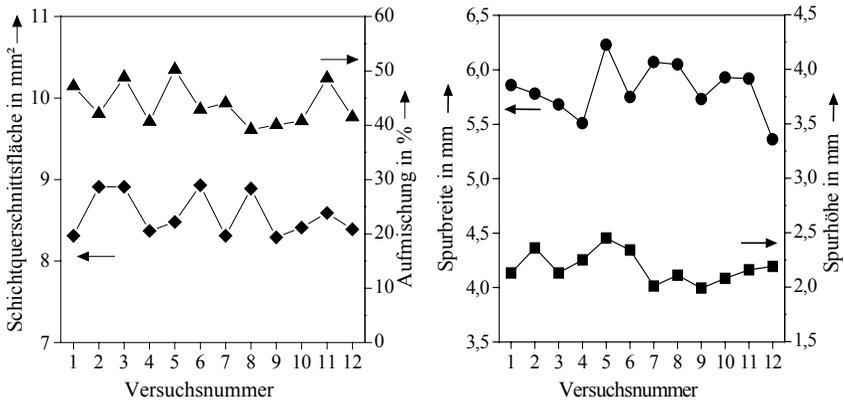


Bild 39 Reproduzierbarkeit der Schichtgeometrie bei konstanten Parametereinstellungen

(Nd:YAG-Laser, $P = 3,5$ kW, $d = 5$ mm, $v = 900$ mm/min, $mp = 20$ g/min,

Zusatzwerkstoff: 45 % AlSi30 und 55% Nickel simultan gefördert)

Weitere Kriterien für die Reproduzierbarkeit sind in der Abweichung der werkstoffbegründeten Schichteigenschaften zu sehen. Für den Nachweis von Abweichungen wurde die Schichthärtigkeit als gut messbare Schichteigenschaft ausgewählt. Bestimmende Größen für die Schichthärtigkeit sind der Gefügebau und die stoffliche Zusammensetzung. Die Härtewerte, wie sie Bild 40 zeigt, sind charakterisiert durch einen arithmetischen Mittelwert von 338 HV₁ und eine Standardabweichung von ± 41 HV₁. Auffällig ist der besonders deutliche Abfall der Härte im Versuch Nr. 2. Hier wurde eine um 100 HV₁ geringere Härte gemessen. Im Vergleich der Schichtgeometrie ist dieser Versuch jedoch nicht auffällig. Größere Veränderungen der Prozessparameter Laserleistung, Pulverförderer und Vorschubgeschwindigkeit sind unwahrscheinlich, da in diesem Falle Änderungen in Bezug auf Spurbreite, Schichtdicke oder Aufmischung feststellbar sein müssten.

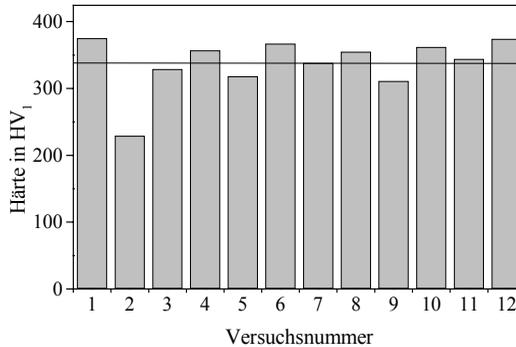


Bild 40 Variation der Schichthärte bei konstanten Prozessparametern

(Nd:YAG-Laser, $P = 3,5$ kW, $d = 5$ mm, $v = 900$ mm/min, $mp = 20$ g/min,
Zusatzwerkstoff: 45 % AlSi30 und 55% Nickel simultan gefördert)

Der Grund des Ausreißers ist viel eher in der Systemtechnik begründet, da die gewünschte Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffs durch eine Mischung zweier getrennter Pulver realisiert wird. Die Einstellung am Pulverfördersystem wurde so gewählt, dass bei einer vorgegebenen Gesamtfördermenge 45 Gew% AlSi30 und 55 Gew% Nickel im geförderten Zusatzwerkstoff enthalten waren. Bei dieser Werkstoffvariante wird die Schichthärte, wie in Kapitel 6.4 beschrieben, durch den Nickelanteil im Zusatzwerkstoff eingestellt. Änderungen in der Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffs führen dabei zu veränderten Phasenanteilen und damit zur Reduzierung der Schichthärte. Entscheidend für konstante Schichteigenschaften ist die Präzision des Pulverfördersystems. Für jeden Pulverwerkstoff werden die Abweichungen des Pulvermassenstroms beim Kalibrieren des Fördersystems bestimmt. Begründet durch den Dichteunterschied von Aluminium und Nickel müssen in den Versuchen nur geringe Volumina an Nickel gefördert werden, wobei sich Änderungen in der Nickel-Förderrate stark auf die Zusammensetzung des Schichtwerkstoffs auswirken. Andererseits wird das Gesamtvolumen an Zusatzwerkstoff durch die Nickelvariation nur geringfügig beeinflusst, sodass die im Vergleich mit den anderen Versuchen gleich bleibende Schichtgeometrie erklärt werden kann. Somit treten bedingt durch die Vorgehensweise Fehler auf, die sich durch die flexible Anpassung und Optimierung des Zusatzwerkstoffs erklären lassen. Für die reproduzierbare Herstellung von Bauteilen ist aber die Homogenität und Gleichmäßigkeit des Zusatzwerkstoffs zu gewährleisten, sodass hierfür die Verwendung eines vorlegierten Pulvers mit einer definierten Legierungszusammensetzung notwendig wird.

6.4 Werkstoffkundliche Ergebnisse

Nachfolgendes Kapitel enthält die werkstoffkundlichen Untersuchungen der Schichtergebnisse beim Laserstrahlbeschichten von Aluminium. Ziel ist es, die erzeugten Schichten zu charakterisieren, den Einfluss der Zusatzwerkstoffe auf die Schichtbildung zu bestimmen und die technologische Eignung der Schichten herauszuarbeiten. Dazu wurden die Schichten hinsichtlich ihrer Gefüge und Zusammensetzung untersucht. Zur weiteren Charakterisierung der Schichteigenschaften wurden an ausgewählten Werkstoffsystemen tribologische Untersuchungen durchgeführt sowie die Warmhärte und die Haftfestigkeit bestimmt.

In den Beschichtungsversuchen sollte ein breites Feld an Zusatzwerkstoffen betrachtet werden, durch welches die Gebrauchseigenschaften von Aluminiumbauteilen bei tribologischer oder mechanischer Belastung verbessert werden können. Im Einzelnen wurden Aluminium-, Eisen- und Kupferbasislegierungen sowie Wolframkarbid als Hartstoff ausgewählt und in Beschichtungsversuchen verwendet.

- Aluminiumbasislegierungen wurden in die Auswahl aufgenommen, weil die Eigenschaften von Grund- und Zusatzwerkstoff hinsichtlich Schmelztemperatur, Wärmeausdehnungskoeffizient, Dichte und Metallurgie sehr ähnlich sind und übereutektische Aluminium-Silizium-Legierungen bei tribologischen Aufgabenstellungen bereits eingesetzt werden.
- Eisenbasislegierungen bieten den Vorteil einer sehr guten Verschleißbeständigkeit und guter Hochtemperatüreigenschaften. Sie besitzen aber im Vergleich zu Aluminium einen hohen Schmelzpunkt, eine hohe Dichte, eine geringere Wärmeleitung und bilden mit Aluminium spröde intermetallische Phasen.
- Kupferlegierungen erreichen hinsichtlich Schmelzpunkt und Wärmeleitung Werte, die nahe am Aluminium liegen; aber auch im Werkstoffsystem Aluminium-Kupfer entstehen intermetallische Phasen.
- Wolframkarbid als Hartstoff ist sehr verschleißbeständig, besitzt einen sehr hohen Schmelzpunkt und einen geringen Wärmeausdehnungskoeffizienten. In verschleißmindernden Verbundwerkstoffen werden Hartstoffe in Form von Partikeln in einer duktilen Matrix eingelagert. Aufgrund des hohen Verschleißwiderstands der Hartstoffe wird dieser Ansatz oftmals gegen abrasiven Verschleiß eingesetzt.

Da für die verwendeten Legierungen keine Materialdaten verfügbar sind, wurden in Tabelle 5 wichtige physikalische Materialeigenschaften der reinen Metalle und Wolframkarbid zusammengefasst, um eine grobe Abschätzung der Materialkennwerte zu ermöglichen:

Kriterium	Einheit	Eisen Fe	Aluminium Al	Kupfer Cu	Wolframkarbid WC
Dichte	g/cm ³	7,6	2,7	8,9	15,6
Längenausdehnungs- koeffizient	10 ⁻⁶ /K	12,1	23,8	16,8	5,2 bzw. 7,3
Wärmeleitfähigkeit	W/(m·K)	74	220	384	42
Spez. Wärmekapazität	KJ/(kg·K)	0,452	0,896	0,383	-
Schmelzpunkt	°C	1535	660	1083	2850
Spez. Schmelzwärme	kJ/kg	277	397	205	-
Siedepunkt	°C	2730	2450	2590	-

Tabelle 5 Physikalische Eigenschaften der reinen Metalle und Wolframkarbid [65]

6.4.1 Laseroberflächenveredeln mit Aluminiumbasislegierungen

Bei der Untersuchung der Aluminiumbasislegierungen wurden als Zusatzwerkstoff eine übereutektische Aluminium-Silizium-Legierung und Mischungen dieser Legierung mit verschiedenen Nickelwerkstoffen verwendet. Eine übereutektische Aluminiumlegierung wurde ausgewählt, weil dieses Werkstoffsystem eine hohe Verschleißfestigkeit besitzt und als Gusslegierung von Kurbelgehäusen bereits für die tribologische Anwendung einer Zylinderlaufbahn eingesetzt wird. Durch den Zusatz der Nickellegierungen sollen intermetallische Phasen ausgeschieden werden, welche die Warmfestigkeit und das Verschleißverhalten der Schicht verbessern. Zunächst wurden mit dem übereutektischen Al-Si-Pulver die Grundlagen des Verfahrens untersucht. In nachfolgenden Versuchsreihen wurde dem übereutektischen Aluminium-Siliziumpulver weitere Pulver aus Übergangselementen zugegeben um das Schichtsystem zu optimieren. Als Zusatz wurden Nickellegierungen ausgewählt, um die Warmfestigkeit und die Härte der Schicht zu verbessern. In den Versuchen wurde das Verhältnis der Nickelwerkstoffe zu der Aluminiumlegierung gezielt variiert, um Änderungen in der Schichtausbildung zu detektieren. Die verwendeten Pulver wurden jeweils unter einer Schutzgasatmosphäre verdüst und auf die Kornfraktion von 45 bis 150 µm ausgesiebt. Sie wurden mit der in Tabelle 6 angegebenen Zusammensetzung verarbeitet.

Bezeichnung	Elementanteile in Gew.%										
	Ni	Cr	Mo	Cu	B	Si	Ca	Mn	Zn	Fe	Al
AlSi30	-	-	-	-	-	30	0,02	0,03	0,015	0,25	Rest
Nickel	100	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
NiCu	Rest	-	-	20	1	2	-	-	-	1	-
NiCrAlMoFe	Rest	9,5	5,5	-	-	0,3	-	-	-	5,5	6,5

Tabelle 6 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Al-Basislegierung und der zulegierten Nickelwerkstoffe

- **Gefügeausbildung mit einer übereutektischen Aluminiumlegierung**

Die Verwendung einer übereutektischen Aluminium-Siliziumlegierung mit einem Siliziumgehalt von 30 Gew%, nachfolgend AlSi30 genannt, bietet für den Bearbeitungsprozess den Vorteil, dass sich der Zusatzwerkstoff in seinen physikalischen Haupteigenschaften nur wenig von den wichtigen Al-Gusslegierungen AlSi7Mg, AlSi10Mg oder AlSi12NiCuMg unterscheidet (Tabelle 7). Zudem besitzen Al-Legierungen mit Siliziumgehalten zwischen 17 und 25 Gew% eine hohe Verschleißbeständigkeit und werden für Zylinderlaufbahnen eingesetzt.

Legierungen	Herstellung, Wärmebehandlung	Erstarungsbereich	Wärmeleitfähigkeit	Wärmeausdehnungskoeffizient	stat. Festigkeit		Dehnung bei 20°C
					R _{p0,2}	R _m	
		°C	W/mK	10 ⁻⁶ · K ⁻¹	N/mm ²	N/mm ²	%
AlSi7Mg	Kokillenguss, wärmausgehärtet	550-625	220	22	280	340	9
AlSi10Mg	Kokillenguss, Gusszustand	575-620	180	20	120	240	6
AlSi9Cu3	Kokillenguss, Gusszustand	510-610	130	22	160	240	3
AlSi12	Kokillenguss, Gusszustand	575-585	190	20	110	230	12
AlSi25CuMgNi	Kokillenguss		143	19,9	200	220	1

Tabelle 7 Eigenschaften verschiedener Al-Gusslegierungen [5]

Im thermodynamischen Gleichgewicht des Al-Si-Systems, wie es das Phasendiagramm in Bild 41 darstellt, befindet sich der eutektische Punkt bei 577°C und einem Siliziumgehalt von 12,6 Gew%. Ein Si-Gehalt von 30 Gew% führt hier zu einem Erstarrungsbeginn bei 850 °C

mit der Bildung von primären Si-Kristallen. Nachfolgend werden die ausgeschiedenen primären Siliziumpartikel in eine Matrix aus Aluminium-Silizium-Eutektikum eingebettet. Durch das große Temperaturintervall werden bei entsprechend langsamen Abkühlraten, wie sie bei den Gießverfahren auftreten, grobe Si-Phasen von mehreren 100 μm Größe ausgeschieden und gleichzeitig wird auch die Gießbarkeit erschwert.

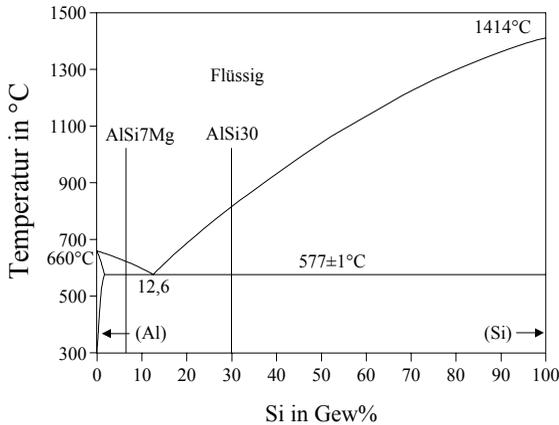


Bild 41 Phasendiagramm Aluminium-Silizium [111]

Im Gegensatz zum Phasendiagramm, das die Zustände im thermodynamischen Gleichgewicht zeigt, zeichnet sich das Laserstrahlbeschichten als dynamischer Bearbeitungsprozess durch veränderte Erstarrungsbedingungen aus: Kennzeichnend hierfür sind die Verhältnisse an der Erstarrungsfront, d.h. die Geschwindigkeit mit der sich die Erstarrungsfront bewegt und der Temperaturgradient zwischen Schmelze und erstarrtem Material. Aus der Modellrechnung in Kap. 5.2 kann ein typischer Temperaturgradient von 10^5 K/m abgeleitet werden, so dass sich in Verbindung mit einer typischen Vorschubgeschwindigkeit von 10^{-2} m/s eine Abkühlungsgeschwindigkeit von 10^3 K/s errechnet. Im Gegensatz dazu wird in [5] für den Kokillenguss von Aluminiumlegierungen eine Abkühlungsgeschwindigkeit in der Größenordnung von 10^{-2} bis 10^{-1} K/s angegeben. Nach Bild 17 bewirkt eine Erhöhung der Erstarrungsgeschwindigkeit eine Feinung des Gefüges, so dass sich bei Verwendung von übereutektischen AlSi-Legierungen primäre Si-Kristalle und das Eutektikum deutlich feiner ausbilden. Sowohl der Temperaturgradient, als auch die Geschwindigkeit der Erstarrungsfront sind abhängig von den Prozessparametern: So variieren die Erstarrungsgeschwindigkeiten beim Laseroberflächenveredeln je nach Position im Schmelzbad zwischen 0 und der Vorschubgeschwindigkeit

als Maximalwert. Die entscheidende Einflussgröße bei der Bildung des Schichtgefüges ist, neben den Erstarrungsbedingungen, die Zusammensetzung der Schmelze. Die Legierungsanteile der Schmelze werden über die Menge und Art des Zusatzwerkstoffs, die Aufmischung des Grundwerkstoffs und das Verdampfen von Legierungsbestandteilen beeinflusst:

- Der Anteil der Aufmischung, d.h. das Aufschmelzen des Substratwerkstoffs, ist direkt vom Energieeintrag in das Bauteil abhängig. Große Streckenenergien bei konstanten Förderraten an Zusatzwerkstoff bewirken ein verstärktes Zulegieren von Substratmaterial.
- Legierungsanteile mit einer geringen Siedetemperatur und einem hohen Dampfdruck, wie z. B. Magnesium, verdampfen während der Laserbehandlung aus der Schmelze, sodass sich deren Anteil in der Schicht reduziert.
- Über die Legierung und die zugeführte Menge des Zusatzwerkstoffs kann das Schmelzvolumen, die Schmelzzusammensetzung und die Aufmischung beeinflusst werden. Wird die Pulverstreckenmasse als Quotient aus Förderrate und Vorschub erhöht, so vergrößert sich das Schmelzvolumen und die Aufmischung nimmt ab. Bei bekannter Aufmischung kann der Zusatzwerkstoff so gewählt werden, dass in der Schicht eine gewünschte Legierung erreicht wird. Auch das Verdampfen von Legierungselementen kann durch den Zusatzwerkstoff ausgeglichen werden.

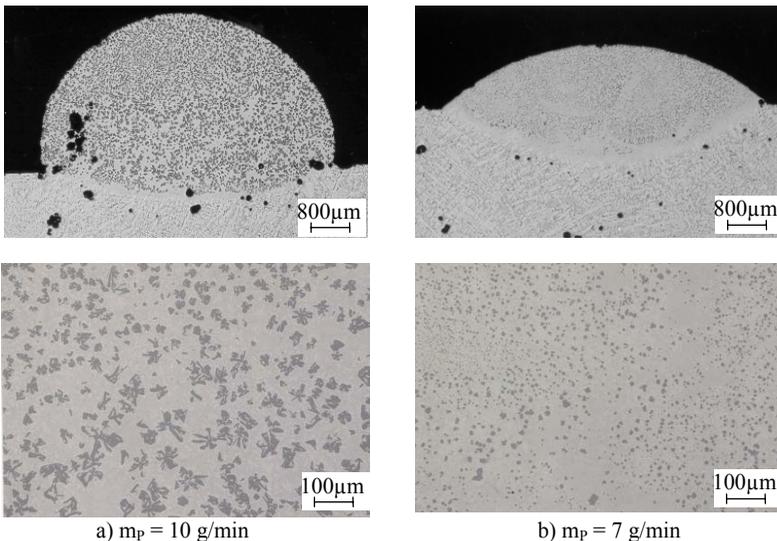


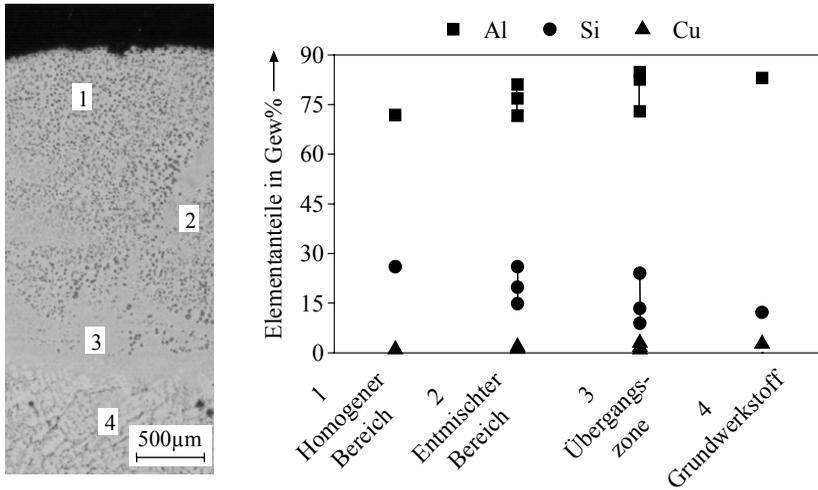
Bild 42 Schichtgefüge und Primär-Silizium-Ausscheidungen bei verschiedenen Förderraten.

Zusatzwerkstoff: AlSi30, Grundwerkstoff: AlSi9Cu3 [106]

(Nd:YAG-Laser, $P = 4 \text{ kW}$, $d = 5,6 \text{ mm}$, $v = 900 \text{ mm/min}$)

In Bild 42 sind zwei Spurgeometrien gezeigt, die den Einfluss unterschiedlicher Förderraten auf die Spurgeometrie und die Gefügeausbildung aufzeigen. Bei hohen Förderraten reduzieren sich die Aufmischungen in der Schicht, sodass dem Schmelzbad nur geringe Mengen des Substrats zulegiert werden. Dadurch wird in der Schmelze ein höherer Si-Anteil erreicht und in der Schicht liegen gröbere Primärsiliziumausscheidungen vor, die in Bild 42a mit einer Größe von ca. 50 μm angegeben werden können. Die Verteilung der Si-Phasen in der Schicht ist von der Marangoni-Konvektion abhängig. Große Temperaturgradienten im Schmelzbad verstärken die Konvektion und verbessern die Durchmischung und Homogenität der Schmelze. In der Übergangszone und speziell in den Randbereichen der Schicht werden verstärkt Poren eingeschlossen. Die Ursachen der Poren können erhöhte Wasserstoffgehalte im Zusatzwerkstoff bzw. Substratwerkstoff sein oder Gase, die während des Verarbeitungsprozesses von der Atmosphäre in die Schmelze gelangt sind. Eine kreisrunde Porenform deutet dabei oftmals auf Gasporosität hin. Poren, die durch den Grundwerkstoff verursacht sind, sammeln sich verstärkt an der Übergangszone zwischen Schicht und Substrat und werden dort während der Erstarrung eingeschlossen. Eine weitere Ursache für Poren kann im Bearbeitungsprozess begründet sein: Bei besonders großen Streckenmassen wird in den Randbereichen der Schicht ein Anschmelzen und eine vollständige Benetzung des Substrats nicht mehr erreicht, sodass in diesen Bereichen Gase eingeschlossen werden und Porosität verursachen.

Bei geringeren Förderraten und höheren Laserleistungen treten höhere Aufmischungen und ein feinkörnigeres Gefüge auf. Das primäre Silizium liegt hier in verrundeter Form bei einer Größe von ca. 10 μm vor. Die verringerte Größe der primären Si-Ausscheidungen ist auf den höheren Aluminiumanteil in der Schmelze zurückzuführen. Wird der Si-Gehalt reduziert, so verkleinert sich das Erstarrungsintervall und die Erstarrung, d. h. die Bildung des primären Siliziums, beginnt bei niedrigeren Temperaturen. Durch das kleinere Erstarrungsintervall wird die Zeitspanne für das Wachstum des Primärsiliziums reduziert, sodass nur kleine Si-Körner gebildet werden. Da, abgesehen von der Förderrate, konstante Prozessparameter eingestellt waren, können in den beiden Fällen gleiche Erstarrungsbedingungen angenommen werden, sodass nur die Variation des Aluminium- bzw. des Siliziumgehalts als Ursache für die unterschiedlichen Gefüge vorliegt.



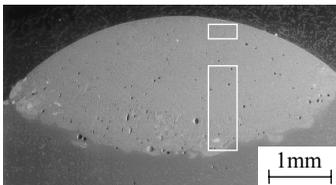
a) Analytierte Gefügebereiche b) Elementanteile in den Gefügebereichen 1-4

Bild 43 Elementverteilung in der Schicht aus Bild 42b. Zusatzwerkstoff: AlSi30, Grundwerkstoff: AlSi9Cu3 [106]

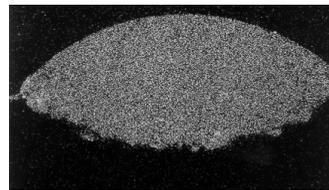
(Nd:YAG-Laser, P = 4 kW, d = 5,6 mm, v = 900 mm/min, $m_p = 7$ g/min)

Mit Hilfe der halb-quantitativen EDX-Analyse wurden einzelne Bereiche der in Bild 42b dargestellten Schicht genauer analysiert. Die Bilder 43a und 43b zeigen die Verteilung der Si-Ausscheidungen in der Schicht. Das Gefüge im Bereich 1 besteht ausschließlich aus primärem Silizium und Al-Si-Eutektikum, wobei ein Si-Gesamtanteil von 26% erreicht wird. Der Unterschied zur Zusammensetzung des Pulvers (30% Si) entsteht durch den Anteil des zulegierten Grundwerkstoffes. Hierdurch erklärt sich auch der Cu-Anteil von ca. 1,5% über den gesamten Spurquerschnitt, der ebenfalls aus dem Grundwerkstoff stammt. In der Spurmitte finden sich schlierenförmige Entmischungen (Bereich 2). Die Si-armen Bereiche der Schlieren weisen Si-Gehalte von 14% auf, sodass hier nur wenig Primärsilizium vorliegt. Die ca. 400 µm breite Übergangszone (Bereich 3) zum Grundwerkstoff enthält ebenfalls nur wenige primäre Siliziumphasen. Innerhalb dieses sehr schmalen Bereichs verändern sich die Werkstoffzusammensetzung und damit das Gefüge sehr stark. Die Elementanteile zwischen Übergangszone und Schicht entsprechen der Zusammensetzung in der Schicht. Ausgehend von diesem Randbereich ändern sich die Zusammensetzung und das Gefüge innerhalb weniger hundert µm. Kennzeichnend hierfür ist der Kupferanteil, welcher in der Übergangszone bereits die Werte des Grundwerkstoffes erreicht. Unabhängig von den Einstellungen der Prozess-

einer erstarrenden Schmelze entsteht, müssen zur Beschreibung der Gefügebestandteile neben dem Phasendiagramm auch die Phasenumwandlungen bei bzw. nach der Erstarrung betrachtet werden. Im binären Phasendiagramm Aluminium-Nickel hat die intermetallische Phase NiAl mit 1638°C den höchsten Schmelzpunkt. Sie bildet sich bei einem Nickelanteil zwischen 45 und 85 Gew%. Bei Nickelgehalten zwischen 28 und 62 Gew% liegen zwei peritektische Reaktionen vor. Die erste Reaktion bildet die Ni_2Al_3 -Phase und läuft bei Temperaturen unterhalb 1133 °C ab. In einer weiteren peritektischen Reaktion entsteht unterhalb 854 °C die NiAl_3 -Phase. Die NiAl_3 -Phase und α -Aluminium bilden bei 8 Gew% Nickel ein Eutektikum, dessen Schmelztemperatur 640 °C beträgt. Während nach Bild 44 die Löslichkeit von Si in der NiAl_3 -Phase nur ca. 2 Gew% beträgt, können in der Ni_2Al_3 -Phase bis zu 18 Gew% Si gelöst werden. Neben den Al_xNi_y -Phasen treten in dem untersuchten Werkstoffbereich auch primäres Silizium, die ternäre Phase τ_3 ($\text{Ni}_3(\text{Al}_{1-z}\text{Si}_z)_7$, $z \approx 0,17$) und das ternäre Al-Si- τ_3 -Eutektikum auf, das erst bei einer Temperatur von 567 °C erstarrt.



a) Querschliff durch die Schicht



b) Nickel-Verteilung in der Schicht

Bild 45 Schichtgefüge und Nickel-Verteilung einer Schicht aus AlSi30 und Nickel [106]
 (Nd:YAG-Laser, P = 4 kW, d = 4,8 mm, v = 900 mm/min, mp = 21 g/min;
 Substrat: AlSi9Cu3, Zusatzwerkstoff: 52Gew% AlSi30 + 48 Gew% Ni)

Die Schliffe in den Bildern 45 und 46 zeigen die Schichtergebnisse bei einem Nickelanteil im Zusatzwerkstoff von 48 Gew%. Entsprechend der Wahl der Prozessparameter ist die Schichtgeometrie gekennzeichnet durch eine hohe Aufmischung von 40 %. Die Schicht besteht aus einem sehr feinen und gleichmäßigen Gefüge, das aus einer der AlSi-Matrix besteht, in die primäre Si-Platten und Al_xNi_y -Nadeln bzw. Al_xNi_y -Dendriten eingelagert sind. Die Länge des primären Siliziums beträgt ca. 20 μm und bewegt sich in der Größenordnung der Al-Si-Schichten hoher Aufmischung (Bild 42b). Ein wichtiges Kriterium der untersuchten Werkstoffkombination ist die Nickel-Verteilung in der Schicht, wie sie die Mikrosondenuntersuchung in Bild 45b zeigt. Obwohl der Zusatzwerkstoff aus einer Mischung zweier getrennter Pulverwerkstoffe bestand, kann in der Schicht keine ungleichmäßige Verteilung des Nickels nachgewiesen werden. Lediglich am Übergang zum Grundwerkstoff sind einige In-

seln mit höherem Nickelanteil eingelagert. Dies bedeutet, dass mit den eingestellten Prozessparametern ein Aufschmelzen der Nickelteilchen erreicht werden kann und eine gleichmäßige Einlagerung der nickelreichen Phasen möglich ist.

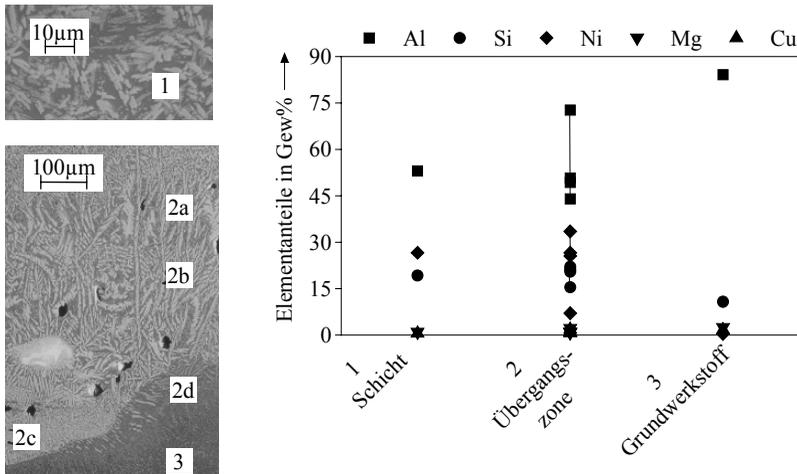


Bild 46 Gefüge und Elementverteilung in Schicht und Übergangszone im Werkstoffsystem AlSi30/Nickel [106] (Nd:YAG-Laser, P = 4 kW, d = 4,8 mm, v = 900 mm/min, mp = 21 g/min; Substrat: AlSi9Cu3, Zusatzwerkstoff: 52Gew.% AlSi30 + 48 Gew.% Ni)

Charakteristisch für die verwendete Pulverzusammensetzung mit dem Nickelanteil von 48 Gew% ist der hohe Anteil der Nadeln, die in die AlSi-Matrix eingelagert sind (Bild 46). Die EDX-Flächenanalyse in der Schicht (Bereich 1) detektiert Nickelgehalte von 27 Gew% und Siliziumgehalte von 19 Gew%. Bei den Nadeln muss es sich entsprechend dem Nickelanteil des Zusatzwerkstoffs bzw. der Schmelze um hochnickelhaltige intermetallische Phasen handeln. Das Schichtgefüge weist bis zur Übergangszone keine Entmischungen auf.

Die Übergangszone zum Grundwerkstoff ist circa 500 µm breit und durch eine Feinung aller dort vorhandenen Phasen gekennzeichnet. So ist die Größe der Si-Ausscheidungen in der Übergangszone kleiner als bei den in der Schicht eingelagerten Phasen. Innerhalb von ca. 200 µm ändert sich die Werkstoffzusammensetzung von Werten wie sie in der Schicht vorliegen auf die Werte des Grundwerkstoffs (Bereich 3). Ein Kennzeichen dieses Übergangs (Bereiche 2a-c) sind die Al_xNi_y-Nadeln, welche in dem Bereich 2d nur noch vereinzelt eingelagert sind.

Sowohl bei der Erstarrung der Schmelze, als auch durch den Temperaturgradienten im Werkstück, sowie durch unterschiedliche Werkstoffeigenschaften im Bereich der Schicht werden Spannungen in der Schicht und der Anbindungszone hervorgerufen. Die in der Schicht eingelagerten intermetallischen Phasen erhöhen zwar die Festigkeit der Schicht, vermindern aber gleichzeitig das Verformungsvermögen, sodass die auftretenden Spannungen bei höheren Nickelgehalten Risse in der Schicht und entlang der Übergangszone hervorrufen. Mit den in Bild 46 genannten Prozessparametern konnte dem Zusatzwerkstoff bis zu 50 Gew% Nickel zugegeben werden bevor in den Schichten Rissbildung festgestellt wurde. Der mögliche Anteil an Übergangsmetallen im Zusatzwerkstoff ist abhängig von der Prozessführung. Insbesondere bei geringeren Aufmischungen muss dieser reduziert werden.

In der Schicht und der Übergangszone sind Gefügefehler in Form von Poren enthalten. Die Größe dieser Poren kann in der Schicht bis zu 30 μm und in der Übergangszone bis zu 100 μm erreichen. Die kreisrunde Form dieser Poren deutet daraufhin, dass diese durch Wasserstoff verursacht wurden, der in der Schmelze gelöst war und noch vor der Erstarrung ausgeschieden wurde.

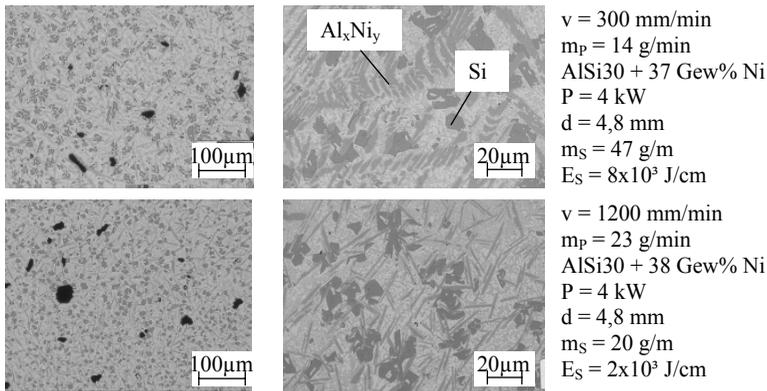


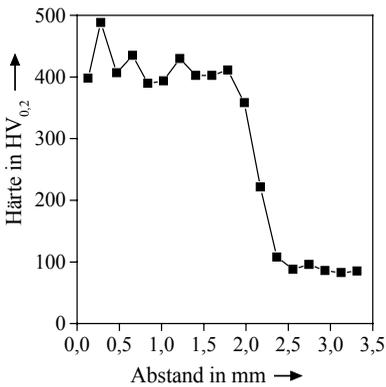
Bild 47 AlSiNi-Schichtgefüge bei verschiedenen Streckenmassen und -energien [106]

In Abhängigkeit der Prozessparameter sind verschiedene Gefügeausbildungen einstellbar. Wie Bild 47 zeigt, ist bei annähernd gleichem Nickelanteil die Größe der Si-Ausscheidungen (dunkel) und der Al_xNi_y -Nadeln (hellgrau) von der Streckenmasse und der Streckenenergie abhängig. Bei konstantem Nickelanteil von ca. 38 Gew% wurde bei geringeren Streckenmassen bzw. Streckenenergien ein feineres Schichtgefüge erzielt. Durch eine Halbierung der Streckenmasse und eine Drittelung der Streckenenergie konnte die Länge der Si-

Ausscheidungen von ca. 40 μm auf 20 μm und die Länge der Al_xNi_y -Nadeln von ca. 60 μm auf kleiner 20 μm reduziert werden.

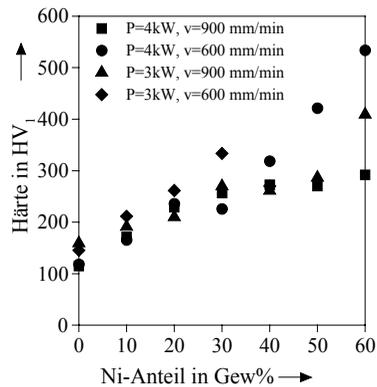
• Schichthärten beim Laseroberflächenveredeln mit Aluminiumlegierungen

Die Schichthärte ist ein erstes, einfaches Auswahlkriterium für die Anwendbarkeit einer Schicht bei tribologischer Beanspruchung. Bei variierten Pulverzusammensetzungen konnte eine direkte Abhängigkeit der Schichthärte vom Nickelgehalt festgestellt werden. Durch den Anteil an harten intermetallischen Phasen kann die Härte über einen weiten Bereich variiert werden. So können beim Zusatzwerkstoff AlSi30 und einem Nickelanteil zwischen 10 und 50 Gew% Härtewerte von 200 bis 400 HV erreicht werden.



a) Härteverlauf in einer Einzelspur

Zusatzwerkstoff: ($\text{AlSi30} + 48 \text{ Gew\% Ni}$)



b) Schichthärte in Abhängigkeit vom

Zusatzwerkstoff $\text{AlSi30} + \text{Nickel}$

Bild 48 Härten der AlSiNi -Schichten bei variiertem Zusatzwerkstoff
Substratwerkstoff: AlSi10Mg

Der Härteverlauf in einer Einzelspur, wie sie Bild 48a zeigt, ist durch ein charakteristisches Niveau der Härtewerte in der Schicht gekennzeichnet. Allerdings ist die Härte von der Konzentration der intermetallischen Phasen abhängig, sodass vereinzelt auch höhere bzw. niedrigere Härtewerte gemessen werden können. In der Übergangszone erfolgt ein schneller Härteabfall auf das Härteniveau des Substrats. Die Auswirkung einer Wärmeeinflusszone im Grundwerkstoff konnte anhand der Härtemessungen nicht nachgewiesen werden.

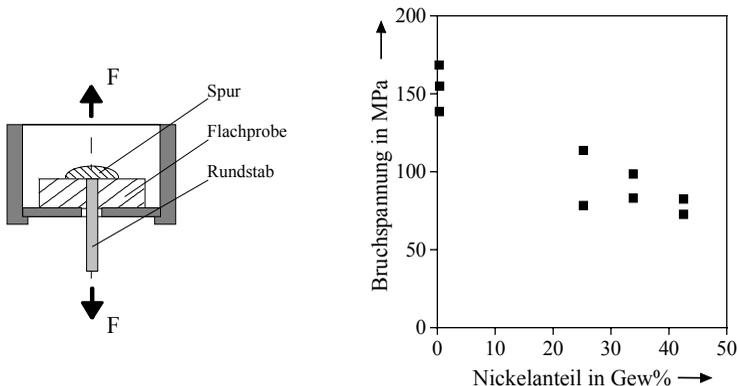
Die Mittelwerte der Schichthärte weisen nach Bild 48b eine direkte Korrelation mit dem verwendeten Nickel-Gehalt des Zusatzwerkstoffes auf. Bei Verwendung von AlSi30 ohne zusätzlichen Nickelanteil wird eine Schichthärte von 130 HV gemessen. Da die wärmebehandelte Gusslegierung eine Härte von 90 HV erreicht, wird schon durch die Gefügefeinung und den erhöhten Anteil des primären Siliziums eine Härtesteigerung erreicht. Durch das Zulegieren von Nickel werden zusätzlich harte intermetallische Phasen in die Aluminiummatrix eingelagert. Mit diesem Vorgang ist eine weitere Steigerung der Schichthärte verbunden, sodass der Härtewert des Schichtverbunds durch den Anteil der Al_xNi_y -Phasen angepasst werden kann. Die Härtewerte können durch die Zugabe von Nickel in einem Bereich von 160-400 HV variiert werden. Die Schichthärte kann zwar noch weiter gesteigert werden, ab einem Nickelanteil von 50 Gew% sind jedoch so viele intermetallische Phasen in der Schicht vorhanden, dass der Anteil der duktileren Matrix nicht mehr ausreicht, um eine Rissbildung zu vermeiden. Die Streuung der Härtewerte bei konstantem Ni-Gehalt ist auf den zusätzlichen Einfluss der Prozessparameter, wie Vorschubgeschwindigkeit und Laserleistung, zurückzuführen. Diese bewirken über den unterschiedlichen Energieeintrag eine veränderte Zumischung von Aluminium aus dem Grundwerkstoff und beeinflussen so den Nickelanteil in der Schmelze. Des Weiteren besteht durch das Fördern und Mischen der beiden Pulverkomponenten AlSi30 und Nickel ein verfahrenstechnischer Einfluss auf die Schichthärte. Da aufgrund der höheren Dichte des Nickels sehr geringe Nickel-Volumina gefördert werden müssen, machen sich Ungenauigkeiten des Fördersystems in den Werkstoffanteilen des Zusatzwerkstoffes und damit in der Zusammensetzung der Schicht deutlich bemerkbar. Die beschriebene Vorgehensweise ist für Grundsatzuntersuchungen geeignet, um die Legierungszusammensetzung einzuschränken, für weiterführende und detaillierte Untersuchungen sollte ein vorlegiertes Pulver eingesetzt werden.

- **Haftfestigkeit der Schichten aus Aluminiumlegierungen**

Die Haftung der Schichten auf dem Substratmaterial ist bei technischen Anwendungsfällen eine der wichtigsten Anforderungen an eine Beschichtung. Die Schichthaftung ist maßgebend für das Bauteilverhalten beim Auftreten äußerer Kräfte, z. B. durch Einwirkung anderer Bauteile, oder bei inneren Spannungen, z. B. aufgrund thermischer Belastung. Die Schichthaftung kann beim Laseroberflächenveredeln auf verschiedenen Wirkmechanismen basieren. Da die Substratoberfläche angeschmolzen wird, liegt bei Verwendung metallischer Zusatzwerkstoffe eine schmelzmetallurgische Verbindung von Schicht und Substrat vor. In Bezug auf die

Haftmechanismen und dem verfahrenstechnischen Aufwand zur Verbesserung der Haftung unterscheidet sich das Laseroberflächenveredeln stark von konkurrierenden Verfahren. Während beim Laseroberflächenveredeln das Entfernen der Rückstände von Kühl-/Schmierstoffen als vorbereitender Schritt zur Vermeidung von Gaseinschlüssen ausreicht, muss beim thermischen Spritzen eine aufwendige Vorbehandlung durch Strahlen durchgeführt werden. Trotz dem Strahlen wird beim thermischen Spritzen keine Diffusion zwischen Schichtauftrag und Grundwerkstoff erreicht, sodass die Schichthaftung allein auf mechanischer Verklammerung beruht.

Bild 49a zeigt das Prinzip, mit dem die Haftfestigkeit der AlSiNi-Schichten bestimmt wurde: Zunächst wurden Rundstäbe und Rundproben mit einer zentralen Bohrung aus AlSi10Mg gefertigt und der passgenaue Stift in der Bohrung fixiert. Nachfolgend wurden Probe und Stift mit Hilfe des Laseroberflächenveredeln so beschichtet, dass die entstehende Schicht sowohl eine Anbindung zum Stift, als auch zur Probe aufwies. Anschließend konnte die Haftung des Schichtverbunds im Zugversuch bestimmt werden.



a) Untersuchungsprinzip zur Bestimmung der Haftfestigkeit b) Haftfestigkeiten in Abhängigkeit vom Zusatzwerkstoff AlSi30 + Nickel

Bild 49 Haftfestigkeit von AlSiNi-Schichten auf der Al-Gusslegierung AlSi10Mg [106]

In den durchgeführten Versuchsreihen erfolgte der Bruch unabhängig vom Nickelanteil immer in der Schicht und nicht im Bereich der Substratoberfläche. Dies zeigt, dass die Haftfestigkeit der Schicht höher ist als die Festigkeiten in der Schicht selbst. Dies belegen auch die Festigkeitswerte, die im Haftzugversuch ermittelt wurden und in Bild 49b zu sehen sind: So

werden beim Zusatzwerkstoff AlSi30 Festigkeiten von circa 150 MPa erreicht. Bei ansteigendem Ni-Gehalt reduziert sich der Festigkeitswert auf Werte von 80 MPa bei 42 Gew% Ni. Dieser Verlust an Festigkeit geht einher mit einer reduzierten plastischen Verformung. Dieses Verhalten kann auf den erhöhten Anteil der intermetallischen Phasen in der Schicht zurückgeführt werden, welche durch ihr sprödes Verhalten kerbempfindlicher sind. Aufgrund der Versuchsanordnung treten im Anbindungsbereich der Schicht Spannungsüberhöhungen auf, sodass sprödes Werkstoffverhalten und Kerbempfindlichkeit trotz der Gefügefönerung zu einer reduzierten Bruchspannung föneren.

- **Temperaturbeständigkeit, Warmhärte der Schichten aus Aluminiumlegierungen**

Bauteile, die bei höheren Temperaturen eingesetzt werden, benötigen Schicht- bzw. Werkstoffsysteme, die ihre Eigenschaften möglichst auch unter thermischer Belastung behalten. Zur Abschätzung der Schichteigenschaften bei erhöhten Temperaturen wurde eine Schichtvariante des Werkstoffsystems AlSiNi bei 250°C über mehrere Stunden bzw. Tage ausgelagert, um den Einfluss der Alterung nachzuweisen. Da nach [5], [6], [7] in Aluminiumlegierungen bereits ab 100 bis 150 °C Kriechvorgänge auftreten, andererseits aber motorrelevante Bauteile 250 bis 350 °C erreichen, ist für eine Aluminium-Basislegierung als Schichtvariante die Warmhärte bzw. die Warmfestigkeit von großer Bedeutung.

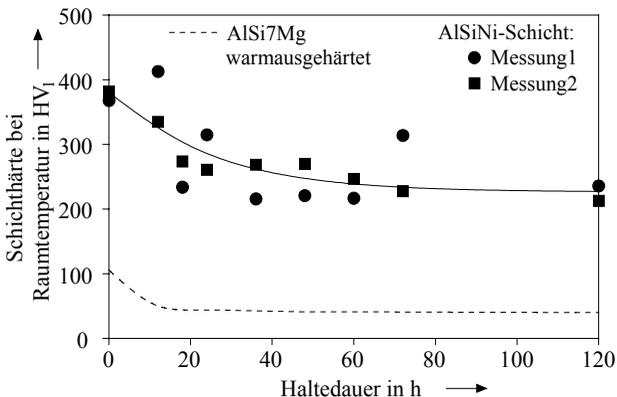


Bild 50 Alterung einer AlSiNi-Schicht mit 55 Gew.% Ni und der Aluminiumgusslegierung AlSi7Mg bei 250°C an Atmosphäre

Zur Untersuchung der Alterungseffekte im Werkstoffsystem AlSiNi wurden laserstrahlbeschichtete Proben mit einem Nickelanteil von 55 Gew% im Ofen ausgelagert. Die Proben

wurden einer Temperatur von 250°C bis zu 120 Stunden ausgesetzt. Nach der Auslagerung wurden die Härtewerte der Schicht bei Raumtemperatur gemessen. In Bild 50 ist die Schichthärte über der Haltezeit aufgetragen. Die direkt nach dem Laserstrahlbeschichten gemessenen Härtewerte von 370 HV₁ reduzieren sich nach 60 Stunden auf ca. 60% der Ausgangswerte. Eine Haltezeit länger als 60 Stunden bewirkt keine Änderung der Schichthärte mehr. Aufgrund der reduzierten Härtewerte muss auch von verringerten Festigkeitseigenschaften bei höheren Temperaturen ausgegangen werden. Es ist also im Einzelfall bei den jeweiligen Arbeitsbedingungen, d. h. den spezifischen thermischen und mechanischen Belastungen zu untersuchen, welche Prozessparameter und Zusatzwerkstoffe nötig sind, um die gewünschten Schichteigenschaften zu erzielen .

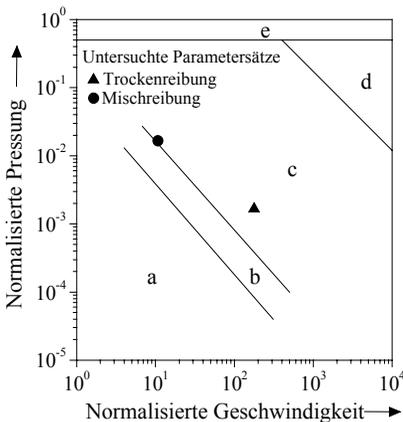
- **Tribologische Untersuchungen an Schichten aus Aluminiumlegierungen**

Aluminiumlegierungen werden in der Tribotechnik vor allem als Gleitlagerwerkstoffe sowie als Werkstoffe für Zylinderlaufbahnen und Kolben von Verbrennungsmaschinen verwendet. Wegen ihrer Neigung zum adhäsiv bedingten Fressen können Aluminiumlegierungen bei Gleitbeanspruchungen in der Regel nicht ohne Schmierung eingesetzt werden. Die Härte von Aluminiumlegierungen ist relativ gering, sodass sie bei abrasiven Beanspruchungen meistens nur einen geringen Verschleißwiderstand besitzen. Daher kommt der Beschichtung von Aluminiumlegierungen eine große Bedeutung zu [116].

In [117] wurde eine Methode zur Klassifizierung von Abriebmechanismen für trockenen Abrieb von Stahlwerkstoffen vorgestellt. Durch den Vergleich von experimentellen Untersuchungen mit theoretischen Verschleißmodellen konnten die Zusammenhänge zwischen den konkurrierenden Abriebmechanismen aufgezeigt werden. Im so genannten Verschleißatlas wurden die Verschleißmechanismen in Abhängigkeit von den tribologischen Belastungsgrößen, wie der Gleitgeschwindigkeit und der Pressung, gegeneinander abgegrenzt. Diese Methodik wurde in [118] auf Aluminiumlegierungen übertragen. Die Zusammenfassung der wichtigsten Verschleißmechanismen für Aluminiumlegierungen zeigt Bild 51:

- Im Bereich geringer Reibgeschwindigkeit und geringer Pressung (Zone a) tritt eine Oxidation der Aluminiumoberfläche und ein Materialübertrag vom Stahl- zum Aluminiumwerkstoff auf. Gleichzeitig werden aus der entstandenen Oberflächenschicht feine Partikel mit einer Größe kleiner 5 µm heraus gebrochen.

- Werden Geschwindigkeit und Pressung erhöht, so steigt die mechanische Belastung der Oberfläche. Im Bereich b werden die feinen Verschleißpartikel, wie sie schon im Bereich a auftreten, in den Aluminiumwerkstoff hineingedrückt, wobei größere Verschleißteilchen aus der Oberfläche herausbrechen. Die Zusammensetzung der Verschleißpartikel und die Topografie der Aluminiumoberfläche unterscheiden sich nicht zum Bereich a.
- Mit weiterhin gesteigerter Last und Geschwindigkeit (Zone c) wachsen die Spannungen und Scherkräfte in der Oberfläche des Aluminiumwerkstoffs an, sodass Fehlstellen und Risse im Gefüge entstehen und größere Partikel aus der Aluminiumoberfläche herausbrechen.
- Werden Last und Gleitgeschwindigkeit noch weiter gesteigert, so erfolgt ein sehr großer Materialübertrag zwischen der Stahl- und Aluminiumoberfläche und es kommt zum Fresen der Reibpartner (Bereich d).
- Bei höchsten Lasten ist der Schmelzverschleiß (Bereich e) der dominierende Verschleißmechanismus. Dabei bildet sich nach [119] ein Schmelzfilm zwischen den Reibpartnern, der die Reibung reduziert.



Einteilung der Verschleißmechanismen:

- a) Bildung feiner, äquiaxialer Verschleißpartikel
- b) Delamination von kompakten, äquiaxialen Partikeln
- c) Delamination plastisch verformter Oberflächenbereiche
- d) starker Materialübertrag
- e) Schmelzverschleiß

Bild 51 Verschleißmechanismen beim trockenen Gleitverschleiß von Aluminiumlegierungen nach [118]

Zur Beurteilung der Eignung einer AlSiNi-Schicht für Verschleißanwendungen wurden Untersuchungen mit einem Stift-Scheibe-Tribometer durchgeführt. Als Grundlagenversuch bietet der Stift-Scheibe-Versuch die Möglichkeit, die Kombination von Schicht und Gegenkörper mit anderen Schichtwerkstoffen zu vergleichen oder bei gleichem Zusatzwerkstoff verschie-

den Bearbeitungsverfahren zu beurteilen. Um die Vergleichbarkeit zu gewährleisten wurden für die Versuchsparameter hinsichtlich der Auflagekräfte und der Gleitgeschwindigkeit Standardwerte gewählt und als Gegenkörper ein Stift aus dem Kolbenringwerkstoff X50CrMnNiNbN verwendet. Zur Einordnung der eingestellten Versuchsparameter sind diese in Bild 51 eingetragen. Sie entsprechen Versuchsbedingungen, bei denen bereits erhöhte Verschleißraten durch Delamination des Grundwerkstoffs auftreten. Es wurden sowohl Versuche bei trockener Gleitreibung, als auch im Bereich der Mischreibung ausgeführt. Dabei wurden drei Werkstoffvarianten betrachtet: Zum einen der unbewehrte Gusswerkstoff AlSi10Mg als Referenz sowie die Schichtvarianten AlSi30 mit 45 Gew% NiCu und AlSi30 mit 35 Gew% NiCrAlMoFe. Die Zusammensetzungen der verwendeten Legierungen ist in Kap. 6.4.1. beschrieben.

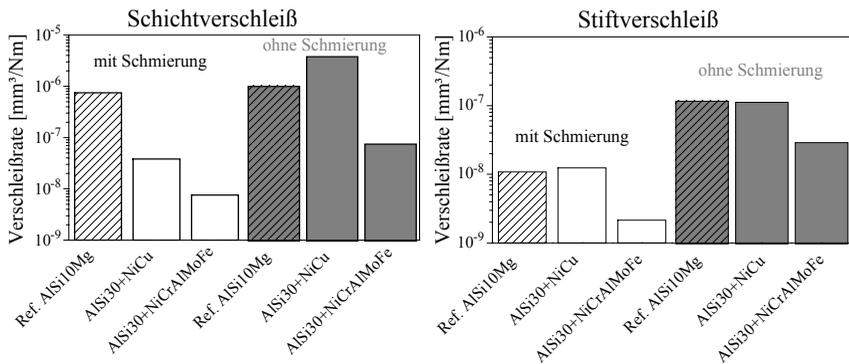


Bild 52 Stift-Scheibe-Untersuchung verschiedener AlSiNi-Schichtsysteme [108] (Parameter für Mischreibung: $F = 100 \text{ N}$, $v = 0,3 \text{ m/s}$, $T = 20\text{-}40 \text{ }^\circ\text{C}$, Schmiermittel Öl: SAE 10W40; Parameter für Trockenreibung: $F = 10 \text{ N}$, $v = 5 \text{ m/s}$, $T = 20\text{-}40 \text{ }^\circ\text{C}$)

Die Verschleißraten des gegossenen Grundwerkstoffs können durch das Laserstrahlbeschichten mit Aluminiumbasislegierungen erheblich vermindert werden (Bild 52). Dies gilt sowohl für den Verschleiß der Schicht als auch des Stifts. So kann im Falle der AlSi/NiCrAlMoFe-Variante der Verschleiß im Bereich der Mischreibung gegenüber dem unbewehrten Grundwerkstoff deutlich reduziert werden: Der Verschleiß der Schicht kann um zwei Größenordnungen und der des Stifts um eine Größenordnung vermindert werden. Auch bei Trockenreibung kann mit dieser Werkstoffvariante eine Verschleißminderung erreicht werden. Hier wird an der Schicht gegenüber dem Grundwerkstoff eine Größenordnung erreicht, und der Stiftverschleiß kann ebenfalls verringert werden. Anhand der verschlissenen Schichtoberflächen kann

auf den Verschleißmechanismus zurück geschlossen werden. Bei den untersuchten Schichtwerkstoffen und der Referenzprobe ist dies eindeutig der abrasive Verschleiß. Die Reibwerte bei Mischreibung wurden mit 0,07 bis 0,09 und bei Trockenreibung mit 0,18 bis 0,45 gemessen. Die Werte für Trockenreibung entsprechen mit einer Größenordnung von 0,2 einem mittleren Niveau für „weiche“ Reibpaarungen, wobei der Maximalwert von 0,45 bei der Al-Si/NiCrAlMoFe Schicht gemessen wurde. Eine Begründung für diesen hohen Wert konnte in der Versuchsdokumentation nicht gefunden werden, sodass dieses Versuchsergebnis als Ausreißer gewertet wurde.

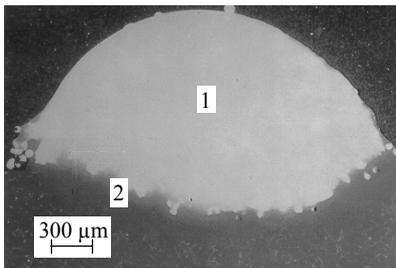
6.4.2 Laseroberflächenveredeln mit einer Kupferbasislegierung

Auch Kupferlegierungen eignen sich aufgrund ihrer physikalischen und werkstoffkundlichen Eigenschaften als Schichtwerkstoff auf Aluminiumlegierungen. Hinsichtlich der physikalischen Daten liegt Kupfer in der Schmelztemperatur nur 400°C höher als Aluminium, die Dichte von Kupfer ist allerdings um den Faktor 3,3 größer als bei Aluminium. Kupfer wird Aluminiumwerkstoffen als Legierungselement zugegeben, da die Löslichkeit von Kupfer bei höheren Temperaturen zunimmt und damit ein Aushärten des Aluminiums ermöglicht wird. In [109] und [110] werden CuAl-Bronzen vorgestellt, die bis zu 14 % Al enthalten. Diese Werkstoffe zeichnen sich durch erhöhte Korrosionsbeständigkeit und hohe Festigkeitswerte aus. Durch Zulegieren von Nickel und Eisen können auch hochbelastete Lagerteile, Ventile und Ventilsitze aus CuAl-Bronzen gefertigt werden. In der Literatur werden in [13], [14], [15] und [57] Cu-Legierungen in Verbindung mit dem Laseroberflächenveredeln beschrieben. Einige dieser Legierungen wurden von den Automobilherstellern Toyota und Nissan patentiert und in der Produktion zur Beschichtung von Ventilsitzen eingesetzt. Die Kupferlegierungen sind für diese Applikation wegen ihrer hohen Verschleißbeständigkeit und Wärmeleitfähigkeit geeignet. Nach [13] bildet das Kupfer zusammen mit dem Aluminium stabile Al_2Cu - und Al_2Cu_3 -Phasen in der Übergangzone. Beim Zulegieren von Nickel wird dieses im Kupfer gelöst und verbessert damit die Warmfestigkeit. Weiterhin bildet Nickel mit Bor, Silizium und Aluminium verschiedene Phasen, die verschleißmindernd und festigkeitssteigernd wirken. Aufbauend auf diese Zusammenhänge wurde eine Kupferlegierung ausgewählt, die den in [13], [14], [15] und [57] beschriebenen Legierungen sehr ähnelt und deshalb als möglicher Ventilsitzwerkstoff angesehen werden kann.

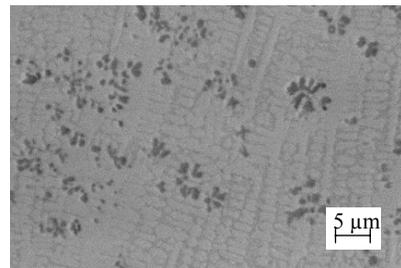
Legierungselement	Cu	Ni	Fe	Si	B
Anteil Gew%	Rest	18,5	8	3	1,3

Tabelle 8 Legierungszusammensetzung des verwendeten Kupferpulvers

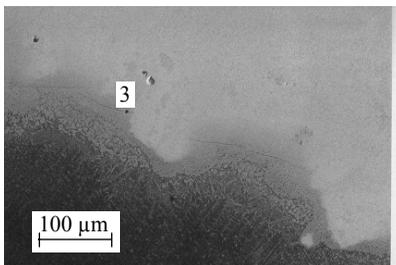
Beim Laserstrahlbeschichten mit der Kupferlegierung wurde eine starke Abhängigkeit des Schichtergebnisses von den Prozessparametern festgestellt. Bei hohen Streckenenergien ($P = 3 \text{ kW}$, $v = 300 \text{ mm/min}$) entstehen sehr große Aufmischungen mit einem $1000 \mu\text{m}$ breiten Übergangsbereich. An der Grenzfläche des Übergangsbereichs zur Schicht entstehen Risse, die zum Ablösen der Schicht führen. Bei Einstellungen mit reduzierten Streckenenergien ($P = 2,4 \text{ kW}$, $v = 900 \text{ mm/min}$) kann die ausgeprägte Übergangszone und die Bildung von Makrorissen vermieden werden.



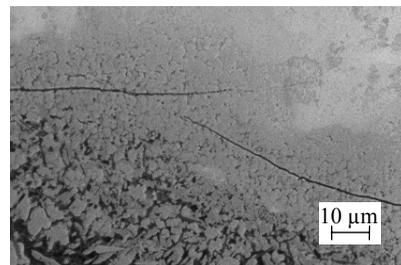
a) Gesamtansicht



b) Bereich1: Gefüge in der Schicht



c) Bereich2: Übergangszone Schicht / Substrat



d) Bereich3: Übergangszone Schicht / Substrat im Detail

Bild 53 Schichtgefüge beim Laserstrahlbeschichten von AlSi10Mg mit der Kupferlegierung [106] (Nd:YAG-Laser, $P = 2,4 \text{ kW}$, $d = 3,4 \text{ mm}$, $v = 900 \text{ mm/min}$, $mp = 30 \text{ g/min}$)

Bild 53 zeigt einen Querschliff mit diesen optimierten Parametern. Während in der Schicht (Bereich 1) ein gleichmäßiges Gefüge bestehend aus der Kupferlegierung auftritt, sind in der Übergangszone (Bereiche 2 und 3) charakteristische Inseln erkennbar, die aus der kupferfrei-

chen Schicht stammen und in der aluminiumreichen Übergangszone eingelagert wurden. Dementsprechend unterscheiden sich die chemischen Zusammensetzungen von Schicht und Übergangszone, wie in Tabelle 9 gezeigt.

Legierungselemente in Gew%	Cu	Ni	Fe	Si	Al
Schicht	69,2	18,5	8	3	5
Übergangszone	43-48	12-14	4	3-5	30-34

Tabelle 9 Zusammensetzung der Schicht und der Übergangszone beim Laserstrahlbeschichten mit der Kupferbasislegierung

Nach der EDX-Flächenanalyse entspricht die Zusammensetzung der Schicht nahezu der Pulverlegierung, wobei geringe Anteile an Aluminium zugemischt wurden. In der Übergangszone werden Elementgehalte mit ca. 30 Gew% Aluminium gemessen, sodass in diesen Bereichen vermehrt intermetallische Phasen enthalten sind. Bild 54 mit den Messungen eines Härteverlaufs von der Schicht in den Grundwerkstoff bestätigt dies: In der Schicht werden Härtewerte zwischen 300 und 400 HV gemessen. Die Härte in der Übergangszone steigt deutlich an, wobei das Härteniveau vom Grad der Aufmischung abhängt. Bei geringen Aufmischungen wird eine Härte von 450 HV in der Übergangszone erreicht, während bei hohen Aufmischungen mit einer breiten Übergangszone Härtewerte bis 800 HV gemessen werden. Die Ausbildung der spröden Al_xCu_y -Phasen in der Übergangszone bestimmt die Verbundeigenschaften maßgeblich. Nach Kapitel 3 werden durch den Erstarrungs- und Abkühlvorgang der Schmelze Zugspannungen in der Schicht hervorgerufen. Aufgrund der Versprödung der Übergangszone durch die verstärkte Bildung von intermetallischen Phasen können die Zugeignspannungen nicht mehr abgebaut werden, und es kommt zur Rissbildung. Eine hohe Aufmischung, welche die Bildung einer breiten Zone aus intermetallischen Phasen bewirkt, führt zur Trennung und Ablösung der Schicht. Bei geringen Aufmischungen werden dagegen nur partiell Risse an der Grenzfläche zum Grundwerkstoff festgestellt. Besonders in den verzahnten Bereichen, wie sie in Bild 53c dargestellt sind, treten an breiteren intermetallischen Zonen Risse mit einer Länge von bis zu 100 μm auf.

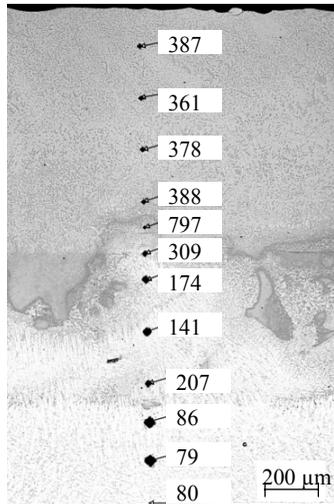


Bild 54 Härtewerte über den Schichtquerschnitt beim Laserstrahlbeschichten von AlSi10Mg mit der Kupferbasislegierung in HV_{0,1} [106] (Nd:YAG-Laser, P = 2,4 kW, d = 3,4 mm, v = 900 mm/min, m_p = 30 g/min)

6.4.3 Laseroberflächenveredeln mit einer Eisenbasislegierung

Eisenbasislegierungen haben gegenüber den anderen untersuchten Metallen die größten Unterschiede zum Aluminiumsubstrat. Die physikalischen Eigenschaften wie Dichte und Schmelzpunkt liegen um den Faktor zwei bis drei höher als beim Aluminium, während die Wärmeausdehnung der Eisenlegierungen um den Faktor zwei kleiner ist. Diese Unterschiede beeinflussen das Materialverhalten während des Bearbeitungsprozesses und wirken sich besonders bei der Erstarrung des Schichtauftrags aus. Als Zusatzwerkstoff wurde ein Schnellarbeitsstahl ausgewählt, der hinsichtlich seiner tribologischen und mechanischen Eigenschaften bei höheren Temperaturen das größte Potential aller untersuchten Legierungen mitbringt und in seiner Legierungszusammensetzung marktüblichen Ventilsitzringen ähnelt. In den Beschichtungsversuchen wurde eine Legierung mit folgender Zusammensetzung verwendet:

Legierungselement	Fe	W	Mo	Cr	V	C
Anteil Gew%	Rest	6,3	5,1	4,1	2	0,9

Tabelle 10 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Eisenlegierung

Das metallurgische System Aluminium – Eisen, wie es das Phasendiagramm in Bild 55 zeigt, ist gekennzeichnet durch große Unterschiede in den Schmelztemperaturen. So besteht zwischen den Schmelztemperaturen der reinen Elemente Aluminium und Eisen eine Temperaturdifferenz von 878°C. Im Werkstoffsystem Al-Fe gibt es nur eine sehr kleine Löslichkeit von Eisen im Aluminium, d. h. beim Zulegieren von Eisen zu Aluminium werden verschiedene intermetallische Phasen gebildet. Insbesondere im Bereich von 10 bis 60 Gew% Al bilden sich die intermetallischen Phasen Fe_3Al , FeAl , FeAl_2 , Fe_2Al_6 und FeAl_3 .

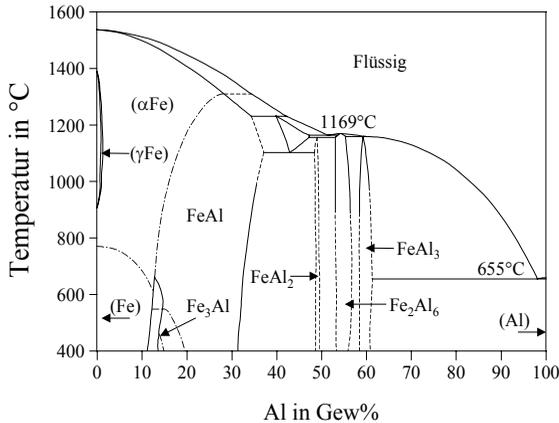


Bild 55 Phasendiagramm Aluminium-Eisen [111]

Durch entsprechende Prozessparameter wurden Schichten sowohl mit hoher als auch mit geringer Aufmischung generiert. Die beiden Extremfälle werden als Legier- bzw. Beschichtungsprozess bezeichnet. Die Grenze zwischen Beschichten und Legieren wurde bei einer Aufmischung von 40 % festgelegt. Diese Unterteilung ist sinnvoll, da sich in den beiden Fällen eine sehr unterschiedliche Schichtausbildung einstellt (Bild 56). Im Falle des Legierens wird der Aluminiumschmelze der Eisenanteil des Zusatzwerkstoffs zugemischt, sodass die Schicht aus einem homogenen Werkstoff besteht. Das Ziel beim Beschichten ist, den Zusatzwerkstoff möglichst ohne Zumischung des Grundwerkstoffs abzuscheiden.

Hohe Aufmischungen werden bei geringen Pulverstreckenmassen und gleichzeitig hohen Streckenenergien erzielt. Bei diesen Einstellungen besteht ein großer Anteil des Schmelzbades aus dem Grundwerkstoff, dem nur geringe Anteile an Legierungselementen zugeführt werden. Es entsteht, wie in Bild 56b dargestellt, eine homogene Schicht, die aus auflegiertem Aluminiumwerkstoff besteht. Mit ansteigender Streckenmasse verschieben sich die Werk-

stoffanteile in der Schicht hin zu der Legierungszusammensetzung des Zusatzwerkstoffs mit entsprechend geringeren Aluminiumanteilen aus dem Substrat. Dabei entstehen während der Schichtbildung zwei Schmelzen (Bild 56a): Eine besteht hauptsächlich aus dem Aluminium des Grundwerkstoffs, die andere aus der Eisenlegierung. Diese Art der Schichtbildung ist durch eine deutliche Überhöhung des Schichtaufbaus gekennzeichnet, welche durch die größere Pulvermenge bedingt ist. Insgesamt ist das Parameterfenster für den Beschichtungsprozess gegenüber dem Legierprozess deutlich eingeschränkt. Bei weiter gesteigerter Streckenmasse reicht die zur Verfügung stehende Energiemenge nicht mehr aus, um den Grundwerkstoff anzuschmelzen. Eine schmelzmetallurgische Verbindung von Schicht und Substrat wird nicht mehr erreicht, und der erstarrte Zusatzwerkstoff löst sich von der Bauteiloberfläche ab.

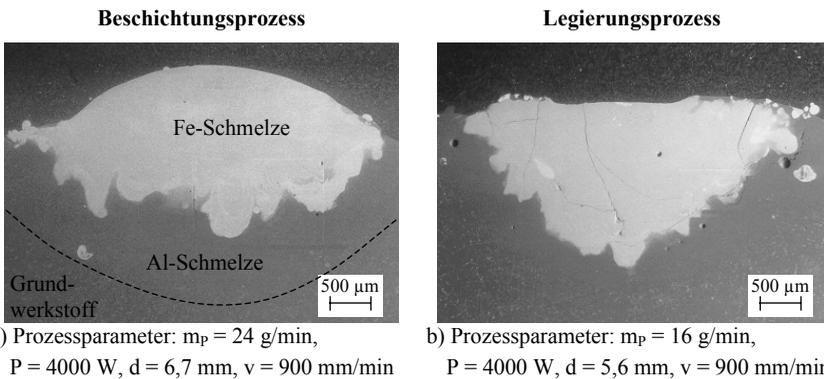


Bild 56 Schichtvarianten beim Laseroberflächenveredeln mit der Eisenbasislegierung [106]
 Substratwerkstoff: AlSi9Cu3

Eine Zuordnung der Schichtergebnisse in die beiden Kategorien kann durch die Prozessgrößen Pulverstreckenmasse und Streckenenergie erfolgen. Bild 57 zeigt die beschriebene Abhängigkeit der Schichtausbildung. Für die Variante des Legierens besteht ein großes Fenster an Bearbeitungseinstellungen. Insbesondere bei hohen Streckenenergien kann durch die gesteigerte Energiezufuhr die Zufuhr an Zusatzwerkstoff erhöht werden. Zur Reduzierung der Aufmischung muss die Pulverstreckenmasse erhöht werden. Eine derartige Schichtgestalt ist nur in einem kleinen Bearbeitungsfenster realisierbar. Wird die Pulverstreckenmasse weiter gesteigert, so kann ein Anschmelzen des Grundwerkstoffs nicht mehr erreicht werden.

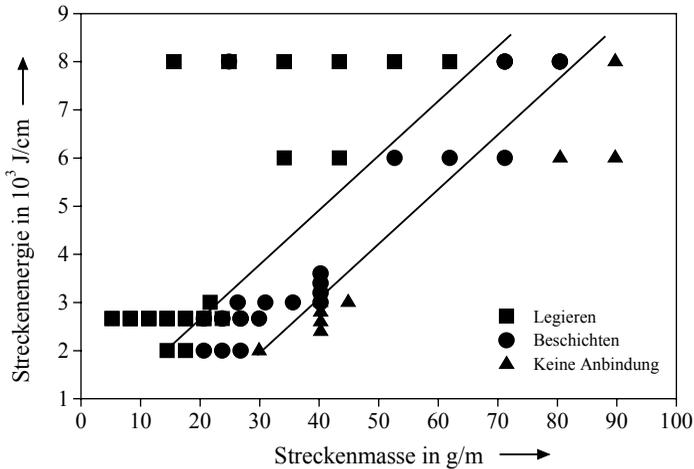
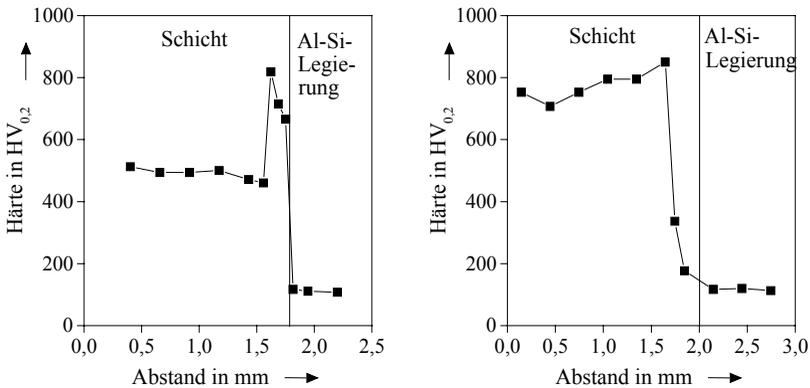


Bild 57 Varianten der Schichtbildung in Abhängigkeit der Streckenergie und der Pulverstreckenmasse beim Laseroberflächenveredeln mit der Eisenbasislegierung [106]

Die Unterschiede der Schichtausbildung sind auch in der Charakteristik der Härteverläufe sichtbar, da die Härtewerte in der Schicht mit den einzelnen Gefügezonen im Schichtaufbau korrespondieren:

Bei einer Schicht mit geringer Aufmischung (Bild 58a) werden in der oberen eisenreichen Zone konstante Härtewerte im Bereich von 450-500 HV gemessen. In diesem Bereich liegt ein sehr gleichmäßiges Gefüge vor, welches annähernd die Zusammensetzung des Zusatzwerkstoffes aufweist. Zur Übergangszone hin werden, bedingt durch den hohen Anteil intermetallischer Phasen im Übergangsbereich, Härtewerte von über 800 HV erreicht. Nach der Übergangszone erfolgt ein rascher Härteabfall auf die Werte des Grundwerkstoffes.

Hohe Aufmischungen, wie sie beim Legierungsprozess auftreten, bewirken, dass im gesamten Schichtquerschnitt ein Gefüge mit hohem Anteil an intermetallischen Phasen vorliegt. So werden von der Schichtoberfläche bis zur Übergangszone nahezu konstante Härtewerte von ca. 800 HV gemessen (Bild 58b). In der Übergangszone gehen die Härtewerte schnell auf die Grundhärte des Substrats über. Im Grundwerkstoff selbst konnten keine durch Wärmebeeinflussung reduzierten Härten gemessen werden.



a) Härteverlauf in einer Spur mit geringer Aufmischung

b) Härteverlauf in einer Spur mit hoher Aufmischung

Bild 58 Härteverläufe beim Laseroberflächenveredeln von AlSi9Cu3 mit der Eisenbasislegierung [106]

Bei den Schichtausbildungen mit hoher Aufmischung ist der Anteil der intermetallischen Phasen so hoch, dass die Eigenspannungen bei der Erstarrung nicht abgebaut werden können, sodass die legierten Schichten von einem Rissnetzwerk durchzogen sind. Die Risse verlaufen dabei sowohl entlang der Übergangszone als auch in der Schicht.

Im Folgenden soll detaillierter auf die Ergebnisse bei geringer Aufmischung eingegangen werden, da hier die Ausbildung von Bindefehlern weniger stark ausgeprägt ist. Ein Charakteristikum des erzeugten Schichtaufbaus ist die Bildung von zwei getrennten Werkstoffbereichen, einer Zone mit hohem Eisenanteil und einer stark aluminiumhaltigen Zone. Während des Beschichtungsvorgangs bildet der eisenhaltige Zusatzwerkstoff auf der Werkstückoberfläche ein Schmelzbad. Gleichzeitig entsteht unter dieser eisenhaltigen Schmelze eine zweite Schmelze bestehend aus der Aluminiumlegierung des Grundwerkstoffs. Aufgrund der Dichteunterschiede sinkt dabei die Eisen- in die Aluminiumschmelze ein. Nach Verlassen des Wechselwirkungsbereichs erstarrt die Eisenschmelze an der Oberfläche, während die Aluminiumschmelze zwischen dem festen Grundwerkstoff und der Eisenschmelze noch flüssig ist. Die Eisendeckschicht mit ihrem höheren Temperaturniveau dient dabei als Wärmequelle, sodass die Erstarrung des Aluminiums vom Substrat hin zur Schichtoberfläche verläuft. Dies bedeutet, dass die Grenzbereiche zwischen der Eisenschicht und dem Aluminium zuletzt er-

starren und die Schrumpfspannungen, die bei der abschließenden Erstarrung der Aluminiumschmelze entstehen, vom Schichtverbund aufgenommen werden müssen. Der Anbindungsbe-
reich weist durch das Einsinken der eisenhaltigen Schmelze eine starke Verzahnung der
Grenzzone und einen hohen Anteil intermetallischer Phasen auf. Da die oberen Spitzen der
Verzahnung zuletzt erstarren, treten an diesen Stellen besonders hohe Zugspannungen auf. In
Verbindung mit den spröden intermetallischen Al-Fe-Phasen, die im Anbindungsbereich vor-
liegen, bilden sich entlang der Grenzfläche Risse.

Aus dem Schichtgefüge kann auf die Vorgänge, die während des Beschichtungsvorgangs und
bei der Erstarrung ablaufen, geschlossen werden. Im oberen Teil des Schichtgefüges, wie es
Bild 59 im Detail zeigt, liegt ein sehr feines dendritisches Gussgefüge aus α -Eisen vor, bei
dem die interdendritischen Bereiche aus intermetallischen Phasen und Karbiden bestehen. Die
Elementanalyse zeigt, dass dieser Bereich hauptsächlich aus der Legierung des Zusatzwerk-
stoffes besteht und nur wenig Aluminium aus dem Substratbereich aufgenommen wurde.

Elementanalyse:
in Gew. %:

Fe	71%
Mo	7%
W	8%
Cr	3%
V	2%
Mn	<1%
Al	8%

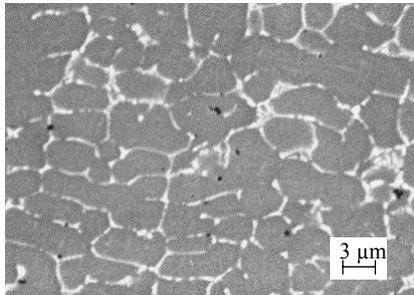


Bild 59 Gefüge der Deckschicht beim Laserstrahlbeschichten mit der Eisenbasislegierung
[106]

An der Grenzfläche der Eisenschicht erfolgt innerhalb von 200 bis 300 μm der Übergang von
dem eisenreichen Gefüge, wie es in der Deckschicht vorliegt, zu einem Gefüge, welches dem
Grundwerkstoff entspricht. Diese Übergangszone, wie sie in Bild 60 dargestellt ist, ist geprägt
von sehr unterschiedlichen Gefügebestandteilen, die innerhalb von wenigen 100 μm ineinan-
der übergehen. Im Grenzbereich der eisenreichen Deckschicht (Bereich a) liegt bereits ein
erhöhter Aluminiumgehalt von 22 Gew% vor. Während die Legierungszusammensetzung im
Bereich c annähernd dem Grundwerkstoff plus einem zulegierten Fe-Anteil von 3 Gew% ent-

spricht, werden im Bereich b 48 Gew% Fe und 38 Gew% Al gemessen, sodass die Übergangszone durch hohe Anteile intermetallischer Fe_xAl_y -Phasen gekennzeichnet ist.

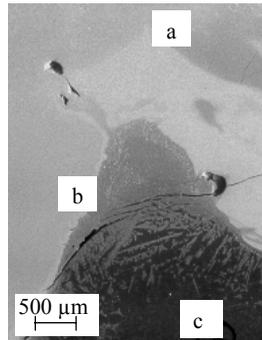


Bild 60 Gefügeausbildung in der Übergangszone beim Laserstrahlbeschichten mit einer Eisenbasislegierung [106]

Charakteristisch für diese beiden Bereiche mit ihren hohen Anteilen an intermetallischen Phasen ist das Auftreten von Rissen, die zum einen bis zur eisenreichen Deckschicht verlaufen und dort enden, oder sich entlang der Übergangszone ausbilden und ein Ablösen der Schicht bewirken. Durch die Vorgänge bzw. Randbedingungen beim Schmelzen und der Erstarrung von Grund- und Zusatzwerkstoff, wie das Einsinken der Deckschicht, dem Verlauf der Erstarrungsfronten sowie den metallurgischen Zusammensetzungen bilden sich entlang der Übergangszone verstärkt Fehlstellen wie Poren und Schrumpflunker, welche die Rissbildung beeinflussen. Neben den Spannungen, die bei der Erstarrung und Abkühlung auftreten, werden durch diese Fehlstellen zusätzliche Spannungsspitzen in ihrem Umfeld hervorgerufen, sodass von ihnen Risse ausgehen oder Risse durch sie hindurch laufen.

Bedingt durch die Risse in der Schicht bzw. der Grenzzone und den daraus resultierenden Haftungsproblemen ist eine technische Verwendung einer Eisenschicht auf Aluminium nicht möglich. Es besteht beim Legierungsprozess allerdings die Möglichkeit, den Eisenanteil in der Aluminiumschmelze in einem geringeren, als dem hier gezeigten Umfang zu erhöhen um die Festigkeitswerte, insbesondere die Warmfestigkeit, zu verbessern.

6.4.4 Laseroberflächenveredeln mit Wolframkarbid

Hartstoffe wie Keramiken und Cermets haben bei tribologischer Beanspruchung vorteilhafte Eigenschaften. So kann abrasiver Verschleiß durch Einlagern von Hartstoffteilchen in den Grundwerkstoff reduziert werden. Die Verschleißuntersuchungen in Kapitel 6.4.1 haben gezeigt, dass in dem dort untersuchten Parameterfenster Abrasivverschleiß an den dargestellten Beschichtungen aufgetreten ist. Dadurch lag es nahe, die Untersuchungen auf den Einsatz von Hartstoffen auszudehnen. Unter Verwendung dieser Werkstoffe kann der Bauteilverschleiß durch zwei Maßnahmen reduziert werden. Das ist zum einen die Realisierung einer kompakten Keramikschiicht als Deckschiicht, wobei im tribologischen System der Gegenkörper dann ausschließlich mit der Keramik in Kontakt ist. Bei dieser Variante wird sich aufgrund der sehr unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften von Schicht und Grundwerkstoff während der Herstellung bzw. bei wiederholten thermischen oder mechanischen Zyklen Rissbildung in der Keramikschiicht einstellen. Dieses Werkstoffsystem wird im Folgenden nicht weiter behandelt. Die zweite Möglichkeit eines Schichtaufbaus ist die Herstellung eines Werkstoffverbundes, bei dem die Hartstoffe in eine duktile Matrix eingelagert werden. Hierbei ist auf den Anteil der Hartstoffe in der Matrix zu achten, da einerseits die Hartstoffpartikel in der Matrix fest verankert sein müssen, um ein Herausbrechen der Teilchen zu vermeiden, andererseits müssen genügend Partikel vorhanden sein, um den gewünschten verschleißmindernden Effekt zu erreichen.

Bei beiden Varianten müssen zum Erzielen eines funktionierenden Schichtaufbaus die spezifischen Eigenschaften der Hartstoffe beachtet werden. Die physikalischen Eigenschaften der Keramik unterscheiden sich sehr stark von dem Eigenschaftsprofil des Aluminiums. Aus der Vielzahl der Hartstoffe wurde der Werkstoff Wolframkarbid ausgewählt, da dieser nach [120] in metallischen Schmelzen eine sehr gute Benetzbarkeit besitzt. Die gute Benetzbarkeit wird darauf zurückgeführt, dass Wolframkarbid in metallischen Schmelzen eine hohe Löslichkeit besitzt und sich auf Wolframmetallen keine festhaftenden, schwer schmelzbaren Oxidschichten bilden. Tabelle 11 enthält einige wichtige Informationen zu Wolframkarbid und Aluminiumwerkstoffen, aus denen Aussagen zu den Anwendungsbereichen und der Bearbeitung abgeleitet werden können. Für den Laserbeschichtungsprozess besonders wichtig sind Schmelzpunkt, Wärmeausdehnungskoeffizient und Duktilität. Wolframkarbid besitzt einen sehr viel höheren Schmelzpunkt als die Aluminiumlegierungen, wobei der Wärmeausdehnungskoeffizient gleichzeitig sehr viel kleiner ist. Durch die unterschiedlichen Materialkennwerte von

Aluminium und Wolframkarbid werden bei der Erstarrung einer kompakten Werkstofflage erhebliche Spannungen aufgebaut.

Eigenschaft	Einheit	WC	AlZnMgCu1,5 T651	AlSi7Mg T6
Dichte	g/cm ³	15,6	2,8	2,65
Thermischer Ausdehnungskoeffizient	10 ⁻⁶ /K	4	23	22
Thermische Leitfähigkeit	W/mK	100	160	150
Elastizitätsmodul	GPa	600	72	70
Biegebruchfestigkeit (Zugfestigkeit)	MPa	3,5	(470)	(280)
Bruchzähigkeit	MPa·m ^{1/2}	4	29	
Härte	HV _{0,2}	1900	130 HB	110 HB
Schmelztemperatur	°C	2850	480	550

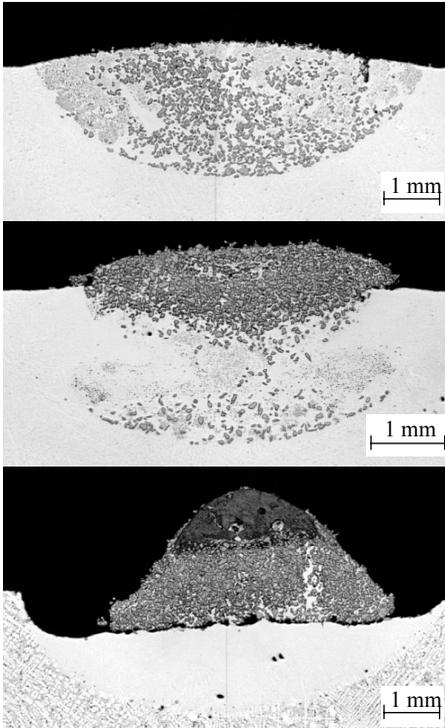
Tabelle 11 Charakteristische Werkstoffeigenschaften von Aluminiumlegierungen und Wolframkarbid [5], [65], [103], [113], [114], [121]

Als Zusatzwerkstoff wurde Wolframschmelzkarbid mit einer Korngröße von 45 bis 90 µm eingesetzt. Aufgrund seines Herstellungsprozesses mit dem Erschmelzen und nachfolgenden Zerkleinern durch Brechen hatte das Pulver eine kantige, blockige Form.

Ziel der Untersuchung war die Bildung von Dispersionsschichten auf Aluminiumlegierungen. Durch geeignete Prozessparameter sollten eine möglichst homogene Verteilung der Hartstoffpartikel in der Aluminiumschmelze und unterschiedliche Volumenanteile der WC-Partikel realisiert werden. Abhängig von den verwendeten Prozessparametern entstehen drei unterschiedliche Arten der Schichtausbildungen, wie sie in Bild 61 gezeigt sind:

1. Dispersion der Hartstoffpartikel: Hierbei werden die Hartstoffe im Gesamtvolumen der Aluminiumschmelze eingelagert.
2. Dispersion der Hartstoffpartikel an der Schichtoberfläche. Die Mehrzahl der Hartstoffpartikel sammelt sich an der Oberfläche des Schmelzbades, nur ein kleiner Teil der Karbide wird in der Aluminiumschmelze eingeschlossen.

3. Ausbildung einer kompakten Hartstoffschicht. Der Schichtaufbau ist dreigeteilt: Im Substrat erstarrt das Aluminium, ohne dass Karbide in der Schmelze eingelagert werden. An der Oberfläche des Aluminiumschmelzbades bildet sich analog zum Fall 2 ein Werkstoffverbund von WC und Aluminiumlegierung aus. Auf der Schichtoberfläche schließlich entsteht ein kompakter Bereich aus Wolframkarbid.



- a) Vollständige Dispersion der WC-Partikel in der Aluminiumschmelze

Parameter: Nd:YAG-Laser
 P = 4 kW
 d = 5 mm
 v = 480 mm/min
 m_p = 24 g/min

- b) Dispersion von WC-Partikel an der Schmelzenoberfläche

Parameter: Nd:YAG-Laser
 P = 4 kW
 d = 4 mm
 v = 300 mm/min
 m_p = 17 g/min

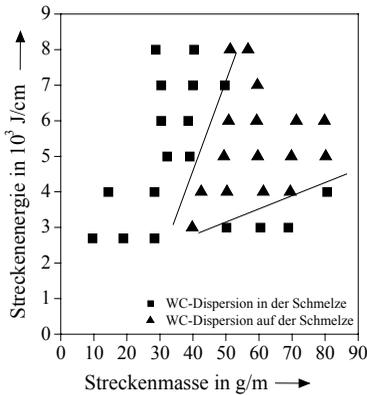
- c) Bildung einer kompakten WC-Schicht

Parameter: Nd:YAG-Laser
 P = 4 kW
 d = 5 mm
 v = 480 mm/min
 m_p = 29 g/min

Bild 61 Schichtausbildungen beim Laserflächenveredeln mit Wolframkarbid [107]
 Substratwerkstoff: AlSi10Mg

Die Schichtausbildungen aus Bild 61 a) bis c) werden nachfolgend im Einzelnen betrachtet. Die drei prinzipiell verschiedenen Schichtarten können spezifischen Einstellungen von Pulverstreckenmasse und Streckenenergie, wie sie Bild 62 exemplarisch für einen Strahldurchmesser von 4 und 5 mm und eine Laserleistung von 4 kW zeigt, zugeordnet werden.

Prozessparameter: $d = 4 \text{ mm}$, $P = 4 \text{ kW}$



Prozessparameter: $d = 5 \text{ mm}$, $P = 4 \text{ kW}$

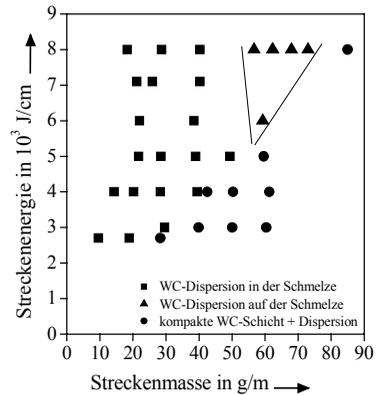


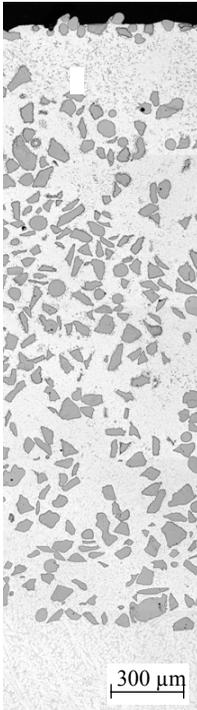
Bild 62 Schichtvarianten in Abhängigkeit von Pulverstreckenmasse und Streckenenergie beim Laseroberflächenveredeln mit Wolframkarbid [107]

Die Änderung der Schichtausbildung von vollständig dispergiertem Wolframkarbid über die Konzentration der WC-Partikeln an der Werkstückoberfläche zur Ausbildung einer kompakten Wolframkarbidschicht erfolgt mit ansteigender Pulverstreckenmasse. Bei ausreichender Laserleistung und geringer Karbidzugabe wird auf der Werkstückoberfläche ein Aluminiumschmelzbad erzeugt, in das die WC-Partikel eingelagert werden. Bei größeren Mengen an Zusatzwerkstoff setzen sich die Karbide an der Oberfläche des Schmelzbades fest, und nur ein Teil der WC-Teilchen wird von der Strömung in das Schmelzbad eingetragen und im Aluminium eingelagert. Noch höhere Pulverzugaben führen zur Bildung einer Wolframkarbid-Schmelze auf der WC-Dispersion. Die absolute Einstellung für die Pulverstreckenmasse ist abhängig von der Streckenenergie: Werden größere Streckenenergien verwendet, so verschieben sich die Grenzen zwischen den jeweiligen Schichtausbildungen zu höheren Pulverstreckenmassen. Des Weiteren besteht eine Abhängigkeit der Schichtart vom Durchmesser bzw. der Intensität des Laserstrahls: Kleinere Strahldurchmesser begünstigen bei sonst gleichen Einstellungen die Bildung der WC-Dispersionen im gesamten Schmelzbad und die Einlagerung der Karbide an der Werkstückoberfläche. Bei größeren Strahldurchmessern verschiebt sich das Parameterfenster, sodass vollständige Dispersionen nur bei höheren Streckenenergien und geringeren Pulverstreckenmassen hergestellt werden können.

- **Vollständige Dispersion der WC-Partikel in der Aluminiumschmelze**

In einer Simulationsrechnung [72] wurde die Wechselwirkung zwischen WC-Pulverpartikeln und Laserstrahlung untersucht. Ausgehend von den Laserparametern und den Werkstoffdaten wurde die Erwärmung der Pulverpartikel berechnet. Entscheidend für das Anschmelzen sind die Werkstoffeigenschaften der Wolframkarbidteilchen wie deren hoher Schmelzpunkt und Dichte. Es wurde gezeigt, dass Wolframkarbid mit einer Partikelgröße von 50 μm bei typischen Partikelgeschwindigkeiten und Wechselwirkungszeiten, einer angenommenen Einkopplung von 25 % der Laserenergie in das Pulver, einem Strahldurchmesser von 2 mm und einer Laserleistung von 3 kW nur an ihrer Oberfläche anschmelzen. Bei größeren Strahldurchmessern, wie sie in dieser Arbeit verwendet wurden, sind entsprechend gesteigerte Laserleistungen erforderlich, um die Intensitäten zum Anschmelzen der WC-Pulverpartikel zu erreichen. Dies ist für die Realisierung einer Dispersionsschicht günstig, bei der die Partikel in dem Substratwerkstoff eingelagert werden sollen, ohne dass sich Teile der Pulverpartikel in der Schmelze lösen.

Im Bild 63, welches den Querschliff einer Dispersionsschicht zeigt, ist zu erkennen, dass im Schichtinneren die WC-Pulverteilchen nicht schmelzen und die Partikel an der Schichtoberfläche nur angeschmolzen werden. An Proben, die mit verschiedenen Förderraten hergestellt wurden, zeigt sich, dass die Pulverteilchen in der Schmelze auf eine charakteristische Weise eingelagert werden. An der Oberfläche, in der Mitte des Schmelzbades und am Schmelzbadgrund konzentrieren sich die Partikel, während in den äußeren Randbereichen weniger Karbide eingelagert sind. Aus dieser Partikelverteilung kann auf die Wirkmechanismen in der Schmelze zurück geschlossen werden: Die Bewegung der Partikel wird durch die Konvektionsströmung im Schmelzbad und den Dichteunterschied zwischen Wolframkarbid und Aluminium beeinflusst. Aufgrund des Dichteunterschieds sinken die Pulverteilchen in der Schmelze ab, wobei dieser Bewegung eine Wirbelströmung durch die Marangoni-Konvektion überlagert ist. Die Erstarrung beendet den Massentransport in der Schmelze und fixiert die WC-Partikel in ihrer jeweiligen Lage. Da im Querschliff (Bild 61a) keine ausgeprägte Wirbelstruktur in der Partikelverteilung sichtbar ist, kann der Dichteunterschied als dominierender Einfluss angenommen werden. Aufgrund der gezeigten Wirkmechanismen ist eine über das gesamte aufgeschmolzene Volumen absolut homogene Partikelverteilung nicht erreichbar. Bei der Auswertung der Versuche mittels der Phasenanalyse wurde ein maximaler Karbidanteil von 30 Vol% über den gesamten umgeschmolzenen Schichtquerschnitt ermittelt.



Bereich 1: Oberfläche der Dispersionsschicht

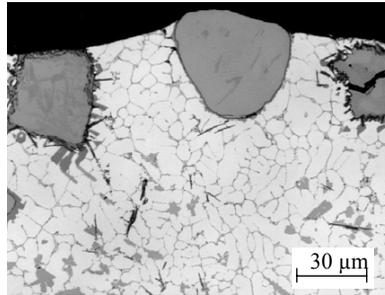


Bild 63 Gefügeausbildung beim Laseroberflächenveredeln von AlSi10Mg mit Wolframkarbid – vollständige Dispersion der Karbide in der Schmelze (Detail aus Bild 61a) [107]

Parameter: Nd:YAG-Laser, $P = 4 \text{ kW}$, $d = 5 \text{ mm}$, $v = 480 \text{ mm/min}$, $m_p = 24 \text{ g/min}$

- **Dispersion von WC-Partikel an der Schmelzenoberfläche**

Höhere Pulverstreckenmassen führen zu einer anderen Schichtausbildung. Hier werden die WC-Teilchen in einer kompakteren Dispersion an der Werkstückoberfläche eingelagert. Bild 64 zeigt einen Querschnitt mit den verschiedenen Zonen des sich ausbildenden Schichtaufbaus: An der Schichtoberfläche befindet sich eine Matrix aus der Aluminiumlegierung, in welche WC-Partikel und karbidische Nadeln eingelagert sind. In diesem Bereich können Partikeldichten bis 65 Vol% erreicht werden. Unter der Dispersionszone befindet sich umgeschmolzener Aluminiumwerkstoff aus dem Substrat mit nur wenigen eingelagerten WC-Teilchen.

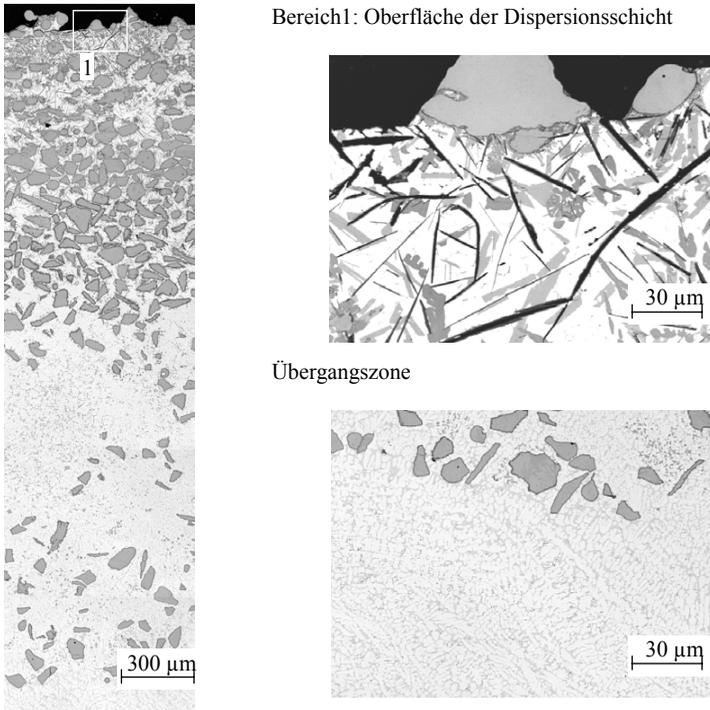


Bild 64 Gefügeausbildung beim Laseroberflächenveredeln von AlSi10Mg mit Wolframkarbid – Dispersion der Karbide an der Schmelzbadoberfläche, (Detail aus Bild 61b) [107]

Parameter: Nd:YAG-Laser, $P = 4 \text{ kW}$, $d = 4 \text{ mm}$, $v = 300 \text{ mm/min}$, $m_P = 17 \text{ g/min}$

Bei größeren Mengen an Zusatzwerkstoff verändern sich gegenüber dem im ersten Fall beschriebenen Dispergierungsprozess die Wirkmechanismen und der Ablauf des Bearbeitungsprozesses: Die Pulverpartikel sammeln sich auf der Schmelze und bilden dort die Oberfläche, welche die Wechselwirkungszone mit dem Laserstrahl bildet. Der Energietransfer in das Substrat wird durch die geringere Wärmeleitfähigkeit des Wolframkarbids gegenüber der Aluminiumlegierung (AlSi7Mg 150-220 W/m-K, WC 100 W/m-K) reduziert. Während an der Oberseite der Partikelanhäufung die WC-Partikel Laserleistung absorbieren und dadurch angeschmolzen werden, haben die Karbidpartikel an der Unterseite der Anhäufung ein geringeres Temperaturniveau. Zwischen den Pulverteilchen befinden sich Hohlräume, die aufgrund der Kapillarwirkung mit Aluminiumschmelze gefüllt werden. Die Kapillarwirkung und die Ab-

kühlung an der Grenzfläche zu den Pulverpartikeln verändern die Strömungsverhältnisse in der Schmelze, sodass nur ein Teil des Pulvers in der Schmelze verteilt wird. Die zwischen den Pulverteilchen aufsteigende Aluminiumschmelze trifft an der Oberfläche auf heiße, partiell angeschmolzene WC-Partikel. In diesem Bereich wachsen bei der Erstarrung auf den Karbidteilchen nadelförmige Phasen auf, die aus Wolframkarbid oder Aluminiumkarbid bestehen können. Die Anzahl und Größe der Nadeln verringert sich von der Oberseite der Partikelanhäufung zum Schichtinneren hin, sodass die Bildung der Nadeln von der Einwirkdauer der Laserstrahlung und der örtlichen Temperatur im Schmelzbad abhängt. Partikel, die durch die Marangoni-Strömung im Aluminiumschmelzbad verteilt werden, zeigen, wie im Bild 64 zu sehen ist, keine Nadelbildung.

- **Bildung einer kompakten WC-Schicht**

Wird die Pulverstreckenmasse gegenüber den zuletzt beschriebenen Fällen weiter erhöht, so ändert sich die Schichtausbildung nochmals. Es entsteht ein dreigeteilter Schichtaufbau, wie in Bild 65 zeigt: Der Bereich 3 besteht aus aufgeschmolzenem Grundwerkstoff, in dem keine WC-Partikel eingelagert sind. Darüber befindet sich im Bereich 2 eine Matrix aus Aluminium mit eingelagerten WC-Partikeln. Eine kompakte WC-Schicht (Bereich 1) bildet die Decklage des Schichtaufbaus.

Der Ablauf und die Wirkmechanismen bei nochmals gesteigerter Pulverzufuhr entsprechen denen der Partikeldispersion an der Schichtoberfläche: Durch die höhere Pulverstreckenmasse gelangen mehr Pulverteilchen auf die Werkstückoberfläche, so dass ein noch größerer Teil der Energieeinkopplung direkt über die Pulverteilchen stattfindet. Gleichzeitig ist der Wärmeübergang innerhalb der Pulverauflage gering, sodass die Pulverpartikel, die sich nicht in der Wechselwirkungszone befinden, nur eine geringe Temperaturerhöhung erfahren [71], und es bildet sich ein starker Temperaturgradient von der Oberfläche der Karbidanhäufung bis zu deren Unterseite aus. Die Temperatur an Oberfläche der Partikelanhäufung steigt so an, dass die Pulverteilchen aufschmelzen und sich eine WC-Schmelze entsteht. An der Unterseite der Pulveranhäufung fließt Aluminiumschmelze durch Kapillarwirkung zwischen die Karbidteilchen. Die Strömung im Aluminiumschmelzbad wird durch das aufsteigende Aluminium, die aufliegenden Karbidteilchen und die Wärmezufuhrbedingungen so behindert, dass keine Partikel mehr aus der Karbidanhäufung abtransportiert werden. Das aufsteigende Aluminium trifft auf das flüssige Wolframkarbid an der Schichtoberfläche. Da das Wolframkarbid einen

Schmelzpunkt von 2760 °C besitzt, Aluminium aber bereits bei 2450 °C siedet, bildet sich Aluminiumdampf, der im flüssigen Wolframkarbid aufsteigt und eine Dampfblase bildet.

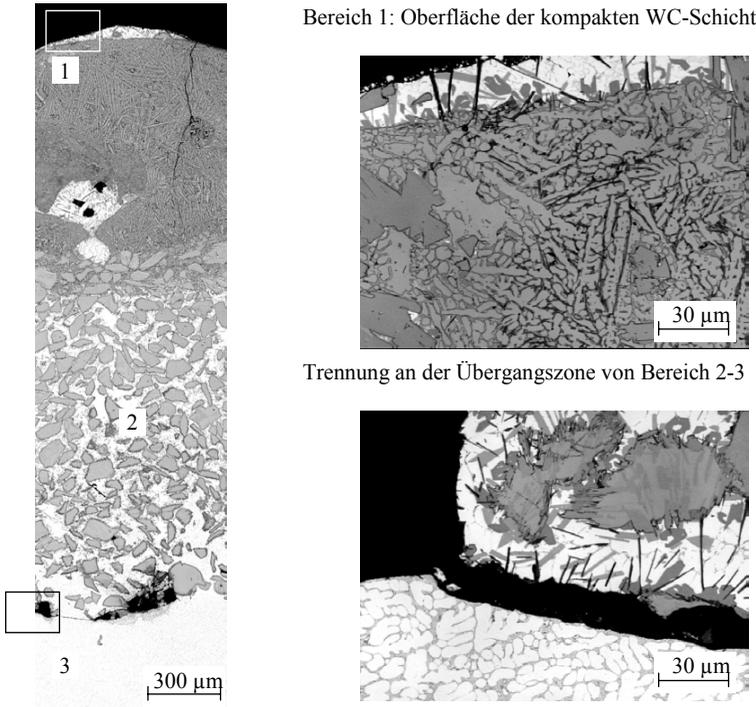


Bild 65 Gefügeausbildung beim Laserflächenveredeln von AlSi10Mg mit Wolframkarbid – Bildung einer kompakten WC-Schmelze mit Dispersion, (Detail aus Bild 61c) [107]

Parameter: Nd:YAG-Laser, $P = 4 \text{ kW}$, $d = 5 \text{ mm}$, $v = 480 \text{ mm/min}$, $m_p = 29 \text{ g/min}$

Nachdem die WC-Schmelze den Wechselwirkungsbereich des Laserstrahls verlassen hat, beginnt der Schichtverbund sich abzukühlen. Durch den hohen Schmelzpunkt erstarrt das Wolframkarbid auf der Schichtoberfläche als Erstes. Das kompakte Wolframkarbid ist so spröde, dass die Spannungen während der Erstarrung zu Rissbildung im WC führen. Die Kühlwirkung der Karbidpartikel verursacht einen Temperaturgradienten von der kompakten WC-Schicht in den dispergierten Bereich und vom Bereich der Aluminium-Schmelze zum Grundwerkstoff. Die zahlreichen Lunker und die Trennung am Übergang der Dispersionszone zur Aluminiumschmelze können durch die Bildung zweier Erstarrungsfronten erklärt werden:

Eine Erstarrungsfront bewegt sich vom Grundwerkstoff in Richtung des Schichtverbunds, während eine zweite aus der Dispersionszone in Richtung der Aluminiumschmelze wandert. Beim Aufeinandertreffen der Erstarrungsfronten wird die Schrumpfung behindert, da die Werkstoffe zu beiden Seiten der Grenzfläche bereits fest sind. Dadurch bilden sich Lunker, und die auftretenden Spannungen können von den verbleibenden Materialbrücken nicht mehr aufgenommen werden, sodass sich die Dispersion ablöst.

6.5 Diskussion

Durch Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff können Schichten hergestellt werden, welche, wie beim Laserumschmelzen, die mechanischen Bauteileigenschaften verbessern oder darüber hinaus tribologische Funktionen erfüllen. Der Schichtaufbau muss dabei entsprechend der spezifischen Aufgabenstellung und den Randbedingungen des Bauteils angepasst werden. So sind insbesondere bei Motorkomponenten thermische, mechanische und tribologische Aspekte zu berücksichtigen, wobei diese Kriterien sowohl bei der Auswahl des Verfahrens, als auch des Schichtwerkstoffs zu berücksichtigen sind.

Bei tribologischer Beanspruchung können abhängig von den vorliegenden Verschleißmechanismen verschiedene Verfahrens- und Werkstoffvarianten eingesetzt werden: Herrscht abrasiver Verschleiß vor, so kann der Verschleißwiderstand durch Dispergieren von Hartstoffpartikeln in die Aluminiumoberfläche gesteigert werden. Bei auftretendem Adhäsionsverschleiß, wie beispielsweise im System Zylinderlaufbahn/Kolben, ist die große Adhäsionsneigung des Aluminiums sehr nachteilig. Hiergegen können Schichten aus Al-Basislegierungen mit einem Si-Gehalt von 20 bis 40 Gew% erzeugt werden, bei denen durch den hohen Si-Gehalt verstärkt primäre Siliziumpartikel in der Schicht ausgeschieden werden. Durch ein chemisches oder mechanisches Abtragen des Aluminiums an der Werkstückoberfläche bilden die Siliziumkristalle ein Traggerüst, auf dem der Motorkolben gleitet. Das Zulegieren von Nickel führt zur Bildung von intermetallischen Phasen, welche die Aluminiummatrix verstärken, die plastische Verformbarkeit der Oberfläche reduzieren und damit den Abrasionsverschleiß vermindern. Bei Oberflächenzerrüttung, wie sie durch wiederholte Hertzsche Pressung und mikroplastische Verformung zum Beispiel am Ventilsitz eines Zylinderkopfs vorliegt, können Kupferlegierungen aufgetragen werden, bei denen durch Zugabe von Nickel die Festigkeit ansteigt und durch eingelagerte Karbide (WC , Cr_2C_3 , Fe_3C) und Festschmierstoffe (Bildung von MoS_2 im Motorbetrieb) das Adhäsions- und Abrasionsverhalten verbessert wird.

Unter hohen thermischen und mechanischen Belastungen besitzen Aluminiumgusslegierungen Nachteile, da ab 200 °C ein deutlicher Rückgang der Härte und Festigkeitswerte zu verzeichnen ist. Zur partiellen Festigkeitssteigerung in diesem Temperaturbereich können Schichten mit Aluminiumwerkstoffen erzeugt werden, die einen höheren Anteil warmfester, intermetallischer Phasen aufweisen. Wie in Kapitel 6.4.1 gezeigt wurde, können die Festigkeits- und Härtewerte zum Beispiel durch den Anteil der intermetallischen Aluminium-Nickel-Phasen gesteigert werden. In Verbindung mit einer mechanischen und thermischen Belastung sind große und nadelige Aluminium-Nickel-Phasen ungünstig, da aufgrund ihrer Form und Ausdehnung Spannungsspitzen induziert werden, welche die Duktilität der Werkstoffe verringern und zu Rissbildung führen.

Legierungsbestandteile des Zusatzwerkstoffs mit einem hohen Dampfdruck, der in der Größenordnung der Schmelzbadtemperatur liegt, gasen aus der Schmelze aus und führen zu Porenbildung in der Schicht. Hier sind im Falle des Aluminiums die Legierungselemente Zink, Magnesium und Lithium zu nennen. Zink beispielsweise, das einen Siedepunkt von 907 °C hat, führt beim Laserschweißen bzw. -beschichten zu massiver Ausgasung und ist daher als Legierungsbestandteil von Zusatzwerkstoffen zu vermeiden.

Ein Vorteil des Laserstrahlbeschichtens ist die schmelzmetallurgische Anbindung zum Grundwerkstoff. Wird der Werkstoff Aluminium laserstrahlbeschichtet, führt das Aufschmelzen des Substratwerkstoffs in Verbindung mit dem Zulegieren des Zusatzwerkstoffs zu besonderen Problemstellungen, da die Löslichkeit artfremder Zusatzwerkstoffe in Aluminium begrenzt ist und in der Mischungszone intermetallische Phasen entstehen. Insbesondere bei Werkstoffen mit hohen Schmelztemperaturen, d.h. einer großen Differenz zur Schmelztemperatur des Aluminiumgrundwerkstoffs, bereitet das Laserstrahlbeschichten Schwierigkeiten, da der Schichtwerkstoff schon erstarrt ist, während das Aluminium des Substratwerkstoffs noch flüssig ist, wie am Beispiel des Laserstrahlbeschichtens mit der Eisenlegierung gezeigt wurde. Bei einer geringeren Differenz der Schmelzpunkte, wie zum Beispiel bei Kupferlegierungen, und einer kontrollierten Aufmischung sind Funktionsschichten darstellbar, die trotz der intermetallischen Interfacezone eine vollständige Anbindung aufweisen.

Während der Erstarrung der Schmelze und der nachfolgenden Abkühlphase werden in der Schicht Zugeigenspannungen induziert. Durch Einleitung zusätzlicher Zugspannungen durch äußere Kräfte können Streckgrenze und Zugfestigkeit der Schicht schnell erreicht werden,

sodass im Anwendungsfall die mechanischen Belastungen der Schicht genau geprüft werden müssen. Durch das verstärkte Auftreten von intermetallischen Phasen in der Übergangszone und die ungünstigen Zugeigenspannungen in der Schicht kann lokale Rissbildung in der Schicht und der Anbindungszone auftreten. Diese Gefahr kann durch genaue Beherrschung der Prozessparameter, ein reduziertes Schmelzvolumen und eine angepasste Vorbereitung der Beschichtungskontur vermindert bzw. ausgeschaltet werden. Besonders groß ist die Gefahr der Rissbildung in den Überlappbereichen und bei mehrlagigen Beschichtungen. Hier kann durch genaue Anpassung des Energieeintrags und präzise Zufuhr des Zusatzwerkstoffs eine Verbesserung bewirkt werden. Inwieweit die Rissproblematik ganz ausgeschlossen werden kann, hängt von den Eigenschaften des Zusatzwerkstoffs und der Prozessführung ab. Grund- und Zusatzwerkstoffe mit geringer Duktilität und hohen Anteilen intermetallischer Phasen können Rissbildung unvermeidbar machen.

Die bei der Erstarrung entstehenden Zugeigenspannungen bewirken eine Verformung des Bauteils. In Abhängigkeit des zu beschichtenden Volumens, der Prozessführung, der Steifigkeit der Konstruktion und den Genauigkeitsanforderungen an das Werkstück ist eine nachfolgende Zerspanung zum Ausgleich des Verzugs erforderlich. Eine Verringerung der Eigenspannungen ist durch eine nachgelagerte Wärmebehandlung möglich, bei der die Eigenspannungen während des Homogenisierungsglühens beseitigt werden. Sind Gussteile zu beschichten, bei denen die Wärmebehandlung direkt nach dem Giessen durchgeführt wird, muss ein größerer Aufwand bei der Zerspanung getrieben werden, da vor dem Laserbeschichten eine definierte Ausgangskontur notwendig ist. Die Verzüge, die beim Laserstrahlbeschichten auftreten, müssen durch ein größeres Schichtvolumen vorgehalten werden und es sind zusätzliche Zerspanungsvorgänge einzuplanen, mit denen die Endkontur des Bauteils hergestellt wird.

Das Laseroberflächenveredeln als thermisches Verfahren bewirkt einen Temperaturgradienten von der Temperatur im Schmelzbad bis zur Ausgangstemperatur des Grundwerkstoffs. Dadurch entsteht im Substrat eine Wärmeeinflusszone, in welcher der ursprüngliche Wärmebehandlungszustand des Substratmaterials überaltert wird. Dies führt zu verringerten Festigkeitswerten und beeinflusst die Bauteileigenschaften negativ. Insbesondere an hochbelasteten Stellen muss überprüft werden, ob eine derartige Schwächung des Grundwerkstoffs zulässig ist. Falls eine Wärmeeinflusszone nicht erwünscht ist, muss die Wärmebehandlung des Werkstücks nach dem Laserstrahlbeschichten durchgeführt werden.

6.6 Zusammenfassung des Laseroberflächenveredelns mit Zusatzwerkstoff

Beim Laseroberflächenveredeln mit Zusatzwerkstoff wird im Gegensatz zum Laserstrahlum-schmelzen die Legierungszusammensetzung des modifizierten Bereichs verändert. In dieser Arbeit werden Zusatzwerkstoffe in Form von Metallen und Cermets untersucht, nämlich Aluminium-, Kupfer- und Eisenbasislegierungen sowie Wolframkarbid. Die physikalischen und metallurgischen Eigenschaften dieser Werkstoffe sind im Vergleich zum Substratwerkstoff Aluminium sehr unterschiedlich, sodass sich in Abhängigkeit der Materialien unterschiedliche Schichtausbildungen darstellen:

Aluminium-Silizium-Legierung: Bei Aluminiumlegierungen als Zusatzwerkstoff können die Schichteigenschaften über die Einlagerung von Phasen in die Aluminiummatrix beeinflusst werden. Dies wird durch die Zugabe von zusätzlichen Legierungselementen erreicht, sodass die Härte durch angepasste Nickel- bzw. Nickel-Kupfer-Zugaben in einem Bereich von 160 bis 400 HV verändert werden kann. Die Haftung der Schicht ist durch eine schmelzmetallurgische Anbindung gekennzeichnet, weshalb in der Anbindungszone der Bereich der Zugfestigkeit des Zusatz- bzw. Substratwerkstoffs erreicht werden kann. Verfahrenstechnisch kann die Schichtgeometrie über die Variation der Prozessparameter Strahldurchmesser, Vorschub, Laserleistung und Pulvermassenstrom eingestellt werden. Eine genauere Betrachtung der Prozessstabilität bei den hier gewählten konstanten Parametereinstellungen zeigt, dass die Schichtgeometrie ein Toleranzband von $\pm 0,3$ mm aufweist. Härteeinbrüche bis 100 HV in der Schicht können als Folge der Versuchsdurchführung erklärt werden; die Verwendung eines bereits vorlegierten Pulvers sollte eine Verbesserung bewirken.

Kupferbasislegierung: Durch eine geeignete Wahl der Prozessparameter können mit der untersuchten Kupferlegierung Schichtformen mit geringer Aufmischung hergestellt werden. Anhand der Analyse der chemischen Zusammensetzung kann gezeigt werden, dass sich Zusatzwerkstoff und generierter Schichtauftrag nur wenig unterscheiden und in der Schicht ein konstantes Härteniveau erreicht wird. Während des Beschichtungsvorgangs vermischen sich in der Anbindungszone Kupferlegierung und Aluminiumsubstrat. Dabei bilden sich entlang der Übergangszone intermetallische Al_xCu_y -Phasen, die eine Versprödung der Anbindung bewirken. In der kupferreichen Deckschicht werden Härtewerte von 350 HV gemessen, während in der Übergangszone Härten bis 800 HV auftreten können. Bedingt durch den hohen Anteil intermetallischer Phasen in der Übergangszone können die Spannungen, die bei der Abkühlung entstehen, nicht kompensiert werden und es treten in diesem Bereich Mikrorisse auf.

Eisenbasislegierung: Die Eisenlegierung hat gegenüber den Aluminiumgusswerkstoffen sehr unterschiedliche physikalische Eigenschaften hinsichtlich Schmelzpunkt, Dichte, Wärmeleitung und Wärmeausdehnungskoeffizient. In Abhängigkeit der Parametereinstellungen können zwei verschiedene Schichttypen auftreten: Zum einen kann sich eine homogene Schmelze ausbilden, in welcher der eisenhaltige Zusatzwerkstoff die Aluminiumschmelze auflegiert. Beim Zulegieren von Eisenanteilen werden in der Schicht verstärkte Anteile von Fe_xAl_y -Phasen gebildet, die zu einer Versprödung der Schicht und zur Bildung eines Rissnetzwerks führen. Beim zweiten Schichttypus, der Bildung zweier getrennter Schmelzbäder, sinkt dabei die Eisenschmelze aufgrund der Dichteunterschiede partiell in die Aluminiumschmelze ein. Die Differenz der Schmelzpunkte beider Werkstoffe bewirkt, dass beim Laserbeschichtungsprozess zuerst die Eisenschmelze und erst nachfolgend das darunter liegende Aluminium erstarrt, wobei sich während der Erstarrungsphase die Grenzbereiche zur Eisenschicht zuletzt verfestigen. Dabei bilden sich in der Übergangszone Spannungen aus, die in den dort vorherrschenden intermetallischen Phasen nicht abgebaut werden können und zu Rissbildung führen.

Wolframkarbid: Mit karbidischen Zusatzwerkstoffen können Verbundwerkstoffe generiert werden, in denen das Aluminium die Matrix darstellt, in welche die karbidischen Hartstoffe eingelagert werden. Durch die Variation von Streckenenergie und Pulverstreckenmasse kann die Art der Schichtausbildung beeinflusst werden. Bei geringen Pulverstreckenmassen und hohen Streckenenergien werden die Karbidteilchen aufgrund der Dichteunterschiede zwischen der Aluminiumschmelze und dem Wolframkarbid sowie den Konvektionsströmungen in der Schmelze bewegt und im Schmelzvolumen verteilt. Bei einer Steigerung der Karbidzufuhr wird die Oberfläche des Schmelzbades durch das Auftreffen der Karbide lokal abgekühlt und die Karbidteilchen werden dort eingeschlossen, während die darunter liegende Aluminiumschmelze nur sehr wenige Karbide enthält. Bei noch höheren zugeführten Karbidmengen bildet sich eine kompakte Deckschicht aus Wolframkarbid mit einer Zwischenlage aus im Aluminium dispergierten Karbiden. Der letztgenannte Schichtaufbau enthält aufgrund seines metallurgischen Aufbaus und der Kontraktionsvorgänge bei der Erstarrung Risse entlang der Zwischenlage, während die ersten beiden Varianten rissfrei erzeugt werden können.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Das Laseroberflächenveredeln besitzt gegenüber den konventionellen Oberflächenverfahren technologische Vorteile. Hier sind an erster Stelle die Schichteigenschaften zu nennen. In der Vergangenheit konnte sich das Verfahren nicht durchsetzen, da wirtschaftliche Aspekte nicht erfüllt wurden, die Anforderungen und Randbedingungen des Laserverfahrens nicht bekannt waren, aber auch weil keine ausgereifte und umfassende Systemtechnik zur Verfügung stand. Insbesondere für Aluminiumlegierungen, die im Automobilbau – und speziell in der Aggregatefertigung - immer stärker Einzug halten, sind Lösungsansätze gesucht, welche das Laseroberflächenveredeln bietet. Als Anwendungen seien hier tribologische Aufgabenstellungen zum Beispiel das Beschichten von Ventilsitzen oder das Generieren von Zylinderlaufbahnen genannt. Mit dieser Arbeit sollen Möglichkeiten aufgezeigt werden, welche das Laseroberflächenveredeln von Aluminiumgusswerkstoffen bieten kann.

Der erste Schritt hin zu einer industriellen Umsetzung eines neuen Verfahrens ist die Verfügbarkeit geeigneter industrietauglicher Systemtechnik. Da sich die Bearbeitungsaufgaben im Hinblick auf Teilegröße und –masse unterscheiden, werden in einem Produktionsbereich kostengünstige Bearbeitungssysteme benötigt, welche auf die spezifischen Anforderungen der zu bearbeitenden Bauteile zugeschnitten sind. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein besonders flexibles Maschinenkonzept vorgestellt, in das alle verfügbaren Hochleistungslasersysteme, wie CO₂-, Nd:YAG- und Diodenlaser, integriert wurden. Die Anlagenstruktur wurde so ausgelegt, dass sowohl große, schwere Werkstücke mit dem Arbeitsprinzip einer bewegten Optik, als auch kleine, leichte Bauteile mit feststehender Optik bearbeitet werden können. Beide Konzepte lassen sich durch einen Industrieroboter als Handhabungssystem realisieren und in einer einzigen Bearbeitungsanlage integrieren. In dieses Konzept können auch Anlagenkomponenten zur Förderung von Zusatzwerkstoff in Gas-, Pulver- oder Drahtform problemlos eingebunden werden. Zusätzlich wurden sicherheitsrelevante Aspekte hinsichtlich des Schutzes vor Laserstrahlung, Gasen und Stäuben aufgezeigt und in der Bearbeitungsanlage umgesetzt.

Entscheidend für eine Überführung eines Verfahrens von der Entwicklungsphase in eine Produktion ist die Lösung der prozess- und aufgabenspezifischen Probleme. Für den Werkstoff Aluminium werden in dieser Arbeit Untersuchungen zum Laserstrahlumschmelzen und Laserstrahlbeschichten vorgestellt.

Das Laserstrahlumschmelzen ist eine Möglichkeit, in den oberflächennahen Bauteilbereichen eine Gefügefönerung zu erreichen. Durch diese Behandlung sind Verbesserungen der Festigkeit und die Verminderung der Gefügeföhler im Ausgangsgefüge möglich. Entscheidend für die wirtschaftliche Anwendung des Verfahrens sind die Maximierung der Umschmelzgeometrie und die optimierte Ausnutzung der Laserenergie. Die wesentlichen Einflüsse durch die Prozessparameter wie Vorschub, Laserleistung, Intensität und Strahldurchmesser wurden in theoretischen Betrachtungen anhand einer Finite-Elemente-Modellrechnung bewertet. In praktischen Versuchen wurden die wichtigsten theoretisch ermittelten Einflussgrößen verifiziert. Da das Laserstrahlumschmelzen hauptsächlich durch Wärmeleitungs- und Konvektionseffekte wirkt, wurde der Einfluss der lokalen, konstruktiven Bauteilgestaltung auf den Umschmelzprozess untersucht. Hier zeigte sich, dass ein Kantenwinkel von 90° das erreichte Umschmelzvolumen optimiert. Durch das Auftragen von absorptionsverbessernden Schichten wurde die Energieeinkopplung verbessert, sodass mit dieser Maßnahme das Umschmelzvolumen verdoppelt werden konnte. Der Effekt der Gefügefönerung durch das Umschmelzen konnte am Werkstoff AlSi12CuMgNi aufgezeigt werden, indem die Korngröße des Primärsiliziums von circa $13\ \mu\text{m}$ im Ausgangsmaterial auf $3\ \mu\text{m}$ reduziert wurde.

Beim Laserstrahlbeschichten wurde das Hauptaugenmerk auf die Untersuchung geeigneter Zusatzwerkstoffe gelegt. Hierzu wurden Aluminium-, Kupfer-, Eisenbasislegierungen und der Hartstoff Wolframkarbid als Zusatzwerkstoffe verarbeitet. Aufgrund der im Vergleich zum Substratmaterial sehr unterschiedlichen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften konnte bei den Eisenbasis- und Kupferbasislegierungen kein zufrieden stellender Schichtaufbau erreicht werden. Bei der Eisenlegierung war die Differenz der Schmelzpunkte zwischen Aluminium und Eisen so groß, dass die Eisenschmelze in das flüssige Aluminium eintauchte und in Verbindung mit den bei der Erstarrung entstehenden Spannungen und den intermetallischen Eisen-Aluminium-Phasen in der Übergangszone keine Anbindung der Schicht erreicht werden konnte. Bei den Kupferlegierungen waren die Werkstoffeigenschaften von Substrat und Zusatzwerkstoff ähnlicher. Trotzdem konnten Mikrorisse in der Übergangszone nicht vermieden werden. Zufriedenstellende Schichten wurden mit Aluminiumbasissystemen erreicht, die in ihrer Zusammensetzung variiert wurden, sodass die Härte und die Duktilität der Schicht angepasst werden konnten. Durch Zugabe von Nickel bis 50 Gew% kann die Schichthärtigkeit bis 400 HV gesteigert werden, ohne dass Rissbildung in der Schicht eintritt. In Haftzuguntersuchungen konnte die schmelzmetallurgische Anbindung der Schicht zum Grundwerkstoff quantifiziert werden. Die tribologische Eignung des Werkstoffsystems bei Gleitbean-

spruchung ließ sich in Stift-Scheibe-Untersuchungen nachweisen. So konnte durch die geeignete Wahl des Zusatzwerkstoffs im Vergleich zum unverstärkten Aluminiumwerkstoff sowohl der Verschleiß an dem Stift, bestehend aus hochlegiertem Stahl, als auch der Verschleiß am Bauteil um mehrere Größenordnungen reduziert werden.

Des Weiteren wurden Hartstoffe als Zusatzwerkstoffe untersucht. Bei der Zugabe von Wolframkarbid treten in Abhängigkeit der Streckenenergie und der Pulverstreckenmasse drei verschiedene Varianten der Schichtbildung auf. Bei geringen Streckenmassen werden die Partikel über die Konvektionsströmung in der Schmelze verteilt und dort eingeschlossen. Aufgrund des Dichteunterschieds zwischen Wolframkarbid und Aluminium lagern sich die Hartstoffteilchen hauptsächlich am Grund des Schmelzbads ab. Bei höheren Streckenmassen verstärkt sich die kühlende Wirkung der Hartstoffteilchen, sodass die Schmelze an der Oberfläche schneller erstarrt und an der Werkstückoberfläche höhere Karbidkonzentrationen erreicht werden. Bei weiter gesteigerten Streckenmassen kühlt die Aluminiumschmelze so stark ab, dass Pulverteilchen nicht in die Aluminiumschmelze gelangen. An der Oberfläche der Karbidschüttung bildet sich eine Wolframkarbidschmelze, während von deren unterer Grenzfläche die Aluminiumschmelze bis in den Bereich der Karbidschmelze gelangt. Aufgrund der sehr unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften der beiden Schmelzen löst sich bei der Erstarrung der Werkstoffverbund an der Trennstelle von den eingelagerten Karbiden zum Aluminium ab. Technisch nutzbar hingegen sind die Schichtausbildungen der oberflächennah eingelagerten Karbidpartikel.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen zeigt sich das Potenzial des Laseroberflächenveredelns von Aluminiumlegierungen. Aufgrund der Verfügbarkeit geeigneter Systemtechnik beziehungsweise entsprechender Maschinenkonzepte und den technologischen Charakteristika kann das Verfahren den produktionstechnischen Anforderungen standhalten, sodass das Laseroberflächenveredeln in Zukunft seine Anwendungsfälle in der industriellen Produktion finden wird. Durch die Verwendung von Diodenlasern kann - entsprechende Standzeit und Alltagsauglichkeit der Systeme vorausgesetzt - auch der wirtschaftliche Aspekt des Verfahrens noch verbessert werden. Das wichtigste Thema für das Laseroberflächenveredeln in den nächsten Jahren ist in der Optimierung der Zusatzwerkstoffe zu sehen, da diese auf den jeweiligen Anwendungsfall abzustimmen sind und hier das eigentliche Potential des Verfahrens zu erschließen ist.

8 Literatur

- [1] GRZEMBA, B.; HORNBOGEN, E.; SCHARF, G.: *Die Gefüge von Aluminiumlegierungen, Teil 1*. Aluminium, **67**. Jahrgang, Heft 11 (1991) S.1096.
- [2] GRZEMBA, B.; HORNBOGEN, E.; SCHARF, G.: *Die Gefüge von Aluminiumlegierungen, Teil 2*. Aluminium, **67**. Jahrgang, Heft 12 (1991) S.1193.
- [3] HUPPARTZ, W.; PAUL, M.; FRIEDRICH, S.: *Oberflächenbehandlung von Aluminium*. In: Aluminium-Zentrale e.V. (Hrsg.): Aluminium-Taschenbuch, Bd. 2 Umformen, Gießen, Oberflächenbehandlung, Recycling und Ökologie. Düsseldorf: Aluminium-Verlag 1996, S. 437.
- [4] RIEHLE, M.; SIMMCHEN, E.: *Grundlagen der Werkstofftechnik*. Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1997.
- [5] KAMMER, C.: *Aluminium-Taschenbuch, Bd. 1 Grundlagen und Werkstoffe*. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1995.
- [6] HORNBOGEN, E.; WARLIMONT, H.: *Metallkunde*. Berlin: Springer-Verlag, 1996.
- [7] SCHATT, W.; WORCH, H.: *Werkstoffwissenschaft*. Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1996.
- [8] MAIER, K.: *Metallische Beschichtungen auf Aluminium – Anwendungsbeispiele aus dem Motorenbau*. In: Neue Entwicklungen in der Oberflächenbehandlung von Aluminium. Tagungsberichtsband, Deutsche Forschungsgemeinschaft für Oberflächenbehandlung, 1991, S.131.
- [9] Norm DIN 2311-1: *Anforderungen und Anerkennung von Laseroberflächenverfahren mit Zusatzwerkstoffen Teil I: Anweisung zur Oberflächenbearbeitung mit Laserstrahlung unter Verwendung von Zusatzwerkstoffen*. Berlin: Beuth-Verlag 1995.
- [10] BEYER, E.; WISSENBACH, K.: *Oberflächenbehandlung mit Laserstrahlung*. Berlin: Springer-Verlag, 1998.
- [11] KLOFT, M.: *Die Laufbahngestaltung von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen*. In: Leichtbau im Antriebsstrang. Veranstaltungunterlagen/Haus der Technik, Essen, 1995, S.51.
- [12] OHRNBERGER, G.; REHR, A.; SCHEIDER, A.: *Leichtbaukurbelgehäuse mit Lokasil®-Technologie*. In: Leichtbau im Antriebsstrang. Veranstaltungunterlagen/Haus der Technik, Essen, 1995, S.95.

- [13] KAWASAKI, M.; TAKASE, K.; KATO, S.; NAKAGAWA, M.; MORI, K.: *Development of engine valve seats directly onto aluminium cylinder head by laser cladding process*. In: SAE Technical Paper Series, SAE-920571, 1992.
- [14] MAIRONE, P.; D'ANGELO, G.; STANISOR, D.: *Laser cladding of aluminium alloys for advanced combustion engines*. In: Proc. of Global Powertrain Congress GPC'98, Detroit, Michigan, USA, 1998, S.113.
- [15] MATSUYAMA, H.; KANO, M.; SHIBATA, K.; NINOMIYA, R.: *Process and material development for laser cladding valve seats on aluminium engine heads*. In: Proc. of the 1999 Global Powertrain Congress, GPC'99, Bd.11, Stuttgart, 1999, S. 56.
- [16] WIDDER, T.: *Oberflächenmodifikationen und Werkstoffsubstitutionen zur Verbesserung des thermischen Beanspruchungsverhaltens von speziellen Aluminiumlegierungen am Beispiel von Zylinderköpfen für Wirbelkammerdieselmotoren*. Universität Kaiserslautern, Dissertation, 1996.
- [17] BACKES, G.; KRAMER, T.; KREUTZ, E.; GEBHARDT, A.; WISSENBACH, K.: *Beschichten von Kurbelzapfen mit CO₂-Laserstrahlung*. Maschinenmarkt (1995) Nr.12, S.42.
- [18] HAFERKAMP, H.; BACH, F.-W.; GERKEN, J.; EBSEN, H.: *Laserstrahlaufragschweißen an Bauteilen für den industriellen Einsatz*. In: Schweißen und Schneiden **45** (1993) Nr.9, S.513.
- [19] KLOCKE, F.; ROZSNOKI, L.; AUER, O.: *Laseroberflächenbehandlung von Warmarbeitswerkzeugen*. In: Workshop: Verschleißschutz von Werkzeugen für Zerspanung und Umformtechnik, EMO Hannover '97, 1997, S.1.
- [20] HABIG, K.-H.: *Metallurgische Oberflächenschutzschichten – Verfahren, Eigenschaften, funktionelles Verhalten*. In: Konferenz - Einzelbericht: Werkstoffe im Vergleich: Reibungs- und Verschleißverhalten, 17/ 18.2.1987, Köln, VDI Berichte Band 600.3, 1987, S. 203.
- [21] BARNIKEL, J.; SCHUTTE, K.; BERGMANN, H.W.: *Nitrieren von Aluminium mit UV-Laserstrahlung*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H.W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proc. of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '96), Stuttgart, Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e.V., 1996, S.547.
- [22] HORNBOKEN, E.; JOST, N.: *Metallkundliche Aspekte des Schmelzens, Mischens und Erstarrens bei der Laserbehandlung von Al-Legierungen*. Härterei-Technische Mitteilungen HTM **46** (1991) S.137.

- [23] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser*. Stuttgart: Teubner, 1992 (Teubner Studienbücher Maschinenbau).
- [24] MERKBLATT DVS 3215: *Laserstrahl-Auftragschweißen*. Düsseldorf: DVS-Verlag, Februar 1999.
- [25] WONG, T.; LIANG, G.: *Effect of laser melting treatment on the structure and corrosion behaviour of aluminium and Al-Si-alloys*. Journal of Materials Processing Technology, Nr. 63, 1997, S.930.
- [26] LI, R.; FERREIRA, M.; ALMEIDA, A.; VILAR, R.; WATKINS, K.; MCMAHON, M.; STEEN, W.: *Localized corrosion of laser surface melted 2024-T351 aluminium alloy*. Surface and Coatings Technology, No.81, 1996, S. 290-296.
- [27] ZWICK, A.; GASSER, A.; KREUTZ, E.W.; WISSENBACH, K.: *Surface remelting of cast iron camshafts by CO₂-laser radiation*. In: Proc. of the 3th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '90), 1990, S.389-398.
- [28] KEHLER, H.; HADDENHORST, H.: *Wärmebehandlung laserdispersierter Aluminiumrandschichten*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Bd. 26, Heft 6, (1995) S.289.
- [29] WEISHEIT, A.; GALUN, R.; HAUDE, R.: *Laserrandschichtbehandlung von Aluminium- und Magnesiumwerkstoffen*. Metall, 48. Jahrgang, Nr.6 (1994) S.455.
- [30] LÖSCHAU, W.; FISCHER, D.: *Mittels Laser erzeugte TiC und TiB₂-Dispersionsschichten auf Aluminium-Legierungen zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit*. In: Werkstoffwoche '96, Werkstoff- und Verfahrenstechnik, Symp. 6, Bd. 6 (1997) S.779.
- [31] HADDENHORST, H.; HORNBOKEN, E.: *Tribologische Eigenschaften von laserdispersierten Randschichten auf Aluminium-Gußlegierungen*. In: Konferenz-Einzelbericht: Tribologie-Fachtagung, Göttingen, 22.-23. Nov 1994, Paper-Nr. 16, 1994, S.1.
- [32] FRANKE, R.; HAASE, I.: *Erhöhung der Verschleißfestigkeit der TiAl6V4-Legierung durch Randschichtbehandlung*. In: Reibung und Verschleiß, Vortragstexte zur Tagung am 21./22.3.1996 in Bad Nauheim, 1996, S.129.
- [33] XUE, L.; ISLAM, M.U.; KOUL, A.K.; WALLACE, W.; BIBBY, M.: *Laser gas nitriding of Ti-6Al-4V alloy*. Materials and Manufacturing Processes, Vol. 12, Nr. 5 (1997) S.799.

- [34] BARNIKEL, J.; SCHUTTE, K.; BERGMANN, H.W.: *Nitrieren von Aluminiumlegierungen mit UV-Laserstrahlung*. Härtereitechnische Mitteilungen HTM **52**, Heft 2 (1997) S.91.
- [35] BARNIKEL, J.; SEEFELD, T.; SCHUTTE, K.; BERGMANN, H.: *Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit von Aluminiumlegierungen durch Excimerlaserstrahlung*. Härtereitechnische Mitteilungen HTM **52**, Heft 2 (1997) S.94.
- [36] WATKINS, K.G.; MCMAHON, M.A.; STEEN, W.M.: *Microstructure and corrosion properties of laser surface processed aluminium alloys: a review*. Materials Science and Engineering, A231 (1997) S.55.
- [37] IGNATIEV, M.; DUPUY, C.; SOLA, X.; THEVENET, E.; SMUROV, I.; COVELLI, L.: *Laser and electron beam alloying of Al with Fe and Sn*. Applied Surface Science Bd. 109/110 (1997) S.137.
- [38] TAKEDA, T.; ADACHI, K.; HISADA, H.: *Laser alloying of aluminium alloy substrate*. In: Proc. of LAMP'92, Nagaoka, 1992, S.795.
- [39] VOLZ, R.: *Optimiertes Beschichten von Gußeisen-, Aluminium- und Kupferwerkstoffen mit Lasern*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1998.
- [40] DAS, D.: *Surface roughness created by laser surface alloying of aluminium with nickel*. Surface and Coatings Technology, Bd. 64, Heft 1 (1994) S.11.
- [41] PIRCH, N.; BACKES, G.; KREUTZ, E.; XUI, H.; WEISHEIT, A.; MORDIKE, B.: *Laser surface alloying of Al und AlSi10Mg with Ti and Ni*. In: Proc. of the 7th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '98), 1998, S.123.
- [42] OKUTOMI, M.; OBARA, A.; TSUKAMOTO, K.; HONG-LIE, S.: *Hardening and microstructure of aluminium metal surface by laser alloying process*. In: Proc. of SPIE – International Society for Optical Engineering (USA) Bd.3550, 1998, S.229.
- [43] WEISHEIT, A.; OLDÖRP, F.; MORDIKE, B.L.; HAUDE, R.: *Randschichtbearbeitung von Aluminiumwerkstoffen mit Hilfe eines gepulsten Nd:YAG-Lasers*. Aluminium **72**, Heft 7/8 (1996) S.522.
- [44] PRZEMECK, K.: *Randschichtbearbeitung von Aluminiumwerkstoffen mit Hilfe eines gepulsten Nd:YAG-Lasers*. Universität Karlsruhe, Dissertation, 1997.
- [45] BRANSDEN, A.S.: *Laser Surface Alloying of Aluminium Alloys*. Coventry University, Dissertation, 1994.

- [46] KELLY, J.; NAGARATHAM, K., MAZUMDER, J.: *Processing and characterization of laser clad Cu-Sn-Zn coatings on cast aluminium alloys*. In: Proc. of the Materials Processing Conference ICALEO 1995, Orlando (USA), Laser Institute of America (LIA), Bd. 80, 1995, S.477.
- [47] LIU, Y.; MAZUMDER, J.; SHIBATA, K.: *Laser cladding of Ni-Al bronze on Al alloy AA333*. Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 25B (1994) S.749.
- [48] JUCH, K.; LÖSCHAU, W.: *Herstellung titankarbidhaltiger Verschleißschichten durch Laserbestrahlung vorbeschichteter Stahloberflächen*. Laser und Optoelektronik **26**, Nr.5 (1994) S.60.
- [49] SEMJONOV, S.; HORN-SAMODELKIN, G.: *Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften von Laserstrahlpulverauftragsschweißungen auf Ni- und Co- Basis bei erhöhten Temperaturen*. Schweißen und Schneiden **46**, Heft 12 (1994) S.631.
- [50] SO, H.; CHEN, C.T.; CHEN Y.A.: *Wear behaviours of laser-clad stellite alloy 6*. Wear - An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear, Band 192, Heft 1-2 (1996) S.78.
- [51] LIANG, G.Y.; WONG, T.T.: *Investigation of microstructure of laser cladding Ni-WC layer on Al-Si alloy*. Journal of Materials Engineering and Performance, Band 6, Heft 1 (1997) S.41.
- [52] SALLAMAND, P.; PELLETIER, J.M.: *Laser cladding on aluminium-base alloys: microstructural features*. Materials Science and Engineering, Part A, Band A171, Heft 1-2 (1993) S.263.
- [53] MÜLLER, A.; TECHEL, A.; NOWOTNY, S.; FRANZ, U.: *Einstufiges Laserbeschichten zum Auftrag oxidkeramischer Schutzschichten auf Aluminium*. Laser und Optoelektronik **29**, Heft 4 (1997) S.48.
- [54] UENISHI, K.; KOBAYASHI, K.: *Formation of surface layer based on Al₃Ti on aluminium by laser cladding and its compability with ceramics*. Intermetallics **7** (1998) S.553.
- [55] CHEN, S.; HSU, R.: *The effects of material composition on the quality of ceramic-metal composite cladding onto Al-alloys with a pulsed Nd:YAG laser*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology **15** (1999) S.461.
- [56] RAMOUS, E.: *A note on rapid surface melting by laser*. Journal of Materials Processing Technology, Band 57, Heft 1-2 (1996) S.1.

- [57] HAMAZAKI, M.: *Laser surface hardening of automotive cams*. Welding International, Heft 9(2) (1995) S.158.
- [58] WONG, T.T.; LIANG, G.Y.; TANG, C.Y.: *The surface character and substructure of aluminium alloys by laser-melting treatment*. Journal of Materials Processing Technology, Band 66, Heft 1-3 (1997) S.172.
- [59] NICOLAS, G.; AUTRIC, M.: *Production of a metallic thin film on AlN surface by UV laser radiation*. Applied Surface Science **109/110** (1997) S.477.
- [60] NIELSEN, I.; WEISHEIT, A.; MORDIKE, B.: *Textures and residual stresses in a laser surface treated AlSi-alloy*. In: Proc. of the 7th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '98), Hanover, 1998, S.117.
- [61] BACKES, G.; KREUTZ, E.W.; OLLIER, B.; PIRCH, N.; ROZSNOKI, M.; GASSER, A.; WISSENBACH, K.: *Umschmelzen von Aluminium-Gußlegierungen mit CO₂-Laserstrahlung*. Aluminium **67**, Heft 10, S.1008.
- [62] GRÜNENWALD, B.: *Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1996.
- [63] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozesseffektivität*. Universität Stuttgart, Habilitation, 1995.
- [64] SHEN, J.: *Optimierung von Verfahren der Laseroberflächenbehandlung bei gleichzeitiger Pulverzufuhr*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1994.
- [65] LANDOLT-BÖRNSTEIN: *Daten- und Funktionssammlung in Wissenschaft und Technik*. Berlin: Springer-Verlag, 1990.
- [66] BERGMANN-SCHÄFER: *Lehrbuch der Experimentalphysik*, Bd.3 Optik, Berlin: de Gruyter-Verlag, 1987.
- [67] HULST, H.: *Light Scattering by small Particles*. New York, Dover-Verlag, 1981.
- [68] LAGAIN, P.: *Contribution expérimentale aux traitements de surface par laser avec apport de poudre*. Université Aix-Marseille, Dissertation, 1989.
- [69] BOHREN, C.; HUFFMANN, D.: *Absorption and Scattering of Light by small Particles*. New York: Wiley-Verlag, 1983.
- [70] MARSDEN, C.; FRENK, A.; WAGNIERE, J.: *Power absorption during the laser cladding process*. In: Mordike, B.L. (Hrsg.): Laser Treatment of Materials. Proc. of the 4th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '92), Göttingen: DGM, 1992, S.375.

- [71] KAPLAN, F.; BÖGL, M.; LIEDL, G.; SCHUÖCKER, D.: *TiC/Al-metal-matrix-composites produced by laser surface treatment*. In: Proc. of the 32nd ISATA, Advances in Automotive and Transportation Technology for the 21st Century, Proc.: Materials for Energy-Efficient Vehicles, 1999, S.305.
- [72] KAPLAN, F.; WEINBERGER, B.; SCHUÖCKER, D.: *Theoretical analysis of laser cladding and alloying*. In: Beckmann, L. (Hrsg.): Proc. EUROPTO (EOS, SPIE), München, 1997, S.499.
- [73] KAPLAN, F.; LIEDL, G.; ZIMMERMANN, J.; SCHUÖCKER, D.: *Analysis of laser dispersing of TiC-powder into aluminium alloys*. In: Mordike, B.L. (Hrsg.): Proc. of the 7th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '98), Hanover: DGM, 1998, S.215.
- [74] POPRAWA, R.: *CD zur Vorlesung Lasertechnik I und II*. Institut für Lasertechnik Aachen, 1998.
- [75] OLLIER, B.; PIRCH, N.; KREUTZ, E.: *Ein numerisches Modell zum einstufigen Laserstrahlbeschichten*. Laser und Optoelektronik **27** (1995) S.63.
- [76] FRENK, A.; VANDYOUSSEFI, M.; WAGNIÈRE, J.; ZRYD, A.; KURZ, W.: *Analysis of the laser-cladding process for stellite on steel*. Metallurgical and Materials Transactions B, Process Metallurgy and Materials Processing Science, Volume 28B (1997) S.501.
- [77] XIE, J.; KAR, A.: *Mathematical modeling of melting during laser materials processing*. Journal of Applied Physics, Nr. 81 (7), (1997) S.3015.
- [78] HAAG, M.; HÜGEL, H.; ALBRIGHT, C.; RAMASAMY, S.: *CO₂ laser light absorption characteristics of metal powders*. Journal of Applied Physics, Nr. 79 (8), (1996) S.3835.
- [79] COHEN, M.; KEAR, B.; MEHRABIAN, R.: *Rapid Solidification Processing – An Outlook*. In: Mehrabian, R. (Hrsg.): Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies II, Claitors La Baton Rouge, 1980, S.1.
- [80] MANNA, I.; MAJUMDAR, J.: *A one-dimensional heat transfer model for laser surface alloying of chromium on copper substrate*. Metallkunde, Nr. 86 (5), (1995) S.362.
- [81] PIRCH, N.; KREUTZ, E.; HE, X.; MORDIKE, B.: *The modelling of heat, momentum and solute transport in laser surface alloying*. In: Proc. of the 7th Conf. of Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII, Warrendale, PA: The Minerals, Metals and Materials Society (TMS) (1995) S.47.

- [82] HORNBOGEN, E.: *Metallkundliche Aspekte des Laserlegierens von Aluminium*. Aluminium **67** (1991) S.282.
- [83] GASSER, A.: *Oberflächenbehandlung metallischer Werkstoffe mit CO₂-Laserstrahlung in der flüssigen Phase*. RWTH Aachen, Dissertation, 1993.
- [84] MORDIKE, B.; HAUDE, R.: *Prozeßsystematik*. In: Laser in der Materialbearbeitung Bd.4: Präzisionsbearbeitung mit Festkörperlasern: Oberflächenbearbeitung, Düsseldorf: VDI-Verlag, 1995, S.91.
- [85] KURZ, W.; TRIVEDI, R.: *Microstructure and phase selection in laser treatment of materials*. Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 114 (1992) S.450.
- [86] PIERATONI, M.; GREMAUD, M.; MAGNIN, P.; STOLL, D.; KURZ, W.: *The coupled zone of rapidly solidified Al-Si alloys in laser treatment*. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 40, Nr.7 (1992) S.1637.
- [87] GREMAUD, M.; KURZ, W.: *Microstructural selection in Al-Si alloys subjected to laser treatment*. In: Proc. of the 2nd Int. Conf. On Laser Advanced Materials Processing (LAMP '92), Bd.2, 1992, S.801.
- [88] NIELSEN, I.; WEISHEIT, A.; MORDIKE, B.: *Textures and residual stresses in a laser surface treated AlSi-alloy*. In: Mordike, B.L. (Hrsg.): Proc. of the 7th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT '98), Hanover: DGM, 1998, S.117.
- [89] BOETTINGER, W.; CORIELL, S.; GREER, A.; KARMA, A.; KURZ, W.; RAPPAPAZ, M.; TRIVEDI, R.: *Solidification microstructures: recent developments, future directions*. Acta Materialia, Vol. 48, Nr.1 (2000) S.43.
- [90] SHU-ZU, L.; HUNT, J.; GILGIEN, P.; KURZ, W.: *Cellular and dendritic growth in rapidly solidified Al-Fe and Al-Cu alloys*. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 42, Nr.5 (1994) S.1653.
- [91] KURZ, W.; GILGIEN, P.: *Selection of microstructures in rapid solidification processing*. Materials Science and Engineering, Band A178 (1994) S.171.
- [92] TRIVEDI, R.; KURZ, W.: *Dendritic growth*. International Materials Reviews, Vol. 39., Nr.2 (1994) S. 49.
- [93] GILL, S.; ZIMMERMANN, M.; KURZ, W.: *Laser resolidification of the Al-Al₂Cu eutectic: the coupled zone*. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 40, Nr.11 (1992) S.2895.

- [94] HUNZINKER, O.; KURZ, W.: *Solidification microstructure maps in Ni-Al alloys*. Acta Materialia, Vol. 45, Nr.12 (1997) S.4981.
- [95] GILL, S.; KURZ, W.: *Rapidly solidified Al-Cu alloys – I. experimental determination of the microstructure selection map*. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 41, Nr.12 (1993) S.3563.
- [96] GILL, S.; KURZ, W.: *Rapidly solidified Al-Cu alloys – II. calculation of the microstructure selection map*. Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 43, Nr.1 (1995) S.139.
- [97] WANG, G.; MATTHYS, E.: *Modeling of nonequilibrium surface melting and resolidification for pure metals and binary alloys*. Transactions of the ASME, Journal of Heat Transfer, Vol. 118, Heft 4 (1996) S.944.
- [98] LUDWIG, A.: *Schnelle Erstarrung*. In: Sahn, P. (Hrsg.): Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen, Vieweg-Verlag, 1999, S.208.
- [99] PÜSTER, T.; NIEMEYER, M.: *Untersuchung zu entstehenden Belastungen durch Emissionen und Restspritzpulver beim Oberflächenbeschichten mit Laser*. Abschlußbericht: EUREKA-Verbundprojekt – Safety in the Industrial Applications of Lasers, 1995.
- [100] DIERKEN, R.; BERGMANN, H.W.: *Entwicklungsbegleitende Normung zur Lasersicherheit*. In: Sicherheitstechnische und medizinische Aspekte bei der Lasermaterialbearbeitung, Düsseldorf, 1995, S.99.
- [101] HEIGL, R.: *Einstufiges Laserbeschichten von Stahlsubstraten mit dem Nd:YAG-Laser*. Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1996.
- [102] SUDNIK, W.; EROFEEV, W.; RADAJ, D.; BECK, M.; KERN, M.; HEIGL, R.: *Numerische Modellierung des Laserstrahlbeschichtens mit Pulver und experimentelle Verifizierung*. In: Radaj D.; Pollmann W. (Hrsg.): „Simulation der Fügetechniken“ – Potenziale und Grenzen. Beiträge zum DaimlerChrysler-Technologiekolloquium. DVS-Berichte, Bd. 214, 2001, S.108.
- [103] DIETMANN, H.: *Werkstofftechnik*. Universität Stuttgart, Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre, Vorlesungsmanuskript, 1991.

- [104] HAUDE, R.; WEISHEIT, A.: *Verbundprojekt: Präzisionsbearbeitung mit Festkörperlasern (Oberflächenbearbeitung) Teilprojekt: Oberflächenveredelung von Werkstoffen insbesondere höherer Wärmeleitfähigkeit mit Hilfe eines Nd:YAG-Lasers*. Report: Bundesministerium f. Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie (BMBF), Report-Nr. 13N6054/5, 1995.
- [105] HECHT, R.: *Konzeption und Konstruktion einer Anlage zur Laseroberflächenbearbeitung*. Fachhochschule Münster, Diplomarbeit, 1997.
- [106] PIENING, A.: *Einstufiges Laserstrahlbeschichten von Leichtbauwerkstoffen mit dem Nd:YAG-Laser*. Technische Universität Braunschweig, Diplomarbeit, 1998.
- [107] NAGEL, J.: *Grundsatzuntersuchungen zum Laserstrahldispersieren von Hartstoffpartikeln in Aluminiumwerkstoffen*. Fachhochschule Aalen, Diplomarbeit, 2000.
- [108] DUMAS, J.: *Coating on Light Alloys*. Institut Supérieur des Matériaux et de la Construction Mécanique ISMCM- Centre d'Etudes Supérieures des Techniques Industrielles CESTI, Diplôme de Recherche, 2002.
- [109] BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik, Teil 2: Anwendungen*. München: Carl Hanser Verlag, 1987.
- [110] MERKEL, M.; THOMAS, K.-H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig, 2000.
- [111] ASM INTERNATIONAL: *CD Binary Alloy Phase Diagrams*, Vers. 4, 1998.
- [112] PETZOW, G.; EFFENBERG, G.: *Ternary Alloys: A comprehensive Compendium of evaluated constitutional Data and Phase Diagrams, Vol. 7. Al-Mg-Se to Al-Ni-Ta*. Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft, 1993.
- [113] VÖLKL, R.: *Bruchmechanische Untersuchungen an CT-Proben*. Friedrich-Schiller-Universität Jena, Institut für Materialwissenschaften und Werkstofftechnologie, Übung MP/Me05, 2000.
- [114] PRODUKTINFORMATION: *Materials Properties Standard*. CoorsTek, Golden, Colorado, USA.
- [115] WISSENBACH, K.; VITR, G.: *Strahl-Stoff-Wechselwirkung*. In: *Laser in der Materialbearbeitung Bd.4: Präzisionsbearbeitung mit Festkörperlasern: Oberflächenbearbeitung*, Düsseldorf: VDI-Verlag, 1995, S.64.
- [116] CZICHOS, H.; HABIG, K.: *Tribologie-Handbuch: Reibung und Verschleiß; Systemanalyse, Prüftechnik, Werkstoffe und Konstruktionselemente*. Wiesbaden: Vieweg-Verlag, 1992.

- [117] LIM, S.; ASHBY, M.: *Wear-mechanism maps*. Acta metall., Vol. 35, Heft 1 (1987) S.1.
- [118] ANTONIOU, R.; SUBRAMANIAN, C.: *Wear mechanism map for aluminium alloys*. Scripta Metall., Vol. 22, (1988) S.809.
- [119] DEUIS, R.; SUBRAMANIAN, C.; YELLUP, J.: *Dry sliding wear of aluminium composites – a review*. Composites Science and Technology, Vol. 57, (1997) S.415.
- [120] SCHEDLER, W.: *Hartmetall für den Praktiker: Aufbau, Herstellung, Eigenschaften und industrielle Anwendung einer modernen Werkstoffgruppe*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1988.
- [121] BERNIS, H.: *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe: Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendungen*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1998.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Mitarbeiter in der Verfahrensentwicklung bei der Firma DaimlerChrysler. Dank gilt an erster Stelle meinen Eltern, die den nicht immer einfachen Weg bis zum Abschluss dieser Arbeit mit mir gegangen sind, insbesondere meiner Mutter, die mich immer unterstützt hat, aber jetzt bei der Ernte der Früchte nicht mehr dabei sein kann. Auch meiner Freundin Angela gilt mein Dank, da sie in der besonders schwierigen und entbehrungsreichen Zeit der schriftlichen Ausarbeitung auf vieles verzichten musste und mich trotzdem nach Kräften unterstützt hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Hügel, ehemaliger Direktor des Instituts für Strahlwerkzeuge (IFSW), gebührt mein besonderer Dank. Diese Arbeit wäre ohne seinen tatkräftigen Einsatz bei dem schwierigen Zulassungsverfahren nicht zustande gekommen. Besonders danken möchte ich ihm auch für die fachliche Unterstützung und die Förderung bei der Erstellung dieser Arbeit.

Dank gilt auch Herrn Prof. Dr. W. Kurz, früherer Direktor des Centre de Traitement des Matériaux par Laser an der École Polytechnique Fédérale de Lausanne, für die Anregungen und Diskussionsbereitschaft bei der Anfertigung dieser Arbeit und die Erstellung des Mitberichts.

Bei DaimlerChrysler möchte ich mich bei allen Kollegen, besonders aber Herrn Dipl.-Ing. T. Uhr bedanken, der mir die Möglichkeit zur Promotion und zum Aufbau eines neuen Themenfeldes gegeben hat. Dank gilt auch den Kollegen aus den Forschungsbereichen Herrn Dr. M. Beck und insbesondere Herrn Dipl.-Ing. H. Emminger, die mich in den Themengebieten der Modellierung unterstützt haben.

Dank gilt auch den Studenten, die im Rahmen ihrer Diplom- und Studienarbeiten einen wichtigen Beitrag zu dieser Arbeit geleistet haben.

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW von 1992 bis 1999 erschienen im Teubner Verlag, Stuttgart

Zoske, Uwe

Modell zur rechnerischen Simulation von Laserresonatoren und Strahlführungssystemen
1992, 186 Seiten, ISBN 3-519-06205-4

Gorritz, Michael

Adaptive Optik und Sensorik im Strahlführungssystem von Laserbearbeitungsanlagen
1992, vergriffen, ISBN 3-519-06206-2

Mohr, Ursula

Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkopplemechanismen beim CO₂-Laserschneiden von Metallen
1993, 130 Seiten, ISBN 3-519-06207-0

Rudlaff, Thomas

Arbeiten zur Optimierung des Umwandlungshärrens mit Laserstrahlen
1993, 152 Seiten, ISBN 3-519-06208-9

Borik, Stefan

Einfluß optischer Komponenten auf die Strahlqualität von Hochleistungslasern
1993, 200 Seiten, ISBN 3-519-06209-7

Paul, Rüdiger

Optimierung von HF-Gasentladungen für schnell längsgeströimte CO₂-Laser
1994, 149 Seiten, ISBN 3-519-06210-0

Wahl, Roland

Robotergeführtes Laserstrahlschweißen mit Steuerung der Polarisationsrichtung
1994, 150 Seiten, ISBN 3-519-06211-9

Frederking, Klaus-Dieter

Laserlöten kleiner Kupferbauteile mit geregelter Lotdrahtzufuhr
1994, 139 Seiten, ISBN 3-519-06212-7

Grünewald, Karin M.

Modellierung der Energietransferprozesse in längsgeströimten CO₂-Lasern
1994, 158 Seiten, ISBN 3-519-06213-5

Shen, Jialin

Optimierung von Verfahren der Laseroberflächenbehandlung mit gleichzeitiger Pulverzufuhr
1994, 160 Seiten, ISBN 3-519-06214-3

Arnold, Johannes M.

Abtragen metallischer und keramischer Werkstoffe mit Excimerlasern
1994, 192 Seiten, ISBN 3-519-06215-1

Holzwarth, Achim

Ausbreitung und Dämpfung von Stoßwellen in Excimerlasern
1994, 153 Seiten, ISBN 3-519-06216-X

Dausinger, Friedrich

Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeffektivität
1995, 143 Seiten, ISBN 3-519-06217-8

Meiners, Eckhard

Abtragende Bearbeitung von Keramiken und Metallen mit gepulstem Nd:YAG-Laser als zweistufiger Prozeß
1995, 120 Seiten, ISBN 3-519-06222-4

Beck, Markus

Modellierung des Lasertiefschweißens
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06218-6

Breining, Klaus

Auslegung und Vermessung von Gasentladungsstrecken für CO₂-Hochleistungslaser
1996, 131 Seiten, ISBN 3-519-06219-4

Gribsch, Jürgen

Grundlagenuntersuchungen zur Qualitätssicherung beim gepulsten Lasertiefschweißen
1996, 133 Seiten, ISBN 3-519-06220-8

Kreputat, Walter

Aerodynamische Fenster für industrielle Hochleistungslaser
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06221-6

Xiao, Min

Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO₂- und Nd:YAG-Lasern
1996, 118 Seiten, ISBN 3-519-06223-2

Glumann, Christiane

Verbesserte Prozeßsicherheit und Qualität durch Strahlkombination beim Laserschweißen
1996, 143 Seiten, ISBN 3-519-06224-0

Gross, Herbert

Propagation höhermodiger Laserstrahlung und deren Wechselwirkung mit optischen Systemen
1996, 191 Seiten, ISBN 3-519-06225-9

Rapp, Jürgen

Laserschweißbarkeit von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau
1996, 202 Seiten, ISBN 3-519-06226-7

Wittig, Klaus

Theoretische Methoden und experimentelle Verfahren zur Charakterisierung von Hochleistungslaserstrahlung
1996, 198 Seiten, ISBN 3-519-06227-5

Grünenwald, Bernd

Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser
1996, 160 Seiten, ISBN 3-519-06229-1

Lee, Jae-Hoon

Laserverfahren zur strukturierten Metallisierung
1996, 154 Seiten, ISBN 3-519-06232-1

Albinus, Uwe N. W.

Metallisches Beschichten mittels PLD-Verfahren
1996, 144 Seiten, ISBN 3-519-06233-X

Wiedmaier, Matthias

Konstruktive und verfahrenstechnische Entwicklungen zur Komplettbearbeitung in Drehzentren mit integrierten Laserverfahren
1997, 129 Seiten, ISBN 3-519-06228-3

Bloehs, Wolfgang

Laserstrahlhärten mit angepaßten Strahlformungssystemen
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06230-5

Bea, Martin

Adaptive Optik für die Materialbearbeitung mit CO₂-Laserstrahlung
1997, 143 Seiten, ISBN 3-519-06231-3

Stöhr, Michael

Beeinflussung der Lichtemission bei mikrokanalgekühlten Laserdioden
1997, 147 Seiten, ISBN 3-519-06234-8

Pläß, Wilfried

Zerstörschwellen und Degradation von CO₂-Laseroptiken
1998, 158 Seiten, ISBN 3-519-06235-6

Schaller, Markus K. R.

Lasergestützte Abscheidung dünner Edelmetallschichten zum Heißgaskorrosionsschutz für Mo-lybdän
1998, 163 Seiten, ISBN 3-519-06236-4

Hack, Rüdiger

System- und verfahrenstechnischer Vergleich von Nd:YAG- und CO₂-Lasern im Leistungsbereich bis 5 kW
1998, 165 Seiten, ISBN 3-519-06237-2

Krupka, René

Photothermische Charakterisierung optischer Komponenten für Hochleistungslaser
1998, 139 Seiten, ISBN 3-519-06238-0

Pfeiffer, Wolfgang

Fluiddynamische und elektrophysikalisch optimierte Entladungsstrecken für CO₂-Hochleistungslaser
1998, 152 Seiten, ISBN 3-519-06239-9

Volz, Robert

Optimiertes Beschichten von Gußeisen-, Aluminium- und Kupfergrundwerkstoffen mit Lasern
1998, 133 Seiten, ISBN 3-519-06240-2

Bartelt-Berger, Lars

Lasersystem aus kohärent gekoppelten Grundmode-Diodenlasern
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06241-0

Müller-Hummel, Peter

Entwicklung einer Inprozeßtemperaturmeßvorrichtung zur Optimierung der laserunterstützten Zerspaltung
1999, 139 Seiten, ISBN 3-519-06242-9

Rohde, Hansjörg

Qualitätsbestimmende Prozeßparameter beim Einzelpulsbohren mit einem Nd:YAG-Slابلaser
1999, 171 Seiten, ISBN 3-519-06243-7

Huonker, Martin

Strahlführung in CO₂-Hochleistungslasersystemen zur Materialbearbeitung
1999, 121 Seiten, ISBN 3-519-06244-5

Callies, Gert

Modellierung von qualitäts- und effektivitätsbestimmenden Mechanismen beim Laserabtragen
1999, 119 Seiten, ISBN 3-519-06245-3

Schubert, Michael E.

Leistungsskalierbares Lasersystem aus fasergekoppelten Singlemode-Diodenlasern
1999, 105 Seiten, ISBN 3-519-06246-1

Kern, Markus

Gas- und magnetofluiddynamische Maßnahmen zur Beeinflussung der Nahtqualität beim Laserstrahlschweißen
1999, 132 Seiten, ISBN 3-519-06247-X

Raiber, Armin

Grundlagen und Prozeßtechnik für das Lasermikrobohren technischer Keramiken
1999, 135 Seiten, ISBN 3-519-06248-8

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, Universität Stuttgart

Forschungsberichte des IFSW ab 2000 erschienen im Herbert Utz Verlag, München

Schittenhelm, Henrik

Diagnostik des laserinduzierten Plasmas
beim Abtragen und Schweißen
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-712-1

Stewen, Christian

Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung
2000, 145 Seiten, ISBN 3-89675-763-6

Schmitz, Christian

Gaselektronische Analysemethoden zur Optimierung
von Lasergasentladungen
2000, 107 Seiten, ISBN 3-89675-773-3

Karszewski, Martin

Scheibenlaser höchster Strahlqualität
2000, 132 Seiten, ISBN 3-89675-785-7

Chang, Chin-Lung

Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim
Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik
2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-825-X

Haag, Matthias

Systemtechnische Optimierungen der Strahlqualität
von Hochleistungsdiodelenlasern
2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

Bahn Müller, Jochen

Charakterisierung gepulster Laserstrahlung zur
Qualitätssteigerung beim Laserbohren
2000, 138 Seiten, ISBN 3-89675-851-9

Schellhorn, Martin Carl Johannes

CO-Hochleistungslaser: Charakteristika und Einsatzmöglichkeiten
beim Schweißen
2000, 142 Seiten, ISBN 3-89675-849-7

Angstenberger, Birgit

Fliehkraftunterstütztes Laserbeschichten
2000, 153 Seiten, ISBN 3-89675-861-6

Bachhofer, Andreas

Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen
mit Festkörperlasern für den Karoseriebau
2001, 194 Seiten, ISBN 3-89675-881-0

Breitschwerdt, Sven

Qualitätssicherung beim Laserstrahlschweißen
2001, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0032-5

Mochmann, Gunter

Laserkristallisation von Siliziumschichten auf
Glas- und Kunststoffsubstraten für die Herstellung
verbesserter Dünnschichttransistoren
2001, 170 Seiten, ISBN 3-89675-811-X

Herrmann, Andreas

Fertigungsorientierte Verfahrensentwicklung
des Weichlötlens mit Diodenlasern
2002, 133 Seiten, ISBN 3-8316-0086-4

Mästle, Rüdiger

Bestimmung der Propagationseigenschaften
von Laserstrahlung
2002, 147 Seiten, ISBN 3-8316-0113-5

Voß, Andreas

Der Scheibenlaser: Theoretische Grundlagen des
Dauerstrichbetriebs und erste experimentelle
Ergebnisse anhand von Yb:YAG
2002, 195 Seiten, ISBN 3-8316-0121-6

Müller, Matthias G.

Prozessüberwachung beim Laserstrahlschweißen
durch Auswertung der reflektierten Leistung
2002, 122 Seiten, ISBN 3-8316-0144-5

Abeln, Tobias

Grundlagen und Verfahrenstechnik des reaktiven
Laserpräzisionsabtragens von Stahl
2002, 138 Seiten, ISBN 3-8316-0137-2

Erhard, Steffen

Pumpoptiken und Resonatoren für den
Scheibenlaser
2002, 184 Seiten, ISBN 3-8316-0173-9

Contag, Karsten

Modellierung und numerische Auslegung des
Yb:YAG-Scheibenlasers
2002, 155 Seiten, ISBN 3-8316-0172-0

Krastel, Klaus

Konzepte und Konstruktionen zur laserintegrierten
Komplettbearbeitung in Werkzeugmaschinen
2002, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0176-3

Staud, Jürgen

Sensitive Werkzeuge für ein neues Montagekonzept
in der Mikrosystemtechnik
2002, 122 Seiten, ISBN 3-8316-0175-5

Schinzel, Cornelius M.

Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen
für Anwendungen im Automobilbau
2002, 177 Seiten, ISBN 3-8316-0201-8

Sebastian, Michael

Grundlagenuntersuchungen zur Laser-Plasma-CVD
Synthese von Diamant und amorphen Kohlenstoffen
2002, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0200-X

Lücke, Bernd

Kohärente Kopplung von Vertikalemitter-Arrays
2003, 120 Seiten, ISBN 3-8316-0224-7

Hohenberger, Bernd

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Doppelfokustechnik – Steigerung von Prozeßsicherheit, Flexibilität und verfügbarer Strahlleistung
2003, 128 Seiten, ISBN 3-8316-0223-9

Jasper, Knut

Neue Konzepte der Laserstrahlformung und -führung für die Mikrotechnik
2003, 152 Seiten, ISBN 3-8316-0205-0

Heimerding, Christoph

Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen für die Luftfahrt
2003, 112 Seiten, ISBN 3-8316-0256-5

Christoph Fleig

Evaluierung eines Messverfahrens zur genauen Bestimmung des Reflexionsgrades optischer Komponenten
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0274-3

Joachim Radtke

Herstellung von Präzisionsdurchbrüchen in keramischen Werkstoffen mittels repetierender Laserbearbeitung
2003, 150 Seiten, ISBN 3-8316-0285-9

Michael Brandner

Steigerung der Prozesseffizienz beim Löten und Kleben mit Hochleistungsdiodenlasern
2003, 195 Seiten, ISBN 3-8316-0288-3

Reinhard Winkler

Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Druckguss
2004, 153 Seiten, ISBN 3-8316-0313-8

Helmut Kindler

Optische und gerätetechnische Entwicklungen zum Laserstrahlspritzen
2004, 117 Seiten, ISBN 3-8316-0315-4

Andreas Ruf

Modellierung des Perkussionsbohrens von Metallen mit kurz- und ultrakurzgepulsten Lasern
2004, 140 Seiten, ISBN 3-8316-0372-3

Guido Hergenhan

Kohärente Kopplung von Vertikalemittern – Systemkonzept und experimentelle Verifizierung
2004, 115 Seiten, ISBN 3-8316-0376-6

Klaus Goth

Schweißen von Mischverbindungen aus Aluminiumguß- und Knetlegierungen mit CO₂-Laser unter besonderer Berücksichtigung der Nahtart
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0427-4

Armin Strauch

Effiziente Lösung des inversen Problems beim Laserstrahlschweißen durch Simulation und Experiment
2004, 169 Seiten, ISBN 3-8316-0425-8

Michael Honer

Prozesssicherungsmaßnahmen beim Bohren metallischer Werkstoffe mittels Laserstrahlung
2004, 113 Seiten, ISBN 3-8316-0441-x

Thomas Herzinger

Prozessüberwachung beim Laserbohren von Turbinenschaufeln
2004, 143 Seiten, ISBN 3-8316-0443-6

