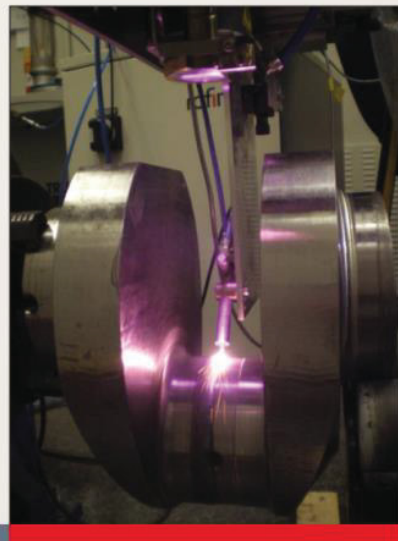


Henry Köhler

**Schwingfestigkeit
laserauftragge-
schweißter legierter
Stähle**



Köhler, Henry – Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter legierter Stähle

Strahltechnik Band 64, BIAS Verlag, 2017.

Herausgeber der Reihe: F. Vollertsen, R. Bergmann

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt.

Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdrucks und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, bleiben vorbehalten.

Kein Teil des Werks darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlags in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder andere Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG ausdrücklich genannten Sonderfällen – reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

BIAS Verlag, Bremen, 2017

Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter legierter Stähle

Vom Fachbereich Produktionstechnik
der
UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte

Dissertation
von
Dipl.-Ing. (FH) Henry Köhler M.Sc.

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Vollertsen

Prof. Dr.-Ing. habil. Brigitte Clausen

Tag der mündlichen Prüfung: 25. April 2017

Vorwort

Für zahlreiche Gespräche, Diskussionen und moralische Unterstützung, die meine Promotionszeit bereicherten, danke ich allen Beteiligten herzlichst. Mein größter Dank gilt Prof. Dr. Frank Vollertsen, der mir nicht nur die Möglichkeit der Promotion sondern innerhalb dieser auch die Gelegenheit gegeben hat, meine systemtechnisch-physikalischen Ursprünge einfließen zu lassen und mir damit eine interdisziplinäre, synergereiche Ausrichtung ermöglichte. Für die Übernahme des Zweitgutachtens sowie konstruktiver Hinweise danke ich Prof. Dr. Brigitte Clausen des IWT, Bremen.

Für eingehende Diskussionen über Struktur- und Bruchmechanik danke ich Jens Schumacher (IWT Bremen), Rene Fenzl (SLV Halle), Norbert Worm (DNV GL), Dr. Manfred Feyer (DNV GL-Prüflabor, Hamburg), Prof. Dr. Shahram Sheikhi (HAW Hamburg, zuvor MAN PrimeServ Hamburg), Pavel Khazan (Simufact, zuvor BIAS) und Dr. Florian Wagner (Gall & Seitz Systems, Hamburg). Letzterem und Dr. Gabriele Habedank danke ich für die Anbahnung der Vorhaben, die Fragen des Schiffbaus, der Schwingfestigkeit und der Laseroberflächentechnik verbanden und mir als Arbeitsgrundlage dienten. Der DFG und dem BMBF/VDI-TZ danke ich für Förderung der Vorhaben DFG 530/31, DFG 530/61 und BMBF 13N9909.

Für die erfolgreiche Zusammenarbeit zur Einführung emissionswertkompensierter, bildgebender Temperaturmessung in die Lasermaterialbearbeitung danke ich Franz Hutter und Daniel Brosch von IMS CHIPS, Stuttgart, sowie zur Eigenspannungsmessung mittels Neutronenbeugung Dr. Joana Rebelo-Kornmeier des FRM II der TU München.

Allen Kollegen danke ich für die Unterstützung und schöne gemeinsame Zeit am und ums BIAS. Jan Zwick, Vignesh Jayaraman, Rohan Rajput und Malte Stroth gilt mein Dank für die Durchführung studentischer Arbeiten, ohne die diese Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Lisa Albers, Jennifer Piedade, Katrina Coogan, Rohan Rajput und Malte Stroth danke ich für die Unterstützung metallographischer Auswertungen.

Für nachhaltige Begeisterung für die Lasermaterialbearbeitung danke ich Prof. Dr. Thomas Henning und Prof. Dr. Gerhard Wenke der Hochschule Bremen und ganz besonders Dr. Matthias Höbel (ALSTOM (Schweiz) AG, jetzt General Electric (Switzerland) GmbH) und seinem Team von 2005/2006.

Ich danke meiner Familie für moralische Unterstützung, wie auch besonders meiner lieben Frauke, der ich außerdem für ihre Geduld und Unterstützung in der Promotionszeit dankbar bin. Ihr, Yasmin Gerlach und Dr. Lars Brandt danke ich für die Übernahme des Lektorats. Ganz besonders danke ich auch meinem Sohn Claas für das wunderbare Timing!

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis verwendeter Symbole.....	A
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	3
2.1 Verfahren Grundlagen, Werkstoffauswahl und Anwendungsbeispiele des Laserauftragschweißens.....	3
2.2 Prozessmess- und Regelungstechnik	6
2.2.1 Temperaturmessung	6
2.2.2 Prozessregelung und Qualitätssicherung	8
2.3 Temperaturabhängiges Werkstoffverhalten	9
2.4 Eigenspannungen.....	11
2.4.1 Messprinzip und -verfahren.....	11
2.4.2 Schweiß- und Oberflächenbearbeitungsprozesse	12
2.4.3 Nachbehandlung	20
2.5 Schwingfestigkeit im Praxiskontext	24
2.5.1 Grundlagen und Beispiele für Komponentenversagen	24
2.5.2 Auslegungsvorschriften und -anforderungen	26
2.5.3 Gusserzeugnisse	27
2.5.4 Schweiß- und oberflächentechnisch bearbeitete Bauteile	28
2.5.5 Schwingfestigkeitssteigernde Maßnahmen	33
3 Zielsetzung.....	39
4 Experimentelle Methoden.....	41
4.1 Werkstoffe und Geometrien	41
4.2 Laserauftragschweißen	44
4.2.1 Lasermaterialbearbeitungssysteme	44
4.2.2 Rundproben	48
4.2.3 Flachproben aus Kurbelwellen und Kurbelwellensegmente	49
4.3 Nachbehandlung laserauftragsgeschweißter Rundproben	50
4.3.1 Ofen- und lokale Laser-Wärmebehandlung	50

4.3.2	Laserumschmelzen	51
4.3.3	Schleifen	51
4.3.4	Festwalzen	52
4.4	Proben- und Bauteilcharakterisierung	52
4.4.1	Bildgebende Mikroskopie	52
4.4.2	Rauheit	53
4.4.3	Mechanische Prüfung	53
4.4.4	Gefügefinesheit	54
4.4.5	Thermische Dehnungen	54
4.4.6	Eigen Spannungsmessung	54
4.4.7	Schwingfestigkeitsprüfung	56
5	.Eigenschaften auftraggeschweißter sowie nachbehandelter Proben und Bauteile	61
5.1	Ausgangseigenschaften verwendeter Proben und Bauteile	61
5.1.1	Statische mechanische Eigenschaften	61
5.1.2	Eigen Spannungen und Rauheit	63
5.1.3	Schwingfestigkeit und Versagensorte	64
5.2	Auftraggeschweißte Rundproben des Stahls X5CrNi18-10	67
5.2.1	Temperaturgang	67
5.2.2	Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften	69
5.2.3	Eigen Spannungen und Rauheit	70
5.2.4	Schwingfestigkeit und Versagensorte	72
5.3	Auftraggeschweißte Rundproben des Stahls 42CrMo4	73
5.3.1	Temperaturgang	73
5.3.2	Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften	75
5.3.3	Eigen Spannungen und Rauheit	77
5.3.4	Schwingfestigkeit und Versagensorte	79
5.4	Auftraggeschweißte Flachproben und Kurbelwellensegmente des Stahls 42CrMo4	81
5.4.1	Temperaturgang	81

5.4.2	Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften.....	82
5.4.3	Rauheit.....	83
5.4.4	Schwingfestigkeit und Versagensorte	83
5.5	Ofen- und lokale Laser-Wärmebehandlung	86
5.5.1	Temperaturgang.....	86
5.5.2	Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften.....	88
5.5.3	Eigenstressungen und Rauheit	89
5.5.4	Schwingfestigkeit und Versagensorte	90
5.6	Laserumschmelzen	91
5.6.1	Temperaturgang.....	91
5.6.2	Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften.....	92
5.6.3	Rauheit.....	93
5.6.4	Schwingfestigkeit und Versagensort	94
5.7	Festwalzen	94
5.7.1	Eigenstressungen und Rauheit	94
5.7.2	Schwingfestigkeit und Versagensorte	96
6	Rückwirkung der Prozessstrategie auf statische Probeneigenschaften	97
7	Einflussgrößen der Schwingfestigkeit laserauftragsgeschweißter Proben.....	105
8	Übertragbarkeit des Ermüdungsverhaltens von Proben auf ein Realbauteil	113
9	Zusammenfassung.....	117
	Literaturverzeichnis.....	121
	Anhang	135
A.1	Tabellen zum Stand der Technik	135
A.2	Bruchflächen.....	137
A.3	Tabellen zur Schwingfestigkeitsprüfung von Kleinproben	138
A.4	Modell zur Dauerfestigkeitsapproximation	149
	Veröffentlichungsliste	151

Ergebnisse aus studentischen Arbeiten.....	154
--	-----

Verzeichnis verwendeter Symbole

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
B	mm	Wangenbreite
D	mm	Hublagerzapfendurchmesser
D ₀	mm	Ölbohrungsdurchmesser
d ₁	mm	Tailldurchmesser vor Beschichten
d ₂	mm	Tailldurchmesser nach Beschichten und Endbearbeitung
D _a	mm	Außendurchmesser
D _i	mm	Innendurchmesser
D _{BG}	mm	Grundlagerzapfenbohrungsdurchmesser
D _{BH}	mm	Hublagerzapfenbohrungsdurchmesser
D _G	mm	Grundlagerzapfendurchmesser
d _{hkl}	A	Gitterabstand
d _{o-wp}	mm	Abstand Objektivunterseite-Bauteil
d _{wp-cam}	mm	Abstand Bauteil-Kamera
d _{wp-noz}	mm	Abstand Bauteil-Düsenmitte
E	mm	Zapfenexzentrizität
E _{hkl}	GPa	E-Modul
E _K	GPa	E-Modul in Kern
E _S	GPa	E-Modul in Schicht
F	N	Prüfkraft
hkl	-	Raumorientierungsindex
I	mm ⁴	Flächenträgheitsmoment
K	-	Kurbelwellenherstellungsprozessspezifischer Faktor
k	-	Steigung des Lebensdauerverlaufs
K _P	-	Proportionalkonstante
l _x	mm	Hebelarmlänge

M_B	Nm	Biegemoment
M_K	Nm	Biegemoment in Kern
M_S	Nm	Biegemoment in Schicht
m	-	Streuparameter der Lebensdauer
m_p	g/min	Pulverförrerate
N	-	Anzahl Schwingspiele
N_{50}	-	Median der Lebensdauer
N_B	-	Anzahl Schwingspiele bis zum Bruch
N_D	-	Eckschwingspielzahl
N_G	-	Grenzschwingspielzahl
P_B	-	Bruchwahrscheinlichkeit
R	-	Spannungsverhältnis
r	mm	Radiale Position
R_G	mm	Grundlagerzapfenhohlkehlenradius
R_H	mm	Hublagerzapfenhohlkehlenradius
R_m	N/mm ²	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	N/mm ²	Streckgrenze
R_z	µm	Mittlere Rautiefe
S	mm	Zapfenüberschneidung
$SDAA$	µm	sekundärer Dendritenarmabstand
T	°C	Temperatur
T_G	mm	Grundlagerzapfenrezess
T_H	mm	Hublagerzapfenrezess
v	m/min	Vorschubgeschwindigkeit
V_p	l/min	Pulverförrergasdurchfluss
V_{SG}	l/min	Volumenstrom Schutzgas
W	mm	Wangendicke
W_b	m ³	Widerstandsbiegemoment
Φ_{hkl}	°	Beugungswinkel

N_0	-	Basquinlinienparameter der Schwingspielzahl
Θ	°	Beugungsmesswinkel
α	$\mu\text{m}/\text{mK}$	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
α_B	-	Spannungskonzentrationsfaktor
$\alpha_{\text{wp-cam}}$	°	Winkel Bauteil-Kamera
$\alpha_{\text{wp-noz}}$	°	Winkel Bauteil-Düse
ε_i	%	Dehnung
λ	nm	Wellenlänge
ν_{hkl}	-	Querkontraktionszahl
σ_a	MPa	Lastspannungsamplitude
σ_{axial}	MPa	Eigenspannung in Axialrichtung
σ_{DW}	MPa	Dauerfestigkeit bei 50% Überlebenswahrscheinlichkeit bei wechselnder Beanspruchung
σ_i	MPa	Indexabhängige Spannung
σ_N	MPa	Nominalspannung
σ_{radial}	MPa	Eigenspannung in Radialrichtung
$\sigma_{\text{tangential}}$	MPa	Eigenspannung in Tangentialrichtung
τ_I	s	Integrationszeitkonstante

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
A	Neutronenbeugungsmessbereich im Prozesseinlauf
B	Neutronenbeugungsmessbereich im Prozessauslauf
BIAS	Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH
CAT	Kurbelwelle vom Typ Caterpillar MaK 8M20
CCD	Charge-coupled device, ladungsgekoppelte Schaltung
CMOS	Complementary metal oxide semiconductor, komplementärer Metall-Oxid-Halbleiter
CNC	Computer numerical control, numerische Steuerung

FEM	Finite Elemente Methode
FPGA	Field programmable gate array, im Anwendungsfeld programmierbare Gatter-Anordnung
FRM II	Forschungs-Neutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz
HDRC®	High Dynamic Range CMOS, hochdynamischer CMOS
I-Glied	Integrationsglied
IMS CHIPS	Institut für Mikroelektronik, Stuttgart
IWS	Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik
IWT	Stiftung Institut für Werkstofftechnik
LKW	Lastkraftwagen
LPA	Laserpulverauftragschweißen
P-Glied	Proportionalglied
PI	Proportional-Integral
PKW	Personenkraftwagen
PTA	Plasma-Transferred-Arc, Lichtbogenplasma
SLV	Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt
STRESS-SPEC	Materialforschungsdiffraktometer
TIG	Tungsten inert gas, Wolframinertgas
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolframinertgas
YAN	Kurbelwelle vom Typ Yanmar 6N18
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

1 Einleitung

Erfolge produktionstechnischer Forschung haben seit der ersten Industrierevolution, die die Grundlagen der maschinellen Produktion gelegt hat, zu einem hohen Lebensstandard geführt. Einerseits erlauben neue, flexible Prozesse und Prozessketten immer breitere, kundenindividuelle Produktpaletten. Andererseits wächst der Energiebedarf stetig und weitreichende Konsequenzen für die Umwelt sind bereits belegbar. Die Produktionstechnik hat diesbezüglich auf die Entwicklung zu reagieren, dass bisherige ökologische Zielstellungen nicht ausreichen werden, um Weltklimaschutzziele erfüllen zu können. In der industriellen Produktwertschöpfungskette sind zukünftig erheblich geringere Treibhausgasemissionen zu realisieren [IPC14].

Um diesem zu begegnen, existieren aktuell nur wenige Ansätze eines nachhaltigen Umgangs mit unter hohen Emissionen produzierten, im Betrieb verschlissenen Produktionsgütern. Häufig werden auf diesem Wege Bauteile verworfen, die prinzipiell bereits heute mit modernen Reparaturprozessen instandgesetzt werden könnten. In gewissen Eigenschaften könnte statt eines bloßen Recyclings sogar ein Upcycling realisiert werden. Ursächlich ist oft, dass kaum bekannt ist, wie ein Bauteil- und/oder Systemverhalten nach der Bearbeitung verändert wird. Insbesondere betrifft dieses mechanische Eigenschaften von Bauteilen, wenn diese zyklischen Lasten unterliegen.

Die vorliegende Arbeit adressiert durch das Herausarbeiten wissenschaftlicher Grundlagentenkenntnisse sowie die Ableitung von Handlungsempfehlungen sowohl die wissenschaftliche Gemeinschaft als auch Anwender. Es soll ein wesentlicher Beitrag geliefert werden, damit mittels Laserauftragschweißens rekonditionierte und/oder in der Randschicht modifizierte Bauteile zukünftig auch unter entsprechend hohen mechanischen Anforderungen eingesetzt werden können und damit eine deutliche Steigerung der Nachhaltigkeit in der Produktionstechnik erzielt werden kann.

2 Stand der Forschung

2.1 Verfahrensgrundlagen, Werkstoffauswahl und Anwendungsbeispiele des Laserauftragschweißens

Das Laserauftragschweißen ist ein seit vielen Jahren bekanntes und industriell etabliertes Verfahren. In der Übersicht der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 [DIN03] kann das Verfahren je nach modus operandi in zwei der sechs grundsätzlichen produktionstechnischen Prozesse eingeordnet werden. Es kann eingesetzt werden, um Oberflächen von Bauteilen mit einem Überzug zu versehen oder durch additives, lagenweises Auftragen einen vollständigen Körper zu erzeugen und damit urzuformen.

Laserauftragschweißen gehört zu den Wärmeleitungsschweißverfahren und umfasst das Aufschmelzen der Randschicht eines Bauteils sowie eines Zusatzwerkstoffes mittels Laserstrahlung und eine Relativbewegung zwischen Prozesszone und Bauteiloberfläche. Zwischen Bauteil und Beschichtung wird eine schmelzmetallurgische Verbindung eingestellt. Die Prozesszone wird gewöhnlich mittels Schutzgasbenetzung vor Oxidation geschützt. Der Zusatzwerkstoff kann in Pulver-, Draht- oder Bandform kontinuierlich in das Schmelzbad zugeführt oder auf dem Bauteil vordeponiert werden, wobei in diesem Fall neben Pulvern auch Pasten Anwendung finden. In der verbreitetsten Verfahrensvariante, dem Laserpulverauftragschweißen (LPA), wird pulverförmiger Zusatzwerkstoff kontinuierlich mittels eines Gastromes in die Bearbeitungsebene gefördert. Dabei stehen wiederum zahlreiche Varianten der Zuführung pulverförmigen Zusatzwerkstoffes zur Verfügung [Wei01], wobei diese grundsätzlich in die drei etabliertesten Ansätze schmaler seitlicher Düsen, koaxialer Ringspalt- und koaxial-diskreter Mehrstrahldüsen eingeteilt werden können. Abhängig von der verwendeten Bauform wird bei erstgenannter eine gute Zugänglichkeit, bei zweitgenannter eine gute Isotropie des Pulverstroms relativ zur Bearbeitungsrichtung und bei letztgenannter eine gute Förderstromstabilität in Zwangslagen sichergestellt.

Als Strahlquellen werden alle gängigen Hochleistungslaser, wie lampen- oder diodengepumpte Nd:YAG-, Dioden-, Scheiben- oder auch Faserlaser verwendet. Diodenlaser emittieren meist unterschiedliche Wellenlängen, typisch zwischen 808 nm und 1040 nm, sowie in unterschiedlichen Polarisationen, um über Wellenlängen- und Polarisationskopplung möglichst hohe Ausgangsleistungen zu erzielen. Die Emissionswellenlängen der anderen genannten Lasergeräte liegen zwischen 1,064 μm und 1,08 μm . In der Vergangenheit wurden häufig CO₂-Laser, die mit einer Wellenlänge von 10,6 μm emittieren, eingesetzt, die jedoch unter anderem wegen geringer Absorption in Pulver und an der Bauteiloberfläche und mangels flexibler Strahlführung mittels Lichtwellen-

leiter immer seltener Anwendung finden. Entgegen dem Lasertiefschweißen sind für das Wärmeleitungsschweißen insbesondere Laser mit vergleichsweise geringer Strahlqualität geeignet, wie z.B. lampengepumpte Nd:YAG- und Diodenlaser. In Kombination mit großem Faserkerndurchmesser wird eine homogene Leistungsdichteverteilung entlang der Ausbreitungsrichtung des Laserstrahls erzielt, die um den Strahlfokus vergleichsweise divergent verläuft. Durch Defokussierung oder veränderte Abbildung, die zumeist durch Veränderung des Abstands zwischen Faserende und Kollimationslinse realisiert wird, können auf der Bauteiloberfläche gewünschte Strahldurchmesser eingestellt werden.

Der LPA-Prozess umfasst eine Vielzahl Parameter und Freiheitsgrade. Allein bei der Pulverzufuhr beinhaltet dieses die Durchflüsse von Pulver, Schutz- und Fördergas, die jeweiligen Leitungsdrücke sowie Orientierung und Abstand von Düse und Pulverstrahl zu Laserstrahl und Bauteil. Die relevantesten Parameter sind dabei die Laserausgangsleistung, die Pulverförderrate und die Vorschubgeschwindigkeit relativ zur Bauteiloberfläche. Im Fall des flächigen Beschichtens mit überlappenden Bahnen kommt der Spurversatz hinzu. Zum LPA steht dem Markt eine breite Palette an Systemtechnik zur Verfügung, die für eine Vielzahl von Anwendungen genutzt wird [Wal08]. Repräsentative Anwendungen liegen im Bereich des Verschleißschutzes und der Rekonditionierung großer Bauteile, wie z.B. Offshore-, Schiffsbauteile und Umformwerkzeuge. Eine erste Patentierung einer Verfahrensvariante erfolgte bereits 1976 [Gna76]. Auch wenn der Prozess industriell eingesetzt wird und zunehmend Verbreitung findet, gibt es weiterhin grundlegenden Forschungsbedarf. So wurde erst 2008 nachgewiesen, dass der Pulvernutzungsgrad und der energetische Wirkungsgrad grundsätzlich von der Prozessgeschwindigkeit abhängen und gezeigt, welche Faktoren zu diesem Zusammenhang führen [Par08].

Die Palette der Kombinationen verarbeitbarer Beschichtungs- und Grundwerkstoffe ist sehr breit und wird kontinuierlich erweitert. Die Anforderungen der Anwendung sowie die Verarbeitbarkeit bestimmen in der Regel, welcher Überzug gewählt wird. Beispielsweise wurden repräsentative, durch unterschiedliche Laser-Oberflächenbearbeitungsprozesse erzeugte Randschichten für die Zielstellung des schmierstofffreien Umformens gegen Si_3N_4 tribologisch charakterisiert [Sch14a]. Im Vergleich von gehärtetem Stahl 42CrMo4, gehärtetem Werkzeugstahl X110, Beschichtungen aus Kobaltbasislegierungen, polykristallinem Diamant, Aluminiumbronze, sowie den unbehandelten Grundwerkstoffen Stahl 42CrMo4 und Aluminium 6082 konnte gezeigt werden, dass insbesondere die Kobaltbasislegierungen mit der Handelsbezeichnung Stellite ein Verschleißminimum von Körper und Gegenkörper ermöglichen. Diese stellen heutzutage sehr verbreitete Beschichtungswerkstoffe für das LPA dar. Mit der Zielstellung einer hohen Korrosions- und Verschleißbeständigkeit wurden diese bereits

1907 entwickelt, patentiert und dem Markt zur Verfügung gestellt [Hay07]. Durch die Kombination dieser Eigenschaften gepaart mit einer Biokompatibilität, wurden Schritte unternommen, Kobaltbasislegierungen ebenfalls für zahnmedizinische Zwecke zu qualifizieren. Zur Ermittlung, ob eine Verarbeitung durch Biegen und Einpassen ohne Sprödbrüche möglich ist, wurde beispielsweise das Fließ- und Bruchverhalten einer gegossenen CoCr-Legierung im Mikrobiegeversuch untersucht [Asg62]. Eine bei CoCr-Legierungen erwartete Sprödigkeit konnte dabei nicht bestätigt werden, sondern vielmehr Indizien für ein duktilen Bauteilversagen. Aufgrund ihrer hohen Korrosions- und Verschleißbeständigkeit auch unter hohen Temperaturen und chemisch aggressiven Atmosphären werden diese beispielsweise in der Luftfahrt genutzt. Bereits 1951 konnte gezeigt werden, dass gegossene Turbinenschaufeln der Verbrennungsstufen aus der Legierung Stellite 21 eine höhere Lebensdauer aufweisen als geschmiedete Bauteile der Ni-Basislegierung Hastelloy B [Yak51]. Der Nutzen von Stellite 21 als Überzug auf martensitischem, rostfreiem Stahl X12Cr13 (1.4006, AISI 410), aufgetragen durch Wolfram-Inertgasschweißen (WIG), konnte anhand einer gegenüber dem Grundwerkstoff deutlich gesteigerten Heißgaskorrosionsbeständigkeit nachgewiesen werden [Lar10]. Durch den vergleichsweise hohen Wärmeeintrag des WIG-Prozesses wurde eine hohe Aufmischung induziert, die die chemische Reinheit der Beschichtung und damit den Heißgaskorrosionsschutz negativ beeinflusste. Das mehrlagige Beschichten ermöglichte eine zunehmende Reinheit in Aufbaurichtung, so dass ab der dritten Lage höchste Korrosionsbeständigkeit realisiert werden konnte.

Mittels Verwendung eines Lasers als Wärmequelle ermöglicht das LPA gegenüber dem lichtbogenbasierten Auftragschweißen ungleich präzisere Ortsauflösung und Steuerbarkeit des Wärmeeintrags. Es gibt zahlreiche Anwendungsbeispiele, in denen diese Vorzüge genutzt werden. Durch vergleichsweise hohe Anschaffungs- und Betriebskosten der Systemtechnik amortisieren sich insbesondere die Rekonditionierung und/oder der Funktionsschichtauftrag von und auf kostenintensive Komponenten, wie Komponenten stationärer industrieller Dampf-, Gas- [Hen04] oder Flugzeugturbinen. Eine Branche, die zunehmend und maximal von der schnellen Umsetzbarkeit von Randschichtreparaturen mit geringem Verzug und hoher Reproduzierbarkeit durch das LPA profitiert, ist der Schiffbau. So werden seit vielen Jahren marine Dieselmotorenkomponenten sowie weitere Bauteile aus dem Schiffbau erfolgreich rekonditioniert [Sey99]. Aufgrund ihrer hervorragenden, über ein breites Temperaturfenster gewährleistete chemische Beständigkeit und Verschleißigenschaften kommen auch hier häufig Kobaltbasislegierungen zum Einsatz. So konnte im Feldversuch nachgewiesen werden, dass die Verschleißbeständigkeit instandgesetzter Kolbennuten dem Originalbauteil überlegen ist [Wag08]. Statt eines bloßen Recyclings des Altteils wurde somit ein Upcycling, also das Übertreffen der ursprünglichen Ausgangsprodukteigenschaften, durch das LPA mit

Stellite 21 erzielt. Darüber hinaus wies eine Energie- und Massebilanzbetrachtung der Rekonditionierung gegenüber der Fertigung eines Neuteils eine Energieeinsparung von 95% sowie eine Rohstoffersparnis von 99% nach. Durch zunehmend kompaktere Maße der Einzelkomponenten konnten in der jüngsten Vergangenheit mobile Systeme entwickelt werden, die eine insbesondere für den Schiffbau enorm zeit- und kostengünstige Möglichkeit einer Vor-Ort-Reparatur bieten [Wag12]. Auf diese neuen Möglichkeiten reagieren auch Forschungsstellen und Anbieter nachgeschalteter Prozessschritte. So wurde beispielsweise ein Aufbau vorgeschlagen, mit dem Schiffswellen in eingebautem Zustand auf ein Zielmaß geschliffen werden können [Tor12].

2.2 Prozessmess- und Regelungstechnik

2.2.1 Temperaturmessung

In allen Lasermaterialbearbeitungsprozessen führt eine geometrisch diskrete, hohe Leistungsdichte in Kombination mit einer Relativbewegung zwischen Strahl und Bauteil zu sehr steilen Temperaturgradienten. Eine verfahrensspezifische Bedingung des LPA ist dabei ein Überschreiten der jeweiligen Schmelztemperatur von Beschichtungs- und Grundwerkstoff. Die durch den Schweißprozess induzierten räumlichen und zeitlichen Temperaturverteilungen beeinflussen in der Regel nachfolgende Werkstoff- und Bauteileigenschaften. Um diese mögliche Einflussnahme beurteilen zu können und ein weiterführendes Prozessverständnis zu gewährleisten, ist eine möglichst präzise, robuste Prozesssensorik unerlässlich.

Taktile sensorische Ansätze erfüllen in nur wenigen Fällen die Anforderungen einer Messaufgabe. Thermoelemente erlauben beim LPA keine Temperaturmessung im oder sehr nahe dem Schmelzbad, wo die steilsten Temperaturgradienten auftreten. Auch für die kontaktlose Temperaturmessung von Lasermaterialbearbeitungsprozessen, insbesondere dem LPA, existieren einige Herausforderungen. Diese bestehen im Wesentlichen in lokal auf Werkstückoberflächen variierende Emissionskoeffizienten, Dämpfung und Streuung der Wärmestrahlung durch Gase, Dämpfe und ggf. Zusatzwerkstoffe. Neben der Forderung hoher Robustheit gegen Störeinflüsse werden eine gute Zugänglichkeit des Messorts, eine hohe Ortsauflösung, ein breites, detektierbares Temperaturintervall sowie eine hohe Datenrate verlangt. Dem Markt stehen diverse Sensorkonzepte zur Verfügung, die diese Anforderungen in sehr unterschiedlichem Ausmaß erfüllen. Allen gemein ist die Nutzung des Stefan Boltzmann Gesetzes, um aus einem Wärmestrahlungssignal eine Temperatur oder Temperaturverteilung zu berechnen. Es wurde empirisch hergeleitet [Ste79] und mit der elektromagnetischen Lichttheorie in Einklang gebracht [Bol84]. Wärmestrahlungsbasierte Temperaturmesssysteme verfolgen in der Regel entweder einen Ein- oder Zweikanalansatz. Im Einkanalansatz wird einfallende

Strahlung zu einem Detektor geführt, der entweder schmalbandig oder diskret in einem Fenster befiltert ist. Der Detektor besteht zumeist aus einem Si-, Ge- oder InGaX-Halbleiter und ermittelt je nach Bauform punkt-, linien- oder flächenförmige Informationen. Um aus dem Messsignal auf eine Temperatur schließen zu können, muss die Emissivität des abstrahlenden Körpers bekannt sein, die einfallende Strahlung muss die gesamte Apertur ausstrahlen und die Temperatur des Detektors muss bekannt sein bzw. stabilisiert werden. Beim Zweikanalansatz kürzt sich die Abhängigkeit der Emissivität durch Quotientenbildung mindestens zweier unterschiedlich befilterter Signale zur Temperaturberechnung heraus. Ebenfalls entfällt die Abhängigkeit von der gemessenen Fläche. Voraussetzung ist, dass sich der abstrahlende Körper gemäß grauem Strahler verhält, also eine wellenlängenunabhängige, feste Abweichung zum idealen schwarzen Körper aufweist.

Eine repräsentative Auswahl verfügbarer und in der Lasermaterialbearbeitung eingesetzter Detektoren ist in Tabelle 2-1 mit Angabe der jeweiligen Spezifikationen aufgelistet. Das Zweikanalpyrometer ist das bisher einzig kommerziell verfügbare Messsystem, das eine inherente Kompensation der Emissivität ermöglicht und damit bestmögliche Robustheit gegen Störeinflüsse des Wärmestrahlungssignals bietet. Einkanalpyrometer bieten höchste Datenraten [Lum10a], Zweikanalpyrometer liegen in dieser Eigenschaft auf gleichem Niveau wie die übrigen in Tabelle 2-1 benannten Detektoren [Lum10b]. Beide Pyrometermodelle ermöglichen ausschließlich Punktmessungen (0D). Eine höhere räumliche Auflösung bieten Zeilenpyrometer oder kamerabasierte Detektoren. Durch das Verknüpfen transients Linienmessungen (1D) werden flächige (2D) Temperaturinformationen zugänglich [HKS13]. Während die detektierbare Temperaturspanne -die Differenz von höchster zu niedrigster messbarer Temperatur- vergleichsweise gering ist, ist die Datenrate von Zeilenpyrometern mit Zweifarbenpyrometern und Thermokameras vergleichbar [Inf13]. Durch entsprechend ausgelegte Sensorköpfe können diese Systeme an eine Vielzahl gängiger Bearbeitungsköpfe adaptiert werden. Eine Orientierung des Sensors hat jedoch stets lateral zum Prozess zu erfolgen. Die Zugänglichkeit des Messorts ist somit, verglichen mit koaxialer Prozessbeobachtung, wie sie für pyrometrische und kamerabasierte Sensoren üblich ist, eingeschränkt. Befilterte Kamerasysteme ermöglichen eine kostengünstige, transiente und orts aufgelöste Auswertung von Temperaturverteilungen. Diese sind in der Regel jedoch in der Spanne detektierbarer Temperaturen sowie der Störnempfindlichkeit eingeschränkt [Bon05]. Auch wenn die Bildraten vergleichsweise gering sind, reichen diese für typische in der Materialbearbeitung auftretende Prozessdynamiken aus. Die Bearbeitungszone und nebenliegende Bereiche sind durch koaxiale Beobachtung sehr gut zugänglich.

Thermokameras bieten ungleich breitere detektierbare Temperaturspannen als andere Temperatursensoren und erfassen auch Temperaturen unter 0 °C [Inf13]. Mit Bildauflö-

sungen von über 2048x1536 Pixeln erzielen sie höchste Ortsauflösung von Temperaturverteilungen auf Messobjekten. Durch Reduzieren des Bildausschnitts werden Bildraten bis in den Kiloherzbereich erreicht. Thermokameras sind zumeist weniger kompakt als andere Sensortypen und bieten dadurch eine reduzierte Zugänglichkeit des Messorts. Eine Emissivitätskompensation ist auch bei diesem Detektortyp nicht gegeben. Im Vergleich zu den übrigen Systemen sind Thermokameras zumeist erheblich teurer.

Tabelle 2-1.: Repräsentative Temperatursensoren mit typischen Spezifikationen und Beurteilung der Zugänglichkeit sowie Störuneempfindlichkeit für das Laserpulverauftragschweißen, die Temperaturspanne gibt die Differenz zwischen höchster und niedrigster messbarer Temperatur in einem Kalibrierintervall an

Messkonzept	Zugänglichkeit des Messorts	Räumliche Auflösung	Temperaturspanne [K]	Störuneempfindlichkeit	Messfrequenz [Hz]
Einkanalpyrometer	Hoch	0D	800 ... 2000	Gering	~ 166 k
Zweikanalpyrometer	Hoch	0D	700 ... 2300	Hoch	~ 500
Zeilenpyrometer	Mittel	1D	700	Gering	~ 400
Befilterte Kamera	Hoch	2D	< 500	Gering	~ 150
Thermokamera	Gering	2D	2040	Gering	~ 440

Ein neuer Sensortyp, der erstmals das Messprinzip des Zweifarbenpyrometers mit flächiger Temperaturerfassung der befilterten Kamera verbindet, wurde von IMS CHIPS, dem Institut für Mikroelektronik Stuttgart, vorgestellt [Hut09]. Dieser wurde bisher nicht in die Lasermaterialbearbeitung eingeführt und für diese qualifiziert.

2.2.2 Prozessregelung und Qualitätssicherung

Transient ermittelte Prozessgrößen eignen sich häufig als Basis einer regelungstechnisch rückgekoppelten Prozessführung, um maximale Übertrag- und Reproduzierbarkeit sicherzustellen. Bei additiven Verfahren wie dem LPA können dieses eine Spitzentemperatur, eine Temperaturverteilung oder geometrische Eigenschaften, wie eine Schichtbreite oder -höhe, sein. Anhand einer Prozessregelung zur adaptiven Einstellung des Arbeitsabstandes zwischen Bauteil und Bearbeitungskopf konnte gezeigt werden, dass dieser einen wesentlichen Faktor zum Einstellen hoher Beschichtungs- und Bauteilqualität beim mehrlagigen LPA ausmacht [Maz00]. Darüber hinaus konnte nachgewiesen werden, dass die gesamte Beschichtungsgeometrie mittels Regelung kontrolliert werden kann [Toy06].

Thermische Eigenschaften in der Bearbeitungszone, wie Spitzentemperaturen, Temperaturverteilungen sowie deren transientes Verhalten, haben oft nicht nur Einfluss auf die Beschichtungsqualität, sondern ebenfalls auf resultierende Material- und Bauteileigenschaften. Durch direkte Regelung dieser Größen, z.B. über die Laserleistung, wird eine hohe Reproduzierbarkeit erreicht. Aufgrund der Kompensation von Störeinflüssen bei punktförmiger Temperaturmessung haben sich für das LPA Quotientenpyrometer qualifiziert. Mittels Regelungsalgorithmus können mit diesen konstante Schmelzbad-

spitzentemperaturen entlang einer Trajektorie durch Nachführen der Laserausgangsleistung eingestellt werden [Dou06].

Neben punktförmiger pyrometrischer Messung wurden für die Lasermaterialbearbeitung einige weitere Systeme entwickelt und qualifiziert. Mit dem Fokus des Laserhärtens wurde ein CCD-Kamera basiertes System entwickelt und eingeführt [Bon05]. Dieses ist in der Lage, die Prozessspitzentemperatur oder auch eine Isothermengröße auf Basis von Wärmestrahlungsmessungen einer befilterten Kamera zu regeln. Mittels flächiger Temperaturmessung durch eine CMOS-Kamera und einem Proportional-Integral-Regelansatzes konnte eine gezielte Schmelzbadgeometrie beim LPA eingestellt werden [Hof09]. Für das selektive Laserschmelzen wurde eine Kombination aus Photodioden-Punktmessung und kamerabasierter Schmelzbadmessung und -regelung entwickelt [Cra10]. In allen benannten Fällen führte die Verwendung einer Prozessregelung zu gleichmäßigen und reproduzierbaren Bearbeitungsergebnissen. Voraussetzung war allerdings jeweils, dass Randbedingungen hinsichtlich Bauteil- und Werkstoffeigenschaften nicht oder nur geringfügig verändert wurden.

Häufig genügen Prozessbeobachtungssysteme, um Qualitätssicherungs- und Dokumentationsaufgaben umfassend zu erfüllen. Hierzu findet in der Praxis häufig ein Sensortyp Anwendung, der auf dem Prinzip transientser Protokollierung elektromagnetischer Prozessemissionen basiert [Ste07a]. Anhand von Unstetigkeiten des Signalverlaufs über der Zeit werden Orte identifiziert, die in Verdacht stehen, Ungängen zu enthalten. Ein ähnliches Prinzip verfolgt ein Sensortyp, der durch kontinuierliche pyrometrische Linienmessung in der Schleppe von Fügeprozessen Orte fehlerhafter Anbindungen, größerer Poren oder andere Ungängen durch Schwankungen des Temperaturprofils detektiert, die gegebenenfalls anschließend nachzuarbeiten sind [HKS13].

Es kann resümiert werden, dass dem Markt zwar eine Vielzahl unterschiedliche sensorische Konzepte zur Verfügung steht, eine emissionswertkompensierende, orts aufgelöste Messmethode wurde allerdings nicht eingeführt. Insbesondere beim LPA können Temperaturfelder somit bisher nicht zuverlässig detektiert werden.

2.3 Temperaturabhängiges Werkstoffverhalten

In der Lasermaterialbearbeitung resultieren je nach Prozessgeschwindigkeit, Laserleistung und Strahldurchmesser auf der Werkstückoberfläche deutlich unterschiedliche Temperaturgradienten. Dass die Prozessgeschwindigkeit offensichtlich einen großen Einfluss auf die Erstarrungsbedingungen der Beschichtung hat, konnte anhand des LPA der Kobaltbasislegierung Stellite 6 auf austenitischen, umwandlungsfreien Stahl X2CrNiMo18-14 durch Vorschubgeschwindigkeiten von 0,1 m/min bis 10 m/min gezeigt werden. Im betrachteten Parameterfenster resultierte durchweg dendritisches Gefüge und es wurde eine Gefügefeynung in der Beschichtung von mindestens Faktor 5

nachgewiesen [Fre93]. Zwischen Abkühlrate dT/dt und Sekundärdendritenarmabstand (SDAA) wurde folgender Zusammenhang ermittelt: $SDAA \sim dT/dt^{1/3}$.

Gemäß der Hall-Petch-Beziehung verursacht eine steigende Gefügefinesheit eine Festigkeitssteigerung [Hal51, Pet53]. Im Hinblick auf die Frage der Ermüdung kann gezeigt werden, dass durch steigende Gefügefinesheit die Duktilität eines Werkstoffs reduziert, die Festigkeit jedoch gesteigert wird [Mug00]. Zur Gewährleistung einer hohen Festigkeit im System einer Beschichtung und einem Grundwerkstoff muss somit offenbar eine hohe Vorschubgeschwindigkeit gewählt werden.

Die thermische Behandlung kohlenstoffhaltiger, niedrig legierter Stähle induziert Temperaturfelder, deren zeitlicher Verlauf hinsichtlich Aufheizrate, Haltezeit und Abkühlrate die resultierenden Gefüge und Phasen wesentlich beeinflusst. Welche Phasen bzw. Phasenanteile resultieren, kann dem jeweiligen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) entnommen werden, wenn die entsprechenden Temperaturverläufe bekannt sind. Je nachdem, welche thermischen Randbedingungen vorliegen, ist ein entsprechendes Schaubild heranzuziehen. Für Schweißprozesse sollten kurze Haltezeiten und eine Abkühlung von hohen Temperaturen berücksichtigt werden. Ein solches ZTU-Schaubild wurde für den weit verbreiteten, häufig als Grundwerkstoff des LPA zugrunde liegenden, niedrig legierten Vergütungsstahl 42CrMo4 (1.7225, AISI 4140) von Rose erstellt [Ros58]. Wenn die genaue Abkühlfunktion nicht bekannt ist, kann mit Hilfe des ZTU-Schaubilds und Härtemessungen auf die lokal vorliegenden Phasenanteile geschlossen werden. Im metallographischen Schliff können diese Ergebnisse anhand des Erscheinungsbildes des Gefüges verifiziert werden. Das Phasenumwandlungsverhalten des Stahls 42CrMo4 wird genutzt, um durch den Thermozyklus des induktiven oder Laserstrahlhärtens eine martensitische Randschichthärtung einzustellen. Durch gepulste Laserstrahlung und entsprechend resultierende hohe Abkühlraten kann ein vollständig martensitisches Gefüge mit einer Härte oberhalb 660 HV_{0,1} erzielt werden. Bei erneuter Wärmebeaufschlagung ähnlichen Temperaturverlaufs, z.B. durch weitere nebenliegende Härtebahnen, erfolgt eine Wärmebehandlung des Martensits, wodurch die Härte dieses Bereichs auf das Niveau des ungehärteten Grundwerkstoffs abfallen kann [Hos00, S. 129]. Die Temperaturschwelle zur Austenitisierung kann anhand des Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubilds ermittelt werden. Für den Stahl 42CrMo4 liegt die Starttemperatur (Ac_1) bei sehr schnellem Aufheizen (> 1000 K/s) um 780 °C [Ber08].

Auf Basis ermittelter Abkühlzeit nach dem LPA von Stellite 21 auf den Stahl Ck45 wurde mittels ZTU-Schaubild rückgeschlossen, dass martensitisches Gefüge in der Wärmeeinflusszone (WEZ) unter der Auftragschweißung vorläge [Sey99]. Beim Mehrlagenauftragschweißen des Stahls 40NiCrMo6 (1.6565, AISI 4340) auf Baustahl konnte

hingegen gezeigt werden, dass durch den Thermozyklus eine Wärmebehandlung des Martensits zu einer kontinuierlich abnehmenden Härte von der Oberfläche in Richtung des Grundwerkstoffs resultiert [Bha11]. Darüber hinaus wurde anhand von Auftragschweißungen von Stellite 6 auf den Stahl 25CrMo4 (1.7218, AISI 4130) gezeigt, dass das E-Modul im Bereich der Durchmischung eher dem Grundwerkstoff als der Beschichtung ähnelt [Hut13]. Folglich hängen sowohl die im Grundwerkstoff als auch die in der Beschichtung resultierenden mechanischen Eigenschaften stark von den Prozessbedingungen des Auftragschweißens ab. Wesentliche Einflussgröße ist dabei offensichtlich die Temperaturdynamik, und zwar unabhängig davon, ob der Prozess ein- oder mehrstufig durchgeführt wird. Ob und inwiefern sich unterschiedliche Gefügefinessheiten in der Beschichtung oder Wärmebehandlungszustände in Beschichtung und Grundwerkstoff auf die Dauerfestigkeit eines beschichteten Bauteils auswirken, ist dem Stand der Forschung bisher nicht eindeutig zu entnehmen. Außerdem wurde bisher keine ortsaufgelöste, emissionskompensierte Temperaturmessung beim LPA oder dessen thermischer Nachbehandlung angewendet, um die Temperaturdynamik möglichst zuverlässig zu quantifizieren und diese mit den resultierenden mechanischen Eigenschaften zu korrelieren.

2.4 Eigenspannungen

2.4.1 Messprinzip und -verfahren

Im Kontext der Produktionstechnik nimmt die Neutronenbeugung einen besonderen Stellenwert ein, da sie eine zerstörungsfreie Messung des Eigenspannungszustands in Bauteilen bis in einige Millimeter Tiefe zugänglich macht [Hut05]. Die Bestimmung von Eigenspannungen in einem metallischen Festkörper basiert stets auf der Kenntnis oder Annahme eines eigenspannungsfreien Referenzzustands. Gerichtete Strahlung möglichst geringer Wellenlänge λ und schmalen Spektrums wird auf einen Festkörper gerichtet und durchläuft diesen. Die Strahlung wird von dem periodischen, werkstoff- und phasenspezifischen Gitter aus Atomen gebeugt. Die Beugung erfolgt nach der Bragg-Bedingung [Bra13], die die Abhängigkeit des Beugungswinkels Φ_{hkl} vom beugenden Gitterabstand d_{hkl} angibt:

$$2 d_{hkl} \sin \Phi_{hkl} = \lambda \quad (1)$$

Dabei gibt der Index hkl die Raumorientierung der für die Beugung maßgeblichen parallelen Netzebenen im Kristallgitter an. Durch Kenntnis des Gitterabstands einer spezifischen Kristallgitterebene im eigenspannungsfreien Zustand und der Messung des Winkels, unter dem die gebeugte Strahlung wieder aus dem Körper austritt, lässt sich die im Messvolumen vorliegende Gitterverzerrung ermitteln. Das Messvolumen wird dabei von einem aus einer Apertur bzw. Primärblende austretenden, möglichst pa-

rallelen Strahlenbündel und einer in einem Winkel dazu stehenden Sekundärblende aufgespannt. Hinter der Sekundärblende befindet sich ein Detektor, der die Messung der Position des Beugungsreflexes relativ zum einfallenden Strahl ermöglicht. Um von der Winkelabweichung auf den Eigenspannungszustand zu schließen, ist die physikalische Länge bzw. Verzerrung gegenüber einer Referenz zu bestimmen. Unter Kenntnis des E-Moduls und der Querkontraktionszahl der betrachteten Gitterebene und der Messungen entsprechender Dehnungen in alle drei Raumrichtungen kann der Eigenspannungszustand berechnet werden.

Eine physikalische Randbedingung ist, dass die geometrische Auflösung ausschließlich Eigenspannungen 1. Art, also makroskopische, sich über mehrere Körner hinaus einstellende Eigenspannungen bestimmbar macht. Aus der Betrachtung des Kräftegleichgewichts lässt sich ableiten, dass von einem ruhenden, von außen lastfreien Körper, unabhängig, ob in ihm Eigenspannungen vorliegen oder nicht, keine Kräfte nach außen wirken. Dieses gilt ebenfalls für die Kräftebilanz in einem geeignet gewählten Querschnitt, in dem die Bilanz der Eigenspannung einer jeweiligen Raumrichtung in Summe Null ergeben muss [Hut05, S. 206 ff].

2.4.2 Schweiß- und Oberflächenbearbeitungsprozesse

Das im Rahmen dieser Arbeit betrachtete LPA stellt im Grunde einen Spezialfall fügetechnischer Prozesse dar, in denen ebenfalls mindestens zwei Partner lokal aufgeschmolzen und schmelzmetallurgisch miteinander verbunden werden. Es kann erwartet werden, dass die grundsätzlichen Mechanismen, die bei Fügeprozessen zu Eigenspannungen führen, auch für das LPA gelten.

Grundsätzliche Randbedingung beim Auftreten von Eigenspannungen ist, dass diese die jeweilige Fließgrenze nicht überschreiten können, da ab diesem Wert plastisches Fließen einsetzt. Liegt eine geringe Duktilität vor, wie es aufgrund hoher Abkühlraten typisch für fügetechnisch bearbeitete Gefüge ist, so liegt die Fließgrenze nahe der Zugfestigkeit. Bereits geringe Belastung entsprechend eigenspannungsbehafteter Orte führt folglich zu lokalem Versagen, welches sich in einer Rissentstehung auswirkt.

Nach dem ein- und zweistufigen Schweißen des Stahls S235JR (1.0038, früher St37-2) wurden Eigenspannungen im und neben dem Schweißgut mittels Röntgenbeugung bestimmt [Bar09]. In transversaler Richtung wurden im Schweißgut in beiden Fällen Zugeigenspannungen von bis zu 200 MPa ermittelt. Im Fall des zweistufigen Schweißens fielen diese im Übergang zum Grundwerkstoff steiler ab als im einstufigen Fall. In Nahtmitte lagen jeweils Minima der Eigenspannungen vor, wobei im einstufigen Fall mit ca. 160 MPa eine geringfügig höhere Amplitude ermittelt wurde als im zweistufigen Fall mit ca. 140 MPa. Aus iterativer Prozessführung resultieren somit offensichtlich geringere Eigenspannungsmaxima als bei einstufiger.

In Folge des Blindnahtschweißens in Stahl S355 (1.0977) mit hoher sowie geringer Streckenenergie wurden mittels Neutronenbeugung nahe der Nahtoberfläche Zugeigenspannungen bis zur Höhe der Streckgrenze gemessen [Par10]. Auch im Volumen des Schweißguts lagen Eigenspannungen in beiden Fällen in dieser Höhe vor. Der Wärmeeintrag beeinflusste weder die Eigenspannungsamplitude noch deren Gradienten signifikant. Einzig die Breite, in der hohe Zugeigenspannungen vorlagen, wurde analog zum größeren Fußpunkt und Wärmeeintrag des Prozesses erhöht. Aus den Messdaten kann gedeutet werden, dass in Richtung geringeren Wärmeeintrags und schnellerer Abkühlung tendenziell höhere Eigenspannungen resultieren.

In Folge des gleichartigen Schweißens des Schiffbaustahls 1.0583 (ASTM A131 DH36) können unabhängig vom angewendeten Schweißverfahren insbesondere in Nahtlängsrichtung hohe Zugeigenspannungen in der Höhe der Fließgrenze ermittelt werden [Col09]. Zum Einsatz kamen dabei Unterpulver-, MIG-Schweißen mit Gleichstrom und gepulster Variante, der Fronius Cold Metal Transfer Prozess, Laser- und Laserhybridschweißen. Es konnte auch hier gezeigt werden, dass sowohl mit geringen als auch hohen Wärmeeinträgen stets Zugeigenspannungen bis zur Fließgrenze induziert wurden. Zwischen Höhe des Wärmeeintrags, Breite des Bereiches hoher Zugeigenspannung und resultierendem Verzug wurde ein näherungsweise linearer Zusammenhang ermittelt [Par10]. Obwohl in den Füge- und Wärmeeinflusszonen der jeweiligen Prozesse unterschiedliche Gefüge befundet wurden, zeigten Härtemessungen sehr ähnliche Werte. Insbesondere bei Prozessen mit vergleichsweise hohem Wärmeeintrag kann das sehr spröde Widmannstättengefüge (Überhitzungsgefüge) gefunden werden. Phänomenologisch kann die Entstehung von Zugeigenspannungen im Schweißgut folgendermaßen beschrieben werden: Das stark erhitzte Schmelzbad und der angrenzende feste Werkstoff dehnen sich aus, Druckspannungen entstehen am Schmelzbadrand in Vorschubrichtung, wohingegen im Schmelzgut selbst keine Spannungen vorliegen. Während der Abkühlphase in der Schmelzbadschleppe erstarrt der schmelzflüssige Werkstoff im entsprechend ausgedehnten Zustand, so dass bei der weiteren Abkühlung auf Raumtemperatur erhebliche Dehnungen eintreten, die das Schweißgut unter Zugeigenspannungen bis zur Fließgrenze setzen [Col09]. Dadurch, dass Schmelzbäder in der Regel länger als breit sind, treten in diese Richtung höhere Dehnungen und somit Eigenspannungen auf als in transversaler Richtung. Durch Anlegen einer externen Zuglast während des Schweißvorgangs ist es offensichtlich möglich, die Druckspannungen am Rand der Schmelze zu reduzieren. Eine Entlastung nach vollständiger Abkühlung führt zu nur noch sehr geringen Längseigenspannungen im Schweißgut. Diese Maßnahme kommt jedoch ausschließlich dann in Frage, wenn entsprechende Spanntechnik anwendbar ist [Pri07].

Entgegen Fügeprozessen zielen Oberflächenbearbeitungsprozesse auf randschichtnahe Anpassungen von Bauteilen ab. Anders als in der Fügetechnik ist somit davon auszugehen, dass Eigenspannungszustände je nach Tiefenwirkung des jeweiligen Prozesses ebenfalls hauptsächlich nahe der Oberfläche beeinflusst werden. Zur Einbringung höchstmöglicher oberflächennaher Druckeigenspannungen mittels martensitischen Härtens wurde an Flachproben untersucht, wie sich die Wahl der Prozessparameter auf resultierende Eigenspannungen auswirkt [Hos00]. Dabei wurde die bekannte Volumenzunahme des tetragonal verzerrten Gitters in Folge der Gefügeumwandlung von Austenit zu Martensit genutzt, die bei hinreichend hoher Abkühlgeschwindigkeit im betrachteten Vergütungsstahl 42CrMo4 eintritt. Nahe der Oberfläche in der Art gehärteter Bahnen wurden Druckeigenspannungen von -100 MPa und im Volumen in einer Tiefe von 1 mm von bis zu -500 MPa mittels Röntgenbeugung nachgewiesen. Unter und neben den Bereichen hoher Druckeigenspannungen wurden in der Amplitude vergleichbare Zugeigenspannungen ermittelt. Maximalwerte von bis zu 600 MPa wurden dabei in Längsrichtung unter den Härtespuren gemessen. Bei Versuchen zum flächigen Mehrspürhärten wurde mit zunehmendem Spurüberlapp ein starker Anlasseffekt des Martensits ermittelt. Während in den nicht angelassenen Bereichen weiterhin Druckeigenspannungen von -200 MPa gemessen wurden, lagen im Bereich der Spurränder Zugeigenspannungen von bis 400 MPa und mittig in den Anlassbereichen deutlich oberhalb 400 MPa vor. Es konnte gezeigt werden, dass die induzierten Eigenspannungen auch nach Einleitung zyklischer Lasten erhalten blieben. Für das flächige Laserauftragschweißen auf Stahl 42CrMo4 ist somit prinzipiell ebenfalls - abhängig vom Überlappungsgrad - davon auszugehen, dass in der Wärmeeinflusszone zunächst gehärtete Bereiche nachfolgend angelassen werden.

In der konventionellen Schweißtechnik wird häufig das Unterpulverbandplattieren verwendet, um Oberflächen großflächig zu beschichten. Beispielsweise wurde mit diesem Prozess austenitischer Stahl zweilagig auf ferritischen Stahl SA 508 (20MnMoNi5-5, 1.6310) mit der Zielstellung einer Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit der Oberfläche beschichtet [Dup96]. Für die erste Lage wurde der Stahl A309L (X2CrNi24-12, 1.4332), für die zweite der Stahl A308L (X5CrNi13-4, 1.4343) verwendet. Eigenspannungsmessungen wiesen Zugeigenspannungen in der Beschichtung in longitudinaler und transversaler Richtung nach, wobei höchste Werte in der Nähe des Übergangs Beschichtung zu Grundwerkstoff ermittelt wurden. Im Grundwerkstoff nahe dem Übergang konnten Druckeigenspannungen festgestellt werden. In einer ähnlichen Anwendung wurde der niedrig legierte Stahl 22NiMoCr3-7 (1.6751) zweilagig zunächst mit X2CrNi24-13 (1.4332) und dann mit X2CrNi21-10 (1.4331) beschichtet. Mittels Röntgenbeugung wurden im Grundwerkstoff nahe der Beschichtung Druckeigenspannungen oberhalb -150 MPa und bis in eine Tiefe von 25 mm betraglich noch oberhalb -100 MPa

gemessen [Bra12]. In der Beschichtung wurden Zugeigenspannungen von 200 MPa im oberen Abschnitt und 400 MPa nahe des Übergangs zum Grundwerkstoff berechnet. Somit wurde übereinstimmend gezeigt, dass in Folge des Beschichtens niedrig legierten Stahls mit hoch legiertem Stahl hohe Zugeigenspannungen am Übergang Beschichtung zu Grundwerkstoff und in der Wärmeeinflusszone des niedrig legierten Stahls Druckeigenspannungen resultieren. Ursächlich sind thermische und umwandlungsbedingte Dehnungen, die zu erheblichen Dehnungsdifferenzen zwischen den hoch und niedrig legierten Stählen führen, im Volumen des niedrig legierten Stahls jedoch Druckeigenspannungen induzieren.

Bei der generativen Fertigung mittels selektiven Laserschmelzens oder, je nach Konsolidierungseffekt, Lasersinterns werden in der Regel deutlich geringere Streckenenergien als beim LPA eingesetzt. Abgesehen vom Maßstab hinsichtlich Strahldurchmesser und Schichtdicken, die pro Lage konsolidiert werden, ist das Verfahrensprinzip weitgehend identisch mit dem Laserauftragschweißen mit vordeponiertem Pulver. Es wurde gezeigt, dass in den jeweils obersten Lagen nach erfolgtem Auftrag Zugeigenspannungen bis zur Höhe der Fließgrenze vorliegen [Mer06]. Mittels des unter 2.4.1 beschriebenen Ansatzes zur Berechnung der Eigenspannungen in einem messtechnisch nicht erfassten Bereich über Bilanzierung eines geeigneten Querschnitts wurden die Eigenspannungen im Substrat abgeschätzt. Auf diesem Weg konnten Druckeigenspannungen über die gesamte Tiefe des Substrats berechnet werden. Je mehr Lagen auf das Substrat generiert wurden, desto höhere Druckeigenspannungen resultierten in diesem, wobei an der Oberfläche des generierten Bauteils weiterhin Zugeigenspannungen bis zur Fließgrenze bestimmt wurden. Je flacher das Substrat gewählt wurde, desto steiler fiel der Gradient der Druckeigenspannungen im Substrat zu den Zugeigenspannungen an der Oberfläche des Bauteils aus. Je höher die Fließgrenze des aufgetragenen Werkstoffs war, desto steiler war der Eigenspannungsgradient zwischen Substrat und generiertem Bauteil. Ein Vorwärmen der Bauplattform auf 200 °C resultierte in reduzierten Eigenspannungsamplituden um ca. 10%. Der charakteristische Eigenspannungsverlauf von Substrat zu generiertem Bauteil konnte mittels experimentell validierter finite Elemente Modellierung (FEM) des Generierens von Werkzeugstahl 1.2709 bestätigt werden [Zäh10]. Im gesamten Bauteil wurden Zugeigenspannungen berechnet, die kontinuierlich in Aufbaurichtung anstiegen. Die Berechnungen wurden mittels Neutronenbeugung qualitativ bestätigt. Beim generativen Aufbau von Stahl JIS SCM440 (entspricht 1.7225, 42CrMo4, AISI 4140) mittels gepulsten Nd:YAG-Lasers wurde gezeigt, dass auch hier sehr hohe Zugeigenspannungen an der Bauteiloberfläche resultieren [Shi04]. Am Übergang Substrat und Bauteil lagen ebenfalls Zugeigenspannungen vor. Die Amplitude der Eigenspannungen zeigte bei röntgenographischen Messungen an der Bauteiloberfläche keine signifikante Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit. Bei einer Plattform-

vorwärmung auf 160 °C wurde eine Reduzierung der Zugeigenspannung nahe der Bauteiloberfläche von bis zu 40% nachgewiesen. Daraus wurde prognostiziert, dass durch Vorheizen auf 250 °C eine Reduzierung der Eigenspannungen um mehr als 50% in Aussicht steht. Insgesamt scheinen in der pulverbasierten generativen Fertigung überwiegend Zugeigenspannungen im Bauteil zu resultieren, die nahe der Bauteiloberfläche maximal sind. Durch Einsatz einer Substrat- bzw. Bauteilvorwärmung können diese offensichtlich deutlich reduziert werden.

Auch beim einstufigen LPA wird häufig mit einem Vorwärmen gearbeitet. Eine verbreitete Variante umfasst eine gleichzeitige Vorwärmung des zu beschichtenden Bauteils mittels Induktion. Ziel ist die Reduzierung der räumlichen und zeitlichen Temperaturgradienten zwischen Schmelzbad und umgebendem Grundwerkstoff sowie das Herabsetzen der Fließgrenzen. Die Wirkung einer entsprechend reduzierten, kontrollierten Abkühlgeschwindigkeit ist die gleichsam reduzierte Amplitude resultierender Eigenspannungen. Ausführliche Erkenntnisse aus experimentellen und numerischen Untersuchungen liegen zu diesem Thema vor [Brü07]. So konnte gezeigt werden, dass die Unterschiede der thermischen Dehnungen von Grund- und Beschichtungswerkstoff im Abkühlintervall verringert werden können. Am Beispiel der Beschichtung einer Einzelbahn aus Stellite 21 auf Flachstahl Ck45 wurde demonstriert, dass gegenüber fehlender Vorwärmung sowie thermischer Nachbehandlungsvarianten eine sehr viel homogenere Eigenspannungsverteilung resultiert.

Mittels FEM der Wärmeleitung und resultierender Eigenspannungen beim Mehrlagen-LPA von turbinenschaufelähnlichen Geometrien mit der Nickelbasislegierung Inconel 625 wurde ermittelt, dass ein Abkühlen zwischen den Einzellagen zu einem höheren Eigenspannungsniveau und zu höherem Verzug führt als es bei durchgehendem Generieren unter stetiger Wärmeakkumulation der Fall ist [Yan10]. Diese Beobachtung wurde bezüglich der Eigenspannungen beim gleichartigen Beschichten von TiAl6V4 sowie dem Umschmelzen von Ni-Al-Bronze bestätigt und mittels Neutronenbeugungsmessungen belegt [Cot14]. Es konnte außerdem gezeigt werden, dass die Amplitude in der Beschichtung resultierender Zugeigenspannungen in direktem Zusammenhang mit der Martensitstarttemperatur steht. Je höher die Martensitstarttemperatur liegt, desto höhere Zugeigenspannungen resultieren. Wird der Wärmeeintrag erhöht, führen die größere Wärmeeinflusszone und die geringere Abkühlgeschwindigkeit zwar zu einem größeren Volumen, in welchem eine Phasenumwandlung stattfindet, es resultieren jedoch geringere Eigenspannungen.

Für den Werkzeugbau wurde das artgleiche, mehrlagige gepulste LPA mit drahtförmigem Zusatzwerkstoff der Werkzeugstähle H13 (X40CrMoV5-1, 1.2344) und P20 (40CrMnNiMo8-6-4) anhand zuvor eingebrachter Vertiefungen untersucht [Bor07].

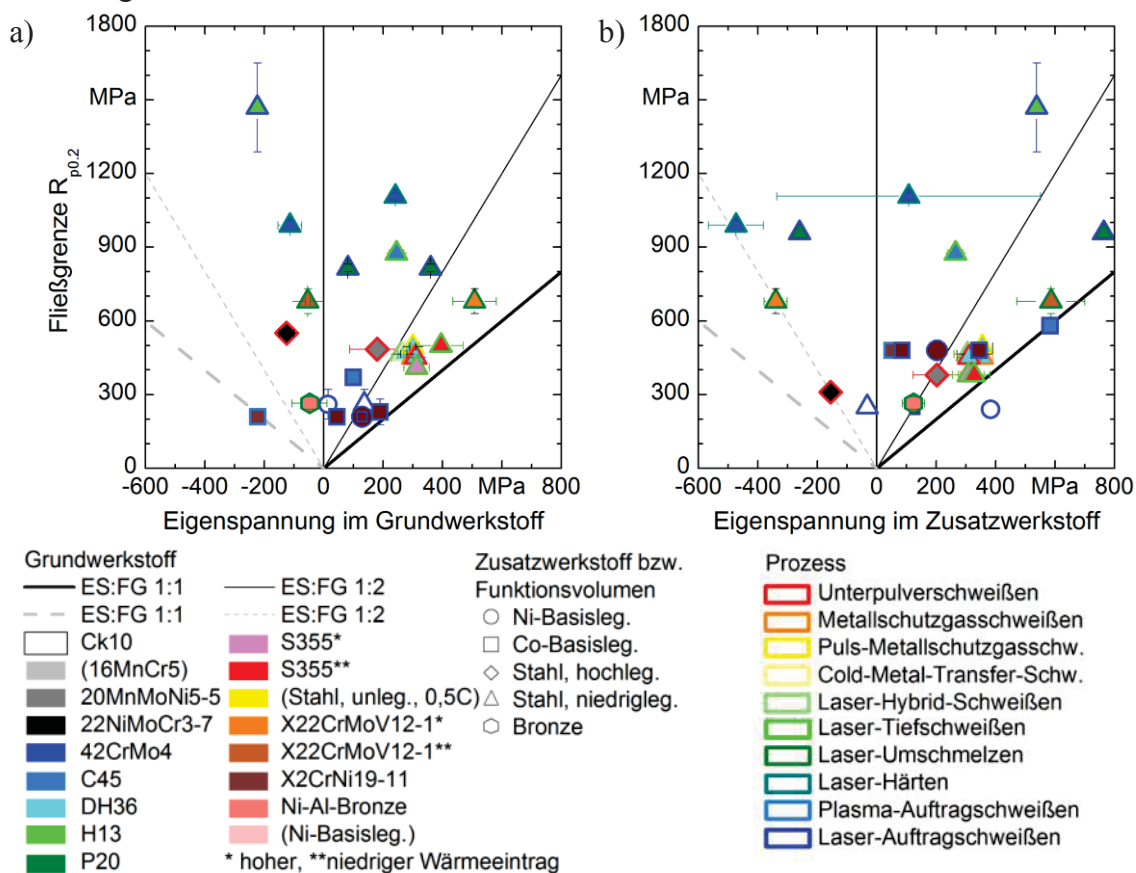
Röntgenbeugungsmessungen im H13 ergaben jeweils Zugeigenspannungen von über 500 MPa in der Schweißgutmitte und zum Grundwerkstoff hin Druckeigenspannungsamplituden größer -200 MPa. Dementgegen wurde nach dem artgleichen flächigen LPA des Stahls P20 mittels verschiedener Eigenspannungsmessungsverfahren hohe Zugeigenspannungen von bis zu 400 MPa im an die Beschichtung angrenzenden Grundwerkstoff ermittelt [Che10]. Die Eigenspannungstiefenverläufe im Substrat in transversaler und longitudinaler Richtung verliefen dabei qualitativ ähnlich. Vom Grundwerkstoff zur Beschichtung zeigten diese Richtungen jeweils einen steilen Übergang von Zug- zu Druckeigenspannung, wobei nahe der Oberfläche bis zu -260 MPa gemessen wurden. In der Beschichtung wurde durchgehend feines dendritisches Gefüge festgestellt. Trotz artgleichen Beschichtens wurden entlang der Tiefenrichtung erheblich unterschiedliche Eigenspannungen in Auftrag und Substrat ermittelt. Als Ursache werden thermische Dehnungen und Umwandlungsdehnungen vermutet, die durch den Temperaturgradienten an der Oberfläche und im Volumen zu lokal unterschiedlichen Umwandlungen und Dehnungen führten. Entgegen der weitläufigen Meinung stellt das artgleiche Auftragschweißen somit ganz offensichtlich keine zielführende Strategie zur Unterbindung hoher Eigenspannungen und Eigenspannungsgradienten dar.

Auch nach dem LPA von Nickel- und Kobaltbasislegierungen auf Flachstahl wurden in longitudinaler und transversaler Richtung qualitativ ähnliche Eigenspannungsverteilungen ermittelt [Pil92]. Als Substratwerkstoffe wurden sowohl hoch als auch niedrig legierte Stähle verwendet. Unabhängig vom Substrat wurden Zugeigenspannungen in den Beschichtungen gemessen, die ein Maximum im Beschichtungsvolumen oder nahe der Grenzschicht zum Grundwerkstoff aufwiesen. Im Übergang von Beschichtung zu Grundwerkstoff wurden steile Eigenspannungsgradienten gemessen. Es wurde ein phänomenologischer, analytischer Ansatz hergeleitet, der im Wesentlichen einen Zusammenhang zwischen thermischer Dehnung, Fließverhalten des Grundwerkstoffs in der Wärmeeinflusszone, Temperaturgradienten und resultierenden Eigenspannungen herstellt. Mit diesem wurde postuliert, wie eine Längenänderung ausfallen müsste, damit Druckeigenspannungen in einer Beschichtung resultieren. Eine daraus getroffene Vorhersage lautet, dass das Beschichten eines austenitischen Stahls mit einer Kobaltbasislegierung aufgrund der günstigen Kombination der thermischen, umwandlungsfreien Dehnungen zu Druckeigenspannungen in der Beschichtung führen müsste [Pil92]. In Untersuchungen nach dem LPA der Kobaltbasislegierung Stellite 6 auf Flachstähle mit sowie ohne Chromgehalt lagen ebenfalls hohe Zugeigenspannungen in der Beschichtung vor [Rot92]. Auch hier wurde dieses im Wesentlichen auf die thermischen Dehnungen und Umwandlungsdehnungen zurückgeführt. Aus Untersuchungen zum LPA von Stellite 6 auf Stähle zylindrischer Geometrie wurde gefolgert, dass direkt aus dem Prozess ohne weitere Wärmebehandlung stets Zugeigenspannungen in der Be-

schichtung resultieren [Dek89]. Dabei wurde sowohl Stahl X20Cr13 (1.4021) als auch austenitischer Stahl X2CrNiMo18-12 (1.4435) mit Durchmessern von 63 mm bzw. 40 mm betrachtet. Je höhere Temperaturgradienten eingestellt wurden, desto höher fielen resultierende Eigenspannungsamplituden aus. Dieses konnte ebenfalls nach dem mehrlagigen LPA von Stellite 20 auf den Stahl C45 anhand von Varianten mit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten bestätigt werden [Oli06]. Es wurde gezeigt, dass überlappend beschichtetes Flachprobenmaterial generell geringere Eigenspannungsamplituden aufweist als zylindrische umlaufend beschichtete Proben identischer Werkstoffkombination. Im Gegensatz zum selektiven Laserschmelzen [Zäh10] erhöht sich beim mehrlagigen LPA die Zugeigenspannung von der obersten Lage zum Substrat. Eine wichtige Erkenntnis wurde hinsichtlich der Bestimmung von Eigenspannungen in dendritisch erstarrten, mittels LPA erzeugten Kobaltbasislegierungen ermittelt: Durch die starke Textur des Beschichtungsgefüges ist Synchrotron-Strahlung weitgehend ungeeignet, um induzierte Eigenspannungsverteilungen auszuwerten [Oli06]. Dieser Aussage stehen Untersuchungen entgegen, in denen Stellite 6 auf Flachstahl AISI 304SS (X5CrNi18-10, 1.4301) beschichtet und Eigenspannungen mittels Synchrotron-Strahlung ausgewertet wurden [Sua10]. Durch Unterstützung mit FE-Modellierung wurde auf Zugeigenspannungen oberhalb 250 MPa in der Beschichtung und Druckeigenspannungsamplituden von mehr als -250 MPa im Grundwerkstoff direkt unter der Beschichtung geschlossen. Bei gleicher Werkstoffkombination, Geometrie und Verarbeitung durch den Plasma Transferred Arc Prozess (PTA) wurden mittels Neutronenbeugung geringe Eigenspannungen in der Beschichtung von unter 50 MPa und im Grundwerkstoff direkt unter der Beschichtung Druckeigenspannungsamplituden von oberhalb -200 MPa gemessen [Nad09]. Im Vergleich zum LPA wurde mit 40 mm/min eine vergleichsweise geringe Vorschubgeschwindigkeit und mit 6 kW eine hohe Wärmequellenleistung verwendet, wodurch gröberes, granulares Gefüge entstand, statt das typische, durch konstitutionelle Unterkühlung beim LPA entstehende feine dendritische Gefüge.

Nach dem Laserrandschichtlegieren eines Stahls C45 mit einer Stellite-Legierung als Zusatzwerkstoff wurden im Legiervolumen im Abstand von 50 μm zur Oberfläche hohe Zugeigenspannungen von mehr als 550 MPa ermittelt [Rad09]. Beim Rekonditionieren durch das LPA von Stellite 6 auf eine Turbinenschaufel aus Stahl SS420 (X20Cr13, 1.4021) konnten mittels Röntgenbeugung nahe der Oberfläche sowohl in der Beschichtung als auch im Grundwerkstoff Zugeigenspannungen gemessen werden [Ben06]. Aus dem Vergleich der für ähnliche Werkstoffkombinationen angewendeten unterschiedlichen Prozesse kann gefolgert werden, dass resultierende Eigenspannungen insbesondere von thermischen und umwandlungsbedingten Dehnungen abhängen.

Die benannten repräsentativen Beispiele schweißtechnischer sowie Oberflächenbearbeitungsprozesse, verwendeter Werkstoffkombinationen und resultierender Eigenspannungen sind in Bild 2-1 jeweils gegen die Fließgrenze des Grund- sowie des Zusatzwerkstoffs und des Funktionsvolumens aufgetragen. Die verwendeten Werte und Quellen der einzelnen Datenpunkte sind im Anhang A.1 in Tabelle 0-1 zusammengefasst. Die Eigenspannungen wurden stets in versagenskritischen Bauteil- bzw. Probenbereichen ermittelt. Bemerkenswert ist, dass ein Großteil der Schichtsysteme sowohl im Funktionsvolumen und Zusatzwerkstoff als auch im Grundwerkstoff Zugeigenspannungen aufweist. In beiden Bereichen liegen diese weitgehend unabhängig vom angewendeten Prozess und der Werkstoffkombination entweder überwiegend nahe 50% der Fließgrenze oder oberhalb dieser bis zu 100% der Fließgrenze des jeweiligen Werkstoffs. Nur wenige Werkstoff-Prozess-Kombinationen führen zu Druckeigenspannungen, die 50% der Fließgrenze des jeweiligen Werkstoffs betraglich überschreiten. Anhand der Aufstellung fallen im Stand der Forschung scheinbar widersprüchliche Angaben auf, z.B. betraglich erheblich abweichend bestimmte Eigenspannungen in Grund- und Zusatzwerkstoff nach dem Laserauftragschweißen niedrig legierten Stahls auf Werkzeugstahl P20 oder nach dem Laserhärten von Stahl 42CrMo4.



Köhler 2016

BIAS ID 160001

Bild 2-1.: Aus unterschiedlichen Schweiß- und Oberflächenbearbeitungsprozessen resultierende Eigenspannungen (ES) in versagenskritischen Bereichen und Gegenüberstellung mit den jeweiligen Fließgrenzen (FG) kombinierter Werkstoffe bzw. Funktionsvolumina, a) im Grundwerkstoff b) im Zusatzwerkstoff bzw. Funktionsvolumen, detaillierte Quellen- und Prozessangaben in Tabelle 0-1 im Anhang A.1

Weiterhin fallen Werkstoffkombinationen auf, die Eigenspannungen nah oder sogar oberhalb der Fließgrenze aufweisen. Insbesondere im letzteren Fall ist von einer lokalen Festigkeitssteigerung durch den Thermozyklus des Behandlungsprozesses auszugehen, wodurch eine Fließgrenze auf nicht konkret quantifizierbare Werte erhöht wurde.

Insgesamt finden sich im Stand der Forschung nur wenige quantitativ belastbare Angaben zum Einfluss von Prozessstrategien auf resultierende Eigenspannungstiefenverläufe in Folge des Laserauftragschweißens.

2.4.3 Nachbehandlung

Zur Beeinflussung des Eigenspannungszustands eines Körpers existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Verfahren in der Produktionstechnik. Diese können in thermische und mechanische Verfahren unterteilt werden. Dem Stand der Forschung liegen diverse Beiträge vor, die eine Wirkung unterschiedlicher Ansätze aufzeigen, einerseits für allgemeine [Kir99a] aber auch für spezielle Anwendungen, wie den Schiffbau [Kir99b].

Zwei wesentliche Mechanismen können benannt werden, die bei der Wärmebehandlung bei einer Ofentemperatur von 610 °C für 8 h nach dem Unterpulverbandplattieren von austenitischem auf ferritischen Stahl für eine Reduzierung der Eigenspannungen sorgen [Dup96]: Die herabgesetzte Fließgrenze infolge erhöhter Temperatur sorgt für ein plastisches Fließen und Relaxieren der Eigenspannungen; im Fall umwandelnder Werkstoffe werden höherfeste Phasen, wie beispielsweise Martensit, angelassen, wodurch die Fließgrenze weiter reduziert wird und der erstgenannte Effekt verstärkt eintritt. Es konnte mittels eines numerischen 2D-Modells ermittelt werden, dass die Eigenspannungen insgesamt reduziert wurden. Als Ursache werden das Fließen und die Plastizität in der Wärmeeinflusszone benannt. Der Beitrag eines Fließens in der Beschichtung wird betraglich geringer eingeschätzt, da der Beschichtungswerkstoff im Gegensatz zum Grundwerkstoff keine Phasenumwandlung durchläuft und damit zuvor genannte Effekte, die den Eigenspannungsabbau erhöhen, ausbleiben. Berechnungen zeigen, dass auch nach der Wärmebehandlung nur wenig reduzierte Zugeigenspannungen in longitudinaler und transversaler Richtung vorliegen, wobei höchste Werte nahe dem Übergang zum Grundwerkstoff zu finden sind. In der Wärmeeinflusszone werden unter Berücksichtigung von Fließvorgängen nach der Wärmebehandlung Druckeigenspannungen mit erheblich reduzierter Amplitude errechnet. Im übrigen Volumen resultieren ebenfalls geringere Eigenspannungsamplituden, wenn Plastizität berücksichtigt wird. Mittels FEM wurde eine an das Unterpulverbandplattieren anschließende Wärmebehandlung im Hinblick auf die Veränderung von Eigenspannungen untersucht [Bra12]. Eine Homogenisierung des Eigenspannungszustands wurde erreicht. Insbesondere steile Gradienten unterhalb der Beschichtung wurden reduziert. Jedoch stiegen Zugeigenspannungen in der Beschichtung. Zuvor nicht vorliegende Eigenspannungsüberhöhungen am Übergang

Grundwerkstoff zu Beschichtung sind innerhalb der Beschichtung entstanden. Eine experimentelle Validierung mittels Röntgenbeugung weist im Grundwerkstoff direkt unter der wärmebehandelten Beschichtung eine Druckeigenspannung von weniger als -75 MPa nach, die bis in eine Tiefe mehrerer Zentimeter zwischen diesem Wert und 0 MPa schwankt. Im beschichteten Ausgangszustand wurden hier bis zu dreifach höhere Druckeigenspannungen gemessen.

Die nachträgliche lokale Laser-Wärmebehandlung selektiv lasergeschmolzener Bauteile hatte je nach Streckenenergie eine Reduzierung der Zugeigenspannungen an der Oberfläche von bis zu 70% zur Folge [Shi04]. Eine nachgeschaltete Ofenwärmebehandlung führte zu einem Abbau der Eigenspannungen von bis zu 66% in der obersten Lage.

Der Versuch eines Spannungsarmglühens durch das LPA mit einer Stellite-Legierung in runden Vergütungsstahlproben induzierten Eigenspannungen scheiterte. Die ausganglichen Eigenspannungen blieben nahezu unverändert erhalten. Als Erklärung werden experimentelle Untersuchungen zitiert, in denen postuliert wurde, dass in einem austenitischen Kern und einem ferritischen Kern jeweils nach dem Beschichten mit einer Stellite-Legierung gegensätzliche Eigenspannungen resultieren [Dek89]. Dies wird wiederum auf unterschiedliche thermische Dehnungen zurückgeführt, die beim austenitischen Stahl geringer und bei ferritischem Stahl höher sind als bei der Stellite-Beschichtung [Pil92]. Demnach sei das Freisetzen von Eigenspannungen bei ferritischem Stahl deswegen nicht möglich, da der sich ausdehnende Kern von dem sich weniger ausdehnenden Mantel behindert wird. Umgekehrt wurde mittels röntgenographischer Eigenspannungsmessung im beschichteten austenitischen Stahl gezeigt, dass Zugeigenspannungen in der Beschichtung von teilweise über 300 MPa durch ein Spannungsarmglühen bei 900 °C zu Druckeigenspannungen mit einer Amplitude bis über -600 MPa überführt werden können. Das Niveau im Grundwerkstoff ist dabei nahezu identisch. Auffällig ist, dass bereits aus dem Verlauf der Eigenspannungen im Übergang von Grundwerkstoffvolumen zur Werkstoffgrenze abgelesen werden kann, wie sich der Verlauf in der Beschichtung stetig fortsetzt [Rot92].

Nach dem LPA von Stellite 6 auf Turbinenschaufeln aus Edelstahl resultierende Zugeigenspannungen konnten durch eine Wärmebehandlung und anschließendes Sandstrahlen bis in eine Tiefe von 50 µm in Druckeigenspannungen einer Amplitude von bis zu -700 MPa überführt werden [Ben06].

Eine verbreitete Methode zur Beeinflussung von Eigenspannungen, die allerdings ausschließlich für das Wolfram-Inertgasschweißen eingesetzt wird, ist das TIG dressing (TIG: Tungsten Inert Gas) [Kir99a]. Dabei handelt es sich um einen Umschmelzschrift mittels Wolfram-Inertgasschweißens, der nach einem fügetechnischen Prozess, in der Regel ohne Zusatzwerkstoff und mit einer Einschmelztiefe von 3 mm und in seltenen

Fällen bis zu 6 mm, angewendet wird. Mit dem Verfahren wird eine Nahtglättung, ein Verschließen von Poren und Rissen aber auch eine Umverteilung von Eigenspannungen angestrebt. Bei stark aufhärtendem Werkstoff wird häufig ein zweiter Durchlauf mit reduzierter Leistung gefahren, um Martensit in der Wärmeeinflusszone anzulassen und die Duktilität hier zu erhöhen. Beim einstufigen TIG dressing der Fügeverbindung eines niedrig legierten, kohlenstoffhaltigen Stahls wurden initial im Schweißgut in Längsrichtung vorliegende Zugeigenspannungen von 250 MPa in der Mitte und 500 MPa am Rand zum Grundwerkstoff auf -400 MPa respektive -200 MPa reduziert [Ram10]. Eine deutliche Wirkung konnte noch 30 mm von der Nahtmitte entfernt festgestellt werden. In transversaler Richtung wurden aus 100 MPa in der Nahtmitte und 400 MPa am Nahtrand -75 MPa respektive weniger als 200 MPa, wobei wiederum auch 30 mm neben der Naht eine Wirkung feststellbar war. Der Abbau von Eigenspannungen kann einerseits auf das Wärmebehandeln des Martensits zurückgeführt werden, andererseits auf das lokale Herabsetzen der Fließspannung im Schweißgut und in den Fügepartnern. Auf das LPA übertragen käme dem Ansatz des TIG-dressings ein Umschmelzen nach abgeschlossenem Beschichtungsvorgang nahe. Im Stand der Forschung liegen bisher jedoch keine Erkenntnisse über den Einfluss eines Umschmelzens auf die ausgängliche Eigenspannungssituation in laserauftraggeschweißten Bauteilen vor. Einzig beim Laserumschmelzen 12% Chrom enthaltenden Stahls wurden, in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit und der Einschmelztiefe, phasenumwandlungsbedingte Druckeigenspannungen nachgewiesen [Rot92]. Unterhalb einer kritischen Geschwindigkeit und Tiefe wurden jedoch Zugeigenspannungen eingestellt.

Es ist bekannt, dass mittels des Festwalzens eine mechanisch induzierte Verfestigung eintritt, die geeignet ist, um Druckeigenspannungen in Randschichten von Bauteilen einzubringen [Ber82]. Dabei ist sowohl die Amplitude der maximal in einem Körper induzierten Druckeigenspannung als auch die Position des Maximums in Tiefenrichtung abhängig von der angewendeten Walzkraft. Je höher die Walzkraft, desto höher die Druckeigenspannung und desto tiefer liegt das Maximum. Wird eine Schwellkraft überschritten, können sogar Zugeigenspannungen nahe der Oberfläche entstehen. Die Wirkung ist dabei abhängig vom behandelten Werkstoff. Besonders hohe Wirkung wird in kohlenstoffhaltigen Stählen erzielt, in denen Martensit vorliegt, da sich dieser besonders stark verfestigen lässt. Am Beispiel des Festwalzens des Stahls 37CrS4 mit einem Durchmesser von 20,7 mm und anschließender Biegeumlaufprüfung wurde gezeigt, dass Mikrogleitbänder zu einem Abbau der Druckeigenspannungen führen können. Lagen vor der Prüfung bis zu -800 MPa nahe der Oberfläche vor, wurden diese nach mehr als 10^7 Zyklen mit einer Last von minimal 550 MPa auf -350 MPa reduziert [Ber82].

Im Vergleich der durch Festwalzen und Laserschockbehandlung in Ti6Al4V resultierenden Eigenspannungstiefenverläufe konnte gezeigt werden, dass durch Festwalzen eingestellte Druckeigenspannungsamplituden nahe der Oberfläche beinahe doppelt so hoch waren, wie nach der Laserschockbehandlung [Nal03]. Der Eigenspannungsverlauf nach dem Festwalzen zeigte ein ausgeprägtes Maximum im Volumen, wohingegen nach der Schockbehandlung in Richtung des Bauteilinneren eine linear abnehmende Druckeigenspannungsamplitude resultierte. Sowohl für Stähle [Ber82] als auch für Ti6Al4V [Nal03] kann gezeigt werden, dass der durch Festwalzen induzierte Eigenspannungszustand unter zyklischer Last relaxiert [Nal03]. Gleiches gilt beim Laserschockbehandeln. Während die Amplitude nach Festwalzen und Belasten um einen Faktor 2 sinkt, ist der Rückgang nach der Laserschockbehandlung deutlich geringer. Wird dem Festwalzen ein Anlassschritt nachgeschaltet bzw. wird ein entsprechend behandeltes Bauteil unter erhöhten Temperaturen betrieben, sinken Druckeigenspannungen bereits bei geringer Last.

Ein Anwendungsgebiet des Festwalzens ist der Motorenbau. Insbesondere Kurbelwellen profitieren von der Möglichkeit, Orte geometrisch bedingter Lastkonzentration lokal zu verfestigen. Wichtigstes Beispiel sind die Übergänge der Pleuellagerzapfen zu den Seitenwangen der einzelnen Hübe. Ausführliche Untersuchungen zur Quantifizierung der in Stahl 42CrMo4 durch Festwalzen in Hohlkehlen eingebrachten Eigenspannungen konnten mittels Neutronenbeugung zeigen, dass mit einer Walzkraft von 20 kN in einer Randschicht von 1 mm Druckeigenspannungen oberhalb -300 MPa erzielt werden können [Wut10]. Bereits 2,5 mm unterhalb der Oberfläche wechselten diese das Vorzeichen in Richtung Zugeigenspannungen.

Eine Oberflächenbearbeitung bedingt im Allgemeinen in vielen Fällen eine Nachbearbeitung mittels Schleifens, teilweise auch mittels Polierens, um eine Sollgeometrie und -toleranz, aber auch eine definierte Rauheit zu gewährleisten. Mit Stellite laserlegierte Randschichten des Stahls C45 wurden zum Einstellen gewünschter Rauheit sowie eines angestrebten Druckeigenspannungszustands abschließend mittels Kalt- und Warm Schleifens sowie Polierens behandelt. Zum Einsatz kam eine zweistufige Mimik, die gegenüber dem üblichen Schleifen besonders hohe Normalkräfte auf die Randschicht aufbringen konnte und eine Rolle zum Glätten sowie eine zum Kaltverfestigen beinhaltete. Mit dem Ansatz konnten ausgängliche Zugeigenspannungen von 550 MPa in Druckeigenspannungen betraglich oberhalb -600 MPa bis in eine Tiefe von mehr als 0,4 mm überführt werden. Dieses wurde sowohl beim Kalt- als auch Warm Schleifens erzielt. Über das Festwalzen nach dem Laserpulverauftragschweißen ähnlich praxisrelevanter Werkstoffkombinationen liegen im Stand der Forschung bisher keine Erkenntnisse vor. Ein ähnlich starker Einfluss des Festwalzens auf die in Oberflächennähe vor-

liegende Eigenspannungssituation wie nach dem Kalt- und Warmschleifen mit einhergehender Verfestigung kann daher nur postuliert werden.

Zusammengefasst stehen diverse mehr oder weniger wirkungsvolle thermische und mechanische Nachbehandlungsmaßnahmen zur Verfügung. Deren jeweiliger Einfluss auf den Eigenspannungszustand wurde für viele unterschiedliche Kombinationen aus Grund- und Beschichtungswerkstoff quantifiziert. Insgesamt ist im Stand der Forschung die Frage des Einflusses von Prozess- und Nachbehandlungsstrategien auf resultierende Eigenspannungstiefenverläufe nach dem Laserauftragschweißen jedoch weitgehend unbeantwortet. Insbesondere der Einfluss des Umschmelzens und des Festwalzens, der in anderen Anwendungen große Wirkung zeigte, wurde bisher nicht vertieft untersucht.

2.5 Schwingfestigkeit im Praxiskontext

2.5.1 Grundlagen und Beispiele für Komponentenversagen

Zum Einfluss der Gefügefinesheit, der Belastungsarten sowie von Eigenspannungen auf Bauteilschwingfestigkeiten liegen umfassende Grundlagenerkenntnisse vor. So ist bekannt, dass Eigenspannungen unter Lasteinwirkung stabil sind, wenn diese nicht durch plastisches Fließen abgebaut werden [Ber82]. Von Haigh [Hai15] und Smith [Smi10] wurde beschrieben, dass sich Mittelspannungen bei dynamischer Belastung erheblich auf die Lebensdauer von Bauteilen auswirken. Somit wirken sich stabile Eigenspannungen analog zu Mittelspannungen auf die Schwingfestigkeit von Bauteilen aus [Mac85]. Hinsichtlich des Einflusses der Belastungsart auf die Schwingfestigkeit von Bauteilen existieren empirische Erfahrungswerte [Löp11]. Danach liegt bei einer Vielzahl von Werkstoffen die Wechselfestigkeit von Bauteilen im Biegebelastungsfall mindestens 10% oberhalb der im Zug-Druck-Lastfall zu ermittelnden.

Bei der Auslegung von Anlagen und Komponenten sind zuvor genannte Grundlagen zu berücksichtigen, um eine vorgesehene Lebensdauer zu gewährleisten. Allerdings sind in der Praxis Schätzungen zufolge 90% aller Bauteilschäden, die mechanische Ursachen haben, auf Ermüdung zurückzuführen [Fon09]. In einer Fallstudie zur Ermittlung der am häufigst versagenden Baugruppen von Automobilen wurde der Motor identifiziert [Hey98]. Die Pleuellwelle aus Verbrennungsmotoren ist beispielhaft für potentiell unter Ermüdung versagende Komponenten des Motorenbaus. Um ein Verständnis über wesentliche Schadensmechanismen zu gewinnen, eignen sich im Stand der Technik vorliegende wissenschaftliche Ausarbeitungen zu deren Schadensanalyse.

Pleuellwellen von Großdieselmotoren, wie sie zur stationären Stromerzeugung an Land aber auch zu Wasser bzw. ebenfalls als Antrieb in der Schifffahrt genutzt werden, weisen abgesehen von der Skalierung im wesentlichen identische Bauformen und Merkmale auf, wie die kleineren Motoren. Aufgrund deutlich unterschiedlicher Größen liegt eine

höhere Versagenswahrscheinlichkeit in größeren als in kleineren Bauteilen vor, so dass größere Bauteile typischer Weise niedrigere Schwingfestigkeiten erzielen als kleinere. Die auftretenden Schadensbilder großer und kleiner Kurbelwellen ähneln sich in der Regel dennoch. In einer Schadensanalyse eines V16 Viertakt-Dieselmotors einer Ausgangsleistung von 1,5 MW versagte eine Hohlkehle nach einer Betriebsdauer von 20.000 h, in denen dieser zumeist unter Vollast lief [Jim09]. Mittels FEM wurden die Lastverteilungen für Biegung und Torsion qualitativ ausgewertet. Durch eine überschlägige Berechnung wurden maximal dauerhaft ertragbare Lastamplituden zu 260 MPa bis 275 MPa in den Hohlkehlen der aus niedrig legiertem Stahl bestehenden Welle errechnet. Durch eine Rissöffnung und Bruchflächenanalyse wurde deutlich, dass ein nahe der Oberfläche initiiertes Riss ca. 70% des Zapfenquerschnitts durchlaufen hat. Anhand der Rastlinien konnte abgeleitet werden, dass es sich um einen Dauerbruch unter geringer Last handelt. Um den Rissausgangsort konnten martensitische Härteinseln von bis zu 670 HV1 gegenüber dem umgebendem ferritisch-perlitischen Gefüge einer Härte von 450 HV1 gemessen werden. Ursächlich für das Versagen erschien Kerbwirkung durch den scharfen Übergang im Gefüge sowie die mit dem Martensit einhergehende herabgesetzte Duktilität. Bei einer Kurbelwelle aus einem 8-Zylinder Mittelschnellläuferdiesel einer Leistung von 3,5 MW bei 600 Umdrehungen pro Minute wurde nach einem Versagen ein Riss in einer Hohlkehle befundet [Fon09]. Das Gefüge der Welle des Stahls 42CrMo4 um den Riss war bainitisch und wies eine Härte von 285 HV auf, wodurch die geforderten Werkstoffeigenschaften des Bauteils erfüllt waren. Das Bruchbild war aufgrund fehlender Indizien eines Rissausgangsorts befundlos. Anhand beobachteter, leicht asymmetrischer, halb elliptischer Rastlinien wurde auf ein Versagen durch Überlagerung von Biege- und Torsionslast ausgegangen. Als Rissinitiierung werden äußere Einflüsse wie Überlast vermutet. Es liegen im Stand der Forschung nur wenige Befundungen defekter Großmotoren -insbesondere mit Kurbelwellen als Ursache- vor. Die hier beschriebenen Schadensbilder und -orte können aus diesen sowie aus Gesprächen mit Branchenexperten allerdings als repräsentativ bewertet werden.

Bei der Kurbelwellenauslegung werden grundsätzlich Reparaturstufen vorgesehen, um die kostenintensiven Bauteile bei geringen Defekten oder Abweichungen von Toleranzen weiterverwenden zu können. Die schadhaften Laufflächen werden auf ein definiertes Reparaturmaß geschliffen und es kommen angepasste Übermaßlagerschalen zum Einsatz. Im PKW-Bereich werden beispielsweise Herstellervorschriften zur Befundung und Instandsetzung von Kurbelwellen an Spezialbetriebe herausgegeben [MB91]. Aus einer Vielzahl von Befundungsergebnissen entlang der Prozesskette „Inspektion-Schleifen-Härten-Abnahmeprüfung“ leitet sich die Handlungsempfehlung eines Verwerfens des Bauteils ab. Gründe können das Vorhandensein größerer Defekte oder Risse bei der

Eingangsprüfung, das Unterschreiten des letzten Reparaturuntermaßes oder mangelnde Konzentrizität des Bauteils sein.

Insbesondere bei Kurbelwellen von Großmotoren ist es wünschenswert, dass sämtliche Lagerzapfen identische Außendurchmesser aufweisen. Gründe sind, dass andernfalls Lagerschalen unterschiedlicher Innendurchmesser vorzuhalten sind, was einen logistischen Mehraufwand bedeutet, und ein größeres Fehlerpotenzial bei Reparatüreinsätzen vorliegt. Das Reduzieren auf einen zulässigen identischen geringeren Durchmesser wird jedoch abgelehnt, da damit Reserven aufgebraucht werden, eine Oberflächenschädigung mittels Schleifen reparieren zu können. Außerdem führt ein reduzierter Durchmesser zu geringerer Bauteilsteifigkeit. Weder Hersteller noch Prüfstellen des PKW- und Schiffbaus sehen bisher schweißtechnische Eingriffe zur Rekonditionierung von Kurbelwellen vor. Eine entsprechende Bearbeitung ist somit unzulässig und im Schadensfall in der Regel nicht von Versicherungen abgedeckt. Im Rahmen einer Schadensbefundung einer PKW-Kurbelwelle konnte dennoch ermittelt werden, dass diese mittels Lichtbogens lokal auftraggeschweißt wurde. Die Rissinitiierung wurde einer Ölbohrung zugeordnet, die nach dem Schweißprozess nicht hinreichend geglättet wurde und damit zu einer erhöhten Kerbwirkung führte [Hey98]. Es war nicht abschließend zu klären, ob dieses die ausschlaggebende Ursache für ein Versagen darstellte.

Neben vereinzelten Beobachtungen, die eine Reduzierung der Schwingfestigkeit nach Reparaturschweißungen nahe legen, bestehen insgesamt keine Erkenntnisse aus systematischen Untersuchungen, wie sich ein Auftragschweißprozess auf die Schwingfestigkeit von Kurbelwellen auswirkt.

2.5.2 Auslegungsvorschriften und -anforderungen

Zur Auslegung versagenskritischer Bauteile existieren verschiedene Richtlinien, die in der gesamten Produktionstechnik Einsatz finden. Insbesondere der Schiffbau ist auf eine sichere Auslegung kritischer Bauteile angewiesen. Hier zur Anwendung kommende Berechnungsvorschriften sind entsprechend konservativ gehalten und berücksichtigen in der Regel hohe Sicherheitsaufschläge. Klassifizierungsgesellschaften haben in Abstimmung mit Herstellern und Forschungsstellen, auf eigenen Erfahrungen basierend sowie aus anderweitig bestehenden Normen und Richtlinien Regelwerke verfasst, deren Umsetzung und Einhaltung ihre Aufgabe ist. Ein Beispiel einer vorwettbewerblichen Zusammenarbeit deutscher Motoren- und Kurbelwellenhersteller mit Forschungsstellen und Klassifizierungsgesellschaften zur Schwingfestigkeitsermittlung einer breiten Palette mariner Großkurbelwellen sowie zur Prüfung bis zu der Zeit verwendeter Auslegungsvorschriften wurde von Bergmann und Heidenreich berichtet [Ber85]. Klassifizierungsgesellschaften stellen diesbezüglich Richtlinien bereit [DNV14]. Diese umfassen

sowohl Vorgaben für Schweißabnahmen als auch die Dimensionierung konkreter Bauteile, beispielsweise Kurbelwellen.

Im Betrieb einzuhaltende und von Klassifikationsgesellschaften überwachte Vorgaben hinsichtlich der Dimensionen von Kurbelwellen stammen grundsätzlich von Herstellern. Unter Einhaltung dieser Vorgaben werden die Lasten, die in einem Motor auftreten, dauerhaft vom Bauteil ertragen. Es liegen außerdem klassifizierungsseitig konkrete Berechnungsformeln vor, mit denen die Schwingfestigkeit von Kurbelwellen anhand der Geometrie, des Herstellungsprozesses sowie mechanischer Eigenschaften verwendeter Werkstoffe ermittelt werden kann. Folgender empirischer Ansatz wird unter anderem vom Germanischen Lloyd empfohlen [Ger12], um die dauerhaft unter Wechselbiegung zu ertragene Last σ_{DW} zu berechnen:

$$\sigma_{DW} = \pm K \cdot (0,42 \cdot R_m + 39,3) \cdot \left[0,264 + 1,073 \cdot D^{-0,2} + \frac{785 - R_m}{4900} + \frac{196}{R_m} \cdot \sqrt{\frac{1}{R_H}} \right] \quad (2)$$

Dabei ist K ein einheitenloser, herstellungsprozessspezifischer Faktor, der Werte von 0,93 im Fall kaltgewalzter Gussbauteile, 1 für freiformgeschmiedete Bauteile und 1,05 für gesenkgeschmiedete oder mit kontinuierlichem Phasensaum geschmiedete Bauteile annimmt. Weiterhin gehen die Zugfestigkeit des Bauteilwerkstoffs R_m , der Zapfendurchmesser D sowie der Hohlkehlenradius des Hubzapfens R_H in die Berechnung ein (zur Zuordnung am Bauteil siehe Bild 4-4, Seite 43).

Da der Einfluss schweißtechnischer Behandlung auf die Schwingfestigkeit dieser Art zyklisch belasteter, kritischer Bauteile bis heute unbekannt ist, sind entsprechende Eingriffe unzulässig und in Regelwerken nicht vorgesehen. Obwohl dezidierte Vorgaben schweißtechnischer Behandlung von Schiffsbauteilen sowie konkrete Maßgaben zu erzielender Schwingfestigkeiten versagenskritischer Bauteile wie für das Beispiel Kurbelwelle existieren, gibt es bis heute keine Vorstöße, um eine Qualifizierung des LPA zur Reparatur dieser Komponenten anzustreben.

2.5.3 Gusserzeugnisse

Etablierte konventionelle Produktionsprozesse, wie Gussverfahren, stellen für additiv hergestellte oder in der Randschicht z.B. mittels LPA mit Überzügen versehene Bauteile eine Referenz dar. Wie sich Verfahrensparameter beim Gießen grundsätzlich auf Gefüge und diese sich wiederum auf mechanische Eigenschaften unter statischer und zyklischer Last verhalten, gilt als gut erforscht und in vielen Fällen beherrscht. So konnten wesentliche Zusammenhänge zwischen verfahrenstechnischen Parametern und resultierenden Schwingfestigkeiten für die Erzeugung von Gusseisen, den Sand-, Kokillen- und Druckguss von Aluminum gezeigt werden [Woh11]. Durch verschieden große Gusseisenkörper folgten unterschiedliche Erstarrungsgeschwindigkeiten. Je kleiner das Gussstück, desto kürzere Erstarrungszeiten, desto mehr und kleinere Sphäroliten und desto

höhere Schwingfestigkeiten resultierten. Bei den betrachteten, zu ausferritischem Gefüge wärmebehandelten Proben lag die Dauerfestigkeit nach kürzester Erstarrungszeit bei ca. 420 MPa und nach längster bei ca. 320 MPa. Es wurden nach dem Kokillenguss der Aluminiumlegierung A356 in Folge unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten entstandene sekundäre Dendritenarmabstände ermittelt. Die Lebensdauer unterschiedlich feiner Gefüge wurde unter wechselnder Zug-Druck-Last bei einer Spannungsamplitude von 105 MPa geprüft. Es wurde gezeigt, dass eine Reduzierung des Dendritenarmabstands von 25 μm auf 15 μm eine Erhöhung der Lebensdauer von 1.000.000 auf 10.000.000 Lastwechsel zur Folge hatte. Für den Aluminiumdruckguss konnte gezeigt werden, dass nicht die bloße Anzahl, sondern vorrangig die Größe vorhandener Poren für die resultierende Schwingfestigkeit ausschlaggebend ist.

Im Kontext der Luft- und Raumfahrt wurden die Zug- und Schwingfestigkeit ($R = -1$) der Kobalt-Nickelbasislegierungen Stellite 31 und S-816 mittels gegossenen, axial belasteten Rundproben eines Prüfdurchmessers von 6,35 mm bestimmt [Fig67]. Für die erstgenannte Legierung wurde eine Zugfestigkeit von 849 MPa und eine Dauerfestigkeit von 290 MPa, für die zweitgenannte eine Zugfestigkeit von 1014 MPa und eine Dauerfestigkeit von 379 MPa ermittelt. Anhand der Untersuchung der Schwingfestigkeit einer zahnmedizinischen CoCr-Legierung wurde gezeigt, dass ohne eine nachgeschaltete Verdichtung eine Dauerfestigkeit von 207 MPa folgte und diese nach dem Verdichten auf 345 MPa gesteigert werden konnte [Mis99].

Zusammengefasst kann die Schwingfestigkeit von Gusserzeugnissen systematisch erhöht werden. Dieses kann im Wesentlichen mittels Erhöhung der Gefügefinesheit aufgrund beschleunigter Abkühlung, Einstellen kleiner statt großer Poren bei ansonsten gleicher Bauteildichte sowie Verdichtung geschehen. Übertragen auf das Laserauftragsschweißen wäre dieses mittels erhöhter Vorschubgeschwindigkeit des Schweißprozesses oder Umschmelzens, Anwendung von Prozessparametern, die höchste Dichte bei kleinstem Porendurchmesser bieten, sowie mittels dem Prozess nachgeschaltetem Verdichtungsschritt darzustellen.

2.5.4 Schweiß- und oberflächentechnisch bearbeitete Bauteile

Für das Schweißen unterschiedlicher Stähle, Stoßarten und Belastungsarten konnte experimentell gezeigt werden, dass unabhängig vom verwendeten Stahl oder der betrachteten Bauteilgeometrie bei axialer Belastung stets geringere Schwingfestigkeit resultiert als bei Biegebelastung [Son09]. Dieses im Stand der Technik bekannte Verhalten, wie zum Beispiel von Läßle zusammengefasst [Läß11], findet sich somit ebenfalls bei fügetechnischen Verbindungen wieder. Abgesehen von Stahl geringer Zugfestigkeit wurde bei vielen Varianten eine Robustheit gegen Lastüberhöhungen festgestellt. Somit liegen hohe Sicherheitsfaktoren für entsprechende Fügeverbindungen vor. Eigenspan-

nungen wurden insbesondere bei der Prüfung mit konstanter Lastamplitude durch lokales plastisches Fließen abgebaut. Weiterhin wurde gefolgert, dass beim Schweißen die Nahtwurzelform einen starken Einfluss auf die Schwingfestigkeit hat.

Durch systematische Variation der Schweißabfolge beim Fügen einer T-Verbindung aus Aluminium konnte eine in Lastrichtung orientierte Druckeigenspannungssituation eingestellt werden [Bay11]. Mittels dieser gelang eine Maximierung der Schwingfestigkeit einer Struktur für den Flugzeugbau.

Bei der Schwingfestigkeitsprüfung von Flachproben des Stahls 42CrMo4 unter schwelender Last nach gepulstem Laserhärten wurde ermittelt, dass das Versagen von den gehärteten Bereichen ausgeht und hier durchweg Sprödbrüche vorliegen [Hos00]. Die Ausgangliche Dauerfestigkeit von Proben des Grundwerkstoffs von 404 MPa konnte über die eingebrachten Druckeigenspannungen auf bis zu 414 MPa gesteigert werden. Auf diesem Wege konnte für bauteilähnliche Probengeometrien eine Schwingfestigkeitssteigerung von 59% im schwellenden Zuglastfall und bis zu 14% im Biegelastfall erzielt werden [Hab08]. Wenn die Randbereiche der Härtungen ebenfalls mit der Prüflast beaufschlagt wurden, wurde eine Reduzierung gegenüber der Schwingfestigkeit von Grundwerkstoffproben festgestellt. Dieses wurde auf hier vorliegende Zugeigenspannungen zurückgeführt, die gemäß Kräftegleichgewicht dem Integral der Druckeigenspannungen im Härtevolumen betraglich entsprechen mussten. Sowohl beim Schweißen als auch beim Laserhärten erscheint es somit grundsätzlich möglich, eine Bauteilschwingfestigkeit gezielt über den Eigenspannungszustand zu beeinflussen. Dabei ist offensichtlich zu beachten, dass Amplitude aber auch Position der Eigenspannung sich in Abhängigkeit der Bauteilgeometrie auf die Schwingfestigkeit auswirken können.

Nach dem artgleichen gepulsten Laserstrahlbeschichten mit drahtförmigem Zusatzwerkstoff von zuvor eingebrachten Vertiefungen in Stahl X40CrMoV5-1 (H13) sowie Stahl 40CrMnNiMo8-6-4 (P20) lag die Dauerfestigkeit jeweils unter 150 MPa. Bei ersterem lag die ursprüngliche Dauerfestigkeit von Grundwerkstoffproben bei 450 MPa, bei zweiterem bei 300 MPa [Bor07]. Konkrete Versagensursachen konnten nicht ermittelt werden, allerdings wurden im Schweißgut Zugeigenspannungen oberhalb 500 MPa gemessen, die im Grundwerkstoff auf Druckeigenspannungen von über -200 MPa übergingen. Eine Orientierung des aufgefüllten Volumens in einem Winkel von 45° zur Lastrichtung ergab identische Schwingfestigkeiten, wie es bei einem Winkel von 90° der Fall war [Bor09]. Die Untersuchungen zeigten, dass eine Steigerung der Mittelspannung zu reduzierter Schwingfestigkeit führt, wie es gemäß Haigh [Hai15] und Smith [Smi10] zu erwarten ist. In einer zweiten Studie wurden die gleichen Werkstoffe in gleichem Reparaturszenario hinsichtlich erzielbarer Schwingfestigkeit untersucht [Cos10]. Hier wurden allerdings Druckeigenspannungen von -200 MPa nahe der versagenkriti-

schen Oberfläche im P20 gemessen, was auf einen dem Beschichten nachgeschalteten Schleifvorgang zurückgeführt wurde. In Tiefenrichtung ging der Eigenspannungszustand in Zug über und erreichte mehr als 700 MPa. In Folge der Schwingprüfung bauten sich die Zugeigenspannungen hier in Folge plastischer Fließvorgänge auf oberhalb 400 MPa ab. Die Dauerfestigkeit von Prüfkörpern des Stahls H13 von 450 MPa sowie des Stahls P20 von 280 MPa fiel jeweils unter 200 MPa. Es wurden unterschiedliche Mittelspannungen in der Schwingprüfung angewendet und gezeigt, dass Eigenspannungen einen ähnlich negativen Einfluss auf die Schwingfestigkeit haben wie Mittelspannungen: Addierte man die mittleren in beschichteten Proben gemessenen Eigenspannungen auf den ermittelten Schwingfestigkeitswert, resultierte näherungsweise die Schwingfestigkeit der Proben des Grundwerkstoffs, die nur geringe Eigenspannungen aufwiesen.

Zur Untersuchung lokaler artgleicher Reparaturen wurden ebenfalls Vertiefungen in Flachproben des hochfesten Stahls 34CrNiMo6 (1.6582, AISI 4340) eingebracht [Sun14]. In der Beschichtung wurden Druckeigenspannungen und im Grundwerkstoff hohe Zugeigenspannungen gemessen. Rissausgangsorte konnten den Probenoberflächen im Bereich der Beschichtung zugeordnet werden, obwohl hier Druckeigenspannungen ermittelt wurden und Poren mit Durchmessern von bis zu 200 μm im Volumen ermittelt wurden. Die Festigkeit unter statischer und zyklischer Last wurde gegenüber Proben des unbehandelten Grundwerkstoffs reduziert. Die Schwingfestigkeitsprüfung erfolgte bei minimal 600 MPa, wobei maximal 100.000 Lastwechsel bis zum Bruch erfolgten. Die verschlechterten Eigenschaften wurden auf hohe Härte und Sprödigkeit in der Beschichtung und der Wärmeeinflusszone sowie auf hohe Zugeigenspannungen in letzterer zurückgeführt. Beim gleichen experimentellen Ansatz stellte sich in einer weiteren Studie eine identische Ergebnislage ein. In dieser wurde jedoch gefolgert, dass die Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffs selbst keinen wesentlichen Einfluss auf die resultierende Schwingfestigkeit ausübe, Bruchausgangsorte vielmehr in der Grenzschicht zwischen Wärmeeinflusszone und darüber befindlichem Funktionsvolumen zu finden seien [McD08].

Die Prüfung des Einflusses mittels LPA realisierter, unterschiedlicher Überzüge auf die ursprüngliche Schwingfestigkeit von Prüfkörpern des Vergütungsstahls 42CrMo4 zeigte bei schwellender Zuglast ($R=0$) im 4-Punkt-Biegelastfall, dass diese von 500 MPa stets auf oberhalb 300 MPa fiel. Als Beschichtungen wurden Edelstahl 1.4006 (410SS), 1.4021 (420SS) bzw. die Aluminiumbronze C95800 verwendet [Whi00]. Dabei kamen sowohl CO_2 -Laserleistungen von 6 kW als auch 18 kW zur Anwendung. Es wurden überlappende Spuren in Axialrichtung auf Flachstahl beschichtet. Prüfgeometrien wurden in der Art aus den beschichteten Proben getrennt, dass die schwellende Lasteinleitung in Auftragsrichtung der beschichteten Bahnen erfolgte. Die Dauerfestigkeit mit ei-

ner Beschichtung aus Bronze lag geringfügig unter derjenigen, die mit Edelstählen erzielt wurde. Es konnte kein eindeutiger Einfluss des Wärmeeintrags auf resultierende Schwingfestigkeiten nachgewiesen werden. Beschichtete Varianten zeigten eine höhere Streuung ertragbarer Lasten als Proben des unbeschichteten Grundwerkstoffs. Bei einem überwiegenden Anteil wurde ein Versagen an der Bauteiloberfläche festgestellt. Ein geringer Anteil zeigte Versagen im Volumen, wobei dieses auf vorhandene Ungängen in der Anbindung zurückgeführt wurde. Konkrete Versagensursachen konnten nicht ermittelt werden.

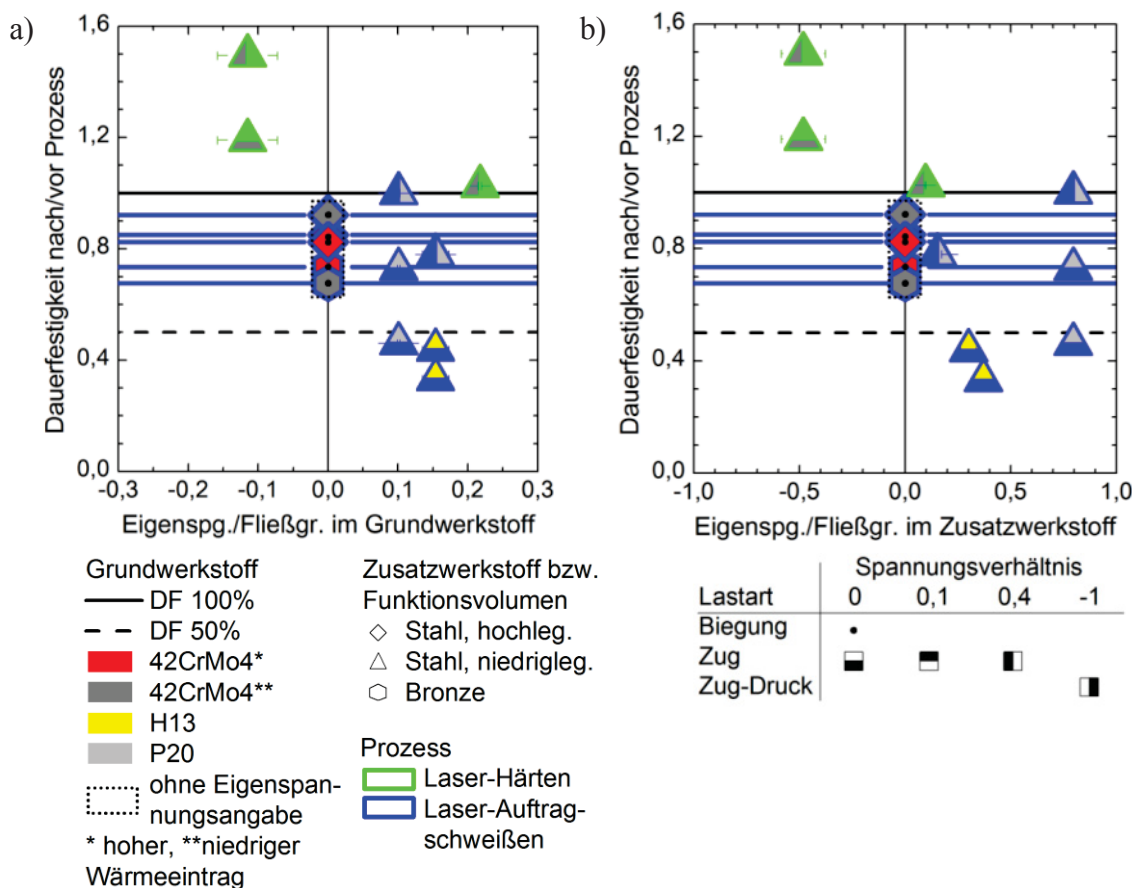
Nach dem Auftragschweißen der Kobaltbasislegierung Stellite 12 auf martensitischen Flachstahl mittels des Plasma Transfer Arc sowie des Oxy-Acetylen Schweißens gelang es, induzierte Eigenspannungen mittels Wärmebehandlung abzubauen [Den12]. Erstgenannter Prozess führte zu einer Dauerfestigkeit von etwa 250 MPa, letztgenannter zu ca. 200 MPa. Der Unterschied wird auf einen höheren Anteil von Karbiden in der Beschichtung aufgrund des heißer ablaufenden Oxy-Acetylen-Prozesses zurückgeführt. Die entsprechend reduzierte Duktilität steht im Verdacht ein früheres Versagen und höhere Rissfortschrittsraten verursacht zu haben.

Ein LPA-Verfahren, welches zur Bearbeitung von Schiffsmaschinenbauteilen zugelassen wurde [Blu99], umfasste das Beschichten von Komponenten des Stahls Ck45 mit der Kobaltbasislegierung Stellite 21. Schwingversuche attestierten beschichteten Bauteilen eine höhere Zeitfestigkeit als Grundwerkstoffproben. Dieselbe Legierung wurde auf den austenitischen Stahl 316L (1.4404) beschichtet, wobei gradierte und abrupte Übergänge von Grund- zum Beschichtungswerkstoff eingestellt und auf Umlaufbiegefestigkeit geprüft wurden [Gan10]. Beschichtete Varianten wiesen durchweg höhere Festigkeit unter zyklischer Last auf als Grundwerkstoffproben. Sowohl bei einer gegebenen Last von 200 MPa als auch von 300 MPa resultierte beim gradierten Übergang eine geringfügig höhere Lebensdauer als bei einem abruptem Übergang. Es versagte stets der austenitische Stahl. Das Bruchbild zeigt duktiles Versagen im Stahl, wohingegen im Stellite interkristalliner Sprödbruch befundet wurde. Das Dendritenwachstum im Stellite folgte zumeist der Richtung des Temperaturgradienten. Auf den Korngrenzen der Dendriten wurden chrom- und molybdänreiche Phasen nachgewiesen, wie es ebenfalls typisch für Gussgefüge dieser Legierung ist.

Bei der Wechselfestigkeitsprüfung eines mit Stellite 21 mittels LPA beschichteten flachen Stahls wurde gezeigt, dass die beschichtete Variante im Zeitfestigkeitsbereich bis ca. 24.000 Schwingspiele höhere Lasten erträgt als Proben des Grundwerkstoffs [Nie03]. Rissausgänge wurden dem Grundwerkstoff zugeordnet. Eine Vielzahl von Rissen an der Bauteiloberfläche, die offenbar nicht zum Versagen geführt haben, wird als Indiz einer hohen Zähigkeit gewertet. In einer weiteren Untersuchung derselben Werk-

stoffkombination wurde gezeigt, dass sich der Eigenspannungszustand in Folge zyklischer Belastung im Dauerfestigkeitsbereich nicht verändert [Nie05]. Durch das Beschichten erfolgte ein prozessinduziertes Wärmebehandeln von angrenzenden Folgebahnen. Dieser Schritt schien einen initialen Eigenspannungszustand nicht zu verändern. Jedoch wurde anhand der Bruchflächenanalyse gefolgert, dass das erneute Wärmebehandeln der Wärmeeinflusszone eine positive Beeinflussung der Schwingfestigkeit der Beschichtung zur Folge hat. Das Versagen wird wiederum dem Grundwerkstoff zugeordnet. Es wird ebenfalls schlussgefolgert, dass vorhandene Zugeigenspannungen gemäß Haigh [Hai15] und Smith [Smi10] wie Mittelspannungen in der Schwingprüfung wirken und damit eine Reduzierung dauerhaft ertragbarer Lasten bewirken.

Die dem Stand der Forschung zu entnehmenden Dauerfestigkeiten und Eigenspannungen in Folge der Kombination unterschiedlicher Laseroberflächenbearbeitungsprozesse und Werkstoffe sind in Bild 2-2 gegen die jeweilige Fließgrenze in Grund- und Zusatzwerkstoff bzw. Funktionsvolumen sowie im Hinblick auf die Veränderung der Dauerfestigkeit gegenüber Proben des Grundwerkstoffs dargestellt. Die hierzu verwendeten Daten und Quellen sind im Anhang A.1 in Tabelle 0-1 angegeben. Die Messwerte der Eigenspannungen stammen ausnahmslos aus versagenskritischen Bereichen der jeweils betrachteten Probenstücke. Während das Laserhärten eine Dauerfestigkeitssteigerung erzielen kann, überwiegt in Folge des Laserauftragschweißens eine Abnahme der Dauerfestigkeit. Im Stand der Forschung sind insgesamt nur wenige Beispiele zu finden, in denen sowohl Eigenspannungen als auch Dauerfestigkeiten bestimmt wurden. Vorhandene Beispiele, in denen identische Werkstoffkombinationen verarbeitet und untersucht wurden, weisen teils erhebliche Abweichungen auf, wie es beispielsweise anhand des Auftragschweißens von Stahl 42CrMo4 sowie H13 mit niedrig legiertem Stahl deutlich wird. Auch wenn sowohl unterschiedliche Werkstoffkombinationen als auch Lastarten und Spannungsverhältnisse zur Anwendung kamen, ist ein gewisser Trend zwischen Eigenspannung und Dauerfestigkeit auszumachen. Insgesamt liegt das Eigenspannungsniveau im Zusatzwerkstoff näher an der Fließgrenze, als im Grundwerkstoff. Je geringere Zugeigenspannungen bzw. je höhere Druckeigenspannungen in Grundwerkstoff und Zusatzwerkstoff bzw. in gehärteten Bereichen liegen, desto geringer fällt eine ausgangliche Dauerfestigkeit von Grundwerkstoffproben in Folge der Bearbeitung ab. Der Trend entspricht somit der Erkenntnis, dass stabile Eigenspannungen wie Mittelspannungen wirken und die Dauerfestigkeit unmittelbar beeinflussen.



Köhler 2016

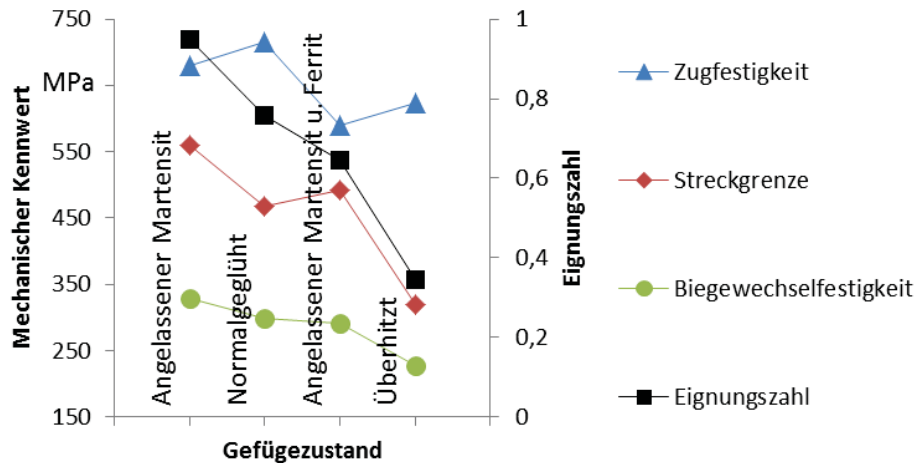
BIAS ID 160002

Bild 2-2.: Aus Laserhärten und -auftragschweißen resultierende Dauerfestigkeiten (DF) und Eigenspannungen an versagenskritischen Bereichen gegenübergestellt mit den jeweiligen Fließgrenzen und Ausgangsdauerfestigkeiten verwendeter Grund- und Zusatzwerkstoffe, bezogen auf a) den Grundwerkstoff, b) den Zusatzwerkstoff bzw. das Funktionsvolumen, detaillierte Quellen- und Prozessangaben im Anhang A.1 in Tabelle 0-1

2.5.5 Schwingfestigkeitssteigernde Maßnahmen

Maßnahmen zur nachgeschalteten Beeinflussung von Eigenspannungszuständen nach schweißtechnischer Behandlung von Bauteilen zielen zumeist auf eine schwingfestigkeitssteigernde Wirkung ab. Wiederum können die Maßnahmen grob in thermische und mechanische Nachbehandlungsschritte eingeteilt werden.

Um zu ermitteln, welcher Wärmebehandlungs- und Gefügestand in Stahl eine günstigste mögliche Kombination aus Streckgrenze, Wechsel- und Zugfestigkeit bietet, wurden entsprechende Untersuchungen am Beispiel des Stahls Ck45 durchgeführt [Hen71]. Den in Bild 2-3 ermittelten Werten wurde eine Eignungszahl ergänzt, indem die unterschiedlichen Eigenschaften der jeweiligen Behandlungszustände ohne zusätzliche Gewichtung auf den jeweils höchsten Wert normiert und diese Kennwerte anschließend für jeden Behandlungszustand miteinander multipliziert wurden. Aus der Darstellung wird deutlich, dass der angelassene Martensit nicht nur zur höchsten Wechselfestigkeit führt, sondern in der Bilanz der mechanischen Eigenschaften insgesamt am besten abschneidet.



BIAS ID 142551

Bild 2-3.: Mechanische Eigenschaften des Stahls Ck45 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen, Angelasener Martensit (820 °C, 30 min / Öl + 680 °C, 2 h), Normalgeglüht (820 °C, 30 min / Luft), Angelasener Martensit und Ferrit (820 °C, 30 min / Ofen, 670 °C / Wasser + 670 °C, 2 h), Überhitzt (1000 °C, 30 min / Ofen), nach [Hen71]

Die schwingfestigkeitssteigernde Wirkung des Spannungsarmglühens und des unter 2.4.3 beschriebenen TIG dressings aufgrund des Abbaus von Zugeigenspannungen wurde anhand des WIG-Schweißens einer V-förmigen Stoßverbindung des Stahls S355 gezeigt [Son09]. Eine ausgangliche Dauerfestigkeit nach 10 Millionen Lastzyklen nach dem Schweißen betrug 240 MPa. Nach dem Spannungsarmglühen wurde diese auf 320 MPa und nach dem TIG dressing und anschließendem Spannungsarmglühen auf 480 MPa erhöht. Der umgekehrte Effekt wurde nach dem Fügen eines Motorgehäuses aus Stahl S235JR (1.0038, früher St37-2) mittels Unterpulverschweißens und Wärmebehandlung beobachtet [Bar09]. Es resultierte eine gegenüber dem geschweißten Ausgangszustand deutlich verringerte Schwingfestigkeit. Dieses wurde auf den Eigenspannungszustand in der Nahtwurzel zurückgeführt. Nach dem Schweißen vorliegende Druckeigenspannungen standen in Verdacht durch die Wärmebehandlung freigesetzt zu werden, wodurch die lokale Schwingfestigkeit herabgesetzt wurde. Beim LPA käme ein Laserumschmelzen dem Ansatz des TIG-Dressings nahe. Im Stand der Forschung liegen jedoch keine systematischen Erkenntnisse über den Einfluss dieser Verfahrensabfolge im Hinblick auf resultierende Schwingfestigkeit vor.

Durch Ofenwärmebehandlung bei 850 °C, Ölabschreckung und anschließendem Anlassen bei 220 °C konnte die Lebensdauer artgleich beschichteten Stahls 34CrNiMo6 erhöht werden [Sun14]. Die Schwingfestigkeit fiel geringer aus als bei Proben des unbeschichteten Grundwerkstoffs. Die verschlechterten Eigenschaften werden auf eine höhere Härte und Sprödigkeit in der Beschichtung und des Bereichs der Wärmeeinflusszone in Folge des Beschichtens zurückgeführt. Es wurde postuliert, dass eine lokalere Wärmebehandlung die Duktilität in der Beschichtung und im Grundwerkstoff wiederherstellen könnte.

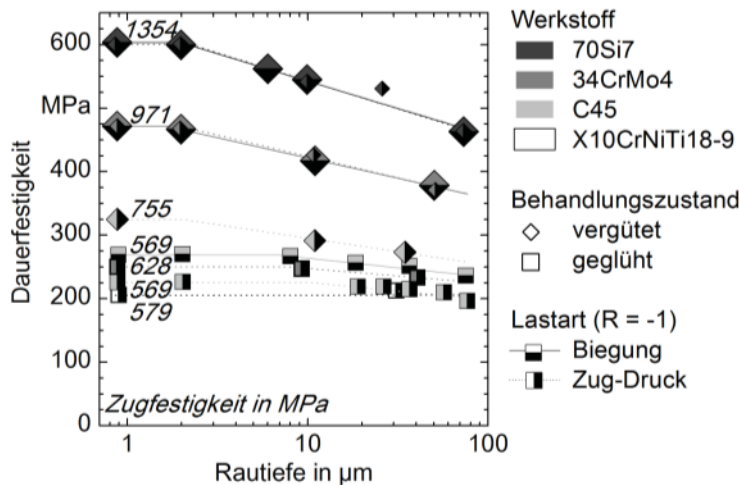
Mechanische Maßnahmen zur Einbringung von Druckeigenstressen in Bauteilrandschichten, um damit deren Schwingfestigkeit zu erhöhen, sind in der Produktionstechnik weit verbreitet [Kir99a]. Eine Vielzahl verschiedener Verfahren steht zur Auswahl, die individuell hinsichtlich der zu bearbeitenden Oberflächentopologie als auch der angestrebten Eigenspannungsamplitude sowie Tiefenwirkung auszuwählen sind. Zum Einbringen randschichtnaher Druckeigenstressen in Ti6Al4V sind sowohl das Festwalzen als auch die Laserschockbehandlung geeignet [Nal03], wodurch die ursprüngliche Schwingfestigkeit des Grundwerkstoffs jeweils deutlich erhöht wird. In Schwingversuchen bei 450 °C erwiesen sich die durch Festwalzen eingebrachten Druckeigenstressen deutlich temperaturstabiler als die mittels Schockbehandlung eingebrachten. Zur lokalen Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von Ti6Al4V wurden Untersuchungen zum Plasmaaufkohlen von nutförmigen Vertiefungen mit anschließendem Festwalzen durchgeführt [Tsu09]. Zum Festwalzen der Titanlegierungs Oberfläche kam ein kugelförmiger Gegenkörper eines Durchmessers von 6 mm zum Einsatz, der mit einer hydrostatischen Kraft von 0,75 kN angepresst wurde. Die Nut wurde mit einer Rolle eines Durchmessers von 36 mm festgewalzt. Die Schwingfestigkeitsprüfung erfolgte in axialer Richtung mit schwellender Last und positiver Mittelspannung. Die ursprüngliche Dauerfestigkeit des Titanlegierungsbauteils von 530 MPa fiel in Folge der Einbringung des Verschleißschutzes auf unter 350 MPa ab. Durch das Festwalzen des ursprünglichen Grundwerkstoffs wurde eine Dauerfestigkeit von 660 MPa erzielt, die auf diese Weise trotz Verschleißschutzes sogar auf 680 MPa gesteigert werden konnte.

Das Festwalzen wird häufig für die Bearbeitung wellenförmiger Bauteile angewendet, um geometriebedingte Bereiche der Spannungskonzentration besser gegen Versagen unter zyklischer Last zu schützen. Zu diesem Zweck wurden Untersuchungen zum Festwalzen von Hohlkehlen der Pleuelzapfen von PKW-Kurbelwellen durchgeführt [Wut10]. Die Dauerfestigkeit in der Hohlkehle einer Welle aus globularem Grauguss konnte zu 642 MPa im Biegebelastungsfall bestimmt werden [Spi07]. Durch das Festwalzen mit einer Kraft von 20 kN konnte die ertragbare Last betrachteter Bauteile von 4 kN auf ca. 8 kN im zyklischen Zug-Schwelllastfall erhöht werden. In Versuchen mit kurzzeitiger Überlast konnte gezeigt werden, dass die in der Art eingestellten Druckeigenstressen robust gegen entsprechende Lastüberhöhungen waren. Als wesentlicher Mechanismus, der die Schwingfestigkeit nach dem Festwalzen erhöht, wurde ein druckeigenstressinduzierter Rissstop benannt. Die beim Festwalzen resultierenden Druckeigenstressen werden durch Kaltverfestigung erzielt, die mittels strukturmechanischer Modellierung mit dem Anwendungshintergrund des Kurbelwellenfestwalzens berechnet werden konnten [Cho09]. Ebenfalls wurde mittels Modellierungsansatz gezeigt, dass es Grenzen bei der Steigerung der Schwingfestigkeit von Hohlkehlen gibt [Ho09], so dass deren Radien nur in gewissen Grenzen vergrößert werden können. Walzkräfte

dürfen nicht beliebig erhöht werden, da sich ab einer gewissen Amplitude das Druckeigenstressmaximum tief in das Bauteil verschieben kann und Zugeigenstressungen an der Oberfläche resultieren [Ber82]. Mittels FE-Modell gelang es aus der Überlagerung der durch Festwalzen induzierten Druckeigenstressungen, der Geometrie und der durch Lasteinleitung induzierten Lastspannungen einen effektiven, orts aufgelösten Spannungskonzentrationsfaktor zu berechnen [Chi05].

Die Wirkung des Festwalzens und der Grad der Steigerung der Schwingfestigkeit hängt direkt von der Dehngrenze des betrachteten Werkstoffs ab [Ber82]. An glatten sowie gekerbten festgewalzten Strukturen wurde gezeigt, dass sich bei letztgenannten eine deutlichere Steigerung der Schwingfestigkeit erzielen lässt. Am Beispiel des Festwalzens einer LKW-Kurbelwelle des Vergütungsstahls 37Cr4 konnte gezeigt werden, dass deren Schwingfestigkeit in einem gewissen Fenster linear von der gewählten Walzkraft abhängt. Das mehrfache Wiederholen des Walzens bei gleicher Kraft erzielte dabei zwar ebenfalls einen schwingfestigkeitssteigernden Effekt, dieser war jedoch deutlich geringer als eine Erhöhung der Walzkraft. In einem weiteren Anwendungsbeispiel wurden unterschiedliche schwingfestigkeitssteigernde Maßnahmen auf eine Großkurbelwelle aus globularem Grauguss GGG60 angewendet. Eine maximale Steigerung von 25% wurde in diesen Versuchen erzielt. Durch die Kombination mit einem Festwalzen wurde hingegen eine Verbesserung von bis zu 200% erzielt. Ein Ergebnis der Untersuchungen war, dass ein Nitrieren oder Härten im Vergleich zum Festwalzen eine deutlich geringere Schwingfestigkeitssteigerung bietet. Wenn eine Verbesserung des Verschleißverhaltens bei gleichzeitiger Steigerung der Schwingfestigkeit angestrebt wird, wird die Kopplung dieser Oberflächenbearbeitungsverfahren empfohlen.

Neben einer Kaltverfestigung und einhergehendem Induzieren von Druckeigenstressungen erwirkt ein Festwalzen außerdem eine Reduzierung der Oberflächenrauheit. Inwiefern dieses eine zusätzliche Steigerung der Schwingfestigkeit erzielt, kann nur schwer vom Effekt der Kaltverfestigung getrennt werden. Wie sich die Rautiefe auf die Dauerfestigkeit von Proben unterschiedlicher Stähle generell auswirkt, ist in Bild 2-4 dargestellt [Sie56]. Die Schwingfestigkeit von Proben vergüteter Stähle lässt sich offensichtlich um bis zu 30% steigern, wenn die Rautiefe von unterhalb 100 μm auf unterhalb 2 μm reduziert wird. Bei geblühten Stählen kann in diesem Intervall eine Schwingfestigkeitssteigerung von bis zu 17% berechnet werden. In Richtung abnehmender Rauheit stellt sich jeweils eine Sättigung auf eine maximale Dauerfestigkeit ein. Die Schwelle liegt im vergüteten Zustand bei 2 μm , im geblühten Zustand um 10 μm .



Nach Quelle: Siebel & Gaier 1956

BIAS ID 160003

Bild 2-4.: Einfluss der Rauheit auf die Dauerfestigkeit wärmebehandelter Stähle, nach [Sie56]

Zusammengefasst stehen der Produktionstechnik zahlreiche Maßnahmen zur Steigerung der Schwingfestigkeit zur Verfügung. Mit Ausnahme weniger, eher konventioneller Ansätze, wie dem Spannungsarmglühen, wurde bisher jedoch nicht systematisch untersucht, wie sich weitere erfolgversprechende Ansätze, zum Beispiel eine Erhöhung der Gefügefinesheit, ein dem TIG-dressing angelehntes Umschmelzen, ein Festwalzen oder Kombinationen dieser Maßnahmen auf die Schwingfestigkeit laserauftragsgeschweißter Bauteile auswirken. Somit fehlen grundsätzliche Erkenntnisse, welche Größen die Schwingfestigkeit nach dem Laserauftragschweißen maßgeblich beeinflussen.

3 Zielsetzung

Das Laserauftragschweißen ist ein etabliertes Verfahren, um Bauteiloberflächen mit Funktionsschichten zu versehen, diese im Sinne eines Recyclings zu rekonditionieren oder im Sinn eines Upcyclings beide Schritte zu kombinieren. Bisher profitieren jedoch lediglich mechanisch statisch belastete Bauteile, da Erkenntnisse fehlen, wie sich ein Systemverhalten in Folge des Prozesses unter zyklischer Last ändert. Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Erweiterung des Stands der Forschung um die Erkenntnis, ob und wie die Schwingfestigkeit nach dem Laserauftraggeschweißen von Bauteilen beeinflusst werden kann. Hierdurch soll erstmals die Grundlage gelegt werden, dass das Spektrum von diesem Verfahren profitierender Anwendungen um zyklisch belastete Bauteile erweitert werden kann. Deren Bearbeitung ist bisher aufgrund des vorherrschenden Unwissens über Rückwirkung der Laseroberflächenbearbeitung auf eine ausgängliche Bauteilfestigkeit unzulässig. Eine zukünftige Zulassung steht einzig dann in Aussicht, wenn hinreichend hohe, konkret spezifizierte Schwingfestigkeiten erzielt werden können.

Diese Zielstellung soll über das Erfüllen folgender Teilziele erreicht werden:

- Erarbeitung einer Erkenntnis, welche Eigenschaften in Bauteilen in Abhängigkeit angewendeter Prozessstrategien eingestellt werden
- Ermittlung von Möglichkeiten zur gezielten Beeinflussung eingestellter Eigenschaften über Prozessführung und/oder Nachbearbeitungsprozesse
- Ableitung von Erkenntnissen über die Einflussgrößen, die die Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter Bauteile bestimmen, insbesondere die Rauheit, die Gefügefinesheit und der Eigenspannungszustand
- Nachweis der Darstellbarkeit einer praxisrelevanten Schwingfestigkeit nach dem Laserauftragschweißen
- Nachweis der Gültigkeit von an Laborproben ermittelten schwingfestigkeitsbestimmenden Eigenschaften für Realbauteile mit einer Beispielanwendung aus dem Bereich Schiffbau

Um eine für die Anwendung größtmögliche Übertragbarkeit und Relevanz zu gewährleisten, sollen repräsentative, praxisrelevante Werkstoffkombinationen betrachtet werden.

4 Experimentelle Methoden

4.1 Werkstoffe und Geometrien

Als Grundwerkstoffe für Untersuchungen an Normproben wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit der hoch legierte, austenitische Stahl X5CrNi18-10 (1.4301, AISI 304SS) und der niedrig legierte Vergütungsstahl 42CrMo4 (1.7225, AISI 4140) verwendet. Die chemischen Analysen der verwendeten Chargen sind in Tabelle 4-1 aufgelistet. Beide stellen in der Produktionstechnik weit verbreitete Werkstoffe dar. Erstgenannter findet größtenteils in der lebensmittelverarbeitenden Industrie Anwendung, sowie dort, wo hohe chemische Beständigkeit und Korrosionsbeständigkeit gefordert wird. Letztgenannter wird vorwiegend für hochbelastete Maschinenkomponenten, wie Antriebs-, Kompressor-, Turbolader- und Kurbelwellen oder Pleuelstangen verwendet [Woo09]. Die chemische Beständigkeit und Korrosionsbeständigkeit ist der des austenitischen Stahls unterlegen.

Für Untersuchungen am Realbauteil Mittelschnellläuferkurbelwelle lagen je eine Kurbelwelle des Herstellers Caterpillar MaK vom Typ 8M20 und des Herstellers Yanmar vom Typ 6N18 vor. In beiden Fällen handelte es sich um geschmiedeten Stahl 42CrMo4. Die Kurbelwelle des Herstellers Caterpillar MaK war fabrikneu und somit zuvor nie zyklisch belastet worden. Dementgegen stammte die Yanmar-Welle aus dem Feld und war somit einer unbekanntem Zahl von Lastzyklen ausgesetzt.

Tabelle 4-1.: Chemische Analyse der Grundwerkstoffe Stahl X5CrNi18-10 und 42CrMo4 in Masseprozent und jeweils nach Norm zulässige Ober- und Untergrenzen

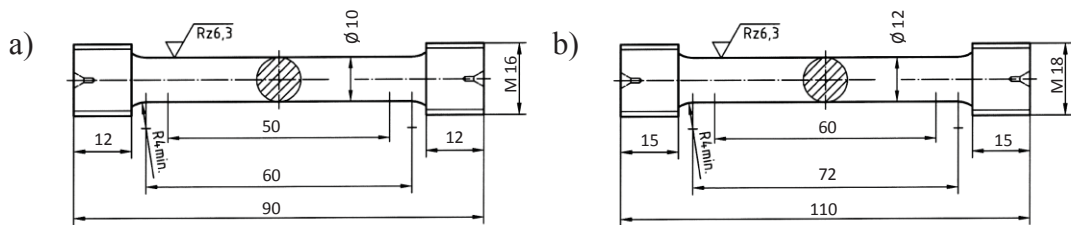
Element		C	Si	Mn	P	S	N ₂	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Analyse		0,044	0,044	1,71	0,035	0,008	0,064	18,08	8,08	0,28	0,6	71,06
X5CrNi 18-10	Min.	≤	≤	≤	≤	≤	≤	17,00	8,00	-	-	
	Max.	0,100	1,000	2,00	0,045	0,015	0,110	19,50	10,50	-	-	
Analyse		0,435	0,23	0,83	0,014	0,026	-	0,96	-	0,17	-	97,34
42Cr Mo4	Min.	0,38	≤	0,60	≤	≤	-	0,90	-	0,15	-	
	Max.	0,45	0,40	0,90	0,025	0,035	-	1,20		0,30	-	

Als Beschichtungswerkstoff wurde die Kobaltbasislegierung Stellite 21 verwendet. Die chemische Analyse der verwendeten Charge ist in Tabelle 4-2 angegeben. Wie im Stand der Technik erläutert, findet diese breite Anwendung als Gusswerkstoff sowie in der Oberflächentechnik, um Verschleißschutz und Korrosionsbeständigkeit über ein breites Temperaturspektrum sicherzustellen.

Tabelle 4-2.: Chemische Analyse des Beschichtungswerkstoffs Stellite 21 in Masseprozent

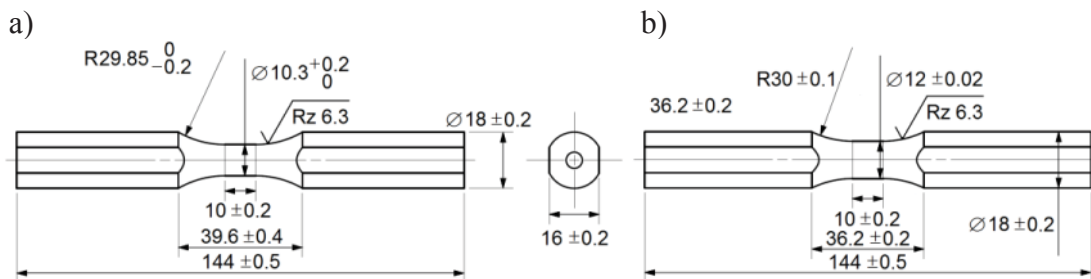
Element	C	Si	Mn	Co	Cr	Mo	Ni	Fe	W	B	Rest
Analyse	0,23	0,2	0,6	61,84	26,8	5,8	3,3	0,8	< 0,01	0,002	0,42
Hersteller- richtwert	0,25	-	-	64,75	27,0	6,0	2,0	-	-	-	-

Zur Charakterisierung des Einflusses des LPA-Prozesses auf resultierende Bauteileigenschaften unter statischer Last wurden die in Bild 4-1a und Bild 4-1b, sowie unter zyklischer Last die in Bild 4-2a und Bild 4-2b dargestellten Normrundprobengeometrien verwendet. Die Probenformen zur statischen Prüfung entsprechen der Norm DIN 50125. Proben zur zyklischen Prüfung wurden in Anlehnung an die Norm ASTM E 466-96 ausgelegt. Sämtliche Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden nach der Herstellung und vor weiteren Prozessschritten auf 350 HV vergütet. Die taillierten Bereiche aller verwendeten Normrundproben wurden mittels Drehen herausgearbeitet. In diesem Zustand wurden die Rundproben auftraggeschweißt. Eine Endbearbeitung nach dem Beschichten bzw. von Proben der Grundwerkstoffe erfolgte durch Schleifen, wobei die Schleifrichtung radial und somit senkrecht zur Längsachse und zur Richtung der späteren Lasteinleitung erfolgte.



BIAS ID 142552

Bild 4-1.: Zugprobenmaße in Millimetern nach dem Schleifen, a) unbeschichtet, b) beschichtet, mit Angabe maximal zulässiger gemittelter Rautiefe R_z in Mikrometern, nach DIN 50125



BIAS ID 142553

Bild 4-2.: Schwingprobenmaße in Millimetern, a) unbeschichtet, b) nach dem Beschichten und Schleifen, maximal zulässige gemittelte Rautiefe R_z in Mikrometern, nach ASTM E 466-96

Die thermischen Dehnungen der Grundwerkstoffe wurden am Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT), Bremen, anhand von Dilatometerproben eines Durchmessers im unbeschichteten Zustand von 10 mm und im beschichteten Zustand von 12 mm und einer jeweiligen Länge von 40 mm ermittelt.

Untersuchungen des Realbauteilverhaltens erfolgten zum einen an aus diesen getrennten Flachproben gemäß Bild 4-3 und zum anderen an Pleuelzapfensegmenten, die symmetrisch um die Hauptlager aus ganzen Pleuelwellen getrennt wurden. Die weitgehend einheitliche Geometrie der betrachteten Pleuelwellen ist in Bild 4-4 mit Benennung charakteristischer Maße gegeben [Ger12]. Die konkreten Maße der jeweiligen betrachteten Wellentypen sind in Tabelle 4-3 benannt. Die Kleinproben entsprachen ebenfalls der Norm DIN EN ISO 50125 zur Ermittlung statischer und der Norm ASTM E 466-96

4.2 Laserauftragschweißen

4.2.1 Lasermaterialbearbeitungssysteme

Entwicklungslabora Aufbau

Für die grundlegenden Laboruntersuchungen wurde das in Bild 4-5 dargestellte System verwendet. Als Strahlquelle wurde ein fasergeführter, lampengepumpter Nd:YAG-Hochleistungslaser der Firma Trumpf vom Typ HL 4006D verwendet. Dieser emittierte kontinuierlich bis zu 4 kW mit einer Wellenlänge von 1,064 μm . Ein Lichtwellenleiter mit einem Faserkerndurchmesser von 600 μm wurde verwendet. Mit diesem wurde die Laserstrahlung zum verwendeten Materialbearbeitungskopf vom Typ YC50 der Firma Precitec geführt. Das Faserende war in der Fokusebene einer Plankonvexlinse einer Brennweite von 200 mm angeordnet und bildete mit dieser eine optische Achse. Die aus der Faser divergent austretende Strahlung wurde dadurch in Richtung des Bearbeitungskopfes kollimiert. Als näherungsweise paralleles Strahlenbündel transmittierte diese durch einen integrierten wellenlängenselektiven (dichroitischen) Spiegel. Dahinter propagierte die Laserstrahlung weiter durch den Bearbeitungskopf bis zu einer zweiten Plankonvexlinse einer Brennweite von 200 mm. Diese fokussierte die Strahlung im Abstand der Brennweite in die Bearbeitungsebene. Durch diese Linsenkombination resultierte eine Abbildung der Objekt- in die Bildebene, somit des Faserendes in die Bearbeitungsebene, von 1:1. Um die untere, fokussierende Strahlformung und koaxial zur optischen Achse angeordnet befand sich eine pulver- und schutzgasführende Düse mit Ringspaltöffnung. Durch einen Anstellwinkel einer inneren und einer äußeren Düse relativ zum Lot der optischen Achse und dem Ringspaltaustritt bildete das ausströmende Pulver einen Konus. Der derart realisierte Pulverfokus befand sich 12 mm unterhalb des Düsenaustritts. Mittels Höhenverstellung der Düse konnte der Pulverfokus entlang der Laserstrahlkaustik positioniert werden. Der pulverförmige Zusatzwerkstoff wurde pneumatisch mittels Schutzgasstrom durch einen Pulverförderer der Firma GTV vom Typ MF-PF-2/2 zum Bearbeitungskopf transportiert. Mit einem Verteiler wurde der ankommende Pulvermassenstrom in vier Teilströme separiert und in vier Eingänge der Düse geleitet. Die kartesische Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Bauteil wurde durch eine 3-Achs-CNC der Firma Föhrenbach realisiert, die mit einer Steuerung der Firma Power Automation vom Typ PA 8000 ausgestattet war. Eine rotatorische Bewegung wurde durch eine am BIAS entwickelte Drehachse realisiert.

Induzierte Spitzentemperaturen im Schmelzbad wurden transient aufgezeichnet. Dabei kam ein Zweikanalpyrometer der Firma Impac Infrared vom Typ IGAR 12 LO zum Einsatz. Dieses wurde in einem Messbereich von 500 °C bis 2200 °C betrieben und lieferte eine Datenrate von 500 Hz. Die Messwellenlängen lagen bei 1,28 μm und 1,65 μm . Die vom Schmelzbad emittierte und in Richtung des Bearbeitungskopfes

gerichtete Wärmestrahlung wurde von der Fokussieroptik kollimiert und vom dichroitischen Spiegel in Richtung eines optischen Abgriffs am Bearbeitungskopf gelenkt. Mittels fokussierender Vorsatzoptik wurde die Wärmestrahlung in einen Lichtwellenleiter eingekoppelt und in diesem zum Zweikanalpyrometer geführt. Mit diesem wurde die Temperatur im Schmelzbad gemäß der Beschreibung in Kapitel 2.2.1 anhand des Stefan Boltzmann Gesetzes [Bol84] und unter Ausnutzung der Emissionswertkompensation durch Quotientenbildung der zwei getrennten Kanäle ausgewertet.

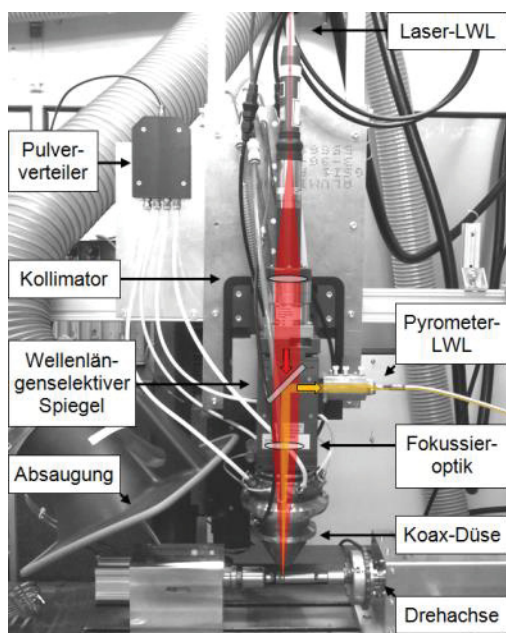
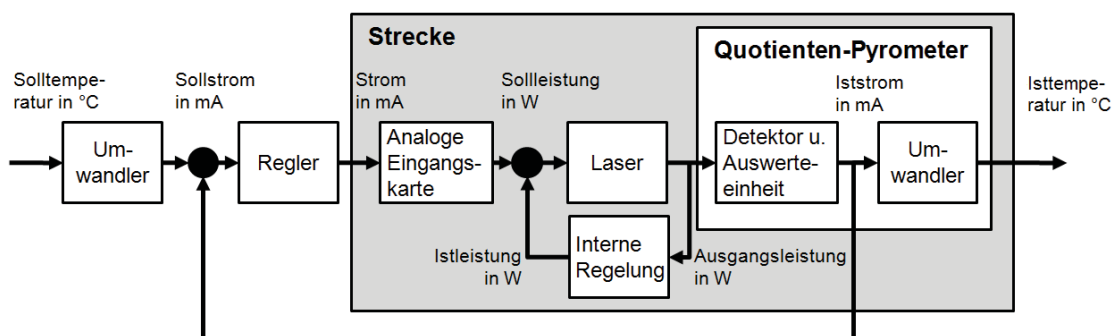


Bild 4-5.: Entwicklungslabora Aufbau zum temperaturgeregelten Laserpulverauftragschweißen von Rundproben mit schematischem Strahlengang, rot: Laserstrahlung, orange: Wärmestrahlung

Die transienten Temperaturmessdaten wurden als Basis einer geschlossenen Prozessregelung genutzt, wie sie von Doubenskaia et al. beschrieben wurde [Dou06]. Umgesetzt wurde diese durch ein mit digitalen und analogen Ein- und Ausgängen bestücktes, rekonfigurierbares FPGA basiertes Echtzeit-Mikroprozessorsystem vom Typ compact RIO 9073 der Firma National Instruments. Das Blockschaltbild des Regelungssystems mit den Hauptkomponenten Laser als Wärmequelle und Zweikanalpyrometer als Temperatursensor ist mit den entsprechenden Signalwegen in Bild 4-6 dargestellt. Führungsgröße des Systems war die Solltemperatur in der Schmelzbadmitte, Steuergröße die Laserausgangsleistung. Mittels Umwandler wurde der Solltemperaturwert in einen Strom überführt. Durch Subtraktion von Solltemperatur (Sollwert) und gemessener Temperatur (Istwert) wurde die Regelabweichung berechnet. Ein Regelalgorithmus mit Proportional- (P) und Integrationsglied (I) ermittelte mit einer Gewichtung durch eine Proportional- (K_P) und eine Integrationszeitkonstante (τ_I) die einzustellende Laserausgangsleistung (Steuergröße). Diese wurde vom Mikroprozessor als Strom an die analoge Eingangskarte des Lasers gegeben. Eine interne Leistungsregelung sorgte für eine konstante Laserausgangsleistung im Prozess (Regelstrecke). Von diesem emittierte Wärme-

strahlung wurde auf zuvor beschriebenem Wege vom Zweikanalpyrometer detektiert, ausgewertet und stellte den gemessenen Temperaturwert für den aktuellen Schleifendurchlauf dar. Die Temperatur wurde als Strom an den Beginn der Schleife übergeben sowie nach Rückumwandlung in einen Temperaturwert zur Dokumentation zusammen mit einem Zeitstempel auf ein Speichermedium abgelegt.

Erstmals in der Lasermaterialbearbeitung wurde eine bildgebende, emissivitätskompensierende Thermokamera verwendet. Das Gerät mit der Bezeichnung HDRC® Q-PyroCam des Herstellers IMS CHIPS, dem Institut für Mikroelektronik, Stuttgart, war gemeinsam mit diesem anzupassen, um eine transiente Aufzeichnung und Auswertung von Temperaturfeldern zu ermöglichen. In der verwendeten Ausbaustufe bot diese neben quotientenpyrometrischem Wirkprinzip eine Auflösung von 640x480 Pixeln, einen detektierbaren Temperaturbereich von 650 °C bis 1900 °C und eine native Bildrate von > 16 Hz [Hut09]. Gemeinsam mit dem Hersteller wurde eine Anpassung zur optischen Befilterung gegen Laserstrahlung erarbeitet und von diesem an einem Referenzwärmestrahler kalibriert. Durch Ergänzung einer Streaming-Funktionalität durch den Hersteller konnte im Kontext der vorliegenden Arbeit Software erstellt werden, die eine kontinuierliche Bildrate von 8,5 Hz und nachgeschaltete Auswertung ermöglichte [Koe13].



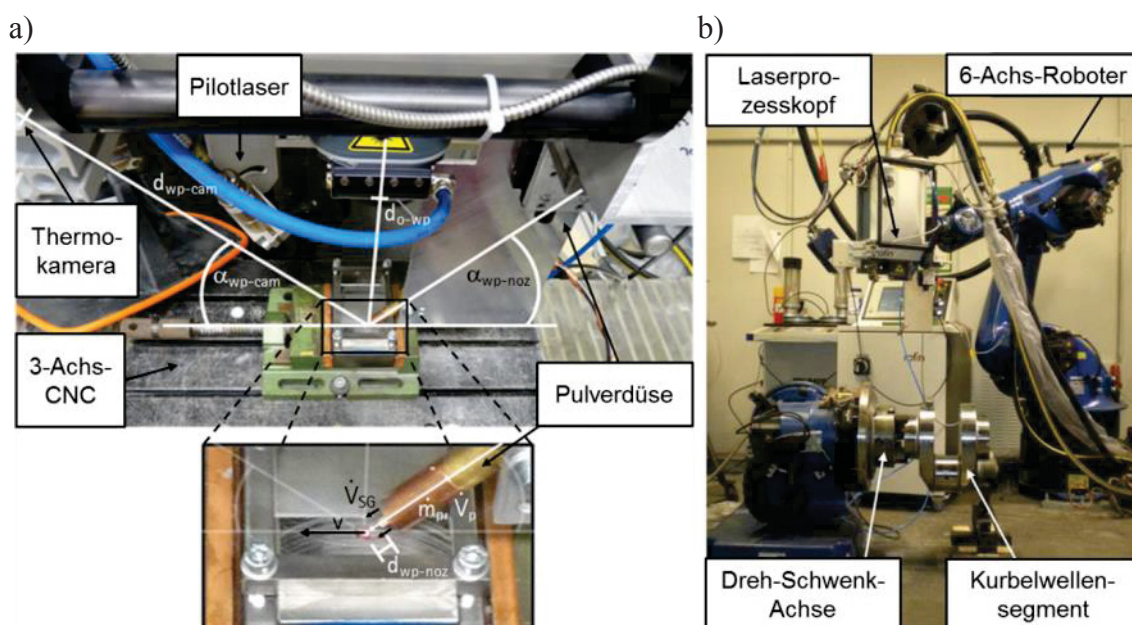
BIAS ID 142557

Bild 4-6.: Blockschaltbild des temperaturgeregelten Laserauftragschweißens

Applikationslaboraufbau

Für die Übertragung der grundlegenden Laboruntersuchungen in die Applikation wurde das in Bild 4-7 dargestellte System verwendet. Als Strahlquelle diente hier ein direkt strahlender Hochleistungsdiodenlaser der Firma Rofin-Sinar vom Typ DL 035Q, der eine maximale kontinuierliche Ausgangsleistung von 3,5 kW bot. Dabei emittierte dieser mit Wellenlängen von 808 nm sowie 940 nm. Der Laser wurde direkt an das Handhabungssystem montiert, von welchem die Laserstrahlung auf das Werkstück gerichtet wurde. Die Strahlformung erfolgte dabei mit einem Optiktubus einer Brennweite von 300 mm. Die Pulverzufuhr erfolgte mit einer seitlichen, am BIAS entwickelten Düse, die koaxial zur Pulverleitung eine Schutzgaszufuhr beinhaltete und mit einem Halter an den Laser fixiert war. Der pulverförmige Zusatzwerkstoff wurde in einer Keramikröhre geführt, die einen Innendurchmesser von 1 mm hatte. Am Düsenaustritt

divergierte der austretende Pulverstrom je nach Fördermenge, Gasdruck und -durchfluss. Die Düse wurde in unmittelbarer Nähe zur Fokusebene der Laserstrahlung montiert und konnte durch in den Halter integrierte Schwenk-, X-, Y- und Z-Achsen in einem definierten Anstellwinkel und Abstand zur optischen Achse und zum Werkstück positioniert werden. Das Pulver wurde wie beim Entwicklungslabora Aufbau durch den Pulverförderer der Firma GTV vom Typ MF-PF-2/2 zur Düse gefördert. Als Handhabungssysteme wurde die zuvor benannte 3-Achs-CNC der Firma Föhrenbach, wie in Bild 4-7a dargestellt, verwendet sowie ein 6-Achs-Roboter der Firma Kuka vom Typ KR 30 HA, wie in Bild 4-7b dargestellt. Im Zusammenwirken mit letztgenanntem wurde eine rotatorische Werkstückbewegung mittels einer Dreh-Schwenk-Achse der Firma Kuka umgesetzt.



BIAS ID 142558

Bild 4-7.: Applikationslaboraufbau zum schmelzbadgrößengeregelten LPA von a) Normproben und b) Realbauteilen; Parameter in a): Abstand Kamera-Werkstück d_{wp-cam} ; Abstand Objektivunterseite-Werkstück d_{o-wp} , Winkel Kamera-Werkstück α_{wp-cam} , Winkel Düse-Werkstück α_{wp-noz} , Schutzgasdurchfluss V_{SG} , Pulverförderrate m_p , Pulverfördergasdurchfluss V_p , Vorschubgeschwindigkeit v , Abstand Düsenaustritt-Werkstück d_{wp-noz}

Die Prozesszone um den Fußpunkt des auftreffenden Laserstrahls wurde mittels des unter Kapitel 2.2 benannten und in [Bon05] erstmals vorgestellten CCD-kamerabasierenden Temperaturfelddetektors des Fraunhofer IWS Dresden transient aufgezeichnet. Der Sensor war in einem engen Fenster einer Breite von etwa 50 nm bei einer Zentralwellenlänge im Infraroten unterhalb 850 nm befiltert und entsprach damit einem Einkanalansatz. Das System war herstellerseitig durch einen Referenzstrahler auf einen Messbereich von 1100 °C bis 1450 °C unter Annahme eines Emissionskoeffizienten von 0,8 kalibriert und arbeitete intern mit einer Bildrate von mindestens 150 Hz. Das Kamerasystem war seitlich zum Prozess und schleppend zur Relativbewegung von Strahl und Werkstückoberfläche angeordnet.

Das System des Fraunhofer IWS wurde insbesondere für eine geschlossene Prozessregelung entwickelt. Es bietet die Möglichkeit, aus transienten Temperaturfeldmessdaten durch Angabe einer Schwelltemperatur die Anzahl der Pixel zu errechnen, die diesem Wert entspricht und oberhalb dessen liegt. Durch Eingabe der Schmelztemperatur des Beschichtungswerkstoffes konnte so die Schmelzbadgröße transient erfasst werden. Diese Messgröße diente im Rahmen der Untersuchungen als Basis für die Prozessregelung.

Das Blockdiagramm des Regelkreises zur Schmelzbadgrößenregelung entspricht bis auf die Führungsgröße (Schmelzbadgröße statt Schmelzbadspitztemperatur) und dem Detektor (befilterte CCD-Kamera statt Zweikanalpyrometer) dem der Spitztemperaturregelung in Bild 4-6. Statt eines Proportional-Integral-Algorithmus wurden hier maximal zulässige Leistungs- und Temperaturrampen vorgegeben. Durch kontinuierliche Erfassung der Ist- und Abgleich mit der Sollgröße wurde die Laserleistung so geregelt, dass eine konstante Schmelzbadgröße entlang eines Bearbeitungspfades resultierte.

4.2.2 Rundproben

Durch eine konstante Zustellgeschwindigkeit entlang der Probenlängsachse bei positionsabhängiger Rotationsgeschwindigkeitssteuerung wurde beim umlaufenden Auftragschweißen der in Bild 4-2a dargestellten Geometrie stets eine konstante Relativgeschwindigkeit von Strahl zu Bauteiloberfläche realisiert. Durch diese Verfahrensweise wurde in Richtung des zylindrischen Mittelteils ein kontinuierlich zunehmender Spurüberlapp eingestellt. Im zylindrischen Probenmittelteil war dieser konstant und nahm beim Herausfahren aus dem Mittelteil wiederum kontinuierlich ab. Die Axialbewegung des Bearbeitungskopfes entlang der Auftragschweißung folgte der Kontur der Taille. Der Arbeitsabstand betrug stets 11,5 mm und der Bearbeitungskopf war im rechten Winkel zur Probenlängsachse, nicht aber zur Probenoberfläche orientiert. Im Bereich der Probentaille wurde bei einem Vorschub von 1 m/min ein Spurversatz von 0,8 mm und bei 4 m/min ein Spurversatz von 1,4 mm verwendet. Während des Laser-auftragschweißens wurden die im Schmelzbad induzierten Spitztemperaturen bei allen Probenvarianten transient aufgezeichnet. Die Temperaturverteilungen am Ort der direkten Strahl-Pulver-Bauteil-Wechselwirkung und der abkühlenden Schleppe wurden mit Hilfe einer Emissionswert kompensierenden Thermokamera aufgezeichnet.

Sämtliche Rundproben wurden spitztemperaturgeregelt auftraggeschweißt. Die zum Einsatz gekommenen Prozessparameter sind in Tabelle 4-4 zusammengefasst. Bei allen Varianten erfolgte eine Defokussierung des Laserstrahls in der Art, dass dessen Fokus 12 mm oberhalb des Bauteils positioniert war, um einen Strahldurchmesser von 2,5 mm auf der Bauteiloberfläche zu realisieren.

Tabelle 4-4.: Prozessparameter zum Laserauftragschweißen mit dem Entwicklungslabora Aufbau

Vorschub (m/min)	Solltemperatur (°C)	Pulverförder-rate (g/min)	Schutzgase (l/min)		Pulverförder-gas (l/min)
			Zusatzgas	Koaxialgas	
1	1650	15	14	7	7,5
4	1800	34	27	20	10

Als Schutz- und Fördergas kam Argon 99,5% zum Einsatz. Der Gasvordruck der Schutzgasleitungen lag bei 3 bar, der der Pulverzufuhr bei 2,5 bar. Eine mit 1 m/min beschichtete Variante des Stahls 42CrMo4 wurde in wenigen Millimetern Abstand hinter dem Schmelzbad mittels Stickstoff (N₂) abgekühlt. Alle übrigen Probenvarianten kühlten nach erfolgter Beschichtung an Luft ab.

4.2.3 Flachproben aus Kurbelwellen und Kurbelwellensegmente

Die Eindüsung des Pulverstroms erfolgte lateral, wobei dieser in Richtung der Vorschubrichtung zeigte und somit stechend orientiert war. Als Schutz- und Fördergas wurde Argon 99,5% verwendet. Die Bauteiloberfläche wurde in der Fokusebene des Lasers positioniert und der Pulverstrahlfußpunkt wurde mittig in das Strahlprofil positioniert. Der Prozess wurde schmelzbadgrößengeregelt durchgeführt. Eine relative Schmelzbadgröße wurde als Sollwert vorgegeben. Zwischen diesem Wert und der Vorgabe für die Schmelzbadgröße in Pixeln lag ein progamminterner Faktor von 2. Der Sollwert der relativen Schmelzbadgröße wurde in den Untersuchungen zu 3500 Pixeln gewählt. Der Längenkalibrierfaktor von Pixellänge zu physikalischer Länge quer zur Vorschubrichtung des Prozesses betrug 46,3 µm/Pixel und in Vorschubrichtung 56,1 µm/Pixel. Der Sollwert entsprach somit einer Fläche von 1,96 cm². Die angewendeten Prozessparameter sind in Tabelle 4-5 zusammengefasst.

Tabelle 4-5.: Prozessparameter zum Laserauftragschweißen mit dem Applikationslaboraufbau

Parameter und Formelzeichen gemäß Bild 4-7		Wert und Einheit
Abstand Optikunterseite - Werkstück	d_{o-wp}	278 mm
Strahlgeometrie im Fokus		5 mm x 5 mm
Winkel Pulverdüse - Werkstück	α_{wp-noz}	52°
Abstand Pulverdüse - Werkstück	d_{wp-noz}	6,5 mm
Abstand Kameragehäuse - Werkstück	d_{wp-cam}	430 mm
Winkel Kameragehäuse - Werkstück	α_{wp-cam}	48°
Schwelltemperatur für Schmelzbadregelung		1450 °C
Sollwert Schmelzbadgröße		3500 px bzw. 1,96 cm ²
Vorschubgeschwindigkeit	v	0,6 m/min
Spurversatz		2,5 mm
Schutz- und Pulvergasvordruck		3 bar
Schutzgasdurchfluss	V_{SG}	17,5 l/min
Pulverfördergasdurchfluss	V_p	8 l/min
Pulverförderrate	m_p	19,8 g/min

Die aus einer vollständigen Kurbelwelle getrennten Flachproben wurden an den Probenenden auf Metallblöcke gespannt und mittels 3-Achs-CNC bearbeitet. Die Einspannung war kühlwasserdurchströmt, um die im Realbauteil vorliegende Wärmesenke abzubil-

den. Die Kurbelwellensegmente wurden am Hauptlager eingespannt und durch eine Drehachse in Rotation versetzt. Um stets die oberste Position auf der Zapfenoberfläche zu bearbeiten, wurde die Trajektorie dieser Position durch koordinierte Drehbewegung des 6-Achs-Roboters verfolgt. Sowohl bei Flachproben als auch bei Kurbelwellensegmenten wurde die jeweils erste Bahn mittig auf den Ansatz der eingebrachten Vertiefung positioniert. Die Beschichtung der Kurbelwellensegmente erfolgte beim ersten und letzten Umlauf jeweils ohne axialen Vorschub, dazwischen mit identischen Parametern, wie bei der Beschichtung der Kleinproben.

4.3 Nachbehandlung laserauftraggeschweißter Rundproben

4.3.1 Ofen- und lokale Laser-Wärmebehandlung

Mit einem Vorschub von 4 m/min beschichtete Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden nach dem Schleifen mit unterschiedlicher Ofenwärmebehandlungen beaufschlagt. Hierfür wurde ein Ofen des Typs VKNQ der Firma ALD Vacuum Technologies eingesetzt. Dieser erlaubte maximale Temperaturrampen bei der Aufheizung auf 300 °C von 5 K/min und auf 680 °C mit 10 K/min. Durch unterschiedliche Stickstoffgasdrücke standen am Gerät unterschiedliche Abkühlmodi zur Verfügung. Eine langsame Abkühlung wurde mit 2 bar, eine schnelle für Abschreckvorgänge mit 6 bar eingestellt.

Der Temperaturverlauf der Ofenwärmebehandlungen wurde in einem Ofen vom Typ N 7/H der Firma Nabertherm durch Thermoelemente vom Typ K ermittelt. Die Auswertung erfolgte mittels des Datenaufnehmers DAQ 2408 des Herstellers OMEGA. Die Erfassung der Strömungsgeschwindigkeit der Gasabschreckung erfolgte mit dem thermischen Anemometer Testo 425.

In einer Ofenwärmebehandlung beschichteter Proben erfolgte zum einen ein Aufheizen auf 300 °C mit einer Haltezeit von 2 h und anschließender Abkühlung an Luft. Zwei weitere Varianten wurden mit einer Haltezeit von 2 h auf 680 °C erwärmt, wobei eine Variante anschließend an Luft und eine zweite Variante mit einem Stickstoffgasstrom mit einem Druck von 6 bar beschleunigt abgekühlt wurde. Bei letzterer wurde eine Strömungsgeschwindigkeit von 14,5 m/s auf die Probe gerichtet. Zur Ermittlung der in den untersuchten Wärmebehandlungsvarianten eingestellten Temperaturverläufe wurden die oben genannten Bedingungen im Ofen vom Typ N 7/H nachgestellt. Die Ermittlung der Abkühlraten nach Entnahme aus dem Ofen erfolgte durch Temperaturmessung der Oberfläche im Bereich der Probentaille mittels Thermoelement vom Typ K. Das Thermoelement wurde an die Probenoberfläche geschweißt. Die jeweils gemessene Probe wurde zur thermischen Entkopplung auf Blechkanten abgelegt. Der Bereich der Auflage lag 70 mm von der Messstelle entfernt. Die Abkühlung im Stickstoffstrom wurde in einem Rohr eines Querschnitts von 50 mm direkt nach Entnahme aus dem Ofen reali-

siert. Eine Strömungsgeschwindigkeit des gasförmigen Stickstoffs von 14,5 m/s wurde an der Probenoberfläche sichergestellt, indem die Geschwindigkeit mittels thermischen Anemometers gemessen wurde.

Beschichtete Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden nach dem Beschichten mit zwei unterschiedlichen Prozessparametern mittels Laserstrahlung lokal wärmebehandelt. Hierzu wurde der in 4.2.1 erläuterte Entwicklungslabora Aufbau zum Auftragschweißen verwendet. Vor der lokalen Wärmebehandlung wurden die Proben auf Raumtemperatur an Luft abgekühlt. In einer Variante wurden zuvor mit 1 m/min beschichtete Proben mit einer konstanten Laserleistung von 400 W und deaktiviertem Pulverstrom bei identischen, in Tabelle 4-4 benannten Parametern des Beschichtungsprozesses wärmebehandelt. Dem Prozess nachlaufend wurde eine Kühlung der Prozessschlepe durch kontinuierlich fließendem Flüssigstickstoffstrahl realisiert. Einer zweiten Variante lokaler Laser-Wärmebehandlung lag die mit einem Vorschub von 4 m/min, Temperaturregelung und in Tabelle 4-4 benannte beschichtete Rundprobenvariante zugrunde. Der Strahldurchmesser wurde durch Erhöhung des Abstandes von Bearbeitungskopf zur Bauteiloberfläche auf 5 mm aufgeweitet. Bei einem Vorschub von 0,4 m/min und einem Spurversatz von 2,5 mm wurde eine Solltemperatur von 1050 °C auf der Beschichtungsfläche eingestellt.

4.3.2 Laserumschmelzen

Mit einem Vorschub von 1 m/min beschichtete Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden nach dem Beschichten und Abkühlen auf Raumtemperatur mit unterschiedlichen Streckenenergien umgeschmolzen. Abgesehen von Laserleistung, Vorschubgeschwindigkeit und deaktiviertem Pulverstrom wurden dabei identische Prozessparameter verwendet, wie bei dem ausganglichen, in Tabelle 4-4 benannten Beschichtungsprozess. Die in Tabelle 4-6 beschriebenen Kombinationen aus Vorschub und Laserleistung wurden angewendet.

Tabelle 4-6.: Umschmelzparameter mit Stellite 21 beschichteten Stahls 42CrMo4

Vorschub (m/min)	Sollleistung (W)	Streckenenergie (kJ/m)
1	900	54,0
2,5	1490	35,8
4	2100	31,5

4.3.3 Schleifen

Rundproben wurden durch eine zuvor abgerichtete Schleifscheibe gleichzeitig in der gesamten Breite der Bauteiltaille auf das Sollmaß geschliffen. Flachproben wurden mit Hilfe einer Flachsleifmaschine und Kurbelwellenzapfenoberflächen mittels spezieller Vorrichtung zur Endbearbeitung großer Kurbelwellen auf das Sollmaß geschliffen.

4.3.4 Festwalzen

Zum Festwalzen beschichteter Rundproben wurden die hydrostatischen Werkzeuge HG6 bzw. HG13 der Fa. Ecoroll verwendet. Ein kugelförmiger Gegenkörper wurde in diesem durch Öldruck gegen die zu bearbeitende Oberfläche ausgelenkt, wobei die Auslenkung kraftgeregelt war. Die auf einem Ölfilm laufende Kugel war in Rotationsrichtung frei beweglich. Mittels eines Auslegers konnten Höhenunterschiede entlang der Bearbeitung ausgeglichen werden. Das Festwalzen wurde durch die Firma Ecoroll an einer Drehmaschine durchgeführt, die eine gesteuerte Rotation des zu bearbeitenden Bauteils sowie die Relativbewegung von Festwalzwerkzeug zu Bauteiloberfläche ermöglichte.

Mit einem Vorschub von 4 m/min beschichtete und geschliffene Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden in unterschiedlichen thermischen Behandlungszuständen mit unterschiedlichen Kräften einstufig mechanisch festgewalzt. Die Behandlungszustände bestanden einerseits aus der mit 4 m/min temperaturgeregelt beschichteten und andererseits aus der im Anschluss daran lokal mit 0,4 m/min und auf 1050 °C temperaturgeregelt laserwärmebehandelten Variante. Tabelle 4-7 fasst die untersuchten Kombinationen aus Ausgangszuständen und Walzparametern zusammen. In allen Fällen wurde ein axialer Vorschub von 0,1 m/min bei einer Drehzahl von 730 U/min angewendet.

Tabelle 4-7.: Mit dem Festwalzen kombinierte Behandlungsvarianten von Proben des Stahls 42CrMo4

Festwalz- kraft (kN)	Beschichtet und	
	Beschichtet	wärmebehandelt
0,63	X	X
1	X	X
2	X	

4.4 Proben- und Bauteilcharakterisierung

4.4.1 Bildgebende Mikroskopie

Eine optische Untersuchung und Dokumentation metallographischer Schliffe erfolgte mit dem Mikroskop AXIO Imager A1m der Firma Zeiss. Dieses wurde in Verbindung mit der CCD-Kamera DFC 320 der Firma Leica verwendet. Bilder wurden bis zu einer 500fachen Vergrößerung erstellt. Dazu kam ein Mikroskopobjektiv mit 50facher Vergrößerung und ein Okular mit 10facher Vergrößerung zum Einsatz. Eine Bildauswertung und -archivierung erfolgte mit dem Programm Image Access 7.0.

Bruchflächenanalysen wurden am IWT, Bremen, an einem Rasterelektronenmikroskop vom Typ CamScan CS 44 E des Herstellers Cambridge Scanning Company Limited sowie beim Germanischen Lloyd Prüflabor, Hamburg, durchgeführt.

4.4.2 Rauheit

Oberflächenrauheiten wurden optisch mit dem konfokalen Mikroskop VK-9700 des Herstellers Keyence ermittelt. Die Messdaten wurden mit der Software Keyence VK Analyse-Modul in der Version 3.4.0.1 ausgewertet.

Rauheitsmessungen wurden nach DIN EN ISO 4287:1997 mit einem kurzwelligen Profilfilter der Wellenlänge $2,5\ \mu\text{m}$ und der Grenzwellenlänge $0,8\ \text{mm}$ ausgewertet. Am verwendeten konfokalen Mikroskop wurde eine 50fache Vergrößerung eingestellt. Mit diesen Einstellungen wurde die mittlere Rautiefe R_z in μm über eine Messstrecke von $2,5\ \text{mm}$ ermittelt. Pro Behandlungsvariante wurden drei Proben vermessen. Aus den gewonnenen Messdaten wurden der Mittelwert und die Standardabweichung je Variante gebildet. Bei den Kleinproben wurde die Rauheit am Ort der Lastkonzentration, folglich in den mittigen, taillierten Bereichen gemessen. Bei den Realbauteilen wurde die Oberfläche der beschichteten zylindrischen Zapfenbereiche gemessen. Rauheitsmessungen erfolgten stets im geschliffenen Zustand und in Richtung der äußeren Lasteinleitung der Schwingfestigkeitsprüfung. Bei Rundproben und Realbauteilen waren die Schleifriefen stets senkrecht zur Lastrichtung und somit zur Richtung der Rauheitsmessung orientiert. Bei Flachproben waren die Schleifriefen in Richtung der Lasteinleitung orientiert. Die Rauheitsprüfung erfolgte auch hier entlang der Lastrichtung und somit in Schleifrichtung orientiert.

4.4.3 Mechanische Prüfung

Zur Härteprüfung nach Vickers wurde ein Vickers-Härteprüfer (HV) der Firma LECO mit der Bezeichnung MHT Series 210 verwendet. Härtemessungen am IWT wurden mit dem Gerätetyp HMV 2000 der Firma Shimadzu durchgeführt. Die Vickers-Mikrohärteprüfung beinhaltet das Eindringen eines pyramidenförmigen Körpers mit einer konstanten Kraft. Nach erfolgtem Eindruck wurden die Diagonalen der Pyramide ausgemessen und dessen Tiefe über die Pyramidengeometrie errechnet. Der Härtewert wird mit der Prüfkraft in der Krafteinheit Kilopond angegeben. Die Härte der Grundwerkstoffe wurde jeweils entlang einer Linie senkrecht zur Oberfläche in das Volumen gemessen. Härteverteilungen nach dem Auftragschweißen sowie den betrachteten Nachbehandlungsschritten in der Beschichtung und im Grundwerkstoff wurden durch matrixförmig angeordnete Härteeindrücke ermittelt. Für die in den einzelnen Ebenen gemessenen Härtewerte wurden jeweils der Mittelwert sowie die Standardabweichung berechnet.

Statische Zugversuche wurden an Rundproben am IWT und an Flachproben an der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt Halle (SLV Halle) durchgeführt. Die verwendete Zugprüfmaschine am IWT war vom Typ RM 250 der Firma Schenck.

4.4.4 Gefügefinesheit

Anhand metallographischer Probenlängsschliffe in Rundproben wurde die Feinheit im dendritisch erstarrten Gefüge durch Ausmessen sekundärer Dendritenarmabstände (SDAA) in den jeweiligen Behandlungsvarianten bestimmt. Je Angabe wurden dabei mindestens drei Einzelmessungen an entsprechend auswertbaren, in der Schliffebene liegenden Dendriten durchgeführt und deren Mittelwert gebildet. Entlang der Beschichtungshöhe wurden jeweils mittig und im unteren Bereich der Beschichtung Messungen durchgeführt.

4.4.5 Thermische Dehnungen

Dilatometrische Untersuchungen wurden am IWT an einer Maschine vom Typ 801 der Firma Bähr Thermoanalyse GmbH durchgeführt. Die jeweiligen thermischen Dehnungen wurden in diesem anhand der temperaturabhängigen Abstandsänderung der Endflächen zylindrischer Proben ermittelt. Zur Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α wurden die Proben von einer Raumtemperatur von 20 °C bis zu einer Temperatur von 1000 °C aufgeheizt und anschließend wieder auf 20 °C abgekühlt. Aufheizen und Abkühlen erfolgten jeweils mit einer Rate von 1 K/min.

4.4.6 Eigenspannungsmessung

Röntgenographische Eigenspannungsmessungen erfolgten am IWT mit einem Diffraktometer vom Typ F der Firma Siemens. Die Eigenspannungsauswertung erfolgte nach der geläufigen $\sin^2\chi$ - Methode. Darin entsprachen die Eingangsparameter E-Modul und Querkontraktionszahl den bei der nachfolgend erläuterten Neutronenbeugung verwendeten. Der oberflächennahe Eigenspannungszustand wurde mit der Röntgenbeugungsanalyse in tangentialer und axialer Richtung sowohl in unbeschichteten als auch mit Stellite 21 beschichteten Rundproben gemessen. Tiefenverläufe wurden durch stufenweise elektrolytischen Abtrag ermittelt, wobei keine Kompensationsrechnung erfolgte. Ein mögliches Freisetzen von Eigenspannungen infolge des Abtrags wurde somit nicht berücksichtigt.

Zur Ermittlung der Eigenspannungstiefenverläufe in unbeschichteten und beschichteten Proben wurden Neutronenbeugungsmessungen an der Forschungs-Neutronenquelle Heinz-Maier Leibnitz FRM II, Garching, der Technischen Universität München durchgeführt. Vom Reaktor emittierte Neutronen wurden in unterschiedliche Messstationen geleitet. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Dehnungsmessinstrument STRESS-SPEC verwendet. Bei diesem handelt es sich um ein Diffraktometer, welches zur Textur- und Eigenspannungsanalyse optimiert wurde, wie es Hofmann et al. schilderten [Hof06]. Mittels geeigneter Positionierung eines gekrümmten Silizium-Monochromators aus Si (400) im Neutronenstrahlengang wurde eine Wellenlänge von 1,669 Å erzielt und der

Strahl in einem Winkel von $75,84^\circ$ relativ zum radial aus dem Reaktor ausstrahlenden Vektor in die Station des STRESS-SPEC Instruments umgelenkt. Gebeugte Strahlung wurde von einem positionsempfindlichen Flächendetektor mit einer sensitiven Fläche von $30 \times 30 \text{ cm}^2$ detektiert. Beugungsmessungen erfolgten um einen Winkel von $90,6^\circ$ (2Θ) für den Ferrit im Stahl 42CrMo4 in der $\{211\}$ Fe- α Linie und für den Austenit im Stahl X5CrNi18-10 um einen Winkel von $100,6^\circ$ (2Θ) in der $\{311\}$ Fe- γ Linie. Ein Messvolumen von $1 \times 3 \text{ mm}^3$ wurde, wie in 2.4.1 beschrieben, durch eine entsprechende Primärblende der Höhe und Breite von $1 \times 3 \text{ mm}^2$ und einem Radialkollimator mit einer Sekundärblende einer Halbwertsbreite von 1 mm, der die gebeugte Strahlung detektierte, aufgespannt. Diese Konfiguration wurde zur Messung von radialen und tangentialen Dehnungen herangezogen. Zur Messung der axialen Dehnungen wurde ein Messvolumen von $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ aufgespannt, indem eine Primärblende von $1 \times 1 \text{ mm}^2$ bei identischer Sekundärblende verwendet wurde. Durch eine oszillierende Relativbewegung zwischen zu messendem Körper und Messvolumen in einer Länge von 3 mm wurde dasselbe Volumen wie bei radialer und tangentialer Dehnungsmessung erfasst. Durch präzise Einmessung, zunächst optisch mittels Theodolits und anschließendem Positionsscan durch gebeugtem Neutronenstrahl, wurde sichergestellt, dass die jeweils gemessenen Volumina ideal korrelierten. Eigenspannungen der jeweiligen Raumrichtungen in Rundprobengrundwerkstoffen wurden in den Bild 4-8 dargestellten Positionen mit Hilfe von Neutronenbeugung gemessen. Die Berechnung erfolgte gemäß:

$$\sigma_i = \frac{E_{hkl}(1-\nu_{hkl})}{(1+\nu_{hkl})(1-2\nu_{hkl})} \varepsilon_i + \frac{\nu_{hkl}E_{hkl}}{(1-2\nu_{hkl})(1+\nu_{hkl})} \sum_j \varepsilon_j, \quad j=1,2,3 \quad \text{und} \quad j \neq i \quad (3)$$

Dabei sind die Spannungen σ_i und Dehnungen ε_i in die Hauptachsenrichtungen und das E-Modul E_{hkl} und die Querkontraktionszahl ν_{hkl} für die Richtungen senkrecht zur $\{hkl\}$ Gitterebene. Wie von Eigenmann und Macherauch zusammengefasst, betragen E-Modul bzw. Querkontraktionszahl für diese Ebenen für Ferrit 220 MPa bzw. 0,28 für die $\{211\}$ Fe- α Linie und für Austenit 175 MPa bzw. 0,31 für die $\{311\}$ Fe- γ Linie [Eig96]. Eigenspannungsfreie, zylindrische Referenzproben eines Durchmessers von 5 mm wurden aus gleichermaßen behandelten Körpern getrennt. Referenzmessungen der eigenspannungsfreien Gitterebenen wurden in den Positionen durchgeführt, in denen auch in den eigenspannungsbehafteten Proben Messungen durchgeführt wurden.

Wie in der Literatur von Oliveira beschrieben [Oli06], verhindert eine starke Textur in typischer Weise dendritisch erstarrten Gefügen des Laserauftragschweißens die Auswertung gebeugter Strahlung. Statt kontinuierlicher Debye-Scherrer-Ringe resultieren im Beugungsbild diskrete Punkte, die nicht mit den üblichen Methoden in Beugungsreflexverschiebungen sowie daraus errechneten Dehnungen und Eigenspannungen überführt werden können. Gemäß der Folgerungen von Hutchings [Hut05, S. 206 ff] können allerdings Richtwerte der Eigenspannungen in den jeweiligen Hauptachsenrichtungen in

einem günstig gewählten Schnitt über die Bilanzrechnung der über den Querschnitt gemessenen berechnet werden. Hierzu wird für jeweils eine Raumrichtung das Integral der im Kern gemessenen Eigenspannungen gebildet und die Differenz dieses Zahlenwerts zu Null gebildet. Der resultierende Wert gibt an, welcher Betrag an Eigenspannung in der jeweils betrachteten Raumrichtung gemäß des Kräftegleichgewichtes in der Beschichtung vorliegen muss.

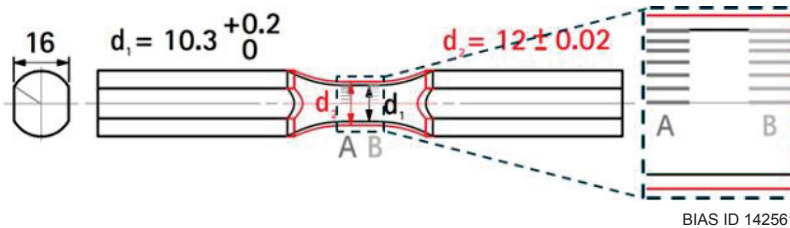


Bild 4-8.: Orte der Eigenspannungsmessung mittels Neutronenbeugung in Rundproben, Position A: Prozesseinlauf, Position B: Prozessauslauf

4.4.7 Schwingfestigkeitsprüfung

Rundproben

Die Ermittlung der Schwingfestigkeit von Rundproben im Vierpunktbiegeversuch sowie die analytische Betrachtung erforderlicher Lasten [Sch11] erfolgten am IWT. Zum Einsatz kam eine Resonanzprüfmaschine vom Typ 2HFP der Firma Amsler. Diese war mit einer Probenaufnahme ausgestattet, die eine oszillierende uniaxiale Auslenkung in eine Vierpunktbiegung überführte. Es konnten unterschiedliche Spannungsverhältnisse von Unter- zu Oberlast eingestellt werden, wobei vornehmlich schwellende Last mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ sowie wechselnde Last mit Spannungsverhältnis $R = -1$ angewendet wurden.

Maßgebliche Eingangsgröße der Schwingprüfung war die lokal an die Probe angelegte Spannung. Für Proben des unbeschichteten Grundwerkstoffs errechnet sich diese aus dem Biegemoment, dem Probenradius r bzw. -durchmesser D und dem Flächenträgheitsmoment I nach

$$\sigma_N = \frac{M_B \cdot r}{I} = \frac{M_B \cdot D}{2 \cdot I} \quad (4)$$

Darin berechnet sich das Flächenträgheitsmoment eines zylindrischen Körpers mit dessen Durchmesser D nach

$$I = \frac{\pi \cdot D^4}{64} \quad (5)$$

Um die lokale Spannung einer beschichteten Probe korrekt zu bestimmen, ist der Werkstoffübergang von Kern und Schicht zu berücksichtigen. Grundsätzlich müssen sich die auf die Schicht (M_S) und den Kern (M_K) verteilenden Momente in Summe aus dem von außen angelegten Biegemoment ergeben.

$$M_B = M_S + M_K \quad (6)$$

Es wurde angenommen, dass die Biegelinien von Kern und Schicht identisch sind. Somit muss gelten, dass die Biegemomente in folgendem Verhältnis zueinander stehen

$$\frac{M_K}{E_K \cdot I_K} = \frac{M_S}{E_S \cdot I_S} \quad (7)$$

Darin sind E_K und E_S die E-Moduli von Kern und Schicht sowie I_K und I_S deren Flächenträgheitsmomente. Durch Umstellen können die Biegemomente in Schicht bzw. Kern berechnet werden

$$M_K = \frac{M_B}{\frac{E_S \cdot I_S}{E_K \cdot I_K + 1}} \quad \text{bzw.} \quad M_S = \frac{M_B}{\frac{E_K \cdot I_K + 1}{E_S \cdot I_S}} \quad (8)$$

Für das Flächenträgheitsmoment des Kerns gilt weiterhin Gleichung 5, für die Schicht hingegen das Flächenträgheitsmoment eines Rohres mit Innendurchmesser D_i und Außendurchmesser D_a

$$I_S = \frac{\pi \cdot (D_a^4 - D_i^4)}{64} \quad (9)$$

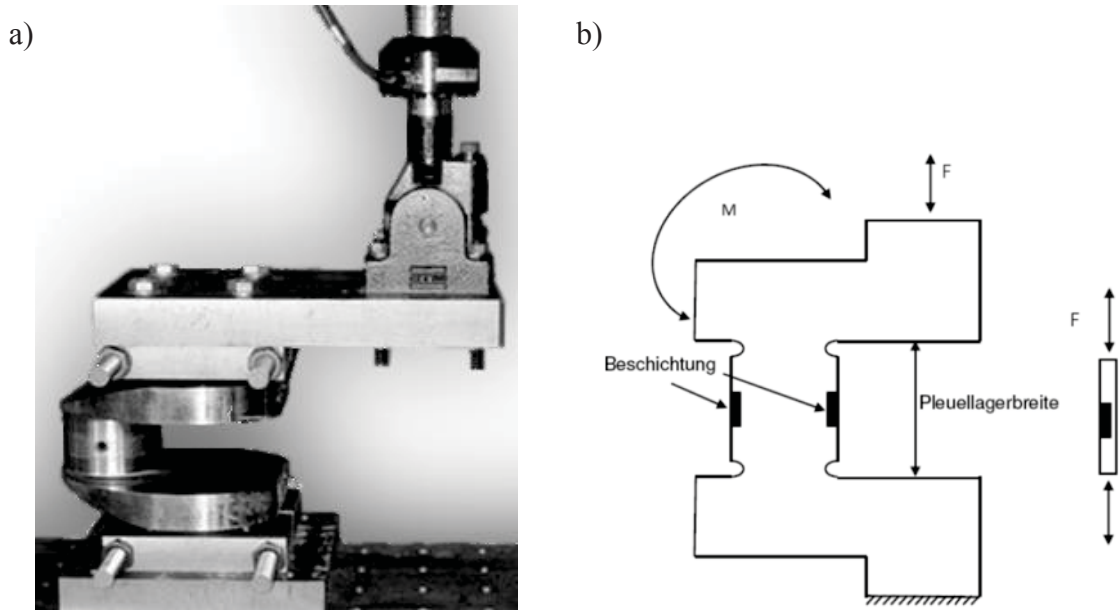
Aus Gleichung 4 und 8 ergibt sich die Nominalspannung an der Probenoberfläche zu

$$\sigma_{N,S} = \frac{M_S \cdot D}{2 \cdot I_S} = \frac{M_B}{\frac{E_K \cdot I_K + 1}{E_S \cdot I_S}} \cdot \frac{D}{2 \cdot I_S} \quad (10)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 9 sowie der Messwerte der E-Moduli von Beschichtungs- und Grundwerkstoff lässt sich das anzulegende Biegemoment errechnen, um die beschichtete Probe mit gewünschter Last zu prüfen. Die für die Schwingfestigkeitsprüfung der einzelnen Behandlungszustände gewählten Lasthorizonte, -regime und Anzahl von Proben sind im Anhang A.3 aufgeführt. Durch transiente Überwachung der Prüffrequenz konnte ein Probenversagen unmittelbar durch einen Abfall dieser Größe detektiert werden. Auftraggeschweißte Proben wurden mit einer Frequenz von 66 Hz, unbeschichtete Grundwerkstoffproben mit 70 Hz geprüft. Bei beiden wurde das Abbruchkriterium durch einen Frequenzabfall von 1 Hz definiert. Für Rundproben wurde eine Grenzschnitzspielzahl von 10^7 festgelegt.

Flachproben und Mittelschnellläuferkurbelwellensegmente

Die Schwingfestigkeit von Flachproben wurde an der SLV Halle ermittelt. Zur Bestimmung der Schwingfestigkeit des Realbauteils Mittelschnellläuferkurbelwelle wurde der in Bild 4-9 dargestellte Aufbau verwendet. Die Schwingprüfung von Flachproben erfolgte nach dem Perlschnurverfahren gemäß Hobbacher [Hob77]. Unbeschichtete und gemäß Kapitel 4.2.3 beschichtete Proben wurden unter wechselnder Last und einem Spannungsverhältnis von $R = -1$, also mit betraglich gleicher Ober- und Unterlast geprüft. Die Lasteinleitung erfolgte dabei wechselnd in Zug- und Druckrichtung axial zur Probenlängsachse. Wie in Bild 4-9b dargestellt, wurde dieses Vorgehen in Analogie zum Lastregime in den betrachteten Kurbelwellenzapfen gewählt. Durch deren Geometrie lag im Biegeversuch eher eine axiale Zug-Druck- als eine reine Biegelast an.



BIAS ID 142560

Bild 4-9.: a) Aufbau zur Schwingfestigkeitsprüfung von Pleuellagerschalen, Fotografie bereitgestellt durch die SLV Halle und b) Prüfschema zur Flachproben- und Bauteilprüfung mit F: Prüfkraft und M: Biegemoment

Je nach Motorentyp und entsprechender Form der Pleuellager, ob Reihen- oder V-Motor, liegen dem Stand der Technik unterschiedliche Berechnungsgrundlagen vor. Weiterhin ist zu unterscheiden, ob die Schwingfestigkeit des Pleuellagers oder des Pleuellagers und welcher Lastfall betrachtet wird. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der Biegefall im Pleuellager in zwei unterschiedlichen Pleuellagern untersucht. Die dauerhaft zu ertragenden Lasten, mit denen die Schwingfestigkeit der Pleuellager zu prüfen war, wurden gemäß der in Kapitel 2.5.2 beschriebenen Gleichung 2 bestimmt. Bedingung für die Berechnung der Prüflast war die Kenntnis der werkstoffspezifischen Zugfestigkeit R_m . Diese wurde mit der in Kapitel 4.1 beschriebenen Normflachzugprobe ermittelt, die mit den in Kapitel 4.2.3 benannten Parametern beschriftet wurden. Weiterer Eingangswert für Gleichung 2 war der herstellungsspezifische Faktor K. Dieser wurde für beide betrachteten Pleuellagertypen aufgrund der Herstellung durch Pleuellagerschmiedung zu 1 gewählt. Weiterhin wurden die in 4.1 jeweils für die zwei unterschiedlichen Pleuellagertypen aufgeführten geometrischen Daten des Pleuellagerdurchmessers D sowie der Pleuellagerbreite R_H eingesetzt.

Um die berechneten zyklischen Lasten in den Pleuellagern des Pleuellagers einzuleiten, war die dazu nötige Kraft F aus der jeweils nötigen Pleuellagerlänge l_x sowie dem Biegemoment M zu bestimmen.

$$F = \frac{M}{l_x} \quad (11)$$

Das aufzubringende Biegemoment war aus der Nominalspannung σ_N unter Berücksichtigung des Widerstandspleuellagers W_b und deren Breite B zu berechnen [Ger12, S. 5].

$$M_B = \sigma_N \cdot W_b = \frac{\sigma_N \cdot B \cdot W^2}{6} \quad (12)$$

Die Übergangsradien von Wange zum Zapfen stellten eine geometrisch bedingte Spannungskonzentration dar, die bei der Einleitung des Biegemoments zu berücksichtigen war. Die Nominalspannung setzte sich daher aus der im Pleuelzapfen zu ertragenden Spannung sowie dem Spannungskonzentrationsfaktor in der Hohlkehle zusammen [Ger12, S. 6].

$$\sigma_N = \frac{\sigma_{DW}}{\alpha_B} \quad (13)$$

Die wellentypenabhängigen Spannungskonzentrationsfaktoren waren unter Berücksichtigung der in Bild 4-4 und Tabelle 4-3 angegebenen Geometrien zu berechnen [Ger12, S. 7-9]. Die Datenbasis des empirischen Berechnungsansatzes entstammt dabei einer Studie zur Dauerfestigkeitsbestimmung großer Kurbelwellen [Ber85]. Tabelle 4-8 gibt die wesentlichen daraus resultierenden Größen und Zahlenwerte für die Schwingfestigkeitsprüfung an. Hohlkehlenbereiche sind folglich deutlich versagensanfälliger als Bereiche der Zapfenoberfläche.

Tabelle 4-8.: Dauerhaft zu ertragende Lasten untersuchter Mittelschnellläuferkurbelwellen am Ort maximaler Spannungskonzentration und an Zapfenoberfläche sowie resultierende Dimensionierung des Prüfaufbaus

Größe und Formelzeichen		Caterpillar 8M20	Yanmar 6N18
Spannungskonzentrationsfaktor	α_B	2,28	3,01
Dauerhaft unter Biegung zu ertragene Last (MPa) ...			
... in Hohlkehle	$\sigma_{DW,H}$	303,81	305,81
... an Pleuelzapfenoberfläche	$\sigma_{DW,P}$	133,19	101,65
Biegemoment (kNm)	M_B	21,10	20,68
Hebelarmlänge (mm)	l_x	505,77	496,17
Prüfkraft (kN)	F	41,71	41,68

Die für die Schwingfestigkeitsprüfung der einzelnen Behandlungszustände gewählten Lasten, -regime und Anzahl von Proben und Bauteile sind im Anhang A.3 aufgeführt.

Ermittlung der Lebensdauer

Dauerfestigkeitsberechnung

Die Berechnung der Dauerfestigkeit von Behandlungsvarianten, denen mehr als elf Proben zu Grunde lagen, erfolgte durch Bestimmung der Bruchwahrscheinlichkeit. Dazu wurde der Quotient der Anzahl von versagten zu durchgelaufenen Proben gleicher bzw. ähnlicher Lasthorizonte verwendet. Für Letztere wurden diejenigen Proben berücksichtigt, die am Übergang von Versagen zu Durchlaufen lagen. An die experimentellen Ergebnisse ertragener Lastamplituden und Schwingspiele wurde eine Weibullverteilung angepasst. Die Bruchwahrscheinlichkeit P_B berechnet sich gemäß

$$P_B = 1 - 2^{-\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{DW}}\right)^m} \quad (14)$$

Darin entspricht σ_a der Lastspannungsamplitude, σ_{DW} der Dauerfestigkeit bei 50% Überlebenswahrscheinlichkeit und m dem Streuparameter der Lebensdauer.

Mittels Maximum-Likelihood-Methode wurde die Wöhlerlinie an die Versuchsdaten von Proben angepasst, die vor Erreichen der Grenzwahrscheinlichkeit versagten. Die mathematische Methode wurde in [Fis12] eingeführt und ganzheitlich zusammengefasst in [Ald97]. Die Anpassung der Wöhlerlinienfunktion erfolgte durch Variation des Mittelwerts und der Standardabweichung der auf ein Lastniveau projizierten Datenpunkte. Die Versuchsdaten wurden dabei als normalverteilt angenommen. In der Wöhlerlinie wurde die Dauerfestigkeit ab dem Abknickpunkt gemäß Original Palmgren-Miner-Rechnung als konstant angenommen [Pal24], [Min45]. Der Zeit- und der Dauerfestigkeitsbereich der Wöhlerlinie wurden am Abknickpunkt durch den als konstant angenommenen Dauerfestigkeitswert und dem in Richtung höherer Schwingspiele fallenden Funktionsverlauf verbunden.

Approximierte Dauerfestigkeitsberechnung

Bei Versuchen zur Abschätzung der Dauerfestigkeit mit Probenumfängen unter elf Proben erfolgte die Lebensdauerberechnung in Anlehnung an Koczyk [Koc95]. In dieser Art ausgewertete Daten sind entsprechend als approximierte Dauerfestigkeiten gekennzeichnet. Auf Basis der ermittelten Wöhlerdiagramme wurde der Median der Lebensdauer N_{50} unter der Annahme berechnet, dass dieser insbesondere von der Belastung σ_a abhängt. Folgender Zusammenhang wurde dazu herangezogen:

$$\sigma_j(N) = 1 - 2^{-\left(\frac{N}{N_{50,j}(\sigma_a)}\right)^{m_j}} \quad (15)$$

Für den Median der Lebensdauer N_{50} wurde eine Basquin-Linie eingesetzt:

$$N_{50,j}(\sigma_a) = N_{0,j} \cdot \left(\frac{\sigma_{0,j}}{\sigma_a}\right)^{k_j} \quad (16)$$

Darin kann der Parameter $\sigma_{0,j}$ frei gewählt werden und der Median der Lebensdauer kann durch $N_{0,j}$ und k_j ersetzt werden. Zusammengesetzt ergibt sich die Verteilungsfunktion:

$$\sigma_j(N, \sigma_a) = 1 - 2^{-\left(\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{0,j}}\right)^{k_j} \cdot \frac{N}{N_{0,j}}\right)^{m_j}} \quad (17)$$

Diese hängt von den drei Parametern N_0 , k und m ab. Unter Vorgabe von Rand- und Startbedingungen kann die Funktion an die Daten der Wöhlerdiagramme angenähert werden. Die Dauerfestigkeit lässt sich durch Ablesen des Spannungswerts am Schnittpunkt des Lebensdauerungsverlaufs mit der Grenzwahrscheinlichkeit im Wöhlerdiagramm bestimmen.

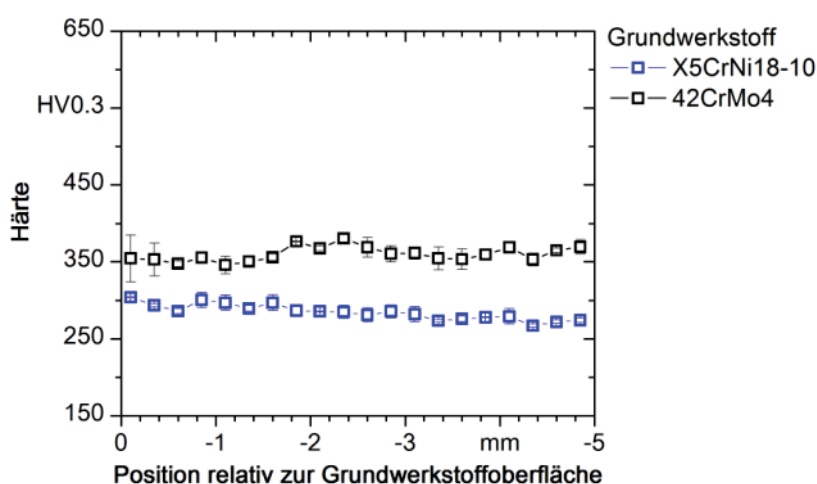
5 Eigenschaften auftragsgeschweißter sowie nachbehandelter Proben und Bauteile

5.1 Ausgangseigenschaften verwendeter Proben und Bauteile

5.1.1 Statische mechanische Eigenschaften

Härte

Härtetiefenverläufe entlang der Probendurchmesser der zwei verwendeten Grundwerkstoffe sind in Bild 5-1 dargestellt. Rundproben des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 wiesen eine mittlere Härte von 285 HV_{0,3} auf. Bei insgesamt geringer Streuung um diesen Wert war in Oberflächennähe eine gegenüber dem Probenkern tendenziell erhöhte Härte festzustellen. Auch die Härte des niedrig legierten Stahls 42CrMo4 wies eine geringe Streuung auf. Durch herstellerseitige Vergütung des Grundwerkstoffs erreichte dieser eine mittlere Härte von 350 HV_{0,3} über den Probenquerschnitt.



BIAS ID 142563

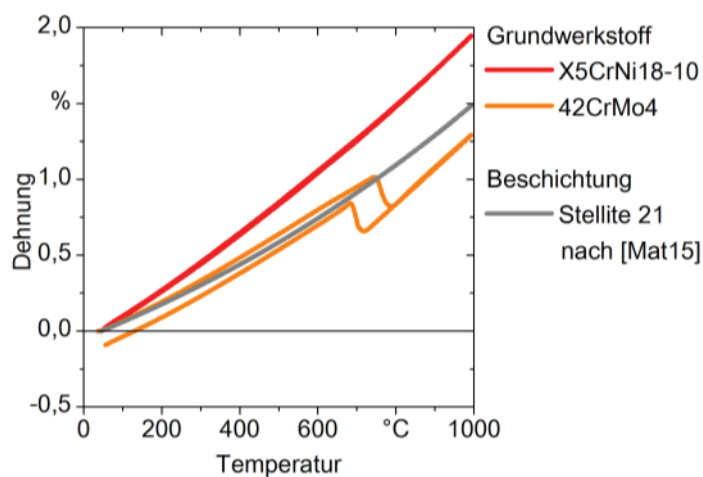
Bild 5-1.: Härtetiefenverläufe in den verwendeten Proben aus legierten Stahlgrundwerkstoffen

Die Härte des Kurbelwellengrundwerkstoffs wurde exemplarisch an daraus gewonnenen Flachproben im Mittel zu 324 HV_{0,3} mit einer Standardabweichung von 35 HV_{0,3} bestimmt.

Thermischer Ausdehnungskoeffizient

Die mit einem α -Dilatometer ermittelten thermischen Dehnungsverläufe der Grundwerkstoffe der Rundproben aus hoch und niedrig legiertem Stahl sowie die Dehnung des Beschichtungswerkstoffs sind in Bild 5-2 angegeben. Der austenitische Stahl weist im Messintervall einen nahezu linearen Zusammenhang zwischen Dehnung und Temperatur auf. Aufheiz- und Abkühlkurven sind vollständig kongruent. Die Aufheiz- und Abkühlkurven des umwandelnden niedrig legierten Stahls liegen einzig im Intervall

oberhalb 800 °C bis zu den maximal gemessenen 1000 °C übereinander. Beim Aufheizen geht die thermische Dehnung bei 780 °C in Folge der Überschreitung der Austenitierungstemperatur mit einhergehender Volumenabnahme durch die entsprechende Phasenumwandlung zurück. Die Steigung, die gleichzeitig den thermischen Ausdehnungskoeffizienten beschreibt, ist im nachfolgenden Intervall höher als im zurückliegenden. Der Abkühlpfad weist denselben, mit dem Aufheizzyklus kongruenten Verlauf auf. Eine Gefügeumwandlung tritt während der Abkühlung um 700 °C ein. Diese führt zu einem betragslich weniger hohen Dehnungshub als diejenige im Aufheizpfad. Die negative Steigung bei Abkühlung ist betragslich identisch mit der Steigung bei Aufheizung, wodurch sich ein konstanter Versatz der Dehnung über die Temperatur einstellt und eine negative Dehnung bei Raumtemperatur verbleibt.



Köhler 2016

BIAS ID 160004

Bild 5-2.: Thermische Dehnung verwendeter Werkstoffe, Messwerte bereitgestellt vom IWT, Bremen, Werte des Beschichtungswerkstoffes nach [Mat15]

Kennwerte der Zugprüfung

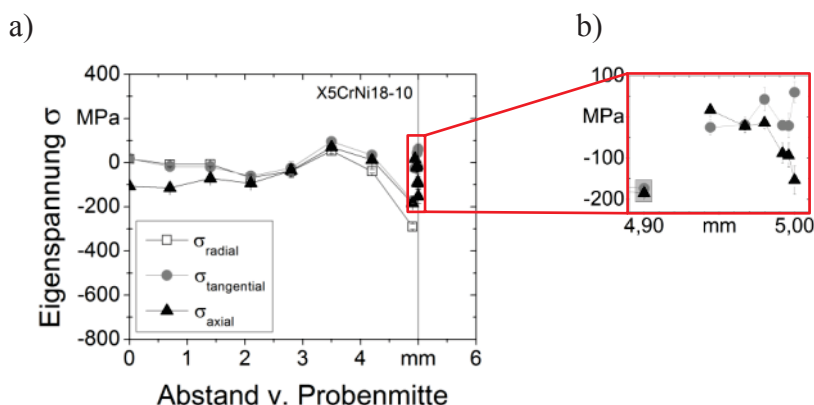
Die mechanischen Kennwerte unter statischer, einachsiger Last für sämtliche betrachtete Grund- und Beschichtungswerkstoffe sind in Tabelle 5-1 zusammengefasst. Diese umfassen Rundproben des Stahls X5CrNi18-10 und 42CrMo4, aus einer Kurbelwelle getrennte Flachproben aus Stahl 42CrMo4 [Koe11] sowie vollständig mittels des Laserauftragschweißens generierte und spanend endbearbeitete Flachproben aus Stellite 21. Die Einzelbahnen letztgenannter wurden im Winkel von 90° zur Lasteinleitung angefertigt und waren damit in gleicher Weise orientiert wie die in den nachfolgenden Kapiteln betrachteten einlagigen Laserauftragschweißungen [Kha14].

Tabelle 5-1.: Statische mechanische Kennwerte betrachteter Werkstoffe, Werte der Rundproben ermittelt durch das IWT, Bremen, der Flachproben durch die SLV Halle

Mechanischer Kennwert Größe, Einheit und Formelzeichen	Rundprobe		Flachprobe/Kurbelwelle	Lasergeneriert
	X5CrNi18-10	42CrMo4	42CrMo4 [Koe11]	Stellite 21
E-Modul (GPa) E	180,8	201,6	-	204 [Kha14]
Zugfestigkeit (N/mm ²) R _m	733,4	1132,2	989	738 [Kha14]
Fließgrenze (N/mm ²) R _{p0,2}	552,4	1031,6	839	517 [Mat15]

5.1.2 Eigenspannungen und Rauheit

In Rundproben mit Neutronenbeugung gemessene Eigenspannungstiefenverläufe und mit Röntgenbeugung gemessene oberflächennahe Eigenspannungen im geschliffenen Grundwerkstoff X5CrNi18-10 sind in Bild 5-3a dargestellt. Im Diagramm liegt die Probenmitte an der Nullposition und die Probenoberfläche bei 5 mm. Die Röntgenbeugungsmessung in Bild 5-3b zeigt Druckeigenspannungen von bis zu -150 MPa in der während der zyklischen Biegebelastung maximal belasteten Probenaxialrichtung. In Tangentialrichtung liegen an der Oberfläche Zugeigenspannungen unterhalb 75 MPa vor. Der Röntgenbeugung zur Folge liegen bereits 30 μm unterhalb der Oberfläche näherungsweise keine Eigenspannungen betraglich größer 50 MPa vor. Die Neutronenbeugungsmessung ergibt bis zu einer Tiefe von 3 mm unterhalb der Probenoberfläche qualitativ ähnliche Eigenspannungsverläufe in die drei Hauptspannungsrichtungen. In Axialrichtung werden nahe der Probenoberfläche Druckeigenspannungen von bis zu -180 MPa ermittelt, die in einer Tiefe von 1 mm auf 0 MPa fallen und in Richtung Probenkern wiederum in Druckeigenspannungen von bis zu -100 MPa übergehen. In tangentialer und radialer Richtung ist das Probeninnere weitgehend eigenspannungsfrei.

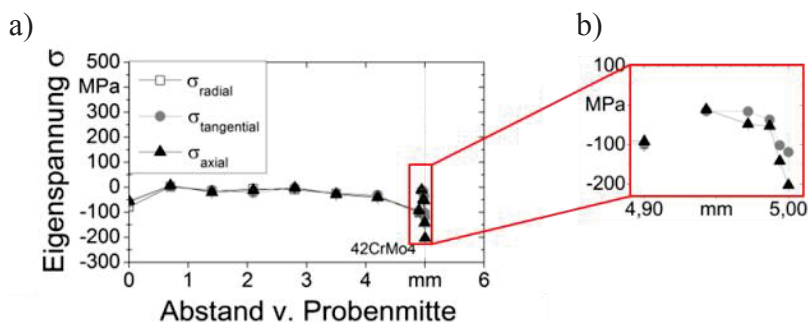


BIAS ID 142565

Bild 5-3.: Eigenspannungstiefenverläufe im Grundwerkstoff Stahl X5CrNi18-10, a) Übersicht, b) Röntgenbeugungsmesswerte rechts und äußerster Neutronenbeugungsmesspunkt links, röntgenographische Auswertung bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Anhand Bild 5-4 wird deutlich, dass in geschliffenen Rundproben des Grundwerkstoffs Stahl 42CrMo4 vergleichbare Eigenspannungen in Oberflächennähe vorliegen wie im Stahl X5CrNi18-10. Die Röntgenbeugungsmessung ergibt Druckeigenspannungen von -200 MPa in Axialrichtung, die in einer Tiefe von 60 μm in einen weitgehend eigenspannungsfreien Zustand übergehen. Dieser Verlauf ist auf den Schleifprozess zurückzuführen. Die Neutronenbeugungsmessung in einer Tiefe von 0,1 mm unterhalb der Probenoberfläche ergibt in allen drei Raumrichtungen Druckeigenspannungen von -100 MPa. Im Tiefenverlauf können die mit Neutronenbeugung ermittelten Eigenspannungen in die drei Hauptspannungsrichtungen als hydrostatisch, also jeweils identisch,

beschrieben werden. Diese liegen 2 mm unter der Oberfläche nahe 0 MPa. Im Probekern werden Druckeigenstressungen zwischen -50 MPa und -100 MPa gemessen.



BIAS ID 142566

Bild 5-4.: Eigenspannungstiefenverläufe im Grundwerkstoff Stahl 42CrMo4, a) Übersicht, b) Röntgenbeugungsmesswerte rechts und äußerster Neutronenbeugungsmesspunkt links, röntgenographische Auswertung bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Für die in Bild 5-3 und Bild 5-4 dargestellten Eigenspannungstiefenverläufe ist anzumerken, dass die Radialeigenstressungen an der Probenoberfläche jeweils 0 MPa betragen müssen.

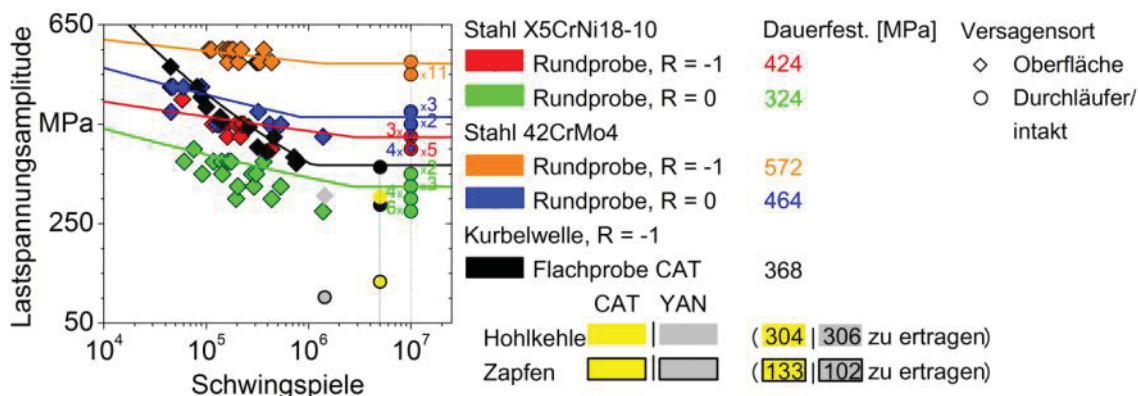
Rauheitsmessergebnisse der Proben und Bauteile betrachteter Stähle sind in Tabelle 5-2 aufgeführt. Die Proben des austenitischen Grundwerkstoffs wiesen insgesamt eine höhere Rauheit auf als die des niedrig legierten Vergütungsstahls. Durch axiale Orientierung der Schleifrichtung bei Flachproben sowie der Rauheitsmessung in gleicher Orientierung lagen die Schleifriefen in Messrichtung. Die Rauheit fiel bei dieser Probenvariante somit am geringsten aus.

Tabelle 5-2.: Rauheit und Standardabweichung von Grundwerkstoffgeometrien nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z und Einheit	Rundprobe X5CrNi18-10	42CrMo4	Flachprobe 42CrMo4	Kurbelwelle, 42CrMo4	
				Yanmar	Caterpillar
Mittelwert (μm)	4,72	3,51	1,68	4,52	4,15
Standardabweichung (μm)	1,04	0,42	0,25	0,60	0,26
Standardabweichung (%)	22,08	11,90	14,77	13,23	6,29
Riefenorientierung zur Prüflast	90°	90°	0°	90°	90°

5.1.3 Schwingfestigkeit und Versagensorte

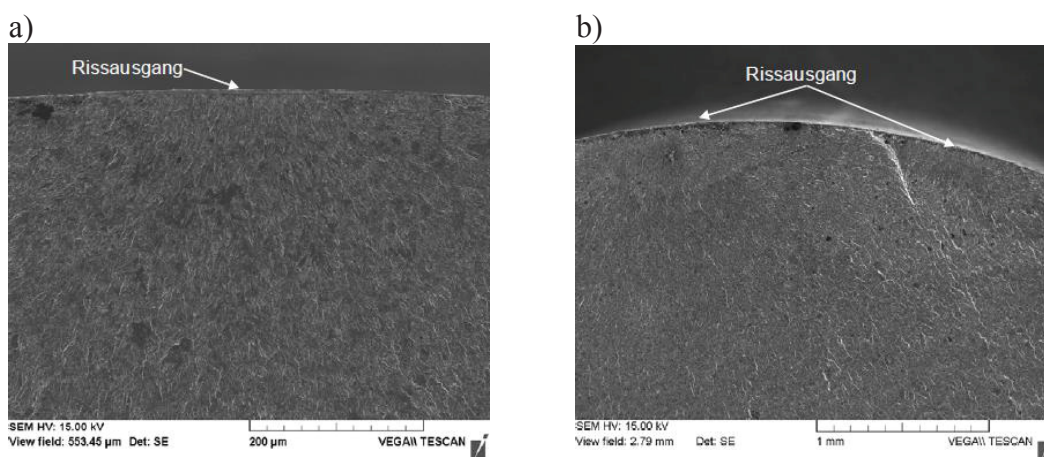
Die Ergebnisse der Schwingprüfung sämtlicher verwendeter Grundwerkstoffe sind in Bild 5-5 aufgeführt. In die Wöhlerdiagramme sind die Linien einer Versagenswahrscheinlichkeit von 50% eingezeichnet. Am Abknickpunkt kann die Dauerfestigkeit der jeweiligen Grundwerkstoffprobe abgelesen werden. Bei Rundproben wurde eine Grenzwahrscheinlichkeit von 10^7 Lastzyklen, bei Flachproben und Kurbelwellensegmenten von $5 \cdot 10^6$ angesetzt. Die runden Grundwerkstoffproben des Stahl X5CrNi18-10 weisen unter Wechselbiegebelast ($R = -1$) eine Dauerfestigkeit von 424 MPa und unter schwellender Biegebelast ($R = 0$) von 324 MPa auf. Runde Grundwerkstoffproben des Stahls 42CrMo4 wiederum weisen eine Dauerfestigkeit unter Wechselbiegebelast von 572 MPa und von 464 MPa unter schwellender Biegebelast auf.



BIAS ID 142567

Bild 5-5.: Wöhlerdiagramm der Grundwerkstoffproben mit Angabe der Dauerfestigkeiten betrachteteter Grundwerkstoffe und Komponenten, R: Spannungsverhältnis, Messungen an Rundproben bereitgestellt vom IWT, Bremen, Messungen an Flachprobe und Realbauteilen von der SLV Halle, Datenpunkte siehe Anhang A.3

Rissausgangsorte liegen bei allen Grundwerkstoffvarianten unabhängig von der Lastart und dem Grundwerkstoff stets an der Probenoberfläche. Rastlinien in beiden Grundwerkstoffvarianten weisen, wie es Bild 5-6a und Bild 5-6b exemplarisch zeigen, auf die jeweiligen Rissausgangsorte hin.

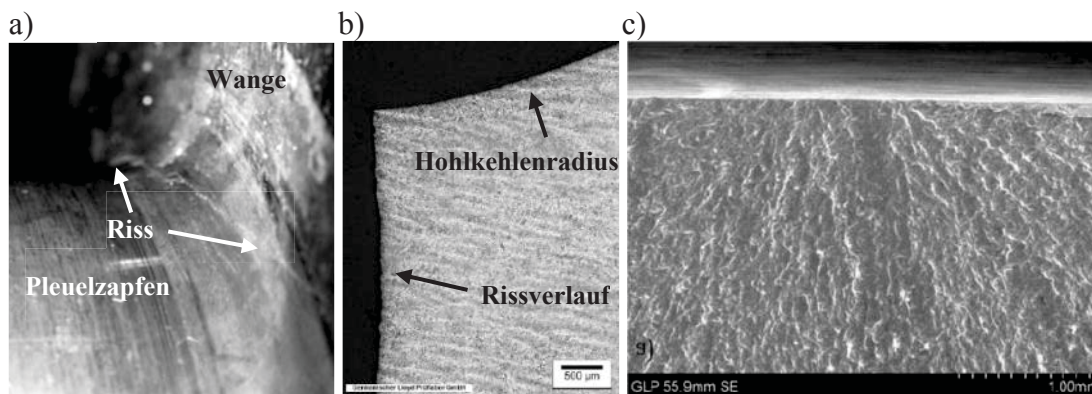


BIAS ID 142568

Bild 5-6.: Bruchfläche und Rissausgangsort in Rundproben des ausgleichlichen Grundwerkstoffs Stahl, a) X5CrNi18-10 (R = -1; $\sigma_a = 450$ MPa; $N_B = 157.000$) und b) 42CrMo4 (R = 0; $\sigma_a = 450$ MPa; $N_B = 127.600$), bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Die anhand von Flachproben bestimmte Dauerfestigkeit des Kurbelwellenwerkstoffs unter wechselnder Zug-Druck-Last (R = -1) beträgt 368 MPa. Die Ergebnisse der Schwingprüfung der zwei betrachteten Kurbelwellensegmenttypen unter wechselnder Biegelast sind in das Wöhlerdiagramm eingezeichnet. Das Segment aus der Caterpillar MaK Kurbelwelle hat die gemäß Auslegungsvorschrift errechnete Last von 304 MPa bis zur Grenzschiwingspielzahl ertragen. Dementgegen versagte das Kurbelwellensegment der Yanmar-Welle frühzeitig bei 306 MPa in der Hohlkehle. Sowohl die zu ertragenden Lasten der Hohlkehlen und als auch der Zapfenoberflächen der Wellensegmente liegen unter dem Niveau der ermittelten Dauerfestigkeit der flachen Grundwerkstoffproben von 368 MPa.

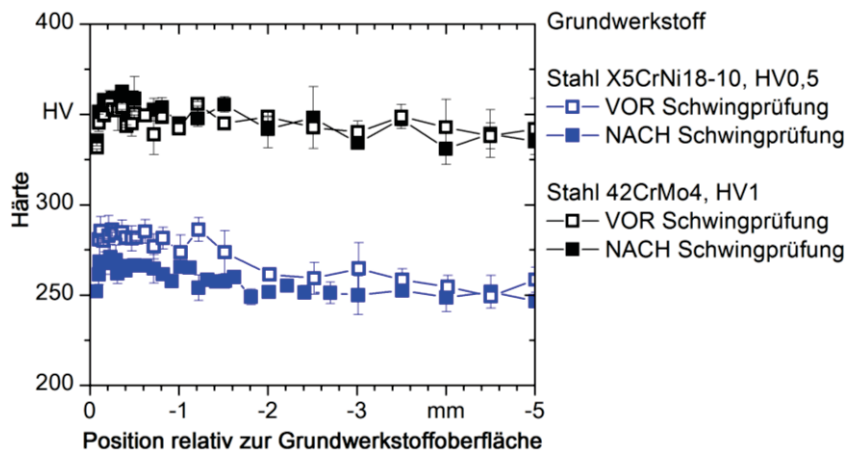
Die Versagensorte in den Flachproben lagen zumeist an deren Oberfläche. Das Kurbelwellensegment vom Typ 6N18 versagte in der Hohlkehle. Eine Öffnung des in Bild 5-7a dargestellten Risses erfolgte durch Einleitung des Gewaltbruches. Das wangen- und hohlkehlenseitige Gefüge in Bild 5-7b senkrecht zur Bruchoberfläche zeigt keine Auffälligkeiten. Die an der Rissoberfläche der zapfenseitig freigelegten Bruchfläche zeigt zwar Rastlinien, an deren Ursprung an der Zapfenoberfläche kann jedoch keine Versagensursache gefunden werden, so dass von einer reinen Werkstoffermüdung auszugehen ist.



BIAS ID 142569

Bild 5-7.: a) Makroskopische Rissaufnahme an Hohlkehlenoberfläche, bereitgestellt durch die SLV Halle, b) an Riss angrenzendes Gefüge, Schliffforientierung senkrecht auf Rissoberfläche, Rissflanke links, Hohlkehlenradius rechts und c) Bruchfläche, jeweils bereitgestellt durch das DNV GL Prüflabor, Hamburg

Eine Härteprüfung nach schwingender Beanspruchung beider betrachteter Rundprobenwerkstoffe in Bild 5-8 zeigt, dass der austenitische Stahl durch diese entfestigt, der niedrig legierte Vergütungsstahl hingegen weitgehend unbeeinflusst bleibt.



Köhler 2016

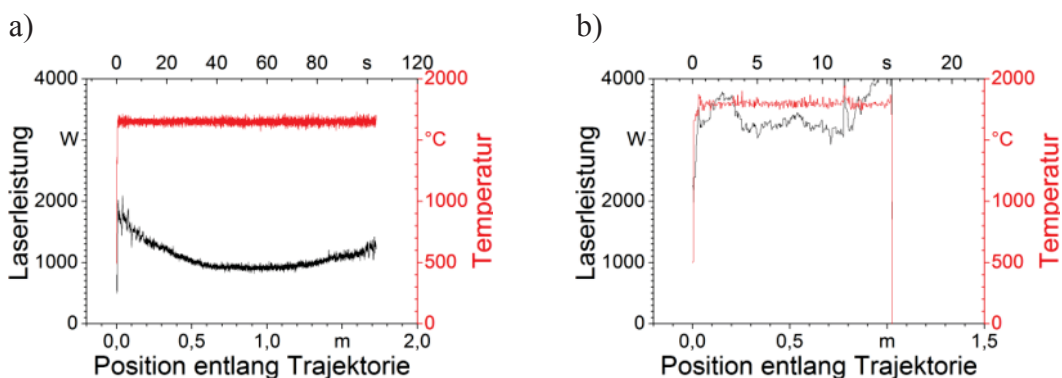
BIAS ID 160005

Bild 5-8.: Vor und nach der Schwingprüfung ermittelte Härteverläufe betrachteter Stahlgrundwerkstoffe, Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen

5.2 Auftragsgeschweißte Rundproben des Stahls X5CrNi18-10

5.2.1 Temperaturgang

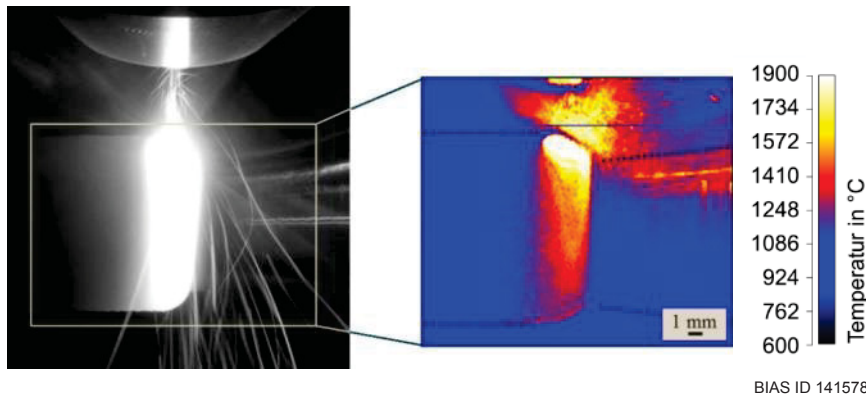
Um beim temperaturgeregelten Laserauftragsschweißen des Stahls X5CrNi18-10 mit Stellite 21 und einem Vorschub von 1 m/min bzw. 4 m/min den Sollwert zu halten, wurde die Laserleistung entlang der helixförmigen Trajektorie erheblich durch den Regler variiert. Bild 5-9a und Bild 5-9b zeigen die jeweils eingeregelter Temperaturen und die entsprechend eingestellten Laserleistungen über die Streckenlänge. Durch die unterschiedlichen Spurversätze von 0,8 mm bei 1 m/min und 1,4 mm bei 4 m/min ergeben sich unterschiedlich lange Trajektorien entlang der Auftragschweißungen. Der Leistungsverlauf folgte bei beiden Vorschubgeschwindigkeiten qualitativ dem ortsabhängigen Durchmesser des taillierten Prüfbereichs der Rundprobe. Den Mittelteil zugrundeliegend, ergibt sich bei einer Vorschuberrhöhung um Faktor 4 eine mittlere Leistungserhöhung von Faktor 3,7. Insgesamt resultieren bei erhöhter Vorschubgeschwindigkeit größere Fluktuationen als bei moderater. Dieses gilt besonders für das letzte Viertel der Trajektorie. Im jeweiligen Übergang von gekrümmtem zu zylindrischem Probenteil treten im Vergleich zu geringem Vorschub steilere Leistungsgradienten auf, um die Solltemperatur einzuregeln.



BIAS ID 142571

Bild 5-9.: Transiente, über die Laserleistung geregelte Schmelzbadspitztemperatur entlang der Auftragschweißung des Stahls X5CrNi18-10 mit Stellite 21 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min

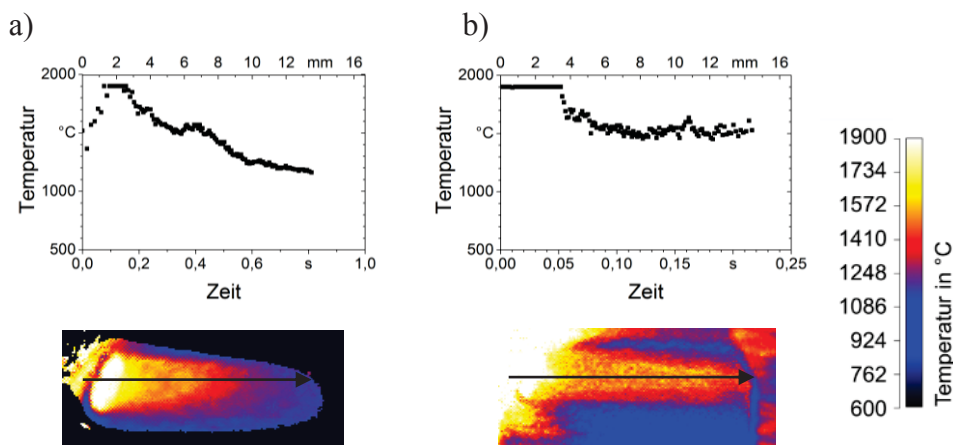
In Bild 5-10 ist ein Graustufenbild des Auftragschweißens mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 1 m/min neben einem Thermobild dargestellt, welches mit einer nach quotientenpyrometrischem Prinzip wirkenden Kamera aufgenommen wurde. Am Auftreffpunkt des Laserstrahls liegt die maximal einkalibrierte, detektierbare Temperatur von 1900 °C vor. Die Temperaturverteilung in der Schmelzbadschleppe und angrenzender erstarrter Beschichtungsraupe ist deutlich von Wärmestrahlungsartefakten zu unterscheiden. Letzteren werden Reflektionen und Streuung an der Proben- und Kupferdüsenoberfläche, dem über dem Prozess befindlichen Pulver und Schmauch zugeordnet.



BIAS ID 141578

Bild 5-10.: Prozess- und Temperaturverteilungsbild, aufgenommen mit quotientenpyrometrisch wirkender Kamera bei einem Vorschub von 1 m/min

Thermokameraaufnahmen zeigen reproduzierbare, charakteristische und, in der für die Schwingfestigkeitsprüfung wichtigen Probentaille, vollständig statische Temperaturverteilungen. Aufgrund letzterer Beobachtung kann neben dem Ort unter Berücksichtigung der Vorschubgeschwindigkeit auch der zeitliche Verlauf der Temperatur errechnet werden. Repräsentative Verteilungen für die Werkstoffkombination aus Stellite 21 und Stahl X5CrNi18-10 sind für einen Vorschub von 1 m/min in Bild 5-11a und für einen Vorschub von 4 m/min in Bild 5-11b dargestellt. Zusätzlich sind entlang der eingezeichneten Linien die ausgewerteten Temperaturverläufe angegeben. Erhöhte Geschwindigkeit und entsprechend eingeregelter hohe Laserleistung führt zu Reflektion und Streuung deutlich höherer Intensität als bei geringerem Vorschub und geringerer Leistung. Im Temperaturverlauf geringen Vorschubs in Bild 5-11a kann der Abkühlverlauf von der Schmelzbadmitte bei 2 mm auf der oberen x-Achse bis zum Einsetzen der Umwandlungswärme um 6 mm deutlich erkannt werden. Ab 7,5 mm setzt wiederum Abkühlung ein. Wie Bild 5-11b zeigt, wird bei erhöhtem Vorschub über den von der Kamera erfassten Umfang keine Abkühlung unter 1500 °C ermittelt. Die ausgewerteten Abkühlraten in Vorschubrichtung sind in Tabelle 5-3 zusammengefasst.



BIAS ID 142572

Bild 5-11.: Statische Temperaturverteilungen und -verläufe in Probenmitte des Auftragschweißens des Stahls X5CrNi18-10 mit Stellite 21 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min; die grafischen Temperaturdarstellungen zeigen den Ort und den zeitlichen Verlauf, letzterer errechnet aus dem Messort und der Vorschubgeschwindigkeit

Tabelle 5-3.: Abkühlraten aus Temperaturfeld des Laserauftragschweißens von Stahl X5CrNi18-10

Temperaturintervall [°C]	Abkühlrate in K/s beim Vorschub	
	1 m/min	4 m/min
1900 ... 1635 (flüssig)		-17905
1900 ... 1500 (flüssig)	-2323	
1630 ... 1510 (flüssig)		-1302
1500 ... 1100 (fest)	-1025	

5.2.2 Metallographiefund und statische mechanische Eigenschaften

Probenlängsschliff

Mittige Längsschliffe der mit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten beschichteten Proben sind in Bild 5-12a und Bild 5-12b dargestellt. Aufgrund der Symmetrie der erzielten Bearbeitungsergebnisse über den Probenquerschnitt ist jeweils nur eine Halbebene dargestellt. Das Gefüge des Grundwerkstoffs wurde angeätzt, wobei die Beschichtung nicht angeätzt wurde. Die Beschichtung weist keine Poren, Lunker, Risse sowie eine geringe Aufmischung mit dem Grundwerkstoff auf. Aus höherer Vorschubgeschwindigkeit resultiert eine geringere Schichthöhe und eine reduzierte Aufmischung. In der Makroaufnahme in Bild 5-12b können insbesondere im Bereich der Radien vereinzelte lunckerartige Ungängen in der Anbindungszone von Beschichtung und Grundwerkstoff erkannt werden. In den Schliffbildern ist keine ausgeprägte Wärmeinflusszone erkennbar.

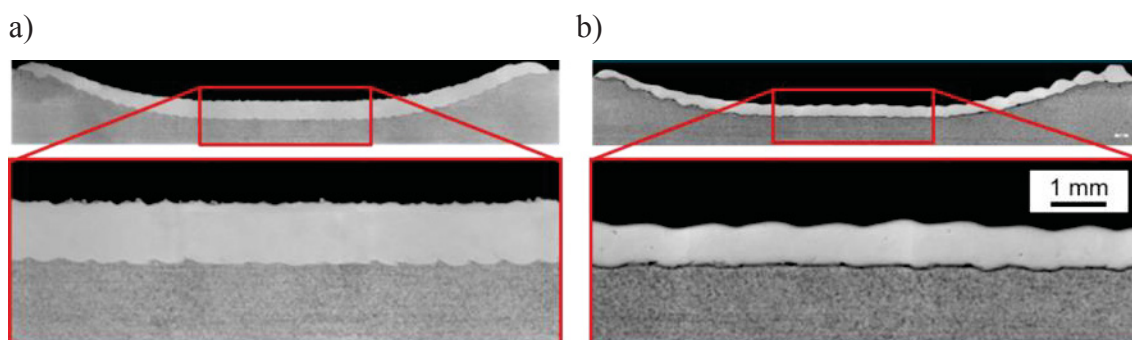
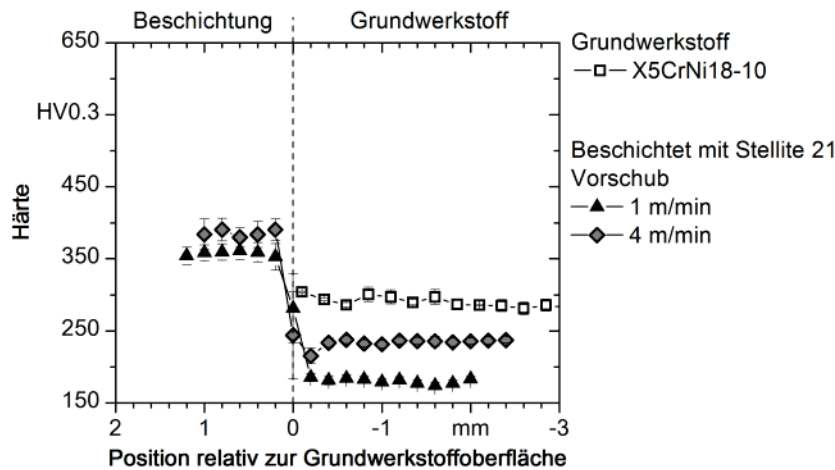


Bild 5-12.: Probenlängsschliff mit Stellite 21 beschichteten Stahls X5CrNi18-10 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min

Härte

Die resultierenden Härteverteilungen eines Vorschubs von 1 m/min und 4 m/min sind in Bild 5-13 zusammen mit dem ausgeglichenen Härtetiefenverlauf des Grundwerkstoffs dargestellt. Bei einem geringen Vorschub resultiert in der Stellite 21 Beschichtung eine mittlere Härte von 357 HV_{0,3} und 181 HV_{0,3} im Grundwerkstoff. Zwischen diesen Bereichen ist ein steiler Härtegradient festzustellen. Durch erhöhte Vorschubgeschwindigkeit resultiert eine insgesamt höhere Härte von 386 HV_{0,3} in der Beschichtung und 234 HV_{0,3} im Grundwerkstoff. Auch hier liegt eine steile Übergangszone vor.



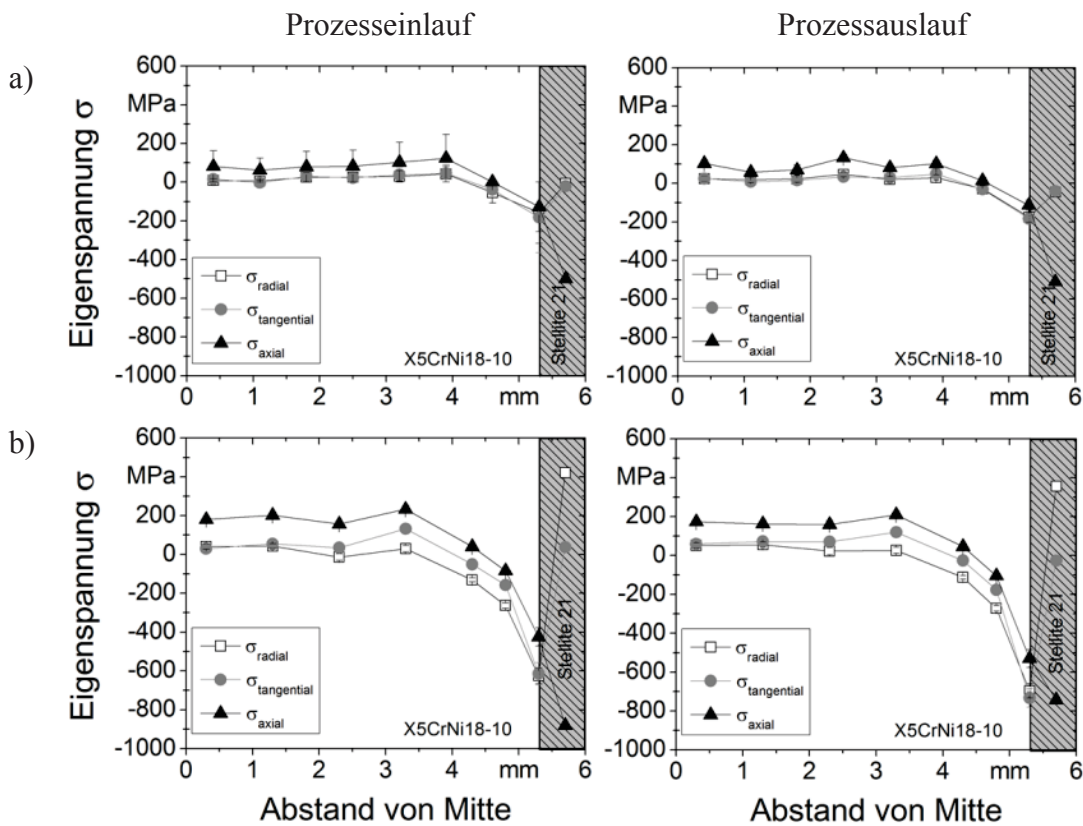
Köhler 2016

BIAS ID 160006

Bild 5-13.: Härtetiefenverlauf mit Stellite 21 beschichteten Stahls X5CrNi18-10

5.2.3 Eigenspannungen und Rauheit

Den Ergebnissen der Eigenspannungsmessungen in Bild 5-14a und Bild 5-14b ist zu entnehmen, dass durch Laserauftragschweißen von Rundproben des Stahls X5CrNi18-10 mit Stellite 21 vom Grundwerkstoffkern in Richtung des Übergangs zur Beschichtung zunehmende Druckeigenspannungen resultieren. Je höher die Vorschubgeschwindigkeit gewählt wird, desto höhere Druckeigenspannungen entstehen.

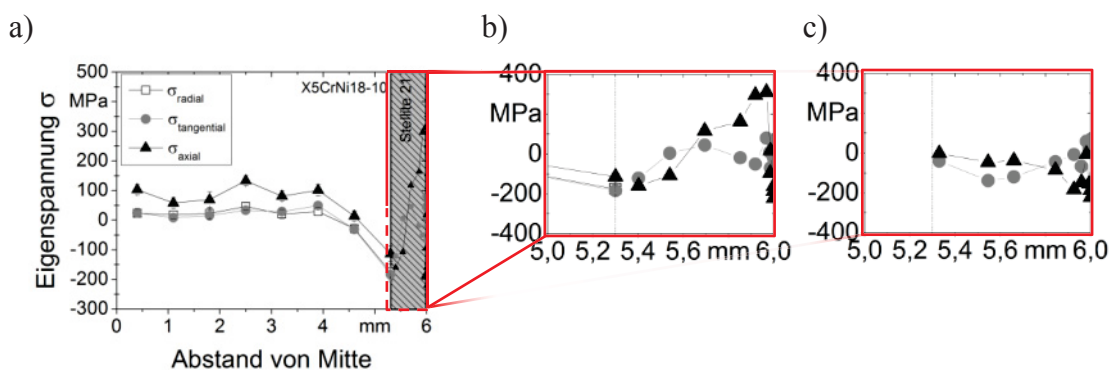


BIAS ID 142575

Bild 5-14.: Mittels Neutronenbeugung gemessene Eigenspannungstiefenverläufe entlang Probenradius sowie Bearbeitungsrichtung mit Stellite 21 beschichteten Stahls X5CrNi18-10 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min

Eigenstressen im Grundwerkstoff weisen qualitativ vergleichbare Verläufe auf. In der Beschichtung vorliegende mittlere Eigenstressen wurden aus dem Kräftegleichgewicht errechnet. Für die Axialrichtung ergeben sich Druckeigenstressen, die eine höhere Amplitude aufweisen als sie am äußeren Messpunkt am Übergang Beschichtung zu Grundwerkstoff gemessen wurde. Anhand des Vergleichs der im Prozessein- und auslauf gemessenen Eigenstressentiefenverläufe kann eine hohe Homogenität des Eigenstressenzustands entlang der Bearbeitungsrichtung ermittelt werden.

Mit Röntgenbeugung in der geschliffenen Stellite 21 Beschichtung gemessene Eigenstressen in axialer und tangentialer Richtung sind zusammen mit den Ergebnissen der Neutronenbeugungsmessung des Grundwerkstoffs X5CrNi18-10 in Bild 5-15a dargestellt. Beide Messungen wurden an Probenvarianten durchgeführt, die mit 1 m/min beschichtet wurden. Entgegen der nach dem Kräftegleichgewicht berechneten Eigenstressen, liegen Axialeigenstressen hier im Mittel bei 0 MPa. Wie in Bild 5-15b deutlich wird, gehen die jeweiligen Eigenstressmessungen am Übergang Grundwerkstoff zu Beschichtung stetig ineinander über. Ein axiales Zugeigenstressmaximum von 300 MPa liegt innerhalb der äußeren 100 μm vor. Direkt an die Oberfläche angrenzend werden in dieser Orientierung Druckeigenstressen von -180 MPa ermittelt. In Folge einer Schwingprüfung relaxieren die Axialeigenstressen im Beschichtungsvolumen, wie Bild 5-15c zeigt. Nahe der Oberfläche liegen weiterhin Druckeigenstressen vor. Für die dargestellten Eigenstressentiefenverläufe ist anzumerken, dass die Radialeigenstressen an der Probenoberfläche jeweils 0 MPa betragen müssen.



BIAS ID 142576

Bild 5-15.: Eigenstressentiefenverläufe mit Stellite 21 mit 1 m/min beschichteten Stahls X5CrNi18-10, a) Übersicht, b) Röntgenbeugungsmesswerte rechts und äußerster Neutronenbeugungsmesspunkt links, c) Röntgenbeugungsmesswerte in der Beschichtung eines Durchläufers nach der Schwingprüfung, röntgenographische Auswertungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen [Sch14b]

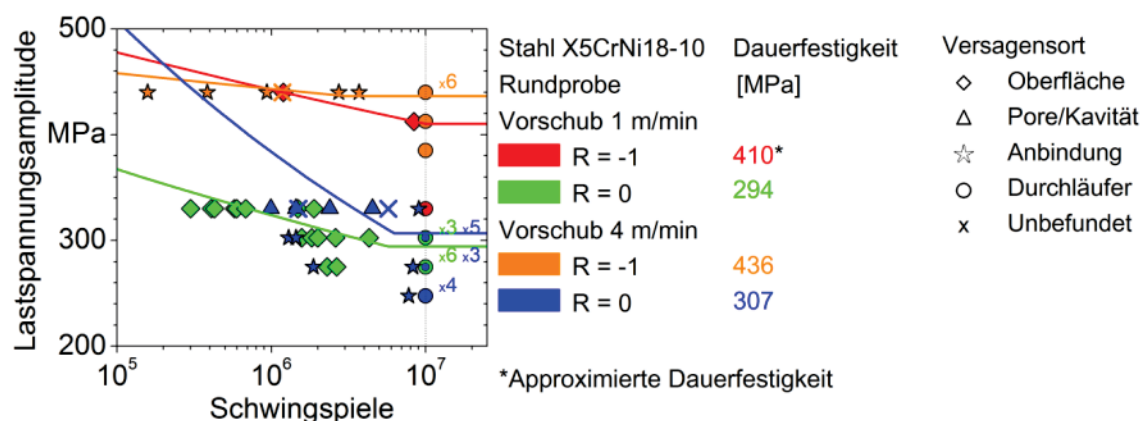
Die nach dem Schleifprozess im zylindrischen Mittelteil der Biegeprobentaille gemessenen Rauheiten sind in Tabelle 5-4 angegeben. Gegenüber Proben des Grundwerkstoffs wurde in Folge des Schleifens nach dem Beschichten eine insgesamt geringere Rauheit eingestellt. Mit einem Vorschub von 4 m/min beschichtete Varianten wiesen geringere Rauheit auf, als mit 1 m/min beschichtete Varianten.

Tabelle 5-4.: Rauheit mit Stellite 21 beschichteter Proben des Stahls X5CrNi18-10 nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z	Rundprobe aus Stahl X5CrNi18-10		
	Grundwerkstoff	beschichtet mit 1 m/min	beschichtet mit 4 m/min
Mittelwert (μm)	4,72	3,64	3,14
Standardabweichung (μm)	1,04	0,35	0,47
Standardabweichung (%)	22,08	9,70	14,96

5.2.4 Schwingfestigkeit und Versagensorte

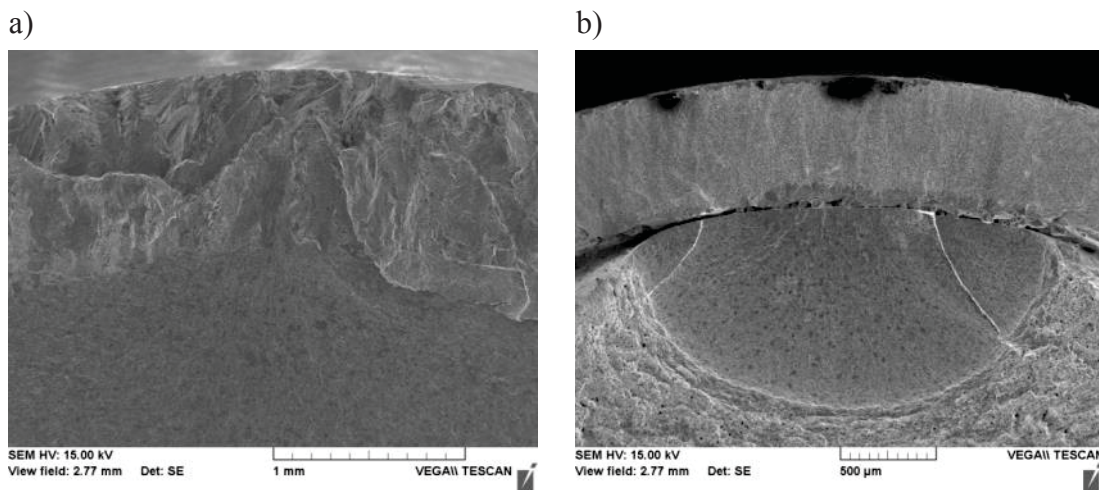
Das aus der Schwingprüfung unter wechselnder und schwellender Last resultierende Wöhlerdiagramm der mit 1 m/min sowie 4 m/min beschichteten Probenvariante ist in Bild 5-16 dargestellt. Unter Wechsellast werden durchweg höhere Spannungen ertragen als unter schwellender Last. Im Wechsellastfall erzielen mit erhöhtem Vorschub beschichtete Proben des austenitischen Stahls höhere Dauerfestigkeiten als bei geringem Vorschub. Unter schwellender Last sind die Dauerfestigkeiten ähnlich. In dem Wöhlerdiagramm sind den einzelnen Proben die jeweiligen Versagensorte zugeordnet. Demnach versagten die mit geringem Vorschub hergestellten Proben an der geschliffenen Oberfläche. Proben, die mit erhöhter Vorschubgeschwindigkeit beschichtet wurden, versagten teilweise im Bereich des Übergangs von Beschichtung zu Grundwerkstoff aufgrund von hier vorliegenden Ungängen. Charakteristische Bruchflächen beider Varianten sind in Bild 5-17a für geringe und in Bild 5-17b für hohe Vorschubgeschwindigkeit dargestellt. Die Bruchfläche des Grundwerkstoffs zeigt, abgesehen von der Gewaltbruchoberfläche in Bild 5-17b, sowohl im Fall des Versagens an der Oberfläche der Beschichtung als auch beim Versagen der Übergangszone eine glatte Oberfläche. Die Bruchoberfläche des Beschichtungswerkstoffes erscheint beim Rissausgang an der Probenoberfläche stark zerklüftet. Im Fall des Rissausgangs am Übergang erscheint diese ähnlich glatt wie im Grundwerkstoff



BIAS ID 142577

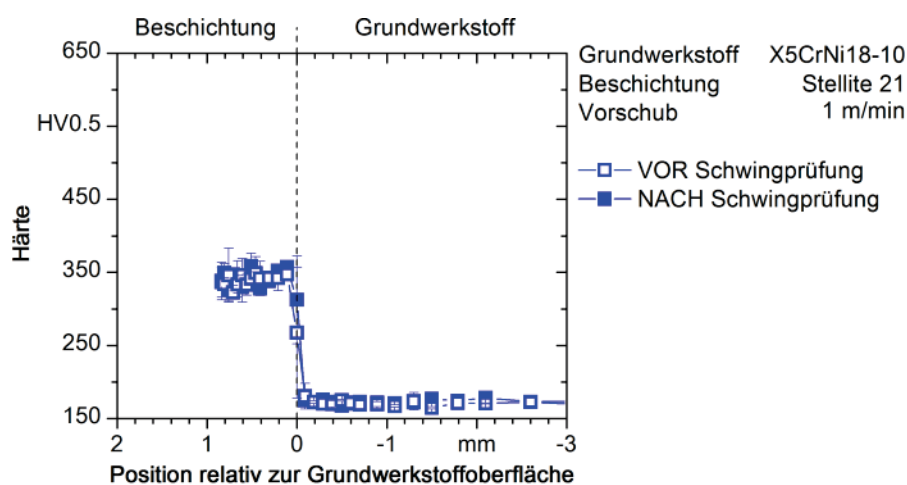
Bild 5-16.: Wöhlerdiagramm mit Proben aus dem Stahl X5CrNi18-10, die mit Stellite 21 mit einem Vorschub von 1 m/min und 4 m/min beschichtet wurden, nach [Sch14b], bereitgestellt durch das IWT, Bremen, Datenpunkte siehe Anhang A.3

Eine Härteprüfung vor und nach schwingender Belastung mit 1 m/min beschichteten Stahls X5CrNi18-10 ist in Bild 5-18 dargestellt. Es kann kein Unterschied zwischen zyklisch belasteten und unbelasteten Probenvarianten festgestellt werden.



BIAS ID 142578

Bild 5-17.: Bruchfläche und Rissausgangsort in mit Stellite 21 beschichteten Rundproben des Stahls X5CrNi18-10 nach dem Beschichten mit a) 1 m/min ($R = -1$; $\sigma_a = 413$ MPa; $N_B = 8.488.300$) und b) 4 m/min ($R = 0$; $\sigma_a = 440$ MPa; $N_B = 384.500$), bereitgestellt durch das IWT, Bremen, nach [Sch14b]



Köhler 2016

BIAS ID 160007

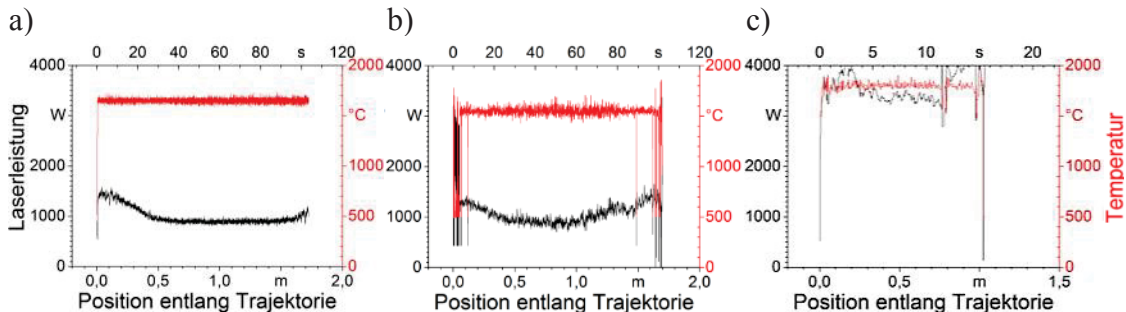
Bild 5-18.: Härteverlauf des beschichteten Stahls X5CrNi18-10, die vor und nach Schwingprüfung ermittelt wurden, bereitgestellt durch das IWT, Bremen

5.3 Auftraggeschweißte Rundproben des Stahls 42CrMo4

5.3.1 Temperaturgang

Zum Einstellen der Solltemperatur wurde sowohl bei einem Vorschub von 1 m/min als auch von 4 m/min ein dem lokalen Probendurchmesser entsprechender Leistungswert eingeregelt, wie es Bild 5-19a und Bild 5-19c entnommen werden kann. Beim Vorschub von 4 m/min waren die Übergänge zwischen gekrümmtem und geradem Abschnitt vergleichsweise unstetig. Leistungs- und Temperatursignal waren bei beiden Vorschubvarianten rauschbehaftet. Durch aktives nachlaufendes Kühlen der erstarrten Beschichtung

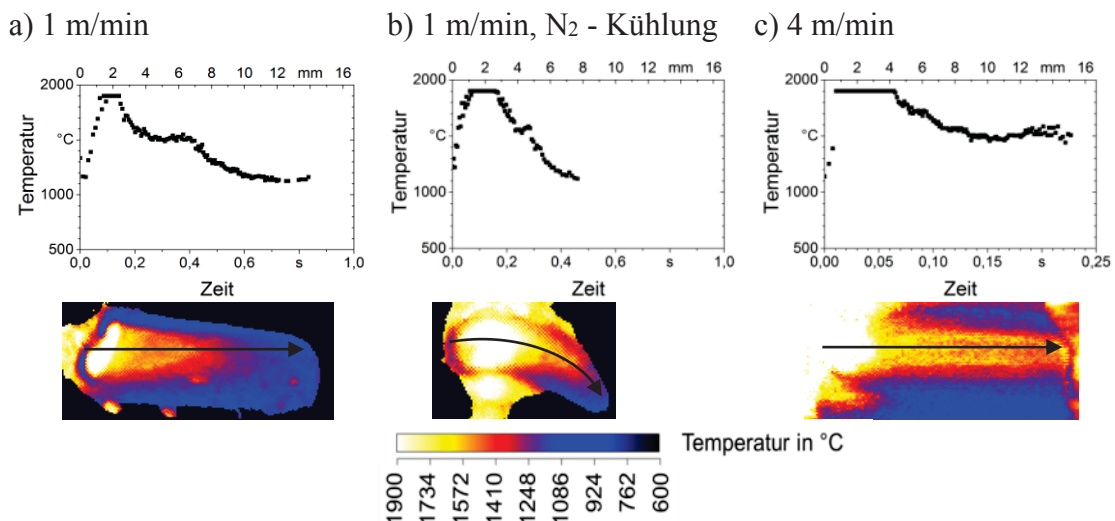
mit Flüssigstickstoff während des temperaturgeregelten Auftragschweißens wurde der in Bild 5-19b gezeigte Temperatur- und Leistungsverlauf eingestellt. Abgesehen von größerem Rauschen und höherem Leistungsniveau im Prozessauslauf gleicht dieser dem bei gleichem Vorschub und ohne aktive Kühlung eingestellten Verlauf.



BIAS ID 142580

Bild 5-19.: Transiente, über die Laserleistung geregelte Schmelzbadspitzentemperatur entlang der Auftragschweißung des Stahls 42CrMo4 mit Stellite 21 bei a) 1 m/min, b) 1 m/min und nachlaufender N₂-Kühlung und c) 4 m/min

Bild 5-20a bis Bild 5-20c zeigen mit einer emissionswertkompensierenden Thermokamera gemessene Temperaturverteilungen. Da sich diese im dargestellten Probenmittteil stets als vollständig statisch herausstellten, konnte neben dem Ort durch Kenntnis der Vorschubgeschwindigkeit auch der zeitliche Verlauf der jeweils vorliegenden Temperatur angegeben werden. In Bild 5-20a und Bild 5-20b wurde jeweils ein Vorschub von 1 m/min verwendet. Im ersten Fall wurde der Prozess wie in allen anderen Fällen bei Raumtemperatur durchgeführt. Im zweiten Fall erfolgte eine nachlaufende Abkühlung der Schleppe im Flüssigstickstoffstrahl.



BIAS ID 142581

Bild 5-20.: Statische Temperaturverteilungen und -verläufe in Probenmitte des Auftragschweißens des Stahls 42CrMo4 mit Stellite 21 bei a) 1 m/min, b) 1 m/min und nachlaufender N₂-Kühlung und c) 4 m/min; die grafischen Temperaturdarstellungen zeigen den Ort und den zeitlichen Verlauf, letzterer errechnet aus dem Messort und der Vorschubgeschwindigkeit

Ohne aktive Kühlung weist das Schmelzbad einen deutlich schmaleren Bereich von Temperaturen oberhalb 1900 °C auf. Mit aktiver Kühlung wird das Umwandlungswär-

meplateau hingegen erheblich verkürzt. Dieses umfasst bei einem Vorschub von 4 m/min mindestens den halben, mit der Kamera erfassbaren Probenumfang. Die in den unterschiedlichen Temperaturprofilen ausgewerteten Abkühlraten in Vorschubrichtung sind in Tabelle 5-5 zusammengefasst.

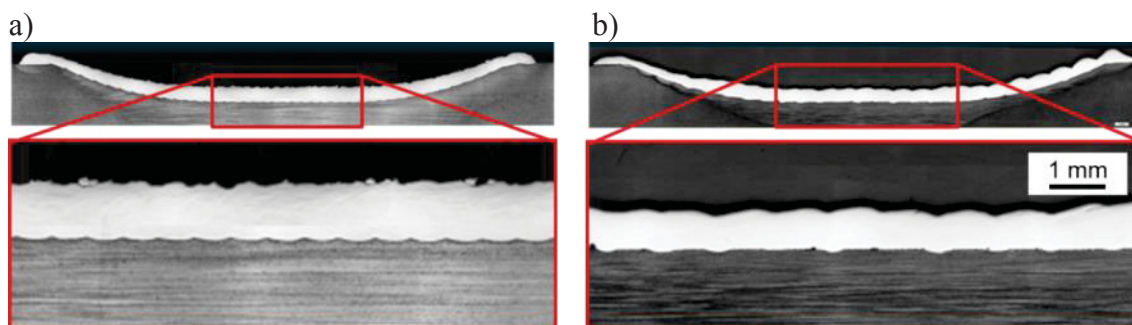
Tabelle 5-5.: Abkühlraten aus Temperaturfeld des Laserauftragschweißens von Stahl 42CrMo4

Temperaturintervall [°C]	Abkühlrate in K/s beim Vorschub		
	1 m/min	1 m/min & N ₂	4 m/min
1900 ... 1630 (flüssig)			-13594
1900 ... 1500 (flüssig)	-3431	-4844	
1630 ... 1510 (flüssig)			-1276
1500 ... 1100 (fest)	-1188	-2875	

5.3.2 Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften

Probenlängsschliff und Beschichtungsgefügefeinheit

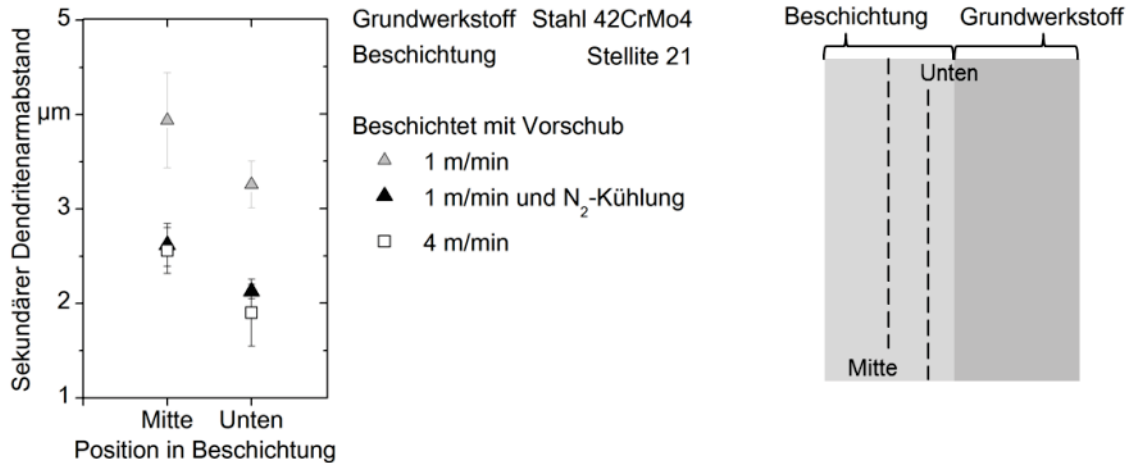
Die Probenlängsschliffe geringen und erhöhten Vorschubs sind in Bild 5-21a und Bild 5-21b dargestellt. Im ersten Fall liegt eine deutlich größere und geometrisch weniger definierte Wärmeinflusszone vor als im zweiten. Im Bereich der Anbindung liegt bei geringem Vorschub eine periodische, flache Aufmischungszone vor, bei höherem Vorschub liegt eine geringere Aufmischung vor. Vereinzelt liegen kleinere Poren bzw. Luncker in der Anbindungszone vor. Beide Längsschliffe weisen eine Zeiligkeit im Grundwerkstoff auf, die auf die Herstellung durch Walzen und Ziehen zurückgeführt wird.



BIAS ID 142582

Bild 5-21.: Probenlängsschliff mit Stellite 21 beschichteten Stahls 42CrMo4 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min

Die Auswertung des sekundären Dendritenarmabstands des Beschichtungsgefüges in Bild 5-22 zeigt, dass sich dieser in Richtung höherer Vorschubgeschwindigkeit verringert. Durch die dem Prozess nachlaufende Flüssigstickstoffkühlung wird bei 1 m/min eine vergleichbare Gefügefeinheit erzielt wie bei einem Vorschub von 4 m/min. Insgesamt liegt im unteren Bereich der Beschichtung nahe dem Übergang zum Grundwerkstoff eine höhere Gefügefeinheit vor als in der Beschichtungsmitte.

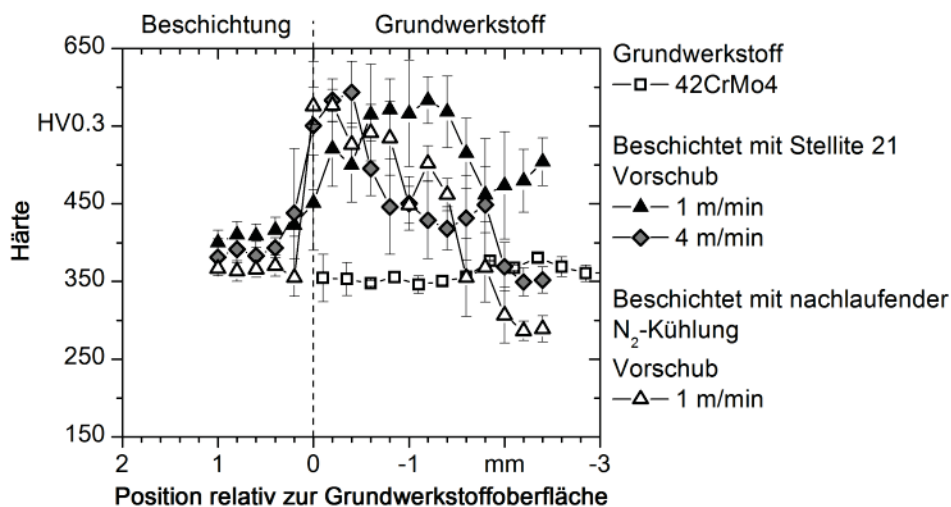


BIAS ID 142583

Bild 5-22.: Gefügefeinheit nach dem Beschichten des Stahls 42CrMo4 mit Stellite 21 in Folge unterschiedlicher Vorschubgeschwindigkeiten und zusätzlicher Abkühlung mit Flüssigstickstoff

Härte

Härtetiefenverläufe nach dem Beschichten mit 1 m/min und 4 m/min unter Raumtemperaturbedingungen sowie nach dem Beschichten mit nachlaufender Stickstoffkühlung bei 1 m/min sind in Bild 5-23 dem Härtetiefenverlauf der Grundwerkstoffprobe gegenübergestellt. Die Härte der Beschichtung ist in allen Varianten geringer als die der angrenzenden Wärmeinflusszone im Grundwerkstoff. Der Übergang von Beschichtung zu Grundwerkstoff kann dadurch klar identifiziert werden. In der direkt an die Beschichtung angrenzenden Wärmeinflusszone liegt bis 0,4 mm unter der Beschichtung eine mittlere Härte von 529 HV_{0,3} im Fall eines Vorschubs von 1 m/min und von 576 HV_{0,3} im Fall eines Vorschubs von 4 m/min vor. Die Größe des Bereichs erhöhter Härte (> 500 HV_{0,3}) steigt mit sinkendem Vorschub. Bei einem Vorschub von 1 m/min reicht dieser bis zu 1,4 mm tief unter die Grundwerkstoffoberfläche, bei 4 m/min weniger als 1 mm.



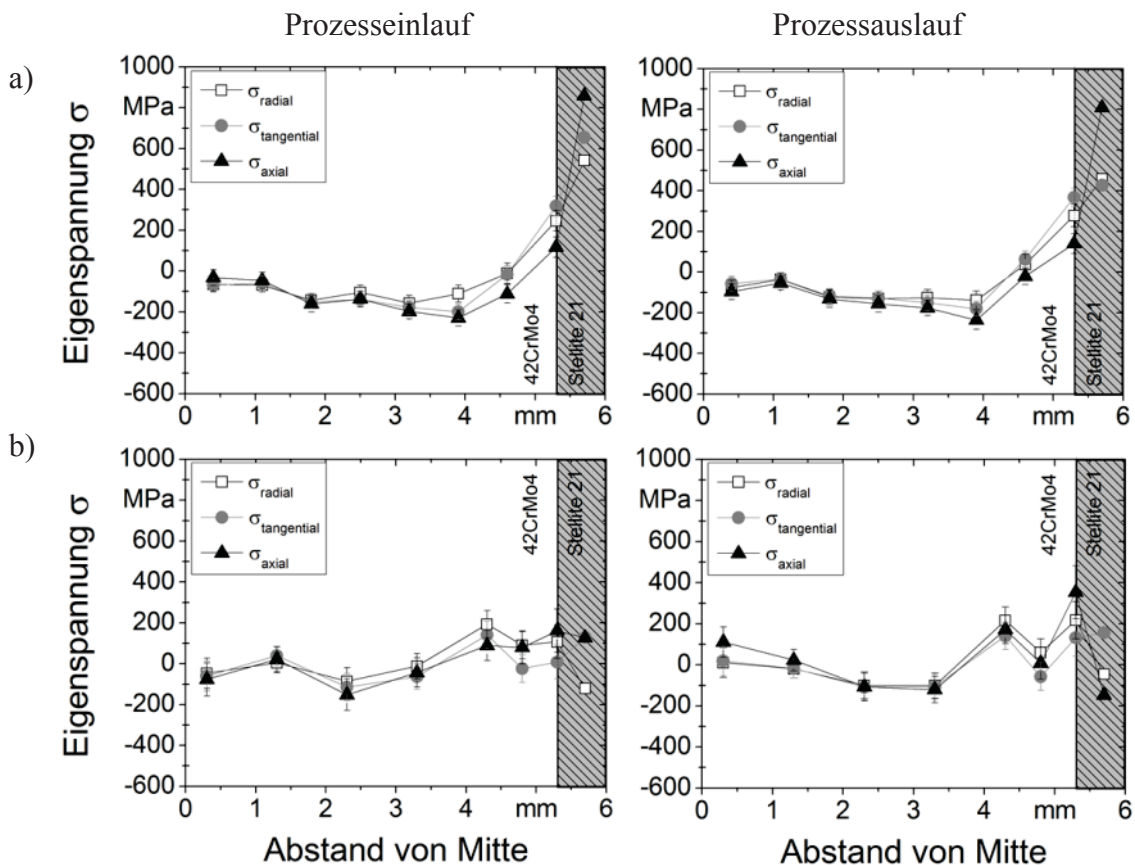
Köhler 2016

BIAS ID 160008

Bild 5-23.: Härtetiefenverlauf Stellite 21 beschichteten Stahls 42CrMo4 nach Anwendung unterschiedlicher Beschichtungsparameter und Abkühlbedingungen

5.3.3 Eigenspannungen und Rauheit

Mittels Neutronenbeugung ermittelte Eigenspannungstiefenverläufe in Folge des Auftragschweißens von Stellite 21 auf den Vergütungsstahl 42CrMo4 sind in Bild 5-24 aufgeführt. Bild 5-24a zeigt die sich aus einem Vorschub von 1 m/min und Bild 5-24b die sich aus 4 m/min ergebenden Eigenspannungen der drei Raumrichtungen. Das jeweils linke und rechte Bild zeigt die Verläufe im Bereich des Prozessein- und auslaufs. Im Grundwerkstoff stellen sich unabhängig von der Vorschubgeschwindigkeit qualitativ ähnliche Eigenspannungsverläufe in die drei Hauptspannungsrichtungen ein. Bei einem Vorschub von 1 m/min wurde ein sehr homogener Eigenspannungsverlauf entlang der Beschichtungsrichtung induziert. Am Übergang Grundwerkstoff zu Beschichtung liegen in Axialrichtung Zugeigenspannungen von mehr als 100 MPa vor. In einem kontinuierlichen Abfall gehen diese bis in eine Tiefe von 1,5 mm unterhalb der Beschichtung in Druckeigenspannungen von -200 MPa über. Aus der Kräftebilanz ergeben sich in der Beschichtung für die Probenaxialrichtung hohe Zugeigenspannungen, die wiederum sehr gleichförmig entlang der Bearbeitungsrichtung sind.



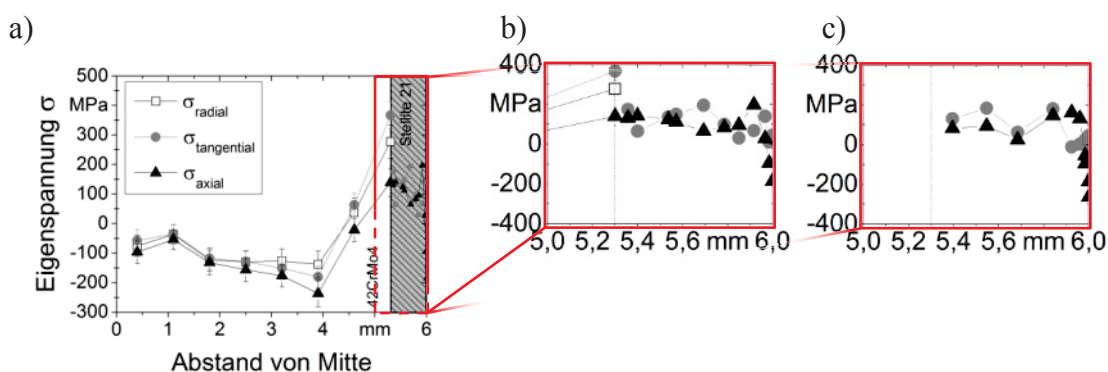
BIAS ID 142585

Bild 5-24.: Mittels Neutronenbeugung gemessene Eigenspannungstiefenverläufe entlang Probenradius sowie Bearbeitungsrichtung mit Stellite 21 beschichteten Stahls 42CrMo4 bei a) 1 m/min und b) 4 m/min

Aus einem Vorschub von 4 m/min folgt im Grundwerkstoff ebenfalls ein qualitativ vergleichbarer Eigenspannungszustand entlang der Bearbeitungsrichtung. Am Übergang zur Beschichtung folgen aus dem Auftragschweißen stets Zugeigenspannungen in Axial-

alrichtung. Deren Amplitude steigt in Bearbeitungsrichtung von oberhalb 100 MPa auf über 300 MPa. Bis in eine Tiefe von 0,5 mm fallen diese zunächst ab und steigen 1 mm unterhalb der Beschichtung wieder auf ein ähnliches Niveau wie am Werkstoffübergang an. In Richtung Probenkern gehen die Eigenspannungen in Richtung Druck über und nehmen einen vergleichbaren Verlauf, wie er aus einem Vorschub von 1 m/min induziert wird. Aus der Kräftebilanz der Axialeigenspannungen in der Beschichtung folgen im Prozesseinlauf Zugeigenspannungen von 100 MPa, die in Richtung Prozessauslauf in Druckeigenspannungen von -200 MPa übergehen.

Mit Röntgenbeugung wurden Eigenspannungen in tangentialer und axialer Rundprobenrichtung in der Auftragschweißung gemessen. Die Messergebnisse sind in Bild 5-25a zusammen mit den Neutronenbeugungsergebnissen aufgeführt; der Randbereich ist in Bild 5-25b vergrößert dargestellt. Insbesondere die Axialeigenspannungen gehen am Übergang mit einer Amplitude von 100 MPa stetig ineinander über und stehen im gesamten Beschichtungsvolumen unter Zug. Nahe der Oberfläche wechselt das Vorzeichen in Richtung Druckeigenspannung. Die Messung der Eigenspannungen nach der Schwingfestigkeitsprüfung in Bild 5-25c ergibt, dass diese weitestgehend erhalten bleiben. Für die dargestellten Eigenspannungstiefenverläufe ist anzumerken, dass die Radialeigenspannungen an der Probenoberfläche jeweils 0 MPa betragen müssen.



BIAS ID 142586

Bild 5-25.: Eigenspannungstiefenverläufe mit 1 m/min beschichteten Stahls 42CrMo4, a) Übersicht, b) Röntgenbeugungsmesswerte rechts und äußerster Neutronenbeugungsmesspunkt links, c) Röntgenbeugungsmesswerte in der Beschichtung eines Durchläufers nach der Schwingprüfung, röntgenographische Auswertungen nach [Sch14b], bereitgestellt durch das IWT, Bremen

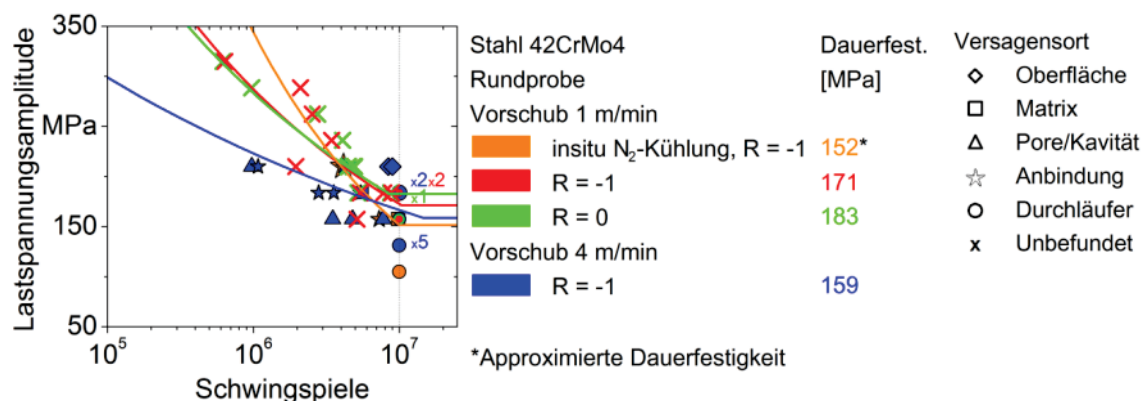
Nach dem Schleifprozess in den zylindrischen Prüfbereichen der Biegeproben gemessene Rauheiten sind in Tabelle 5-6 angegeben. Die unter Raumtemperaturbedingungen prozessierten Probenvarianten wiesen geringfügig höhere Rauheit als Proben des Grundwerkstoffs auf. Während des Beschichtungsprozesses im Bereich der Schmelzbadschlepe nachlaufend mit Flüssigstickstoff gekühlte Proben, wiesen gegenüber den übrigen Varianten deutlich geringere Rauheit nach dem Schleifen auf.

Tabelle 5-6.: Rauheit mit Stellite 21 beschichteter Proben des Stahls 42CrMo4 nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z	Rundprobe aus Stahl 42CrMo4			
	Grund- werkstoff	beschichtet		
		1 m/min	4 m/min	beschichtet und nachlaufend N_2 gekühlt
Mittelwert (μm)	3,51	3,80	3,32	2,37
Standardabweichung (μm)	0,42	0,44	0,47	0,07
Standardabweichung (%)	11,90	11,46	14,17	3,08

5.3.4 Schwingfestigkeit und Versagensorte

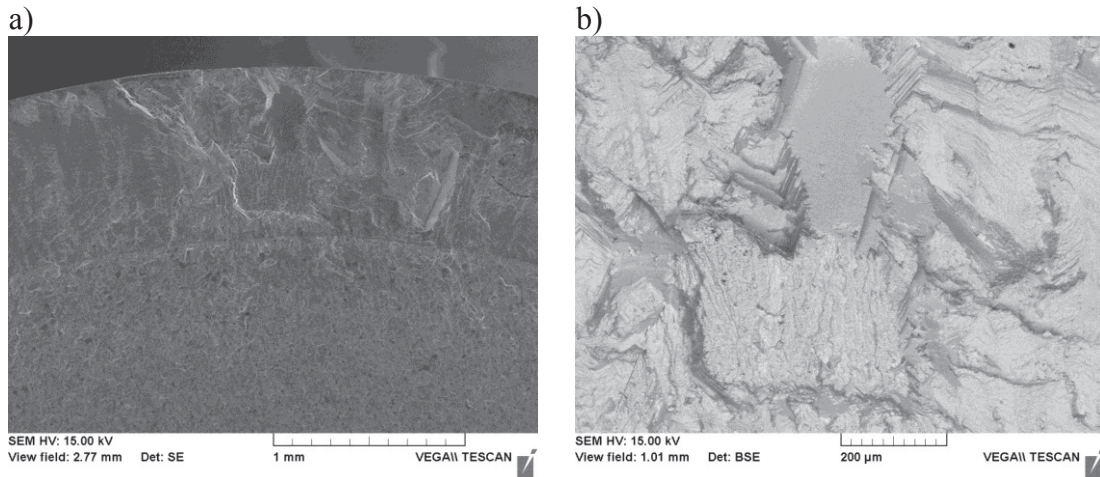
Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsprüfung sind in Bild 5-26 zusammengefasst. Die Lastart bei einem Vorschub von 1 m/min hat nur geringen Einfluss auf die Schwingfestigkeit. Unter Wechsellast werden unwesentlich geringere Lasten ertragen als unter schwellender Last. Durch schnellere Abkühlung sowohl durch Stickstoff als auch durch erhöhten Vorschub fällt die Schwingfestigkeit ab. Mit geringem Vorschub beschichtete Varianten versagten zu einem Großteil im Beschichtungsvolumen. Ein hoher Anteil der mit schnellerer Abkühlung bearbeiteter Proben versagte an Ungängen in der Beschichtung oder am Übergang zur Beschichtung. Varianten ohne Ungängen ertrugen vergleichbar geringe Lasten und versagten ebenfalls überwiegend am Werkstoffübergang.



BIAS ID 142587

Bild 5-26.: Wöhlerdiagramm mit Proben aus dem Stahl 42CrMo4, die mit unterschiedlichen Vorschüben mit Stellite 21 beschichtet wurden und unterschiedlichen Abkühlbedingungen unterlagen, Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen, Datenpunkte siehe Anhang A.3

Eine repräsentative, aus einem Vorschub von 1 m/min resultierende Bruchfläche ist in Bild 5-27a und in Vergrößerung in Bild 5-27b dargestellt. Die Morphologie der Bruchfläche in der Beschichtung ist stark zerklüftet, im Grundwerkstoff eher flach. Am Rissausgangsort in der unteren Hälfte der Beschichtung liegt ein ebener, rauher Bereich, der in Richtung Oberfläche in einen vollständig glatten Bereich übergeht. An einem Durchläufer wurde diese Bruchform in Bild 5-28 in einem Längsschliff vorgefunden. Der Riss hat innerhalb 10^7 Lastzyklen die Oberfläche nicht erreicht. Dieser breitet sich nahezu lotrecht zur Oberfläche aus und geht abrupt in einen glatten, definierten Verlauf unter einem Winkel zum Lot über. Bild 5-29a und Bild 5-29b zeigen, dass die glatte Bruchfläche auch beim Vorschub von 4 m/min resultiert. Weitere vergleichbare Bruchflächen sind im Anhang A.2 aufgeführt.



BIAS ID 142588

Bild 5-27.: Bruchfläche einer Rundprobe des Stahls 42CrMo4 nach dem Beschichten mit 1 m/min ($R = -1$; $\sigma_a = 210$ MPa; $N_B = 3.421.800$), a) Übersicht und b) Vergrößerung des Rissausgangsorts, bereitgestellt durch das IWT, Bremen



BIAS ID 142589

Bild 5-28.: Rundprobenlängsschliff eines mit 1 m/min beschichteten Durchläufers des Stahls 42CrMo4 ($R = -1$; $\sigma_a = 184$ MPa; $N_B = 10.000.000$), nach [Sch14b]

Anhand des angeätzten Längsschliffs wird sowohl die Orientierung des Risses zu den Beschichtungsraupen in Bild 5-29c als auch zum dendritischen Beschichtungsgefüge in Bild 5-29d deutlich. Der Riss liegt demnach parallel zur erstarrten Schmelzlinie am Überlapp der Einzelbahnen. Im unteren Teil steht der Riss unter einem leicht angestellten Winkel zu dieser und geht im oberen Teil abrupt in eine Parallelität zu den nebenliegenden Bahnen über. Anhand Bild 5-29d wird deutlich, dass sich der Riss nicht direkt entlang einer Vorzugsrichtung der Dendriten orientiert und somit eher der ehemaligen Schmelzlinie folgt.

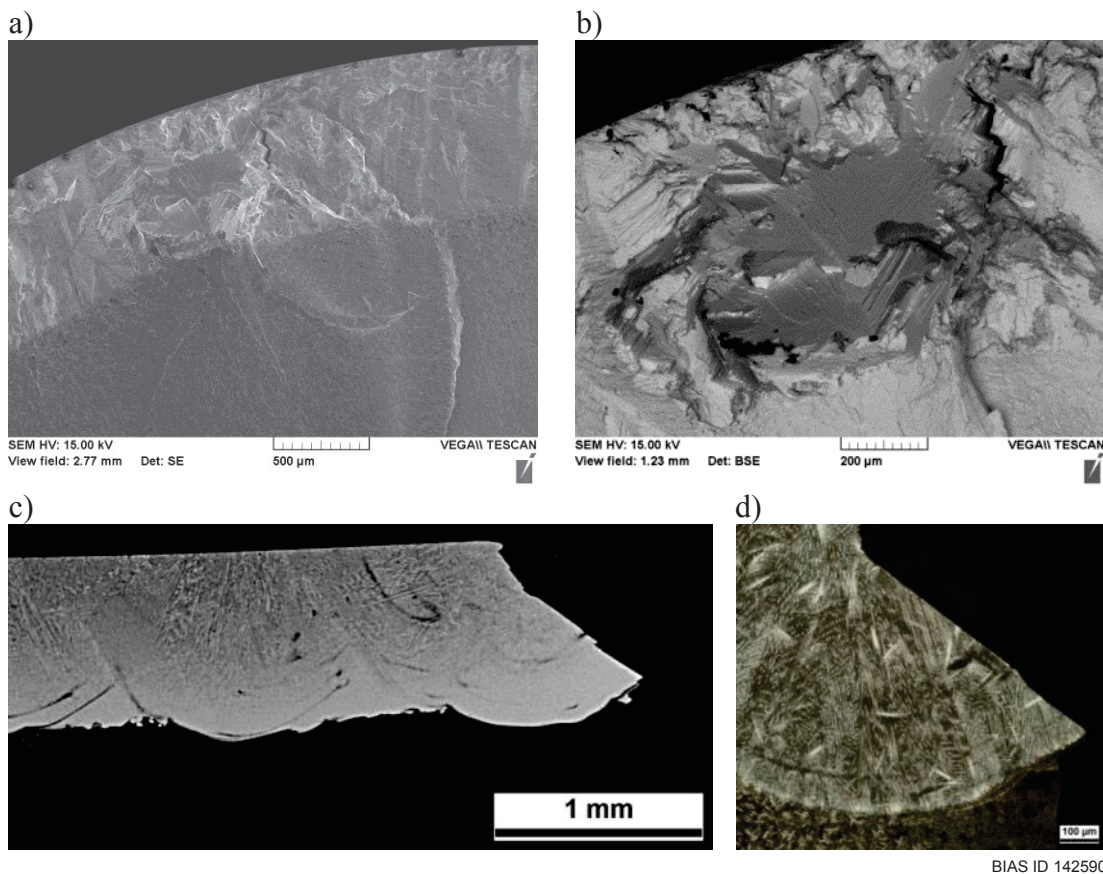


Bild 5-29.: Bruchfläche einer Rundprobe des Stahls 42CrMo4 nach dem Beschichten mit 4 m/min ($R = -1$; $\sigma_a = 210$ MPa; $N_B = 8.405.000$), a) Übersicht und b) Vergrößerung des Rissausgangsorts, c) Längsschliff mit Übersicht der Bruchposition und d) angeätztes dendritisches Beschichtungsgefüge, bereitgestellt durch das IWT, Bremen

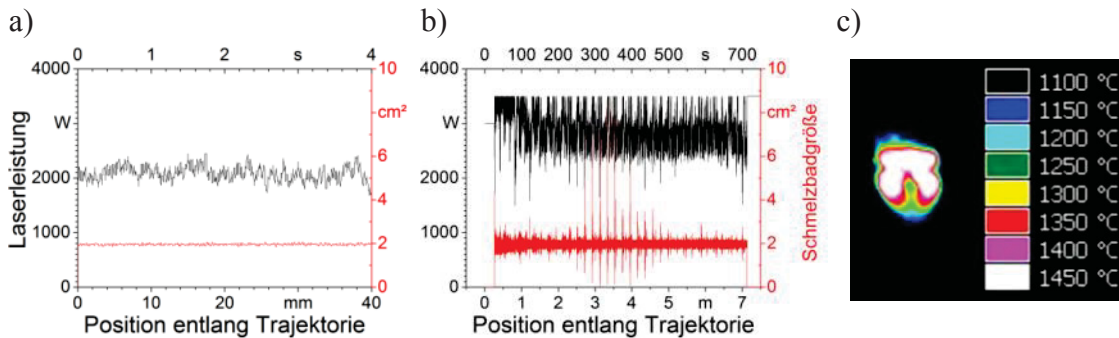
5.4 Auftraggeschweißte Flachproben und Kurbelwellensegmente des Stahls 42CrMo4

5.4.1 Temperaturgang

Mittels Schmelzbadgrößenregelung wurden die in Bild 5-30a und Bild 5-30b angegebenen Temperaturen und Schmelzbadgrößen beim Auftragschweißen von Flachproben und Kurbelwellenzapfen eingestellt. Um dieselbe Schmelzbadgröße einzustellen, waren bei Flachproben Leistungen um 2 kW, bei Kurbelwellensegmenten um 2,8 kW nötig. Die Streuung der Temperatur- und Leistungswerte war bei der Bearbeitung von Kurbelwellen deutlich größer. Bei letztgenannter liegen im Mittelteil der Trajektorie periodische Schmelzbadgrößenminima vor. Hier wurde jeweils eine mittig im Zapfen liegende, durchgehende Ölbohrung bei laufendem Prozess überfahren, wodurch jeweils das Schmelzbad kollabierte.

Durch die rückgekoppelte Prozessführung konnte die in Bild 5-30c gezeigte, charakteristische Temperaturverteilung von der Flachprobe direkt auf die Kurbelwellensegmente übertragen werden. Diese weist im detektierbaren Intervall nahezu ausschließlich Werte

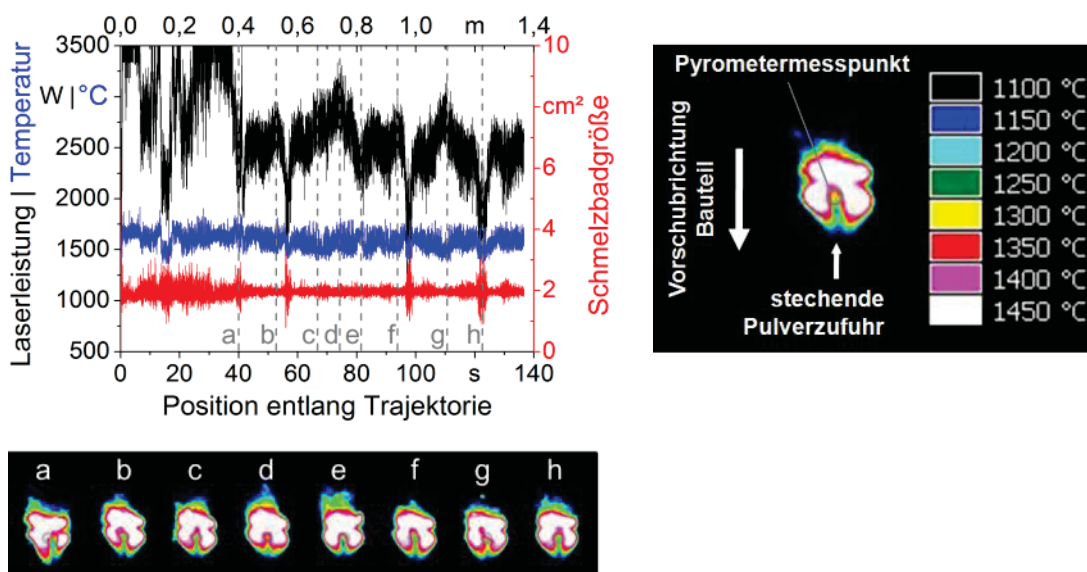
oberhalb von 1350 °C und steile Temperaturgradienten im Randbereich auf. Der erfassbare Temperaturbereich des Kamerasystems endet bei 1450 °C.



BIAS ID 142591

Bild 5-30.: Transiente Laserleistung und Schmelzbadgröße entlang der Auftragschweißung mit einem Vorschub von 0,6 m/min a) einer Einzelbahn auf einer Flachprobe und b) eines vollständigen Kurbelwellenzapfens, c) charakteristische, statische Temperaturverteilung

Im Temperaturprofil ist im unteren Bereich der lateral stehend zugeführte Pulverstrom zu erkennen. Dieser führt scheinbar zu einem erheblichen Temperaturabfall verglichen mit dem übrigen Schmelzbad. Quotientenpyrometrische Messungen am Fußpunkt des Pulvers in Bild 5-31 (blau dargestellt) zeigten jedoch, dass die emissivitätsbereinigte Spitzentemperatur eher der eingestellten Leistung folgte als dem Signal der jeweiligen Schmelzbadgröße.



Köhler 2016

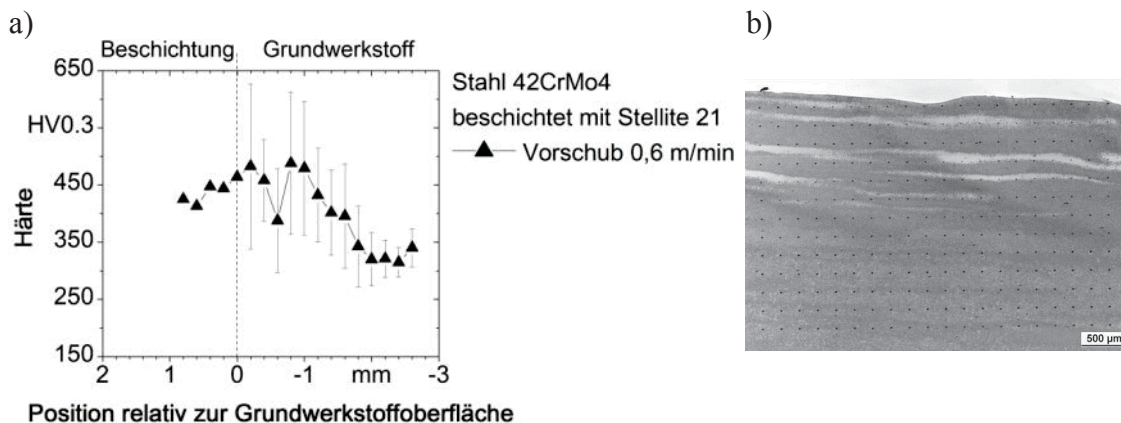
BIAS ID 160009

Bild 5-31.: Transiente Laserleistung, Schmelzbadgröße und quotientenpyrometrisch gemessene Temperatur während des Beschichtens, a) bis h) Temperaturverteilungen und Positionen der Quotientenpyrometermessung gegebener Zeitpunkte

5.4.2 Metallographiefund und statische mechanische Eigenschaften

Härtemessung und Längsschliff in Bild 5-32a und Bild 5-32b zeigen eine diskrete Wärmeeinflusszone einer Tiefe von 1,5 mm. Im Schliffbild ist die Orientierung der Einzelbahnen zu erkennen, die senkrecht auf der Bildebene stehen und nacheinander von links nach rechts bearbeitet wurden, sowie eine durch das Schmieden induzierte Zeiligung

keit im Gefüge. Die Härte in der Wärmeeinflusszone liegt im Mittel bei 455 HV_{0,3} und weist eine hohe Streuung auf. Die in Bild 5-32a aufgeführten Messwerte der Beschichtung entstammen einer Linienmessung und wurden der in Bild 5-32b dargestellten Messung in der Wärmeeinflusszone und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff ergänzt. Die mittlere Härte in der Beschichtung beträgt 439 HV_{0,3}.



BIAS ID 142592

Bild 5-32.: Härteverteilung im Probenlängsschliff einer aus einer Kurbelwelle getrennten, mit Stellite 21 mit 0,6 m/min Vorschub beschichteten Flachprobe des Stahls 42CrMo4, a) Härteverteilung (in Beschichtung Einzelmessungen) und b) Gefüge und Messpunkte im Längsschliff

5.4.3 Rauheit

Die nach dem Schleifprozess in beschichteten Bereichen der Proben und Bauteile gemessenen Oberflächenrauheiten sind in Tabelle 5-7 angegeben. Die untersuchten Flachproben wiesen aufgrund der Riefenorientierung durchweg geringere Rauheiten in Lastrichtung auf als die betrachteten Kurbelwellensegmente. Innerhalb der Varianten liegen vor und nach dem Beschichten nur geringe Abweichungen vor, wobei Oberflächen der Grundwerkstoffe stets höhere Rauheit aufweisen als beschichtete Teile.

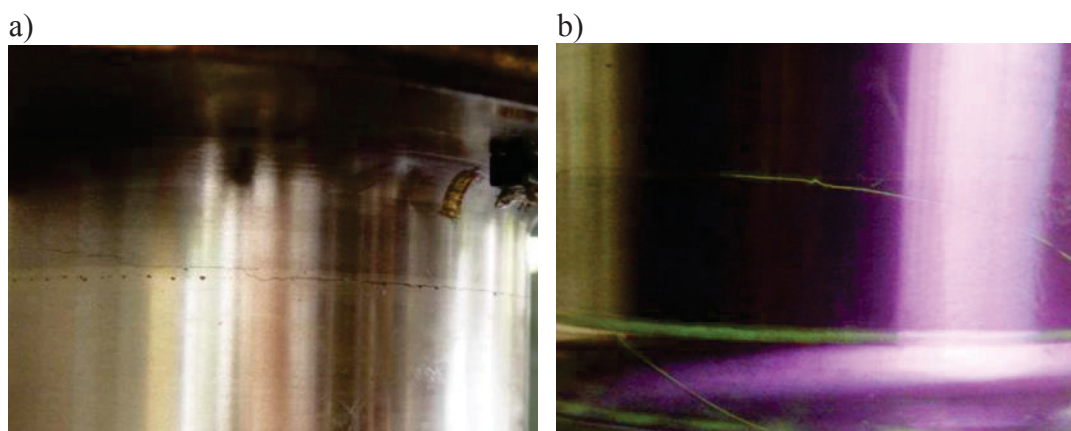
Tabelle 5-7.: Rauheit und Standardabweichung von Grundwerkstoffgeometrien nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z	Grundwerkstoff			Beschichtet mit 0,6 m/min		
	Flachprobe	Yanmar	Caterpillar	Flachprobe	Yanmar	Caterpillar
Mittelwert (μm)	1,68	4,52	4,15	1,63	4,02	4,03
Standardabweichung (μm)	0,25	0,60	0,26	0,20	0,11	0,09
Standardabweichung (%)	14,77	13,23	6,29	12,12	2,66	2,13
Riefenorientierung zur Prüflast	0°	90°	90°	0°	90°	90°

5.4.4 Schwingfestigkeit und Versagensorte

Die Wöhlerlinie der geprüften Flachproben ist in Bild 5-33 dargestellt. In der Prüfung wurden Durchläufer beim Erreichen von 5 Millionen Lastzyklen definiert. Die Dauerfestigkeit beträgt nach dem Auftragschweißen 138 MPa. Die Flachproben versagten durchweg im Beschichtungsvolumen.

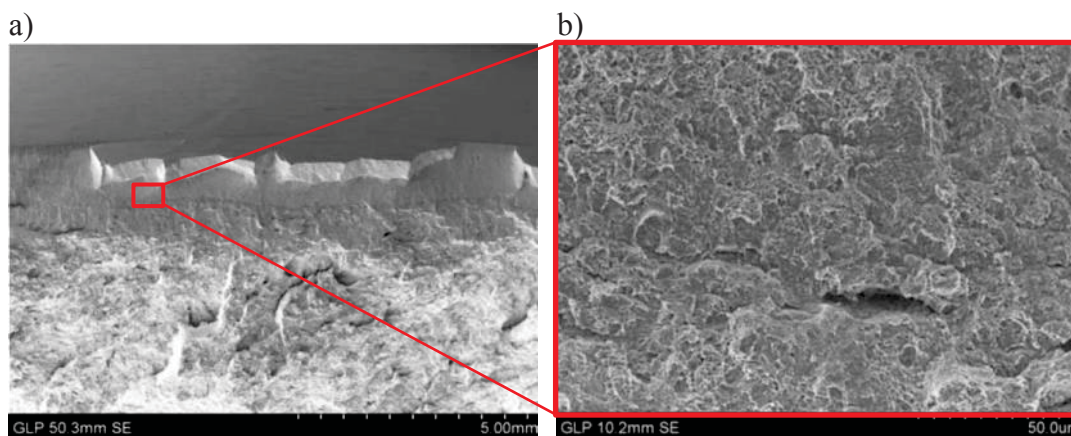
oder erhöhter Rauheit. Makroaufnahmen beider Versagensfälle sind in Bild 5-35a und Bild 5-35b dargestellt.



BIAS ID 142595

Bild 5-35.: a) Versagensort an Ungängen bzw. verbliebener Rauheit (Yanmar 6N18), b) kombiniertes Versagen der oberflächennahen Anbindung zwischen Beschichtung und Grundwerkstoff sowie der Hohlkehle (Caterpillar MaK 8M20), bereitgestellt durch die SLV Halle

Bruchflächenanalysen der Kurbelwellensegmente lieferten keine diskreten Rissausgangsorte. Anhand von Bild 5-36a wird jedoch die Risstiefe sowie die Art des Werkstoffversagens deutlich. Im oberen Bildteil ist die gekrümmte, geschliffene Oberfläche des Kurbelwellensegments zu erkennen. Darunter zeigt sich die stark zerklüftete Bruchfläche der Beschichtung.



BIAS ID 142596

Bild 5-36.: Bruchfläche eines an oberflächennaher Anbindung und der Hohlkehle versagten Kurbelwellensegments (Yanmar 6N18), bereitgestellt durch das DNV GL-Prüflabor, Hamburg

Neben den terrassenartig vorstehenden Bruchstücken ist eine wesentlich glattere Bruchfläche auszumachen. Unterhalb der Beschichtung erscheint die Wärmeeinflusszone in identischer Graustufe und weist in der Übersichtsaufnahme eine ähnlich geringe Rauheit auf wie die nicht vorstehenden Bereiche der Beschichtung. Der Übergang zum unbeeinflussten Grundwerkstoff wird durch zunehmende Rauheit deutlich. Im unteren Teil der Wärmeeinflusszone setzte offenbar ein Rissstop ein, so dass der durch die Schwingprüfung verursachte Riss hier endete. Darunter ist die zerklüftete Gewaltbruchoberfläche zu

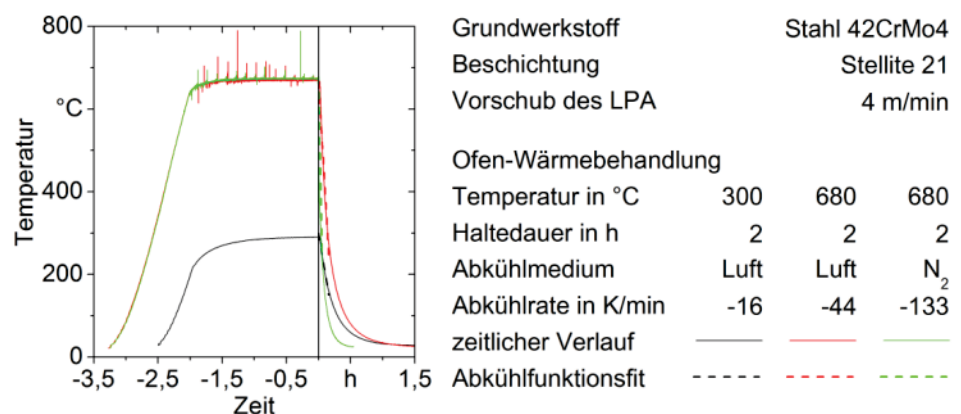
erkennen. Anhand der vergrößerten Bruchfläche der Wärmeeinflusszone in Bild 5-36a wird deutlich, dass es sich um einen interkristallinen Spaltbruch handelt.

5.5 Ofen- und lokale Laser-Wärmebehandlung

5.5.1 Temperaturgang

Ofen-Wärmebehandlung

Die drei unterschiedlichen Ofenwärmebehandlungen hatten den in Bild 5-37 dargestellten Temperaturverlauf zur Folge. Die Messsignale der Wärmebehandlungen bei 680 °C weisen vereinzelt Temperaturüberhöhungen auf, die jedoch als Messfehler zu bewerten sind. Die Abkühlrate nach Ende der Wärmebehandlung ist jeweils mit einer linearen Funktion angenähert und deren Wert ist im Bild aufgeführt. Es liegen erhebliche Unterschiede in den Abkühlraten vor.



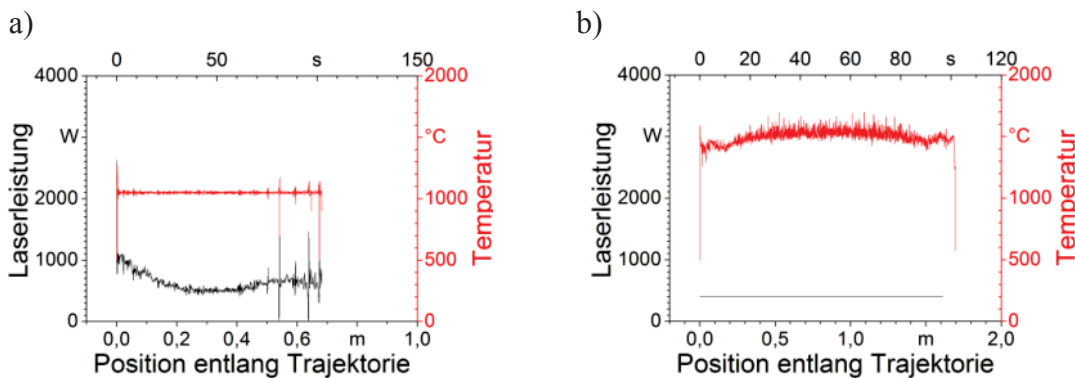
Köhler 2016

BIAS ID 160010

Bild 5-37.: Temperaturverlauf und Abkühlrate nach Ofen-Wärmebehandlungen

Lokale Laser-Wärmebehandlung

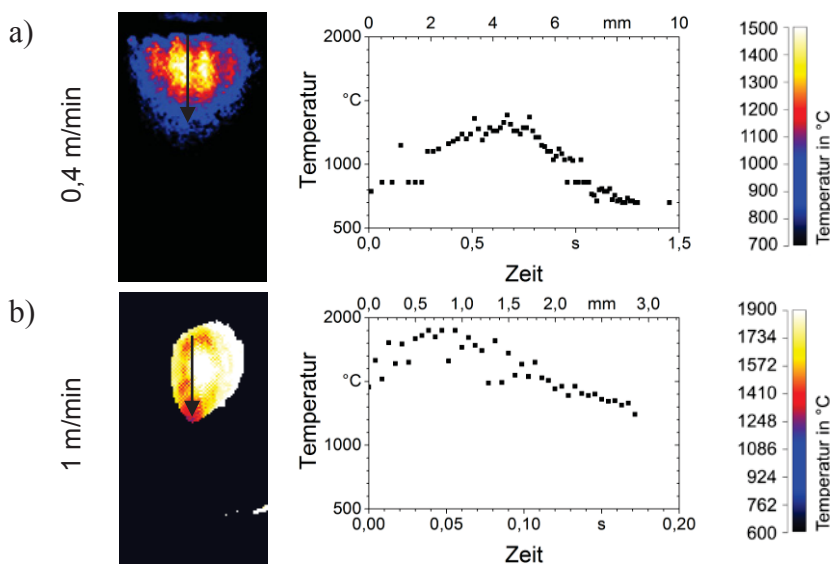
Die zwei unterschiedlichen Ansätze zur lokalen Laserwärmebehandlung im Anschluss an den Beschichtungsprozess hatten die in Bild 5-38 aufgeführten transienten Laserleistungen und Spitzentemperaturen zur Folge. Bild 5-38a zeigt eine mittels Regelung konstant eingestellte Temperatur von 1050 °C entlang der Behandlung der zuvor mit 4 m/min behandelten Rundprobenvariante. Der Leistungsverlauf wurde dem lokalen Durchmesser der Probenaille entsprechend angepasst und lag mittig bei 500 W. Bei der lokalen Wärmebehandlung zuvor mit 1 m/min beschichteter Proben konnte durch den Flüssigstickstoffstrahl und damit verstärkter Prozessemissionen keine zuverlässige Temperaturregelung umgesetzt werden. Der Spitzentemperaturverlauf konnte dennoch aufgezeichnet werden. Bild 5-38b zeigt, dass diese im Mittel 1500 °C betrug. Eine Temperaturdifferenz von 100 K zwischen Probenäußeren und -mitte resultierte. Der erhebliche Unterschied der Spitzentemperaturen zwischen den Varianten lokaler Laser-Wärmebehandlungen ist auf die erheblich unterschiedlichen Laserstrahldurchmesser am Werkstück von 5 mm (Bild 5-38a) bzw. 2,5 mm (Bild 5-38b) zurückzuführen.



BIAS ID 142597

Bild 5-38.: Laserleistung und Spitzentemperatur entlang der lokalen Wärmebehandlung a) zuvor mit 4 m/min beschichteten und mit 0,4 m/min wärmebehandelten und b) mit 1 m/min beschichteten und 1 m/min wärmebehandelten und nachlaufend stickstoffgekühlten Stahls 42CrMo4

Die Messergebnisse der emissivitätskompensierenden Kamera in Bild 5-39 stehen den in Bild 5-38 dargestellten Werten entgegen. Insgesamt resultierten offensichtlich höhere Temperaturen, als sie mit der quotientenpyrometrischen Messung bestimmt wurden. Da sich die Temperaturverteilungen im dargestellten Probenmittelteil stets als vollständig statisch herausstellten, konnte neben dem Ort durch Kenntnis der Vorschubgeschwindigkeit wiederum auch der zeitliche Verlauf der jeweils vorliegenden Temperatur angegeben werden. Entlang des jeweils eingezeichneten Vektors resultieren die in Tabelle 5-8 aufgeführten Abkühlraten.



BIAS ID 142598

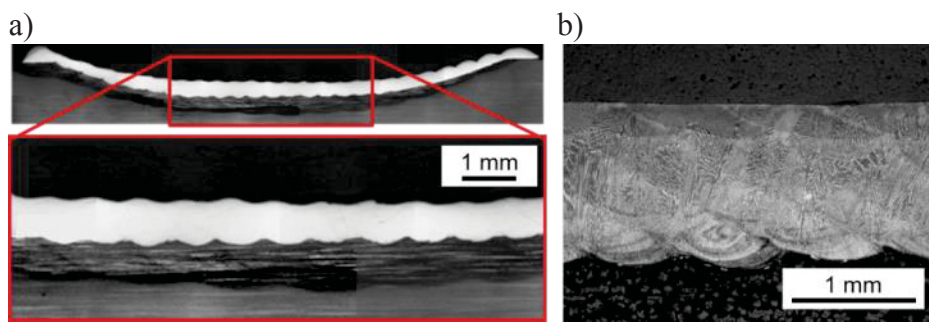
Bild 5-39.: Statische Temperaturverteilungen und -verläufe in Probenmitte des lokalen Laser-Wärmebehandeln des mit Stellite 21 beschichteten Stahls 42CrMo4 bei a) 0,4 m/min und b) 1 m/min Vorschubgeschwindigkeit und nachlaufender Stickstoffkühlung; die grafischen Temperaturdarstellungen zeigen den Ort und den zeitlichen Verlauf, letzterer errechnet aus dem Messort und der Vorschubgeschwindigkeit

Tabelle 5-8.: Abkühlraten aus Temperaturfeldauswertungen der lokalen Laser-Wärmebehandlung

Temperaturintervall [°C]	Abkühlrate in K/s beim Vorschub	
	0,4 m/min	1 m/min
1300 ... 650 (fest)	-1305	
1900 ... 1300 (flüssig bis fest)		-5370

5.5.2 Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften

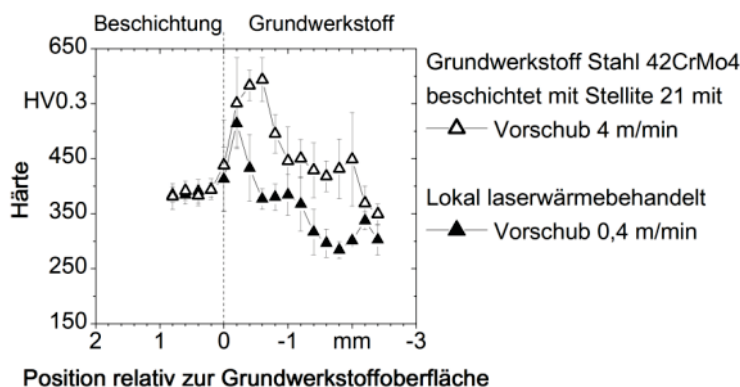
Der metallographische Längsschliff der beiden lokal laserwärmebehandelten Probenvarianten ist in Bild 5-40 dargestellt. Die lokale Wärmebehandlung mit 0,4 m/min führte gemäß Bild 5-40a zu einer Wärmeeinflusszone, deren Tiefe im mittigen Proben teil der Beschichtungshöhe entspricht. Die Wärmebehandlung eines Vorschubs von 1 m/min und aktiver Kühlung führte, wie in Bild 5-40b anhand der angeätzten Beschichtung zu erkennen, zu einem Anschmelzen der Oberfläche.



BIAS ID 142599

Bild 5-40.: Längsschliff beschichteten und lokal laserwärmebehandelten Stahls 42CrMo4, a) Beschichtung mit 4 m/min, Wärmebehandlung mit 0,4 m/min, b) Beschichtung mit 1 m/min, Wärmebehandlung mit 1 m/min und nachlaufender Flüssigstickstoffkühlung

Die Härteverteilung nach Laser-Wärmebehandlung mit einem Vorschub von 0,4 m/min in Bild 5-41 weist in der Wärmeeinflusszone eine maximale Härte von 514 HV_{0,3} auf. Gegenüber dem ausganglichen beschichteten Zustand wurde somit eine Reduzierung der Maximalhärte von 80 HV_{0,3} erzielt. Zwischen 0,2 mm und 2 mm unterhalb des Werkstoffübergangs beträgt die mittlere Reduktion der Härte 120 HV_{0,3}.



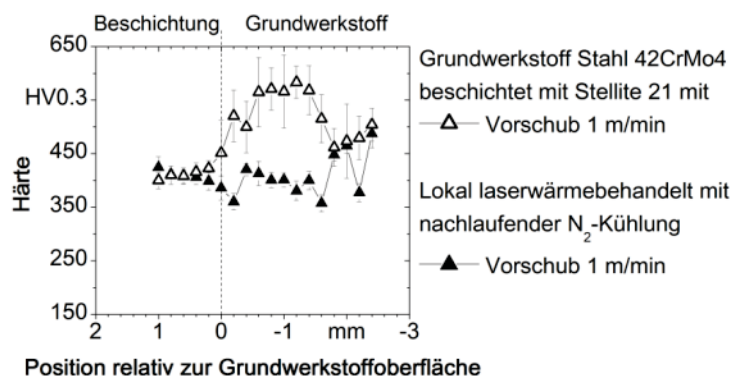
Köhler 2016

BIAS ID 160011

Bild 5-41.: Härteverteilung mit 4 m/min beschichteten und mit 0,4 m/min lokal laserwärmebehandelten Stahls 42CrMo4

Bild 5-42 zeigt die Härtetiefenverläufe nach dem Beschichten mit 1 m/min sowie nach dem lokalen Laserwärmebehandeln mit nachlaufendem Flüssigstickstoffstrahl. Die aus dem Beschichten resultierende Härte wurde durch die lokale Laser-Wärmebehandlung innerhalb einer Tiefe von 1,6 mm unterhalb des Werkstoffübergangs im Mittel um 157 HV_{0,3} reduziert. Die Maximalhärte wurde dabei um 163 HV_{0,3} reduziert. In beiden lokal wärmebehandelten Varianten liegen einzelne Positionen vor, in denen die

Härte gegenüber dem Trend in der Amplitude auffällig abfällt. Dieses wird auf zeilenförmige Mangansulfid-Ausscheidungen im Grundwerkstoff zurückgeführt.



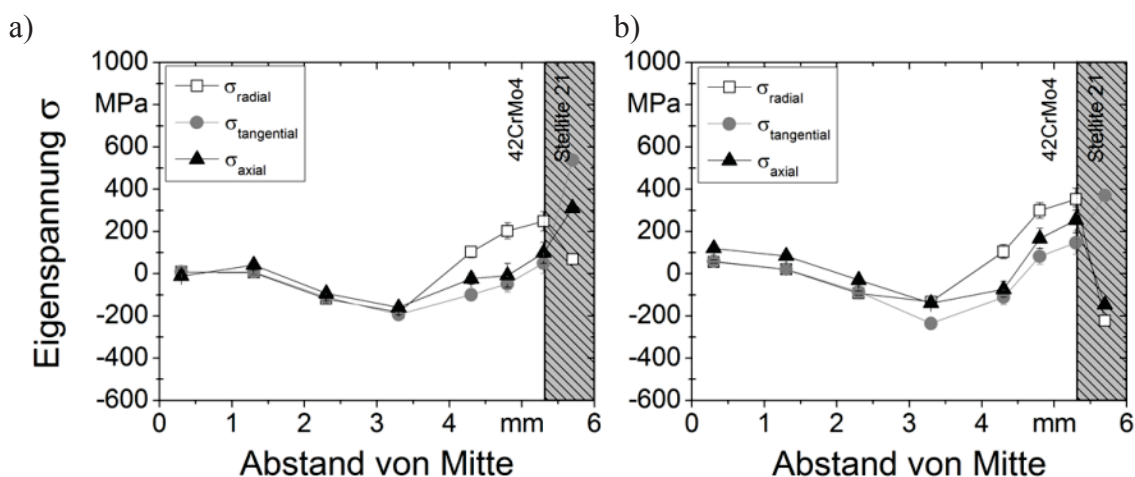
Köhler 2016

BIAS ID 160012

Bild 5-42.: Härteverteilung mit 1 m/min beschichteten und mit 1 m/min mit nachlaufendem Flüssigstickstoffstrahl lokal laserwärmebehandelten Stahls 42CrMo4

5.5.3 Eigenspannungen und Rauheit

Die lokale Laser-Wärmebehandlung eines Vorschubs von 0,4 m/min ergibt die in Bild 5-43 dargestellten Eigenspannungstiefenverläufe im Bereich des Prozessein- und -auslaufs. Der Verlauf der drei Hauptspannungsrichtungen ist qualitativ vergleichbar. Die Zugeigenspannungen am Werkstoffübergang weichen einzig in ihrer Amplitude ab, die entlang der Bearbeitungsrichtung zunehmen. In axialer Richtung steigen die Eigenspannungen von 100 MPa auf über 200 MPa an. Aus der Kräftebilanz errechnete Axialeigenspannungen liegen im Prozesseinlauf deutlich im Zugbereich und scheinen in Bearbeitungsrichtung abzunehmen. Die Eigenspannungen nehmen kontinuierlich bis in eine Tiefe von 2 mm unterhalb der Beschichtung ab und erreichen Werte von bis zu -200 MPa.



BIAS ID 142601

Bild 5-43.: Mittels Neutronenbeugung gemessene Eigenspannungstiefenverläufe entlang Probenradius sowie Bearbeitungsrichtung mit 4 m/min beschichteten und anschließend 0,4 m/min lokal laserwärmebehandelten Stahls 42CrMo4, a) Prozesseinlauf und b) Prozessauslauf

Die nach dem Schleifprozess in den zylindrischen Prüfbereichen der Biegeproben gemessenen Oberflächenrauheiten sind in Tabelle 5-9 angegeben. Nach dem Beschichten

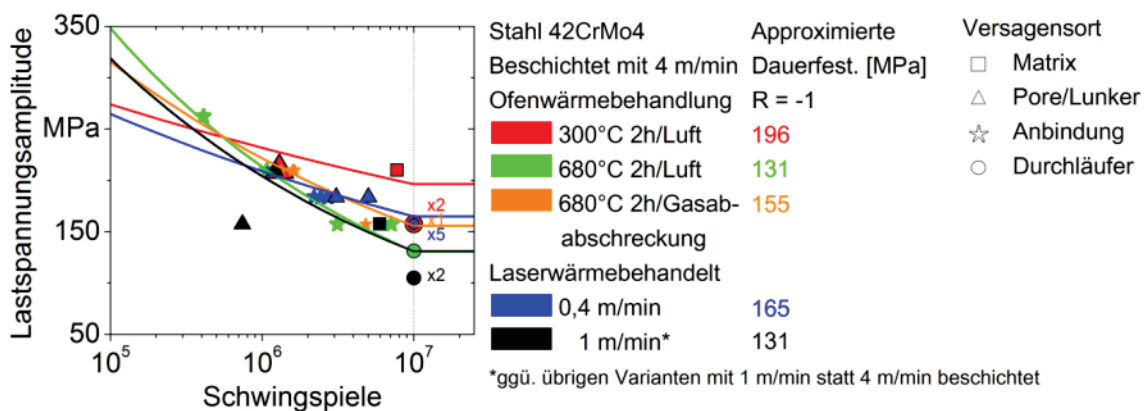
und vor dem Schleifen lokal laserwärmebehandelte Proben wiesen nach dem Schleifen stets eine geringere mittlere Rautiefe auf als die ausschließlich beschichteten und geschliffenen Varianten. Auch der Vergleich beschichteter, lokal wärmebehandelter und abschließend geschliffener Proben mit geschliffenen Grundwerkstoffproben zeigt, dass erstere eine geringere Rauheit aufwiesen.

Tabelle 5-9.: Rauheit mit Stellite 21 beschichteter Rundproben des Stahls 42CrMo4 nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z	Grund- werkstoff	Rundprobe aus Stahl 42CrMo4			
		beschichtet		lok. wärmebeh. (N_2)	
		1 m/min	1 m/min	4 m/min	0,4 m/min
Mittelwert (μm)	3,51	3,80	3,05	3,32	3,19
Standardabweichung (μm)	0,42	0,44	1,12	0,47	0,50
Standardabweichung (%)	11,90	11,46	36,53	14,17	15,75

5.5.4 Schwingfestigkeit und Versagensorte

Die Auswertung der Schwingfestigkeiten sämtlicher wärmebehandelter Varianten sind in Bild 5-44 zusammengefasst. Keine der durchgeführten Verfahrenskombinationen führt zu einer Dauerfestigkeit oberhalb 200 MPa. Eine Vielzahl von Proben versagte am Übergang zum Grundwerkstoff. Bei den in der Beschichtung defektierten Varianten war Matrixversagen als nicht lokal definierbare Versagensursache zu befunden. Maximale Schwingfestigkeit wurde durch eine Wärmebehandlung bei 2 h Haltedauer von 300 °C erzielt, nachgefolgt von der lokalen Laser-Wärmebehandlung eines Vorschubs von 0,4 m/min bei einem auf 5 mm aufgeweiteten Strahldurchmesser. Geringste Schwingfestigkeiten wurden durch eine Ofenwärmebehandlung und nachfolgender Gasabschreckung bzw. einer Abkühlung an Luft sowie einer lokalen Wärmebehandlung mit nachlaufender, rapider Abkühlung eingestellt. Angesichts der geringen Probenumfänge und hohen Streuung der Ergebnisse kann die Dauerfestigkeit dieser Behandlungsvarianten als vergleichbar bezeichnet werden.



BIAS ID 142602

Bild 5-44.: Wöhlerdiagramm mit Stellite 21 beschichteter Rundproben des Stahls 42CrMo4, die unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen wurden, Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen, Datenpunkte siehe Anhang A.3

5.6 Laserumschmelzen

5.6.1 Temperaturgang

Die beim Umschmelzen mit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten und Laserleistungen induzierten Temperaturgänge sind in Bild 5-45a bis Bild 5-45c aufgeführt. Die hohen Streckenenergien führten zu Temperaturen, die den oberen Messbereich des verwendeten Quotientenpyrometers von 2200 °C überschritten. Dadurch konnte diese Prozessvariante nicht temperaturgeregelt durchgeführt werden. In den transienten Messdaten wurde jeweils die Aufheizflanke zu Prozessbeginn detektiert, sowie sporadische Temperaturwerte im hinteren Drittel der Bearbeitung.

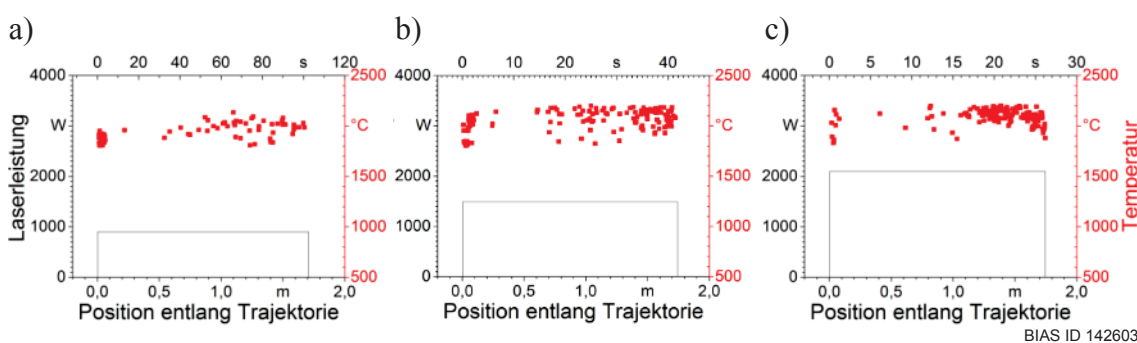


Bild 5-45.: Spitzentemperaturverlauf bei fester Laserleistung entlang des Umschmelzens mit Stellite 21 mit 1 m/min beschichteten Stahls 42CrMo4 a) 1 m/min, b) 2,5 m/min und c) 4 m/min

Die zeitlichen und räumlichen Temperaturverläufe entlang der Bearbeitungsrichtung sind in Bild 5-46a bis Bild 5-46c aufgeführt. Bei Vorschüben von 1 m/min und 2,5 m/min ist das Plateau der latenten Wärme bei 1500 °C deutlich ausgeprägt. Bei 4 m/min sinken die Temperaturen entlang des gemessenen Umfangs nicht unter diesen Temperaturwert. Charakterista der Temperaturfeldmessungen sind in Tabelle 5-10 zusammengefasst.

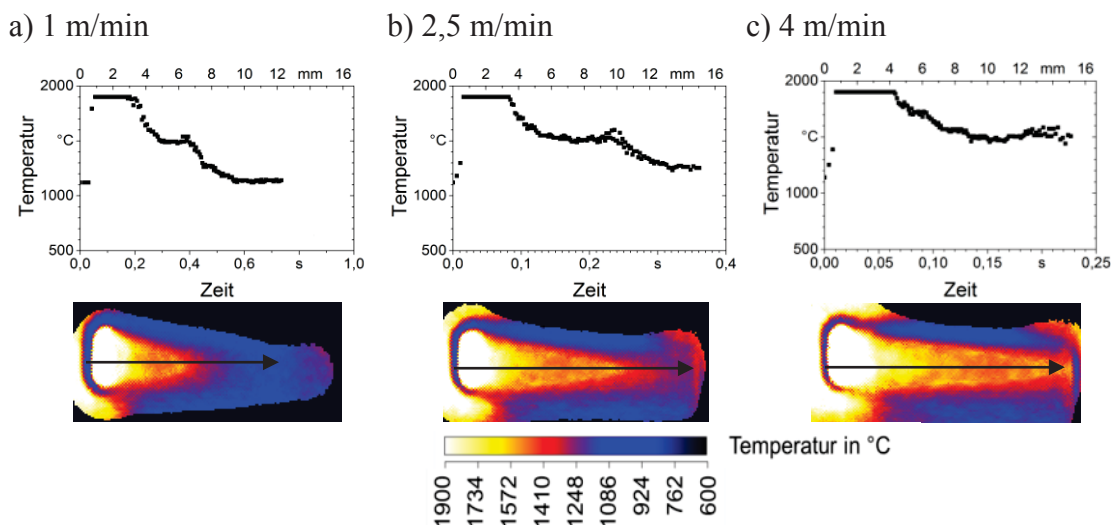


Bild 5-46.: Statische Temperaturverläufe und -verteilungen in Probenmitte des Umschmelzens mit Stellite 21 mit 1 m/min beschichteten Stahls 42CrMo4 bei a) 1 m/min, b) 2,5 m/min und c) 4 m/min; die grafischen Temperaturdarstellungen zeigen den Ort und den zeitlichen Verlauf, letzterer errechnet aus dem Messort und der Vorschubgeschwindigkeit

Tabelle 5-10.: Abkühlraten aus Temperaturfeldauswertungen des Laserumschmelzens

Temperaturintervall [°C]	Abkühlrate in K/s beim Vorschub		
	1 m/min	2,5 m/min	4 m/min
1900 ... 1500 (Schmelze)	-4112	-5643	-7166
1500 ... 1100 (Festkörper)	-1889	-3203	k.A.

5.6.2 Metallographiebefund und statische mechanische Eigenschaften

Probenlängsschliff und Beschichtungsgefügefeinheit

Anhand der in Bild 5-47a bis Bild 5-47c dargestellten Längsschliffe mit angeätztem Gefüge wird der umgeschmolzene, mittels Linie markierte Bereich in der Beschichtung deutlich. Am geringfügig dunkler erscheinenden dendritischen Gefüge ist zu erkennen, dass jeweils die obere Hälfte der Beschichtung umgeschmolzen wurde. Beim Parametersatz eines Vorschubs von 4 m/min geht das Umschmelzvolumen geringfügig über die Mitte der Beschichtung hinaus.

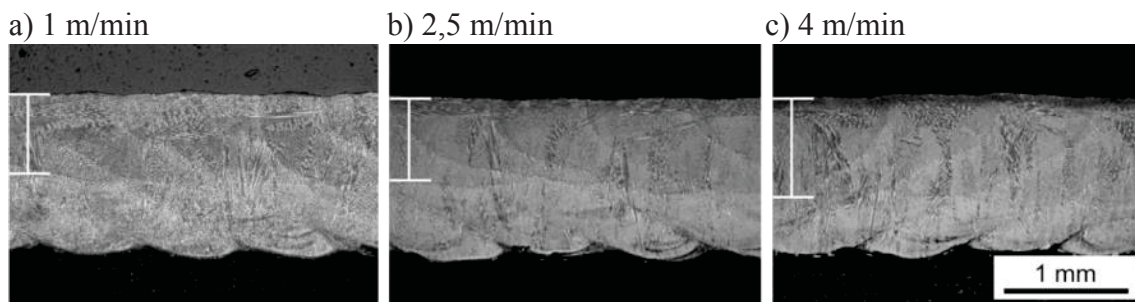
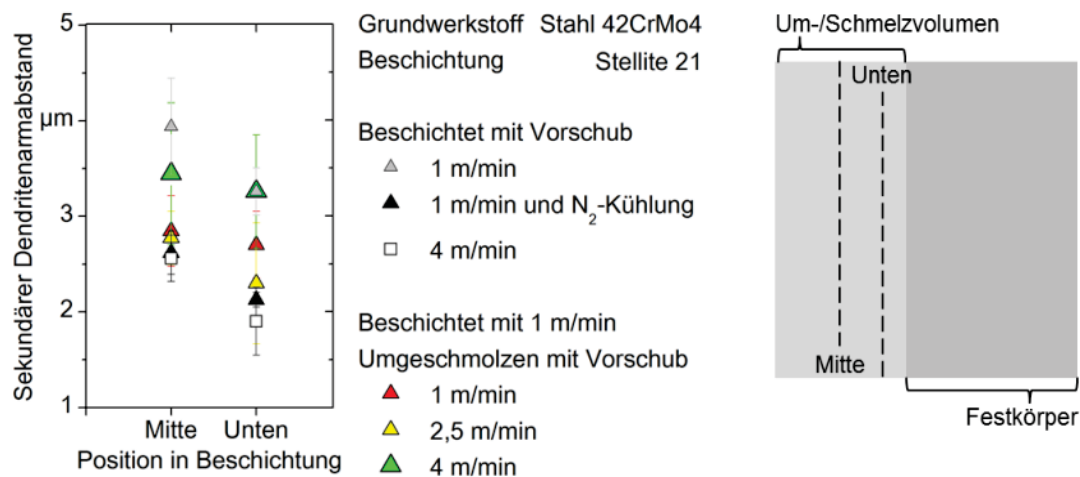


Bild 5-47.: Beschichtungsgefüge in Längsschliffen mit 1 m/min beschichteten und mit einem Vorschub von a) 1 m/min, b) 2,5 m/min und c) 4 m/min lokal umgeschmolzenen Rundproben des Stahls 42CrMo4

Zur Charakterisierung der Gefügefeinheit in Folge des Umschmelzens wurden die sekundären Dendritenarmabstände in mittiger sowie unterer Position im Umschmelzvolumen vermessen. Für die Umschmelzparameter eines Vorschubs von 1 m/min sowie 2,5 m/min zeigt die Messung des sekundären Dendritenarmabstands in Bild 5-48, dass dieser in Richtung höherer Vorschubgeschwindigkeit geringfügig verringert wird. Der Mittelwert der Messungen in Folge eines Vorschubs von 4 m/min folgt dieser Tendenz nicht. Im Rahmen der ermittelten Standardabweichung liegen allerdings ebenfalls einzelne Dendriten vor, die vergleichbare sekundäre Armabstände aufweisen wie die der übrigen Parametervarianten. Das Beschichtungsgefüge in der Nähe des Grundwerkstoffs weist durchweg höhere Feinheit auf als das Gefüge in der Mitte der Beschichtung.

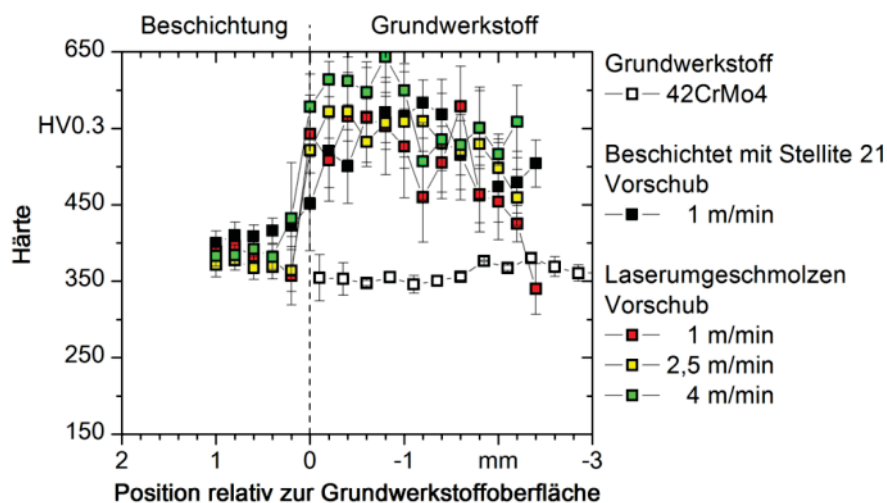


BIAS ID 142606

Bild 5-48.: Gefügefinessigkeit nach Auftragschweißen sowie nach Umschmelzen in Folge unterschiedlicher Vorschubgeschwindigkeiten des zuvor mit 1 m/min auf Stahl 42CrMo4 beschichteten Stellite 21

Härte

Den Ergebnissen der Härtetiefenverlaufsmessungen in Bild 5-49 sind in Folge der Umschmelzbehandlungen mittlere Härteabnahmen in der Beschichtung zwischen 22 HV_{0,3} und 37 HV_{0,3} zu entnehmen. Dabei ist keine Abhängigkeit zwischen Härteabfall und Vorschubgeschwindigkeit des Umschmelzens festzustellen. In den oberen 0,4 mm der Wärmeinflusszonen ist mit steigender Vorschubgeschwindigkeit eine Erhöhung der Härte gegenüber dem mit 1 m/min beschichteten Ausgangszustand festzustellen. Mit einer mittleren Härtezunahme von 27 HV_{0,3} bei 1 m/min, 61 HV_{0,3} bei 2,5 m/min sowie 103 HV_{0,3} bei 4 m/min liegt ein weitgehend linearer Zusammenhang zum Vorschub vor. Die Härte im Grundwerkstoff ist durch hohe Streuung gekennzeichnet.



Köhler 2016

BIAS ID 160013

Bild 5-49.: Härtetiefenverläufe beschichteter und lokal laserumgeschmolzener Rundproben

5.6.3 Rauheit

Die nach dem Schleifprozess in den zylindrischen Prüfbereichen der Biegeproben gemessenen Oberflächenrauheiten sind in Tabelle 5-11 angegeben. Sowohl gegenüber Proben des geschliffenen Grundwerkstoffs als auch des beschichteten und geschliffenen

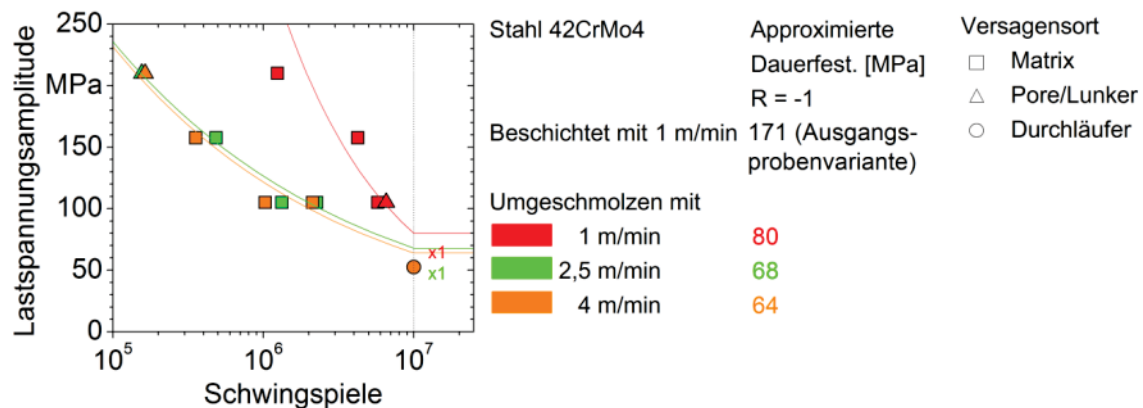
Zustands wurden stets geringere mittlere Rautiefen erreicht. Auch die Streuung der mittleren Rautiefe wurde durch das Umschmelzen reduziert. Es kann keine Abhängigkeit zwischen der Vorschubgeschwindigkeit des Umschmelzens und der resultierenden Rauheit festgestellt werden.

Tabelle 5-11.: Rauheit mit Stellite 21 beschichteter Proben des Stahls 42CrMo4 nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z und Einheit	Grund- werkstoff	Rundprobe aus Stahl 42CrMo4			
		beschichtet		umgeschmolzen	
		1 m/min	1 m/min	2,5 m/min	4 m/min
Mittelwert (μm)	3,51	3,80	1,86	1,74	2,01
Standardabweichung (μm)	0,42	0,44	0,09	0,13	0,08
Standardabweichung (%)	11,90	11,46	4,59	7,63	3,97

5.6.4 Schwingfestigkeit und Versagensort

Die Auswertung der Schwingfestigkeit ausganglich mit 1 m/min beschichteter und nachfolgend mit unterschiedlichen Vorschüben umgeschmolzener Probenvarianten ist in Bild 5-50 zusammengefasst. Die Dauerfestigkeiten unterscheiden sich nur unwesentlich. Pro betrachtetem Parametersatz versagte jeweils eine Probe an einer Ungänze, bei allen weiteren wurde ein Versagen der Beschichtungsmatrix festgestellt, ohne dass ein konkreter Rissausgangsort gefunden wurde.



BIAS ID 142608

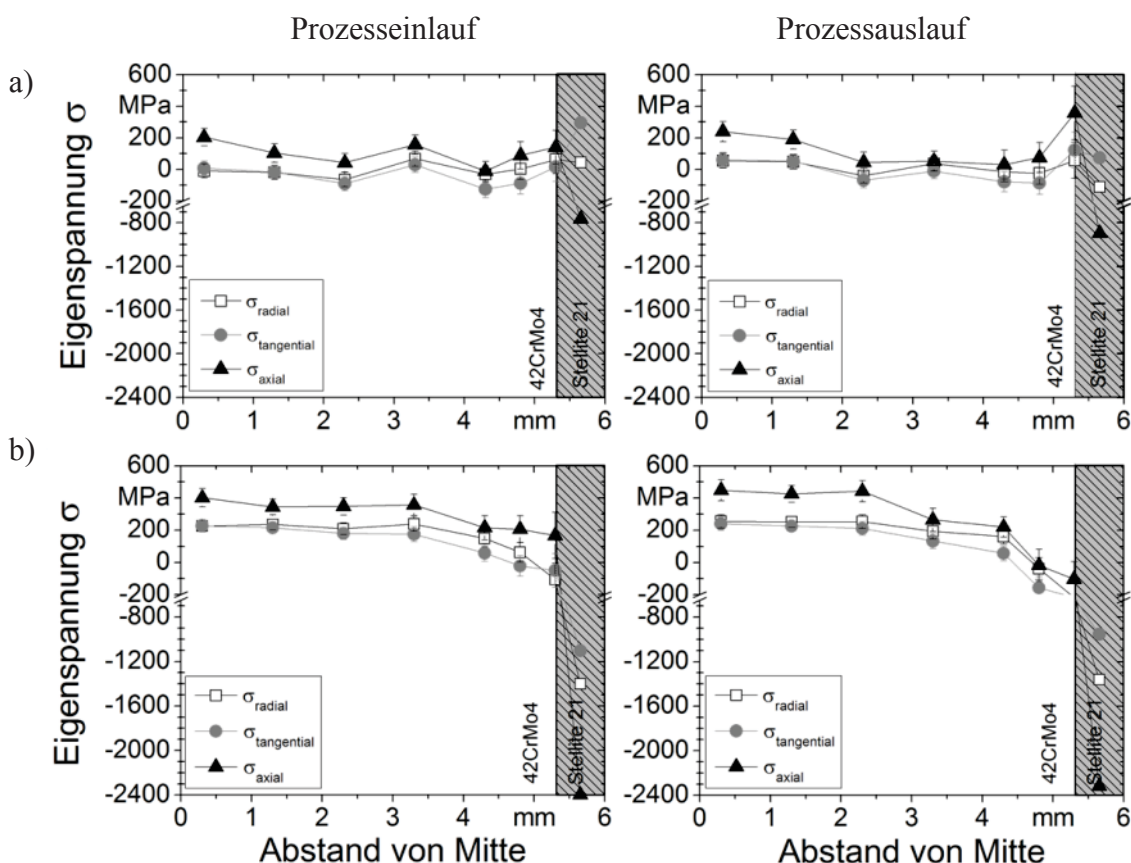
Bild 5-50.: Wöhlerdiagramm mit Stellite 21 beschichteter und mit unterschiedlichen Umschmelzgeschwindigkeiten beaufschlagter Rundproben des Stahls 42CrMo4, Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen, Datenpunkte siehe Anhang A.3

5.7 Festwalzen

5.7.1 Eigenspannungen und Rauheit

Mit einem Vorschub von 4 m/min auftragsgeschweißte Rundproben des Stahls 42CrMo4 wurden nach dem Schleifen mit unterschiedlichen Parameter- und Wärmebehandlungskombinationen festgewalzt. Aus diesen Varianten wurden mit einer Kraft von 0,625 kN und 1 kN festgewalzte Proben hinsichtlich des induzierten Eigenspannungstiefenverlaufs analysiert. Bild 5-51a und Bild 5-51b fassen die Ergebnisse im Bereich des zylindrischen Probenmittelteils an der Seite des Prozesseinlaufs sowie -auslaufs zusammen.

Der Eigenspannungstiefenverlauf der drei Hauptspannungsrichtungen ist in allen Messungen qualitativ ähnlich. Wie Bild 5-51a zeigt, liegen bei einer Kraft von 0,625 kN im Grundwerkstoff durchweg Zugeigenspannungen in Axialrichtung vor. Auf Seiten des Prozesseinlaufs liegen in einer Tiefe von 1 mm nahezu keine Axialeigenspannungen vor. Zur Beschichtung hin steigen diese auf oberhalb 100 MPa an. Mit dem Unterschied, dass in Richtung der Beschichtung Zugeigenspannungen von bis zu 300 MPa vorliegen, ist dieser Verlauf auch im Prozessauslauf zu beobachten. Gemäß der Kräftebilanz verbleibt ein Betrag um -800 MPa für Axialeigenspannungen in der Beschichtung, wobei für den Prozesseinlauf niedrigere Werte berechnet werden als für den -auslauf. Es ist anzumerken, dass für Stellite 21 in der Literatur eine Quetschgrenze von 1359 MPa angegeben wird [Mat15], so dass entsprechend hohe Druckeigenspannungen grundsätzlich vorliegen können.



BIAS ID 142609

Bild 5-51.: Mittels Neutronenbeugung gemessene Eigenspannungstiefenverläufe entlang Probenradius sowie Bearbeitungsrichtung mit 4 m/min beschichteten, geschliffenen und festgewalzten Stahls 42CrMo4 mit einer Walzkraft von a) 0,625 kN und b) 1 kN

Durch eine Walzkraft von 1 kN erhöhen sich gegenüber 0,625 kN die Zugeigenspannungen im Grundwerkstoffinneren. Im Prozesseinlauf liegt eine ähnliche Zugeigenspannung am Übergang zur Beschichtung vor. Zwischen einer Tiefe von 1 mm unterhalb der Beschichtung bis zum Übergang fällt die Amplitude jedoch kontinuierlich ab. Im Prozessauslauf ist dieser Verlauf qualitativ ebenfalls vorzufinden, wobei dieser hier steiler abfällt und in Druckeigenspannungen von -100 MPa übergeht. Nach dem Kräftegleich-

gewicht liegen deutlich höhere Druckeigenstressungen in der Beschichtung vor als bei einer Festwalzkraft von 0,625 kN.

Die nach dem Schleifprozess in den zylindrischen Prüfbereichen der Biegeproben gemessenen Oberflächenrauheiten sind in Tabelle 5-12 zusammengefasst. Sowohl nach dem Festwalzen als auch nach Kombinationen lokaler Laserwärmebehandlung und Festwalzen resultierten geringere mittlere Rautiefen, als auf Oberflächen der beschichteten Ausgangsproben. Gleiches galt im Vergleich mit den Proben des Grundwerkstoffs.

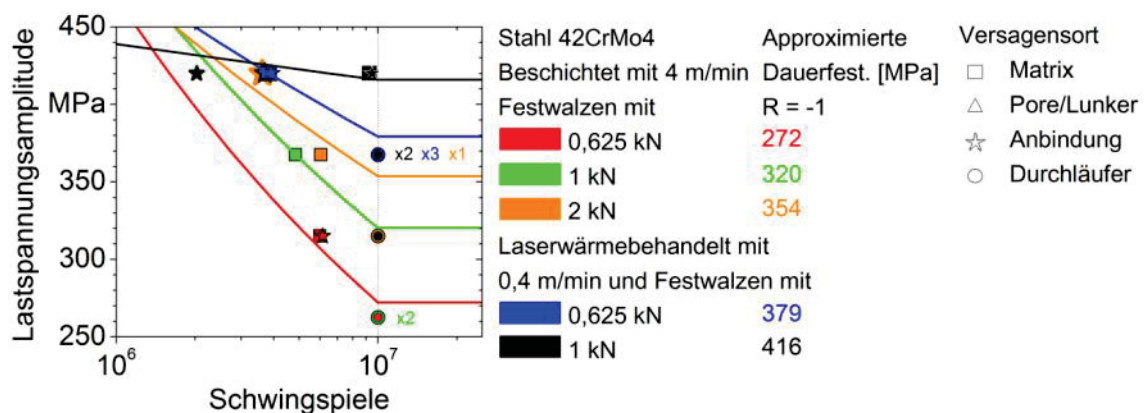
Tabelle 5-12.: Rauheit mit Stellite 21 beschichteter und festgewalzter sowie kombiniert lokal laserwärmebehandelter und festgewalzter Proben des Stahls 42CrMo4 nach dem Schleifen

Mittlere Rautiefe in Lastrichtung R_z	Grundwerkstoff	Rundprobe aus Stahl 42CrMo4					
		beschichtet 4 m/min	festgewalzt 0,625 kN	festgewalzt 1 kN	festgewalzt 2 kN	lok. wärmebeh. und festgew. 0,625 kN	lok. wärmebeh. und festgew. 1 kN
Mittelwert (μm)	3,51	3,32	1,72	2,03	1,65	1,97	2,36
Standardabweichung (μm)	0,42	0,47	0,12	0,29	0,22	0,20	0,16
Standardabweichung (%)	11,90	14,17	7,16	14,19	13,06	10,26	6,58

Es kann kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Normalkraft und Rauheit festgestellt werden. Lokal wärmebehandelte Proben wiesen nach dem Schleifen und Festwalzen eine höhere mittlere Rauheit auf als ausschließlich beschichtete, geschliffene und anschließend festgewalzte Proben.

5.7.2 Schwingfestigkeit und Versagensorte

Den Ergebnissen der Schwingfestigkeitsprüfung in Bild 5-52 ist zu entnehmen, dass mit Erhöhung der Festwalzkraft eine Erhöhung der Schwingfestigkeit einhergeht. Durch die Kombination mit einer vorhergehenden lokalen Laserwärmebehandlung eines Vorschubs von 0,4 m/min wird die Dauerfestigkeit gegenüber dem reinen Festwalzen erhöht. Versagensorte finden sich sowohl an Ungängen, in der Anbindung als auch an Matrixversagen der Beschichtung.



BIAS ID 142610

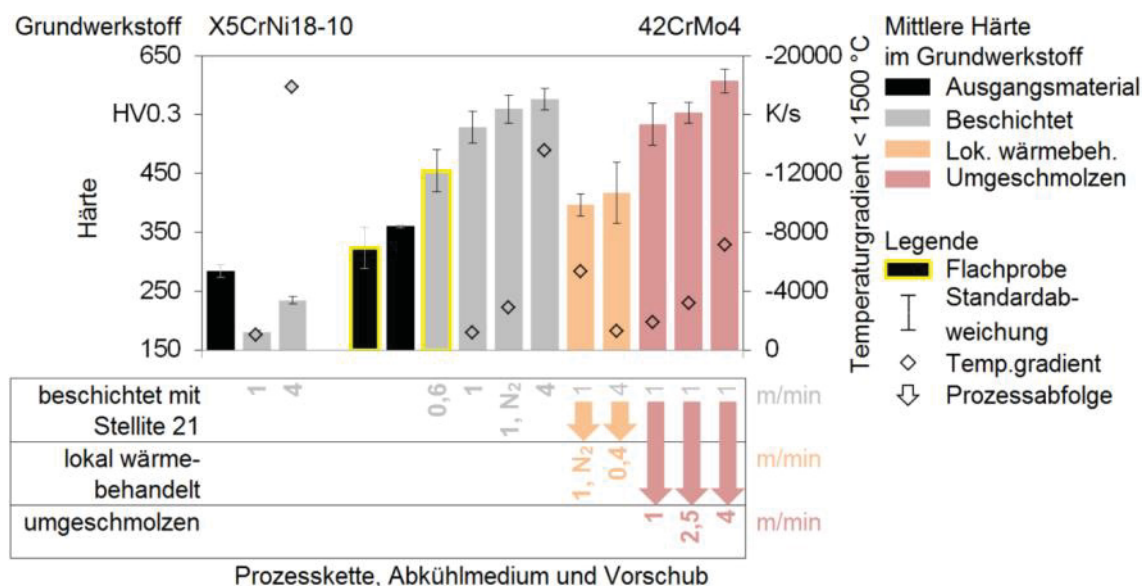
Bild 5-52.: Wöhlerdiagramm mit Stellite 21 beschichteter und unterschiedlichen Umschmelzgeschwindigkeiten beaufschlagter Rundproben des Stahls 42CrMo4, Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen, Datenpunkte siehe Anhang A.3

6 Rückwirkung der Prozessstrategie auf statische Probeneigenschaften

Mit einer Prozessregelung auf Basis quotientenpyrometrischer bzw. thermokamerabasierter Temperaturmessung wurden prozesstechnische Untersuchungen mit minimalem Wärmeeintrag realisiert. Das induzierte Temperaturfeld des Laserauftragschweißens, der Nachbehandlung mit lokaler Laserwärmebehandlung sowie mittels Laserumschmelzens wurden erstmals mit orts aufgelöster, emissionswertkompensierter Temperatursensorik erfasst. Auf diesem Wege konnte die an den Probenoberflächen aus den unterschiedlichen Prozessstrategien und -parametern resultierenden Temperaturverläufe mit hoher Zuverlässigkeit ausgewertet und zur Korrelation mit den resultierenden Bauteileigenschaften verwendet werden.

Inwiefern die gewählte Prozessstrategie auf den Temperaturgradienten sowie auf die Härte in der Randschicht des beschichteten Grundwerkstoffs rückwirkt, lässt sich anhand der Zusammenfassung in Bild 6-1 ableiten. Sowohl im hoch als auch im niedrig legierten Stahl wird in Folge höherer Vorschubgeschwindigkeit eine höhere Härte eingestellt. Mittels einstufigen Laserauftragschweißens wurden durch Variation der Vorschubgeschwindigkeit Abstufungen der Randschichthärte erzielt. Der hoch legierte Stahl wurde dabei stets entfestigt, der niedrig legierte Stahl gegenüber dem Ausgangszustand in seiner Randschichthärte erhöht. Bei Letztgenanntem kann mit aktiver Kühlung bei Anwendung moderater Vorschubgeschwindigkeit eine vergleichbare Randschichthärte erzielt werden, wie es sonst nur mit vierfach höherer Prozessgeschwindigkeit möglich ist. Gemäß ZTU-Diagramm läge bei einfachem Thermozyklus bei sämtlich gemessenen Abkühlraten eine Härte von mindestens 660 HV_{0,3} vor [Ros58]. Durch überlappendes Auftragschweißen ist allerdings eine Wärmebehandlung der vorherigen Wärmeeinflusszone erfolgt, wie es auch beim Laserhärten nebeneinander liegender Bahnen zu beobachten ist [Hos00]. Beide angewendeten Prozessstrategien lokaler Laser-Wärmebehandlung führten zur angestrebten Beeinflussung der nach dem Laserauftragschweißen resultierenden Wärmeeinflusszone. Deren Härte wurde auf ein deutlich niedrigeres Niveau reduziert, als es aus dem einstufigen Beschichten resultierte. Das Laserumschmelzen führt zu vergleichbarer Härte in der Wärmeeinflusszone, wie es die unterschiedlichen einstufigen Beschichtungsstrategien zur Folge haben. Höchste Härte erzielt dabei der Umschmelzparameter mit höchster Vorschubgeschwindigkeit von 4 m/min. Prozessvarianten, die mit einer Abkühlung an Luft angewendet wurden, folgen dem erwarteten Trend, dass mit steigendem Temperaturgradient in Vorschubrichtung eine Erhöhung der Härte am Werkstoffübergang von Beschichtung zu Grundwerkstoff eingestellt wird. Obwohl derselbe Temperaturgradient beim lokalen Laser-Wärme-

behandeln eingestellt wird, folgt daraus nicht dieselbe Härte. Derselbe Effekt ist bei der Anwendung einer aktiven Kühlung durch Flüssigstickstoff zu beobachten.

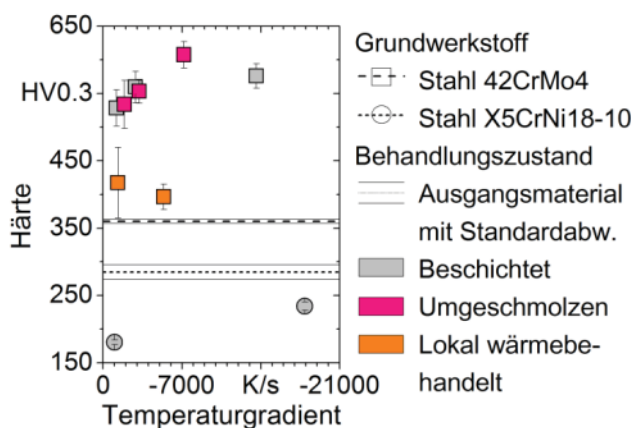


Köhler 2016

BIAS ID 160014

Bild 6-1.: Mittlere Härte in Beschichtung und angrenzendem Grundwerkstoff in Folge angewandeter Prozesskette, -parameter sowie Abkühlbedingungen (N₂: dem Prozess nachlaufender Stickstoffstrahl, sonst: Abkühlung an Luft bei 20 °C)

Aus den Ergebnissen lässt sich der in Bild 6-2 dargestellte Zusammenhang zwischen Temperaturgradient und resultierender Härte in der Randschicht der Wärmeeinflusszone ermitteln. Die resultierende Härte folgt sowohl beim Beschichten als auch beim Umgeschmelzen dem erwarteten Trend, dass diese durch Prozessführung mit zunehmendem Temperaturgradienten erhöht wird.



Köhler 2016

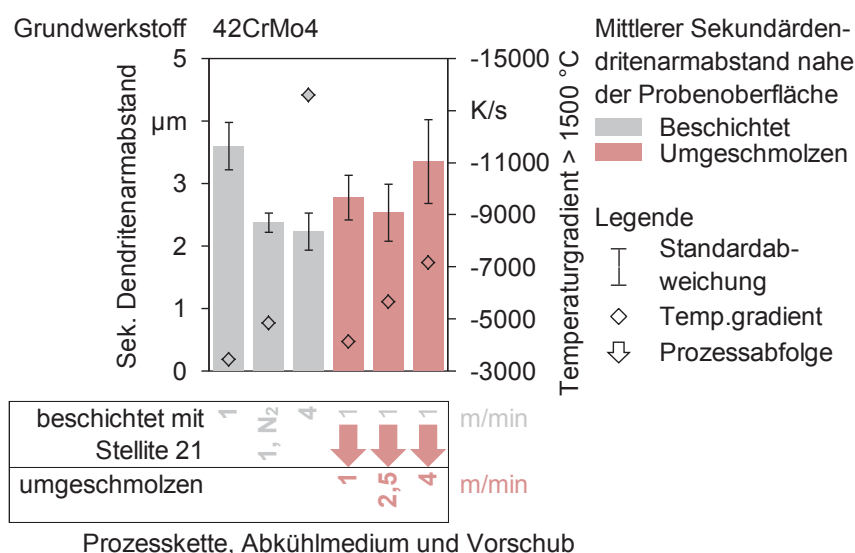
BIAS ID 160015

Bild 6-2.: Härte im an die Beschichtung angrenzenden Grundwerkstoff in Abhängigkeit des prozessinduzierten Temperaturgradienten

Dass die Varianten lokaler Wärmebehandlung diese Erwartung nicht erfüllen, wird auf unterschiedliche Temperaturgänge in der Tiefe des Bauteils zurückgeführt. Die Verwendung von Flüssigstickstoff in Kombination mit einer Spitzentemperaturreglung führt zu einem steilen Temperaturgradienten an der Oberfläche. Die Temperaturänderung im Probeninneren über die Zeit fällt jedoch offensichtlich deutlich träger als bei lokaler

Wärmebehandlung mit Abkühlung an Luft aus. Dieses wird anhand der erheblich geringeren Härte in der Wärmeeinflusszone belegt.

Die Gegenüberstellung der Mittelwerte der sekundären Dendritenarmabstände und des Abkühlgradienten im schmelzflüssigen Temperaturintervall mit der angewendeten Prozessstrategie in Bild 6-3 zeigt, dass eine systematische Abstufung beider Zielgrößen realisiert wurde. Generell wird die Erwartung erfüllt, dass die Gefügefeinheit mit steigendem Temperaturgradient gesteigert wird. Einzig der Umschmelzparameter eines Vorschubs von 4 m/min weicht von diesem Trend ab. Der Sekundärdendritenarmabstand ist hier betraglich ähnlich dem Beschichtungsparameter eines Vorschubs von 1 m/min, welcher Ausgangszustand für das Umschmelzen war. Es liegt eine vergleichsweise große Streuung vor, die jedoch nicht bis in den Bereich reicht, der aus einstufigem Beschichten mit 4 m/min Vorschub ermittelt wurde. Offensichtlich gelingt es beim Umschmelzen ab einem gewissen Vorschub nicht, eine ausgängliche Gefügestruktur vollständig aufzulösen, um diese zu verfeinern.



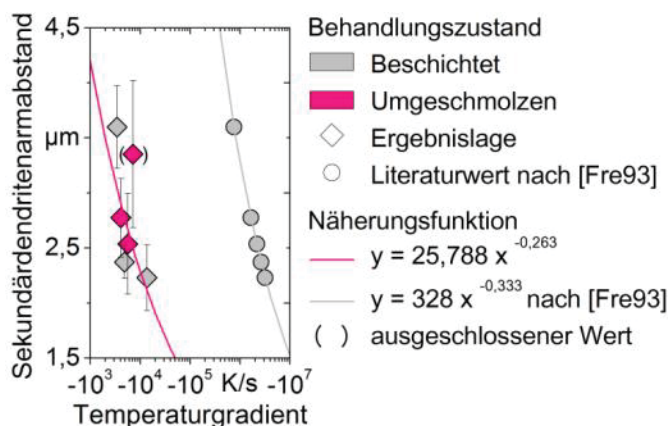
Köhler 2016

BIAS ID 160016

Bild 6-3.: Abhängigkeit der mittleren Gefügefeinheit und des Temperaturgradienten von der angewendeten Prozessabfolge, (N₂: dem Prozess nachlaufender Stickstoffstrahl, sonst: Abkühlung an Luft bei 20 °C)

Eine Gegenüberstellung gemessener sowie gemäß Stand der Technik zu erwartender Werte ist in Bild 6-4 gezeigt. Der sekundäre Dendritenarmabstand nimmt mit zunehmendem Temperaturgradienten stetig ab. Für die Näherungsfunktion der gemessenen Werte wurden ausschließlich diejenigen Messungen berücksichtigt, die nach dem einstufigen Beschichten und nach dem Umschmelzen zur Erhöhung der Gefügefeinheit führten. Gemäß Frenk und Kurz ist der resultierende Sekundärdendritenarmabstand proportional zum mit $-1/3$ potenzierten Temperaturgradienten [Fre93]. Es wird deutlich, dass die Steigung der angenäherten sowie der in der Literatur benannten Potenzfunktion gut übereinstimmen. Es liegt jedoch ein erheblicher Unterschied der jeweiligen Temperaturgradienten an der Schmelzbadfront von mehr als zwei Größenordnungen vor. Eine

mögliche Ursache kann in den abweichenden Beschichtungs- und Grundwerkstoffen liegen: Entgegen der vorliegenden Ergebnisse wurde Stellite 6 statt Stellite 21 als Beschichtungs-, sowie Stahl X2CrNiMo18-14 statt Stahl 42CrMo4 als Grundwerkstoff verwendet. Als signifikanterer Einfluss sind die erheblich abweichenden Prozessparameter und dadurch abweichende Temperaturgradienten einzuschätzen. Weiterhin wurden Temperaturgradienten numerisch simuliert und nicht experimentell bestimmt, wodurch deren Überschätzung nicht auszuschließen ist.



Köhler 2016

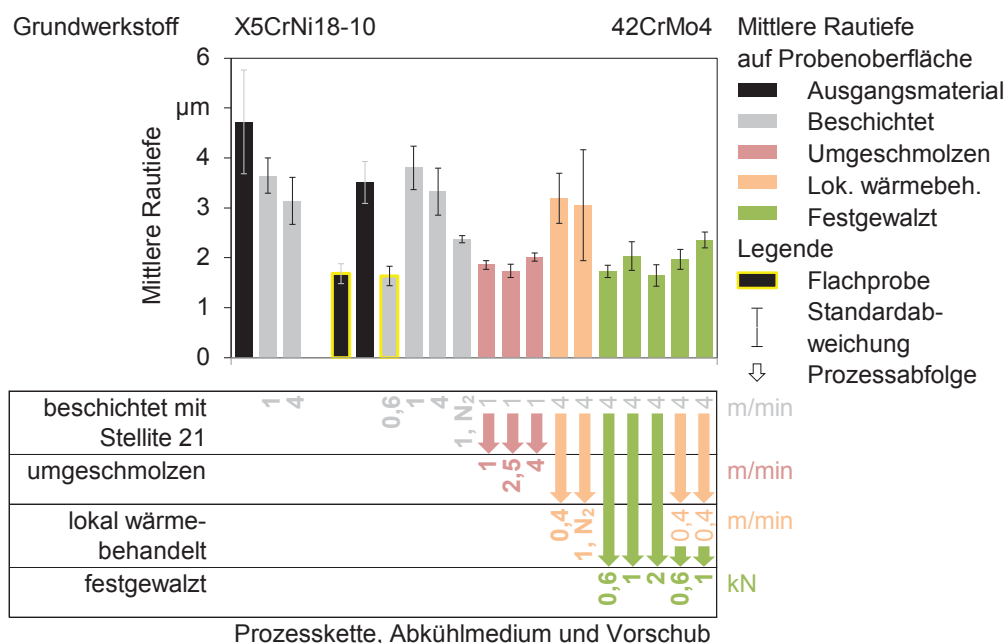
BIAS ID 160017

Bild 6-4.: Gegenüberstellung des gemessenen Zusammenhangs zwischen mittlerem sekundärem Dendritenabstand und Temperaturgradienten mit Werten aus dem Stand der Technik nach [Fre93]

Der Einfluss der Prozessstrategie und -kette auf die resultierende mittlere Rautiefe ist Bild 6-5 zu entnehmen. Es können prinzipiell zwei Rauheitsklassen ausgewertet werden: Varianten, die um oder oberhalb $3 \mu\text{m}$ sowie um $2 \mu\text{m}$ liegen. Besonders geringe Rauheit resultiert nach Umschmelzen sowie Festwalzen. Durch eine gegenüber den übrigen Varianten um 90° gedrehte Orientierung der Schleifriefen zur Messrichtung fiel die Rauheit der Flachproben vergleichbar gering aus, wie es nach Umschmelzen sowie Festwalzen ermittelt wurde. Bei beschichteten und geschliffenen Probenvarianten wurde unabhängig vom Grundwerkstoff mit steigender Prozessgeschwindigkeit eine Abnahme der Rauheit eingestellt.

Für den betrachteten Anwendungsfall des Auftragschweißens wellenähnlicher Bauteilgeometrie in Radialrichtung liegt in der Regel eine Last senkrecht zur Orientierung der Beschichtung, also in Axialrichtung, vor. Somit stehen insbesondere die Axialeigenstressen in Verdacht einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit auszuüben. Die Gegenüberstellung der Axialeigenstressen am Werkstoffübergang mit dem prozessinduzierten Temperaturgradienten in Bild 6-6a macht deutlich, dass die sich einstellenden Eigenstressen grundsätzlich von der Werkstoffkombination abhängen. So resultieren bei der Kombination von Stellite 21 mit dem Grundwerkstoff X5CrNi18-10 Druckeigenstressen am Werkstoffübergang. Dementgegen resultieren beim Beschichten von Stahl 42CrMo4 mit Stellite 21 Zugeigenstressen. Bei beiden Stählen liegen im

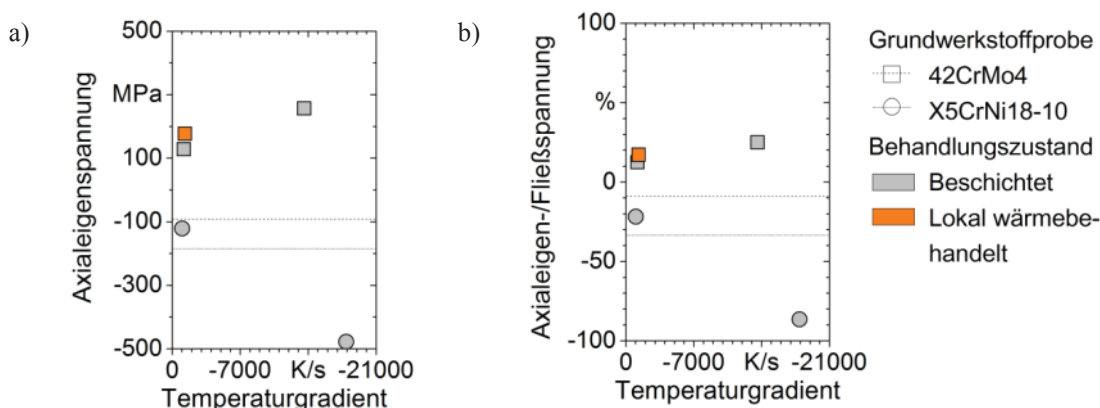
Ausgangszustand Druckeigenstressungen vor, die auf das Schleifen zur Darstellung der Endkontur zurückgeführt werden.



Köhler 2016

BIAS ID 160018

Bild 6-5.: Abhängigkeit der mittleren Rautiefe von der angewendeten Prozessstrategie, N₂: dem Prozess nachlaufender Stickstoffstrahl



Köhler 2016

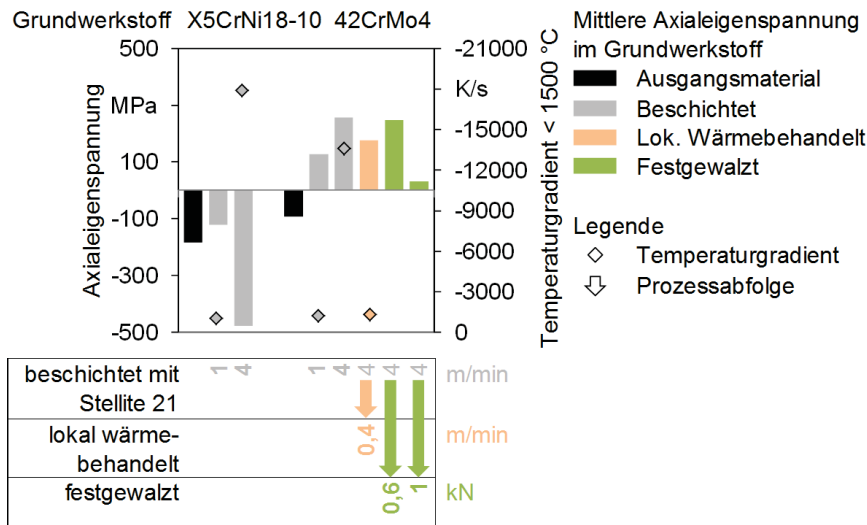
BIAS ID 160018

Bild 6-6.: Abhängigkeit der a) Axialeigenstressung und b) auf die Fließspannung normierte Axialeigenstressung am Werkstoffübergang von der angewendeten Prozessstrategie und dem Temperaturgradienten

Ein Erhöhen des Temperaturgradienten beim einlagigen Beschichten führt bei beiden Werkstoffkombinationen zu einer Erhöhung der Axialeigenstressungsamplitude. Die Fließspannung des verwendeten Stahls X5CrNi18-10 beträgt 552,4 MPa und die des Stahls 42CrMo4 1031,6 MPa, siehe Tabelle 5-1. Die Normierung der Axialeigenstressung auf die jeweilige Fließspannung des Grundwerkstoffs zeigt, dass die normierte Eigenspannungsamplitude im Stahl 42CrMo4 zwar insgesamt näher am Nulldurchgang liegt, die Reserve fällt in Zugrichtung jedoch erheblich größer im Fall des Stahls X5CrNi18-10 aus. Die lokale Wärmebehandlung des mit 4 m/min Vorschub beschichteten Stahls 42CrMo4 führt trotz nachweislich reduzierter Härte und entsprechend reduziertem Anteil martensitisches Gefüges nur zu einer geringfügigen Reduktion der Zug-

eigenstressungen am Werkstoffübergang, siehe Bild 6-1. Bei vergleichbarem Oberflächentemperaturgradienten der lokalen Laserwärmebehandlung mit dem einstufigen Beschichten eines Vorschubs von 1 m/min resultieren beim lokalen Wärmebehandeln höhere Zugeigenstressungen am Werkstoffübergang.

Die im Stahl 42CrMo4 ermittelten Zugeigenstressungen stellen eine potenziell kritische Einflussgröße der Schwingfestigkeit dar. Diese können durch lokale Wärmebehandlung jedoch offensichtlich nur geringfügig beeinflusst werden. Mit mechanischer Nachbehandlung des einstufig beschichteten Zustands durch Festwalzen wurde daher untersucht, inwiefern diese Zugeigenstressungen weiter reduziert werden können. Bild 6-7 zeigt die Gegenüberstellung in Lastrichtung orientierter Axialeigenstressungen, die bei den unterschiedlichen Prozess- und Nachbehandlungsstrategien am Werkstoffübergang gemessen wurden. Festwalzen führt demnach oberhalb einer Kraft von 0,625 kN durch Kaltverfestigung zu einer signifikanten Reduzierung der Zugeigenstressungen in Axialrichtung am Werkstoffübergang. Die Zugeigenstressungsamplitude am Werkstoffübergang sinkt mit steigender Anpresskraft. Die dabei erzielbare Beeinflussung des Spannungszustands liegt erheblich höher als diese durch Wahl der Prozessgeschwindigkeit oder durch lokale thermische Nachbehandlung gegeben ist.



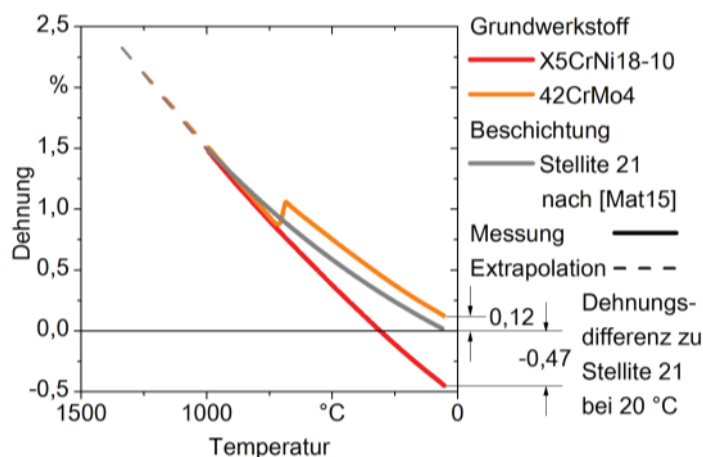
Köhler 2016

BIAS ID 160020

Bild 6-7.: Abhängigkeit der Axialeigenstressungen am Werkstoffübergang von der angewendeten Prozessstrategie und dem Temperaturgradienten

Als Erklärung der grundsätzlich entgegengesetzten Spannungszustände am Werkstoffübergang in Abhängigkeit der Werkstoffkombination aus 42CrMo4 bzw. X5CrNi18-10, mit einer Beschichtung aus Stellite 21, können in Anlehnung an Pilloz et al. die jeweiligen thermischen Dehnungen herangezogen werden [Pil92]. Bild 6-8 zeigt die bei Raumtemperatur resultierende Dehnungsdifferenz von Beschichtung zu Grundwerkstoff nach einer gemeinsamen Abkühlung ausgehend von der Solidustemperatur des Beschichtungswerkstoffes von 1338 °C, die 100 K unterhalb der der Grundwerkstoff-

fe liegt. Es ist zu berücksichtigen, dass der dargestellte Dehnungsverlauf mit 1 K/min bei erheblich geringerer Temperaturdynamik ermittelt wurde, als in den experimentellen Untersuchungen beobachtet, wo lokal stets mindestens 60.000 K/min ausgewertet wurden. Somit blieb beim Überfahren des Grundwerkstoffs einerseits die Umwandlung von Austenit zu Ferrit aus, wie sie allerdings in Bild 6-8 um 750 °C aufgrund Gleichgewichtsabkühlung vorliegt. Andererseits resultierten ab der Martensitstarttemperatur des Stahls 42CrMo4 um 350 °C zusätzliche Umwandlungsdehnungen durch Entstehung martensitischen Gefüges, wodurch eine zusätzliche Dehnungsdifferenz zwischen Beschichtung und Grundwerkstoff eintrat.



Köhler 2016

BIAS ID 160021

Bild 6-8.: Thermische Dehnungsdifferenzen bei Raumtemperatur betrachteter Werkstoffe im Abkühlpfad ausgehend von der Solidustemperatur von Stellite 21 von 1338 °C, letztere nach [Mat15], Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Überlappende Spuren führten zu mehrfacher Beeinflussung der Wärmeeinflusszone. Die Austenitisierungstemperatur von 780 °C [Ber08] wurde mindestens bei der direkt angrenzenden Bahn übertroffen, wie es die Temperaturfeldaufnahmen nachweisen: Bei einem Spurüberlapp von mindestens 50% in den Schmelze erzeugenden Prozessvarianten lagen an der Oberfläche der Beschichtung stets Temperaturen oberhalb des Schmelzpunktes von 1338 °C vor. Es resultierte ein Anschmelzen der zuvor beschichteten Bahn sowie eine Neuhärtung in der Wärmeeinflusszone durch Selbstabschreckung. Weiter entfernte Bereiche wurden zyklisch mit Temperaturen unterhalb der Austenitisierungstemperatur beaufschlagt, wodurch ein Anlassen des martensitischen Gefüges zu einer partiellen Volumenabnahme der Wärmeeinflusszone und somit zu einer Reduzierung der Dehnungsdifferenz zwischen Grundwerkstoff und Beschichtung geführt hat. Neben den Temperaturbildern wird diese Hypothese ebenfalls durch die Härtemessungen in der Wärmeeinflusszone am Werkstoffübergang gestützt. Hier lagen im Stahl 42CrMo4 bei sämtlichen betrachteten Behandlungsvarianten bei langsamster Abkühlung 390 HV0,3 und bei schnellster Abkühlung 570 HV0,3 vor. Diese Werte lagen folglich in allen Fällen deutlich unter der Härte vollständig martensitischen Gefüges von 660 HV0,3.

Unter Berücksichtigung des E-Moduls von Stellite 21, Stahl X5CrNi18-10 und 42CrMo4 (gemäß Tabelle 5-1: 204 GPa, 181 GPa und 202 GPa) ergibt sich bei Raumtemperatur zwischen Stellite 21 und Stahl X5CrNi18-10 in letzterem eine Spannung von -851 MPa sowie zwischen Stellite 21 und Stahl 42CrMo4 in letzterem von 242 MPa. Es ist hervorzuheben, dass diese Betrachtung viele eigenspannungsbestimmende Zusammenhänge vernachlässigt und die quasi-statisch ermittelten Abkühlverläufe die zugrunde liegenden Temperaturdynamiken der angewendeten Prozesse nicht abbilden. Dies gilt insbesondere für die in Richtung geringerer Temperatur steigende Fließgrenze, sowie für Phasenumwandlung und Wärmebehandlungseffekte. Es kann für den vorliegenden Fall überlappenden Laserauftragschweißens allerdings gefolgert werden, dass thermische Dehnungen offenbar einen maßgeblichen Anteil am resultierenden Eigenspannungszustand haben.

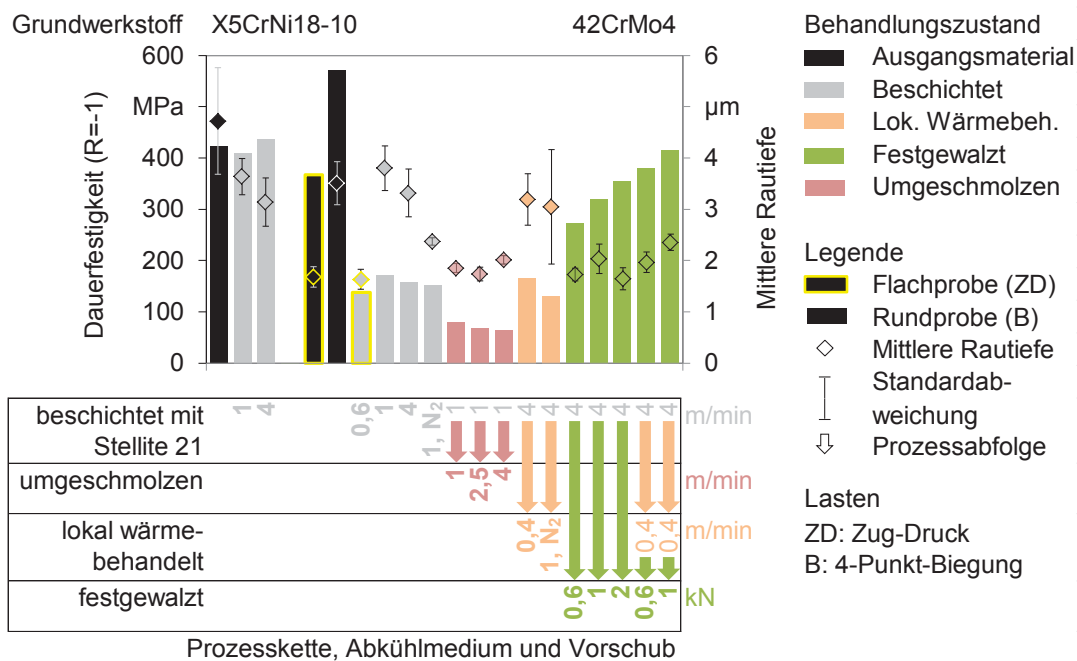
Die Zielsetzung zur Ermittlung, welche Eigenschaften in Abhängigkeit der angewendeten Prozessstrategie resultieren und inwiefern diese Eigenschaften durch Nachbearbeitung gezielt beeinflusst werden können, kann anhand von Kleinproben folgendermaßen beantwortet werden:

- Im praxisrelevanten und repräsentativen umwandelnden Stahl 42CrMo4 kann die Härte in der an die Beschichtung angrenzenden Wärmeeinflusszone, damit der Martensitanteil und damit wiederum der Ausdehnungszustand nach dem Beschichten bzw. thermischen Nachbehandeln, über ein breites, sich von 400 HV_{0,3} bis > 600 HV_{0,3} erstreckendes Spektrum variiert werden.
- Der Sekundärdendritenarmabstand in der gleichfalls besonders praxisrelevanten Kobaltbasislegierung Stellite 21 kann entweder durch einstufiges Beschichten, aber auch durch Umschmelzen von > 3,5 µm bis 2 µm eingestellt werden.
- Der Eigenspannungszustand im Bereich des oberflächennahen Werkstoffübergangs wird maßgeblich durch thermische Dehnungsdifferenzen von Beschichtung und Grundwerkstoff beeinflusst; überlappendes Auftragschweißen führt trotz plastischer Dehnungen in Folge von Phasenumwandlungen aufgrund von erneutem Wärmebehandeln der Wärmeeinflusszone scheinbar zu einem geringeren Beitrag von Umwandlungsdehnungen zur Eigenspannungsamplitude.
- Der Eigenspannungszustand im Stahl 42CrMo4 kann zwar durch die Prozessgeschwindigkeit sowie thermische Nachbehandlung beeinflusst werden, nicht jedoch derart, dass er deutlich in Richtung Druckeigenspannung am Werkstoffübergang verschoben wird - hierzu bedarf es mechanischer Nachbehandlung.
- Die mittlere, nach dem Schleifen typisch erzielbare Rautiefe kann mittels vorherigen Umschmelzens auf vergleichbar niedriges Niveau von > 3,5 µm auf < 2 µm reduziert werden, wie es auch nach dem Schleifen mit anschließendem Festwalzen resultiert.

7 Einflussgrößen der Schwingfestigkeit laserauftragsgeschweißter Proben

Als Einflussgrößen der Schwingfestigkeit kommen beim Laserauftragsschweißen zahlreiche Faktoren in Frage. Um die wesentlichen Einflüsse herauszuarbeiten, wurden ausgewählte Kombinationen der Faktoren Werkstoff, Schweiß- und Nachbehandlungsparameter sowie Prozesskette untersucht. Dabei wurden insbesondere diejenigen Eigenschaften charakterisiert, die im besonderen Verdacht stehen, die Dauerfestigkeit wesentlich zu beeinflussen, nämlich die Gefügefinesse, die Rauheit und der Eigenspannungszustand.

Bild 7-1 stellt die Dauerfestigkeit und die gemessene Oberflächenrauheit den untersuchten Kombinationen gegenüber, die jeweils einer identischen Vorbehandlung unterzogen wurden. Demnach hängt die Änderung der Dauerfestigkeit von Proben der Grundwerkstoffe nach dem Beschichten erheblich von der verarbeiteten Werkstoffkombination ab.



Köhler 2016

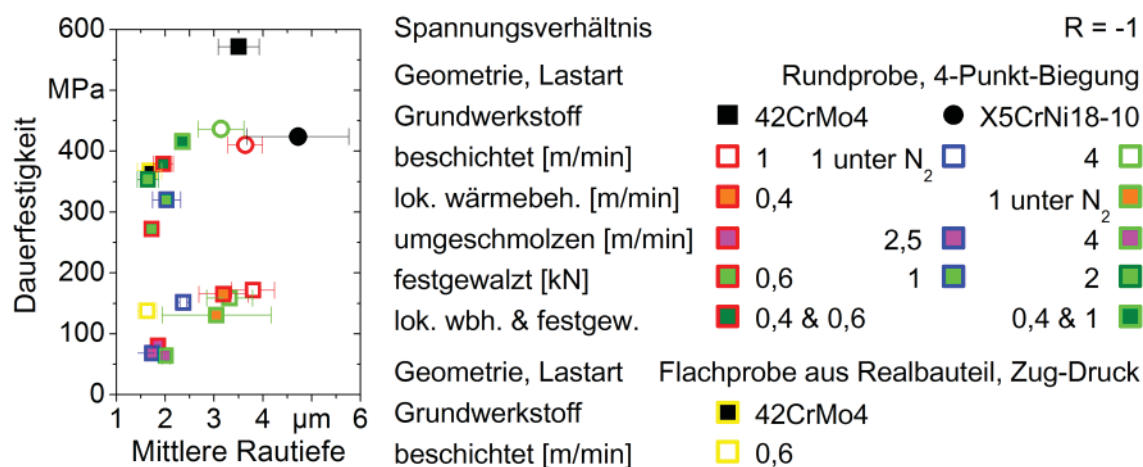
BIAS ID 160022

Bild 7-1.: Dauerfestigkeit sowie Obeflächenrauheit in Folge angewendeter Prozessketten und -parameter, Schwingfestigkeitsmessdaten gelb umrahmter Varianten (Flachproben, Zug-Druck-Wechselast) bereitgestellt von der SLV Halle, alle übrigen (Rundproben, 4-Punkt-Biegung-Wechselast) vom IWT, Bremen

Einerseits bleibt die Dauerfestigkeit von Proben des Stahls X5CrNi18-10 erhalten, andererseits fällt die Dauerfestigkeit von Proben des Stahls 42CrMo4 signifikant ab. Während die Dauerfestigkeit beschichteter Proben des Stahls X5CrNi18-10 mit steigender Prozessgeschwindigkeit steigt, sinkt diese bei Proben des Stahls 42CrMo4 mit steigender Prozessgeschwindigkeit. Durch die auf den umwandelnden Stahl angewendeten thermischen Prozessstrategien aus Umschmelzen und Wärmebehandeln gelingt keine

Erhöhung bzw. Wiederherstellung des Dauerfestigkeitsniveaus auf das der Grundwerkstoffproben. Erst eine mechanische Bearbeitung durch Festwalzen erzielt eine deutliche Steigerung der Dauerfestigkeit nach dem Laserauftragschweißen. Erhöhen der Festwalzkraft sowie Kombinieren mit lokalem Laserwärmebehandeln führt zu einer weiteren Dauerfestigkeitssteigerung.

Die Gegenüberstellung der Oberflächenrauheit mit der Dauerfestigkeit beschichteter Proben ist in Bild 7-2 dargestellt. Die bei gleicher Werkstoffkombination aus Stellite 21 beschichtetem Stahl 42CrMo4 und mit unterschiedlichsten Prozessstrategien beaufschlagten Varianten lassen sich grob in zwei Dauerfestigkeitsbereiche einteilen, diejenigen deutlich unter 200 MPa sowie zwischen 250 MPa und 450 MPa. Innerhalb dieser Bereiche finden sich Behandlungsvarianten, die bei gleicher Rauheit erheblich unterschiedliche Dauerfestigkeiten aufweisen. Einerseits ist mit geringerer Rauheit oft ebenfalls eine abnehmende Dauerfestigkeit verbunden. Dies steht dem erwarteten Effekt einer rauheitsbedingten Kerbwirkung deutlich entgegen. Andererseits weisen beispielsweise beschichtete und umgeschmolzene Proben bei gleicher Rauheit, wie lokal wärmebehandelt und festgewalzte Proben, erheblich unterschiedliche Dauerfestigkeit auf. Die bloße Gegenüberstellung der Rauheit und der Dauerfestigkeit legt folglich keinen signifikanten Zusammenhang zwischen diesen Größen nahe.

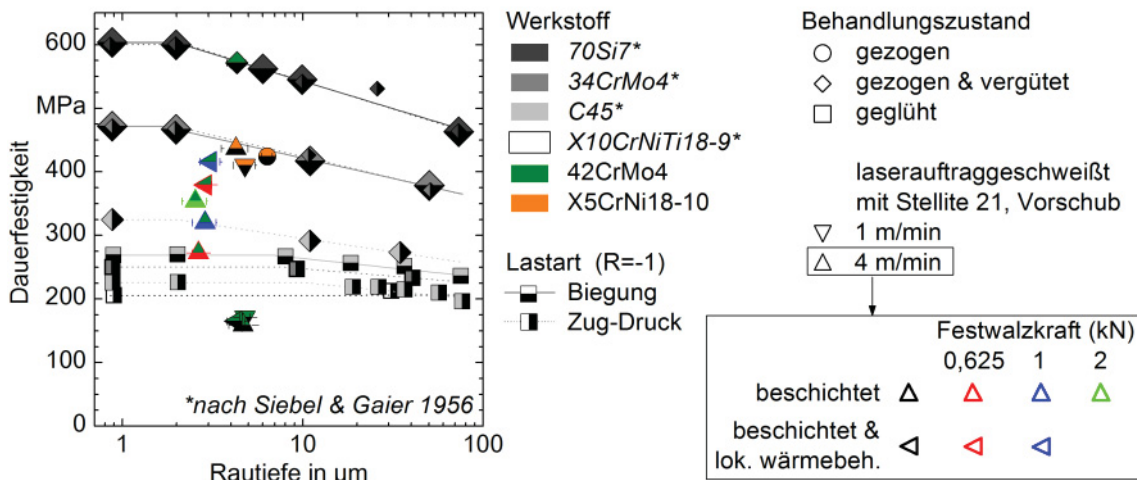


Köhler 2016

BIAS ID 160023

Bild 7-2.: Dauerfestigkeit unterschiedlich bearbeiteter Kleinproben über deren mittlerer Rautiefe, Schwingfestigkeitsmessungen bereitgestellt durch das IWT (Rundproben), Bremen und die SLV Halle (Flachproben)

Ein Vergleich resultierender Rauheiten und Dauerfestigkeiten mit den gemäß Stand der Technik bekannten Zusammenhängen [Sie56] ist in Bild 7-3 gezeigt. Für die Behandlungsvarianten der Proben aus Stahl 42CrMo4 wird deutlich, dass die Dauerfestigkeit nach dem Laserauftragschweißen den gemäß Stand der Technik bekannten Zusammenhängen nicht entspricht. Einzig Proben des Stahls X5CrNi18-10 liegen im zu erwartenden Trend.

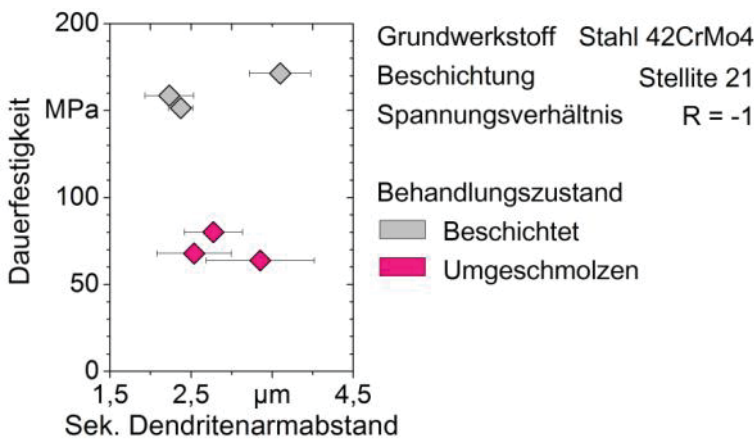


Köhler 2016

BIAS ID 160024

Bild 7-3.: Gegenüberstellung ermittelter Dauerfestigkeiten ($R = -1$) und mittlerer Rautiefen untersuchter Behandlungszustände mit Kenntnissen des Stands der Technik nach [Sie56], Festwalzen angewendet nach Schleifen, lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung eines Vorschubs von 0,4 m/min und Abkühlung an Luft, Schwingfestigkeitsmessungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Dass allein die Gefügefinesse der Beschichtung für eine signifikante Festigkeitssteigerung in Folge des Laserauftragsgeschweißens genutzt werden kann, kann anhand des sekundären Dendritenarmabstands am Beispiel des beschichteten niedrig legierten Stahls ausgeschlossen werden. So zeigt Bild 7-4, dass die Dauerfestigkeit von Proben nicht durch eine Reduzierung der Gefügefinesse erhöht wird. Teilweise erscheint dies sogar umgekehrt, was gegen die Gefügefinesse als wesentlicher Einflussfaktor spricht. Auch die durch Umschmelzen unterschiedlich eingestellte Gefügefinesse weist keinen auswertbaren Einfluss auf die Dauerfestigkeit auf. Insbesondere der Vergleich der erheblich unterschiedlichen Dauerfestigkeiten nach dem Beschichten sowie dem Umschmelzen bei weitgehend identischer Gefügefinesse zeigt, dass letzterer offensichtlich eine untergeordnete Rolle in der Frage resultierender Dauerfestigkeit nach dem Laserauftragsgeschweißen zukommt.

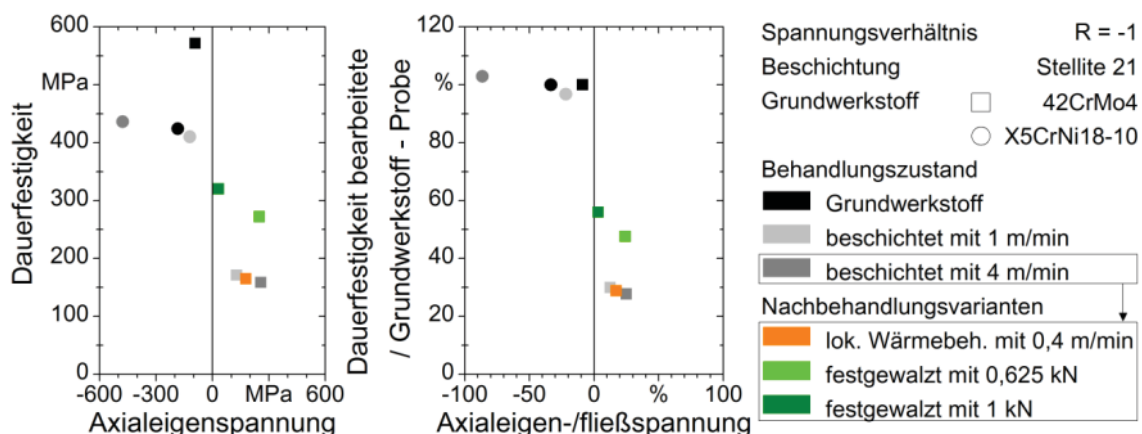


Köhler 2016

BIAS ID 160025

Bild 7-4.: Gegenüberstellung der Dauerfestigkeit unter Wechsellast zum Sekundärdendritenarmabstand, Schwingfestigkeitsmessungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Die aufgrund ihrer Praxisrelevanz im Fokus stehende Legierung Stellite 21 weist eine geringe Duktilität in Folge der Verarbeitung mittels Laserauftragschweißens auf [Kha14]. Es kann daher von nur geringem Eigenspannungsabbau während der Schwingprüfung durch plastisches Fließen ausgegangen werden, was einerseits durch die Untersuchungen nahegelegt aber auch durch den Stand der Technik belegt wird [Nie05]. Somit stellen Zugeigenspannungen im Fall zusätzlicher äußerer Lasten eine Vorbelastung dar und wirken wie Mittelspannungen [Hai15, Smi10]. Dass am Werkstoffübergang ein Eigenspannungsübergang vorliegt, konnte in den experimentellen Untersuchungen gezeigt werden. Je nachdem, wie hoch die Zugeigenspannungsamplitude ausfällt, ist somit eine entsprechend hohe Vorbelastung gegeben. Umgekehrt führen Druckeigenspannungen im Zuglastfall zu einer Entlastung bzw. einer Lastreserve. Die Schwingfestigkeitsversuche der unterschiedlichen Materialpaarungen belegen dieses: Der Druckeigenspannungszustand im Werkstoffübergang des beschichteten austenitischen Stahls führt zu einer Erhöhung der Schwingfestigkeit. Anhand Bild 7-5 wird deutlich, dass durch Erhöhen der Druckeigenspannungsamplitude direkt aus dem Prozess eine Erhöhung der Schwingfestigkeit erzielt wird, wodurch sogar die Schwingfestigkeit des Grundwerkstoffs übertroffen wird.



Köhler 2016

BIAS ID 160026

Bild 7-5.: Dauerfestigkeit über Axialeigenspannungen des äußeren Randbereichs im Grundwerkstoff mit Stellite 21 beschichteten hoch und niedrig legierten Stahls, Schwingfestigkeitsmessungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Von dieser Erkenntnis kann eine Ursache abgeleitet werden, weshalb zusätzlich vorab wärmebehandelte festgewalzte Proben eine höhere Schwingfestigkeit erreichten: Durch die erneute Wärmebehandlung der Wärmeeinflusszone war es offenbar möglich, zusätzliche Druckeigenspannungen in den Übergang Beschichtung zu Grundwerkstoff zu induzieren. Die ausschließlich beschichteten Proben versagten häufig an diesem Ort, da Zugeigenspannungen im offensichtlich versagensanfälligen Bereich des Überlapps der Einzelbahnen des Laserauftragschweißprozesses vorlagen. Das Versagensverhalten von Proben des austenitischen Stahls bestätigt diesen Erklärungsansatz: Trotz identischer Beschaffenheit der Beschichtung und des Werkstoffübergangs ertrugen Proben

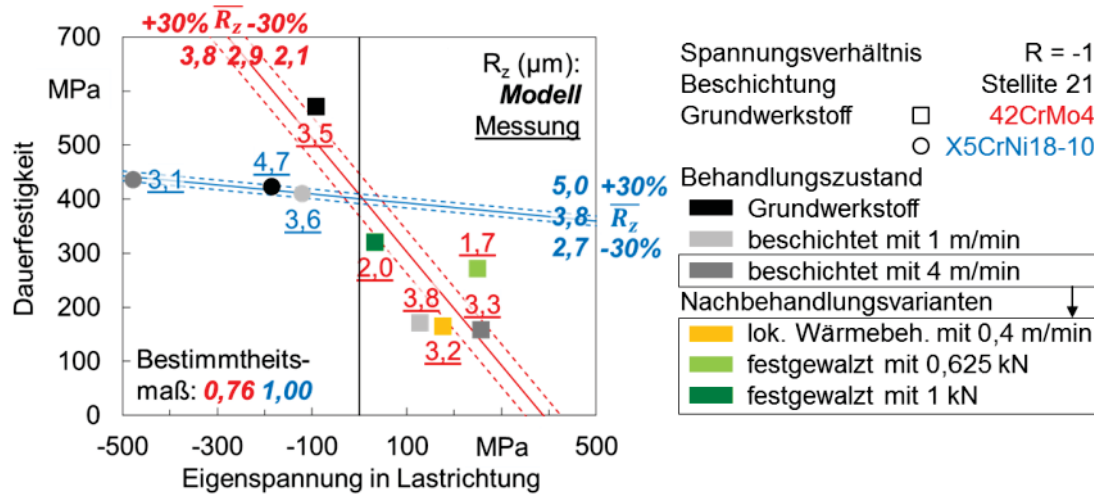
dieser Werkstoffkombination deutlich höhere Lasten, da die vorliegenden Druckeigenstressungen eine Rissentstehung und -ausbreitung unterbanden.

Dass die Dauerfestigkeit durch Erhöhung der Zugeigenstressungen im Werkstoffübergang deutlich herabgesetzt wird, kann zudem anhand der Untersuchungen zum Umschmelzen belegt werden: Die Neuhärtung in der Wärmeeinflusszone führte zur Erhöhung des Martensitgehalts. Durch dessen Volumenänderung aufgrund von Umwandlungsdehnungen wurden zusätzliche Zugeigenstressungen zwischen Grundwerkstoff und Beschichtung erzeugt. Zusätzlich wurde im entsprechend gehärteten Bereich die Duktilität reduziert.

Der geringe Einfluss der unterschiedlichen Ofenwärmebehandlungen auf die resultierenden Dauerfestigkeiten ist darauf zurückzuführen, dass die Rundprobengeometrie das Freisetzen von Eigenstressungen geometrisch abschirmte. Dieses bestätigen Untersuchungen von Dekumbis im Hinblick auf resultierende Eigenstressungen und Verzüge nach dem Laserauftragsschweißen unterschiedlicher Werkstoffkombinationen [Dek89]. Eine eingestellte Wärmebehandlung in der Wärmeeinflusszone führt analog zur lokalen Laser-Wärmebehandlung eines Vorschubs von 0,4 m/min zu einer nur geringen Reduzierung der Eigenstressungen. Gemäß Bild 7-5 ist der Betrag allerdings so weit zu verändern, dass der Werkstoffübergang möglichst eigenstressungsfrei wird.

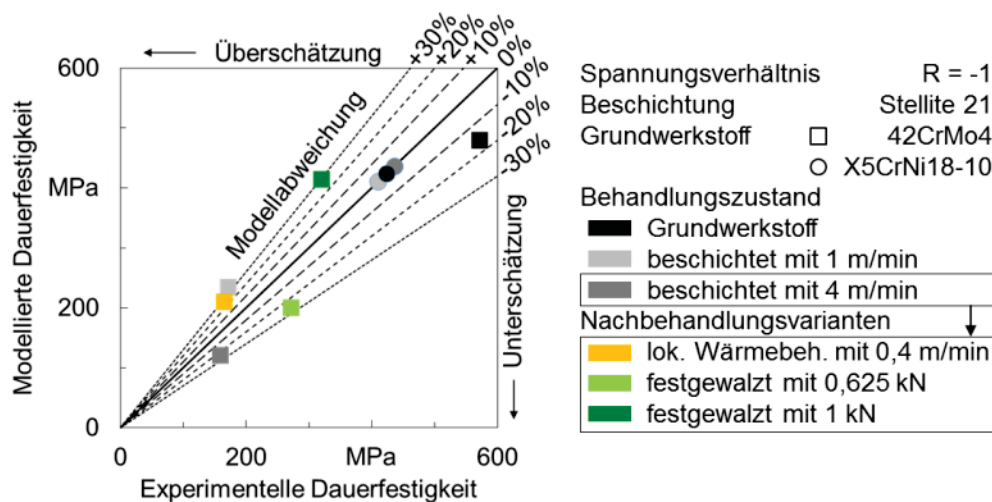
Mittels multivariater Regressionsanalyse kann ermittelt werden, inwiefern die Einflüsse der Rauheit und der Eigenstressamplitude gemeinsam auf die resultierende Dauerfestigkeit rückwirken. Dem Regressionsmodell liegt ein linearer Ansatz aus zwei Variablen zu Grunde. Die Eingangsdaten sowie deren Auswertung mittels linearer Regression sind im Anhang A.4 aufgeführt. Der Ansatz wurde getrennt auf die zwei wesentlichen betrachteten Werkstoffkombinationen angewandt und die Auswertung zeigt Bild 7-6. Beim Grundwerkstoff Stahl 42CrMo4 liegt eine deutlich höhere Sensitivität der Dauerfestigkeit auf den Eigenstresszustand vor als beim Stahl X5CrNi18-10. Die Oberflächenrauheit wirkt bei Stahl 42CrMo4 ebenfalls stärker auf die Dauerfestigkeit rück als bei Stahl X5CrNi18-10. Vielmehr macht die Auswertung bei letzterem deutlich, dass innerhalb der experimentell erfassten Anzahl von Rauheitszuständen offensichtlich eine derart geringe Sensitivität vorliegt, dass keine sinnvolle Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von der Rauheit ermittelt werden kann. Dass die Dauerfestigkeit mit steigender Rauheit erhöht wird, wie es die Datenlage suggeriert, kann aufgrund eben dieser schwachen Sensitivität ausgeschlossen werden. Beim Stahl 42CrMo4 als Grundwerkstoff wird deutlich, dass Behandlungszustände vergleichbarer Eigenstressamplitude aufgrund unterschiedlicher Rauheiten zu deutlich unterschiedlichen Dauerfestigkeiten führen. Insbesondere die Ergebnislage der Behandlungsvariante eines Festwalzens mit 0,625 kN kann durch die multivariate Betrachtung nachvollzogen werden. Die

Walzkraft reichte nicht für eine entsprechende Tiefenwirkung der Kaltverfestigung, führte jedoch einerseits zu einer Festigkeitssteigerung der Beschichtung aber andererseits ebenfalls zu einer entscheidenden Senkung der Rauheit. Gegenüber dem ausschließlich beschichteten Zustand ergibt sich somit eine Steigerung der Dauerfestigkeit.



Köhler 2016 BIAS ID 163002
 Bild 7-6.: Modellerte und experimentell gemessene Abhängigkeit der Dauerfestigkeit von Axialeigen-
 spannung und Oberflächenrauheit mit Stellite 21 beschichteten hoch und niedrig legierten Stahls,
 Schwingfestigkeitsmessungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen

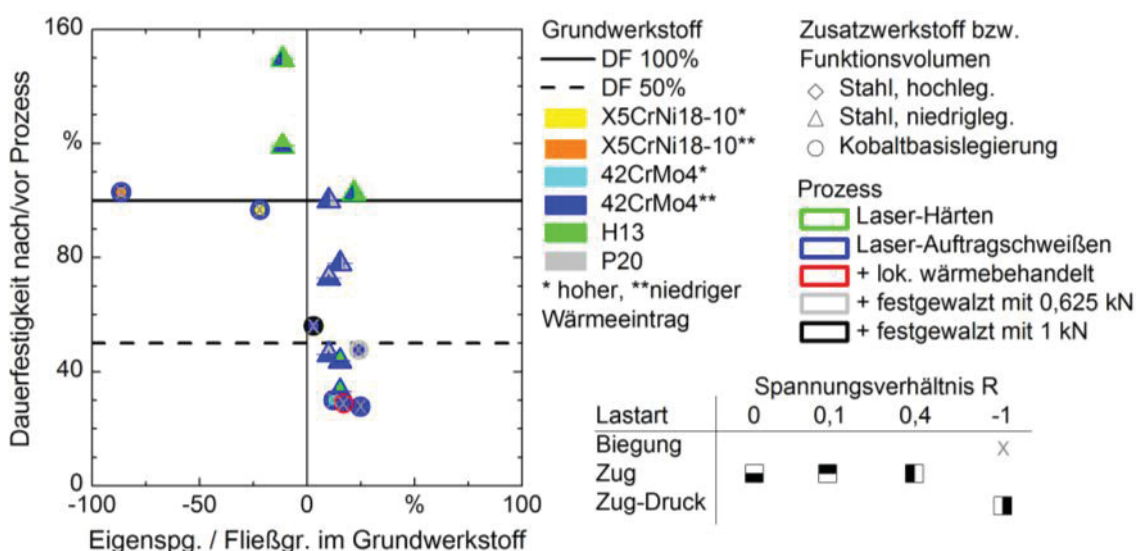
Die Gegenüberstellung von Modell und Experiment in Bild 7-7 zeigt, dass für den Grundwerkstoff 42CrMo4 eine Abschätzung der Dauerfestigkeit auf Basis von Eigen-
 spannungs- und Rauheitsmesswerten innerhalb eines Streubandes von +/- 30% möglich
 ist. Die Dauerfestigkeitsabschätzung für den Grundwerkstoff X5CrNi18-10 ist ungleich
 genauer. Wie zuvor erläutert, ist die Modellpräzision geringer einzuschätzen als darge-
 stellt, da das Regressionsmodell aufgrund der geringen Datenmenge zu einer Fehlein-
 schätzung der Rauheitsabhängigkeit führt.



Köhler 2016 BIAS ID 163003
 Bild 7-7.: Gegenüberstellung modellierter und experimentell ermittelter Dauerfestigkeit, Schwingfestig-
 keitsmessungen bereitgestellt durch das IWT, Bremen

Die erzielten Ergebnisse erweitern das Bild der gemäß Stand der Technik evaluierten
 Befunde für das Laserhärten und -auftragsschweißen. Anhand der Gegenüberstellung in

Bild 7-8 wird der bisher nur eingeschränkt belegbare Zusammenhang zwischen Höhe der Eigenspannungen in Lastrichtung und resultierender Dauerfestigkeit untermauert. Die Eigenspannungswerte stammen in sämtlichen Fällen aus versagenskritischen Bereichen der auf Dauerfestigkeit geprüften Bauteile. Die Erkenntnisse fügen sich somit sehr gut in das Bild der Eigen- bzw. Mittelspannungsempfindlichkeit dynamisch belasteter Stähle ein [Hai15].



Köhler 2016

BIAS ID 160027

Bild 7-8.: Gegenüberstellung der Untersuchungsergebnisse mit dem Stand der Technik, detaillierte Quellen- und Prozessangaben im Anhang A.1 in Tabelle 0-1, (DF: Dauerfestigkeit)

Aus den Untersuchungen kann quantifiziert werden, dass Proben des hoch legierten Stahls X5CrNi18-10 eine Dauerfestigkeit von 424 MPa unter Wechsellast aufweisen. Nach dem Laserauftragschweißen mit Stellite 21 unter Anwendung konventioneller Prozessparameter und schleifender Endbearbeitung wurde diese auf bis zu 436 MPa und somit um 3% gegenüber Proben des Grundwerkstoffs erhöht. Das stellt gemäß Stand der Technik eine um 13% höhere Dauerfestigkeit im Vergleich zu Proben des gegossenen Beschichtungswerkstoffes dar [Fig67]. Die Dauerfestigkeit der Normrundproben aus Stahl 42CrMo4 betrug 572 MPa unter Wechsellast. Nach dem einstufigen Laserauftragschweißen fiel diese auf 171 MPa ab, was einem Abfall von 70% gegenüber Proben des Grundwerkstoffs entspricht. Durch geeignete Kombination einer lokalen Laserwärmebehandlung und einem Festwalzen wurde eine Dauerfestigkeit von 416 MPa realisiert. Dieses entspricht einem Rückgang gegenüber Proben des Grundwerkstoffs von 27%, jedoch einer Steigerung bisher erzielter Dauerfestigkeit um 143%. Die gemäß Auslegungsvorschrift errechnete Anforderung einer sicherzustellenden Dauerfestigkeit in der Beispielanwendung der Rekonditionierung von Kurbelwellen des Schiffbaus wäre mit Hilfe dieses Erkenntnisgewinns erfüllt.

Die Zielsetzung zur Ableitung von Erkenntnissen über die Einflussgrößen, die die Schwingfestigkeit laserauftragsgeschweißter Bauteile bestimmen und der Nachweis der

Darstellbarkeit praxisrelevanter Schwingfestigkeit kann somit anhand von Kleinproben folgendermaßen beantwortet werden:

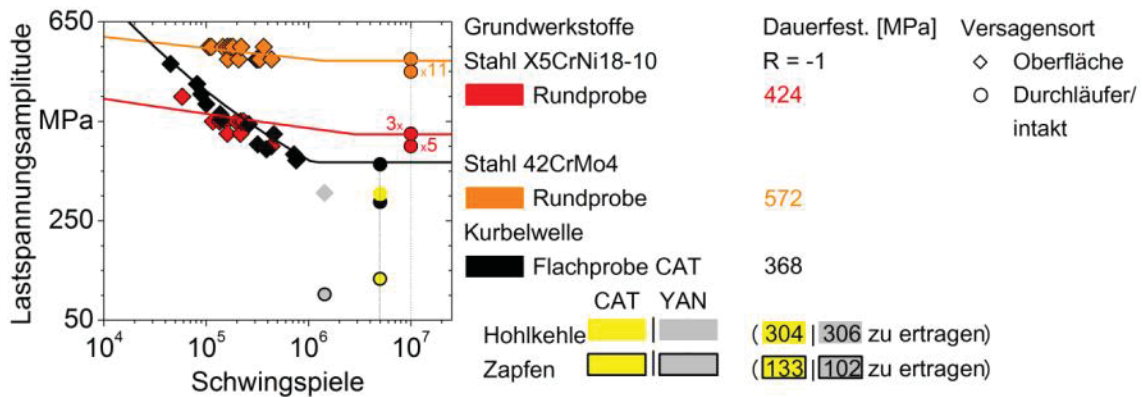
- Proben der Werkstoffkombination aus umwandelndem Stahl 42CrMo4 als Substrat und Stellite 21 als Beschichtung weisen nach dem Laserauftragsschweißen gegenüber Proben des reinen Grundwerkstoffs Stahl 42CrMo4 erheblich geringere Dauerfestigkeit auf, für die Kombination aus Stahl X5CrNi18-10 mit Stellite 21 bleibt die Dauerfestigkeit erhalten; der deutlich praxisrelevantere, ers-tere Fall wirft somit eine erhebliche Problemstellung auf, wenn zyklisch belastete Bauteile mit vergleichbarer Geometrie, wie die hier betrachteten wellenähnlichen aber auch flachen Probengeometrien laserauftragsgeschweißt werden sollen.
- Der Eigenspannungszustand am Werkstoffübergang beeinflusst die Dauerfestigkeit laserauftragsgeschweißter Kleinproben wesentlich, praxisrelevante Schwingfestigkeit kann folglich realisiert werden, indem gezielt auf die wesentliche Einflussgröße, den Eigenspannungszustand am Werkstoffübergang, eingewirkt wird. So resultieren in Abhängigkeit verarbeiteter Werkstoffkombinationen geringfügig geringere oder sogar höhere Dauerfestigkeiten, als es die jeweiligen Ausgangswerkstoffe in Probenform bieten.

8 Übertragbarkeit des Ermüdungsverhaltens von Proben auf ein Realbauteil

Das in der Praxis angestrebte Szenario zur Reparatur hochwertiger Maschinenbauteile, die definierten Anforderungen zu erzielender Dauerfestigkeit unterliegen, wurde zur Prüfung der Übertragbarkeit der Ergebnisse gewählt. Die Lagerzapfen von Mittelschnellläuferkurbelwellen zweier Hersteller wurden laserauftraggeschweißt und schleifend in die Zielgeometrie gebracht. Die Schwingfestigkeitsergebnisse unter definierter Last wurden den jeweiligen, ebenfalls getesteten, Originalbauteilen gegenüber gestellt. Die Vor- und Nachbehandlung der Kleinproben und Realbauteile war dabei vergleichbar. Beide bestanden aus Stahl 42CrMo4, der durch Ziehen und geeignete Wärmebehandlung (runde Kleinproben) bzw. durch Schmieden (Realbauteil und daraus gewonnene flache Kleinproben) auf eine Härte von 350 HV_{0,3} bzw. 324 HV_{0,3} gebracht wurde. Proben und Realbauteile der Grundwerkstoffe wurden vor der Schwingfestigkeitsprüfung schleifend endbearbeitet. Die Laserauftragschweißungen wurden mit pulverförmigem Zusatzwerkstoff derselben Charge durchgeführt. Proben und Realbauteile wurden nach dem Laserauftragschweißen ebenfalls schleifend in die Zielgeometrie überführt.

Bild 8-1 zeigt die Gegenüberstellung der Rauheiten sämtlicher Proben- und Bauteiloberflächen nach der schleifenden Endbearbeitung. Die Rauheit unbeschichteter und beschichteter runder Kleinproben und Realbauteile liegen auf vergleichbarem Niveau. Flache Kleinproben liegen jeweils unterhalb dieses Niveaus, was auf die hier um 90° gedrehte Orientierung der Schleifrichtung zurückgeführt werden kann. Insgesamt wurden vergleichbare Oberflächenrauheiten nach dem einstufigen Beschichten mit anschließenden Schleifen realisiert. Gemäß der Erkenntnis zur schwachen, aber vorhandenen Rauheitsabhängigkeit der Schwingfestigkeit beschichteten niedrig legierten Stahls aus dem vorhergehenden Kapitel ist die Vergleichbarkeit der Ergebnisse damit erfüllt.

Das Versagensverhalten der Realbauteile ist in Bild 8-2 und Bild 8-3 der Wöhlerlinie der aus diesen gewonnenen Kleinproben und den Wöhlerlinien der runden Kleinproben gegenübergestellt. Die Kurbelwellensegmente des unbeschichteten Originalwerkstoffs wurden mit einer gemäß Auslegungsformel errechneten Last geprüft, die prinzipiell dauerhaft von den Bauteilen zu ertragen gewesen wäre. Bild 8-2 zeigt, dass dieses mit Ausnahme eines Segments des untersuchten Wellentyps Yanmar 6N18 erreicht wurde. Dabei fällt auf, dass die Dauerfestigkeit der Flachprobe unter wechselnder Zug-Drucklast lediglich 368 MPa beträgt, wohingegen vergütete runde Kleinproben derselben Legierung unter wechselnder Biegelast bei 572 MPa liegen. Grundsätzlich folgt dies der Erkenntnis, dass wechselnd Zug-Druck belastete Körper stets geringere Dauerfestigkeit

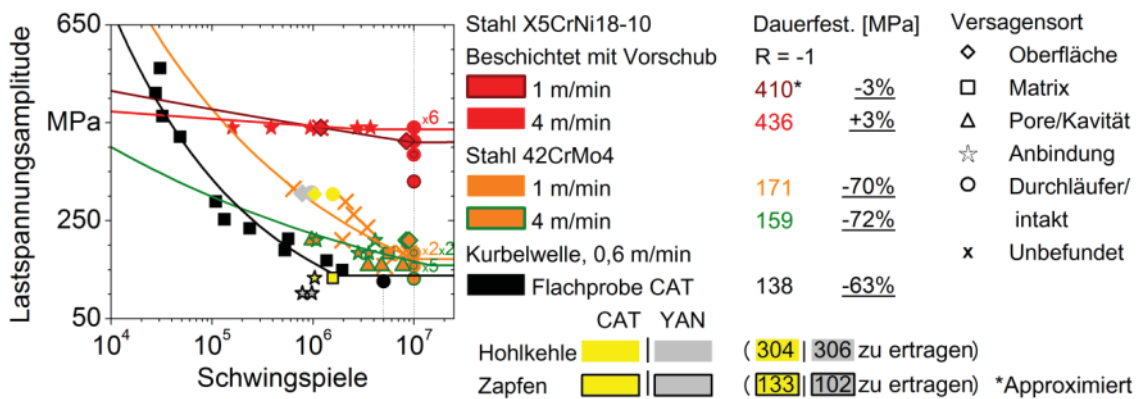


Köhler 2016

BIAS ID 160029

Bild 8-2.: Wöhlerlinien von Kleinproben und Realbauteilen geschliffener Grundwerkstoffe, Messwerte der Rundproben bereitgestellt vom IWT, Bremen, Messwerte der Flachproben und Realbauteile von der SLV Halle

In Bild 8-3 sind die ermittelten Dauerfestigkeiten von Proben laserauftragsgeschweißter legierter Stähle aufgeführt und mit den jeweils von Grundwerkstoffproben erzielten Dauerfestigkeiten in Bezug gesetzt. Das Laserauftragschweißen führt demnach bei allen Proben aus dem Stahl 42CrMo4 zu einer um mindestens 63% gegenüber Grundwerkstoffproben reduzierten Dauerfestigkeit. Die vom Realbauteil in der Hohlkehle zu ertragende Last überschreitet die von beschichteten Kleinproben ertragende Last deutlich. Auch wenn der Bereich der Hohlkehle selbst nicht auftragsgeschweißt wurde, versagten sämtliche Bauteile in diesem Bereich. Als Rissausgangsort wurde stets die Oberfläche befundet. Die Gegenüberstellung ertragener Lasten und Lastzyklen der Hohlkehlen der Realbauteile und der beschichteten runden Kleinproben zeigt, dass beide auf vergleichbarem Lastniveau versagen. Beide liegen deutlich oberhalb der von flachen Kleinproben ertragbaren Lasten. Die ertragbaren Lasten der beschichteten Zapfen der Realbauteile liegen nur geringfügig unter dem Niveau der flachen Kleinproben. Entgegen dem Versagensort der Flachproben in der Beschichtungsmatrix zeigen die Realbauteile überwiegend Versagen im Bereich der Anbindung zwischen Beschichtung und Grundwerkstoff an der Bauteiloberfläche.



Köhler 2016

BIAS ID 160030

Bild 8-3.: Gegenüberstellung der Wöhlerlinien von Kleinproben und Realbauteilen mit Stellite 21 beschichteter und geschliffener Grundwerkstoffe, unterstrichen: Dauerfestigkeitsänderung gegenüber Proben der Grundwerkstoffe, Messwerte an Rundproben bereitgestellt vom IWT, Bremen, Messwerte an Flachproben und Realbauteilen von der SLV Halle

Das Ermüdungsverhalten des Realbauteils steht insgesamt in guter Übereinstimmung mit dem flacher, aus dem Realbauteil getrennter Kleinproben. Der Abfall der Dauerfestigkeit in Folge des Laserauftragschweißens, wie es bei beiden Kleinprobentypen ausgewertet wurde, betrifft somit in vergleichbarer Weise das Realbauteil. Die bei flachen Kleinproben unter wechselnder Zug-Druck-Last ermittelte ausgangliche Dauerfestigkeit von 368 MPa wurde in Folge des Laserauftragschweißens auf 138 MPa reduziert, was einem Abfall von 63% entspricht. Der Dauerfestigkeitsabfall des Kurbelwellenwerkstoffs in flacher Kleinprobenform ist damit ähnlich ausgeprägt wie bei runden Kleinproben beobachtet.

Dass die beschichteten Bereiche der Realbauteile zwar auf ähnlichem Schwingfestigkeitsniveau, jedoch stets unterhalb der Wöhlerlinie der Kleinproben liegen, kann mit folgenden, sich überlagernden Ursachen in Zusammenhang gebracht werden:

- Der Bereich des Werkstoffübergangs stellt einen Schwachpunkt dar, wie es an runden Normbiegeproben gezeigt werden konnte. Beim betrachteten Reparaturszenario der Realbauteile liegt dieser versagensanfällige Bereich im Gegensatz zu den Kleinproben erheblich ungünstiger, nämlich an der mit maximaler Last beaufschlagten Bauteiloberfläche, so dass das Versagen bei geringerer Last hierdurch wahrscheinlich ist.
- Im Vergleich zu Kleinproben ist bei den betrachteten Realbauteilen mit einem Größeneffekt im Hinblick auf die erzielbare Schwingfestigkeit zu rechnen. Gemäß der Weibull-Logik ist eine Versagenswahrscheinlichkeit dann höher, wenn ein zunehmend größeres Volumen mit einer Last beaufschlagt wird. Bei prinzipiell vergleichbaren mechanischen Eigenschaften ist somit beim Realbauteil gegenüber Kleinproben mit einer geringeren Schwingfestigkeit zu rechnen.

9 Zusammenfassung

Das Laserauftragschweißen ist ein seit Jahrzehnten industriell etabliertes Verfahren zur Randschichtfunktionalisierung und/oder -reparatur. Es bestehen umfangreiche Erkenntnisse über die Wechselwirkung des Prozesses mit bearbeiteten Werkstoffen, sowie resultierende mechanische Eigenschaften unter statischer Last. Es fehlten im Stand der Technik bisher jedoch Erkenntnisse, wie das Laserauftragschweißen auf ursprüngliche Schwingfestigkeiten von Bauteilen wirkt, welche Haupteinflussparameter für diese ausschlaggebend sind und ob bzw. wie diese manipuliert werden können, um eine praxisrelevante Schwingfestigkeit zu erzielen.

Übergeordnetes Ziel der vorliegenden Arbeit war es, die Grundlagen für den zukünftigen Einsatz des Laserauftragschweißens für zyklisch hoch belastete Bauteile zu legen. Folgende Teilziele waren dazu zu erreichen:

- Erarbeitung einer Erkenntnis, welche Eigenschaften in Abhängigkeit angewandeter Prozessstrategien resultieren und, ob Möglichkeiten zur gezielten Beeinflussung dieser Eigenschaften angewendet werden können
- Ableitung von Erkenntnissen über die Einflussgrößen, die die Schwingfestigkeit laserauftragsschweißter Bauteile bestimmen, wobei zu zeigen war, ob und wie praxisrelevante Werte nach dem Prozess bzw. der Nachbehandlung erzielt werden können
- Nachweis der Gültigkeit von an Proben ermittelten schwingfestigkeitsbestimmenden Eigenschaften für ein Realbauteil.

Im Rahmen der Arbeit konnte nachgewiesen werden, dass Prozessparameter einen vergleichsweise geringen Einfluss auf resultierende Eigenspannungszustände haben. Die zugrundeliegende Werkstoffkombination hat jedoch erheblichen Einfluss auf induzierte Eigenspannungen. Ursache sind beim überlappenden Beschichten offensichtlich vorwiegend thermische Dehnungen, die im Fall niedrig legierten Substratwerkstoffs mit einer repräsentativen Beschichtung aus einer Kobaltbasislegierung zu einem hohen Zugeigenspannungsanteil an der Grenzschicht zwischen Grundwerkstoff und Beschichtung führen. Im Fall hoch legierten Stahls, bei dem keine Phasenumwandlungen durch den Schweißprozess induziert werden, liegen hier Druckeigenspannungen vor. Durch Nachbearbeitungsprozesse können oberflächennahe Eigenspannungszustände in gewissen Grenzen verändert werden. Die thermische Nachbehandlung erzielt dabei erheblich geringere Modifikationen des Eigenspannungszustands als mechanische Nachbehandlung.

Analog zum Eigenspannungszustand ist die resultierende Schwingfestigkeit stark materialabhängig. Bei Proben hoch legierten Stahls wurde eine ausgängliche Schwingfestig-

keit um 3% gesteigert, bei Proben niedrig legierten Stahls fällt sie signifikant um 70% ab. Durch keine der angewendeten Verfahren zur nachträglichen Wärmebehandlung wurde die Schwingfestigkeit der Proben niedrig legierten Stahls erhöht. Das Festwalzen hat indes einen erheblichen positiven Einfluss auf die Schwingfestigkeit, wobei diese mit der Anpresskraft steigt. Die Kopplung lokaler Anlasswärmebehandlung mittels Laserstrahlung mit dem Festwalzen führt zu maximaler Schwingfestigkeit. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde eine mit üblichen Parametern des Laserauftragschweißens resultierende Dauerfestigkeit um 143% gesteigert.

Der Einfluss der Gefügefinesse und auch der Rauheit auf die Bauteilschwingfestigkeit wurde im untersuchten Parameterraum als untergeordnet identifiziert. Dementgegen konnte belegt werden, dass der Eigenspannungszustand eine signifikante Einflussgröße der Schwingfestigkeit laserauftragsgeschweißter Bauteile darstellt. Zwischen dem Eigenspannungszustand in Lastrichtung in Beschichtung und angrenzender Grundwerkstoffgrenzfläche und der resultierenden Schwingfestigkeit kann ein um die Nulllage der Eigenspannungen nahezu linearer Zusammenhang ermittelt werden. Dieses steht im Einklang mit der aus dem Stand der Technik bekannten Erkenntnis, dass stabile Eigenspannungen wie Mittelspannungen wirken und somit die Dauerfestigkeit beeinflussen.

Das Realbauteil Mittelschnellläuferkurbelwelle weist ein mit Normproben vergleichbares Verhalten auf. Die Erkenntnis, dass das Laserauftragschweißen die Schwingfestigkeit von Bauteilen niedrig legierten Stahls erheblich herabsetzt, konnte auch für Realbauteile nachgewiesen werden. Diese ertragen aufgrund der Kombination einer ungünstigen Lastorientierung zum als Schwachstelle identifizierten Werkstoffübergang sowie wegen eines Größeneffekts stets geringere Lasten im Bereich von Laserauftragschweißungen.

Anhand der identifizierten Haupteinflussgröße der Schwingfestigkeit -dem Eigenspannungszustand- sowie der quantifizierten Möglichkeiten zu dessen Beeinflussung können konkrete Handlungsempfehlungen gegeben werden, um eine Bauteilschwingfestigkeit beim Laserauftragschweißen mit Spurüberlapp zu maximieren:

Werkstoffkombination

- Wahl einer geeigneten Werkstoffkombination, bei der der Beschichtungswerkstoff eine geringere thermische Dehnung durchläuft, als der Grundwerkstoff, um Druckeigenspannungen am Werkstoffübergang sicherzustellen, wodurch eine Rissinitiierung in diesem defektanfälligen Bereich unterdrückt wird.

Temperaturgradient

- Wenn die thermische Dehnung des Beschichtungswerkstoffs geringer ist als die des Grundwerkstoffs:
 - Wahl eines Parametersatzes, der einen steilen Temperaturgradienten einstellt, um induzierte Druckeigenspannungen zu maximieren.
- Wenn die thermische Dehnung des Beschichtungswerkstoffs größer ist als die des Grundwerkstoffs:
 - Wahl eines Parametersatzes, der einen flachen Temperaturgradienten einstellt, um induzierte Zugeigenspannungen zu minimieren.

Nachbehandlung

- Kaltverfestigung durch Festwalzen zum Verschieben des randschichtnahen Eigenspannungszustands in Richtung Druckeigenspannungen und Reduzieren der Oberflächenrauheit.

Im Fall umwandelnden Stahls als Grundwerkstoff:

- Kombination mit vorgeschalteter Laser-Anlasswärmebehandlung zur Reduzierung des Martensitgehalts in der Wärmeeinflusszone und somit zur Erhöhung der Tiefenwirkung des Festwalzens.
- Unterdrücken zu hoher Abkühlgeschwindigkeiten zur Vermeidung einer Neuhärtung der Wärmeeinflusszone, die zusätzliche Zugeigenspannungen aufgrund von Umwandlungsdehnungen im Werkstoffübergang induziert.

Die gewonnenen Erkenntnisse stellen eine signifikante Erweiterung des Spektrums vom Laserauftragschweißen profitierender Anwendungen und damit eine weitere Steigerung der Nachhaltigkeit in der Produktionstechnik in Aussicht.

Literaturverzeichnis

- [Ald97] Aldrich, J.: R. A. Fisher and the Making of Maximum Likelihood 1912 – 1922, *Statistical Science*. Band 12, Nr. 3 (1997), S. 162 – 176
- [Asg62] Asgar, K.; Peyton, F. A.: Flow and Fracture of Dental Alloys Determined by a Microbend Tester, *Journal of Dental Research*, Vol. 41, No. 1 (1962), S. 142 – 153
- [ASM15] ASM Aerospace Specification Metals Inc., Datenblatt Stahl AISI 304SS (X5CrNi18-10, 1.4301), <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MQ304L>, (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Azo15] AZO Materials, Datenblatt Stahl AISI SS420 (X20Cr13, 1.4021), <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=972> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Bar09] Barsoum, Z.; Barsoum, I.: Residual stress effects on fatigue life of welded structures using LEFM, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 16, Elsevier Ltd. (2009), S. 449 – 467
- [Bay11] Bayraktar, F. S.: Analysis of residual stress and fatigue crack propagation behavior in laser welded aerospace aluminium T-joints, Dissertation, Technische Universität Hamburg-Harburg (2011)
- [Ben06] Bendeich, P.; Alamb, N.; Brandt, M.; Carr, D.; Short, K.; Blevins, R.; Curfs, C.; Kirstein, O.; Atkinson, G.; Holden, T.; Rogge, R.: Residual stress measurements in laser clad repaired low pressure turbine blades for the power industry, *Mat. Science and Engin. A* 437 (2006), S. 70 – 74
- [Ber82] Berstein, G.; Fuchsbaauer, B.: Festwalzen und Schwingfestigkeit, *Z. Werkstofftec.* 13, Verlag Chemie GmbH, Weinheim (1982), S. 103 – 109
- [Ber85] Bergmann, J.; Heidenreich, R.: Forschungsberichte Verbrennungskraftmaschinen – Kurbelwellen IV, Dauerfestigkeit großer Kurbelwellen, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V., Heft 361-1 (1985)
- [Ber08] Berns, H.; Theisen, W.: *Ferrous Materials – Steel and Cast Iron*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008), S. 64 – 70
- [Bha11] Bhattacharya, S.; Dinda, G. P.; Dasgupta, A. K.; Mazumder, J.: Microstructural evolution of AISI 4340 steel during Direct Metal

- Deposition process, *Materials Science and Engineering A* 528, Elsevier Ltd. (2011), S. 2309 – 2318
- [Blu99] Bludszuweit, S.; Liebke, P.; Hoffmann, J.; Schwarte, J.; Kohn, H.; Schubert, E.; Theiler, C.: Verfahrenszulassung für das Laserstrahl-Pulverbeschichten von Schiffsmaschinenbauteilen, *United Thermal Spray Conference*, 17.-19. März 1999, Düsseldorf, S. 418 – 421
- [Bol84] Boltzmann, L.: Ableitung des Stefan'schen Gesetzes, betreffend die Abhängigkeit der Wärmestrahlung von der Temperatur aus der electromagnetischen Lichttheorie, *Annalen der Physik*, Volume 258, Issue 6 (1884), S. 291 – 294
- [Bon05] Bonß, S.; Seifert, M.; Hannweber, J.; Karsunke, U.; Beyer, E.: Low cost camera based sensor system for advanced laser heat treatment processes, *Proc. ICALEO 2005*, S. 851 – 855
- [Bor07] Borrego, L. P.; Pires, J. T. B.; Costa, J. M.; Ferreira, J. M.: Fatigue behaviour of laser repairing welded joints, *Engineering Failure Analysis* 14, Elsevier Ltd. (2007), S. 1586 – 1593
- [Bor09] Borrego, L. P.; Pires, J. T. B.; Costa, J. M.; Ferreira, J. M.: Mould steels repaired by laser welding, *Engineering Failure Analysis* 16, Elsevier Ltd. (2009), S. 596 – 607
- [Bra13] Bragg, W. H.; Bragg, W. L.: The Reflection of X-rays by Crystals, *Proc. R. Soc. Lond. A*, 88, (1913), S. 428 – 438
- [Bra12] Brand, M.; Hohe, J.; Siegele, D.: Numerical investigations on the residual stress field in a clad plate due to the cladding process, *Welding in the World*, No 5,6, Vol. 56 (2012), S. 107 – 113
- [Brü07] Brückner, F.; Lepski, D.; Beyer, E.: Modeling the Influence of Process Parameters and Additional Heat Sources on Residual Stresses in Laser Cladding, *Journal of Thermal Spray Technology*, Volume 16(3), ASM International (2007), S. 355 – 373
- [Che10] Chen, J.-Y.; Conlon, K.; Xue, L.; Rogge, R.: Experimental study of residual stresses in laser clad AISI P20 tool steel on pre-hardened wrought P20 substrate, *Materials Science and Engineering A* 527, Elsevier Ltd. (2010), S. 7265 – 7273
- [Chi05] Chien, W. Y.; Pan, J.; Close, D.; Ho, S.: Fatigue analysis of crankshaft sections under bending with consideration of residual stresses, *International Journal of Fatigue* 27, Elsevier Ltd. (2005), S. 1 – 19

- [Cho09] Choi, K.S.; Pan, J.: Simulations of stress distributions in crankshaft sections under fillet rolling and bending fatigue tests, *International Journal of Fatigue* 31 (2009), Elsevier Ltd., S. 544 – 557
- [Col09] Colegrove, P.; Ikeagu, C.; Thistlethwaite, A.; Williams, S.; Nagy, T.; Suder, W.; Steuwer, A.; Pirling, T.: The welding process impact on residual stress and distortion, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, Vol. 14 (8), S. 717 – 725
- [Con15a] Concast Metal Products Co., Datenblatt Aluminiumbronze C95800, <http://www.concast.com/c95800.php> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Con15b] Concast Metal Products Co., Datenblatt Aluminiumbronze C95500 <http://www.concast.com/c95500.php> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Cop15] Copper Alloys Ltd., Datenblatt Aluminiumbronze C95800, <http://www.copperalloys.net/alloys/c95800.php> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Cos10] Costa, J.M.; Pires, J.T.B.; Antunes, F.; Nobre, J.P.; Borrego, L.P.: Residual stresses analysis of ND-YAG laser welded joints, *Engineering Failure Analysis* 17, Elsevier Ltd. (2010), S. 28 – 37
- [Cot14] Cottam, R.; Luzin V.; Thorogood, K.; Brandt, M.: The role of metallurgical solid state phase transformations on the formation of residual stress in laser cladding and heating, *Materials Science Forum* 2014, Vol. 777, S. 19 – 24
- [Cra10] Craeghs, T.; Bechmann, F.; Berumen, S.; Kruth, J.-P.: Feedback control of layerwise laser melting using optical sensors; *Physics Procedia*, Volume 5, Part B, Elsevier Ltd. (2010), S. 505 – 514
- [Dek89] Dekumbis, R.: Controlling residual stresses in laser cladding, *Proc. of the 6th Int. Conf. on Lasers in Manufacturing*, IFS-Publications Ltd, Bedford, UK, 1989, S. 185 – 192
- [Den12] Deng, H.-X.; Shi, H.-I.; Tsuruoka, S.; Yu, H.-C.; Zhong, B.: Influence of welding technique and temperature on fatigue properties of steel deposited with Co-based alloy hardfacing coating, *International Journal of Fatigue* 35 (2012), S. 63 – 70
- [DIN03] DIN EN ISO 8580, Norm: Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung, Ausgabedatum 2003-09, Beuth Verlag
- [Dou06] Doubenskaia, M.; Bertrand, P.; Smurov, I.: Pyrometry in laser surface treatment; *Surface & Coatings Technology* 201, Elsevier Ltd. (2006), S. 1955 – 1961

- [Dra15] Draycast Foundries Ltd., Datenblatt Aluminiumbronze C95800, <http://www.draycast.co.uk/aluminium-bronze-castings-AB2-C95800-foundry-uk.html> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Dup96] Dupas, P.; Moinereau, D.: Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations, Journal de Physique IV, Colloque C1, suppliment au Journal de Physique 111, Volume 6, EDP Sciences (1996), S. 187 – 196
- [DNV14] DNV GL SE: Klassifikations- und Bauvorschriften, 01.07.2014, Verlag DNV GL SE, Hamburg
- [Eag15] Eagle National Steel, Datenblatt Stahl ASTM A36 (Fe99%), http://www.eaglesteel.com/download/techdocs/Carbon_Steel_Grades.pdf (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Eig96] Eigenmann, B.; Macherauch, E.: Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil 3; Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 27 (1996), S. 426 – 437
- [Fig67] Figge, I. E.: An empirical equation relating fatigue limit and mean stress, NASA Technical Note D-3882, National Aeronautics and space administration Washington D.C., April 1967, S. 1 – 28
- [Fis12] Fisher, R.A.: An absolute criterion for fitting frequency curves, Messenger of Mathematics, Nr. 41 (1912), S. 155 – 160
- [Fon09] Fonte, M.; de Freitas, M.: Marine main engine crankshaft failure analysis: A case study, Engineering Failure Analysis 16, Elsevier Science Ltd. (2009), S. 1940 – 1947
- [Fre93] Frenk, A.; Kurz, W.: High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy, Materials Science and Engineering, A173, Elsevier Ltd. (1993), S. 339 – 342
- [Gan10] Ganesha, P.; Moitrac, A.; Tiwarib, P.; Sathyanarayanan, S.; Kumara, H.; Raib, S. K.; Kaula, R.; Paula, C. P.; Prasadd, R. C.; Kukreja, L. M.: Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel, Materials Science and Engineering A 527, Elsevier B.V. (2010), S. 3748 – 3756
- [Ger12] Germanischer Lloyd SE: Rules for Classification and Construction – Additional Rules and Guidelines, VI Part 4. Diesel Engines, Chapter 2. Calculation of Crankshafts for Internal Combustion Engines, Germanischer Lloyd SE, Hamburg, 01.05.2012, S. 1-1 – 1-12

- [Gna76] Gnanamuthu, D. S.: Cladding, United States Patent 3,925,180, 20.04.1976, S. 1 – 11
- [Hab08] Habedank, G.; Woitschig, J.; Seefeld, T.; Jüptner, W.; Vollertsen, F.; Baierl, R.; Bomas, H.; Mayr, P.; Schröder, R.; Jablonski, F.; Kienzler, R.: Endurance limit of pulsed laser hardened component-like specimens— Experiment and simulation, *Materials Science and Engineering A* 488, Elsevier B.V. (2008), S. 358 – 371
- [Hai15] Haigh, B.P.: Report on Alternating Stress Tests of a Sample of Mild Steel Received from the BA Stress Committee, BASC Report No. 85, British Association Stress Committee, Manchester (1915), S. 163 – 170
- [Hai06] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit. Düsseldorf, VDI-Verlag: 3. korr. u. ergänzte Aufl. 2006.
- [Hal51] Hall, E.O.: The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proc. Phys. Soc. London.* 64 (1951), S. 747–753
- [Hay07] Haynes, E.: Metal Alloy, US Patent Office, No. 873,745, 17.12.1907, S. 1 – 2
- [Hen71] Hengerer, F.: Metallkundliche Untersuchungen über das Ermüdungsverhalten heterogener Stahlgefüge, *Schweizer Archiv* 37 (1971), S. 13 – 24
- [Hen04] Henderson, M. B.; Arrell, D.; Larsson, R.; Hoebel, M.; Marchant, G.: Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications, *Science and Technology of Welding & Joining*, Volume 9, Number 1, Maney Publishing (2004), S. 13 – 21
- [Hey98] Heyes, A.: Automotive component failures, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 5, No. 2, Elsevier Science Ltd. (1998), S. 129 – 141
- [HKS13] HKS-Prozesstechnik GmbH, Datenblatt Thermo Profile Scanner, url (abgerufen am 03.06.2014): <http://hks-prozesstechnik.de/fileadmin/uploads/Downloads/tps-3-presentation.pdf> (erstellt am 12.03.2013)
- [Ho09] Ho, S.; Lee, Y.-L.; Kang, H.-T.; Wang, C. J.: Optimization of a crankshaft rolling process for durability, *International Journal of Fatigue* 31 (2009), Elsevier Ltd., S. 799 – 808
- [Hob77] Hobbacher, A.: Zur Auswertung von Schwingfestigkeitsversuchen an Schweißverbindungen, *Schweißen und Schneiden*, DVS Verlag, Ausgabe 4 (1977), S. 143 – 146

- [Hof06] Hofmann, M.; Schneider, R.; Seidl, G. A.; Kornmeier, J.; Wimpory, R.; Garbe, U.; Brokmeier, H. G.: The New Materials Science Diffractometer STRESS-SPEC at FRM-II, *Physica B*, 385 – 368 (2006), S. 1035 – 1037
- [Hof09] Hofman, J.: Development of an observation and control system for industrial laser cladding, Ph.D.-thesis, M2i, 2009, online erschienen unter http://doc.utwente.nl/60627/1/thesis_J_Hofman.pdf
- [Hos00] Hosenfeldt, T.: Schwingfestigkeit des Stahls 42CrMo4 nach partieller Härtung mit gepulster Nd:YAG-Laserstrahlung, Dissertation, Universität Bremen, Shaker Verlag, 2000.
- [Hut05] Hutchings, M. T.; Withers, P. J.; Holden, T. M.; Lorentzen, T.: Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction, Taylor & Francis Group, Boca Raton London New York Singapore (2005)
- [Hut09] Hutter, F. X.; Brosch, D.; Graf, H.-G.; Klingler, W.; Strobel, M.; Burghartz, J. N.: A 0.25 μm Logarithmic CMOS Imager for Emissivity Compensated Thermography; ISSCC Digest of Technical Papers, International Solid-State Circuits Conference 2009, San Francisco, CA, USA, February 8, 2009, vol. 52, S. 354 – 355
- [Hut13] Hutasoit N.; Yan, W.; Cottam, R.; Brandt, M.; Blicblau, A.: Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties at the Interface Region of Laser-Clad Stellite 6 on Steel Using Nanoindentation, *Metallogr. Microstruct. Anal.* (2013) 2, S. 328 – 336
- [Inf13] InfraTec GmbH, Data Sheet ImageIR® series, url (abgerufen am 03.06.2014): http://www.infratec.de/fileadmin/downloads/pdf/Flyer_ImageIR_de_mail.pdf (erstellt am 18.01.2013)
- [IPC14] IPCC, 2014: Summary for Policymakers, In: Climate Change 2014, Mitigation of Climate Change. Contribution of Working Group III to the Fifth Assessment Report of the Intergovernmental Panel on Climate Change [Edenhofer, O., R. Pichs-Madruga, Y. Sokona, E. Farahani, S. Kadner, K. Seyboth, A. Adler, I. Baum, S. Brunner, P. Eickemeier, B. Kriemann, J. Savolainen, S. Schlömer, C. von Stechow, T. Zwickel and J.C. Minx (eds.)]. Cambridge University Press, Cambridge, United Kingdom and New York, NY, USA; url (abgerufen am 19.07.2014): http://report.mitigation2014.org/spm/ipcc_wg3_ar5_summary-for-policymakers_approved.pdf; S. 24 – 25

- [Jim09] Jiménez Espadafor, F.; Becerra Villanueva, J., Torres García, M.: Analysis of a diesel generator crankshaft failure, *Engineering Failure Analysis* 16, Elsevier Science Ltd. (2009), S. 2333 – 2341
- [Kha14] Khazan, P; Stroth, M.; Freiße, H.; Köhler, H.: Mechanical Properties of Large Three-Dimensional Specimens Build through Direct Powder Deposition, *Advanced Materials Research (Volume 1018)*, WGP Congress 2014, S. 525 – 532
- [Kir99a] Kirkhope, K.J.; Bell, R.; Caron, L.; Basu, R. I.; Ma, K.-T.: Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1: review, *Marine Structures* 12, Elsevier Science Ltd. (1999), S. 447 – 474
- [Kir99b] Kirkhope, K.J.; Bell, R.; Caron, L.; Basu, R. I.; Ma, K.-T.: Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 2: application to ship structures, *Marine Structures* 12, Elsevier Science Ltd. (1999), S. 477 – 496
- [Koc95] Koczyk, S.: Betriebsfestigkeit und Berechnung der Lebensdauer mit der allgemeineren Darstellung der Wöhlerlinie, *Technische Mechanik*, Band 15, Heft 1, (1995), S. 59 – 68
- [Koe11] Koehler, H.; Partes, K.; Seefeld, T.; Vollertsen, F.: Influence of Laser Reconditioning on Fatigue Properties of Crankshafts, *Lasers in Manufacturing 2011 - Proceedings of the Sixth International WLT Conference on Lasers in Manufacturing*, *Physics Procedia*, Volume 12, Part A, Elsevier Ltd. (2011), S. 512 – 518
- [Koe13] Koehler, H.; Jayaraman, V.; Brosch, D.; Hutter, F. X.; Seefeld, T.: A Novel Thermal Sensor Applied for Laser Materials Processing; *Physics Procedia*, Volume 41, Elsevier Ltd. (2013), S. 495 – 501
- [Läp11] Läßle, V.: Einführung in die Festigkeitslehre, Lehr- und Übungsbuch, 3. verbesserte und erweiterte Auflage, Vieweg + Teubner Verlag | Springer, Wiesbaden (2011), S. 260
- [Lar10] Laridjani, M. S.; Amadeh, A.; Kashani, H.: Stellite 21 coatings on AISI 410 martensitic stainless steel by gas tungsten arc welding, *Materials Science and Technology*, Vol. 26, 10, Elsevier Ltd. (2010), S. 1184 – 1190
- [Lin15] Lincoln Electric, Datenblatt Stahl A308L (X5CrNi13-4, 1.4343), http://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable_Sub

- mergedArcConsumables-Lincolnweld-Lincolnweld308308L/c61024.pdf (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Lum10a] Lumasense Technologies Inc., Datenblatt IGA 740 / IGA 740-LO, url (abgerufen am 03.06.2014): http://www.lumasenseinc.com/uploads/Products/Impac/pdf/Datenblaetter/Pyrometer/Serie_740/IGA740_IGA740_LO_Datenblatt.pdf (erstellt am 01.12.2010)
- [Lum10b] Lumasense Technologies Inc., Datenblatt ISR 12-LO, IGAR 12-LO, url (abgerufen am 03.06.2014): http://www.lumasenseinc.com/uploads/Products/Impac/pdf/Datenblaetter/Pyrometer/Serie_12/ISR_IGAR12-LO_Datenblatt.pdf (erstellt am 06.12.2010)
- [Mac85] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.: Eigenspannung und Ermüdung; Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe., Oberursel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V. (1985), S. 237 – 283
- [Mak15a] MakeItFrom.com, Datenblatt Stahl Ck10 (1.1121), <http://www.makeitfrom.com/material-properties/SAE-AISI-1010-S10C-C10E-1.1121-G10100-Carbon-Steel/> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Mak15b] MakeItFrom.com, Datenblatt Stahl AISI 410 (X12Cr13, 1.4006), <http://www.makeitfrom.com/material-properties/AISI-410-1.4006-X12Cr13-S41000-Stainless-Steel/> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Mak15c] MakeItFrom.com, Datenblatt Stahl AISI 420 (X20Cr13, 1.4021), <http://www.makeitfrom.com/material-properties/AISI-420-1.4021-X20Cr13-S42000-Stainless-Steel/> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Mat15] MatWeb Material Property Data, Datenblatt Stellite 21, <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=3de3c769afb54af7a8647e117cef0d18&ckck=1> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Mat15a] Matbase, Datenblatt Stahl C45 (1.0503), <http://www.matbase.com/material-categories/metals/ferrous-metals/high-grade-steel/material-properties-of-high-grade-steel-c45.html#properties> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Mat15b] MatWeb Material Property Data, Datenblatt Stahl H13 (X40CrMoV5-1, 1.2344), http://www.matweb.com/search/datasheet_print.aspx?matguid=e30d1d1038164808a85cf7ba6aa87ef7 (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Maz00] Mazumder, J.; Nutta, D.; Kikuchi, N.; Ghosh, A.: Closed loop direct metal deposition: art to part; Optics and Lasers in Engineering Vol. 34, Issues 4-6 (2000), S. 397 – 414

- [MB91] Mercedes-Benz Service Manual, Diesel Engines 602, 603, Part no. LZ S-2517-091, Mercedes-Benz of North America, Inc. (1991), S. 318-1 – 318-8
- [McD08] McDaniels, R.L.; White, S.A.; Liawa, K.; Chena, L.; McCayb, M.H.; Liawa, P.K.: Effects of a laser surface processing induced heat-affected zone on the fatigue behavior of AISI 4340 steel, *Materials Science and Engineering A* 485 (2008), S. 500 – 507
- [Mer06] Mercelis, P.; Kruth, J.-P.: Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal* 12/5, Emerald Group Publishing Ltd. (2006), S. 254 – 265
- [Met15a] Metalcor, Datenblatt NiCr20CuMo (2.4660), <http://www.metalcor.de/datenblatt/102/> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Met15b] Datenblatt X22CrMoV12-1 (1.4923), [http://www.metsomaterialstechnology.com/mep/info.nsf/webwid/wtb-051025-22570-e085d/\\$file/ralloy2390.pdf](http://www.metsomaterialstechnology.com/mep/info.nsf/webwid/wtb-051025-22570-e085d/$file/ralloy2390.pdf) (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Min45] Miner, M. A.: Cumulative damage in fatigue. In: *Journal of applied mechanics*. Band 12, Nr. 3, 1945, S. 159 – 164
- [Mis99] Mishra, A. K.; Hamby, M. A.; Kaiser, W. B.: Metallurgy, Microstructure and Mechanical Properties of a New Grade of Cobalt-Chromium Alloy Before and After Porous-Coating, *Cobalt-Base Alloys for Biomedical Applications*, ASTM STP1365, Eds.: J. A. Disegi, R. L. Kennedy, R. Pilliar, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999, S. 71 – 88
- [Mug00] Mughrabi, H.: Some aspects of fatigue of engineering materials, *Proceedings of the 13th European Conference on Fracture, Fracture Mechanics: Applications and Challenges*, Volume 26, Elsevier Ltd. (2000), S. 12 – 28
- [Nad09] Nady, A.; Bonnefoy, H.; Klose, V.; Mathon, M. H.; Lodini, A.; Baczmanski, A.: Finite element analysis and neutron diffraction evaluation of residual stresses in stellite coating produced by PTA process, *JCPDS-Intern. Centre for Diffraction Data* (2009), S. 454 – 461
- [Nal03] Nalla, R. K.; Altenberger, I.; Noster, U.; Liu, G. Y.; Scholtes, B.; Ritchie, R. O.: On the influence of mechanical surface treatments - deep rolling and laser shock peening - on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V at

- ambient and elevated temperatures, *Materials Science and Engineering A355* (2003), Elsevier Science B. V., S. 216 – 230
- [Nie03] Niederhauser, S.; Karlsson, B.: Mechanical properties of laser clad steel, *Materials Science and Technology* November 2003 Vol. 19, S. 1611 – 1616
- [Nie05] Niederhauser, S.; Karlsson, B.: Fatigue behaviour of Co–Cr laser clad steel plates for railway applications, *Wear* 258 (2005), S. 1156 – 1164
- [Oli06] de Oliveira, U.; Ocelík, V.; De Hosson, J. T. M.: Residual stress analysis in Co-based laser clad layers by laboratory X-rays and synchrotron diffraction techniques, *Surface & Coatings Technology* 201, Elsevier Ltd. (2006), S. 533 – 542
- [Pal24] Palmgren, A.: Die Lebensdauer von Kugellagern, *VDI-Z.* 68 (1924), S. 339 – 341
- [Par08] Partes, K.: Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl, Dissertation, BIAS Verlag Bremen (2008), *Strahltechnik*, Band 34
- [Par10] Paradowska, A.M.; Suder, W.; Williams, S.: Neutron Diffraction Residual Stress Measurements in Key-Hole Laser Formed Weldments, *Proceedings of the International Conference on Neutron Scattering 2009*, *Journal of Physics*, Conference Series 251 (2010) 012049, S. 1 – 4
- [Pet53] Petch, N.J.: The Cleavage Strength of Polycrystals. *J. Iron Steel Inst. London.* 173 (1953), S. 25–28
- [Pil92] Pilloz, M.; Pelletier, J. M.; Vannes, A. B.: Residual stresses induced by laser coatings: phenomenological analysis and predictions, *Journal of Materials Science* 27, Chapman & Hall (1992), S. 1240 – 1244
- [Pri07] Price, D. A.; Williams, S. W.; Wescott, A.; Harrison, C. J. C.; Rezai, A.; Steuwer, A.; Peel, M.; Staron, P.; Koçak, M.: Distortion control in welding by mechanical tensioning, *Science and Technology of Welding and Joining* 12 (2007), S. 620 – 633
- [Rad09] Radziejewska, J.; Skrzypek, S. J.: Microstructure and residual stresses in surface layer of simultaneously laser alloyed and burnished steel, *Journal of Mat. Processing Technology* 209, Elsevier Ltd. (2009), S. 2047 – 2056
- [Ram10] Ramana, P. V.; Reddy, G. M.: Influence of surface remelting on distribution of residual stresses in medium alloy–medium carbon steel gas tungsten arc weldment, *Proceedings of the Institution of Mechanical*

- Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 224, Elsevier Ltd. (2010), S. 739 – 768
- [Ros58] Rose, A.: Der Austenitisierungsprozeß bei schnell verlaufenden Erwärmungsprozessen, Ind. – Blatt 58 (1958) 4, S. 160 – 166
- [Rot92] Roth, M.: Residual Stresses in laser treated surfaces, Residual Stresses III, Science and Technology, ICRS-3, Editors: H. Fujiwara, T. Abe, K. Tanaka, Elsevier Appl. Science, London (1992), S. 845 – 851
- [Sac90] Sachs, E.; Cima, M.; Cornie J; Brancazio D.; Bredt J; Curodeau A.; Esterman M; Fan T.; Harris C.; Kremmin K.; Lee S.J.; Pruitt B.; Williams P.: Three Dimensional Printing: Rapid Tooling and Prototypes Directly from CAD Representation, Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, TX, August 6-8 (1990), S. 52 – 64
- [Sch83] Schütz, W.; Thrainer, L.; Hück, M.: Berechnung von Wöhlerlinien für Bauteile aus Stahl, Stahlguß und Grauguß – Synthetische Wöhlerlinien -, VBFeh-Bericht ABF Nr. 11, Düsseldorf (1983)
- [Sch11] Schumacher, J.; Bomas, H.; Zoch, H.-W.: Vorhersage der Dauerfestigkeit laserstrahlbeschichteter Komponenten, Teilprojekt Randstruktur und Dauerfestigkeit laserstrahlbeschichteter Proben, Zwischenbericht im Normalverfahren der Deutschen Forschungsgemeinschaft (2011), S. 15 – 21
- [Sch14a] Schwander, M.; Füller, D.; Köhler, H.; Feuerhahn, F.; Dias da Silva, M.; Prieske, M.; Vollertsen, F.: Pre-selection of laser-processed materials for dry forming tools by means of a dry oscillating ball-on-disc test, Production Engineering Research and Development, Springer Berlin Heidelberg (2014)
- [Sch14b] Schumacher, J.; Köhler, H.; Clausen, B.; Zoch, H.-W.: Einflussfaktoren auf die Wechselfestigkeit laserstrahlbeschichteter Proben, HTM J. Heat Treatm. Mat. 69, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG (2014) 5, S. 282 – 294
- [Sch15] Schmolz + Bickenbach Distributions GmbH, Datenblatt Stahl H13 (X40CrMoV5-1, 1.2344), http://www.schmolz-bickenbach.de/fileadmin/files/schmolz-bickenbach.de/documents/lieferprogramm/werkzeugstahl_de.pdf (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Sei08] Seifert, H.P.; Ritter, S.: Strain-induced corrosion cracking behaviour of low-alloy steels under boiling water reactor conditions; Journal of Nuclear Materials, Volume 378, Issue 3, 1 September 2008, S. 312-326

- [Sey99] Seyffarth, P.; Anders, B.; Hoffmann, J.: Laser cladding of diesel engine parts, 9th International conference on joining of materials (1999), S. 60-65
- [Shi04] Shiomi, M.; Osakada, K.; Nakamura, K.; Yamashita, T.; Abe, F.: Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process, CIRP Annals - Manufacturing Technology, Vol. 53, Issue 1, Elsevier Ltd. (2004), S. 195 – 198
- [Sie56] Siebel, E.; Gaier, M.: Untersuchungen über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile, VDI-Z. 98, Nr. 30, VDI Verlag (1956), S. 1715 – 1723
- [Smi10] Smith, J.H.: Some Experiments on Fatigue of Metals, The Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 82-2 (1910), S. 246 – 318
- [Son09] Sonsino, C.M.: Effect of residual stresses on the fatigue behaviour of welded joints depending on loading conditions and weld geometry, International Journal of Fatigue 31, Elsevier Ltd. (2009), S. 88 – 101
- [Spi07] Spiteri, P.; Ho, S.; Lee, V.-L.: Assessment of bending fatigue limit for crankshaft sections with inclusion of residual stresses, International Journal of Fatigue 29, Elsevier Ltd. (2007), S. 318 – 329
- [Ste79] Stefan, J.: Über die Beziehung zwischen der Wärmestrahlung und der Temperatur, in: Sitzungsberichte der mathematisch-naturwissenschaftlichen Classe der kaiserlichen Akademie der Wissenschaften, Bd. 79, Wien (1879), S. 391 – 428
- [Ste07a] Steiger, C.; Ptacek, W.; Kronreif, G.; Wögerer, C.: Online control sensors for welding processes based on optical recognition; Fault Detection, Supervision and Safety of Technical Processes 2006, Volume 2, 2007, S. 1193 – 1197
- [Ste07b] Deloro Stellite, Datenblatt Stellite 6, <http://www.stellite.co.uk/Portals/0/Properties%20of%20Stellite%20in%20different%20forms.pdf> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Ste15] Deloro Stellite, Datenblatt Stellite 12, <http://stellite.co.uk/Portals/0/Stellite%2012%20Final.pdf> (abgerufen am: 14.06.2015)
- [Sua10] Suárez, A.; Amado, J. M.; Tobar, M. J.; Yáñez, A.; Fraga, E.; Peel M. J.: Study of residual stresses generated inside laser cladded plates using FEM and diffraction of synchrotron radiation, Surface & Coatings Technology 204, 12-13 (2010), S. 1983 – 1988.

- [Sun14] Sun, S. D.; Liu, Q.; Brandt, M.; Luzin, V.; Cottam, R.; Janardhana, M.; Clark, G.: Effect of laser clad repair on the fatigue behavior of ultra-high strength AISI 4340 steel, *Materials Science & Engineering A606* (2014), S. 46 – 57
- [Tor12] Torims, T.; Ratkus, A.; Zarin, M.; Brutan, V.; Vilcans, J.: In-Situ Laser Build-Up Welding Of Shipboard Crankshafts, *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 234, Trans Tech Publ., Switzerland (2012), S. 39 – 46
- [Toy06] Toyserkani, E.; Khajepour, A.: A mechatronics approach to laser powder deposition process; *Mechatronics 16*, Elsevier Ltd. (2006), S. 631 – 641
- [Tsu09] Tsuji, N.; Tanakab, S.; Takasugic, T.: Effect of combined plasma-carburizing and deep-rolling on notch fatigue property of Ti-6Al-4V alloy, *Materials Science and Engineering A 499* (2009), Elsevier Science B. V., S. 482 – 488
- [Wag08] Wagner, F.; Welzenbach, M.; Buschhoff, J.; Gall, S.: Forschung wird Wirtschaft oder Laser-Pulver-Auftragsschweißen im Schiffsreparaturbereich; 6. Laseranwenderforum (LAF'08), eds.: F. Vollertsen, T. Seefeld. BIAS-Verlag; Bremen, Bd. 36, (2008), S. 139 – 146
- [Wag12] Wagner, F.: Mobiles Laser-Pulver-Auftragschweißen mit einem Faserlaser; 8. Kolloq. Mob. Laserbearbeitung, 27.11.2012, Halle (Saale)
- [Wal08] Walz, C.; Nägeler, S.: Laserbeschichten mit Festkörperlasern im industriellen Umfeld; 6. Laseranwenderforum (LAF'08), eds.: F. Vollertsen, T. Seefeld; BIAS-Verlag, Bremen, Bd. 36, (2008), S. 131-138
- [Wei01] Weisheit, A.; Backes, G.; Stromeyer, R.; Gasser, A.; Wissenbach, K.; Poprawe, R.: Powder Injection: The Key to Reconditioning and Generating Components Using Laser Cladding, *Proceedings of the International Congress on Advanced Materials, their Processes and Applications*, October 2001, Int. Congr. Centre Munich, S. 1 – 8
- [Whi00] Whitney, E.; Eglund, K.; Meinert, K.: Fatigue Response of AISI 4140 Laser Clad with 410SS, 420SS and Nickel-Aluminum-Bronze, *Proceedings of the Laser Materials Processing Conference ICALEO 2000*, LIA Vol. 89, S. 85 – 94
- [Woh11] Wohlfahrt, M.; Kainzinger, P.; Redik, S.; Eichlseder, W.: Gefügeeinfluss auf die lokale Schwingfestigkeit verschiedener Gusswerkstoffe und Vorhersage mittels Erstarrungssimulation; *Giesserei-Rundschau 58* (2011), Heft 9/10, S. 216 – 223

- [Woo09] Woodyard, D.: Pounder's Marine Diesel Engines and Gas Turbines, 9th Edition, D. Woodyard (Editor), Butterworth Heinemann (2009)
- [Wut10] Wuttke, U.; Diefenbach, C.: Dauerfestigkeitskriterien von festgewalzten Stahlkurbelwellen, Abschlussbericht, FVV Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V., Heft 905 (2010)
- [Yak51] Yaker, C.; Robards, F.; Garrett, F. B.: Investigation of mechanisms of blade failure of forged Hastelloy B and cast Stellite 21 turbine blades in turbojet engine, NACA Research Memorandum E51D16, Washington, August 1951, S. 1 – 41
- [Yan10] Yang, Y. P.; Babu, S. S.: An Integrated Model to Simulate Laser Cladding Manufacturing Process for Engine Repair Applications, Weld. in the World, Volume 54, Issue 9-10, September 2010, S. 298 – 307
- [Zäh10] Zaeh, M. F.; Branner, G.: Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting, Prod. Eng. Res. Devel., Vol. 4, Springer Berlin Heidelberg (2010), S. 35 – 45

Anhang

A.1 Tabellen zum Stand der Technik

Tabelle 0-1.: Dem Stand der Forschung zu entnehmende Kombinationen aus Bearbeitungsprozess, Werkstoffkombinationen, resultierende Eigenspannungen und Dauerfestigkeit an versagenskritischen Orten

Prozess	Werkstoff(e)			Zusatzwerkstoff/Funktionsvolumen				Dauerfestigkeit			Quelle(n)			Dauerfestigkeit		
	Geo-Substrat	Eigenspannung [MPa]	Fließgrenze ze $R_{p0.2}$ [MPa]	Bezeichnung	Eigenspannung [MPa]	Fließgrenze $R_{p0.2}$ [MPa]	Last-Bieg., Zug, Druck	Spannungsverhältn. R	Dauerfestigkeit nach/ vor Prozess, je in [MPa]	Eigenspannung	Substrat	Fließgrenze $R_{p0.2}$	Eigenspannung		Zusatzwerkstoff/Funktionsvolumen	
																Bezeichnung
Plasma-Pulver-Auftragschweißen	f	-222	210	Stahl X2CrNi19-11	52	210	-	-	-	[Nad09]	[ASM15]	[Nad09]	[Nad09]	-		
	r	190	229 ± 52	Stellite 6	345	480	-	-	-	[Dek89]	[Azo15]	[Dek89]	[Ste07b]	-		
	f	Stahl X2CrNi19-11	130	210	Ni-Cr-Fe-Basis-legierung	204	240	-	-	-	[Pl92]	[ASM15]	[Pl92]	[Met15a]	-	
			45													
			130													
			15													
	r	137	260 ± 60	Fe 99%	383	250	-	-	-	[Oli06]	[Mat15a]	[Oli06]	[Ste15]	-		
	Laserauftragschweißen	f	-223	1469 ± 181	artgleich	538	1469 ± 181	0	137/414	[Bor07]	[Sch15], [Cos10], [Mat15b]	[Bor07]	[Sch15], [Cos10], [Mat15b]	[Bor07]	[Bor07]	
						435	958	0	187/428	[Cos10]	[Cos10], [Mat15b]	[Cos10]	[Cos10]			
		f	82	815 ± 15	artgleich	764	958	0	126/274	[Bor07]	[Cos10]	[Cos10]	[Cos10]	[Cos10]	[Bor07]	[Bor07]
-260						0	200/275	[Che10]	[Che10]	[Che10]	[Che10]	[Che10]				
360						0	224/224	[Che10]	[Che10]	[Che10]	[Che10]	[Che10]	[Che10]			
-						430/506	-	430/506	-	430/506	-	430/506	-	[Mak15b]	[Mak15b]	[Mak15b]
-						417/506	-	417/506	-	417/506	-	417/506	-	[Mak15c]	[Mak15c]	[Mak15c]
-						466/506	0	466/506	B	466/506	0	466/506	B	[Whi00]	[Hab08], [Hos00]	[Whi00]
f		-	1048 ± 17	Ni-Al-Bronze C95800*	Ni-Al-Bronze C95800*	372/506	245 ± 5	-	372/506	-	-	-	-	-	[Dra15], [Cop15]	
						-	342/506	-	342/506	-	342/506	-	342/506	-	-	-

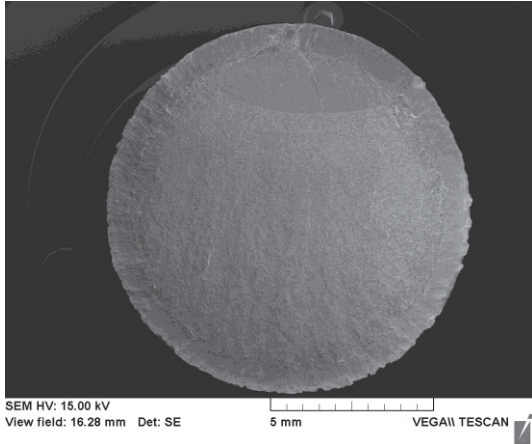
Prozess	Werkstoff(e)				Dauerfestigkeit				Quelle(n)							
	Geo- me- trie: flach, rund	Substrat	Zusatzwerkstoff/Funktionsvolumen	Bezeichnung	Eigenspannung [MPa]	Fließgrenze R _{p0,2} [MPa]	Fließspannung [MPa]	Fließgrenze R _{p0,2} [MPa]	Last: Bieg., Zug, Zug- Druck)	Spannungs- ver- hältn. R	Dauerfestigkeit nachvor- prozess, R _{p0,2} in [MPa]	Prozess	Substrat	Zusatzwerkstoff/ Funktionsvolumen	Dauer- fes- tigkeit	
Laser-Umschmelzen		Ni-Al-Bronze			-47 ± 59	265 ± 25	124 ± 38	265 ± 25	-	-	-	[Cot14]	[Cot15a+b]	[Cot14]	[Cot15a+b]	-
		X22CrMoV12-1*	Umschmelz- volumen		508 ± 73	680 ± 50	-340 ± 39	680 ± 50	-	-	-	[Rot92]	[Met15b]	[Rot92]	[Met15b]	-
		X22CrMoV12-1**			-53 ± 8		586 ± 114		-	-	-					-
Laser-Härten		Stahl 42CrMo4	Härtevolumen		241	1107 ± 13	108 ± 444	1107 ± 13	ZD	-1	414/404		[Hos00]			-
					-113 ± 40	989 ± 20	-474 ± 93	989 ± 20	Z	0,1	219/184		[Hab08]			-
Laser-Tiefschweißen		Stahl S355*			313 ± 43	410	308 ± 53	380	-	-	-		[Par10]			-
		Stahl S355**			395 ± 75	500	328 ± 53	380	-	-	-					-
Laser-Hybridschw.					245 ± 25	876	265 ± 25	876	-	-	-					-
					260 ± 10	465	305 ± 45	517	-	-	-					-
CMT-Schweißen		Stahl DH36	argleich		270 ± 10	465	330 ± 60	465	-	-	-		[Col09]			-
					300 ± 10	495	355 ± 35	495	-	-	-					-
MSG-Puls-Schweißen					300 ± 10	451	355 ± 35	451	-	-	-					-
		Stahl S235			150 ± 25	230	175 ± 25	230	-	-	-		[Bar09]			-
Unterpulverschweißen		Stahl 20MnMoNi5-5	485 X5CrNi13-4		180 ± 92	485	203 ± 80	380	-	-	-		[Sei08]	[Dup96]	[Lin15]	-
		Stahl 22NiMoCr3-7	550 X2CrNi21-10		-125 ± 25	550	-155 ± 20	310	-	-	-		[Bra 12]			-
		Stahl DH36	451 argleich		310 ± 10	451	310 ± 40	451	-	-	-		[Col09]			-

*hoher Wärmeeintrag, **niedriger Wärmeeintrag

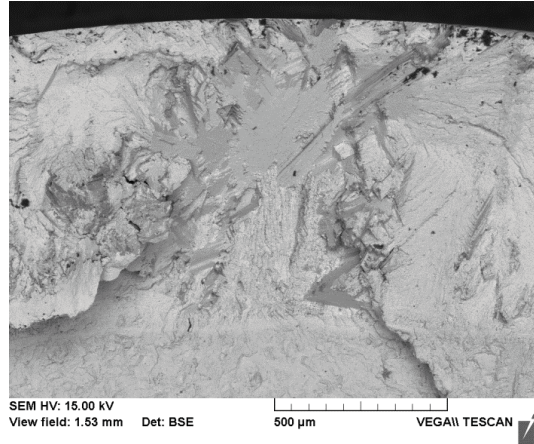
A.2 Bruchflächen

Vorschub 1 m/min

a)



b)

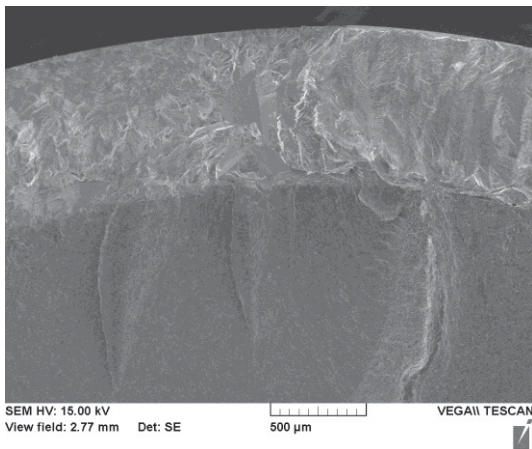


BIAS ID 142618

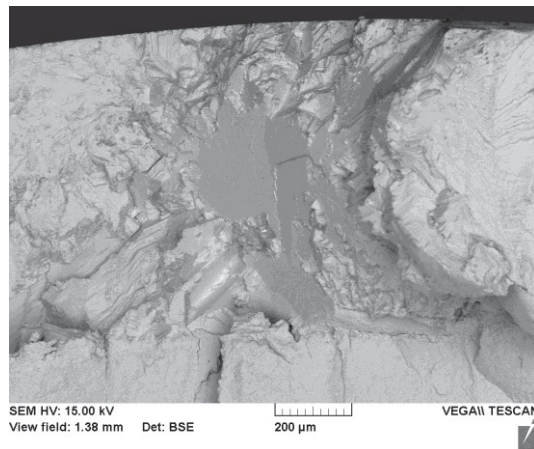
Bild 0-1.: Bruchfläche und Rissausgangsort in einer Rundproben des Stahls 42CrMo4 nach dem Beschichten mit 1 m/min ($R = 0$; $\sigma_a = 184$ MPa; $N_B = 5.212.100$), a) Gesamtbruchfläche und b) Vergrößerung des Rissausgangsorts, bereitgestellt durch das IWT, Bremen, nach [Sch14b]

Vorschub 4 m/min

a)



b)



BIAS ID 142619

Bild 0-2.: Bruchfläche und Rissausgangsort in einer Rundproben des Stahls 42CrMo4 nach dem Beschichten mit 4 m/min ($R = -1$; $\sigma_a = 210$ MPa; $N_B = 8.980.400$), a) Übersicht und b) Vergrößerung des Rissausgangsorts, bereitgestellt durch das IWT, Bremen, nach [Sch14b]

A.3 Tabellen zur Schwingfestigkeitsprüfung von Kleinproben

*Messwerte bereitgestellt durch das IWT, Bremen

**Messwerte bereitgestellt durch die SLV Halle (Saale)

Unbeschichtete Grundwerkstoffproben, zu Kapitel 5.1.3

Grundwerkstoff	Stahl X5CrNi18-10		Stahl X5CrNi18-10		Stahl 42CrMo4	
Beschichtung	ohne		ohne		ohne	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	0 (Biegung)		-1 (Biegung)		0 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	324		424		464	
Streuparameter m	0,923		0,919		1,106	
Neigung der Wöhlerlinie k	18,25		36,36		22,97	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	225	10000000	400	10000000	400	10000000
	275	10000000	400	10000000	425	10000000
	275	10000000	400	432800	425	1380700
	275	10000000	400	10000000	425	10000000
	275	10000000	400	10000000	425	10000000
	275	1378900	400	10000000	425	10000000
	275	10000000	425	216000	450	10000000
	300	10000000	425	10000000	450	534200
	300	434800	425	215700	450	415000
	300	10000000	425	10000000	450	10000000
	300	10000000	425	10000000	450	127600
	300	10000000	425	160800	475	45300
	300	195300	450	196600	475	10000000
	325	10000000	450	217900	475	320500
	325	10000000	450	157000	475	10000000
	325	10000000	450	116000	475	10000000
	325	533000	450	231800	525	44900
	325	292700	450	134600	525	59800
	325	203100	500	58300	525	47400
	350	10000000			525	89500
	350	91100			525	46600
	350	307100				
	350	279700				
	350	10000000				
	350	143500				
	375	141300				
	375	60800				
	375	362100				
	375	174700				
	375	117800				
	375	162800				
	400	75500				

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (flach)	
Beschichtung	ohne		ohne	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Zug-Druck)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	572		368	
Streuparameter m	0,517		0,094	
Neigung der Wöhlerlinie k	22,97		7,25	
Wöhlerdaten	Lastamplitude (MPa)*	Schwingspiele*	Lastamplitude (MPa)**	Schwingspiele**
	550	10000000	288	5000000
	550	10000000	372	756315
	550	10000000	376	778489
	550	10000000	384	719630
	550	10000000	394	387089
	550	10000000	404	317887
	550	10000000	424	457555
	550	10000000	444	260119
	550	10000000	455	140372
	550	10000000	465	136790
	550	10000000	485	100075
	575	434100	505	89484
	575	309400	525	81207
	575	332700	566	44760
	575	207600	364	5000000
	575	163100		
	575	319000		
	575	10000000		
	575	315300		
	600	160700		
	600	182700		
	600	364600		
	600	106600		
	600	218800		
	600	172300		
	600	145200		
	600	112200		

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (CAT)		Stahl 42CrMo4 (YAN)	
Beschichtung	ohne		ohne	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	-		-	
Streuparameter m	-		-	
Neigung der Wöhlerlinie k	-		-	
Wöhlerdaten**	Lastampli- tude (MPa)	Schwing- spiele	Lastampli- tude (MPa)	Schwing- spiele
	<i>Hohlkehle</i>			
	304	5000000	306	1432786
	<i>Zapfen</i>			
	133	5000000	102	1432786

Auftragsgeschweißte Rundproben des Stahls X5CrNi18-10, zu Kapitel 5.2.4

Grundwerkstoff	Stahl X5CrNi18-10		Stahl X5CrNi18-10	
Beschichtung	Stellite 21, 1 m/min		Stellite 21, 1 m/min	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	0 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	294		410	
Streuparameter m	0,452		k.A.	
Neigung der Wöhlerlinie k	18,26		30,19	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	275	10000000	330	10000000
	275	2298763	385	10000000
	275	10000000	413	8405200
	275	10000000	440	1197700
	275	2653500		
	275	10000000		
	275	10000000		
	275	10000000		
	302,5	10000000		
	302,5	2003700		
	302,5	1829100		
	302,5	4310660		
	302,5	10000000		
	302,5	10000000		
	302,5	1575600		
	302,5	2613656		
	330	409400		
	330	300200		
	330	595900		
	330	1892757		
	330	577094		
	330	428451		
	330	682488		
	330	1489600		

Grundwerkstoff	Stahl X5CrNi18-10		Stahl X5CrNi18-10	
Beschichtung	Stellite 21, 4 m/min		Stellite 21, 4 m/min	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	0 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	307		436	
Streuparameter m	0,511		0,802	
Neigung der Wöhlerlinie k	8,20		70,94	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingenspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingenspiele
	247,5	10000000	385	10000000
	247,5	7759300	412,5	10000000
	247,5	10000000	412,5	10000000
	247,5	10000000	412,5	10000000
	247,5	10000000	412,5	10000000
	275	10000000	412,5	10000000
	275	8266816	412,5	10000000
	275	1874200	412,5	10000000
	275	10000000	440	1179000
	275	10000000	440	936100
	302,5	10000000	440	158000
	302,5	10000000	440	384500
	302,5	10000000	440	3699100
	302,5	10000000	440	2737900
	302,5	1444907	440	10000000
	302,5	10000000		
	302,5	1292500		
	330	2391128		
	330	4510400		
	330	1447400		
	330	992300		
	330	9031400		
	330	1494100		
	330	5731300		

Auftragsgeschweißte Rundproben des Stahls 42CrMo4, zu Kapitel 5.3.4

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 1 m/min		Stellite 21, 4 m/min	
Behandlungszust.	geschliffen		geschliffen	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	171		159	
Streuparameter m	0,241		0,424	
Neigung der Wöhlerlinie k	4,53		7,87	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	157,5	10000000	131,25	10000000
	157,5	5128400	131,25	10000000
	157,5	10000000	131,25	10000000
	157,5	10000000	131,25	10000000
	183,75	7827000	131,25	10000000
	183,75	8887700	157,5	10000000
	183,75	10000000	157,5	10000000
	183,75	5410400	157,5	7749800
	210	1956253	157,5	4777100
	236,25	3437600	157,5	3499500
	262,5	2530900	183,75	2798400
	288,75	2104014	183,75	10000000
	315	638800	183,75	5593200
			183,75	3559900
			183,75	5436800
			210	8405000
			210	8980400
			210	4128300
			210	1075900
			210	974300

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 1 m/min		Stellite 21, 1 m/min	
Behandlungszust.	geschliffen		insitu N ₂ -Kühlung	
Spannungsver. R	0 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	183		151	
Streuparameter m	0,143		10,638	
Neigung der Wöhlerlinie k	4,90		2,81	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	157,5	10000000	105	10000000
	183,75	10000000	157,5	7274400
	183,75	5212100	157,5	9867861
	183,75	8692300	210	4139400
	183,75	5250200		
	210	4465600		
	210	4490000		
	210	4826400		
	210	4943800		
	236,25	4095900		
	262,5	2753900		
	288,75	975700		
	315	620400		

Auftragsgeschweißte Flachproben und Kurbelwellensegmente, zu Kapitel 5.4.4

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (flach)	Stahl 42CrMo4 (CAT)	Stahl 42CrMo4 (YAN)			
Beschichtung	Stellite 21, 0,6 m/min	Stellite 21, 0,6 m/min	Stellite 21, 0,6 m/min			
Behandlungszust.	geschliffen	geschliffen	geschliffen			
Spannungsver. R	-1 (Zug-Druck)	-1 (Biegung)	-1 (Biegung)			
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	138	-	-			
Streuparameter m	0,147	-	-			
Neigung der Wöhlerlinie k	3,22	-	-			
Wöhlerdaten**	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	126,3	5000000	<i>Hohlkehle</i>			
	148,9	1955555	304	1568962	306	969650
	168,4	1366808	304	1036103	306	783581
	189,5	527325	<i>Zapfen</i>			
	212,8	570178	133	1568962	102	969650
	234	237254	133	1036103	102	783581
	252,6	133073				
	288,8	109260				
	421,1	48317				
	463,2	32276				
	510,6	27620				
	561,4	30683				

Ofen- und lokale Laser-Wärmebehandlung, zu Kapitel 5.5.4

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)	Stahl 42CrMo4 (rund)	Stahl 42CrMo4 (rund)			
Beschichtung	Stellite 21, 4 m/min	Stellite 21, 4 m/min	Stellite 21, 4 m/min			
Behandlungszust.	Ofen, 300 °C 2 h, Luft	Ofen, 680 °C 2 h, Luft	Ofen, 680 °C 2 h, Gas			
Spannungsver. R	-1 (Biegung)	-1 (Biegung)	-1 (Biegung)			
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	196	131	156			
Streuparameter m	1,447	9,122	4,960			
Neigung der Wöhlerlinie k	13,81	4,70	6,53			
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	157,5	10000000	131,25	10000000	157,5	10000000
	157,5	10000000	157,5	3133100	157,5	4813700
	210	7759800	157,5	7087300	210	1337400
	210	1295900	210	1070700	210	1631200
			262,5	410700	210	1582200

Laserumschmelzen, zu Kapitel 5.6.4

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 4 m/min		Stellite 21, 1 m/min	
Behandlungszust.	Laserwbh., 0,4 m/min		Laserwbh., 1 m/min	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	165		131	
Streuparameter m	3,927		1,773	
Neigung der Wöhlerlinie k	9,74		5,17	
Wöhlerdaten*	Lastampli- tude (MPa)	Schwing- spiele	Lastampli- tude (MPa)	Schwing- spiele
	157,5	10000000	105	10000000
	157,5	10000000	105	10000000
	157,5	10000000	157,5	739700
	157,5	10000000	157,5	5972700
	157,5	10000000	210	1212700
	183,75	2709700		
	183,75	3078000		
	183,75	2431600		
	183,75	5014000		
	183,75	2195100		
	210	1195500		

Festwalzen, zu Kapitel 5.7.2

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 1 m/min		Stellite 21, 1 m/min		Stellite 21, 1 m/min	
Behandlungszust.	Laserumschm. 1 m/min		Laserumschm. 2.5 m/min		Laserumschm. 4 m/min	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	80		68		64	
Streuparameter m	4,461		7,620		4,845	
Neigung der Wöhlerlinie k	1,70		3,70		3,57	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	52,5	10000000	52,5	10000000	52,5	10000000
	105	5763800	105	1328600	105	2130100
	105	6552000	105	2259000	105	1030100
	157,5	4256900	157,5	486700	157,5	356100
	210	1243600	210	155600	210	163400

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 4 m/min		Stellite 21, 4 m/min		Stellite 21, 4 m/min	
Behandlungszust.	Festwalzen, 0,625 kN		Festwalzen, 1 kN		Festwalzen, 2 kN	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	272		320		354	
Streuparameter m	106,070		k.A.		1,981	
Neigung der Wöhlerlinie k	4,23		5,25		7,41	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	262,5	10000000	262,5	10000000	315	10000000
	315	5998400	315	10000000	367,5	10000000
	315	6135300	315	10000000	367,5	2272400
			367,5	4847600	367,5	6051500
					420	3612600

Grundwerkstoff	Stahl 42CrMo4 (rund)		Stahl 42CrMo4 (rund)	
Beschichtung	Stellite 21, 4 m/min		Stellite 21, 4 m/min	
Behandlungszust.	Laserwbh. 0,4 m/min, Festw 0,625 kN		Laserwbh. 0,4 m/min, Festw 1 kN	
Spannungsver. R	-1 (Biegung)		-1 (Biegung)	
Dauerfestigkeit σ_{DW} (MPa)	379		416	
Streuparameter m	51,120		2,086	
Neigung der Wöhlerlinie k	9,40		42,48	
Wöhlerdaten*	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele	Lastamplitude (MPa)	Schwingspiele
	367,5	10000000	315	10000000
	367,5	10000000	367,5	10000000
	367,5	10000000	367,5	10000000
	420	3832800	420	2029700
	420	3691900	420	9274900
	420	3916300	420	9469200

A.4 Modell zur Dauerfestigkeitsapproximation

Experimentelle Eingangsdaten, Modellvorhersage und -abweichung

Tabelle 0-2.: Eigenspannungsamplitude in Lastrichtung (ES), Mittlere Rauheit (R_z), Dauerfestigkeit (DF)

Werkstoff & Behandlungszustand	Experiment			Modell				Modell vs. Exp.
	ES (MPa)	R_z (μm)	DF (MPa)	Schnittpunkt (MPa)	Koeffizienten		Dauerfestigkeit (MPa)	Abw. (%)
Stahl 42CrMo4					ES (MPa)	R_z (μm)		
Grundwerkstoff	-92	3,51	572	539,72	-1,05	-44,93	479	-16,18
Beschichtet, 1 m/min	128	3,80	171	539,72	-1,05	-44,93	234	36,51
Beschichtet, 4 m/min	257	3,32	159	539,72	-1,05	-44,93	121	-24,02
lok. Wärmebehandelt, 0,4 m/min	177	3,19	165	539,72	-1,05	-44,93	210	27,49
Festgewalzt, 0,625 kN	249	1,73	272	539,72	-1,05	-44,93	201	-26,33
Festgewalzt, 1 kN	32	2,03	320	539,72	-1,05	-44,93	414	29,46
Stahl X5CrNi18-10								
Grundwerkstoff	-185	4,72	424	371,35	-0,08	7,85	424	0,00
Beschichtet, 1 m/min	-121	3,64	410	371,35	-0,08	7,85	410	0,00
Beschichtet, 4 m/min	-477	3,14	436	371,35	-0,08	7,85	436	0,00

Regressionsergebnis für Stahl 42CrMo4

<i>Regressions-Statistik</i>	
Multipler Korrelationskoeffizient	0,873
Bestimmtheitsmaß	0,762
Adjustiertes Bestimmtheitsmaß	0,604
Standardfehler	100,025
Beobachtungen	6

ANOVA					
	<i>Freiheitsgrade (df)</i>	<i>Quadratsummen (SS)</i>	<i>Mittlere Quadratsumme (MS)</i>	<i>Prüfgröße (F)</i>	<i>F krit</i>
Regression	2	96316,524	48158,262	4,813	0,116
Residue	3	30014,917	10004,972		
Gesamt	5	126331,440			

	<i>Koeffizienten</i>	<i>Standardfehler</i>	<i>t-Statistik</i>	<i>P-Wert</i>
Schnittpunkt	539,721	177,931	3,033	0,056
ES	-1,052	0,339	-3,099	0,054
R_z	-44,929	54,252	-0,828	0,468

Regressionsergebnis für Stahl X5CrNi18-10

<i>Regressions-Statistik</i>	
Multipler Korrelationskoeffizient	1
Bestimmtheitsmaß	1
Adjustiertes Bestimmtheitsmaß	max.
Standardfehler	0
Beobachtungen	3

ANOVA

	<i>Freiheits- grade (df)</i>	<i>Quadrat- summen (SS)</i>	<i>Mittlere Qua- dratsumme (MS)</i>	<i>Prüfgrö- ße (F)</i>	<i>F krit</i>
Regression	2	344,515	172,258	max.	min.
Residue	0	0	Max.		
Gesamt	2	344,515			

	<i>Koeffizienten</i>	<i>Standard- fehler</i>	<i>t-Statistik</i>	<i>P-Wert</i>
Schnitt- punkt	371,349	0	max.	min.
ES	-0,0845	0	max.	min.
Rz	7,848	0	max.	min.

Veröffentlichungsliste

Publikationen mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung und Bezug auf die Arbeit:

Köhler, H.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: Contact-less temperature measurement and control with applications to laser cladding, *Welding in the World*, Volume 60, Issue 1, Springer Berlin Heidelberg (2016) 1–9

Köhler, H; Rajput, R; Khazan, P; Rebelo Kornmeier, J: On the influence of laser cladding and post-processing strategies on residual stresses in steel specimens. Proc. Of the 8th International Conference on Photonic Technologies (LANE 2014) *Physics Procedia* 56, eds.: M. Schmidt, F. Vollertsen, M. Merklein. Elsevier Amsterdam (2014)

Köhler, H; Jayaraman, V; Brosch, D; Hutter, F; Seefeld, T: A Novel Thermal Sensor applied for Laser Materials Processing. *Lasers in Manufacturing (LIM 2013)*. *Physics Procedia* 41, eds.: C. Emmelmann, M.F. Zaeh, T. Graf, M. Schmidt. Elsevier Amsterdam (2013) 495–501

Köhler, H; Partes, K; Rebelo Kornmeier, J; Vollertsen, F: Residual stresses in steel specimens induced by laser cladding and their effect on fatigue strength. *Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE 2012)*, *Physics Procedia* 39/2012, eds.: M. Schmidt, F. Vollertsen, M. Geiger. Elsevier B.V. Amsterdam (2012) 354–361

Koehler, H; Schumacher, J; Schuischel, K; Partes, K; Bomas, H; Jablonski, F; Kienzler, R; Vollertsen, F: An approach to calculate fatigue properties of laser cladded components. *Production Engineering Research and Development* 6, 2 (2012) 137–147

Köhler, H; Partes, K; Seefeld, T; Vollertsen, F: Laser reconditioning of crankshafts: From lab to application. *Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE 2010)*, *Physics Procedia* 5/2, eds.: M. Schmidt, F. Vollertsen, M. Geiger. Meisenbach Bamberg (2010) 387–397

Schumacher, J; Köhler, H; Clausen, B; Zoch, H: Einflussfaktoren auf die Wechselfestigkeit laserstrahlbeschichteter Proben. *HTM - Journal of Heat Treatment and Materials* 69, 5 (2014) 282–294

Weitere Publikationen des Autors mit Bezug auf die Arbeit:

Khazan, P; Stroth, M; Freiße, H; Köhler, H: Properties of large 3D parts made from stellite 21 through direct powder deposition. *Lasers in Manufacturing (LIM15)* eds.: T. Graf, C. Emmelmann, L. Overmeyer, F. Vollertsen (2015)

Köhler, H; Vollertsen, F: Temperaturmessung mit PyroCam. *Laser Magazin* 1 (2015) 38–39

- Khazan, P; Köhler, H: Ansätze zur FE-Simulation additiver Verfahren. *Laser Magazin* 3 (2014) 8–9
- Khazan, P; Stroth, M; Freiß, H; Köhler, H: Laserbeschichtungsprozess zur additiven Fertigung von 3D-Bauteilen. *Schweißen und Schneiden* 66, 11 (2014) 680–682
- Khazan, P; Stroth, M; Freiß, H; Köhler, H: Manufacturing specimens made by direct powder deposition. *Industrial Laser Solutions* 29, 6 (2014) 33–34
- Köhler, H; Jayaraman, V; Brosch, D; Hutter, F; Seefeld, T; Thomy, C: A novel thermal sensor applied to laser cladding. *IIW Com. IV, XII, SG212 Intermediate Meeting, Wels* (2014) IIW Doc. XII-2166-14, 212-1315-14, IV-1161-14
- Köhler, H; Thomy, C; Vollertsen, F: Contact-less temperature measurement and control with applications to laser cladding. *IIW Annual Assembly 2014 Com. IVI, Seoul/Korea* (2014) paper no.IV-1181-14; IV-1191-14; 212-1340-14 (online) *Processing Society* (2016) 21–26
- Hutter, F; Brosch, D; Köhler, H; Jayaraman, V; Seefeld, T: HDRC®-Quotienten-Pyro-Cam - Anwendung in der lasergestützten Materialbearbeitung. *Proc. Verfahren und Geräte in der Temperatur- und Feuchtemesstechnik*, ISBN: 3-0810021-8-0 (2013) 155–160
- Khazan, P; Köhler, H; Vollertsen, F: Konsistente Modellierung einer Ersatzwärmequelle im Laserstrahlpulverbeschichtungsprozess. *Simulationsforum 2013 Schweißen und Wärmebehandlung*, eds. J. Hildebrand, T. Loose, J. Sakkiittibutra, M. Brand. Weimar (2013) 180–189
- Köhler, H; Jayaraman, V; Brosch, D; Hutter, F; Seefeld, T: A Novel Thermal Sensor applied for Laser Materials Processing. *Lasers in Manufacturing (LIM 2013)*. *Physics Procedia* 41, eds.: C. Emmelmann, M.F. Zaeh, T. Graf, M. Schmidt. Elsevier Amsterdam (2013) 495–501
- Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F: Rekonditionierung hoch belasteter Bauteile am Beispiel großer Kurbelwellen. *Laser Technik Journal* 2 (2013) 36–39
- Köhler, H; Partes, K; Seefeld, T; Vollertsen, F: Influence of laser reconditioning on fatigue properties of crankshafts. *Lasers in Manufacturing (LIM 2011)*, eds.: M. Schmidt, M. F. Zaeh, T. Graf. Elsevier B.V. Amsterdam (2011) 512–518
- Köhler, H; Partes, K; Seefeld, T; Vollertsen, F: Laser reconditioning of crankshafts: From lab to application. *Proc. 29th Int. Cong. on Applications of Lasers and Electro-Optics (ICALEO 2010) LIA Publication 613 (CD) paper 1104*, 408–415

Weitere Publikationen mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung:

Köhler, H; Hamje, J; Seefeld, T; Wiche, H; Vollertsen, F; Wesling, V: Generieren und Fügen von Hartmetallwerkzeugeinsätzen für die Abformtechnik. DVS Schweißen und Schneiden 66, 8 (2014) 442–447

Schwander, M; Füller, D; Köhler, H; Feuerhahn, F; Dias da Silva, M; Prieske, M; Vollertsen, F: Pre-selection of laser-processed materials for dry forming tools by means of a dry oscillation ball-on-plate test. Production Engineering WGP 8, 5 (2014) 603–61

Weitere Publikationen:

Woizeschke, P; Schultz, V; Messaoudi, H; Mehrafsun, S; Feuerhahn, F; Köhler, H; Thomy, C; Vollertsen, F: Laser processing of lightweight aircraft structures. The 84th Laser Materials Processing Conference. Japan Laser Processing Society (2016)

Feuerhahn, F; Köhler, H; Seefeld, T; Thomy, C; Vollertsen, F: Quality Aspects in Selective Laser Melting. Proc. of the International Congress on Laser Advanced Materials Processing (LAMP 2015). Japan Laser Processing Society (2015) paper no. A221 (online)

Freiße, H; Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F: Dry metal forming of high alloy steel using laser generated aluminum bronze tools. 4th International Conference on New Forming Technology (ICNFT), eds.: Y. Qin, T.A. Dean, J. Lin, S.J. Yuan and F. Vollertsen (2015)

Freiße, H; Stroth, M; Köhler, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Brocke, N; Schnick, M: Neuartiger Diodenlasersystem mit koaxialer Strahlführung für das Auftragsschweißen und die additive Fertigung. Laser Magazin 4 (2015)

Prieske, M; Schwander, M; Füller, D; Köhler, H; Feuerhahn, F; Dias da Silva, M; Vollertsen, F: Laserbasiertes Generieren von Werkzeugwerkstoffen für die Trockenumformung. WOMag 7 (2014) 1–9 (online)

Neugebauer, F; Keller, N; Ploshikhin, V; Feuerhahn, F; Köhler, H: Multi Scale FEM Simulation for Distortion Calculation in Additive Manufacturing of Hardening Stainless Steel. Thermal Forming and Welding Distortion (IWOTE'14), eds.: F. Vollertsen, H. Tetzl. BIAS Verlag Bremen (2014) 13–23

Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F: Selective laser sintering of tungsten carbide inserts for local wear protection of injection molding tools. Proc. of the 18th Plansee Seminar, eds.: H. Kestler, J. Wagner. Plansee SE Tyrol/Austria (2013) 1310–1321

Köhler, H: Laser melting of inserts for mold tools. Industrial Laser Solutions (January/February 2013) 2

Köhler, H; Kornmeier, J; Seefeld, T; Vollertsen, F: Residual stresses in steel specimens induced by laser cladding and their effect on fatigue strength. TU München FRMII Annual Report 2012, Garching (2013) 102–103

Köhler, H: Siemens Energy Sector Gasturbinenwerk Berlin. In: Abschlussbericht WGP - Summer School Sustainable Manufacturing. Hrsg. G. Seliger, A. Postawa, Universitätsverlag der TU Berlin, Berlin (2010) 101–105

Köhler, H; Schlosser, R; Denninger, R; Betancur, E; Schumann, S; Bauer, J: Nachhaltige Füge- und Beschichtungstechnik. In: Abschlussbericht WGP - Summer School Sustainable Manufacturing. Hrsg. G. Seliger, A. Postawa, Universitätsverlag der TU Berlin, Berlin (2010) 85–92

Köhler, H: Selektives Laserschmelzen von gradierten Hartmetallschichten. Young Professionals, DVS Landesverband Niedersachsen-Bremen und Hamburg-Schleswig-Holstein (2009) CD-ROM

Ergebnisse aus studentischen Arbeiten

In der vorliegenden Arbeit sind Ergebnisse enthalten, die im Rahmen der Betreuung folgender studentischer Arbeiten entstanden sind:

Jan Zwick, Studienarbeit, 2009: Entwicklung einer online-Temperaturregelung für einen Laserpulverauftragsschweißprozess

Vignesh Jayaraman, Masterarbeit, 2012: Sensing and Control of a Laser Surface Treatment Process by 2D High Accuracy Thermal Imaging

Rohan Rajput, Masterarbeit, 2013: Effect of process parameters on the residual stresses and on the fatigue strength of laser clad and heat-treated specimen

Malte Stroth, Bachelorarbeit, 2014: Prozessentwicklung und Charakterisierung makroskopisch generierter Normbauteile

Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag

Bisher erschienen:

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Ralf Bergmann

Colin Dankwart

High resolution of wave fields from measurements with unknown sensor positions and unknown phase shifts of the object wave

Strahltechnik Band 61, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-55-9

Edwin N. Kamau

Dynamic wave field synthesis: enabling the generation of field distributions with a large space-bandwidth product

Strahltechnik Band 60, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-54-2

Felix Möller

Wechselwirkung zwischen Lichtbogen und Laserstrahl beim Fügen von Aluminium

Strahltechnik Band 59, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-53-3

Simon Kibben

UV-laserbasierte Oberflächenfluorierung von Polymeren

Strahltechnik Band 58, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-52-8

Heiko Brüning

Prozesscharakteristiken des thermischen Stoffanhäufens in der Mikrofertigung

Strahltechnik Band 57, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-51-1

Michael Schwander

Lokale Diamantsynthese durch einen laserbasierten atmosphärischen CVD-PVD-Prozess

Strahltechnik Band 56, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-50-4

Marius Gatzen

Durchmischung beim Laserstrahl-tiefschweißen unter dem Einfluss niederfrequenter Magnetfelder

Strahltechnik Band 55, Bremen 2015, ISBN 978-3-933762-49-8

Frank Vollertsen, Hendrik Tetzl (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion, Proceedings of the IWOTE'14

Strahltechnik Band 54, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-48-1

Zhuo Tang

Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser

Strahltechnik Band 53, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-47-4

Martin Grden

Simulation thermischen Biegens mittels Gebietszerlegung

Strahltechnik Band 52, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-46-7

Jens Sakkiettibutra

Modellierung thermisch bedingter Formänderungen und Eigenspannungen von Stählen zum Aufbau von geregelten Prozessen

Strahltechnik Band 51, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-45-0

Frank Buschenhenke

Prozesskettenübergreifende Verzugsbeherrschung beim Laserstrahlschweißen am Beispiel einer Welle-Nabe-Verbindung

Strahltechnik Band 50, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-44-3

Daniel Reitemeyer

Stabilisierung der Fokusslage beim Schweißen mit Faser- und Scheibenlasern

Strahltechnik Band 49, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-43-6

Steffen Neumann

Einflussanalyse beim single mode Faserlaserschweißen zur Vermeidung des Humping-Phänomens

Strahltechnik Band 48, Bremen 2012, ISBN 978-3-933762-42-9

Mostafa Agour

Determination of the complex amplitude of monochromatic light from a set of intensity observations

Strahltechnik Band 47, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-41-2

Andreas Stephen

Elektrochemisches Laser-Jet-Verfahren zur Mikrostrukturierung von Metallen

Strahltechnik Band 46, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-40-5

Michael Koerdt

Herstellung von integriert-optischen Sensorstrukturen in Polymersubstraten basierend auf Brechzahländerungen durch ultraviolette Laserstrahlung

Strahltechnik Band 45, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-39-9

Hanna Wielage

Hochgeschwindigkeitsumformen durch laserinduzierte Schockwellen

Strahltechnik Band 44, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-38-2

Claus Thomy

Dynamisches Prozessverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Strahltechnik Band 43, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-37-5

Thomas Seefeld

Laser-Randschichtschmelzen mit erhöhter Prozessgeschwindigkeit am Beispiel von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen

Strahltechnik Band 42, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-36-8

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion

Strahltechnik Band 41, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-35-1

Frank Vollertsen, Daniel Reitemeyer (Hrsg.)
Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends
Strahltechnik Band 40, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-34-4

Claas Falldorf
Bestimmung der komplexwertigen Amplitude von Wellenfeldern auf Basis des Prinzips der Selbstreferenz
Strahltechnik Band 39, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-33-7

Marc Baumeister
Dynamische Laser-Mikroperforation mit single-mode Faserlaser
Strahltechnik Band 38, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-31-3

Zhenyu Hu
Analyse des tribologischen Größeneffekts beim Blechumformen
Strahltechnik Band 37, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-30-6

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Eds.)
Laserbearbeitung: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends
Strahltechnik Band 36, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-28-3

Torsten Baumbach
Untersuchungen zur vergleichenden, digitalen Holografie mit aktiver Wellenfrontmodifikation
Strahltechnik Band 35, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-27-6

Knut Partes
Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl
Strahltechnik Band 34, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-26-9

Hendrik Schulze Niehoff
Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse
Strahltechnik Band 33, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-25-2

Thorsten Bothe
Grundlegende Untersuchungen zur Formerfassung mit einem neuartigen Prinzip der Streifenprojektion und Realisierung in einer kompakten 3D-Kamera
Strahltechnik Band 32, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-24-5

F. Vollertsen, J. Sakkiittibutra (Hrsg.)
Thermal Forming and Welding Distortion
Strahltechnik Band 31, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-23-8

Herausgegeben von Frank Vollertsen

Michael Kreimeyer

Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Aluminium-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau

Strahltechnik Band 30, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-20-7

Carsten Wochnowski

UV-laser-basierte Erzeugung von planaren, polymeren Bragg-Multiplexer-Strukturen

Strahltechnik Band 29, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-19-1

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Werner Jüptner

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 28, Bremen 2006, ISBN 978-3-933762-18-4

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Prozessskalierung

Strahltechnik Band 27, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-17-7

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Thermal Forming

Strahltechnik Band 26, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-16-0

Volker Kebbel

Untersuchung zur Erzeugung und Propagation ultrakurzer optischer Bessel-Impulse

Strahltechnik Band 25, Bremen 2004, ISBN 978-3-933762-15-3

Frank Vollertsen, Ferdinand Hollmann (Ed.)

Process Scaling

Strahltechnik Band 24, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-14-6

Emil Schubert

Untersuchungen zum Leichtbau mit Hilfe lasergestützter Mischbauweise

Strahltechnik Band 23, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-13-9

Christoph von Kopylow

Durchstimmbare Mikrokristall-Laser für die absolute Distanzinterferometrie

Strahltechnik Band 22, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-12-2

Carmen Theiler

Aufbau gradierter Nickelbasis-Chromkarbid-Verbundwerkstoffe durch Laserstrahl-Pulverbeschichten

Strahltechnik Band 21, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-11-5

Herausgegeben von Gerd Sepold, Werner Jüptner

Thomas Kreis (Hrsg.)

Werkzeug Laser – Industrieller Fortschritt durch wissenschaftliche Forschung
Strahltechnik Band 20, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-10-8

Gerd Sepold, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends
Strahltechnik Band 19, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-09-2

Gerd Sepold, Florian Wagner, Jürgen Tobolski

Kurzzeitmetallurgie
Strahltechnik Band 18, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-08-5 (vergriffen)

Frank Elandaloussi

**Modellgestützte Detektion und Analyse von Materialfehlern an technischen
Objekten nach dem Prinzip „Erkennung durch Synthese“**
Strahltechnik Band 17, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-07-8

Ingo Zerner

**Prozessstabilisierung und Ergebnisse für das Laserstrahlfügen von Aluminium-
Stahl-Verbindungen**
Strahltechnik Band 16, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-05-4

Daniel Holstein

**Ortsaufgelöste Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften
laserstrahlgeschweißter Verbindungen**
Strahltechnik Band 15, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-04-7

Bernd Grubert

Untersuchung neuartiger Resonatorkonzepte für koaxiale Wellenleiterlaser
Strahltechnik Band 14, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-03-0

Martin Klassen

**Prozessdynamik und resultierende Prozessinstabilitäten beim
Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen**
Strahltechnik Band 13, Bremen 2000, ISBN 978-3-933762-02-3

Ingo Engler

**Verfahrenskombination Laserstrahlschweißen und -richten am Beispiel einer
Titan-Leichtbaustruktur**
Strahltechnik Band 12, Bremen 1999, ISBN 978-3-933762-01-6

Ulrike Mieth

Erscheinungsbild von Materialfehlern in holografischen Interferogrammen
Strahltechnik Band 11, Bremen 1998, ISBN 978-3-933762-00-9

Werner Jüptner (Hrsg.)

Laser von der Wissenschaft zur Anwendung
Strahltechnik Band 10, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-4-9

Peter Andrä

Ein verallgemeinertes Geometriemodell für das Streifenprojektionsverfahren zur optischen 3D-Koordinatenmessung

Strahltechnik Band 9, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-9-4

Thomas Franz

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Laser unter Wasser

Strahltechnik Band 8, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-8-7

Sigurd Weise

Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen

Strahltechnik Band 7, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-7-0

Gerd Sepold, Manfred Geiger (Hrsg.)

Strahl-Stoff-Wechselwirkung bei der Laserstrahlbearbeitung 2

Strahltechnik Band 6, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-6-3

Werner Jüptner, Gerd Sepold (Hrsg.)

Lasermaterialbearbeitung im Transportwesen

Strahltechnik Band 5, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-5-6

Carolin Renate Radscheit

Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl

Strahltechnik Band 4, Bremen 1997, ISBN 978-9805011-3-2

Jürgen Breuer

UV-lasergestütztes Vorbehandlungsverfahren zur gezielten Modifizierung der Oberflächen von Polypropylen

Strahltechnik Band 3, Bremen 1996, ISBN 978-3-9805011-2-5

Bernd Heidenreich

Beitrag zum Laserstrahlbrennschneiden von großen Stahlblechen

Strahltechnik Band 2, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-1-8

Christian Binroth

Beitrag zur Prozessstabilität beim CO₂-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoffen

Strahltechnik Band 1, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-0-1