Thomas Krichel

Gepulstes Laserstrahlschweißen im Vakuum von nicht-kornorientiertem Elektroblech für den Einsatz in Elektromotoren



Aachener Berichte Fügetechnik
Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. U. Reisgen

Band 1/2024 Shaker Verlag

Gepulstes Laserstrahlschweißen im Vakuum von nicht-kornorientiertem Elektroblech für den Einsatz in Elektromotoren

Pulsed Laser Beam Welding in Vacuum of Non-Grain Oriented Electrical Sheet for Use in Electric Motors

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

vorgelegt von
Thomas Krichel

Berichter: Universitätsprofessor Dr.-Ing. Uwe Reisgen
Universitätsprofessor Dr.-Ing. Michael Rethmeier

Tag der mündlichen Prüfung: 26.09.2023

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar

Thomas Krichel

Gepulstes Laserstrahlschweißen im Vakuum von nicht-kornorientiertem Elektroblech für den Einsatz in Elektromotoren



Aachener Berichte Fügetechnik
Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. U. Reisgen

Band 1/2024 Shaker Verlag

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.

Zugl.: D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2023)

Copyright Shaker Verlag 2024
Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

ISBN 978-3-8440-9416-9
ISSN 0943-9358

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren
Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9
Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

I Inhaltsverzeichnis

I Inhaltsverzeichnis I
II Abbildungsverzeichnis IV
III Tabellenverzeichnis VIII
IV Abkürzungen IX
V Formelzeichen XII
VI Vorwort XV
VII Kurzfassung XVII
VIII Abstract XVIII
1 Einleitung 1
2 Stand der Technik 4
2.1 Grundlagen des Elektromagnetismus 4
2.2 Verlustarten in Elektromotoren 7
2.2.1 Hystereseverluste 7
2.2.2 Wirbelstromverluste 8
2.2.3 Excessverluste 9
2.3 Ringkerne aus Elektroblech 10
2.3.1 Legierungselemente 11
2.3.2 Korngröße 12
2.3.3 Formgebung der Elektroblechlamellen 13
2.3.4 Isolationsbeschichtung der Lamellen 15
2.3.5 Herstellung von Ringkernen 16
2.3.6 Schweißen von Elektroblech 17
2.4 Laserstrahlung 18
2.5 Laserstrahlerzeugung 18
2.5.1 Yb:YAG - Scheibenlaser 21
2.5.2 Yb - Faserlaser 22
2.6 Strahlführung und Strahlformung 23
2.7 Strahlqualität und Fokussierung 26
2.8 Laserstrahlschweißen 28
2.8.1 Prinzip des Laserstrahlschweißprozesses 28
2.8.2 Absorptionsgrad und Einkoppelgrad 32
2.8.3 Strahlpulsen 34
2.9 Laserstrahlschweißen im Vakuum (LaVa) 35
2.10 Einflüsse von Verunreinigungen auf das Laserstrahlschweißen 38

2.11 Eigenspannungen ... 39
2.11.1 Entstehung von Schweißeigenspannungen ... 40
2.11.2 Auswirkungen von Schweißeigenspannungen auf Elektroblech ... 43
2.11.3 Möglichkeiten zur Reduktion von Schweißeigenspannungen ... 43
2.11.4 Quantifizierung von Eigenspannungen ... 44
3 Problemstellung und Zielsetzung ... 47
4 Versuchsaufbau und -durchführung ... 49
4.1 Werkstoff M280-30AP ... 49
4.1.1 Formgebung des Grundwerkstoffs ... 51
4.1.2 Zusammensetzung der Legierung und der Isolationsbeschichtung ... 52
4.1.3 Absorptionsgrad ... 53
4.1.4 Zugfestigkeit ... 54
4.2 Anlagen zur Versuchsdurchführung ... 55
4.3 Prozessparameter und Versuchsumfang ... 58
4.3.1 Arbeitsdruck ... 58
4.3.2 Strahlintensität / Fokuslage ... 58
4.3.3 Pulsenergie ... 59
4.4 Anforderungskriterien für die erzeugten Schweißverbindungen ... 59
4.5 Eingesetzte Prüfverfahren ... 61
4.5.1 Sichtprüfung ... 61
4.5.2 Makro- und Mikroschliffe ... 61
4.5.3 Härteprüfung ... 62
4.5.4 Elektronische Speckle-Muster-Interferometrie (ESPI) mit Bohrlochmethode ... 62
4.5.5 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ... 64
4.5.6 Messung der Ummagnetisierungsverluste ... 64
5 Diskussion der Versuchsergebnisse ... 66
5.1 Bewertung der Schweißverbindung ... 66
5.1.1 Mögliche Nahtfehler ... 66
5.1.2 Einfluss der Isolationsbeschichtung ... 68
5.1.3 Lokales Entfernen der Isolationsbeschichtung ... 74
5.1.4 Einfluss des Arbeitsdrucks ... 79
5.1.5 Einfluss der Strahlintensität / Fokuslage ... 88
5.2 Bewertung der Schweißeigenspannungen ... 94
5.2.1 Eigenspannungen im Grundwerkstoff ... 94
5.2.2 Einfluss des Arbeitsdrucks ... 95
5.2.3 Einfluss der Strahlintensität / Fokuslage ... 97

5.3 Bewertung der Ummagnetisierungsverluste 99
5.3.1 Magnetisierungskurven 99
5.3.2 Ummagnetisierungsverluste 101
6 Zusammenfassung und Ausblick 103
7 Literaturverzeichnis 106
8 Anhang 121
Anhang A 121
Anhang B 122
Anhang C 127
Anhang D 129

II Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: unterschiedliche Fügestrategien von Ringkernen, Links: Liniennähte, Rechts: statistisch verteilte Schweißpunkte 2

Abbildung 2-1: Richtungswechsel der Polarisation in der Blochwand; in Anlehnung an [34; 38] 5

Abbildung 2-2: J-H-Diagramm mit Hystereseschleife; in Anlehnung an [34; 38; 48] 6

Abbildung 2-3: Vergleich der Hystereseschleifen von hartmagnetischen (grün) und weichmagnetischen (rot) Werkstoffen; in Anlehnung an [59] 8

Abbildung 2-4: Skizze des lamellaren Aufbaus und der Ummantelung von Ringkernen 11

Abbildung 2-5: qualitative Änderung der Verluste in Abhängigkeit der Korngröße, in Anlehnung an [19; 42; 98] 13

Abbildung 2-6: Prinzipskizze eines Resonators zur Laserstrahlerzeugung; in Anlehnung an [131; 132] 19

Abbildung 2-7: Intensitätsverteilung von Laguerre-Gauß-Moden TEM-Moden; in Anlehnung an [131; 132; 135] 21

Abbildung 2-8: beispielhafter Aufbau des Resonators in Scheibenlasern; in Anlehnung an [131; 136; 137] 22

Abbildung 2-9: Strahlerzeugung in Faserlasern; [141; 143] 23

Abbildung 2-10: Schematischer Vergleich der Strahlführung und Intensitätsverteilung von Multi-Mode Laser (oben) und Single-Mode Laser (unten) mit 3D-Grafik aus Strahlvermessung vom 20.08.2021 [146]; in Anlehnung an [131; 134; 145] 24

Abbildung 2-11: Strahlformung und koaxialer Einblick; in Anlehnung an [129] 25

Abbildung 2-12: charakteristische Größen der Strahlqualität und Fokussierung; in Anlehnung an [126; 132] 27

Abbildung 2-13: Strahlschweißen mit Tiefschweißeffekt an Atmosphäre; Prinzip-Skizze in Anlehnung an [129; 134] 30

Abbildung 2-14: Wellenlängenabhängiger Absorptionsgrad bei 20 °C [129; 132; 134; 147; 190] 33

Abbildung 2-15: schematische Darstellung des gepulsten Laserstrahlprozesses; links: Wärmeleitungsschweißen, rechts: Tiefschweißen. In Anlehnung an [126; 129] 35

Abbildung 2-16: Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Metalldampffackel [210; 212] 36

Abbildung 2-17: druckabhängiger Verlauf der Siede- und Schmelztemperatur von Eisen [214; 215]; in Anlehnung an [182] 37

Abbildung 2-18: Strahlschweißen mit Tiefschweißeffekt im Vakuum; Prinzip-Skizze in Anlehnung an [129] 38

Abbildung 2-19: zeit- und temperaturabhängige Entstehung von Zug- und Druckspannungen in homogenen Körpern; in Anlehnung an [221] 40

Abbildung 2-20: Schrumpfungsverhalten und beispielhafte Eigenspannungsverteilung einer Einlagenschweißung; in Anlehnung an [224] 42

Abbildung 2-21: Versuchsaufbau ESPI 45

Abbildung 2-22: Speckle-Muster bei unterschiedlichen Bohrlochtiefen im untersuchten Werkstoff M280-30AP 46

Abbildung 4-1: Werkstoffbezeichnung M280-30AP 49

Abbildung 4-2: beispielhafte Darstellung der Korngrößenanalyse 50

Abbildung 4-3: Schema der untersuchten Ringkerngeometrie bestehend aus 30 Lamellen 51

Abbildung 4-4: Nahaufnahme (oben) und Höhenprofil (unten) einer exemplarischen Schnittkante einer Elektroblechlamelle nach dem Laserstrahlschnitt 52

Abbildung 4-5: wellenlängenabhängige Absorption von Laserstrahlung des Werkstoffs M280-30AP; links: gesamter Messbereich; rechts: Detailansicht für die Wellenlänge 1.000 nm bis 1.100 nm 54

Abbildung 4-6: Ergebnisse der Zugversuche am Werkstoff M280-30AP 55

Abbildung 4-7: Strahlkaustiken der eingesetzten Laserstrahlerzeuger bei P = 500 W interpoliert aus Strahlvermessung vom 20.08.2021 durch die PRIMES GmbH [146] 57

Abbildung 4-8: beispielhafte Querschliffe zur Erfüllung des 3. Anforderungskriteriums 60

Abbildung 4-9: Ursachen für Messfehler mit der ESPI-Methode. Links: gekrümmte Probenoberfläche; Rechts: unregelmäßige Probenoberfläche 62

Abbildung 4-10: schematische Darstellung der Proben für die Eigenspannungsmessung 63

Abbildung 4-11: Schematische Darstellung eines gewickelten Eisenkerns [3] 64

Abbildung 5-1: beispielhafte Darstellung typischer Nahtfehler 67

Abbildung 5-2: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Dampffackel (Bildrate: 250 fps) 69

Abbildung 5-3: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf das Schmelzbad (Bildrate 5.000 fps) 70

Abbildung 5-4: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf das Schmelzbad bei p = 100 mbar (Bildrate 5.000 fps) 71

Abbildung 5-5: Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Kornstruktur eines Schweißpunktes [1] 72

Abbildung 5-6: EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur 73

Abbildung 5-7: Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Nahtgeometrie eines Schweißpunktes 74

Abbildung 5-8: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Multi-Mode-Laser bei unterschiedlichen Pulsdauern mit p = 1 mbar in der Draufsicht (oben) und Seitenansicht (unten) 75

Abbildung 5-9: Vorpuls zur Entschichtung dem Multi-Mode-Laser bei mit unterschiedlichen Pulsdauern mit p = 1.000 mbar in der Draufsicht (oben) und Seitenansicht (unten) 75

Abbildung 5-10: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Single-Mode-Laser bei P_P = 320 W bei verschiedenen Pulsdauern und Arbeitsdrücken in der Draufsicht (oben) und im Bruchbild (unten) 77

Abbildung 5-11: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Single-Mode-Laser bei P_P = 200 W 78

Abbildung 5-12: Hochgeschwindigkeitsaufnahme zum generellen Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Dampffackel beim Schweißen des untersuchten Werkstoffs M280-30AP mit dem verwendeten Multi-Mode-Laser 79

Abbildung 5-13: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Dampffackel bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken (Bildrate: 250 fps) 81

Abbildung 5-14: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss des Arbeitsdrucks auf das Schmelzbad (Bildrate 5.000 fps) 82

Abbildung 5-15: Einfluss des Arbeitsdrucks p und der Pulsenergie P_P auf die Spritzerbildung beim Schweißen im Oberflächenfokus 83

Abbildung 5-16: Einfluss des Arbeitsdrucks p auf das Schweißergebnis (links) und REM-Detailaufnahme (rechts) am Beispiel von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser im Oberflächenfokus 86

Abbildung 5-17: Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Härte des Schweißguts 87

Abbildung 5-18: Einfluss der Fokuslage auf die Spritzerbildung 88

Abbildung 5-19: Querschliff eines Schweißversuchs mit dem Single-Mode-Laser im Oberflächenfokus 89

Abbildung 5-20: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Single-Mode-Laser mit P_P = 200 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen 90

Abbildung 5-21: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser mit P_P = 400 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen 91

Abbildung 5-22: Härtemessung HV 0,1 an den Schliffbildern aus Abbildung 5-21..... 92

Abbildung 5-23: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser mit P_P = 320 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen 93

Abbildung 5-24: Referenzmessungen der Eigenspannungen im Grundwerkstoff; oben: X-Achse; unten: Y-Achse 95

Abbildung 5-25: ESPI-Spannungsmessungen bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken im Oberflächenfokus. 96

Abbildung 5-26: ESPI-Spannungsmessungen bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen. 98

Abbildung 5-27: Magnetisierungskurven von Ringkernen ohne Schweißnähte („Referenz“) sowie mit Punktschweißungen; f_{UM} = 1.000 Hz 100

Abbildung 5-28: Detailausschnitt der Magnetisierungskurven aus Abbildung 5-27 101

Abbildung 5-29: Ummagnetisierungsverluste L_{UM} von Ringkernen ohne Schweißnähte („Referenz“) sowie mit Punktschweißungen; f_{UM} = 1.000 Hz 101

Abbildung 5-30: Detailausschnitt der Verlustmessungen aus Abbildung 5-29..... 102

Abbildung 8-1: Härtemessung HV 0,1 auf der Oberfläche einer Ringkern-Lamelle 121

Abbildung 8-2: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (I) 122

Abbildung 8-3: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (II) 123

Abbildung 8-4: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (III) 124

Abbildung 8-5: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (IV)..... 125

Abbildung 8-6: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (V)..... 126

Abbildung 8-7: vollständige EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur (I) 127

Abbildung 8-8: vollständige EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur (II) 128

Abbildung 8-9: Ergebnis der FTIR-Analyse der Isolationsbeschichtung..... 129

III Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1: höchstzulässige Ummagnetisierungsverluste für nicht kornorientiertes Elektroblech [75; 76; 99] 50

Tabelle 4-2: Schnittparameter zur Herstellung der verwendeten Elektroblech-Lamellen; bereitgestellt vom ausführenden Unternehmen „Stiefelmayer-Lasertechnik GmbH & Co.KG“ aus Denkendorf 51

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung des untersuchten Elektroblechs M280-30AP 53

Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Isolationsbeschichtung 53

Tabelle 4-5: Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlerzeuger gemäß Herstellerangaben und Strahlvermessung vom 20.08.2021 durch die PRIMES GmbH [146; 247; 248] 55

Tabelle 5-1: Prozessparameter zur Messung der Ummagnetisierungsverluste 99

IV Abkürzungen

A_S	Oberfläche einer Schweißnaht
A_W	Querschnittsfläche einer Schweißnaht
Al	Aluminium
B_F	Brechungsindex der Glasfaser
B_M	Brechungsindex des Mantels der Glasfaser
bzw.	beziehungsweise
Δb	Schrumpfmaß
C	Kohlenstoff
CCD	ladungsgekoppeltes Gerät charge-coupled device
Cl	Chlor
CO_2	Kohlenstoffdioxid
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
CW	kontinuierlicher Strahl Continuous Wave
$\bar{d}_K$	mittlerer Korndurchmesser
d_{P90}	Strahldurchmesser mit 90% der Strahlleistung
DIN	Deutsches Institut für Normung
E-Modul	Elastizitätsmodul
EBW	Elektronenstrahlschweißen Electron Beam Welding
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
EN	Europäische Norm
ESPI	Elektronische Speckle -Interferometrie
Fe	Eisen
FTIR	Fourier-Transform-Infrarotsprektrometer
fps	frames per second Bilder pro Sekunde
GW	Grundwerkstoff
ISF	Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik

ISO	International Standardization Organisation
I_S	Schwellintensität
I_W	Bauteilstrom
KE	kornorientiertes Elektroblech
kg	Kilogramm
krz	kubisch-raumzentriert
kfz	kubisch-flächenzentriert
Laser	Lichtverstärkung durch stimulierte Emission von Strahlung Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LBW	Laserstrahlschweißen Laser Beam Welding
LaVa	Laser im Vakuum
M^2	Beugungsmaßzahl
MM	Multi-Mode
mbar	Millibar
mm	Millimeter
ms	Millisekunde
Mn	Mangan
N	Newton
Nd	Neodym
Ni	Nickel
NKE	nicht kornorientiertes Elektroblech
O	Sauerstoff
OES	optische Emissionsspektroskopie
P	Phosphor
Pa	Pascal
REM	Rasterelektronenmikroskop
$\bar{R}_a$	durchschnittlicher Mittenrauwert
R_e	Streckgrenze
SG	Schweißgut
Si	Silizium
SM	Single-Mode
TEM	Transversal-Elektro-Magnetisch

T	Temperatur
Ti	Titan
T_{max}	Höchsttemperatur
T_K	Kerntemperatur
T_R	Temperatur im Randbereich
T_S	Schmelztemperatur
T_U	Umgebungstemperatur
ΔT	Temperaturdifferenz
t_I	Zeitpunkt mit Index I
V	Vanadium
W	Watt
WEZ	Wärmeeinflusszone
XRD	Röntgendiffraktometrie X-Ray Diffraction
Yb	Ytterbium
YAG	Yttrium Aluminium Granat

V Formelzeichen

α_{max}	[°]	maximaler Einkoppelwinkel
A_F	[-]	Aspektverhältnis
A_N	[-]	numerische Apertur
B_F	[-]	Brechungsindex Glasfaser
B_M	[-]	Brechungsindex Glasfasermantel
$\vec{B}$	[T]	magnetische Flussdichte
β	[-]	Abbildungsverhältnis
d	[mm]	Blechdicke
d_A	[mm]	Außendurchmesser
d_F	[mm]	Faserdurchmesser
d_I	[mm]	Innendurchmesser
d_σ	[mm]	Fokusdurchmesser
d_{σ_eff}	[mm]	Spotdurchmesser (effektiver Strahldurchmesser auf der Werkstückoberfläche)
E	[Pa]	Elastizitätsmodul
E_P	[J]	Pulsenergie
ΔE	[J]	Energiequantum
ε	[-]	Dehnung
f	[Hz]	Frequenz
f_{UM}	[Hz]	Ummagnetisierungsfrequenz
$\vec{H}$	[A/m]	magnetische Feldstärke
$\vec{H}_C$	[A/m]	Koerzitivfeldstärke
h	[$J \cdot$s]	Planck'sches Wirkungsquant
I_S	[J/mm²] [W/cm²]	Strahlintensität / Leistungsdichte
J	[W·s]	Joule
J_P	[T]	magnetische Polarisation
J_R	[T]	magnetische Remanenz
J_S	[T]	magnetische Sättigungspolarisation
L_{Fe}	[W/kg]	Eisenverlust
L_E	[W/kg]	Excessverlust

L_H	[W/kg]	Hystereseverlust
L_{UM}	[W/kg]	Ummagnetisierungsverlust
L_W	[W/kg]	Wirbelstromverlust
l_S	[mm]	Spulenlänge
l_F	[mm]	Fokussierlänge
l_K	[mm]	Kollimierlänge
λ	[nm]	Wellenlänge
μ	[H/m]	magnetische Permeabilität
μ_O	[N/A²]	magnetische Feldkonstante ($4 \cdot \pi \cdot 10^{-7}$ N/A²)
N_B	[mm]	Nahtbreite
N_T	[mm]	Nahttiefe / Einschweißtiefe
n	[-]	Windungszahl
η_A	[%]	Absorptionsgrad
η_E	[%]	Einkoppelgrad
Ω	[V/A]	Ohm
Ø	[mm]	Durchmesser
P	[W]	Strahlleistung
P_A	[W]	absorbierte Strahlleistung
P_E	[W]	eingekoppelte Strahlleistung
P_P	[W]	Pulsleistung
p	[bar]	Druck
π	[-]	Kreiszahl
r_σ	[mm]	Strahldurchmesser
ρ	[m/V]	Dichte
S	[-]	Stapelfaktor
SPP	[m · rad]	Strahlparameterprodukt
σ	[N/mm²]	Spannung
σ_E	[$(\Omega \cdot m)^{-1}$]	elektrische Leitfähigkeit
σ_S	[N/mm²]	Schweißeigenspannung
$\sigma_{S,L}$	[N/mm²]	Schweißeigenspannung entlang der Naht
$\sigma_{S,Q}$	[N/mm²]	Schweißeigenspannung quer zur Naht
T	[V·s/m²]	Tesla

t	[s]	Zeit
t_P	[s]	Pulsdauer
Θ_σ	[rad]	Divergenzwinkel
V	[m³]	Volumen
υ	[-]	Poissonzahl
v_S	[m/min]	Schweißgeschwindigkeit
z_R	[mm]	Rayleighlänge

VI Vorwort

Diese Dissertation wurde der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen zur Erlangung des akademischen Grades des Doktors der Ingenieurwissenschaften „Dr.-Ing.“ vorgelegt.

Die Forschungstätigkeit wurde am Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik (ISF) der RWTH Aachen im Rahmen des Forschungsprojekts "Elektromagnetische Bewertung und Quantifizierung von Schweißprozessen zur Paketierung von Elektroblechen" durchgeführt. Das Projekt wurde unter der Projektnummer 432930813 durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert.

Teile der im Folgenden gezeigten Ergebnisse wurden bereits in [1–7] und im Abschlussbericht des Forschungsprojekts veröffentlicht.

Mein Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen für das in mich gesetzte Vertrauen und die Unterstützung bei der Anfertigung dieser Arbeit. Ebenfalls gilt mein Dank Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier, der mir als Zweitprüfer zur Seite stand.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Dr.-Ing. Simon Olschok, der mich über viele Jahre als geschätzter Mentor und Unterstützer auf meinem Weg im ISF begleitet hat.

Abschließend danke ich meinen Mitstreitern aus der Abteilung Strahlschweißverfahren des ISF, die besonders in den Bereichen Kollegialität, Hilfsbereitschaft und „Spaß bei der Arbeit“ strahlende Vorbilder waren.

VII Kurzfassung

In dieser Arbeit wurde gepulste Laserstrahlschweißen eines hochpermeablen nicht kornorientierten Elektroblechs mit der Werkstoffbezeichnung M280-30AP nach DIN EN 10027-1 und DIN 10106 untersucht. Dieser Werkstoff wurde entwickelt, um als Grundwerkstoff für magnetische Eisenkerne in Elektromotoren eingesetzt zu werden. Für dieses Einsatzgebiet sind besondere Werkstoffeigenschaften notwendig, die die Verlustleistung des Elektromotors reduzieren und eine hohe Energieeffizienz ermöglichen. So hat neben der Legierungszusammensetzung auch die Korngröße, die Härte und der Eigenspannungszustand Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften des Elektroblechs.

Eisenkerne werden nicht an einem Stück hergestellt, sondern aus mehreren einzelnen Lamellen aufgebaut, die durch eine Beschichtung elektrisch voneinander isoliert sind. Die Lamellen werden gestapelt, fixiert und mit unterschiedlichen Fügeverfahren zu Eisenkernen verbunden. Beim Einsatz von Schmelzschweißverfahren wird die Schweißeignung durch die unverzichtbare Isolationsbeschichtung beeinträchtigt. Außerdem können die magnetischen Eigenschaften durch den Fügeprozess verändert und so die Effizienz des späteren Elektromotors verringert werden.

Da der Fügeprozess zum heutigen Stand der Technik notwendig und die daraus resultierende Beeinträchtigung der magnetischen Eigenschaften nicht vollständig vermeidbar ist, gilt es die negativen Auswirkungen des Fügeprozesses zu minimieren. Dazu wurde in dieser Arbeit das gepulste Laserstrahlschweißen im Vakuum eingesetzt.

Durch die Variation von Arbeitsdruck, Pulsleistung und Strahlintensität konnte ein Parameterfenster identifiziert werden, in dem der untersuchte Werkstoff unter Einhaltung der hier definierten Anforderungskriterien reproduzierbar geschweißt werden kann, obwohl die verwendete Isolationsbeschichtung die Schweißeignung signifikant beeinträchtigt. Die geringsten Auswirkungen auf die magnetischen Eigenschaften des Elektroblechs und damit die Effizienz eines daraus hergestellten Elektromotors zeigt die Kombination aus geringem Arbeitsdruck, kurzer Pulsdauer und geringer Strahlintensität.

VIII Abstract

In this work, the pulsed laser beam welding of a highly permeable non-grain-oriented electrical sheet with the material designation M280-30AP according to DIN EN 10027-1 and DIN 10106 was investigated. This material was developed to be used as a base material for magnetic iron cores in electric motors. For this field of application, special material properties are required which reduce the power loss of the electric motor and enable high energy efficiency. Thus, in addition to the alloy composition, the grain size, hardness and residual stress state also influence the magnetic properties of the electrical sheet.

Iron cores are not produced in one piece, but made up of several individual lamellae that are electrically insulated from each other by an insulation coating. The laminations are stacked, fixed and joined to form iron cores using various joining processes. When fusion welding processes are used, the weldability is impaired by the indispensable insulating coating. In addition, the magnetic properties can be altered by the joining process, thus reducing the efficiency of the subsequent electric motor.

Since the joining process is necessary at the current state of the art and the resulting impairment of the magnetic properties cannot be completely avoided, the aim is to minimize the negative effects of the joining process. For this purpose, pulsed laser beam welding in a vacuum was used in this work.

By varying the working pressure, pulse power and beam intensity, it was possible to identify a parameter window in which the investigated material can be reproducibly welded in compliance with the requirement criteria defined here, although the insulation coating used significantly impairs the weldability. The combination of low working pressure, short pulse duration and low beam intensity shows the least effects on the magnetic properties of the electrical sheet and thus the efficiency of an electric motor made from it.

1 Einleitung

Auf Grundlage der Entdeckungen von Hans Christian Ørsted (Erzeugung eines magnetischen Feldes durch elektrische Ströme, 1820) und Michael Faraday (elektromagnetische Induktion, 1831) entwickelte Moritz Herman Jacobi im Jahr 1834 den ersten rotierenden Elektromotor [8; 9].

Moderne Elektromotoren sind seit dem Ende des 20. Jahrhunderts essenzielle Bestandteile in nahezu allen industriellen Prozessen und den meisten Bereichen des täglichen Lebens. Beispielsweise bietet ihr Einsatz in vollständig oder teilweise elektrisch angetriebenen Fahrzeugen Vorteile im Vergleich zum klassischen Verbrennungsmotor. Der Wirkungsgrad von Elektromotoren ist abhängig von der Drehzahl des Rotors, der Ummagnetisierungsfrequenz f_{UM}, mit welcher das Magnetfeld umgepolt wird, sowie dem zu übertragenden Drehmoment. Im Automobil-Bereich wird häufig eine höhere Ummagnetisierungsfrequenz von beispielsweise f_{UM} = 1.000 Hz eingesetzt, wobei Wirkungsgrade von 60 % bis 94 % erreicht werden [10; 11]. Klassische Diesel- und Benzin-Verbrennungsmotoren erreichen zum Vergleich aktuell einen Wirkungsgrad von lediglich bis zu 50% [12; 13]. Der Elektromotor ist im Betrieb zudem sehr emissionsarm in Bezug auf Lärm und klimaschädliche Gase und bietet Mobilität unabhängig von endlichen, nicht erneuerbaren Ressourcen [14; 15]. Bei der Bilanzierung der Klimafreundlichkeit von elektrisch betriebenen Fahrzeugen darf allerdings die sehr ressourcenintensive Herstellung der zwingend notwendigen Akkus nicht vernachlässigt werden.

Grundlegende Elemente eines jeden Elektromotors sind eine starre (Stator) und eine rotierende Komponente (Rotor). Beide Komponenten beinhalten einen Eisenkern, der mit Kupferdraht umwickelt ist. Zur Umwandlung von elektrischer in mechanische Leistung wird im Stator durch das Anlegen einer elektrischen Spannung ein Magnetfeld erzeugt, welches durch wiederholte Umpolung bzw. Ummagnetisierung den Rotor in eine Drehbewegung versetzt [15].

Die Eisenkerne, auch „Ringkerne“ genannt, sind aus vielen Lagen voneinander elektrisch isolierter Lamellen aufgebaut, um die Induktivität der Eisenkerne zu erhöhen und Wirbelstromverluste zu reduzieren [15; 16]. Der dafür speziell hergestellte Werkstoff, das „Elektroblech“, wird unterschieden zwischen kornorientiertem Elektroblech (KE), welches

beispielsweise in Transformatoren zum Einsatz kommt, und nicht kornorientiertem Elektroblech (NKE), welches bei Elektromotoren aufgrund seiner isotropen magnetischen Eigenschaften bevorzugt wird [17–19].

Ein Lamellenstapel aus NKE, der zu einem Ringkern verbunden werden soll, wird bei der Herstellung ideal auf den Einsatz in Elektromotoren abgestimmt. Jedes Verfahren zur Paketierung, also der dauerhaften Verbindung eines Lamellenstapels zu einem Ringkern, verschlechtert die magnetischen Eigenschaften im Vergleich zum nicht verbundenen Lamellenstapel beispielsweise durch geometrische Veränderungen oder die Erzeugung von Kurzschlusspfaden. Zur Paketierung der Lamellenstapel werden unterschiedliche Verfahren eingesetzt; darunter das Schweißen, Stanzen, Nieten und Kleben. Die dabei erzeugte Festigkeit des Lamellenstapels muss ausreichen, um sogenannte Rastmomente aufzunehmen. Diese entstehen durch unterschiedliche magnetische Vorzugsrichtungen der einzelnen Lamellen und beeinträchtigen das Laufverhalten des Motors [15; 20].

Bei der Paketierung mit einem Laserstrahlschweißprozess wird der Lamellenstapel üblicherweise durch Liniennähte verbunden, die entlang der Rotationsachse auf dem Außenradius des Eisenkerns angebracht werden (Abbildung 1-1, links). Der Wärmeeintrag beim Schweißen führt zu Veränderungen im Korngefüge und zu Schweißeigenspannungen, insbesondere Längszugspannungen entlang der Schweißnaht, die sich negativ auf die magnetischen Eigenschaften der Eisenkerne auswirken [21–26]. Als Alternative zu Liniennähten wird hier das gepulste Laserstrahlschweißen eingesetzt, um einzelne, statistisch gleichverteilt angeordnete, Schweißpunkte auf dem Mantel des Ringkerns aufzubringen (Abbildung 1-1, rechts). Dadurch wird zum einen der lokale Energieeintrag reduziert und zum anderen eine halbkugelförmige Nahtgeometrie erzeugt.

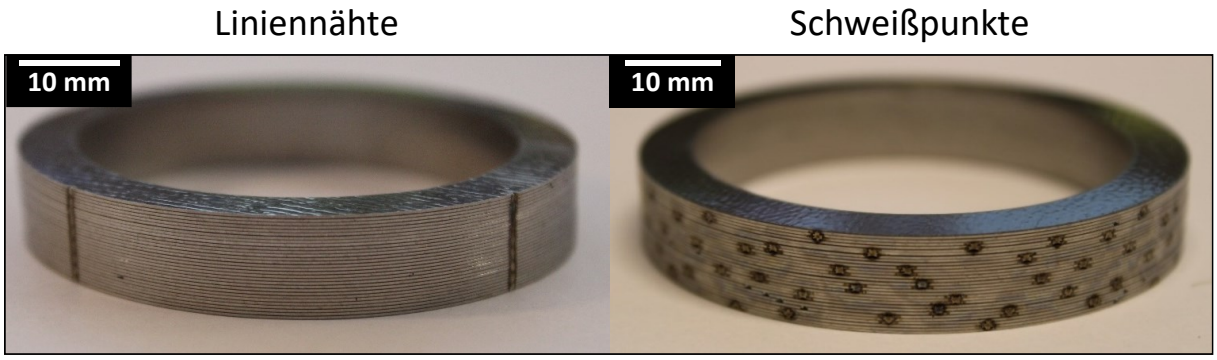


Abbildung 1-1: unterschiedliche Fügestrategien von Ringkernen, Links: Liniennähte, Rechts: statistisch verteilte Schweißpunkte

Der hier untersuchte Werkstoff M280-30AP ist ein nicht kornorientiertes hochpermeables Elektroblech mit einer Nenndicke von 0,30 mm. Der Werkstoff ist zur Reduktion von Wirbelstromverlusten und zum Korrosionsschutz mit einer organischen Isolations-beschichtung versehen, die aufgrund dieser Eigenschaften nicht für den Fügeprozess entfernt werden kann, sondern möglichst unbeschadet auf den Lamellen verbleiben soll. Allerdings beeinträchtigen besonders organische Beschichtungen die Schweißeignung der Lamellenstapel. Mögliche unerwünschte Auswirkungen sind Fehler wie Spritzer und Poren sowie eine starke Kornfeinung und Aufhärtung.

Neben diesen Fehlern bzw. Gefügeeigenschaften haben nicht zuletzt auch Schweißeigenspannungen einen negativen Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften, da sowohl die benötigte Energie zur Erzeugung und Aufrechterhaltung der Drehbewegung, als auch die Verlustleistung steigt [27; 28].

Zu diesen bisherigen Erkenntnissen kommt die Voraussetzung, dass jeden Verarbeitungsschritt, der auf die Herstellung des Elektroblechs folgt, negative Einflüsse auf die Ummagnetisierbarkeit des späteren Eisenkerns und damit die Effizienz des Elektromotors haben kann. Daher ist das Ziel dieser Arbeit eine Minimierung der negativen Auswirkungen des gepulsten Laserstrahlschweißens auf die magnetischen Eigenschaften von Elektroblech.

Dazu wird in dieser Arbeit das gepulste Laserstrahlschweißen zum Fügen von Elektroblech an Atmosphäre sowie unter reduziertem Arbeitsdruck untersucht. Zunächst werden Schweißversuche unter Variation der Prozessparameter Arbeitsdruck, Strahlintensität und Pulsenergie durchgeführt und die Schweißergebnisse anhand von definierten Anforderungskriterien (Kapitel 4.4) bewertet. Daraus werden die Einflüsse der einzelnen Prozessparameter auf die Reproduzierbarkeit des Prozesses, die Schweißnahtgeometrie, die Kornstruktur und die Härte der erstarrten Schmelze ermittelt und ein Prozessfenster abgeleitet, in dem die Schweißergebnisse allen Anforderungskriterien genügen.

2 Stand der Technik

2.1 Grundlagen des Elektromagnetismus

Zur Umwandlung von elektrischer in mechanische Leistung wird im Stator eines Elektromotors ein Magnetfeld erzeugt. Durch wiederholte Umpolung des Magnetfelds (Ummagnetisierung) wird der Rotor aufgrund der Lorentzkraft in eine Drehbewegung versetzt [29]. Die dafür maßgebende magnetische Feldstärke $\vec{H}$ [A/m] (Gl. (2-1)) ist abhängig von der Länge l_S der Spule, der Anzahl der Windungen n des Kupferdrahts und der Stromstärke I, welche durch die Spule fließt [30; 31].

$$\vec{H} = \frac{I \cdot n}{l_S} \tag{2-1}$$

Die Stärke und Richtung eines Magnetfelds werden durch die magnetische Flussdichte $\vec{B}$ in der Einheit Tesla [T] beschrieben (Gl. (2-2)). Sie ist das Produkt aus magnetischer Feldstärke $\vec{H}$ und der magnetischen Permeabilität μ.

$$\vec{B} = \vec{H} \cdot \mu \tag{2-2}$$

Ferromagnetische Werkstoffe haben die Eigenschaft, dass sich magnetische Dipole (Elementarmagnete) im Werkstoff parallel ausrichten lassen [32; 33]. Dadurch wird ein ferromagnetischer Werkstoff in einem Magnetfeld derart magnetisiert, dass sich die Flussdichte $\vec{B}$ des Magnetfelds erhöht. Innerhalb eines aus diesem Werkstoff hergestellten Werkstücks ist demnach die Flussdichte des Magnetfelds höher als außerhalb des Werkstücks. Die magnetische Permeabilität μ beschreibt den Grad dieser Flussdichteerhöhung innerhalb des Werkstücks im Vergleich zum umgebenden Raum.

Anstelle der magnetischen Flussdichte $\vec{B}$ wird häufig die magnetische Polarisation J_P eines Werkstoffs angegeben, um den Prozess der Magnetisierung, also der Ausrichtung von Elementarmagneten, zu beschreiben. Sie ist definiert als Differenz der magnetischen Flussdichte $\vec{B}$ und dem Produkt aus magnetischer Feldstärke $\vec{H}$ und der magnetischen Feldkonstante μ_0 [31; 34].

$$J_P = \vec{B} - \vec{H} \cdot \mu_0 \tag{2-3}$$

Bereiche parallel ausgerichteter magnetischer Orientierung innerhalb eines Werkstoffs werden als magnetische Domänen oder Weiss-Bezirke bezeichnet. Sie haben ein Volumen von ca. 0,01 mm³ und verlaufen in unterschiedlichen Polarisationsrichtungen [35]. Im Eisen-Kristallgitter sind ausschließlich Polarisationen in die drei Raumrichtungen <100>, <010> und <001> möglich. Daher findet zwischen benachbarten Domänen ein Richtungswechsel der Polarisationen von 90° bzw. 180° statt. Dieser Richtungswechsel geschieht in einem Übergangsbereich zwischen zwei benachbarten Domänen, der nach dem Physiker Felix Bloch benannten „Blochwand“, mit einer Ausdehnung von 60 nm bis 250 nm [33; 35–37]. Dort befindet sich eine Reihe magnetischer Dipole mit unterschiedlicher Ausrichtung, die den Wechsel der Polarisationsorientierung erzeugen (Abbildung 2-1).

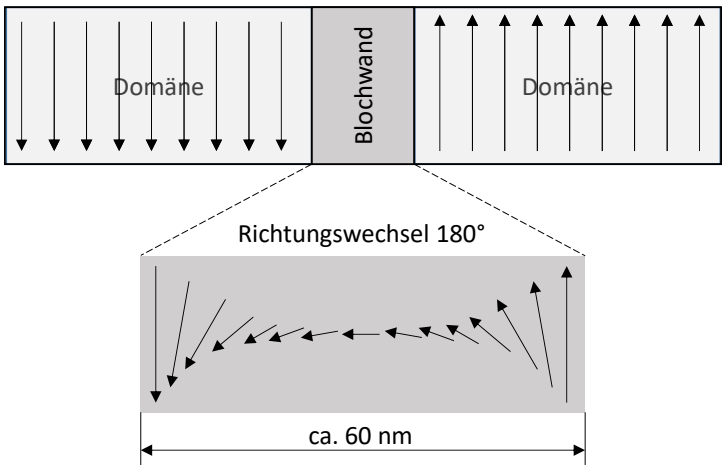


Abbildung 2-1: Richtungswechsel der Polarisation in der Blochwand; in Anlehnung an [34; 38]

Innerhalb des Eisen-Kristallgitters sind Domänen zufällig verteilt und wandern durch den Werkstoff, wodurch sie sich gegenseitig ausgleichen. Daher erscheint ein ganzheitlich betrachteter ferromagnetischer Körper als nicht magnetisiert, solange kein Magnetfeld darauf einwirkt. Wirkt ein Magnetfeld auf die unterschiedlich orientierten Domänen ein, folgen diese den Feldlinien des induzierten Magnetfelds und richten sich parallel dazu aus [34]. Die zu diesem Zeitpunkt nicht bereits zufällig parallel zum induzierten Magnetfeld ausgerichteten Domänen werden „ummagnetisiert“. Die Ummagnetisierbarkeit wird beeinflusst durch die Korngröße und Korngrößenverteilung, die Intensität und Ausdehnung von Eigenspannungen sowie der Größe und Häufigkeit von Ausscheidungen und Einschlüssen. Alle genannten Faktoren behindern die Bewegung der Blochwände und haben somit Einfluss auf die zur Ummagnetisierung benötigte Energie. Je mehr Energie für die Ummagnetisierung benötigt wird, umso geringer ist die Effizienz des Motors [31; 34; 39–47].

Der Verlauf der Magnetisierung eines ferromagnetischen Werkstoffs wird in einem J-$\vec{H}$-Diagramm durch eine Hystereseschleife dargestellt. Ausgehend von einem nicht magnetisierten Werkstück mit der Polarisation J_P = 0 steigt bei erstmaliger (hier beispielhaft „positiver“) Einwirkung eines Magnetfelds die Polarisation J_P mit steigender Feldstärke $\vec{H}$ (Abbildung 2-2, rechte Hälfte).

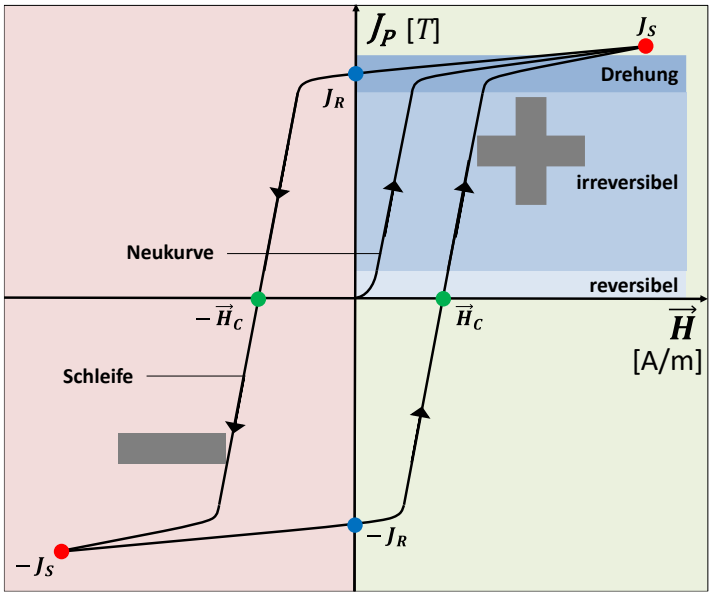


Abbildung 2-2: J-$\vec{H}$-Diagramm mit Hystereseschleife; in Anlehnung an [34; 38; 48]

Diese erstmalige Polarisation wird in einem J-$\vec{H}$-Diagramm durch die Neukurve dargestellt. Bei geringer Feldstärke wird zunächst eine reversible Polarisierung erzeugt, die nach dem Einwirken des Magnetfelds in den Ursprungszustand zurückkehren würde. Wird die Feldstärke erhöht, vergrößern sich die Domänen, die bereits in Richtung des Magnetfelds ausgerichtet sind. Dadurch finden irreversible Verschiebungen der Blochwände statt, bis deren Bewegung an Korngrenzen, Ausscheidungen, Versetzungen oder Einschlüssen behindert wird. Dieser Zusammenhang wurde 1919 erstmals von Heinrich Barkhausen beschrieben [49; 50]. Der nach ihm benannte Barkhausen-Sprung (engl.: Barkhausen-Noise) ist der Moment, in dem eine Blochwand ein Hindernis im Kristallgitter überwindet und sich weiter ausdehnen kann. Stößt eine Blochwand auf zu große Hindernisse oder gegen eine andere Blochwand, muss dem System weitere Energie zugeführt werden, um die Polarisation zu erhöhen. Bei weiter steigender Feldstärke findet die Ummagnetisierung in den Blochwänden statt, sodass alle Domänen der Richtung des Magnetfelds folgen. Dieser Vorgang der Umorientierung der Domänen wird auch als Drehung bezeichnet. Eine stärkere Polarisation ist nicht möglich; sie wird daher als Sättigungspolarisation J_S bezeichnet. J_S kann

bei den typischerweise eingesetzten Eisen-Silizium-Legierungen bis zu 2 Tesla betragen. Zum Vergleich: in Deutschland beträgt das Erdmagnetfeld ca. 50 µT und der Grenzwert für elektromagnetische Felder durch elektrische Leitungen (Haushaltsstrom bei 50 Hz) liegt bei 200 µT [22; 29; 31; 34; 38; 45; 51–54].

Wird nach Erreichen von J_S die Feldstärke auf $\vec{H} = 0$ reduziert, sinkt die Polarisation auf einen Remanenzwert $J_R \neq 0$, der die Restmagnetisierung (Remanenz) im System darstellt. Eine Umpolung des einwirkenden Magnetfelds senkt die Polarisation zunächst ab und entmagnetisiert das Werkstück ($J_P = 0$). Durch das mit der Umpolung erzeugte „Koerzitivfeld“ (vom lateinischen *coercere* = bändigen) bleibt eine negative Koerzitivfeldstärke $-\vec{H}_C$ zurück. Bei steigender „negativer“ Feldstärke verläuft die Hystereseschleife analog zur erstmaligen Einwirkung eines Magnetfelds hin zu negativen Werten. Durch wiederholte Umpolung des einwirkenden Magnetfelds folgt die Polarisation kontinuierlich der Hystereseschleife [29; 31; 34; 51; 52].

2.2 Verlustarten in Elektromotoren

Elektromotoren unterliegen mehreren frequenz- bzw. drehzahlabhängigen Verlustarten, die sich negativ auf die Energieeffizienz auswirken. Zum einen entstehen mechanische Verluste L_M aufgrund von Reibung in Lagern oder in Wechselwirkung mit dem umgebenden Medium (i.d.R. Luft oder Kühlmittel). Zum anderen treten durch den Ohm’schen Widerstand lastabhängige Wicklungsverluste L_K (Kupferverluste) auf, die quadratisch mit der Stromstärke I ansteigen. Darüber hinaus verursacht der Eisenkern magnetische Verluste, die als Eisenverluste L_{Fe} oder Ummagnetisierungsverluste L_{UM} [W/kg] bezeichnet werden. Diese Ummagnetisierungsverluste erhöhen den Energiebedarf zur Änderung der Polarisierung. Sie werden unterteilt in Hystereseverluste L_H, Wirbelstromverluste L_W und Excessverluste L_E [31; 53; 55–57].

$$L_{UM} = L_{Fe} = L_H + L_W + L_E \tag{2-4}$$

2.2.1 Hystereseverluste

Die Hystereseverluste L_H resultieren aus dem Energiebedarf zur Verschiebung der Blochwände und zur Ummagnetisierung. Dabei verliert der Prozess Energie in Form von Wärme, was neben Einbußen in der Effizienz zudem die Kühlung des Elektromotors

erforderlich macht. Hystereseverluste sind proportional zu der durch die Hystereseschleife umschlossenen Fläche und der Ummagnetisierungsfrequenz f_{UM} (Abbildung 2-3). Bei steigenden Frequenzen wird die Hystereseschleife breiter und die Hystereseverluste steigen [29; 31; 51; 58].

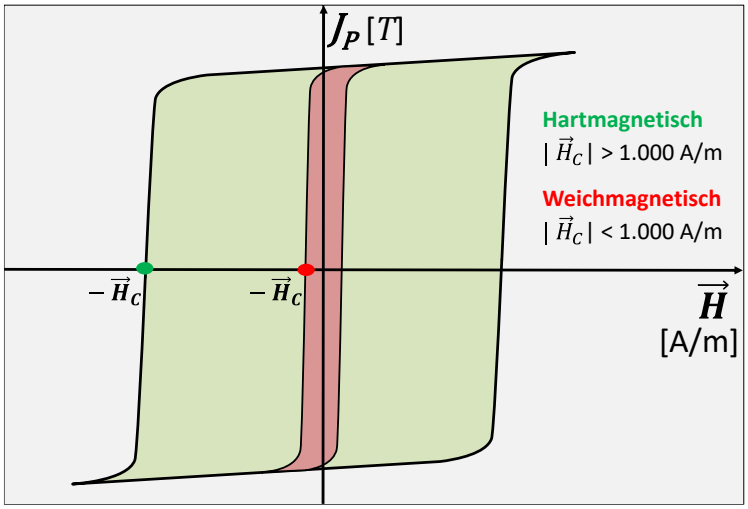


Abbildung 2-3: Vergleich der Hystereseschleifen von hartmagnetischen (grün) und weichmagnetischen (rot) Werkstoffen; in Anlehnung an [59]

Für Elektromotoren werden weichmagnetische Werkstoffe eingesetzt, da die benötigte Energie zur Ummagnetisierung deutlich geringer ist als bei hartmagnetischen Werkstoffen. Als Grenzwert zur Unterscheidung zwischen hart- und weichmagnetisch hat sich eine Koerzitivfeldstärke von $\vec{H}_C$ = 1.000 A/m etabliert [59]. Zur Herstellung der Lamellen eines Ringkerns werden Schneid- oder Stanzverfahren eingesetzt, die durch plastische Verformung die Hystereseverluste in bis zu 3 mm Entfernung von der Schnittkante erhöhen können. Gleiches gilt für thermisch oder mechanisch induzierte Eigenspannungen, die nach dem Schneid- oder Fügeprozess zurückbleiben [39; 60; 61]. Schneiden und Stanzen beeinflusst die Hystereseverluste besonders im Bereich der Schnittkanten stärker als die Wirbelstromverluste, die davon ebenfalls erhöht werden [62–64].

2.2.2 Wirbelstromverluste

Befindet sich ein elektrisch leitfähiger Körper im Einflussbereich eines Magnetfelds mit zeitlich variierender Flussdichte $\vec{B}$, wird eine elektrische Spannung innerhalb des Körpers erzeugt. Diese Spannung führt zu einem elektrischen Strom innerhalb des Körpers, der als Wirbelstrom bezeichnet wird. Wirbelströme führen aufgrund von Widerstandserwärmung zu einem Energieverlust in Form von Wärme, die einen Kühlungsbedarf mit sich bringt.

Wirbelstromverluste L_W sind in erster Potenz abhängig von der Dichte ρ und der elektrischen Leitfähigkeit σ_E des Werkstoffs sowie in zweiter Potenz von der Frequenz f_{UM}, der Flussdichte $\vec{B}$ und der Blechdicke d [31; 34]. Daher wird zur Herstellung von Ringkernen ein Aufbau mit geschichteten, voneinander elektrisch isolierten Lamellen mit geringer Blechdicke bevorzugt, um Wirbelstromverluste zu reduzieren [15; 18; 65]. Bei einer Kombination von geringen Blechdicken und niedrigen Arbeitsfrequenzen werden die Wirbelstromverluste vernachlässigbar gegenüber den Hystereseverlusten. Mit steigenden Frequenzen und Blechdicken dominieren die Wirbelstromverluste und bilden den überwiegenden Teil der Ummagnetisierungsverluste [16; 58; 66].

$$L_W = \frac{\sigma \cdot {f_{UM}}^2 \cdot d^2 \cdot \vec{B}^2}{24 \cdot \rho} \tag{2-5}$$

Wirbelstromverluste entstehen durch elektrisch leitende Pfade und werden folglich durch Kurzschlüsse zwischen den Lamellen verstärkt [21; 67; 68]. Beinahe alle gängigen Paketierungs- und Fügeverfahren (Schweißen, Stanzen, Nieten und Kleben) führen zu einer partiellen Zerstörung der Isolation und zu einem Kontakt der Lamellen [20; 21; 69]. Dabei steigen die Wirbelstromverluste mit steigendem Querschnitt der Fügestellen. Folglich sind bei Schweißverbindungen möglichst kleine Schmelzbäder mit geringer Einschweißtiefe N_T gefordert [28; 31]. Zur Reduktion von Wirbelstromverlusten wird bei den gängigen Legierungskonzepten für Elektrobleche Silizium und Aluminium eingesetzt, um die elektrische Leitfähigkeit des Werkstoffs zu reduzieren [59].

2.2.3 Excessverluste

Sowohl Lager- und Luftreibungsverluste [55] als auch Wirbelströme an sich bewegenden Blochwänden [34; 70] werden als Excessverluste L_E bezeichnet. Die erste Modellierung der Excessverluste wurde von [71] vorgenommen. Es besteht eine Abhängigkeit von der Frequenz f_{UM} und der Flussdichte $\vec{B}$ sowie der Lamellendicke d und der Größe der magnetischen Domänen, die wiederum von Ausscheidungen, Eigenspannungen und der Korngröße beeinflusst wird (Kapitel 2.1). Die Excessverluste steigen proportional zur Korngröße [19].

2.3 Ringkerne aus Elektroblech

Bei der Herstellung von Elektroblech kann die Ausrichtung des Kristallgitters durch gezielte Sekundärkristallisationsprozesse beeinflusst werden [34]. Dadurch lässt sich die Kornstruktur in Walzrichtung ausrichten, was eine magnetische Vorzugsrichtung erzeugt [59]. Derart hergestellte Werkstoffe mit anisotropen magnetischen Eigenschaften werden als kornorientierte Elektrobleche (KE) bezeichnet [36]. Diese werden eingesetzt, wenn die magnetische Flussrichtung in den daraus hergestellten Bauteilen eindeutig definierbar ist (z. B. Transformatoren) [34]. In der Literatur findet sich häufig die Bezeichnung „Goss-Struktur“ oder „Goss-Korn“, benannt nach Norman P. Goss, der 1934 das Verfahren zu Herstellung von KE entwickelte [72; 73]. Da die KE in der Regel nicht für Elektromotoren eingesetzt werden, soll hier nicht genauer darauf eingegangen werden.

In Elektromotoren verläuft die magnetische Flussrichtung rotationssymmetrisch, was durch eine magnetische Vorzugsrichtung gestört würde. Daher wird nichtkornorientiertes Elektroblech (NKE) eingesetzt, welches aufgrund seiner willkürlich angeordneten Kornstruktur nahezu isotrope magnetische Eigenschaften aufweist [34; 70; 74]. NKE wird im schlussgeglühten Zustand gemäß DIN EN 10106 in Blechdicken von 0,35 mm bis 1 mm eingesetzt [75]. Dünnere Blechdicken von 0,05 mm bis 0,35 mm werden in der DIN EN 10303 genormt [76]. Durch das Schlussglühen wird ein geringer Kohlenstoffgehalt erzielt sowie die gewünschte Korngröße eingestellt. Zudem kann der Werkstoff direkt verarbeitet und auf eine Wärmebehandlung nach der Ringkernherstellung verzichtet werden, die die Isolationsbeschichtung zwischen den Lamellen beeinträchtigen kann [19; 77].

Ringkerne werden nicht an einem Stück aus Elektroblech hergestellt, sondern aus mehreren einzelnen Lamellen aufgebaut, die durch eine Beschichtung elektrisch voneinander isoliert sind (Abbildung 2-4). Dieser modulare Aufbau hat sich als vorteilhaft hinsichtlich der Effizienz des Elektromotors erwiesen, da die Verluste im Vergleich zu einem massiven Eisenkern geringer sind (Kapitel 2.2). Die Lamellen werden gestapelt, fixiert und mit unterschiedlichen Fügeverfahren (Schweißen, Nieten, Stanzen, Kleben) zu Ringkernen verbunden [21]. Die Ringkerne werden mit Kupferdraht umwickelt und mit einem Isolierharz vergossen, um Kurzschlüsse und Korrosion zu vermeiden [15].

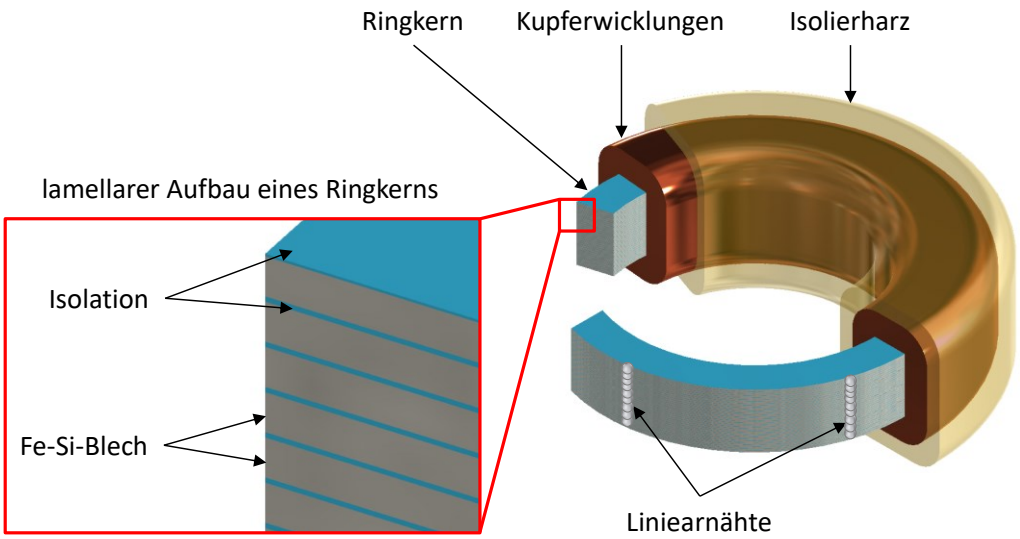


Abbildung 2-4: Skizze des lamellaren Aufbaus und der Ummantelung von Ringkernen

2.3.1 Legierungselemente

Die Legierungszusammensetzung erlaubt die Beeinflussung der mechanischen und magnetischen Eigenschaften des Elektroblechs [21; 78]. Als Werkstoff zur Herstellung von Ringkernen sind weichmagnetische Fe-Stähle mit bis zu 6,5 Gew.-% Silizium weit verbreitet. Diese sind mit geringem Energieaufwand magnetisierbar und tragen damit zur Energieeffizienz von Elektromotoren bei [65; 79; 80]. Da sich Silizium negativ auf die Härte und Duktilität auswirkt hat sich ein maximaler Anteil von ≤ 3,2 Gew.- % Silizium etabliert, um die Kaltwalzbarkeit des Elektroblechs zu gewährleisten [59; 81; 82]. Nach [79] lässt sich die Duktilität durch Zulegieren von Bor verbessern.

Das Legierungselement Silizium verringert die Ausprägung des Koerzitivfelds, wodurch die Hystereseschleife schmaler wird und die Hystereseverluste L_H sinken. Zusätzlich werden die Wirbelstromverluste L_H durch eine herabgesetzte elektrische Leitfähigkeit σ_E verringert. Allerdings sinkt mit steigendem Si-Anteil die Sättigungspolarisation J_S, was die übertragbare Leistung limitiert [19; 82]. Neben den magnetischen Eigenschaften werden auch die mechanischen und chemischen Eigenschaften des Elektroblechs beeinflusst; Streckgrenze R_e, Härte und Korrosionsbeständigkeit werden erhöht. Ab einem Siliziumanteil von > 2,5 Gew.-% steigt die Sprödigkeit stark an, was die Rissanfälligkeit erhöht, während die Wärmeleitfähigkeit sinkt. Das erhöht den Aufwand zur Kühlung, die in Abhängigkeit der vorgesehenen Betriebstemperatur erforderlich wird [18; 32; 43; 77; 82–85]. Silizium unterdrückt zudem die Bildung von Karbiden, die als Ausscheidungen an den Korngrenzen zurückbleiben können und die Wirbelstromverluste erhöhen [86; 87].

Anteile von Aluminium zwischen 0,2 und 1,0 Gew.-% verstärken die Effekte des Siliziums und führen zusätzlich zu reduzierten Verlusten [88; 89]. Dabei sollte der kombinierte Si+Al-Gehalt größer als 5 % sein, da auch die oben genannten unerwünschten Effekte von Silizium unterstützt werden [19; 82]. Diese hohen Anteile von Al und Si wirken stabilisierend auf α-Eisen; in Kombination mit dem hier vorliegenden Kohlenstoffgehalten < 0,01 % verhält sich der Werkstoff daher umwandlungsfrei und behält ein vollständig kubisch-raumzentriertes (krz) Kristallgitter von Raumtemperatur bis zur Schmelztemperatur. Eine Martensitbildung mit daraus folgender Härtesteigerung ist demnach nicht zu erwarten [77; 82].

Geringe Mengen Mangan von 0,2 bis 0,3 Gew.-% können zur Steigerung des Kornwachstums eingesetzt werden, solange der Schwefelgehalt 0,02 Gew.-% nicht übersteigt [90]. Höhere als die genannten Anteile an Mangan und Schwefel führen zu einer Steigerung der Härte beim Walzprozess und zur Bildung von Mangan-Sulfat, welches nach dem Schweißprozess Ausscheidungen bilden kann. Verunreinigungen wie Kupfer, Titan und Chrom können ebenfalls Ausscheidungen bilden. Die Ausscheidungen behindern die Blochwandbewegung und erhöhen damit die Ummagnetisierungsverluste [77; 83; 91; 92].

2.3.2 Korngröße

Die magnetischen Eigenschaften von Elektroblechen sind abhängig vom mittleren Korndurchmesser $\overline{d_K}$ des Werkstoffs [24; 48; 93]. Eine gröbere Kornstruktur hat weniger Korngrenzen, wodurch weniger Hindernisse für die Blochwände auftreten; außerdem nimmt die Materialfestigkeit und die Duktilität mit steigendem $\overline{d_K}$ ab [50; 82; 94]. Allerdings vergrößern sich bei größerem $\overline{d_K}$ die magnetischen Domänen, wodurch der Energieaufwand zur Ummagnetisierung und damit insgesamt die Verlustleistung steigt [70; 93]. Nach Untersuchungen von [24] kann auch die Ausdehnung von Eigenspannungen durch eine grobe Kornstruktur steigen. Umgekehrt steigt bei einer feineren Kornstruktur die Anzahl der Korngrenzen und damit Behinderung der Ummagnetisierung [31; 34; 39–47; 49; 50].

Übliche mittlere Korndurchmesser von Elektroblechen liegen im Bereich von 40 µm bis 150 µm [70]. Der mittlere Korndurchmesser des untersuchten Werkstoffs M280-30AP wurde anhand des Linien-Schnitt-Verfahrens gemäß DIN EN ISO 634 zu $\overline{d_K}$ = 80 µm bestimmt [95].

Die Ummagnetisierungsverluste L_{UM} erreichen bei einer Frequenz f_{UM} = 50 Hz und einer Polarisation J_P = 1,5 T ein Minimum bei $\overline{d_K}$ ≈ 130 µm (Abbildung 2-5). Die Excessverluste L_E

steigen proportional zur Korngröße, während die Hystereseverluste L_H zunächst exponentiell absinken und sich ab $\bar{d}_K$ > 200 µm einem stationären Wert annähern. Die Wirbelstromverluste L_W werden durch die Korngröße nicht beeinflusst. Bereits geringe Abweichungen von $\bar{d}_K$ bewirken einen Anstieg der Verluste, der bei höheren Frequenzen noch ausgeprägter ist [96; 97].

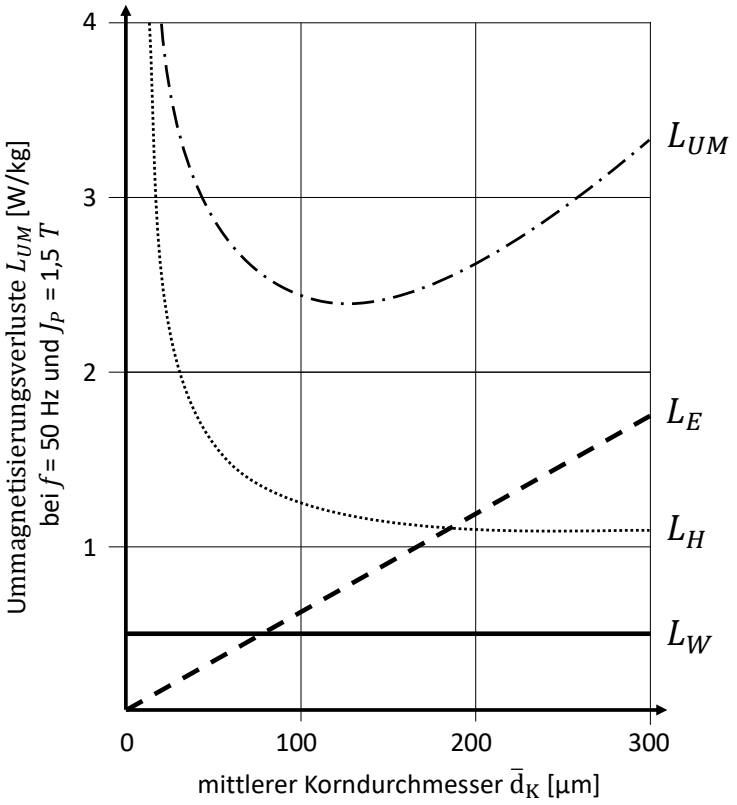


Abbildung 2-5: qualitative Änderung der Verluste in Abhängigkeit der Korngröße, in Anlehnung an [19; 42; 98]

2.3.3 Formgebung der Elektroblechlamellen

Elektrobleche werden durch einen Walzprozess hergestellt, wodurch die Werkstoffdicke variieren kann. Abweichungen von bis zu 8 % sind gemäß DIN EN 10106 und IEC 60404-8-8 zulässig [75; 99]. Die Formgebung der Elektroblechlamellen erfolgt üblicherweise durch Stanzen oder Schneiden. Beide Verfahren induzieren mechanische und/oder thermische Spannungen, die die magnetischen Eigenschaften des Werkstoffs durch Behinderung der Blochwandbewegung negativ beeinflussen [27; 39; 62; 64; 100–103]. Die Verluste nehmen mit steigendem Verhältnis von Schnittkantenlänge zu Werkstückgröße zu [24; 25; 60]; komplexe Geometrien mit langen Schnittkanten sind daher zu vermeiden. Der Einfluss des Schneidens steigt mit höheren Werten des Si-Gehalts und des mittleren Korndurchmessers $\bar{d}_K$ [25]. Negative Einflüsse durch Eigenspannungen können durch Spannungsarmglühen

reduziert werden, was sich durch den zusätzlichen und sehr energieintensiven Prozessschritt des Glühens sowohl ökonomisch als auch ökologisch negativ auswirkt und zudem die Isolationsbeschichtung der Bleche beschädigen kann [24].

Für die Formgebung der in dieser Arbeit untersuchten Lamellen wurde ein Laserstrahlschneidprozess eingesetzt. Beim Laserstrahlschneiden wird der Werkstoff aufgeschmolzen und mit Hilfe eines Schneidgases (Argon oder Stickstoff) ausgeblasen, was gleichzeitig eine Oxidation der Schnittkanten unterbindet [34; 104; 105]. Beim Schneiden entstehen durch sehr schnelle Erwärmung und sehr kurze Abkühlzeiten thermisch induzierte Eigenspannungen an den Schnittkanten, die die magnetischen Eigenschaften des Werkstoffs verschlechtern [63; 106; 107].

Die Auswirkungen des Schneidprozesses sind abhängig von den Schnittparametern; der Effekt sinkt mit steigender Schneidgeschwindigkeit und kleinerem Fokusdurchmesser, da die Wärmeeinflusszonen (WEZ) schmaler werden [108–110]. [62] und [63] stellten fest, dass das Laserstrahlschneiden die Hystereseverluste L_H stärker beeinflusst als die Wirbelstromverluste L_W.

Die Korngröße und Härte des Gefüges wird beim Schneiden nach [17; 39; 41; 111] nicht signifikant beeinflusst. Untersuchungen von [102] zeigen stattdessen einen Anstieg der Härte beim Schneiden mit Festkörperlasern von bis zu 28,5 % mit einer Ausdehnung von bis zu 1,6 mm von der Schnittkante. Dies trifft auch auf den untersuchten Werkstoff M280-30AP zu (Anhang A). Eine signifikante Beeinflussung der Korngröße konnte nicht festgestellt werden.

Beim Stanzen der Elektrobleche bleiben Grate zurück, die den Stapelfaktor reduzieren oder die Isolationsbeschichtung beschädigen können, was steigende Verluste bewirkt [112; 113]. Beim Laserstrahlschneiden von Elektroblechen ist die Literatur uneins über die Entstehung eines Grats. Entgegen der Untersuchungen von [60; 102; 111], bei denen keine Grate festgestellt wurden, bestätigen [112; 114] eine Gratbildung, die mit einer Ausprägung von ca. 30 µm um bis zu Faktor 3 kleiner ist als beim Stanzen. Bei Untersuchungen von [115] wurden die entstandenen Grate durch einen zusätzlichen Prozessschritt mit dem Schneidlaser entfernt, was neben erhöhtem Zeit- und Kostenaufwand eine zusätzliche Energieeinbringung mit dem Risiko erhöhter Spannungen beinhaltet.

Es wird davon ausgegangen, dass die Gratbildung maßgeblich vom Schneidprozess und dessen Parametern abhängt. Daher ist das Vorhandensein und die Ausprägung von Graten für Untersuchungen an Elektroblechen individuell zu quantifizieren und dessen Einfluss zu beurteilen. Als Richtwert wird in der IEC 60404-8-8 eine Grathöhe von 0,03 mm für NKE mit einer Nenndicke ≤ 0,35 mm definiert [99]. Bei den für die Untersuchungen in dieser Arbeit verwendeten Lamellen konnte keine signifikante Gratbildung (Kapitel 4.1.1) festgestellt werden.

2.3.4 Isolationsbeschichtung der Lamellen

Elektroblech wird zur elektrischen Isolation der einzelnen Lamellen mit einer Isolationsbeschichtung gemäß DIN EN 10342 versehen, die sowohl der Reduktion von Wirbelstromverlusten als auch als Korrosionsschutz dient [19; 21; 67; 68; 116]. Übliche Schichtdicken liegen im Bereich von 1 µm bis 10 µm. Die unterschiedlichen Beschichtungstypen werden in die Klassen EC-0 bis EC-6 unterteilt und bestehen aus einer Oxidschicht (EC-0 und EC-1), anorganischen (EC-2) oder organischen (EC-3 und EC-6) Bestandteilen. Die Klassen EC-4 und EC-5 sind mit Unterkategorien versehen, die beispielsweise speziell für KE (EC-5-G) oder NKE (EC-5-N) ausgelegt sind.

Manche Beschichtungsklassen sind mehr oder weniger gut geeignet für die späteren Verarbeitungsschritte. Beispielsweise sind Beschichtungen der Klasse EC-2 stark abrasiv und erzeugen beim Stanzen deutlich stärkeren Werkzeugverschleiß als die Beschichtungsklasse EC-3. Andere Beschichtungsklassen sind geeignet zum Spannungsarmglühen bei höheren Temperaturen bis 550 °C (z.B. EC-5-N und EC-6) oder 845 °C (EC-5-G).

Die Isolationsbeschichtung auf den Lamellen kann kritisch für den Schweißprozess sein, da sie das Schmelzbad kontaminieren und Nahtfehler wie Poren oder Risse verursachen kann [65; 82]. Besonders die hohen Anteile an Kohlenstoff und Sauerstoff, die in der hier untersuchten Beschichtung vorliegen, beeinflussen bei einem Kontakt mit der Schmelze das Schweißergebnis (Kapitel 5.1).

Untersuchungen von [20] zeigen einen signifikanten Anstieg der Porenbildung bei steigendem Anpressdruck des Lamellenstapels vor dem Schweißen. Es wird vermutet, dass bei zu hohem Anpressdruck der verdampfende Isolationslack nicht zwischen den Lamellen entweichen kann und daher die Poren- oder Spritzerbildung begünstigt. Daher wurde bei der

Versuchsdurchführung für diese Arbeit ein definierter Anpressdruck von 0,1 N/mm² eingestellt, der die Porenbildung nicht begünstigt.

Die Einspannung wirkt sich auf die Dehnung und Schrumpfung der Lamellen während und nach dem Fügeprozess und damit auf die Ausbildung von Schweißeigenspannungen aus [117; 118]. Der definierte Anpressdruck ist daher relevant für die Vergleichbarkeit der ermittelten Schweißeigenspannungen.

Tritt ein Abbrand von Silizium in der Schmelze auf, kann der aus der Beschichtung eingetragene Kohlenstoff zur Bildung von Karbiden führen, die an den Korngrenzen als Ausscheidungen zurückbleiben und damit die Festigkeit beeinflussen sowie die Wirbelstromverluste in der Schweißnaht erhöhen [86; 87]. Stickstoff aus der Beschichtung kann in Kombination mit Aluminium zu Ausscheidungen führen [77]. Zudem verdampft ein Teil der Isolation aufgrund des hohen Wärmeeintrags beim Laserstrahlschweißen und erzeugt Materialauswürfe/Spritzer [65; 85]. Folglich nimmt die Schweißeignung mit steigender Beschichtungsdicke ab.

2.3.5 Herstellung von Ringkernen

Allen gängigen Herstellungs- bzw. Paketierungsverfahren von Ringkernen (Wolfram-Inert-Gas- (WIG) oder Laserstrahl-Schweißen, Stanzen, Nieten und Kleben) ist gemein, dass sie die magnetischen Eigenschaften des Ringkerns im Vergleich zu einem nicht verbundenen Lamellenstapel negativ beeinflussen. Daraus folgt, dass sich jedes gängige Fügeverfahren negativ auf die Effizienz des Elektromotors auswirkt [21; 38; 85; 119; 120]. Beim Verkleben der Lamellen ist der Einfluss am geringsten, allerdings überwiegen die Nachteile eines geringen Stapelfaktors und kostenintensiver Klebstoffe [27; 69].

Der Stapelfaktor S beschreibt gemäß DIN EN IEC 60404-13 das Verhältnis von tatsächlicher Masse m eines Lamellenstapels zur theoretischen Masse. Die theoretische Masse wird durch Messung von Dichte ρ und Volumen V des Stapels bei einem Anpressdruck von 1 N/mm² ermittelt [121].

$$S = \frac{m}{\rho \cdot V} \tag{2-6}$$

Beim Laserstrahlschweißen von Ringkernen ist die Methode weit verbreitet alle Lamellen eines Stapels mit Linearnähten axial zu verschweißen. Es wird sowohl mit kontinuierlichem

(CW; continuous wave) als auch gepulstem Strahl gearbeitet [67; 122; 123]. Beim gepulsten Strahl wird das Laserlicht nicht kontinuierlich, sondern in zeitlich voneinander getrennten Intervallen emittiert. Unabhängig vom Fügeverfahren entstehen durch die lineare Verbindung aller Lamellen erhebliche Kurzschlusspfade, die die Effizienz des Elektromotors durch erhöhte Wirbelstromverluste verringern [21; 27; 34]. Die Nahtqualität wird maßgeblich durch einen geringen Vorschub gesteuert [85; 124], was nicht nur die Produktionszeit erhöht, sondern auch mit einem hohen Energieeintrag verbunden ist. Dieser führt zu negativen Effekten wie Verzug und großen Wärmeeinflusszonen, was sich durch eine Veränderung der Kornstruktur sowie durch zurückbleibende Schweißeigenspannungen negativ auf die magnetischen Eigenschaften des Ringkerns auswirken kann [39; 69; 125]. Magnetische Messungen aus [27] zeigen zunehmende Ummagnetisierungsverluste L_{UM} und reduzierte Permeabilität μ mit steigender Anzahl an linearen Schweißnähten.

2.3.6 Schweißen von Elektroblech

Der Schweißprozess beeinflusst signifikant die magnetischen, mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften des Werkstoffs in der unmittelbaren Nähe der Fügestelle [21; 22; 24]. Hierbei können unterschiedliche Ursachen für die Verschlechterung der magnetischen Eigenschaften von NKE festgestellt werden [27; 28; 78]:

- Kurzschlüsse zwischen den Lamellen
- Änderung der Kornstruktur in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone
- Mechanisch und thermisch induzierte Eigenspannungen

Heutzutage wird beim serienmäßigen Schweißen von Elektroblechlamellen üblicherweise das WIG-Schweißen angewendet. Dieses Verfahren ist allerdings durch eine maximale Schweißgeschwindigkeit von < 1 m/min sowie eine Mindestdicke der Lamellen (≥ 0,35 mm) begrenzt [82]. Diese geringen Schweißgeschwindigkeiten erzeugen große Schmelzbäder und Wärmeeinflusszonen, was zu starkem Kornwachstum und großflächigem Abbrand der Isolationsbeschichtung führen kann [126].

Eine Verringerung der thermischen Beeinflussung des Materials ist nur durch Reduzierung der eingebrachten Energie möglich, daher werden Schweißverfahren mit hohen Leistungsdichten wie das Laserstrahlschweißen als alternative Prozesse für das Schweißen von NKE eingesetzt [22; 67].

2.4 Laserstrahlung

Das Akronym „Laser“ (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) wurde erstmals 1959 von Gordon Gould öffentlich genutzt und bezeichnet eine Lichtquelle, die durch stimulierte Emission eine gerichtete, monochromatische, kohärente und parallele Strahlung erzeugt [126; 127].

- *monochromatisch* ⇔ kein breites Spektrum, sondern nur eine feste Wellenlänge λ, die maßgeblich vom laseraktiven Medium abhängt
- *kohärent* ⇔ phasengleich (schweißtechnisch nicht relevant)
- *parallel* ⇔ geringe Divergenz, dadurch geringe Aufweitung des Strahls selbst über große Entfernungen

Laserstrahlung entsteht durch die Verstärkung von Licht und diese wiederum durch stimulierte (erzwungene) Emission und unterscheidet sich damit von typischen Lichtquellen wie z.B. Glühlampen, bei denen Photonen spontan und ungerichtet emittiert werden. Die stimulierte Emission wurde schon 1916 von Albert Einstein als Umkehrung der Absorption beschrieben und 1960 mit dem Bau des ersten Lasers durch Theodore Maiman praktisch angewandt [29; 128].

2.5 Laserstrahlerzeugung

Zur Erzeugung von Laserstrahlung bedarf es eines laseraktiven Mediums, eines Resonators und einer Energiequelle in Form von Licht/Photonen [129]. Ein Atom des laseraktiven Mediums, welches einer Strahlung ausgesetzt wird, absorbiert oder emittiert gemäß der Quantentheorie nur ganzzahlige Vielfache des Energiequantums ΔE, welches dem Produkt aus Planck´schem Wirkungsquantum h und der Frequenz f der einwirkenden Strahlung entspricht [29].

$$\Delta E = h \cdot f \tag{2-7}$$

Einzelnen Elektronen der Atome des laseraktiven Mediums wird durch die auftreffenden Photonen Energie zugeführt, wodurch sie angeregt werden auf ein höheres Energieniveau zu steigen; dieser Zusammenhang wird auch als „Pumpen“ bezeichnet. Unmittelbar nach der Anregung strebt das Elektron wieder seinen energetischen Urzustand an und fällt auf das ursprüngliche Energieniveau zurück, was zur Emission eines weiteren Photons mit gleicher

Wellenlänge, Frequenz und Richtung des anregenden Photons führt. Das emittierte Photon ist wiederum in der Lage weitere Elektronen innerhalb des laseraktiven Mediums anzuregen. Geschieht dieser Vorgang ohne gezielte Energieeinbringung handelt es sich um spontane Emission. Wird die Anregung durch gezielte Energieeinbringung in das laseraktive Medium hervorgerufen, spricht man von erzwungener/stimulierter Emission. Konstante oder gepulste Energieeinbringung führt zur ständigen Wiederholung dieses Vorgangs und damit zur vielfachen Verstärkung des Lichts [126; 129–131].

Die technische Umsetzung dieses Prinzips findet in einem Resonator statt (Abbildung 2-6). Ein einfacher Resonator besteht aus dem laseraktiven Medium, einer Energiequelle („Pumpstrahlung“) und zwei Spiegeln. Ein Spiegel ist undurchlässig (Endspiegel) und reflektiert das auftreffende Licht vollständig in Richtung des zweiten, teildurchlässigen Spiegels (Auskoppelspiegel).

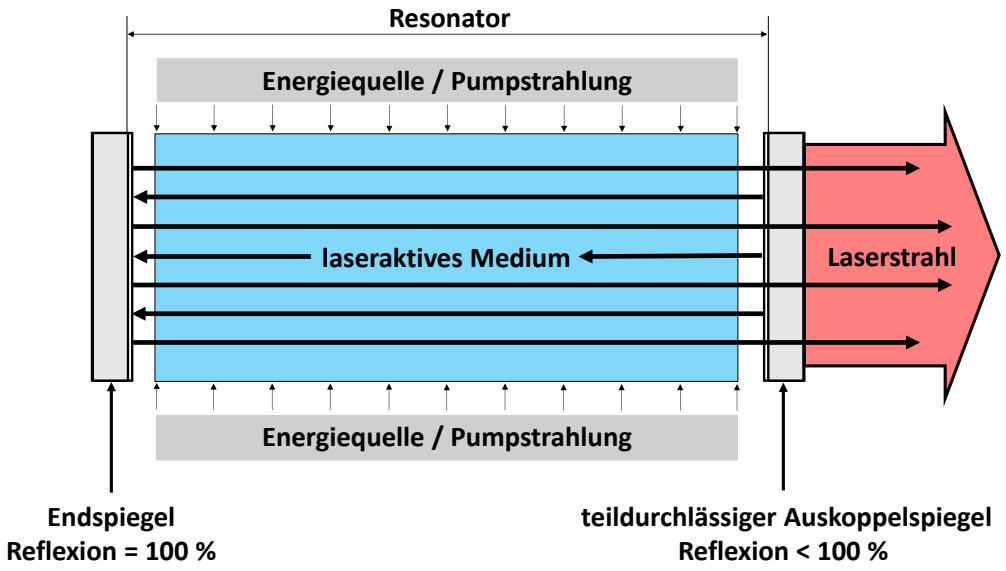


Abbildung 2-6: Prinzipskizze eines Resonators zur Laserstrahlerzeugung; in Anlehnung an [131; 132]

Wird dem laseraktiven Medium Energie zugeführt kommt es zunächst zur spontanen Emission. Ein Teil der im System vorhandenen Photonen bewegt sich zwischen den Spiegeln mehrfach durch das laseraktive Medium und erzeugt die stimulierte Emission, die eine Verstärkung des Lichts entlang der Spiegelachse bewirkt. Durch den teildurchlässigen Spiegel wird das Laserlicht aus dem Resonator ausgekoppelt und über optische Komponenten zum Werkstück geführt. Entspricht die Resonatorlänge einem Vielfachen der Laserwellenlänge, entsteht eine stehende Welle, die Interferenzen und damit Leistungsverluste vermeidet. Die

überschüssige Energie, die nicht in Form von Laserstrahlung technisch nutzbar ist, wird durch eine aktive Kühlung aus dem Resonator abgeführt [129; 131; 133].

Über den Querschnitt des ausgekoppelten Strahls variiert die Leistungsdichteverteilung bzw. Strahlintensität I_S. Diese beschreibt die auf das Werkstück auftreffende Strahlleistung P im Verhältnis zur Fläche des auftreffenden Strahls, die vom effektiven Strahldurchmesser d_{σ_eff} (im Folgenden Spotdurchmesser genannt) abhängt. Der Spotdurchmesser ist im Fokuspunkt am kleinsten und kann durch eine Änderung der Fokuslage vergrößert werden (Kapitel 2.7).

$$I_S = \frac{P}{\frac{\pi \cdot d_{\sigma_eff}{}^2}{4}} \tag{2-8}$$

Die Strahlintensität I_S wird typischerweise in der Einheit W/cm² angegeben. Die hier untersuchten Laserstrahlpulse erzeugen Schweißpunkte mit geringem Durchmesser ≤ 1 mm und werden als Einzelpuls und nicht im Verbund einer gepulsten Liniennaht betrachtet. Daher wird die Intensität zusätzlich in J/mm² angegeben.

Die Intensitätsverteilung über den Strahlquerschnitt wird mit Transversal-Elektro-Magnetischen Moden (TEM-Moden) beschrieben. Bei der mathematischen Beschreibung von TEM-Moden unterscheidet man zwischen Hermite-Gauß-Moden (kartesische Koordinaten) und Laguerre-Gauß-Moden (Zylinderkoordinaten). In beiden Fällen verläuft die Intensitätsverteilung beim Grund-Mode TEM_{00} entsprechend einer Gaußschen Normalverteilung (Abbildung 2-7). Bei sogenannten Single-Mode-Lasern (SM) wird eine einzelne TEM-Mode (TEM_{00}) eingesetzt. Werden mehrere TEM-Moden überlagert spricht man vom Multi-Mode-Laser (MM) [129; 131; 132].

Laserstrahlquellen werden üblicherweise nach besonderen Merkmalen ihres laseraktiven Mediums benannt. In der industriellen Anwendung sind derzeit Gas-Laser, Festkörperlaser (darunter Dioden- und Faserlaser), Excimerlaser und Farbstofflaser verbreitet, die aufgrund ihrer unterschiedlichen laseraktiven Medien Wellenlängen von Ultraviolett bis Infrarot abdecken [131; 134]. Die Untersuchungen dieser Arbeit wurden mit zwei unterschiedlichen Typen von Festkörper-Laserstrahlerzeugern durchgeführt, die in den folgenden Kapiteln näher betrachtet werden.

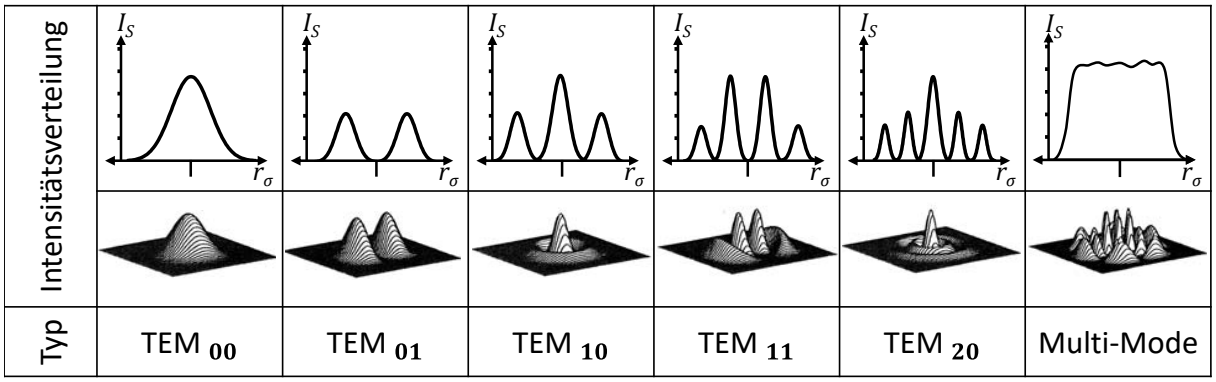


Abbildung 2-7: Intensitätsverteilung von Laguerre-Gauß-Moden TEM-Moden; in Anlehnung an [131; 132; 135]

2.5.1 Yb:YAG - Scheibenlaser

Beim hier verwendeten Scheibenlaser (Hersteller: TRUMPF; Typ: TruDisc 16002) hat das laseraktive Medium Yttrium-Aluminium-Granat (YAG) die namensgebende Form einer Scheibe, woraus sich auch die englische Bezeichnung Disc-Laser ableitet, mit einer Dicke von 100-300 µm und einem Durchmesser von 20-25 mm. Eine Dotierung mit Ytterbium (Yb) führt zu einer Wellenlänge des Laserstrahls von 1030 nm. Als Pumpstrahlung eignet sich eine Wellenlänge von 940 nm, die beispielsweise durch Laserdioden bereitgestellt und durch flexible Lichtleitfasern oder freie Strahlengänge zum Resonator geführt werden kann. Zur Erzeugung der notwendigen Pumpleistung werden mehrere Dioden-Stapel optisch überlagert [129; 131; 136].

Die Pumpstrahlung wird durch eine Kollimierlinse parallel ausgerichtet und auf einen Parabolspiegel geführt (Abbildung 2-8). Nach der ersten Reflexion am Parabolspiegel (Position 1) durchläuft die Pumpstrahlung zum ersten Mal das scheibenförmige laseraktive Medium. Die YAG-Scheibe ist mit einem Lot auf einem Kühlkörper befestigt, um eine effektive Kühlung zu erzielen und thermische Ausdehnung zu vermeiden. Dadurch bleiben die optischen Eigenschaften des Systems auch bei hohen Leistungen nahezu konstant. Eine Beschichtung auf der zum Kühlkörper gewandten Seite der YAG-Scheibe reflektiert Licht in den Wellenlängen der auftreffenden Pumpstrahlung sowie der Laserstrahlung. Dadurch kann die Scheibe sowohl als Endspiegel als auch zum Umlenken der Pumpstrahlung genutzt werden. Nach der Reflexion auf der Rückseite der verspiegelten YAG-Scheibe wird diese ein zweites Mal durchlaufen und die Pumpstrahlung zurück auf den Parabolspiegel geleitet (Position 2).

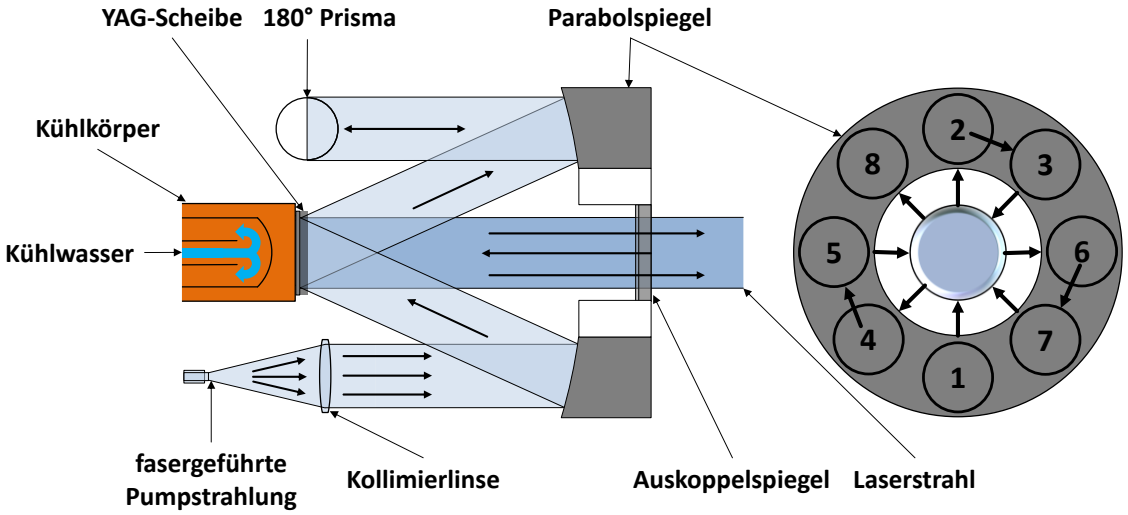


Abbildung 2-8: beispielhafter Aufbau des Resonators in Scheibenlasern; in Anlehnung an [131; 136; 137]

Ein 180°-Prisma lenkt den vom Parabolspiegel reflektierten Pumpstrahl zurück auf eine andere Stelle des Parabolspiegels (Position 3), von wo aus der Pumpstrahl wieder in Richtung der YAG-Scheibe reflektiert wird. Der in Abbildung 2-8 skizzierte Aufbau zeigt, dass der Pumpstrahl durch eine gezielte Umlenkung acht Mal am Parabolspiegel reflektiert wird und dadurch das laseraktive Medium insgesamt 16 Mal durchläuft, bevor der Strahl zum Auskoppelspiegel umgelenkt wird [129; 136–138].

Durch diesen Aufbau wird die Pumpstrahlung mehrfach genutzt und die Effizienz der Lichtverstärkung stark erhöht. Mit einer Scheibe sind aktuell Strahlleistungen von bis zu 4 kW realisierbar. Für Anwendungen in höheren Leistungsbereichen lassen sich mehrere Scheiben in einem Resonator koppeln und damit die Leistung erhöhen [139].

2.5.2 Yb - Faserlaser

Beim Faserlaser ist der Resonator in den Anfang der Lichtleitfaser integriert (Abbildung 2-9). Das laseraktive Medium ist in einen Pumpkern eingebettet, in den die Pumpstrahlung eingekoppelt wird. Das durch stimulierte Emission verstärkte Licht wird durch einen teildurchlässigen Spiegel direkt in die Lichtleitfaser eingekoppelt. Die Strahlqualität ist daher maßgeblich vom Brechungsverhalten der Lichtleitfaser abhängig (Kapitel 2.6). Bei einem geeigneten Faserdesign wird ein Strahl im Grundmode TEM_{00} (Single-Mode) erzeugt [140; 141].

Faserlaser bieten gegenüber Scheiben-Lasern den Vorteil, dass mehrere Fasern miteinander gespleißt werden können. Dadurch kann die Leistung vergleichsweise einfach und ohne Einbußen in der Strahlqualität erhöht werden [141; 142].

Beim hier eingesetzten Modell „YLS-2000-SM-Y16“ der „IPG Laser GmbH“ setzt das mit Ytterbium dotierte laseraktive Medium die Pumpstrahlung mit einer Wellenlänge von 970 nm in eine Laser-Wellenlänge von 1.070 - 1.080 nm um [143; 144].

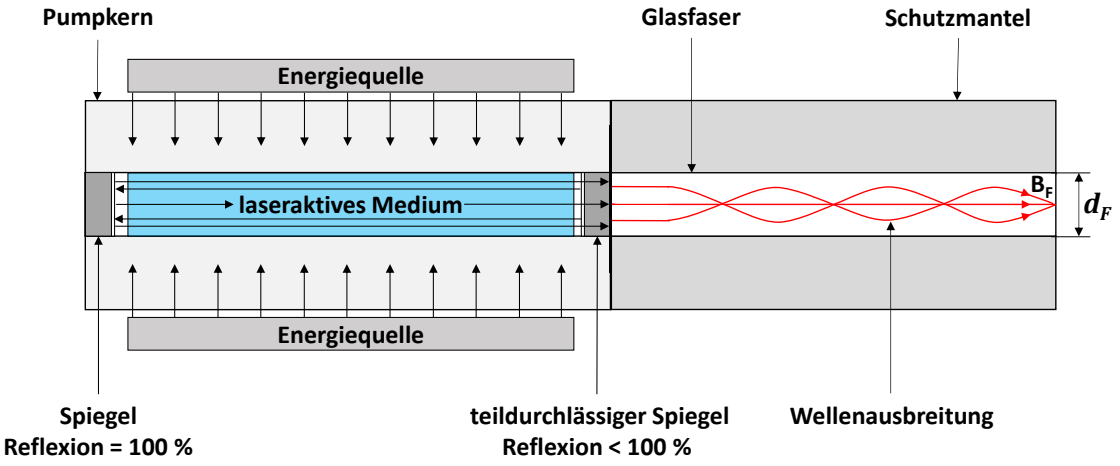


Abbildung 2-9: Strahlerzeugung in Faserlasern; [141; 143]

2.6 Strahlführung und Strahlformung

Nachdem der Laserstrahl aus dem Resonator ausgekoppelt wurde, muss er zur Fokussierung und Positionierung in ein Optiksystem geführt werden. Die Strahlführung wurde bei beiden hier eingesetzten Laserstrahlquellen (Kapitel 4.2) durch Lichtleitfasern realisiert.

Die Laserstrahlung moderner Festkörperlaser liegt im Wellenlängenbereich um 1 µm und kann verlustfrei in geeignete Glasfasern eingekoppelt werden. In höheren Leistungsbereichen mit mehreren Kilowatt Strahlleistung sind Faserdurchmesser von 50 µm bis 600 µm üblich. Zum Schutz der Faser wird sie mit einer Kunststoffschicht (oft Polyamid oder Acryl) umgeben. Durch diesen Aufbau sind die Lichtleitfasern robust, aber dennoch flexibel. [129; 131; 135; 138].

Die Anzahl der durch die Lichtleitfaser zu transportierenden TEM-Moden ist entscheidend für den Aufbau der Faser und die Intensitätsverteilung des Strahls. Bei einem Multi-Mode-Laser ist die Glasfaser von einem zusätzlichen Glasmantel umgeben, dessen Brechungsindex B_M geringer ist als der Brechungsindex der Glasfaser B_F ; sogenannte Stufen-Index-Faser

(Abbildung 2-10, oben). Dies führt bei ausreichend großen Einfallswinkeln zur Totalreflexion des Laserstrahls an der Grenzfläche zwischen Faser und Mantel, wodurch der Laserstrahl nahezu verlustfrei transportiert wird. Dabei führen unterschiedliche Reflexionswinkel dazu, dass einige Photonen einen längeren Weg beim Durchlaufen der Faser zurücklegen als andere. Daraus entsteht eine nahezu homogene Intensitätsverteilung über den Spotdurchmesser („Top-Hat“) [129; 131; 145].

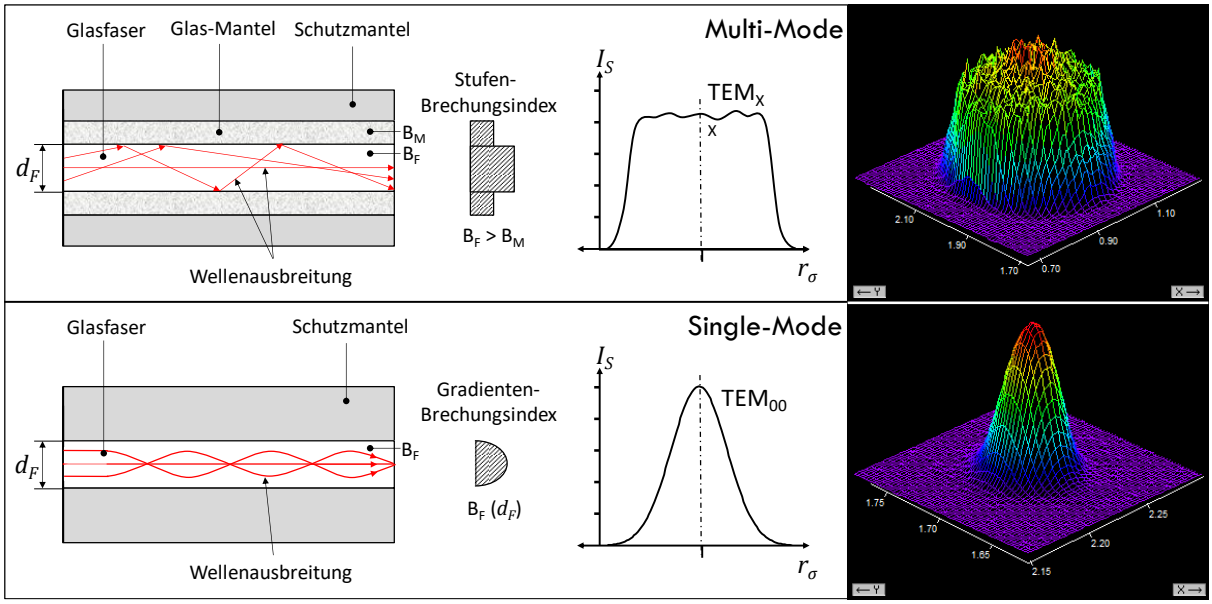


Abbildung 2-10: Schematischer Vergleich der Strahlführung und Intensitätsverteilung von Multi-Mode Laser (oben) und Single-Mode Laser (unten) mit 3D-Grafik aus Strahlvermessung vom 20.08.2021 [146]; in Anlehnung an [131; 134; 145]

Beim Single-Mode-Laser (Abbildung 2-10, unten) ist der Brechungsindex der Glasfaser B_F in der Mitte der Faser am größten (Gradienten-Index-Faser). B_F sinkt stufenlos mit steigendem Radius und geht an der Außenwand gegen null. Dadurch wird der Strahl kontinuierlich innerhalb der Faser zu deren Mittelpunkt abgelenkt, ohne an den Wänden reflektiert zu werden, und verläuft wellenförmig durch die Faser, wodurch kein weiterer Glasmantel notwendig ist. Die Intensitätsverteilung über den Fokusdurchmesser d_σ entspricht im Idealfall einer Gaußschen Normalverteilung, was sehr hohe Spitzenintensitäten erzeugt. Diese bewirken beim Schweißen hohe Einschweißtiefen und Temperaturgradienten trotz geringer Strahlleistung [129; 145; 147].

Beim Austritt des Strahls am Ende der Lichtleitfaser bewegen sich nicht alle Photonen vollständig parallel zueinander. Dadurch entsteht unmittelbar nach dem Austritt des Strahls eine Aufweitung, die als numerische Apertur A_N bezeichnet wird. A_N beschreibt den

Zusammenhang der Brechungsindices der Lichtleitfaser und dem maximalen Einkoppelwinkel α_{max}, unter dem eine Einkopplung bzw. Auskopplung aus dem Faserende möglich ist.

$$\sin(\alpha_{max}) = \sqrt{B^2{}_F - B^2{}_M} \tag{2-9}$$

Der sich aufweitende Strahl wird in einer Kollimierlinse parallel ausgerichtet und auf die Fokussierlinse geführt (Abbildung 2-11). Dieser Aufbau ermöglicht die Einbindung eines teildurchlässigen Umlenkspiegels für eine koaxiale Sicht auf das Werkstück, wodurch die Positionierung vereinfacht und eine Prozessüberwachung ermöglicht wird. Der Umlenkspiegel ist für die Wellenlänge des Laserstrahls durchlässig und beeinflusst diesen daher nicht.

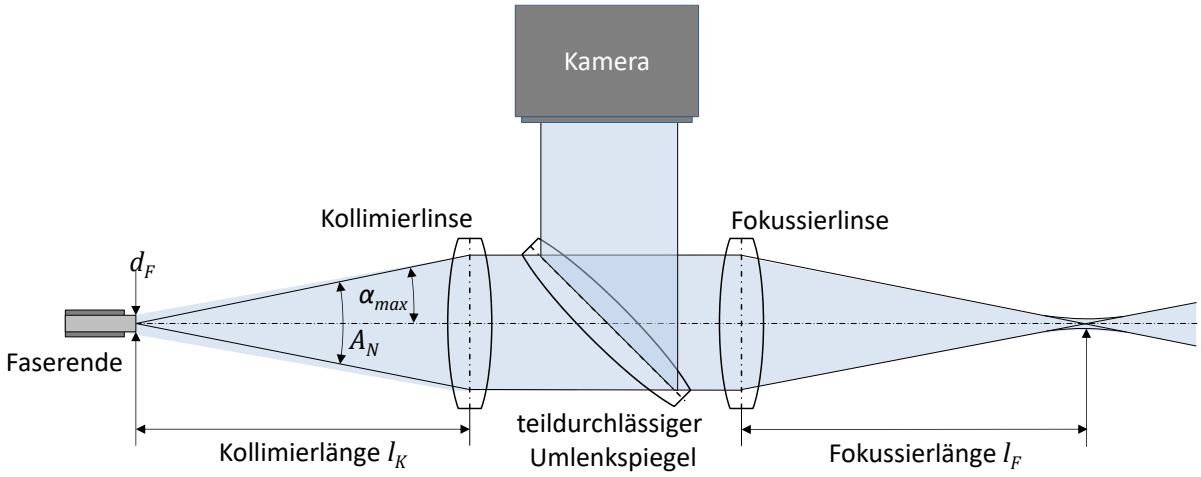


Abbildung 2-11: Strahlformung und koaxialer Einblick; in Anlehnung an [129]

Der Einsatz transmissiver optischer Elemente in Form von Linsen bietet den Vorteil kompakter und leichter Bauformen für Optiksysteme. Als Linsen-Werkstoff hat sich SiO_2 etabliert, da die Durchlässigkeit für Wellenlängen um 1 µm sehr hoch ist [148]. Zusätzlich werden die Linsen mit einer Beschichtung versehen, die auf die Wellenlänge des vorgesehenen Lasers angepasst ist. Dadurch findet keine signifikante Interaktion des Strahls mit den Linsen statt [129]. In hohen Leistungsbereichen entsteht dennoch Wärme durch eine teilweise Einkopplung des Strahls in die Linse, die zur Vermeidung von thermischer Ausdehnung und/oder einer damit verbundenen Änderung des Brechungsindex [148] über eine aktive Wasserkühlung abgeleitet werden kann. Besonders bei langen Schweißzeiten kann sich die Fokuslage durch eine temperaturbedingte Änderung der optischen

Eigenschaften verschieben und das Schweißergebnis beeinflussen. Dieser Effekt wird als Fokusshift bezeichnet [149].

Eine Verschmutzung der Linsen, beispielsweise durch Metalldampf oder Schweißspritzer, begünstigt den Fokusshift, da der Laserstrahl Wärme in die Verschmutzungen einbringen kann. Die Erwärmung kann nicht nur die optischen Eigenschaften der Linsen beeinflussen, sondern sogar zu deren Zerstörung führen. Daher werden Schutzgläser vorgesehen, die die optischen Elemente von Prozessemissionen und sonstigen Umgebungseinflüssen (z.B. Staub) abschirmen.

Alternativ zu transmissiven Optiken kann der Strahl durch Spiegel kollimiert und fokussiert werden. Trotz einer an die Laserwellenlänge angepassten Beschichtung der Spiegel findet auch hier eine teilweise Einkopplung des Strahls statt. Daher bestehen die Spiegel aus Kupfer-Werkstoffen, die eine gute Wärmeableitung ermöglichen. Diese Bauform einer Laseroptik ist kostengünstiger als transmissive Optiken, allerdings steigt das Gewicht und ggf. die Größe der Optik [129].

2.7 Strahlqualität und Fokussierung

Nach dem Verlassen der Lichtleitfaser divergiert der Laserstrahl und wird durch eine Kollimierlinse vollständig parallel ausgerichtet. Beim Fokussieren des Strahls ändert sich der Austrittswinkel über den Querschnitt der Fokussierlinse. Dadurch entsteht eine Strahltaille, deren kleinster Durchmesser als Fokuspunkt mit dem Fokusdurchmesser d_σ bezeichnet wird (Abbildung 2-12). Für die technische Nutzung eines Laserstrahls wird oft ein möglichst kleiner Fokusdurchmesser d_σ angestrebt, um eine hohe Strahlintensität I_S zu erzielen. Der Öffnungswinkel des Strahls, der Divergenzwinkel Θ_σ, sollte ebenfalls möglichst klein sein, um einen langen Bereich mit geringem Fokusdurchmesser zu erzeugen. Dieser Bereich wird durch die Rayleighlänge z_R beschrieben, die einen Abstand vom Fokuspunkt bezeichnet, in dem sich die Querschnittsfläche des Strahls verdoppelt bzw. der Fokusdurchmesser auf $\sqrt{2} \cdot d_\sigma$ steigt, wodurch die Strahlintensität I_S halbiert wird [131; 132; 147].

$$z_R = \frac{d_\sigma}{\Theta_\sigma} \tag{2-10}$$

Neben technologischen und physikalischen Einflüssen auf die Fokussierung (Kapitel 2.8.1) können auch Anwendungsfehler zu einer Fehlpositionierung der Fokuslage führen. Durch

eine große Rayleighlänge wird die Änderung des Fokusdurchmessers bei einer Fehlpositionierung sehr klein und auch für industrielle Anwendungen tolerierbar [129].

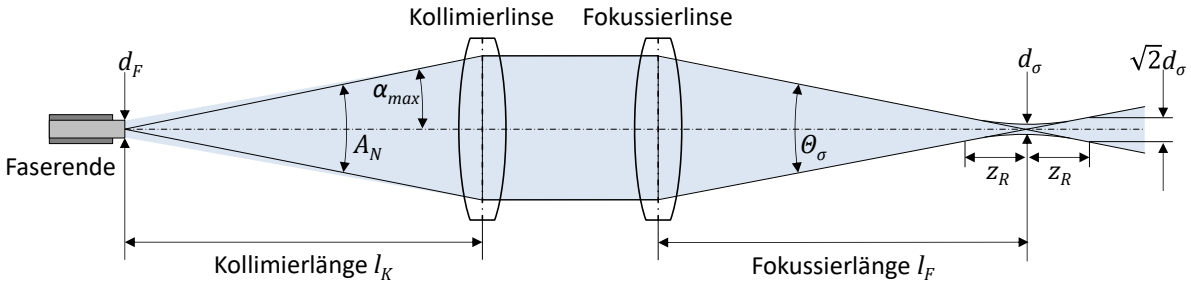


Abbildung 2-12: charakteristische Größen der Strahlqualität und Fokussierung; in Anlehnung an [126; 132]

Zur Bewertung der Strahlqualität haben sich das Strahlparameterprodukt (SPP) und die Beugungsmaßzahl M² gemäß DIN EN ISO 11145 und 11146-1 etabliert [150; 151]. Das SPP ist ein Viertel des Produkts aus Fokusdurchmesser d_σ und Divergenzwinkel Θ_σ und dient als Maß für die Fokussierbarkeit des Strahls.

$$SPP = \frac{d_\sigma \cdot \Theta_\sigma}{4} \tag{2-11}$$

Durch Umstellen von Formel (2-11) lässt sich bei bekanntem SPP und Θ_σ der theoretische Fokusdurchmesser bestimmen. Bei modernen Festkörperlasern kann der Fokusdurchmesser auch anhand des Abbildungsverhältnisses β (Fokussierlänge l_F zu Kollimierlänge l_K) und dem Faserdurchmesser d_F berechnet werden, wenn die optischen Komponenten der Strahlfokussierung als fehlerfrei vorausgesetzt werden.

$$d_\sigma = \beta \cdot d_F \quad \text{mit} \quad \beta = \frac{l_F}{l_K} \tag{2-12}$$

Als charakteristische Eigenschaft eines Strahls bleibt das SPP selbst beim Durchgang (fehlerfreier) optischer Elemente konstant. Je kleiner das SPP ist, desto besser ist der Strahl fokussierbar. Ein minimales SPP wird beim Grund-Mode TEM_{00} erreicht, da der ideale Gauß-Strahl die geringste Divergenz aufweist. SPP_{00} ist dann nur abhängig von der Wellenlänge λ des Laserstrahls [129; 131].

$$SPP_{00} = \frac{\lambda}{\pi} \tag{2-13}$$

Die Beugungsmaßzahl M² normiert das SPP eines beliebigen Strahls auf den Grund-Mode und ist folglich ein Maß dafür, wie nahe der betrachtete Strahl dem idealen Gauß-Strahl mit

M^2 = 1 kommt. Somit bedeutet eine kleine Beugungsmaßzahl eine hohe Strahlqualität, wobei M^2 immer ≥ 1 ist [132; 152].

$$M^2 = \frac{\pi \cdot d_\sigma \cdot \Theta_\sigma}{4 \cdot \lambda} \tag{2-14}$$

2.8 Laserstrahlschweißen

Der gezielte Einsatz von Laserstrahlung zum Schweißen und Schneiden sowie der Oberflächenbehandlung von metallischen Werkstoffen gehört in unterschiedlichsten Industriezweigen zum Stand der Technik. Heute ist das Laserstrahlschweißen branchenübergreifend sowohl im Dünnblech- (Automobil- und Schiffbau sowie Luft- und Raumfahrt) als auch im Dickblechbereich < 15 mm (Windkraftanlagen- und Pipelinebau) etabliert [131; 153–159]. Im Bereich der Elektromobilität wird das Laserstrahlschweißen neben dem in dieser Arbeit untersuchten Fügen von Eisenkernen beispielsweise zur Kontaktierung von Hairpins eingesetzt [160; 161].

Beim Laserstrahlschweißen wird ein kohärenter, fokussierter Strahl aus monochromatischem Licht eingesetzt, um die zum Schweißen benötigte Prozesswärme in die Fügepartner einzubringen und diese dauerhaft zu verbinden. Dabei erzeugt die verfahrenstypische hohe Intensität I_S > 10^6 W/cm² schmale Nähte mit vergleichsweise hoher Einschweißtiefe N_T. Durch den geringen Energieeintrag im Vergleich zu anderen Schweißverfahren entstehen nur kleine Schmelzvolumina und dementsprechend schmale Wärmeeinflusszonen. Der hohe Temperaturgradient zwischen Schmelze und Grundwerkstoff führt durch die schnelle Abkühlung zu ausgeprägten Schweißeigenspannungen [23; 126].

Das Laserstrahlschweißen ist genormt als Strahlschweißverfahren (DIN EN 14610) bzw. als Schmelzverbindungsschweißen durch Strahlung (DIN 8580 und DIN 8593-6) und wird im DVS-Merkblatt 3203-1 beschrieben [162–166].

2.8.1 Prinzip des Laserstrahlschweißprozesses

Trifft der Laserstrahl auf eine Werkstoffoberfläche, führt die Interaktion der auftreffenden Photonen mit den Oberflächenatomen des Werkstücks zur Übertragung von Energie in das Werkstück und damit zur Entstehung von Wärme. Entscheidend für die Interaktion des Laserstrahls mit dem Werkstoff und damit den Wärmeeintrag sind der Absorptionskoeffizient und der Einkoppelgrad (Kapitel 2.8.2).

Wird am Auftreffpunkt des Laserstrahls mehr Wärme in das Bauteil eingebracht, als konduktiv über den umgebenden Werkstoff abgeleitet werden kann, schmilzt der Werkstoff an der Oberfläche auf. Durch dieses Wärmeleitungsschweißen entstehen Schweißnähte mit geringem Aspektverhältnis A_F [126]; das heißt große Nahtbreiten N_B bei vergleichsweise geringer Einschweißtiefe N_T.

$$A_F = \frac{N_B}{N_T} \tag{2-15}$$

Übersteigt die eingebrachte Energie bei sehr hohen Intensitäten die werkstoffspezifische Schwellintensität, wird die Siedetemperatur des Werkstoffs überschritten, woraufhin dieser verdampft. Die Expansion des Metalldampfs führt zu einer Verformung des noch kleinen und flachen Schmelzbads, wodurch der Laserstrahl immer tiefer in das Werkstück eindringen und Wärme einbringen kann. Der so erzeugte Tiefschweißeffekt generiert eine für das Laserstrahlschweißen typische schmale Nahtgeometrie mit hohem Aspektverhältnis [129; 131; 132; 167].

Nach [122; 123] existiert beim CW-Prozess ein Übergangsbereich vom Wärmeleitungsschweißen zum Tiefschweißen, in dem die Einschweißtiefe trotz steigender Intensität kaum steigt. Erst bei ausreichender Intensität bildet sich die Kapillare und erzeugt das Tiefschweißen. Beim gepulsten Prozess steigt die Einschweißtiefe stattdessen ohne Übergangsbereich linear mit der Strahlintensität.

Der fortlaufend entstehende Metalldampf formt eine Dampfkapillare, die von flüssiger Schmelze umgeben ist (Abbildung 2-13). Der expandierende Metalldampf erzeugt eine Kraft, die entgegen der Oberflächenspannung und dem hydrostatischen Druck der Schmelze wirkt und die Dampfkapillare aufrechterhält [168]. Wird das Bauteil unter dem Strahl hindurchgeführt, interagiert der Laserstrahl maßgeblich mit der Front der Kapillare. Dabei wird der Laserstrahl mehrfach an der von dynamischen Wellenbewegungen geprägten Oberfläche der Schmelze bzw. der Kapillarwand [169–171] reflektiert und tiefer in die Kapillare geleitet. Bei jeder Reflexion wird ein Teil der vom Strahl transportierten Energie absorbiert, wodurch der Einkoppelgrad (Kapitel 2.8.2) und die Effizienz des Schweißprozesses deutlich ansteigen [129; 130; 132].

Beim Schweißen wird an der Front und dem Grund der Kapillare kontinuierlich Material aufgeschmolzen. Dieser flüssige Schmelzemantel fließt um die Kapillare herum und bildet

hinter der Kapillare ein Schmelzbad, welches durch verschiedene Strömungsvorgänge geprägt ist. Durch lokale Konzentrationsunterschiede von z.B. Schwefel, Phosphor und Sauerstoff entstehen Grenzflächen innerhalb der Schmelze. Die temperaturabhängige Oberflächenspannung (Marangoni-Effekt) dieser Grenzflächen beeinflusst die Konvektion in der Schmelze und die entstehende Nahtgeometrie [172].

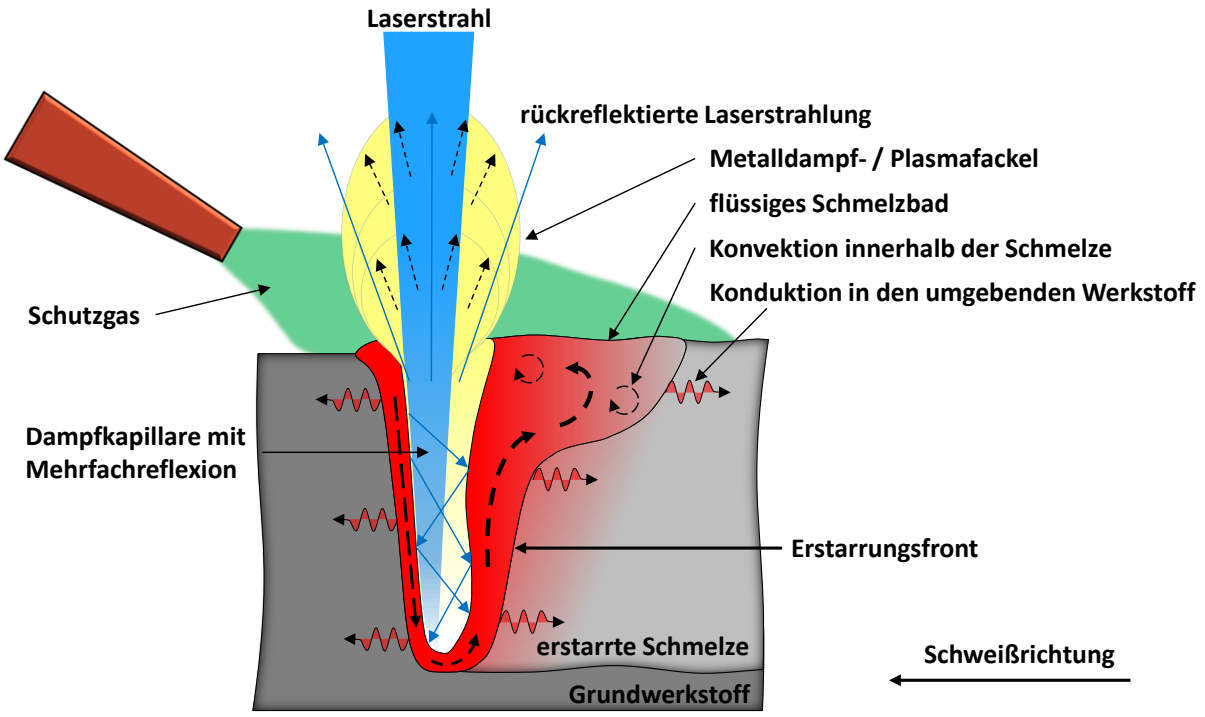


Abbildung 2-13: Strahlschweißen mit Tiefschweißeffekt an Atmosphäre; Prinzip-Skizze in Anlehnung an [129; 134]

Darüber hinaus wurde von [173] anhand von in-situ Röntgenaufnahmen festgestellt, dass der Druck durch den expandierenden Metalldampf im unteren Bereich der Kapillare eine Strömung der Schmelze in Schweißrichtung erzeugt (Abbildung 2-13). Zudem wurde gezeigt, dass der Schmelzemantel von der Vorderseite der Kapillare maßgeblich unterhalb der Kapillare und anschließend entlang der Erstarrungsfront strömt. Dabei können Metalldampfblasen mitgeführt werden und zu Porenbildung im Schweißgut führen. Die unterschiedlichen Strömungseffekte bewirken, dass das Schmelzbad im oberen Bereich länger ist und später erstarrt als die tiefer liegenden Bereiche. Die Form der Schmelze wird zudem dadurch beeinflusst, dass die tieferen Bereiche von vergleichsweise kaltem Werkstoff umgeben sind, der die Schmelze abkühlt. Die oberen Bereiche hingegen sind durch den andauernden Wärmeeintrag und die darunterliegende, bereits erstarrte Schmelze von höheren Temperaturen umgeben. Die Wärme kann durch den geringeren

Temperaturgradienten nur langsam abgeleitet werden, was zu einem Wärmestau im oberen Bereich führt.

Neben der Interaktion des Laserstrahls mit den Wänden der Dampfkapillare findet zusätzlich eine Interaktion mit dem Metalldampf statt. Bei CO_2-Lasern koppelt der Strahl aufgrund seiner Wellenlänge von 10,6 µm in den Metalldampf ein, welcher dadurch überhitzt und ionisiert wird. Das führt zur Bildung eines laserinduzierten Plasmas (T ≈ 15. 000 K bis 30.000 K) innerhalb oder direkt oberhalb der Kapillare, welches die Laserleistung vom Werkstoff abschirmt. Stattdessen koppelt der Strahl ebenfalls in das Plasma ein, was die Einschweißtiefe deutlich reduziert. Die Interaktion des Laserstrahls mit den durch die Ionisierung freigewordenen Elektronen wird als „inverse Bremsstrahlung“ bezeichnet [130; 174–176]. Zur Vermeidung dieses Effekts werden schwer ionisierbare Prozessgase wie Helium, Argon oder Stickstoff eingesetzt [177]. Oberhalb des Plasmas bildet sich eine Metalldampffackel mit einer Höhe von bis zu 70 mm [178].

Die Interaktion des Laserstrahls mit dem Metalldampf ist in zweiter Potenz abhängig von der Wellenlänge des Laserlichts, daher tritt bei modernen Festkörperlasern mit geringerer Wellenlänge nur noch eine untergeordnete Wechselwirkung auf [129; 130; 174; 179–182]. Bei einer Wellenlänge um 1 µm bildet sich kein laserinduziertes Plasma, sondern ein Metalldampf im Temperaturbereich von 5.100 K bis 5.600 K bei Aluminiumlegierungen und 4.000 K bis 4.600 K bei Eisenwerkstoffen [183–186]. Der aufgrund dieser hohen Temperaturen variierende Brechungsindex der Luft bzw. des Schutzgases auf dem Weg des Laserstrahls von der Optik zum Werkstück kann die Fokussierung des Laserstrahls beeinflussen.

Der Metalldampf expandiert oberhalb der Kapillare und kühlt ab. Dadurch kondensiert der Dampf und es bilden sich Metallpartikel mit einer Größe von 10 nm bis 200 nm, mit denen der Laserstrahl interagiert. An jedem Partikel findet Absorption und Reflexion statt, was die am Werkstück auftreffende Strahlleistung verringert. Hinzu kommt der thermische Linseneffekt. Die Laserstrahlung, die von den Partikeln absorbiert wird, erzeugt einen lokalen Temperatur- und Dichtegradienten, was zu einem räumlich und zeitlich variierenden Brechungsindex führt. Daraus resultiert eine inhomogene Ablenkung des Laserstrahls, wodurch die Strahlkaustik, die Fokuslage und die Position des Strahls auf dem Bauteil

verändert werden kann. Beide beschriebenen Effekte wirken sich negativ auf die Einschweißtiefe aus [142; 187; 188].

2.8.2 Absorptionsgrad und Einkoppelgrad

Die Interaktion von auftreffender Strahlung mit einem Werkstück wird durch die Fresnel-Gleichungen und den Zusammenhang von Reflexion, Absorption und Transmission beschrieben [131; 134; 189]. Auftreffende Strahlung wird zum Teil an der Oberfläche des Werkstücks reflektiert; dieser reflektierte Anteil ist abhängig vom Werkstoff, seiner Oberflächenbeschaffenheit und der Wellenlänge λ der Strahlung. Beim Schweißprozess wird ein Teil der auftreffenden Laserstrahlung an der Oberfläche des Werkstücks reflektiert, trägt also wie transmittierte Strahlung nicht zum Energieeintrag in das Werkstück bei. Gleiches gilt für Laserstrahlung, die an der Oberfläche der flüssigen Schmelze reflektiert und nicht in die Kapillare gelenkt wird.

Transmission kann bei Werkstücken auftreten, deren Dicke unterhalb der optischen Eindringtiefe der Laserstrahlung liegt. Da die optische Eindringtiefe für Laserstrahlung mit technisch relevanten Wellenlängen im Bereich von wenigen Nanometern liegt, tritt beim Schweißen üblicherweise keine Transmission durch das deutlich dickere Werkstück auf. Für die Energieeinkopplung, also die Überführung von auftreffender Laserstrahlung in Prozesswärme, ist folglich nur die Absorption der Laserstrahlung von Bedeutung. Der Grad der Absorption η_A sei definiert als das Verhältnis von absorbierter Strahlleistung P_A zur auftreffenden Strahlleistung P [131; 132; 190].

$$\eta_A = \frac{P_A}{P} \tag{2-16}$$

Der Absorptionsgrad ist abhängig vom Werkstoff (Abbildung 2-14) sowie dessen Temperatur und Oberflächenbeschaffenheit (insbesondere Sauberkeit, Rauheit und Oxidationsgrad) [131]. So kann bei Aluminiumlegierungen der Absorptionsgrad auf bis zu 15 % steigen, wenn der Werkstoff bis zur Verdampfungstemperatur erwärmt wird. Dagegen tritt bei Eisen nur eine geringe Änderung des Absorptionsgrads bei höheren Temperaturen auf [190]. Der Grad der Energieeinkopplung η_E sei definiert als das Verhältnis des Anteils von in das Werkstück eingebrachter Laserstrahlung P_E zur auftreffenden Strahlleistung P [129].

$$\eta_E = \frac{P_E}{P} \tag{2-17}$$

Beim Wärmeleitungsschweißen und Laserstrahlschneiden entspricht der Absorptionsgrad dem Grad der Einkopplung. Beim Tiefschweißen ändert sich der Absorptionsgrad lokal innerhalb der Kapillare aufgrund variierender Temperaturen und Auftreffwinkel des Strahls auf der Kapillarwand. Durch Mehrfachreflexionen innerhalb der Kapillare findet wiederholt eine Absorption an der Kapillarwand statt, die die Effizienz des Prozesses erhöht. Mit steigendem Aspektverhältnis A_F (Gl. (2-15)) steigt folglich der Einkoppelgrad η_E bis zu einem werkstoffspezifischen stationären Wert von 90 % bei Stahl und 75 % bei Aluminium [129; 131; 190; 191].

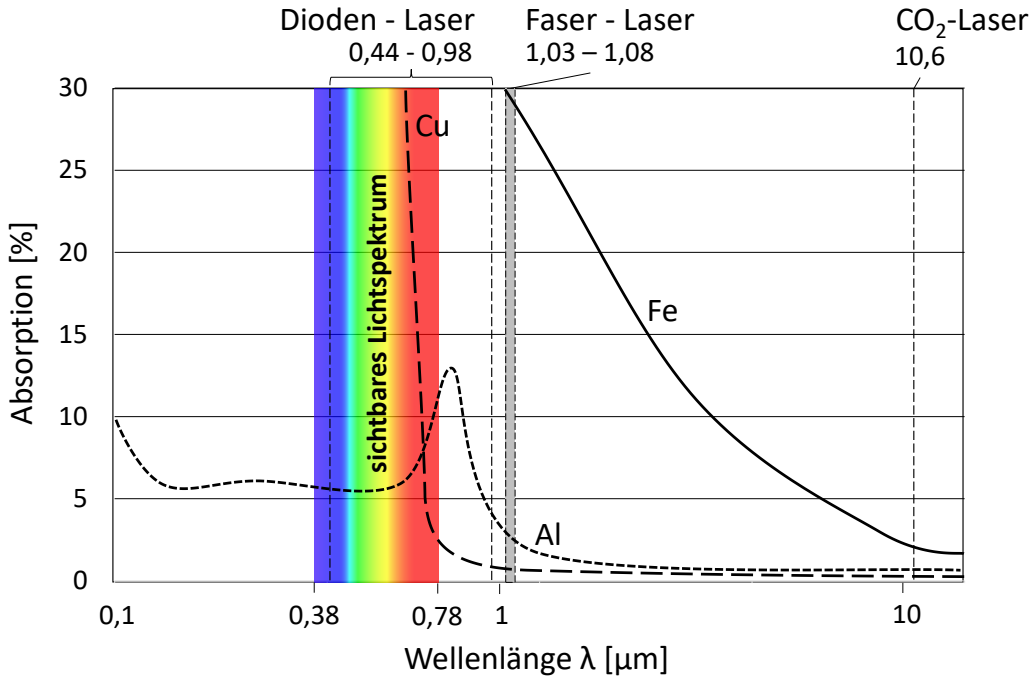


Abbildung 2-14: Wellenlängenabhängiger Absorptionsgrad bei 20 °C [129; 132; 134; 147; 190]

Modelle von [192; 193] zeigen eine Abhängigkeit der Reflexion und damit des Absorptionsgrads von der Wellenlänge des Laserstrahls und vom Auftreffwinkel des Strahls auf die Kapillarwand. Da der Strahl während des Schweißprozesses üblicherweise in einem konstanten Winkel auf das Werkstück trifft ist der Auftreffwinkel abhängig vom Winkel der Kapillarwand. Dieser Winkel ist maßgeblich abhängig von der Schweißgeschwindigkeit und der Strahlintensität und ebenso dynamisch, wie die Oberfläche der Kapillarwand selbst [169–171].

2.8.3 Strahlpulsen

Beim gepulsten Laserstrahlprozess trifft der Strahl im Gegensatz zum Dauerstrichlaser (CW) in zeitlich voneinander getrennten Intervallen auf das Werkstück. Dadurch kann das Bauteil zwischen den Pulsen abkühlen und der Wärmeeintrag deutlich reduziert werden. Trotz der kurzen Einwirkdauer eines einzelnen Pulses von üblicher Weise wenigen Mikrosekunden bis zu mehreren hundert Millisekunden kann ein Schweißpunkt mit Tiefschweißeffekt erzeugt werden [131]. Dabei ist die Einschweißtiefe eines kurzen Pulses höher als die eines längeren Pulses gleicher Pulsenergie E_P [194]. Die Pulsenergie E_P sei definiert als das Integral der Pulsleistung P_P über die Pulsdauer t_P.

$$E_P = \int_{t_0}^{t_P} P_P(t)\, dt \tag{2-18}$$

In Abhängigkeit der Pulsleistung P_P, der Pulsdauer t_P und der Relativbewegung des Bauteils zum Strahl, also der Schweißgeschwindigkeit v_S, überlappen die einzelnen Pulse und erzeugen zusammenhängende Schweißnähte. Die Pulsenergie E_P ist dabei der einflussreichste Faktor für die Einschweißtiefe [195]. Das gepulste Laserstrahlschweißen wird heute industriell beispielsweise zum Bohren [196], Strukturieren von Oberflächen [197] und für sehr schmale Nähte mit sehr geringer Einschweißtiefe (z.B. Folien) eingesetzt [198]. Die konduktive Selbstabschreckung der Fügestelle durch den umliegenden Werkstoff führt zu sehr hohen Abkühlraten mit bis zu 10^6 K/s [199–201].

Wie beim CW-Prozess ist die Strahlintensität entscheidend für die entstehende Nahtgeometrie (Abbildung 2-15). Bei üblichen Werkstoffen entsteht im Bereich von I_S = 10^4 bis 10^6 W/cm² ein oberflächennahes Schmelzbad, welches Wärme konduktiv an den umgebenden Werkstoff abgibt. Dieses Wärmeleitungsschweißen erzeugt in Abhängigkeit des sich einstellenden Gleichgewichts zwischen der auftreffenden Strahlleistung und der Wärmeabfuhr durch Konvektion, Konduktion und Abstrahlung Nahtgeometrien mit geringem Aspektverhältnis.

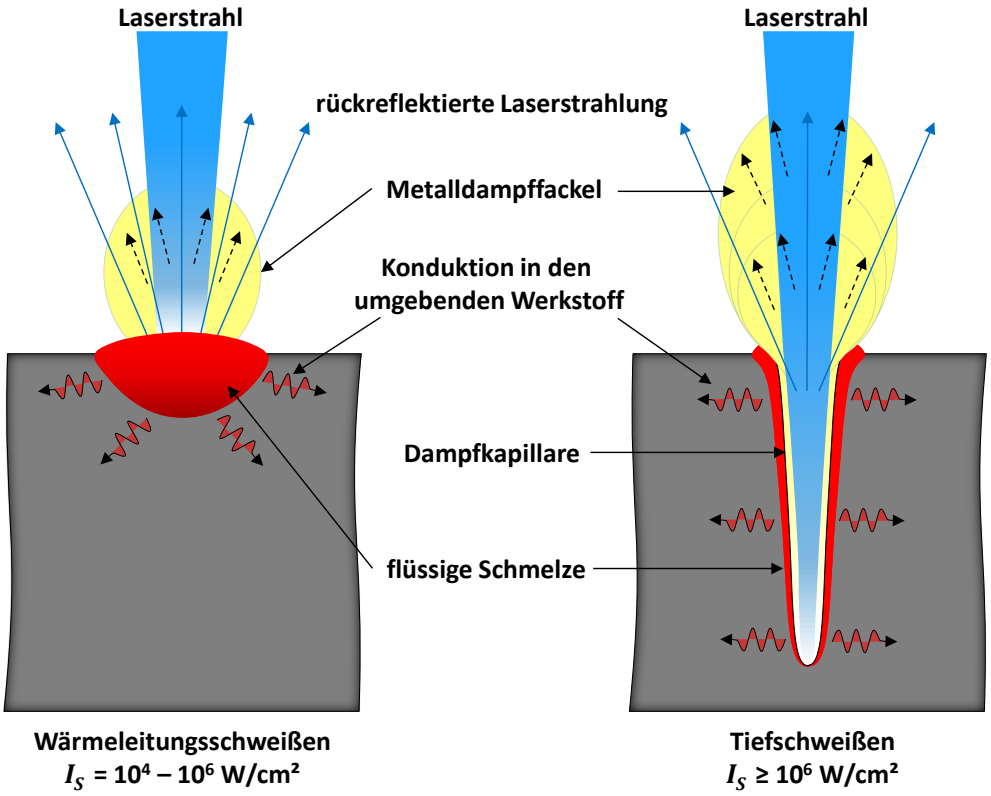


Abbildung 2-15: schematische Darstellung des gepulsten Laserstrahlprozesses; links: Wärmeleitungsschweißen, rechts: Tiefschweißen. In Anlehnung an [126; 129]

Bei höheren Intensitäten $I_S \geq 10^6$ W/cm² bildet sich eine Dampfkapillare und der Tiefschweißeffekt. Beim Wärmeleitungsschweißen wird an der Oberfläche der Schmelze ein größerer Teil der auftreffenden Strahlleistung reflektiert als beim Tiefschweißen. Allerdings entsteht keine ausgeprägte Metalldampffackel, wodurch der Strahl auf seinem Weg zum Bauteil weniger beeinflusst wird [129].

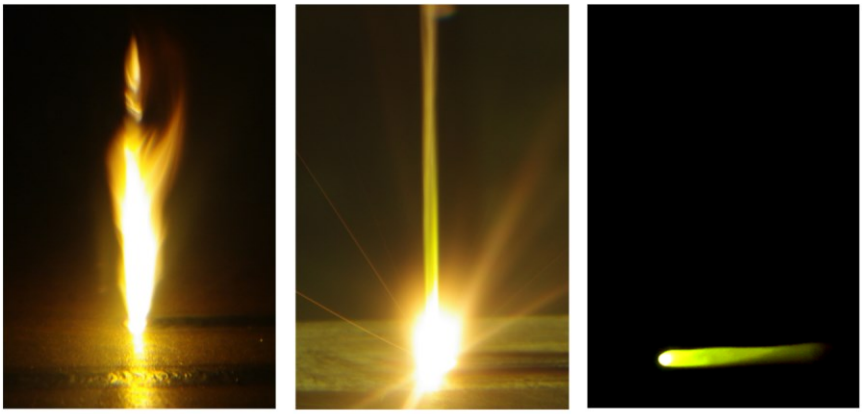
2.9 Laserstrahlschweißen im Vakuum (LaVa)

Das Laserstrahlschweißen im Vakuum (LaVa) kombiniert die Vakuumtechnik mit modernen Laserstrahlquellen. Das Resultat ist eine deutliche Steigerung der Einschweißtiefe sowie kleinere und ruhigere Schmelzbäder, was die Neigung zu Spritzern und Porenbildung verringert und die Prozessstabilität sowie die Nahtqualität gegenüber dem Laserstrahlschweißen an Atmosphäre erhöht. Darüber hinaus können Anlauffarben in Abhängigkeit des Arbeitsdrucks und des Restsauerstoffgehalts vermieden werden [156; 182; 202–208].

Im Bereich des Laserstrahlschweißens wurde die Vakuumtechnik ursprünglich genutzt, um beim Einsatz von CO_2-Lasern eine Reduktion der Metalldampffackel zu erzielen [181]. Im

Vakuum steigt die mittlere freie Weglänge, die Partikel zurücklegen müssen, bevor sie auf andere Partikel treffen. Bei einem Druck von p = 1 mbar beträgt die mittlere freie Weglänge eines Gasmoleküls ca. 100 µm und ist damit um den Faktor 1.500 größer als bei Atmosphärendruck [202]. Aufgrund der geringeren Dichte der Restatmosphäre wird die konvektive Abkühlung des Metalldampfs bei dessen Expansion verringert. Die größere freie Weglänge und die verringerte Abkühlgeschwindigkeit behindern die Kondensation des Metalldampfs und führen zur Bildung von kleineren Partikeln, die in geringerer Anzahl auftreten als an Atmosphäre. Folglich trifft der Laserstrahl im Vakuum auf seinem Weg zum Werkstück auf weniger Partikel und geringere Dichteunterschiede und wird demnach weniger gestreut, was die Effekte der Strahlaufweitung und inverser Bremsstrahlung deutlich reduziert [134; 156; 209].

Bei p = 1 mbar ist keine sichtbare Metalldampffackel mehr erkennbar (Abbildung 2-16) [202; 203; 210–213]. Dadurch ist die am Werkstück auftreffende Leistung höher als bei Atmosphärendruck, was die Effizienz des Prozesses steigert. Bei modernen Festkörperlasern ($\lambda \approx 1$ µm) ist die Einkopplung in den Metalldampf aufgrund der im Vergleich zum CO_2-Laser (λ = 10,6 µm) kurzen Wellenlänge deutlich geringer. Daher ist der Einfluss der im Vakuum deutlich reduzierten Metalldampffackel auf die Einschweißtiefe nur gering [130; 182].



1.000 mbar 10 mbar 1 mbar

Abbildung 2-16: Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Metalldampffackel [210; 212]

Die starke Steigerung der Einschweißtiefe, die im Vergleich zum Laserstrahlschweißen an Atmosphäre mit dem LaVa-Prozess mehr als verdoppelt werden kann [129; 205], beruht überwiegend auf der druckabhängigen Siede- bzw. Verdampfungstemperatur der Werkstoffe [182]. Bei einem Arbeitsdruck von 1 mbar verringert sich die Siedetemperatur

von Eisen um ca. 1.100 °C im Vergleich zum Atmosphärendruck, während die Schmelztemperatur nahezu identisch bleibt (Abbildung 2-17).

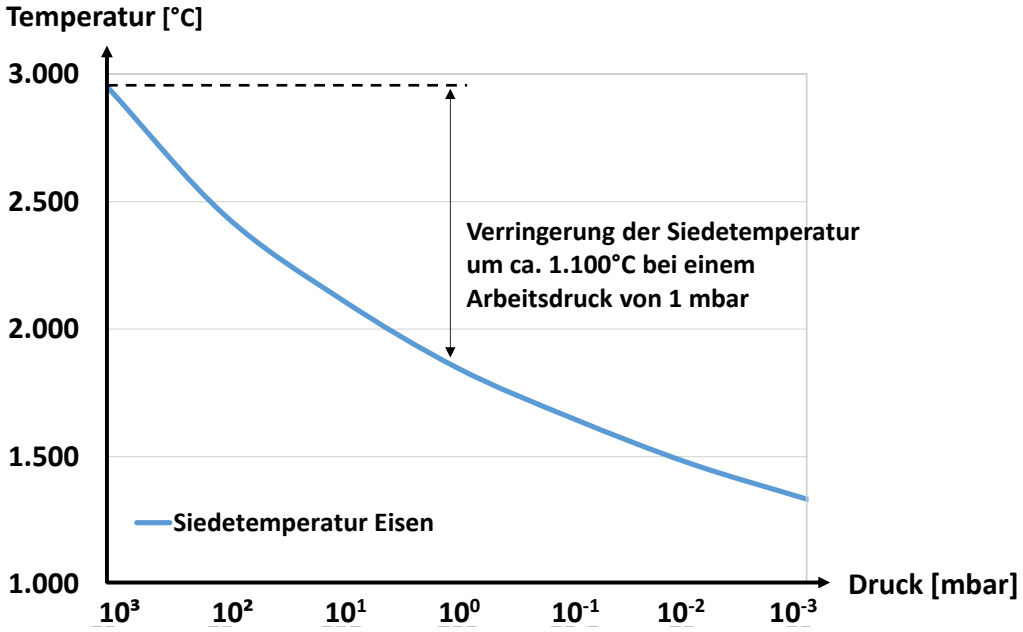


Abbildung 2-17: druckabhängiger Verlauf der Siede- und Schmelztemperatur von Eisen [214; 215]; in Anlehnung an [182]

Die geringere Siedetemperatur führt zu mehreren Effekten. Bei gleicher auftreffender Strahlleistung wird mehr Material verdampft als an Atmosphäre. Darüber hinaus zeigen Untersuchungen von [216] Hinweise auf eine Reduzierung der Schwellintensität bei geringerem Arbeitsdruck. Der Strahl dringt tief in das Werkstück ein und erzeugt dabei Metalldampf, der die entstandene Kapillare stabilisiert. Die geringere Siedetemperatur der Werkstoffe im Vakuum legt nahe, dass die Temperaturen innerhalb der Kapillare und der flüssigen Schmelze sowie am Phasenübergang vom Metalldampf zur flüssigen Kapillarwand deutlich niedriger sind als bei Atmosphärendruck. Da die Schmelztemperatur und die konduktive Wärmeleitung in den umgebenden Werkstoff nicht druckabhängig sind, ist der Abtransport der eingebrachten Wärme vergleichbar zum klassischen Atmosphären-Prozess. Der geringere Temperaturgradient und die stärkere Verdampfung führen bei gleicher Wärmezu- und -abfuhr zu einem dünneren Schmelzemantel um die Kapillare, die dadurch stabiler wird [182; 210; 214; 215; 217].

Untersuchungen von [218] zeigen, dass die Strömungsgeschwindigkeit des Metalldampfs beim LaVa-Prozess geringer ist als beim Laserstrahlschweißen an Atmosphäre. Es wird vermutet, dass die geringere Temperatur der Schmelze sowie innerhalb der Kapillare einen

geringeren Partialdruck des Metalldampfs hervorruft. Dadurch wird die Expansionsgeschwindigkeit des Metalldampfs reduziert.

Beim Schweißen im Vakuum verläuft die Strömungsrichtung des Schmelzemantels primär radial um die Kapillare herum (Abbildung 2-18) [173]. Die Strömungsrichtung der Schmelze hinter der Kapillare verläuft entgegengesetzt zu den in Kapitel 2.8.1 beschriebenen klassischen Schweißungen an Atmosphäre. Die Schleppkraft des Metalldampfstroms bewirkt, dass die flüssige Schmelze an den Kapillarwänden entgegen der Strahlrichtung fließt und im Schmelzbad entgegen der Schweißrichtung strömt. Dadurch wird das flüssige Material zurück in den unteren Bereich des Schmelzbads geführt, was die Kapillarwand stabilisiert und die Bildung von Poren verringert [173; 219].

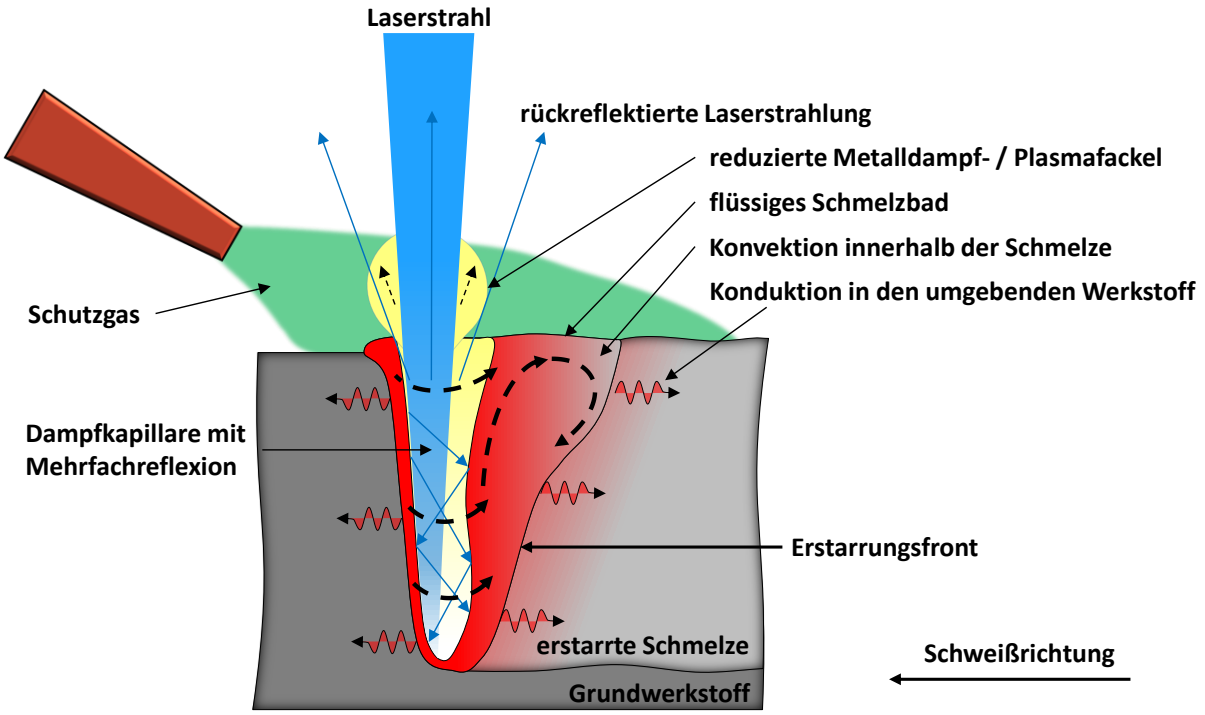


Abbildung 2-18: Strahlschweißen mit Tiefschweißeffekt im Vakuum; Prinzip-Skizze in Anlehnung an [129]

2.10 Einflüsse von Verunreinigungen auf das Laserstrahlschweißen

Laserstrahlschweißprozesse zeichnen sich durch sehr hohe Intensitäten aus, die in Abhängigkeit des Spotdurchmessers d_{σ_eff} und der Strahlleistung P Werte > 10^6 W/cm² erreichen können. Diese hohen Intensitäten sind geeignet den zu fügenden Werkstoff aufzuschmelzen und sogar lokal zu verdampfen. Daher werden Verunreinigungen, die sich auf den zu fügenden Oberflächen befinden ebenfalls verdampft. Dabei besteht das Risiko,

dass die flüssige Schmelze durch die schlagartig verdampfenden und dabei expandierenden Verunreinigungen ausgeblasen wird. Dieser als „Spritzer“ bezeichnete Materialverlust reduziert das Volumen der Schmelze, was zu einer Reduktion des Anbindungsquerschnitts und damit der Festigkeit bzw. Belastbarkeit des Bauteils führen kann. Außerdem können Spritzer die Anlagentechnik (z. B. optische Komponenten, Schutzgasleitungen oder die Einspannvorrichtung) verschmutzen und/oder beschädigen [126].

Während des Schweißprozesses können feste, flüssige oder gasförmige Anteile von Verunreinigungen in die Schmelze eindringen. Dadurch sind beispielsweise Einflüsse auf die Legierungszusammensetzung oder die Kornstruktur möglich. Besonders der Eintrag von Wasserstoff oder Sauerstoff in die flüssige Schmelze kann Nahtfehler wie Poren oder Risse verursachen [65; 85].

Prozesskritische Verunreinigungen können unbeabsichtigt durch Rückstände aus der Produktion (z. B. Stäube, Fette, Oxide und Schneid- oder Walzöle) in den Fügespalt gelangen oder bewusst aufgebracht werden (z. B. Beschichtungen zur elektrischen Isolation oder zum Korrosionsschutz). Eine sorgfältige Entfernung dieser Verunreinigungen ist für die Anwendung von Strahlschweißprozessen stets zu empfehlen, um die oben genannten negativen Einflüsse auf das Schweißergebnis zu vermeiden [126].

2.11 Eigenspannungen

Die heute gängige Kategorisierung von Eigenspannungen basiert auf den Untersuchungen von Georg Masing aus dem Jahr 1925. Demnach wird zwischen drei Arten von Eigenspannungen unterschieden [220–222]:

- Eigenspannungen I. Art sind Makrospannungen, die über mehrere Körner hinweg nahezu homogen sind.
- Eigenspannungen II. Art sind Mikrospannungen, die innerhalb eines einzelnen Korns oder nur in einem Teilbereich eines Korns homogen sind.
- Eigenspannungen III. Art sind inhomogene Mikrospannungen und erstrecken sich lediglich über einige Atomabstände bis hin zu kleinen Teilbereichen einzelner Körner.

Eigenspannungen I. Art bilden die mittlere Spannung über einen mehrere Körner umfassenden Bereich ab; es handelt sich folglich um Mittelwerte. Eigenspannungen II. Art

und III. Art können aufgrund ihrer deutlich geringeren Ausdehnung als Schwankungen um diese Mittelwerte verstanden werden; daher werden sie als Standardabweichungen der Eigenspannungen I. Art quantifiziert. Bei der Quantifizierung von Eigenspannungen ist zu beachten, dass Eigenspannungen in festen Werkstoffen nicht durch direkte Messungen, sondern lediglich anhand von Berechnungen qualitativ ermittelt werden können. Dabei werden Druckeigenspannungen mit negativem und Zugeigenspannungen mit positivem Vorzeichen angegeben [221; 223; 224].

2.11.1 Entstehung von Schweißeigenspannungen

Eigenspannungen entstehen aufgrund von Schrumpfungen oder Gefügeumwandlungen, wenn die zum Spannungsabbau erforderliche plastische Verformung behindert wird [118; 221; 225].

Umwandlungs-Eigenspannungen entstehen durch den Volumenunterschied zwischen kubisch-raumzentrierter (krz) und kubisch-flächenzentrierter (kfz) Gitterstruktur. Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff unterliegt aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung keinen Umwandlungsprozessen (Kapitel 2.3.1), daher wird auf diese Art der Eigenspannungsentstehung nicht genauer eingegangen [77].

Schrumpfungen und die daraus resultierenden Eigenspannungen sind abhängig von der eingebrachten Wärmemenge und dem dadurch entstehenden Temperaturgradienten zum umliegenden Werkstoff (Abbildung 2-19).

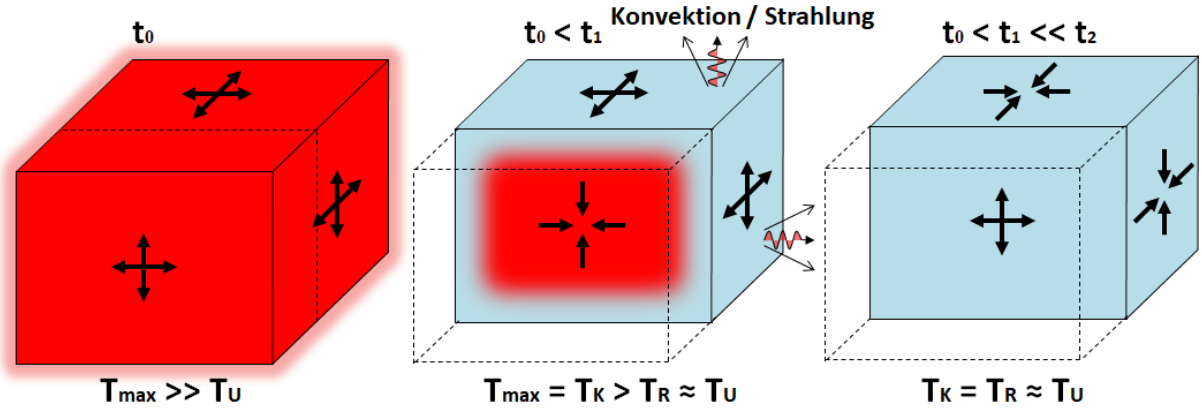


Abbildung 2-19: zeit- und temperaturabhängige Entstehung von Zug- und Druckspannungen in homogenen Körpern; in Anlehnung an [221]

Wird ein Körper zum Zeitpunkt t_0 durch eine externe Wärmequelle auf eine Temperatur T_{max} erwärmt, die größer als die Umgebungstemperatur T_U ist, findet eine werkstoffspezifische,

temperaturabhängige Wärmeausdehnung statt. Außerdem verliert der Werkstoff bei zunehmender Temperatur immer mehr an Festigkeit. Unmittelbar nach Beendigung der Wärmezufuhr zum Zeitpunkt t_1 beginnt an den Oberflächen des Körpers ein Abkühlvorgang durch Konvektion und Strahlung. Unter der Annahme einer homogenen Temperaturverteilung im gesamten Körper zum Ende der Wärmezufuhr erkaltet der Randbereich (T_R) schneller als der Kern (T_K). Die entstehende Temperaturdifferenz ΔT erzeugt im Randbereich einen geringeren Grad der temperaturabhängigen Wärmeausdehnung, aber eine höhere Festigkeit als im Kern. Der physische Verbund von Kern und Randbereich behindert die Ausdehnung des Kerns bzw. die Schrumpfung des Randbereichs; dadurch entstehen im Randbereich Zugspannungen und im Kern Druckspannungen. Diese Spannungen können lokal die Fließgrenze des Werkstoffs überschreiten und zu plastischen Verformungen (Bauteilverzug) führen, durch die die Spannungen abgebaut werden [29; 118; 221; 226; 227].

Durch den nach weiterer Abkühlung einsetzenden Temperaturausgleich werden die Zug- und Druckspannungen verringert. Sobald sich die Temperatur des Randbereichs der Umgebungstemperatur T_U angeglichen hat, findet dort keine Schrumpfung mehr statt. Der zu diesem Zeitpunkt noch warme Kern schrumpft stattdessen weiter, bis ein vollständiger Temperaturausgleich zum Zeitpunkt t_2 erreicht ist. Dies führt zu einer Spannungsumkehr, sodass im Randbereich Druck- und im Kern Zugspannungen I. Art zurückbleiben [29; 221].

Eigenspannungen II. Art entstehen bei unterschiedlichem Verformungsverhalten einzelner Körner, begründet beispielsweise durch unterschiedliche Streckgrenzen der Körner; sogenannte „Streckgrenzen-Anisotropie“. Festere Körner sind dabei Hindernisse für die Verformung weicherer Körner. Bei Eigenspannungen III. Art sind beispielsweise Versetzungen im Kristallgitter die Ursache für eine Verformungsbehinderung [221].

Beim Schweißprozess wird lokal Wärme in die Fügepartner eingebracht, um eine flüssige Schmelze zu erzeugen. Der schmelzflüssige Werkstoff beider Fügepartner fließt zusammen und erstarrt, wodurch die Fügepartner dauerhaft verbunden werden. Dies führt aufgrund von Konduktion zur Erwärmung des die Fügezone umgebenden Werkstoffs. Dieser erfährt zunächst eine Wärmeausdehnung und beim anschließenden Erkalten eine Schrumpfung. Die Schrumpfung ist in der Naht aufgrund der dort auftretenden höheren Temperaturen größer als in der WEZ; dies gilt sowohl entlang der Naht, als auch quer dazu. Am Beispiel einer

einlagigen Schweißverbindung zweier Bleche wird in Abbildung 2-20 gezeigt, dass die nicht erwärmten Bereiche die Verformung entlang der Schweißnaht behindern.

Dies führt zu Längseigenspannungen $\sigma_{S,L}$, die innerhalb der Naht als Zugspannungen und in der WEZ als Druckspannungen zurückbleiben. Quer zur Naht schrumpft das Bauteil ohne Behinderung, was durch das Schrumpfmaß Δb quantifiziert wird. Dennoch entstehen Quereigenspannungen $\sigma_{S,Q}$ als Zugspannungen, deren Maximum ca. ein Drittel der Längseigenspannungen beträgt [224].

Eigenspannungen treten immer entlang und quer zur Naht, aber auch senkrecht zur Blechebene auf. Die Bedeutung dieses mehrachsigen, dreidimensionalen Spannungszustands nimmt mit steigender Blechdicke zu. Je dicker die Bleche, desto größer wird die Abkühlgeschwindigkeit, wodurch die Gefahr von Versprödung und Rissen steigt [227].

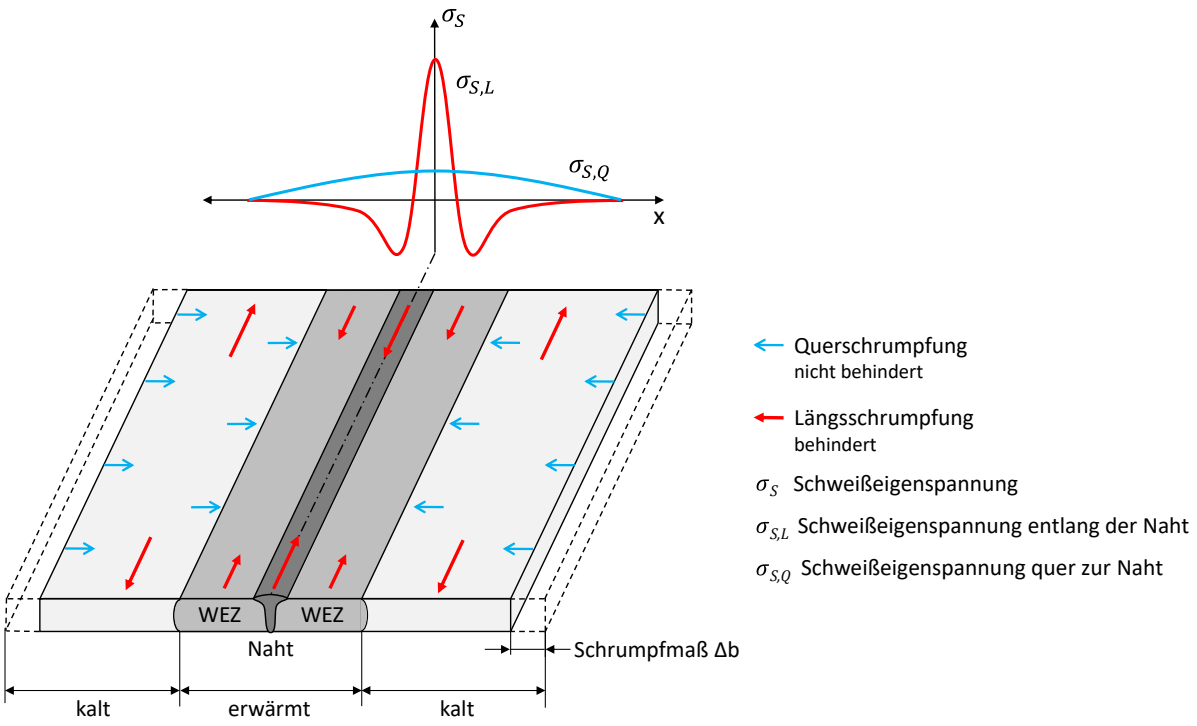


Abbildung 2-20: Schrumpfungsverhalten und beispielhafte Eigenspannungsverteilung einer Einlagenschweißung; in Anlehnung an [224]

Um thermisch induzierten Bauteilverzug während und nach dem Schweißprozess zu minimieren, werden die Fügepartner oft durch Einspannvorrichtungen fixiert. Die feste Einspannung verhindert das Auftreten von Spalten oder Höhenversatz der Fügepartner und trägt damit zur Prozesssicherheit bei. Zudem werden aufwändige Korrekturarbeiten (z.B. Flammrichten oder Fräsen) nach dem Fügeprozess vermieden. Durch die behinderte

Verformung können Spannungen nicht abgebaut werden und die Fließgrenze des Werkstoffs erreichen, was zu plastischen Verformungen innerhalb des Bauteils bis hin zum Bruch führen kann. Die nach der Verformung nicht abgebauten Spannungen verbleiben in der Schweißnaht und den umgebenden Bereichen. Durch den Einsatz von Einspannungen verändern sich die Bedingungen für die Dehnung und Schrumpfung, wodurch die Auswirkungen einer Einspannung auf die Ausbildung von Eigenspannungen individuell zu bewerten ist [117; 118].

2.11.2 Auswirkungen von Schweißeigenspannungen auf Elektroblech

Da die Lamellen der Ringkerne während des Schweißprozesses lokal aufgeschmolzen werden, entsteht bei der Erstarrung ein Gefüge, welches nicht identisch mit dem Grundwerkstoff ist. Gefügeunterschiede können beispielsweise in Form einer veränderten Korngröße und/oder Kornstruktur sowie als Ausscheidungen, Einschlüsse, Poren oder Risse äußern. Zudem ist eine feste Einspannung notwendig, um die einzelnen Lamellen auszurichten und zu fixieren. Folglich können bei der Herstellung von Ringkernen durch den Schweißprozess alle in Kapitel 2.11.1 beschriebenen Arten von Eigenspannungen und Verformungsbehinderungen in der Fügezone und der umliegenden Wärmeeinflusszone auftreten [117].

Eigenspannungen wirken sich aus mehreren Gründen negativ auf die magnetischen Eigenschaften von Eisenkernen aus. Zum einen kann die magnetische Permeabilität μ verringert werden [28], wodurch dem System mehr Energie zugeführt werden muss, um die benötigte Flussdichte $\vec{B}$ bzw. Polarisation J_P zu erreichen. Zum anderen steigen die Hysterese- und Wirbelstromverluste (Kapitel 2.2). Eigenspannungen erhöhen folglich die Ummagnetisierungsverluste L_{UM} der Eisenkerne und wirken sich daher negativ auf die Effizienz von Elektromotoren aus [27].

2.11.3 Möglichkeiten zur Reduktion von Schweißeigenspannungen

Sind im Werkstoff Eigenspannungen entstanden, können diese nicht wieder vollständig entfernt werden. Es bestehen lediglich verschiedene thermische oder mechanische Verfahren die Spannungen durch plastische Verformung zu reduzieren [221; 228–230].

Die mechanischen Verfahren wie das Kugelstrahlen, Wasserstrahlen, Hämmern, u.v.m. erzeugen gezielt makroskopische Verformungen durch äußere Krafteinwirkung und

beeinflussen die oberflächennahen Eigenspannungen sowie die Oberflächenrauheit und können die Anfälligkeit für Spannungsrisskorrosion reduzieren [228; 230; 231]. Bei den thermischen Verfahren wird das geschweißte Bauteil vollständig (Spannungsarmglühen im Ofen) oder partiell (Flammwärmen, Heizelementewärmen, induktives Wärmen, defokussierter Laser- oder Elektronenstrahl [26]) erwärmt, um mikroskopische Verformungen zu ermöglichen und damit Spannungen abzubauen. Das Flammentspannen kann als Hybrid-Verfahren betrachtet werden, wird aber als mechanisches Verfahren eingestuft. Dabei wird der Werkstoff parallel zur Schweißnaht auf maximal 200°C erwärmt und direkt danach durch eine Wasserdüse abgekühlt [229; 232]. Zur Reduktion von Eigenspannungen in Ringkernen sind diese Methoden nur anwendbar, wenn eine temperaturbeständige Isolationsbeschichtung eingesetzt wird (Kapitel 2.3.4).

Da alle genannten Methoden zur Spannungsreduktion im Nachgang zur Fertigung mehr oder weniger zeit- und kostenintensiv sind, ist das vorrangige Ziel die Vermeidung der Spannungsentstehung. Die Ausprägung von Schweißeigenspannungen kann oft durch fertigungstechnische Möglichkeiten begrenzt werden; z. B. Vorwärmen der Bauteile, anpassen der Schweißfolge oder Verringern der Steifigkeit der Konstruktion [227; 232].

Beim Laserstrahlschweißen kann der Temperaturgradient und damit die Ausprägung von Schweißeigenspannungen beispielsweise durch die Intensitätsverteilung beeinflusst werden.

2.11.4 Quantifizierung von Eigenspannungen

Die Quantifizierung von Eigenspannungen in festen Werkstoffen kann nicht durch direkte Messungen, sondern lediglich anhand von Berechnungen vorgenommen werden. Eine etablierte Methode zur Bestimmung von Eigenspannungen ist die inkrementelle Bohrlochmethode, die bereits 1933 von Josef Mathar beschrieben wurde und heute in der ASTM E837-08 geregelt ist [233]. Dabei wird schrittweise ein Sackloch in eine spannungsarm gelagerte Probe gefräst, wodurch sich die Eigenspannungsverhältnisse im Werkstoff verändern. Mit jedem Tiefeninkrement, um welches das Loch tiefer wird, entstehen plastische Verformungen an der Oberfläche der Probe durch den Abbau von Eigenspannungen am Rand des Lochs und in dessen direkter Umgebung. Diese Geometrieänderungen werden klassischerweise mit Dehnmessstreifen erfasst, die allerdings nur einen Teil der Umgebung des Bohrlochs abdecken können. Um die gesamten Verformungen zu detektieren und die Messgenauigkeit zu erhöhen werden optische

Messmethoden wie die elektronische Speckle-Muster-Interferometrie (ESPI) eingesetzt [221; 223; 234–237].

Mit Hilfe der ESPI werden die gesamten Geometrieänderungen der Probenoberfläche quantifizierbar, die beim Einbringen des Sacklochs entstehen. Dazu wird die Bohrung und deren direkte Umgebung mit Laserlicht beleuchtet, welches in Abhängigkeit des Einfallswinkels und der Oberflächenrauheit der Probe reflektiert wird und das sogenannte Speckle-Muster erzeugt (Abbildung 2-21).

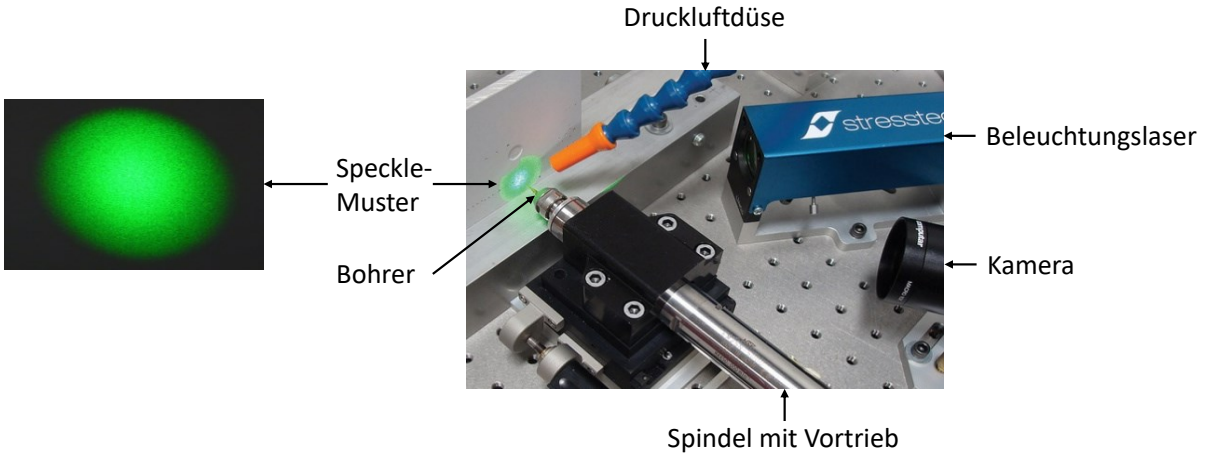


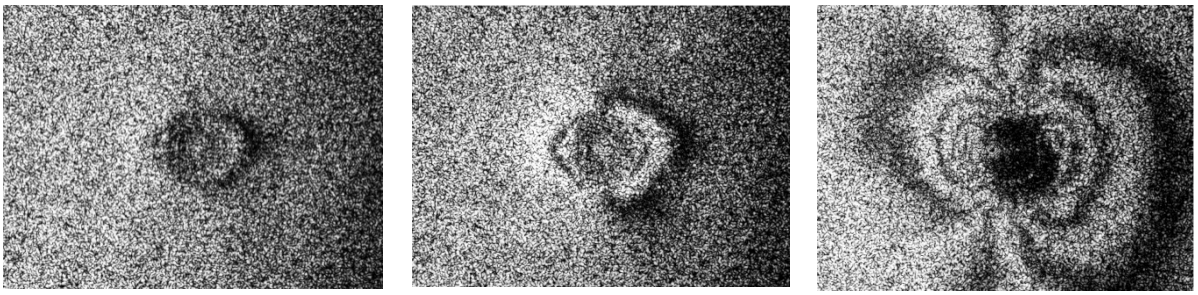
Abbildung 2-21: Versuchsaufbau ESPI

Die reflektierte Strahlung wird mit einer CCD-Kamera aufgezeichnet und als Schwarz/Weiß-Interferenzmuster wiedergegeben (Abbildung 2-22). Das unscharfe Muster entsteht, da ein einzelner Kamerapixel reflektierte Strahlung von mehreren Stellen der bestrahlten Oberfläche auffängt und je nach aufgefangener Gesamtintensität heller oder dunkler dargestellt wird. Veränderungen in diesem Muster nach dem Abtrag eines Tiefeninkrements weisen auf Verformungen der Oberfläche hin und werden als Dehnung quantifizierbar. Diese Dehnung wird über den Zusammenhang mit dem E-Modul des Werkstoffs zur Berechnung der Spannungen [235; 236].

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \tag{2-19}$$

Um Eigenspannungen aus den gewonnenen Messdaten zu berechnen sind die Differentialmethode nach Kockelmann [238] und die Integralmethode nach Schajer verbreitet [239]. Bei der Differentialmethode wird davon ausgegangen, dass nur das zuletzt gebohrte Tiefeninkrement zu Verformungen führt, wohingegen die Integralmethode den Einfluss aller vorher gebohrten Tiefeninkremente auf die Verformung berücksichtigt [235;

240]. Die in dieser Arbeit durchgeführten Messungen wurden mit der Integralmethode ausgewertet.



Bohrlochtiefe 0,01 mm **Bohrlochtiefe 0,05 mm** **Bohrlochtiefe 0,15 mm**

Abbildung 2-22: Speckle-Muster bei unterschiedlichen Bohrlochtiefen im untersuchten Werkstoff M280-30AP

Die Kombination von Bohrlochmethode und ESPI ermöglicht die Quantifizierung von Mikrospannungen an der Probenoberfläche in grobkörnigen Werkstoffen durch Bohrschritte, die kleiner als die durchschnittliche Korngröße sind. Der Spannungszustand in Tiefenrichtung kann allerdings lediglich qualitativ abgebildet werden. Die Eindringtiefe der Bohrlöcher liegt üblicher Weise bei ca. 60% des Bohrerdurchmessers, da in größeren Tiefen keine weiteren signifikanten Verformungen an der Oberfläche ausgelöst werden [241–243]. Die Ergebnisse dieser vergleichsweise schnellen Messmethode sind in ihrer Aussagekraft vergleichbar mit der präziseren, aber deutlich zeit- und kostenintensiveren Eigenspannungsmessung mit der ebenfalls etablierten Röntgendiffraktometrie (XRD) [244; 245].

3 Problemstellung und Zielsetzung

Die magnetischen Eigenschaften von Elektroblechlamellen werden durch die an die Produktion der Lamellen folgenden Verarbeitungs- und Fertigungsschritte nachhaltig geschädigt (Kapitel 2.3). Die Hauptursachen für die Verschlechterung der magnetischen Eigenschaften sind Kurzschlüsse zwischen den Lamellen, Änderungen der Kornstruktur in der Schweißnaht und der WEZ sowie thermisch induzierte Eigenspannungen. Beim etablierten Schweißen von Ringkernen mit Liniennähten treten alle genannten Effekte auf. Zudem kann ein Eintrag von Kohlenstoff aus der Isolationsbeschichtung in die Schmelze stattfinden und das Gefüge beeinflussen sowie die Spritzerbildung begünstigen.

Dieser Arbeit liegt die Hypothese zugrunde, dass einzelne, statistisch gleichverteilte Schweißpunkte einen geringeren Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften von Ringkernen haben als Liniennähte. Dadurch können die Wirbelstromverluste verringert werden, da sich keine globalen Wirbelstrompfade über den gesamten Querschnitt ausbilden, sondern lediglich eine punktuelle Verbindung von je zwei bis vier Blechen erfolgt. Durch die Verringerung der bei hohen Frequenzen dominierenden Wirbelstromverluste ist mit einer deutlichen Verringerung der Ummagnetisierungsverluste bei höherfrequenten Anwendungen wie Elektromotoren und damit einer Effizienzsteigerung schnelldrehender elektrischer Maschinen zu rechnen.

Zielsetzung dieser Arbeit ist es, den Einfluss des gepulsten Laserstrahlschweißens auf die Schweißbarkeit des hochpermeablen nicht kornorientierten Elektroblechs M280-30AP zu untersuchen. Dabei werden Werkstoffveränderungen, die durch den Schweißprozess entstehen, im Speziellen die Schweißeigenspannungen, die Kornstruktur, die Nahtgeometrie und die Aufhärtung berücksichtigt.

Mit dem in dieser Arbeit untersuchten gepulsten Laserstrahlprozess ist eine Vielzahl von einzelnen Schweißpunkten für das Fügen eines Ringkerns notwendig. Daraus ergeben sich hohe Anforderungen an die Reproduzierbarkeit der Schweißergebnisse, die von mehreren Faktoren abhängt. Zum einen sind die Prozessparameter Arbeitsdruck, Strahlintensität und Pulsenergie maßgeblich für das Schweißergebnis. Zum anderen wirkt sich die organische Isolationsbeschichtung der Elektroblechlamellen negativ auf das Schweißergebnis aus. Da

die Isolationsbeschichtung zur Reduktion von Wirbelstromverlusten und zum Korrosionsschutz notwendig ist, kann sie für den Fügeprozess nicht entfernt werden.

In dieser Arbeit soll zunächst ein Verständnis des Einflusses der genannten Faktoren auf die Reproduzierbarkeit der Schweißungen und die Schweißnahtgeometrie sowie die Kornstruktur und die Härte der erstarrten Schmelze aufgebaut werden. Dazu werden umfassende Schweißversuche durchgeführt und anhand der in Kapitel 4.5 dargestellten Prüfverfahren bewertet. Daraus wird sich ein Prozessfenster ergeben, in dem reproduzierbare Schweißergebnisse hergestellt werden können, die den in Kapitel 4.4 definierten Anforderungskriterien entsprechen und somit potenziell für die industrielle Fertigung von Ringkernen in Frage kommen.

Die darüber hinausgehende Zielsetzung der hier beschriebenen Untersuchungen ist es, den Einfluss des gepulsten Laserstrahlschweißens bei Arbeitsdrücken zwischen 1 mbar und 1.000 mbar auf die Entstehung von Schweißeigenspannungen zu quantifizieren. Dazu wird der Einfluss der Prozessparameter Arbeitsdruck, Strahlintensität und Pulsenergie untersucht.

Für die Schweißversuche werden zwei unterschiedliche Laserstrahlerzeuger eingesetzt. Ein Multi-Mode-Scheibenlaser (Hersteller: TRUMPF; Modell: "TruDisc 16002") und ein Single-Mode-Faserlaser (Hersteller: IPG; Modell: "YLS-2000-SM-Y16"). Aus der Gegenüberstellung von Multi-Mode und Single-Mode werden Erkenntnisse bezüglich des Einflusses der Strahlintensität und der Intensitätsverteilung über den Strahldurchmesser auf das Schweißergebnis abgeleitet.

4 Versuchsaufbau und -durchführung

In diesem Kapitel wird der untersuchte Werkstoff definiert sowie die Methoden und Versuchsanlagen zur Durchführung und Auswertung der Untersuchungen beschrieben.

4.1 Werkstoff M280-30AP

Der hier untersuchte Werkstoff ist ein nicht kornorientiertes hochpermeables Elektroblech mit einer Nenndicke von 0,30 mm. Es wird mit dem Kurznamen M280-30AP (Abbildung 4-1) gemäß DIN EN 10027-1 und DIN 10106 [75; 246] bezeichnet.

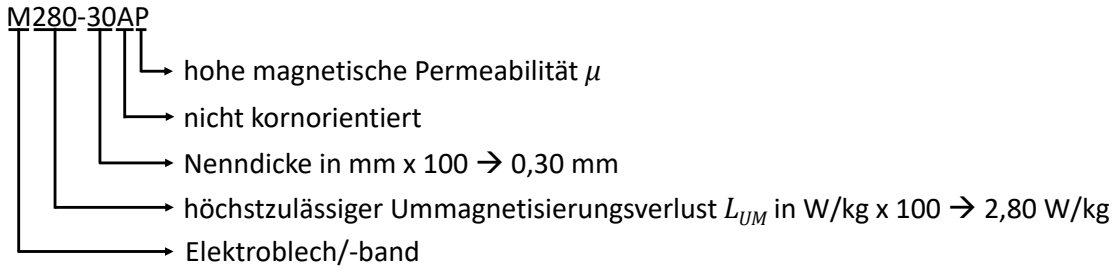


Abbildung 4-1: Werkstoffbezeichnung M280-30AP

Der Ummagnetisierungsverlust L_{UM} ist ein Maß für die Fähigkeit des Werkstoffs, seine magnetische Polarisation zu verändern. Bei kleinen Werten für L_{UM} wird wenig Energie benötigt, um die Polarisation umzukehren, was zu geringeren Verlustleistungen und damit zu erhöhter Effizienz des Elektromotors führt (Kapitel 2.2). L_{UM} wird üblicherweise für eine Frequenz f_{UM} = 50 Hz bei einer Polarisation J_P = 1,5 T angegeben. Die Kennzeichnung „P“ des hier untersuchten Werkstoffs steht für „hohe magnetische Permeabilität μ“ und ist ein Sonderfall, für den der Ummagnetisierungsverlust bei f_{UM} = 50 Hz und J_P = 1,7 T mit L_{UM} = 2,80 W/kg angegeben wird. Für Anwendungen bei höheren Frequenzen (z.B. bei Elektromotoren in Fahrzeugen) ist diese Kennzeichnung unzureichend [19; 70; 75; 76]. Zur Vergleichbarkeit des untersuchten Werkstoffs M280-30AP werden in Tabelle 4-1 die höchstzulässigen Ummagnetisierungsverluste für drei vergleichbare Werkstoffe gegenübergestellt.

Elektrobleche werden durch Walzen hergestellt, wodurch Abweichungen der Werkstoffdicke von bis zu 8 % gemäß DIN EN 10106 zulässig sind [75]. Anhand von Stichproben der verwendeten Elektrobleche wurde eine durchschnittliche Werkstoffdicke von 0,31 mm inklusive Isolationsbeschichtung ermittelt.

Norm	Bezeichnung	Polarisation J_P [T]	Frequenz f_{UM} [Hz]	höchstzulässiger Ummagnetisierungsverlust [W/Kg]
DIN EN 10106	M270-35A	1,0	50	1,10
		1,5	50	3,36
DIN EN 10303 und IEC 60404-8-8	NO 30-16	1,0	700	41
		1,5	400	43
	NO 30-19	1,0	700	45
		1,0	1.000	73
		1,5	400	47
Vergleichswert	M280-30AP	1,7	50	2,80

Tabelle 4-1: höchstzulässige Ummagnetisierungsverluste für nicht kornorientiertes Elektroblech [75; 76; 99]

Der mittlere Korndurchmesser des untersuchten Werkstoffs wurde anhand des Linien-Schnitt-Verfahrens gemäß DIN EN ISO 634 zu $\bar{d}_K$ = 80 µm bestimmt [95]. Dazu wurden Probenstücke der Elektroblechlamellen geschliffen und mit 5 %-iger Salpetersäure geätzt. Anhand der hergestellten Makroaufnahmen (Abbildung 4-2) ist die typische, polygonal ferritische Kornstruktur des Grundwerkstoffs erkennbar.

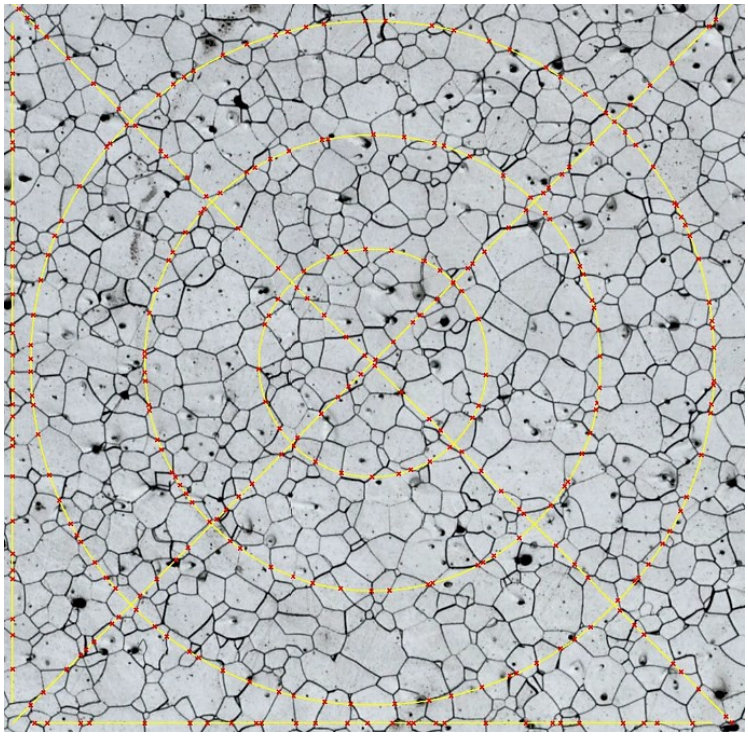


Abbildung 4-2: beispielhafte Darstellung der Korngrößenanalyse

Für die Ermittlung des mittleren Korndurchmessers wird ein Raster aus Linien und Kreisen über die Aufnahme gelegt. Eine Bilderkennungssoftware bestimmt die Anzahl der Schnittpunkte des Rasters mit den Korngrenzen, woraus sich durch Division durch die Gesamtlänge des Rasters ein gemittelter Abstand zwischen zwei Korngrenzen ergibt.

4.1.1 Formgebung des Grundwerkstoffs

Für die Durchführung der Schweißversuche wurden 30 Lamellen zu einem Ringkern verbunden (Abbildung 4-3).

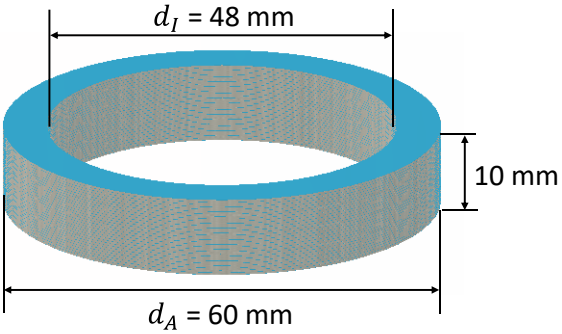


Abbildung 4-3: Schema der untersuchten Ringkerngeometrie bestehend aus 30 Lamellen

Die Versuchsdurchführung an einzelnen Lamellen ist in Bezug auf die Handhabung und die Effizienz nicht zielführend. Zudem lassen sich die zu erzeugenden Schweißpunkte nur durch die Verbindung mehrerer Lamellen herstellen. Dabei wurde ein definierter Anpressdruck von 0,1 N/mm² eingestellt. Die in dieser Arbeit untersuchte Lamellengeometrie wurde mit einem Laserstrahlschneidprozess erzeugt. Die einzelnen Lamellen haben einen Außendurchmesser d_A = 60 mm und einen Innendurchmesser d_I = 48 mm bei einer Blechdicke d = 0,3 mm.

Schneidgeschwindigkeit	12 m/min
Schneidgas	Stickstoff (N_2)
Gasdruck	15 bar (Düsendurchmesser 1,2 mm)
Wellenlänge des Lasers	1.070 nm
mittlere Laserleistung	800 W
Fokusdurchmesser	65 µm

Tabelle 4-2: Schnittparameter zur Herstellung der verwendeten Elektroblech-Lamellen; bereitgestellt vom ausführenden Unternehmen „Stiefelmayer-Lasertechnik GmbH & Co.KG“ aus Denkendorf

Zur Vergleichbarkeit mit Untersuchungen anderer Autoren werden die zur Formgebung der untersuchten Lamellen verwendeten Schnittparameter in Tabelle 4-2 aufgelistet.

Abbildung 4-4 zeigt die mit dem Laserstrahl erzeugten gratfreien Schnittkanten anhand einer exemplarischen Nahaufnahme und eines Höhenprofils, aufgenommen mit einem Laser-Konfokalmikroskop (Hersteller: Keyence; Typ: „VK-X1000“).

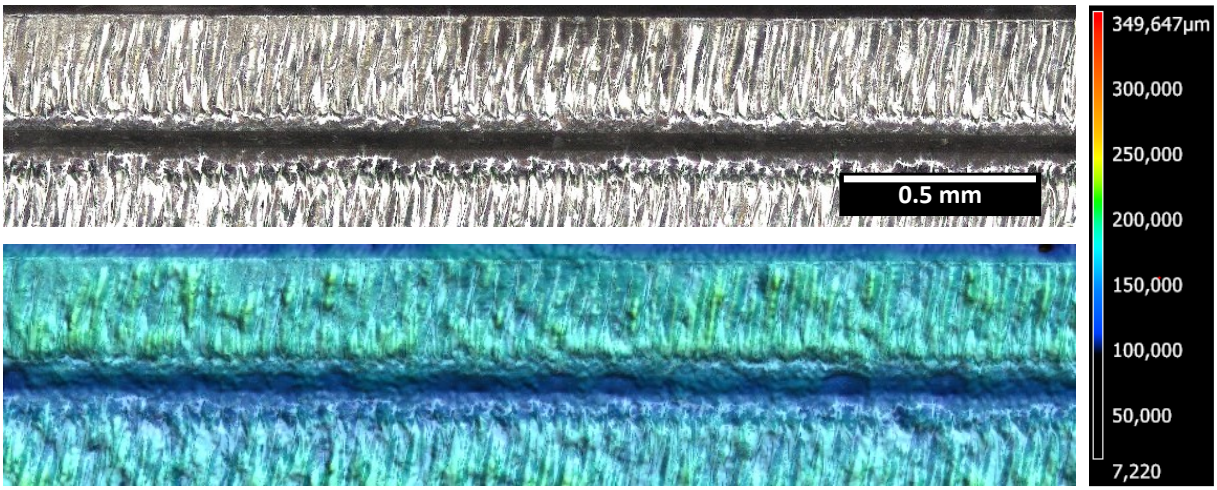


Abbildung 4-4: Nahaufnahme (oben) und Höhenprofil (unten) einer exemplarischen Schnittkante einer Elektroblechlamelle nach dem Laserstrahlschnitt

Aufgrund der hohen Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit des Laserstrahlschneidens wird davon ausgegangen, dass die Qualität der Schnittkanten nur geringen Schwankungen unterliegt. Zur Unterstützung dieser Annahme wurden 20 Schnittkanten vermessen, wobei ein durchschnittlicher Mittenrauwert von $\bar{R}_a$ = 3,24 µm mit einer Streubreite von 2,01 µm bis 5,13 µm ermittelt wurde. Dies entspricht einer geschlichteten oder geschruppten Oberfläche mit sichtbaren, aber nicht mehr von Hand fühlbaren Riefen.

Der Schneidprozess hat keine signifikante Auswirkung auf die Kornstruktur oder Härte des Grundwerkstoffs (Anhang A). Eine Härtemessung des Grundwerkstoffs ergab eine mittlere Härte von ca. 229 HV 0,1 innerhalb einer Streuung von 219 HV 0,1 bis 241 HV 0,1.

4.1.2 Zusammensetzung der Legierung und der Isolationsbeschichtung

Zur Vergleichbarkeit des hier untersuchten Elektroblechs mit Arbeiten anderer Autoren wird in diesem Kapitel die Zusammensetzung der verwendeten Legierung M280-30AP sowie der Isolationsbeschichtung dargestellt. Die für den Einsatz von Elektroblech in Elektromotoren relevanten Einflüsse der Legierungselemente sowie der Isolationsbeschichtung wurden in Kapitel 2.3 erläutert.

Die chemische Zusammensetzung des untersuchten Elektroblechs M280-30AP wurde mit einem optischen Emissionsspektrometer (OES; Hersteller: AMETEK; Typ: „SPECTROMAXx“) ermittelt (Tabelle 4-3). Aufgrund der geringen Schichtdicke der Isolationsbeschichtung (≤ 10 µm) ist die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung mit dem OES-Verfahren nicht statthaft, da Teile der Lamelle durch den für die Messung benötigten Spannungsüberschlag erfasst werden und das Messergebnis beeinflussen können.

Fe	Si	Al	Mn	W	Cr	Ni	Cu	P	C	V	Ti	Bal.	
95,3	**3,67**	**0,73**	**0,15**	**0,02**	**0,02**	**0,02**	**0,01**	**<0,01**	**<0,01**	**<0,01**	**<0,01**	**0,05**	**%**

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung des untersuchten Elektroblechs M280-30AP

Tabelle 4-4 zeigt die Messergebnisse der stattdessen eingesetzten energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX). Als Messsystem wurde ein Rasterelektronenmikroskop (REM; Hersteller: Zeiss; Typ: „LEO 1530 VP Gemini“) mit EDX-Einheit eingesetzt (Hersteller: Bruker Nano GmbH; Typ: „Quantax 200“). Zur Ergänzung der EDX-Messung, die keine exakte Bestimmung des Kohlenstoffgehalts zulässt, wurde eine Analyse mit einem Fourier-Transform-Infrarotsprektrometer (FTIR; Hersteller: Thermo Fisher Scientific Inc.; Typ: Nicolet iS20) durchgeführt. Die Messergebnisse (Anhang D) zeigen eine Übereinstimmung mit Kunstharzen auf Basis von Polyamid und/oder Phenol. Beide Analysemethoden weisen auf organische Verbindungen in der Isolationsbeschichtung hin.

C	N	O	Cl	Bal.	
86,58	**0,99**	**12,31**	**0,02**	**0,1**	**%**

Tabelle 4-4: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Isolationsbeschichtung

Aufgrund der ermittelten chemischen Zusammensetzung und der Spektrometer-Messung wird die Isolationsbeschichtung gemäß DIN EN 10342 in die Kategorie der organischen Lacke „EC-3“ eingeordnet. Die Kategorie EC-3 ist für Betriebstemperaturen bis 180°C geeignet und kann die Schweißeignung der Elektroblechlamellen beeinträchtigen [116].

4.1.3 Absorptionsgrad

Für den untersuchten Werkstoff M280-30AP wurde der Absorptionsgrad η_A in Abhängigkeit von der Wellenlänge λ des auftreffenden Laserlichts mit einem Spektrometer (Hersteller: PerkinElmer; Typ: „LAMBDA 1050+ UV/Vis/NIR“) bestimmt. Es wurden je zwei Messreihen

mit und ohne Isolationsbeschichtung durchgeführt, deren Mittelwerte in Abbildung 4-5 graphisch dargestellt sind.

Der Absorptionsgrad η_A mit Isolationsbeschichtung ist in den Wellenlängenbereichen der eingesetzten Laserstrahlerzeuger geringfügig höher als ohne Beschichtung. Bei der Wellenlänge λ = 1.030 nm des eingesetzten Multi-Mode-Lasers ist der Absorptionsgrad mit Isolationsbeschichtung (obere Kurve) von η_A = 31,91 % um 1,79 % höher im Vergleich zum unbeschichteten Werkstoff. Bei λ = 1.070 nm (Single-Mode-Laser) beträgt der Unterschied zum unbeschichteten Werkstoff 1,67 %. Sowohl mit, als auch ohne Beschichtung ist der Absorptionsgrad bei λ = 1.070 nm um ca. 1 % höher ist als bei λ = 1.030 nm.

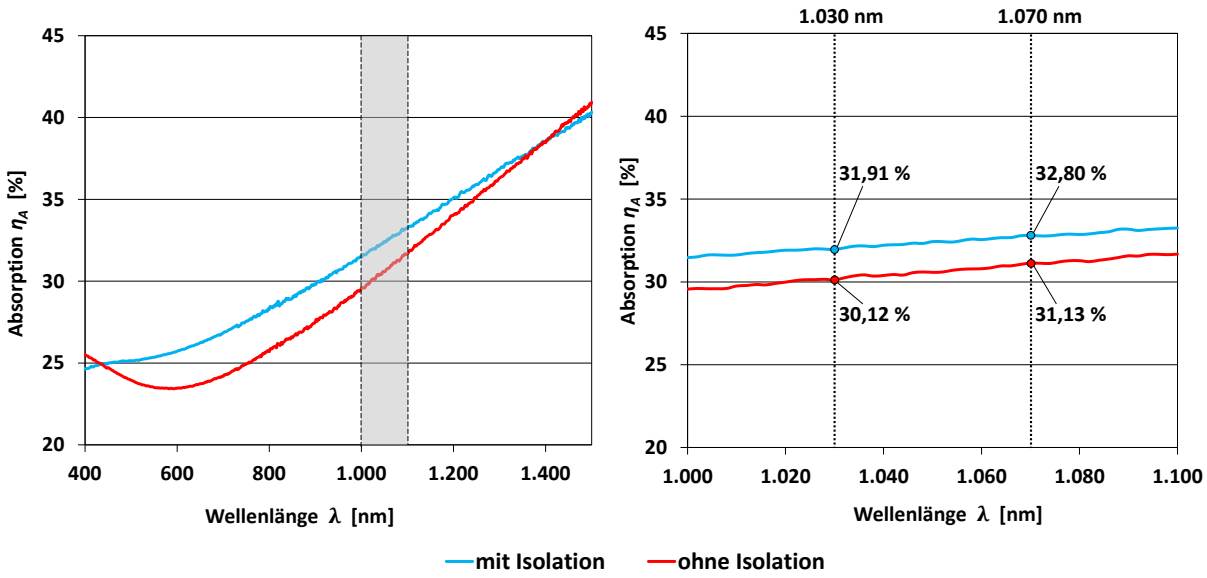


Abbildung 4-5: wellenlängenabhängige Absorption von Laserstrahlung des Werkstoffs M280-30AP; links: gesamter Messbereich; rechts: Detailansicht für die Wellenlänge 1.000 nm bis 1.100 nm

Aufgrund der geringen Unterschiede der Absorptionsgrade für die untersuchten Wellenlängen sowohl mit als auch ohne Isolationsbeschichtung wird von einem untergeordneten Einfluss des Absorptionsgrads auf das Schweißergebnis ausgegangen.

4.1.4 Zugfestigkeit

Anhand von drei Zugversuchen wurde die Zugfestigkeit des verwendeten Elektroblechs mit 530 MPa bestimmt (Abbildung 4-6). Die Losgröße von drei Proben wird als ausreichend angesehen, da alle Spannungs-Dehnung-Kurven nahezu identisch verlaufen. Die Zugfestigkeit vergleichbarer Werkstoffe wird in der DIN EN 10303 mit 430-450 MPa angegeben [76].

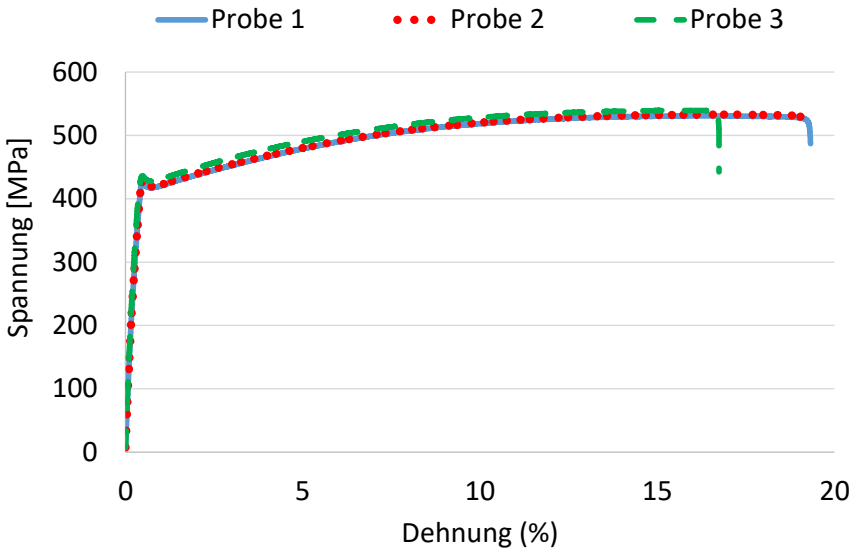


Abbildung 4-6: Ergebnisse der Zugversuche am Werkstoff M280-30AP

4.2 Anlagen zur Versuchsdurchführung

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche wurden zwei unterschiedliche Laserstrahlerzeuger verwendet (Tabelle 4-5), um den Einfluss unterschiedlicher Strahlintensitäten und Intensitätsverteilungen zu untersuchen.

Hersteller		TRUMPF	IPG
Modell		TruDisc 16002	YLS-2000-SM-Y16
laseraktives Medium		Yb:YAG	Yb
Typ		Multi-Mode Disc-Laser	Single-Mode Faser-Laser
Leistungsbereich	[W]	320 – 16.000	200 – 2.000
Wellenlänge λ	[nm]	1.030	1.068 - 1.080
Beugungsmaßzahl M^2 (bei P = 500 W)	[-]	23,3	1,1
Rayleighlänge z_R (bei P = 500 W)	[mm]	5,07	2,05
Durchmesser Lichtleitfaser	[µm]	200	30
Fokusdurchmesser	[µm]	390	58

Tabelle 4-5: Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlerzeuger gemäß Herstellerangaben und Strahlvermessung vom 20.08.2021 durch die PRIMES GmbH [146; 247; 248]

Ein Multi-Mode-Scheibenlaser (Hersteller: TRUMPF; Modell: "TruDisc 16002") mit einer Wellenlänge von 1.030 nm und ein Single-Mode-Faserlaser (Hersteller: IPG; Modell: "YLS-2000-SM-Y16") mit einer Wellenlänge von ca. 1.070 nm. Beide Systeme verwenden zur

Strahlführung optische Lichtleitfasern mit einem Faserdurchmesser von 200 µm für den Multi-Mode-Laser und 30 µm für den Single-Mode-Laser. Beide Systeme wurden mit einer Laseroptik vom Typ „D50“ von der „IPG Laser GmbH“ mit einer Fokussierlänge von 400 mm eingesetzt. Das verwendete Abbildungsverhältnis von 2:1 ergibt rechnerisch einen Fokusdurchmesser von 400 µm für den Multi-Mode-Laser und 60 µm für den Single-Mode-Laser. Die Strahlcharakteristika in Tabelle 4-5 wurden aus den Datenblättern der Strahlerzeuger und anhand einer Strahlvermessung durch die „PRIMES GmbH“ ermittelt.

In Abbildung 4-7 wird die Strahlkaustik und die gemessenen Spotdurchmesser bei einer Strahlleistung von P = 500 W dargestellt. Daraus lässt sich auch die Vergrößerung des Spotdurchmessers d_{σ_eff} und damit die Verringerung der Strahlintensität I_S bei einer Änderung der Fokuslage bestimmen.

Bei der Strahlvermessung wurde die Strahlkaustik anhand mehrerer Einzelmessungen bestimmt, denen ein Strahldurchmesser d_{σ_eff} bei einer bestimmten Fokuslage zugeordnet werden kann. Die Abstände der Messebenen sind nach Angaben der „PRIMES GmbH“ abhängig von der Rayleighlänge z_R und haben daher keine ganzzahligen Werte. Der Strahldurchmesser für die untersuchten ganzzahligen Fokuslagen wurde durch Interpolation berechnet und daraus die entsprechenden Strahlintensitäten abgeleitet.

Der Laserstrahl wird von der Laseroptik in eine Vakuumkammer geführt, die Arbeitsdrücke von 1 mbar bis 1.000 mbar bereitstellt. Dabei durchläuft der Laserstrahl eine Glasscheibe, die in die Wand der Vakuumkammer eingelassen ist und den Übergang zwischen Atmosphärendruck und Vakuum darstellt. Diese Glasscheibe kann sich bei Verschmutzungen (beispielsweise durch Metalldampf oder Schweißspritzer) erhitzen, da der Laserstrahl Wärme in die Verschmutzungen einbringt (Kapitel 2.6). Zur Vermeidung dieser Erwärmung und den damit verbundenen optischen Effekten wurde die Glasscheibe nach dem Schweißen jeder Parameterkombination überprüft und beim Auftreten von Verschmutzungen ersetzt.

Zum Schutz der Glasscheibe vor Verschmutzungen durch den Schweißprozess wird ein Schutzgasstrom (Argon der Güteklasse 4.6 gemäß DIN EN ISO 14175 [249]) direkt unterhalb der Glasscheibe in die Arbeitskammer eingeleitet. Durch die Expansion des Gases im Vakuum werden Strömungsgeschwindigkeiten erreicht, die Metalldampf und kleine Spritzer von Glas fernhalten. Dazu wurde am ISF das patentierte Optikschutz-System „Optishield“ entwickelt [250]. Der Schutzgasstrom dient zudem zur Verdrängung von Restsauerstoff aus der

Arbeitskammer. Der Arbeitsdruck wird über ein Regelventil eingestellt, welches mit Hilfe einer angeschlossenen Druckmesszelle den abgepumpten Volumenstrom regelt [218].

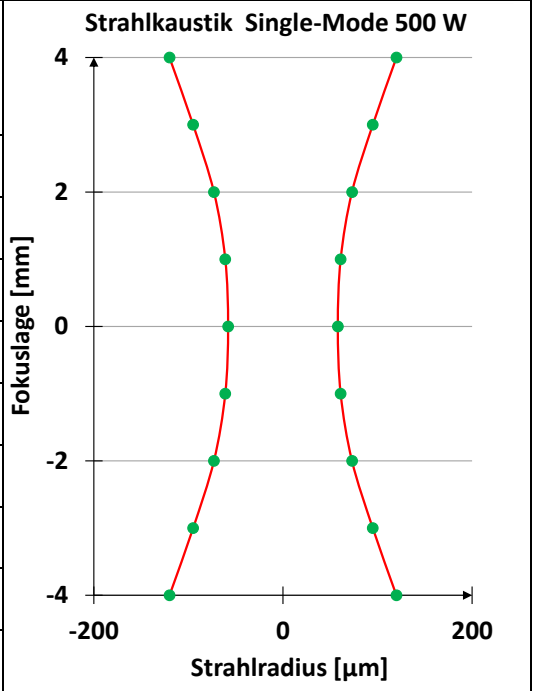
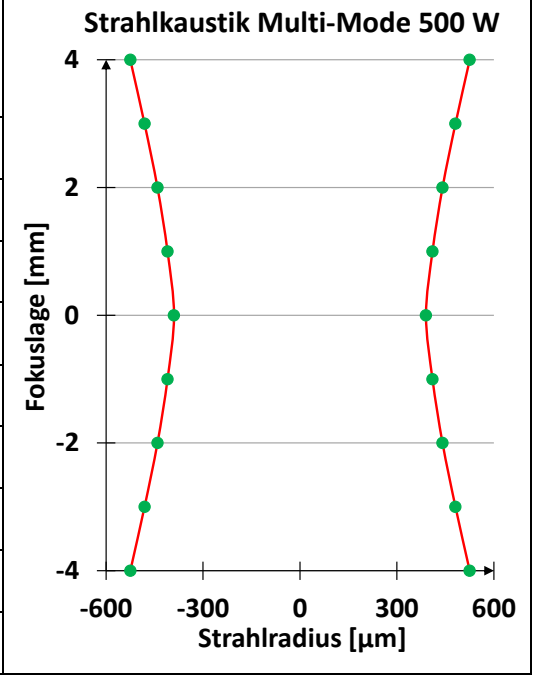
YLS-2000 (Single-Mode)			
Fokuslage [mm]	Strahldurchmesser d_{σ_eff} [µm]	Strahlintensität I_S [W/cm²] bei P = 500 W	
4	120	44.210	
3	95	70.520	
2	73	119.463	
1	61	171.088	
0	**58**	**189.245**	
-1	61	171.088	
-2	73	119-463	
-3	95	70.520	
-4	120	44.210	
TruDisc 16002 (Multi-Mode)			
Fokuslage [mm]	Strahldurchmesser d_{σ_eff} [µm]	Strahlintensität I_S [W/cm²] bei P = 500 W	
4	525	2.310	
3	481	2.752	
2	441	3.273	
1	410	3.787	
0	**390**	**4.186**	
-1	410	3.787	
-2	441	3.273	
-3	481	2.752	
-4	525	2.310	

Abbildung 4-7: Strahlkaustiken der eingesetzten Laserstrahlerzeuger bei P = 500 W interpoliert aus Strahlvermessung vom 20.08.2021 durch die PRIMES GmbH [146]

4.3 Prozessparameter und Versuchsumfang

Durch Variation des Arbeitsdrucks, der Strahlintensität und der Pulsenergie wird angestrebt ein Prozessfenster abzugrenzen, in dem fünf aufeinanderfolgende Schweißpunkte gemäß der in Kapitel 4.4 definierten Anforderungskriterien 1. bis 4. erzeugt werden können. Der Versuchsumfang für die jeweiligen Prozessparameter wird im Folgenden definiert. Eine vollständige Auflistung der insgesamt 252 durchgeführten Versuche ist Anhang B zu entnehmen.

4.3.1 Arbeitsdruck

Die Einflüsse des Arbeitsdrucks auf den Laserstrahl-Schweißprozess werden in Kapitel 2.9 erläutert. Zur Untersuchung des Einflusses auf die Nahtgeometrie und die Schweißeigenspannungen wird der Arbeitsdruck im anlagentechnisch verfügbaren Bereich bei p = 1 / 10 / 100 / 1.000 mbar untersucht. Dabei wird die Fokuslage auf die Bauteiloberfläche eingestellt.

4.3.2 Strahlintensität / Fokuslage

Die Strahlkaustik wird von der Strahlqualität sowie der Strahlführung und Strahlformung (Kapitel 2.6 und 2.7) beeinflusst. Der effektive Strahldurchmesser d_{σ_eff} hängt von der Fokuslage ab, da der Strahl entsprechend seiner Strahlkaustik mit einem größeren Durchmesser auf das Werkstück trifft, wenn der Strahlfokuspunkt nicht auf der Bauteiloberfläche (Oberflächenfokus), sondern über oder unter der Bauteiloberfläche positioniert wird. Im Folgenden werden alle Fokuslagen unterhalb der Oberfläche, also „im Bauteil“, als negativ bzw. unterfokussiert und die Fokuslagen oberhalb der Oberfläche als positiv bzw. überfokussiert bezeichnet.

Die Fokuslage wird mit dem Multi-Mode-Laser zunächst in einem anwendungstypischen Bereich um ± 4 mm variiert. Die verwendeten Arbeitsdrücke werden aus den Untersuchungen zum Einfluss des Arbeitsdrucks abgeleitet.

Die Intensität, die mit den hier untersuchten Laserstrahlerzeugern erreicht werden kann, weicht aufgrund der unterschiedlichen Fokusdurchmesser stark voneinander ab. Die Fokusdurchmesser von 390 µm (Multi-Mode) bzw. 58 µm (Single-Mode) erzeugen bei gleicher Strahlleistung eine um Faktor 45 höhere Intensität des Single-Mode-Lasers

(Abbildung 4-7). In Kombination mit der gaußförmigen Leistungsdichteverteilung (Abbildung 2-10) wird erwartet, dass mit dem Single-Mode-Laser durch Fokuslagen im nahen Bereich um den Oberflächenfokus vermehrte Spritzerbildung auftritt.

Die Fokuslage wird daher mit dem Single-Mode-Laser solange variiert, bis entweder die geforderte Nahtqualität oder eine zum Multi-Mode-Laser vergleichbare Intensität erreicht wird. Die vergleichbare Intensität zum Multi-Mode-Laser wird als Randbedingung für die Untersuchungen gewählt, weil bei noch geringeren Intensitäten die prozesstechnischen Vorteile eines Single-Mode-Lasers (hohe Intensität durch gaußförmige Intensitätsverteilung und geringen Strahldurchmesser) nicht länger zum Tragen kommen. In Abhängigkeit der Pulsleistung werden bei beiden Strahlerzeugern vergleichbare Intensitäten erzeugt, wenn der Single-Mode-Laser um 10 mm bis 18 mm defokussiert wird (Anhang B).

4.3.3 Pulsenergie

Die Pulsenergie beeinflusst die Einschweißtiefe sowie die Menge an schmelzflüssigem Material und somit die gesamte Nahtgeometrie. Anhand der Voruntersuchungen aus [1] wurde eine Pulsenergie E_P = 22,5 J als Ausgangspunkt für die Untersuchungen festgelegt. Die Pulsenergie wird für beide untersuchten Strahlerzeuger individuell variiert, um den Anforderungskriterien zu entsprechen.

4.4 Anforderungskriterien für die erzeugten Schweißverbindungen

Dieses Kapitel dient der Definition der Anforderungskriterien, die für die Bewertung der Schweißnahtqualität herangezogen werden. Wird eines der Anforderungskriterien 1. bis 4. nicht erfüllt, findet keine weitere Untersuchung der entsprechenden Parameterkombination im Hinblick auf die Schweißeigenspannungen statt. Die zur Bewertung eingesetzten Prüfverfahren werden im folgenden Kapitel 4.5 erläutert.

1. Anforderungskriterium: Nahtgeometrie

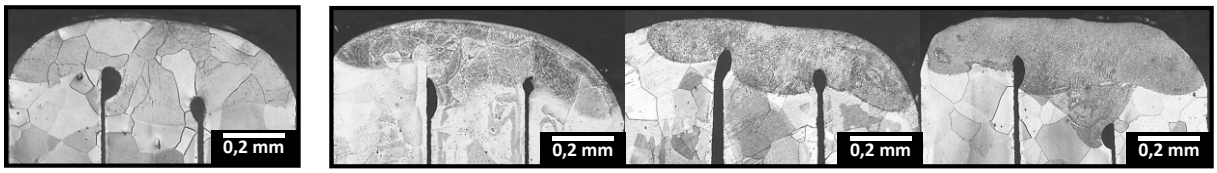
Zur Gewährleistung der Stabilität eines Ringkerns sollen mindestens zwei Lamellen mit einem einzelnen Schweißpunkt angebunden werden. Zur Begrenzung von Kurzschlusspfaden und den damit verbundenen Wirbelstromverlusten sollen höchstens vier Lamellen mit einem einzelnen Schweißpunkt angebunden werden. Zudem soll die Einschweißtiefe N_T die Nahtbreite N_B nicht überschreiten.

2. Anforderungskriterium: Nahtgüte

Freiheit von offenen sowie geschlossenen Poren, Rissen und durch Materialauswürfe/Spritzer bedingte Querschnittsreduktionen bei fünf aufeinanderfolgenden Schweißpunkten.

3. Anforderungskriterium: Kornstruktur

Die Bedeutung der Kornstruktur in Elektroblechen wird in Kapitel 2.3.2 erläutert. Zur Begrenzung der negativen Einflüsse einer im Vergleich zum Grundwerkstoff abweichenden Kornstruktur wird eine homogene, dem Grundwerkstoff ähnliche Kornstruktur des Schweißguts mit polygonalen ferritischen Körnern (Abbildung 4-8, links) als 3. Anforderungskriterium definiert. Die in Abbildung 4-8 rechts dargestellten Schliffbilder weisen eine deutliche Kornfeinung und Verfärbung des Schweißguts auf und erfüllen daher das 3. Anforderungskriterium nicht.



erfüllt nicht erfüllt

Abbildung 4-8: beispielhafte Querschliffe zur Erfüllung des 3. Anforderungskriteriums

4. Anforderungskriterium: Aufhärtung

Es wird angestrebt durch den Schweißprozess eine möglichst geringe Aufhärtung auf maximal 300 HV 0,1 in der Schweißnaht und der WEZ zu erzeugen. Die Härte des Schweißguts dient im hier diskutierten Zusammenhang als Indikator für den Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die magnetischen Eigenschaften der hergestellten Ringkerne (Kapitel 2.3.1 und 5.1.4). Als Vergleichswert dient die Härte des Grundwerkstoffs, die mit bis zu 280 HV 0,1 gemäß DIN EN ISO 6507-1 ermittelt wurde (Anhang A).

5. Anforderungskriterium: Schweißeigenspannungen

Eigenspannungen sind durch indirekte Messung mittels ESPI quantifizierbar (Kapitel 2.11.4). Es wird angestrebt durch den Schweißprozess eine möglichst geringe Ausprägung der induzierten Schweißeigenspannungen zu erzielen, um die magnetischen Eigenschaften des

Werkstoffs zu erhalten (Kapitel 2.1). Als Vergleichswert dienen die bereits im Grundwerkstoff vorhandenen Eigenspannungen (Kapitel 5.2.1).

4.5 Eingesetzte Prüfverfahren

Bei den Untersuchungen in dieser Arbeit wurden unterschiedliche Prüfverfahren zur Bewertung der Schweißverbindungen eingesetzt, die in diesem Kapitel erläutert werden.

4.5.1 Sichtprüfung

Bei der Sichtprüfung wurden die Schweißverbindungen äußerlich begutachtet und aufgrund von sichtbaren Nahtfehlern und der Geometrie gemäß DIN EN ISO 17637 [251] beurteilt. Als entscheidendes Merkmal für weitere Untersuchungen wird die Anbindung von mindestens zwei und maximal vier Lamellen durch einen zusammenhängenden Schweißpunkt (1. Anforderungskriterium) ohne Risse, Poren oder Auswürfe (2. Anforderungskriterium) definiert. Anhand dieser Beurteilung wurden Proben für Makroschliffe und Härteprüfung ausgewählt.

4.5.2 Makro- und Mikroschliffe

Zur Beurteilung der Nahtgeometrie (2. Anforderungskriterium) sowie der Kornstruktur und Korngröße (3. Anforderungskriterium) wurden Makroschliffe erstellt. Neben der Einschweißtiefe N_T und der Nahtbreite N_B wurden die Anzahl der verbundenen Lamellen und die Querschnittsfläche der Verbindungsstellen bestimmt. Zudem wurde die Korngröße in der Fügezone im Vergleich zum umliegenden Werkstoff ermittelt. Die Schnittebene verläuft parallel zum Querschnitt der Lamellen.

Für die Herstellung der Makroschliffe wurden die Proben in einem Nassschleifer mit einer Körnung von bis zu 1.200 (Korngröße < 18 µm) geschliffen und anschließend mit 10-prozentiger wässriger Salpetersäure geätzt. Unmittelbar vor den Fotoaufnahmen wurden die Schliffe mit Ethanol benetzt, um den Kontrast zu erhöhen.

Vorbereitend zur Härtemessung wurden Mikroschliffe hergestellt. Dazu wurden die Proben nach dem Schleifen mit einer Diamantsuspension (Korngröße < 1 µm) poliert und anschließend mit 3-prozentiger Salpetersäure geätzt.

4.5.3 Härteprüfung

Zur Einhaltung des 4. Anforderungskriteriums (Härte) wurden ausgewählte Proben der Härtemessung nach Vickers unterzogen. Dabei wird ein pyramidenförmiger Diamant-Eindringkörper in die Probe eingedrückt, wodurch ein Teilabdruck des Eindringkörpers in der Probe zurückbleibt. Der Härtewert wird anhand der eingesetzten Prüfkraft und der Oberfläche des Teilabdrucks berechnet. Die Mikrohärte HV0,1 (Prüfkraft 0,9807 N bzw. 0,1 Kilopond) wurde gemäß DIN EN ISO 6507-1 ermittelt [252].

4.5.4 Elektronische Speckle-Muster-Interferometrie (ESPI) mit Bohrlochmethode

Zur Bewertung des 5. Anforderungskriteriums (Schweißeigenspannungen) wurden ausgewählte Proben mit dem ESPI-Verfahren mit Bohrlochmethode untersucht. Dabei wurden die folgenden Randbedingungen berücksichtigt.

Für die Berechnungen des Messgeräts ist die Angabe des E-Moduls und der Poissonzahl υ des untersuchten Werkstoffs erforderlich. Aufgrund der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Elektrobleche (Tabelle 4-3) wurden die Werte für Eisen gewählt (E-Modul = 210.000 N/mm² und υ = 0,29) [253].

Wie in Kapitel 2.11.4 erläutert wird, basiert die ESPI-Messmethode auf der Reflexion von Laserlicht an der Werkstückoberfläche. Die bei Ringkernen übliche Lage der Schweißnaht auf der äußeren Mantelfläche ist für diese Messmethode ungeeignet. Die Krümmung der Ringkerne bewirkt, dass im Sichtfeld der CCD-Kamera nur ein schmaler Streifen des Messbereichs senkrecht zur Kamera steht (Abbildung 4-9, links).

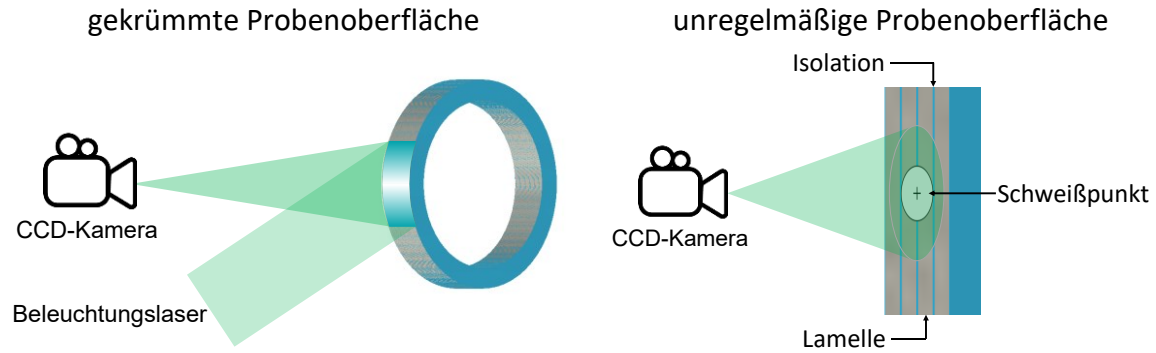


Abbildung 4-9: Ursachen für Messfehler mit der ESPI-Methode. Links: gekrümmte Probenoberfläche; Rechts: unregelmäßige Probenoberfläche

Die daneben liegenden Bereiche des Sichtfelds bzw. des Messbereichs liegen unterhalb der Fokusebene der Kamera und machen es dem Messsystem unmöglich den notwendigen Messbereich mit ausreichender Genauigkeit abzubilden. Zudem ist die Inhomogenität der Oberfläche, die sich aus dem Wechsel von Lamellen und Isolationsbeschichtung ergibt, eine Ursache für häufige Fehlmessungen. Daher ist der Lösungsansatz die Lamellenstapel aus rechteckigen, also nicht gekrümmten, Blechen aufzubauen, nicht zielführend (Abbildung 4-9, rechts).

Da die geometrischen Eigenschaften eines Ringkerns (lamellarer Aufbau und gekrümmte Oberfläche) ungeeignet für die ESPI-Methode sind, wurden die Eigenspannungen an ebenen Blechen ermittelt (Abbildung 4-10). Die Bleche stammen vom gleichen Coil wie die untersuchten Lamellen, unterscheiden sich also ausschließlich in ihrer Geometrie von den Lamellen. Die einzelnen Schweißpunkte befinden sich mittig auf einem 10 mm breiten Probenblech und sind von den Blechkanten und vom jeweils nächstgelegenen Schweißpunkt ≥ 10 mm entfernt. Damit kann eine Beeinflussung der Messergebnisse durch die Schnittkanten der Probenbleche oder benachbarter Schweißpunkte ausgeschlossen werden.

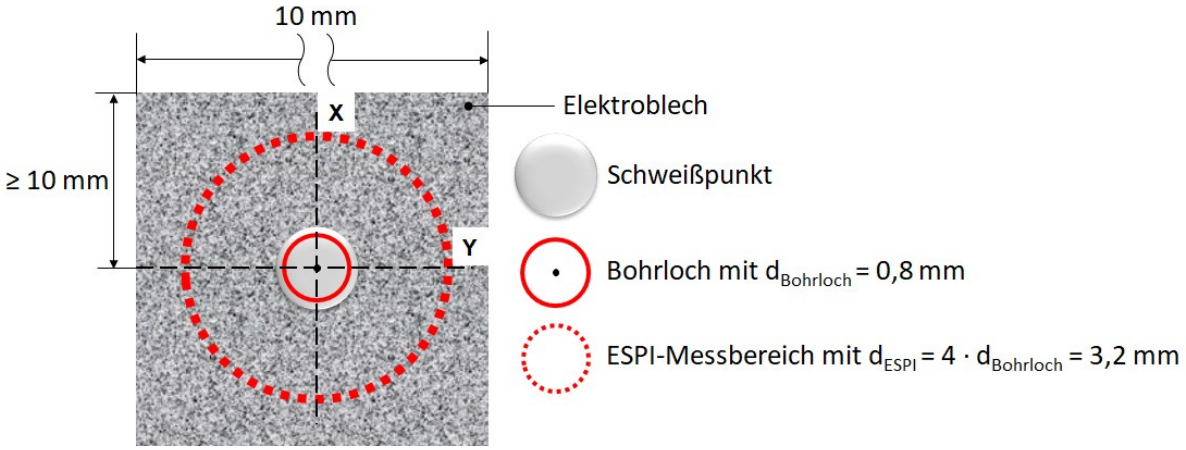


Abbildung 4-10: schematische Darstellung der Proben für die Eigenspannungsmessung

Für jede ESPI-Messung wurde in einen Schweißpunkt zentrisch ein Sackloch mit einem Durchmesser von 0,8 mm eingebracht. Dabei nimmt das verwendete Messsystem (Hersteller: Stresstech; Modell: „Prism“) nach jedem gebohrten Tiefeninkrement einen Messbereich auf, dessen Durchmesser dem Vierfachen Bohrlochdurchmesser entspricht. Die Messwerte werden für zwei Messebenen X und Y, die senkrecht zueinander angeordnet sind, in der Einheit Megapascal [MPa] angegeben. Dabei sind Zugspannungen mit einem positiven und Druckspannungen mit einem negativen Vorzeichen versehen.

Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wurden Bohrlöcher mit einer Gesamttiefe von 0,3 mm in Tiefeninkrementen von je 0,01 mm bei einem Vorschub von 0,01 mm/s und einer Drehzahl von 17.000 U/min zentrisch in die erzeugten Punktschweißungen eingebracht. Die Häufigkeit von Fehlmessungen steigt ab einer Messtiefe von 0,15 mm deutlich an. Daher werden für die Auswertung der Eigenspannungsmessungen lediglich die ersten 15 Tiefeninkremente ausgewertet.

4.5.5 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen

Anhand von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen wird der Einfluss der untersuchten Prozessparameter auf die Dampffackel und das Verhalten des Schmelzbades untersucht. Die verwendete High-Speed-Kamera (Hersteller: Video Kommunikation GmbH; Modell: „Photron FASTCAM SA4“) ermöglicht Bildraten von bis zu 500.000 Bildern pro Sekunde (fps; engl.: frames per second). Für die Untersuchungen zum Verhalten der Dampffackel werden Aufnahmen mit einer Bildrate von 250 fps durchgeführt; für die Beobachtung des Schmelzbades werden 5.000 fps eingesetzt.

Die Schmelze und die Metalldampffackel erzeugen aufgrund der entstehenden Temperaturen ein ausgeprägtes Eigenleuchten (thermische Lumineszenz), welches eine klare Bildgebung der Schmelze verhindert. Um dieses Eigenleuchten auszublenden, wird ein Bandpassfilter für die Wellenlänge λ = 800 nm eingesetzt. Ein Beleuchtungslaser mit identischer Wellenlänge erlaubt die Darstellung des Schmelzbades anhand eines Schwarz-Weiß-Bildes.

4.5.6 Messung der Ummagnetisierungsverluste

Zur Messung der Ummagnetisierungsverluste L_{UM} wurde ein Ringkern mit je 80 Windungen Kupferdraht auf der Primär- und Sekundärseite umwickelt (Abbildung 4-11).

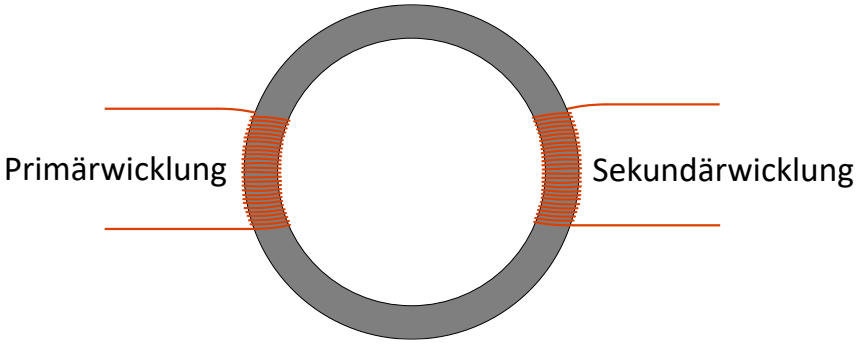


Abbildung 4-11: Schematische Darstellung eines gewickelten Eisenkerns [3]

Durch die Primärwicklung wird während der Messung ein Magnetfeld mit einer definierten Flussdichte $\vec{B}$ erzeugt. Aus diesem Magnetfeld resultiert eine Spannungsantwort an der Sekundärwicklung, woraus die Ummagnetisierungsverluste gemäß DIN-IEC-60404-6 abgeleitet werden [3; 121; 254; 255].

5 Diskussion der Versuchsergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der in Kapitel 4 beschriebenen Untersuchungen dargestellt und interpretiert. Dazu werden die erzeugten Schweißpunkte unter Berücksichtigung der in Kapitel 4.4 definierten Anforderungskriterien bewertet und der Einfluss der untersuchten Prozessparameter auf die Nahtgüte sowie die Ausbildung von Schweißeigenspannungen aufgezeigt.

Zunächst werden aufgetretene Nahtfehler und die gesammelten Erkenntnisse zum Einfluss der Isolationsbeschichtung erläutert, zu dessen Reduktion Untersuchungen zur lokalen Entschichtung der Elektroblechlamellen durchgeführt wurden. Anschließend wird der Einfluss der untersuchten Prozessparameter auf das Schweißergebnis und die Schweißeigenspannungen dargestellt.

5.1 Bewertung der Schweißverbindung

5.1.1 Mögliche Nahtfehler

In Abhängigkeit der Strahlintensität und des Arbeitsdrucks treten unterschiedliche Nahtfehler auf, die neben einer Festigkeitsreduktion ebenfalls Auswirkungen auf die magnetischen Eigenschaften des Ringkerns und damit die Effizienz eines Elektromotors haben können. Die durch den gepulsten Laserstrahlprozess erzeugten Schweißpunkte erfassen zwei bis vier der Elektroblechlamellen und haben demnach lediglich einen Durchmesser von 0,6 – 1,2 mm. In Abbildung 5-1 werden die fünf Fehlertypen dargestellt, die während der Schweißversuche auftraten.

Fehler-Typ A beschreibt eine nur partielle Anbindung benachbarter Lamellen neben dem eigentlichen Schweißpunkt, die durch das seitliche Abfließen der flüssigen Schmelze hervorgerufen werden und nicht zuverlässig vermieden werden kann. Daher wird eine partielle Anbindung für den hier diskutierten Kontext als Fehler definiert, der sich nicht auf die Erfüllung der Anforderungskriterien auswirkt. Dieses Fehlerbild ist nicht mit typischen Nahtfehlern wie beispielsweise Poren oder Rissen vergleichbar, die die Festigkeit des Ringkerns beeinträchtigen können. Stattdessen kann die Anbindung weiterer Lamellen die Festigkeit steigern. Allerdings führt eine partielle Anbindung weiterer Lamellen zu vergrößerten Kurzschlusspfaden und damit zu höheren Wirbelstromverlusten.

Die Fehler-Typen B und C entstehen durch den Einfluss der Isolationsbeschichtung, welche in der Fügezone und deren direkter Umgebung schlagartig verdampft und dadurch zu Materialauswürfen führt; damit ist Anforderungskriterium 2. (Nahtgüte) nicht erfüllt. Diese Defekte können außerdem durch eine zu hohe Strahlintensität hervorgerufen werden und die Festigkeit des Ringkerns verringern. Die entstehenden Unregelmäßigkeiten fördern magnetische Störfelder und steigern dadurch die Verlustleistung.

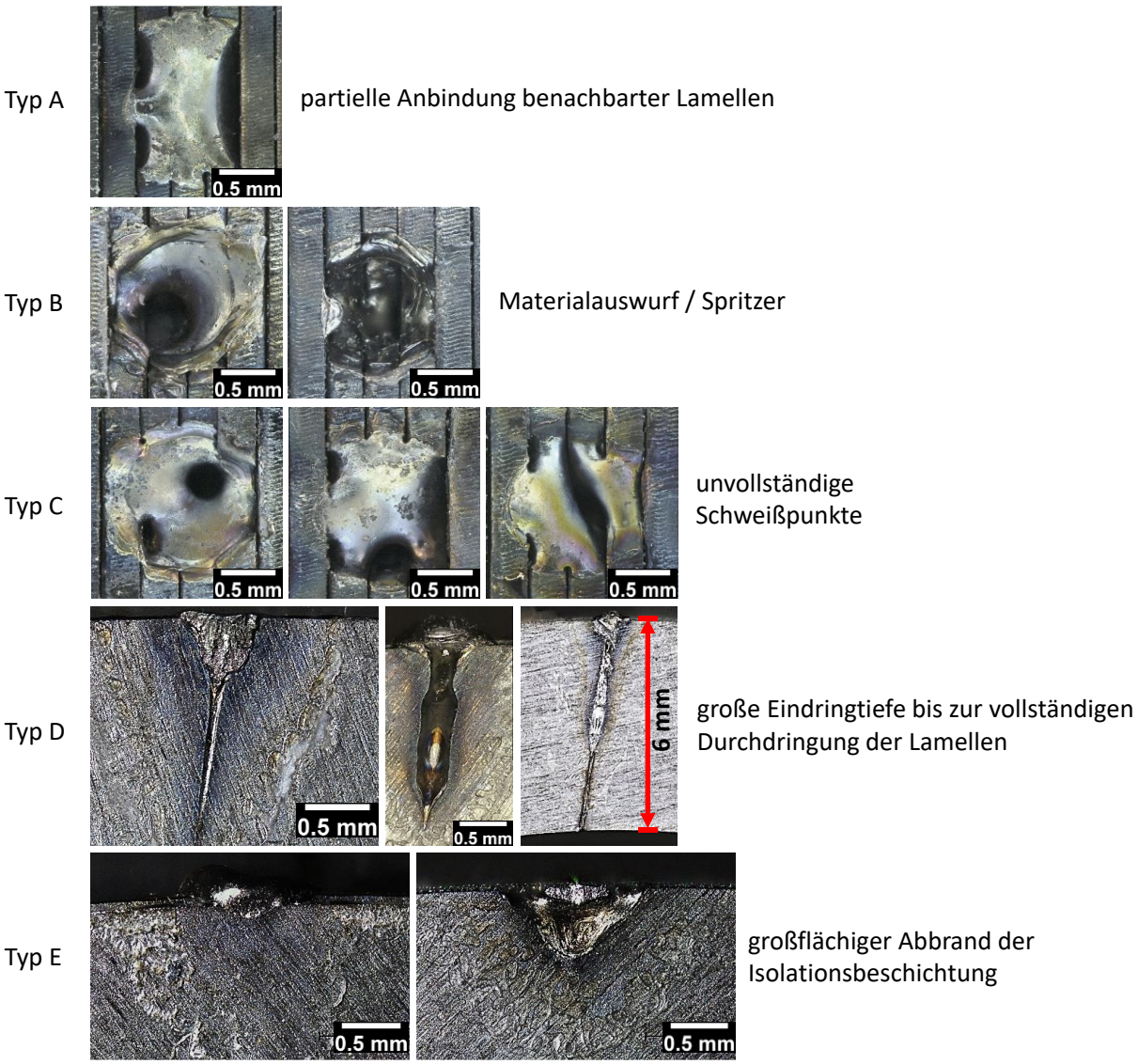


Abbildung 5-1: beispielhafte Darstellung typischer Nahtfehler

Zur Darstellung der Fehlertypen D und E wurden die verbundenen Lamellen bis zum Bruch der Schweißpunkte aufgebogen. Die abgebildeten Makroaufnahmen zeigen sowohl die Bruchebenen der Schweißpunkte, als auch die durch den Wärmeeintrag beschädigte Isolationsbeschichtung.

Fehler-Typ D stellt eine Kombination aus sehr tiefer nadelförmiger Nahtgeometrie mit starken Materialauswürfen und entsprechendem Querschnittsverlust dar, was gegen das 2. Anforderungskriterium verstößt. Es treten sowohl offene Krater als auch Lunker unterhalb einer optisch fehlerfreien Schweißlinse auf. Dieser Fehlertyp konnte ausschließlich bei den Untersuchungen mit dem Single-Mode-Laser festgestellt werden, da hier aufgrund des geringen Strahldurchmessers eine sehr hohe Strahlintensität erreicht wird. Die nadelförmigen Hohlräume dringen teilweise durch die gesamte Lamelle.

Bei Fehler-Typ E tritt ein Abbrand der Isolationsbeschichtung in direkter Umgebung der Fügestelle auf. Dieser Abbrand kann zu erhöhten Kurzschlusspfaden und Korrosion führen, ist aber aufgrund des Energieeintrags beim Schweißprozess nicht vermeidbar und wirkt sich daher nicht auf die Erfüllung der Anforderungskriterien aus.

5.1.2 Einfluss der Isolationsbeschichtung

Wie bereits in Kapitel 2.3.4 erläutert wurde, kann die Isolationsbeschichtung das Schweißergebnis beeinflussen, was sich sowohl auf die Kornstruktur als auch auf die Nahtgeometrie auswirkt. Da die Isolationsbeschichtung zur Reduktion von Wirbelstromverlusten und zum Korrosionsschutz notwendig ist, kann diese nicht vor dem Schweißprozess von den Lamellen entfernt werden. Der Einfluss der Isolationsbeschichtung, der bei den hier durchgeführten Versuchen identifiziert wurde, wird im Folgenden erläutert.

Einfluss auf die Dampffackel. Durch den Energieeintrag beim Schweißprozess verdampft die Isolationsbeschichtung in der Fügezone und deren direkter Umgebung (Fehler-Typ E). Dies beeinflusst die Ausprägung der Dampffackel, was in Abbildung 5-2 anhand von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen sichtbar wird.

Im hier gezeigten Beispiel bei einem reduzierten Arbeitsdruck von p = 100 mbar ist die Dampffackel bereits weniger stark ausgeprägt als an Atmosphäre (Kapitel 2.9 und 5.1.4). Dennoch bildet sich die Dampffackel unmittelbar nach Beginn des Energieeintrags durch den Laserstrahlpuls (t = 4 ms). Dabei interagiert der einfallende Strahl mit dem aus der Fügezone austretenden Metalldampf, der aufgrund seiner hohen Temperatur ein Eigenleuchten erzeugt (Kapitel 2.8.1). Die von den Partikeln im Metalldampf absorbierte Leistung wird in zusätzliche Wärme umgewandelt. So entsteht eine sichtbare Dampffackel.

Bereits nach 12 ms stellt sich eine stabile Form der Dampffackel ein, über der sich ein in Strahlrichtung aufragender Kegel bildet. Es wird angenommen, dass diese zweite kegelförmige Dampffackel, die die Strahlkaustik abbildet, durch die Interaktion des Strahls mit der gasförmigen Isolationsbeschichtung hervorgerufen wird.

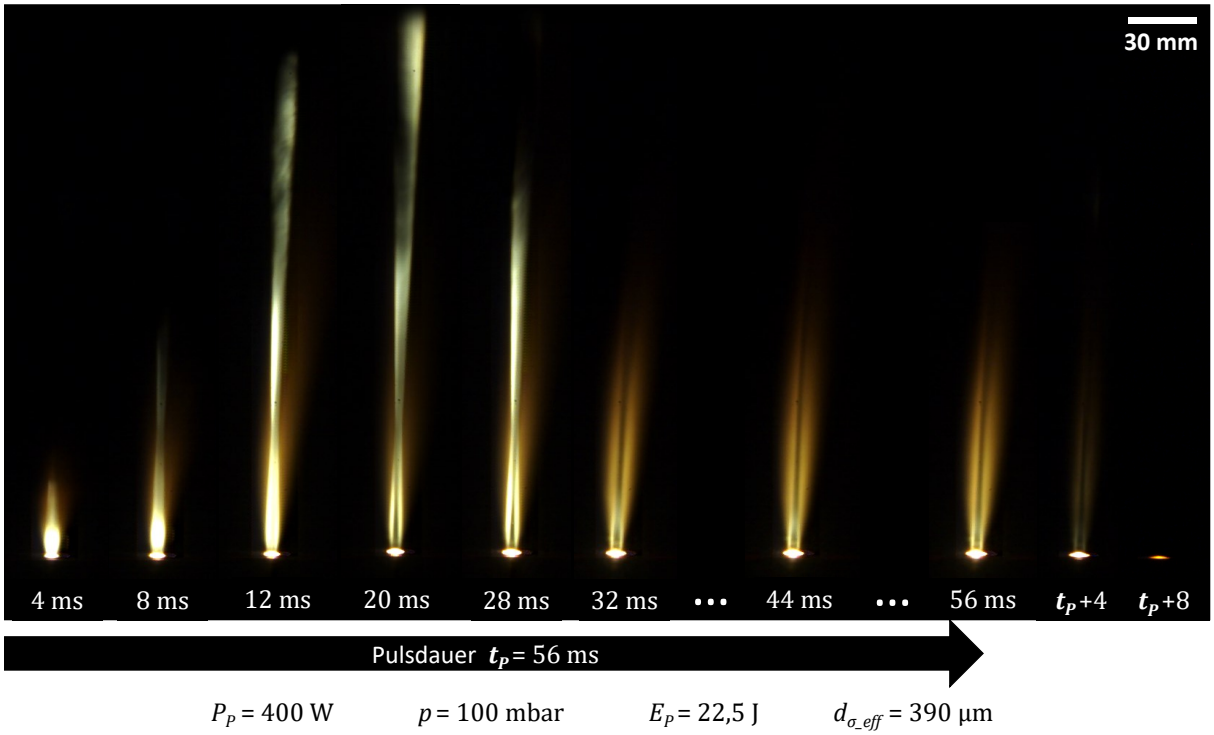


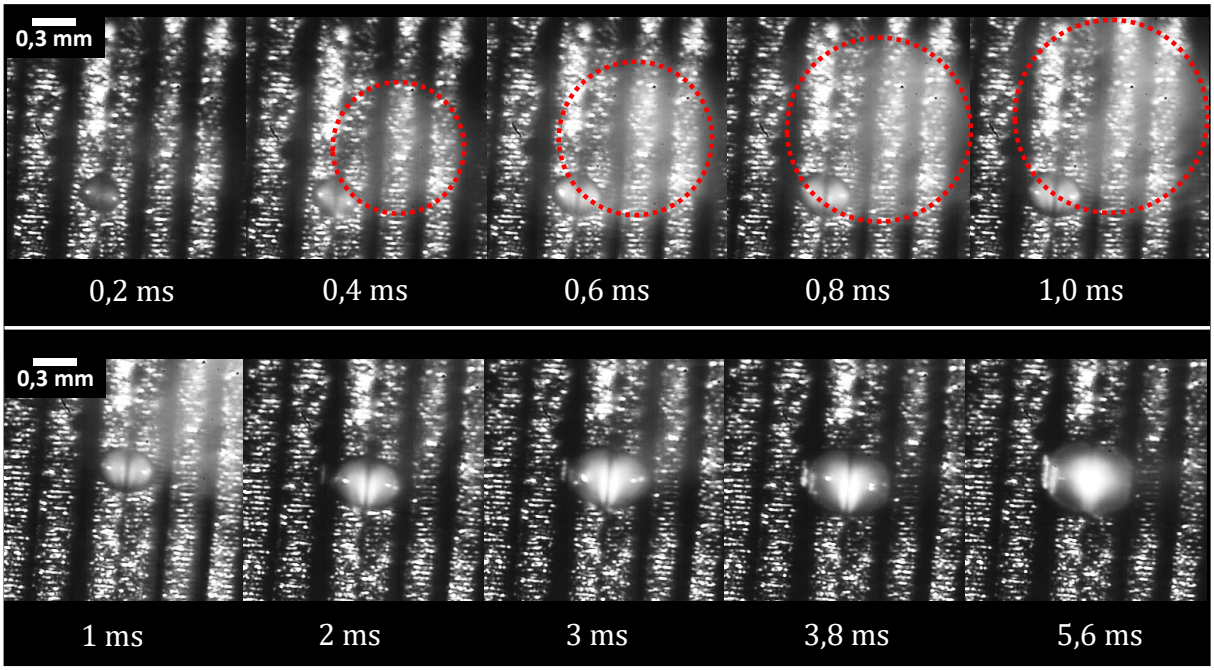
Abbildung 5-2: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Dampffackel (Bildrate: 250 fps)

Diese Annahme wird dadurch unterstützt, dass die zweite Dampffackel bereits nach 32 ms, also ca. der Hälfte der Pulsdauer t_P = 56 ms, vollständig erlischt. Zu diesem Zeitpunkt ist die Isolationsbeschichtung in der Umgebung der Fügezone verdampft und es stellt sich eine stabile Dampffackel ein, die über die verbleibende Pulsdauer konstant bleibt. Nach Beendigung des Energieeintrags erlischt die Dampffackel vollständig und die Schmelze erkaltet.

Einfluss auf das Schmelzbad. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Fügestelle (Abbildung 5-3) zeigen, dass sich bei p = 1.000 mbar während der ersten Millisekunde des Energieeintrags eine sich mit jedem Zeitintervall vergrößernde Dampfwolke bildet, welche durch einen gestrichelten roten Kreis verdeutlicht wird. Diese kann aus gasförmigem Lamellenwerkstoff, Verunreinigungen und/oder der Isolationsbeschichtung bestehen, welche durch den Energieeintrag schlagartig verdampfen. Das Schmelzbad und die

Dampfwolke sind nicht konzentrisch dargestellt, da mit der verwendeten Kamera kein koaxialer Einblick möglich war.

Die zum Zeitpunkt t = 1 ms noch sichtbare Dampfwolke ist zum Zeitpunkt t = 2 ms bereits nicht mehr erkennbar. Es wird vermutet, dass die sich ausbildende Metalldampffackel für so starke Turbulenzen sorgt, dass der ausströmende Dampf keine ausreichende Dichte mehr erreicht, um mit dem verwendeten Messaufbau dargestellt zu werden.



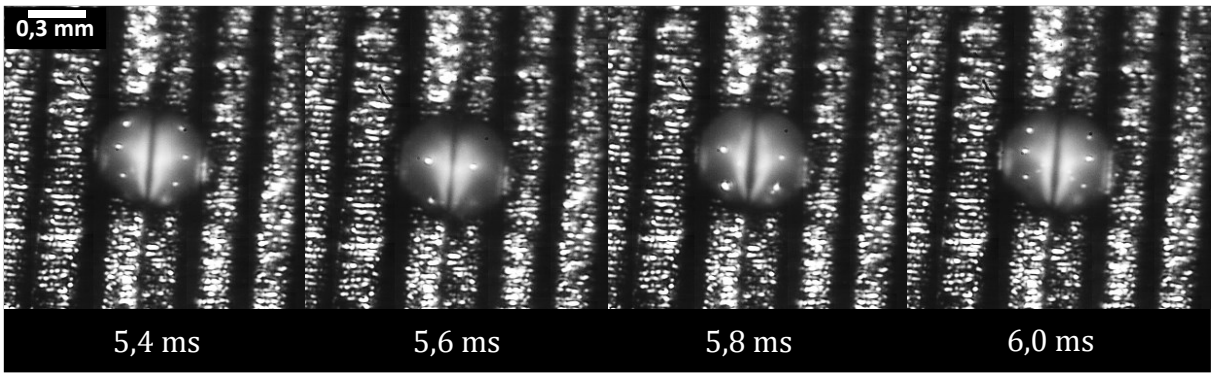
P_P = 400 W p = 1.000 mbar E_P = 22,5 J d_{σ_eff} = 390 µm

Abbildung 5-3: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf das Schmelzbad (Bildrate 5.000 fps)

Zudem fällt auf, dass zum Zeitpunkt t = 0,2 ms zunächst eine zusammenhängende Schmelze entsteht, die bei t = 0,4 ms in zwei separate Schmelzbäder aufgetrennt wird. Zum Zeitpunkt t = 0,4 ms ist ausreichend Energie in die Lamellen eingebracht worden, sodass die Isolationsbeschichtung beginnt um die Schmelze herum zu verdampfen. Der daraus resultierende Gasstrom teilt das Schmelzbad und behindert das erneute Zusammenfließen der nun getrennten Schmelzbäder. Die geteilten Schmelzbäder verbinden sich nach 5,6 ms. Zu diesen Zeitpunkten ist eine ausreichende Menge an flüssiger Schmelze entstanden, sodass der aus dem Fügespalt austretende Gasstrom nicht länger ausreicht, um die Schmelzbäder zu separieren.

Abbildung 5-4 zeigt den Einfluss des Gasstroms auf die Schmelze bei p = 100 mbar. Die beiden separaten Schmelzbäder nähern sich ausgehend vom Zeitpunkt t = 5,4 ms einander

an und fließen zum Zeitpunkt t = 5,6 ms beinahe zusammen; der Spalt zwischen den Schmelzbädern wird schmaler. Die Verengung des Spalts sowie der anhaltende Energieeintrag und die daraus resultierende Temperatur im Fügespalt erhöhen lokal den Druck des unterhalb der Schmelzbäder eingeschlossenen Gases. Dieses kann aufgrund des definierten Anpressdrucks von 0,1 N/mm² (Kapitel 2.3.4) nicht beliebig zwischen den Lamellen entweichen. Bei t = 5,8 ms tritt eine Gas-Eruption auf, die zu einem erhöhten Gasstrom aus dem Fügespalt führt und den Abstand zwischen den einzelnen Schmelzbädern deutlich vergrößert. Anschließend gleicht der Abstand zwischen den Schmelzbädern bei t = 6,0 ms wieder dem Abstand zum Zeitpunkt t = 5,4 ms.



P_P = 400 W p = 100 mbar E_P = 22,5 J d_{σ_eff} = 390 µm

Abbildung 5-4: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss der Isolationsbeschichtung auf das Schmelzbad bei p = 100 mbar (Bildrate 5.000 fps)

Einfluss auf die Kornstruktur. Der Querschliff in Abbildung 5-5 zeigt die Anbindung von drei Lamellen mit einem einzelnen Schweißpunkt. Dabei wurden zwei Lamellen mit einer vergleichsweise großen Einschweißtiefe verbunden, was auf die hohe Pulsenergie von E_P = 28 J zurückzuführen ist. Die dritte (linke) Lamelle ist durch die Schweißlinse lediglich im oberen Bereich mit einer Einschweißtiefe von 0,36 mm angebunden und in der Tiefe nicht angeschmolzen.

Allerdings wurde die Isolationsbeschichtung dieser dritten Lamelle durch den Wärmeeintrag des Schweißprozesses in die Gasphase überführt und im entstandenen Hohlraum eingeschlossen, was einen direkten Kontakt mit der flüssigen Schmelze ermöglicht. Ausgehend von der ehemaligen Position der Isolationsbeschichtung ist eine veränderte Kornstruktur im Vergleich zum übrigen Schweißgut entstanden. Diese zeichnet sich durch dendritische, parallel verlaufende Körner mit verdickten Korngrenzen aus. Daher kann davon ausgegangen werden, dass die dampfförmige Isolationsbeschichtung teilweise in die

Schmelze eindringt und die deutlich erkennbare Veränderung der Korngröße und Kornorientierung sowie der Breite der Korngrenzen verursacht.

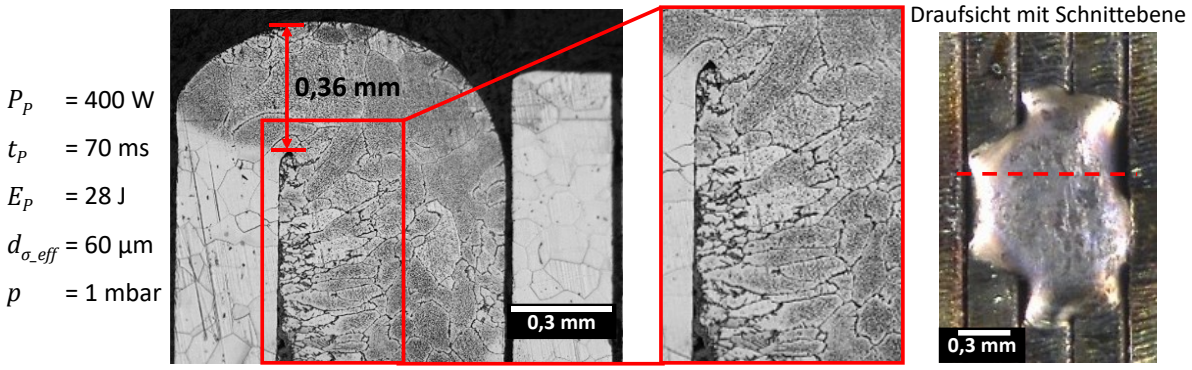


Abbildung 5-5: Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Kornstruktur eines Schweißpunktes [1]

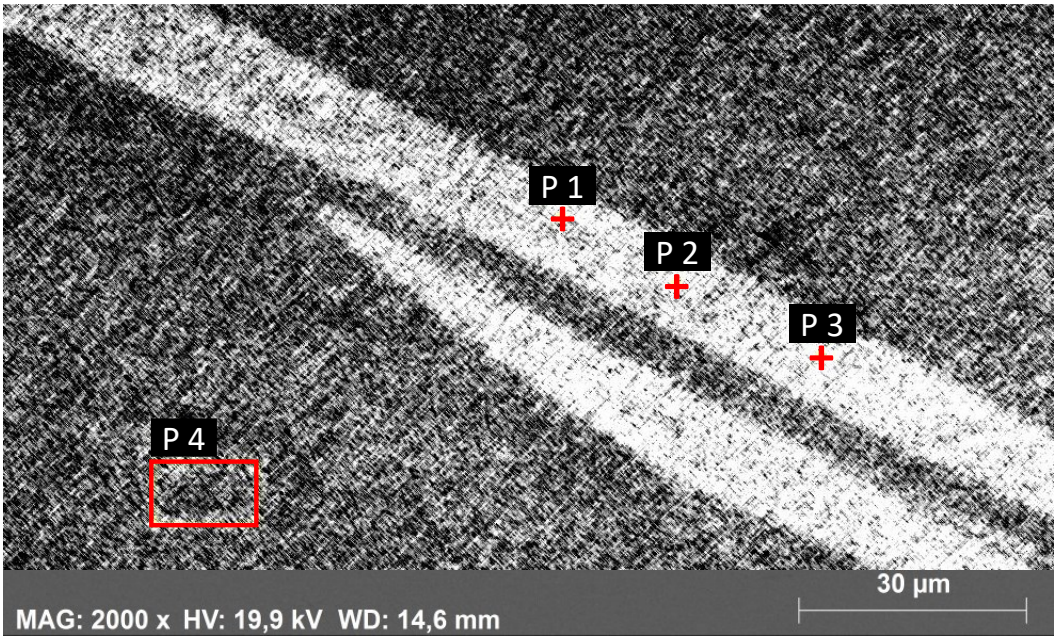
Wird Kohlenstoff aus der Beschichtung in die Schmelze eingetragen, führt dies in Kombination mit einem Abbrand von Silizium in der Schmelze zur Bildung von Karbiden und einer Reduktion des mittleren Korndurchmessers (Kapitel 2.3.4). Die ausgeschiedenen Karbide sammeln sich während der Erstarrung an den Korngrenzen, was im Querschliff anhand deutlich breiterer Korngrenzen im Bereich der abgetragenen Isolationsbeschichtung erkennbar ist. Zudem dienen feindisperse Verunreinigungen, die aus der Isolationsbeschichtung in die Schmelze gelangen, als Keimbildner und begünstigen die Feinkornbildung.

Die veränderte inhomogene Kornstruktur und die ausgeprägteren Korngrenzen können die Festigkeit des Ringkerns beeinflussen sowie die Wirbelstromverluste in der Schweißnaht erhöhen. Dies erhöht den Energiebedarf für die Ummagnetisierung und verringert den Wirkungsgrad des Elektromotors.

Einfluss auf die Legierungszusammensetzung. Abbildung 5-6 zeigt EDX-Messungen einer Karbidzeile (P1 bis P3) und des umliegenden Schweißguts (P4) als Falschfarbenbild; die originale Farbgebung (Anhang C) wurde zur besseren Visualisierung angepasst.

Der Si-Gehalt in der Karbidzeile und im Schweißgut ist mit 2,11 % bis 2,47 % geringer als im Vergleich zum Grundwerkstoff mit 3,7 % (Tabelle 4-3); dieser Wert wurde allerdings mittels OES gemessen. Selbst unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Messmethoden (OES vs. EDX), kann von einer Reduktion des Si-Gehalts im Schweißgut ausgegangen werden. Der in der EDX nicht einwandfrei zu ermittelnde Kohlenstoffgehalt zeigt einen tendenziellen

Anstieg in der Karbidzeile im Vergleich zum umliegenden Werkstoff. Die Messungen unterstützen somit qualitativ die vorangegangene Argumentation aus dem Stand der Technik bezüglich der Bildung von Karbiden durch die Kombination aus reduziertem Si-Gehalt und dem Vorkommen von Kohlenstoff (Kapitel 2.3.4).



Mass percent (%)

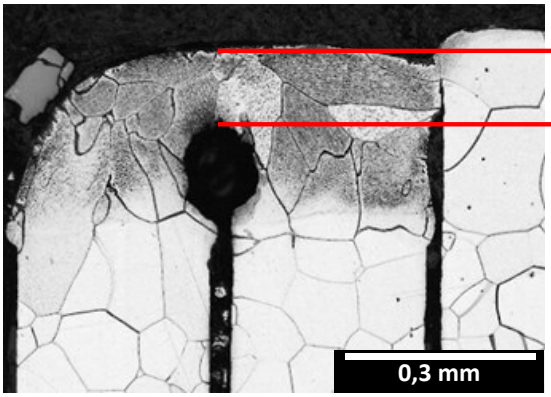
	Spectrum	C	N	O	Al	Si	Mn	Fe
Punktmessungen Karbide	P 1	2,73	0,00	0,00	0,65	2,22	0,14	94,27
	P 2	2,80	0,00	0,00	0,58	2,28	0,19	94,16
	P 3	3,02	0,00	0,00	0,59	2,11	0,14	94,13
Flächenmessung Schweißgut →	P 4	0,96	0,00	0,00	0,64	2,47	0,07	95,86

Abbildung 5-6: EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur

Einfluss auf die Nahtgeometrie. Abbildung 5-7 zeigt die Verbindung von zwei Lamellen durch einen 0,12 mm dicken Steg, unter dem eine Gaspore entstanden ist. Diese in unterschiedlicher Ausprägung auftretenden Gasporen sind darauf zurückzuführen, dass die Isolationsbeschichtung der Lamellen aufgrund der eingebrachten Wärme in direkter Umgebung des Schweißpunktes verdampft.

Der größte Teil der nun gasförmigen Beschichtung entweicht neben dem Schweißpunkt durch die neu geschaffenen Spalte zwischen den Lamellen. Ein Anteil des Beschichtungsdampfs kann jedoch nicht entweichen und wird unterhalb der Schmelze eingeschlossen.

P_P = 320 W
t_P = 70 ms
E_P = 22,5 J
d_{σ_eff} = 390 µm
p = 1 mbar



Draufsicht mit Schnittebene

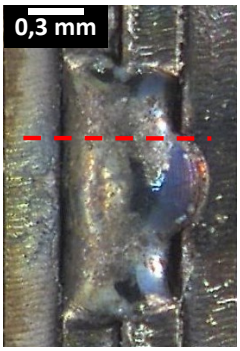


Abbildung 5-7: Einfluss der Isolationsbeschichtung auf die Nahtgeometrie eines Schweißpunktes

5.1.3 Lokales Entfernen der Isolationsbeschichtung

Ringkerne, die mit einem Laserstrahlschweißprozess gefügt werden, werden heute in Form von Liniennähten geschweißt. Dabei könnte die Nahtqualität gesteigert werden, indem vor der Schweißung eine lokale Entschichtung der Lamellen durchgeführt wird. Gleiches gilt für den hier untersuchten gepulsten Lasterstrahlprozess.

Zur Reduktion des in Kapitel 5.1.2 beschriebenen Einflusses der Isolationsbeschichtung auf den Schweißprozess bei einzelnen Punktschweißungen wurden daher Untersuchungen mit einem dem Schweißprozess vorgelagerten Strahlpuls durchgeführt. Dabei wurden deutlich geringere Pulsenergien mit dem Ziel eingesetzt, die Isolationsbeschichtung lokal zu verdampfen. Der Strahl wurde im Oberflächenfokus zu gleichen Teilen auf zwei benachbarten Lamellen positioniert, um die eingebrachte Pulsenergie auf den Spalt zwischen den Lamellen zu konzentrieren.

Multi-Mode-Laser. Die Untersuchungen mit dem Multi-Mode-Laser umfassen die Druckbereiche p = 1 mbar (Abbildung 5-8) und p = 1.000 mbar (Abbildung 5-9) bei Pulsdauern von t_P = 1 ms bis t_P = 5 ms mit der anlagentechnisch minimal verfügbaren Pulsleistung von P_P = 320 W.

In den Abbildungen 5-8 und 5-9 wird in der oberen Bildreihe die Draufsicht auf die Schweißpunkte bzw. die angeschmolzenen Lamellen dargestellt. In der unteren Bildreihe sind die Bruchebenen bzw. die mit der Pulsenergie E_P ansteigende Fläche an aufgeschmolzenem, aber nicht zu einer Schweißlinse zusammengeflossenem Werkstoff abgebildet.

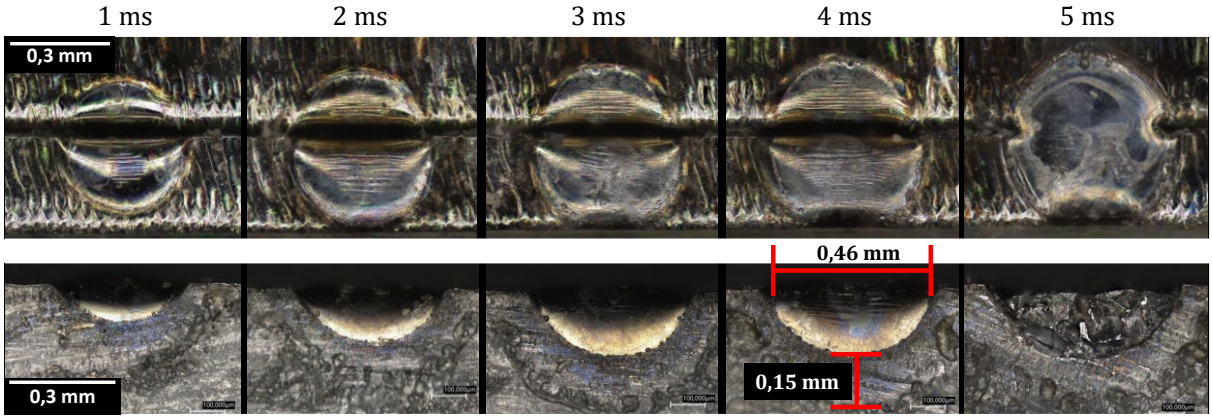


Abbildung 5-8: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Multi-Mode-Laser bei unterschiedlichen Pulsdauern mit p = 1 mbar in der Draufsicht (oben) und Seitenansicht (unten)

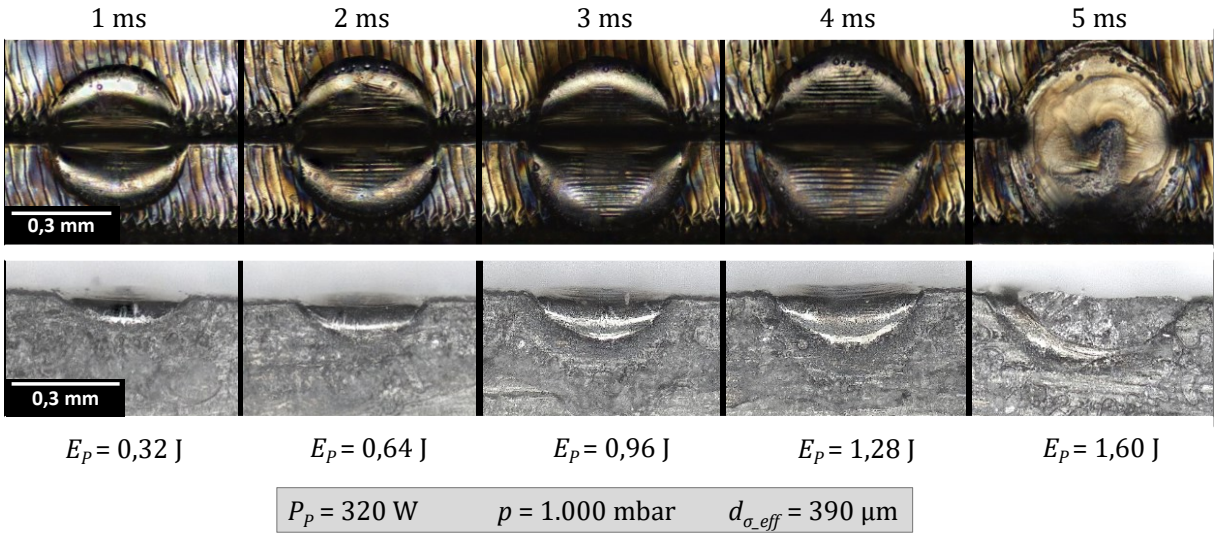


Abbildung 5-9: Vorpuls zur Entschichtung dem Multi-Mode-Laser bei mit unterschiedlichen Pulsdauern mit p = 1.000 mbar in der Draufsicht (oben) und Seitenansicht (unten)

Bei beiden untersuchten Arbeitsdrücken ist mit steigender Pulsdauer eine immer größere Anschmelzung der beiden vom Strahl erfassten Lamellen erkennbar. Bei p = 1.000 mbar bilden sich Anlauffarben, die bei p = 1 mbar nicht auftreten (Kapitel 2.9). Ab einer Pulsdauer von t_P = 5 ms wurde bei beiden untersuchten Druckbereichen eine Schweißlinse erzeugt, die beide Lamellen verbindet. Eine bereits ausgebildete Schweißlinse kann Einfluss auf das Schweißergebnis haben. Um diesen Einflussfaktor auszuschließen, wurden keine längeren Pulsdauern untersucht.

Die eingebrachte Wärme führt in direkter Umgebung des aufgeschmolzenen Bereichs zur vollständigen Abtragung der Isolationsbeschichtung in einem halbkreisförmigen Bereich.

Diese Entschichtung findet allerdings lediglich in einem Streifen von 0,05 mm bis 0,15 mm Breite statt. Daran schließt sich ein Bereich von 0,1 mm bis 0,15 mm Breite mit beschädigter Isolationsbeschichtung an, die nicht vollständig abgetragen, sondern lediglich angeschmolzen wurde.

Dieser Einfluss auf die Isolationsbeschichtung legt nahe, dass der auftreffende Strahl lediglich an der Oberfläche der Lamellen mit dem Werkstoff interagiert und zur Anschmelzung führt. Die eingebrachte Wärme wird durch Konduktion in die Lamelle abgeleitet und führt zum Abtrag oder zur Beschädigung der Isolationsbeschichtung. Eine gezielte lokale Entschichtung durch einen dem Schweißprozess vorgelagerten Strahlpuls ist demnach nur in einem sehr kleinen Bereich und nur in Verbindung mit einem Umschmelzen der Lamellen möglich. Der Einfluss einer derartigen Entschichtung vor dem Schweißprozess wird daher in dieser Arbeit nicht vertiefend betrachtet.

Single-Mode-Laser. Die Untersuchungen mit dem Single-Mode-Laser umfassen die Druckbereiche p = 1 mbar und p = 1.000 mbar bei Pulsdauern von t_P = 1 ms bis t_P = 5 ms mit der anlagentechnisch minimal verfügbaren Pulsleistung von P_P = 200 W sowie P_P = 320 W.

Bei den Schweißversuchen mit P_P = 320 W (Abbildung 5-10) zeigten sich deutliche Unterschiede im Schweißergebnis durch eine Änderung des Arbeitsdrucks. Bei p = 1 mbar tritt bereits bei einer Pulsdauer t_P = 1 ms ein Materialauswurf auf (Fehlertyp B). Bei doppelter Pulsdauer t_P = 2 ms wird eine Schweißlinse mit einem Loch gebildet. Das deutet ebenfalls auf einen Materialauswurf hin, was im Bruchbild bestätigt wird. Außerdem wurde die Isolationsbeschichtung zwischen den angebundenen und den benachbarten Lamellen verflüssigt und durch thermische Expansion aus den Spalten gedrückt. Eine mögliche Ursache für dieses Fehlerbild ist zum einen die durch den geringeren Arbeitsdruck gesenkte Siedetemperatur des Werkstoffs (Kapitel 2.9). Zum anderen ist der Strahldurchmesser mit d_{σ_eff} = 60 µm im Vergleich zum Multi-Mode-Laser deutlich kleiner, was die Strahlintensität bei gleicher Strahlleistung erhöht. Hinzu kommt die Intensitätsverteilung des Single-Mode-Lasers (Abbildung 2-10), die den Großteil der auftreffenden Strahlleistung auf den Spalt zwischen den Lamellen konzentriert. Durch die genannten Faktoren dringt der Strahl tief in die beiden angebundenen Lamellen ein und gibt die eingebrachte Energie über die gesamte Eindringtiefe ab, wodurch die benachbarten Lamellen weniger erwärmt werden und keine Anschmelzung oder Anlauffarben aufweisen. Eine alternative Positionierung des Strahls

mittig auf einer Lamelle würde sowohl zu Materialauswürfen führen, als auch den gewünschten Effekt des Abtragens der Isolationsbeschichtung nur in Kombination mit einer Umschmelzung der Lamelle erzielen.

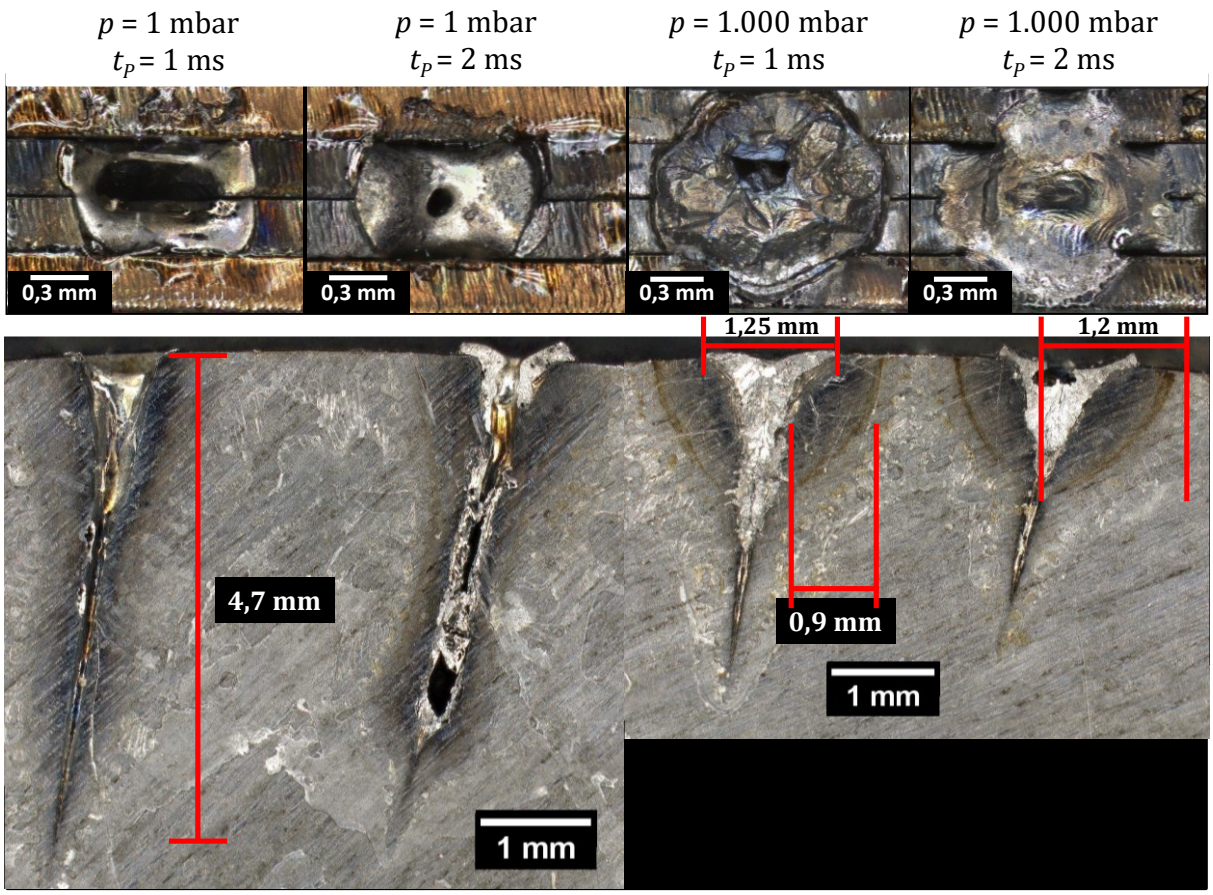


Abbildung 5-10: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Single-Mode-Laser bei P_P = 320 W bei verschiedenen Pulsdauern und Arbeitsdrücken in der Draufsicht (oben) und im Bruchbild (unten)

Bei der Betrachtung der Bruchflächen wird eine nadelförmige, nach oben offene Pore sichtbar (Fehlertyp D), die mit steigender Leistung breiter, aber weniger tief ausgeprägt ist. Aufgrund der Positionierung des Strahls zu gleichen Teilen auf beiden Lamellen dringt dieser besonders tief in den Spalt ein, der durch den verdampften Isolationswerkstoff entsteht. Die abgewinkelte Nahtgeometrie entsteht durch eine Schrägstellung der Schweißoptik von 5° zum Schutz der Optik und der Lichtleitfaser vor Rückreflexionen des Strahls von der Bauteiloberfläche. Bei p = 1.000 mbar (Abbildung 5-10, rechts) werden trotz der geringen Pulsenergie bei t_P = 1 ms bereits vier Lamellen angebunden. Der Strahl dringt nicht so tief in den Werkstoff ein und erzeugt ein breiteres Schmelzbad, welches auf die benachbarten

Lamellen übergreift und eine breite WEZ im oberen Nahtbereich erzeugt. Dadurch wird die eingebrachte Wärme schneller abgeleitet und die Schmelze erstarrt mit einer zerklüfteten, ungleichmäßigen Oberfläche.

Die Isolationsbeschichtung wird mit einem Abstand zur Schmelze von bis zu 0,9 mm entfernt und bis zu einem Abstand von ca. 1,2 mm beschädigt. Die entschichtete Fläche ist demnach deutlich größer als bei den Untersuchungen mit dem Multi-Mode-Laser. Allerdings geschieht dies auf Kosten einer Einschweißtiefe von bis zu 4,7 mm, die mit Materialauswürfen verbunden ist.

Bei den Schweißversuchen mit P_P = 200 W (Abbildung 5-11) treten ähnliche Effekte auf, wie sie bereit für P_P = 320 W beschrieben wurden. Trotz der anlagentechnisch minimal verfügbaren Leistung und Pulsdauer ist eine Entfernung der Isolationsbeschichtung lediglich in einem kleinen Bereich und nur in Kombination mit einem tiefen Eindringen des Strahls in die Lamellen erreichbar.

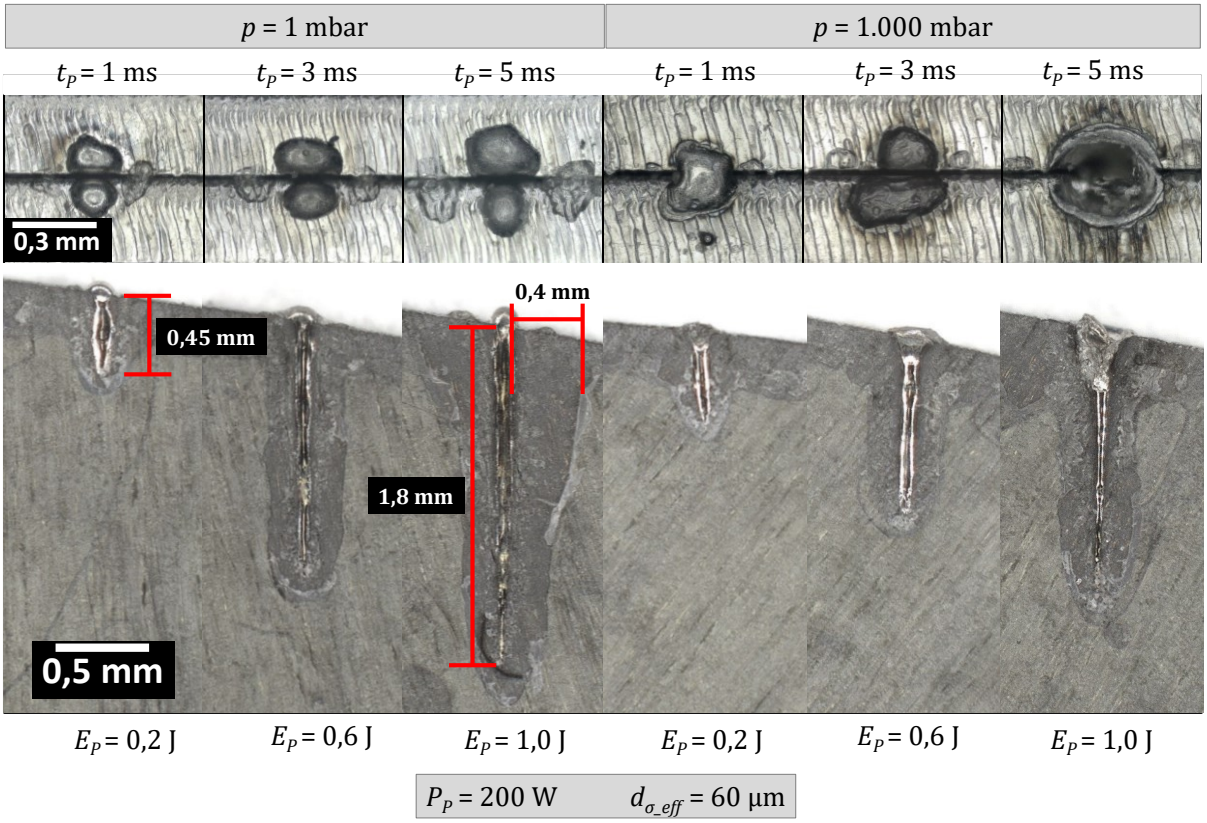


Abbildung 5-11: Vorpuls zur Entschichtung mit dem Single-Mode-Laser bei P_P = 200 W

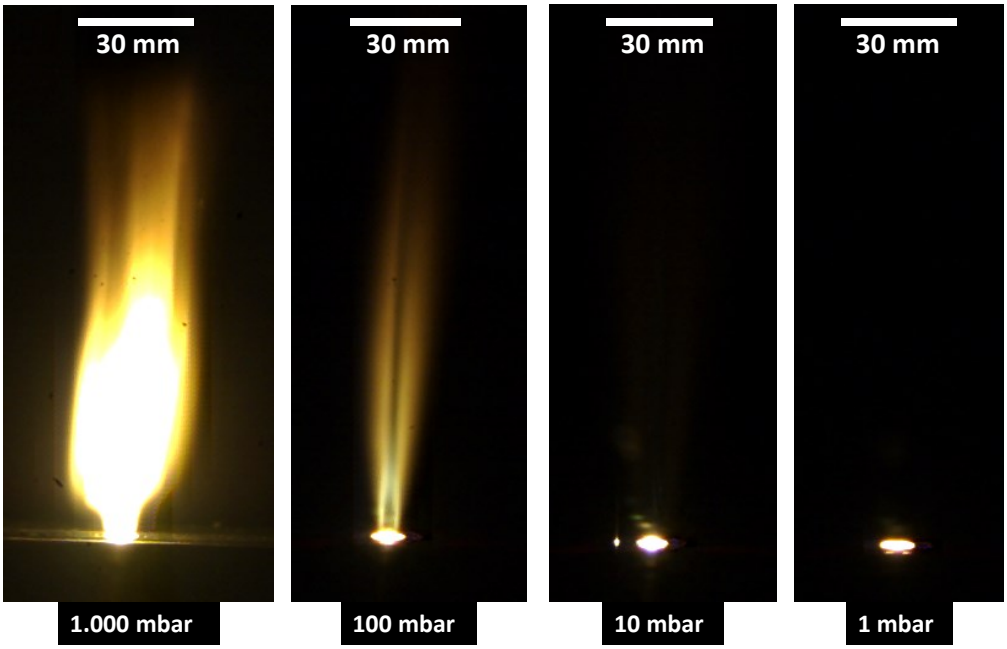
Fazit. Zusammenfassend war eine lokale Entfernung der Isolationsbeschichtung mit den verfügbaren Strahlerzeugern nicht zielführend. Der Abtrag der Beschichtung findet mit dem

Multi-Mode-Laser leidglich in direkter Umgebung der entstehenden Schmelze statt. Mit dem Single-Mode-Laser kann eine größere Fläche entschichtet werden, aber bereits bei der für diese Untersuchungen minimalen Pulsenergie sind die Einschweißtiefen N_T größer als die Nahtbreiten N_B. Damit ist das 1. Anforderungskriterium nicht erfüllt.

5.1.4 Einfluss des Arbeitsdrucks

Der Arbeitsdruck beeinflusst die Siedetemperatur eines Werkstoffs und hat daher beim klassischen CW-Laserstrahlschweißen Auswirkungen auf die Einschweißtiefe, die Dynamik der Kapillare und die Ausprägung der Metalldampffackel (Kapitel 2.9). Beim hier untersuchten gepulsten Laserstrahlprozess zum Schweißen von Elektroblech wurden vergleichbare Auswirkungen des Arbeitsdrucks beobachtet.

Einfluss auf die Dampffackel. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen in Abbildung 5-12 zeigen, dass sich der Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Dampffackel des hier untersuchten Werkstoffs M280-30AP mit dem Stand der Technik deckt (Abbildung 2-16).



P_P = 400 W t_P = 56 ms E_P = 22,5 J d_{σ_eff} = 390 µm

Abbildung 5-12: Hochgeschwindigkeitsaufnahme zum generellen Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Dampffackel beim Schweißen des untersuchten Werkstoffs M280-30AP mit dem verwendeten Multi-Mode-Laser

Bei p = 1.000 mbar ist eine ausgeprägte Dampffackel erkennbar, die bei p = 100 mbar in vergleichbarer Höhe, aber deutlich geringerer Breite und Helligkeit bzw. Intensität auftritt.

Bei weiterer Reduktion des Drucks auf p = 10 mbar ist nur noch ein kaum erkennbarer Schatten von der Dampffackel übrig, der bei p = 1 mbar vollständig ausbleibt.

Abbildung 5-13 zeigt das Verhalten der Dampffackel bei den Prozessen aus Abbildung 5-12 über die gesamte Pulsdauer. Bei p = 1.000 mbar bildet sich unmittelbar nach dem Beginn des Pulses eine kugelförmige Dampffackel, die sich bis zu ihrer maximalen Ausdehnung bei t = 20 ms stetig vergrößert und verschlankt. Danach bleibt die Dampffackel in Größe und Intensität bis zum Ende des Pulses konstant, woraufhin für weitere 20 ms eine schwächere Fackel zurückbleibt, die exemplarisch zum Zeitpunkt t_P + 8 ms dargestellt ist.

Es wird vermutet, dass die verdampfende Isolationsbeschichtung als „Brennstoff“ für die Dampffackel dient und deren Größe und Intensität unterstützt. Dafür spricht die nach dem Puls (t_P + 8 ms) weiterhin sichtbare Fackel, bei der durch die Restwärme der erstarrenden Schmelze weiterhin gasförmige Isolationsbeschichtung verbrennt. Die Darstellung für p = 100 mbar entspricht Abbildung 5-2 und wurde in Kapitel 5.1.2 im Detail erläutert. Wie dort beschrieben wird entsteht oberhalb der eigentlichen Dampffackel eine weitere Fackel durch die Interaktion des Strahls mit der gasförmigen Isolationsbeschichtung. Bei p = 10 mbar erscheint diese Fackel in vergleichsweise geringer Ausprägung ausschließlich zum Zeitpunkt t = 12 ms und ist bei p = 1 mbar gar nicht sichtbar, weshalb lediglich das Schmelzbad abgebildet ist.

Durch den direkten Vergleich der Dampffackeln bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken (Abbildung 5-13) fällt auf, dass die maximale Ausprägung der Dampffackel sowie die Interaktion des Strahls mit der gasförmigen Isolationsbeschichtung bei geringerem Arbeitsdruck zu einem früheren Zeitpunkt innerhalb der Pulsdauer t_P stattfinden. Dieses Verhalten lässt sich auf die in Kapitel 2.9 beschriebenen Einflüsse des reduzierten Arbeitsdrucks auf die Dampffackel (größere freie Weglänge von Partikeln und verringerte Abkühlgeschwindigkeit durch geringere Temperaturgradienten) zurückführen. Diese behindern die Kondensation des Metalldampfs, wodurch eine geringere Anzahl von Partikeln mit dem Strahl interagieren kann.

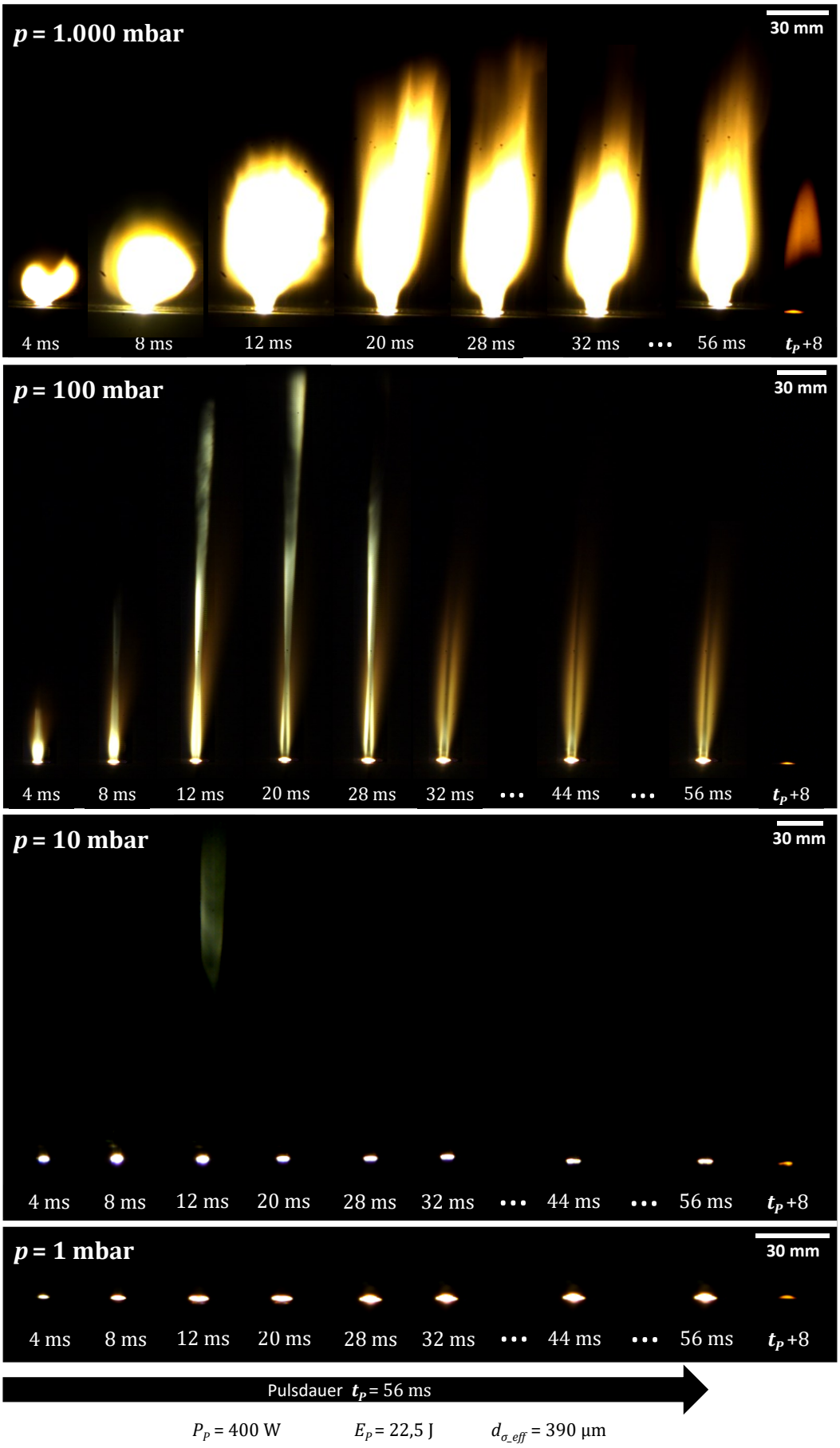
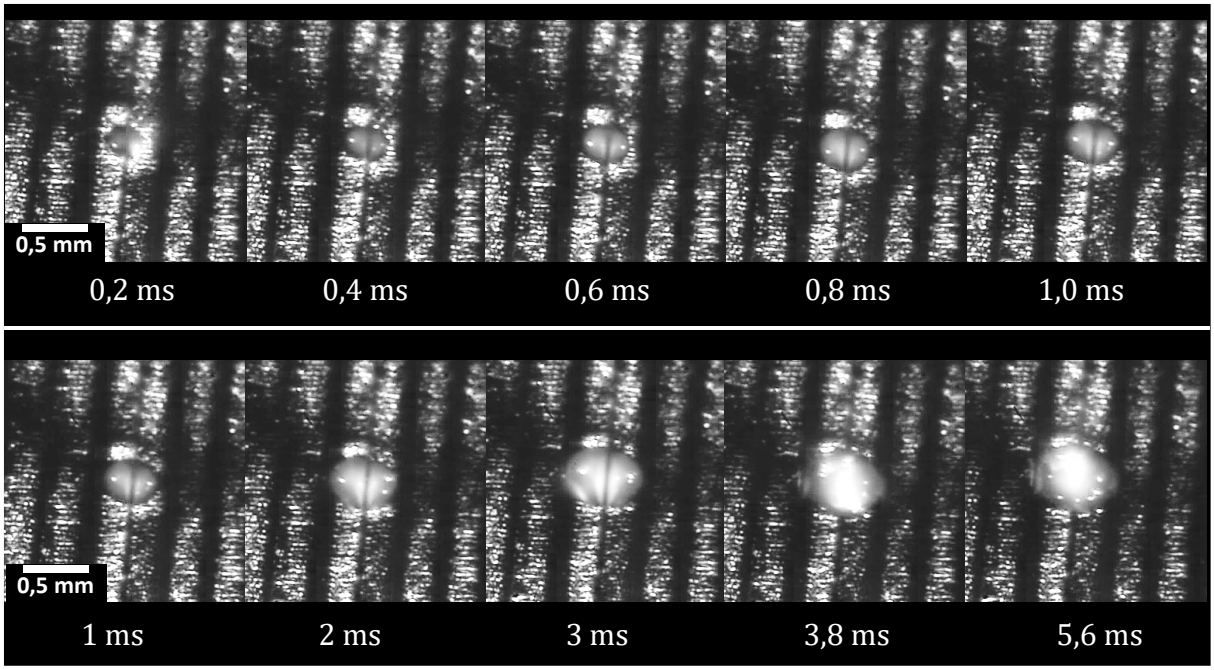


Abbildung 5-13: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Dampffackel bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken (Bildrate: 250 fps)

Einfluss auf das Schmelzbad. Mit reduziertem Arbeitsdruck p = 1 mbar (Abbildung 5-14) ist die in Abbildung 5-3 dargestellte Dampfwolke nicht erkennbar, da der Werkstoff bei geringerer Temperatur aufschmilzt. Die Verunreinigungen bzw. die Isolationsbeschichtung verdampfen auch hier direkt in der Fügezone schlagartig, werden aber aufgrund der geringeren Temperaturen in der Umgebung der Schmelze über einen längeren Zeitraum erhitzt und verdampfen dort langsamer und gleichmäßiger. So entsteht eine Dampfwolke mit einer so geringen Dichte, dass sie in den Aufnahmen nicht erkennbar ist.

Auch bei p = 1 mbar entsteht zunächst ein zusammenhängendes Schmelzbad zum Zeitpunkt t = 0,2 ms, welches nach t = 0,4 ms geteilt wird (Kapitel 5.1.2). Die geteilten Schmelzbäder verbinden sich bei p = 1 mbar bereits nach t = 3,8 ms wieder zu einem zusammenhängenden Schmelzbad, wohingegen für diesen Zusammenschluss bei p = 1.000 mbar 5,6 ms vergehen (Abbildung 5-3).



P_P = 400 W p = 1 mbar E_P = 22,5 J d_{σ_eff} = 390 µm

Abbildung 5-14: Auszug aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen zum Einfluss des Arbeitsdrucks auf das Schmelzbad (Bildrate 5.000 fps)

Dies geschieht bei reduziertem Arbeitsdruck schneller, da die geringere Strömungsgeschwindigkeit des austretenden Gasstroms geringere Kräfte auf die Schmelzbäder ausübt (Kapitel 2.9). Zudem sind die Viskosität und Oberflächenspannung der Schmelze aufgrund der geringeren Temperaturen im Vakuum höher als unter Atmosphärendruck. Die trägere Schmelze wird daher durch den austretenden Gasstrom

weniger beeinflusst. So unterliegt der Einfluss des Gasstroms bereits bei kleineren Schmelzvolumina den Gewichtskräften der Schmelze.

Einfluss auf die Spritzerneigung. Abbildung 5-15 zeigt eine Übersicht der erzeugten Nahtgüten bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Pulsenergien mit den verwendeten Strahlerzeugern. Für jede Parameterkombination wurden fünf Schweißpunkte im Oberflächenfokus erzeugt. Zur Bewertung der Schweißergebnisse wurden drei Kategorien definiert:

[**+**]	„gut“	0	Spritzer bei 5 Schweißpunkten	→ Anforderungskriterien 1. und 2. erfüllt
[**o**]	„mangelhaft“	1-2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten	→ Anforderungskriterium 2. nicht erfüllt
[**-**]	„ungenügend“	> 2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten	→ Anforderungskriterium 2. nicht erfüllt

		Arbeitsdruck [mbar]						
		1	10	100	1.000	Pulsleistung [W]	Pulsdauer [ms]	
Pulsenergie [J]	20	-	+	+	+	320	63	Multi-Mode
		-	o	+	+	400	50	
		-	-	o	+	500	40	
	22,5	-	+	+	+	320	70	
		o	+	+	+	400	56	
		-	-	o	+	500	45	
	25	-	+	+	+	320	78	
		-	-	+	+	400	62	
		-	-	-	+	500	50	
	10	-	-	-	+	200	50	Single-Mode
		-	-	-	-	260	39	
		-	-	-	-	320	31	
		-	-	-	-	400	25	
	14	o	+	-	o	200	70	
		-	-	-	-	260	54	
		-	o	-	-	320	44	
		o	-	o	-	400	35	
	18	-	-	o	o	200	90	
		-	-	-	o	260	69	
		o	o	-	-	320	56	
		o	o	o	-	400	45	
	22,5	-	o	o	o	200	112	
		-	-	-	o	260	86	
		-	-	o	o	320	70	
		o	o	-	-	400	56	

+	0	Spritzer bei 5 Schweißpunkten
o	1-2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten
-	> 2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten

} Anforderungskriterium 2 nicht erfüllt

Abbildung 5-15: Einfluss des Arbeitsdrucks p und der Pulsenergie P_P auf die Spritzerbildung beim Schweißen im Oberflächenfokus

In die Kategorie „mangelhaft“ fallen Prozessparameter, bei denen ein bis zwei von fünf Schweißpunkten Spritzer aufwiesen. Obwohl demnach in dieser Kategorie drei bis vier optisch einwandfreie Schweißpunkte erzeugt wurden, kann der Prozess mit diesen Parametern nicht als ausreichend reproduzierbar angesehen und daher nicht für weitere Untersuchungen berücksichtigt werden.

Jedes Pulsenergieniveau wurde mit bis zu vier unterschiedlichen Pulsleistungen P_P und daran angepasster Pulsdauer t_P erzeugt, um den Einfluss der Strahlintensität bei gleicher Pulsenergie zu berücksichtigen. Die geringsten untersuchten Pulsleistungen von P_P = 320 W mit dem Multi-Mode-Laser bzw. P_P = 200 W mit dem Single-Mode-Laser entsprechen den minimalen Strahlleistungen, die die eingesetzten Laserstrahlerzeuger bereitstellen können. Zur Vergleichbarkeit beider Strahlerzeuger wurde in beiden Versuchsreihen eine Pulsenergie von E_P = 22,5 J eingesetzt. Diese Pulsenergie wurde mit dem Single-Mode-Laser mit einer maximalen Pulsleistung P_P = 400 W durchgeführt, statt mit P_P = 500 W wie beim Multi-Mode-Laser überwiegend Spritzer (Fehlertyp B) auftraten.

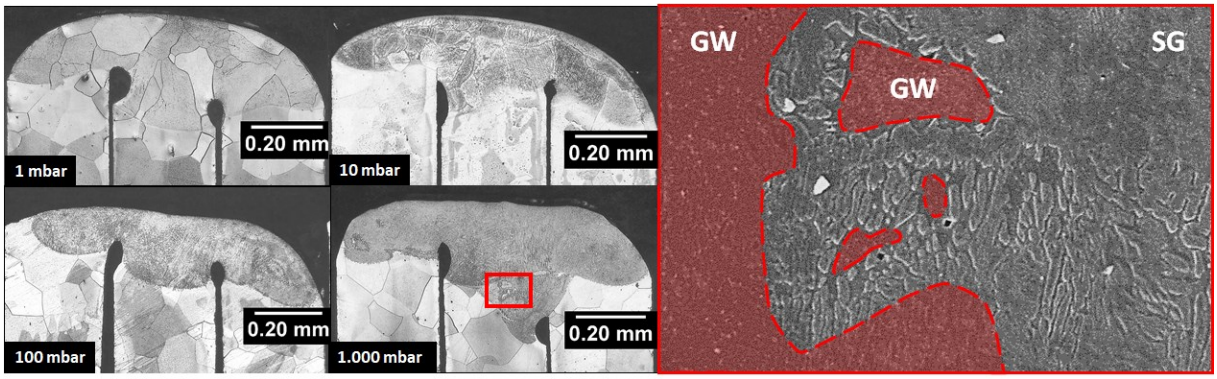
Single-Mode-Laser. Bei den Schweißergebnissen mit dem Single-Mode-Laser wurde aufgrund der im Vergleich zum Multi-Mode-Laser hohen Strahlintensität (Anhang B) bei fast allen Versuchen Spritzerbildung beobachtet. Ausschließlich bei einer Pulsleistung P_P = 200 W konnten Schweißpunkte erzeugt werden, die den Anforderungskriterien 1. und 2. entsprechen. Diese als „gut“ bewerteten Parameterkombinationen weisen allerdings unterschiedliche Pulsenergien und Arbeitsdrücke auf. Anhand der durchgeführten Schweißversuche ist daher kein klarer Trend bezüglich des Einflusses des Arbeitsdrucks auf die Spritzerbildung erkennbar. Mit Ausnahme der Pulsleistung kann keinem der gegenübergestellten Prozessparameter ein eindeutiger Einfluss auf die Spritzerbildung zugeordnet werden.

Die eingesetzte Pulsleistung P_P = 200 W kann mit dem verwendeten Single-Mode-Laser nicht unterschritten werden. Daher wurde die Pulsdauer t_P reduziert, um die Pulsenergie zu senken und spritzerfreie Schweißpunkte zu erzeugen. Bei einer Reduktion auf $t_P \leq 50$ ms war die dadurch eingebrachte Pulsenergie von $E_P \leq 10$ J nicht ausreichend, um bei 5 Schweißpunkten je zwei Lamellen aufzuschmelzen. Daher wurden keine weiteren Versuche mit dem Single-Mode-Laser durchgeführt.

Multi-Mode-Laser. Der Vergleich der Schweißergebnisse mit dem Multi-Mode-Laser zeigt, dass mit geringerem Arbeitsdruck die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Spritzern steigt, wodurch Anforderungskriterium 2. (Nahtgüte) nicht erfüllt ist. Bei einem Arbeitsdruck von p = 1 mbar konnte keine Parameterkombination ohne teils starke Spritzerbildung identifiziert werden, wohingegen alle Versuche bei p = 1.000 mbar ohne Spritzer verlaufen sind. Dieser Effekt ist auf die druckabhängige Verdampfungstemperatur der Werkstoffe, sowohl des untersuchten Elektroblechs als auch der Isolationsbeschichtung, zurückzuführen. Die bereits bei geringeren Temperaturen einsetzende Verdampfung der Werkstoffe bewirkt ein verstärktes Ausblasen der Schmelze, bevor diese zusammenfließen und erstarren kann. Aufgrund dieses Zusammenhangs zeigt sich außerdem unabhängig von der Pulsenergie eine höhere Wahrscheinlichkeit für Spritzer bei steigender Pulsleistung P_P und der damit erhöhten Strahlintensität.

Einfluss auf die Kornstruktur und Härte. In Abbildung 5-16 werden vier Querschliffe gegenübergestellt, die mit unterschiedlichen Arbeitsdrücken und ansonsten identischen Prozessparametern mit dem Multi-Mode-Laser hergestellt wurden. In allen Druckbereichen von p = 1 mbar bis p = 1.000 mbar treten oberhalb der Zwischenräume zwischen den Lamellen nach unten offene Gasporen auf, welche bereits in Kapitel 5.1.2 erläutert wurden. Der signifikante Unterschied der Schweißergebnisse liegt in der Kornstruktur, die bei einem Arbeitsdruck von p = 1 mbar nahezu identisch zum Grundwerkstoff ist. Mögliche Ursachen sind der druckbedingt geringere Temperaturgradient und die begünstigte Entgasung der dampfförmigen Isolationsbeschichtung (Kapitel 5.1.2). Die Schmelze wird in geringerem Ausmaß kontaminiert und kann ohne Beeinträchtigung der Kornstruktur erstarren. Ähnliche Ergebnisse mit vergleichbarem unbeschichteten Elektroband in [66] bestätigen, dass die Isolierschicht und ihr Ausgasungsverhalten Einfluss auf das Korngefüge hat.

Mit steigendem Arbeitsdruck sinkt der mittlere Korndurchmesser bereits ab $p \geq 10$ mbar und das Auftreten von dunkler dargestellten Einlagerungen im Schweißgut steigt an, wodurch bei Arbeitsdrücken $p \geq 100$ mbar in der erstarrten Schmelze keine Kornstruktur mehr erkennbar ist. Anforderungskriterium 3. (Kornstruktur) ist demnach für die Druckbereiche p = 100 mbar und p = 1.000 mbar nicht erfüllt, wobei der Grenzdruck p = 10 mbar für die weiterführenden Untersuchungen berücksichtigt wird.



P_P = 400 W t_P = 56 ms E_P = 22,5 J d_{σ_eff} = 390 µm

Abbildung 5-16: Einfluss des Arbeitsdrucks p auf das Schweißergebnis (links) und REM-Detailaufnahme (rechts) am Beispiel von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser im Oberflächenfokus

Eine Veränderung der Kornstruktur in direkter Umgebung zum Schweißgut im Sinne einer Wärmeeinflusszone ist nicht erkennbar. Stattdessen zeigt sich eine deutliche farbliche Abgrenzung zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff bei $p \geq 10$ mbar. Bei genauerer Betrachtung der veränderten Kornstruktur des Schliffbildes bei p = 1.000 mbar aus Abbildung 5-16 mit dem REM zeichnet sich eine deutliche Grenze zwischen dem farblich markierten Grundwerkstoff (GW) und dem Schweißgut (SG) ab. Zudem zeigen sich isolierte, ebenfalls markierte Bereiche mit identischer Kornstruktur zum Grundwerkstoff, die vom Schweißgut umschlossen wurden. Im Übergangsbereich zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut sind teils dendritische, unregelmäßig orientierte Seigerungen erkennbar.

In Abbildung 5-17 werden Härteprofile von Schweißpunkten dargestellt, die mit identischen Parametern zu den in Abbildung 5-16 gezeigten Querschliffen hergestellt wurden. Bei der Betrachtung der Härteprofile wird deutlich, dass bei p = 1 mbar keine Aufhärtung im Schweißgut stattfindet. Mit steigendem Arbeitsdruck verringert sich der mittlere Korndurchmesser und die Naht wird dunkler. Es wird angenommen, dass die Schmelze durch die Isolationsbeschichtung kontaminiert wird, was zur Kornfeinung und zur Bildung von dunkel eingefärbten Karbiden führt (siehe Kapitel 2.3.4). Diese Vermutung wird durch die deutliche Steigerung der Härte im Schweißgut gestützt, die bei p = 1.000 mbar auf beinahe 800 HV 0,1 ansteigt.

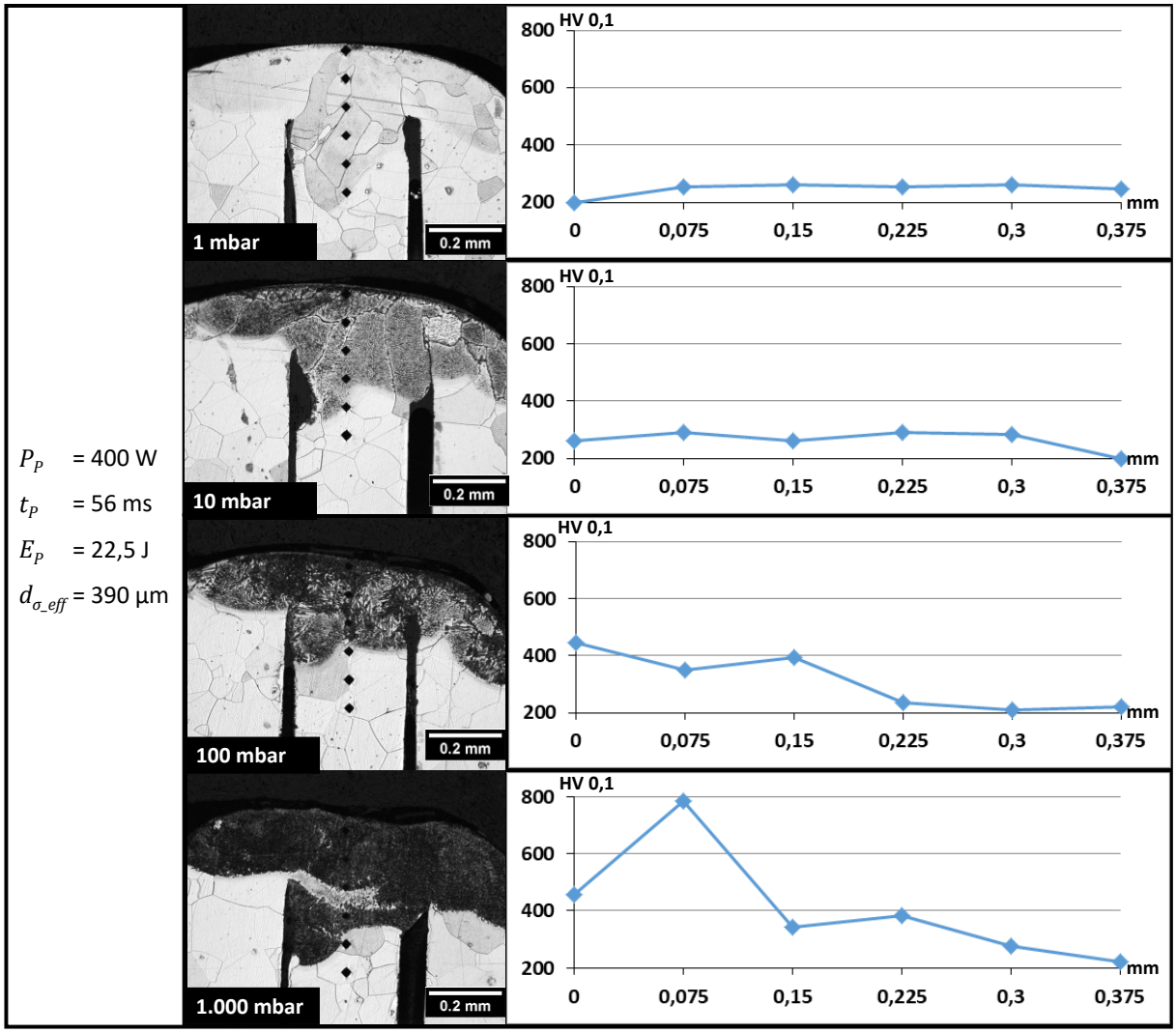


Abbildung 5-17: Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Härte des Schweißguts

Fazit. Ein reduzierter Arbeitsdruck von p = 1 mbar bewirkt eine nahezu identische Kornstruktur des Schweißguts im Vergleich zum Grundwerkstoff, geht aber mit einem erhöhten Risiko von Spritzerbildung einher. Demnach konnte die geforderte Nahtgüte aus Anforderungskriterium 2. nicht in Kombination mit der geforderten Kornstruktur aus Anforderungskriterium 3. erreicht werden. Mit steigendem Arbeitsdruck tritt eine ausgeprägte Feinkornbildung des Schweißguts auf, was in Kombination mit der Bildung von Karbiden zu einer deutlichen Steigerung der Härte führt.

Ein eindeutiger Zusammenhang von Pulsenergie und Arbeitsdruck zur Spritzerbildung konnte mit den untersuchten Energieniveaus nicht identifiziert werden. Zur Optimierung der Schweißergebnisse wurde der Einfluss der Strahlintensität anhand unterschiedlicher Fokuslagen untersucht. Die Ergebnisse werden im folgenden Kapitel erläutert.

5.1.5 Einfluss der Strahlintensität / Fokuslage

Um den Einfluss der Strahlintensität zu untersuchen wurden Schweißversuche mit unterschiedlichen Fokuslagen durchgeführt.

Anhand der Ergebnisse aus dem vorangegangenen Kapitel 5.1.3 und 5.1.4 wurden die Energieniveaus E_P = 22,5 J mit dem Multi-Mode-Laser und E_P = 14 J mit dem Single-Mode-Laser untersucht (Abbildung 5-18). Dabei wurden nur die Druckbereiche p = 1 mbar und p = 10 mbar berücksichtigt, um die in Anforderungskriterium 3. definierte Kornstruktur zu erreichen.

Single-Mode E_P = 14 J

Pulsleistung [W]	320													
Pulsdauer [ms]	44													
Arbeitsdruck [mbar]	10										1			
Fokuslage [mm]	0	+2	+4	+6	+8	+10	+12	+14	+16	+18	+12	+14	+16	+18
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Pulsleistung [W]	260													
Pulsdauer [ms]	54													
Arbeitsdruck [mbar]	10										1			
Fokuslage [mm]	0	+2	+4	+6	+8	+10	+12	+14	+16	+18	+12	+14	+16	+18
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Pulsleistung [W]	200													
Pulsdauer [ms]	70													
Arbeitsdruck [mbar]	10										1			
Fokuslage [mm]	-4	-2	0	+2	+4	+6	+8	+10	+12	+14	+8	+10	+12	+14
	-	-	+	-	-	-	o	o	+	+	-	-	o	+

Multi-Mode E_P = 22,5 J

Pulsleistung [W]	400													
Pulsdauer [ms]	56													
Arbeitsdruck [mbar]	10									1				
Fokuslage [mm]	-4	-3	-2	-1	0	+1	+2	+3	+4	0	+1	+2	+3	+4
	-	-	-	-	+	+	+	+	+	o	o	o	+	+

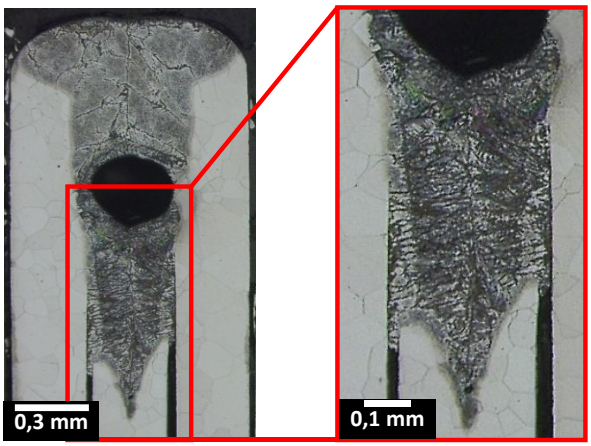
Pulsleistung [W]	320													
Pulsdauer [ms]	70													
Arbeitsdruck [mbar]	10									1				
Fokuslage [mm]	-4	-3	-2	-1	0	+1	+2	+3	+4	0	+1	+2	+3	+4
	+	+	+	+	+	+	+	+	+	-	+	+	+	+

+	0	Spritzer bei 5 Schweißpunkten
o	1-2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten } Anforderungskriterium 2 nicht erfüllt
-	> 2	Spritzer bei 5 Schweißpunkten } Anforderungskriterium 2 nicht erfüllt

Abbildung 5-18: Einfluss der Fokuslage auf die Spritzerbildung

Single-Mode-Laser. Für den Single-Mode-Laser konnte bei P_P = 200 W und p = 10 mbar im Bereich der Defokussierung von -4 mm bis +4 mm keine Folge von spritzerfreien Schweißpunkten erzeugt werden. Auffällig dabei ist, dass die Schweißversuche im Oberflächenfokus (0 mm) spritzerfrei verlaufen sind. Bei genauerer Betrachtung des Schweißergebnisses im Oberflächenfokus im Querschliff (Abbildung 5-19) wird deutlich, dass das Schweißergebnis nur oberflächlich als „gut“ zu bewerten ist. Aufgrund der hohen Intensität im Oberflächenfokus tritt eine Kombination von unerwünschter Tiefschweißung mit den in Kapitel 5.1.2 erläuterten Einflüssen der Isolationsbeschichtung (Porenbildung, Korngröße und Kornstruktur) auf.

P_P = 200 W
t_P = 70 ms
E_P = 14 J
d_{σ_eff} = 60 µm
p = 10 mbar



Draufsicht mit Schnittebene

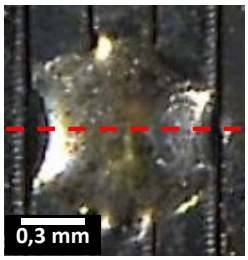


Abbildung 5-19: Querschliff eines Schweißversuchs mit dem Single-Mode-Laser im Oberflächenfokus

Aufgrund der unzureichenden Ergebnisse im Bereich der Defokussierung von -4 mm bis +4 mm wurde die Fokuslage in Intervallen von 2 mm bis auf +14 mm erhöht, was sowohl bei p = 10 mbar als auch p = 1 mbar zu spritzerfreien Schweißergebnissen führte.

Die gaußförmige Intensitätsverteilung des Single-Mode-Lasers (Abbildung 2-10) bietet in der Praxis Vorteile gegenüber eines Multi-Mode-Lasers, z.B. hohe Spitzenintensität und Einschweißtiefe bei vergleichsweise geringer Strahlleistung. Eine derart starke Überfokussierung von +14 mm führt zu Strahlintensitäten, die mit dem verwendeten Multi-Mode-Laser vergleichbar sind (Anhang B), wodurch die Vorteile des Single-Mode-Lasers (hohe Strahlqualität und Spitzenintensität) nicht länger zum Tragen kommen. Die eingesetzten Strahlerzeuger sind bezogen auf die Strahlintensität aufgrund der unterschiedlichen Intensitätsverteilung lediglich rein rechnerisch vergleichbar. Dennoch zeigt dieser Vergleich, dass ein praxisnaher Einsatz derartiger Fokuslagen mit einem Single-Mode-Laser untypisch ist. Daher wurde keine stärkere Defokussierung untersucht.

Die durchgeführten Schweißversuche mit P_P = 260 W und P_P = 320 W waren selbst bei einer Defokussierung von +18 mm, die aufgrund der höheren Pulsleistungen untersucht wurde, nicht spritzerfrei. Diese Leistungsbereiche werden daher für den Single-Mode-Laser nicht weiterführend untersucht.

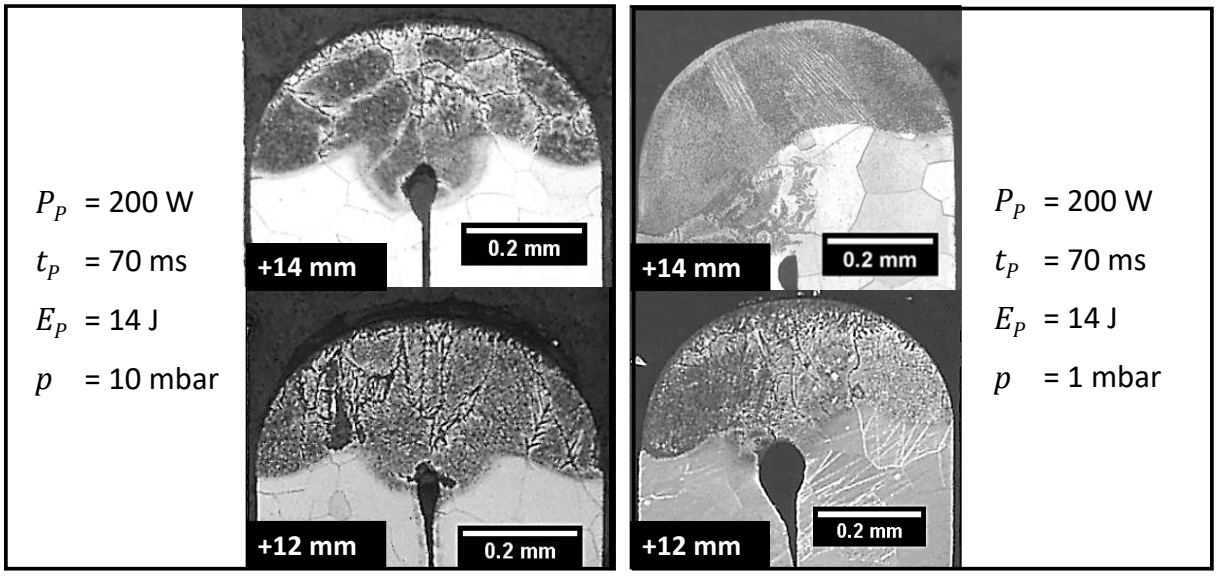


Abbildung 5-20: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Single-Mode-Laser mit P_P = 200 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen

Bei der Betrachtung der bezüglich der Spritzerbildung als „gut“ eingestuften Schweißpunkte im Schliffbild (Abbildung 5-20) zeigt sich eine deutliche Beeinflussung der Kornstruktur und der Korngrenzen analog zu Abbildung 5-19. Folglich konnten mit dem Single-Mode-Laser keine Schweißergebnisse erzielt werden, die allen Anforderungskriterien 1. bis 4. genügen.

Multi-Mode-Laser. Zunächst wurde die Fokuslage im Bereich von -4 mm bis +4 mm in Intervallen von 1 mm justiert (Abbildung 5-18, unten). Bei einem Arbeitsdruck von p = 10 mbar konnten mit dem Multi-Mode-Laser alle überfokussierten Parameterkombinationen, sowohl mit P_P = 320 W als auch P_P = 400 W, spritzerfreie Schweißpunkte erzeugen. Gleiches gilt für die unterfokussierten Parameterkombinationen mit P_P = 320 W, wohingegen P_P = 400 W bei Unterfokussierung zu starker Spritzerbildung führt. Bei p = 1 mbar führten die Schweißversuche mit Oberflächenfokus und Unterfokussierung zu Spritzerbildung, wohingegen eine Überfokussierung auch bei diesem Arbeitsdruck spritzerfreie Schweißpunkte erzeugte; für P_P = 400 W bei ≤ +3 mm und für P_P = 320 W bei ≤ +1 mm.

Im Vergleich zu den Schweißergebnissen mit dem Multi-Mode-Laser im Oberflächenfokus (Abbildung 5-16) zeigt sich bei einem Arbeitsdruck von p = 1 mbar auch mit Fokuslagen von

+2 mm und +4 mm eine Kornstruktur, die der des Grundwerkstoffs sehr ähnlich ist (Abbildung 5-21, links); lediglich die Orientierung der Körner ist unterschiedlich. Das Kornwachstum im Schliffbild mit einer Defokussierung von +2 mm ist zum Zentrum des Schweißpunkts ausgerichtet ist.

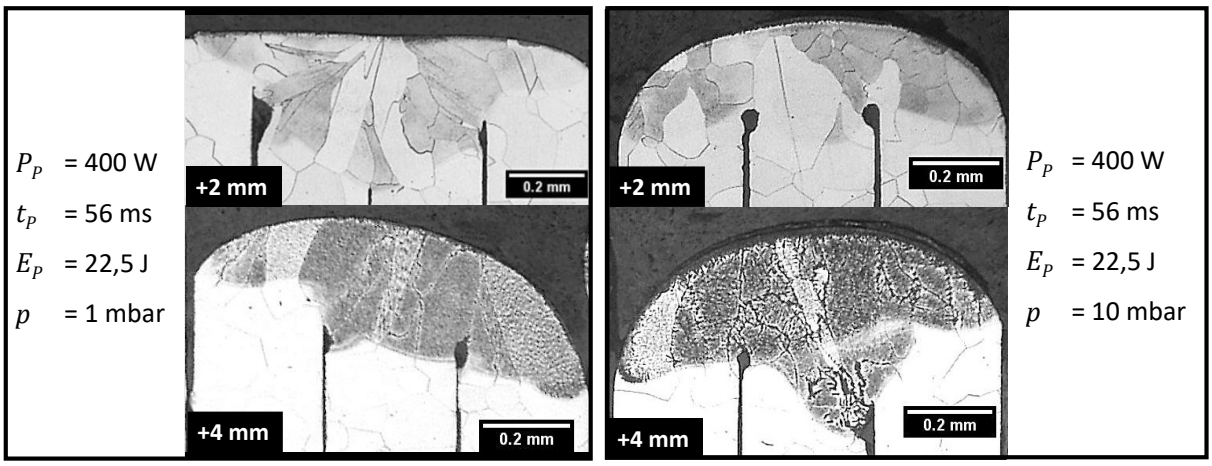


Abbildung 5-21: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser mit P_P = 400 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen

Dem kann die Anbindung von vier statt drei Lamellen zugrunde liegen. Die zusätzliche angebundene Lamelle kann die Erstarrung der Schmelze durch eine schnellere Abkühlung beeinflussen. Die Schmelze des kreisrunden Schweißpunkts erstarrt nach dem Einwirken des Laserstrahls beginnend vom Rand hin zum Zentrum und beeinflusst dadurch die Richtung des Kornwachstums. Bei einer Defokussierung von +4 mm liegt die Vorzugsrichtung des Kornwachstums in der vertikalen Orientierung der Lamellen und die Korngröße steigt leicht an.

Bei einem Arbeitsdruck von p = 10 mbar (Abbildung 5-21, rechts) erzeugt eine Defokussierung von +2 mm einen idealen Schweißpunkt mit identischer Kornstruktur im Vergleich zum Grundwerkstoff. Bei einer Defokussierung von +4 mm zeigen sich stattdessen schwarz dargestellte Ausscheidungen, die die Korngrenzen deutlich verbreitern und auf den Einfluss der Isolationsbeschichtung zurückzuführen sein können (Kapitel 5.1.2). Es wird angenommen, dass die reduzierte Strahlintensität bei dieser Kombination aus Fokuslage und Arbeitsdruck nicht ausreicht, um die Isolationsbeschichtung zwischen den Lamellen vollständig zu verdampfen, wodurch diese die Schmelze kontaminiert.

In Abbildung 5-22 werden Härtemessungen der Querschliffe dargestellt, die bereits in Abbildung 5-21 zu sehen sind.

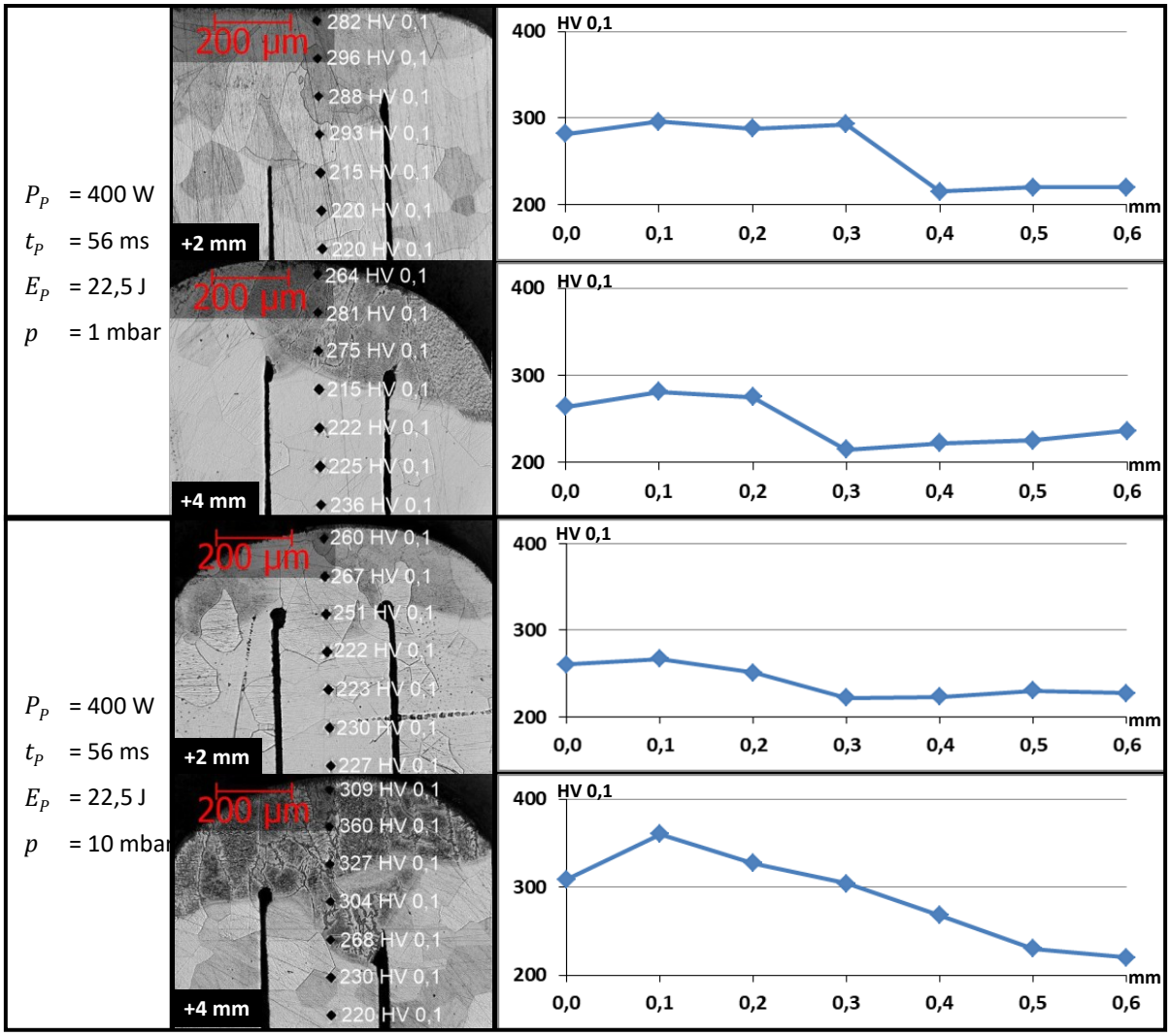


Abbildung 5-22: Härtemessung HV 0,1 an den Schliffbildern aus Abbildung 5-21

Die Messreihen beginnen jeweils am Rand eines Schweißpunktes am Startpunkt „0,0“ und verlaufen in Abständen von 0,1 mm durch das Schweißgut in den Grundwerkstoff. Die Härtemessungen für p = 1 mbar zeigen, dass ein geringer Anstieg der Härte im Schweißgut stattfindet. Die erzielten Höchstwerte liegen unterhalb von 300 HV 0,1 und sind daher vergleichbar mit der Härtesteigerung durch das formgebende Laserstrahlschneiden (Anhang A). Damit ist Anforderungskriterium 4. (Härte) erfüllt. Gleiches gilt für p = 10 mbar bei einer Überfokussierung von +2 mm. Die maximale gemessene Härte im Schweißgut liegt hier unter 270 HV 0,1. Die ermittelten Härte-Werte sind vergleichbar mit Untersuchungen an Liniennähten in [69]. Eine weitere Überfokussierung auf +4 mm bewirkt neben den bereits beschriebenen Auswirkungen auf die Kornstruktur zusätzlich eine deutliche Steigerung der Härte mit bis zu 360 HV 0,1. Demnach sind die Anforderungskriterien 3. und 4. nicht erfüllt, was diese Parameterkombination für weitere Untersuchungen disqualifiziert.

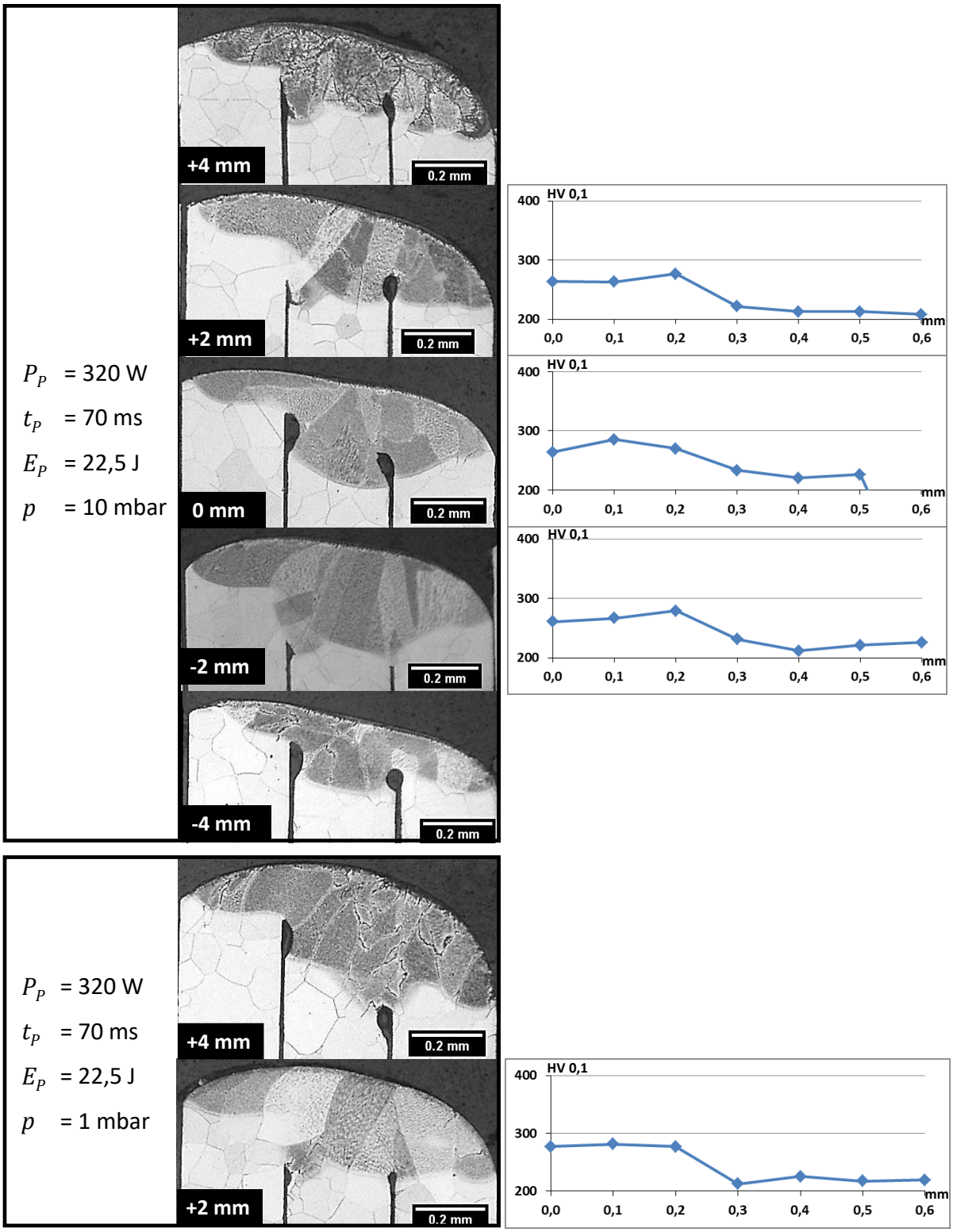


Abbildung 5-23: Querschliffe von Schweißpunkten erzeugt mit dem Multi-Mode-Laser mit P_P = 320 W bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen

Das Auftreten der schwarzen Ausscheidungen, die mit einer Aufhärtung einhergehen, ist ebenfalls bei geringerer Pulsleistung P_P = 320 W mit einer Defokussierung von +4 mm und -4 mm sowohl mit p = 1 mbar als auch p = 10 mbar erkennbar (Abbildung 5-23). Daher wurden für diese Parameterkombinationen keine separaten Härtemessungen durchgeführt.

Dennoch konnten mit P_P = 320 W bei beiden untersuchten Arbeitsdrücken mit Fokuslagen von 0 mm und ±2 mm Kornstrukturen erzeugt werden, die dem Grundwerkstoff ähneln und nur eine geringe Steigerung der Härte aufweisen.

Fazit. Mit dem Single-Mode-Laser konnten keine Schweißergebnisse erzielt werden, die den Anforderungskriterien 1. bis 4. genügen. Mit dem Multi-Mode-Laser konnte durch Defokussierung um bis zu +4 mm mit P_P = 400 W und P_P = 320 W sowohl bei p = 1 mbar als auch bei p = 10 mbar eine Reihe von fünf aufeinanderfolgenden Schweißpunkten hergestellt werden, die den Anforderungskriterien 1. bis 4. entsprechen.

5.2 Bewertung der Schweißeigenspannungen

Für die qualitative Bewertung der Schweißeigenspannungen wurden Messungen mit der ESPI-unterstützen Bohrlochmethode durchgeführt (Kapitel 2.11.4 und 4.5.4). Anhand der Erkenntnisse aus Kapitel 5.1 wurden Prozessparameter ausgewählt, die die Anforderungskriterien 1. bis einschließlich 4. aus Kapitel 4.4 erfüllen.

Da gekrümmte Oberflächen sowie der lamellare Aufbau der Ringkerne für ESPI-Messungen ungeeignet sind (Kapitel 4.5.4) wurden die Schweißversuche auf ebenen Blechen durchgeführt (Abbildung 4-10), die sich ausschließlich in ihrer Geometrie von den ringförmigen Lamellen unterscheiden.

5.2.1 Eigenspannungen im Grundwerkstoff

Zur Beurteilung der durch den Fügeprozess hervorgerufenen Schweißeigenspannungen wurden die im Grundwerkstoff aufgrund des Fertigungs- und Formgebungsprozesses vorhandenen Eigenspannungen mit der ESPI-unterstützten Bohrlochmethode ermittelt. In Abbildung 5-24 sind die Ergebnisse von fünf Referenzmessungen separat für beide Messebenen (X-Achse und Y-Achse) dargestellt. Alle Referenzmessungen befinden sich überwiegend in einem Bereich von -500 MPa (Druck) bis +500 MPa (Zug), vereinzelt bis zu ca. +900 MPa, wobei in der X-Achse die Zugeigenspannungen überwiegen.

Beim Vergleich dieser Messergebnisse mit der Zugfestigkeit des Werkstoffs M280-30AP (530 MPa, Kapitel 4.1.4) fällt auf, dass die ermittelten Eigenspannungen bereits teilweise die Zugfestigkeit überschreiten. Die daraus zu erwartende ausgeprägte Sprödigkeit des Werkstoffs tritt nicht auf. Außerdem wird in Kapitel 2.11.4 erläutert, dass die Bestimmung

von Eigenspannungen nicht durch eine direkte Messung, sondern lediglich indirekt und rein qualitativ möglich ist. Daher ist der direkte quantitative Vergleich der Zugfestigkeit mit den ermittelten Spannungen nicht statthaft. Allerdings weisen die Referenzmessungen eine hohe Konsistenz und Reproduzierbarkeit auf, weshalb sie als Grundlage zur Einordnung der in den folgenden Kapiteln dargestellten Eigenspannungsmessungen genutzt werden.

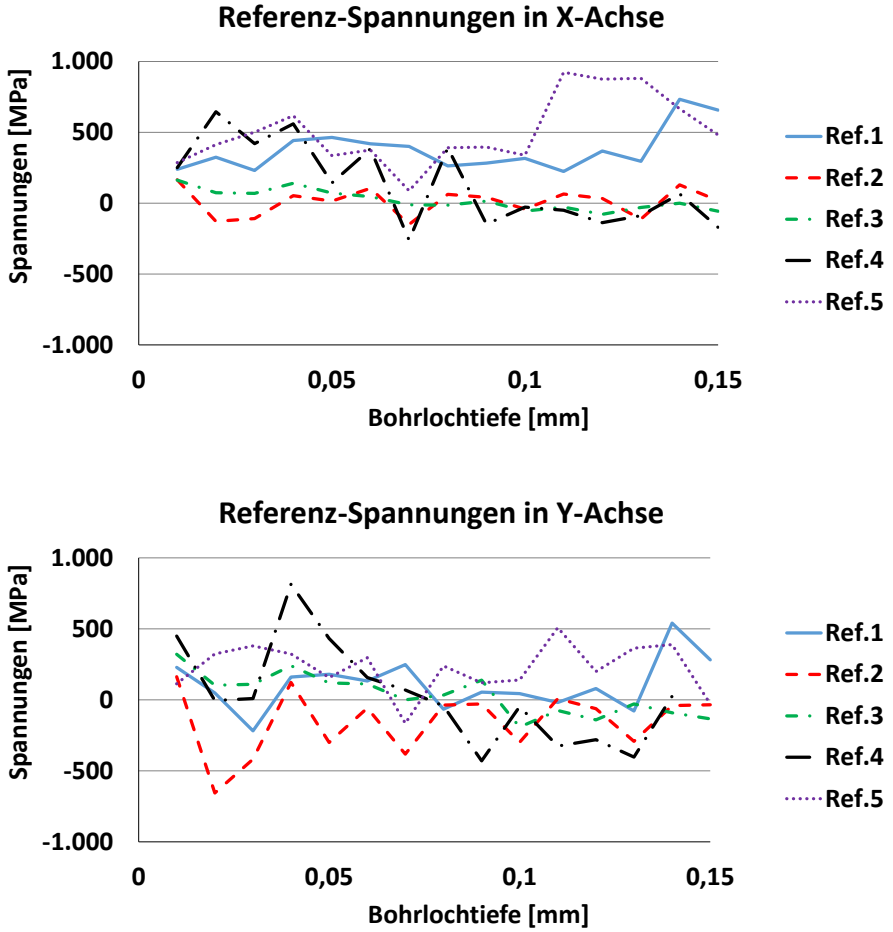


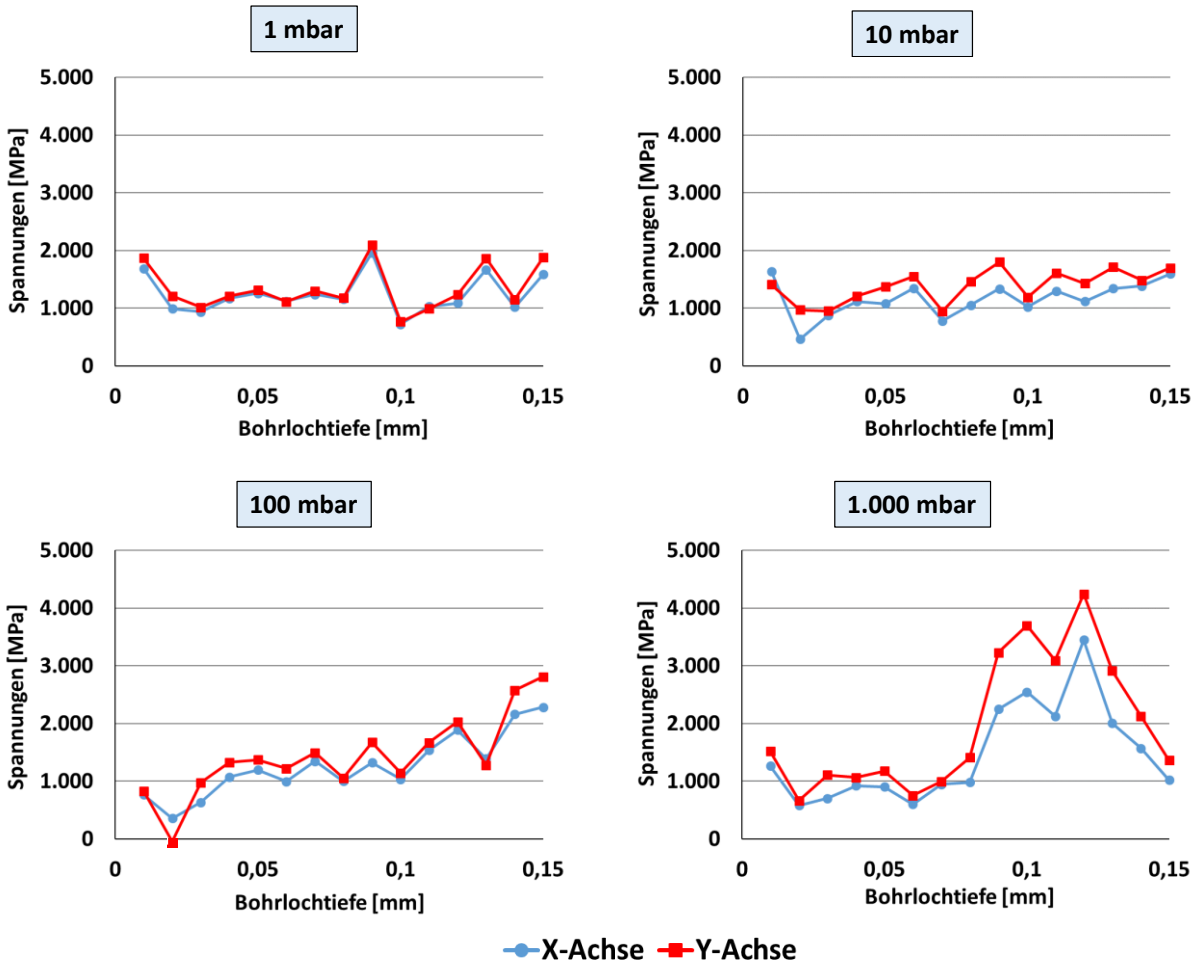
Abbildung 5-24: Referenzmessungen der Eigenspannungen im Grundwerkstoff; oben: X-Achse; unten: Y-Achse

5.2.2 Einfluss des Arbeitsdrucks

Der Einfluss des Arbeitsdrucks auf die Ausbildung von Schweißeigenspannungen wurde im Oberflächenfokus untersucht (Abbildung 5-25).

Bei allen untersuchten Arbeitsdrücken von p = 1 mbar bis p = 1.000 mbar wurden entsprechend der theoretischen Überlegungen aus Kapitel 2.11.1 Zugspannungen im Schweißgut ermittelt. Die ähnlichen Verläufe der Messwerte in X- und Y-Richtung deuten auf eine rotationssymmetrische Spannungsverteilung hin, die bei einem einzelnen Schweißpunkt zu erwarten ist.

Innerhalb der ersten acht Tiefeninkremente, also einer Bohrlochtiefe von 0,08 mm, traten bei allen untersuchten Arbeitsdrücken vergleichbare Werte im Bereich von bis zu 2.000 MPa auf. Bei geringen Arbeitsdrücken von $p \leq 10$ mbar bleibt dieses Spannungsniveau bis zur maximalen Messtiefe von 0,15 mm konstant, wohingegen bei höheren Arbeitsdrücken $p \geq 100$ mbar über 4.000 MPa erreicht werden.



$P_P = 400$ W $t_P = 56$ ms $E_P = 22{,}5$ J $d_{\sigma_eff} = 390$ µm

Abbildung 5-25: ESPI-Spannungsmessungen bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken im Oberflächenfokus.

Eine mögliche Ursache für die höheren Spannungswerte ist die druckabhängige Verdampfungstemperatur des Werkstoffs (Kapitel 2.9). Bei Drücken ≥ 100 mbar erreicht die Schmelze höhere Temperaturen, als bei $p \leq 100$ mbar, bevor der Werkstoff verdampft. Dadurch steigt der Temperaturgradient zum umliegenden Werkstoff, was die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze und damit die Ausprägung von Spannungen erhöht. Die durch die kohlenstoffhaltige Isolationsbeschichtung kontaminierte Schmelze härtet bei dieser schnellen Abkühlung auf (Abbildung 5-17) und kann weniger Spannungen durch

Verformung abbauen. Es bleiben gesteigerte Spannungsniveaus zurück, die um bis zu Faktor acht höher sind als im Grundwerkstoff (Abbildung 5-24).

5.2.3 Einfluss der Strahlintensität / Fokuslage

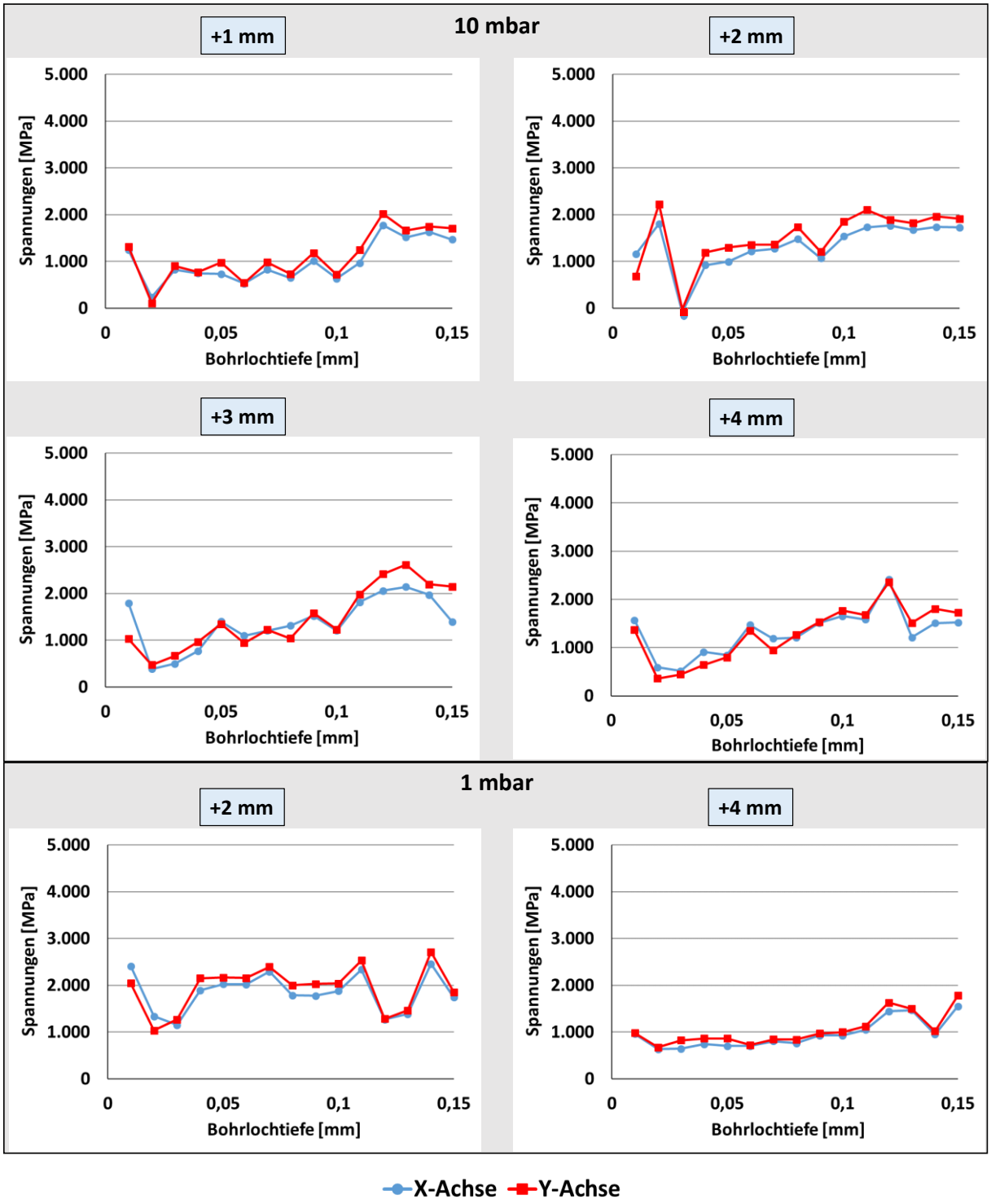
Für die Untersuchung des Einflusses der Strahlintensität auf die Schweißeigenspannungen wurden Schweißversuche mit Fokuslagen von +1 mm bis +4 mm bei p = 1 mbar und p = 10 durchgeführt (Abbildung 5-26).

Wie bei den Ergebnissen aus Kapitel 5.2.2 treten in beiden Messebenen X und Y vergleichbare Zugspannungen auf. Diese befinden sich unabhängig von Arbeitsdruck und Fokuslage in einem Wertebereich bis zu ca. 2.800 MPa.

Bei p = 10 mbar steigen die Eigenspannungen mit allen untersuchten Fokuslagen mit steigender Bohrlochtiefe leicht an, befinden sich aber in einem ähnlichen Wertebereich wie bei den Schweißungen im Oberflächenfokus (Abbildung 5-25, oben rechts).

Der Vergleich zum Oberflächenfokus zeigt auch bei p = 1 mbar keine signifikante Abweichung. Allerdings fällt auf, dass bei p = 1 mbar die Eigenspannungen bei einer Fokuslage von +4 mm über die gesamte Messtiefe geringer ausgeprägt sind als bei +2 mm. Hier scheint die Kombination aus einer Reduktion des Arbeitsdrucks sowie der Strahlintensität den Temperaturgradienten zwischen Schmelze und Grundwerkstoff derart zu verringern, dass die resultierenden Schweißeigenspannungen ebenfalls verringert werden.

Zusammenfassend ist kein klarer Trend erkennbar, der auf einen signifikanten Einfluss der Strahlintensität auf die Schweißeigenspannungen im untersuchten Fokuslagenbereich hindeutet.



$P_P = 400$ W $t_P = 56$ ms $E_P = 22{,}5$ J

Abbildung 5-26: ESPI-Spannungsmessungen bei unterschiedlichen Arbeitsdrücken und Fokuslagen.

5.3 Bewertung der Ummagnetisierungsverluste

Zur Bewertung der Ummagnetisierungsverluste L_{UM} wurden Ringkerne bestehend aus 30 einzelnen Lamellen mit statistisch gleichverteilt angeordneten Schweißpunkten hergestellt (Abbildung 1-1, rechts). Die Geometrie der Ringkerne entspricht Abbildung 4-3. Die im Folgenden diskutierten Magnetisierungskurven und Ummagnetisierungsverluste wurden gemäß Kapitel 4.5.6 ermittelt. Dabei wurde für alle Messungen eine Ummagnetisierungsfrequenz von f_{UM} = 1.000 Hz verwendet, die für den Einsatz im Automobil-Bereich typisch ist [19].

Anhand der Ergebnisse aus den Kapiteln 5.1 und 5.2 wurden neun Parameterkombinationen ausgewählt, um den Einfluss der Parameter Pulsleistung, Pulsdauer, Fokuslage und Arbeitsdruck auf die Ummagnetisierungsverluste L_{UM} zu untersuchen (Tabelle 5-1).

Nr.	Pulsleistung [W]	Pulsdauer [ms]	Pulsenergie [J]	Fokuslage [mm]	Arbeitsdruck [mbar]
P-1	400	56	22,5	0	1
P-2	400	56	22,5	0	10
P-3	400	56	22,5	+2	1
P-4	400	56	22,5	+2	10
P-5	400	56	22,5	+4	1
P-6	320	70	22,5	-2	10
P-7	320	70	22,5	0	10
P-8	320	70	22,5	+2	1
P-9	320	70	22,5	+2	10

Tabelle 5-1: Prozessparameter zur Messung der Ummagnetisierungsverluste

Als Referenz zum Vergleich dieser Parameterkombinationen wurden Messungen an Ringkernen durchgeführt, die nicht durch ein Fügeverfahren verbunden wurden. Die Referenzmessung stellt demnach die unvermeidlichen Verluste dar, die ein Lamellenstapel mit 30 Einzellamellen vor der Paketierung aufweist.

5.3.1 Magnetisierungskurven

Eine Magnetisierungskurve zeigt die benötigte Feldstärke $\vec{H}$ zur Erzeugung einer geforderten Flussdichte $\vec{B}$ und entspricht der Neukurve einer Hystereseschleife (Abbildung 2-2). Daraus lässt sich folgender Zusammenhang ableiten: je weniger Energie zur Bereitstellung der benötigten Flussdichte eingesetzt werden muss, umso effizienter ist der Elektromotor.

In Abbildung 5-27 werden die Magnetisierungskurven der untersuchten Parameterkombinationen aus Tabelle 5-1 dargestellt. Der Vergleich zum nicht gefügten Referenzringkern zeigt ähnliche Verläufe bei allen untersuchten Parameterkombinationen. Die Verschlechterung der magnetischen Eigenschaften durch den Schweißprozess ist demnach als gering zu bewerten.

Mit allen untersuchten Parameterkombinationen werden bereits bei geringen Feldstärken ≤ 3 kA/m hohe Flussdichten bis zu 1,5 T erreicht. Bei genauerer Betrachtung der Kurvenverläufe bei geringen Feldstärken und insbesondere der Wendepunkte der Magnetisierungskurven (Abbildung 5-28) fällt auf, dass sich die Parameterkombination P-3 deutlich von den übrigen Parameterkombinationen abhebt. Hier ist der Einfluss des Schweißprozesses am geringsten.

Die exemplarisch betrachtete Flussdichte von $\vec{B}$ = 1,3 T wird mit dem Referenz-Ringkern bereits bei einer Feldstärke von $\vec{H}$ = 0,75 kA/m erreicht. Bei Parameterkombination P-3 wird für die gleiche Flussdichte $\vec{H}$ = 1,00 kA/m (+32,3 %) benötigt, wohingegen bei P-4 die höchste Feldstärke von $\vec{H}$ = 1,21 kA/m (+60,1 %) erforderlich ist. Bei ansonsten gleichen Parametern wird demnach bei p = 10 mbar eine um 27,8 % höhere Feldstärke benötigt, als bei p = 1 mbar.

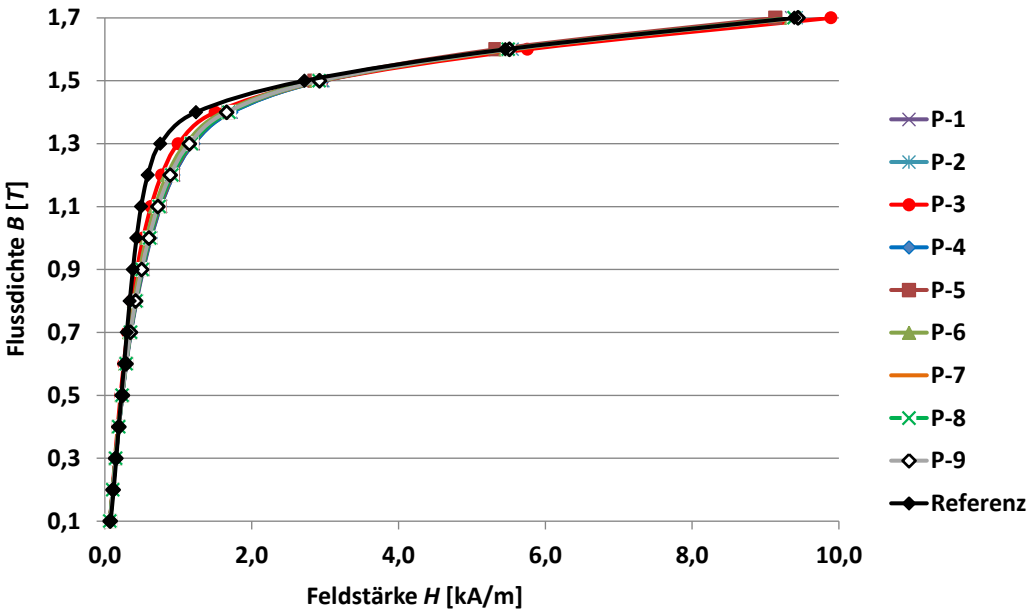


Abbildung 5-27: Magnetisierungskurven von Ringkernen ohne Schweißnähte („Referenz“) sowie mit Punktschweißungen; f_{UM} = 1.000 Hz

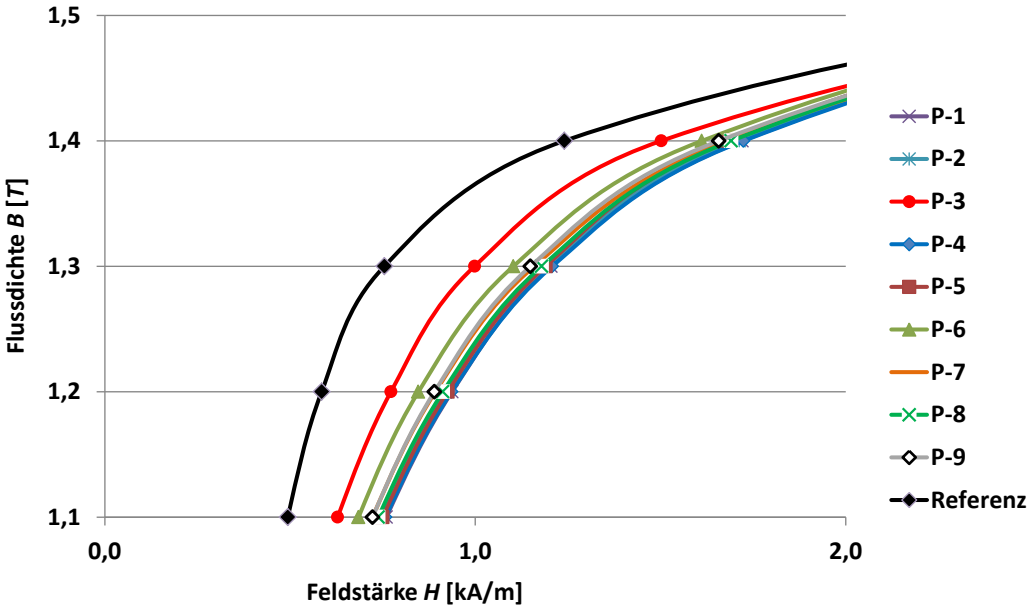


Abbildung 5-28: Detailausschnitt der Magnetisierungskurven aus Abbildung 5-27

5.3.2 Ummagnetisierungsverluste

Ummagnetisierungsverluste erhöhen den Energiebedarf zur Änderung der Polarisierung und reduzieren damit die Effizienz von Elektromotoren (Kapitel 2.2). Verlustmessungen an den Ringkernen, die mit den Parametern aus Tabelle 5-1 geschweißt wurden, zeigen erwartungsgemäß in allen Fällen eine Erhöhung der Ummagnetisierungsverluste L_{UM} im Vergleich zum nicht geschweißten Referenz-Ringkern (Abbildung 5-29). Der Referenzwert bei einer Flussdichte von $\vec{B}$ = 1,7 T liegt bei L_{UM} = 243 W/kg.

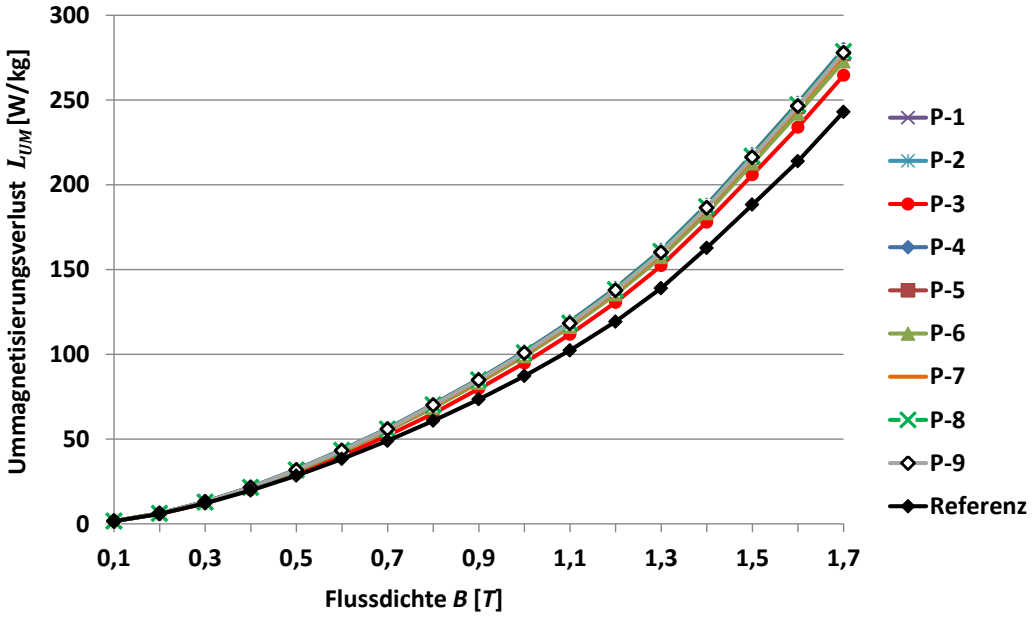


Abbildung 5-29: Ummagnetisierungsverluste L_{UM} von Ringkernen ohne Schweißnähte („Referenz“) sowie mit Punktschweißungen; f_{UM} = 1.000 Hz

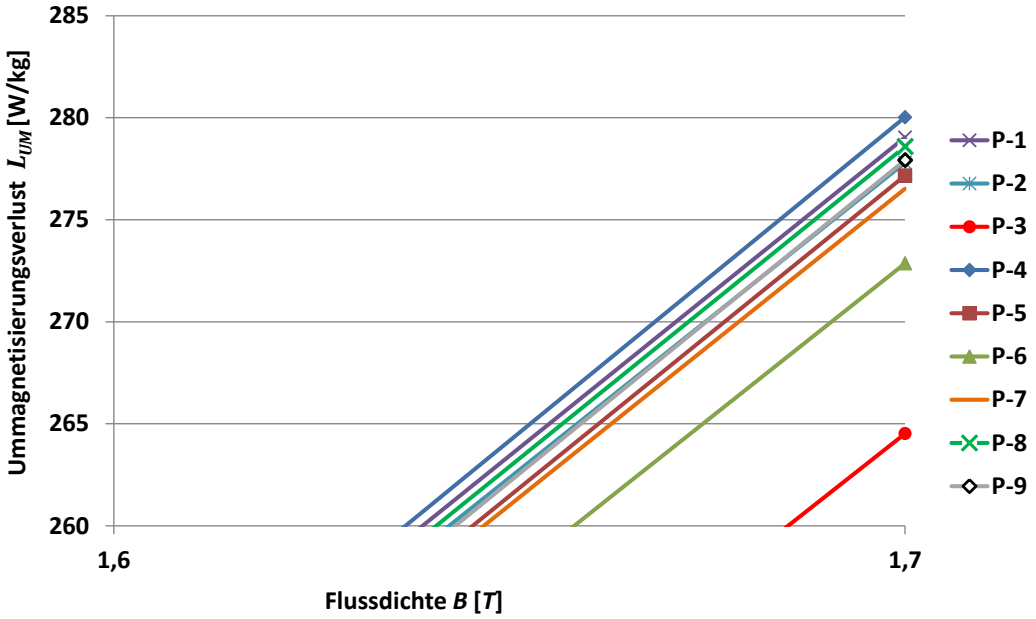


Abbildung 5-30: Detailausschnitt der Verlustmessungen aus Abbildung 5-29

Wie bei den Magnetisierungskurven (Kapitel 5.3.1) sticht auch hier die Parameterkombination P-3 heraus. Eine Detailansicht in Abbildung 5-30 zeigt, dass P-3 mit L_{UM} = 264 W/kg die geringsten Verluste aller untersuchten Parameterkombinationen hervorruft. Das entspricht einer Steigerung der Ummagnetisierungsverluste von lediglich +8,8 % im Vergleich zum nicht geschweißten Referenz-Ringkern. Der höchste gemessene Wert von L_{UM} = 280 W/kg wird bei Parameterkombination P-4 erreicht und entspricht einer deutlich erhöhten Steigerung der Verluste um +15,2 %.

Fazit. Von allen hier untersuchten Parameterkombination (Tabelle 5-1) weist P-3 die geringste Beeinflussung der magnetischen Eigenschaften auf. Die Kombination aus geringem Arbeitsdruck, Defokussierung und kurzer Pulsdauer zeigt sowohl bei den Magnetisierungskurven als auch bei den Ummagnetisierungsverlusten die geringsten Abweichungen vom nicht geschweißten Referenz-Ringkern.

6 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde das nicht kornorientierte hochpermeable Elektroblech M280-30AP untersucht. Dabei wurde der Einfluss der Prozessparameter Arbeitsdruck, Strahlintensität und Pulsenergie auf das Schweißergebnis und die entstehenden Schweißeigenspannungen anhand von definierten Anforderungskriterien bewertet. Es wurden zwei unterschiedliche Laserstrahlerzeuger verwendet, um den Einfluss unterschiedlicher Strahlintensitäten und Intensitätsverteilungen zu untersuchen. Ein Multi-Mode-Scheibenlaser (Hersteller: TRUMPF; Modell: "TruDisc 16002") mit einer Wellenlänge von 1.030 nm und ein Single-Mode-Faserlaser (Hersteller: IPG; Modell: "YLS-2000-SM-Y16") mit einer Wellenlänge von ca. 1.070 nm.

Da die beidseitig aufgebrachte Isolationsbeschichtung der Elektroblechlamellen zur Reduktion von Wirbelstromverlusten und zum Korrosionsschutz notwendig ist, kann sie für den Fügeprozess nicht entfernt werden. Die hier untersuchte organische Isolationsbeschichtung der Kategorie „EC-3“ (DIN EN 10303) ist für Betriebstemperaturen bis 180°C geeignet und kann die Schweißeinung der Elektroblechlamellen auf unterschiedliche Weise beeinträchtigen. Durch den Eintrag von festen oder gasförmigen Teilen der Isolationsbeschichtung in die flüssige Schmelze entsteht ein feinkörniges Gefüge, an dessen Korngrenzen Karbide agglomerieren. Diese Karbide entstehen durch die Kombination aus einem Abbrand von Silizium und einem Eintrag von Kohlenstoff in die Schmelze und führen zur Aufhärtung des ursprünglich umwandlungsfreien Werkstoffs. Jeder dieser Effekte beeinträchtigt die magnetischen Eigenschaften des Elektroblechs und führt damit zu einer verringerten Effizienz der daraus herzustellenden Ringkerne und des späteren Elektromotors.

Versuche zur lokalen Entfernung der Isolationsbeschichtung durch Laserstrahlpulse mit einer Dauer von bis zu 5 ms waren mit den verfügbaren Strahlerzeugern nicht zielführend. Der Abtrag der Beschichtung findet mit dem verwendeten Multi-Mode-Laser nur in einem 0,05 mm bis 0,15 mm breiten Streifen statt, der direkt an die entstehende Schmelze angrenzt. Da die Strahlpulse für den eigentlichen Fügeprozess deutlich größere Schmelzbäder erzeugen, ist der Umfang der Entschichtung nicht ausreichend. Mit dem Single-Mode-Laser kann insgesamt eine größere Fläche entschichtet werden, aber bereits bei der minimalen

verfügbaren Pulsenergie von E_P = 0,2 J sind die Einschweißtiefen N_T aufgrund der hohen Strahlintensität größer als die Nahtbreiten N_B (1. Anforderungskriterium), wodurch die magnetischen Eigenschaften der Ringkerne beeinträchtigt werden.

Eine Reduktion des Arbeitsdrucks verringert die Ausprägung der Metalldampffackel deutlich, sodass bei einem Arbeitsdruck von $p \leq 10$ mbar bereits keine sichtbare Dampffackel mehr entsteht. Ein Arbeitsdruck von p = 1 mbar bewirkt eine nahezu identische Kornstruktur des Schweißguts im Vergleich zum Grundwerkstoff, geht aber mit einem erhöhten Risiko von Spritzerbildung einher. Mit steigendem Arbeitsdruck wird eine ausgeprägte Feinkornbildung und Aufhärtung des Schweißguts unterstützt, die maßgeblich auf den Eintrag der Isolationsbeschichtung in die flüssige Schmelze zurückzuführen ist. Demnach genügte die Variation des Arbeitsdrucks nicht, um die geforderte Nahtgüte aus Anforderungskriterium 2. (Kapitel 4.4) in Kombination mit der geforderten Kornstruktur aus Anforderungskriterium 3. zu erreichen.

Mit dem verwendeten Single-Mode-Laser konnten keine Schweißergebnisse erzielt werden, die den Anforderungskriterien 1. bis 4. genügen. Die Strahlintensität ist aufgrund des geringen Fokusdurchmessers von d_σ = 58 µm so hoch, dass schon bei minimaler Pulsleistung (P_P = 200 W) eine starke Spritzerbildung auftritt und der Prozess nicht reproduzierbar ist.

Mit dem Multi-Mode-Laser konnte durch Defokussierung um bis zu +4 mm mit P_P = 400 W und P_P = 320 W sowohl bei p = 1 mbar als auch bei p = 10 mbar eine Reihe von fünf aufeinanderfolgenden Schweißpunkten hergestellt werden, die den Anforderungskriterien 1. bis 4. entsprechen. Auch die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen (5. Anforderungskriterium) zeigten bei diesen Parameterkombinationen die geringsten Schweißeigenspannungen. Somit konnte ein Parameterfenster identifiziert werden, in dem der untersuchte Werkstoff unter Einhaltung der definierten Anforderungskriterien geschweißt werden kann, obwohl die verwendete Isolationsbeschichtung die Schweißeignung signifikant beeinträchtigt.

Der Einfluss des Schweißprozesses auf die magnetischen Eigenschaften wurde mit Parameterkombinationen (Tabelle 5-1) untersucht, die auf Grundlage der vorangegangenen Erkenntnisse (Kapitel 5.1 und 5.2) ausgewählt wurden. Die Kombination aus geringem Arbeitsdruck (p = 1 mbar), Defokussierung (+2 mm) und kurzer Pulsdauer (t_p = 56 ms) zeigt

sowohl bei den Magnetisierungskurven als auch bei den Ummagnetisierungsverlusten die geringsten Abweichungen vom nicht geschweißten Referenz-Ringkern.

Für weiterführende Untersuchungen wird empfohlen eine Beeinflussung der Leistungs- bzw. Intensitätsverteilung über den Strahldurchmesser zu berücksichtigen. Diese kann beispielsweise durch hochfrequente Strahlablenkung, diffraktive optische Elemente oder dynamische Strahlformung realisiert werden. Dadurch kann beispielsweise die kontrollierte Bildung von separaten Schmelzbädern auf zwei benachbarten Lamellen ermöglicht werden. Diese verbinden sich durch eine geeignete Temperaturführung erst dann zu einem gemeinsamen Schmelzbad, wenn so viel von der Isolationsbeschichtung verdampft ist, dass der Einfluss auf das Schweißergebnis minimiert wird. Mit den genannten Methoden kann ebenfalls eine gezielte lokale Entschichtung ermöglicht werden, um den Einfluss der Isolationsbeschichtung zu reduzieren.

7 Literaturverzeichnis

[1] Krichel, T., S. Olschok und U. Reisgen (2021): Laser in Vacuum spot welding of electrical steel sheets with 3.7% Si-content. In: *LiM - Lasers in Manufacturing Conference. Munich, June 21 - 24, 2021*.

[2] Ukwungwu, D. e. a. (2020): Electromagnetic assessment of welding processes for packaging of electrical sheets. ISBN: 978-1-7281-8458-6. In: *10th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, pp. 156–161.

[3] Ukwungwu, D. e. a. (2021): Parameter Study of the Effects of Spot-welding on the Electromagnetic Properties of Magnetic Cores Constructed from electrical Steel. ISBN: 978-1-6654-1809-6. In: *11th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*.

[4] Krichel, T., Olschok, S., Reisgen, U. (2022): Influence of working pressure on laser beam welding in vacuum of electrical steel sheets. In: *Vacuum*, p. 111659. DOI: 10.1016/j.vacuum.2022.111659.

[5] Krichel, T. e. a. (2023): Influence of pulsed laser beam welding in vacuum on the mechanical properties of non-grain oriented electrical steel sheets. In: *Materials Testing*. DOI: 10.1515/mt-2022-0364.

[6] Krichel, T., S. Olschok und U. Reisgen (2023): Influence of laser beam welding in vacuum on the residual stress of non-grain oriented electrical steel sheets. In: *LiM - Lasers in Manufacturing Conference. Munich, June 26 - 29, 2023*.

[7] Krichel, T., Olschok, S., Reisgen, U. (2024): Influence of laser beam welding in vacuum on the magnetic properties of non-grain oriented electrical steel sheets. In: *Materials Science and Engineering Technology - Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* (1). DOI: 10.1002/mawe.202300130.

[8] Jacobi, M. H. (1834): Notiz über Elektromagnete. In: *Poggendorffs Annalen der Physik und Chemie, Ausgabe 31*, pp. 367–368.

[9] Poggendorff, J. C. (1835): Jacobi's Commutator. In: *Poggendorffs Annalen der Physik und Chemie, Ausgabe 36*, pp. 366–369.

[10] Burress, T. A. (2012): Benchmarking of Competitive Technologies. Oak Ridge National Laboratory, Washington, D.C.

[11] Burress, T. A. et al. (2008): Evaluation of the 2007 Toyota Camry Hybrid Synergy Drive System. DOI: 10.2172/928684.

[12] van Basshuysen, R. und F. Schäfer (2017): Handbuch Verbrennungsmotor. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-10901-1. DOI: 10.1007/978-3-658-10902-8.

[13] Merker, G. P. und R. Teichmann (2019): Grundlagen Verbrennungsmotoren. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. ISBN: 978-3-658-23556-7. DOI: 10.1007/978-3-658-23557-4.

[14] Matthies, G., K. Stricker und J. Traenckner (2010): The e-mobility era: Winning therace for electric cars. Bain & Company.

[15] Kampker, A. (2014): Elektromobilproduktion. Springer-Verlag. DOI: 10.1007/978-3-642-42022-1.

[16] Schneider, M., N. Urban und J. Franke (2017): Relation of joining parameters of stator core production and iron loss. DOI: 10.1109/EDPC.2017.8328148.

[17] Kurosaki, Y. e. a. (2008): Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 320 (20), pp. 2474–2480. DOI: 10.1016/j.jmmm.2008.04.073.

[18] Krings, A. e. a. (2017): Soft Magnetic Material Status and Trends in Electric Machines. In: *IEEE TRANSACTIONS ON INDUSTRIAL ELECTRONICS, Vol. 64, No. 3*, pp. 2405–2414. DOI: 10.1109/TIE.2016.2613844.

[19] Brachthäuser, N. (2012): Elektromobilität–Neue Herausforderungen an den Werkstoff Elektroband. TU Darmstadt, 07.03.2012.

[20] Schade, T. e. a. (2014): Electrical steel stacks for traction motors - fundamental investigation of the weldability. In: *Shaping the Future by Engineering: Proceedings; 58th IWK, Ilmenau Scientific Colloquium, Vol. 58*.

[21] Lamprecht, E., M. Hömme und T. Albrecht (2012): Investigations of eddy current losses in laminated cores due to the impact of various stacking processes. In: *2nd International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, pp. 1–8. DOI: 10.1109/EDPC.2012.6425097.

[22] Vourna, P. (2014): Characterization of Electron Beam Welded Non-Oriented Electrical Steel with Magnetic Barkhausen Noise. In: *Key Engineering Materials* (vol. 605), pp. 39–42. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.605.39.

[23] Radaj, D. (2002): Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Messverfahren, DVS-Verlag, Fachbuchreiche Schweißtechnik (Bd. 143), ISBN 3-87155-194-5.

[24] Schoppa, A. P., J. Schneider und C.-D. Wuppermann (2000): Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 215-216, pp. 74–78. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00070-6.

[25] Schoppa, A. P., J. Schneider und J.-O. Roth (2000): Influence of the cutting process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels. In: *J. Magn. Magn. Mater.* (Vol. 215/216), pp. 100–102. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00077-9.

[26] Tölle, F. (2013): Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten mittels Spannungsumlagerung durch den Einsatz defokussierter Elektronen- bzw. Laserstrahlen [Dissertation]. BAM-Dissertationsreihe Band 105. Berlin.

[27] Schoppa, A. P. et al. (2003): Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels. In: *J. Magn. Magn. Mater.*, 367-369. DOI: 10.1016/S0304-8853(02)00877-6.

[28] Clerc, A. J. und A. Muetze (2012): Measurement of Stator Core Magnetic Degradation During the Manufacturing Process. In: *IEEE TRANSACTIONS ON INDUSTRY APPLICATIONS, Vol. 48, No. 4*, 1344-1352. DOI: 10.1109/TIA.2012.2199950.

[29] Meschede, D. (2015): Gerthsen Physik. Springer-Lehrbuch. Springer Spektrum, Berlin, Heidelberg. DOI: 10.1007/978-3-662-45977-5.

[30] Jellinghaus, W. (1952): Magnetische Messungen an Ferromagnetischen Stoffen - III. Magnetische Grundbegriffe. ISBN: 9783111493701.

[31] Lamprecht, E. (2014): Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahn-blechpaketen für den Einsatz in Hybrid-und Elektrofahrzeugen, ISBN: 978-3-87525-362-7.

[32] Michalowsky, L. und J. Schneider (2006): Magnettechnik. Grundlagen, Werkstoffe, Anwendungen: Vulkan-Verlag GmbH. ISBN: 9783802721397. ISBN: 9783802721397.

[33] Boll, R. (1990): Weichmagnetische Werkstoffe. Einführung in den Magnetismus, VAC-Werkstoffe und ihre Anwendungen. ISBN 3-8009-1546-4.

[34] Veigel, Marc (2018): Ein neues Modell zur Berechnung der fertigungsabhängigen Ummagnetisierungsverluste in Synchronmaschinen [Dissertation]. Karlsruher Institut für Technologie (KIT). DOI: 10.5445/IR/1000084543.

[35] Hofmann, H. und J. Spindler (2018): Werkstoffe in der Elektrotechnik - 11 Magnetwerkstoffe. Carl Hanser Verlag. ISBN: 978-3-446-45853-6. DOI: 10.3139/9783446458635.011.

[36] Ivers-Tiffée, E. und W. v. Münch (2007): Werkstoffe der Elektrotechnik. Teubner Verlag. DOI: 10.1007/978-3-8351-9088-7.

[37] Podurets, K. M. und S. S. Shilstein (2001): Measurement of the domain wall thickness in silicon iron using the adiabatic spin-flip effect on neutron refraction. In: *Physica B: Condensed Matter* 297 (1-4), pp. 263–267. DOI: 10.1016/S0921-4526(00)00850-4.

[38] Heck, C. (1967): Magnetische Werkstoffe und ihre technische Anwendung. Heidelberg: Dr. Alfred Hüttig Verlag. ISBN: 9783778503300.

[39] Siebert, R., J. Schneider und E. Beyer (2014): Laser cutting and mechanical cutting of electrical steels and its effect on the magnetic properties. In: *IEEE Trans. Magn.* (vol. 50, no. 4, Art. no. 2001904). DOI: 10.1109/TMAG.2013.2285256.

[40] Verbeken, K. e. a. (2008): Effect of Hot and Cold Rolling on Grain Size and Texture in Fe-2.4wt%Si Strips. In: *IEEE Transactions on Magnetics* 44 (11), pp. 3820–3823. DOI: 10.1109/TMAG.2008.2001318.

[41] Araujo, E. G. et al. (2010): Dimensional effects on magnetic properties of Fe–Si steels due to laser and mechanical cutting. In: *IEEE Trans. Magn., Vol. 46, No. 2*, pp. 213–216. DOI: 10.1109/TMAG.2009.2034124.

[42] Matsumura, K. und B. Fukuda (1984): Recent developments of non-oriented electrical steel sheets. In: *IEEE Trans. Magn.* 20 (5), pp. 1533–1538. DOI: 10.1109/TMAG.1984.1063223.

[43] Barros, J. e. a. (2008): On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel. In: *J. Magn. Magn. Mater.* (vol. 320, no. 20), pp. 2490–2493. DOI: 10.1016/j.jmmm.2008.04.056.

[44] Karthaus, J. e. a. (2017): Effect of mechanical stress on different iron loss components up to high frequencies and magnetic flux densities. In: *COMPEL*. DOI: 10.1108/COMPEL-09-2016-0416.

[45] Hubert, O. und E. Hug (1995): Influence of plastic strain on magnetic behaviour of non-oriented Fe–3Si and application to manufacturing test by punching. In: *Materials Science and Technology* 11 (5), pp. 482–487. DOI: 10.1179/mst.1995.11.5.482.

[46] Dijkstra, L. J. und C. Wert (1950): Effect of Inclusions on Coercive Force of Iron. In: *Phys. Rev.* 79 (6), pp. 979–985. DOI: 10.1103/PhysRev.79.979.

[47] Petrovic, D. S., B. Markoli und M. Ceh (2010): The nanostructure of non-oriented electrical steel sheets. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 322 (20), pp. 3041–3048. DOI: 10.1016/j.jmmm.2010.05.026.

[48] Schoppa, A. P. (2001): Einfluss der Be- und Verarbeitung auf die magnetischen Eigenschaften von schlussgeglühtem, nichtkornorientiertem Elektroband [Dissertation]. RWTH Aachen.

[49] Barkhausen, H. (1919): Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen. Physik. Zeitschr. Band 20, Heft 17, pp. 401–403.

[50] Yamaura, S., Y. Furuya und T. Watanabe (2001): The effect of grain boundary microstructure on Barkhausen noise in ferromagnetic materials. In: *Acta Materialia* 49 (15), pp. 3019–3027. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00189-6.

[51] Paul, S. und R. Paul (2017): Grundlagen der Elektrotechnik und Elektronik 3. DOI: 10.1007/978-3-662-44978-3.

[52] Tietz, M. und F. Herget (2011): Weichmagnetische Werkstoffe für die Elektromobilität-(Simulation und Werkstoff). In: *FEMAG Anwendertreffen, Mulfingen*.

[53] Bertotti, G. (1998): Hysteresis in Magnetism: For Physicists, Materials Scientists and Engineers. Academic Press. ISBN: 9780080534374.

[54] 26. BImSchV (2013): Sechsundzwanzigste Verordnung zur Durchführung des Bundes-Immissionsschutzgesetzes (Verordnung über elektromagnetische Felder).

[55] Kyser, H. (1930): Die elektrische Kraftübertragung. Erster Band: Die Motoren, Umformer und Transformatoren Ihre Arbeitsweise, Schaltung, Anwendung und Ausführung. Springer Verlag. DOI: 10.1007/978-3-642-91861-2.

[56] Bertotti, G. (1988): General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. In: *IEEE Trans. Magn.* 24 (1), pp. 621–630. DOI: 10.1109/20.43994.

[57] Stöhr, G. (2007): Untersuchungen zum Aufbau einer hocheffizienten Kühlung einer elektrischen Maschine mit großer Leistungsdichte [Dissertation]. TU Berlin.

[58] Jacobs, S., L. Vandenbossche und E. Attrazic (2019): How Electrical Steel Optimizes Traction Electric Machine Design: A Serviceable Contribution to Electric Vehicles. In: *IEEE Electrific. Mag., vol. 7, no. 1*, pp. 39–48. DOI: 10.1109/MELE.2018.2889550.

[59] Wuppermann, C.-D. und A. Schoppa (2011): Merkblatt 401: Elektroband und -blech. Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf.

[60] Gaworska-Koniarek, D. e. a. (2011): The influence of assist gas on magnetic properties of electrotechnical steel sheets cut with laser. In: *Journal of Physics: Conference Series 303*. DOI: 10.1088/1742-6596/303/1/012091.

[61] Leuning, N. e. a. (2016): Effect of elastic and plastic tensile mechanical loading on the magnetic properties of NGO electrical steel. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, pp. 42–48. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.05.049.

[62] Vandenbossche, L. e. a. (2013): Iron loss modelling which includes the impact of punching, applied to high efficiency induction machines. In: *Proc. 3rd Int. Elect. Drives Prod. Conf.*, pp. 1–10. DOI: 10.1109/EDPC.2013.6689720.

[63] Arshad, W. M. et al. (2007): Incorporating lamination processing and component manufacturing in electrical machine design tools. In: *Proc. 42nd Annu. Meeting IEEE Ind. Appl. Soc.*, pp. 94–102. DOI: 10.1109/07IAS.2007.21.

[64] Moses, A. J. et al. (2000): Aspects of the cut-edge effect stress on the power loss and flux density distribution in electrical steel sheets. In: *J. Magn. Magn. Mater.* (vol. 215/216), pp. 690–692. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00260-2.

[65] Ziegler, M. e. a. (2019): Potentials of Process Monitoring During Laser Welding of Electrical Steel Laminations. In: *9th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*. DOI: 10.1109/EDPC48408.2019.9011918.

[66] Leuning, N., et al. (2017): Analysis of a novel laser welding strategy for electrical steel laminations. In: *7th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*. DOI: 10.1109/EDPC.2017.8328144.

[67] Vegelj, D. e. a. (2012): Adaptive Pulsed-Laser Welding of Electrical Laminations. In: *Journal of Mechanical Engineering* (60), pp. 106–114. DOI: 10.5545/sv-jme.2013.1407.

[68] Adelmann, B., Lutz, C. und Hellmann, R. (2018): Investigation on shear and tensile strength of laser welded electrical sheet stacks. In: *IEEE 14th International Conference on Automation Science and Engineering (CASE)* (Munich, Germany, August 20-24). DOI: 10.1109/COASE.2018.8560442.

[69] Wang, H., Y. Zhang und S. Li (2016): Laser welding of laminated electrical steels. In: *Journal of Materials Processing Technology* (vol. 230), pp. 99–108. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.018.

[70] Naumoski, H. (2018): Untersuchung des Einflusses der Bearbeitung auf die magnetischen Eigenschaften von nichtkornorientiertem Elektroblech [Dissertation]. Universität Ulm.

[71] Pry, R. H. und C. P. Bean (1958): Calculation of the Energy Loss in Magnetic Sheet Materials Using a Domain Model. In: *Journal of Applied Physics* 29 (3), pp. 532–533. DOI: 10.1063/1.1723212.

[72] Goss, N. P. (1935): New development in electrical strip steels characterized by fine grain structure approaching the properties of a single crystal. In: *Trans. Amer. Soc. Metals 23.1*, pp. 511–531.

[73] Goss, N. P. (1934): Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test. United States Patent US1965559.

[74] Chwastek, K. (2013): Anisotropic properties of non-oriented steel sheets. In: *IET Electric Power Application, Vol. 7*, pp. 575–579. DOI: 10.1049/iet-epa.2013.0087.

[75] DIN EN 10106 (2016): Kaltgewalztes nicht kornorientiertes Elektroband und -blech im schlussgeglühten Zustand. Beuth Verlag, Berlin.

[76] DIN EN 10303 (2016): Dünnes Elektroband und -blech aus Stahl zur Verwendung bei mittleren Frequenzen. Beuth Verlag, Berlin.

[77] Petrovic, D. S. (2010): NON-ORIENTED ELECTRICAL STEEL SHEETS. In: *Materials and technology 44*, pp. 317–325.

[78] Krings, A. e. a. (2014): Influence of the welding process on the performance of slotless PM motors with SiFe and NiFe stator laminations. In: *IEEE Transactions on Industry Applications* (vol. 50, no. 1), pp. 296–306. DOI: 10.1109/TIA.2013.2270972.

[79] Liang, Y. F. et al. (2010): Effect of annealing temperature on magnetic properties of cold rolled high silicon steel thin sheet. In: *Journal of Alloys and Compounds* (491), pp. 268–270. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.10.118.

[80] DIN EN 60404-1 (2017): Magnetische Werkstoffe - Teil 1: Einteilung. Beuth Verlag, Berlin.

[81] Ros-Yañez, T. e. a. (2003): Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing. In: *Journal of Materials Processing Technology* 143-144, pp. 916–921. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.10.002.

[82] Schade, T., R. M. Ramsayer und J. P. Bergmann (2014): Laser welding of electrical steel stacks - investigation of the weldability. In: *4th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, pp. 1–6. DOI: 10.1109/EDPC.2014.6984386.

[83] Landgraf, F. J. G. (2012): Nonoriented Electrical Steels. In: *JOM* 64 (7), pp. 764–771. DOI: 10.1007/s11837-012-0356-7.

[84] Denma, H. e. a. (2000): Effect of grain diameter on iron loss properties of non-oriented silicon steel sheets. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 215-216, pp. 106–109. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00086-X.

[85] Brachthäuser, N. e. a. (2011): Laserstrahlschweissen von paketierten Elektroblechen. In: *ATZproduktion 4.3*, pp. 38–43. DOI: 10.1365/s35726-011-0042-5.

[86] Traint, S. e. a. (2002): Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels. In: *Steel Research* 73 (6-7), pp. 259–266. DOI: 10.1002/srin.200200206.

[87] Delagnes, D. e. a. (2005): Influence of silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of a 5%Cr tempered martensitic steel. In: *Materials Science and Engineering: A* 394 (1-2), pp. 435–444. DOI: 10.1016/j.msea.2004.11.050.

[88] Boc, I. und T. Grof (1986): The core-loss reducing effect of aluminum in non-oriented Fe-Si steels. In: *IEEE Trans. Magn.* 22 (5), pp. 517–519. DOI: 10.1109/TMAG.1986.1064604.

[89] Ban, G. und G. Bertotti (1988): Dependence on peak induction and grain size of power losses in nonoriented SiFe steels. In: *Journal of Applied Physics* 64 (10), pp. 5361–5363. DOI: 10.1063/1.342371.

[90] Rastogi, P. (1977): Effect of manganese and sulfur on the texture and magnetic properties of non-oriented steel. In: *IEEE Trans. Magn.* 13 (5), pp. 1448–1450. DOI: 10.1109/TMAG.1977.1059560.

[91] Cardoso, R. F. de A., L. Brandao und M. A. da Cunha (2008): Influence of grain size and additions of Al and Mn on the magnetic properties of non-oriented electrical steels with 3 wt. (%) Si. In: *Materials Research, Vol. 11*, pp. 51–55. DOI: 10.1590/S1516-14392008000100010.

[92] Cunha, M. A. de (2000): Effect of the addition of Mn and Al on 3. 2% Si steel. 55 Congresso Anual Associacao Brasileria de Metalurgia e Materiais, Rio de Janeiro, Brazil. Vol. 24. No. 28.

[93] Hubert, A. und R. Schäfer (2009): Magnetic domains. The analysis of magnetic microstructures. Berlin: Springer. ISBN: 978-3-540-64108-7. ISBN: 9783540850540.

[94] Kronmüller, H. und M. Fähnle (2003): Micromagnetism and the microstructure of ferromagnetic solids. Cambridge University Press.

[95] DIN EN ISO 643 (2020): Stahl – Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße. Beuth Verlag, Berlin.

[96] Ghosh, P. e. a. (2014): Effect of metallurgical factors on the bulk magnetic properties of non-oriented electrical steels. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 356, pp. 42–51. DOI: 10.1016/j.jmmm.2013.12.052.

[97] Landgraf, F. J. G. et al. (2000): Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, pp. 97–99. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00076-7.

[98] Bölling, F., et al. (1987): Trends und Ziele in der Entwicklung hochwertiger Elektrobleche. In: *Stahl und Eisen 107, Heft 23*, pp. 1119–1124.

[99] IEC 60404-8-8 (2017): Magnetic materials – Part 8-8: Specifications for individual materials – Thin electrical steel strip and sheet for use at medium frequencies.

[100] Maurel, V., F. Ossart, und R. Billardon (2003): Residual stresses in punched laminations: Phenomenological analysis and influence on the magnetic behavior of electrical steels. In: *J. Appl. Phys.* (vol. 93, no. 10), 7106–7108. DOI: 10.1063/1.1557279.

[101] Rygal, R. e. a. (2000): Influence of cutting stress on magnetic field and flux density distribution in non-oriented electrical steels. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 215-216, pp. 687–689. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00259-6.

[102] Belhadj, A. e. a. (2003): Effect of laser cutting on microstructure and on magnetic properties of grain non-oriented electrical steels. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, pp. 20–31. DOI: 10.1016/S0304-8853(01)00937-4.

[103] Bourchas, K. e. a. (2017): Quantifying Effects of Cutting and Welding on Magnetic Properties of Electrical Steels. In: *IEEE Transactions on Industry Applications* (VOL. 53, NO. 5), pp. 4269–4278. DOI: 10.1109/TIA.2017.2698400.

[104] Siebert, R. e. a. (2014): Laser manufacturing of electrical machines. In: *4th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, pp. 1–5. DOI: 10.1109/EDPC.2014.6984389.

[105] Rzany, B. (1995): Laserstrahlschneiden. DVS-Verlag, Düsseldorf. ISBN 3-87 55-533-9.

[106] Wilczynski, W., et al. (2004): Aspects of the punching and laser cutting effect on the power losses and magnetic flux density distribution in electrical steel. In: *Stahleisen 16*, pp. 499–503.

[107] Loisos, G. und A. J. Moses (2005): Effect of mechanical and Nd:YAG laser cutting on magnetic flux distribution near the cut edge of non-oriented steels. In: *Journal of Materials Processing Technology* 161 (1-2), pp. 151–155. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.061.

[108] Garshelis, I. J. et al. (2011): Application of the drag force method to evaluate magnetic property degradation near the cut edges of electrical steels. In: *J. Appl. Phys.* (vol. 109, Art. no. 07E518). DOI: 10.1063/1.3556943.

[109] Bali, M. und A. Muetze (2019): The Degradation Depth of Non-grain Oriented Electrical Steel Sheets of Electric Machines Due to Mechanical and Laser Cutting: A State-of-the-Art Review. In: *IEEE Trans. on Ind. Applicat.* 55 (1), pp. 366–375. DOI: 10.1109/TIA.2018.2868033.

[110] Schneider, M., M. Hubert und J. Franke (2016): Influence of cutting edge on core loss induced through various manufacturing parameters. In: *6th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*. DOI: 10.1109/EDPC.2016.7851332.

[111] Emura, M. e. a. (2003): The influence of cutting technique on the magnetic properties of electrical steels. In: *J. Magn. Magn. Mater.* (vol. 254/255), pp. 358–360. DOI: 10.1016/S0304-8853(02)00856-9.

[112] Dickmann, K. (1989): Untersuchungen über den Einsatz von Hochleistungslasern zum Trennen von Elektroblechen [Dissertation]. Universität Hannover.

[113] Handgruber, P. (2015): Advanced eddy current and hysteresis loss models for steel laminations of rotating electrical machines [Dissertation]. Universität Graz.

[114] Demir, Y. e. a. (2014): Impact of lamination processing methods on performance of permanent magnet synchronous motors. In: *International Conference on Electrical Machines (ICEM)*, pp. 1218–1223. DOI: 10.1109/ICELMACH.2014.6960337.

[115] Baumann, R. e. a. (2014): Laser manufacturing of electrical machines. In: *4th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*. DOI: 10.1109/EDPC.2014.6984389.

[116] DIN EN 10342 (2005): Magnetische Werkstoffe - Einteilung der Isolationen auf Elektroblech. Beuth Verlag, Berlin.

[117] Otto, A., A. Kach und M. Geiger (1999): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung - Laserstrahlbedingte Eigenspannungen. Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG). Wiley-VCH: ISBN: 3-527-27143-0.

[118] Merkblatt DVS 1002 - Teil 1 (1983): Schweißeigenspannungen - Einteilung, Benennung, Erklärung. DVS-Verlag, Düsseldorf.

[119] Ziegler, M. e. a. (2019): Influences of Joining Process Parameters on Stator and Rotor Cores for Electric Drives. In: *16th Conference on Electrical Machines, Drives and Power Systems (ELMA)*. DOI: 10.1109/ELMA.2019.8771687.

[120] Imamori, S., S. Steentjes und K. Hameyer (2017): Influence of Interlocking on Magnetic Properties of Electrical Steel Laminations. In: *IEEE Trans. Magn.* 53 (11), pp. 1–4. DOI: 10.1109/TMAG.2017.2713446.

[121] DIN EN IEC 60404-13 (2018): Magnetische Werkstoffe – Teil 13: Verfahren der Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes, der Dichte und des Stapelfaktors von Elektroband und blech. Beuth Verlag, Berlin.

[122] Assuncao, E. und Williams, S. (2013): Comparison of continuous wave and pulsed wave laser welding effects. In: *Optics and Lasers in Engineering, vol. 51, no. 6*, pp. 674–680. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2013.1001.1007.

[123] Assuncao, E., Williams, S. und Yapp, D (2012): Interaction time and beam diameter effects on the conduction mode limit. In: *Optics and Lasers in Engineering, vol. 50, no. 6*, pp. 823–828. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2012.02.001.

[124] Dickmann, K. (1991): Lasereinsatz bei Elektroblechen–Technologische Untersuchungen zur Schweissbarkeit von Elektroblechen mit Hochleistungslasern. In: *Technica : Fachzeitschrift für die Maschinen-, Elektro- und Metallindustrie 40/05*, pp. 27–33.

[125] LoBue, M. e. a. (2000): Power losses and magnetization process in Fe–Si non-oriented steels under tensile and compressive stress. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 215-216*, pp. 124–126. DOI: 10.1016/S0304-8853(00)00092-5.

[126] Reisgen, U. und L. Stein (2016): Grundlagen der Fügetechnik – Schweißen, Löten und Kleben. Düsseldorf: DVS Media (Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 161). ISBN: 978-3-945023-49-5.

[127] Gould, R. G. (1959): The LASER, Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation. In: *The Ann Arbor Conference on Optival Pumping, University of Michigan, Vol. 15*, p. 92.

[128] Einstein, A. (1916): Zur Quantentheorie der Strahlung. Mitteilungen der Physikalischen Gesellschaft Zürich. In: *Mitteilungen der Physikalischen Gesellschaft Zürich, Heft 18*, pp. 47–62.

[129] Jakobs, S. (2015): Laserstrahlschweißen im Vakuum: Erweiterung der Prozessgrenzen für dickwandige Bleche [Dissertation]. RWTH Aachen. Aachen: Shaker Verlag. ISBN: 978-3-8440-4032-6.

[130] Schneider, A. (2017): Laserstrahlschweißen von Stahl und Titan hoher Blechdicke unter dem Einfluss eines lokal reduzierten Umgebungsdruckes. DOI: 10.14279/depositonce-5790.

[131] Hügel, H. und Graf, T. (2009): Laser in der Fertigung. Vieweg+Teubner. ISBN 978-3-8351-0005-3.

[132] Dilthey, U. (2006): Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, VDI-Buch. Springer, Berlin, Heidelberg. DOI: 10.1007/3-540-33154-9_10.

[133] Poprawe, R. (2005): Lasertechnik für die Fertigung - Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur. Springer Verlag, Berlin. DOI: 10.1007/b137581.

[134] Steen, W. M. und J. Mazumder (2010): Laser Material Processing. Springer Science & Business Media. DOI: 10.1007/978-1-84996-062-5.

[135] Kao, K. C. und G. A. Hockham (1966): Dielectric-fibre surface waveguides for optical frequencies. In: *Proceedings of the Institution of Electrical Engineers* 113 (7), pp. 1151–1158. DOI: 10.1049/piee.1966.0189.

[136] Contag, K. e. a. (1999): Theoretical modelling and experimental investigations of the diode-pumped thin-disk Yb :YAG laser. In: *Quantum Electronics 29 (8)*, pp. 697–703. DOI: 10.1070/QE1999v029n08ABEH001555.

[137] Stewen, C. e. a. (2000): A 1-kW CW thin disc laser. In: *IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics* 6 (4), pp. 650–657. DOI: 10.1109/2944.883380.

[138] Paschotta, R. (2008): Encyclopedia of laser physics and technology. Vol. 1. Berlin: Wiley-vch. ISBN: 978-3-527-40828-3.
[139] TRUMPF GmbH + Co. KG (2013): Betriebsanleitung des Trumpf TruDisk 16002.
[140] Tünnermann, A., H. Zellmer und H. Welling (1996): Faserlaser: Neuartige Laserstrahlquellen mit Emissionen im sichtbaren Spektralbereich. In: *Physik Journal* 52 (11), pp. 1123–1127. DOI: 10.1002/phbl.19960521110.
[141] Zellmer, H. (2006): Der Faserlaser – Strahlquelle für viele Anwendungen – Wie funktioniert er? Und was kann er? In: *Laser Technik Journal* 3 (2), pp. 52–55. DOI: 10.1002/latj.200790097.
[142] Shcheglov, P. Y. (2012): Study of Vapour-Plasma Plume during High Power Fiber Laser Beam Influence on Metals [Dissertation]. BAM Berlin. ISBN 978-3-9815134-3-1.
[143] Grupp, M. (2006): Der Faserlaser als Werkzeug in der Materialbearbeitung – Effizient, brillant und wirtschaftlich. In: *Laser Technik Journal* 3 (2), pp. 41–44. DOI: 10.1002/latj.200790094.
[144] Grupp, M. und T. Westphäling (2009): Faserlaser - Das energieeffiziente Werkzeug. In: *Laser Technik Journal* 6 (2), pp. 38–41. DOI: 10.1002/latj.200990022.
[145] TRUMPF Werkzeugmaschinen GmbH + Co. KG (2007): Technische Information - Laserbearbeitung - Festkörperlaser.
[146] PRIMES GmbH: Auftragsvermessung ISF Aachen vom 20.08.2021, pp. 43–66.
[147] Löffler-Mang, M. (2012): Optische Sensorik - Lasertechnik, Experimente, Light Barriers. Vieweg + Teubner Verlag. ISBN 978-3-8348-1449-4. DOI: 10.1007/978-3-8348-8308-7. DOI: 10.1007/978-3-8348-8308-7.
[148] Laskin, A. und J. Volpp (2021): Comparison of the thermal focus shift and aberration between the single-mode and multimode lasers. In: *Journal of Laser Applications* 33 (4), p. 42026. DOI: 10.2351/7.0000499.
[149] Abt, Felix, A. Hess und F. Dausinger (2008): Temporal behaviour of the focal shift of beam forming optics for high power single mode lasers. In: *ICALEO Laser Material Processing Conference*, pp. 561–568. DOI: 10.2351/1.5061242.
[150] DIN EN ISO 11145 (2019): Optik und Photonik – Laser und Laseranlagen – Begriffe und Formelzeichen. Beuth Verlag, Berlin.
[151] DIN EN ISO 11146-1 (2005): Laser und Laseranlagen - Prüfverfahren für Laserstrahlabmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen - Teil 1: Stigmatische und einfach astigmatische Strahlen. Beuth Verlag, Berlin.
[152] Eichler, J., L. Dünkel und B. Eppich (2004): Die Strahlqualität von Lasern – Wie bestimmt man Beugungsmaßzahl und Strahldurchmesser in der Praxis? In: *Laser Technik Journal*, pp. 63–66. DOI: 10.1002/latj.200790019.
[153] Reitemeyer, D. e. a. (2013): Laser Welding of Large Scale Stainless Steel Aircraft Structures. In: *Physics Procedia* 41, pp. 106–111. DOI: 10.1016/j.phpro.2013.03.057.
[154] Tibolt, M. (2015): Neue innovative Stahlprofilformen für Gittermasttürme. In: *Stahlbau* 84 (12), pp. 955–965. DOI: 10.1002/stab.201510340.
[155] Turichin, G. e. a. (2014): Mobile Hybrid system for pipeline welding on the base of 20 kW fiber laser. In: *8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014*. DOI: 10.13140/RG.2.1.5105.2004.
[156] Reisgen, U. e. a. (2015): Schweißen mit dem Laserstrahl im Vakuum. In: *Vakuum in Forschung und Praxis* 27 (2), pp. 36–41. DOI: 10.1002/vipr.201500576.
[157] Shen, X. et al. (2016): Comparison of processing window and porosity distribution in laser welding of 10 mm thick 30CrMnSiA ultrahigh strength between flat (1G) and

horizontal (2G) positions. In: *Journal of Laser Applications* 28 (2), p. 22418. DOI: 10.2351/1.4943992.

[158] Gerhards, B., S. Koberg und C. Otten (2021): Innovative Fügetechnik für Wasserstofftechnologien - Fügen von Bipolarplatten für Brennstoffzellen. In: *DVS Congress 2021, DVS-Berichte Band 371, ISBN: 978-3-96144-147-1*.

[159] Krichel, T., S. Olschok und U. Reisgen (2022): Extension of the process limits for laser beam welding in vacuum of thick-walled steel sheets. In: *Procedia CIRP* 111, pp. 453–456. DOI: 10.1016/j.procir.2022.08.062.

[160] Glaessel, Tobias e. a. (2019): Process Reliable Laser Welding of Hairpin Windings for Automotive Traction Drives. In: *International Conference on Engineering, Science, and Industrial Applications (ICESI)*. DOI: 10.1109/ICESI.2019.8863004.

[161] Glaessel, T., J. Seefried und J. Franke (2017): Challenges in the manufacturing of hairpin windings and application opportunities of infrared lasers for the contacting process. In: *7th International Electric Drives Production Conference (EDPC)*. DOI: 10.1109/EDPC.2017.8328150.

[162] DIN EN 14610 (2005): Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse. Beuth Verlag, Berlin.

[163] DIN 8580 (2022): Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung. Beuth Verlag, Berlin.

[164] DIN 8593-6 (2003): Fertigungsverfahren Fügen - Teil 6: Fügen durch Schweißen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth Verlag, Berlin.

[165] Kessler, Berthold (2009): Schweißtechnische Anwendungen der Hochleistungs-Faserlaser. In: *Laser Technik Journal* 6 (6), pp. 42–45. DOI: 10.1002/latj.200990091.

[166] Merkblatt DVS 3203-1 (2017): Laserstrahlschweißen von metallischen Werkstoffen - Verfahren und Laserstrahlschweißanlagen. DVS-Verlag, Düsseldorf.

[167] Dowden, J., M. Davis und P. Kapadia (1983): Some aspects of the fluid dynamics of laser welding. In: *Journal of Fluid Mechanics* 126, pp. 123–146. DOI: 10.1017/S0022112083000075.

[168] Klemens, P. G. (1976): Heat balance and flow conditions for electron beam and laser welding. In: *Journal of Applied Physics* 47 (5), pp. 2165–2174. DOI: 10.1063/1.322866.

[169] Chongbunwatana, K. (2014): Simulation of vapour keyhole and weld pool dynamics during laser beam welding. In: *Production Engineering - Research and Development*, pp. 499–511. DOI: 10.1007/s11740-014-0555-x.

[170] Li, S., Chen. G. und Zhou, C. (2015): Effects of welding parameters on weld geometry during high-power laser welding of thick plate. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pp. 177–182. DOI: 10.1007/s00170-015-6813-z.

[171] Pang, S. e. a. (2016): Dynamic characteristics and mechanisms of compressible metallic vapor plume behaviors in transient keyhole during deep penetration fiber laser welding. In: *Applied Physics A (122:702)*. DOI: 10.1007/s00339-016-0230-5.

[172] Fuhrich, T., P. Berger und H. Hügel (2001): Marangoni effect in laser deep penetration welding of steel. In: *Journal of Laser Applications*, pp. 178–186. DOI: 10.2351/1.1404412.

[173] Katayama, S. e. a. (2001): Effect of vacuum on penetration and defects in laser welding. In: *Journal of Laser Applications* 13 (5), pp. 187–192. DOI: 10.2351/1.1404413.

[174] Matsunawa, A. und T. Ohnawa (1991): Beam-Plume Interaction in Laser Materials Processing (Physics, Process, Instrument & Measurement). In: *Transactions of JWRI 20(1)*, pp. 9–15.

[175] Katayama, S., Y. Kawahito und M. Mizutani (2010): Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects. In: *Physics Procedia* 5, pp. 9–17. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.024.

[176] Poueyo-Verwaerde, A. e. a. (1993): Experimental study of laser-induced plasma in welding conditions with continuous CO 2 laser. In: *Journal of Applied Physics* 74 (9), pp. 5773–5780. DOI: 10.1063/1.355284.

[177] Kamimuki, K. e. a. (2002): Prevention of welding defect by side gas flow and its monitoring method in continuous wave Nd:YAG laser welding. In: *Journal of Laser Applications* 14 (3), pp. 136–145. DOI: 10.2351/1.1493766.

[178] Shcheglov, P. Yu et al. (2011): Plume attenuation of laser radiation during high power fiber laser welding. In: *Laser Physics Letters* 8 (6), pp. 475–480. DOI: 10.1002/lapl.201110010.

[179] Ruge, J. (1991): Handbuch der Schweißtechnik - Band I: Werkstoffe. Berlin, Heidelberg: Springer. DOI: 10.1007/978-3-642-86973-0.

[180] Beyer, E. (1995): Schweißen mit Laser - Grundlagen. Berlin, Heidelberg: Springer. DOI: 10.1007/978-3-642-75759-4.

[181] Arata, Y., N. Abe und T. Oda (1985): Fundamental Phenomena in High Power CO_2 Laser Welding (Report I): Atmospheric Laser Welding (Welding Physics, Process & Instrument)". In: *Transactions of JWRI 14.1*, pp. 5–11.

[182] Jakobs, S. und U. Reisgen (2015): Laserstrahlschweißen im Vakuum - Erweiterung der Einsatzmöglichkeiten für den Dickblechbereich. In: *Stahlbau, Vol. 84, Heft 9*, pp. 635–642. DOI: 10.1002/stab.201510306.

[183] Ruß, A. (2006): Schweißen mit dem Scheibenlaser - Potentiale der guten Fokussierbarkeit [Dissertation]. Universität Stuttgart. ISBN 3-8316-0580-7.

[184] Lacroix, D., G. Jeandel und C. Boudot (1998): Solution of the radiative transfer equation in an absorbing and scattering Nd:YAG laser-induced plume. In: *Journal of Applied Physics* 84 (5), pp. 2443–2449. DOI: 10.1063/1.368405.

[185] Shcheglov, P. Yu et al. (2012): Vapor–plasma plume investigation during high-power fiber laser welding. In: *Laser Physics* 23 (1), p. 16001. DOI: 10.1088/1054-660X/23/1/016001.

[186] Scholz, T., K. Dickmann und A. Ostendorf (2013): Investigation of the Formation of Nanoparticles During Laser Remote Welding. In: *Physics Procedia* 41, pp. 90–97. DOI: 10.1016/j.phpro.2013.03.055.

[187] Scholz, T., K. Dickmann und A. Ostendorf (2014): Impact of Process Parameters on the Laser-induced Nanoparticle Formation During Keyhole Welding under Remote Conditions. In: *Physics Procedia* 56, pp. 477–486. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.151.

[188] Greses, J. e. a. (2004): Plume attenuation under high power Nd:yttritium–aluminum–garnet laser welding. In: *Journal of Laser Applications* 16 (1), pp. 9–15. DOI: 10.2351/1.1642636.

[189] Xiangzhong J., L. Lijun und Y. Zhang (2002): A study on fresnel absorption and reflections in the keyhole in deep penetration laser welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics, 35 (18)*. DOI: 10.1088/0022-3727/35/18/312.

[190] Dausinger, F. (1995): Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität [Habilitation]. In: *Laser in der Materialbearbeitung - Forschungsberichte des IFSW. ISBN: 3-519-06217-8*.

[191] Kovalev, O. B. und A. V. Zaitsev (2005): Modeling of the free-surface shape in laser cutting of metals. 2. model of multiple reflection and absorption of radiation. In:

Journal of Applied Mechanics and Technical Physics 46 (1), pp. 9–13. DOI: 10.1007/s10808-005-0002-z.

[192] Kaplan, A. (1994): A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 27 (9), pp. 1805–1814. DOI: 10.1088/0022-3727/27/9/002.

[193] Kaplan, A. F. H. (2012): Fresnel absorption of 1µm- and 10µm-laser beams at the keyhole wall during laser beam welding: Comparison between smooth and wavy surfaces. In: *Applied Surface Science* 258 (8), pp. 3354–3363. DOI: 10.1016/j.apsusc.2011.08.086.

[194] Fuerschbach, P. W. & G. R. Eisler (2002): Effect of laser spot weld energy and duration on melting and absorption. In: *Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 241–246. DOI: 10.1179/136217102225004293.

[195] Markovits, T. und J. Takács (2010): Edge welding of laminated steel structure by pulsed Nd:YAG laser. In: *Physics Procedia 5*, pp. 47–52. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.028.

[196] Gautam, G. D. und A. K. Pandey (2018): Pulsed Nd:YAG laser beam drilling: A review. In: *Optics & Laser Technology, Vol. 100*, pp. 183–215. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.09.054.

[197] Bonse, J. e. a. (2017): Laser-Induced Periodic Surface Structures — A Scientific Evergreen. In: *IEEE J. Select. Topics Quantum Electron.* 23 (3). DOI: 10.1109/JSTQE.2016.2614183.

[198] Kumar, A. e. a. (2019): Micro-Welding of Stainless Steel and Copper Foils Using a Nano -Second Pulsed Fiber Laser. In: *Lasers Manuf. Mater. Process.* 6 (2), pp. 158–172. DOI: 10.1007/s40516-019-00088-w.

[199] Kotalík, P. und T. Boeck (2008): Modelling of heat transfer and fluid flow in laser welding. In: *Proc. Appl. Math. Mech.* 8 (1), pp. 10623–10624. DOI: 10.1002/pamm.200810623.

[200] Milewski, J. O., G. K. Lewis und J. E. Wittig (1993): Microstructural Evaluation of Low and High Duty Cycle Nd:YAG Laser Beam Welds in 2024-T3 Aluminum. In: Welding Journal (72:7), 341-346,

[201] Zacharia, T. e. a. (1989): Heat transfer during Nd: Yag pulsed laser welding and its effect on solidification structure of austenitic stainless steels. In: *Metallurgical Transactions A* 20 (5), pp. 957–967. DOI: 10.1007/BF02651661.

[202] Dilger, K., C. Börner und K. Noack (2015): Spritzerfreies Laserstrahlschweißen im Unterdruck für hochqualitative Anwendungen im Getriebebau. In: *Schweißen und Schneiden* (Band 67, Heft 6), pp. 306–312.

[203] Yan, L. e. a. (2015): Effect of subatmospheric pressure on plasma plume in fiber laser welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 215, pp. 219–224. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.08.011.

[204] Sokolov, M. e. a. (2015): Reduced pressure laser welding of thick section structural steel. In: *Journal of Materials Processing Technology* 219, pp. 278–285. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.12.026.

[205] Sokolov, M. und A. Salminen (2014): Methods for Improving Laser Beam Welding Efficiency. In: *Physics Procedia* 56, pp. 450–457. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.148.

[206] Jiang, M. et al. (2019): Increasing keyhole stability of fiber laser welding under reduced ambient pressure. In: *Journal of Materials Processing Technology* 268, pp. 213–222. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.026.

[207] Börner, C. et al.: Influence of ambient pressure on spattering and weld seam quality in laser beam welding with the solid-state laser, pp. 621–629. DOI: 10.2351/1.5062302.

[208] Merkblatt DVS 3233 (2018): Laserstrahlschweißen unter Vakuum. DVS-Verlag, Düsseldorf.
[209] Verwaerde, A., R. Fabbro und G. Deshors (1995): Experimental study of continuous CO 2 laser welding at subatmospheric pressures. In: *Journal of Applied Physics* 78 (5), pp. 2981–2984. DOI: 10.1063/1.360046.
[210] Reisgen, U., S. Olschok und S. Jakobs (2013): Laser beam welding in vacuum of thick plate structural steel. In: *ICALEO 2013*, pp. 341–350. DOI: 10.2351/1.5062897.
[211] Arata, Y. e. a. (1984): Fundamental phenomena during vacuum laser welding. In: *ICALEO 1984*. DOI: 10.2351/1.5057605.
[212] Teichmann, F., S. Müller und K. Dilger (2017): The influence of ambient pressure during laser beam welding of aluminium high pressure die castings on the occurrence of weld bead porosity. In: *LiM - Lasers in Manufacturing Conference. München, 26.-29. Juni 2017.*
[213] Luo, Y. et al. (2015): Effect of subatmospheric pressure on plasma plume in fiber laser welding. In: *Journal of Materials Processing Technology* 215, pp. 219–224. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.08.011.
[214] Zhang, Y., J. R. G. Evans und S. Yang (2011): Corrected Values for Boiling Points and Enthalpies of Vaporization of Elements in Handbooks. In: *Journal of Chemical & Engineering Data, 56*, pp. 328–337. DOI: 10.1021/je1011086.
[215] Honig, R. E. und D. A. Kramer (1969): Vapor Pressure data for the solid and liquid elements. In: *Radio Corporation of America (RCA) Review, Vol. 30*, pp. 285–305.
[216] Longerich, S. (2011): Untersuchung zum Laserstrahlschweißen unter Vakuum im Vergleich mit dem Elektronenstrahlschweißen [Dissertation]. RWTH Aachen. Aachen: Shaker. ISBN: 978-3-8440-0629-2.
[217] Pang, S. e. a.: Modeling keyhole and weld pool dynamics of laser welding under variable ambient pressure, pp. 685–694. DOI: 10.2351/1.5062527.
[218] Reisgen, U. e. a. (2022): Schlieren methodology for laser beam welding under vacuum. In: *Vacuum* 206, p. 111508. DOI: 10.1016/j.vacuum.2022.111508.
[219] Jiang, Meng et al. (2020): Mitigation of porosity defects in fiber laser welding under low vacuum. In: *Journal of Materials Processing Technology* 276, p. 116385. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116385.
[220] Masing, G. (1925): Eigenspannungen in kaltgereckten Metallen. In: *Zeitschrift für technische Physik Bd. 6*, pp. 569–573.
[221] Wolfstieg, U. und E. Macherauch (1973): Ursachen und Bewertung von Eigenspannungen. In: *Chemie Ingenieur Technik*, pp. 760–770. DOI: 10.1002/cite.330451103.
[222] Hauk, V. (1997): Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods. DOI: 10.1016/B978-0-444-82476-9.X5000-2.
[223] Genzel, C., I. A. Denks und M. Klaus (2013): Modern diffraction methods - Residual Stress Analysis by X-Ray Diffraction Methods. John Wiley & Sons, ISBN: 978-3-527-32279-4.
[224] Nitschke-Pagel, T. und K. Dilger (2006): FACHBEITRÄGE-Eigenspannungen in Schweissverbindungen-Teil 1: Ursachen der Eigenspannungsentstehung beim Schweissen. In: *Schweißen und Schneiden 58.9*, pp. 466–479.
[225] Eigenmann, B. und E. Macherauch (1995): Röntgenographische Untersuchung von Spannungszustanden in Werkstoffen. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 26.3*, pp. 148–160. DOI: 10.1002/mawe.19950260310.

[226] Munz, D. und Y. Y. Yang (1999): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung - Thermoelastische Spannungen. Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG). Wiley-VCH: ISBN: 3-527-27143-0.

[227] Schulze, G. (2010): Die Metallurgie des Schweißens. 4th ed.: Springer-Verlag Berlin-Heidelberg. DOI: 10.1007/ 978-3-642-03183-0.

[228] Nitschke-Pagel, T. und K. Dilger (2007): FACHBEITRÄGE-Eigenspannungen in Schweissverbindungen-Teil 3: Verringerung von Eigenspannungen. In: *Schweißen und Schneiden 59.7-8*, pp. 387–395.

[229] Merkblatt DVS 1002 - Teil 2 (1986): Verfahren zur Verringerung von Schweißeigenspannungen. DVS-Verlag, Düsseldorf.

[230] Langhorst, M. (2015): Beherrschung von Schweißverzug und Schweißeigenspannungen [Dissertation]. Vol. 309. Herbert Utz Verlag.

[231] Mochizuki, M. (2007): Control of welding residual stress for ensuring integrity against fatigue and stress–corrosion cracking. In: *Nuclear Engineering and Design* 237 (2), pp. 107–123. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2006.05.006.

[232] Malisius, R. (2002): Schrumpfungen, Spannungen und Risse beim Schweissen. DVS-Verlag, Düsseldorf. Reprint der Ausgabe von 1977. ISBN 3-87155-785-4.

[233] ASTM E837-08 (2008): Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain- Gage Method.

[234] Mathar, J. (1933): Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled holes. In: *Transactions of the ASME, Iron & Steel, Vol. 56*, pp. 249–254.

[235] Schajer, G. S. und Steinzig, M. (2005): Full-field calculation of hole drilling residual stresses from electronic speckle pattern interferometry data. In: *Experimental Mechanics* 45 (6), pp. 526–532. DOI: 10.1007/BF02427906.

[236] Rendler, N. J. und Vigness, I. (1966): Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses. In: *Experimental Mechanics* 6 (12), pp. 577–586. DOI: 10.1007/BF02326825.

[237] Held, Esther (2014): Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode. Zugl.: Karlsruher Institut für Technologie, KIT, Diss., 2013. Karlsruhe: KIT Scientific Publishing (Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien, Karlsruher Institut für Technologie, 30). ISBN: 3731501279.

[238] Schwarz, T. und H. Kockelmann (1993): Die Bohrlochmethode – ein für viele Anwendungsbereiche optimales Verfahren zur experimentellen Ermittlung von Eigenspannungen. In: *Messtechnische Briefe 29.2*, pp. 33–38.

[239] Schajer, G. S. (1988): Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I—Stress Calculation Procedures. In: *Journal of Engineering Materials and Technology Vol. 110*, pp. 338–343.

[240] Schajer, G. S. (1981): Application of Finite Element Calculations to Residual Stress Measurements. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 103 (2), pp. 157–163. DOI: 10.1115/1.3224988.

[241] Bobzin, K. e. a. (2020): Comparison of Residual Stress Measurements Conducted by X-ray Stress Analysis and Incremental Hole Drilling Method. In: *J Therm Spray Tech*. DOI: 10.1007/s11666-020-01056-z.

[242] Tech Note TN-503-6 (2010): Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method. Vishay Micro-Measurements.

[243] Grant, P.V., J.D. Lord und P.S. Whitehead (2006): The Measurement of Residual Stresses by the Incremental Hole Drilling Technique. In: *Measurement Good Practice Guide No. 53 Issue 2*.

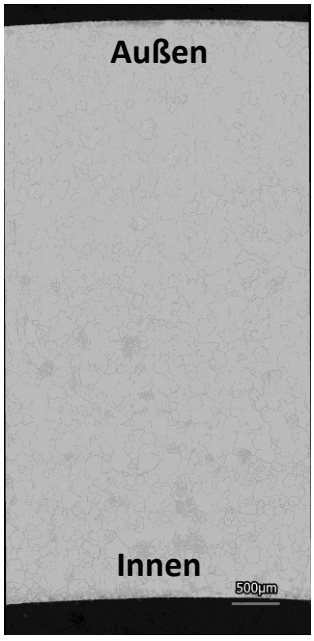
[244] Reisgen, U. e. a. (2017): Residual stress measurement in AlSi alloys. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, pp. 1270–1275. DOI: 10.1002/mawe.201700157.
[245] Rickert, T. J. et al. (2014): Residual Stress Measurement of Shot-Peened Steel Rings by Barkhausen Noise, ESPI Hole-Drilling and X-Ray Diffraction. In: *Advanced Materials Research* 996, pp. 380–385. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.380.
[246] DIN EN 10027-1 (2017): Bezeichnungssysteme für Stähle - Teil 1: Kurznamen. Beuth Verlag, Berlin.
[247] IPG Laser GmbH (2016): Modellspezifikation G22-259881 des Typs IPG YLS-2000-SM.
[248] TRUMPF GmbH + Co. KG: Technisches Datenblatt - TruDisc Serie. Online-PDF: file:///c:/temp/TEMP_U~1/TRUMPF-technical-data-sheet-TruDisk-8.pdf; letzter Zugriff am 17.02.2021.
[249] DIN EN ISO 14175 (2008): Schweißzusätze – Gase und Mischgase für das Lichtbogenschweißen und verwandte Prozesse. Beuth Verlag, Berlin.
[250] Jakobs, S., U. Reisgen, S. Olschok, S. Klein: Patentschrift: Unterdruckkammer mit einem Schutzgehäuse. Patentschrift (DE 10 2014 103 635 B4).
[251] DIN EN ISO 17637 (2017): Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen – Sichtprüfung von Schmelzschweißverbindungen. Beuth Verlag, Berlin.
[252] DIN EN ISO 6507-1 (2018): Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren. Beuth Verlag, Berlin.
[253] Läpple, V. (2016): Einführung in die Festigkeitslehre. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden. DOI: 10.1007/978-3-658-10611-9.
[254] DIN EN 60205 (2017): Berechnung der effektiven Kernparameter magnetischer Formteile. Beuth Verlag, Berlin.
[255] DIN EN IEC 60404-6 (2022): Magnetische Werkstoffe - Teil 6: Verfahren zur Messung der magnetischen Eigenschaften weichmagnetischer metallischer und pulverförmiger Werkstoffe bei Frequenzen im Bereich 20 Hz bis 100 kHz mittels Ringproben.

8 Anhang

Anhang A

Härtemessungen nach Vickers HV 0,1

Messung Nr.	Abstand mm	Härte HV 0,1
1	0,10	223,6
2	0,49	223,6
3	0,87	222,0
4	1,26	227,5
5	1,65	231,5
6	2,03	226,7
7	2,42	228,3
8	2,81	236,5
9	3,19	229,1
10	3,58	219,0
11	3,97	234,0
12	4,35	233,2
13	4,74	237,4
14	5,12	240,8
15	5,51	232,4
16	5,90	221,3



ISF | RWTH AACHEN UNIVERSITY

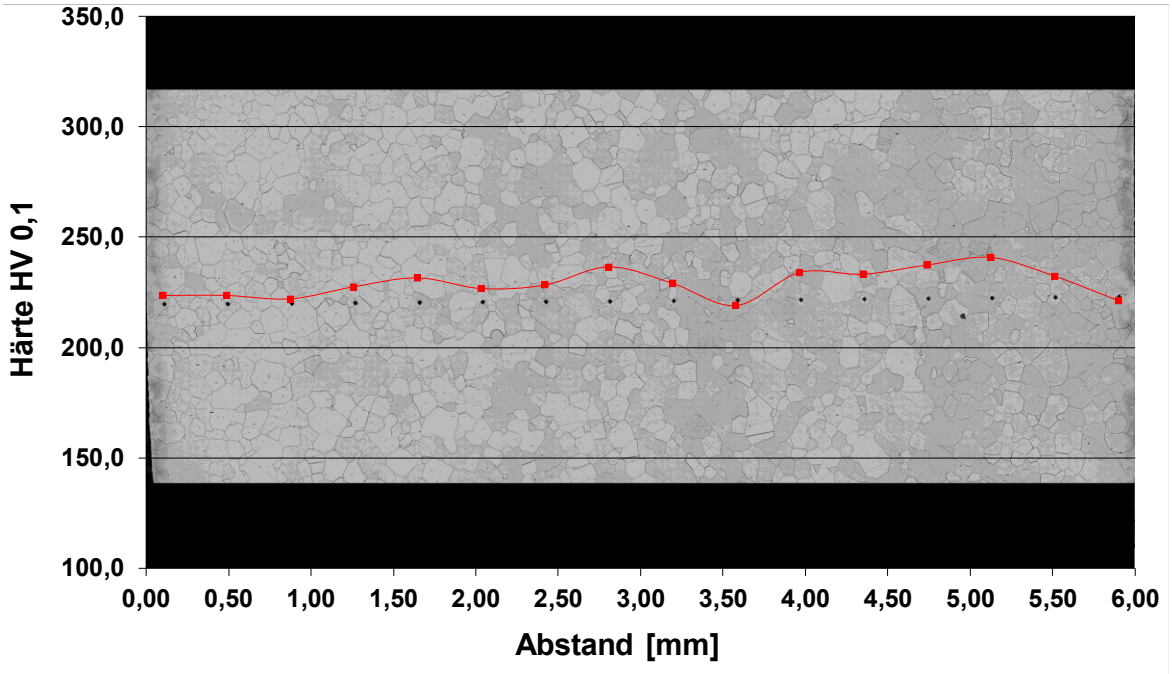


Abbildung 8-1: Härtemessung HV 0,1 auf der Oberfläche einer Ringkern-Lamelle

Anhang B

Nr.	Laser-Typ	Fokus-lage [mm]	Arbeits-druck [mbar]	Gasmenge Argon 4.6 [l/min]	Faser-durch-messer [µm]	Fokus-durch-messer [µm]	Puls-dauer [ms]	Puls-leistung [W]	Puls-energie [J]	Intensität [W/cm²]	Intensität [J/mm²]	Kommentare
1	MM	0	1	0,5	200	400	63	320	20,2	2546	160	Druck und Leistung
2			10	4	200	400	63	320	20,2	2546	160	
3			100	15	200	400	63	320	20,2	2546	160	
4			1000	15	200	400	63	320	20,2	2546	160	
5		0	1	0,5	200	400	70	320	22,4	2546	178	
6			10	4	200	400	70	320	22,4	2546	178	
7			100	15	200	400	70	320	22,4	2546	178	
8			1000	15	200	400	70	320	22,4	2546	178	
9		0	1	0,5	200	400	78	320	25,0	2546	199	
10			10	4	200	400	78	320	25,0	2546	199	
11			100	15	200	400	78	320	25,0	2546	199	
12			1000	15	200	400	78	320	25,0	2546	199	
13		0	1	0,5	200	400	50	400	20,0	3183	159	
14			10	4	200	400	50	400	20,0	3183	159	
15			100	15	200	400	50	400	20,0	3183	159	
16			1000	15	200	400	50	400	20,0	3183	159	
17		0	1	0,5	200	400	56	400	22,4	3183	178	
18			10	4	200	400	56	400	22,4	3183	178	
19			100	15	200	400	56	400	22,4	3183	178	
20			1000	15	200	400	56	400	22,4	3183	178	
21		0	1	0,5	200	400	62	400	24,8	3183	197	
22			10	4	200	400	62	400	24,8	3183	197	
23			100	15	200	400	62	400	24,8	3183	197	
24			1000	15	200	400	62	400	24,8	3183	197	
25		0	1	0,5	200	400	40	500	20,0	3979	159	
26			10	4	200	400	40	500	20,0	3979	159	
27			100	15	200	400	40	500	20,0	3979	159	
28			1000	15	200	400	40	500	20,0	3979	159	
29		0	1	0,5	200	400	45	500	22,5	3979	179	
30			10	4	200	400	45	500	22,5	3979	179	
31			100	15	200	400	45	500	22,5	3979	179	
32			1000	15	200	400	45	500	22,5	3979	179	
33		0	1	0,5	200	400	50	500	25,0	3979	199	
34			10	4	200	400	50	500	25,0	3979	199	
35			100	15	200	400	50	500	25,0	3979	199	
36			1000	15	200	400	50	500	25,0	3979	199	
37	SM	0	1	0,5	30	60	70	200	14,0	70736	4951	
38			10	4	30	60	70	200	14,0	70736	4951	
39			100	15	30	60	70	200	14,0	70736	4951	
40			1000	15	30	60	70	200	14,0	70736	4951	
41		0	1	0,5	30	60	90	200	18,0	70736	6366	
42			10	4	30	60	90	200	18,0	70736	6366	
43			100	15	30	60	90	200	18,0	70736	6366	
44			1000	15	30	60	90	200	18,0	70736	6366	
45		0	1	0,5	30	60	112	200	22,4	70736	7922	
46			10	4	30	60	112	200	22,4	70736	7922	
47			100	15	30	60	112	200	22,4	70736	7922	
48			1000	15	30	60	112	200	22,4	70736	7922	
49		0	1	0,5	30	60	44	320	14,1	113177	4980	
50			10	4	30	60	44	320	14,1	113177	4980	
51			100	15	30	60	44	320	14,1	113177	4980	
52			1000	15	30	60	44	320	14,1	113177	4980	

Abbildung 8-2: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (I)

Nr.	Laser-Typ	Fokus-lage [mm]	Arbeits-druck [mbar]	Gasmenge Argon 4.6 [l/min]	Faser-durch-messer [µm]	Fokus-durch-messer [µm]	Puls-dauer [ms]	Puls-leistung [W]	Puls-energie [J]	Intensität [W/cm²]	Intensität [J/mm²]	Kommentare
53	SM	0	1	0,5	30	60	56	320	17,9	113177	6338	Druck und Leistung
54			10	4	30	60	56	320	17,9	113177	6338	
55			100	15	30	60	56	320	17,9	113177	6338	
56			1000	15	30	60	56	320	17,9	113177	6338	
57		0	1	0,5	30	60	70	320	22,4	113177	7922	
58			10	4	30	60	70	320	22,4	113177	7922	
59			100	15	30	60	70	320	22,4	113177	7922	
60			1000	15	30	60	70	320	22,4	113177	7922	
61		0	1	0,5	30	60	35	400	14,0	141471	4951	
62			10	4	30	60	35	400	14,0	141471	4951	
63			100	15	30	60	35	400	14,0	141471	4951	
64			1000	15	30	60	35	400	14,0	141471	4951	
65		0	1	0,5	30	60	45	400	18,0	141471	6366	
66			10	4	30	60	45	400	18,0	141471	6366	
67			100	15	30	60	45	400	18,0	141471	6366	
68			1000	15	30	60	45	400	18,0	141471	6366	
69		0	1	0,5	30	60	56	400	22,4	141471	7922	
70			10	4	30	60	56	400	22,4	141471	7922	
71			100	15	30	60	56	400	22,4	141471	7922	
72			1000	15	30	60	56	400	22,4	141471	7922	
73		0	10	4	30	60	60	200	12,0	70736	4244	
74			10	4	30	60	50	200	10,0	70736	3537	
75			10	4	30	60	40	200	8,0	70736	2829	
76	MM	-4	10	4	200	525	56	400	22,4	1848	103	Fokuslage
77		-3	10	4	200	481	56	400	22,4	2201	123	
78		-2	10	4	200	441	56	400	22,4	2619	147	
79		-1	10	4	200	410	56	400	22,4	3030	170	
80		0	10	4	200	390	56	400	22,4	3348	188	
81		1	10	4	200	410	56	400	22,4	3030	170	
82		2	10	4	200	441	56	400	22,4	2619	147	
83		3	10	4	200	481	56	400	22,4	2201	123	
84		4	10	4	200	525	56	400	22,4	1848	103	
85		-4	10	4	200	525	70	320	22,4	1478	103	
86		-3	10	4	200	481	70	320	22,4	1761	123	
87		-2	10	4	200	441	70	320	22,4	2095	147	
88		-1	10	4	200	410	70	320	22,4	2424	170	
89		0	10	4	200	390	70	320	22,4	2679	188	
90		1	10	4	200	410	70	320	22,4	2424	170	
91		2	10	4	200	441	70	320	22,4	2095	147	
92		3	10	4	200	481	70	320	22,4	1761	123	
93		4	10	4	200	525	70	320	22,4	1478	103	
94	SM	-4	10	4	30	120	70	200	14,0	17684	1238	
95		-3	10	4	30	95	70	200	14,0	28216	1975	
96		-2	10	4	30	73	70	200	14,0	47785	3345	
97		-1	10	4	30	61	70	200	14,0	68435	4790	
98		0	10	4	30	58	70	200	14,0	75698	5299	
99		1	10	4	30	61	70	200	14,0	68435	4790	
100		2	10	4	30	73	70	200	14,0	47785	3345	
101		3	10	4	30	95	70	200	14,0	28216	1975	
102		4	10	4	30	120	70	200	14,0	17684	1238	
103		6	10	4	30	154	70	200	14,0	10737	752	
104		8	10	4	30	190	70	200	14,0	7054	494	
105		10	10	4	30	226	70	200	14,0	4986	349	
106		12	10	4	30	261	70	200	14,0	3738	262	
107		14	10	4	30	297	70	200	14,0	2887	202	

Abbildung 8-3: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (II)

Nr.	Laser-Typ	Fokus-lage [mm]	Arbeits-druck [mbar]	Gasmenge Argon 4.6 [l/min]	Faser-durch-messer [µm]	Fokus-durch-messer [µm]	Puls-dauer [ms]	Puls-leistung [W]	Puls-energie [J]	Intensität [W/cm²]	Intensität [J/mm²]	Kommentare
108	MM	1	1	0,5	200	410	56	400	22,4	3030	170	Fokuslage
109		2	1	0.5	200	441	56	400	22,4	2619	147	
110		3	1	0.5	200	481	56	400	22,4	2201	123	
111		4	1	0.5	200	525	56	400	22,4	1848	103	
112		1	1	0,5	200	440	70	320	22,4	2105	147	
113		2	1	0.5	200	441	70	320	22,4	2095	147	
114		3	1	0.5	200	481	70	320	22,4	1761	123	
115		4	1	0.5	200	525	70	320	22,4	1478	103	
116	SM	2	1	0.5	30	73	70	200	14,0	47785	3345	
117		4	1	0.5	30	120	70	200	14,0	17684	1238	
118		6	1	0.5	30	154	70	200	14,0	10737	752	
119		8	1	0,5	30	190	70	200	14,0	7054	494	
120		10	1	0.5	30	226	70	200	14,0	4986	349	
121		12	1	0.5	30	261	70	200	14,0	3738	262	
122		14	1	0.5	30	297	70	200	14,0	2887	202	
123	MM	0	1	0,5	200	400	1	320	0,3	2546	3	Vorpulse
124		0	1	0,5	200	400	2	320	0,6	2546	5	
125		0	1	0,5	200	400	3	320	1,0	2546	8	
126		0	1	0,5	200	400	4	320	1,3	2546	10	
127		0	1	0,5	200	400	5	320	1,6	2546	13	
128		0	1000	15	200	400	1	320	0,3	2546	3	
129		0	1000	15	200	400	2	320	0,6	2546	5	
130		0	1000	15	200	400	3	320	1,0	2546	8	
131		0	1000	15	200	400	4	320	1,3	2546	10	
132		0	1000	15	200	400	5	320	1,6	2546	13	
133	SM	0	1	0,5	30	60	1	320	0,3	113177	113	
134		0	1	0,5	30	60	2	320	0,6	113177	226	
135		~~0~~	~~1~~	~~0,5~~	~~30~~	~~60~~	~~3~~	~~320~~	~~1,0~~	~~113177~~	~~340~~	
136		~~0~~	~~1~~	~~0,5~~	~~30~~	~~60~~	~~4~~	~~320~~	~~1,3~~	~~113177~~	~~453~~	
137		~~0~~	~~1~~	~~0,5~~	~~30~~	~~60~~	~~5~~	~~320~~	~~1,6~~	~~113177~~	~~566~~	
138		0	1000	15	30	60	1	320	0,3	113177	113	
139		0	1000	15	30	60	2	320	0,6	113177	226	
140		~~0~~	~~1000~~	~~15~~	~~30~~	~~60~~	~~3~~	~~320~~	~~1,0~~	~~113177~~	~~340~~	
141		~~0~~	~~1000~~	~~15~~	~~30~~	~~60~~	~~4~~	~~320~~	~~1,3~~	~~113177~~	~~453~~	
142		~~0~~	~~1000~~	~~15~~	~~30~~	~~60~~	~~5~~	~~320~~	~~1,6~~	~~113177~~	~~566~~	
143	SM	0	10	4	30	73	44	320	14,1	76456	3364	Fokuslage
144		2	10	4	30	120	44	320	14,1	28294	1245	
145		4	10	4	30	154	44	320	14,1	17180	756	
146		6	10	4	30	190	44	320	14,1	11286	497	
147		8	10	4	30	226	44	320	14,1	7977	351	
148		10	10	4	30	333	44	320	14,1	3674	162	
149		12	10	4	30	261	44	320	14,1	5981	263	
150		14	10	4	30	297	44	320	14,1	4619	203	
151		16	10	4	30	333	44	320	14,1	3674	162	
152		18	10	4	30	368	44	320	14,1	3009	132	
153		12	1	0,5	30	261	44	320	14,1	5981	263	
154		14	1	0,5	30	297	44	320	14,1	4619	203	
155		16	1	0,5	30	333	44	320	14,1	3674	162	
156		18	1	0,5	30	368	44	320	14,1	3009	132	

Abbildung 8-4: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (III)

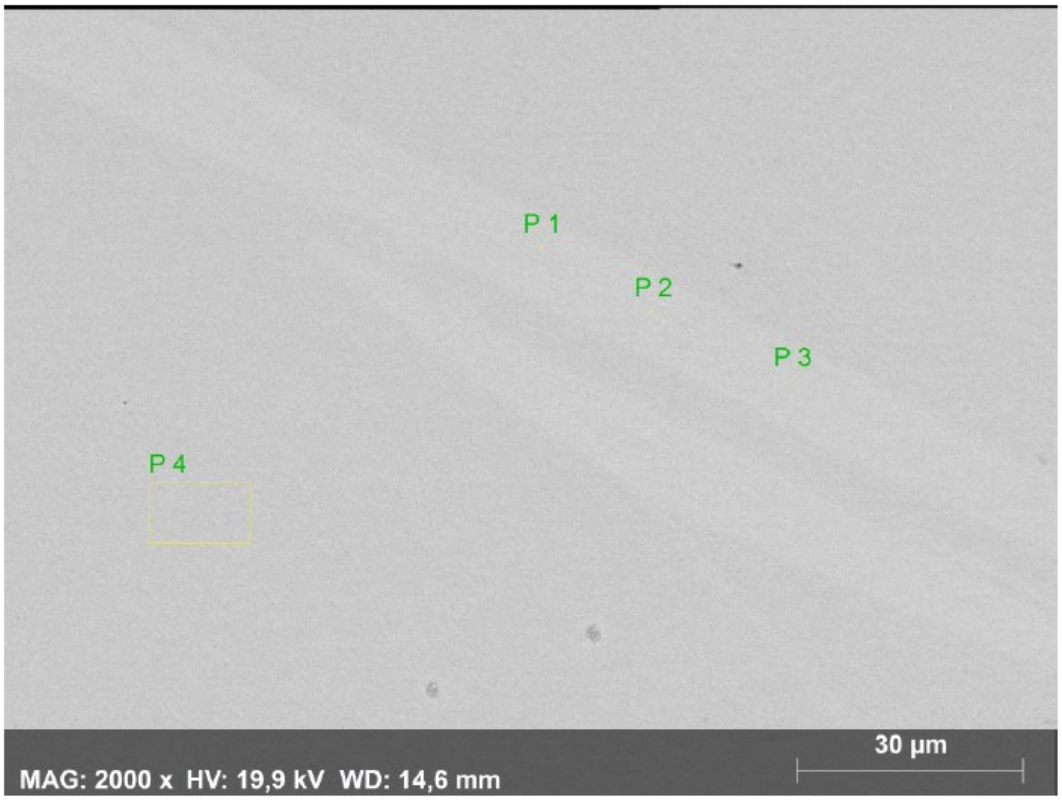
Nr.	Laser-Typ	Fokus-lage [mm]	Arbeits-druck [mbar]	Gasmenge Argon 4.6 [l/min]	Faser-durch-messer [µm]	Fokus-durch-messer [µm]	Puls-dauer [ms]	Puls-leistung [W]	Puls-energie [J]	Intensität [W/cm²]	Intensität [J/mm²]	Kommentare
157	SM	0	1	0,5	30	60	54	260	14,0	91956	4966	Druck und Leistung
158			10	4	30	60	54	260	14,0	91956	4966	
159			100	15	30	60	54	260	14,0	91956	4966	
160			1000	15	30	60	54	260	14,0	91956	4966	
161		0	1	0,5	30	60	69	260	17,9	91956	6345	
162			10	4	30	60	69	260	17,9	91956	6345	
163			100	15	30	60	69	260	17,9	91956	6345	
164			1000	15	30	60	69	260	17,9	91956	6345	
165		0	1	0,5	30	60	86	260	22,4	91956	7908	
166			10	4	30	60	86	260	22,4	91956	7908	
167			100	15	30	60	86	260	22,4	91956	7908	
168			1000	15	30	60	86	260	22,4	91956	7908	
169		0	1	0,5	30	60	50	200	10,0	70736	3537	
170			10	4	30	60	50	200	10,0	70736	3537	
171			100	15	30	60	50	200	10,0	70736	3537	
172			1000	15	30	60	50	200	10,0	70736	3537	
173		0	1	0,5	30	60	39	260	10,1	91956	3586	
174			10	4	30	60	39	260	10,1	91956	3586	
175			100	15	30	60	39	260	10,1	91956	3586	
176			1000	15	30	60	39	260	10,1	91956	3586	
177		0	1	0,5	30	60	31	320	9,9	113177	3508	
178			10	4	30	60	31	320	9,9	113177	3508	
179			100	15	30	60	31	320	9,9	113177	3508	
180			1000	15	30	60	31	320	9,9	113177	3508	
181		0	1	0,5	30	60	25	200	5,0	70736	1768	
182			10	4	30	60	25	200	5,0	70736	1768	
183			100	15	30	60	25	200	5,0	70736	1768	
184			1000	15	30	60	25	200	5,0	70736	1768	
185		0	1	0,5	30	60	19	260	4,9	91956	1747	
186			10	4	30	60	19	260	4,9	91956	1747	
187			100	15	30	60	19	260	4,9	91956	1747	
188			1000	15	30	60	19	260	4,9	91956	1747	
189		0	1	0,5	30	60	16	320	5,1	113177	1811	
190			10	4	30	60	16	320	5,1	113177	1811	
191			100	15	30	60	16	320	5,1	113177	1811	
192			1000	15	30	60	16	320	5,1	113177	1811	
193		0	1	0,5	30	60	25	400	10,0	141471	3537	
194			10	4	30	60	25	400	10,0	141471	3537	
195			100	15	30	60	25	400	10,0	141471	3537	
196			1000	15	30	60	25	400	10,0	141471	3537	
197		0	1	0,5	30	60	13	400	5,2	141471	1839	
198			10	4	30	60	13	400	5,2	141471	1839	
199			100	15	30	60	13	400	5,2	141471	1839	
200			1000	15	30	60	13	400	5,2	141471	1839	

Abbildung 8-5: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (IV)

Nr.	Laser-Typ	Fokus-lage [mm]	Arbeits-druck [mbar]	Gasmenge Argon 4.6 [l/min]	Faser-durch-messer [µm]	Fokus-durch-messer [µm]	Puls-dauer [ms]	Puls-leistung [W]	Puls-energie [J]	Intensität [W/cm²]	Intensität [J/mm²]	Kommentare
201	SM	2	10	4	30	120	86	260	22,4	22989	1977	Fokuslage
202		4	10	4	30	154	86	260	22,4	13959	1200	
203		6	10	4	30	190	86	260	22,4	9170	789	
204		8	10	4	30	226	86	260	22,4	6481	557	
205		10	10	4	30	333	86	260	22,4	2985	257	
206		12	10	4	30	261	86	260	22,4	4860	418	
207		14	10	4	30	297	86	260	22,4	3753	323	
208		16	10	4	30	333	86	260	22,4	2985	257	
209		18	10	4	30	368	86	260	22,4	2444	210	
210		20	10	4	30	404	86	260	22,4	2028	174	
211		25	10	4	30	493	86	260	22,4	1362	117	
212		30	10	4	30	583	86	260	22,4	974	84	
213		2	1	0,5	30	120	86	260	22,4	22989	1977	
214		4	1	0,5	30	154	86	260	22,4	13959	1200	
215		6	1	0,5	30	190	86	260	22,4	9170	789	
216		8	1	0,5	30	226	86	260	22,4	6481	557	
217		10	1	0,5	30	333	86	260	22,4	2985	257	
218		12	1	0,5	30	261	86	260	22,4	4860	418	
219		14	1	0,5	30	297	86	260	22,4	3753	323	
220		16	1	0,5	30	333	86	260	22,4	2985	257	
221		18	1	0,5	30	368	86	260	22,4	2444	210	
222		20	1	0,5	30	404	86	260	22,4	2028	174	
223		25	1	0,5	30	493	86	260	22,4	1362	117	
224		30	1	0,5	30	583	86	260	22,4	974	84	
225		2	1	0,5	30	120	54	260	14,0	22989	1241	
226		4	1	0,5	30	154	54	260	14,0	13959	754	
227		6	1	0,5	30	190	54	260	14,0	9170	495	
228		8	1	0,5	30	226	54	260	14,0	6481	350	
229		10	1	0,5	30	333	54	260	14,0	2985	161	
230		12	1	0,5	30	261	54	260	14,0	4860	262	
231		14	1	0,5	30	297	54	260	14,0	3753	203	
232		16	1	0,5	30	333	54	260	14,0	2985	161	
233		18	1	0,5	30	368	54	260	14,0	2444	132	
234		2	10	4	30	120	54	260	14,0	22989	1241	
235		4	10	4	30	154	54	260	14,0	13959	754	
236		6	10	4	30	190	54	260	14,0	9170	495	
237		8	10	4	30	226	54	260	14,0	6481	350	
238		10	10	4	30	333	54	260	14,0	2985	161	
239		12	10	4	30	261	54	260	14,0	4860	262	
240		14	10	4	30	297	54	260	14,0	3753	203	
241		16	10	4	30	333	54	260	14,0	2985	161	
242		18	10	4	30	368	54	260	14,0	2444	132	
243	SM	0	1	0,5	30	60	1	200	0,2	70736	71	Vorpulse
244		0	1	0,5	30	60	2	200	0,4	70736	141	
245		0	1	0,5	30	60	3	200	0,6	70736	212	
246		0	1	0,5	30	60	4	200	0,8	70736	283	
247		0	1	0,5	30	60	5	200	1,0	70736	354	
248		0	1000	15	30	60	1	200	0,2	70736	71	
249		0	1000	15	30	60	2	200	0,4	70736	141	
250		0	1000	15	30	60	3	200	0,6	70736	212	
251		0	1000	15	30	60	4	200	0,8	70736	283	
252		0	1000	15	30	60	5	200	1,0	70736	354	

Abbildung 8-6: vollständige Auflistung der durchgeführten Schweißversuche (V)

Anhang C



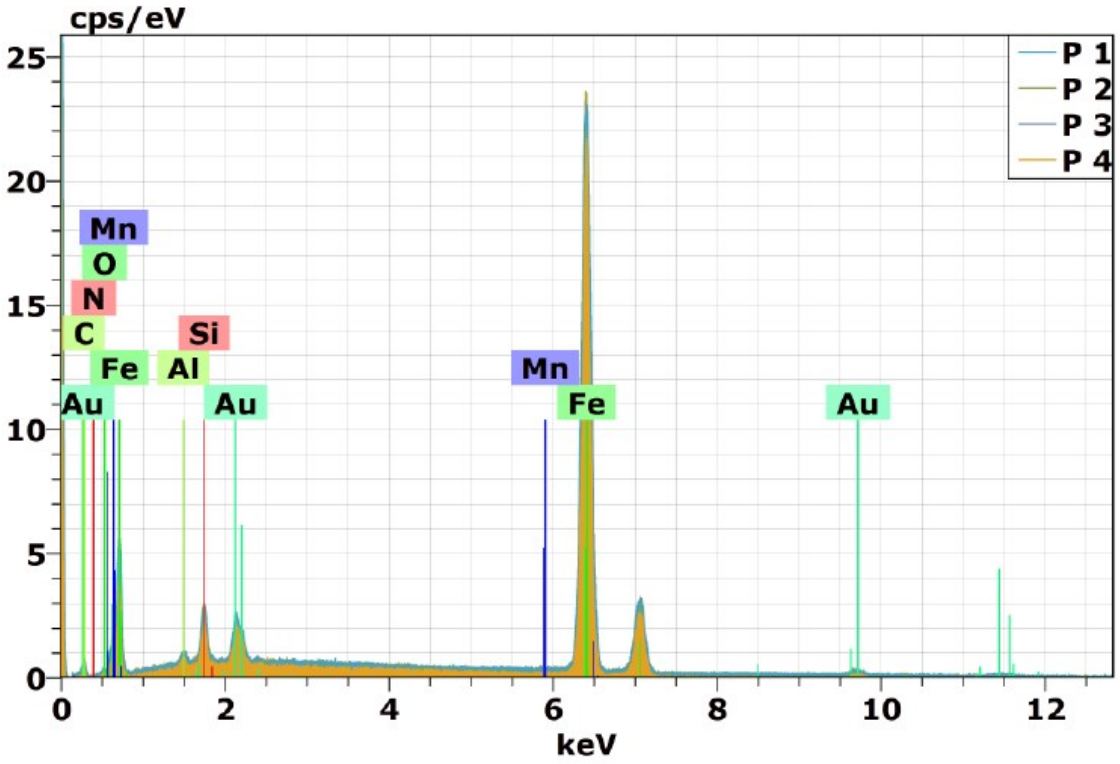


Abbildung 8-7: vollständige EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur (I)

Mass percent (%)

Spectrum	C	N	O	Al	Si	Mn	Fe	Au
P 1	2,73	0,00	0,00	0,65	2,22	0,14	94,27	0,00
P 2	2,80	0,00	0,00	0,58	2,28	0,19	94,16	0,00
P 3	3,02	0,00	0,00	0,59	2,11	0,14	94,13	0,00
P 4	0,96	0,00	0,00	0,64	2,47	0,07	95,86	0,00
Mean value:	2,38	0,00	0,00	0,61	2,27	0,13	94,60	0,00
Sigma:	0,95	0,00	0,00	0,03	0,15	0,05	0,84	0,00
Sigma mean:	0,47	0,00	0,00	0,02	0,08	0,03	0,42	0,00

Atomic percent (%)

Spectrum	C	N	O	Al	Si	Mn	Fe	Au
P 1.spx	11,24	0,00	0,00	1,18	3,90	0,13	83,54	0,00
P 2.spx	11,50	0,00	0,00	1,06	4,00	0,17	83,26	0,00
P 3.spx	12,34	0,00	0,00	1,08	3,69	0,13	82,76	0,00
P 4.spx	4,21	0,00	0,00	1,24	4,61	0,06	89,88	0,00
Mean value:	9,82	0,00	0,00	1,14	4,05	0,12	84,86	0,00
Sigma:	3,77	0,00	0,00	0,08	0,39	0,04	3,36	0,00
Sigma mean:	1,89	0,00	0,00	0,04	0,20	0,02	1,68	0,00

Abbildung 8-8: vollständige EDX-Analyse der durch die Isolationsbeschichtung kontaminierten Kornstruktur (II)

Anhang D

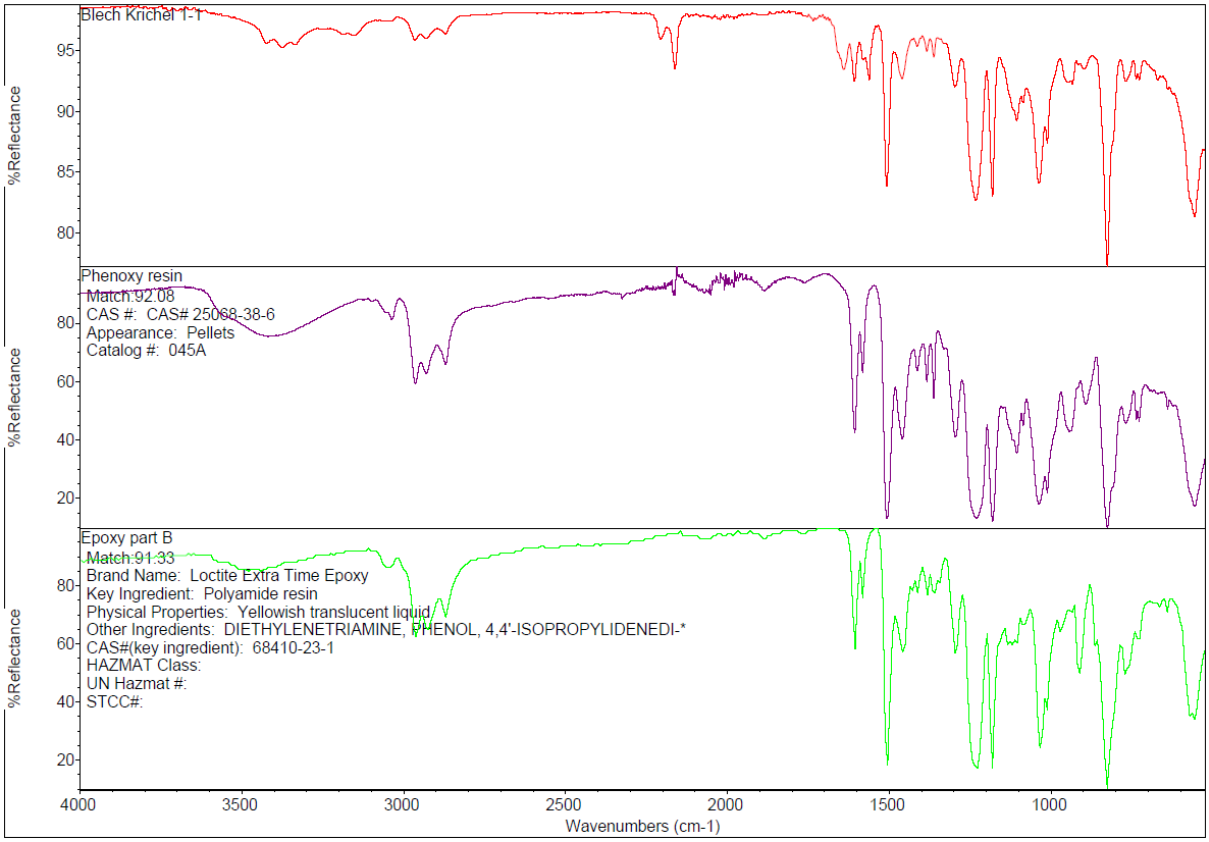


Abbildung 8-9: Ergebnis der FTIR-Analyse der Isolationsbeschichtung