

Laser in der Materialbearbeitung
Forschungsberichte des IFSW

A. Bachhofer
Schneiden und Schweißen von
Aluminiumwerkstoffen mit
Festkörperlasern für den Karosseriebau

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW

Herausgegeben von

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

Institut für Strahlwerkzeuge (IFSW)

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

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

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

Schneiden und Schweißen von Aluminiumwerkstoffen mit Festkörperlasern für den Karosseriebau

Von Dr.-Ing. Andreas Bachhofer
Universität Stuttgart



Herbert Utz Verlag · Wissenschaft
München

D 93

Als Dissertation genehmigt von der Fakultät für Konstruktions- und Fertigungstechnik
der Universität Stuttgart

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos

<p>Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme</p> <p>Ein Titeldatensatz für diese Publikation ist bei Der Deutschen Bibliothek erhältlich</p>

Zugleich: Dissertation, Stuttgart, Univ., 2000

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

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2000

ISBN 3-89675-881-0

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München
Tel.: 089/277791-00 – Fax: 089/277791-01

Kurzfassung

In der Arbeit werden Lösungen für die Anwendung von Festkörperlasern hoher Strahlleistung an Aluminiumblechen entwickelt, wie sie im Bereich der Kraftfahrzeugherstellung mit großen Produktionszahlen und dementsprechend kurzen Taktzeiten aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten gefordert werden. Dabei werden ausgehend von typischen Anwendungsbeispielen für den Karosserieleichtbau die Laserstrahlschneidbarkeit und die -schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen im Hinblick auf hohe Prozeßsicherheit behandelt. Für die Untersuchungen wird ein Nd:YAG-Festkörperlaser mit 4 kW Strahlleistung eingesetzt. Es werden Blechdicken beim Schneiden zwischen 0,8 und 6 mm und beim Schweißen bis zu 3 mm untersucht. Anhand der vorgestellten Ergebnisse erscheinen karosserietypische Laseranwendungen zum Schneiden und Schweißen von Aluminium machbar.

Der Schneidprozeß wird durch Parameter wie Laserstrahlleistung, Fokuslage, Schneidgeschwindigkeit, Arbeitsabstand der Düse und Schneidgasdruck, aber auch durch Werkstoffparameter wie Legierungszusammensetzung, Werkstückdicke und Schneidgasart maßgeblich bestimmt. Randbedingungen und Grenzen für das Laserstrahlschmelzschnitten bzw. -brennschneiden von Aluminium werden aufgezeigt. Der Einfluß von Schneidwinkelauslenkungen des Laserstrahls in und orthogonal zur Schneidrichtung auf die Schnittqualität wird diskutiert. Schneidvorgänge an unbeschichteten und oberflächenveredelten Aluminiumlegierungen werden untersucht. Erreichbare Schneidleistungen an Blechdicken bis zu 6 mm werden aufgezeigt. Besonderheiten für das Trennen von Außenhautteilen werden vorgestellt.

Beim Schweißprozeß zeigt sich, daß neben Schweißgeschwindigkeit und Fokuslage relativ zum Werkstück die Schweißtiefe eine maßgebliche Rolle hinsichtlich des Prozeßwirkungsgrades spielt. Der Einfluß des Schweißzusatzes auf die Nahtqualität bei großen Fügespaltweiten wird untersucht. Geometrische Bedingungen wie Flanschlänge, Schweißposition, Schweißwinkel sowie Gas- und Schweißzusatzführung werden für unterschiedliche Stoß- und Nahtformen hinsichtlich der Nahtqualität diskutiert. Zur Beschreibung der Rißbildung bei geringen Flanschbreiten und niedrigen Schweißgeschwindigkeiten wird eine an die Statik angelehnte Modellvorstellung entwickelt.

Im Hinblick auf die Nahtausbildung beim Schweißen wird eine qualitativ beschreibende Modellvorstellung angegeben, die vom Einfluß der Oberflächenspannung und Schmelzbadströmung ausgeht. Während die Höhe der Oberflächenspannung in erster Linie über die Rauheit der Nahtoberfläche entscheidet, führen die durch den Temperaturgradienten der Oberflächenspannung erzeugten thermokapillaren Schmelzbadströmungen entsprechend den entwickelten Modellvorstellungen zu Unterschieden hinsichtlich der Prozeßsicherheit, wie Schweißnahtfehlstellen (Schmelzauswürfe) und Poren (Gas- und Prozeßporen), sowie der Nahtquerschnittsform (Tiefe, Breite). Die Ergebnisse sind dabei von der Legierungszusammensetzung, der Schutzgasart sowie von der Stoß- und Nahtform abhängig. Mit diesen Modellvorstellungen sind alle Nahtquerschnittsformen bzw. die Nahtrauhigkeit sowie die von der Schmelzbadströmung abhängige Prozeßsicherheit und Porenbildung zu interpretieren. Die entwickelten Modellvorstellungen bilden die Grundlage für ein tieferes Verständnis der Vorgänge beim Laserstrahl-Schweißprozeß an Aluminium.

Abstract

The thesis focuses upon the development of practical solutions for high power Nd:YAG laser applications in aluminum car body manufacturing with its capability for high production rates and short cycle times. Typical applications in lightweight car body construction are discussed and parameters for high process stability laser cutting and welding are determined. In the research a Nd:YAG laser with a maximum output power of 4 kW was used to cut aluminum sheet metal in thicknesses between 0.8 and 6.0 mm, and to weld thicknesses of up to 3.0 mm. Based upon the presented results, laser cutting and welding applications in aluminum body construction appear not only feasible but production ready.

The thesis analyzes work ranges and limiting factors for aluminum laser cutting and the effect of cutting angles on the trim edge quality. In aluminum laser cutting, the process is predominantly determined by parameters such as laser beam power, focus position, cutting speed, distance of the cutting nozzle to the work piece and gas pressure. Also relevant are alloy composition, workpiece thickness, coating type and cutting gas composition. Obtainable cutting performances are documented and characteristics for the cutting of outer skin parts, both with and without coatings, are presented.

The process efficiency of aluminum laser welding mainly depends upon welding depth but is also influenced by welding speed and focus position relative to the work piece. Geometrical conditions such as flange length, welding position and welding angle, as well as shielding gas and weld wire positioning have a great impact on the weld quality of various weld configurations. The effect of filler wire on the weld quality for applications where large gaps exist between work pieces is also discussed. A theoretical model based upon statics is developed to describe the circumstances of hot cracks at joints with short flanges and when welding with low speeds.

In regards to the weld cross-sectional formation, another theoretical model is introduced. The model is based upon the effect of surface tension and the melt flow in the weld pool, which are both dependant on alloy and shielding gas composition, as well as weld condition. The surface tension influences the roughness of the weld surface, while the thermocapillary flow of the weld pool currents determine the stability of the welding process, impacting the occurrence of weld defects (puddle ejections and blow holes), pores (gas and process pores) and determining the cross-sectional shape of the weld (depth and width). The developed model reveals the inter-relationship between the various weld defects. It provides a much better understanding of the aluminum laser welding process and thus represents the basis for future research on this subject.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	5
Abstract.....	7
Abkürzungen und Formelzeichen.....	10
1 Einleitung	14
2 Stand der Kenntnisse.....	15
2.1 Karosserieleichtbau	15
2.2 Aluminiumwerkstoffe und deren Verarbeitung.....	20
2.2.1 Formgebung.....	20
2.2.2 Oberflächen- und Korrosionsschutz	21
2.2.3 Trenntechnik.....	25
2.2.4 Fügetechnik	26
2.3 Lasermaterialbearbeitung	29
2.3.1 Strahlpropagation und -fokussierung.....	29
2.3.2 Prozeßwirkungsgrade	32
2.3.3 Laserstrahlschneiden	37
2.3.4 Laserstrahlschweißen.....	39
3 Aufgabenstellung und Zielsetzung.....	41
4 Versuchstechnik	43
4.1 Versuchseinrichtungen	43
4.1.1 Lasersystemkomponenten.....	43
4.1.2 Führungsmaschinen.....	47
4.1.3 Spanntechnik	49
4.1.4 Meßeinrichtungen.....	50
4.2 Versuchswerkstoffe	53
4.2.1 Grundwerkstoffe.....	53
4.2.2 Schweißzusätze.....	53
4.2.3 Gase	53
4.2.4 Lacke	54
4.2.5 Dichtstoffe.....	54
4.3 Versuchsdurchführung	54
4.4 Versuchsauswertung.....	56
4.4.1 Schnittqualität.....	56
4.4.2 Schweißnahtqualität	59
4.4.3 Bauteilqualität.....	62
5 Laserstrahl-Schneidbarkeit von Aluminium	64
5.1 Laserstrahl-Schneidanwendungen für den Karosseriebau.....	64

5.2	Laserstrahl-Schneidmöglichkeit.....	67
5.2.1	Prozeßparameter.....	67
5.2.2	Gasparameter.....	70
5.2.3	Werkstoffparameter.....	76
5.2.4	Randbedingungen für das Laserstrahl-Brennschneiden	79
5.2.5	Theoretische Näherungen für die Prozeßparameter	82
5.3	Laserstrahl-Schneidsicherheit	90
5.3.1	Schneidkontur	90
5.3.2	Schneidposition.....	91
5.3.3	Schneidwinkel	91
5.4	Laserstrahl-Schneideignung	97
5.4.1	Schnittqualität an unbeschichteten Blechen und Strangpreßprofilen.....	98
5.4.2	Schnittqualität an oberflächenveredelten Blechen und Strangpreßprofilen ..	102
5.5	Auswertende Zusammenfassung.....	110
6	Laserstrahl-Schweißbarkeit von Aluminium	112
6.1	Laserstrahl-Schweißanwendungen für den Karosseriebau	112
6.2	Laserstrahl-Schweißmöglichkeit.....	117
6.2.1	Prozeßparameter.....	117
6.2.2	Gasparameter.....	119
6.2.3	Schweißzusatz	122
6.2.4	Grundwerkstoffparameter	124
6.2.5	Theoretische Näherungen für die Prozeßparameter	126
6.3	Laserstrahl-Schweißsicherheit	129
6.3.1	Fügespaltweite.....	129
6.3.2	Flanschlänge.....	130
6.3.3	Schweißposition	138
6.3.4	Schweißwinkel	138
6.3.5	Gasführung	141
6.3.6	Schweißzusatzführung	143
6.4	Laserstrahl-Schweißbeignung	146
6.4.1	Schweißnahtausbildung	146
6.4.2	Schweißnahtporosität	155
6.4.3	Schweißnaht Härte	158
6.4.4	Schweißnahtfestigkeit	160
6.5	Auswertende Zusammenfassung.....	164
7	Zusammenfassung	166
8	Literatur	168
9	Anhang.....	180

Abkürzungen und Formelzeichen

Die Angabe der Formelzeichen erfolgt gemäß DIN 1304 [1]. Ihre Verwendung orientiert sich an den Normen DIN 8563 Teil 11 [2], DIN EN ISO 11145 [3] und DIN EN 26520 [4].

Formelzeichen	Bedeutung	SI-Einheit
a	Konstante der Exponentialfunktion	
a_B	Konstante der Exponentialfunktion für Brennschneiden	
a_c	Arbeitsabstand zwischen Schneiddüse und Werkstück	mm
a_S	Konstante der Exponentialfunktion für Schmelzschnitten	
a_w	Arbeitsabstand zwischen Schutzgasdüse und Werkstück	mm
b	Konstante der Exponentialfunktion	
b_B	Konstante der Exponentialfunktion für Brennschneiden	
b_c	Schnittfugenbreite	mm
b_F	Flanschbreite	mm
b_S	Konstante der Exponentialfunktion für Schmelzschnitten	
b_W	Nahtbreite	mm
c_{pm}	Spezifische Wärmekapazität bei Schmelztemperatur	J/(kg * K)
c_{po}	Spezifische Wärmekapazität bei Raumtemperatur	J/(kg * K)
c_T	Torsionssteifigkeit	N * m/°
c_S	Schwellfestigkeitsverhältnis	
c_W	Wechselsteifigkeitsverhältnis	
d_D	Drahtdurchmesser	mm
d_G	Düsendurchmesser der Schneiddüse	mm
d_f	Fokusedurchmesser	mm
d_o	Strahltaillendurchmesser	mm
d_S	Übergangsdurchmesser zwischen Draht und Tröpfchen	mm
d_W	Schweißnahttiefe	mm
f	Brennweite der Fokussierlinse	mm
f_k	Brennweite der Kollimationslinse	mm
$f_{max,i}$	Flanschauswanderung im Lastfall i	µm
h_B	Barthöhe	mm
h_m	Spezifische Schmelzenthalpie	J/kg
k_f	Isotropenexponent	
k_f	Fließspannung	N/m ²
l_c	Schnittlänge	mm
l_m	Schmelzbadlänge	mm
l_{SF}	Schneidfrontlänge	mm
l_z	Zylindrische Austrittslänge der Schneiddüse	mm
m_k	Karosseriemasse ohne Verglasung	kg
n	Rillennachlauf	mm
p_G	Gasdruck in der Düsenvorkammer	MPa
p_o	Umgebungsdruck	MPa

Formelzeichen	Bedeutung	SI-Einheit
q	Strahlparameterprodukt	mm * mrad
r	Anschmelzradius	mm
s	Blechdicke	mm
s_{\angle}	Schneidfrontlängenäquivalente Blechdicke	mm
$s_{c,B}$	Trennbare Blechdicke beim Brennschneiden	mm
$s_{c,S}$	Trennbare Blechdicke beim Schmelzschnitten	mm
$s_{c,SH}$	Trennbare Blechdicke beim Hochdruck-Schmelzschnitten	mm
t_T	Taktzeit	s
u	Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz	mm
v_c	Schneidgeschwindigkeit	m/min
$v_{c,B}$	Schneidgeschwindigkeit beim Brennschneiden	m/min
$v_{c,S}$	Schneidgeschwindigkeit beim Schmelzschnitten	m/min
$v_{c,SH}$	Schneidgeschwindigkeit beim Hochdruck-Schmelzschnitten	m/min
v_D	Drahtvorschubgeschwindigkeit	m/min
v_G	Gasgeschwindigkeit	m/min
v_{Ox}	Oxidationsgeschwindigkeit	m/min
v_w	Schweißgeschwindigkeit	m/min
y	Abstand zur Schmelzkannte	mm
z_f	Fokustiefe bzw. Rayleigh-Länge	mm
A	Absorptionsgrad	
A_k	Aufstandsfläche	m ²
A_D	Querschnittsfläche der Schneiddüsenöffnung	mm ²
A_W	Nahtquerschnittsfläche	mm ²
D	Strahldurchmesser auf der Fokussierlinse	mm
E	Elastizitätsmodul	MPa
F	Fokussierzahl	
F_A	Dauerfestigkeitsamplitude	N
F_S	Schwellfestigkeitsamplitude	N
F_{stat}	Maximale statische Zugfestigkeit	N
F_W	Wechselfestigkeitsamplitude	N
G_L	Leichtbaugüte	kg * °/(N * m ³)
H_m	Spezifischer Wärmebedarf	J/mm ³
H_{Ox}	Reaktionswärme des Oxidationsprozesses	J/mm ³
HV	Vickershärte	
K	Strahlqualitätszahl (K-Zahl)	
KTL	Kathodische Tauchlackierung	
L	Lorentz'sche Zahl	V ² /K ²
L_m	Wärmeleitfähigkeit	W/(m * K)
M	Molmasse	g/mol
M_{σ}	Mittelspannungsempfindlichkeit	
N	komplexer Brechungsindex	

Formelzeichen	Bedeutung	SI-Einheit
N_G	Grenzwahrschingspielzahl	
P_A	Eingekoppelte Strahlleistung	W
Pe	Peclet-Zahl	
P_L	Laserstrahlleistung am Resonator	W
P_N	Nutzleistung	W
P_{Ox}	Oxidationsleistung	W
P_V	Verlustleistung	W
P_W	Laserstrahlleistung am Werkstück	W
P_W/d_f	Spezifische Leistung	W/mm
Q	Strahlqualitätszahl	mm * mrad
R	Spannungsverhältnis	
R_i	Individuelle Gaskonstante	J/(kg * K)
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{m,G}$	Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes	MPa
$R_{m,N}$	Zugfestigkeit der Schweißnaht	MPa
$R_{p\ 0,2}$	Streckgrenze	MPa
R_z	Gemittelte Rauhtiefe	µm
T	Temperatur	K
$T_{E,a}$	Temperatur an der Erstarrungsfront, Flanschaußenkante	K
$T_{E,i}$	Temperatur an der Erstarrungsfront, Flanschinnenkante	K
T_G	Gastemperatur in der Düsenvorkammer	K
T_o	Umgebungstemperatur	K
T_m	Schmelztemperatur	K
$T_{S,a}$	Temperatur an der Schmelzfront, Flanschaußenkante	K
$T_{S,i}$	Temperatur an der Schmelzfront, Flanschinnenkante	K
T_V	Verdampfungstemperatur	K
\dot{V}_G	Gasdurchflußmenge	NI/h
V_c	Schnittvolumen	mm ³
V_c/l_c	Spezifisches Schnittvolumen	mm ³ /mm
\dot{V}_{ox}	Pro Zeiteinheit oxidiertes Schmelzvolumen	mm ³ /s
V_T	Tröpfchenvolumen des geschmolzenen Drahtes	mm ³
W	Nahtfüllfaktor	mm ³ /mm
WEZ	Wärmeeinflußzone	
X	Normierte Laserleistung	
Y	Normierte Geschwindigkeit	
α	Strahleinfallswinkel zur Oberflächennormalen in Vorschubrichtung	°
α_c	Neigungswinkel der Schneidfront	°
$\alpha_{c,\perp}$	Neigungswinkel der Schneidfront bei orthogonaler Einstrahlung	°
α_T	Wärmeausdehnungskoeffizient	1/K
α_{\angle}	Strahlöffnungswinkel	°
β	Strahleinfallswinkel zur Oberflächennormalen quer zur Vorschubrichtung	°

Formelzeichen	Bedeutung	SI-Einheit
β_i	Regressionskoeffizient	
γ	Drahtzuführungswinkel	°
ε_{el}	Elastische Dehnung	
ε_p	Plastische Dehnung	
ε_{th}	Wärmedehnung	
λ	Wellenlänge der Laserstrahlung	m
η_P	Prozeßwirkungsgrad	
η_A	Einkoppelgrad	
η_{th}	Thermischer Wirkungsgrad	
ρ	Spezifischer elektrischer Widerstand	$\Omega \cdot m$
ρ_G	Dichte des Gases	kg/m^3
σ_A	Spannungsamplitude	MPa
σ_l	Längsspannung	MPa
σ_m	Mittelspannung	MPa
σ_o	Oberflächenspannung	mN/m
σ_S	Schwellfestigkeit	MPa
σ_W	Wechselfestigkeit	MPa
Δz	Fokuslage	mm
ΔG	Freie Reaktionsenthalpie	J/mol
ΔG_o	Gibbs'sche Bildungsenthalpie	J/mol
ΔH	Reaktionsenthalpie	J/mol
ΔS	Reaktionsentropie	J/(mol * K)
Θ_f	Divergenzwinkel des fokussierten Strahls	mrاد
Θ_o	Divergenzwinkel des unfokussierten Strahls	mrاد

1 Einleitung

Die Entwicklung von Fahrzeugen – und damit auch von Kraftfahrzeugen für den Straßenverkehr – orientierte sich stets an Zielen wie Sicherheit, Komfort und Ökologie. Dienen Sicherheit und Komfort der Gesundheit des Menschen und haben bereits ein hohes Niveau erreicht, stellt die Ökologie der Fahrzeugentwicklung vor dem Hintergrund knapp werdender Ressourcen noch ein weites Entwicklungsfeld dar. Erste Ansätze in Richtung ökonomischer Antriebskonzepte und konsequenter Karosserie-Leichtbau (z. B. Space-Frame-Technologie) sind bereits in die Geschichte des Automobilbaus eingegangen. Weitere Schritte sind zu vollziehen, um auch weiterhin den Marktanforderungen zu genügen und dabei gesetzliche Vorgaben nachweisen zu können. Die im Rahmen des Karosserie-Leichtbaus eingeführten neuen Werkstoffe stellen in der Regel höhere Anforderungen an die Produktionstechnologie und Qualitätssicherung, denen entsprechend begegnet werden muß.

Im Bereich der Verbindungstechnik lassen sich mit den konventionellen Füge Techniken die hohen Anforderungen an die Verbindungsqualität in vielen Fällen nicht erfüllen. Dies hat in den vergangenen Jahren zu erheblichen Entwicklungsanstrengungen im Bereich sowohl dieser als auch neuer Fügeverfahren geführt. Insbesondere die mechanischen Füge Techniken (Durchsetzfügen und Nieten) sind dabei für die Massenfertigung neu entdeckt, weiterentwickelt und damit in ihrem Anwendungsspektrum deutlich erweitert worden [5]. Im Bereich der schmelzschweißenden Fügeverfahren war vor allem das Laserstrahlschweißen von Aluminium Gegenstand umfangreicher Untersuchungen.

Ein hohes Innovationspotential und die Tauglichkeit für den Großserieneinsatz hat der Laser bei Stahlwerkstoffen schon vor Jahren erfolgreich bewiesen [6]. Dagegen ist die Laserschweißtechnik bei Aluminium aufgrund der bisher mangelnden Prozeßsicherheit und der im allgemeinen deutlichen Kostennachteile gegenüber konventionellen Techniken nur in Einzelfällen industriell umgesetzt worden. Hier ist weitere Abklärung erforderlich, die die Gesamtbearbeitung von Aluminiumwerkstücken – vom Trennen über Fügen bis hin zur Oberflächenbehandlung – einbezieht.

Wesentliche Fortschritte im Hinblick auf hohe Prozeßsicherheit wurden insbesondere durch Festkörperlaser mit hohen Strahlleistungen ($> 2,5 \text{ kW}$) sowie durch neue Verfahrenstechniken (Zweistrahlschweißtechnik) erzielt [7]. Die bisherigen Entwicklungen konnten jedoch keinen Beitrag zur Reduzierung der Kostendifferenz zwischen Lasertechnik und konventioneller Schweißtechnik leisten.

Vor diesem Hintergrund befaßt sich die vorliegende Arbeit unter Anwendung der gewonnenen prozeßbestimmenden Parameter mit der Laserstrahl-Schneidbarkeit und -Schweißbarkeit von Aluminiumwerkstoffen. Ausgehend von typischen Anwendungsbeispielen für den Karosseriebau werden dabei grundlegende Untersuchungen zu diesem Themenkreis vorgestellt. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse bieten Lösungen, die die laserprozeß- und werkstoffspezifischen Eigenschaften berücksichtigen und somit eine direkte praktische Umsetzung im Karosseriebau ermöglichen.

2 Stand der Kenntnisse

2.1 Karosserieleichtbau

Zu Beginn seiner Entwicklung war das Automobil ein Privileg für Wohlhabende. Durch neue Fertigungsverfahren konnte Anfang dieses Jahrhunderts der Massenmarkt erschlossen werden [8]. Im Zuge dieser Entwicklung verlor die Eisenbahn als traditionelles Fortbewegungsmittel sehr schnell an Bedeutung. Gleichzeitig etablierte sich der automobiler Individualverkehr [9]. Mit der steigenden Zahl an Kraftfahrzeugen ging ein Ausbau der befestigten Verkehrswege sowie die Entwicklung abgestimmter Verkehrskonzepte einher, deren Ziel es war und ist, den Verkehrsfluß aufrechtzuerhalten [10].

Die große Verbreitung von Kraftfahrzeugen zeigte Auswirkungen auf die Gesellschaft und führte zu einer ständig wachsenden Bedeutung des Individualverkehrs. Mit dem hohen Nutzungsgrad ergaben sich zwangsläufig höhere Anforderungen an das Automobil, denen bei der Fahrzeugentwicklung Rechnung getragen werden mußte. Zu jeder Zeit orientierten sich die Ziele einer Fahrzeugentwicklung deshalb an den jeweiligen gesellschaftspolitischen Randbedingungen oder wurden von diesen z. B. durch gesetzliche Vorschriften direkt bestimmt. Dabei lassen sich die Entwicklungsziele im wesentlichen unter folgenden drei Gesichtspunkten zusammenfassen:

- Sicherheit,
- Komfort,
- Ökologie.

Das Entwicklungsziel *Sicherheit* berücksichtigt sowohl die Betriebssicherheit im normalen Fahrbetrieb als auch die Insassensicherheit beim Crash. Neben dem sicheren Transport von A nach B fordert der Kunde auch die Annehmlichkeiten und Hilfestellungen, die den individuellen Transport bequem machen und ein entspanntes Reisen ermöglichen. Die daraus resultierenden Entwicklungsziele lassen sich unter dem Begriff *Komfort* zusammenfassen. Dabei sind die individuellen Nutzungen ebenso zu berücksichtigen wie die unterschiedlichen Ausprägungen im Lebensstil der Kunden. Somit schließt dieses Ziel eine Selbstbestimmung über die Art und Weise der Fortbewegung ein, die durch das Angebot an Agilität bestimmt wird. Das Entwicklungsziel *Ökologie* umfaßt die Forderungen nach Kraftstoffwirtschaftlichkeit und Emissionsarmut.

Wie die Entwicklung der vergangenen Jahrzehnte gezeigt hat, konnten in allen drei genannten Bereichen Fortschritte erzielt werden. Die größten Progressionen wurden in bezug auf Sicherheit und Komfort erreicht, die im wesentlichen auf verschärfte Bauvorschriften zurückzuführen sind [11]. Diese Entwicklung hat bei praktisch allen Fahrzeugen zu einer erheblichen Gewichtszunahme geführt, die mit Blick auf ihr ursächliches Entstehen als Gewichtsspirale bezeichnet wird. Diese Gewichtszunahme konnte bislang durch die parallel laufende Weiterentwicklung der Verbrennungsmotoren sowie durch geringere Luftwiderstandsbeiwerte ausgeglichen werden, so daß sich eine insgesamt nur geringfügig höhere Kraftstoffwirtschaftlichkeit ergab.

Die große Verbreitung von mit Verbrennungsmotoren betriebenen Individualverkehrsmitteln zeigte schon sehr früh negative Auswirkungen auf Mensch und Natur. Die eingetretenen bzw. absehbaren Umweltschäden haben in den vergangenen Jahren die Ökologie verstärkt in das öffentliche Bewußtsein gerückt und zu einem Wandel der gesellschaftspolitischen Randbedingungen geführt. Diese haben zum Teil Eingang in gesetzliche Regelungen gefunden, woraus für die Industrie der Anspruch erwachsen ist, die ökologische Genese der Fahrzeugtechnik verstärkt voranzutreiben und als maßgebliches Entwicklungsziel festzuschreiben. Dies ist der Grund dafür, daß die Entwicklung verbrauchs- und emissionsärmerer Fahrzeuge seit einigen Jahren mit Nachdruck verfolgt wird.

Während für die kraftstoffmengenspezifische Schadstoffemission ausschließlich das Antriebsaggregat als Optimierungskriterium genannt werden kann, müssen zur Reduzierung des Kraftstoffverbrauches alle Fahrzeugkomponenten beitragen. Dem dabei entstehenden Zielkonflikt zwischen sicherheits- und komfortbedingter Gewichtszunahme einerseits und ökonomischem Kraftstoffverbrauch andererseits, muß mit wirksamen Lösungen begegnet werden. Nach Kallina et al. [12] kann dieser Zielkonflikt nur durch eine individuelle und intelligente Kombination von Methodik, Verfahren und Werkstoff vor dem Hintergrund von Kosten, Funktionalität und Kundenrelevanz gelöst werden.

Die Physik bietet folgende Prinzipien, um die Kraftstoffwirtschaftlichkeit zu steigern:

- Reduzierung des Fahrwiderstandes;
- Höherer Wirkungsgrad bei der Kraftstoffumsetzung und der Kraftübertragung;
- Minimierung der angetriebenen und bewegten Massen.

Die den *Fahrwiderstand* bestimmende geometrische Fahrzeuggestalt wird bereits in der Designphase festgelegt. Bei diesem ersten Schritt in der Entwicklungskette kann durch eine aerodynamische Fahrzeuggeometrie praktisch kostenneutral ein wesentlicher Beitrag zu höherer Kraftstoffwirtschaftlichkeit geleistet werden.

Im Hinblick auf die *Kraftstoffumsetzung*, kann ein höherer Wirkungsgrad des Antriebsaggregates durch neue Prozeßführungen, wie z. B. Direkteinspritzung, erreicht werden. Um die Verluste bei der *Kraftübertragung* möglichst gering zu halten, gilt als vorrangiges Entwicklungsziel sowohl für Motor wie auch Antriebsstrang, bewegte Massen und Reibungsverluste zu minimieren.

Zur Umkehr der steigenden Gewichtsspirale, ist nach Timm et al. [13] ein neues technisches Gesamtkonzept erforderlich. Dabei ist primär das Fahrzeugesamtgewicht zu verringern, um den Durchbruch zu lohnenswerten Sekundärmaßnahmen zu erreichen.

Bei dieser Reduzierung des Fahrzeugesamtgewichtes müssen alle Komponenten eines Fahrzeuges einbezogen werden. In erster Näherung läßt sich anhand der prozentualen Gewichtsverteilung abschätzen, welche Komponenten die größten Potentiale bieten. Wie Bild 1 verdeutlicht, bestimmen insbesondere Karosserie und Fahrwerk das Gesamtgewicht eines Fahrzeuges und besitzen somit auch die nominell größten Potentiale für Gewichtseinsparungen.

Die Gewichtsreduktion der Karosserie nimmt somit eine Schlüsselfunktion im Leichtbau ein. Dabei stellt sie die anspruchsvollste Herausforderung dar, da Sicherheit, Fahrkomfort und

Betriebsfestigkeit nicht beeinträchtigt werden dürfen. Im folgenden wird deshalb exemplarisch für diese Fahrzeugkomponente das Leichtbaupotential aufgezeigt.

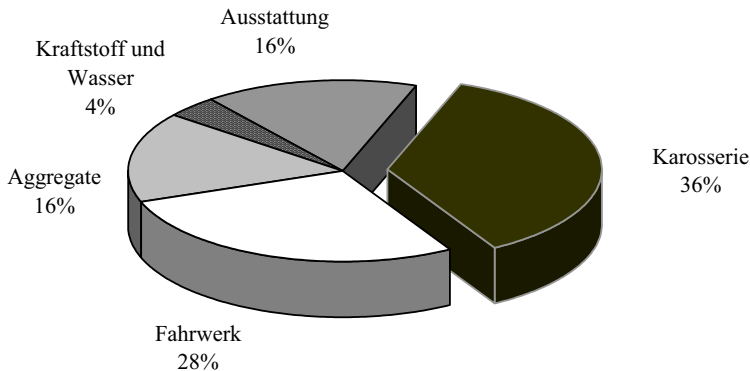


Bild 1: Charakteristische Gewichtsverteilung in einem Automobil der Mittelklasse [14]

Ziele und Strategien im Karosserieleichtbau

Da das Fahrzeuggewicht als einzige Größe keine Basis für den Vergleich von Fahrzeugen unterschiedlicher Klassen darstellt, wurde von Braess [15] eine einfache Abschätzung eingeführt, die als *Leichtbaugüte* bezeichnet wird. Sie ist definiert als

$$(1) \quad G_L = \frac{m_K}{c_T * A_K} ,$$

wobei m_K die Masse der Karosserie ohne Verglasung, c_T die Torsionssteifigkeit mit Verglasung und A_K die Aufstandsfläche, d. h. das Produkt aus Radstand und Spurweite, ist. Als Ziel des Leichtbaus kann dementsprechend eine möglichst kleine Leichtbaugüte gelten.

Für die Umkehr der Gewichtsspirale ist deshalb die Nutzung von Leichtbaupotentialen zwingend erforderlich. Doch was ist Leichtbau? Nach der Definition von Leyer [16] ist „Leichtbau gekennzeichnet durch die äußerst zurückhaltende Art, mit der bei der Verteilung von Werkstoffen im Bauteil vorgegangen wird“. Dementsprechend kann das von Hertel [17] formulierte *Grundgesetz des Leichtbaus* verstanden werden, in dem es heißt: „Das Gewichtsminimum des Ganzen ist nur dadurch zu erreichen, daß jedes Einzelteil nur ein Minimum erfordert oder zum Minimum einer größeren Einheit optimal beiträgt“.

Anhand dieser Definitionen läßt sich die unterschiedliche Prägung des Begriffes Leichtbau sehr gut verdeutlichen. Während sich Leyer mit seiner Formulierung sehr eng an der Konstruktion des Bauteils orientiert, zeigt Hertel die Bedeutung des Bauteilgewichtes auf, das entscheidend von der spezifischen Masse des eingesetzten Werkstoffes und vom Zusammenwirken mit

anderen Einzelteilen bestimmt wird. Die unterschiedlichen Prägungen des Begriffes Leichtbau finden sich heute als „Formleichtbau“ (nach Leyer) und „Stoffleichtbau“ (nach Hertel) wieder. Eine strikte Trennung dieser Bereiche ist jedoch nicht möglich, da werkstoffabhängig unterschiedliche konstruktive Randbedingungen einzuhalten sind, die für die belastungsgerechte Bauteilgestaltung zu berücksichtigen sind.

Eine daraus ableitbare Leichtbaustrategie für Karosserie, Aufbau und Komponenten muß deshalb vor allem von einer sorgfältigen Klassifizierung der betroffenen Fahrzeugteile und Elemente getragen sein. Daneben muß die gesamtheitliche Bewertung der durch die Leichtbaupotentiale verursachten Mehrkosten und des entstehenden Nutzens für Kunden und Umwelt betrachtet werden.

Als sinnvoll gilt nach Petri [18] in diesem Zusammenhang die Orientierung an der Funktion, der Belastung und den optischen Anforderungen an die zu betrachtenden Teile. So können Teile, die weder eine tragende Funktion besitzen, noch besonderen Korrosionsbelastungen ausgesetzt sind oder hohen optischen Anforderungen genügen müssen, unmittelbar aus leichten Werkstoffen gefertigt werden.

In abgestuften Schritten bezüglich der Anforderungen steigen dann sowohl der Aufwand als auch die technischen Herausforderungen für die Umsetzung von Leichtbaukonzepten. Teile mit höchsten Anforderungen an Optik und Korrosionsverhalten, wie beispielsweise Außenhautteile, sind hier besonders kritisch zu betrachten. Bei jeglichen Innovationen haben aber an allen sicherheitsrelevanten Teilen die Forderungen nach Sicherheit, Verarbeitung und Qualität absoluten Vorrang gegenüber möglicherweise erzwungenen Leichtbauanwendungen.

Leichtbau ist also kein Zufallsprodukt sondern muß strategisch beabsichtigt sein und individuell geplant werden. Dabei werden in der Konzeptionsphase Gewichtsziele für die Gesamtstruktur definiert, die auf die einzelnen Fahrzeugteile umgelegt werden und das individuelle Entwicklungsziel definieren. Die Gewichtsentwicklung wird entsprechend dem Entwicklungsfortschritt analysiert und fortgeschrieben. Auf Grundlage dieser Daten können gegebenenfalls Korrekturmaßnahmen, wie beispielsweise die Änderung von Werkstoffqualität oder -art, eingeleitet werden, und somit kann schon in einem sehr frühen Entwicklungsstadium die Erreichung des gesetzten Ziels sichergestellt bzw. entsprechende Zielabweichungen berücksichtigt werden. Nach Matthias et al. [19] muß dabei sowohl für jedes Bauteil wie auch für die Gesamtstruktur der Zielkonflikt zwischen Funktion, Konstruktion, Werkstoff und Fertigung konstruktiv gelöst werden. Als entscheidender Faktor für den Leichtbau und wesentliches Unterscheidungskriterium zum herkömmlichen Karosseriebau kann das wesentlich größere und sich kontinuierlich erweiternde Werkstoffspektrum gelten. Welche Möglichkeiten und Grenzen sich hierbei ergeben, soll im folgenden skizziert werden.

Werkstoffe für den Karosserieleichtbau

Sowohl Hillmann et al. [20] wie auch Schaller et al. [21] kommen zum Schluß, daß der Kennwert für den funktionsbezogenen Leichtbau, der Leichtbaugütwert der Karosserie, in den vergangenen Jahren immer kleiner und damit besser geworden ist. Dies ist hauptsächlich auf die höhere Torsionssteifigkeit zurückzuführen, die für die Erfüllung gesetzlicher Regelungen hinsichtlich Crashfestigkeit erforderlich war.

Den Hauptbeitrag hierzu hat neben dem Einsatz von höherfesten Stahlblechen insbesondere die Simulationstechnik geleistet. Erst durch sie war es möglich, Schwingungsverhalten, Torsionssteifigkeit und Crashverhalten auf das heutige Niveau zu verbessern. Nach den Einschätzungen von Kallina et al. [12] wird der Einfluß der Simulationstechnik auf den Leichtbau noch weiter an Bedeutung gewinnen und damit weitere Bereiche der Prozeßkette erreichen, wodurch sich neue Potentiale für den funktionalen Leichtbau erschließen lassen.

Als mögliche Alternativen zum Einsatz von höherfesten und hochfesten Stahlwerkstoffen für den Karosserieleichtbau kommen Leichtmetalle, wie Aluminium und Magnesium, Kunststoffe und Materialverbunde in Frage. In konstruktiver Hinsicht steht beim Einsatz von Leichtmetallen mit Blechwerkstoffen, Druckgußzeugnissen und Strangpreßprofilen eine wesentlich größere Vielfalt an Halbzeugen zur Verfügung, als dies bei den konventionellen Stahlwerkstoffen der Fall ist. Kunststoffe und Kunststoff-Verbundwerkstoffe bieten sowohl hinsichtlich der Bauteilgestaltung wie auch in konstruktiver Hinsicht noch weitere Vorteile.

Unverstärkte *Kunststoffe* finden bereits bei nicht strukturell belasteten Bauteilen, wie beispielsweise Kotflügeln, Anwendung. Um auch Strukturbauteile aus Kunststoff herstellen zu können, müssen sie durch geeignete Fasern verstärkt werden. Dabei gehen nach Zoch [22] die Entwicklungen dahin, durch festere, steifere und mehr gerichtete Fasern die mechanischen Festigkeiten auf ein höheres Niveau zu heben und somit das Material höchst effizient zu nutzen. Hinsichtlich der Produktgestaltung konnten bislang nur die Preßverfahren ihre Großserieneignung nachweisen, deren Einsatz sich bei gerichteten Fasern jedoch ausschließt. Nach Burgert et al. [14] steht für die Herstellung langfaserverstärkter Kunststoffe bislang noch kein großserientaugliches Fertigungsverfahren zur Verfügung, weshalb sich ihre Anwendung auf Einzelanfertigungen, wie beispielsweise im Motorsport, beschränkt.

Magnesium wird derzeit ausschließlich als Gußteil verwendet, wo es sich in hohem Maße für hochintegrierende Bauteile eignet, bei denen gleichzeitig hohe mechanische Festigkeit und geringes Gewicht gefordert sind. In solcher Funktion wird dieser Werkstoff vorwiegend im Ausstattungsbereich eingesetzt, findet jedoch auch bei Anbauteilen der Karosserie zunehmend Anwendung. Aufgrund der niedrigen Oberflächenqualitäten bleibt ihm der Einsatz im Außenhautbereich bislang jedoch versagt.

Aufgrund seines hohen Leichtbaupotentials und der grossen Vielfalt verfügbarer Halbzeuge hat *Aluminium* eine besondere Bedeutung für den Karosserieleichtbau erlangt. Der beim Einsatz dieses Werkstoffes größere technische Aufwand in der Fertigung führt jedoch zu höheren Kosten bei der Herstellung der Karosserie. Die damit zwangsläufig verbundene Verteuerung des Fahrzeuges hat negative Auswirkungen auf das Kosten/Nutzen-Verhältnis für den Kunden.

Nach derzeitigem Entwicklungsstand ist der Leichtbau für die Großserie deshalb in vielen Bereichen nach wie vor auf die Verwendung von Stahl angewiesen. Abhängig von den Weiterentwicklungen auf den Gebieten Werkstoff, Formgebung und Fügetechnik können die strukturspezifischen Anforderungen auch von diesen oder anderen Werkstoffen in ausreichendem Umfang erfüllt werden und erlauben somit deren Einsatz im Karosserieleichtbau der Zukunft.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, daß Stahl, Aluminium, Magnesium, Kunststoffe und Verbundwerkstoffe unter Beachtung des aus Technologie, Ökonomie und Ökologie

gebildeten Spannungsverhältnisses berechtigt ihren eigenständigen Platz im Karosseriebau haben werden. Aufgrund der Verfügbarkeit geeigneter Werkstoffe sowie der Beherrschung der Fertigungstechnologie für die Großserienfertigung werden Stahl und Aluminium auf absehbare Zeit die dominierende Rolle im Karosserieleichtbau spielen. Dabei wird der Anteil von Aluminium parallel mit der Verfügbarkeit größerientauglicher Fügeverfahren wachsen und sich einen erheblichen Anteil im Werkstoffäther des Karosseriebaus sichern.

2.2 Aluminiumwerkstoffe und deren Verarbeitung

Mit der Einführung neuer Werkstoffe in den Karosseriebau ergeben sich neue Anforderungen an die Produktionstechnologie und die Qualitätssicherung, denen entsprechend begegnet werden muß. In diesem Zusammenhang stellt die Verarbeitung von Aluminiumlegierungen im Fertigungsablauf der Karosserieherstellung im Vergleich zur Stahlausführung deutlich höhere Anforderungen. Beginnend mit der Handhabung der Bleche (Kratzempfindlichkeit) bestehen Erschwernisse bei der Formgebung (eingeschränkte Tiefziehfähigkeit), beim Fügen (eingeschränkter Prozeßparameterbereich), bei der Oberflächenbehandlung (aufwendigere Lackier- vorbehandlung) und bei der Montagevorbereitung (zusätzliche Richtprozesse).

Aufgrund intensiver Forschung konnten in den vergangenen Jahren jedoch erhebliche Fortschritte bei der Verarbeitung dieses Werkstoffes erreicht werden. Die Verarbeitung von Aluminium hat heute ein hohes Niveau erreicht, das es erlaubt, Aluminium bei Kleinserien im Karosseriebau prozeßsicher verarbeiten zu können. Die dabei angewandten Fertigungsverfahren sind jedoch vorwiegend manuell oder teilmechanisiert. Um das Leichtbaupotential dieses Werkstoffes zukünftig auch für zahlenmäßig großvolumige Baureihen mit den gewohnten Taktzeiten technisch umsetzen zu können, sind deshalb noch weitergehende Fortschritte zwingend erforderlich, die das von der Stahlverarbeitung her bekannt hohe Niveau automatisierter Fertigung im Karosserierohbau auch beim Einsatz von Aluminium ermöglicht.

2.2.1 Formgebung

Für die umformtechnische Herstellung der Bauteile sind die Möglichkeiten und Grenzen der Fertigungstechnik sowie die Größserientauglichkeit im wesentlichen bekannt. Ein besonderes Hindernis in der Umformtechnik ist die Kratzempfindlichkeit der Aluminiumoberflächen, was eine vorsichtige Handhabung der Bleche erforderlich macht. Darüber hinaus stellt die im Vergleich zu Stahl deutlich eingeschränkte Tiefziehfähigkeit von Aluminium eine erhebliche Herausforderung dar.

Von eminenter Bedeutung für die Tiefziehfähigkeit der Aluminiumbleche ist deren Oberflächenmorphologie. Nach Akeret [23] bestimmt die Oberflächenbeschaffenheit wesentlich die tribologischen Verhältnisse beim Tiefziehen und damit den Arbeitsbereich der Pressen. Sowohl zu rauhe als auch zu glatte Oberflächen ergeben ungünstige Reibungsbedingungen am Niederhalter. Die Rauheit der Bleche muß deshalb eine spezielle Struktur und ein besonderes Ausmaß aufweisen, die nach Pawelski et al. [24] durch die Rauhtiefe und die Spitzenzahl je Flächeneinheit gekennzeichnet ist. Als zweckmäßig gilt eine feine isotrope Struktur mit einer

hohen Anzahl von Rauigkeitsspitzen. Nach Millet und Vetter [25] haben sich folgende Oberflächenausführungen eingeführt, die diese Forderung in unterschiedlicher Weise erfüllen:

- Mill-finish (anisotrop),
- Iso-mill (stochastisch isotrop) und
- Laser-tex (deterministisch isotrop).

Nach Doege et al. [26] erreicht die Umformbarkeit bei komplexen Formen mit Iso-mill- und Laser-tex-Oberflächen gegenüber der gerichteten Mill-finish-Strukturierung um rund 10 % höhere Werte. Mit Laser-tex-strukturierten Blechen werden aufgrund ihrer deterministischen Rauheit die höchsten Umformgrade erzielt. Trotz der höheren Kosten finden Laser-tex-strukturierte Oberflächen deshalb vorwiegend Anwendung. Da sie neben der Verbesserung der Umformeigenschaften zusätzlich auch höhere Oberflächenqualitäten bei der Lackierung erreichen, ist ihr Einsatz insbesondere bei Außenhautteilen grundsätzlich zu empfehlen.

2.2.2 Oberflächen- und Korrosionsschutz

Im Gegensatz zur Stahlkarosserie, die erst durch eine Lackierung für den Einsatz gebrauchsfähig wird, bedarf Aluminium theoretisch überhaupt keines Oberflächenschutzes. Bei Anwendungen, die keine besonderen Anforderungen an Optik und Verschleiß stellen, kann dies auch technisch umgesetzt werden. Dies gilt beispielsweise für die etablierten Aluminiumanwendungen bei *Aggregaten*, wie z. B. Zylinderblock, Zylinderkopf, Saugrohre, und im *Fahrwerk*, wie z. B. bei Achsträgern. Hier sorgt die natürliche Oxidschicht des Aluminiums für den nötigen Oberflächenschutz, der einen hinreichend langen Betriebseinsatz gewährleistet. Die auftretenden korrosiven Ausblühungen können dabei toleriert werden, da sie praktisch keine Minderung des Gebrauchswertes darstellen. Aus diesem Grund kann der Einsatz von Oberflächenschutzmaßnahmen an Karosserie und Karosserieanbauteilen nicht mit einer mangelnden Korrosionsfestigkeit des Aluminiums, sondern muß vielmehr mit dem Anspruch des Kunden an ein ansprechendes Erscheinungsbild begründet werden.

Die höhere Korrosionsfestigkeit des Aluminiums läßt vermuten, daß sich die Oberflächentechnik bei dieser Werkstoffgruppe einfacher gestaltet als bei Stahlwerkstoffen. Dies ist jedoch nicht der Fall. Im Gegenteil: Aluminium stellt sowohl hinsichtlich des Oberflächenschutzes gegen Korrosion als auch im Hinblick auf die Erzeugung optisch ansprechender Oberflächen höhere Anforderungen an die Schichterzeugung als die konventionell eingesetzten Stahlwerkstoffe. Aufgrund der guten Beschichtungseignung von Stahl sowie der langjährigen Erfahrung bei der Erzeugung optisch ansprechender Oberflächen gilt die bei dieser Werkstoffgruppe erzielte Qualität als Maßstab für die an Außenhaut-Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium erzeugten Oberflächen.

Vorbereitung und Vorbehandlung der Oberflächen

Die Schutzwirkung eines Beschichtungssystems gegen Korrosion wird durch die Art und Qualität der Vorbehandlung bestimmt, die vor dem Auftrag der Beschichtung durchgeführt wird. Bei ungenügender oder ungeeigneter Vorbehandlung kann es zu der von Schick [27]

beschriebenen fadenförmigen Unterwanderung der Beschichtung, der sogenannten *Filiformkorrosion*, kommen. Die durch die Filiformkorrosion teilenthafteten Lackpartien sind im folgenden unmittelbar weiterer Korrosion ausgesetzt, die z. B. beim Einsetzen von Lochkorrosion zum Teil sehr tief in das Material hineinreichen kann.

Die Maßnahmen zur Vorbereitung der Oberfläche gliedern sich in die materialabtragenden Verfahren zur *Oberflächenvorbereitung* und die schichtbildenden Verfahren zur *Oberflächenvorbehandlung*. Nach Grimme und Krüger [28] dient die Oberflächenvorbereitung zur Reinigung und Veränderung der Oberflächengeometrie sowie zur Aktivierung der Metalloberfläche. Dabei unterscheidet man zwischen der Entfernung arteigener Schichten, wie beispielsweise Zunder- oder Oxidschichten, und artfremder Schichten, wie z. B. Fette, Öle oder Beschichtungsreste. Als Oberflächenvorbehandlung werden Maßnahmen zusammengefaßt, die der Passivierung der Oberfläche, der Erzeugung von Konversionsschichten sowie der Verbesserung der Adhäsionseigenschaften für Klebstoffe dienen.

Für die *Entfernung artfremder Schichten* bei der Oberflächenvorbereitung kommen überwiegend flüssige oder pulverförmige Reiniger zum Einsatz, die sowohl alkalisch als auch sauer sein können. Nach Müller [29] sind die flüssig alkalischen Reiniger im Fahrzeugbau am weitesten verbreitet.

Bei der herkömmlichen Stahlkarosserie kann die *Entfernung der arteigenen Schichten* entfallen, da die Bildung von Oberflächenoxiden zum einen wesentlich langsamer als bei Aluminium abläuft und zum anderen durch eine sehr dünne Ölschicht verhindert wird, die direkt bei der Blechherstellung aufgebracht wird und erst unmittelbar vor der Lackierung der Karosserie entfernt wird. Bei den Aluminiumwerkstoffen verursacht die natürliche Oxidhaut auf Blechen und Strangpreßprofilen, die eine ungleichmäßige und je nach Lagerdauer und -art undefinierte Schichtdicke aufweist, Qualitätsmängel in der Produktion. Beim Widerstandspunktschweißen verursacht sie geringere Verbindungsfestigkeiten und reduziert die Standzeiten der Schweißelektroden. Beim Kleben ist die Oxidschicht eine ungeeignete Oberfläche, die insbesondere bezüglich der Langzeitfestigkeit von Klebverbindungen keinen geeigneten Untergrund darstellt. Aus diesen Gründen muß die natürliche Oxidhaut bei der Verarbeitung von Aluminiumwerkstoffen gezielt abgebaut werden. Dies wird am einfachsten durch eine Beizbehandlung erreicht, die mit der oben beschriebenen Entfettung der Oberfläche kombiniert werden kann.

Aufgrund des instabilen Oberflächenzustandes setzt unmittelbar nach der Beizbehandlung wieder Oxidation ein. Um die erneute Entstehung einer undefinierten Oxidschicht zu verhindern, ist entweder eine sofortige Weiterverarbeitung erforderlich oder eine geeignete *Oberflächenvorbehandlung* zwischenschalten. Da die sofortige Verarbeitung insbesondere aus logistischen Gründen nicht gewährleistet werden kann und gebeizte Oberflächen zudem nur bedingt als Haftgrund für das Kleben geeignet sind, muß die instabile Oberfläche mit einem gleichmäßigen und reproduzierbaren Aufbau für die weitere Verarbeitung vorbereitet werden, der über eine definierte Lagerzeit stabil ist. Nach Strobl [30] ist hierfür eine Konversionsschicht auf Titanfluoridbasis am besten geeignet. Sie erfüllt die Forderungen nach Schweißbarkeit, guter Haftung für den Klebstoff sowie ausreichender Lagerstabilität am besten.

Nach der Verarbeitung der Bleche im Rohbau durchläuft die gesamte Karosserie eine Oberflächenvorbereitung, bei der die Karosserie mit den oben beschriebenen Reinigern von artfremden Schichten befreit wird. Anschließend erfolgt die Vorbehandlung der Bleche, die nun ausschließlich dem Korrosionsschutz und der Lackiervorbereitung dient. Bei Aluminiumlegierungen gelten nach Hellmold et al. [31] Chromatierungen als geeignetster Haftgrund für Lacke. Neben der bislang wirkungsvollsten Chromatierung, der sogenannten Gelbchromatierung, werden zunehmend chromfreie Varianten diskutiert, die nach den Untersuchungen von Günther [32] in ihrer Korrosionsschutzwirkung bislang jedoch noch keine geeignete Alternative für die Gelbchromatierung darstellen.

Reine Aluminiumkarosserien sind im Leichtbau eher die Ausnahme. Viel häufiger sind dagegen hybride Karosserieaufbauten anzutreffen, bei denen Stahl, Aluminium und Magnesium kombiniert eingesetzt werden. Für diese Mischbauweisen scheidet die Anwendung der aluminiumspezifischen Gelbchromatierung aus. Es muß daher auf ein Vorbehandlungsverfahren zurückgegriffen werden, mit dem die unterschiedlichen metallischen Oberflächen gleichwertig vor Korrosion geschützt werden können. Die bei Stahlkarosserien eingesetzte Phosphatierung zeigt in ihrer Korrosionsschutzwirkung an Aluminium vergleichbare Ergebnisse wie die Chromatierung.

Die bei der Phosphatierung freiwerdenden Aluminiumionen können durch eine Akkumulation in großtechnischen Badanlagen zu einer Störung und letztlich sogar zu einer Unterbindung der Phosphatierungsreaktion führen. Durch eine Zugabe von Fluorid können die Aluminiumionen jedoch komplexiert werden und ermöglichen somit eine kontinuierliche Phosphatierung im Tauchverfahren. Wie bereits von Strobl [30] gezeigt wurde, kann die dadurch anspruchsvollere Prozeßführung großtechnisch beherrscht werden und erlaubt somit den Einsatz der fluor-modifizierten Phosphatierung in der Serienfertigung des Karosserie-Leichtbaus in Mischbauweise.

Elektrophoretische Tauchlackierung

Im Anschluß an die Phosphatierung erfolgt die elektrophoretische Tauchlackierung. Hierzu wird die Karosserie vollständig in ein Tauchbecken abgesenkt. Zwischen der Karosserie und dem Tauchbecken wird ein elektrisches Gleichspannungsfeld angelegt, wobei die Karosserie als Kathode geschaltet wird. Die dispersionsartig im umgebenden, vorwiegend aus Wasser bestehenden Medium des Tauchbeckens verteilten Lackteilchen sind positiv geladen und werden somit von der Kathode angezogen. Die Lackpartikel lagern sich auf der Karosserieoberfläche an, wobei bei abgestimmter Abscheidespannung und Einwirkdauer eine gleichmäßige Beschichtung mit einer Dicke von 20 µm erreicht wird. An die Tauchlackierung schließt sich eine Spülung an, die lose anhaftende Kunstharzteilchen entfernt. Anschließend wird der Lack bei ca. 180°C bis 190°C eingebrannt.

Lackierung

Im Anschluß an die kathodische Tauchlackierung (KTL) erfolgt die Lackierung der Karosserie in den Arbeitsschritten Grundierung und Decklackauftrag. Als Grundierung kommen zwei

unterschiedliche Systeme zur Anwendung. Derzeit überwiegt der Einsatz eines Dünnschichtfüllers auf Polyurethanbasis, der in einer Dicke von rund 40 µm aufgetragen wird. Aufgrund seiner guten Füllkraft kann er kleine Unebenheiten auf der Karosserieoberfläche ausgleichen. Die drei zur Verfügung stehenden Farbvarianten (weiß, beige, anthrazit) erlauben eine Farbabstimmung auf den nachfolgenden Decklack. In absehbarer Zukunft wird der heutige Füller durch eine sogenannte Funktionsschicht ersetzt werden. Diese nimmt grundsätzlich die gleichen Aufgaben wahr wie der Füller, besitzt jedoch nur ein Drittel der Schichtdicke des Füllersystems. Vorteile bietet dies insbesondere im Hinblick auf den Steinschlagschutz. Gleichzeitig steigen jedoch auch die Anforderungen an die Oberflächenvorbereitung, da die dünnere Schicht Unebenheiten nicht so gut ausgleichen kann wie eine Füllerschicht.

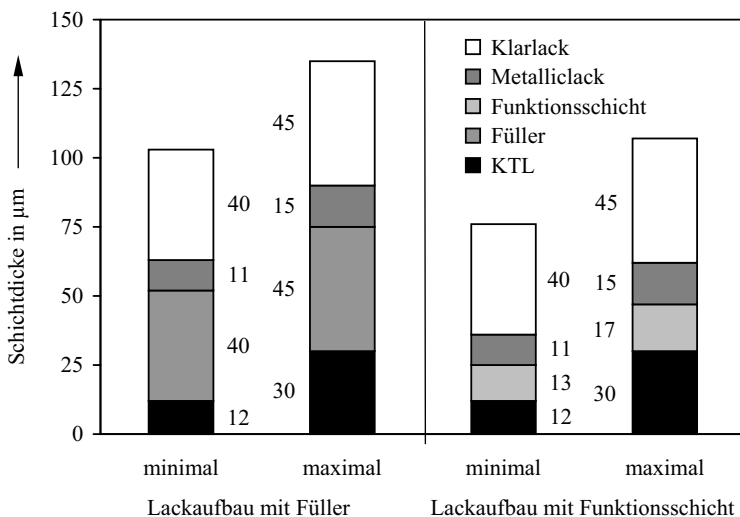


Bild 2: Zulässige Schichtdickenvariationen bei unterschiedlichen Lackaufbauten

Im Anschluß an die Grundierung erfolgt die Decklackierung, wobei organische Einton- oder Metallic-Lacke traditionell zu den bevorzugten Beschichtungen für Karosserien zählen. Die Eintonlackierung besteht aus einem elektrostatisch aufgetragenen Wasserbasislack (einkomponentig) und dem pneumatisch aufgetragenen Klarlack (zweikomponentig). Die Metalliclackierung wird ebenfalls in zwei Schritten aufgetragen. Der farb- und effektgebende Metallic-Basislack wird jedoch mittels Luftzerstäubung und der Klarlack im elektrostatischen Hochrotationsverfahren aufgetragen. In beiden Fällen läßt die einsetzende chemische Reaktion den aufgetragenen Lackfilm bei Raumtemperatur aushärten. Bei einem Ofendurchlauf mit einer Temperatur von rund 130°C wird der Trockenvorgang beschleunigt. In Bild 2 sind die zulässigen Schichtdickenvariationen bei den beiden beschriebenen Lackaufbauten dargestellt.

Korrosionsschutz

An besonders exponierten Stellen der Karosserie sind neben der Lackierung zusätzliche Korrosionsschutzmaßnahmen erforderlich. Dabei wird grundsätzlich zwischen Nahtabdichtung, Steinschlagschutz und Hohlraumkonservierung unterschieden. Während für Nahtabdichtung und Steinschlagschutz überwiegend PVC-Materialien eingesetzt werden, erfolgt die Hohlraumkonservierung traditionell durch Wachse.

Durch die Nahtabdichtung an Nähten, Falzen und Bördelungen wird Feuchtigkeit und Schmutz von diesen korrosionsgefährdeten Bereichen ferngehalten. Ein Steinschlagschutz ist im Bereich des Unterbodens erforderlich, wo ein flächiger Materialauftrag erfolgt. Dabei wird die Schichtdicke des Materialauftrags abhängig von der zu erwartenden Steinschlagbelastung gewählt. Als abschliessender Arbeitsgang erfolgt die Hohlraumkonservierung an Längsträgern und ähnlichen geschlossenen Querschnitten, die konstruktionsbedingt nicht so gut durchlüftet werden und deshalb über wesentlich längere Zeiträume durch Feuchtigkeit belastet sind als andere Karosseriebereiche. Während ein Durchrosten dieser Hohlkörper von innen nach außen an flächigen Bereichen durch metallische Überzüge (z. B. elektrolytische Verzinkung) in der Regel sehr gut sichergestellt ist, sind die Flanschbereiche besonders gefährdet. Durch den Einsatz von Wachsen kann hier jedoch der Zutritt von Feuchtigkeit sehr zuverlässig verhindert werden.

Eine Möglichkeit, um den Korrosionsschutz der Fahrzeuge weiter zu verbessern, ist der Einsatz organisch vorbeschichteter Bleche (z. B. Bonazinc-Beschichtung). Sie bieten einen verbesserten Korrosionsschutz an Stellen, wie Spalten, Nähten und an schlecht zugänglichen Hohlräumen, an denen bei der elektrophoretischen Tauchlackierung verfahrensbedingt nicht ausreichend große Schichtdicken abgeschieden werden. Bei konsequenter Anwendung organisch vorbeschichteter Bleche kann auf weitere Korrosionsschutzmaßnahmen, wie Nahtabdichtung und Hohlraumkonservierung, verzichtet werden. Dadurch können zum einen das Material für Abdichtung und Konservierung selbst sowie zum anderen die zur Auf- bzw. Einbringung erforderlichen Arbeitsschritte eingespart werden. Ein weiterer wesentlicher Vorteil ist die Verhinderung von Kontaktkorrosion durch die elektrochemische Trennung der Substrate. Ein flächiger Einsatz von Korrosionsschutzmaßnahmen (z. B. Nahtabdichtung, Hohlraumkonservierung) kann bei diesen Blechen somit entfallen.

2.2.3 Trenntechnik

Trenntechniken werden im Karosseriebau überwiegend bei der Vorbereitung der Bleche für weitere Prozessschritte (z. B. Tiefziehen), bei der Herstellung von Prototypenteilen sowie bei der Variantenbildung bei Bauteilen und Karosserien eingesetzt. Folgende vier Beschnittarten können dabei unterschieden werden:

- Herstellung von Blechzuschnitten für Umformprozesse,
- in Umformprozesse integrierte Beschnittoperationen,
- Beschnittoperationen an Prototypenteilen, für die kein Schneidwerkzeug existiert,
- Schneidoperationen an Fertigteilen oder Zusammenbauten zur Variantenbildung.

Für die beiden erstgenannten Beschnittoperationen werden traditionell mechanische Scherschnittwerkzeuge eingesetzt. Für die beiden letztgenannten Beschnittoperationen sowie für den Blechzuschchnitt von Prototypen hat sich dagegen das Laserstrahlschneiden als geeignetes Verfahren im Karosseriebau etabliert.

Zunächst wurde dieses Verfahren für das Schneiden ebener Platinen eingesetzt. Dabei verdrängte der Laser aufgrund seiner Flexibilität als Schneidwerkzeug in starkem Maße die konventionellen Stanz- und Nibbelmaschinen. Die besondere Eignung des Laserstrahlschneidens begründet sich in den verfahrensspezifischen Vorteilen, wie hoher Schneidgeschwindigkeit sowie kraftfreier und berührungsloser Bearbeitung. Durch die Verwendung von Portalmaschinen sowie induktiv gesteuerter Abstandssensoren wurde der Lasereinsatz auf dreidimensionale Bauteile im Prototypenbau und bei Kleinserien ausgeweitet. Diese Anlagen werden im Karosseriebau in der Regel nicht in der Linie der Großserienfertigung eingesetzt sondern vielmehr als eigenständige Fertigungseinrichtungen in den der Linienfertigung vorgelagerten Produktionsbereichen betrieben.

Erst seit wenigen Jahren finden Laserschneidanlagen auch in die Linie der Serienfertigung Eingang. Dabei werden im Rohbau je nach Aufbauvariante und Ausstattung des Fahrzeuges Durchgangs- und Befestigungslöcher sowie Aussparungen eingebracht. Hierdurch kann die Anzahl unterschiedlicher Beschnittwerkzeuge, die für die Herstellung der einzelnen Bauteilvarianten im Preßwerk erforderlich sind, minimiert werden, wodurch sich die Bauteilkosten reduzieren.

Mit dem verstärkten Einsatz von Aluminium und vorbeschichteten Blechen erwachsen neue Anforderungen an die Laserschneidtechnik. Darüber hinaus verlangt die Anwendung dieses Verfahrens an dreidimensionalen Geometrien im Karosseriebau den Einsatz einer sehr flexiblen Strahlführung, wie sie derzeit nur der Festkörperlaser bieten kann.

2.2.4 Fügechnik

Um die im Betrieb bzw. Crash auftretenden Belastungen der Struktur bei hinreichend langen Betriebszeiten bzw. entsprechend langer Lebensdauer des Fahrzeuges garantieren zu können, ist neben der exakten Auslegung der einzelnen Bauteile insbesondere deren Verbindungsfestigkeit und -güte von tragender Bedeutung. Wie Bild 3 verdeutlicht, wird heute im Karosseriebau eine Vielzahl von Fügeverfahren eingesetzt, um dem individuell Rechnung tragen zu können. Nach wie vor dominierend sind dabei die Widerstandsschweißverfahren und hier insbesondere das Punktschweißen. Dagegen sind Anwendungen für das Schutzgas-schweißen und das Laserstrahlschweißen zur Zeit auf wenige Anwendungsfälle beschränkt. Der zunehmende Einsatz von oberflächenveredelten Blechen, Aluminiumlegierungen und Werkstoffkombinationen erschwert das Schweißen oder macht es teilweise unmöglich. Nach Leuschen et al. [5] gewinnen aus diesem Grund die neuen Fügeverfahren Clinchen, Nieten und Kleben sowie kombinierte Verfahren, wie z. B. Kleben und Nieten, zunehmend an Bedeutung. Unterschiedliche Fügeaufgaben erfordern angepaßte Verbindungstechniken. Ziel aller Bemühungen ist es dabei, in Abhängigkeit von den die Fügeaufgabe beschreibenden Randbedingungen das jeweils günstigste Verfahren einzusetzen. Bild 4 faßt die Kriterien für die Auswahl eines Fügeverfahrens zusammen.

So ergeben sich beispielsweise beim Schweißen der Werkstoffkombination Aluminium/Stahl Probleme, die in den unterschiedlichen physikalisch-chemischen Eigenschaften von Aluminium und Stahl und im Auftreten von spröden intermetallischen Phasen in der Verbindungsebene begründet sind. Aus diesem Grund scheiden alle Schweißverfahren aus, bei denen Aluminium und Stahl in schmelzflüssiger Phase vorliegen und sich somit in der Schmelzzone spröde intermetallische Phasen ausbilden. Dazu zählen z. B. Widerstands-, Schutzgas- und Laserstrahlschweißen. Geeignet für diese Anwendungsfälle sind dagegen die mechanischen Fügeverfahren, allen voran das Stanznieten und das Clinchen, wobei letzteres Verfahren nicht für Verbindungen im crashrelevanten Bereich eingesetzt werden kann. Zusätzlich sind bei Mischverbindungen zwischen Aluminium und Stahl Korrosionsschutzmaßnahmen erforderlich, um Kontaktkorrosion zu vermeiden. Hierfür werden beispielsweise die Verfahrenskombinationen Stanznieten und Kleben (Stanznietkleben) oder Punktschweißen und Kleben (Punktschweißkleben) eingesetzt.

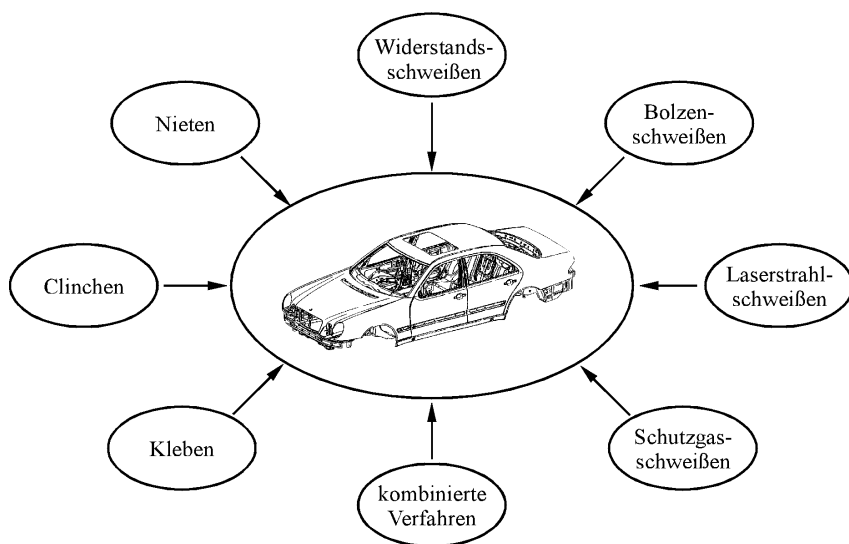


Bild 3: Fügeverfahren im Karosseriebau

Von den *Widerstandsschweißverfahren* Punkt-, Buckel- und Rollennahtschweißen hat das Punktschweißen die größte Bedeutung. Je nach Fahrzeugtyp weisen Stahlkarosserien ca. 3000 bis 5000 Schweißpunkte auf, die fast ausschließlich automatisiert mit Industrierobotern oder in Vielpunktschweißanlagen geschweißt werden. Beim Punktschweißen von Aluminiumlegierungen ergeben sich gegenüber Stahl einige wesentliche Unterschiede, die besonders in der Oxidschichtbildung sowie der guten elektrischen und thermischen Leitfähigkeit von Aluminium begründet sind. Nach Leuschen [33] wird die Punktschweißeignung von Aluminium maßgeblich durch die chemische Zusammensetzung, die metallurgischen Eigenschaften und die Oberflächenbeschaffenheit der zu schweißenden Fügeteile beeinflusst.

Im Vergleich zu Stahl werden beim Punktschweißen von Aluminium wegen der besseren Leitfähigkeit etwa dreifach höhere Schweißstromstärken bei kürzeren Schweißzeiten benötigt. Bedingt durch die Oxidhaut auf den Aluminiumoberflächen und die Anlegierungsneigung von Aluminium an Kupfer kommt es zu einem starken Verschleiß der Schweißeletroden [34]. Zur Erzielung gleichmäßiger Festigkeitswerte und einer möglichst großen Elektrodenstandmenge sollte daher die Oxidhaut durch eine dem Punktschweißen vorgeschaltete Oberflächenbehandlung, wie beispielsweise Beizen, entfernt werden. Zusätzlich erschwert wird das Punktschweißen von Aluminium auch durch stärkere Einschränkungen bei den Blechdickenkombinationen.

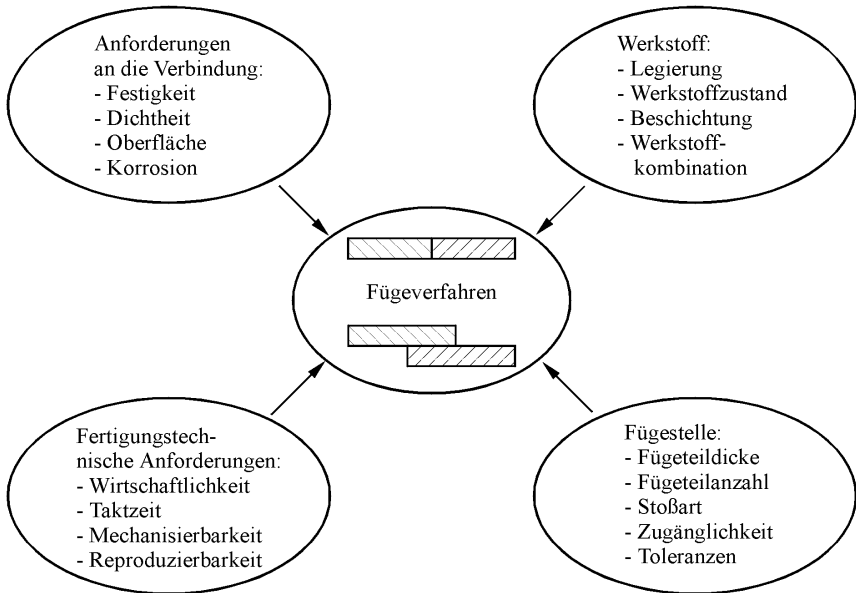


Bild 4: Auswahlkriterien für Fügeverfahren

Beim Buckelschweißen von Aluminium ergeben sich zusätzliche Schwierigkeiten aufgrund der geringen mechanischen Steifigkeit der Buckel. Bei einsetzendem Schweißstrom besteht die Gefahr, daß infolge der hohen Stromdichten die Buckel zu schnell zusammenbrechen und der Kraftschluß zwischen der Elektrode und dem Werkstück verringert bzw. kurzzeitig aufgehoben wird. Nach Eichhorn et al. [35] kann es infolge dessen zu Schmorkontakten kommen, die die Qualität der Schweißung mindern und die Elektroden beschädigen.

Das Überlapp-Rollennahtschweißen mit Drahtzwischenelektrode wird heute für die Fertigung von Kraftstofftanks eingesetzt, die aus zwei Halbschalen zusammengesetzt werden. Das Rollennahtschweißen von Aluminium ist zwar möglich, es weist aber im Vergleich zu Stahl deutlich geringere Schweißgeschwindigkeiten auf. Typischerweise liegen die erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten nur bei rund 20 % dessen, was beim Rollennahtschweißen von Stahl erreicht wird.

Von den *Schutzgasschweißverfahren* wird heute im Karosserierohbau hauptsächlich das Metall-Aktivgas-Schweißen (MAG) eingesetzt. Es findet beispielsweise Anwendung für hochbeanspruchte Teile wie Gewindeplatten zur Aufnahme von Achsen oder an Stellen, die aus Zugänglichkeitsgründen nicht punktgeschweißt werden können. Dieses Verfahren hat jedoch bei Stahlkarosserien mit ca. 4 bis 5 m Schweißnahtlänge im Vergleich zum Punktschweißen bereits jetzt eine untergeordnete Bedeutung, die zukünftig mit abnehmender Schweißnahtlänge weiter sinken wird.

Beim Schutzgasschweißen von Aluminium ist dagegen eine gegenläufige Tendenz festzustellen. Da Rahmenstrukturen aus Aluminium in starkem Umfang aus geschlossenen Strangpreßprofilen und Druckgußteilen aufgebaut werden, ergibt sich zwangsläufig eine eingeschränkte, vielfach nur einseitige Zugänglichkeit für den Fügeprozeß. Aus diesem Grund scheiden nach derzeitigem Stand der Erkenntnisse sowohl die mechanischen Fügeverfahren als auch das Punktschweißen als Fügeverfahren aus. Nach Bayerlein et al. [36] findet hier derzeit noch in großem Umfang das Metall-Inertgas-Schweißen (MIG) Anwendung. Aufgrund der gravierenden Nachteile dieses Verfahrens, wie großer Wärmeeinbringung und niedriger Schweißgeschwindigkeit, wird jedoch intensiv der Einsatz alternativer Fügeverfahren untersucht.

Als besonders geeignet gilt in diesem Zusammenhang das *Laserstrahlschweißen*. Die Gründe dafür sind in den besonderen Eigenschaften der mit Laserstrahl bearbeiteten Bauteile zu sehen: hohe Schweißgeschwindigkeit, geringe Wärmeeinbringung und damit geringer Wärmeverzug sowie großes Potential für gewichtssparendes Bauteildesign. Während das Laserstrahlschweißen von Stahl bereits vor Jahren erfolgreich in die Serienfertigung des Karosseriebaus eingeführt werden konnte, sind bislang noch keine Serienanwendungen für Aluminium bekannt geworden.

2.3 Lasermaterialbearbeitung

Die werkstoffspezifischen thermischen und optischen Eigenschaften von Aluminium erschweren die Lasermaterialbearbeitung dieser Legierungen besonders. In den vergangenen Jahren sind umfangreiche Untersuchungen zum Schneiden und Schweißen karosserierelevanter Aluminiumlegierungen durchgeführt worden. Dabei wurden hinsichtlich der erreichbaren Prozeßsicherheit unter Laborbedingungen große Fortschritte erzielt. Nach wie vor bestehen jedoch erhebliche Schwierigkeiten bei der Umsetzung in Fertigungseinrichtungen für die Großserie im Karosseriebau. Im folgenden werden deshalb ausgehend von der Beschreibung der Strahleigenschaften die erzielbaren Prozeßwirkungsgrade dargestellt und die charakteristischen Wirkzusammenhänge bei den Lasermaterialbearbeitungsverfahren Schneiden und Schweißen beschrieben.

2.3.1 Strahlpropagation und -fokussierung

Für die Materialbearbeitungsverfahren Schneiden und Schweißen sind Laser mit hohen Strahlleistungen erforderlich. Diese werden im kontinuierlichen Betrieb bislang ausschließlich von Gaslasern (z. B. CO₂-Laser) sowie Festkörperlaser (z. B. Nd:YAG-Laser) erreicht. Im

Gegensatz zum CO₂-Laser bietet die Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers von 1,06 µm die Möglichkeit, den Laserstrahl über Glasfasern zu führen. Der Vorteil dieser Strahlführungsart besteht in der hohen Flexibilität dieses Übertragungskonzeptes hinsichtlich Übertragungslänge und Strahlumlenkung, was sie für den technischen Einsatz in Fertigungseinrichtungen des Karosseriebaus in hohem Maße qualifiziert. In Bild 5 ist die Strahlführung von der Laserstrahlquelle bis zur Bearbeitungsstelle schematisch dargestellt.

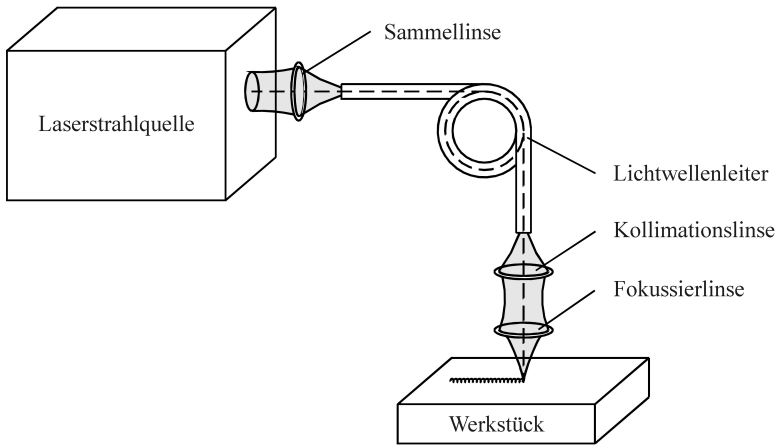


Bild 5: Schematische Darstellung der Strahlführung mittels Stufenindexfaser

Die Formung des Laserstrahles für die Materialbearbeitung erfolgt in der Bearbeitungsoptik. Dies geschieht im einfachsten Falle in zwei Schritten, wobei der divergente Laserstrahl zunächst kollimiert und anschließend durch eine prozeßangepaßte Sammellinse auf die Bearbeitungsstelle fokussiert wird. Durch eine Fokussierung des Laserstrahls kann die für die Materialbearbeitung erforderliche hohe Intensität an der Bearbeitungsstelle erzeugt werden.

Bei gegebener Strahlleistung wird die Intensität durch die Form des Fokus und dessen Lage relativ zur Bearbeitungsstelle festgelegt. Die *Fokusform* wird dabei durch die strahlführenden und -formenden Elemente bestimmt, die für die Fokussierung des Laserstrahls eingesetzt werden. Bild 6 faßt die wesentlichen Kenngrößen der Strahlpropagation und Fokussierung zusammen.

Die *Fokussierbarkeit* eines Laserstrahles ist von dessen Wellenlänge und der Strahlqualität abhängig. Die *Strahlpropagation* wird durch das sogenannte *Strahlparameterprodukt* q beschrieben, welches das Produkt aus Strahltaillendurchmesser d_o und Divergenzwinkel θ_o ist:

$$(2) \quad q = \frac{\lambda}{4} * d_o * \Theta_o \quad .$$

Das Strahlparameterprodukt wird von der Auslegung und Qualität des Resonators bestimmt und ist direkt proportional zur Wellenlänge. Aus diesem Grund wäre zu erwarten, daß die

Strahlqualität von Nd:YAG-Lasern ($\lambda = 1,06 \mu\text{m}$) besser ist als beispielsweise von CO_2 -Lasern ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$). Für kleine Strahlleistungen trifft dies auch zu [37]. Bei höheren Leistungen kann dieser Vorteil jedoch aufgrund der geometrischen Gegebenheiten sowie der thermischen Belastungen des laseraktiven Mediums bislang nicht genutzt werden. Mit der Einführung von mit Halbleitern gepumpten Nd:YAG-Lasern können hier zukünftig im Hochleistungsbereich Fortschritte erwartet werden.

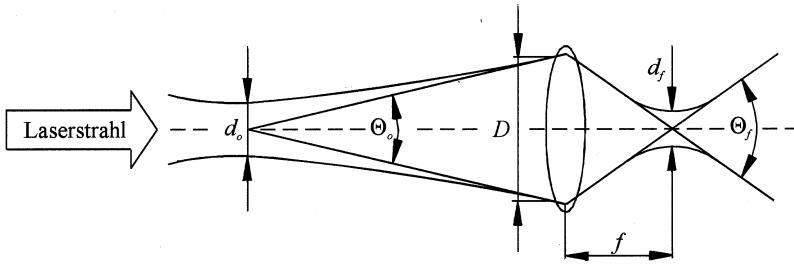


Bild 6: Strahlpropagation und Fokussierung

Die Fokussierbarkeit des Laserstrahls wird durch die *Strahlqualitätszahl* (*K-Zahl*) ausgedrückt, die mit dem Strahlparameterprodukt über die Beziehung

$$(3) \quad K = \frac{\lambda}{\pi * q}$$

verknüpft ist. Unabhängig von der Wellenlänge erreicht die Strahlqualität ihr Maximum von $K = 1$, wenn der Laser im Grundmode schwingt. Um bei gegebener Wellenlänge eine hohe Strahlqualität zu erreichen, ist entsprechend Gl. (3) ein kleines Strahlparameterprodukt anzustreben. Im Idealfall bleibt dann das Strahlparameterprodukt bei allen Strahltransformationen, wie z. B. Strahlaufweitung bzw. -fokussierung, durch optische Elemente im Strahlengang erhalten, d. h. es gilt:

$$(4) \quad d_o * \Theta_o = d_f * \Theta_f \quad .$$

Der Fokusdurchmesser ist dabei definiert als der Durchmesser der Strahlquerschnittsfläche senkrecht zur Strahlachse im Brennpunkt der Fokussieroptik, der 86 % der Strahlleistung in sich vereinigt [38]. Unter Verwendung des Erhaltungsgesetzes Gl. (4) ergibt sich der Fokusdurchmesser des Laserstrahls entsprechend zu:

$$(5) \quad d_f = \frac{4 * \lambda}{\pi * \Theta_f * K} \quad .$$

Mit der Definition der *Fokussierzahl*, sogenannte *F-Zahl*, als Quotient aus der Brennweite f und dem Strahldurchmesser D auf der Linse

$$(6) \quad F = \frac{f}{D}$$

sowie mit der für kleine Winkel geltenden Näherung für den Tangens des Divergenzwinkels θ_f

$$(7) \quad \tan \Theta_f \approx \Theta_f$$

ergibt sich der Fokusbereich in guter Näherung zu:

$$(8) \quad d_f = \frac{4 * \lambda * F}{\pi * K} \quad .$$

Anhand Gl. (8) können folgende prinzipiellen Möglichkeiten für die Erzielung eines kleinen Fokusbereichs und damit hoher Intensitäten abgeleitet werden:

- Kurze Wellenlänge (Nd:YAG- statt CO₂-Laser),
- Hohe Strahlqualität (große K -Zahl),
- Starke Fokussierung (kleine F -Zahl).

Eine starke Fokussierung des Laserstrahls hat jedoch eine große Divergenz des fokussierten Strahls zur Folge und verkürzt so die Fokustiefe z_f , auch *Rayleigh-Länge* genannt, die definiert ist als:

$$(9) \quad z_f = d_f * F \quad .$$

Ausgehend von der Strahltaille, die näherungsweise mit dem Brennpunkt der Optik zusammenfällt, kennzeichnet die Fokustiefe die Länge auf der Strahlachse, nach der sich die Strahlquerschnittsfläche verdoppelt und die Intensität infolgedessen auf die Hälfte des Maximalwertes im Fokus reduziert hat.

Unter Berücksichtigung der begrenzten Positioniergenauigkeit industriell eingesetzter Führungseinrichtungen wird die Bedeutung einer großen Rayleigh-Länge für die Materialbearbeitung deutlich. Um jedoch neben großen Fokustiefen und kleinen Fokusbereichen gleichzeitig hohe Intensitäten realisieren zu können, ist eine hohe Strahlqualität erforderlich, die es erlaubt, mit mäßiger Fokussierung zu arbeiten. Dies begründet das große Interesse der industriellen Anwender an Lasern mit hoher Strahlleistung und -qualität, wie sie im Bereich von CO₂-Lasern bereits zur Verfügung stehen und für Festkörperlaser mit der in Kürze bevorstehenden Einführung von Halbleitern als Pumpmedium zu erwarten sind.

2.3.2 Prozeßwirkungsgrade

Durch die Intensitätsgestaltung mittels der Fokussierung des Laserstrahls lassen sich unterschiedliche Bearbeitungen erzielen. Bild 7 veranschaulicht die Wirkung von Laserstrahlen in Abhängigkeit von ihrer Intensität am Beispiel von Aluminium und der Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers.

Niedrige Intensitäten (Bild 7a) bewirken eine Erwärmung des Materials bei denen der Werkstoff im festen Zustand verbleibt. Bei höheren Intensitäten (Bild 7b) wird die Schmelzgrenze erreicht, und es kommt zu einem Aufschmelzen des Werkstoffes, wodurch umschmelzende Oberflächenbehandlungsverfahren sowie Wärmeleitungsschweißen möglich werden. Mit der weiteren Erhöhung der Intensität erreicht der zu bearbeitende Werkstoff lokal Verdampfungstemperatur. Der Rückstoß des abströmenden Dampfes kann bei ausreichender Intensität die umgebende Schmelze soweit verdrängen, daß sich eine Dampfkapillare ausbildet (Bild 7c). Dieser Effekt wird beim Schweißen genutzt, wo er als Tiefschweißeffect bezeichnet wird. Bei geringen spezifischen Abtragvolumina (z. B. beim Bohren) ist der Dampfdruck in der Kapillare für den Materialaustrieb ausreichend. Bei größeren Abtragraten (z. B. beim Schneiden) wird der Materialaustrieb entsprechend durch einen Gasstrahl unterstützt. Bei sehr hohen Intensitäten kann es zu einer Ionisierung des Metaldampfes kommen, was zur Bildung eines laserinduzierten Plasmas führt (Bild 7d). Sowohl durch Absorption als auch durch Streuung des Laserlichtes im Plasma wird die auf das Werkstück wirkende Strahlleistung reduziert. Beide Effekte werden unter dem Begriff Plasma-Abschirmung zusammengefaßt. In welchem Maße sie in Erscheinung treten, hängt neben der Intensität entscheidend von der Wellenlänge der Laserstrahlung ab. Während sie bei der Wellenlänge des CO₂-Lasers sehr stark ausgeprägt ist, kann sie bei der Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers praktisch vernachlässigt werden.

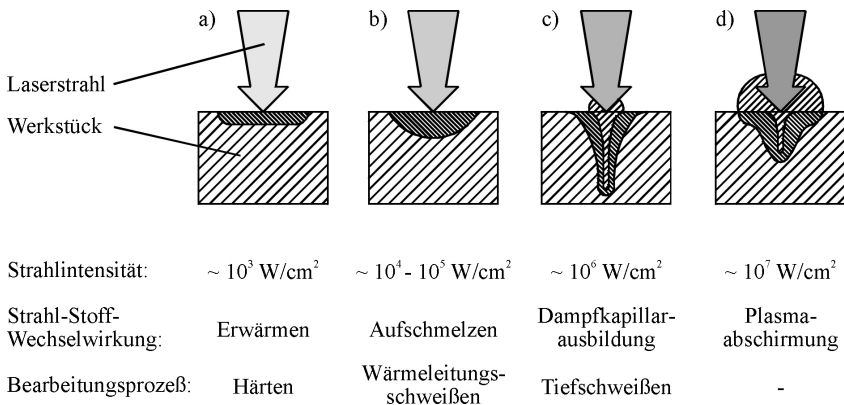


Bild 7: Einfluß der Intensität auf die Wechselwirkung von Laserstrahlen und Werkstück

Die erforderlichen Intensitäten für die beschriebenen Wirkungen, sogenannte Schwellintensitäten, sind abhängig von den Material- und Strahlkennwerten sowie von der Einwirkdauer bei der Bearbeitung. Bei der Bestrahlung eines halbbunendlichen Körpers kann dagegen die Wechselwirkungszeit bzw. Prozeßgeschwindigkeit entfallen. Mit Hilfe dieser vereinfachten Betrachtung des Temperaturfeldes auf einer Werkstückoberfläche ergibt sich in erster Näherung folgende Beziehung zwischen der Schwelle und den Materialeigenschaften [39]:

$$(10) \quad \left(\frac{P_W}{d_f} \right)_s = \frac{T_V * L_m}{A} * const.,$$

wobei der Quotient aus eingestrahelter Laserstrahlleistung und Fokusbereich üblicherweise als spezifische Leistung bezeichnet wird.

Der bei der Lasermaterialbearbeitung erzielbare Prozeßwirkungsgrad η_p läßt sich aus dem Verhältnis von der für den Bearbeitungsprozeß zur Verfügung stehenden Leistung, der sogenannten Nutzleistung P_N , zu der eingestrahlenen Laserleistung P_W ermitteln:

$$(11) \quad \eta_p = \frac{P_N}{P_W}$$

Dabei kann der Prozeßwirkungsgrad wiederum als Produkt aus den Wirkungsgraden bei der Energieaufnahme, dem sogenannten Einkoppelgrad η_A , sowie bei der Energieumsetzung im Werkstück, dem sogenannten thermischen Wirkungsgrad η_{th} , formuliert werden

$$(12) \quad \eta_p = \eta_A * \eta_{th}.$$

Möglichkeiten für die Ermittlung der beiden Wirkungsgradkomponenten des Prozesses sollen im folgenden vorgestellt werden.

Einkoppelgrad

Die Aufnahme von Laserstrahlenergie in das Werkstück erfolgt durch Wechselwirkungsvorgänge zwischen Laserstrahlung und Werkstoff, die sich als physikalische Kenngröße im *Absorptionsgrad* A widerspiegeln. Dieser ist definiert als der Quotient aus der vom Werkstoff absorbierten Strahlleistung P_A zur eingestrahlenen Leistung P_W .

$$(13) \quad A = \frac{P_A}{P_W}.$$

Der Absorptionsgrad ist von der Wellenlänge und Polarisation des Laserstrahls, vom Strahleinfallswinkel auf die Oberfläche sowie von den temperaturabhängigen optischen Materialeigenschaften abhängig. Eine theoretische Beschreibung des Absorptionsgrades ist durch die komplexen *Fresnel-Absorptionsgleichungen* gegeben, für die von Prokhorov et al. [40] eine gute Näherung für parallel bzw. senkrecht polarisiertes Licht angegeben wird. Für den Absorptionsgrad des unpolarisierten Laserlichts, wie es beispielsweise bei fasergeführter Nd:YAG-Strahlung vorliegt, gilt in guter Näherung der Mittelwert aus den Absorptionswerten von senkrechter und paralleler Polarisation. In Bild 8 ist die winkelabhängige Absorption von Aluminium bei Schmelztemperatur im flüssigen Zustand für die Wellenlängen des Nd:YAG- und des CO₂-Lasers dargestellt, die mit den Gleichungen von Prokhorov et al. [40] und Brechungsindizes von Dausinger [41] berechnet wurden. Es zeigt sich, daß sich das Absorptionsmaximum bei paralleler Polarisation mit zunehmender Wellenlänge zu größeren Einstrahlwinkeln verschiebt und dabei stark anwächst.

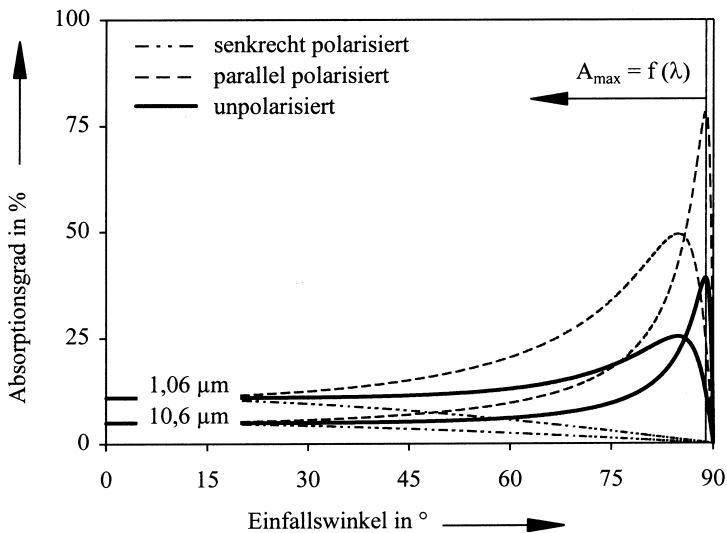


Bild 8: Absorptionsgrad von Aluminium bei Schmelztemperatur T_m im flüssigen Zustand in Abhängigkeit von der Polarisationsrichtung und der Wellenlänge

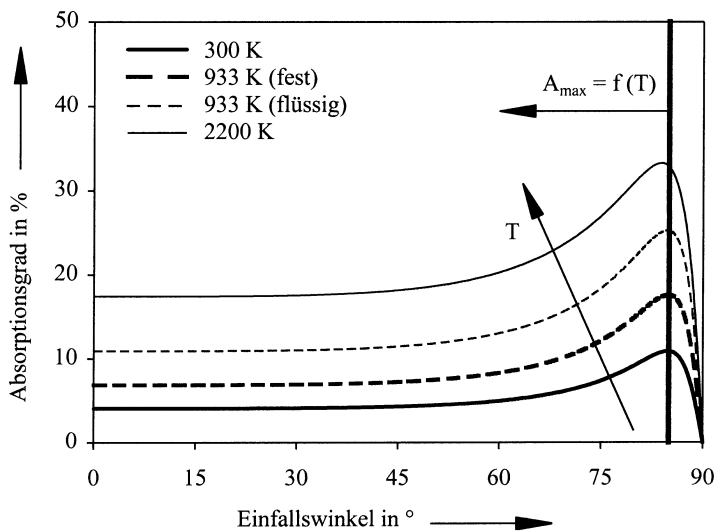


Bild 9: Absorptionsgrad von Aluminium für unpolarisierte Strahlung der Wellenlänge 1,06 μm in Abhängigkeit von der Temperatur (nach Daten aus [41])

Anhand von Bild 9 wird die Temperaturabhängigkeit des Absorptionsgrades deutlich, der hier am Beispiel des Werkstoffes Aluminium für unpolarisierte Strahlung der Wellenlänge $1,06 \mu\text{m}$ aufgetragen ist. Dabei fällt auf, daß sich mit steigender Temperatur der Absorptionsgrad im gesamten Winkelbereich erhöht und gleichzeitig eine geringfügige Verschiebung des Absorptionsmaximums zu kleineren Einstrahlwinkeln eintritt. Beim Übergang vom festen in den flüssigen Zustand steigt der Absorptionsgrad sprunghaft an. Dausinger [41] quantifiziert diesen Zuwachs bei Aluminium mit 3 bis 5 %.

Beim Laserstrahlschneiden kann aus dem Produkt von Absorptionsgrad und eingestrahelter Laserleistung direkt die dem Prozeß zur Verfügung stehende Leistung, die sogenannte eingekoppelte Strahlleistung, ermittelt werden. Dementsprechend kann bei diesem Materialbearbeitungsverfahren der Einkoppelgrad η_A dem Absorptionsgrad näherungsweise gleichgesetzt werden. Beim Tiefschweißen gilt diese Relation nicht mehr, da sich durch Mehrfachreflexion und -absorption an der Kapillarwand ein wesentlich höherer Einkoppelgrad ergibt.

Thermischer Wirkungsgrad

In welchem Umfang die eingekoppelte Laserstrahlleistung nutzbringend, beispielsweise für die Erzeugung eines Laserstrahlschnittes, umgesetzt wird, kann durch den *thermischen Wirkungsgrad* η_{th} beschrieben werden. Der durch Wärmeleitungsverluste begrenzte thermische Wirkungsgrad ergibt sich aus dem Verhältnis von Nutzleistung zu eingekoppelter Leistung. Für das Laserstrahlschmelzschnitten gilt:

$$(14) \quad \eta_{th} = \frac{v_c * b_c * s * H_m}{\eta_A * P_w} .$$

Beim Laserstrahlschweißen entspricht das beim Laserstrahlschneiden pro Zeiteinheit ausgetriebene Schmelzvolumen dem aufgeschmolzenen Nahtvolumen, d. h. die Schneidgeschwindigkeit v_c wird durch die Schweißgeschwindigkeit v_w , die Schnittfugenbreite b_c durch die Nahtbreite b_w und die zu trennende Blechdicke s durch die Schweißnahttiefe d_w ersetzt.

Um die allgemeinen Zusammenhänge werkstoffunabhängig darstellen zu können, ist es nützlich Kombinationen aus Verfahrens-, Strahl- und Werkstoffparametern zu verwenden, die dimensionslose Größen ergeben. Von Swift-Hook und Gick [42] wurde eine dimensionslose Vergleichsdarstellung vorgeschlagen, deren Komponenten eine normierte Laserleistung

$$(15) \quad X = \frac{\eta_A * P_w}{s * L_m * T_m}$$

und eine normierte Geschwindigkeit

$$(16) \quad Y = \frac{v_c * b_c * H_m}{L_m * T_m}$$

sind. Durch eine Division der normierten Geschwindigkeit durch die normierte Laserleistung erhält man analog Gl. (14) den thermischen Wirkungsgrad

$$(17) \quad \eta_{th} = \frac{Y}{X} = \frac{v_c * b_c * s * H_m}{\eta_A * P_w} .$$

Obwohl sich die Gleichungen (15) und (16) in Verbindung mit Näherungslösungen für die Energieeinkopplung sehr gut für die Prozeßanalyse nutzen lassen, ist ihre Anwendung für die Interpretation und Einordnung von Versuchsergebnissen zu aufwendig, da entsprechende Daten, wie beispielsweise der Einkoppelgrad, vielfach nicht zur Verfügung stehen. Für den Vergleich experimenteller Prozeßergebnisse wurde deshalb von Dausinger [41] eine Vergleichsauftragung vorgestellt, bei der ausschließlich bekannte Prozeßparameter Verwendung finden. Dabei ergibt sich die Prozeßgeschwindigkeit als Funktion der spezifischen Leistung pro Tiefe:

$$(18) \quad v = f \left(\frac{P_w}{s * d_f} \right) .$$

Die spezifische Leistung wird dabei als Maß für die Leistungsdichte in der Wechselwirkungszone verwendet und ergibt sich dementsprechend als Quotient aus Strahlleistung und Fokushdurchmesser. Diese Darstellung kann direkt für den Vergleich der erzielten Prozeßergebnisse herangezogen werden und als Grundlage für deren Interpretation dienen. Ohne den Einkoppelgrad oder den thermischen Wirkungsgrad explizit berechnen zu müssen, läßt sich aus dem Quotienten der beiden Terme in Gl. (18), multipliziert mit dem spezifischen Wärmebedarf, unmittelbar der Prozeßwirkungsgrad gewinnen:

$$(19) \quad \eta_p = \frac{v_c * s * d_f * H_m}{P_w} .$$

Unter Kenntnis des spezifischen Wärmebedarfes läßt sich mit Hilfe von Gl. (19) der Prozeßwirkungsgrad somit unmittelbar aus den verfügbaren Prozeßparametern berechnen.

2.3.3 Laserstrahlschneiden

Nach der Einteilung der Fertigungsverfahren in DIN 8580 [43] wird das Laserstrahlschneiden in der Hauptgruppe *Trennen* und weiter nach DIN 8590 [44] in der Gruppe *Abtragen* geführt. DIN 2310 Teil 6 [45] beschreibt die thermischen Schneidverfahren der Untergruppe *Thermisches Abtragen* dieses Ordnungssystems. Wesentliches Unterscheidungskriterium der einzelnen thermischen Trennverfahren ist dabei die Art der Energieeinbringung in das Werkstück. Beim Laserstrahlschneiden beruht die Energieeinbringung auf Absorptionsvorgängen an den Schnittfugenkanten sowie an der Schneidfront, wobei das Material lokal aufgeheizt und im Bereich der Wechselwirkungszone als Schmelze oder Dampf mit Hilfe eines

Gasstromes ausgetrieben wird. Der Schneidprozeß erfolgt dabei ohne mechanischen Kontakt zwischen Werkzeug und Werkstück.

Durch die gute Fokussierbarkeit können bei geringer Gesamtenergie lokal sehr hohe Energiedichten und Temperaturen erzeugt werden, so daß im Vergleich zu anderen Schneidverfahren hohe Prozeßgeschwindigkeiten erreichbar sind. Gleichzeitig wird die Wärmebelastung des gesamten Werkstücks auf ein Minimum beschränkt. Hierdurch ist es möglich, auch metallische Werkstücke nahezu verzugs- und spannungsfrei zu trennen. Typische Merkmale eines Laserstrahlschnittes sind eine zur Oberfläche fast senkrechte Schnittkante, eine geringe Riefigkeit der Schnittfläche sowie eine kleine wärmebeeinflusste Zone. Deshalb ist bei vielen Anwendungen keine Nachbearbeitung der Schnittfläche erforderlich.

Hinsichtlich der Abtragphysik lassen sich beim thermischen Trennen grundsätzlich die drei Varianten Sublimierschneiden, Schmelzschnneiden und Brennschnneiden unterscheiden. Wichtige Kriterien sind dabei die unterschiedliche Leistungsdichte in der Trennebene und der damit verbundene Phasenwechsel des Werkstoffes bzw. dessen chemische Reaktion.

Beim *Sublimierschneiden* wird der Werkstoff im Bereich der Schnittfuge direkt vom festen in den gasförmigen Zustand überführt. Dazu sind sehr hohe Energien erforderlich, die in der für Metalle geforderten Dichte nur mit Hilfe von Elektronen- oder Laserstrahlen erzeugt und eingekoppelt werden können. Das Sublimierschneiden wird fast ausschließlich bei nichtmetallischen sowohl organischen wie auch anorganischen Werkstoffen eingesetzt. Bei Metallen kann ein sinnvoller Einsatzbereich beim Bohren sowie aufgrund der kontrollierten Wärmeeinbringung beim Schneiden filigraner Strukturen gesehen werden. Zum Trennen von Metallen wird jedoch wegen der geringen Schneidgeschwindigkeiten beim Sublimierschneiden in der Regel das Schmelz- oder Brennschneiden eingesetzt.

Beim *Schmelzschnneiden* wird an der Schnittstelle kontinuierlich soviel Energie zugeführt, daß der Werkstoff vom festen in den flüssigen Zustand überführt und anschließend durch einen inerten bzw. reaktionsträgen Gasstrom mit hoher Strömungsgeschwindigkeit aus der Schnittfuge geblasen werden kann. Der Gasstrom soll außerdem die Oxidation der Schnittfugenkanten durch Verdrängung der Umgebungsluft verhindern. Als Schneidgase kommen in der Regel Argon oder Stickstoff zum Einsatz. Bei diesem Verfahren wird die Schneidgeschwindigkeit im wesentlichen durch die Energieabsorption in den Werkstoff sowie dessen Wärmeleitfähigkeit und Schmelztemperatur begrenzt.

Im Gegensatz zum Schmelzschnneiden wird beim *Brennschnneiden* kein reaktionsträges oder inertes Gas sondern Sauerstoff zum Austrieb der Schmelze eingesetzt. Analog zum Schmelzschnneiden wird auch hier der Werkstoff im Bereich der Schnittfuge erwärmt. Beim Erreichen der Zündtemperatur verbrennt er dann im Sauerstoffstrom. Durch die exotherme Reaktion des Sauerstoffs mit der Schmelze wird dem Schneidprozeß zusätzlich Energie zugeführt. Die erreichbaren Schneidgeschwindigkeiten bei diesem Verfahren können deshalb abhängig von der Intensität in der Wechselwirkungszone um ein Vielfaches höher liegen als beim Schmelzschnneiden. Nachteilig kann sich die Schnittflächenbelegung mit einer fest anhaftenden Oxidschicht auswirken, die gegebenenfalls entfernt werden muß, um beispielsweise die Haftung von Lacken zu verbessern oder die Beeinträchtigung eines nachfolgenden Schweißprozesses zu verhindern.

Damit Brennschneiden möglich ist, müssen folgende drei von Mair [46] und Bahmann [47] formulierten Voraussetzungen erfüllt sein:

- Die Zündtemperatur in Sauerstoff muß niedriger sein als die Schmelztemperatur des Grundwerkstoffes.
- Die Schmelztemperatur des entstehenden Oxids muß niedriger sein als die Schmelztemperatur des Grundwerkstoffes.
- Die Wärmebilanz von eingebrachter Energie (Initialwärmequelle, Reaktionswärme) einerseits und Verlusten (Konvektion, Schmelzaustrieb) andererseits muß ausgeglichen sein, so daß sich an der Schnittstelle mindestens Zündtemperatur einstellen kann.

Diese Voraussetzungen können bei allen kohlenstoffhaltigen Stählen als erfüllt gelten. Für kohlenstoffarme Stähle sowie Aluminium trifft mindestens eine dieser Voraussetzungen nicht zu. Im Gegensatz zum autogenen Brennschneiden ist es beim Einsatz eines Laserstrahles aufgrund der konzentrierten, hohen Energieeinbringung dennoch möglich, Metalle in guter Schnittqualität zu trennen, deren Oxide einen höheren Schmelzpunkt haben als das Metall selbst.

Die Laserstrahl-Schneidbarkeit eines Bauteils ist gegeben, wenn es mit dem Laserstrahl so geschnitten werden kann, daß es mindestens die vorgesehenen Gebrauchseigenschaften besitzt. Nach DIN 32516 [48] wird die Laserstrahl-Schneidbarkeit von den drei Faktoren Schneideignung, Schneidmöglichkeit und Schneidsicherheit bestimmt, die abhängig von dem Bauteil unterschiedliche Einflüsse berücksichtigen müssen. Grundsätzlich gilt jedoch, daß die Laserstrahl-Schneidbarkeit um so besser ist, je weniger Einflüsse zu beachten sind und für die Herstellung des Bauteils berücksichtigt werden müssen.

2.3.4 Laserstrahlschweißen

Nach der Einteilung der Fertigungsverfahren in DIN 8580 [43] wird das Laserstrahlschweißen in der Hauptgruppe Fügen und weiter in der Gruppe Fügen durch Schweißen geführt. In diesem Ordnungssystem beschreibt DIN 1910 Teil 2 [49] die einzelnen Schweißverfahren, wobei das Laserstrahlschweißen der Untergruppe Schmelz-Verbindungsschweißen zugeordnet wird. Wie Bild 7 verdeutlicht wird dabei grundsätzlich zwischen dem Wärmeleitungsschweißen und dem Tiefschweißen unterschieden. Beim Wärmeleitungsschweißen, sowie in der Startphase der Kapillarausbildung beim Tiefschweißen, trifft der Laserstrahl unter kleinen Einfallswinkeln, d. h. annähernd senkrecht, auf die Oberfläche. Nach Bild 8 wird die Laserstrahlung dabei nur zu einem sehr geringen Anteil absorbiert, was die schlechte Prozesseffizienz beim Wärmeleitungsschweißen erklärt. Beim Tiefschweißen dagegen, das im folgenden ausschließlich betrachtet werden soll, wird der Großteil der Strahlungsenergie über Vielfachreflexion und -absorption an den Wänden der Dampfkapillare in das Werkstück eingekoppelt. Wie Bild 8 verdeutlicht, werden maximale Absorptionsgrade bei großen Einfallswinkeln, dem sogenannten Brewsterwinkel, erreicht. Dieser Fall eines nahezu streifenden Strahleinfalls in bezug auf die Oberfläche tritt entsprechend Bild 7 beim Tiefschweißen an der Kapillarwand auf. In Verbindung mit der Vielfachreflexion und -absorption ergibt sich somit

beim Tiefschweißen eine im Vergleich zum Wärmeleitungsschweißen sehr große Prozeßeffizienz.

Die Laserstrahl-Schweißbarkeit eines Bauteils ist gegeben, wenn der Stoffschluß durch das Laserstrahlschweißen bei Beachtung eines geeigneten Fertigungsablaufes erreicht werden kann. Dabei muß die Schweißung hinsichtlich ihrer örtlichen Eigenschaften und ihres Einflusses auf die Konstruktion, deren Teil sie ist, die gestellten Anforderungen erfüllen. Nach DIN 8528 Blatt 1 [50] wird die Schweißbarkeit von den drei Faktoren Schweißeignung, Schweißmöglichkeit und Schweißsicherheit bestimmt. Je nach Bauteil ist dabei eine unterschiedliche Zahl dieser Einflüsse zu betrachten. Grundsätzlich gilt jedoch, daß die Schweißbarkeit um so besser ist, je weniger Einflüsse zu beachten sind und für die Herstellung des Bauteils berücksichtigt werden müssen.

3 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Die Anwendung des Werkstoffes Stahl im Karosserieleichtbau zeigt Grenzen auf, um die von allen drei Zielgrößen (Sicherheit, Komfort, Ökologie) geprägte Gewichtsspirale auch zukünftig im Griff zu behalten. Hier bleibt als einziger Ausweg ein Wechsel zu Leichtbauwerkstoffen, beispielsweise faserverstärkte Kunststoffe bzw. auf der Metallseite das Aluminium oder Magnesium in geeigneten Legierungszusammensetzungen. Auch die Kombination unterschiedlicher Leichtbauwerkstoffe und ihr Zusammentreffen beim Fügen an Bauteil-Verbindungsstellen erfordern weitere Entwicklungsschritte.

Der Einsatz von Aluminiumlegierungen im Fahrzeugbau ist nicht neu; beispielsweise ist die Verbindung von Bauteilen im Außenhautbereich von Flugzeugen durch Nieten nach wie vor als Stand der Technik anzusehen. Auch die Bearbeitung von Aluminiumblechen durch Prozesse, die im weitesten Sinne dem physikalischen Vorgang Schmelzen zuzuordnen sind, kann vom Grundsatz her als bekannt angenommen werden. Hierzu liegt bereits eine Reihe von Untersuchungsergebnissen vor, die sich mit unterschiedlichen Verfahren der Schmelzbaderzeugung, auch dem Laserstrahl-Schweißen mit CO₂- oder Festkörperlasern, auseinandersetzen.

Mit der Einführung neuer Werkstoffe in den Karosseriebau werden neue Anforderungen an die Produktionstechnologie und die Qualitätssicherung gestellt, denen entsprechend begegnet werden muß. Der *Lasertrenntechnik* kommt nun im Zusammenhang mit dem bereits beschriebenen Leichtbaukonzept eine wesentliche Bedeutung zu. So müssen verstärkt un- oder vorbeschichtete sowie lackierte Aluminium-Bleche sowohl bei der Prototypen- und Kleinserienfertigung als auch in der Großserienfertigung be- und geschnitten werden. Da an den einzelnen Karosseriebereichen vielfach nur eine einseitige Bauteilzugänglichkeit besteht, im Außenhautbereich keine Verzüge beim Einbringen der Ausschnitte entstehen dürfen und darüber hinaus die Schnitte möglichst rückstandsfrei eingebracht werden sollen, kommt hier als einziges Trennverfahren das Laserstrahlschneiden in Frage.

Die folgenden Untersuchungen sollen deshalb einen Beitrag dazu leisten, Möglichkeiten und Grenzen des Laserstrahlschneidens von unbeschichteten und oberflächenveredelten Aluminiumblechen und -strangpreßprofilen aufzuzeigen. Dabei sollen sowohl die Vorteile des Laserstrahlschneidens hinsichtlich hoher Schnittqualität an ebenen und dreidimensionalen Bauteilgeometrien dargestellt und anhand prozeßtypischer Parameter diskutiert werden als auch Verfahrensempfehlungen für den Einsatz in der Serienfertigung des Karosseriebaus aufgezeigt und definiert werden.

Neben der Trenntechnik kommt mit den Leichtbaukonzepten insbesondere auch der *Fügetechnik* eine tragende Bedeutung zu. Die zunehmende Diversifizierung eingesetzter Karosseriewerkstoffe bedingt an den Bauteilschnittstellen zwangsläufig die Verbindung von Werkstoffkombinationen, die bislang im Karosseriebau so nicht vorlagen. Dabei wirft nicht nur die Bauteil- und Füügeometrie sondern in wesentlich stärkerem Maße auch die Werkstoffkombination die Frage nach möglichen und geeigneten Fügetechniken auf.

Die im Karosseriebau vorherrschenden Fügeverfahren Widerstandspunkt- und Schutzgas-schweißen stoßen dabei sehr schnell an ihre Grenzen, die physikalischer, metallurgischer oder technischer Art sein können. Die daraus erwachsende Notwendigkeit, auf andere Fügever-

fahren auszuweichen, hat zu erheblichen Entwicklungsanstrengungen in diesem Bereich geführt. Dabei wurden zum einen die konventionellen Fügeverfahren technisch weiterentwickelt, wobei Grenzen und Vielfalt ihrer Einsatzmöglichkeiten wesentlich erweitert wurden. Zum anderen wurde die Entwicklung neuer Fügeverfahren forciert, die bisher im Karosseriebau noch nicht eingeführt waren oder aus wirtschaftlicher Sicht nicht in Frage kamen. Insbesondere die mechanischen Fügeverfahren (Durchsetzfugen, Stanznieten und Blindnieten) gewinnen hier zunehmend an Bedeutung. Im Bereich der schmelzschweißenden Fügeverfahren konzentriert sich das Interesse im wesentlichen auf das Laserstrahlschweißen, das für Anwendungen an Stahl bereits vor Jahren erfolgreich in die Serie eingeführt werden konnte.

Die unterschiedlichen physikalischen und chemischen Eigenschaften (Wärmeleitfähigkeit, Wärmedehnung, Schmelztemperatur und Reflexionsgrad) von Stahl und Aluminium sind Ursache dafür, daß sich die Prozeßparameter für das Laserstrahlschweißen dieser Werkstoffe wesentlich unterscheiden. Wie bisher durchgeführte Untersuchungen mit CO₂-Lasern an ausgewählten Aluminiumlegierungen zeigten, sind diese im Gegensatz zu Stahl nur bedingt prozeßsicher schweißbar. Neue Möglichkeiten für die Lasermaterialbearbeitung eröffnen sich durch die seit kurzem verfügbaren leistungsstarken Festkörperlaser, mit denen auch Aluminiumlegierungen prozeßsicher schweißbar sind, z. B. [51] und [52]. Die Vorteile des Festkörperlasers gegenüber dem CO₂-Laser beim Schweißen von Aluminium liegen nach Beck [53] in der kürzeren Wellenlänge begründet, die für eine höhere Strahlabsorption im Werkstoff sowie eine geringere Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Metaldampfplasma verantwortlich ist und deshalb zu einem stabileren Schweißprozeß führt.

Eine Umsetzung des Laserstrahlschweißens von Aluminium in die industrielle Serienfertigung des Karosseriebaus ist bislang noch nicht erfolgt. Die folgenden Untersuchungen sollen deshalb einen Beitrag dazu leisten, Möglichkeiten und Grenzen des Laserstrahlschweißens von Aluminiumblechen und -strangpreßprofilen aufzuzeigen, wie der Laserstrahlschweißprozeß an Aluminium nicht nur unter Laborbedingungen sondern auch in der industriellen Großserienfertigung des Karosseriebaus mit den dabei zu erwartenden Bauteiltoleranzen hinsichtlich Nahtausbildung und Prozeßsicherheit beherrscht werden kann. Dabei sollen sowohl die Vorteile des Laserstrahlschweißens dargestellt und anhand prozeßtypischer Parameter diskutiert werden als auch Verfahrensempfehlungen für den Einsatz in der Serienfertigung des Karosseriebaus aufgezeigt und definiert werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, Lösungen für die Anwendung von Nd:YAG-Lasern hoher Strahlleistung an Aluminiumblechen zu entwickeln wie sie im Bereich der Kraftfahrzeugherstellung mit großen Produktionszahlen und dementsprechend kurzen Taktzeiten aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten gefordert werden. Um zu diesen Zielen zu gelangen, soll die Arbeit ausgehend von typischen Anwendungsbeispielen für den Karosseriebau anhand von Parameterstudien konkrete Aussagen zur Laserstrahl-Schneidbarkeit und -Schweißbarkeit mit Festkörperlasern im Hinblick auf hohe Prozeßsicherheit in der Großserienfertigung treffen. Dabei sollen, wo möglich, Modellvorstellungen entwickelt werden, die Ansätze für ein tieferes Verständnis der Vorgänge beim Schneiden und Schweißen von Aluminiumlegierungen liefern.

4 Versuchstechnik

4.1 Versuchseinrichtungen

4.1.1 Lasersystemkomponenten

Laserstrahlquelle

Für die Untersuchungen wurde ein modular aufgebauter, kontinuierlich emittierenden Hochleistungs-Festkörperlaser vom Typ HL4006D [54] eingesetzt, der eine geregelte Laserleistung von bis zu 4 kW an der Bearbeitungsstelle zur Verfügung stellen kann. In Tabelle A-1 sind die wesentlichen technischen Daten dieser Laserstrahlquelle zusammengefasst.

Die Erzeugung des Laserlichts findet in einem mit Neodymionen (Nd^{3+}) dotierten Yttrium-Aluminium-Granat-Kristallstab (YAG) statt. Das laseraktive Medium Neodym wird über Krypton-Bogenlampen angeregt, wodurch es Laserlicht der charakteristischen Wellenlänge von $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ emittiert. Die stabförmigen Lampen und der Laserstab sind in einem zylindrischen Reflektor mit doppelelliptischem Querschnitt achsparallel angeordnet. Um das Pumplicht möglichst effektiv auszunutzen, befinden sich die Lampen in je einer Brennpunktlinie der elliptischen Zylinder und der Kristallstab in der gemeinsamen Brennpunktlinie des Querschnitts. Die Anordnung von Nd:YAG-Kristall, Bogenlampe und Reflektor wird als Kavität bezeichnet. Ihr Aufbau ist in Bild 10 schematisch dargestellt.

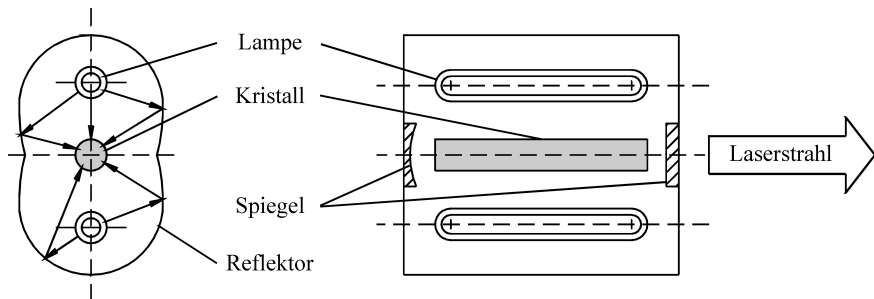


Bild 10: Schematischer Aufbau eines Nd:YAG-Lasers [39]

Eine Strahlleistung im Kilowatt-Bereich wird üblicherweise mit mehreren seriell oder parallel angeordneten Kavitäten realisiert. Die serielle Anordnung der Kavitäten erlaubt eine kompakte Bauweise. Komponenten wie Positionierlaser, Strahlaufweitung und Einkoppeloptik können hier im Vergleich zu einer parallelen Anordnung gemeinsam genutzt werden. Der eingesetzte Laser besteht aus acht Kavitäten, die nach dem seriellen Mehrstab-System in Oszillator-Verstärker-Anordnung aufgebaut sind, wobei drei Kavitäten als Resonator und die weiteren fünf Kavitäten als Verstärker geschaltet sind. Aufgrund der geometrischen Verhältnisse des Laserstabes und der dadurch bedingten großen Fresnelzahl des stabilen Resonators hat der ausgekoppelte unpolarisierte Laserstrahl eine hohe Modenordnung.

Sicherheitstechnik

Gemäß der Unfallverhütungsvorschrift Laserstrahlung [55] ist die von der eingesetzten Strahlquelle emittierte Strahlleistung der höchsten Gefahrenklasse (Klasse 4) zuzuordnen. Aufgrund dieser Tatsache ist der Arbeitsraum, in dem mit dem Laserstrahl gearbeitet wird, entsprechend DIN 60825 Teil 1 [56] vollständig durch eine strahldichte Kabine zu kapseln und ein Aufenthalt von Personen während der Laserbearbeitung im Arbeitsraum zu verbieten. Darüber hinaus sind alle Türen sensorisch zu überwachen, so daß der Laser bei einem unbefugten Betreten des Arbeitsraumes während des Betriebes automatisch abgeschaltet wird. Bei Einhaltung der geforderten Sicherheitsmaßnahmen reduziert sich die Gefahrenklasse der Anlage außerhalb der Kabine auf Klasse 1, d. h. für das menschliche Auge besteht hier keine Gefahr.

Für die Durchführung der Untersuchungen stand eine strahldichte Arbeitskabinen zur Verfügung, die diesen Anforderungen entspricht. Um eine Prozeßbeobachtung zu ermöglichen, waren mehrere Laserschutzfilter in die Kabinenwand integriert, die den Anforderungen nach DIN 58215 [57] genügen.

Strahlführung

Die Strahlführung vom Laser zur Bearbeitungsoptik erfolgt über eine Stufenindexfaser mit einem Kerndurchmesser von 600 µm. Der Lichtwellenleiter, welcher aus der Stufenindexfaser und einem koaxial dazu angeordneten Schutzmantel besteht, ist über die gesamte Länge elektrisch überwacht. Bei einem Defekt an der Faser oder bei einer fehlerhaften Verbindung an den Kopplungsstellen (Einkopplung in der Strahlquelle, Auskopplung in der Bearbeitungsoptik) wird die Strahlquelle sofort abgeschaltet.

Bearbeitungsoptik

In der Bearbeitungsoptik wird der aus dem Lichtwellenleiter ausgekoppelte Strahl parallel ausgerichtet und anschließend fokussiert. Der Strahl trifft dabei zunächst auf die Kollimationslinse, die eine Brennweite von $f_k = 200$ mm besitzt. Sie erzeugt einen Rohstrahl mit einem Taillendurchmesser von 33,41 mm. Die an dieser Stelle angeordnete Linse dient der Fokussierung des kollimierten Laserstrahls. Üblicherweise werden hier Linsen mit Brennweiten zwischen 80 mm und 200 mm eingesetzt. Die unterschiedlichen Brennweiten erlauben die Variation von Fokusbereich und Strahldivergenzwinkel entsprechend Tabelle A-2 und ermöglichen damit eine Anpassung des fokussierten Strahls an die jeweilige Bearbeitungsaufgabe.

Querstromdüse

Zum Schutz der Optik ist unmittelbar vor der Linse ein Schutzglas angeordnet. Um große Standzeiten für diese Schutzgläser zu erreichen, müssen die vom Schweißprozeß aufsteigenden Rauchgase und Spritzer von diesem Linsenschutz ferngehalten werden. Zu diesem Zweck kommen sogenannte Querstromdüsen zum Einsatz, die zwischen dem Schutzglas und der Bearbeitungsstelle orthogonal zur Strahlachse einen „Gasvorhang“ aus Stickstoff oder Druckluft aufbauen. Um die aufsteigenden Rauchgase wegzublasen, genügt eine geringe Gas-

geschwindigkeit. Um darüber hinaus jedoch auch die mit hoher Geschwindigkeit aufsteigenden Schweißspritzer ausreichend stark ablenken zu können, sind nach den Untersuchungen von Kern et al. [58] Überschallgeschwindigkeiten erforderlich, die ausschließlich mit Lavaldüsen erreicht werden können. Für die Untersuchungen wurde eine Querstromdüse vom Typ Supersonic Cross Jet [59] mit einer solchen Lavalkontur eingesetzt. Diese für einen Betriebsdruck von 5 bar ausgelegte Querstromdüse hat eine Wirkbreite von 20 mm und einen Gasverbrauch von ca. 420 l/min.

Gasführung

Die Aufgabe von Gasen in der Materialbearbeitung mit Festkörperlasern ist in erster Linie abhängig vom Prozeß. Dieser beeinflusst in starkem Maße die Art der Gasführung, wobei prinzipiell zwischen einer koaxialen und einer lateralen Gasführung relativ zum Laserstrahl unterschieden werden kann. Abhängig von dem zu bearbeitenden Werkstoff erfolgt die Auswahl eines geeigneten Gases, wobei die physikalischen und chemischen Eigenschaften, wie

- Molekulargewicht,
- Dichte,
- Wärmeleitfähigkeit,
- Ionisationsenergie,
- Dissoziationsenergie und
- chemisches Reaktionsverhalten,

von zentraler Bedeutung in diesem Entscheidungsprozeß sind.

Beim Laserstrahlschneiden dient der *Schneidgasstrahl* zum Ausblasen der flüssigen Schmelze aus der Schnittfuge. Hierfür sind hohe Strömungsgeschwindigkeiten erforderlich, was zum einen hohe Drücke bedingt und zum anderen geringe Austrittsquerschnitte notwendig macht, um den Gasverbrauch minimal zu halten. Für einen effektiven Schmelzentransport aus der Schnittfuge muß der Schneidgasstrahl auf der Distanz zwischen dem Austritt aus der Düse bis zur Werkstückoberfläche, dem sogenannten *Arbeitsabstand*, seine Form möglichst beibehalten. Die Qualität des Schneidgasstrahls hängt dabei wesentlich von der Ausformung der Düse ab. In Bild 11 a) und b) sind die für die Untersuchungen eingesetzten Schneidgasdüsen dargestellt, deren Öffnungsdurchmesser zwischen 0,8 und 1,5 mm lag.

Die Zuführung von *Schutzgas* beim Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Lasern dient in erster Linie dem Schutz der Schweißstelle vor dem Zutritt von umgebender Atmosphäre, um eine Oxidation des schmelzflüssigen Werkstoffes durch den Luftsauerstoff zu verhindern. Grundsätzlich wird beim Laserstrahlschweißen zwischen einer koaxialen und einer lateralen Schutzgaszuführung unterschieden. In Bild 11 c) bis f) sind die Querschnitte der drei eingesetzten Schutzgasdüsen dargestellt.

Bei Durchschweißungen (z. B. I-Naht am Stumpfstoß) ist darüber hinaus ein *Formiergasstrom* zum Wurzelschutz erforderlich. Abhängig von Schweißnahtlänge und Nahtgeometrie erfolgt die Zuführung des Formiergases entweder über eine Gasdüse oder über eine werkstückangepaßte, in die Spannvorrichtung integrierte Kupferschiene, die entlang der Schweißnaht einen entsprechenden Gaskanal ausbildet.

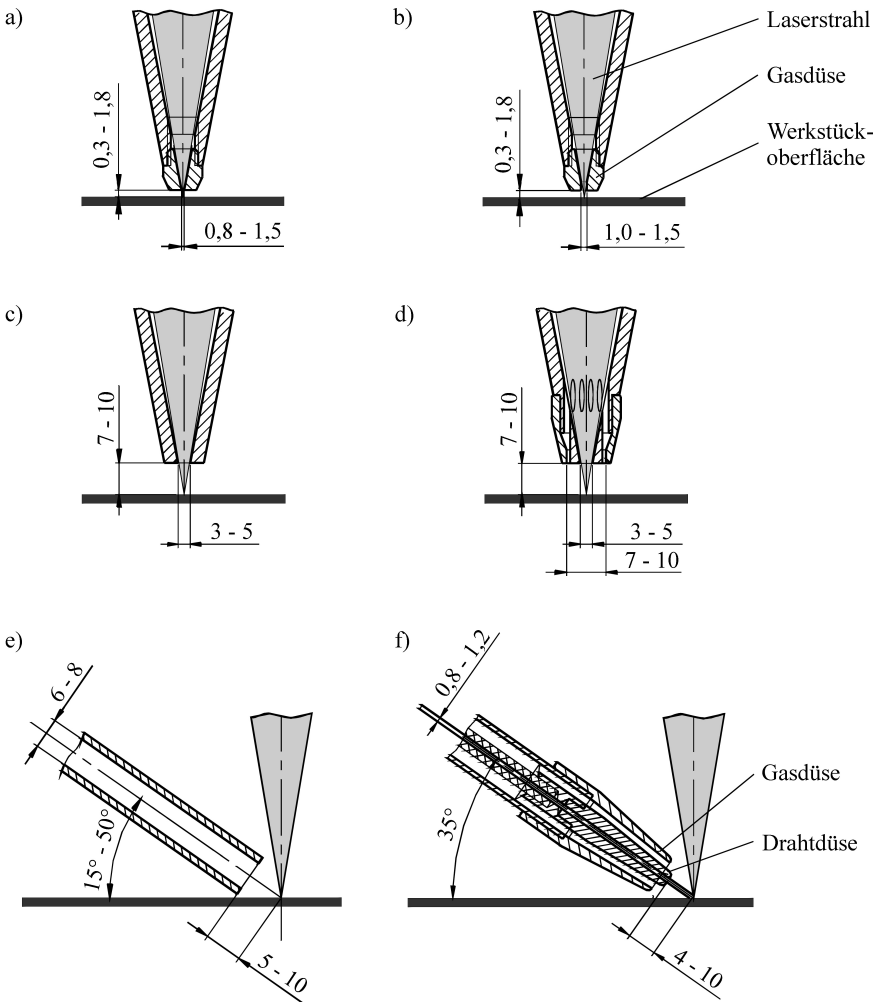


Bild 11: Querschnitte und Ausrichtung zum Werkstück der bei den Untersuchungen eingesetzten Gasdüsen: a) Konische Schneidgasdüse (koaxial zum Strahl), b) Konisch-zylindrische Schneidgasdüse (koaxial zum Strahl), c) Konische Schutzgasdüse (koaxial zum Strahl), d) Konische Ringkanaldüse (koaxial zum Strahl), e) Rohrdüse (lateral zum Strahl), f) Ringkanaldüse (koaxial zur Drahtführung)

Schweißzusatzführung

Im Gegensatz zum konventionellen Schutzgasschweißen ist beim Laserstrahlschweißen, ähnlich wie auch beim Wolfram-Inertgasschweißen, die Verwendung von Schweißzusatz nicht unbedingt erforderlich. Dennoch kann abhängig von der Schweißaufgabe, d. h. bedingt durch Konstruktion oder Werkstoff, der Einsatz von Schweißzusatz sinnvoll oder sogar zwingend erforderlich sein. Für die Zuführung des Schweißzusatzes wurden konventionelle Düseneinsätze verwendet, wie sie üblicherweise beim Schutzgasschweißen eingesetzt werden. Die Schweißzusatzführung war dabei entweder als singuläre Drahtdüse oder entsprechend Bild 11 f) als kominierte Draht- und Schutzgasdüse ausgeführt. Wie bereits in Vorversuchen ermittelt wurde, muß dabei der Innendurchmesser der Drahtführungsdüsen für eine kontinuierliche Drahtförderung um rund 10 % größer gewählt werden als der Durchmesser des entsprechenden Drahtes.

Für die exakte Positionierung des Drahtes senkrecht zur Strahlausbreitungsrichtung standen zwei Alternativen zur Verfügung. Zum einen konnte die Ausrichtung mit Hilfe eines sichtbaren Helium-Neon-Laserstrahls vorgenommen werden, der optional zum Nd:YAG-Laserstrahl von der Strahlquelle in den Strahlengang eingeblendet werden kann. Zum anderen über einen Monitor, auf dem der Rückreflex von der Bearbeitungsstelle visualisiert werden kann, der über einen im Strahlengang angeordneten Umlenkspiegel auf eine Beobachungskamera ausgekoppelt wird. Die exakte Positionierung des Drahtes in Strahlausbreitungsrichtung relativ zum Fokuspunkt erfolgte mit Hilfe von geeichten Gleichmaßen, mit denen entweder der Abstand zur Düsenunterkante (koaxiale Düsen) bzw. zum Anflanscpunkt der Fokussierlinse (laterale Düsen) eingemessen wurde.

4.1.2 Führungsmaschinen

Für die Untersuchungen standen drei verschiedene Führungsmaschinen zur Verfügung. Neben einer zweiachsigen Koordinatenführungsmaschine, die ausschließlich für die Bearbeitung zweidimensionaler Probengeometrien mit einer Länge von bis zu 400 mm geeignet ist, konnten zwei verschiedene Industrieroboter für die flexible dreidimensionale Bearbeitung von Bauteilen herangezogen werden. In Tabelle A-3 sind die technischen Daten der beiden Robotervarianten gemäß Herstellerangaben zusammengefaßt, die uneingeschränkt die Anforderungen nach Richtlinie VDI 2860 [60] erfüllen.

Zum einen handelt es sich dabei um einen sogenannten *Gelenkarmroboter*, der nach der Knickarm-Bauweise aufgebaut ist. Er verfügt über sechs frei programmierbare Achsen und ist damit in der Lage, jeden Punkt innerhalb seines Arbeitsraumes in beliebiger Orientierung anzufahren. Bild 12 zeigt schematisch Aufbau und Arbeitsraum des verwendeten Gelenkarmroboters [61]. Durch die aufwendige Steuerung sind die Arbeitsgeschwindigkeiten derartiger Roboter begrenzt. Vor allem bei geometrisch einfachen Bewegungen, wie beispielsweise Geraden oder Kreise, sind Roboter in ihrer Führungsgenauigkeit und -geschwindigkeit translatorischen Systemen unterlegen. Aufgrund ihrer hohen Beweglichkeit können sie jedoch universell eingesetzt werden und finden deshalb umfangreich Anwendung in der industriellen Praxis.

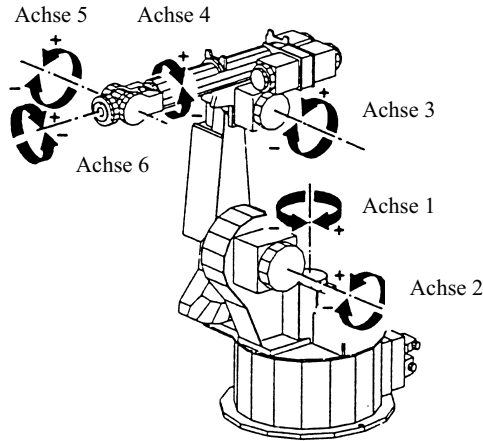


Bild 12: Aufbau und Arbeitsraum des Gelenkarmroboters IR 365/30 [61]

Daneben wurde ein sogenannter *Tricept* mit einer Drei-Bein-Sonderkinematik eingesetzt. Der Tricept ist ein Industrieroboter mit sechs Achsen, wobei drei Achsen als Linearantriebe ausgeführt sind, die an ihrem Koppelpunkt mit einem 3-Achs-Handgelenk kombiniert sind. Vorteile dieser Variante sind hohe Positionier- und Wiederholgenauigkeit, hohe Geschwindigkeit und Beschleunigung sowie geringe bewegte Massen. Nachteilig dagegen sind der kleine schüsselförmige Arbeitsraum, der hohe Platzbedarf und die große Rechenleistung, die für die Steuerung dieses Roboters erforderlich ist. Bild 13 zeigt schematisch Aufbau und Arbeitsraum des Tricept [62].

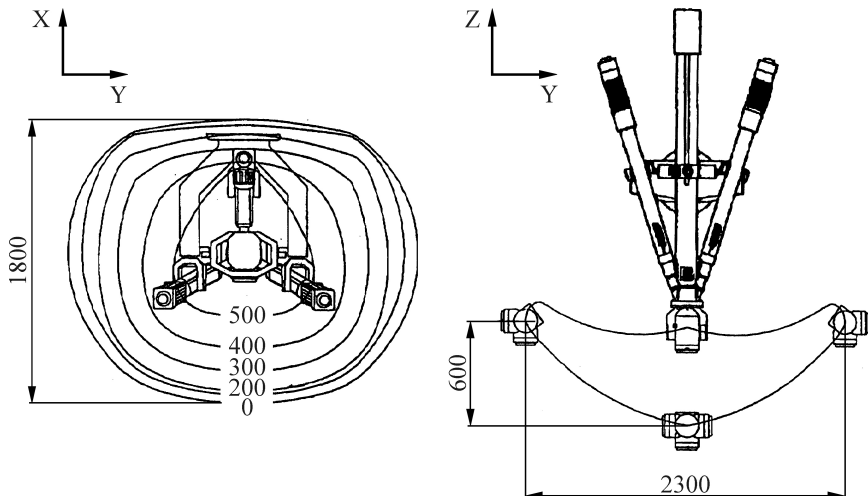


Bild 13: Aufbau und Arbeitsraum des Tricept HP1 [62]

Als Positionierhilfe bei der Programmierung der Schneid- bzw. Schweißbahnen in Werkstückebene wurde der sichtbare Helium-Neon-Laserstrahl eingesetzt. Für die exakte Positionierung des Fokuspunktes relativ zu der zu bearbeitenden Oberfläche wurden geeichte Gleichmaße eingesetzt.

4.1.3 Spanntechnik

Grundsätzlich übernimmt eine Spannvorrichtung die Aufgabe der Positionierung und Lagefixierung der Werkstücke in Bearbeitungsposition [63]. Darüber hinaus können weitere Funktionen in die Spanntechnik integriert werden, wie zum Beispiel Zustellbewegungen, Schutz- und Formiergaszuführung, Wärmeabfuhr aus den Bauteilen sowie Prozeßüberwachungsfunktionen. Dabei kann eine Spannvorrichtung grundsätzlich werkstückgebunden als Einzel- bzw. Sondervorrichtung oder flexibel als Universalvorrichtung ausgeführt werden [64].

Werkstückgebundene Spannvorrichtungen weisen eine Reihe von Vorteilen bezüglich Reproduzierbarkeit der Einspannung, Prozeßsicherheit, Genauigkeit und Integration von Zusatzfunktionen auf. Dies ist insbesondere bei der Bearbeitung von Werkstücken mit geringer Eigensteifigkeit, wie beispielsweise Feinblechen, günstig. Bauartbedingt sind diese Einzelvorrichtungen jedoch unflexibel und nur bei hohen Fertigungsstückzahlen wirtschaftlich. Beim Laserstrahlschweißen haben sich diese Vorrichtungen beispielsweise für die Herstellung von Karosserie-Außenhautverbindungen im Stumpfstoß bereits im Serieneinsatz bewährt [65, 66].

Neben einer werkstückgebundenen Spanntechnik kann auch eine *flexible Spanntechnik* angewandt werden, die nicht an die Geometrie oder Kontur des Werkstücks angepaßt bzw. gebunden ist. Diese weist Vorteile hinsichtlich der Werkstück-, Mengen- und Verfahrensflexibilität auf und ist somit bereits für kleine Stückzahlen wirtschaftlich einsetzbar. Bei geeigneten konstruktiven Lösungen kann für das Schweißen von Blechteilen eine Reihe von Zusatzfunktionen, wie beispielsweise das Aufbringen einer geregelten Anpreßkraft zum Schließen von Fügespalten oder ein Konstanthalten der Fokusslage, in eine Spannvorrichtung integriert werden [67]. Die Flexibilität einer solchen Spanntechnik wird durch einen nur punktuell erfolgenden Kontakt der Spannmittel mit dem Werkstück realisiert. Aus diesem Grund ist bei dieser Spanntechnik eine großflächige Wärmeableitung aus dem Werkstück über das Spannmittel nicht möglich. Flexible Spanntechniken haben sich bereits beim Schweißen von Überlappverbindungen im Karosseriebau bewährt [68, 69, 70, 71].

Für die Bearbeitung von zweidimensionalen Proben wurde im Rahmen der Untersuchungen ausschließlich eine werkstückangepaßte Vorrichtung eingesetzt. In dieser werden die Proben nach dem Einlegen mit einem bzw. zwei Spannbacken eingespannt, wobei über das pneumatische Spannsystem eine maximale Flächenpressung von 20 MPa erzeugt werden kann. Die beiden Spannbacken sind dabei so angeordnet, daß sich im geschlossenen Zustand ein Abstand von 20 mm ergibt, in dessen Mitte die Bearbeitung erfolgt. Für die Bearbeitung dreidimensionaler Bauteilgeometrien kamen abhängig von Bauteil- und Nahtgeometrie sowohl werkstückangepaßte als auch flexible Spannvorrichtungen zum Einsatz. Die Beschreibung des individuellen Spannmittelaufbaus erfolgt bei der Beschreibung der untersuchten Bauteilgeometrien.

4.1.4 Meßeinrichtungen

Diagnostik der Laserstrahls

Das Werkzeug Laserstrahl kann mit seinen Leistungskenngrößen, seiner Intensitätsverteilung und im Zeitverhalten dieser Größen beschrieben werden. Die Abweichungen von vorgegebenen Werten sollten quantifizierbar und möglichst klein sein, um ein stabiles und damit beherrschbares Prozeßverhalten sicherzustellen. Eine Übersicht über die verschiedenen Strahlkenngrößen und Methoden der Laserstrahldiagnostik sowie einsetzbare Detektoren findet sich u. a. in [72] und [73]. Die wesentlichen Strahlkenngrößen für das Schneiden und Schweißen mit kontinuierlich emittierenden Festkörperlaser sind Leistung und Kaustik des Strahls. Als Kaustik bezeichnet man den Strahlradius in Abhängigkeit von der Position entlang der Strahlachse.

Für die Ermittlung der Laserstrahlleistung wurde ein nach dem kalorimetrischen Prinzip arbeitender Strahlabsorber vom Typ LM-5000 in Verbindung mit einer Auswerteeinheit vom Typ Field Master [74] eingesetzt. Beim Messvorgang wird der Laserstrahl auf den wassergekühlten Absorber gerichtet; ein Detektor ermittelt die Temperaturdifferenz zwischen zu- und ablaufendem Kühlwasser. Mit Hilfe der geeichten Auswerteeinheit kann von dem Detektorsignal auf die eingestrahlte Laserleistung rückgeschlossen werden. Die Meßgenauigkeit wird vom Hersteller mit $\pm 3\%$ angegeben. In Bild 14 sind die mit diesem Meßgerät ermittelten Laserleistungswerte in Abhängigkeit von der Leistungsvorwahl für die verschiedenen Leistungsregelungsarten der Strahlquelle dargestellt.

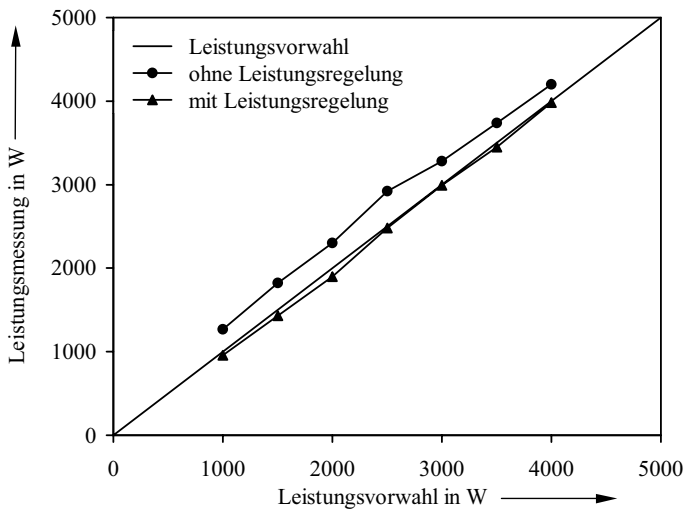


Bild 14: Gemessene Laserleistung in Abhängigkeit von Leistungsvorwahl und Art der Laserleistungsregelung

Für die Ermittlung der Intensitätsverteilung und der Kaustik des Laserstrahls wurde ein Meßgerät vom Typ Prometec UFF 100 [75] eingesetzt. Als Meßinstrument wird hier eine rotierende Hohlzylinderbohrung verwendet, die an ihrem äußeren Ende eine kleine Bohrung besitzt. Durch diese wird beim Durchlauf durch den Laser ein geringer Teil des Strahls auf einen Detektor ausgeblendet. Durch die Rotation der Hohlzylinderbohrung und eine gestufte Vorschub-

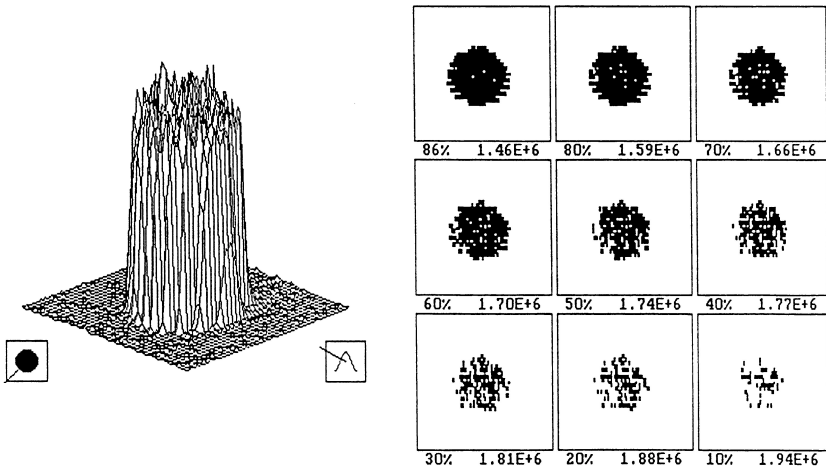


Bild 15: Intensitätsverteilung im Fokuspunkt bei einer Brennweite von $f = 150$ mm

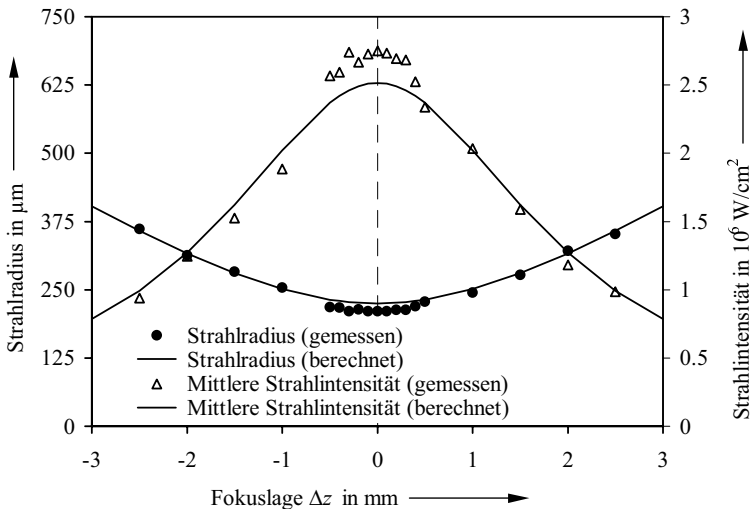


Bild 16: Strahlkaustik und Intensitätsverteilung der fokussierten Laserstrahlung bei einer Brennweite von $f = 150$ mm

bewegung senkrecht zur Strahlachse wird der Laserstrahl entlang vieler einzelner Bögen abgetastet. Während der Messung werden bei jedem Strahldurchlauf in diskreten Zeitabständen die Intensitätswerte von einer Auswerteeinheit aufgenommen. Nach Abschluß der Messung wird aus den aufgenommenen Daten ein geschlossenes, ortsaufgelöstes Intensitätsprofil generiert, wie es Bild 15 exemplarisch für eine Laserstrahlleistung von 3 kW verdeutlicht.

Durch Messung in mehreren verschiedenen Ebenen relativ zum Fokuspunkt können die mittlere Intensität und der Strahlradius in Abhängigkeit von der Fokusslage sowie zusätzlich die Rayleighlänge des Strahls ermittelt werden. In Bild 16 sind die Ergebnisse der Vermessung des fokussierten Laserstrahls bei einer Brennweite von 150 mm den Ergebnissen für eine ideale Top-Hat-Intensitätsverteilung gegenübergestellt.

Diagnostik der Führungseinrichtungen

Das Bewegungsverhalten von Führungsmaschinen spiegelt sich in der Teilegenauigkeit wieder und wird durch die Positionier- und Bahnengenauigkeit beschrieben. Die Positionierengenauigkeit gibt dabei an, wie exakt programmierte Raumpunkte erreicht werden, an denen ein Bewegungsstillstand zulässig ist. Die Bahnengenauigkeit hingegen beschreibt alle Abweichungen von der vorgegebenen Sollbahn, die während eines Bewegungszyklus auftreten. Sowohl Positionier- als auch Bahnengenauigkeit können durch die Angabe einer Wiederholengenauigkeit ergänzt werden, die die Unterschiede zwischen wiederholten Programmabläufen beschreibt. Eine Sollbahn muß in der Regel von der numerischen Steuerung als Verbindung zwischen zwei oder mehreren Punkten entweder zusammen mit einer Interpolationsvorschrift, z. B. linear oder zirkular, oder über Stützstellen berechnet werden. Da bei der Lasermaterialbearbeitung das Bearbeitungsergebnis stark von der Vorschubgeschwindigkeit abhängt, ist auch die Einhaltung der vorgegebenen Bahngeschwindigkeit wichtig.

Die durch Führungsmaschinen hervorgerufenen Bewegungen können z. B. bei Linearachsen mittels Maßstäben überprüft werden. Bei einer gleichzeitigen Erfassung von Zeit und Weg, wie dies z. B. mittels eines Fadenpotentiometers möglich ist, läßt sich auch das dynamische Bewegungsverhalten bestimmen. Eigene Messungen an der eingesetzten zweiachsigen Führungsmaschine ergaben bei der maximalen Vorschubgeschwindigkeit von 7,5 m/min, innerhalb des zulässigen Bearbeitungsbereiches von 400 mm Länge, eine Geschwindigkeitsabweichung von maximal $\pm 0,6 \%$ vom vorgegebenen Sollwert. Diese hohe Genauigkeit qualifiziert sie in ausreichendem Maße für den Einsatz bei der Lasermaterialbearbeitung.

Im Gegensatz zur ausschließlich ebenen Bearbeitung ist die Erfassung des Bewegungsverhaltens von Maschinen in der räumlichen Bearbeitung in der Regel schwierig. Hier wird oft auf ebene Bewegungsabläufe zurückgegriffen, wobei die Ebenen unterschiedlich im Raum orientiert sein können. Registriert werden Bahnungenauigkeiten als Abweichungen von mechanisch oder optisch vorgegebenen Sollbahnen durch entsprechende taktile oder optische Sensoren oder durch die Auswertung einer Bearbeitungsspur [76]. Eine kontinuierliche Erfassung räumlicher Bewegungen ist mit der Laserinterferometrie möglich [77]. Tabelle A-4 gibt die nach eigenen Messungen ermittelten Werte für die Führungsgenauigkeit der beiden Industrieroboter wieder, die entsprechend DIN EN 29283 [78] mit den oben beschriebenen Methoden ermittelt wurden.

4.2 Versuchswerkstoffe

4.2.1 Grundwerkstoffe

Für die Untersuchungen standen ausgewählte Aluminiumlegierungen und -halbzeuge (Blech, Strangpreßprofil, Guß) im Blechdickenbereich von 0,8 mm bis 6,0 mm zur Verfügung. Tabelle A-5 gibt einen Überblick über die eingesetzten Werkstoffe sowie deren Werkstoffzustand und Oberflächentextur bei Anlieferung. Die Angabe der Legierungsbezeichnung erfolgt gemäß DIN EN 573 Teil 1 und 2 [79, 80], die Bezeichnung des Werkstoffzustandes entsprechend DIN EN 515 [81]. Die chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe wurde in einer Spektralanalyse ermittelt. Tabelle A-6 faßt die Ergebnisse dieser Untersuchung zusammen. Bei allen untersuchten Legierungen lagen die Legierungsgehalte in dem nach DIN EN 573 Teil 3 [82] individuell für jede Legierung als zulässig definierten Bereich. Die mechanisch-technologischen Kennwerte der Versuchswerkstoffe im Anlieferungszustand wurden nach DIN EN 10002 Teil 1 [83] ermittelt. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Tabelle A-7 zusammengefaßt. Für einen Teil der warmaushärtbaren Aluminiumlegierungen (AlMgSiCu, AlMg_{0,4}Si_{1,2} und AlMgSi1) wurden zusätzlich die mechanisch-technologischen Kennwerte im ausgehärteten Zustand ausgewertet. Hierzu wurden die Proben jeweils über 45 Minuten bei einer Temperatur von 205°C ausgelagert. Tabelle A-8 faßt diese Ergebnisse zusammen.

4.2.2 Schweißzusätze

Für die Untersuchungen wurden ausschließlich Schweißzusätze in Form von Massivdrähten unterschiedlicher Aluminiumlegierungen verwendet, die in Durchmessern von 0,8 mm, 1,0 mm und 1,2 mm zur Verfügung standen. Die Zuführgeschwindigkeit konnte entweder manuell oder über ein Analogsignal der Systemsteuerung vorgewählt werden, wobei die maximale Vorschubgeschwindigkeit bei 12 m/min lag.

Tabelle A-9 gibt einen Überblick über die verwendeten Schweißzusätze, ihre Bezeichnung nach DIN 1732 Teil 1 [84], die äquivalente Legierungsbezeichnung nach DIN EN 573 Teil 2 [80] sowie die Toleranzbereiche ihrer mechanisch-technologischen Kennwerte nach DIN 1732 Teil 3 [85]. Die chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe wurde durch eine Umschmelzung der einzelnen Drähte und eine anschließende Spektralanalyse ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchung entsprechen den Forderungen nach DIN EN 573 Teil 3 [82] und sind zusammenfassend in Tabelle A-10 dargestellt.

4.2.3 Gase

Bei den Untersuchungen zum Laserstrahlschneiden fanden Argon, Helium, Stickstoff, Sauerstoff und Luft Anwendung. Der Schneidgasdruck lag zwischen 0,3 und 2,0 MPa. Als Schutzgase zum Laserstrahlschweißen wurden Helium, Stickstoff und Luft eingesetzt, die als Reingase und Gasgemische mit wechselnden Mischungsverhältnissen verwendet wurden. Die Gasdurchflußmenge, die individuell an die Parameter Schneidgasdüsenart, Nahtgeometrie und Legierungszusammensetzung angepaßt wurde, lag zwischen 10 und 30 l/min. Als Formiergase

kamen neben Helium, Stickstoff und Luft auch Argon zum Einsatz. Die erforderliche Formiergasdurchflußmenge orientierte sich individuell an der gewählten Zuführungsart. Tabelle A-11 faßt die Eigenschaften der bei den Untersuchungen eingesetzten Gase zusammen, die mit Ausnahme von Luft den Anforderungen nach DIN 32526 [86] bzw. prEN 439 [87] genügen.

4.2.4 Lacke

Für die Untersuchungen zum Laserstrahlschneiden oberflächenveredelter Halbzeuge standen lackierte Bleche und Strangpreßprofile zur Verfügung, die in den beiden in Bild 2 dargestellten Aufbauvarianten eingesetzt wurden. Alle Bleche durchliefen eine flourmodifizierte Phosphatierung und die kathodische Tauchlackierung. Die anschließend aufgetragene Füller- bzw. Funktionsschicht ist farblich bereits auf die Decklackierung abgestimmt. Hierfür konnte zwischen den Farben weiß, anthrazitgrau und pueblograu gewählt werden. Als Decklacke standen die Farben weiß, schwarz, metallic-silber und metallic-grün zur Verfügung. Tabelle A-12 faßt die Bezeichnungen der einzelnen Komponenten für die verschiedenen Lackaufbauten zusammen.

4.2.5 Dichtstoffe

Im Rahmen der Untersuchung von Korrosionsschutzmaßnahmen an Beschnittkanten wurde neben Blindstopfentüllen zusätzlich der Einsatz von Abdichtmassen untersucht. Tabelle A-13 faßt die Bezeichnungen der beiden eingesetzten Dichtstoffe zusammen.

4.3 Versuchsdurchführung

Für das Laserstrahlschweißen von Aluminium im Karosseriebau stehen unterschiedliche Nahtgeometrien zur Auswahl. In Bild 17 sind die wichtigsten Stoß- und Nahtformen dargestellt, die im Rahmen dieser Arbeit im Hinblick auf die Laserstrahl-Schweißbarkeit von Aluminium untersucht werden sollen.

Zur Herstellung aller linearen Schnitte bzw. Schweißnähte wurde ausschließlich die Koordinatenführungsmaschine herangezogen. Alle nichtlinearen zweidimensionalen Bearbeitungen sowie die Bearbeitung der Bauteile wurden mit den beiden zur Verfügung stehenden Industrierobotern durchgeführt. Die Angabe der Winkellagen der einzelnen Achsen von Laserstrahl, Draht- und Gasführung relativ zur Bearbeitungsoberfläche bzw. zu deren Orthogonalen sei dabei entsprechend Bild 18 definiert.

Entsprechendes gilt für die Bezeichnung der einzelnen Arbeitspositionen, deren Definition in Bild 19 exemplarisch für das Schweißen der I-Naht im Stumpfstoß sowie für die Kehlnaht am Überlappstoß dargestellt ist. Diese entsprechend DIN EN ISO 6947 [88] ausschließlich für das Schweißen genormten Arbeitspositionen seien im folgenden analog für das Schneiden definiert.

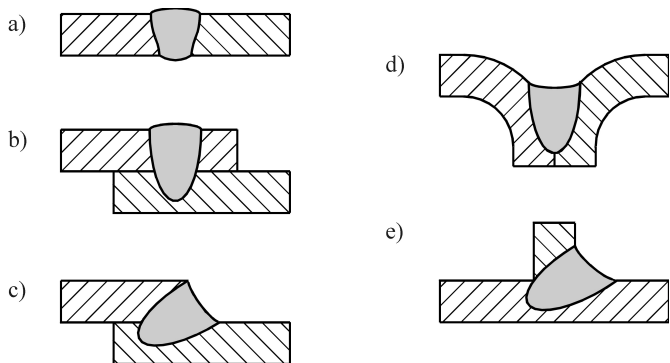


Bild 17: Definition der Nahtgeometrien zum Laserstrahlschweißen: a) I-Naht am Stumpfstoß, b) I-Naht-, c) Kehlnaht- und d) Bördelnaht am Überlappstoß sowie e) Kehlnaht am T-Stoß

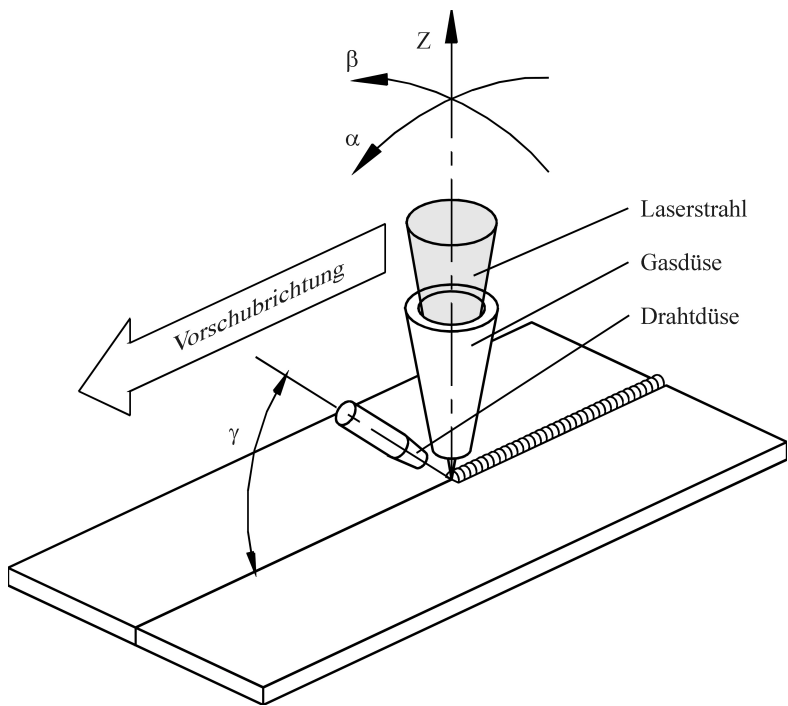


Bild 18: Definition der Winkel und Achsen beim Laserstrahlschneiden und -schweißen

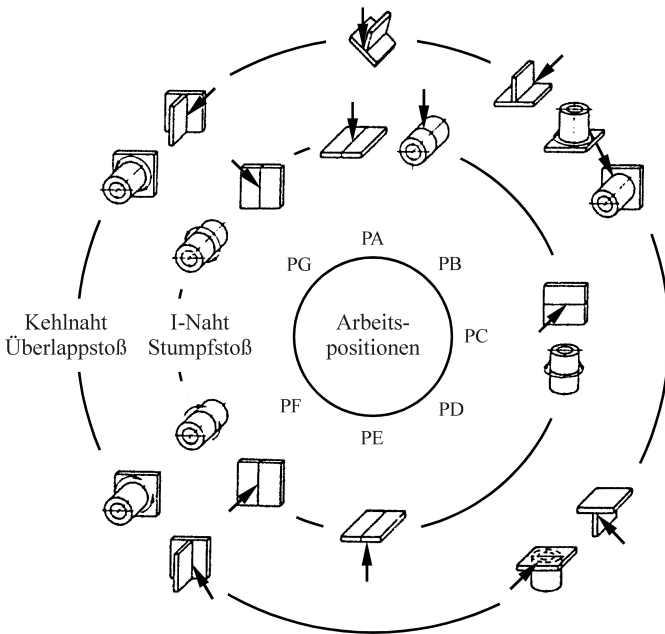


Bild 19: Definition der Arbeitspositionen bei der Lasermaterialbearbeitung zum Schneiden und Schweißen (in Anlehnung an pr EN 26947 [88])

4.4 Versuchsauswertung

Im folgenden werden die Kenngrößen der Bearbeitungsqualität von Laserstrahlschnitten und Schweißnähten sowie der entsprechenden Bauteile vorgestellt, die im Rahmen der Versuchsauswertung für die Beurteilung der Bearbeitungsqualität herangezogen wurden. Dabei werden zunächst die einzelnen Kenngrößen definiert und, soweit möglich, Richtlinien und Regelwerke angegeben, nach denen die Kenngrößen ermittelt und klassifiziert werden. Darüber hinaus wird auf die statistische Absicherung der Prüfergebnisse eingegangen.

4.4.1 Schnittqualität

Der Begriff *Schnittqualität* umfaßt die Eigenschaften der Schnittfuge und -flächen bezüglich einer nachbearbeitungsfreien Fertigteilqualität sowie deren Gefügestand. Die Qualität der Schnitte hängt dabei sowohl von den Eigenschaften des zu schneidenden Werkstoffes als auch vom Schneidverfahren und den gewählten Prozeßparametern ab.

Die wesentlichen für die Qualität geschnittener Werkstücke charakteristischen Kenngrößen sind in DIN 2310 Teil 1 [89] festgelegt. Darüber hinaus können weitere, nicht durch diese

Norm vorgegebene Kenngrößen herangezogen werden. Dies können beispielsweise die Barthöhe, die Härte sowie die thermisch bedingten Gefügeveränderungen in der Wärmeeinflußzone sein. In Bild 20 sind die Kenngrößen der Schnittpaltausbildung zusammenfassend dargestellt.

Die einzelnen Kenngrößen der Schnittqualität können in Anlehnung an DIN 4760 [90] in *Grob- und Feingestaltabweichungen* sowie die von Färber [91] definierten *Werkstoffbeeinflussungen* gegliedert werden.

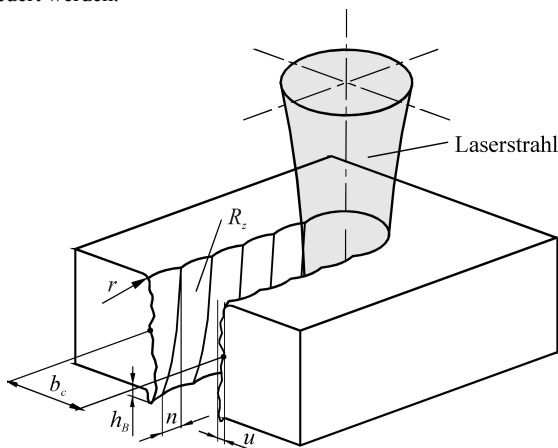


Bild 20: Kenngrößen der Schnittpaltausbildung

Unter dem Oberbegriff *Grobgestaltabweichung* werden einerseits Maß-, Form- und Lageabweichungen der Istkontur von der gewünschten Sollkontur und andererseits Kenngrößen zur Bewertung der Schnittfugen- und Schnittflächenausbildung zusammengefaßt. Die Schnittpalt- und Schnittflächenausbildung wird durch die Schnittfugenbreite b_c , die Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz u , die Anschmelzung der Schnittkante r sowie die Barthöhe h_B charakterisiert.

Als *Feingestaltabweichungen* werden Abweichungen der Schnittfläche von der geometrisch idealen Oberfläche bezeichnet. Sie sind ein wichtiges Kriterium zur Beurteilung der mikroskopischen Oberflächenbeschaffenheit. Sie wird durch die gemittelte Rauhtiefe R_z und den Rillennachlauf n charakterisiert.

Der Begriff *Werkstoffbeeinflussung* beinhaltet Gefügeveränderungen und Änderungen in der chemischen Zusammensetzung an der Schnittkante sowie im Bereich der durch die Schneidprozeßwärme beeinflussten Zone. Die Breite der Zone, in der die Werkstoffbeeinflussung stattfindet, und die Art der Beeinflussung sind im wesentlichen von den Werkstoff- und Prozeßparametern abhängig. Grundwerkstoffbeeinflussungen lassen sich durch Gefügeuntersuchungen sowie durch die Härte und die Korrosionseigenschaften charakterisieren.

Neben einer Beeinflussung des Grundwerkstoffes kann es beim Schneiden beschichteter Werkstoffe auch zu einer durch den Schneidprozeß verursachten thermischen Veränderung der Beschichtung unmittelbar neben der Schnittkante kommen. Dies zeigt sich beispielsweise

durch einen Verlust der Haftungseigenschaften zwischen Beschichtung und Grundwerkstoff oder auch durch einen teilweisen Abbrand der Beschichtung. Beeinflussungen der Oberflächenbeschichtung lassen sich durch die Lackabbrandbreite der Beschichtung sowie durch die Unterwanderung der Beschichtung unter Korrosionseinfluß beschreiben.

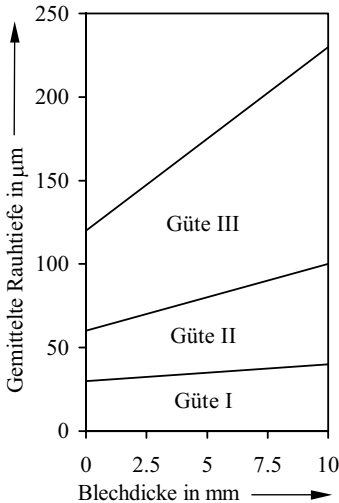


Bild 21: Klassifizierung der gemittelten Rauhtiefe (nach [93])

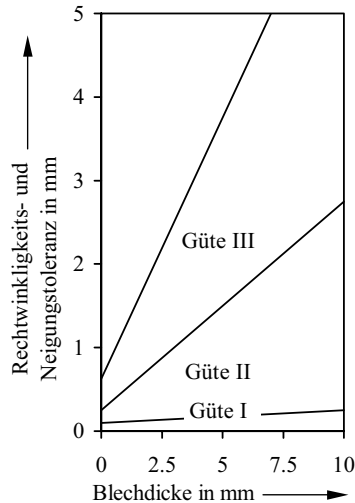


Bild 22: Klassifizierung der Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz (nach [93])

Die Klassifizierung der die Schnittqualität kennzeichnenden Größen wird anhand gültiger Normen durchgeführt. Die Werte der gemittelten Rauhtiefe sowie der Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz können gemäß DIN 2310 Teil 2 [92] ermittelt und entsprechend DIN 2310 Teil 5 [93] klassifiziert werden. Bilder 21 und 22 zeigen das Bewertungsschema für die Klassifizierung dieser beiden Kenngrößen.

Für die Korrosionsprüfung von Aluminiumwerkstoffen ist die Kupferchlorid-Essigsäure-Salzsprühnebelprüfung, der sogenannte CASS-Test nach DIN 50021 [94], am geeignetsten. Durch den niedrigen pH-Wert von 3,1 bis 3,3 ist die Oxidschicht des Aluminiums löslich und läßt so einen direkten Angriff auf das blanke Aluminium zu. Neben der durch die Chloridionen initiierten Spaltkorrosion kommt es dabei nach Ruf [95] zusätzlich zur Entstehung einer durch Kupfer- und Aluminiumionen gebildeten Kontaktkorrosionszelle; sie sind gemeinsam für einen beschleunigten Korrosionsprozeß verantwortlich. Die nach der 240-Stunden-Prüfung erzielten Korrosionsergebnisse können nach DIN 53230 [96] ausgewertet und klassifiziert werden. Für alle anderen Kenngrößen existiert kein genormtes Bewertungsschema, weshalb diese Werte nicht absolut sondern nur rein qualitativ miteinander verglichen und damit klassifiziert werden können.

4.4.2 Schweißnahtqualität

Der Begriff *Schweißnahtqualität* umfaßt die Eigenschaften der Schweißnaht hinsichtlich statischer bzw. dynamischer Belastung sowie den Gefügestand im Schweißgut und in der durch Wärmeeinwirkung beeinflussten Zone des Grundwerkstoffes, der sogenannten *Wärmeeinflußzone*. Die Qualität einer Schweißverbindung hängt dabei von der Güte des Grund- und Zusatzwerkstoffes, von der Vorbehandlung der Bleche (z. B. Nahtvorbereitung, Reinigung), vom Schweißverfahren, der durch die gewählten Prozessparameter bestimmten Wärmeeinbringung sowie der Nachbehandlung der Schweißung (z. B. Wärmenachbehandlung) ab.

Die wesentlichen Kenngrößen für die Charakterisierung der Qualität von Schweißnähten sind in EN ISO 13919 Teil 1 [97] festgelegt. Dabei können die hier genannten Kenngrößen der Schweißnahtqualität in Fehler der Nahtausbildung, sogenannte *äußere Fehler*, Fehler in der Naht selbst, sogenannte *innere Fehler*, sowie in *Werkstoffeigenschaften* von Schweißgut und Wärmeeinflußzone gegliedert werden.

Unter dem Oberbegriff *äußere Fehler* sind einerseits Gestaltabweichungen der Naht in Form von Maß-, Form- und Lageabweichungen der Istkontur von der gewünschten Sollkontur und andererseits Kenngrößen zur Bewertung der Nahtoberseite und der Nahtunterseite, sogenannte *Nahtwurzel*, zusammengefaßt. Die Fehler im äußeren Nahtbild werden durch die Nahtausbildung (Nahtüberhöhung bzw. -unterwölbung, Wurzelüberhöhung bzw. -rückfall), den Nahtübergang zur Werkstückoberfläche (Einbrandkerben, Schweißgutüberlauf), die Anordnung der geschweißten Bauteile zueinander (Kantenversatz, Winkelversatz), die Gleichmäßigkeit der Naht (unregelmäßige Nahtbreite, Löcher, Schweißspritzer) sowie durch den Nahtanfang und das Nahtende (Endkrater) charakterisiert. Äußere Fehler lassen sich in der Regel durch eine Sichtprüfung erkennen. Diese Prüfung kann entweder direkt visuell oder mit Hilfe optischer Hilfsmittel durchgeführt werden.

Als *innere Fehler* werden Fehlstellen im Schweißgut und der Wärmeeinflußzone bezeichnet. Die Fehler im inneren Nahtbild werden durch Risse (Längsriß, Querriß, Endkraterriß), Hohlräume, sogenannte *Poren* (gasgefüllter Hohlraum) oder *Lunker* (Hohlraum infolge Schwindens beim Erstarren) sowie feste Einschlüsse (Schlackeneinschluß, Oxideinschluß) und Bindefehler charakterisiert. Für die Erkennung von äußeren Rissen ist als zerstörungsfreies Prüfverfahren die Farbeindringprüfung am geeignetsten. Sie erlaubt eine schnelle Abschätzung über den Stand der Prozesseentwicklung. Ebenfalls zerstörungsfrei können innere Risse sowie Poren, Lunker und feste Einschlüsse mit Hilfe der Durchstrahlungsprüfung ermittelt werden.

Neben den Fehlern im Schweißgut kommt es sowohl in der Naht wie auch im Bereich der Wärmeeinflußzone zu einer *Werkstoffbeeinflussung*, die auch in der Wärmeeinflußzone zum Teil mit einer Gefügeveränderung verbunden ist. Eine Beurteilung von Gefüge, Nahtausbildung und Schweißnahtfehlern kann mit Hilfe von Quer- und Längsschliffen vorgenommen werden. Die Gefügeveränderung hat Einfluß auf Festigkeit, Zähigkeit und Formänderungsverhalten des Werkstoffes. Für die Ermittlung der mechanisch-technologischen Nahteigenschaften stehen die Härteprüfung, der Zugversuch und die Dauerschwingfestigkeitsprüfung zur Verfügung. Die chemische Zusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißgut kann quantitativ mit Hilfe der Spektralanalyse sowie qualitativ durch die Elementtiefenprofilanalyse ermittelt werden.

Die Klassifizierung der die Schweißnahtqualität kennzeichnenden Größen kann zum Teil anhand von gültigen Normen und Richtlinien durchgeführt werden. Kenngrößen, für die kein genormtes Bewertungsschema vorliegt, können durch qualitativen Vergleich klassifiziert werden. Für die Ermittlung der Werkstoffeigenschaften von Grundwerkstoff und Schweißzusatz sowie von Schweißnaht und wärmebeeinflusstem Grundwerkstoff werden verschiedene Prüfverfahren eingesetzt. Diese lassen sich einteilen in

- zerstörungsfreie Prüfverfahren,
- metallkundliche Prüfverfahren und
- mechanisch-technologische Prüfverfahren.

Die *zerstörungsfreien Prüfverfahren* dienen im wesentlichen zur Beurteilung der Nahtausbildung sowie zur Ermittlung äußerer Nahtfehler. Darüber hinaus können zum Teil auch innere Fehler quantifiziert und beurteilt werden. Wesentlicher Vorteil dieser Prüfverfahren ist es, daß sie die Bauteileigenschaft nicht verändern und damit als Verfahren für Bauteilprüfungen sowie als Wiederholungsprüfverfahren eingesetzt werden können. Zu den verbreitetsten zerstörungsfreien Prüfverfahren zählen das Farbeindringprüfverfahren nach DIN 54152 [98], die Durchstrahlungsprüfung nach DIN 54111 [99] sowie die Sichtprüfung, bei der die Beurteilung der Schweißnahtqualität in Anlehnung an EN ISO 13919 Teil 2 [97], DIN EN 26520 [4] bzw. DIN EN 30042 [100] erfolgt.

Die *metallkundlichen Prüfverfahren* dienen zur Klärung der Zusammenhänge zwischen der chemischen Zusammensetzung, dem Gefüge und der Kristallstruktur des Werkstoffes sowie dessen Eigenschaften, die durch die Werkstoffkennwerte definiert sind. Zu den metallkundlichen Prüfverfahren zählen unter anderem die Werkstoffanalyse nach DIN 51008 Teil 2 [101] (Funken-Emissionsspektralanalyse) bzw. DIN 51009 [102] (optische Atomspektralanalyse), die Metallographie und die Härteprüfung nach DIN 50133 [103], wobei ausschließlich das Kleinlast-Härteprüfverfahren nach Vickers zur Anwendung kam.

Die *mechanisch-technologischen Prüfverfahren* dienen der Ermittlung von physikalisch klar definierten Werkstoffeigenschaften, wie Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit und Streckgrenze, deren Zahlenwerte direkt als Grundlage für Festigkeitsberechnungen von Konstruktionsteilen herangezogen werden können. Klassische mechanisch-technologische Prüfverfahren sind die Zugfestigkeitsprüfung nach DIN 50145 [104] und die Dauerschwingfestigkeitsprüfung nach DIN 50100 [105]. Die Probengeometrie für die Zugfestigkeitsprüfung ist nach DIN 50123 [106] festgelegt und ergibt sich für Nichteisenmetalle entsprechend Bild 23a. Für die Prüfung der Überlappverbindungen im Scherzugversuch wurde die Probengeometrie in Anlehnung an DIN 50123 [106] und DIN 50124 [107] (Bild 23b), für den Kopfzugversuch entsprechend DIN 50164 [108] (Bild 23c) festgelegt.

Entsprechend der Probengeometrie bei der statischen Zugfestigkeitsprüfung werden unterschiedliche Geometrien für die Prüfung der Dauerfestigkeit von Stumpf- und Überlappverbindungen eingesetzt, die bislang jedoch noch in kein Regelwerk Eingang gefunden haben. Die gewählten Geometrien sind in Bild 24 dargestellt. Während die Überlappverbindungen durchweg unbearbeitet blieben, wurde bei den Stumpfstößen die Nahtüberhöhung zum Teil abgearbeitet, um einen Kerbwirkungseinfluß am Nahtübergang auf die Dauerfestigkeit der Verbindung ausschließen zu können.

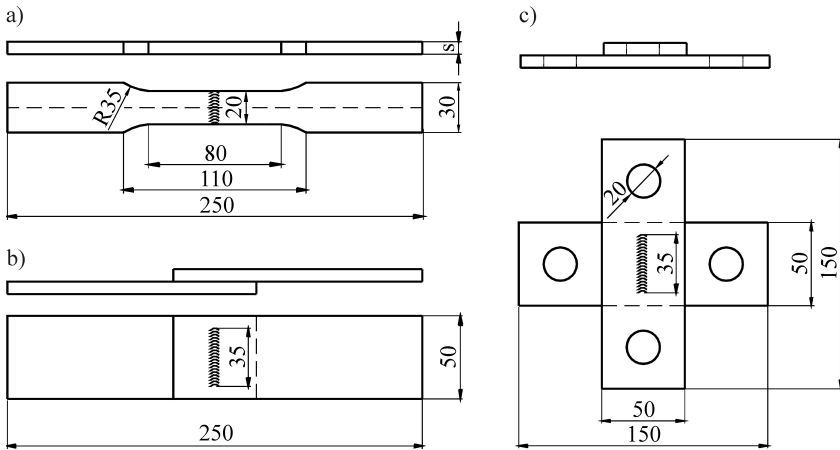


Bild 23: Geometrie und Abmessung von Flachzugproben für die a) Zugfestigkeitsprüfung von Stumpfstößen sowie die b) Scherzugfestigkeits- und c) Kopfzugfestigkeitsprüfung von Überlappstößen

Für die Ermittlung der Dauerfestigkeit wurden die Proben in lastkontrollierten Schwingversuchen auf einer Resonanzprüfmaschine mit Frequenzen zwischen 80 Hz und 100 Hz beaufschlagt. Die bei Raumtemperatur durchgeführten Untersuchungen erfolgten unter einem festen Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ für die Zugschwellfestigkeit σ_S und $R = -1,0$ für die Wechselfestigkeit σ_W . Sämtliche Proben wurden bis zum Bruch gefahren bzw. nach Überschreiten der Grenzschwingspielzahl N_G von $1 \cdot 10^7$ ausgebaut. Die statistische Auswertung der Lebensdauerstreuungen in den Versuchsergebnissen erfolgt nach Issler et al. [109] mit den von Graf et al. [110] definierten Verteilungsgesetzen.

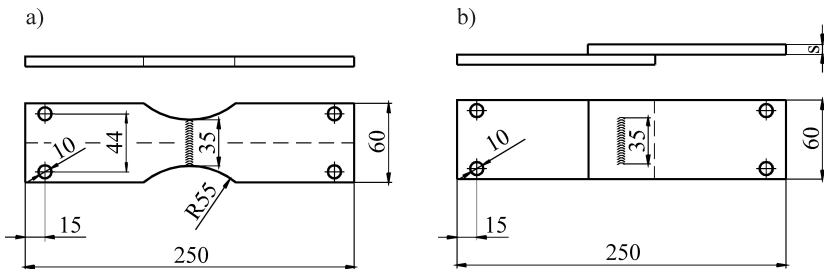


Bild 24: Geometrie und Abmessung von Flachproben für die Dauerfestigkeitsprüfung von a) Stumpf- und b) Überlappstößen

Unter Kenntnis der statischen und dynamischen Festigkeit eines Werkstoffes bzw. einer Fügeverbindung läßt sich das sogenannte Schwellfestigkeitsverhältnis c_S bzw. Wechselfestigkeitsverhältnis c_W bestimmen. Diese drücken aus, wieviel Prozent der statischen Festigkeit der

Werkstoff bzw. die Verbindung bei der entsprechenden dynamischen Belastung erträgt. Für den Grundwerkstoff läßt sich aus dem Quotient von Schwell- bzw. Wechselfestigkeit zu Bruchfestigkeit, für Fügungen entsprechend aus dem Quotient von Dauerfestigkeitsamplitude zu maximaler Bruchkraft ermitteln. Für die Schwellfestigkeit gilt somit

$$(20) \quad c_s = \frac{\sigma_s}{R_m} = \frac{F_s}{F_{\max}}$$

und für die Wechselfestigkeit entsprechend

$$(21) \quad c_w = \frac{\sigma_w}{R_m} = \frac{F_w}{F_{\max}} .$$

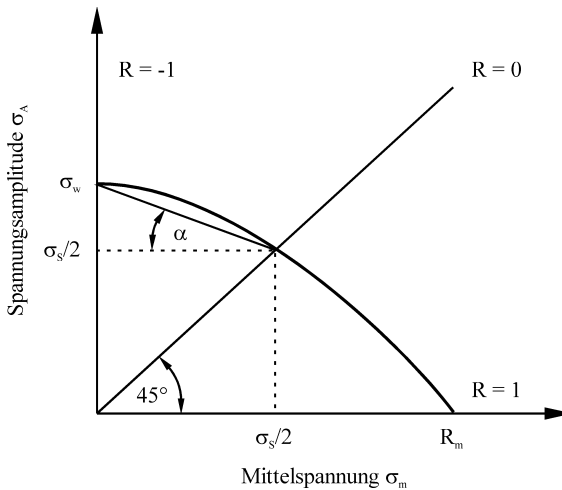


Bild 25: Definition der Mittelspannungsempfindlichkeit

Aus den Ergebnissen von Zugschwell- und Wechselfestigkeit läßt sich zudem eine weitere wichtige Größe für die Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen ermitteln, die sogenannte Mittelspannungsempfindlichkeit M_σ , die entsprechend Bild 25 definiert ist als:

$$(22) \quad M_\sigma = 2 * \frac{\sigma_w}{\sigma_s} - 1 = \arctan \alpha .$$

4.4.3 Bauteilqualität

Der Begriff *Bauteilqualität* beschreibt die Eigenschaften des Fertigteils hinsichtlich der durch Konstruktion und Betrieb vorgegebenen Belastungen und Umgebungseinflüsse. Die Qualität eines Bauteils hängt dabei nicht nur von den Eigenschaften der gewählten Ausgangsstoffe ab, sondern wird darüber hinaus wesentlich von den zur Fertigung eingesetzten Bearbeitungs-

prozessen bestimmt. Die makroskopischen Bauteileigenschaften hängen dabei direkt von den in den Kapiteln 4.4.1 bzw. 4.4.2 beschriebenen mikroskopischen Eigenschaften ab. Da die Anwendung dieser mikroskopischen Prüfungen an Bauteilen entweder nicht möglich ist oder keine Aussage über die Bauteilqualität zuläßt, kann von diesen mikroskopischen Prüfungen in der Regel nicht auf die Bauteilqualität geschlossen werden. Aus diesem Grund sind spezielle Bauteilprüfungen, insbesondere bei Sicherheitsteilen, unumgänglich.

Die Qualitätskenngrößen für Einzelbauteile sind in der Regel nicht in normativen Regelwerken verankert, sondern werden so gewählt, daß das Gesamtprodukt, d. h. das Fahrzeug, mindestens den gesetzlichen Rahmenbedingungen entspricht. Die beschreibenden Kenngrößen der Bauteilqualität sind in erster Linie die *Bauteileignung* aber auch das Verhalten des Bauteils unter den *Kurz- und Langzeitbeanspruchungen* im Betrieb.

Als *Bauteileignung* wird die Erfüllung von Anforderungen beschrieben, denen das Bauteil genügen muß, um den Belastungen im Gesamtverbund des Fahrzeuges in ausreichendem Maße standhalten zu können. Dabei ist in der Produktion für viele Bauteile ein statistischer Prüfzyklus ausreichend. Bei allen sicherheitsrelevanten Bauteilen, wie beispielsweise Achsen, sind dagegen 100 %-Prüfungen vorgeschrieben.

Unter dem Begriff *Kurzzeitbelastung* werden Bauteilbeanspruchungen zusammengefaßt, die Extremsituationen im Fahrzeugbetrieb darstellen, wie sie beispielsweise bei einem Unfall auftreten können. Um hierbei einen ausreichenden Insassenschutz gewährleisten zu können, muß die Deformation und das Versagensverhalten sowohl der Bauteile als auch der Gesamtstruktur innerhalb eines definierten Toleranzfensters liegen. Neben dem Insassenschutz muß beim Crash darüber hinaus dafür Sorge getragen werden, daß das Austreten von Kraftstoffen und anderer brennbarer Hilfsstoffe, wie z. B. Motoröl, mit allen Mitteln verhindert wird. Nur so kann einer Brandentstehung am Unfallort und einer damit verbundenen Behinderung bei der Bergung von Unfallopfern vorgebeugt werden.

Die *Langzeitbelastungen* einer Fahrzeugstruktur werden sowohl durch die betriebsbedingten Einflüsse, wie z. B. dynamische Strukturbelastungen, als auch durch die Umwelteinflüsse, wie z. B. Temperaturwechsel sowie Feuchtigkeit und salziges Spritzwasser, beschrieben.

Die Klassifizierung der die Bauteilqualität kennzeichnenden Größen erfolgt ausschließlich anhand von betriebsinternen Richtlinien. Dabei müssen die darin definierten Kenngrößen uneingeschränkt von allen Bauteilen erfüllt werden, um die Betriebssicherheit des Fahrzeuges herstellerseitig gewährleisten zu können. Entsprechend der Bauteilvielfalt im Fahrzeug sind die zur Ermittlung der Bauteilqualitätskenngrößen erforderlichen Prüfmethoden individuell auf die Funktion des Bauteils abgestimmt und lassen deshalb in der Regel keine verallgemeinernde Aussage zu.

5 Laserstrahl-Schneidbarkeit von Aluminium

5.1 Laserstrahl-Schneidanwendungen für den Karosseriebau

Bei den aktuellen Fahrzeug-Baureihen gibt es sehr viele Karosserievarianten. So weisen die Karosserien beispielsweise einzelne Verstärkungen auf, die je nach Bestimmungsland gefordert sind, oder sie müssen aufgrund von Sonderausstattungen strukturelle Änderungen berücksichtigen. Da sich die erforderliche Anzahl für die einzelnen Karosserievarianten nur in Grenzen abschätzen läßt, müssen sowohl die entsprechenden Fertigungsmittel als auch die Einzelteile jederzeit zur Verfügung stehen, was mit einem erheblichen finanziellen und logistischen Aufwand verbunden ist.

Ziel für zukünftige Karosserieentwicklungen ist es deshalb, für jede Aufbauvariante, d. h. Limousine, Kombi oder Coupé, nur noch maximal vier verschiedene Karosserievarianten (Linkslenker, Rechtslenker, jeweils mit und ohne Schiebedach) zuzulassen. Jede Rohbaukarosserie muß daher schon von ihrer Konstruktion allen länderspezifischen Anforderungen gerecht werden. Die Karosserie muß bereits alle erforderlichen Durchgangslöcher aufweisen, so daß in der Montage alle Sonderausstattungsvarianten realisiert werden können. Durch die Vereinheitlichung der Karosserien lassen sich sowohl die Fertigungsanlagen und deren Auslegung als auch die entsprechende Materiallogistik besser planen, wodurch sich wirtschaftliche Vorteile ergeben. Bezogen auf die gesamte Fertigungsprozeßkette bringt eine geringere Anzahl an Rohbauvarianten neben den genannten Einsparungen noch weitere Vorteile mit sich, die im folgenden erörtert werden sollen:

Nach der heutigen Produktionsstrategie fertigt der Rohbau die unterschiedlichen Karosserievarianten entsprechend der vorgegebenen Produktionsreihenfolge. Kommt es im Rohbau zu Fehlern oder müssen Fahrzeuge zu Prüfzwecken ausgeschleust werden, so werden diese Karosserien zu einem späteren Zeitpunkt wieder in die Linie eingegliedert. Auch in der Lackierung gibt es verschiedene Faktoren, die zu einer Durchmischung der vorgesehenen Produktionsreihenfolge führen. So können beispielsweise Qualitätsprüfungen oder Reparaturlackierungen Gründe für das Ausschleusen von Fahrzeugen in der Lackierung sein. Aufgrund der großen Zahl von Rohbauvarianten kann die geplante Produktionsreihenfolge nach der Lackierung nicht mehr hergestellt werden, weshalb die Reihenfolge der Karosserien beim Einlauf in die Montage zum Teil wesentlich von der ursprünglich festgelegten Produktionsreihenfolge abweicht. Da die Montageteile jedoch mit zeitlichem Vorlauf beim Lieferanten bestellt werden müssen, ist die Materialbereitstellung in der Montage heute praktisch nicht exakt planbar. Dies führt zu erhöhtem Aufwand hinsichtlich Logistik und Lagerhaltung, was erhebliche Kosten verursacht.

Um zukünftig sowohl der Montage als auch den Lieferanten eine exakte Planung zu ermöglichen, ist es zwingend erforderlich, daß die Fahrzeuge in der vorgesehenen Reihenfolge in die Montage einlaufen. Nur so kann sichergestellt werden, daß das richtige Material zur richtigen Zeit am richtigen Ort vorhanden ist und in das durch die Produktionsreihenfolge bestimmte Fahrzeug eingebaut werden kann. Um dies zu erreichen, ist eine neue Steuerungsstrategie erforderlich, deren Ziel es ist, die lackierten Karosserien exakt entsprechend der nach Auftragsingang festgelegten Produktionsreihenfolge in die Montage einzuschleusen. Dies

kann mit dem Auffädeln von Perlen auf eine Schnur verglichen werden, deren Reihenfolge beim Einfädeln festgelegt wird und sich danach nicht mehr ändert. Dementsprechend wird diese Steuerungsstrategie auch als *Perlenkette* bezeichnet.

Die Einführung der Steuerungsstrategie Perlenkette ist nur durch eine grundlegende Neuerung im Produktionskonzept möglich. So kann die gewünschte Reihenfolgegüte der Perlenkette nur durch einen der Montage vorgeschalteten Puffer erzielt werden. Dieser ist mit den unterschiedlich lackierten Karosserievarianten gefüllt und kann somit über Ein- bzw. Ausschleusen entsprechender Karosserien die gewünschte Produktionsreihenfolge für die Montage einstellen. Diese Tatsache verdeutlicht auch, weshalb dieses Steuerungssystem erst durch eine erheblich reduzierte Anzahl an Rohbauvarianten möglich wird. Nur so läßt sich nämlich die Größe des erforderlichen Puffers auf ein wirtschaftliches Maß reduzieren. Die Vorteile des Steuerungssystems Perlenkette lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Wenige Karosserievarianten vereinfachen die Fertigungsabläufe im Rohbau und maximieren die Auslastung aller Produktionseinrichtungen.
- Ein der Montage vorgeschalteter Puffer garantiert eine sehr hohe Reihenfolgegüte für den Montagedurchlauf.
- Die hohe Reihenfolgegüte läßt sehr früh eine verbindliche Planung für die Montage und deren Zulieferer zu.
- Die verbindliche Planung erlaubt dem Zulieferer, die Materialbestände erheblich zu verringern.
- Die Einhaltung der geplanten Produktionsreihenfolge gewährleistet eine exakte Planung für den Vertrieb und erhöht die Termintreue für den Kunden.

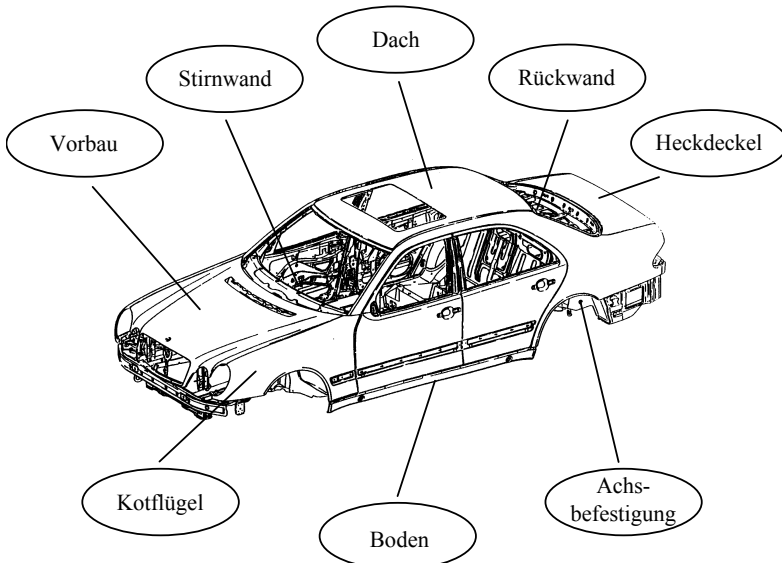


Bild 26 Mögliche Einsatzbereiche des Laserstrahlschneidens im Karosseriebau

Hinsichtlich der für den Kunden zur Verfügung stehenden Ausstattungsvarianten wird unterschieden zwischen den Komponenten der *Grundausrüstung* und denen der *Sonderausstattung*. Zu den Sonderausstattungskomponenten zählen alle Einrichtungen, die vom Kunden in zehn Fällen nur einmal oder weniger gewünscht werden. Für den Einbau dieser Sonderausstattungen können abweichend von der standardisierten Rohkarosserie zusätzliche Ausschnitte in der Karosseriestruktur erforderlich werden. Diese können nach dem Prinzip der Perlenkettenfertigung nicht mehr im Rohbau eingebracht werden, sondern müssen in die Fertigungsbereiche nach der Lackierung verlagert werden. Bild 26 zeigt schematisch die verschiedenen Bereiche an der Fahrzeugstruktur auf, an denen Laserstrahlschnitte an der lackierten Karosserie erforderlich werden können.

Beispiele für Laserstrahl-Schneidanwendungen im Karosseriebau können sein:

a) Ausschnitte im Innenbereich:

- Ausschnitte an Vorbau und Stirnwand bei der Rechtslenkervariante für Lenkung, Pedalerie und Klimaanlage sowie Durchgangslöcher für die Kabeldurchführung.
- Ausschnitte in der Rückwand für den Skisack sowie bei ganz oder teilweise umklappbarer Rückbank als Durchlademöglichkeit.

b) Ausschnitte im Außenhautbereich:

- Ausschnitte in Form von Befestigungslöchern an Dach, Kotflügel oder Heckdeckel für den Anbau von Antennen (z. B. für Funktelefon), Empfangsgeräten (z. B. Global-Positioning-System) oder Haltern (z. B. Standartenhalter).
- Ausschnitt für den Einbau von Schiebdächern, die aufgrund der großen Beliebtheit von Klimaanlagen vom Kunden immer weniger geordert werden, so daß für einzelne Baureihen ein Schiebedach nicht zum Umfang der Grundausrüstung gehören muß.

c) Ausschnitte in der tragenden Fahrzeugstruktur:

- Ausschnitte in Form von Befestigungslöchern im Boden für die Aufnahme von lasttragenden Bauteilen (z. B. Anhängerkupplung).
- Ausschnitte in Form von Befestigungslöchern an der Vorderachsaufnahme für den Anbau von Antriebselementen (z. B. bei Allradfahrzeugen).

Ausgehend von den beschriebenen Anwendungsbeispielen für das Laserstrahlschneiden von Aluminium im Karosseriebau sollen im folgenden die Laserstrahlschneidbarkeit dieses Werkstoffes untersucht und basierend auf den Ergebnissen Verfahrensempfehlungen für die Prozeßführung ausgesprochen werden

5.2 Laserstrahl-Schneidmöglichkeit

Die Laserstrahl-Schneidmöglichkeit von Aluminiumlegierungen wird im wesentlichen von folgenden Faktoren beeinflusst:

- Strahleigenschaften, wie z. B. Wellenlänge, Polarisierung und Strahlqualität;
- Prozeßparameter, wie z. B. Strahlleistung, Fokussierung und Schneidgeschwindigkeit;
- Gaseigenschaften, wie z. B. Gasart und Gasdruck;
- Werkstoffeigenschaften, wie z. B. Legierungszusammensetzung, Werkstoffzustand, Oberflächentextur und Blechdicke;
- Schneidverfahren, wie z. B. Schmelz- oder Brennschneiden.

Zur Ermittlung der Laserstrahl-Schneidmöglichkeit von Aluminiumlegierungen werden im Sinne einer umfassenden Verfahrensentwicklung die unterschiedlichen Einflußgrößen auf den Laserschneidprozeß an Aluminium separiert und Randbedingungen für eine geeignete Prozeßführung diskutiert. Bei den Untersuchungen wird dabei grundsätzlich zwischen Schnitten maximaler Geschwindigkeit (Trennen) und bester Qualität (Schneiden) unterschieden. Da die höchsten Qualitätsanforderungen an die Laserstrahlschnitte bei Anwendungen im Außenhautbereich der Karosserie bestehen, soll diesem Anwendungsfall im folgenden vorwiegend Beachtung geschenkt werden. Aufgrund umformtechnischer Gesichtspunkte kommt für Außenhautapplikationen praktisch ausschließlich die Legierung EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 (EN AW-6016-T4) zum Einsatz, weshalb sich die folgenden Untersuchungen insbesondere auf diese Legierung konzentrieren. Darüber hinaus werden jedoch auch Schneidergebnisse an anderen Aluminiumlegierungen vorgestellt, insbesondere dann, wenn diese im Vergleich zur Legierung EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 (EN AW-6016-T4) signifikante Unterschiede hinsichtlich ihrer Schneidmöglichkeit aufweisen.

5.2.1 Prozeßparameter

Da die Laserstrahlquelle die Strahlqualität vorgibt, können Laserstrahlleistung P_{II} , Fokussierung F , Fokuslage Δz und Schneidgeschwindigkeit v_c als die wesentlichen Prozeßparameter für das Laserstrahlschneiden gelten.

Um den Einfluß der *Laserstrahlleistung* zu ermitteln, wurden Schneiduntersuchungen mit Laserstrahlleistungen zwischen 2 und 4 kW an Blechdicken zwischen 0,8 und 6,0 mm mit unterschiedlichen Schneidgasen durchgeführt. In Bild 27 sind die Ergebnisse dieser Untersuchungen wiedergegeben, wobei die von Hack et al. [111] vorgeschlagene Darstellung gewählt wurde, bei der das Produkt aus Schneidgeschwindigkeit und Schnittfugenbreite als Funktion der auf die Blechdicke normierten Laserstrahlleistung betrachtet wird.

Wie zu erkennen ist, hängt die erreichbare Schneidleistung im wesentlichen von den eingestellten Prozeßparametern sowie der gewählten Blechdicke ab. Dabei ergibt sich praktisch ein linearer Anstieg der normierten Schneidleistung mit der auf die Blechdicke normierten Laserleistung. Mit Hilfe der linearen Regression kann in die in Bild 27 dargestellten Werte eine Ausgleichsgerade eingeschrieben werden deren Geradengleichung sich wie folgt formulieren läßt:

$$(23) \quad v_c * b_c = 3,8 * 10^{-2} * \frac{P_w}{s} - 11 .$$

Die optimale *Fokusslage* für das Laserstrahlschneiden dünner Bleche ist definiert als der Abstand des Fokuspunktes relativ zur Blechoberfläche, bei dem die Trenngeschwindigkeit am höchsten ist. Wie aus Bild 28 hervorgeht, wird die Schnittfugenbreite von der Fokusslage und der Schneidgeschwindigkeit beeinflusst. Die Abhängigkeit der Schnittfugenbreite von der Fokusslage wird bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten am deutlichsten. Die kleinsten Schnittfugenbreiten werden für alle Schneidgeschwindigkeiten erreicht, wenn der Fokus direkt auf der Blechoberfläche liegt. Die Fokusslage gilt deshalb im folgenden als optimal, wenn sich der Fokuspunkt unmittelbar auf der Werkstückoberfläche befindet.

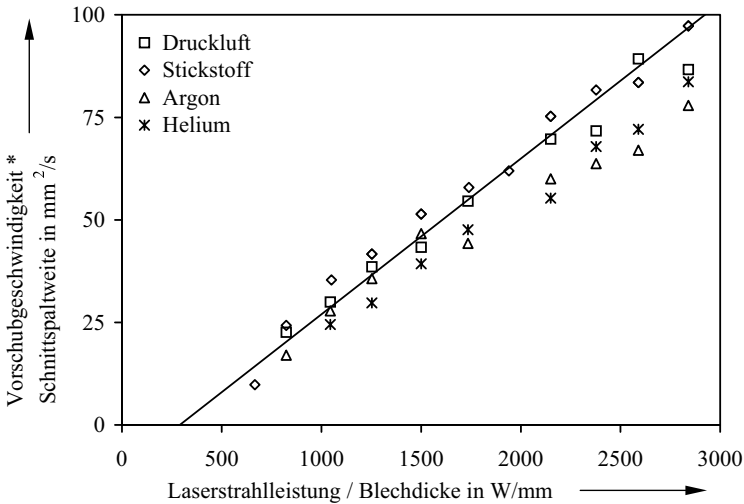


Bild 27: Normierte Schneidleistung in Abhängigkeit von der Laserstrahlleistung

In Bild 29 ist die Abhängigkeit des Strahldurchmessers und der Schnittfugenbreite von der Fokusslage dargestellt. Im Gegensatz zu den Untersuchungen von Xiao [112] an Blechdicken zwischen 0,2 und 0,5 mm ist die kleinste erreichbare Schnittfugenbreite bei den hier betrachteten Blechdicken von 0,8 bis 6,0 mm durchweg kleiner als der entsprechende Fokussdurchmesser.

Für den Fall, daß der Abstand des Fokuspunktes relativ zur Blechoberfläche innerhalb der halben Rayleighlänge liegt, kann für den Blechdickenbereich von 0,8 mm bis 3,0 mm die Schnittfugenbreite bei maximaler Schneidgeschwindigkeit in guter Näherung zu

$$(24) \quad b_c (\Delta z = \frac{1}{2} z_f) \approx 0,9 * d_f .$$

abgeschätzt werden.

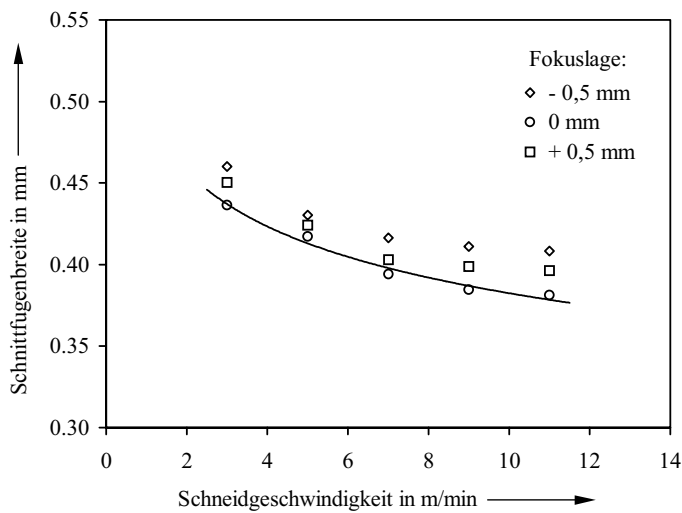


Bild 28: Schnittspaltbreite in Abhängigkeit von der Trenngeschwindigkeiten für verschiedene Fokusslagen ($s = 1,25$ mm, $P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $p_G = 0,7$ Mpa)

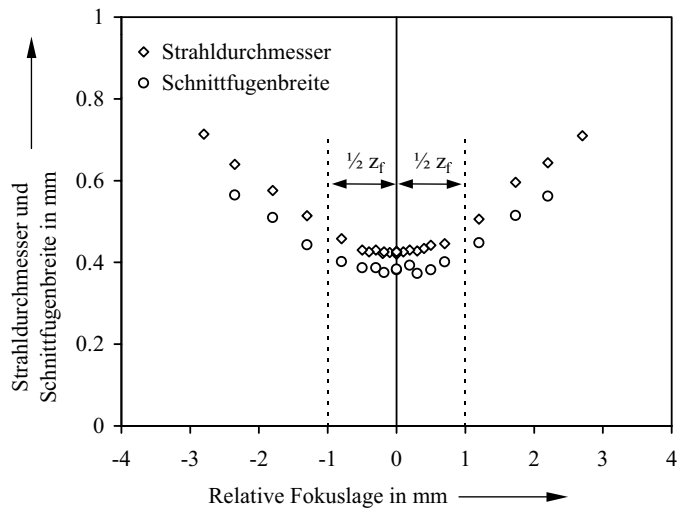


Bild 29: Korrelation von Strahlkaustik und Schnittfugenbreite beim Laserstrahl-Schmelzschnitten von Aluminium

Anhand der empirischen Ergebnisse kann bei gegebener Blechdicke und Schneidgeschwindigkeit die erforderliche Laserstrahlleistung abgeschätzt werden. Die gewünschte Schneidgeschwindigkeit ergibt sich in der Regel aus einer Taktzeitvorgabe t_T sowie der durch das Bauteil definierten Schnittlänge l_c . Somit läßt sich die zur Erfüllung der Taktzeitvorgabe erforderliche minimale Schneidgeschwindigkeit formulieren als

$$(25) \quad v_c \geq \frac{l_c}{t_T} .$$

Durch die Verknüpfung von Gl. (23) und Gl. (24) erhält man die minimal erforderliche Laserstrahlleistung für das Schmelzschnitten

$$(26) \quad P_{w,s} \geq 23,7 * v_c * s * d_f - 289,5 * s .$$

Da die hier definierten Gleichungen auf den Ergebnissen empirischer Untersuchungen beruhen, kann sich ihre Gültigkeit nur auf den untersuchten Laserleistungsbereich von bis zu 4 kW sowie auf eine Fokussierung von $F=4,5$ beziehen. Inwieweit eine Extrapolation dieser Ergebnisse auf deutlich höhere Laserleistungen oder wesentlich bessere Strahlqualitäten möglich ist, muß deshalb an dieser Stelle offen gelassen werden.

5.2.2 Gasparameter

Nachdem in Kapitel 5.2.1 die Prozeßparameter für das Laserstrahlschmelzschnitten in Abhängigkeit von der Kondition des Laserstrahls sowie der Blechdicke diskutiert wurden, soll im folgenden untersucht werden, inwieweit darüber hinaus die Gasparameter Einfluß auf die erzielbare Schnittqualität haben.

Die verbreitetsten Bauformen für Laserschneiddüsen sind koaxial zum Laserstrahl angeordnete konische oder konisch-zylindrische Düsen. Sie bedürfen jedoch eines transmissiven optischen Elementes, mittels dessen der Druckraum gegenüber dem Strahlführungssystem gasdicht abgeschlossen werden kann. Da für die Strahlführung bei Nd:YAG-Laser ohnehin Linsenoptiken eingesetzt werden, können diese die erforderliche Abdichtfunktion übernehmen. Bei Verwendung einer entsprechend mechanisch stabilen Linse können Schneidgasdrücke von bis zu 20 bar aufgebracht werden.

Neben den Koaxialdüsen werden in der Literatur noch weitere Bauformen für Düsen beschrieben. Hierzu zählen nach Ketting et al. [113] Ringstrahldüsen sowie die exzentrische Anordnung einer oder mehrerer Düsen. Beim Einsatz von konischen Düsen in exzentrischer Anordnung entstehen große Freistahlängen, innerhalb derer die kinetische Energie des Gasstrahls durch Grenzschichteffekte zum Teil in Wärmeenergie umgewandelt wird und damit für den Schmelzaustrieb verloren geht. Dieser Nachteil kann nach Edler et al. [114] durch den Einsatz von Lavaldüsen ausgeglichen werden, deren Gasstrahl eine in weiten Bereichen abstandsunabhängige Strömungscharakteristik aufweist. Ihr Gasstrahl kann deshalb auch bei großen Freistahlängen eine ausreichend große kinetischen Energie für den Schmelzaustrieb zur Verfügung stellen. Zwar ist beim Einsatz von Lavaldüsen der zulässige Arbeitsabstands-

bereich wesentlich größer und auch toleranter gegenüber Abstandsänderungen, jedoch ist der Geschwindigkeitsbereich, innerhalb dessen hohe Schnittgüten erzielbar sind, stark eingeschränkt. Neben dem begrenzt nutzbaren Geschwindigkeitsbereich für Qualitätsschnitte spricht in der Regel auch der im Vergleich zu konischen Düsen höhere Gasverbrauch gegen die Verwendung von Lavaldüsen. Aufgrund des geringen Gasverbrauches kommen deshalb in der industriellen Praxis des Laserstrahlschneidens überwiegend konische Koaxialdüsen infrage.

Beim Einsatz konischer bzw. konisch-zylindrischer Schneiddüsen müssen aufgrund ihrer Strömungscharakteristik kleine Arbeitsabstände sehr exakt eingehalten werden, was durch induktive Abstandssensoren in der Regel zuverlässig sichergestellt werden kann. Bei den durchgeführten Untersuchungen lag der Arbeitsabstand typischerweise zwischen 0,3 und 1,5 mm. Nach Berger et al. [115] können innerhalb eines eng tolerierten Arbeitsabstandsbereiches über einen großen Geschwindigkeitsbereich hinweg gute Schnittqualitäten erzeugt werden. Wie in Versuchen von Heimerdinger [116] gezeigt wurde, können mit der rein konischen Düse (Bild 11 a) nur in engen Grenzen befriedigende Schnittqualitäten erreicht werden. Dabei sind sowohl der Bereich des Arbeitsabstandes, d. h. der Abstand zwischen der Düse und der Werkstückoberfläche, als auch die erreichbare Schneidgeschwindigkeit im Hinblick auf gratfreie Qualitätsschnitte im Vergleich zu einer Düse mit zylindrischem Austrittsquerschnitt erheblich eingeschränkt. Nachteilig bei der konzentrischen Gaszuführung ist darüber hinaus die eingeschränkte Gestaltungsfreiheit für die Düse, der einerseits durch den sich verjüngenden Laserstrahl und andererseits durch die Bauteilgeometrie räumlich Grenzen gesetzt sind. Anhand des Gasdüsendurchmessers d_G , der zylindrischen Austrittslänge l_Z sowie dem Strahldivergenzwinkel θ_f läßt sich der maximal zulässige Arbeitsabstand a_c abschätzen zu

$$(27) \quad a_c \leq \sqrt{\left((d_G - 0,2)^2 - d_f^2\right) * \left(\frac{f}{d_f}\right)^2 * \left(\left(\frac{D}{d_f}\right)^2 - 1\right)^{-1}} - l_Z - \Delta z \quad ,$$

wobei die Konzentrität von Laserstrahl und Düse mit $\pm 0,1$ mm toleriert ist.

In Bild 30 ist der Einfluß des Arbeitsabstandes der Schneiddüse zum Werkstück auf die maximal erreichbare Schneidgeschwindigkeit dargestellt. Bei der verwendeten Düsenkonfiguration ergibt sich der optimale Arbeitsabstand zu 1,3 mm. Sowohl größere als auch kleinere Arbeitsabstände führen zu einer Reduzierung der maximalen Schneidgeschwindigkeit. Gründe für den Abfall der Maximalgeschwindigkeit oberhalb des als Optimum definierten Arbeitsabstandes wurden bereits von Edler et al. [114] diskutiert. Als wesentlich gilt hier, daß bei hohen Drücken, d. h. in der Regel oberhalb von 0,5 MPa, mit steigendem Arbeitsabstand sowohl die kinetische als auch die Druckenergie des Gasstrahls zunehmend in Wärmeenergie umgewandelt werden und somit dem Schmelzaustrieb nicht mehr zur Verfügung stehen. Darüber hinaus baut sich auch der über dem Querschnitt integrierte Staudruck des Gasstrahls mit zunehmendem Arbeitsabstand ab.

Für die industrielle Praxis des Laserstrahlschneidens werden in der Regel Arbeitsabstände von mehreren zehntel Millimetern gefordert. Bei Arbeitsabständen von weniger als 0,3 mm und gleichzeitig hohen Vorschubgeschwindigkeiten kann die Nachführung des Arbeitsabstandes der über induktive Abstandssensoren gesteuerten hochdynamischen z-Achsen zum Teil nicht

mit ausreichend hoher Geschwindigkeit erfolgen, wodurch bei engliegenden dreidimensionalen Geometrien Kollisionsgefahr zwischen der Schneiddüse und der zu bearbeitenden Werkstückoberfläche besteht.

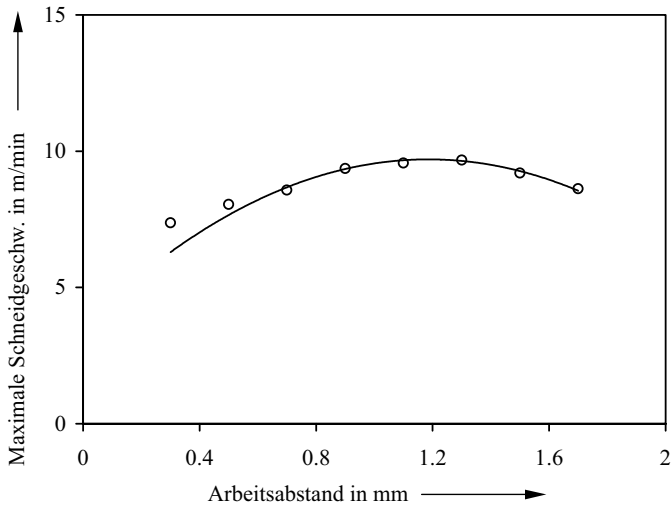


Bild 30: Maximale Schneidgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Arbeitsabstand der Düse

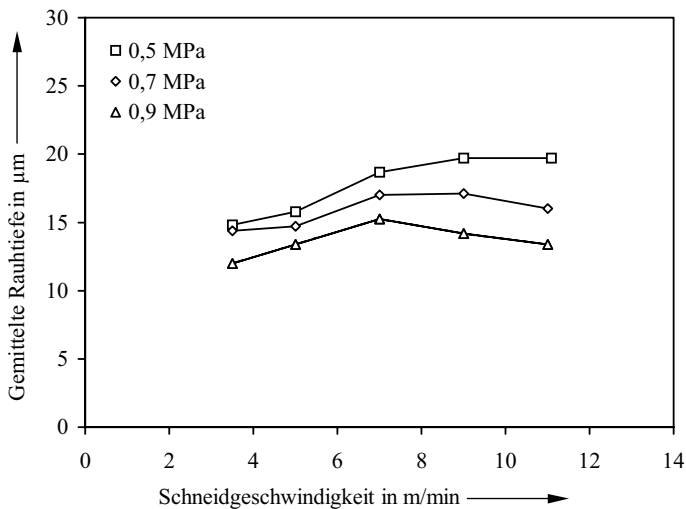


Bild 31: Abhängigkeit der Rautiefe vom Schneidgasdruck

Zur Bestimmung des optimalen *Schneidgasdruckes* wurden Versuche mit unterschiedlichen Gasdrücken zum Schmelzschnneiden durchgeführt. Als Kriterium für die Beurteilung der Schnittqualität wurde die gemittelte Rauhtiefe herangezogen. Wie die in Bild 31 zusammengefassten Ergebnisse dieser Untersuchung zeigen, wird die minimale Rauhtiefe beim höchsten Schneidgasdruck von 0,9 MPa erreicht.

Wie in Bild 32 zu erkennen ist, kann beim Schneiden mit sehr hohen Drücken bei gleicher Schneidgeschwindigkeit ein größeres spezifisches Schnittvolumen erreicht werden. Bei dieser im folgenden als *Hochdruck-Schmelzschnneiden* bezeichneten Verfahrensvariante kann die Schnittleistung gegenüber dem Schmelzschnneiden mit einem Schneidgasdruck von 0,5 MPa um bis zu 70 % gesteigert werden. Vorteile bringt dies jedoch nur bei großen spezifischen Schnittvolumina, d. h. also in der Regel bei großen Blechdicken. Bei kleinen Schnittvolumina und damit dünnen Blechen ist dieser positive Effekt durch den hohen Schneidgasdruck praktisch vernachlässigbar. Der Einsatz des Hochdruck-Schmelzschnneidens ist deshalb immer dann empfehlenswert, wenn große Blechdicken bearbeitet werden sollen, bei denen die zur Verfügung stehende Leistung nicht ausreicht, um sie mit den üblichen Schneidgasdrücken von unter 10 bar zu trennen.

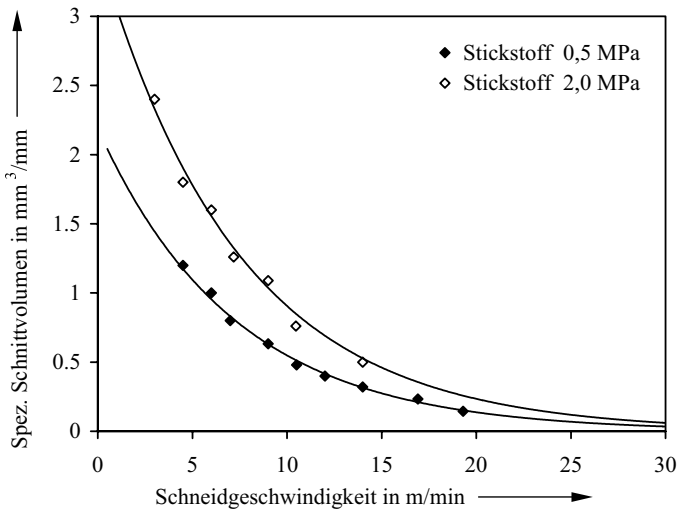


Bild 32: Spezifisches Schnittvolumen für verschiedene Schneidgasdrücke in Abhängigkeit von der Schneidgeschwindigkeit beim Schmelzschnneiden ($P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $z_f = +0,2$ mm)

Die Gasdurchflußmenge beim Schneiden ist abhängig von der Querschnittsfläche der Düsenöffnung, dem verwendeten Schneidgasdruck und der Dichte des Gases. Für die Ausströmung aus einem Druckgefäß, was den Verhältnissen beim Schneidgasaustritt aus der Schneiddüse entspricht, ergibt sie sich die Gasdurchflußmenge entsprechend [117] zu

$$(28) \quad \dot{V}_G = \frac{\pi * d_G^2 * p_G * \theta}{40 * \rho_G} * \left(\frac{2}{R_i * T_G} \right)^{0,5} \quad \text{mit } p_G > p_0,$$

und

$$(29) \quad \theta = \left(\frac{2}{k+1} \right)^{\frac{1}{k-1}} * \frac{k}{k+1}.$$

Der Gasverbrauch ist demnach proportional zum Gasdruck, weshalb auch aus wirtschaftlicher Sicht die Anwendung des Hochdruckschneidens nur bei großen Blechdicken gerechtfertigt ist. Im Gegensatz zu den beim Schmelzschnneiden mit hohem Schneidgasdruck erreichbaren Schnittleistungssteigerungen konnte dieser Effekt beim Brennschnneiden nicht nachvollzogen werden. Hier konnten praktisch keine nennenswerten Unterschiede in der spezifischen Schnittleistung zwischen Brennschnitten mit Schneidgasdrücken von 0,5 MPa bzw. 2 MPa festgestellt werden.

Um den Einfluß der *Schneidgasart* auf die Schnittqualität zu ermitteln, wurden Schneiduntersuchungen mit verschiedenen Gasen durchgeführt. In Bild 33 sind die Werte der gemittelten Rauhtiefe in Abhängigkeit von Schneidgeschwindigkeit und Gasart aufgetragen.

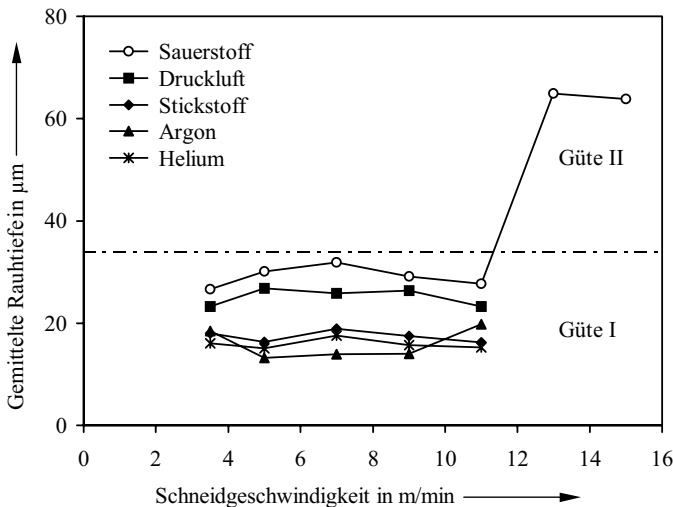


Bild 33: Rauhtiefe in Abhängigkeit von Schneidgasart und Schneidgeschwindigkeit ($s = 1,25$ mm, $P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $z_f = +0,2$ mm, $p_G = 0,7$ MPa Stickstoff)

Die beim Einsatz von *Helium* und *Argon* erreichten Rauhtiefen liegen auf vergleichbarem Niveau, wobei die mit Argon hergestellten Schnittflächen im Geschwindigkeitsbereich von 5 bis 9 m/min die geringsten Rauhtiefen zeigen. Leicht höhere Werte werden unter Ver-

wendung von Helium erreicht. Setzt man das reaktionsträge *Stickstoffgas* ein, so sind die gemittelten Rauhtiefen etwas größer als bei den mit Helium bzw. Argon hergestellten Schnitten. Bei Verwendung von *Sauerstoff* sind die gemittelten Rauhtiefenwerte über den gesamten Geschwindigkeitsbereich von 3,0 bis 11,0 m/min am höchsten und im Vergleich zu den Werten der mit inerten Gasen hergestellten Schnitte rund doppelt so hoch. Für Schneidgeschwindigkeiten oberhalb von 11 m/min, die nur unter Einsatz von Sauerstoff erreicht werden, stellen sich sprunghaft deutlich höhere Rauhtiefen ein. Eine detaillierte Untersuchung der Zusammenhänge die zu diesem Effekt führen wird in Abschnitt 5.2.4 geliefert. Die Rauhtiefen der mit *Druckluft* durchgeführten Schnitte liegen erwartungsgemäß zwischen den Werten der mit Stickstoff bzw. Sauerstoff geschnittenen Bleche. Dabei tendieren sie deutlich höher, d. h. näher an den Werten der mit Sauerstoff geschnittenen Proben, als man dies aufgrund der Gaszusammensetzung von Luft erwarten dürfte.

Wie diese Ergebnisse zeigen, muß es beim Einsatz von Stickstoff, Sauerstoff und Druckluft zu einer Veränderung des Schneidprozesses kommen, der die höheren Rauhtiefen verursacht. Es ist zu vermuten, daß die hohen Energiedichten auf der Absorptionsfläche der Schnittfront zu einer Oxidationsreaktion zwischen dem Schneidgas und dem Grundwerkstoff führen, d. h. es zur Bildung von Aluminiumnitrid bzw. Aluminiumoxid kommt. Da nach Wriedt [118] die Schmelzpunkte von Aluminiumnitrid ($T_m = 2800^\circ\text{C}$) bzw. Aluminiumoxid ($T_m = 2053^\circ\text{C}$) deutlich oberhalb der Schmelztemperatur des Aluminiums liegen, kann davon ausgegangen werden, daß sie im Schmelzfilm in fester Phase vorliegen. Dies führt zu einer Erhöhung der Viskosität der Schmelze und behindert dadurch deren Austrieb beim Schneidprozeß, was somit letztlich die größeren Rauhtiefen auf den Schnittflächen verursacht.

Die Entstehung der Nitride bzw. Oxide an der Schmelzfilmoberfläche der Schneidfront ist sehr eng mit der freien Reaktionsenthalpie ΔG verbunden. Sie ist ein Ausdruck für die beim Ablauf einer chemischen Reaktion maximal gewinnbare Arbeit. Der Wert dieser Größe entscheidet sowohl über das Zustandekommen der Reaktion selbst als auch über die Geschwindigkeit, mit der diese abläuft. Sie skaliert mit den Umgebungsbedingungen Druck und Temperatur und kann aus den werkstoffspezifischen Werten der Reaktionsentropie ΔS und der Reaktionsenthalpie ΔH nach Plewinsky [119] wie folgt berechnet werden:

$$(30) \quad \Delta G(p, T) = \Delta H - T \cdot \Delta S.$$

Bild 34 zeigt die Abhängigkeit der freien Reaktionsenthalpie von der Temperatur für ausgewählte Oxide und Nitride, die nach Gl. (30) mit Werten von Lide et al. [120] berechnet wurde. Diese Darstellung gibt einen Anhaltspunkt für die Abschätzung der Reaktionsgeschwindigkeit sowie für den Energieeintrag in die Wechselwirkungszone durch die Reaktion.

Obwohl es die gegebenen Randbedingungen nicht zulassen, daß ein selbstkonsistenter Oxidationsprozeß einsetzt, trägt die durch die exotherme Reaktion des Sauerstoffs mit dem Aluminium erzeugte Oxidationsleistung sowie die höhere Reaktionsgeschwindigkeit als bei der Aluminiumnitridbildung dazu bei, daß bei gleichen Bedingungen innerhalb eines definierten Zeitintervalls wesentlich mehr Aluminiumoxid als Aluminiumnitrid entsteht. Dies erklärt zum einen die beim Schneiden mit Stickstoff nur marginal größeren Rauhtiefen als beim Einsatz der inerten Gase Helium und Argon. Zum anderen erklärt dies auch, daß die Rauhtiefenwerte der

Druckluftschnitte, trotz des im Vergleich zu Stickstoff (78,1 %) wesentlich geringeren Sauerstoffgehaltes (20,93 %) der Luft, deutlich näher an den Werten der mit Sauerstoff geschnittenen Bleche liegen als an den Rauhtiefen der Stickstoffschnitte.

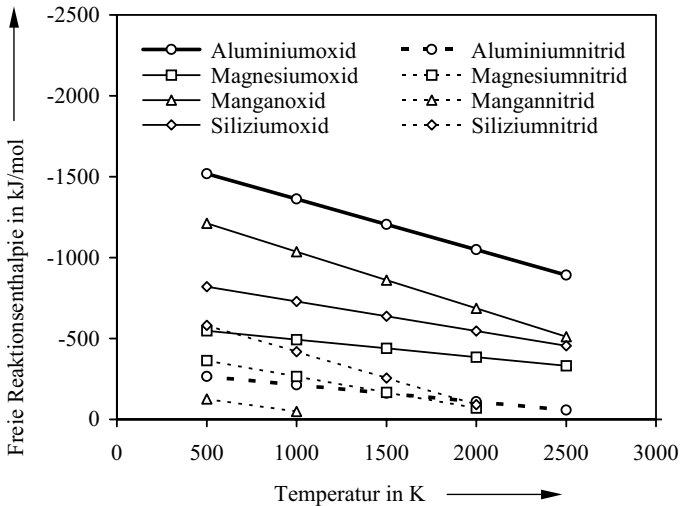


Bild 34: Abhängigkeit der freien Reaktionsenthalpie von der Temperatur für ausgewählte Nitride und Oxide

5.2.3 Werkstoffparameter

Im folgenden soll untersucht werden, inwieweit die einzelnen Werkstoffparameter, namentlich die Legierungszusammensetzung, der Werkstoffzustand, die Textur der Blechoberfläche sowie die Blechdicke die Schnittqualität beeinflussen.

Wie bereits in Kapitel 5.2.2 beschrieben wurde, hat die Wärmeleitfähigkeit einen entscheidenden Einfluß auf die erzielbare Schnittqualität. Die Wärmeleitfähigkeit von Aluminiumwerkstoffen ist im wesentlichen abhängig von der *Legierungszusammensetzung* und dem *Werkstoffzustand*. Da die Wärmeleitfähigkeit, ähnlich wie die elektrische Leitfähigkeit, auf der Verfügbarkeit freier Ladungsträger beruht, kann zwischen der Wärmeleitfähigkeit L_m und dem spezifischen elektrischen Widerstand ρ ein Zusammenhang hergestellt werden, der durch eine empirische Näherungsformel, die Wiedemann-Franz-Lorentzsche Beziehung, wiedergegeben wird als

$$(31) \quad L_m = \frac{L \cdot T}{\rho} ,$$

wobei die Lorentz'sche Zahl L für Aluminiumlegierungen einen Wert von $2 \cdot 10^{-8} \text{ V}^2/\text{K}^2$ annimmt [121]. Nach Gl. (31) verhält sich die Wärmeleitfähigkeit also proportional zur Temperatur und umgekehrt proportional zum elektrischen Widerstand. Der elektrische Widerstand selbst hängt von der Konzentration der einzelnen Legierungselemente in dem Werkstoff sowie von der Gefügestruktur (Werkstoffzustand) und der Temperatur ab. Bild 35 verdeutlicht anhand binärer Legierungen den Zusammenhang zwischen der Elementkonzentration und dem spezifischen elektrischen Widerstand für verschiedene Legierungselemente. Wie zu erkennen ist, haben die Legierungselemente Kupfer, Magnesium und Silizium nur einen geringen Einfluß auf die Wärmeleitfähigkeit bei binären Systemen. Dagegen führen bereits geringe Zugaben an Mangan zu einer deutlichen Absenkung der Wärmeleitfähigkeit einer Legierung. Eine Übertragbarkeit auf ternäre oder höhere Systeme kann daraus jedoch nicht abgeleitet werden, da sowohl die Gefügestruktur als auch gegebenenfalls vorhandene Ausscheidungen wesentlichen Einfluß auf die elektrische Leitfähigkeit der Legierung haben. Für alle technischen Legierungen muß die Wärmeleitfähigkeit deshalb individuell bestimmt werden. Bei technischen Aluminiumlegierungen liegen sie jedoch typischerweise im Bereich von 80 bis 230 W/mK.

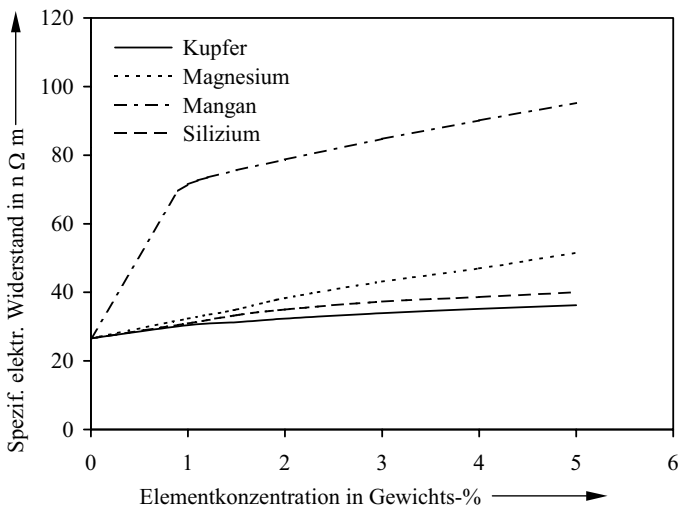


Bild 35: Spezifischer elektrischer Widerstand bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Elementkonzentration (nach Kammer [121])

Für einen Teil der untersuchten Werkstoffe konnte die Wärmeleitfähigkeit ermittelt werden. Sie ist in Bild 36 den entsprechenden Rauhtiefen der Werkstoffe gegenübergestellt. Wie zu erkennen ist, ist die erzielbare Schnittgüte, die hier durch die gemittelte Rauhtiefe definiert werden soll, der Wärmeleitfähigkeit der Legierungen proportional. Einzige Abweichung tritt bei der Legierung EN AW-Al Mg4,5Mn0,4-F28 (EN AW-5182-F28) auf. Da die Rauhtiefe jedoch nur inkremental über dem Wert der Legierung EN AW-Al Mg2,5-O (EN AW-5052-O)

liegt, kann diese Unstetigkeit durch Meßungenauigkeiten ($\pm 2 \mu\text{m}$) erklärt werden. Es kann somit festgestellt werden, daß die von der Legierungszusammensetzung wie auch vom Werkstoffzustand abhängige Wärmeleitfähigkeit wesentlichen Einfluß auf die Schneidmöglichkeit dieser Legierungen hat.

Wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben wurde, werden bei Aluminiumblechen zur Verbesserung der tribologischen Verhältnisse beim Tiefziehen sowie zur besseren Lackhaftung gezielt Oberflächentexturen eingebracht. Um den Einfluß der unterschiedlichen *Oberflächentexturen* auf den Schneidprozeß zu untersuchen, wurden Schmelzschnitte mit Stickstoff an Blechen der Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2}-T4 (EN AW-6016-T4) mit unterschiedlichen Oberflächen-texturen durchgeführt. In Bild 37 sind die Ergebnisse als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit dargestellt.

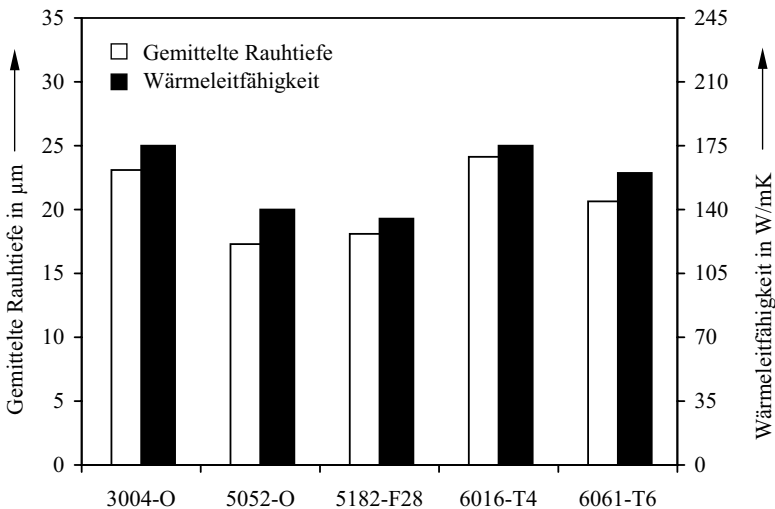


Bild 36: Zusammenhang zwischen Schnittgüte und Wärmeleitfähigkeit für verschiedene Legierungen ($s = 1,25 \text{ mm}$, $P_w = 3,0 \text{ kW}$, $F = 4,5$, $z_f = +0,2 \text{ mm}$, $p_G = 0,7 \text{ Mpa}$ Helium)

Neben der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Rauhtiefenwerte, die in Kapitel 5.2.1 diskutiert wurde, zeigt sich kein eindeutiger Einfluß der Oberflächentextur auf die gemittelte Rauhtiefe. Weitere Untersuchungen, bei denen die Oberfläche auf unterschiedliche Weise gezielt stärker oder schwächer strukturiert wurde, als dies im Anlieferungszustand der Fall ist, zeigten ebenfalls keinen Einfluß, Bild 37.

Es kann deshalb festgestellt werden, daß die Energieeinkopplung beim Laserstrahlschneiden durch eine Veränderung der Oberflächenstruktur nicht beeinflußt werden kann. Dies ist zum einen dadurch zu erklären, daß die Strahlungsabsorption im wesentlichen an der geeigneten Schneidfront erfolgt, die von einem flüssigen Schmelzfilm überzogen ist, weshalb hier nur die

flüssige Phase für die Initiierung des Prozesses von Bedeutung ist. Zum anderen darf vermutet werden, daß es durch eine der Schneidfront vorausseilende Schmelzfront bereits zu einer irreversiblen Zerstörung der Oberflächentextur kommt, so daß deren ursprüngliche Strukturierung praktisch keinen Einfluß mehr auf die Initiierung des Prozesses hat. Dies ist vermutlich auf die hohe Wärmeleitfähigkeit bei gleichzeitig niedrigem Schmelzpunkt der Aluminiumlegierungen zurückzuführen, die ein Vorseilen der Schmelzfront vor dem Laserstrahl ermöglichen.

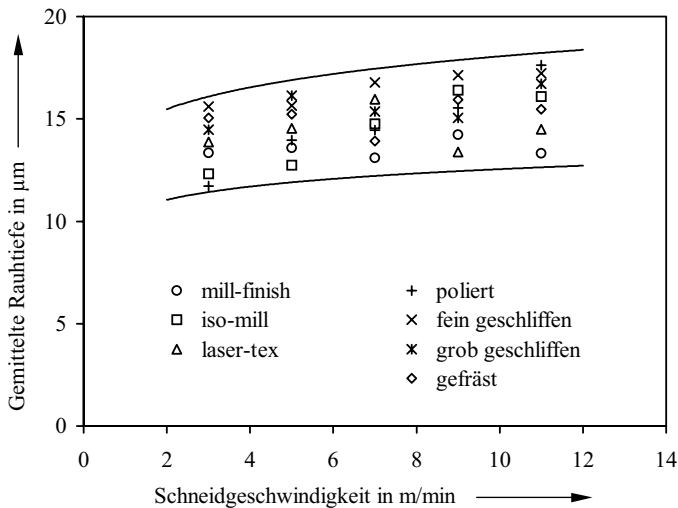


Bild 37: Gemittelte Rauhtiefe in Abhängigkeit von Oberflächenstruktur und Schneidgeschwindigkeit ($s = 1,25$ mm, $P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $z_f = +0,2$ mm, $p_G = 0,9$ MPa Helium)

5.2.4 Randbedingungen für das Laserstrahl-Brennschneiden

Für das Brennschneiden von metallischen Werkstoffen müssen die in Kapitel 2.3.3 beschriebenen Voraussetzungen erfüllt sein. Für Aluminium treffen zwei dieser Voraussetzungen grundsätzlich nicht zu. Zum einen liegt die Zündtemperatur von Aluminium in Sauerstoff nach Lide et al. [120] mit $> 1000^\circ\text{C}$ höher als der Schmelzpunkt von Aluminium, der sich abhängig von der Legierungszusammensetzung zwischen 480°C und 657°C bewegt. Zum anderen liegt die Schmelztemperatur des Aluminiumoxids mit 2053°C um ein vielfaches über der des Grundwerkstoffes. Daß das Laserstrahl-Brennschneiden von Aluminium zum Teil dennoch möglich ist, muß auf die laserspezifischen Gegebenheiten zurückzuführen sein, die im folgenden diskutiert werden.

Aufgrund der beim herkömmlichen Brennschneiden im Vergleich zum Laserstrahl-Brennschneiden wesentlich geringeren Energiedichte in der Wechselwirkungszone ist es erforderlich, daß die Zündtemperatur des Grundwerkstoffes in Sauerstoff unter dem Schmelzpunkt des

Werkstoffes liegt, damit die Oxidationsreaktion ausgelöst werden kann. Die lokal sehr hohe Energiedichte des fokussierten Laserstrahls dagegen erlaubt es, diese Voraussetzung für das konventionelle Brennschneiden zu umgehen. Aufgrund der hohen Energiedichte ist es im Gegensatz zum herkömmlichen Brennschneiden möglich, ein begrenztes Werkstoffvolumen in der Strahl/Stoff-Wechselwirkungszone lokal auf Zündtemperatur zu bringen und somit die Oxidationsreaktion auszulösen. Grundsätzlich kann davon ausgegangen werden, daß die eingekoppelte Laserstrahlung dem Schneidprozeß zu jeder Zeit ausreichend Energie für die Auslösung der Oxidationsreaktion zur Verfügung stellt und die Schmelzfront somit immer mit einer Oxidschicht überzogen ist. Wie aus Bild 38 ersichtlich ist, hat diese Oxidschicht eine wesentlich geringere Wärmeleitfähigkeit als das Aluminium. Mit Einsetzen der kontinuierlichen Oxidation reduzieren sich dadurch beim Brennschneiden die Energieverluste zusätzlich und die Energiebilanz verschiebt sich zugunsten des Brennschneidens.

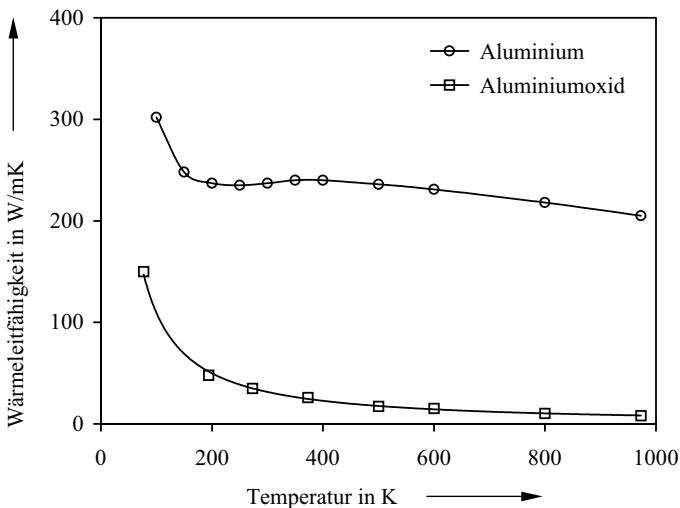


Bild 38: Wärmeleitfähigkeit von Aluminium und Aluminiumoxid in Abhängigkeit von der Temperatur (nach Lide et al. [120])

Die stark exotherme Reaktion zwischen dem Schneidsauerstoff und dem Aluminium wirkt sich günstig auf den Schneidvorgang aus. Neben dem Energieeintrag durch die Oxidation des Aluminiums ergibt sich noch eine weitere Komponente, die das Brennschneiden unterstützt. Wie die in Bild 39 dargestellte Fresnel-Absorption in Abhängigkeit vom Einstrahlwinkel erkennen läßt, weist das Aluminiumoxid über den gesamten Einstrahlwinkelbereich eine wesentlich größere Absorption für die Nd:YAG-Laserstrahlung auf als Aluminium. Daraus ergibt sich bei konstanter Laserleistung unter Einsatz von Sauerstoff als Schneidgas ein entsprechend höherer Energieeintrag in die Wechselwirkungszone als beim Schmelzschneiden, und somit werden höhere Schneidgeschwindigkeiten beim Brennschneiden möglich. Während beim Laserstrahlschneiden unlegierter Stähle die Schneidgeschwindigkeit nach [112, 122] um

den Faktor zwei bis vier gesteigert werden kann, wird beim Übergang vom Schmelz- zum Brennschneiden an Aluminium entsprechend Bild 33 nur eine rund 50 % höhere Schneidgeschwindigkeit erreicht.

Mit dem Übergang vom Schmelz- zum Brennschneiden von Aluminium stellt sich gleichzeitig eine deutliche Verschlechterung der Schnittqualität ein. Da es sich bei dem entstehenden Al_2O_3 um ein hochschmelzendes Oxid handelt, steigt die Viskosität der Schmelze mit zunehmendem Anteil an Aluminiumoxid an. Dies führt zwangsläufig dazu, daß sich der Schmelzaustrieb bei gleicher Gasgeschwindigkeit und damit gleicher Scherspannung im Schmelzfilm sowohl im Vergleich zum Schmelzschnitten als auch zum Brennschneiden von Stahl wesentlich schwieriger gestaltet. Entsprechend Abschnitt 5.2.2 steht die Existenz von Aluminiumoxid im Schmelzfilm der Schnittfront in direktem Zusammenhang mit der Rauhtiefe der Schnittkante, d. h. der sprunghafte Anstieg der Rauhtiefe in Bild 33 bei einer Schneidgeschwindigkeit von 11 m/min ist ursächlich auf die spontan höhere Präsenz von Aluminiumoxid zurückzuführen. Dieses Phänomen eines starken Anstiegs der exothermen Oxidationsreaktionen läßt sich nicht mit der inkrementalen Veränderung der Prozeßparameter an der Sprungstelle erklären, sondern muß mit einer Veränderung der Verhältnisse an der Schneidfront in Zusammenhang stehen.

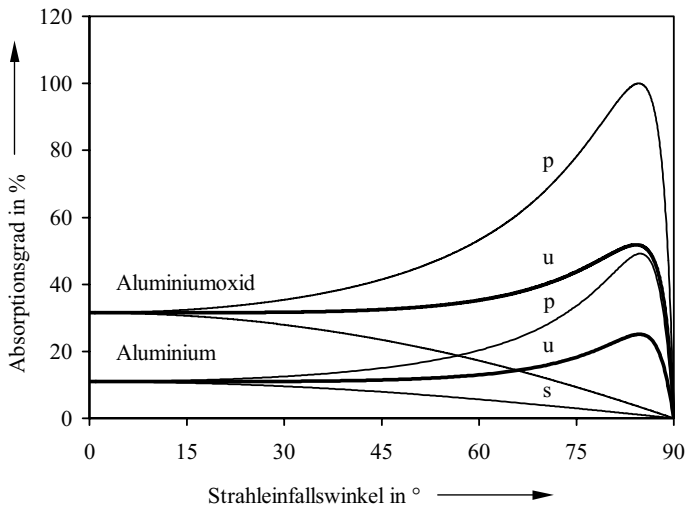


Bild 39: Absorptionsgrad von flüssigem Aluminium und festem Aluminiumoxid für eine Wellenlänge von $1,06 \mu\text{m}$ bei 933 K (berechnet nach [40] mit Werten aus [41] und [123]) (Polarisation: p: parallel, u: unpolarisiert, s: senkrecht)

Wie Xiao [112] in seinen Untersuchungen nachgewiesen hat, entwickeln sich die Oberflächentemperatur und die Schmelzfilmdicke an der Schneidfront proportional zur Blechdicke und die Schneidgeschwindigkeit umgekehrt proportional zur Gasgeschwindigkeit v_g ; die Oxidschichtdicke auf dem Schmelzfilm verhält sich umgekehrt proportional zur Schneidgeschwindigkeit.

Übertragen auf die in Bild 33 dargestellten Verhältnisse ($s, v_G = \text{const.}$) heißt dies, daß sich die Schmelzschichtdicke und die Oberflächentemperatur mit der Schneidgeschwindigkeit erhöhen, die Oxidschichtdicke jedoch verringert. Die Oxidation des Aluminiums wird nun durch zwei Effekte begünstigt: Zum einen führt die höhere Oberflächentemperatur zu einer Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit des Sauerstoffs, und zum anderen erhöht die dünnere Oxidschicht die Verfügbarkeit von Sauerstoff an der Oxid-Metall-Grenze. Mit Erreichen einer kritischen Schneidgeschwindigkeit und damit Oxidschichtdicke kann somit zu jeder Zeit genügend Sauerstoff an die Oxid-Metall-Grenze diffundieren, so daß eine kontinuierliche Oxidationsreaktion zustandekommt (Bild 33: $v_c > 11 \text{ m/min}$). Ist die Oxidschicht dicker, d. h. die Schneidgeschwindigkeit bei sonst gleichen Parametern geringer, passiviert sich die Oxidationsreaktion durch Sauerstoffmangel selbst (Bild 33: $v_c < 11 \text{ m/min}$). Bei größeren Blechdicken und konstanter Laserstrahlleistung reduziert sich die maximal erreichbare Schneidgeschwindigkeit; Schmelzfilm- sowie Oxidschichtdicke wachsen an. Mit der zur Verfügung stehenden Strahlleistung von 4 kW und einer Fokussierung von $F = 4,5$ ergab sich die Grenzblechdicke, d. h. diejenige Blechdicke, bei der die für das Brennschneiden kritische Schneidgeschwindigkeit gerade noch erreicht wird, zu 2,2 mm.

Auch bei der Verwendung von Luft als Schneidgas stellte sich eine selbst passivierende Oxidationsreaktion an der Schneidfront ein, die für die Entstehung der sich auf der Schnittfläche anlagernden Aluminiumoxide und damit größere Schnittflächenrauigkeiten verantwortlich gemacht werden kann. Die für einen kontinuierlichen Oxidationsprozeß kritische Schneidgeschwindigkeit konnte beim Einsatz von Luft jedoch bei keiner der untersuchten Blechdicken (0,8 - 3,0 mm) erreicht werden. Offensichtlich ist die für eine kontinuierliche Oxidationsreaktion erforderliche Sauerstoffkonzentration in der Luft hierfür zu gering.

5.2.5 Theoretische Näherungen für die Prozeßparameter

Wie die vorangegangenen Kapitel zeigen, müssen bei der Verfahrensentwicklung zum Laserstrahlschneiden mit Festkörperlasern sehr viele Randbedingungen berücksichtigt werden, was eine sehr zeitintensive Prozeßentwicklung bedingt. Um eine zielgerichtete und damit wesentlich schnellere Parameteroptimierung zu ermöglichen, ist eine theoretische Abschätzung der korrelierenden Parameter Strahlleistung und Vorschubgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Blechdicke erforderlich, um eine Startgröße für die angestrebte Prozeßoptimierung zu erhalten. Im folgenden sollen Möglichkeiten aufgezeigt werden, wie mit Hilfe von analytischen Näherungslösungen die Prozeßparameter abgeschätzt werden können. Basierend auf einer Energiebilanz werden dabei zunächst die einzelnen Beiträge zum Prozeßwirkungsgrad diskutiert und die analytischen Näherungslösungen mit den experimentell ermittelten Prozeßdaten für den Schneidprozeß an Aluminium verglichen. Abschließend werden Möglichkeiten erörtert, mit Hilfe derer einerseits eine Steigerung des Prozeßwirkungsgrades und andererseits eine optimale Nutzung der Strahlleistung möglich ist.

Die Energiebilanz und damit die Leistungsbilanz beim Laserstrahlschneiden kann wie folgt beschrieben werden:

$$(32) \quad P_A + P_{ox} = P_N + P_V \quad .$$

Als Leistungsgeber der Bilanz treten die eingekoppelte Leistung P_A und die beim Brennschneiden wirksame Oxidationsleistung P_{Ox} auf. Dem gegenüber stehen die Leistungsnehmer, die als Nutzleistung P_N und Verlustleistung P_V gekennzeichnet sind.

Die *eingekoppelte Leistung* ergibt sich als Produkt aus Einkoppelgrad und eingestrahelter Laserleistung

$$(33) \quad P_A = \eta_A * P_w .$$

Der Einkoppelgrad η_A erfährt also den Teil der Laserstrahlleistung, der dem Schneidprozeß zur Verfügung steht. Beim Schneiden kann der Einkoppelgrad dem Absorptionsgrad gleichgesetzt werden. Um diesen berechnen zu können, muß die Geometrie der bestrahlten Oberfläche an der Schneidfront bekannt sein. Diese läßt sich entweder experimentell über die Vermessung von Einschnitten bestimmen oder über entsprechende Modelle berechnen, von denen das von Schulz [124] stellvertretend genannt sei. Beides ist jedoch mit hohem Aufwand verbunden. Eine einfachere Abschätzung kann über die Verknüpfung der von Dausinger [125] formulierten Näherung für die Schneidfrontneigung

$$(34) \quad \tan \alpha_{c,\perp} (v_c \rightarrow v_{c,max}) = \frac{s}{d_f}$$

mit dem von Riehle [126] entwickelten Schneidfrontmodell erreicht werden. Wie Bild 40 verdeutlicht, wird dabei die Schneidfront als eine um den Winkel $\alpha_{c,\perp}$ zur Blechoberfläche geneigte Halbzylinderfläche angenommen, wobei der Durchmesser des Zylinders gleich dem Fokussdurchmesser d_f des Laserstrahls gesetzt wird. Dabei wird bei der Ermittlung des Schneidfrontwinkels entsprechend Gl. (34) davon ausgegangen, daß die Schneidfront vom Laserstrahl gerade vollständig beleuchtet wird. In Bild 41 ist der mit dem Schneidfrontmodell berechnete Einkoppelgrad in Abhängigkeit vom Schneidfrontwinkel dargestellt.

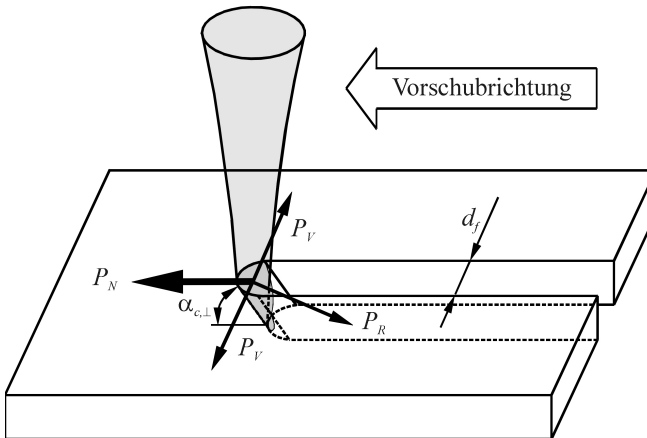


Bild 40: Schneidfrontmodell nach Riehle [126]

Nimmt man eine vollständige Beleuchtung der Schneidfrontfläche als gegeben an, so läßt sich jedem Schneidfrontwinkel in Abhängigkeit vom Strahldurchmesser eine definierte Blechdicke zuordnen. Stellt man nun dem Aspektverhältnis aus Blechdicke und Fokussdurchmesser den entsprechenden Einkoppelgrad gegenüber, so ergibt sich die in Bild 42 dargestellte Abhängigkeit. Wie der Vergleich unterschiedlicher Wellenlängen und Strahlpolarisationszustände verdeutlicht, hat der Nd:YAG-Laser insbesondere bei kleinen Aspektverhältnissen deutliche Vorteile. Dabei können mit parallel polarisierter Laserstrahlung die größten Einkoppelgrade erreicht werden. Die Anwendung polarisierter Laserstrahlung für die Bearbeitung von dreidimensionalen Geometrien kann praktisch jedoch ausgeschlossen werden, da der technische Aufwand für eine entsprechende Polarisationsnachführung zu groß ist. Für die unpolarisierte Laserstrahlung, wie sie von fasergeführten Festkörperlaser zur Verfügung gestellt wird, ergibt sich bis zu einem Aspektverhältnis von ca. 11 ein klarer Vorteil für die Wellenlänge von $1,06\text{ }\mu\text{m}$. Der maximale Einkoppelgrad von rund 24,6 % stellt sich bei einem Aspektverhältnis von ca. 9,5 ein.

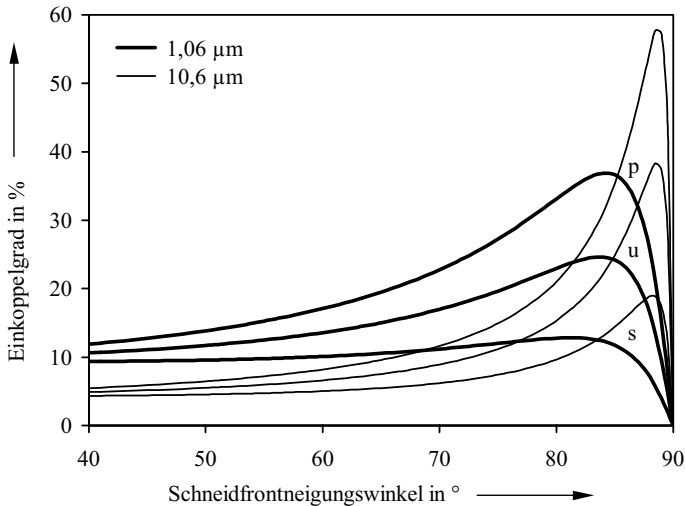


Bild 41: Berechneter Einkoppelgrad in Abhängigkeit von Schneidfrontneigungswinkel und Wellenlänge (Polarisation: p: parallel, u: unpolarisiert, s: senkrecht)

Die *Nutzleistung* beschreibt den Energiebedarf für das Aufschmelzen des Schnittfugenvolumens und ergibt sich zu

$$(35) \quad P_N = H_m * v_c * b_c * s .$$

Wird ein idealer Schmelzaustrieb angenommen, so kann die Oberflächentemperatur an der Schneidfront mit der Schmelztemperatur der Legierung gleichgesetzt werden. Damit ergibt sich der spezifische Wärmebedarf

$$(36) \quad H_m = (c_{pm} * T_m - c_{po} * T_o + h_m) * \rho$$

mit den werkstoffspezifischen Daten von Lide et al. [120] zu $H_m = 3,014 \text{ J/mm}^3$.

Die Nutzleistung kann andererseits auch über den thermischen Wirkungsgrad berechnet werden. Wie Bild 43 zeigt, kann ausgehend von den in Kapitel 5.2.1 beschriebenen Versuchsergebnissen die Korrelation zwischen dem thermischen Wirkungsgrad und der nach Gl. (15) definierten normierten Leistung X durch eine Näherungslösung gefaßt werden. Diese ergibt sich durch eine analytische Näherung der in normierte Einheiten umgerechneten experimentellen Daten aus Bild 27 wie folgt:

$$(37) \quad \eta_{th} = 12 * \ln(X) + 36 \text{ .}$$

Durch die Verknüpfung von Gl. (11), (12), (15) und (37) kann somit die Nutzleistung in Abhängigkeit von Blechdicke und eingestrahelter Laserleistung berechnet werden.

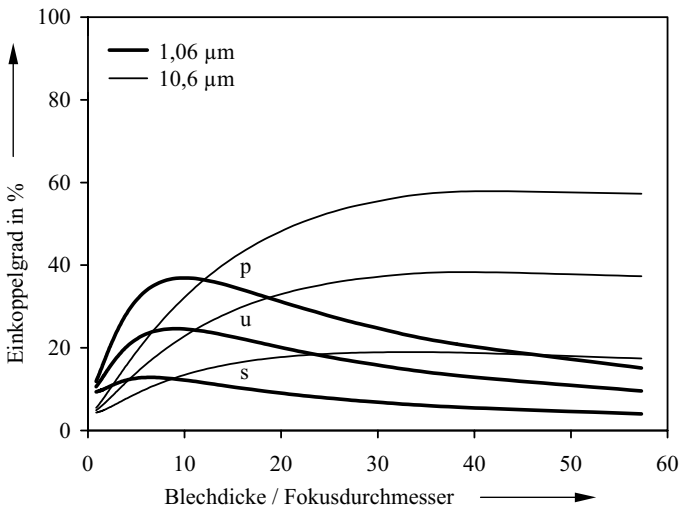


Bild 42: Einkoppelgrad in Abhängigkeit von Aspektverhältnis und Wellenlänge (Polarisation: p: parallel, u: unpolarisiert, s: senkrecht)

Die *Verlustleistung* beschreibt die durch Wärmeleitung, Strahlung und erzwungene Konvektion verlorene Energie. Nach Powell et al. [127] erreichen die beiden letztgenannten Punkte zusammen nur rund 2 % der gesamten Verlustleistung und können deshalb im Vergleich zu den Verlusten durch Wärmeleitung praktisch vernachlässigt werden. Um die Verlustleistung durch Wärmeleitung zu ermitteln, muß die Wärmeleitungsgleichung gelöst werden. Sowohl von Rossmann und Simon [128] wie auch von Schulz et al. [129] werden Näherungen für die Verlustleistung beim Laserstrahlschneiden angegeben. Wie ein Vergleich mit den in Bild 27

dargestellten Versuchsergebnissen zeigt, eignet sich die von Schulz et al. vorgeschlagene Näherung

$$(38) \quad P_V = 2 * s * L_m * (T_m - T_o) * \left[\frac{Pe}{2} + \left(\frac{Pe}{2} \right)^{0,3} \right],$$

am besten zur Beschreibung der Verlustleistung beim Laserstrahlschneiden von Aluminium, wobei die Peclet-Zahl mit

$$(39) \quad Pe = \frac{v_c * d_f * H_m}{2 * L_m * T_m}$$

definiert ist. Der Leistungsbeitrag durch die Oxidation kann wie folgt berechnet werden

$$(40) \quad P_{Ox} = H_{Ox} * \dot{V}_{Ox}.$$

Wie anhand der Untersuchungen festgestellt wurde, kann beim Laserstrahlbrennschneiden von Aluminium davon ausgegangen werden, daß die Oxidbildung ausschließlich im direkten Wechselwirkungsbereich des Laserstrahls an der Schneidfront stattfindet, da nur hier ausreichend hohe Intensitäten für die Auslösung der Oxidationsreaktion zur Verfügung stehen. Wird ein idealer Schmelzastrieb vorausgesetzt, so kann die Oberflächentemperatur mit der niedrigsten Bildungstemperatur des Aluminiumoxids gleichgesetzt werden, die von Gurvich et al. [130] mit 1000 K angegeben wird. Für die Bildung von Aluminiumoxid aus flüssiger Phase bei dieser Temperatur ergibt sich die Gibbs'sche Bildungsenthalpie entsprechend der Näherung von Gurvich et al.

$$(41) \quad \Delta G_o = -1706832 + 432,76 * T - 12,64 * T * \log T$$

zu $\Delta G_o = -1311,99$ kJ/mol. Die freie Reaktionswärme des Oxidationsprozesses kann nach

$$(42) \quad H_{Ox} = \left(\frac{\Delta G_o * \rho}{M} \right)_{Al_2O_3}$$

somit zu $H_{Ox} = 45,037$ J/mm³ bestimmt werden.

Unter der Voraussetzung, daß die Oxidschichtdicke an der Schneidfront wesentlich kleiner als die Schnittfugenbreite ist, erhält man nach Dausinger [41] das pro Zeiteinheit oxidierte Volumen:

$$(43) \quad \dot{V}_{Ox} = \frac{I}{2} * \pi * b_c * s * v_{Ox}.$$

Wird näherungsweise davon ausgegangen, daß die Oberflächentemperatur an der Schneidfront unabhängig von der Schneidgeschwindigkeit ist, so stellt sich der maximale Leistungsbeitrag

durch die Oxidation dann ein, wenn die Vorschubgeschwindigkeit v_c gleich der Oxidationsgeschwindigkeit v_{Ox} ist. Bei höheren Schneidgeschwindigkeiten, d. h. $v_c > v_{Ox}$, ist der Beitrag der Oxidationsleistung dann konstant. Anhand der Versuchsergebnisse kann die Oxidationsgeschwindigkeit zu 0,45 m/min bestimmt werden. Beim Laserstrahlbrennschneiden von Stahl liegt die Oxidationsgeschwindigkeit nach Dausinger [41] bei rund 2 m/min und damit mehr als viermal so hoch. Dies erklärt, warum die Schneidgeschwindigkeitssteigerung beim Übergang vom Schmelz- zum Brennschneiden bei Stahl rund vier mal höher ist als bei Aluminium.

Wird bei der Berechnung des Wirkungsgrades der erforderliche Leistungsbedarf für das Aufschmelzen des Schnittfugenmaterials nur auf die Leistungszufuhr durch die eingekoppelte Strahlleistung und nicht zusätzlich auf die Oxidationsleistung bezogen, so ergibt sich entsprechend Bild 43 beim Brennschneiden ein höherer thermischer Wirkungsgrad. Mit zunehmender normierter Leistung fällt der thermische Wirkungsgrad ab und nähert sich dem des Schmelzschnittens. Für normierte Leistungen von $X < 2$ war ein Brennschneiden mit der zur Verfügung stehenden Strahlquelle nicht möglich, weshalb keine Aussage über den Verlauf des thermischen Wirkungsgrades für diesen Bereich getroffen werden kann.

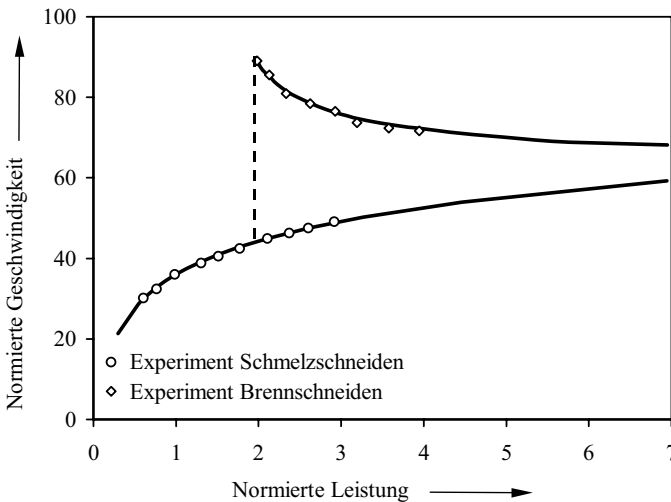


Bild 43: Korrelation von thermischem Wirkungsgrad und normierter Leistung

Mit Hilfe der einzelnen Näherungslösungen aus Gl. (33), (35), (38) und (40) kann nun die Energiebilanz für den Schneidprozeß aufgestellt werden, die in normierter Darstellung für das Schmelz- und Brennschneiden in Bild 44 aufgetragen ist. Der Prozeßwirkungsgrad wird nach Gl. (12) als Produkt aus dem Einkoppelgrad und dem thermischen Wirkungsgrad beschrieben, weshalb für beide Komponenten ein Maximum anzustreben ist. Wie Bild 45 verdeutlicht, wird der maximale Prozeßwirkungsgrad beim Laserstrahlschneiden von Aluminium nicht bei maximalem Einkoppelgrad sondern erst bei höherer normierter Strahlleistung erreicht. Dabei

ist bei einer normierten Leistung von 1,1 bzw. 2,5 ein Prozeßwirkungsgrad von rund 10 % beim Schmelzschnitten bzw. 16 % beim Brennschnitten zu beobachten.

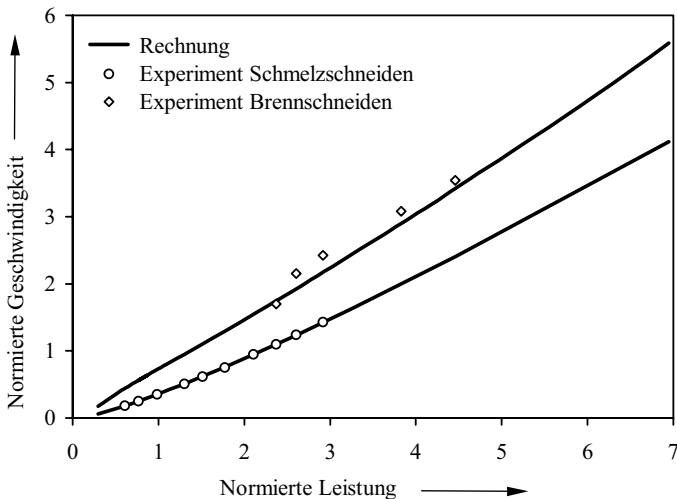


Bild 44: Näherungslösungen für Schmelz- und Brennschnitten

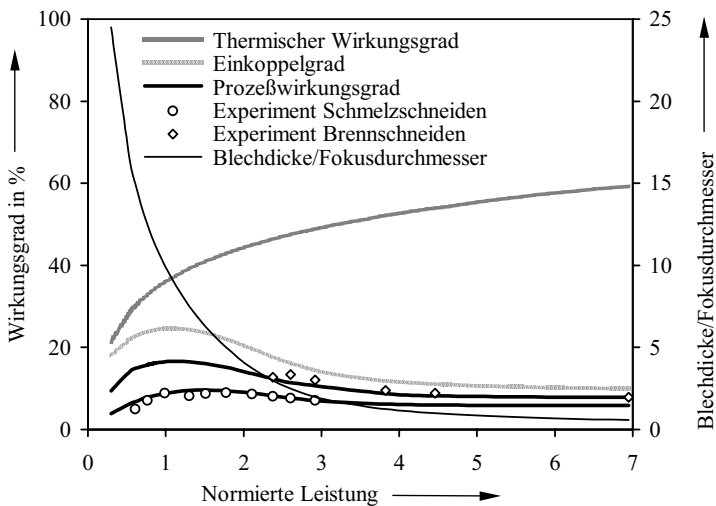


Bild 45: Wirkungsgrade beim Laserstrahlschmelz- und -brennschnitten von Aluminium

Die dem Einkoppelgrad zugrunde gelegten Aspektverhältnisse bei diesen Maxima betragen entsprechend 6,25 bzw. 10. Um diese maximalen Prozeßwirkungsgrade beim Laserstrahlschneiden erreichen zu können, ist eine geeignete Abstimmung des Fokusedurchmessers auf die zu trennende Blechdicke erforderlich. Wird ein Prozeßwirkungsgradbereich von $\geq 90\%$ des Maximalwertes als Zielbereich definiert, so ergibt sich für die untersuchten Fokusedurchmesser von 0,30 bzw. 0,45 mm ein Blechdickenbereich zwischen 1,5 und 4,7 mm bzw. 2,2 und 7,0 mm, der, ausreichende Strahlleistungen vorausgesetzt, beim Schmelzschnitten abgedeckt werden kann. Für das Brennschneiden liegen die Blechdickenbereiche entsprechend bei 1,2 bis 4,0 mm bzw. 1,9 bis 6,0 mm, wobei hier die mit der Blechdicke zunehmende Behinderung des Schmelzaustriebes berücksichtigt werden muß. Um schließlich die Gesamteffizienz eines blechdickenspezifischen Schneidprozesses ausreichend beschreiben zu können, genügt die Betrachtung des Prozeßwirkungsgrades allein nicht, sondern es muß die Streckenenergie als Meßgröße herangezogen werden. Die für das Trennen einer gegebenen Blechdicke erforderliche Streckenenergie hängt von der Schnittfugenbreite und damit in besonderem Maße vom Fokusedurchmesser ab. Dieser entscheidet über das pro Schnittlänge aufzuschmelzende Volumen. Je kleiner es ist, umso schneller kann bei gleicher Streckenenergie geschnitten werden.

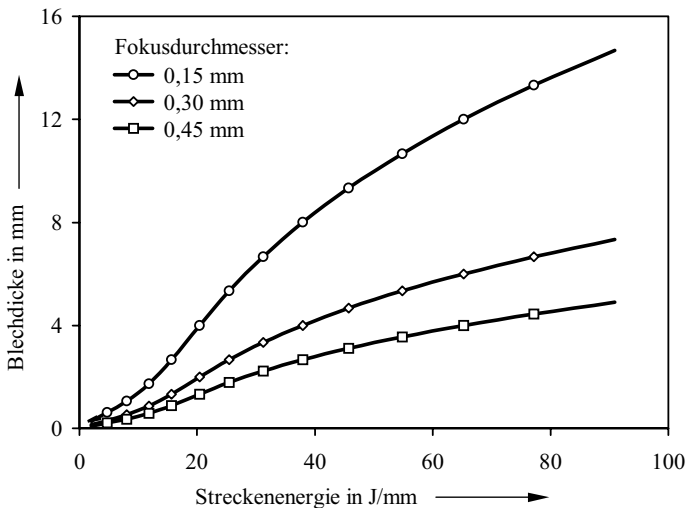


Bild 46: Trennbare Blechdicke als Funktion von Fokusedurchmesser und Streckenenergie

Ausgehend von dem bei maximalem Prozeßwirkungsgrad erforderlichen Aspektverhältnis und den untersuchten Fokusedurchmessern von 0,30 mm und 0,45 mm wurde die blechdickenabhängige Streckenenergie für einen Fokusedurchmesser von 0,15 mm extrapoliert. Wie aus der Darstellung in Bild 46 deutlich wird, können dabei mit gleicher Streckenenergie aber kleinerem Fokusedurchmesser wesentlich größere Blechdicken geschnitten werden. Dies bedeutet, daß die Fokussierbrennweite idealerweise immer individuell auf die Blechdicke abgestimmt werden sollte. Da es jedoch nicht praktikabel ist, für jede Schneidaufgabe eine unterschiedliche

Fokussierbrennweite einzusetzen, kann darüber hinaus durch eine Strahlneigung in bzw. entgegen der Vorschubrichtung das Aspektverhältnis verändert und somit der Prozeßwirkungsgrad optimiert werden. Dabei muß allerdings berücksichtigt werden, daß durch eine Veränderung des Einstrahlwinkels auch die Strömungsverhältnisse des Schneidgases geändert werden und es somit zu Einbußen in der Schnittqualität kommen kann, auf die später noch näher eingegangen wird.

5.3 Laserstrahl-Schneidsicherheit

Die Laserstrahl-Schneidsicherheit von Aluminiumlegierungen wird hauptsächlich von der konstruktiven Gestaltung des Bauteils beeinflusst. Diese geometrischen Randbedingungen werden durch Schneidkontur, Schneidposition und Schneidwinkel beschrieben. Darüber hinaus spielt auch die Führungsgenauigkeit hinsichtlich Arbeitsabstand und Schnittkonturfolge eine entscheidende Rolle für die erreichbare Schnittqualität, wie sie im folgenden diskutiert wird.

5.3.1 Schneidkontur

Bedingt durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums wird die thermische Energie von der Wechselwirkungsstelle sehr schnell ins Werkstückinnere abgeleitet, was bei engen Radien oder engliegenden spitzen Konturen zu einer unerwünschten Überhitzung des Materials führt. Dadurch kann es in diesem Bereich zu Werkstoffbeeinflussungen sowie zu unerwünschten Verrundungen, d. h. Konturabweichungen, an der Schnittkante kommen. Um dies zu vermeiden, sollten möglichst hohe Prozeßgeschwindigkeiten angestrebt werden. Die Massenträgheit der Führungseinrichtung bedingt jedoch bei den dabei auftretenden schnellen Umorientierungen zwangsläufig eine Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit und trägt somit zu einer Verstärkung des Effektes bei. Abhängig von der angestrebten Prozeßgeschwindigkeit und der zu bewegend Masse übersteigen die dabei auftretenden Beschleunigungswerte das Vermögen der Führungseinrichtung sehr schnell. Insbesondere bei robotergeführten Laserschneidanlagen, wie sie in der Linienfertigung des Karosseriebaus bevorzugt eingesetzt werden, sind die maximale Umorientierungsgeschwindigkeit und die Präzision der Bewegungsorientierung bauartbedingt wesentlich geringer als bei Portalmaschinen. Aus diesem Grund sollte entweder ein minimaler Radius nicht unterschritten oder eine entsprechend geeignetere Geometrie als Schnittkontur gewählt werden. Für eine vertiefte Auseinandersetzung mit diesen Sachverhalten wird auf die Arbeiten von Gropp [131] verwiesen.

Müssen Schnitte an bereits gefügten Baugruppen oder an einer Karosserie durchgeführt werden, ergeben sich darüber hinaus noch weitere Anforderungen. So muß sichergestellt sein, daß das Schneidgas auf der Strahlaustrittsseite ausreichend schnell entweichen kann und somit ein Druckaufbau verhindert wird. Bei unbeschichteten Blechen genügt hierfür in der Regel eine Auslauflänge von rund 8 mm. Für den Fall, daß die Karosserie bereits lackiert ist, muß darüber hinaus eine Beschädigung der dahinterliegenden Oberflächenbeschichtung sowohl durch den Laserstrahl als auch durch den flüssigen Schmelzaustrieb verhindert werden. Vielfach genügt auch hier eine Auslaufstrecke von rund 15 mm, da der Laserstrahl einerseits bereits stark defokussiert und andererseits an der Schneidfront absorbiert bzw. zum Teil diffus reflektiert wird.

Somit ist der Strahl in seiner Intensität beim Auftreffen auf die im Strahlauslauf befindliche Oberfläche so stark geschwächt, daß eine Beeinflussung der Oberflächenbeschichtung ausgeschlossen werden kann. Kritisch dagegen ist die Anhaftung ausgetriebener Schmelzpartikel an der Oberflächenbeschichtung, die mit zunehmendem Abstand zwischen den Blechen geringer wird. Bei Abständen grösser als 20 mm ist praktisch keine Partikelanhaftung mehr festzustellen, was auf die schnelle Abkühlung der Partikel im Schneidgasstrom zurückgeführt werden kann.

5.3.2 Schneidposition

Zusätzlich zu dem in Kapitel 5.3.1 betrachteten zweidimensionalen Konturverlauf müssen beim Schneiden von dreidimensionalen Geometrien noch die unterschiedlichen Schneidpositionen, vgl. Bild 19, beherrscht werden. Anwendungen hierfür sind beispielsweise das Einbringen von Ausschnitten oder Durchgangslöchern in der Karosseriestruktur, wie es in Kapitel 2.4 beschrieben wurde. Bei kleinen Stückzahlen kann darüber hinaus auch das Besäumen von Tiefziehteilen von Interesse sein, um sowohl Zeit als auch Kosten für die Herstellung eines Beschnittwerkzeuges einzusparen. Da es sich in beiden Fällen um tiefgezogene Blechstrukturen handelt, beschränkt sich die hierfür relevante Blechdicke durchweg auf weniger als 3,0 mm. Innerhalb dieses Blechdickenbereiches konnte bei der singulären Betrachtung der einzelnen Schneidpositionen kein nennenswerter Einfluß auf den Schneidprozeß festgestellt werden. Beim Übergang zwischen den einzelnen Schneidpositionen dagegen darf ein blechdickenabhängig minimaler Radius nicht unterschritten werden. Dieser ist durch die sich zwischen Strahleintritts- und Strahlaustrittsseite ergebende Geschwindigkeitsdifferenz definiert. Aufgrund der Geschwindigkeitsdifferenz zwischen Innen- und Außenkontur beim Schneiden von Radien stellt sich in diesem Bereich eine deutlich veränderte Oberflächentopologie an der Schnittkante ein. Die sich ergebenden Rauhtiefewerte liegen jedoch maximal 15 % über den Werten der an ebenen geraden Schnitten erzeugten Schnittflächen. Ist diese Geschwindigkeitsdifferenz zwischen Innen- und Außenkontur zu hoch, so kommt es zusätzlich zu einer Bartbildung in diesem Bereich. Dieser Effekt ist sowohl bei konvexen als auch konkaven Strukturschnitten zu beobachten. Eine ausführliche Diskussion dieser Sachverhalte ist beispielsweise bei Schultz [132] zu finden.

5.3.3 Schneidwinkel

Beim Einsatz der Laserschneidtechnik an dreidimensionalen Geometrien verändert sich bei feststehendem Werkstück die *Schneidposition* entsprechend seiner Geometrie, vgl. Kapitel 5.3.2. Dabei werden, wie bereits in Kapitel 2.4 beschrieben, überwiegend mehrachsige Portalmaschinen eingesetzt. Überall dort, wo größere Toleranzen des Schnittkonturverlaufes, d. h. der *Bahngenauigkeit* der Führungseinrichtung, zulässig sind oder weniger hohe Anforderungen an die Lage der Schnitte, d. h. an die *Wiederholgenauigkeit* der Führungseinrichtung, gestellt werden, bevorzugt man aus wirtschaftlichen Gründen Industrieroboter.

Die Bahn- und Wiederholgenauigkeit wird bei Gelenkarmrobotern durch die über mehrere Achsen kumulierten Ungenauigkeiten sehr nachteilig beeinflusst. Bei der Programmierung der

Roboterbahn wird das sogenannte Überschleifen von Bahnpunkten eingesetzt. Dabei wird der Werkzeug-Nullpunkt, der sogenannte Tool-Center-Point (TCP), zwar entlang der gewünschten Bahn geführt, es werden jedoch Abweichungen in der Orientierung des Werkzeuges zugelassen. Die Abweichung in der Werkzeugorientierung ist dabei umso größer, je höher die Vorschubgeschwindigkeit ist. Dies hat in zweierlei Hinsicht Einfluß auf den Schneidprozeß. Zum einen führt das Überschleifen der Bahnpunkte zu einer Abweichung von der angestrebten Schneidposition, zum anderen verursacht es eine Veränderung des Schneidwinkels, d. h. eine Auslenkung des Laserstrahls aus der Oberflächennormalen des zu bearbeitenden Werkstückes. Inwieweit die damit verbundene Veränderung des Einstrahlwinkels Einfluß auf die Schnittqualität hat, soll im folgenden diskutiert werden.

Beim Laserstrahlschneiden kann davon ausgegangen werden, daß im gesamten Geschwindigkeitsbereich, in dem Schneiden möglich ist, mindestens eine vollständige Beleuchtung der Schneidfront vorliegt. Nach den Untersuchungen von Xiao [112] skaliert die Neigung der Schneidfront mit der Vorschubgeschwindigkeit in der Art, daß sie mit zunehmender Geschwindigkeit flacher verläuft, d. h. sich der Einfallswinkel des Strahls auf die Schneidfront verringert.

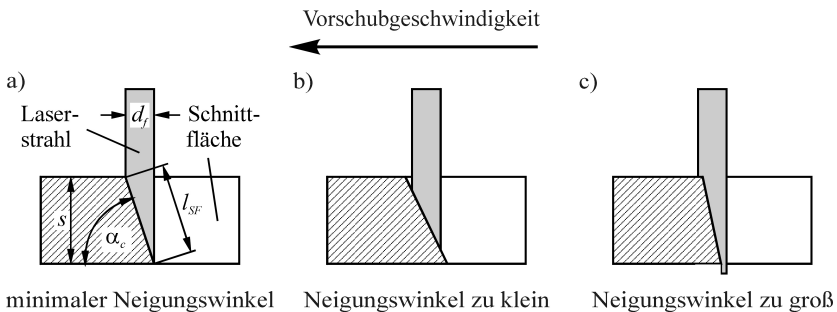


Bild 47: Ausleuchtung der Schneidfront bei unterschiedlichen Neigungswinkeln

Abhängig von dem zu schneidenden Werkstoff kann darüber hinaus der Laserstrahl der eigentlichen Schneidfront zum Teil vorlaufen (z. B. hochlegierter Stahl) oder bei langsamen Vorschubgeschwindigkeiten teilweise hinter der Schneidfront durch den erzeugten Schnittpalt durchfallen, ohne den Werkstoff zu tangieren. Unter der Voraussetzung, daß beim Laserstrahlschneiden von Aluminium kein Strahlvorlauf existiert, kann davon ausgegangen werden, daß beim Schneiden mit maximaler Vorschubgeschwindigkeit gerade die gesamte Schneidfront ausgeleuchtet wird, d. h. das in Schneidrichtung rückwärtige Ende der Schneidfront mit dem Laserstrahl abschließt. Bei senkrechter Inzidenz und maximaler Schneidgeschwindigkeit kann der Neigungswinkel $\alpha_{c,\perp}$ der Schneidfront entsprechend Bild 47 anhand einer einfachen geometrischen Überlegung in Abhängigkeit von Fokussdurchmesser und Blechdicke für die maximale Schneidgeschwindigkeit entsprechend Gl. (34) berechnet werden. Für die im folgenden betrachtete Blechdicke von 1,25 mm ergibt sich die Neigung der Schneidfront bei normaler Inzidenz dementsprechend zu $70,9^\circ$. Dieser Neigungswinkel ist jedoch nur bei der maximalen Schneidgeschwindigkeit zu erwarten, die bei der gegebenen Blechdicke entsprechend den

Untersuchungen bei ca. 11 m/min liegt. Da bei den Untersuchungen zum Einfluß der Schneidwinkel mit einer Schneidgeschwindigkeit von nur 7 m/min gearbeitet wurde, ist entsprechend der Geschwindigkeitsabhängigkeit des Neigungswinkels davon auszugehen, daß sich eine steilere Schneidfront einstellt.

Erfolgt der Strahleinfall nicht normal zur Werkstückoberfläche sondern unter einem definierten Einstrahlwinkel, dem sogenannten *Schneidwinkel*, so verändert sich der Neigungswinkel der Schneidfront entsprechend. Zur Beschreibung des Schneidwinkels wird nach Bild 19 zwischen einer Winkelauslenkung aus der Oberflächennormalen in Vorschubrichtung ($\pm \alpha$) sowie der Auslenkung orthogonal zur Vorschubrichtung ($\pm \beta$) unterschieden. Bei der Auslenkung in Vorschubrichtung wird zwischen schleppender Strahlführung für $\alpha > 0$ und stechender Strahlführung für $\alpha < 0$ differenziert. Abhängig von den Einstrahlwinkeln in bzw. orthogonal zur Vorschubrichtung läßt sich die Neigung der Schneidfront entsprechend angeben

$$(44) \quad \sin \alpha_{c,\angle} (v_c \rightarrow v_{c,max}) = \frac{1}{2} * \cos \left(\alpha + \beta + \arctan \left(\frac{d_f}{d_f * \tan \alpha + \frac{2 * s}{\cos(\alpha + \beta)}} \right) \right).$$

Die Veränderung des Einstrahlwinkels führt zu einer Veränderung der Schneidfrontlänge l_{SF} , die sich unter Berücksichtigung von Gl. (44) wie folgt darstellt:

$$(45) \quad l_{SF} = \frac{s}{\sin \alpha_{c,\angle}}.$$

Bild 48 veranschaulicht diese Abhängigkeit der Schneidfrontlänge für Winkelauslenkungen in bzw. quer zur Vorschubrichtung exemplarisch für die untersuchte Blechdicke von 1,25 mm. Demnach führt eine Änderung des Einstrahlwinkels hin zu schleppender Einstrahlung zu einer Verkleinerung des Schneidfrontwinkels, wodurch sich unter Berücksichtigung von Gl. (45) die Schneidfrontlänge vergrößert.

Bei stechenden Einstrahlwinkeln dagegen vergrößert sich der Neigungswinkel der Schneidfront und erreicht für $\alpha = -16,54^\circ$ die minimale Länge, die dann der Blechdicke entspricht. Bei noch größeren Auslenkwinkeln steigt die Schneidfrontlänge entsprechend der Verknüpfung nach Gl. (45) erneut an. Bei einer Auslenkung des Strahls quer zur Vorschubrichtung ist die Verlängerung der Schneidfront entsprechend Bild 48 symmetrisch. Im Vergleich zu schleppender Einstrahlung ergeben sich durchweg kleinere, im Vergleich zu stechender Strahlführung durchweg größere Schneidfrontlängen.

Bei der Untersuchung von *Winkelauslenkungen in Richtung des Schneidvorschubes* wurden, ausgehend von der Oberflächennormalen, Winkel von bis zu 25° sowohl stechend als auch schleppend eingestellt. In Bild 49 sind die geometrischen Verhältnisse an der Schneidfront für neutrale, schleppende sowie stechende Strahlführung verdeutlicht, die durch Vermessungen von Schnittkanten bestätigt wurde.

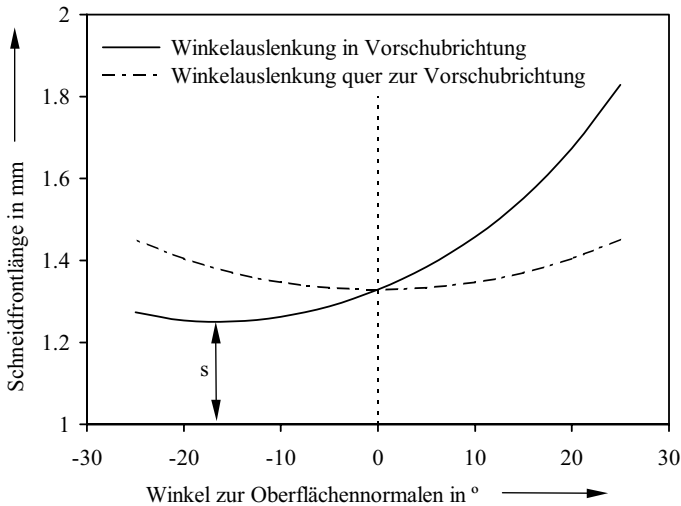


Bild 48: Schneidfrontlänge in Abhängigkeit vom Winkel zur Oberflächennormalen ($s = 1,25$ mm, $P_W = 3000$ W; $F = 4,5$; $\Delta z = 0$; $a_c = 0,3$ mm; $v_c = 7$ m/min)

Bild 50 stellt die gemittelte Rauhtiefe in Abhängigkeit vom Strahleinfallswinkel für diesen Fall dar. Wie zu erkennen ist, zeigt sich ein sehr deutlicher Unterschied zwischen den Rauhtiefenwerten der mit stechenden bzw. schleppenden Strahleinfallswinkeln erzeugten Schnittflächen. Ausgehend von einer gemittelten Rauhtiefe von ca. $15 \mu\text{m}$ bei senkrechter Inzidenz steigt die Rauhtiefe bei stechender Einstrahlung zunächst mit dem Grad der Auslenkung proportional bis auf einen Wert von ca. $28 \mu\text{m}$ an, der sich bei einer Auslenkung von $\alpha = -10^\circ$ einstellt. Bei weiterer Auslenkung bleiben die Rauhtiefenwerte bis zu Auslenkungen von $\alpha = -20^\circ$ auf diesem Rauhtiefenniveau stabil. Erst bei noch größeren Auslenkungen zeigt sich ein weiterer deutlicher Anstieg der Rauhtiefenwerte, der bei Auslenkungen von $\alpha = -25^\circ$ eine gemittelte Rauhtiefe von ca. $32 \mu\text{m}$ erreicht.

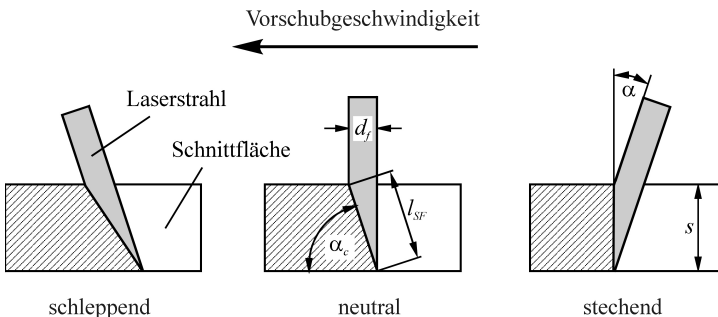


Bild 49: Geometrische Verhältnisse an der Schneidfront bei vollständiger Ausleuchtung der Schneidfront in Abhängigkeit vom Einstrahlwinkel in Vorschubrichtung

Bei schleppender Einstrahlung steigt die Rauhtiefe ebenfalls proportional mit dem Auslenkungsgrad an. Zwischen $\alpha = 10^\circ$ und 20° stellt sich, wie bei stechenden Einstrahlwinkeln, ein Plateauwert der Rauhtiefe ein, der mit ca. $23 \mu\text{m}$ jedoch deutlich niedriger liegt als der Wert von ca. $28 \mu\text{m}$ bei stechem Strahleinfall. Bei noch größeren Auslenkungen steigt auch hier die Rauhtiefe weiter an. Dieser Trend setzt sich bis zur untersuchten Maximalwinkel auslenkung von $\alpha = 25^\circ$ nahezu linear fort, wobei hier ein Wert von ca. $25 \mu\text{m}$ erreicht wird.

Es kann somit festgestellt werden, daß die gemittelten Rauhtiefen bei stechender Anordnung durchweg höher sind als bei schleppender Anordnung. Grund dafür müssen die unterschiedlichen Abschmelzbedingungen sein, die durch die einkopplungsbedingte Wärmeeinwirkung, die Schneidfrontgeometrie sowie die sich unter Einwirkung des Schneidgasstrahls einstellende Schmelzströmung bestimmt sind. Wie die Untersuchungen von Schmidt [133] zeigen, stellen sich bei der eingesetzten konisch-zylindrischen Koaxialdüse starke Dichte- und Druckgradienten entlang der Schneidfront ein, die sich in Blechdickenrichtung auf der Schnittfläche abbilden. Gleichzeitig wird die Schmelze azimuthal um den Strahl herum entlang der Schnittkante nach hinten gedrückt wo sie, abhängig von Wärmeleitfähigkeit und Schmelzpunkt des Werkstoffes, zu einer Glättung der Schnittkanten führt.

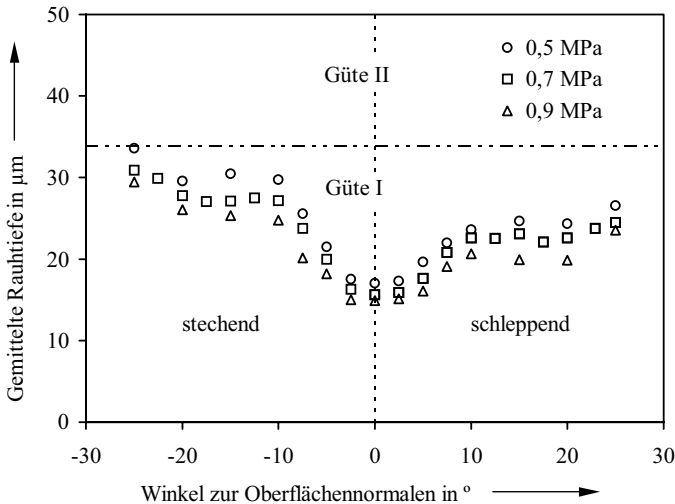


Bild 50: Rauhtiefe in Abhängigkeit von der Winkelauslenkung in Schneidrichtung ($s = 1,25$; Stickstoff; $P_W = 3000 \text{ W}$; $F = 4,5$; $\Delta z = 0$; $a_c = 0,3 \text{ mm}$; $v_c = 7 \text{ m/min}$)

Bei einer Auslenkung des Strahleinfalls verändert sich die Gasströmung. Durch die angestellte Schneidgasdüse entsteht ein ungleichmäßiger Arbeitsabstand der Düse, wodurch mehr Gas entlang der Oberfläche entweichen kann und somit der Staudruck deutlich abfällt. Da dieser Effekt jedoch aus Symmetriegründen bei stechender und schleppender Einstrahlung vergleichbar ist, kann damit nur der generelle Anstieg der Rauhtiefe mit dem Auslenkwinkel erklärt werden, nicht aber der unterschiedlich starke Anstieg zwischen stechender und schleppender

Einstrahlung wie er in Bild 50 verdeutlicht ist. Dem mit zunehmendem Auslenkungswinkel reduzierten Staudruckabfall muß deshalb eine weitere Komponente überlagert sein.

Entsprechend Bild 49 verändert sich der Winkel zwischen Strahlachse und Schmelzfront mit der Strahlauslenkung. Je größer dieser Winkel wird umso stärker wird der auf der Schmelzfront auftreffende Gasstrom umgelenkt. Durch die Umlenkung wird dem Gasstrahl kinetische Energie entzogen, die dem Schmelzaustrieb dann nicht mehr zur Verfügung steht und somit zu einer höheren Rauhtiefe auf der Schnittkante führt. Entsprechend Bild 49 erklärt dies den starken Unterschied der Schnittqualitäten zwischen stechender und schleppender Einstrahlung.

Die Untersuchung der *Winkelauslenkungen aus der Oberflächennormalen orthogonal zur Schneidrichtung* von bis zu 25° sind in Bild 51 dokumentiert. Um systematische Fehlereinflüsse auszuschließen, die sich z. B. durch die Führungseinrichtung oder die Gasdüsengeometrie ergeben können, wurden positive und negative Auslenkwinkel betrachtet.

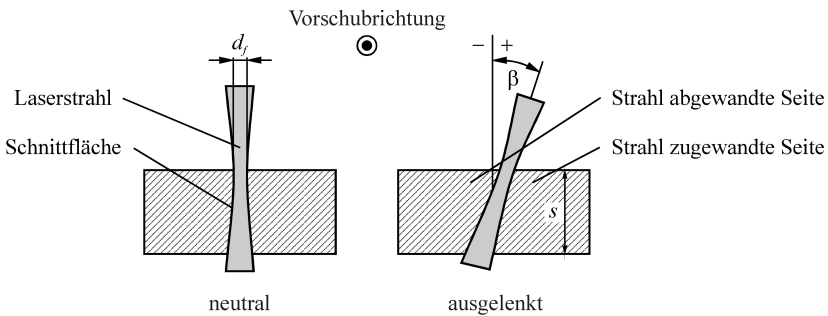


Bild 51: Geometrische Verhältnisse in der Schnittfuge in Abhängigkeit vom Einstrahlwinkel quer zur Vorschubrichtung

Wie die in Bild 52 dargestellten Ergebnisse dieser Untersuchung zeigen, können hinsichtlich der Rauhtiefe, die auf beiden Schnittkanten gleich ist, drei Bereiche unterschieden werden. In dem ersten Bereich steigt die Rauhtiefe von ca. $15\text{ }\mu\text{m}$ bei senkrechtem Strahleinfall bis auf knapp über $20\text{ }\mu\text{m}$ bei 5° an. In einem zweiten Bereich fällt sie mit zunehmendem Winkel bis nahezu auf den Ausgangswert der senkrechten Inzidenz bei ca. 8° ab. Im dritten Bereich steigt die Rauhtiefe schließlich mit zunehmendem Auslenkungswinkel bis auf ca. $50\text{ }\mu\text{m}$ bei 25° an. Da die Ergebnisse für die beiden betrachteten Auslenkrichtungen symmetrisch sind, kann somit bei den gewählten Einstellungen ein systematischer Einfluß ausgeschlossen werden.

Wie der Vergleich von Bild 50 und Bild 52 verdeutlicht, stellen sich bei Schneidwinkeln von $> 10^\circ$ deutlich höhere Rauhtiefenwerte bei Winkelauslenkungen quer zur Schneidrichtung ein als bei Auslenkungen in Schneidrichtung. Da Winkelauslenkungen quer zur Schneidrichtung entsprechend Bild 48 einen geringeren Einfluß auf die Schneidfrontlänge haben als Winkelauslenkungen in Schneidrichtung, ergeben sich zwangsläufig nur geringe Veränderungen in den Abschmelzbedingungen an der Schneidfront, die damit nicht für den starken Anstieg der Rauhtiefe verantwortlich gemacht werden können. Somit bleibt allein die Schneidgasströmung als Prozesskenngröße, die für die Entstehung der großen Rauhtiefenwerte auf den Schnittflächen ursächlich ist.

Aufgrund der quer zur Vorschubrichtung ausgelenkten Einstrahlung kommt es zu einer Störung innerhalb der Gasströmung, die nicht durch die Düse bestimmt wird, sondern durch das Eindringen der seitlichen Schnittkante in die Gasströmung. Wie die Untersuchungen von Schmidt [133] zeigen, können dabei schiefe Verdichtungsstöße im Gasstrahl entstehen, die das Strömungsverhalten der Schmelze auf der Schnittkante wesentlich beeinflussen. So kommt es beim Auftreten dieser Verdichtungsstöße zu einem schubweisen Abfließen der Schmelze entlang der Schnittkante woraus entsprechend höhere Rauhtiefen resultieren können. Damit läßt sich der lokale sprunghafte Anstieg der Rauhtiefe bei $\pm 3 - 5^\circ$ deuten, eine schlüssige Erklärung der Zusammenhänge liegt jedoch noch nicht vor.

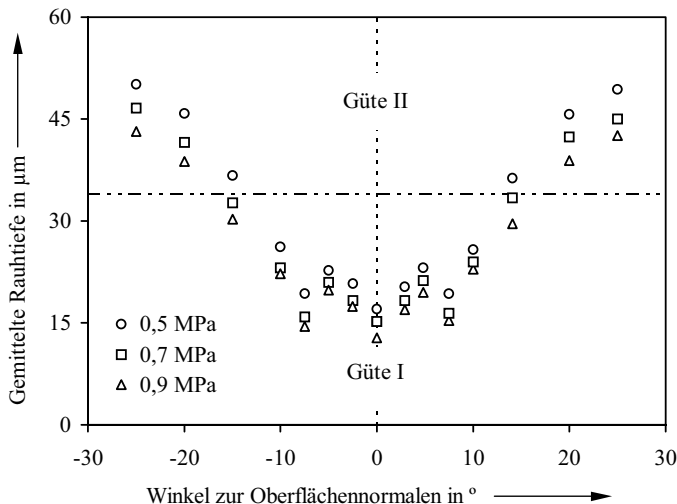


Bild 52: Rauhtiefe in Abhängigkeit von der Winkelauslenkung orthogonal zur Schneidrichtung (Stickstoff; $P_W = 3000$ W; $a_c = 0,3$ mm; $v_c = 7$ m/min)

5.4 Laserstrahl-Schneideignung

Die Laserstrahl-Schneideignung von Aluminiumlegierungen wird im wesentlichen durch folgende Werkstoffeigenschaften beeinflusst:

- Physikalische Eigenschaften, wie z. B. Schmelz- und Verdampfungstemperatur, spezifische Wärmekapazität und -leitfähigkeit sowie Strahl/Stoff-Wechselwirkung;
- chemische Eigenschaften, wie z. B. Legierungszusammensetzung und Reaktionsverhalten mit Gasen;
- metallurgische Eigenschaften, wie z. B. kristalline Umwandlung.

Im folgenden werden unter Einbeziehung der durch Laserschneidmöglichkeit und -sicherheit gegebenen Randbedingungen die jeweils erreichbaren Schnittqualitäten hinsichtlich

Grob- und Feingestaltabweichungen sowie Werkstoffbeeinflussungen vorgestellt, diskutiert und entsprechend Kapitel 4.4.1 klassifiziert.

5.4.1 Schnittqualität an unbeschichteten Blechen und Strangpreßprofilen

Zu den Grobgestaltabweichungen zählen die Schnittfugenbreite, die Schnittkantenanschmelzung, die Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz sowie die Barthöhe.

Die beim Laserstrahlschneiden von Aluminium erzielbaren *Schnittfugenbreiten* hängen im wesentlichen von der Schneidgeschwindigkeit, dem Fokusedurchmesser und der Fokusslage ab. Schneidgas-, Werkstoff- und Geometrieparameter haben praktisch keinen nennenswerten Einfluß. Minimale Schnittfugenbreiten werden immer dann erreicht, wenn der Fokuspunkt innerhalb der halben Rayleighlänge auf der Blechoberfläche liegt, wobei die erzielbare Schnittfugenbreite bei maximaler Schneidgeschwindigkeit gemäß Gl. (24) mit 90 % des Fokusedurchmessers abgeschätzt werden kann, Bild 29. Mit abnehmender Geschwindigkeit nimmt die Schnittfugenbreite bis auf 100 % des Fokusedurchmessers zu, Bild 28.

Es kann davon ausgegangen werden, daß sich bei konstantem Fokusedurchmesser unabhängig von der Schneidgeschwindigkeit immer eine gleichdicke Schmelzzone an der Schneidfront einstellt. Die Reduzierung der Schnittfugenbreite kann deshalb nur darauf zurückgeführt werden, daß die im Schneidgasstrahl zur Verfügung stehende kinetische Energie, die durch Reibung an der Schneidfront und den seitlich entstehenden Schnittflächen in kinetische Energie für die Schmelze bzw. Wärmeenergie umgewandelt wird, nicht ausreicht, um das gesamte Schmelzvolumen aus der Schnittfuge auszutreiben. Abhängig von den Strömungsverhältnissen im Schneidgasstrahl verbleibt die Schmelze auf den Schnittflächen an der Bearbeitungsstelle oder wird durch die Gasströmung in Richtung der Blechebene an der Schnittfläche entlang nach hinten bewegt und erstarrt dort.

Der *Radius der Schnittkantenanschmelzung* ist praktisch ausschließlich von der Schneidgeschwindigkeit abhängig. Bei einer Blechdicke von 1 mm erreicht die Schnittkantenanschmelzung bei maximaler Schneidgeschwindigkeit einen Radius von $< 0,3$ mm. Mit abnehmender Schneidgeschwindigkeit vergrößert sich die Schnittkantenanschmelzung und erreicht bei 3 m/min einen Radius von $< 0,5$ mm. Bei den durchgeführten Untersuchungen konnte dabei weder bei senkrechter Inzidenz noch bei Schneidwinkeln in bzw. quer zur Schneidrichtung ein Überhang der Schnittkante in die Schnittfuge festgestellt werden.

Die *Rechtwinkligkeit und Neigung der Schnittflächen* ist von der Schneidgeschwindigkeit, der Blechdicke sowie dem Schneidwinkel abhängig. Wie bereits festgestellt, nimmt die Schnittfugenbreite mit zunehmender Schneidgeschwindigkeit ab. Dagegen ist die Breite der aufgeschmolzenen Zone praktisch unabhängig von der Schneidgeschwindigkeit. Da der Bereich der Schnittkantenanschmelzung entsprechend DIN 2310 Teil 1 [89] jedoch zum Teil für die Ermittlung der Schnittflächenneigung Berücksichtigung findet, stellt sich die geringste Schnittflächenneigung dann ein, wenn durch den Schneidgasstrahl genügend kinetische Energie zur Verfügung steht, um das Schmelzvolumen nahezu vollständig aus der Fuge auszutreiben. Bei kleinen Blechdicken und niedrigen Schneidgeschwindigkeiten kann dies erreicht werden. Bei hohen Schneidgeschwindigkeiten oder großen Blechdicken ist das pro Zeiteinheit auszu-

treibende Schmelzvolumen jedoch zu groß, so daß die kinetische Energie des Schneidgasstrahls nicht ausreicht, um die Schmelze vollständig aus der Schnittfuge auszublasen.

Während die Schnittfuge auf der Einstrahlseite praktisch immer die durch den Strahldurchmesser vorgegebene Breite erreicht, reduziert sich die Schnittfugenbreite zur Strahlaustrittsseite hin, d. h. es entsteht eine V-förmige Ausbildung der Schnittfuge, deren Ausprägung sehr gut durch die Neigung der Schnittkante erfaßt werden kann. Wie Bild 53 verdeutlicht, nimmt die Neigung der Schnittkante mit der Blechdicke zu. Dabei erreicht die Rechtwinkligkeit und Neigung der Schnittflächen jedoch im gesamten Blechdickenbereich bis 6 mm eine Schnittqualität der Güte I.

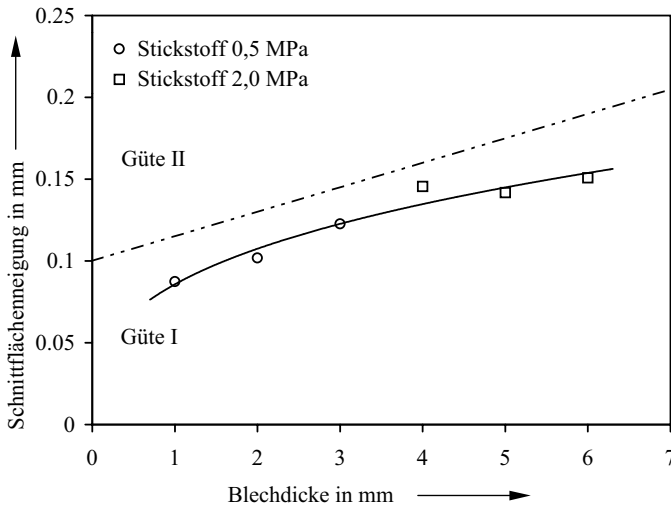


Bild 53: Schnittflächenneigung in Abhängigkeit von der Blechdicke

Bei einer Auslenkung des Strahleinfalls hin zu schleppender oder stechender Einstrahlung verändert sich die Schnittflächenneigung. Entsprechend der Zu- bzw. Abnahme des Strahlweges durch das Blech, welcher durch eine der Schneidfrontlänge äquivalente Blechdicke s_{\angle} entsprechend

$$(46) \quad s_{\angle} = l_{SF} * \sin \alpha_{c,\angle}$$

abgeschätzt werden kann, läßt sich Bild 53 die zugehörige Schnittflächenneigung entnehmen und durch eine Projektion auf die tatsächliche Blechdicke die entsprechende Schnittgüte bestimmen.

Bei Winkelauslenkungen quer zur Vorschubrichtung müssen wegen der V-förmigen Flankenöffnung die beiden Beschnittkanten entsprechend Bild 54 getrennt voneinander betrachtet werden. Während sich mit zunehmender Auslenkung die Neigung der der Strahlneigung zuge-

wandten Blechkante kontinuierlich vergrößert, reduziert sie sich für die der Strahlneigung abgewandte Blechkante zunächst bis auf Null. Dabei entsteht bei einer Einstrahlung unter ca. 8° eine zur Werkstückoberfläche senkrechte Schnittfläche. Bei weiterer Auslenkung steigt auch hier die Schnittflächenneigung an. An der der Strahlneigung zugewandten Blechkante ergeben sich bis zu Auslenkungen von ca. 2° Schnittgüten der Klasse I, bis 9° Güten der Klasse II und bei größeren Auslenkungen Schnittgüten der Klasse III. Die der Strahlneigung abgewandte Blechkante zeigt dagegen bis zu Auslenkungen von ca. 13° eine Schnittqualität der Güte I und bis zu 21° eine Schnittqualität der Güte II. Größere Einstrahlwinkel führen auch hier zu Schnittgüten der Klasse III.

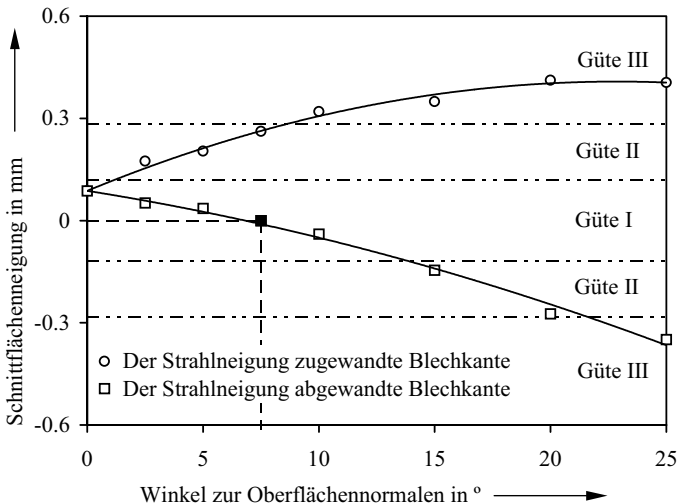


Bild 54: Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz absolut zur Blechoberfläche in Abhängigkeit vom Strahleinfallswinkel orthogonal zur Schneidrichtung

Bei Qualitätsschnitten sollte Bartbildung möglichst vollständig verhindert werden, um manuelle Nacharbeit zu vermeiden. Für anschließende Umformprozesse gelten beispielsweise Grat Höhen von bis zu 0,1 mm als tolerierbar. Bei senkrechter Inzidenz werden bei Blechdicken bis 5 mm durchweg bartfreie Schnitte erreicht. Bei stechender Strahlführung konnte für alle Auslenkungen bis 25° , bei schleppender Strahlführung bis zu Auslenkwinkeln von 15° bartfrei geschnitten werden. Für größere schleppende Schneidwinkel nahm die Barthöhe Werte von maximal 0,3 mm an.

Bei Winkelauslenkungen quer zur Vorschubrichtung ergab sich eine geschwindigkeits- und winkelabhängige Barthöhe auf der der Strahlneigung zugewandten Blechseite, die sich wie in Bild 55 gezeigt darstellt. Für die hier betrachtete Blechdicke von 1,2 mm ist bei der maximalen Schneidgeschwindigkeit von 11 m/min bereits bei Einstrahlwinkeln von $> 5^\circ$ mit Bartbildung zu rechnen. Dagegen kann bei einer Schneidgeschwindigkeit von 7 m/min bis zu Winkelaus-

lenkungen von $> 10^\circ$ bartfrei geschnitten werden. Unter Berücksichtigung der Toleranzgrenze von 0,1 mm Barthöhe können sogar Winkel bis $> 13^\circ$ zugelassen werden.

Wie die Untersuchungen in den Kapiteln 5.2 und 5.3 zeigen, ist die *gemittelte Rauhtiefe* von den Prozeßparametern Schneidgeschwindigkeit, Einstrahlwinkel und Gasdruck sowie von Gasart und Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes abhängig. Dagegen hat die Oberflächenstruktur praktisch keinen Einfluß auf die erzeugbare Schnittqualität.

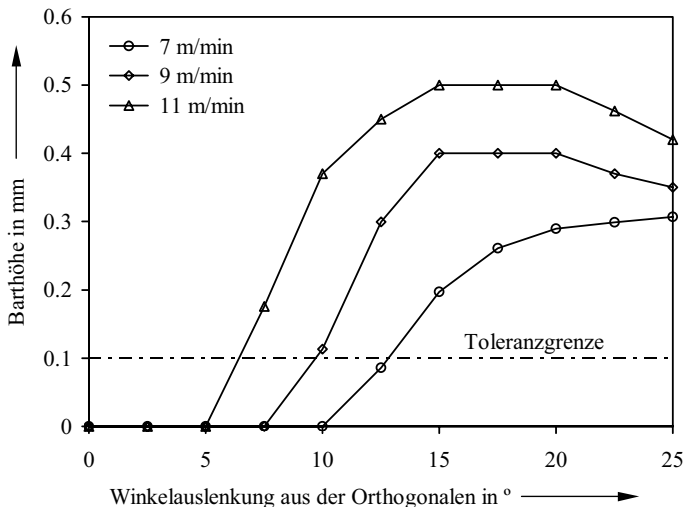


Bild 55: Barthhöhe auf der der Strahlneigung zugewandten Blechseite in Abhängigkeit von der Schneidgeschwindigkeit und vom Strahleinfallswinkel orthogonal zur Schneidrichtung

Beim *Schmelzschnitten* ergibt sich hinsichtlich der Schneidgeschwindigkeit nur ein sehr geringer Einfluß. In dem betrachteten Geschwindigkeitsbereich von 3,0 bis 11 m/min schwanken die Rauhtiefen entsprechend Bild 33 um maximal 15 %. Dabei sind die Rauhtiefen sowohl bei niedrigen als auch hohen Geschwindigkeiten niedrig und im mittleren Geschwindigkeitsbereich von ca. 7 m/min höher. Beim Einsatz der Gase Argon, Helium und Stickstoff liegen die gemittelten Rauhtiefen um 80 bis 100 % niedriger als beim Schneiden mit Luft oder Sauerstoff. Entsprechend Bild 31 ist der Einfluß des Schneidgasdruckes bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten praktisch vernachlässigbar. Bei hohen Geschwindigkeiten dagegen können die Rauhtiefenwerte bei einer Verdopplung des Schneidgasdruckes von 0,5 auf 1,0 MPa um bis zu 30 % verringert werden. Bei senkrechter Inzidenz werden in dem gesamten betrachteten Prozeßparameterbereich Schnittqualitäten der Güte I erreicht. Auslenkungen des Strahls aus der Oberflächennormalen führen in allen Fällen zu einer Erhöhung der Rauhtiefenwerte. Während sich die gemittelte Rauhtiefe bei 25° schleppender Einstrahlung um bis 70 % gegenüber normaler Inzidenz erhöht, verdoppelt sich die Rauhtiefe bei 25° stechender Ein-

strahlung. Dabei erreichen die Rauhtiefen jedoch nach wie vor Schnittgüten der Klasse I. Eine Auslenkung des Strahls quer zur Vorschubrichtung um 25° führt zu einer Verdreifachung der gemittelten Rauhtiefe gegenüber normaler Einstrahlung und liegt damit im Bereich der Schnittgüteklasse II. Bei ausreichend hohen Schneidgasdrücken können jedoch bis zu Auslenkungen von 15° Schnittqualitäten der Güte I erzeugt werden.

Der Übergang vom Schmelzschnneiden zum *Brennschneiden* ist mit einem erheblichen Abfall an Schnittgüte verbunden. Während die Rauhtiefenwerte bei Schneidgeschwindigkeiten unterhalb der Brennschneidschwelle noch deutlich im Bereich der Güte I liegen, erreichen die Rauhtiefen der Brennschnitte mehr als doppelt so hohe Werte. Mit Schneidgasdrücken von $> 0,9$ MPa können dabei Schnittqualitäten der Güte II erzielt werden. Bei geringeren Schneidgasdrücken ergeben sich nur noch Schnittgüten der Klasse III.

5.4.2 Schnittqualität an oberflächenveredelten Blechen und Strangpreßprofilen

Hinsichtlich der Grobgestaltabweichungen, Schnittfugenbreite, Rechtwinkligkeits- und Neigungstoleranz sowie Schnittkantenanschmelzung stellen sich beim Laserstrahlschneiden oberflächenveredelter Halbzeuge vergleichbare Werte ein wie bei unbeschichteten Blechen und Strangpreßprofilen. Für die *gemittelte Rauhtiefe* ergeben sich beim Laserstrahlschneiden lackierter Bleche dagegen erhebliche Abweichungen gegenüber Schnitten an unbeschichteten Blechen. Wie Bild 56 verdeutlicht, erreichen die Rauhtiefenwerte bei lackierten Blechen ein Minimum bei positiven Fokuslagen zwischen 0 und 0,2 mm.

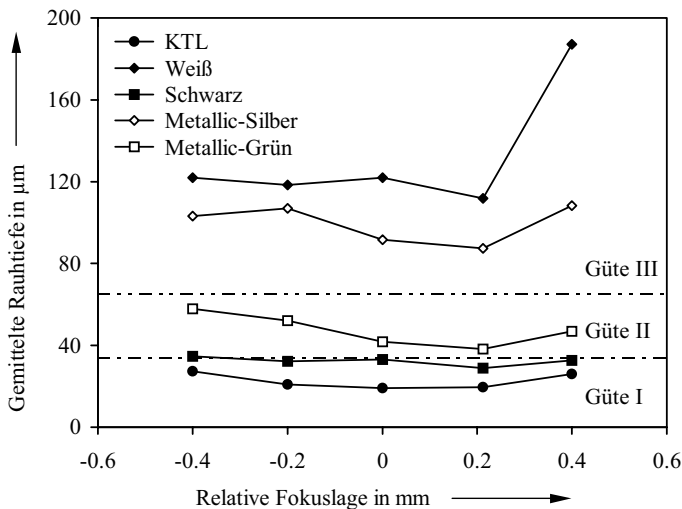


Bild 56: Gemittelte Rauhtiefe in Abhängigkeit von Fokusslage und Decklackfarbe ($s = 1,25$ mm, $P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $v_c = 10$ m/min, $p_G = 0,7$ MPa Stickstoff)

Die Untersuchung des Schneidgeschwindigkeitseinflusses in Bild 57 zeigt, daß der Einfluß der Schneidgeschwindigkeit ebenfalls wesentlich stärker ist. So nimmt die Rauhtiefe in dem betrachteten Geschwindigkeitsbereich von 3,0 bis 11,0 m/min abhängig von der Lackfarbe zwischen ca. 25 % (KTL, Weiß, Schwarz) und 100 % (Metallic-Silber, Metallic-Grün) zu.

Bei hohen Schneidgasdrücken werden nach den in Bild 58 dargestellten Versuchsergebnissen, wie auch bei unbeschichteten Blechen, bessere Schnittqualitäten erzielt. Bei einer Erhöhung des Schneidgasdruckes von 0,3 MPa auf 1,1 MPa können die Rauhtiefenwerte bei praktisch allen Farbvarianten nahezu halbiert werden. Jedoch selbst bei sehr hohen Schneidgasdrücken liegen die Rauhtiefenwerte wesentlich höher als an unbeschichteten Blechen. Ausschließlich das kathodisch tauchlackierte Blech liegt im Bereich der Schnittgüteklasse I. Bei allen anderen Blechen stellen sich dagegen nur noch Schnittqualitäten der Güte II (Schwarz, Metallic-Grün) bzw. III (Weiß, Metallic-Silber) ein.

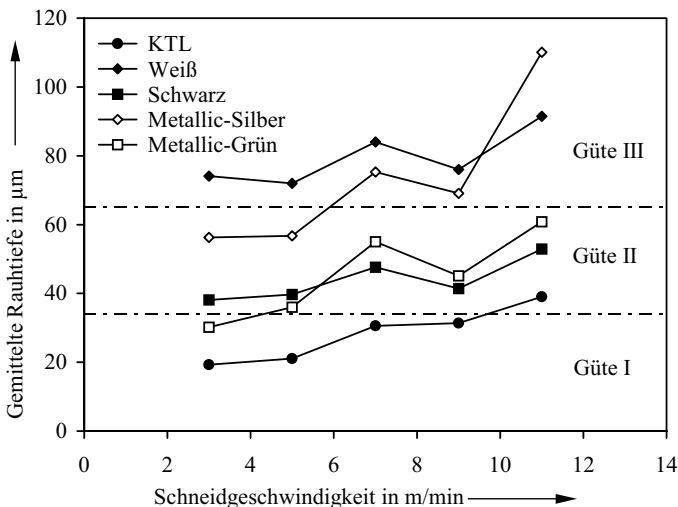


Bild 57: Gemittelte Rauhtiefe in Abhängigkeit von Schneidgeschwindigkeit und Decklackfarbe ($s = 1,25$ mm, $P_w = 3,0$ kW, $F = 4,5$, $z_f = +0,2$ mm, $p_G = 0,7$ MPa Stickstoff)

Wie die Ergebnisse von Absorptionsgradmessungen an lackierten Blechoberflächen in Bild 59 zeigen, werden deutliche Unterschiede im Absorptionsverhalten zwischen den einzelnen Lackfarben festgestellt, was sich in der unterschiedlichen Rauheit der Schnittflächen äußert. Der Grund für die unterschiedliche Rauheit muß im Prozeßgeschehen, d. h. in der Wechselwirkungszone zu finden sein. Bei sonst gleichen Randbedingungen kommt dabei nur die chemische Zusammensetzung des Decklackes als Einflußgröße in Frage. Da die Grundkomponenten der verschiedenen Farben nahezu identisch sind, müssen diese Unterschiede überwiegend von den farbgebenden Pigmenten des Lackes herrühren. Der Einfluß der den Metallic-Effekt auslösenden Pigmente, welche nahezu ausschließlich aus Aluminiumsplintern bestehen,

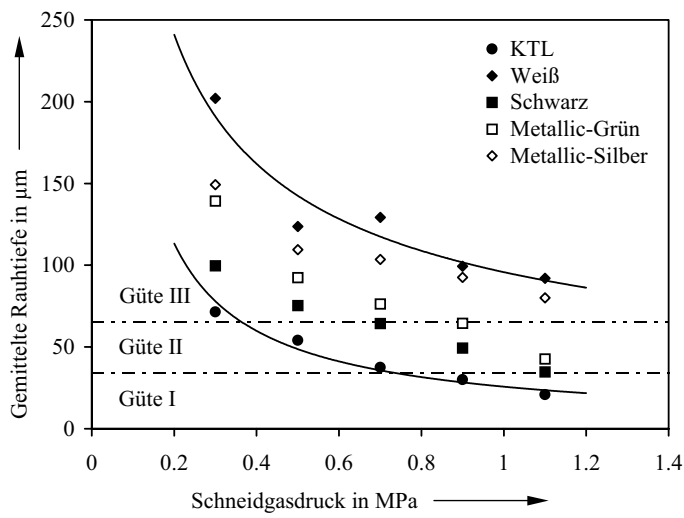


Bild 58: Rauhtiefe in Abhängigkeit vom Schneidgasdruck für verschiedene Decklackfarben ($s = 1,25\text{ mm}$, $P_w = 3,0\text{ kW}$, $F = 4,5$, $z_f = 0\text{ mm}$, $v_c = 11\text{ m/min}$,)

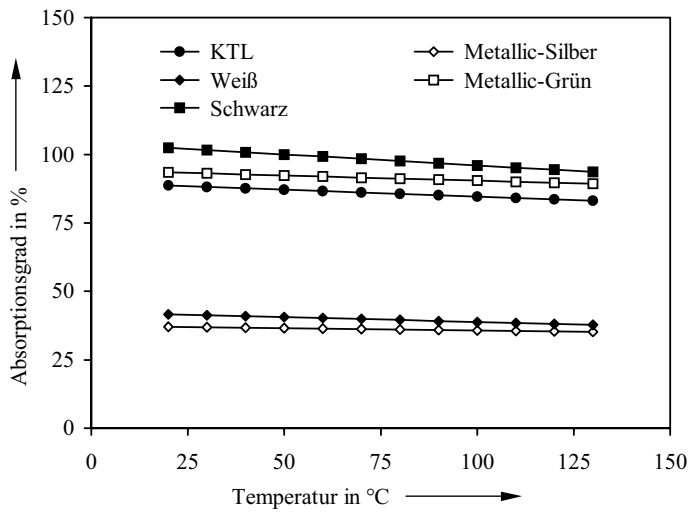


Bild 59: Absorptionsgrad der verschiedenen Decklackfarben in Abhängigkeit von der Temperatur bei einer Wellenlänge $1,06\text{ }\mu\text{m}$

kann dagegen als vernachlässigbar eingeschätzt werden. Sowohl ein Vergleich der Rauhtiefenwerte zwischen den Farben Schwarz und Metallic-Grün bzw. Weiß und Metallic-Silber als auch ein Vergleich der Oberflächenabsorptionswerte in Bild 59 bestätigt dies.

Die Schnittflächen an den weiß lackierten Blechen fallen nahezu ausnahmslos durch besonders hohe Rauhtiefen auf. Sie werden zum Teil durch einen schwarzen Niederschlag verursacht, der auf den Schnittflächen der weiß lackierten Bleche zu finden ist, bei den Schnittflächen aller anderen Lackfarben jedoch nicht beobachtet werden kann. Wie mit Hilfe einer energiedispersiven Röntgenanalyse nachgewiesen werden konnte, setzt sich dieser schwarze, fest anhaftende Belag vorwiegend aus Titan zusammen. Als einzige Quelle für das Titan kommt die Decklackfarbe in Frage, da alle anderen Komponenten des Lackaufbaus mit jenen der anderen Farben identisch sind. In der Tat ist Titan als Farbpigment in Form von Titandioxid in der weißen Decklackfarbe enthalten. Die Entstehung des Niederschlags muß somit auf eine chemische Reaktion des Metalloxids in der Wechselwirkungszone der Schneidfront zurückgeführt werden, die einen Niederschlag der Reaktionsprodukte auf den Schneidflächen verursacht und die Rauhtiefe an dieser Stelle erhöht.

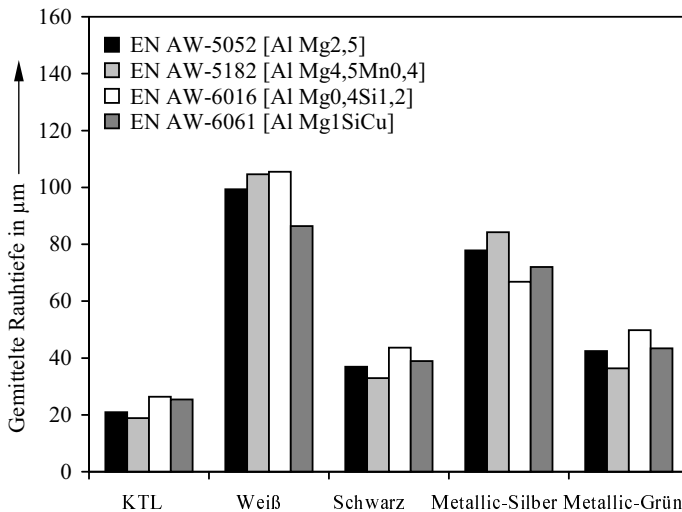


Bild 60: Gemittelte Rauhtiefe in Abhängigkeit von der Decklackfarbe für verschiedene Legierungen

Wie die Ergebnisse der mit optimierten Parametern an Blechen unterschiedlicher Legierungszusammensetzung und Lackierung durchgeführten Untersuchungen entsprechend Bild 60 zeigen, hat der nach Bild 36 an unbeschichteten Blechen ermittelte Zusammenhang zwischen legierungs- und werkstoffzustandsspezifischer Wärmeleitfähigkeit und Rauhtiefe bei lackierten Blechen nur bis zu Schnittgüten der Klasse II (KTL, Schwarz, Metallic-Grün) Gültigkeit. Bei den Farben Weiß und Metallic-Silber, bei denen die Rauhtiefen deutlich im Bereich der Güteklasse III liegen, scheint der Einfluß der Wärmeleitfähigkeit in den Hintergrund zu treten.

Hier dürfte die Anlagerung von Reaktionsprodukten eine dominante Rolle bei der Ausbildung der Schnittflächen spielen.

Hinsichtlich der Werkstoffe muß beim Laserstrahlschneiden beschichteter Bleche neben der Beeinflussung des Grundwerkstoffes auch die Veränderung der Oberflächenbeschichtung sowohl durch den Laserstrahlschneidprozeß als auch durch die anschließend im Betrieb einwirkenden korrosiven Umgebungseinflüsse näher untersucht werden.

Für die *Grundwerkstoffbeeinflussung* erhält man vergleichbare Ergebnisse wie beim Schneiden unbeschichteter Bleche, d. h. es stellen sich im Nahbereich der Schnittfläche die gleichen Härtewerte ein.

Beim Schneiden oberflächenveredelter Bleche und Strangpreßprofile ergibt sich daneben zu beiden Seiten der Schnittfuge ein *Beschichtungsabbrand* entlang der Schnittkanten, dessen Breite von den Parametern Fokusslage, Schneidgeschwindigkeit sowie Werkstofflegierung und Lackfarbe abhängig ist. Entsprechend Bild 61 wird dabei mit Ausnahme der Farbe Schwarz bei allen Lacken die geringste Lackabbrandbreite dann gemessen, wenn mit positiver Fokusslage geschnitten wird. Für den schwarzen Decklack stellen sich die geringsten Abbrandbreiten dagegen bei auf die Werkstückoberfläche fokussierter Strahlung ein. Bild 62 ist zu entnehmen, daß der Lackabbrand mit zunehmender Schneidgeschwindigkeit verringert wird.

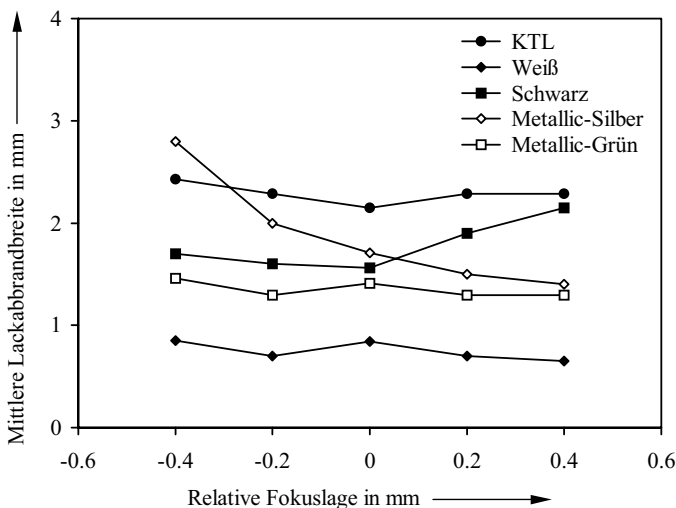


Bild 61: Mittlere Lackabbrandbreite in Abhängigkeit von Fokusslage und Decklackfarbe

Während sich der Lackabbrand bei den kathodisch tauchlackierten, weißen und metallic-silbernen farbenen Blechen im betrachteten Geschwindigkeitsbereich zwischen 0,2 und 0,5 mm reduziert, nimmt er bei den Farben Schwarz und Metallic-Grün sogar um 2,0 mm ab. Wie Bild 63 verdeutlicht, hängen die Lackabbrandbreiten bei den verschiedenen Farben praktisch nicht

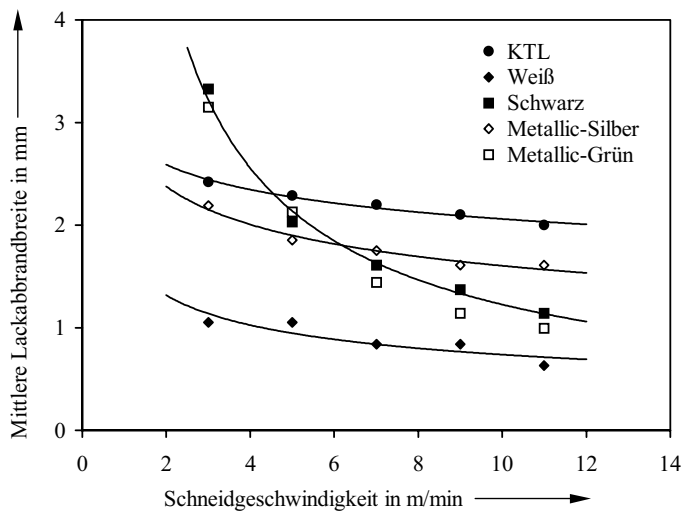


Bild 62: Lackabbrandbreite in Abhängigkeit von der Schneidgeschwindigkeit für verschiedene Decklackfarben bei 0,7 MPa Schneidgasdruck für EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2}-T4 (EN AW-6016-T4)

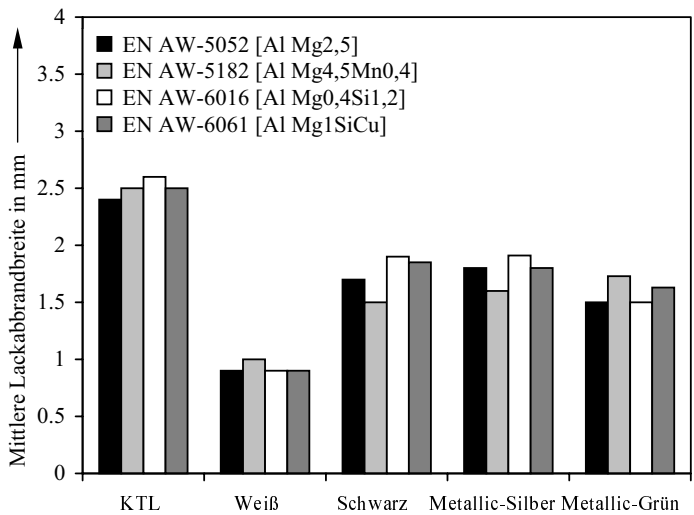


Bild 63: Mittlere Lackabbrandbreite in Abhängigkeit von der Decklackfarbe für verschiedene Legierungen

von der Grundwerkstofflegierung ab. Diese Ergebnisse von mit optimierten Parametern durchgeführten Untersuchungen zeigen, daß sich bei den kathodisch tauchlackierten Blechen mit rund 2,5 mm die größten Abbrandbreiten ergeben. Für die Farben Schwarz, Metallic-Silber und Metallic-Grün liegen sie zwischen 1,5 und 1,8 mm und bei der weißen Decklackfarbe bei rund 1,0 mm.

Alle Fahrzeugbereiche sind unmittelbar oder zumindest mittelbar korrosiver Belastung ausgesetzt. Um sowohl den Einfluß der *Korrosion* auf die blanken Schnittflächen als auch die durch Lackabbrand gekennzeichneten Bereiche neben der Schnittkante zu untersuchen, wurden Korrosionsprüfungen durchgeführt. Hierzu wurden Proben mit optimierten Parametern entsprechend Bild 64 verwendet. Dabei wurde der laserstrahlgeschnittenen Kante zum Vergleich jeweils eine mit einer konventionellen Blechschere geschnittene Kante gegenübergestellt. An den drei Kreisausschnitten wurden verschiedene Korrosionsschutzmaßnahmen untersucht, die für die Anwendung bei Schnitten an oberflächenveredelten Blechen in Frage kommen.

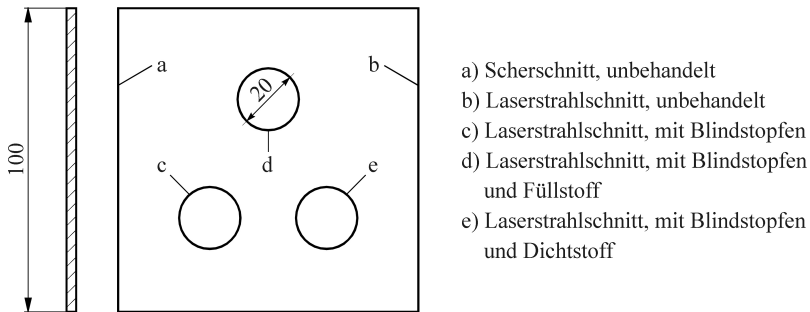


Bild 64: Geometrie und Abmessung von Schnittproben zur Korrosionsprüfung

An den einer Korrosionsprüfung unterzogenen Proben konnten drei unterschiedliche Merkmale ausgewertet werden: die mittlere und die maximale Lackunterwanderung sowie die unterwanderte Schnittkantenlänge in Relation zur Gesamtschnittlänge. Die Bilder A-1 bis A-6 stellen die Ergebnisse der Korrosionsprüfung von laserstrahl- und schergeschnittenen Kanten gegenüber.

Wie die Ergebnisse verdeutlichen, spielt in bezug auf den Korrosionsangriff die Legierungszusammensetzung eine wesentlich größere Rolle als die Lackierung. Dabei stellen sich hinsichtlich der bewerteten Größen die AlMg-Legierungssysteme deutlich besser dar als die Legierungen des AlMgSi-Systems. Die geringste Korrosionsangriffstiefe zeigt die Legierung EN AW-Al Mg_{2,5} (EN AW-5052). Hier werden mittlere Lackunterwanderungen von 0,5 bis 0,8 mm und maximale Angriffstiefen von < 2,0 mm gemessen, wobei insgesamt maximal 10 % der Schnittkantenlänge betroffen sind. Bei der Legierung EN AW-Al Mg_{4,5}Mn_{0,4} (EN AW-5182) sind im Mittel Angriffstiefen von 1,0 bis 2,0 mm und maximal 4,3 mm zu erkennen, die sich auf rund 20 % der Schnittkantenlänge auswirken. Bei den Legierungen EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} (EN AW-6016) und EN AW-Al MgSiCu (EN AW-6061) stellen sich vergleichbare Werte ein. Die mittlere Lackunterwanderung bewegt sich, abhängig von der Lackfarbe, zwischen 1,9 und 2,5 mm, die maximale Angriffstiefe zwischen 4,5 und 6,0 mm,

wobei zwischen 50 und 70 % der gesamten Schnittkantenlänge einen Korrosionsangriff aufweisen.

Wie ein Vergleich der Korrosionsergebnisse von laserstrahlgeschneittenen (Bilder A-1, A-3, A-5) und schergeschneittenen (Bilder A-2, A-4, A-6) Blechkanten ergibt, liefern beide Beschnittarten hinsichtlich des Legierungseinflusses ähnliche Ergebnisse. Im Hinblick auf die Angriffstiefen zeigen Scherschnitte jedoch durchweg größere Werte. Ein direkter Vergleich ist jedoch nicht zulässig, da beim Laserstrahlschneiden im Gegensatz zum Scherschneiden zusätzlich der Lackabbrand mit einkalkuliert werden muß. Wird dieser berücksichtigt, so ist die Lackunterwanderung der beiden Beschnittarten jedoch durchaus ähnlich. Daraus kann geschlossen werden, daß durch den thermischen Schneidprozeß über die vom Lackabbrand betroffene Breite hinaus keine negative Beeinflussung der Lackschicht stattfindet.

Es kann somit festgestellt werden, daß sowohl offene Laserschnittkanten wie auch Scherschnittkanten an oberflächenveredelten Blechen in korrosionsgefährdeten Bereichen ohne geeigneten Kantenschutz nicht eingesetzt werden dürfen. Aus diesem Grund wurden auch Untersuchungen mit verschiedenen Kantenschutzmaßnahmen an Kreisausschnitten durchgeführt, Bild 64. Dabei konnte gezeigt werden, daß bereits durch die Verwendung einer Blindstopfentülle das Auftreten von Korrosion an der geschnittenen Kante wesentlich zu reduzieren ist. Wird zusätzlich zur Tülle noch eine Nahtabdichtung eingesetzt, so zeigen die Schnittkanten praktisch keinen Korrosionsangriff.

Entstehen jedoch Fehlstellen in diesem Korrosionsschutzsystem, z. B. durch Fehler beim Einbringen der Nahtabdichtung oder durch Beschädigung, so kann es an dieser Stelle zu einem Korrosionsangriff kommen. Bereits kleinste Fehlstellen können hierbei eine verheerende Wirkung zeigen. Grund dafür ist, daß an diesen Stellen das Korrosionsmedium durch Kapillarkwirkung bis zur Schnittkante vordringen kann, dort aufgrund fehlender Verdunstungsmöglichkeit auch bei trockenen Umgebungsbedingungen verbleibt und somit die Einwirkdauer des Korrosionsangriffes wesentlich länger ist als bei einer ungeschützten Kante. Durch die Konzentration des Korrosionsstromes auf diese Einzelstelle kann es in diesem Bereich zu einer erheblichen Korrosionsschädigung kommen, die in ihrem Ausmaß mindestens mit dem Angriff an der ungeschützten Kante gleichgesetzt werden kann, sie teilweise sogar übertrifft.

Durch geeignete Korrosionsschutzmaßnahmen bestehen also sehr gute Möglichkeiten, um sowohl laserstrahlgesechnittene als auch schergesechnittene Kanten in korrosionsgefährdeten Bereichen vor einem Korrosionsangriff wirkungsvoll zu schützen. Dabei ist es jedoch unabdingbar, in jedem Einzelfall die Zuverlässigkeit des Korrosionsschutzes durch geeignete Kurz- und Langzeitprüfungen für den Serieneinsatz abzusichern. In der Produktion ist auf große Sorgfalt bei der Einbringung des Korrosionsschutzes zu achten, um Fehlstellen im Korrosionsschutzsystem von vornherein zu verhindern.

5.5 Auswertende Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde ausgehend von der Beschreibung möglicher Anwendungsfälle für das Laserstrahlschneiden im Karosseriebau die Laserstrahl-Schneidbarkeit von Aluminiumlegierungen behandelt. Dabei wurde anhand experimenteller Versuchsergebnisse die Laserstrahl-Schneidmöglichkeit, -sicherheit und -eignung dieser Werkstoffgruppe beschrieben, theoretische Näherungslösungen für Prozeßparameter sowie Möglichkeiten zur Steigerung des Prozeßwirkungsgrades wurden diskutiert. Aus den Ergebnissen wurden Lösungsansätze für die Optimierung des Schneidprozesses an Aluminiumlegierungen sowie für die Erzielung hoher Schnittqualitäten im Karosseriebau entwickelt. Die Eigenschaften der zur Verfügung stehenden Strahlquelle (Nd:YAG-Laser, $P_W = 4 \text{ kW}$) schränken die im folgenden zusammengefaßten Aussagen auf den durch Versuchsparameter begrenzten Bereich ein, erlauben jedoch Ausblicke in großtechnische Maßstäbe hinsichtlich Strahlleistung, Strahlqualität und Blechdicke.

- ◆ Die Laserstrahlschneidbarkeit von Aluminiumlegierungen konnte im betrachteten Leistungsbereich grundsätzlich nachgewiesen werden. Werkstoffspezifische Besonderheiten sind für die Wahl der Prozeßparameter, die anzuwendenden Fertigungsbedingungen und die erzielbare Schnittqualität maßgeblich. Der hohe Intensitätsgradient am Rand des Laserstrahls führt zu geringen Rauhtiefen bzw. Schnittqualitäten hoher Güte.
- ◆ Prozeßseitig wird die Laserstrahl-Schneidmöglichkeit durch die Parameter Laserstrahlleistung, Fokusbildung, Schneidgeschwindigkeit, Arbeitsabstand der Düse sowie Schneidgasdruck bestimmt; werkstoffseitige Parameter sind Legierungszusammensetzung und Werkstückdicke sowie Schneidgasart. Die Oberflächentextur übt keinen Einfluß aus.
- ◆ Die Schnittfugenbreite entspricht bei geringen Schneidgeschwindigkeiten dem Fokusedurchmesser und kann bei maximaler Schneidgeschwindigkeit auf rund 90 % des Fokusedurchmessers verringert werden.
- ◆ Beim Laserstrahlschmelzschnitten können mit einer 4-kW-Strahlquelle Aluminiumbleche bis zu einer Dicke von 6 mm getrennt werden. Die Schneidgeschwindigkeiten reichen von 2,7 m/min (6 mm) bis 14,5 m/min (1 mm), wobei die Wärmeleitfähigkeit der Legierung umgekehrt proportional wirkt. Der bis 3 mm ausreichende Schneidgasdruck von 0,3 bis 0,9 MPa muß für größere Blechdicken auf bis zu 2 MPa gesteigert werden. Inerte Schneidgase (Helium, Argon) führen zu geringen Rauhtiefen. Reaktionsträge Gase (Stickstoff, Luft) demgegenüber erhöhen die Rauhtiefe um bis zu 50 %. Als wirtschaftlich zeichnet sich der Einsatz von Stickstoff und Luft ab.
- ◆ Laserstrahlbrennschneiden ist bei Aluminium unter Einsatz von Sauerstoff als Schneidgas möglich, wobei mit einer 4-kW-Strahlquelle Bleche mit bis zu 2,2 mm Dicke getrennt werden können. Die Schneidgeschwindigkeiten liegen zwischen 14,0 m/min (2 mm) und 23,7 m/min (1 mm). Dies ist gegenüber dem Schmelzschnitten eine Steigerung von ca. 50 %; gleichzeitig steigen beim Brennschneiden die Rauhtiefen um den Faktor 2 bis 3, d. h. die Schnittgüte sinkt.
- ◆ Der für den Karosseriebau bedeutsame Blechdickenbereich bis 3 mm sowie die im Nutzfahrzeugkarosseriebau üblichen Blechdicken von bis zu 6 mm können durch Laserstrahl-

schneiden vollständig abgedeckt werden. Für das Trennen von Außenhautbauteilen mit typischen Blechdicken von 0,8 bis 1,5 mm müssen entweder die höheren Rauhtiefen der Laserstrahl-Brennschnitte oder geringere Einkoppelgrade beim Laserstrahlschmelzschnitten in Kauf genommen werden, wobei letzteres durch entsprechend höhere Leistungen ausgeglichen werden kann. Zu erwartende höhere Strahlqualitäten führen zu kleineren Fokusdurchmessern, wodurch beim Schmelzschnitten Blechdicken von weniger als 1,5 mm mit entsprechend hohen Einkoppelgraden und beim Brennschneiden Blechdicken mit mehr als 2,2 mm geschnitten werden können.

- ◆ Schneidwinkelauslenkungen, d. h. Abweichungen des Laserstrahls von der Orthogonalen zur Blechoberfläche in Vorschubrichtung bzw. quer dazu, beeinflussen die Schneidfrontlänge und die Rauhtiefe der Schnittflanken. Der in Schneidrichtung geneigte, schleppende Einfall des Laserstrahls führt zu einer Verlängerung der Schneidfront und einer Erhöhung der Rauhtiefe von bis zu 60 % bei 25° Neigung. Demgegenüber kann ein stechender Strahleinfall eine Verringerung der Schneidfrontlänge gegenüber orthogonalem Einfall bewirken, allerdings wird die Rauhtiefe um bis zu 100 % bei 25° Neigung erhöht. Auslenkungen quer zur Schneidrichtung resultieren in Rauhtiefensteigerungen um den Faktor 3 bei $\pm 25^\circ$ und führen zu einem Güteabfall bis Klasse II.
- ◆ Die Schnittqualität unbeschichteter Aluminiumlegierungen ist einerseits gekennzeichnet durch Grobgestaltabweichungen. Die erzielbaren Schnittfugenbreiten sind bestimmt durch Schneidgeschwindigkeit, Fokusdurchmesser und -lage. Der Radius der Schnittkantenanschmelzung und die Rechtwinkligkeit bzw. Neigung der Schnittflächen werden geprägt von Schneidgeschwindigkeit und -winkel, wobei hohe Einstrahlwinkelauslenkungen beim Schmelzschnitten von $\pm 25^\circ$ einen Abfall bis auf Güteklasse III bewirken. Andererseits werden Feingestaltabweichungen beim Schmelzschnitten wenig von der Schneidgeschwindigkeit beeinflusst, mehr Wirkung zeigen Änderungen von Einstrahlwinkel und Gasdruck. Ein Übergang zum Brennschneiden bedeutet ebenfalls einen Güteabfall.
- ◆ Für die Schnittqualität oberflächenveredelter Aluminiumlegierungen stellen sich hinsichtlich der Grobgestaltabweichungen ähnliche Ergebnisse ein. Bei der Feingestaltabweichung reagiert die erreichbare Rauhtiefe beschichteter Werkstücke empfindlicher auf Änderungen der Schneidgeschwindigkeit und des Schneidgasdruckes. Besonderen Einfluß auf die Rauhtiefe übt die Art der Beschichtung (Decklackfarbe) aus; hier zeigt die Einhaltung hoher Güten Grenzen auf (z. B. bei Weiß und Metallic-Silber). Die Legierungsart spielt keine wesentliche Rolle hinsichtlich der Rauhtiefe, wohl aber im Bezug auf die Korrosionsanfälligkeit. Korrosionsschutzmaßnahmen müssen bei laserstrahlgeschnittenen Kanten getroffen werden; mit ihrer Hilfe kann ein Korrosionsangriff verhindert werden.
- ◆ Die Möglichkeit, durch Laserstrahlschneiden sowohl unbeschichtete als auch bereits lackierte Aluminiumbleche mit hoher Schnittqualität und geringer Oberflächenbeeinflussung trennen zu können, erlaubt eine späte Variantenbildung in der Fertigungsfolge des Karosseriebaus. Diese Entwicklung wird mit der Umstellung auf die Steuerungsstrategie *Perlenkette* im Produktionskonzept unterstützt und erlaubt somit die Erschließung der in Kapitel 5.1 beschriebenen neuen Anwendungsfelder für die Laserschneidtechnik im Karosseriebau.

6 Laserstrahl-Schweißbarkeit von Aluminium

6.1 Laserstrahl-Schweißanwendungen für den Karosseriebau

Im folgenden werden die Vorteile des Laserstrahlschweißprozesses an Aluminium anhand ausgewählter Anwendungsbeispiele im Karosseriebau für drei verschiedene Nahtgeometrien herausgearbeitet.

I-Naht am Stumpfstoß

Aus Gründen der Gewichtseinsparung besteht ein großes Bestreben, die Flanschbreiten an Bauteilverbindungsstellen zu reduzieren oder gar zu eliminieren. Ein Entfall von Flanschen ist jedoch gleichbedeutend mit der Substitution von Überlappverbindungen entweder durch einen T-Stoß oder einen Stumpfstoß. Aufgrund der geringen Blechdicken kommt im Karosseriebau praktisch nur der Stumpfstoß als Alternative zu Überlappstößen in Frage. Während das Fügen von Platinen im Stumpfstoß, das sogenannte *Tailored Blanking*, prozeßsicher beherrscht wird, ist das Fügen von dreidimensionalen Geometrien im Stumpfstoß äußerst komplex und wird im Karosseriebau bislang nur bei Stahl eingesetzt [6].

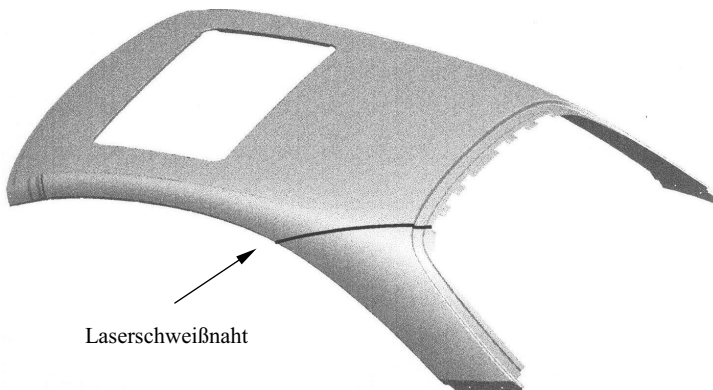


Bild 65: Laserschweißnaht an der C-Säule zur Verbindung von Dach und Hinterkotflügel

Besonders kritisch ist das Schweißen dieser Verbindung immer dann, wenn sie im Bereich der Karosserie-Außenhaut eingebracht werden muß. Das Einbringen von durchgehenden Schweißnähten kann hier aus vielfältigen Gründen erforderlich sein. Zum Beispiel kann es bedingt durch die niedrigeren Umformgrade von Aluminium im Vergleich zu Stahl bei sehr großen Bauteilabmessungen oder sehr komplexen Geometrien notwendig werden, Bauteile mehrteilig herstellen zu müssen. Die einzeln hergestellten Umformteile müssen anschließend zu einem Bauteil gefügt werden. Ein Beispiel hierfür kann das Verbinden von Dach und Hinterkotflügel an der C-Säule sein, Bild 65. Daneben kann das Schweißen an der Außenhaut dann sinnvoll sein, wenn Sonderausführungen mit geringer Stückzahl zu fertigen sind, bei denen nur eine geringfügige Änderung der Serienbauteile erforderlich ist.

In jedem Fall, müssen Bauteile, die so gefügt werden, nach der Lackierung optisch als ein Teil erscheinen. Deshalb muß an dem geschweißten Bauteil in Nacharbeit sowohl die Nahtüberhöhung der Schweißraupe abgetragen als auch der Bauteilverzug ausgeglichen werden. Dabei dient die Nahtüberhöhung als Gestaltungszugabe, die es erlaubt, einen krümmungsstetigen Flächenübergang an der Verbindungsstelle zu schaffen.

Um prozeßsicher ein einwandfreies Lackiererergebnis erzielen zu können, muß die Schweißnaht frei von Poren und Lunkern sein. Sind Poren in der Schweißnaht, besteht die Gefahr, daß diese beim Schleifabtrag der Nahtüberhöhung angeschliffen werden. Beim anschließenden Lackieren wird Luft in diesem offenen Porenraum eingeschlossen. Bei der Trocknung des Lacks im Ofen, dehnt sich dieses Luftvolumen aus und führt zu einer unerwünschten Bläschenbildung in der lackierten Blechoberfläche, die nur durch eine aufwendige Nacharbeit und anschließende Nachlackierung repariert werden kann.

Um das Laserstrahlschweißen von Außenhautverbindungen im Stumpfstoß in der Produktion umsetzen zu können, sind Verfahrensempfehlungen erforderlich, die es erlauben eine porenfreie Naht mit gleichmäßigem Nahtübergang ohne Einbrandkerben prozeßsicher herstellen zu können.

I-Naht am Überlappstoß

Die selbsttragende Karosserie bietet ein unübertroffen hohes Niveau hinsichtlich Gewicht und Steifigkeit. Dieses Konstruktionskonzept wird auch im Nutzfahrzeugbereich genutzt, wobei die schwingungsdämpfend gelagerten Kabinenaufbauten der Zugmaschine als selbsttragende Einheiten aus integrierten Rahmenträgern und schubsteifen Flächenelementen bestehen. Bild 66 zeigt exemplarisch die Bodengruppe einer aus Aluminium gefertigten Fahrerkabine, die typischerweise im nordamerikanischen Nutzfahrzeugmarkt zu finden sind.

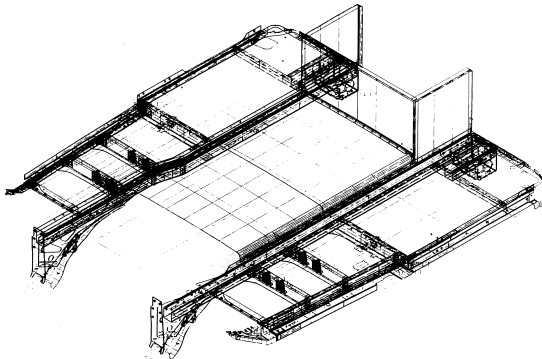


Bild 66: Rahmenstruktur der Bodengruppe eines Lkw-Fahrerhauses [134]

Das mit diesem Konstruktionskonzept erzielbare hohe Leichtbau-Niveau beruht im wesentlichen auf der konsequenten Nutzung der Eigenschaften der eingesetzten Konstruktionswerkstoffe sowie dem Einsatz geeigneter Fügetechnologien. Dabei kommen aufgrund der hohen

dynamischen Bauteilbelastungen und der langen Nutzungsdauern bislang überwiegend mechanische Fügeverfahren zur Anwendung, wobei Nieten (Voll-, Blind- und Stanznieten) das dominierende Fügeverfahren sowohl in der tragenden Fahrzeugstruktur des Fahrwerks als auch in den Aufbauten darstellt. In vielen Fällen ist dabei aufgrund der Bauteilgröße nur eine einseitige Bauteilzugänglichkeit gegeben, was die Zahl möglicher Nietverfahren reduziert und in den meisten Fällen auf das Blindnieten beschränkt. Die hohen Kosten des Nietens wecken das Interesse für andere Fügeverfahren. Hier eröffnet das Laserstrahlschweißen neue Möglichkeiten, denn es ist das einzige Schmelzschweißverfahren, das aufgrund seiner großen Tiefenwirkung bei nur einseitiger Zugänglichkeit Überlappverbindungen als I-Naht auszuführen erlaubt, ohne einer expliziten Nahtvorbereitung zu bedürfen, wie sie beispielsweise für das Schutzgasschweißen in Form einer Kehlnaht erforderlich ist. Darüber hinaus bietet dieses Verfahren deutliche Kostenvorteile (Material, Lohn) sowohl im Vergleich zu manuellen (Blindnieten) wie auch automatisierten (Stanznieten) Nietprozessen [135]. Ein weiterer Vorteil des Schweißens ist es, daß die Nahtlänge variiert und damit individuell auf die entsprechenden Festigkeitsanforderungen angepaßt werden kann. In allen Fällen in denen dabei keine duchtgehenden Schweißnähte zur Anwendung kommen, können die in [136] diskutierten Konzepte für einen optimierten Anlagennutzungsgrad Anwendung finden.

Um eine praktische Umsetzung dieser Potentiale beim Laserstrahlschweißen von Blech/Blech- und Blech/Strangpreßprofil-Verbindungen mit großen Blechdicken im Überlappstoß zu ermöglichen, ist deshalb die Definition von Verfahrensempfehlungen hinsichtlich Prozeßparametern sowie minimaler Flanschlängen und maximaler Fügespaltweiten erforderlich.

Radiusseitige Bördelnaht

An die im Karosseriebau eingesetzten Kraftstoffbehälter werden in vielerlei Hinsicht hohe Anforderungen gestellt. Sie bestehen in der Regel aus Stahlblech oder schlagfestem Kunststoff. Sie müssen, falls der Einbau im Fahrzeuginnenbereich stattfindet, gasdicht sein, um Effusionen in den Fahrgastraum zu verhindern. Um Korrosion zu vermeiden, muß eine Korrosionsbeständigkeit gegen alle Arten von Kraftstoffen gesichert sein. Ein weiterer wichtiger Punkt ist die Crashesicherheit, woraus sehr hohe Anforderungen sowohl an den Werkstoff als auch an die Fügechnik erwachsen. Neben der qualitativ hochwertigen Ausführung des Bauteils selbst ist darüber hinaus eine geeignete Anordnung des Kraftstofftanks im Fahrzeug erforderlich, die bei einem Crash den größtmöglichen Schutz vor Beschädigung bietet. Vielfach wird der Kraftstofftank deshalb in unmittelbarer Nähe zur Fahrgastzelle positioniert. Wird der Kraftstofftank so eingebaut, daß er in Verbindung mit der Fahrgastzelle steht, muß in jedem Fall eine 100%-ige Dichtheit gewährleistet werden, um die Effusion von leichtflüchtigen Kraftstoffelementen in den Fahrgastraum auszuschließen. Diese Forderung kann bislang nur von Stahltanks erfüllt werden, da Kraftstoffbehälter aus Kunststoff trotz der innenseitigen Fluoridbeschichtung nicht vollständig effusionsdicht sind.

Trotz des Gewichtsvorteils von *Kunststoff-Kraftstofftanks* wird sich ihr Einsatz in zukünftigen Baureihen jedoch weiter reduzieren, da neue gesetzliche Regelungen die zulässige Effusionsrate aus Kraftstofftanks noch stärker einschränken. Da diese Anforderungen von Kunststofftanks nur mit einer wesentlich größeren Materialdicke erfüllt werden können, die den Gewichtsvorteil gegenüber Stahltanks kompensiert, verbietet sich der Einsatz von Kunststoff-

Kraftstofftanks in absehbarer Zukunft praktisch vollständig. Ein nutzbares Gewichtseinsparungspotential bietet sich jedoch beim Einsatz von Aluminium. Im folgenden wird vorgestellt, wie dieses Potential fügetechnisch umgesetzt werden kann.

Die konventionelle Herstellung von Kraftstofftanks aus Stahlblech erfolgt durch das Verbinden zweier tiefgezogener Blechhalbschalen, wobei aufgrund der Beschichtung (feueraluminisiert) als einziges Fügeverfahren das Rollennahtschweißen eingesetzt werden kann. Die erreichbaren Prozeßgeschwindigkeiten liegen bei 6 - 8 m/min. Bei der Verwendung von Aluminium kommen neben dem Rollennahtschweißen auch das Schutzgasschweißen und das Laserstrahlschweißen als Fügeverfahren in Frage.

Im Vergleich zu Stahl werden beim *Rollennahtschweißen* von Aluminium jedoch deutlich geringere Schweißgeschwindigkeiten (< 1 m/min) erreicht, was insbesondere in der Oxidschichtbildung sowie der guten elektrischen und thermischen Leitfähigkeit von Aluminium begründet ist. Aufgrund der hohen elektrischen Leitfähigkeit sind etwa 3-fach höhere Schweißstromstärken bei gleichzeitig kürzeren Schweißzeiten erforderlich. Durch das kleine Erstarrungsintervall von Aluminium erfolgt der Übergang vom festen in den flüssigen Zustand sehr schnell, was ein entsprechend schnelles Nachsetzen der Rollen erfordert. Bedingt durch die Oxidhaut auf den Aluminium-Oberflächen und die Anlegierungsneigung von Aluminium an Kupfer werden Drahtzwischenelektroden verwendet, die zwischen den Elektroden trägerrollen und dem Werkstück geführt werden. Dieser Draht dient zur laufenden Erneuerung der Elektrodenoberfläche. Ohne Drahtzwischenelektrode führt die Oxidation des an der Elektrode haftenden Aluminiums zu einem vergrößerten Kontaktwiderstand und erschwert somit den Stromübergang. Schließlich sollte zur Erzielung gleichmäßiger Festigkeitswerte darüber hinaus die Oxidhaut durch eine dem Schweißprozeß vorgeschaltete Oberflächenbehandlung, z. B. Beizen, entfernt werden. Beim Tiefziehen der Bleche zu Tankhalbschalen kommt es insbesondere im Bereich der Radien durch das Nachfließen des Materials am Niederhalter zu Welligkeiten und Faltenbildung sowie zu Aufdickungen im Bereich des Tiefziehflansches, an dem die Bleche miteinander verschweißt werden. Da sich die Blechdickenvariation durch die Flansch aufdickung nicht exakt reproduzierbar einstellt, geht hiervon eine erhebliche Gefahrenquelle für das Auftreten von Prozeßfehlern beim Rollennahtschweißen aus. Aus den genannten Gründen wird das Rollennahtschweißen nicht als geeignete Variante für das gasdichte Fügen von Aluminium-Kraftstofftanks betrachtet.

Beim *Schutzgasschweißen* liegen die erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten mit bis zu 2 m/min rund doppelt so hoch wie beim Rollennahtschweißen. Die Nahtgeometrie muß hier jedoch als Kehlnaht am Überlappstoß ausgeführt werden. Da der Schutzgasschweißprozeß sehr empfindlich auf die Positionierung des Brenners zum Kantenversatz reagiert, muß die Bauteilgeometrie in sehr engen Toleranzen exakt eingehalten werden. Aufgrund der Nahtgeometrie hat dagegen die Flansch aufdickung für die Prozeßführung im Gegensatz zum Rollennahtschweißen praktisch keinen nennenswerten Einfluß. Auch die Oxidschicht auf der Blechoberfläche spielt keine wesentliche Rolle. Es genügt daher eine Nahtvorbereitung, die eine fettfreie und trockene Blechoberfläche garantiert.

Für das *Laserstrahlschweißen* sind die erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten abhängig von der gewählten Nahtgeometrie. Sie liegen jedoch in jedem Fall deutlich über den Prozeßgeschwindigkeiten von Rollennaht- und Schutzgasschweißen. Wie Bild 67 verdeutlicht kommen

als Nahtgeometrien I-Naht, Kehlnaht und Bördelnaht in Frage. Entsprechend den Voruntersuchungen in [137] ergeben sich sowohl für die I-Naht als auch die Kehlnaht Grenzen der Prozeßsicherheit, die durch die beim Umformprozeß entstehenden Bauteiltoleranzen bestimmt sind. Bei der I-Naht sind es die oben beschriebenen Flanschverdickungen, bei der Kehlnaht die Toleranzen im Saumbeschnitt, die zu Prozeßstörungen führen können. Hinsichtlich der Nahtgeometrie läßt demnach allein die Bördelnaht eine ausreichend hohe Prozeßsicherheit erwarten, die für das Fügen von Kraftstofftanks vorausgesetzt werden muß, um sowohl den produktionstechnischen Anforderungen als auch den gesetzlichen Vorschriften genügen zu können.

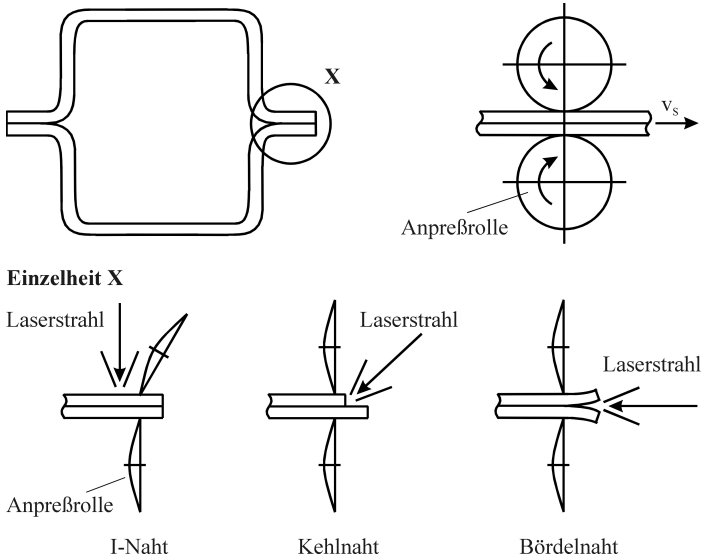


Bild 67: Mögliche Nahtgeometrien für das Schweißen des Flansches von Kraftstofftanks

Um diese Fügetechnik für die Herstellung von Kraftstofftanks in der Großserienfertigung einsetzen zu können, muß eine geeignete Spanntechnik, wie sie beispielsweise in [138] beschrieben wird, verwendet werden. Verfahrensempfehlungen sowohl hinsichtlich der zulässigen Fügespaltweiten und Schweißwinkel als auch einer geeigneten Schweißzusatzführung müssen erarbeitet werden.

6.2 Laserstrahl-Schweißmöglichkeit

Die Laserstrahl-Schweißmöglichkeit von Aluminiumlegierungen wird durch die Fertigungsbedingungen festgelegt, unter denen die Schweißnaht hergestellt wird. Dabei sind von der Vorbereitung über die Ausführung bis zur Nachbehandlung der Schweißnaht alle Randbedingungen von Interesse. Folgende Faktoren werden untersucht:

- Strahleigenschaften, wie z. B. Wellenlänge, Polarisation und Strahlqualität;
- Prozeßparameter, wie z. B. Laserstrahlleistung, Fokussierung und Schweißgeschwindigkeit;
- Gasparameter, wie z. B. Gasart und Gasvolumenstrom;
- Werkstoffeigenschaften, wie z. B. Legierungszusammensetzung von Schweißzusatz und Grundwerkstoff sowie Werkstoffzustand, Oberflächentextur und Blechdicke des Grundwerkstoffes.

6.2.1 Prozeßparameter

Um die Ergebnisse von Laserstrahlschweißungen mit verschiedenen Laserstrahlleistungen und Fokusdurchmessern vergleichen zu können, ist es sinnvoll, die Schweißgeschwindigkeit als Funktion der spezifischen Leistung pro Tiefe zu betrachten. In Bild 68 ist diese normierte Darstellung gewählt worden, um die erzielten Ergebnisse bei Einschweißungen mit und ohne Schweißzusatz darzustellen.

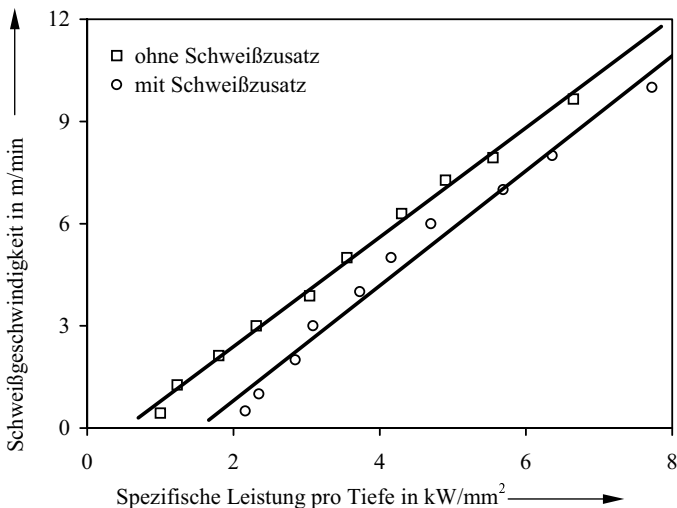


Bild 68: Schweißgeschwindigkeit als Funktion der spezifischen Leistung pro Tiefe für Einschweißungen mit und ohne Schweißzusatz

Wie die Ergebnisse zeigen, reduziert sich die erreichbare *Schweißgeschwindigkeit* beim Einsatz von Schweißzusatz. Im betrachteten Bereich muß die Schweißgeschwindigkeit bei der Verwendung von Schweißzusatz um rund 75 % bei niedrigen Vorschubgeschwindigkeiten und um rund 10 % bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten reduziert werden, um die gleiche Einschweißtiefe zu erreichen. Dies bedeutet, daß die Bearbeitungsgeschwindigkeit bei hohen Vorschüben weniger durch die Zuführung von Schweißzusatz beeinflusst wird als bei niedrigen. Grund dafür ist die bei hohen Schweißgeschwindigkeiten geringere Nahtbreite, die den Bedarf an Schweißzusatz pro Nahtlänge für die Formung der Nahtberraupe reduziert. Bei Stumpfstoßen oder Durchschweißungen am Überlappstoß dagegen ist der Bedarf an Schweißzusatz höher, da im Vergleich zu den in Bild 68 dargestellten Einschweißungen zusätzlich ein Nahtdurchhang auftritt. Um diesen zu kompensieren sowie um eine mit Einschweißungen vergleichbare Nahtberraupeformung zu erreichen, muß Schweißzusatz zugegeben werden.

Neben der Schweißgeschwindigkeit ist die erreichbare Nahttiefe in entscheidendem Maße von der *Fokuslage* abhängig. Da die Einschweißtiefe und deren Konstanz in der produktionstechnischen Praxis ausschlaggebend für die Produktqualität sind, wird der Fokuslage in diesem Zusammenhang eine entscheidende Bedeutung zugemessen.

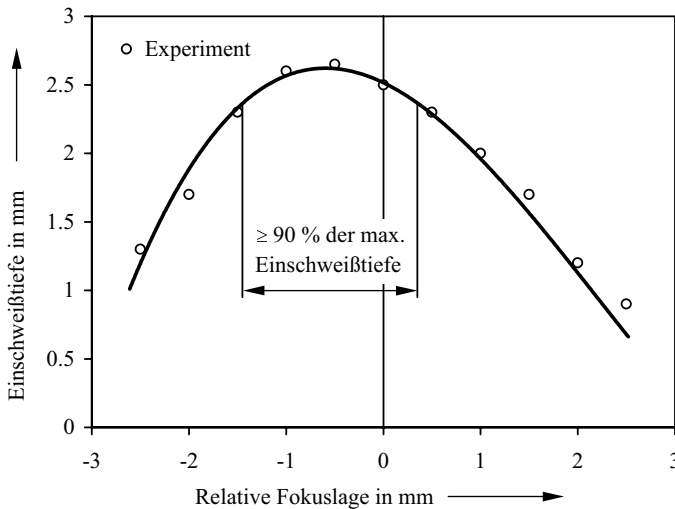


Bild 69: Einschweißtiefe als Funktion der Fokuslage relativ zur Werkstückoberfläche

Wie Bild 69 für das Schweißen ohne Zusatzwerkstoff zeigt, werden die größten Einschweißtiefen bei negativen Fokuslagen zwischen -0,5 und -1,0 mm erreicht. Sie führen zu deutlich rauheren Nahtoberflächen und wesentlich ungleichmäßigerer Nahtzeichnung als positive Fokuslagen. Beim Schweißen mit drahtförmigem Schweißzusatz ergibt sich qualitativ das gleiche Ergebnis wie in Bild 69, jedoch reduziert sich die nominelle Einschweißtiefe bei gleichen Prozessparametern entsprechend Bild 68. Hinsichtlich der Ausbildung der Nahtberraupe werden die gleichmäßigsten Nahtzeichnungen erreicht, wenn der Strahlfokus auf der Drahtoberseite

oder geringfügig darüber liegt. Bei einer Fokusslage im Draht oder darunter ergeben sich sehr ungleichmäßige Nahttopologien, die in ihrer Ausprägung mit Schweißungen ohne Schweißzusatz bei negativen Fokusslagen vergleichbar sind.

Während die Einschweißtiefe beim Laserstrahlschweißen von Stahlblechen im Nahtverlauf nur um wenige Prozent variiert, ergeben sich beim Schweißen von Aluminiumlegierungen aufgrund der niedrigeren Schmelzviskosität und einer gleichzeitig höheren Schmelzbaddynamik deutlich stärkere Schwankungen in der Einschweißtiefe. Wie anhand von Nahtlängsschliffen an Einschweißungen ermittelt werden konnte, liegen diese Variationen typischerweise zwischen ± 7 und ± 10 % relativ zur mittleren Einschweißtiefe. Bei industriellen Anwendungen wird in der Regel ein Abfall der Nahttiefe auf 80 % des Maximums zugelassen. Unter Berücksichtigung der prozeßseitig verursachten Einschweißtiefevariationen muß die Fokusslage dementsprechend so gewählt werden, daß die mittlere Einschweißtiefe mindestens 90 % des Maximums erreicht. Aufgrund des durch die niedrige Strahlqualität begrenzten Tiefenschärfenbereiches ergibt sich bei der eingesetzten Laserstrahlquelle für eine Fokussierlänge von 150 mm entsprechend Bild 69 eine Toleranzbreite für die Fokuspunktlage von rund ± 1 mm um das Optimum. Wird darüber hinaus berücksichtigt, daß, wie oben beschrieben, negative Fokusslagen erheblich schlechtere Nahtoberraupengüten zur Folge haben, reduziert sich der Toleranzbereich für die Fokusslage weiter. Beim Einsatz von Schweißzusatz ist die Einhaltung einer vorgegebenen Fokusposition im Prozeßverlauf noch viel wichtiger, da hier überwiegend positive Fokusslagen angestrebt werden und bereits geringe Abweichungen in Richtung positiver Fokusslagen entsprechend des Kurvenverlaufs in Bild 69 zu einem erheblichen Verlust an Einschweißtiefe führen.

6.2.2 Gasparameter

Neben den Energiekosten für den Betrieb der Laserstrahlquelle sowie den Kosten für die Bogenlampen stellt insbesondere das Schutzgas den wesentlichen Betriebskostenfaktor beim Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Nd:YAG-Lasern dar, Bild 70. Dabei ist entsprechend dem bisherigen Stand der Technik davon auszugehen, daß nur durch den Einsatz von Edelgasen (Helium, Argon und deren Gemische) eine ausreichende Prozeßsicherheit und entsprechende Nahtgütwerte erzielt werden können [7, 139, 140, 141, 142].

Während beim Laserstrahlschweißen mit dem CO₂-Laser das Schutzgas zusätzlich die Aufgabe einer Plasmakontrolle übernimmt, ist dies beim Schweißen mit dem Nd:YAG-Laser nicht erforderlich, da nach den Untersuchungen von Peebles et al. [143] beim Schweißen von Aluminium mit der Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers praktisch kein Plasma entsteht. Somit ist es aus prozeßtechnischer Sicht prinzipiell sogar möglich, auch andere Schutzgase einzusetzen oder gar an Atmosphäre zu schweißen. Durch die Verwendung reaktiver Gase (Stickstoff, Luft) wäre zudem eine deutliche Reduzierung der Betriebskosten möglich. Die bislang unzureichenden Erkenntnisse über den Einfluß dieser Gase auf Energieeinkopplung, Prozeßsicherheit und Schweißnahtqualität verhindern bis heute deren technischen Einsatz. Dies war Ausgangspunkt für die im folgenden vorgestellten Untersuchungen zum Einsatz reaktiver Schutzgase für das Laserstrahlschweißen von Aluminium.

Im Gegensatz zu Helium und Argon ist Stickstoff beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen ein reaktives Schutzgas. Normalerweise läuft die chemische Reaktion zwischen Stickstoff und Aluminium bis in Temperaturbereiche weit über den Schmelzpunkt hinaus sehr reaktionsträge ab. Beim Laserstrahlschweißen jedoch werden die Stickstoffmoleküle in der Wechselwirkungszone dissoziiert und reagieren dann mit der Schmelze in einer stark exothermen Reaktion. Als Reaktionsprodukte bilden sich an der Schmelzbadoberfläche hochschmelzende plättchenförmige Aluminiumnitride (AlN), welche in metallographischen und mikroanalytischen Untersuchungen eindeutig identifiziert werden konnten. Hierbei handelt es sich um eine intermetallische Phase, die nach Wriedt [118] einen Schmelzpunkt von über 2800 °C besitzt und deshalb im Schmelzbad in festem Zustand vorliegt. Die Aluminiumnitridplättchen werden durch die starken Konvektionsströmungen gleichmäßig im Schmelzbad verteilt. Anhand von bildanalytischen Messungen konnte ein Nitridgehalt zwischen 0,5 und 1,0 Vol.-% in der Schmelzzone nachgewiesen werden [144]. Das Vorliegen dieser Teilchen führt zu einer Änderung der Absorptionsverhältnisse an der Schmelzbadoberfläche. Wie Bild 71 zeigt, ist die Absorption der Nitride um ein Vielfaches höher als bei reinem Aluminium. Nach Bild 72 hat dies zur Folge, daß die spezifische Schweißleistung für das Einsetzen des Tiefschweißeffektes in einer Stickstoffatmosphäre bei sonst gleichen Strahl- und Schweißparametern niedriger liegt als in einer Inertgasatmosphäre. Für die Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers wurden dabei Absenkungen zwischen 5 und 10 % gemessen.

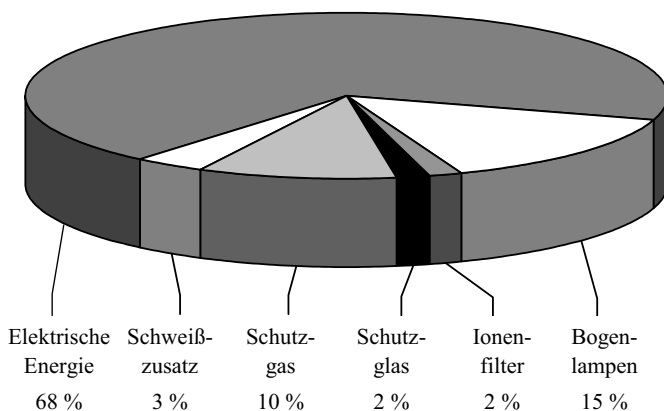


Bild 70: Betriebskostenaufschlüsselung für das Laserstrahlschweißen von Aluminium mit lampengepumpten Nd:YAG-Lasern

Nach Bild 73 zeigt sich, daß unter Stickstoff hergestellte Einschweißungen über einen weiten Parameterbereich hinweg zwar tiefer und schlanker sind, d. h. einen größeren Schlankheitsgrad besitzen, als unter Helium, die Schmelzfläche, welche ein Indikator für die in das Werkstück eingekoppelte Energie darstellt, jedoch für Stickstoff und Helium gleich groß ist. Daraus läßt sich zunächst schlußfolgern, daß durch die Reaktion des Stickstoffs mit der Aluminiumschmelze praktisch keine zusätzliche Strahlenergie eingekoppelt werden kann. Auch liegt der

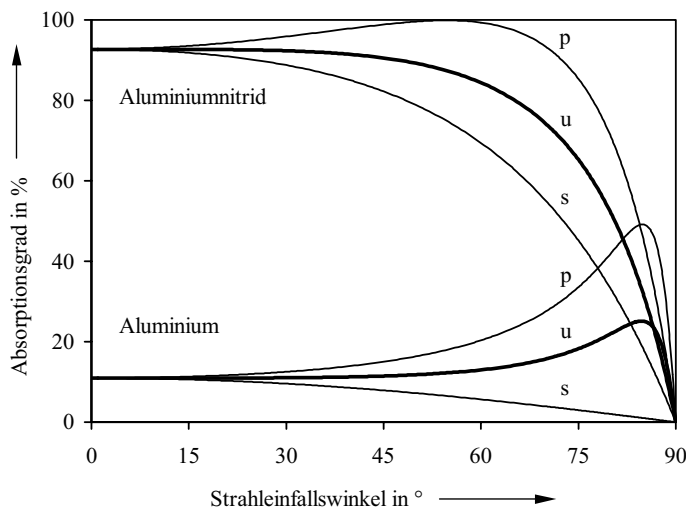


Bild 71: Absorptionsgrad von flüssigem Aluminium und festem Aluminiumoxid für eine Wellenlänge von 1,06 μm bei 933 K (berechnet nach [40] mit Werten aus [145]) (Polarisation: p: parallel, u: unpolarisiert, s: senkrecht)

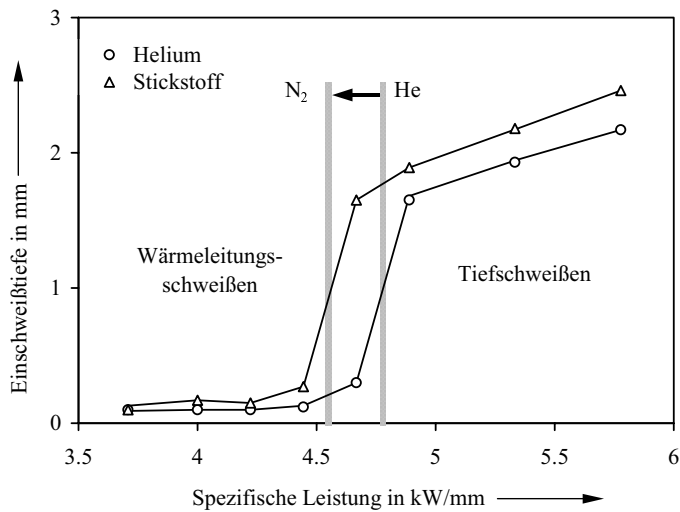


Bild 72: Einschweißtiefe und Schwellleistung in Abhängigkeit von der Schutzgasart

Anteil der bei der exothermen Reaktion freiwerdenden Energie in Relation zur gesamten eingekoppelten Laserstrahlenergie nach den Untersuchungen von Stuby [146] in einer Größenordnung von nur rund 3 % und kann daher praktisch vernachlässigt werden. Eine Erklärung für den größeren Schlankheitsgrad mit Stickstoff wird durch fluiddynamische Effekte, wie sie später noch diskutiert werden, geboten.

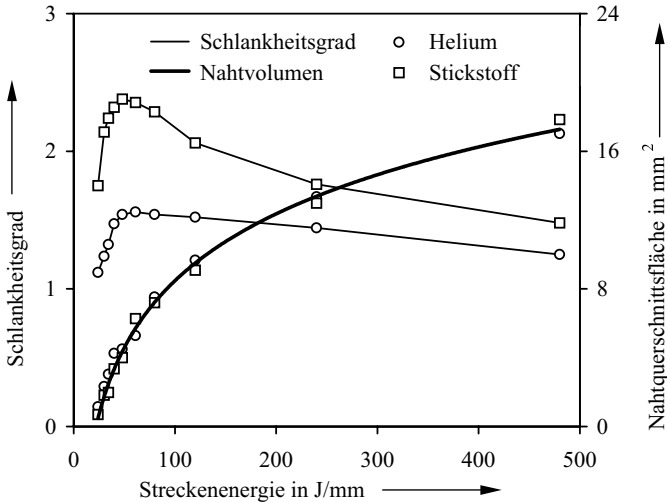


Bild 73: Schlankheitsgrad und Nahtquerschnittsfläche als Funktion der Streckenenergie

6.2.3 Schweißzusatz

Abhängig vom Gehalt an Legierungselementen weisen die einzelnen Aluminiumlegierungen Unterschiede in der Schweißbeignung auf, wodurch ihre praktische Anwendung eingeschränkt wird. Durch Schweißzusätze können die Schweißbeignung dieser Legierungen verbessert und der Anwendungsbereich einzelner schweißtechnischer Fügeverfahren erheblich erweitert werden. So erfordern die Vorgänge beim Erstarren einer Schmelze einen Schweißzusatz, der nicht nur im Hinblick auf Festigkeit und gutes Fließen, sondern auch auf die beim Erstarren und Schrumpfen auftretende Rißgefahr an den Grundwerkstoff angepaßt ist. Insbesondere bei dem mit hohen Schweißgeschwindigkeiten arbeitenden Laserstrahlschweißverfahren ist die Wahl des Schweißzusatzes von großer Wichtigkeit, da die Schmelze aufgrund des kleineren Schmelzbades viel schneller erstarrt als bei den konventionellen Schmelzschweißverfahren. Im wesentlichen lassen sich drei Faktoren nennen, die über die Notwendigkeit des Einsatzes von Schweißzusatz entscheiden. Dies sind Schweißmetallurgie, Technologie und Prozeßstabilität.

Die Verwendung von Schweißzusatz ist aus *metallurgischer Sicht* immer dann erforderlich, wenn es gilt, die Entstehung von Heißrisen beim Schweißen zu vermeiden. Die Heißrißanfälligkeit einer Aluminiumlegierung wird durch ihre chemische Zusammensetzung sowie die

durch die Wärmeführung bedingte Gefügeausbildung im Schweißgut bestimmt. Ein rißfreies Schweißen dieser Legierungen ist dann möglich, wenn eine geeignete Wärmeführung erreicht wird, was in der Regel bei langsamen Schweißgeschwindigkeiten der Fall ist. Dabei kann mit umso höheren Geschwindigkeiten rißfrei geschweißt werden, je geringer die Wärmeableitung aus der Schweißzone ist. Die Wärmeableitung aus der Schmelzzone wird insbesondere von der Wärmeleitfähigkeit der Legierung, der Blechdicke und der Nahtgeometrie, d. h. also von der Stoß- und Nahtform, bestimmt. Alle drei Bedingungen liegen jedoch in der Regel durch die Konstruktion sowie die entsprechende Werkstoffwahl fest und können deshalb nicht variiert werden. Als einzig variable Größe hinsichtlich der Wärmeableitung kann die Bauteilaufnahme bzw. Spanntechnik gelten. Aber auch hier bestehen große Einschränkungen, da das Spannmittel in der Regel sehr prozeßnah angeordnet sein muß.

Da es aus wirtschaftlicher Sicht das Ziel sein muß, auch rißanfällige Legierungen mit möglichst hohen Vorschubgeschwindigkeiten schweißen zu können, müssen zusätzliche Maßnahmen ergriffen werden, um dies zu erreichen. Die einzige Möglichkeit für ein rißfreies Schweißen der heißrißanfälligen Legierungen auch oberhalb der kritischen Schweißgeschwindigkeit ist die Verwendung eines geeigneten Schweißzusatzes. Wie die Untersuchungen von Rapp [7] über die Rißanfälligkeit von Aluminiumlegierungen gezeigt haben, besteht die größte Neigung zur Ausbildung von Rissen gerade bei den Gehalten an Legierungsbestandteilen, die bei den im Karosseriebau eingesetzten Aluminiumknetlegierungen üblich sind. Aus diesem Grund werden aushärtbare Aluminiumlegierungen mit einem höher legierten Zusatzwerkstoff geschweißt. Dabei muß der Nachteil in Kauf genommen werden, daß dieser Schweißzusatz nicht aushärtbar ist und damit trotz der Aufmischung beim Schweißen deutlich geringere Festigkeitswerte in der Schweißnaht erreicht werden als im Grundwerkstoff.

Aus *technologischer Sicht* hat die Verwendung von Schweißzusatz die Nahtformverbesserung zum Ziel. Dabei können im einzelnen drei verschiedene Gründe maßgeblich sein: Erstens kann der Schweißzusatz dem definierten *Auffüllen einer Nahtvorbereitung* (z. B. V-Nahtvorbereitung) dienen. Zweitens kann durch den Einsatz von Schweißzusatz eine *Überbrückung von Fügespalten* erreicht werden. Diese können abweichend von der idealen Stoß- und Nahtform im realen Prozeß aufgrund von Fertigungstoleranzen bei der Bauteilvorbereitung, durch fehlerhafte oder unpräzise Positionierung der zu fügenden Bauteile in der Aufspannung sowie durch den beim Schweißen auftretenden Verzug im Vorlauf der Strahl-Stoff-Wechselwirkungsstelle entstehen. Und drittens kann es sinnvoll sein, eine *definierte Nahtüberhöhung an der Schweißstelle* zu erzeugen. Die Überhöhung kann entweder als zusätzlicher Querschnitt in die Tragfähigkeitsberechnung miteinbezogen werden (z. B. Kehlnahtschweißung am T-Stoß) oder verhindern, daß die typischen Unebenheiten der Nahtoberfläche (z. B. Nahtschuppung) bis in den tragenden Querschnitt der Naht hineinreichen. Dadurch ergibt sich nach einer anschließenden mechanischen Nachbearbeitung (z. B. Fräsen oder Schleifen) eine glatte und damit kerbfreie Oberfläche.

Letztlich können auch *Prozeßinstabilitäten* Auslöser sein, um Schweißzusatz zu verwenden. Dabei läßt sich nach Dausinger et al. [52] durch das Einbringen von Schweißzusatz insbesondere das Auftreten von Schweißnahtfehlern, wie z. B. Schmelzauswürfe, entscheidend reduzieren. Als positiver Nebeneffekt der Prozeßberuhigung durch den Schweißzusatz kann

darüber hinaus ein verbessertes Nahtbild (z. B. einbrandkerbenfreier Nahtübergang) sowie eine gleichmäßigere Nahtzeichnung (z. B. Nahtschuppung) erreicht werden.

Wesentlicher Grund für die Verwendung von Schweißzusatz ist neben der Prozeßstabilisierung in erster Linie die Erzeugung einer fehlerfreien Naht. Der Schweißzusatz kann hier über seine chemische Zusammensetzung in zweierlei Hinsicht Einfluß auf die Nahteigenschaften nehmen. Zum einen beeinflusst er über die Aufmischung im Schweißgut die Festigkeitseigenschaften der Naht, und zum anderen kann durch eine geeignete Schweißzusatzwahl bei allen für den Karosseriebau technisch in Frage kommenden Legierungen das Auftreten von Heißrissen verhindert werden.

Für die Rißanfälligkeit einer Legierung spielen die Legierungsgehalte an Magnesium und Silizium eine bedeutende Rolle. Der von Dudas und Collins [147] für das Schutzgasschweißen entwickelten Rißanfälligkeitskurve stellt Rapp [7] die Ergebnisse seiner Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen gegenüber. Für beide Legierungselemente ist der Bereich hoher Heißrißanfälligkeit beim Laserstrahlschweißen schmaler als beim Schutzgasschweißen, was nach Johnson [148] und Goodwin [149] auf die kleinere Nahtgeometrie und die entsprechend geringeren resultierenden plastischen Verformungen bei der Erstarrungsschrumpfung zurückzuführen ist. Als unkritisch hinsichtlich Heißrißanfälligkeit können demnach Magnesiumgehalte von $> 3\%$ sowie Siliziumgehalte von $> 2,5\%$ gelten. Für den Fall, daß beide Legierungsgehalte im kritischen Bereich liegen, genügt es, mit Hilfe von Schweißzusatz für eines der beiden Elemente den rißkritischen Legierungsgehalt zu überschreiten, um Heißrißbildung sicher ausschließen zu können. Bei geringen Vorschubgeschwindigkeiten kann zum Teil auch ohne die Verwendung von Schweißzusatz rißfrei geschweißt werden. Im Karosseriebau werden jedoch durchweg höhere Schweißgeschwindigkeiten angestrebt, weshalb hier auf diese Anwendungsfälle nicht näher eingegangen werden soll.

Für ein rißfreies Schweißen von Legierungen mit unterkritischen Legierungsgehalten an Magnesium und/oder Silizium ist ein entsprechend hoch legierter Schweißzusatz nötig, der über eine geeignete Abstimmung von Drahtvorschubgeschwindigkeit und Aufmischungsverhältnis den erforderlichen überkritischen Legierungsgehalt an Silizium bzw. Magnesium im Schweißgut einstellen kann.

6.2.4 Grundwerkstoffparameter

Die für das Tiefschweißen erforderliche spezifische Leistung wird durch Wärmeleitfähigkeit und Verdampfungstemperatur der Legierung bestimmt. Die Verdampfungstemperatur ist abhängig vom Gehalt an Legierungselementen sowie von deren individueller Verdampfungstemperatur, wobei ausschließlich diejenigen Elemente von Bedeutung sind, die eine niedrigere Verdampfungstemperatur aufweisen als das Aluminium. Wie Tabelle A-14 zu entnehmen ist, zählen hierzu die Legierungselemente Mangan, Lithium und Magnesium. Mit dem von Rapp [7] entwickelten Verdampfungsmodell läßt sich mit Hilfe dieser Werte die Verdampfungstemperatur der verschiedenen Legierungen berechnen. In Verbindung mit eigenen Meßwerten sowie mit den von Skamoto et al. [150] experimentell für unterschiedliche Legierungen ermittelten Schwellintensitäten als Funktion der Wärmeleitfähigkeit ergibt sich die in Bild 74 dargestellte Abhängigkeit, die sich in linearer Näherung wie folgt formulieren läßt:

$$(47) \quad \frac{P_w}{s * d_f} \approx 6,8 * 10^{-2} * (T_v * L_m) + 270$$

Wie aus Bild 75 hervorgeht, wird die Schwelle zum Tiefschweißen durch die Legierungszusammensetzung bestimmt. Die um ca. 12 % niedrigere Schwellleistung an der Legierung EN AW-Al Mg_{2,5} (EN AW-5052) gegenüber der Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} (EN AW-6016) läßt sich somit sowohl durch den Unterschied im Magnesiumgehalt von rund zwei Gewichtsprozent als auch durch die unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit dieser beiden Legierungen erklären. Wie Bild 36 zu entnehmen ist, liegt die Wärmeleitfähigkeit von EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} um rund 25 % höher als von EN AW-Al Mg_{2,5}.

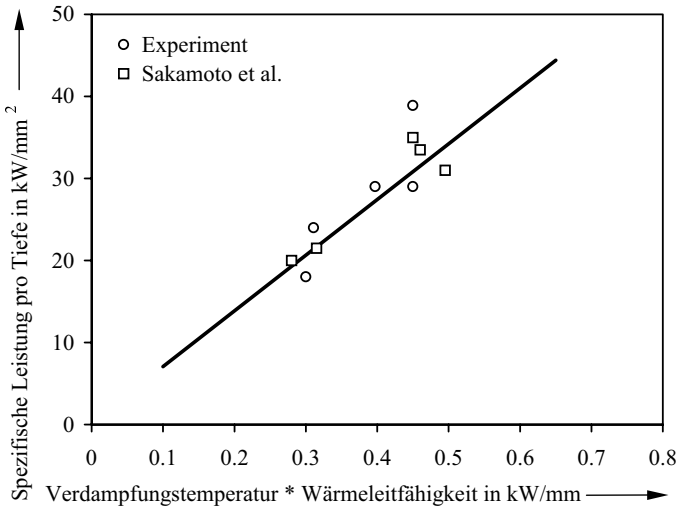


Bild 74: Schwellintensität als Funktion von Wärmeleitfähigkeit und Verdampfungstemperatur (berechnet nach [7] mit Werten aus [150] sowie eigenen Meßwerten)

Die leichtflüchtigen Legierungselemente beeinflussen nicht nur die Einschweißtiefe und die Schwellleistung, sondern auch die Nahtbreite. Nach einer Abschätzung von Dausinger [41] läßt sich das Verhältnis von Nahtbreite zu Fokussdurchmesser bei sehr hohen Geschwindigkeiten nach

$$(48) \quad \frac{b}{d_f} \approx \frac{T_v}{T_m}$$

abschätzen. Demnach werden die Schweißnähte mit zunehmendem Anteil leichtflüchtiger Elemente, und damit sinkender Verdampfungstemperatur der Legierung, nicht nur tiefer sondern gemäß Gl. (48) auch schlanker.

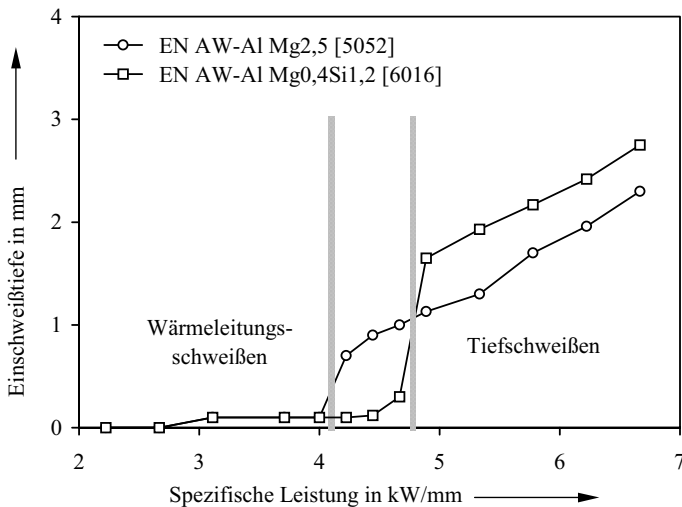


Bild 75: Einschweißtiefe als Funktion der spezifischen Laserstrahlleistung

Die Oberflächentextur spielt ausschließlich bei der Initiierung des Prozesses am Nahtanfang eine gewisse Rolle. Bei hochreflektierenden Oberflächen sind dann höhere spezifische Leistungen erforderlich. Beim Schweißen großer Blechdicken ist die Energiedichte aufgrund der erforderlichen hohen Leistungsvorwahl in der Regel ausreichend, um den Tiefschweißprozeß unabhängig von der Oberflächenstruktur initiieren zu können. Als kritisch dagegen kann das Schweißen dünner Bleche mit sehr glatten und damit sehr stark reflektierenden Oberflächen betrachtet werden, da hierbei vergleichsweise niedrige Streckenenergien, d. h. niedrige Leistungen bei gleichzeitig hohen Vorschubgeschwindigkeiten, Anwendung finden, die eine Initiierung des Tiefschweißprozesses verhindern. Gegebenenfalls kann durch einen kurzen Leistungspuls die erforderliche Leistungsdichte für die Initiierung des Tiefschweißprozesses eingestellt werden. Im Gegensatz zum Prozeßstart hat die Oberflächenstruktur bei stehendem Schweißprozeß dann praktisch weder auf den Schweißprozeß noch auf die Ausbildung der Schweißnaht einen Einfluß. Dieses Ergebnis steht in Übereinstimmung mit den Untersuchungen von Rapp [7], der hierfür die irreversible Veränderung der Oberflächenstruktur durch die der Strahl-Stoff-Wechselwirkungsfront vorausseilende Wärme front verantwortlich macht.

6.2.5 Theoretische Näherungen für die Prozeßparameter

Im folgenden sollen Möglichkeiten aufgezeigt werden, wie mit Hilfe analytischer Näherungslösungen die Prozeßparameter abgeschätzt werden können. Basierend auf einer Energiebilanz werden dabei zunächst die einzelnen Beiträge zum Prozeßwirkungsgrad diskutiert und durch einen Vergleich der analytischen Näherungslösungen mit den experimentell ermittelten Prozeßparametern für den Schweißprozeß an Aluminium ausgewertet. Abschließend sollen

Ansätze erörtert werden, mit deren Hilfe eine Steigerung des Prozeßwirkungsgrades sowie eine optimale Nutzung der Laserstrahlleistung möglich ist. Die Energiebilanz beim Laserstrahlschweißen stellt sich wie folgt dar:

$$(49) \quad P_A = P_N + P_V$$

Der *Einkoppelgrad* beim Laserstrahlschweißen kann dabei im Gegensatz zum Schneiden nicht über die einfache Oberflächenabsorption beschrieben werden, sondern muß darüber hinaus die Mehrfachreflexion und -absorption an der Kapillarwand, die Plasmaabsorption in der Dampfkapillare sowie die Energieübertragung vom Plasma an die Kapillarwand berücksichtigen. Die Absorption innerhalb der Dampfkapillare entspricht im idealen Fall einem schwarzen Strahler, der das durch eine Öffnung eindringende Licht vollständig absorbiert. Von Gouffé [151] wurde eine Methode für die Berechnung einer solchen Hohlraumabsorption entwickelt. Unter Annahme einer kegelförmigen Dampfkapillare, wie sie sich beispielsweise auch aus den Modellrechnungen von Beck [53] ergibt, läßt sich der *Einkoppelgrad* wie folgt berechnen:

$$(50) \quad \eta_A = A * \frac{1 + (1 - A) * \frac{d_f}{2 * s} - \left(\frac{d_f}{2 * s} \right)^2}{A * \left(1 - \frac{d_f}{2 * s} \right) + \frac{d_f}{2 * s}}$$

Nach Dausinger [41] kann für den Absorptionsgrad A in Gl. (50) der Mittelwert aus den Absorptionswerten aller Einfallswinkel und Polarisationsrichtungen angesetzt werden. Wird als Brechungsindex der Wert der flüssigen Phase des Werkstoffes Aluminium bei der Schmelztemperatur von 933 K angenommen, so ergibt sich der Absorptionsgrad für die Wellenlänge des Nd:YAG-Lasers zu 15,6 %, womit der Einkoppelgrad entsprechend Gl. (50) berechnet werden kann. Wie Bild 77 verdeutlicht, liegen die Einkoppelgrade dabei wesentlich höher als beim Laserstrahlschneiden (Bild 41). Aus Einkoppelgrad und eingestrahelter Laserstrahlleistung kann schließlich die eingekoppelte Leistung entsprechend Gl. (33) berechnet werden. Die *Nutzleistung* beschreibt den Energiebedarf für das Aufschmelzen des Nahtvolumens und ergibt sich entsprechend zu

$$(51) \quad P_N = H_m * v_c * A_W$$

Dabei beschreiben H_m den spezifischen Wärmebedarf, der entsprechend Gl. (36) berechnet werden kann, v_c die Schweißgeschwindigkeit und A_W die Querschnittsfläche der Naht. Mit Hilfe von eingekoppelter Leistung und Nutzleistung kann nun die in Gl. (49) beschriebene Energiebilanz aufgestellt werden. Für die *Verlustleistung* kann anhand der Versuchsergebnisse folgende empirische Näherungslösung angegeben werden

$$(52) \quad P_V = 4,2 * d_w * L_m * (T_v - T_o) * \left[\frac{Pe}{2} + \left(\frac{Pe}{2} \right)^{0,4} \right],$$

die sich auf die analytische Lösung für die Energieableitung an der Zylinderquelle von Schultz et al. [129] stützt, wobei die Peclet-Zahl entsprechend Gl. (39) berechnet werden kann.

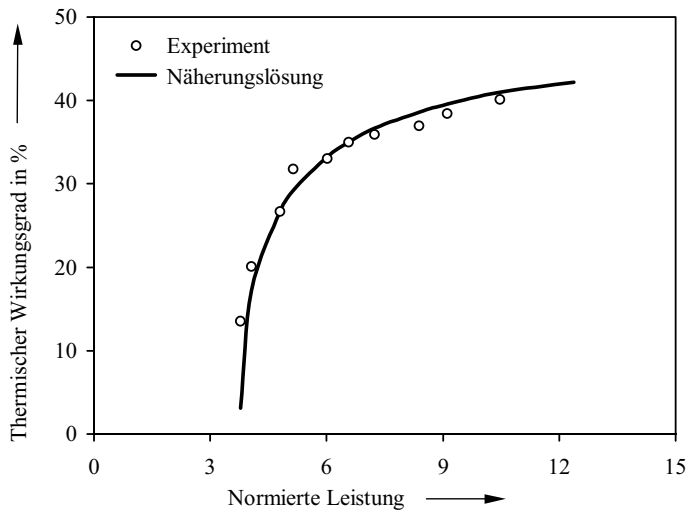


Bild 76: Thermischer Wirkungsgrad als Funktion der normierten Leistung

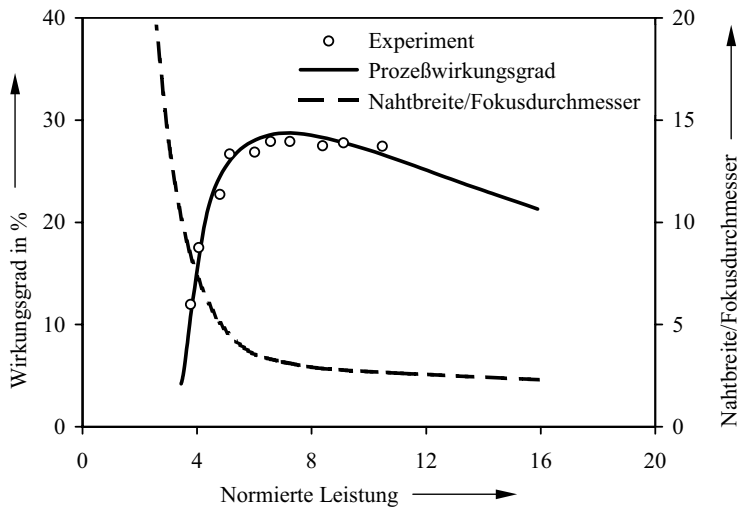


Bild 77: Prozeßwirkungsgrad und Verhältnis von Nahtbreite zu Fokusbereich als Funktion der normierten Leistung

Der *thermische Wirkungsgrad* ergibt sich entsprechend Gl. (17) und ist in Bild 76 in Abhängigkeit von der normierten Leistung dargestellt.

Der *Prozeßwirkungsgrad* ergibt sich nun entsprechend Gl. (12), wie Bild 77 zeigt. Um die verfügbare Laserstrahlleistung möglichst gewinnbringend für den Schweißprozeß einsetzen zu können, ist ein maximaler Prozeßwirkungsgrad anzustreben. Wie Bild 77 verdeutlicht, wird bei einer normierten Laserstrahlleistung von ca. 7,3 der maximale Prozeßwirkungsgrad erreicht, bei dem sich das Aspektverhältnis aus Nahtbreite und Fokussdurchmesser zu rund 3,3 ergibt. Wird nun ein Prozeßwirkungsgrad von $\geq 90\%$ des Maximalwertes als geeigneter Arbeitsbereich definiert, so entspricht dies einer normierten Laserstrahlleistung von 5,1 bis 10,8.

6.3 Laserstrahl-Schweißsicherheit

Die Laserstrahl-Schweißsicherheit von Aluminiumlegierungen wird im wesentlichen von der konstruktiven Gestaltung des Bauteils beeinflusst. Die geometrischen Randbedingungen werden durch Fügespaltweite, Flanschlänge, Schweißposition und Schweißwinkel sowie Gas- und Schweißzusatzführung beschrieben. Darüber hinaus spielt auch die Führungsgenauigkeit hinsichtlich Arbeitsabstand und Konturfolge für die erreichbare Nahtqualität an den verschiedenen Stoß- und Nahtformen eine entscheidende Rolle, wie sie im folgenden diskutiert wird.

6.3.1 Fügespaltweite

Die Qualität und die mechanisch-technologischen Eigenschaften von Laserschweißverbindungen an Aluminium sind in entscheidendem Maße von der Einhaltung vorgegebener Toleranzen abhängig. Anhand der umfangreichen Versuchsergebnisse, die dieser Arbeit zu Grunde liegen, können die in Bild 78 dargestellten Fügespaltweiten bzw. Kantenversätze als maximal zulässige Toleranzen für das Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen abgeleitet

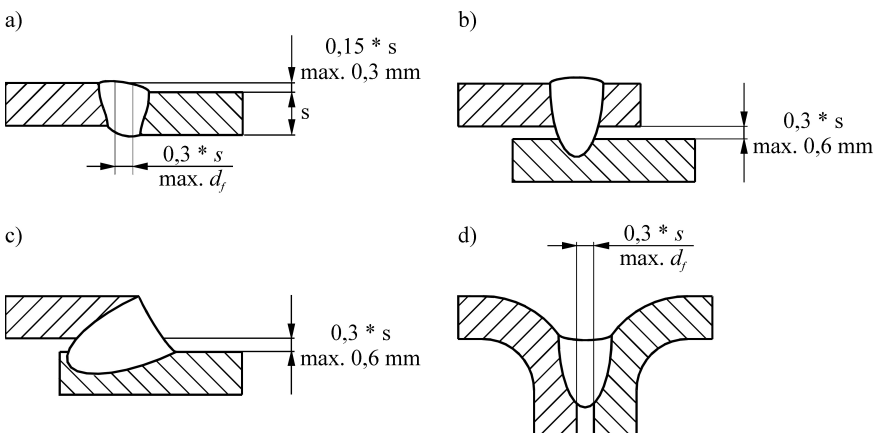


Bild 78: Maximal zulässige Fügespaltweiten und Kantenversätze beim Laserstrahlschweißen von Aluminium

werden. Aufgrund der im Karosseriebau üblichen Blechdicken von weniger als 3 mm, kann dabei grundsätzlich davon ausgegangen werden, daß die als maximal gekennzeichneten Fügespaltweiten praktisch nur unter Einsatz von Schweißzusatz prozeßsicher zu fügen sind.

Bei Überlappstößen kann die Existenz eines solchen Fügespalt es sogar hilfreich sein, da die Schmelze durch den Dampfdruck in der Kapillare sowohl im Nahtvorlauf als auch quer zur Vorschubrichtung in den Fügespalt gedrückt wird und es somit zu einer Verbreiterung des Anbindungsquerschnittes kommt.

6.3.2 Flanschlänge

Das rißfreie Schweißen der für den Karosseriebau technisch relevanten Aluminiumlegierungen kann bei Bördel- und Kehlnähten durchweg als beherrscht angesehen werden. Dagegen treten beim Schweißen von I-Nähten am Überlappstoß zum Teil noch Schwierigkeiten auf. Während es beim Schweißen mit großer Flanschbreite b_F , d. h. mit großem Abstand zum Blechrand gelingt, eine rißfreie Schweißnaht zu erzeugen, kann es bei geringen Flanschbreiten mit gleicher Parameterwahl zu einem vollständigen Flanschabriß kommen. Diese Risse treten bei Einschweißungen nur am Oberblech auf, bei Durchschweißungen sind jedoch beide Bleche von der Rißbildung betroffen. Darüber hinaus ist bei Schweißungen mit konstantem Randabstand zu beobachten, daß die Rißbildungsgefahr deutlich größer ist, wenn der Nahtanfang nicht im Blech sondern am Blechrand liegt. Beim Auftreten des Flanschrisses an Schweißungen, die am Blechrand begonnen wurden, läßt sich neben einer Abspreizung des Blechsteges quer zur Vorschubrichtung zusätzlich eine Torsion entgegen der Einstrahlrichtung beobachten. Ebenso konnte eine Abnahme der Rißgefahr mit steigender Schweißgeschwindigkeit festgestellt werden. Darüber hinaus konnte in den Versuchen nachgewiesen werden, daß bei gleichen Prozeßparametern die Rißgefahr beim Schweißen der Legierung EN AW-Al Mg_{2,5} (EN AW-5052) größer ist als bei der Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} (EN AW-6016). Als rißkritisch können, abhängig von der Legierungsart, Flanschbreiten bis zu 8 mm gelten.

Im folgenden soll ein Modell vorgestellt werden, das dieses durch Experimente beschriebene Phänomen vollständig zu beschreiben erlaubt. Dabei soll mit Hilfe der Thermodynamik sowie einer einfachen Näherung der geometrischen Verhältnisse ein Verständnis für die Vorgänge, die zur Entstehung dieser Risse führen, entwickelt werden. Die aus diesen Erkenntnissen erarbeiteten Lösungen sollen dazu beitragen, das Auftreten derartiger Risse zu verhindern.

Modellierung der Rißentstehung beim Schweißen an Flanschen

Da bei Durchschweißungen die Flanschrißbildung beim durchgeschweißten Überlappstoß an Ober- und Unterblech auftritt, kann die Betrachtung eines einzelnen Bleches für die Modellbildung als ausreichend gelten. Da die Rißbildung ausschließlich beim Schweißen nahe dem Blechrand anzutreffen ist, müssen die spezifischen Unterschiede zu Schweißungen mit größerem Randabstand Ursache für dieses Phänomen sein. Dies sind in erster Linie das geringere Flächenträgheitsmoment des schmalen Flansches sowie die behinderte Wärmeableitung, welche zu einem Wärmestau in dem schmalen Blechsteg führt. Um die Wärmewirkung an diesem Flansch beschreiben zu können, soll dieser im Modell entsprechend Bild 79 als

eingespannter Balken betrachtet werden. Dabei werden grundsätzlich zwei verschiedene Einspannungen unterschieden. Zum einen ein einseitig eingespannter Balken, der das Schweißen mit Prozeßstart am Blechrand beschreibt, und zum anderen ein beidseitig fest eingespannter Balken, der den Prozeßstart im Blech charakterisiert.

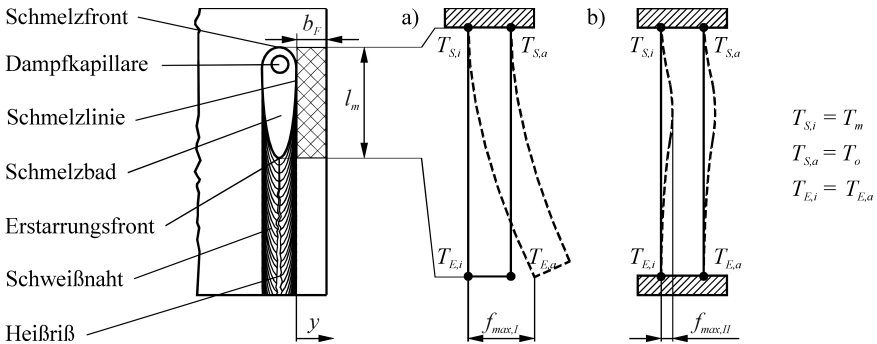


Bild 79: Modellierung der Rißenstehung an Flanschen für einen Schweißbeginn
a) am Blechrand und b) im Blech

Die Beschreibung dieses Modells geht von folgenden, vereinfachenden Randbedingungen aus:

- Die Schweißgeschwindigkeit ist in dem betrachteten Bereich konstant.
- Die beiden gegenüberliegenden Schmelzkanten sind parallel zueinander angeordnet.
- Die Bauteilseite der Schweißnaht wird als unendlich steif angenommen, d. h. sie weist im gesamten Prozeßverlauf keine Deformationen auf.
- Der Balken wird einer wärmeproportionalen mechanischen Belastung unterworfen, die sich aus den unterschiedlichen Temperaturgradienten in Richtung des Schweißvorschubes bzw. quer dazu ergibt. Dabei werden die Temperaturänderung entlang der Schmelzlinie ($T_{S,i} \rightarrow T_{E,i}$) bzw. der Außenkante ($T_{S,a} \rightarrow T_{E,a}$) des betrachteten Blechstreifens als linear genähert und desweiteren die Temperaturverteilung auf der Seite der Erstarrungsfront als konstant betrachtet ($T_{E,i} = T_{E,a}$).
- Die Länge des Balkens entspricht der Länge des Schmelzbades l_m , d. h. dem Abstand zwischen der Wechselwirkungsstelle des Laserstrahls mit dem Werkstoff vorauseilenden Schmelzfront und der ihr folgenden Erstarrungsfront. Die niedrigviskose Schmelze kann keine Kräfte zwischen den gegenüberliegenden Schmelzkanten übertragen.
- Die Einspannung des Balkens wird als einseitig fest angenommen, wenn die Schweißung am Blechrand beginnt (Bild 79 a). Dabei beschreibt die Einspannung die Schmelzfront und das freie Balkenende den Schweißnahtanfang am Blechrand unmittelbar vor der Erstarrung. Für den Fall, daß die Schweißung in hinreichend großem Abstand zum Blechrand beginnt, wird eine beidseitige feste Einspannung des Balkens angesetzt (Bild 79 b). Je eine Einspannung des Balkens entspricht der Schmelz- bzw. Erstarrungsfront.

- Außer der durch Wärmespannungen erzeugten Kraft wirken keine weiteren Kräfte oder Momente auf den Balkenquerschnitt, d. h. Wärmespannungen, die sich bereits im Vorlauf der Naht aufgebaut haben können, sowie durch Wärmeeinwirkung freigesetzte Eigenspannungen, die z. B. durch eine vorausgegangene plastische Verformung in einem Umformprozeß in das Blech eingebracht wurden, werden vernachlässigt.
- Alle Werkstoffkennwerte mit Ausnahme der Fließspannung k_f und des Elastizitätsmoduls E werden als temperaturunabhängig angenommen. Für die Berechnungen werden die legierungsspezifischen Werkstoffdaten bei der mittleren Temperatur des Wärmezyklus verwendet, die sich als Mittelwert zwischen Schmelz- und Raumtemperatur ergeben.

Ausgangspunkt der Betrachtungen ist die Wärmewirkung durch den Laserschweißprozeß, wobei die Temperatur im Flansch eine Funktion des Abstandes zur Schmelzkannte darstellt und sich als integrale Energiebilanz entsprechend

$$(53) \quad \Delta T(y) = \frac{\eta_p * P_w}{c_p * \rho * v_s * s * (y - 0,5 * d_f)} \quad \text{mit} \quad 0,5 * d_f \leq y \leq b_f$$

ergibt.

Wird nun die unterschiedliche thermische Dehnung des Flansches zwischen der Schweißnaht und dem Schweißnahttrand als treibende Kraft für die Entstehung der Flanschrissse definiert, so müssen die einzelnen Komponenten dieser Dehnung ermittelt werden. Die Wärmedehnung berechnet sich nach

$$(54) \quad \varepsilon_{th} = \alpha_T * \left(\frac{T_m - T_{E,i}}{2} - \frac{T_o - T_{E,a}}{2} \right)^{T_{E,i} = T_{E,a}} = \alpha_T * \frac{T_m - T_o}{2}$$

Der Wärmeausdehnungskoeffizient α_T verändert sich im Bereich von Raumtemperatur bis zum Schmelzpunkt nur unwesentlich. Als Mittelwert für reines Aluminium kann ein Wert von $23,6 * 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ gelten. Der Einfluß der verschiedenen Legierungselemente auf den Wärmeausdehnungskoeffizienten ist nur gering. Für die technischen Legierungen des Karosseriebaus ergeben sich gegenüber der Wärmeausdehnung von reinem Aluminium Abweichungen von weniger als 3 %, weshalb im folgenden in guter Näherung der Wert des reinen Aluminiums angesetzt werden kann.

Über die Verknüpfung von elastischer Dehnung und Elastizitätsmodul E ergibt sich die Längsspannung

$$(55) \quad \sigma_l = \varepsilon_{el} * E$$

entlang der Naht. Der Elastizitätsmodul von Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur kann nach Lide et al. [120] entsprechend

$$(56) \quad E = 83000 - 45 * T$$

abgeschätzt werden. Die vom Werkstoff maximal ertragbare Längsspannung σ_l wird durch die Fließspannung k_f begrenzt. Für reines Aluminium kann die Fließspannung nach Lehnert et al. [152] entsprechend

(57)

$$k_f = 2 * 10^{-6} * T^3 - 3,4 * 10^{-3} * T^2 + 1,38 * T + 34,34$$

bestimmt werden. Für den Fall, daß die Längsspannung kleiner ist als die Fließspannung entspricht die elastische Dehnung der thermischen Dehnung, d. h. es gilt:

(58)

$$\varepsilon_{el} (\sigma_l < k_f) = \varepsilon_{th} .$$

Überschreitet die durch Wärmedehnung induzierte Längsspannung σ_l die von der Temperatur abhängige Fließspannung k_f , so kommt es nach

(59)

$$\varepsilon_p = \frac{k_f}{E}$$

zur plastischen Deformation des Werkstoffes. In diesem Fall ergibt sich die maximale elastische Dehnung ε_{el} als Differenz aus der maximalen thermischen Dehnung ε_{th} und der plastischen Dehnung ε_p , so daß gilt:

(60)

$$\varepsilon_{el} (\sigma_l \geq k_f) = \varepsilon_{th} - \varepsilon_p .$$

Wie Bild 80 verdeutlicht, liegt der Wert der thermisch induzierten Spannung im Nahbereich der Schmelzlinie deutlich oberhalb der maximalen Fließspannung, weshalb in diesem Bereich vorwiegend plastische Dehnung auftritt, d. h. die tatsächliche Dehnung der Fließgrenze folgt. Mit zunehmendem Abstand zur Schmelzlinie nimmt die Temperatur ab, wodurch sich einerseits der Betrag der thermisch induzierten Spannungen reduziert und andererseits die Fließgrenze nahezu ihr Maximum erreicht. Sobald die thermisch induzierte Spannung die Fließgrenze unterschreitet, ist die tatsächliche Dehnung äquivalent zu den thermisch induzierten Spannungen.

Aus den induzierten Dehnungen läßt sich die Flanschsauswanderung f_{max} für die beiden Lastfälle berechnen. Für den einseitig eingespannten Balken ergibt sich die Auslenkung somit zu

(61)

$$f_{max,I} = \frac{\alpha_T * (T_m - T_o) * l_m^2}{30 * b_F}$$

und für den beidseitig eingespannten Balken zu

(62)

$$f_{max,II} = \frac{\alpha_T * (T_m - T_o) * l_m^2}{764 * b_F} .$$

Für die in den Gl. (61) und (62) verwendete Schmelzbadlänge l_m wird von Beck [53] folgende analytische Näherungslösung angegeben

$$(63) \quad l_m = \frac{1}{2} d_f * \left[1 + 0,06 * \left(\frac{T_v - T_o}{T_m - T_o} \right) * \left(\left(\frac{Pe}{2} \right)^{-\frac{5}{6}} + 5 * \left(\frac{Pe}{2} + 3,4 \right) \right) \right],$$

die unter den hier betrachteten Randbedingungen Gültigkeit besitzt. Dabei kann die in Gl. (63) berücksichtigte Peclet-Zahl entsprechend Gl. (39) berechnet werden.

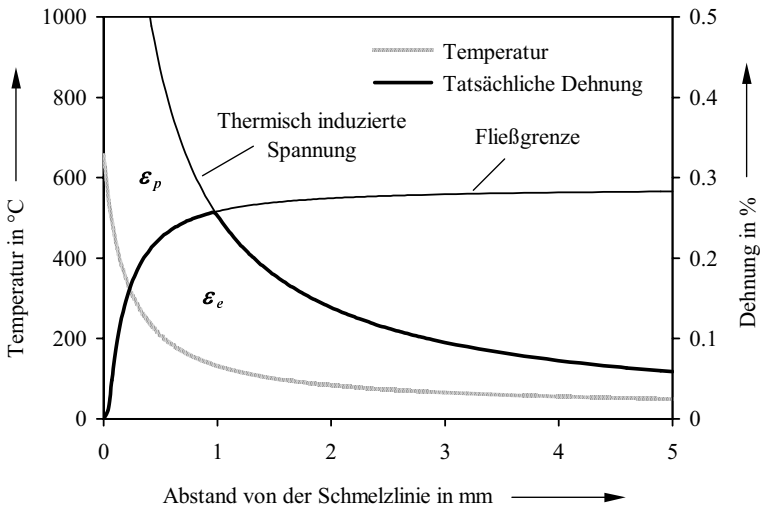


Bild 80: Tatsächliche Dehnungen in Abhängigkeit von der Temperatur

Wie der Vergleich von Gl. (61) und (62) zeigt, liegt die maximale Flanschauswanderung beim Prozeßstart am Blechrand rund 25 mal so hoch wie bei einem Prozeßstart im Blech. Dies wird anhand der nach diesem Modell berechneten Flanschauswanderung in Abhängigkeit von der Flanschbreite für eine Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min in Bild 81 verdeutlicht. Dabei kann festgestellt werden, daß sich der Betrag der Flanschauswanderung und damit die Rißgefahr proportional zu Fokusdurchmesser, Wärmeleitfähigkeit, Verdampfungstemperatur und Wärmedehnung sowie umgekehrt proportional zu Flanschbreite und Schweißgeschwindigkeit verhält. Bedeutende Gründe dafür, daß diese Rißart beim Laserstrahlschweißen von Stahl praktisch nicht zu beobachten ist, sind die wesentlich größere Wärmeleitfähigkeit sowie die stärkere Wärmedehnung dieser Werkstoffgruppe. Diese führen in Kombination zu erheblich größeren Flanschauswanderungen und verursachen somit die Rißbildung. Gleichzeitig kann daraus geschlossen werden, daß die Legierungen des AlMgSi-Systems sowohl aufgrund ihrer höheren Wärmeleitfähigkeit als auch ihrer höheren Verdampfungstemperatur anfälliger für das Auftreten von Flanschrissen sind als Legierungen des AlMg-Systems.

In Bild 82 sind die Ergebnisse der Berechnung für die Flanschauswanderung in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit bei einer Flanschbreite von 4 mm und einem Prozeßstart im Blech dargestellt. Dabei zeigt sich, daß nur bei Schweißgeschwindigkeiten von bis zu 2 m/min eine nennenswerte Flanschauswanderung auftritt, die einen Flanschabriß auslösen könnte. Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten dagegen ist nur noch eine vernachlässigbare Auswanderung des Flansches festzustellen.

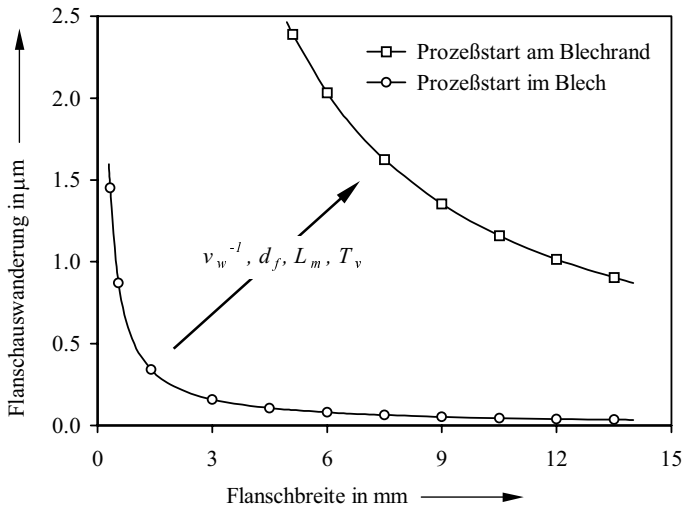


Bild 81: Flanschauswanderung als Funktion der Flanschbreite

Wie anhand der experimentellen Untersuchungen gefunden wurde, können bei der beschriebenen Konstellation jedoch sehr wohl auch höhere Schweißgeschwindigkeiten zu Flanschabrisen führen. Die alleinige Betrachtung der Flanschauswanderung als Rißursache kann also beim Prozeßstart im Blech nicht genügen. Wie aus Bild 80 hervorgeht, kommt es infolge der großen thermischen Dehnungen auf der Schmelzseite des Flansches bis zu einer Breite von rund 1 mm zu einer plastischen Deformation des Werkstoffes. Bei der Erstarrung entstehen in dem plastisch deformierten Bereich Zugeigenspannungen und in dem unmittelbar angrenzenden Bereich, der während des Schweißzyklusses ausschließlich elastisch gedehnt wurde, Druckeigenspannungen. Diese Spannungsverteilung in der Schweißnaht ist vom konventionellen Schweißen bekannt und ist in der Literatur hinlänglich beschrieben; siehe z. B. Radaj [153]. Bei hinreichend geringem Widerstandsmoment des Flansches, d. h. bei kleinen Flanschbreiten, können sich die im Schmelzbadbereich entstehende Wärmedehnung und die sich im Erstarrungsbereich ausbildende Eigenspannung überlagern und somit im Bereich der Erstarrungsfront ausreichend große Deflektionen verursachen, die zu einer fortschreitenden Rißbildung führen. Die aus dem Verhältnis von Gl. (61) und (62) ermittelte 25-fach geringeren Deflektion beim Prozeßstart im Blech resultiert somit nicht in einer gleichfach geringeren Riß-

gefähr. Der Unterschied in der Rißgefahr wird vielmehr durch die zusätzlich zu berücksichtigenden Schweißeigenspannungen erheblich reduziert.

Die in den Versuchen beobachtete Torsion des Blechstreifens beim Prozeßstart am Blechrand kann darauf zurückgeführt werden, daß die beiden Schmelzkanten, entgegen der idealisierten Randbedingungen für die obigen Betrachtungen, aufgrund der bekannten keilförmigen oder kelchförmigen Querschnittsgeometrie nicht parallel zueinander sind. Dadurch kommt es sowohl zu einem stärkeren Wärmeeintrag in den Flanschbereich auf der Einstrahlseite als auch zu einem variierenden Flächenträgheitsmoment des Blechstreifens in Dickenrichtung. Beides verursacht eine stärkere Deflektion des Bleches auf der Einstrahlseite als auf der Strahlaustrittsseite und führt somit zu der eingangs beschriebenen Torsion des sich mit dem Rißfortschritt abspreizenden Blechstreifens.

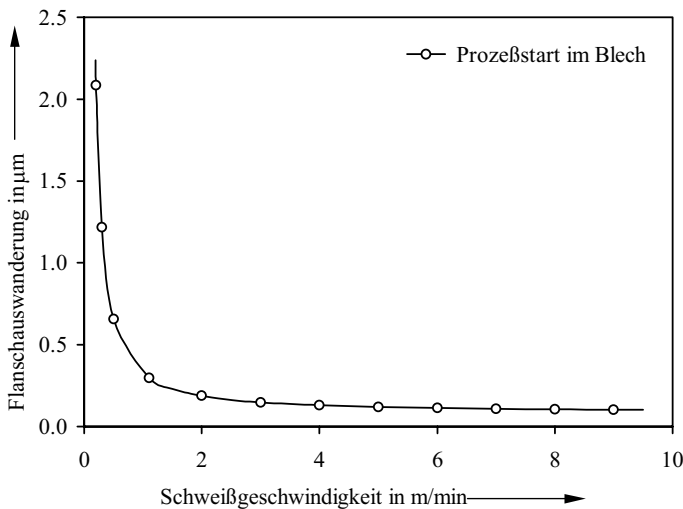


Bild 82: Flanschauswanderung als Funktion der Schweißgeschwindigkeit für einen Schweißbeginn im Blech

Im Hinblick auf Anwendungen im Karosseriebau ist das Auftreten dieser Flanschrisse aus zweierlei Gründen von erheblichem Nachteil: Zum einen ist die Rißgefahr bei den im Karosseriebau überwiegend eingesetzten Legierungen des AlMgSi-Systems mit am größten. Zum anderen kann der vom Laserstrahlschweißen bekannte Vorteil, nämlich die Reduktion der Flanscbreiten und das damit verbundene Gewichtseinsparungspotential gegenüber konventionellen Fügeverfahren, bei der produktionstechnisch am einfachsten zu beherrschenden Nahtgeometrie, der I-Naht am Überlappstoß, bei Aluminiumanwendungen nicht in gleichem Maße genutzt werden.

Für die Lösung des Zielkonfliktes zwischen Flanschbreitenreduktion einerseits und rißfreier Schweißung andererseits können folgende Maßnahmen angeboten werden:

- Werkstoffseitig kann der Rißbildung durch eine Legierung mit geringerer Wärmeleitfähigkeit, Wärmedehnung und geringerem Verhältnis von Verdampfungs- zu Schmelztemperatur entgegengewirkt werden. All diese Parameter führen zu einer Reduzierung der Schmelzbadlänge und damit auch der Flanschauswanderung, die den Riß verursacht.
- Prozeßseitig kann die Rißgefahr durch eine Verminderung der Streckenenergie reduziert werden oder durch eine zusätzliche Wärmequelle, wie sie von Hilbinger [154] vorgeschlagen wurde, die am Blechrand angeordnet ist und somit der Flanschauswanderung entgegenwirkt.
- Konstruktionsseitig kann die Rißgefahr durch eine Vergrößerung der Flanschbreite vermindert werden. Dabei kann bei Blechdicken bis 3 mm für die Legierung EN AW-Al Mg_{4,5}Mn_{0,4} (EN AW-5182) eine Flanschbreite von größer als ca. 4 ± 1 mm, für die Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} (EN AW-6016) eine Flanschbreite von mehr als ca. 7 ± 1 mm als rißsicher gelten.
- Letztlich kann die Rißgefahr auch durch die Gestaltung und die Anordnung der Spannmittel beeinflusst werden. Hierfür stehen grundsätzlich zwei Alternativen zur Wahl: Zum einen das Spannen auf der Flanschseite, zum anderen auf der Bauteilseite der Schweißnaht. Ein beidseitig gleichzeitiges Spannen, wie z. B. beim Schweißen an der I-Naht am Stumpfstoß, ist bei I-Nahtschweißungen am Überlappstoß nicht üblich und in der Regel nicht erforderlich. Unabhängig davon, auf welcher Seite gespannt wird, kommt es zu einer starken Wärmeabführung durch das Spannmittel. Diese verringert die Erstarrungszeit des Schmelzbades, wodurch die Schmelzbadlänge geringfügig reduziert wird. Wie anhand der Versuche nachgewiesen werden konnte, kann die Rißgefahr damit beim Spannen auf der Bauteilseite nur geringfügig beeinflusst werden, während sich beim Spannen auf der Flanschseite eine sehr deutliche Verminderung der Rißgefahr zeigte. Beim Spannen auf der Seite des Blechsteges in geringem Abstand zur Schweißnaht kommt es durch die Wärmeabführung der Spannbacken zu einer Vergrößerung des Temperaturgradienten zwischen Schmelzkannte und Auflagepunkt des Spannbackens. Der vom Spannmittel erfaßte Bereich des Flansches weist dagegen nur ein geringes Temperaturgefälle, d. h. eine nahezu gleichmäßige Temperaturverteilung, auf, weshalb dieser Bereich des Flansches praktisch kein Bestreben für eine Deformation zeigt. Das große Temperaturgefälle nahe der Schmelzlinie verringert die induzierten thermischen Spannungen und damit entsprechend Bild 80 auch die plastischen Deformationen. Somit reduzieren sich die verbleibenden Schweißeigenspannungen, und die Gefahr der Flanschrißbildung wird gemindert. Da die Kräfte, die die Flanschauswanderung verursachen, sehr groß sind, genügt die über Haftreibung aufgebrachte Kraft des Spannmittels schon bei geringen Blechdicken nicht, um eine Flanschauswanderung zu verhindern. Die aufgebrachte Spannkraft kann also nur dafür genutzt werden, um einerseits die Füge-spaltweite zu verkleinern und andererseits einen möglichst guten Wärmeübergang an der Kontaktstelle zwischen Spannbacke und Werkstück herzustellen. Eine Reduzierung der Rißgefahr durch eine Erhöhung der Spannkraft ist jedoch nicht möglich.

6.3.3 Schweißposition

Bei den Schweißpositionen PA bis PE (Bild 19) konnte sowohl beim Schweißen mit als auch ohne Schweißzusatz praktisch kein Einfluß auf die Schweißnahtausbildung festgestellt werden. Bei allen diesen Schweißpositionen wurde ein vergleichbares Einbrandprofil erreicht. Auch hinsichtlich der Nahtoberraupe zeigten die Schweißungen in den verschiedenen Positionen nur geringe Unterschiede. Gründe dafür sind im wesentlichen das im Vergleich zu konventionellen Fügeverfahren deutlich kleinere Schmelzbad, die spezifischen Werkstoffeigenschaften von Aluminium, wie hohe Wärmeleitfähigkeit und niedriger Erstarrungspunkt, sowie die geringen Blechdicken, die ein Übriges dazutun, daß die Schmelzbäder beim Laserstrahlschweißen von Aluminium nur sehr klein sind. Als einzige Ausnahme kam es beim Schweißen in Position PC zu einer leicht asymmetrischen Ausbildung der Nahtoberraupe, was durch den bei dieser Schweißposition senkrecht zur Vorschubrichtung wirkenden Gravitationseinfluß erklärt werden kann. Da dennoch ein gleichmäßiger Nahtübergang erreicht werden konnte, ist diese Asymmetrie durchaus zu tolerieren. Beim Schweißen ohne Schweißzusatz konnten die Schweißpositionen PF und PG in vergleichbarer Weise beherrscht werden. Unter Verwendung von Schweißzusatz dagegen ist eine Reduzierung des Zuführungswinkels für den Schweißzusatz auf rund 15° erforderlich, um einen gleichmäßigen, feintropfigen Übergang des Schweißzusatzes in das Schmelzbad sicherzustellen und damit gleichmäßige Nahtoberflächen zu erzeugen.

6.3.4 Schweißwinkel

Schweißwinkel entstehen unter anderem beim Wechsel zwischen einzelnen Schweißpositionen. Da im Gegensatz zum Laserstrahlschneiden die Vorschubgeschwindigkeiten beim Schweißen niedriger sind und die Schweißkonturverläufe größere Radien aufweisen, sind die Anforderungen an das Beschleunigungsvermögen der Führungseinrichtung in der Regel geringer. Aus diesem Grund spielt die in Kapitel 5.3.1 für das Laserstrahlschneiden beschriebene Umorientierungsproblematik keine so bedeutende Rolle. Die hohen Anforderungen an die Führungsmaschine rühren beim Laserstrahlschweißen insbesondere von der Erfordernis her, den Abstand der Bearbeitungsoptik zum Werkstück, d. h. die gewählte Fokusslage relativ zur Werkstückoberfläche, über der gesamten Schweißnahtlänge konstant zu halten. Im Gegensatz zum Laserstrahlschneiden kann dies nicht über eine induktive Abstandssensorik erfolgen, da der Sensor aufgrund der großen Wärmeentwicklung im Schweißprozeß zu weit von der Strahl/Stoff-Wechselwirkungsstelle entfernt angeordnet werden müßte, um ein verlässliches Ergebnis liefern zu können. Daneben spielt auch die exakte Führung des Strahls entlang der vorgegebenen Schweißbahn eine entscheidende Rolle, woraus in der Regel jedoch weniger hohe Anforderungen an die Führungsmaschine resultieren. Abhängig von der Bauteileinspannung muß darüber hinaus der Schweißverzug berücksichtigt werden, der sowohl Einfluß auf den Arbeitsabstand als auch auf die Strahllage relativ zur vorgegebenen Nahtkontur haben kann.

Neben den beim Wechsel zwischen einzelnen Schweißpositionen möglichen können beim Laserstrahlschweißen auch gezielte Winkelauslenkungen eingesetzt werden, um eine definierte Nahtausbildung zu erreichen. So sind die Winkelauslenkungen quer zur Vorschubrichtung

($\pm \beta$) beispielsweise der gewünschten Nahtform anzupassen. Bei I-Nähten (Bild 17 a und b) und Bördelnähten (Bild 17 d) wird die Einstrahlrichtung in der Regel orthogonal zur Blechoberfläche gewählt. Dabei können Auslenkwinkel von bis zu $\pm 15^\circ$ toleriert werden, wobei rund 90 % der bei orthogonaler Einstrahlung maximalen Einschweißtiefe sowie ein gleichmäßiger Nahtübergang erreicht werden. Bei Bördelnähten reduziert sich der zulässige Auslenkwinkel auf $\pm 5^\circ$. Bei größeren Auslenkwinkeln können unterschiedliche Schweißnahtfehler auftreten, so z. B. Einbrandkerben auf der der Strahlauslenkung zugeneigten Blechseite sowie signifikant geringere Anbindungsquerschnitte. Ist der Strahl zusätzlich lateral versetzt, so besteht bei dieser Nahtform die Gefahr, daß bei dünnen Blechen einseitig eine Durchschweißung entsteht, die unerwünscht ist.

Die bei Kehlnähten (Bild 17 c und e) erforderliche Strahlauslenkung ist von Stoßform, Blechdicke und Zugänglichkeit abhängig. Bei Kehlnähten am Überlappstoß (Bild 17 c) kann bis zu einer Oberblechdicke von 1,5 mm mit Strahlauslenkwinkeln von 30 bis 40° gearbeitet werden. Einbrandprofil und Nahtzeichnung können bei diesen Einstrahlwinkeln jedoch nicht in jedem Fall überzeugen. Sowohl bei der Kehlnaht am Überlappstoß als auch bei der Kehlnaht am T-Stoß (Bild 17 e) werden die gleichmäßigsten Nahtzeichnungen und -übergänge bei Einstrahlwinkeln zwischen 60 und 75° erzielt. Während bei Blechdicken bis zu 2 mm Winkelauslenkungen von 60° für die erforderliche Einschweißtiefe genügen, sind bei größeren Blechdicken in jedem Fall die geometrisch maximal möglichen Strahleinfallswinkel anzustreben. Aufgrund der durch Laserstrahl, Bearbeitungsoptik und Bauteil eingeschränkten Zugänglichkeit können Winkelauslenkungen von 75° jedoch vielfach nicht oder nur mit Hilfe von Sonderoptiken erreicht werden.

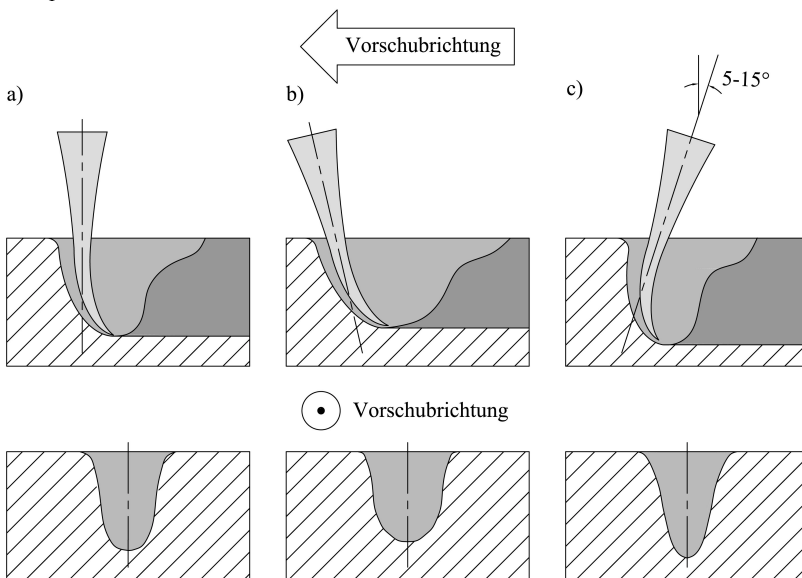


Bild 83: Einfluss der Strahlneigung α in Vorschubrichtung auf das Einbrandprofil der Naht
a) neutral, b) schleppend und c) stechend

Beim Schweißen ist die Bauteilzugänglichkeit in Richtung des Schweißvorschubes zum Teil erheblich eingeschränkt, wobei die für Schutzgas- und Drahtzuführung genutzten Düsen von entscheidender Bedeutung sind. Eine Auslenkung des Strahleinfalls in Vorschubrichtung führt zu einer Veränderung von Einbrandprofil und Nahtquerschnittsfläche, was in Bild 83 dargestellt ist. Wie hier gezeigt, kommt es durch die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück zu einer Neigung der Dampfkapillare entgegen der Vorschubrichtung, wobei der sich einstellende Neigungswinkel mit der Vorschubgeschwindigkeit zusammenhängt.

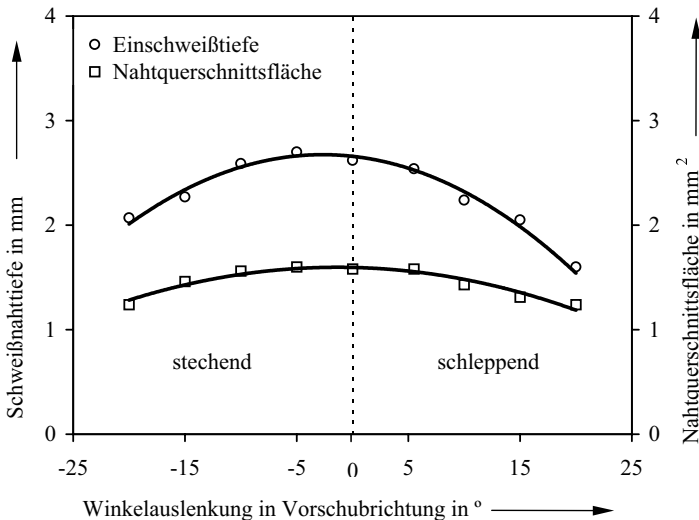


Bild 84: Schweißnahttiefe und Nahtquerschnittsfläche als Funktion der Winkelauslenkung α in Vorschubrichtung

Wie Bild 84 verdeutlicht, beeinflusst die Strahlneigung die Nahtquerschnittsfläche, was gleichbedeutend mit einer Veränderung des Prozeßwirkungsgrades ist. Da sich die Kapillargeometrie in Abhängigkeit vom Einstrahlwinkel nur unwesentlich verändert, führt eine Auslenkung des Einstrahlwinkels im Gegensatz zum Laserstrahlschneiden damit nicht zu einer erheblichen Veränderung der Einkoppelbedingungen. Entsprechend Gl. (49) kann somit geschlossen werden, daß der thermische Wirkungsgrad die Änderung des Prozeßwirkungsgrades bewirken muß. Die bei schleppender Einstrahlung stärker geneigte Dampfkapillare führt die eingekoppelte Energie in das Schmelzbad ab, das sich stärker erhitzt als bei orthogonaler Einstrahlung und somit zu einer in Vorschubrichtung größeren Schmelzbadlänge führt. Da die Kapillare bei schleppender Einstrahlung im unteren Nahtbereich sehr langgezogen im Schmelzbad verläuft, wird in diesem Bereich der Naht mehr Energie eingebracht, wodurch sich hier eine größere Nahtbreite einstellt (Bild 83 b) und gleichzeitig die Wärmeleitungsverluste verändern. Umgekehrt wird bei stechender Einstrahlung eine größere Nahttiefe erreicht, wobei sich gleichzeitig die Schmelznahtbreite im Nahtgrund reduziert (Bild 83 c). Der thermische Wirkungsgrad ver-

ändert sich deshalb, weil die in größerer Schmelzbadlänge resultierende Energieeinkopplung keine Vergrößerung der Nahtquerschnittsfläche verursacht und somit für den Prozeßwirkungsgrad nicht quantifiziert werden kann.

Bei dem betrachteten Geschwindigkeitsbereich von bis zu 8 m/min stellten sich Strahlneigungswinkel α von bis zu 15° stechend ein, wobei die Erhöhung der Einschweißtiefe gegenüber orthogonaler Einstrahlung in allen Fällen bei ca. 10 % lag. Bei den in Bild 84 dargestellten Versuchsergebnissen wurde mit einer Schweißgeschwindigkeit von 3 m/min gearbeitet; dabei ergab sich für den Neigungswinkel α von 5° stechend die maximale Einschweißtiefe.

6.3.5 Gasführung

Die Schutzgaszuführung spielt zwar in der Regel beim Laserstrahlschweißen keine so prozeßentscheidende Rolle wie beim Laserstrahlschneiden, sie bildet jedoch den Schlüsselfaktor hinsichtlich der erzielbaren Nahtausbildung. Nach Kern et al. [58] bietet dabei eine geschlossene Schutzgaszuführung die beste Schutzwirkung für die Schweißstelle und liefert dementsprechend die besten Nahtoberrauhenqualitäten. Aufgrund der großen Wärmeabstrahlung sowie der Akkumulation von Schweißspritzern kann eine derartig geschlossene Schutzgaszufuhr bei dem in der Regel stark spritzerbehafteten Laserschweißprozeß an Aluminium in der industriellen Praxis nicht eingesetzt werden. Bei den aus diesem Grund bevorzugt verwendeten offenen Gasführungen sollte unabhängig von Zuführungsart und -richtung eine möglichst laminare Schutzgasströmung angestrebt werden, da somit die Gefahr der Einmischung von Umgebungsluft in den Schutzgasstrom durch Turbulenzen minimiert wird.

Obwohl bei den üblicherweise eingesetzten Schutzgasvolumenströmen und Düsengeometrien eine laminare Strömung zu erzielen sein müßte, führen die Kanten und variierenden Durchmesser in den gaszuführenden Elementen in der Regel dennoch zu einer turbulenten Strömung oder haben gar eine Ejektorwirkung und führen so zu einer Einmischung von Umgebungsluft. Je höher der Turbulenzgrad in dem aus der Gasdüse ausströmenden Schutzgas, umso stärker wird Umgebungsluft eingemischt. Um die Einmischung von Umgebungsluft so weit wie möglich zu verhindern, wird einerseits die Düsengestaltung so gewählt, daß die Schutzgasströmung möglichst laminar ist; andererseits wird der Abstand zwischen Düsenaustritt und Strahl-Stoff-Wechselwirkungsstelle so weit verringert, daß die Einmischung von Umgebungsluft minimiert wird. Dabei müssen in allen Fällen definierte Arbeitsabstände eingehalten werden, um einen optimalen Schutz der Schweißstelle sicherzustellen. Unabhängig von der eingesetzten Düsenart können dabei Arbeitsabstände a_w zwischen 5 und 10 mm für einen optimalen Gasschutz als geeignet gelten.

Im Gegensatz zum Schweißen von Stahl ist aufgrund der wesentlich schnelleren Erstarrung der Schmelze beim Laserstrahlschweißen von Aluminium ein Gasschutz des Schmelzbadnachschießens nur in den seltensten Fällen erforderlich. In diesen Fällen genügt der durch die konische Schutzgasdüse (Bild 11 c) gebotene Schutz nicht aus, und es muß auf die konische Ringkanaldüse (Bild 11 d) oder eine laterale Gasführung zurückgegriffen werden. Letztere kann aufgrund ihrer schleppenden Anordnung eine größere Schmelzbadlänge abdecken.

Wie Vorversuche ergeben haben, werden mit der konischen Ringkanaldüse (Bild 11 d) in allen Fällen die besten Resultate bei der Nahtausbildung erzielt. Aufgrund werkstofftechnischer und geometrischer Randbedingungen kann sie jedoch nicht in allen Fällen verwendet werden. Hinsichtlich des Werkstoffes stellt insbesondere die starke Spritzerbildung bei Legierungen mit hohen Gehalten an leichtflüchtigen Legierungselementen, wie z. B. Magnesium oder Lithium, eine Einschränkung für den Einsatz dieser Düsenform dar. Da die Schweißspritzer bevorzugt entgegen der Einstrahlrichtung aus dem Keyhole austreten, kommt es zu einer starken Verschmutzung der prozeßnah angeordneten Düse bis hin zu einem vollständigen Zusetzen des Ringkanals. Die zusätzliche Anordnung einer Querstromdüse zwischen der Schweißstelle und dem Schutzglas ist dabei praktisch nicht möglich, denn die koaxial angeordnete Düse erfordert einen gasdichten Zwischenraum für die Zuführung des Schutzgases. Somit besteht sowohl bei der konischen Schutzgasdüse (Bild 11 c) als auch bei der konischen Ringkanaldüse (Bild 11 d) die Gefahr, daß die sich mit hoher Geschwindigkeit bewegendenden Schweißspritzer bis zum Schutzglas vordringen, sich darauf festsetzen und durch Strahlabsorption zu einer Abschwächung der dem Prozeß zur Verfügung stehenden Laserleistung führen. Ihr Einsatz verbietet sich deshalb bei stark spritzerbehafteten Schweißprozessen, weshalb in diesen Fällen zwangsläufig eine laterale Schutzgaszuführung erfolgen muß, die die Verwendung einer Querstromdüse als Objektivschutz zuläßt.

Anhand der Versuchsergebnisse kann somit zusammenfassend festgestellt werden, daß mit der Koaxialringdüse ohne Querstromdüse bei geringer Spritzerbildung, wie sie sich bei den Schweißnahtgeometrien I-Naht am Stumpfstoß sowie Kehl- und Bördelnaht am Überlappstoß darstellt, die gleichmäßigsten Nahtoberflächen und Nahtübergänge erreicht werden können. Unabhängig von der Legierungszusammensetzung kann beim Schweißen an den Schweißnahtgeometrien I-Naht am Überlappstoß sowie bei allen I-Nahtschweißungen an großen Blechdicken eine deutlich stärkere Spritzerbildung beobachtet werden. Hier wird eine laterale Gaszuführung in Verbindung mit einer Querstromdüse empfohlen, die in jedem Fall schleppend erfolgen sollte. Wird dabei ohne Schweißzusatz gearbeitet, so bietet sich eine einfache Rohrdüse entsprechend Bild 11 e an. Beim Schweißen mit Schweißzusatz können die besten Resultate erzielt werden, wenn eine koaxial um den Draht angeordnete Schutzgaszuführung (Bild 11 f) eingesetzt wird. Auch hier ist eine schleppende Anordnung allen anderen Zuführungsrichtungen vorzuziehen.

Da es bei den Legierungen des AlMg-Systems zu einer deutlich stärkeren Spritzerbildung kommt als bei den AlMgSi-Legierungen, kann es bei deren Verwendung erforderlich sein, auch bei Stumpfstößen sowie Kehl- und Bördelnähten eine schleppende Schutzgaszuführung zu wählen, um den Einsatz einer Querstromdüse zu ermöglichen.

Die erforderlichen Schutzgasvolumenströme liegen dabei für die Koaxialringdüse zwischen 8 und 15 l/min und reichen bei der schleppenden Gaszuführung von 12 bis 30 l/min. Der Gasvolumenstrom muß dabei individuell auf die jeweilige Schweißaufgabe abgestimmt werden. Generell korreliert der Volumenstrom jedoch mit der Streckenenergie sowie mit der Stärke der Spritzerbildung, die von dem Gehalt an Legierungselementen mit gegenüber Aluminium niedrigem Schmelzpunkt bestimmt wird.

6.4.5 Schweißzusatzführung

Die durch Verwendung von Schweißzusatz zu beobachtende Prozeßberuhigung ist wesentlich von der Zusatzführung abhängig. Als theoretisch möglich können alle Zuführungswinkel zwischen dem kegelförmigen Rand des Laserstrahls und der Blechoberfläche gelten. Praktisch ist der Zuführungsbereich jedoch beispielsweise durch die Drahtdüse, durch die Schutzgasdüse sowie durch die Bauteilgeometrie erheblich eingeschränkt. Aus prozeßtechnischer Sicht haben sich überwiegend schleppende Zuführungen durchgesetzt, wobei sich abhängig von der Schweißposition Winkel zwischen 15° und 50° als praktikabel erwiesen haben. Als am geeignetsten für das Schweißen in Position PA können nach den eigenen Untersuchungen Winkel um 35° gelten, was in sehr guter Übereinstimmung mit den Untersuchungen von Fehnders et al. [155] und Erritt [156] steht.

Dabei ist der Draht bei der Justage so zu positionieren, daß er im Strahlauffreffpunkt entweder auf der Blechoberfläche aufliegt oder maximal bis zur halben Drahtdicke in das Blech eintaucht. Beim Schweißen von Kehlnähten am Überlapp- oder T-Stoß muß von dieser Lage zwangsläufig abgewichen werden. In diesem Fall ist der Draht exakt in der Kehle zu positionieren. Die Kehlnaht bietet dabei den Vorteil, daß bei geringfügigen Abweichungen der Drahtpositionierung der Draht durch die beiden Flanken geführt und somit richtig positioniert auf die Schweißstelle zugeführt wird. Bei Kehlnähten ist darüber hinaus der Zuführwinkel eher kleiner als 35° , jedoch ebenfalls schleppend, zu wählen. Als günstig können Winkel zwischen 15° und 35° gelten.

Für die Schweißpositionen PA bis PE können die genannten Schweißzusatzführungswinkel durchweg angewandt werden. Für die Schweißpositionen PF und PG dagegen sind geringere Zuführungswinkel vorzusehen, die im optimalen Falle 15° betragen.

Der von einer Spule abgenommene drahtförmige Schweißzusatz ist nicht ideal gerade sondern weist Formabweichungen auf, die sich als Springmaß und Dressur formulieren lassen. Durch das in die Drahtfördereinrichtung integrierte Richtwerk kann diese Formabweichung zwar reduziert, jedoch nicht vollständig egalisiert werden kann. Die verbleibende Abweichung führt zu einer Schlingerbewegung des Drahtes nach dem Austritt aus der Drahtdüse. Um ein sicheres Aufschmelzen des Drahtes durch den Laserstrahl zu gewährleisten, sind jedoch nur sehr kleine Positionierungsabweichungen zulässig. Aus diesem Grund sollte der Abstand zwischen dem Düsenaustritt und der Prozeßstelle, die sogenannte freie Drahtlänge, möglichst kurz gewählt werden. Durch die prozeßnahe Anordnung der Düse erfährt diese eine hohe Wärmebelastung, die von der Wärmestrahlung des Prozesses ausgeht und der diese materialabhängig nur begrenzt standhalten kann. Aufgrund der größeren Wärmeentwicklung beim Schweißen mit hohen Strahlleistungen ist die freie Drahtlänge hierbei entsprechend größer zu wählen. Unter Berücksichtigung der verschiedenen Randbedingungen können freie Drahtlängen zwischen 4 und 10 mm als geeignet gelten.

Hinsichtlich des zu wählenden Drahtdurchmessers ergibt sich ebenfalls ein Zielkonflikt. Im Gegensatz zu Stahldrähten sind drahtförmige Aluminium-Schweißzusätze wesentlich biege-weicher und aus diesem Grund schwieriger zu fördern. Dabei stellen Verformung, Knickung und Abrieb des Drahtes ein kritisches Spannungsfeld dar. Am sichersten kann das Ausknicken des Drahtes durch eine geeignete Führung entlang der gesamten Förderstrecke verhindert

werden. Gleichfalls zuverlässig wird die verformungsfreie Förderung beherrscht, die mittels Förderrollen realisiert wird, welche, auf den Drahtdurchmesser abgestimmt, rund oder elliptisch ausgeformt sind. Nach wie vor führt jedoch der Drahtabrieb zu Störungen bei der Drahtförderung. Abrieb entsteht sowohl durch die Relativbewegung zwischen Draht und Förderrolle, in der Drahtseele sowie an den Übergängen zwischen Drahtförderrolle und -seele bzw. Drahtseele und -düse. Um einen Abrieb in der Drahtseele zu vermeiden, ist diese aus Teflon gefertigt. Der an unterschiedlichen Stellen erzeugte Abrieb kumuliert sich an den Engstellen, wie beispielsweise am Übergang zwischen Drahtseele und -düse. Dort kommt es in Folge dessen zu sich kontinuierlich verstärkenden Stip-Slik-Effekten, die schließlich in ein vollständiges Stocken der Drahtförderung münden. Aus diesem Grund ist eine regelmäßige Reinigung dieser Engstellen sicherzustellen sowie eine Überwachung der Drahtfördergeschwindigkeit für automatisiert betriebene Anlagen zu empfehlen.

Aufgrund der sensiblen Drahtförderung sollte die Drahtförderstrecke in jedem Fall auf ein Minimum reduziert werden. Wo dies nicht möglich ist und die Drahtförderung über lange Strecken erforderlich ist, muß ein Drahtfördersystem mit zwei Antrieben, ein sogenanntes Push-Pull-System, eingesetzt werden. Durch die prozeßnahe Anordnung des zweiten Antriebes können die Forderungen nach Fördersicherheit und exakter Fördergeschwindigkeit in ausreichendem Maße erfüllt werden.

Unter dem Gesichtspunkt der Drahtförderung und -positionierung ist ein möglichst großer Drahtdurchmesser wünschenswert. Um ein Aufschmelzen des Drahtes durch den Laserstrahl sicherzustellen, sollte dieser einen Durchmesser von

$$(64) \quad d_p = 3 * d_f$$

nicht überschreiten.

Die *Drahtzuführgeschwindigkeit* wird von vielen Randbedingungen bestimmt. Hinsichtlich der Schweißmetallurgie muß über die Kombination aus Legierungsgehalt und Drahtvorschubgeschwindigkeit ein unterkritischer Legierungsgehalt im Schweißgut eingestellt werden, der die Entstehung von Heißrissen sicher vermeidet. Desweiteren muß durch den Schweißzusatz ein ausreichendes Füllvolumen zur Verfügung gestellt werden, um eine gleichmäßige Nahtformung zu ermöglichen. Darüber hinaus gibt es abhängig von Drahtdurchmesser, Strahlleistung und Schweißgeschwindigkeit auch eine prozeßbedingte untere bzw. obere Grenze für die Drahtvorschubgeschwindigkeit, die von Binroth [157] im Detail erörtert wurde. Dabei ist die untere Drahtfördergeschwindigkeitsgrenze durch einen diskontinuierlichen, tropfenförmigen Werkstoffübergang gekennzeichnet, der eine ungleichmäßig geschuppte Nahtausbildung zur Folge hat. Mit zunehmender Drahtgeschwindigkeit erhöht sich die Ablösefrequenz der Tröpfchen, und es stellt sich ein gleichmäßiger Werkstoffübergang ein. Die theoretische Obergrenze der Drahtfördergeschwindigkeit, nämlich das unvollständige Aufschmelzen des Schweißzusatzes, wird praktisch nicht erreicht. Vielmehr orientiert sich die Drahtfördergeschwindigkeit an dem für eine optimale Nahtausbildung erforderlichen Schmelzvolumen. Dieses ist abhängig von Nahtgeometrie, Fügspaltweite und Blechdicke und muß deshalb individuell auf jede Anwendung abgestimmt werden.

Für die Ausbildung der Nahtober- und -unterraupe spielt dabei die Blechdicke nur eine untergeordnete Rolle. Vielmehr wird der Bedarf an Schweißzusatz von der Nahtbreite an der Blechoberfläche sowie von der gewählten Stoß- und Nahtform bestimmt. Zur Ermittlung des erforderlichen Drahtvolumens wird deshalb im folgenden der Nahtfüllfaktor W als Hilfsgröße eingeführt, der den von der Stoß- und Nahtform abhängigen flächenbezogenen Schweißzusatzbedarf beschreibt. Mit Hilfe des Nahtfüllfaktors läßt sich die Drahtvorschubgeschwindigkeit v_D in Abhängig von der Schweißgeschwindigkeit v_w und dem Drahtdurchmesser des Schweißzusatzes wie folgt abschätzen:

$$(65) \quad v_D = W * \frac{v_w}{d_D^2} .$$

Nach Auswertung der Versuchsergebnisse ergibt sich der Nahtfüllfaktor W für die verschiedenen Nahtgeometrien entsprechend Tabelle 1.

Tabelle 1: Bereichsgrenzen und Zielwert für den Nahtfüllfaktor W in Abhängigkeit von der Nahtgeometrie

Nahtgeometrie	Bereichsgrenzen für W in mm^3/mm	Zielwert für W in mm^3/mm
I-Naht am Stumpfstoß	0,8 – 1,2	0,9
I-Naht am Überlappstoß (Einschweißung)	0 – 1,0	0,9
I-Naht am Überlappstoß (Durchschweißung)	1,0 – 1,6	1,1
Bördelnaht am Überlappstoß	1,0 – 1,5	1,3
Kehlnaht am Überlappstoß	0,7 – 1,0	0,9
Kehlnaht am T-Stoß	1,5 – 2,5	2,0

Der hier angegebene Zielwert für W kann immer dann als maximaler Nahtfüllfaktor betrachtet werden, wenn eine ideale Nahtvorbereitung vorliegt, d. h. die Fügespaltweite einem technischen Nullspalt entspricht. Für Anwendungen im Karosseriebau kann dies jedoch nicht immer gewährleistet werden. Vielmehr kommt es sowohl durch die Bauteiltoleranzen als auch durch den Wärmeeinfluß bedingt zu einer sich entlang der gesamten Nahtlänge in Grenzen verändernden Fügespaltweite. Während diese Änderung der Fügespaltweite nach den Untersuchungen von Diltney et al. [158] bei der I-Naht am Stumpfstoß und z. T. auch bei der Kehlnaht am Überlappstoß durch entsprechende Sensoren ermittelt und als Regelgröße für die Drahtfördergeschwindigkeit herangezogen werden kann, ist dies bei der I-Naht am Überlappstoß praktisch nicht möglich. Da industrietaugliche Systeme für die Regelung der Drahtfördergeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Fügespaltweite derzeit nicht zur Verfügung stehen, wird die Drahtfördermenge in der Regel so eingestellt, daß bei der maximal zu erwartenden Fügespaltweite ein Nahteinfall sicher vermieden werden kann. Somit kann das Auftreten von Einbrandkerben oder Nahtrückfall über der gesamten Nahtlänge reproduzierbar verhindert werden.

6.4 Laserstrahl-Schweißbeignung

Die Laserstrahl-Schweißbeignung von Aluminiumlegierungen wird im wesentlichen durch folgende Werkstoffeigenschaften beeinflusst:

- Physikalische Eigenschaften, wie z. B. Wärmeausdehnung, Schmelz- und Verdampfungstemperatur, spezifische Wärmekapazität und -leitfähigkeit;
- chemische Eigenschaften, wie z. B. Legierungszusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißzusatz sowie Reaktionsverhalten mit Gasen;
- metallurgische Eigenschaften, wie z. B. Gefügeausbildung, Seigerungen, Einschlüsse.

Im folgenden werden unter Einbeziehung der durch Laserstrahl-Schweißmöglichkeit und -Schweißsicherheit gegebenen Randbedingungen die jeweils erreichbaren Schweißnahtqualitäten hinsichtlich äußerer und innerer Fehler sowie Werkstoffbeeinflussungen vorgestellt, diskutiert und entsprechend Kapitel 4.4.2 klassifiziert.

6.4.1 Schweißnahtausbildung

Die Nahtausbildung beschreibt das Einbrandprofil sowie die Nahttopologie und die Nahtübergänge an den Nahtober- und -untertraufen. Wie anhand von Untersuchungen gezeigt werden konnte, ist die Nahtausbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium von vielen Randbedingungen abhängig. Als wesentliche Parameter konnten dabei die Einschweißtiefe, die Legierungszusammensetzung von Grundwerkstoff und Schweißzusatz sowie die Schutzgasart identifiziert werden.

Hinsichtlich der Ausbildung der Nahtoberraupe wird beim Schweißen unter Heliumatmosphäre die gleichmäßigste Nahtzeichnung bei der Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014) erreicht. Ausgehend davon werden die Nahtzeichnungen über die Legierungen des AlMn- und AlMgSi-Systems bis hin zu den AlMg-Legierungen immer rauher und ungleichmäßiger. Beim Schweißen mit Stickstoff als Schutzgas kann bei der Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014) sowie bei den AlMn-Legierungen praktisch kein Unterschied in der Nahtausbildung gegenüber Schweißungen unter Helium festgestellt werden. Bei den Legierungen des AlMgSi-Systems kommt es zu einer geringfügig rauheren Nahtzeichnung. An den AlMg-Legierungen schließlich stellt sich eine erhebliche Veränderung hinsichtlich der Nahtausbildung ein, die sowohl durch eine sehr ungleichmäßige Nahtzeichnung als auch durch starke Einbrandkerben gekennzeichnet ist, die beim Schweißen der anderen Legierungen unter Stickstoffatmosphäre nicht zu beobachten war.

Wie die Auswertung von Querschliffen ergab, ist bei der Verwendung von Stickstoff bei Schweißnähten an den Legierungen des AlMg- und AlMgSi-Systems eine Veränderung des Einbrandprofils festzustellen. So verschwindet bei Einschweißungen unter Stickstoff die für das Laserstrahlschweißen unter Inertgas typische "Nagelkopf"-förmige Gestalt des Nahtquerschnitts nahezu vollständig. Bei großen Einschweißtiefen lassen sich zudem ausgeprägte Einbrandkerben am Nahttrand sowie ein deutlicher "Wulst" in der Schweißnahtmitte beobachten. Darüber hinaus ist bei diesen Schweißnähten eine größere Einschweißtiefe festzustellen, wobei der Einschweißtiefenzuwachs bei den AlMg-Legierungen am stärksten ausgeprägt ist.

Neben einer Abhängigkeit der Nahttopologie von der Schutzgasart konnte auch eine Korrelation mit der Nahtform festgestellt werden. So zeigt sich bei Kehl- und Bördelnähten generell eine gleichmäßigere Nahtzeichnung als bei I-Nähten. Auch treten Nahtfehlstellen, wie z. B. Schmelzauswürfe, beim Schweißen dieser beiden Nahtformen viel seltener auf. Die höhere Prozeßsicherheit wurde dabei nicht nur beim Schweißen mit dem Nd:YAG-Laser festgestellt, sondern ist nach Voruntersuchungen [137] auch beim Schweißen mit dem CO₂-Laser zu beobachten.

Schließlich konnte sowohl anhand von Nahtquer- und -längsschliffen als auch durch Röntgenprüfungen festgestellt werden, daß beim Schweißen unter Einsatz von Stickstoff als Schutzgas das Auftreten von Poren in der Schweißnaht entweder völlig unterbunden oder zumindest erheblich reduziert werden kann, was unter Einsatz von Helium nicht gelang.

Im folgenden soll ein Modell vorgestellt werden, mit dessen Hilfe diese im Experiment beobachteten Phänomene vollständig erfaßt werden können. Dabei soll ein Verständnis dafür entwickelt werden, welche Ursachen im einzelnen für die verschiedenen Nahtausbildungen verantwortlich gemacht werden können. Aufbauend darauf werden Lösungen angegeben, mit deren Hilfe für verschiedene Legierungszusammensetzungen die jeweils geeignetste Nahtausbildung erreicht werden kann.

Einflußfaktoren auf die Nahtausbildung

Wesentliche Einflußfaktoren für die Variation der Nahtausbildung (Einschweißtiefe, Einbrandprofil) sind die Grenzflächenenergien zwischen den Phasen fest/flüssig bzw. flüssig/gasförmig [159, 160, 161] sowie Schmelzbadströmungen [162]. Nach den Untersuchungen von Mills et al. [163] kann jedoch der Einfluß der Grenzflächenenergie im Vergleich zu den Schmelzbadbewegungen als vernachlässigbar gelten.

Schmelzbadbewegungen werden durch das erhebliche Temperaturgefälle zwischen dem Rand der Dampfkapillare (Verdampfungstemperatur) und der Schmelzlinie (Schmelztemperatur) initiiert. Dieser Temperaturunterschied induziert einen Gradienten in der von der Temperatur abhängigen Oberflächenspannung. Aufgrund des Bestrebens eines Systems stets den Zustand kleinster potentieller Energie einzunehmen, zeigt beispielsweise eine Flüssigkeit das Bestreben immer dorthin zu fließen, wo die größte Oberflächenspannung vorliegt. In Kombination mit dem beschriebenen Temperaturgefälle führt dies schließlich zu den Schmelzbadbewegungen.

Bei der Suche nach dem Zustand kleinster potentieller Energie spielt die Größe der Oberflächenspannung eine entscheidende Rolle im Hinblick auf die Ausbildung der Oberfläche einer Flüssigkeit. Grundsätzlich gilt, daß je größer die Oberflächenspannung ist, umso glatter bildet sich die Oberfläche der Flüssigkeit aus.

Die sich beim Schweißen einstellende Oberflächenspannung ist neben der Temperatur auch von der Legierungszusammensetzung sowie von der Existenz oberflächenaktiver Legierungselemente und der Atmosphäre abhängig. Die Angaben über die Oberflächenspannung des reinen Aluminiums bei einer Temperatur von 700°C schwanken in der Literatur zwischen 850 und 870 mN/m. Als am gesichertsten gilt der Wert von Lang [164] mit 855 mN/m, der für die folgenden Betrachtungen angesetzt wird.

Die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung wurde von Engler et al. [165] für Aluminium der Reinheit 99,9 % untersucht. Wie die resultierenden Ergebnisse in Bild 85 zeigen, ergibt sich hierbei für die Oberflächenspannung σ_o ein negativer Temperaturkoeffizient, d. h. es gilt: $d\sigma_o/dT < 0$. Entsprechend dem Temperaturverlauf stellt sich somit nahe der Dampfkapillare in der Schmelzbadmitte die geringste Oberflächenspannung und an der Schmelzlinie die höchste Oberflächenspannung ein. Aus dem beschriebenen Bestreben der Schmelze, zu Orten höherer Oberflächenspannung zu fließen, ergibt sich also eine von der Dampfkapillare radial nach außen, d. h. zur Schmelzlinie hin gerichtete Strömung. Nach der Theorie von Heiple et al. [162] entspricht diese thermokapillare Konvektion dem von Marangoni [166] beschriebenen Strömungseffekt, der sogenannten *Marangoni-Strömung*.

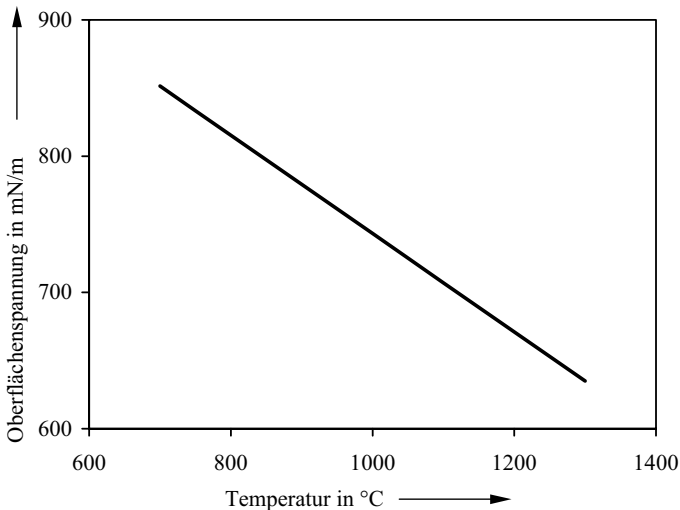


Bild 85: Oberflächenspannung von reinem Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur (nach Engler et al. [165])

Zur Klärung des Einflusses der Legierungszusammensetzung wurde von Lang [164] bei einer Temperatur von 700°C die Oberflächenspannung für reines Aluminium (99,99 %) sowie für die binären Systeme Al-Cu, Al-Fe, Al-Mg, Al-Mn und Al-Si in Abhängigkeit vom Legierungsgehalt ermittelt. Die Ergebnisse seiner Untersuchung sind in Bild 86 dargestellt. Dabei konnte er zeigen, daß sich die Oberflächenspannung dieser binären Systeme linear mit dem Gehalt an Legierungselementen verändert. Eine Ausnahme bildet das System Al-Cu, bei dem er die Oberflächenspannung bis zu einem Legierungsgehalt von 8 % Kupfer logarithmisch nähern konnte. Eine Superposition der Ergebnisse für Tertiäre (z. B. AlMgSi-Legierungen) oder Quartäre (z. B. AlMgSiCu-Legierungen) Systeme ist nur bedingt möglich. Nach den Ergebnissen von Lang treten dabei Abweichungen von bis zu 5 % von den tatsächlich gemessenen Oberflächenspannungen auf.

Wie Bild 86 zeigt, führt die Zulegierung von Eisen als einziges der hier betrachteten Elemente zu einer Erhöhung der Oberflächenspannung. In gleichem Maße wie Eisen die Oberflächenspannung erhöht, wird sie durch Zusatz von Mangan reduziert. Ungefähr dreimal so stark wird die Oberflächenspannung durch Silizium vermindert. Kupfer führt insbesondere in einem Bereich von unter 2 % zu einer starken Abnahme der Oberflächenspannung. Ab einem Legierungsgehalt von 4,5 % und mehr liegt die Oberflächenspannung beim System Al-Si jedoch niedriger als beim Al-Cu-System. Den mit Abstand größten Einfluß hat jedoch die Zugabe von Magnesium. Pro zugegebenem Prozent an Magnesium reduziert sich die Oberflächenspannung um mehr als 40 mN/m, während sie sich bei allen anderen dargestellten Systemen um maximal 2,2 mN/m pro Prozentpunkt ändert; d. h. Magnesium hat einen rund 18-fach größeren Einfluß auf die Oberflächenspannung als die anderen hier betrachteten Legierungselemente.

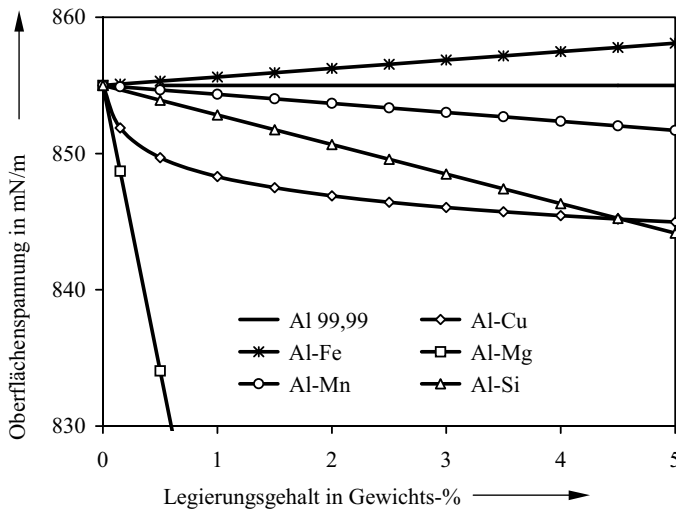


Bild 86: Oberflächenspannung von reinem Aluminium und ausgewählten binären Aluminiumsystemen in Abhängigkeit vom Legierungsgehalt bei 700°C (nach Lang [164])

Wie beschrieben, wird die Oberflächenspannung schließlich auch von der Existenz oberflächenaktiver Elemente bestimmt. Nach Sahoo [167] gilt ein Element dann als oberflächenaktiv, wenn es mit der umgebenden Atmosphäre in Wechselwirkung tritt. Somit ist Oberflächenaktivität eines Elementes im Schmelzbad direkt mit der Art der Schutzgasatmosphäre verbunden. Durch die Oberflächenaktivität kommt es zu einem deutlichen Abfall der Oberflächenspannung im Wechselwirkungsbereich. Je nachdem, wie groß der durch die Oberflächenaktivität verursachte Abfall der Oberflächenspannung ist und wo die Wechselwirkungen auftreten (Schmelzbadmitte oder -rand), kommt es gegebenenfalls zu einer Richtungsumkehr der Marangoni-Strömung.

Modellvorstellung zur Beschreibung der Nahtausbildung

Unter Berücksichtigung der beschriebenen Einflüsse können somit grundsätzlich vier verschiedene Oberflächenspannungs-Konstellationen unterschieden werden, die sich aus der Kombination von hoher und niedriger Oberflächenspannung mit jeweils negativem bzw. positivem Temperaturkoeffizienten ergeben.

Für den Fall eines negativen Temperaturkoeffizienten (Bild 87 a und c) ist die Strömung, wie bereits beschrieben, von der Nahtmitte zum Nahrand gerichtet. Dadurch ergibt sich im oberen Nahtbereich eine deutliche Nahtbreitung, die zu einer „Nagelkopf“-artigen Ausformung des Nahtquerschnittes führt.

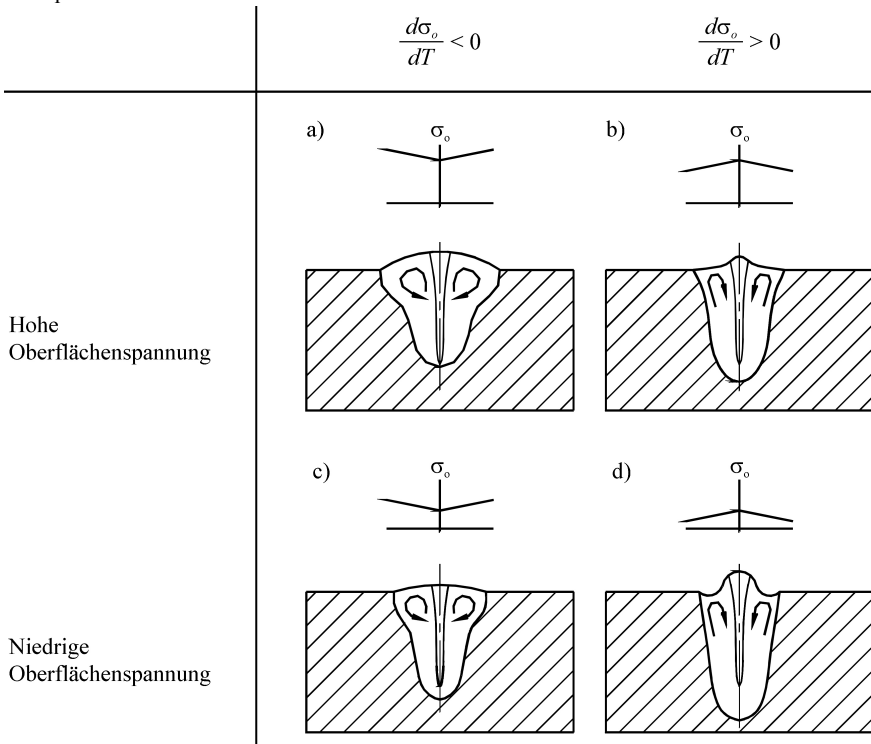


Bild 87: Nahtausbildung in Abhängigkeit von Größe und Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung

Liegen dagegen positive Temperaturkoeffizienten vor (Bild 87 b und d), so ist die Oberflächenspannung im Bereich der Kapillare am größten, woraus eine in Nahtmitte gerichtete Strömung resultiert. Beim Aufeinandertreffen der beiden Ströme erfolgt eine Umlenkung der Strömung in Nahttiefenrichtung. Infolge dessen kommt es am Nahrand zu einem Nahteinfall und an der Stelle des Zusammentreffens der beiden Ströme zu einer Überhöhung, die sich als Wulst in der Nahtmitte zeigt. Die bei negativen Temperaturkoeffizienten zu beobachtende

„Nagelkopf“-förmige Nahtausbildung entsteht hier nicht. Vielmehr resultiert aus der in Nahttiefenrichtung umgelenkten Strömung eine größere Nahttiefe als bei negativen Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung.

Die sich einstellenden Strömungsgeschwindigkeiten sind unmittelbar von der Größe des Temperaturgradienten abhängig. Aufgrund der bei negativem Temperaturkoeffizienten am Nahttrand abtauchenden und in Nahtmittenrichtung zurückfließenden Schmelze (Bild 87 a) besteht nun insbesondere bei hohen Strömungsgeschwindigkeiten die Gefahr, daß die Dampfkapillare in diesem Bereich zusammengedrückt wird. Durch die Querschnittsverengung wird dem im unteren Bereich der Kapillare befindlichen Dampf die Möglichkeit genommen, in ausreichendem Maße nach oben auszutreten. Infolge dessen kommt es zu einem Ausbauchen der Dampfkapillare und schließlich zum Abschnüren des unteren Kapillarbereichs, der bei der Erstarrung der Schmelze in einer sogenannten Prozeßpore resultiert. Nach dem Abschnüren der Kapillare erfolgt die Kapillarneubildung. In dem Prozeß von Kapillarabschnürung und erneutem Prozeßstart kann es entsprechend den Untersuchungen von Beck [53] zu sogenannten Schmelzauswürfen kommen.

Beim Schweißen mit positivem Temperaturkoeffizienten besteht ebenfalls Gefahr, daß die Schmelzbadströmung zu einer Störung des Prozesses führt. Da die Dampfkapillare an der Oberfläche, dort also wo die Schmelzströmungen in diesem Fall zusammentreffen, jedoch einen größeren Durchmesser hat, kann sie hier nicht so einfach abgeschnürt werden. Bei niedrigen Oberflächenspannungen bilden sich die beim Zusammentreffen der radial nach innen gerichteten Strömungen entstehenden Turbulenzen stärker an der Schmelzbadoberfläche aus, d. h. das Schmelzbad schwabbelt stärker, weshalb insbesondere Gefahr besteht, daß die Kapillare zugeschwappt wird und es auf diese Weise zu Prozeßstörungen kommt.

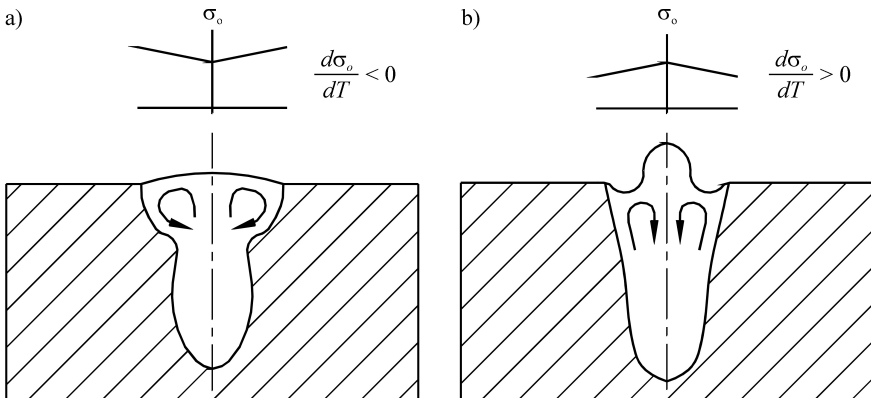


Bild 88: Nahtausbildung bei großen Schweißtiefen in Abhängigkeit vom Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung

Neben der von dem Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung abhängigen Strömungsgeschwindigkeit wird die Nahtausbildung auch von der absoluten Größe der Oberflächenspannung beeinflusst. Bei negativem Temperaturkoeffizienten stellt sich bei hohen

Oberflächenspannungen eine größere, bei niedrigeren Oberflächenspannungen eine geringere Nahtwölbung und damit eine flachere Nahtoberfläche ein. Bei positiven Temperaturkoeffizienten wird die Ausprägung des Nahteinfalls am Nahtrand und die Größe des Nahtwulstes in der Nahtmitte von der Höhe der Oberflächenspannung bestimmt. Bei niedrigen Oberflächenspannungen sind die Effekte von Nahteinfall- und Nahtwulstbildung deutlich stärker ausgeprägt, da die Schmelze der Marangoni-Strömung weniger Widerstand entgegengesetzt als bei hohen Oberflächenspannungen.

Schließlich wird die Nahtausbildung auch von der mit zunehmender Schweißtiefe ansteigenden Schweißnahtbreite beeinflusst. Für den Fall eines negativen Temperaturkoeffizienten, Bild 88 a, läßt sich im Bereich der Nahtoberfläche praktisch keine Veränderung feststellen. Für einen positiven Temperaturkoeffizienten, was dem in Bild 87 b dargestellten Fall entspricht, ergibt sich die in Bild 88 b dargestellte Querschnittsfläche. Während die Schmelzbadströmung mit zunehmender Nahtbreite an Einfluß auf die Schweißnahttiefe verliert, gewinnt sie gleichzeitig an Bedeutung für die Ausbildung der Nahtoberraupe. Dabei gilt für den Fall eines positiven Temperaturkoeffizienten grundsätzlich, daß je breiter die Naht ist umso stärker ist die Ausbildung des Wulstes in der Nahtmitte.

Interpretation der Versuchsergebnisse

In Kenntnis dieser Vorgänge können nun die eingangs beschriebenen Versuchsergebnisse interpretiert werden. Zunächst kann anhand von Querschliffen eine Zuordnung zu den einzelnen Konstellationen aus Oberflächenspannung und Temperaturkoeffizienten erfolgen. Dabei entspricht der in Bild 87 a beschriebene Fall dem Schweißen von EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014) unter Stickstoff- oder Heliumatmosphäre sowie dem Schweißen von AlMgSi-Legierungen unter Einsatz des inerten Heliums. Die Darstellung in Bild 87 b beschreibt das Schweißen von Legierungen des AlMgSi-Systems unter Stickstoffatmosphäre. Bild 87 c steht für das Schweißen von AlMg-Legierungen unter Helium, Bild 87 d schließlich für das Schweißen dieser Legierungen unter Stickstoffatmosphäre.

Bild 88 a entspricht dem Schweißen von AlMg- sowie AlMgSi-Legierungen unter Heliumatmosphäre. Die Breite der Naht im oberen Bereich ist von der Strömungsgeschwindigkeit abhängig und damit proportional zur Größe des Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung. Bild 88 b entspricht dem Schweißen dieser Legierungen unter Stickstoffatmosphäre; hier verhält sich die Größe von Nahtunterwölbung am Nahtrand und Nahtwulsthöhe in der Nahtmitte proportional zum Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung und umgekehrt proportional zur Oberflächenspannung.

Anhand der Auswertung der Querschliffe kann also geschlossen werden, daß es beim Einsatz von Stickstoff als Schutzgas bei den Legierungen des AlMg- und AlMgSi-Systems zu einer Umkehr der Marangoni-Strömung kommt. Daraus läßt sich schlußfolgern, daß in diesen Legierungen im Gegensatz zur Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014), bei der diese Richtungsumkehr der Schmelzbadströmung nicht auftritt, ein Element enthalten ist, das im Zusammenwirken mit einem reaktiven Schutzgas, wie es Stickstoff oder Luft beispielsweise darstellt, oberflächenaktiv ist. Wie ein Vergleich der Legierungszusammensetzungen von EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 mit den Legierungen des AlMg- und AlMgSi-Systems in Tabelle A-6

ergibt, unterscheiden sich diese Legierungen im Gehalt an Eisen, Magnesium und Silizium. Da bei der Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 keine Richtungsumkehr der Marangoni-Konvektion zu beobachten ist, kann daraus geschlossen werden, daß Eisen nicht oberflächenaktiv ist. Der geringe Abfall der Oberflächenspannung bei niedrigem Magnesiumgehalt (AlMgSi-Legierungen) im Vergleich zu dem starken Abfall bei hohen Magnesiumgehalten (AlMg-Legierungen) läßt folgern, daß dieses Element stark oberflächenaktiv ist. Da Silizium bei den AlMgSi-Legierungen teilweise in gleich hoher Konzentration vorliegt wie Magnesium, kann auf eine vernachlässigbare Oberflächenaktivität dieses Elementes geschlossen werden. Untersuchungsergebnisse über oberflächenaktive Elemente von Aluminiumschmelzen sind in der Literatur praktisch nicht zu finden. Die beschriebenen Ergebnisse stehen jedoch in sehr guter Übereinstimmung mit den vorhandenen Literaturwerten [164, 168, 169, 170, 171].

Es kann somit davon ausgegangen werden, daß sich Magnesium in der bei Knetlegierungen üblichen Konzentration von < 1 Gew.-% bei AlMgSi-Legierungen und 2 bis 5 Gew.-% bei AlMg-Legierungen in bezug auf das Aluminium als oberflächenaktiv erweist, d. h. die Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze proportional zum Gehalt an Magnesium und der Bedeckung mit Stickstoff in der Schmelze reduziert.

Die vom Schmelzrand radial in Richtung der Dampfkapillare gerichtete Schmelzströmung wird durch die in gleicher Richtung steigende Oberflächenspannung angetrieben. Da am Rand der Dampfkapillare durch den austretenden Metaldampf der Zutritt des Schutzgases unterbunden wird, ist die sich hier einstellende Oberflächenspannung konstant und unabhängig von der Schutzgasart; beim Einsatz von Helium ($d\sigma_o/dT < 0$) ist die Oberflächenspannung hier am geringsten, bei der Verwendung von Stickstoff ($d\sigma_o/dT > 0$) am höchsten. Entsprechend dem Abstand zur Dampfkapillare reduziert sich der Einfluß des aus der Kapillare ausströmenden Dampfes und gleichzeitig erhöht sich die Verfügbarkeit von Stickstoff an der Schmelzoberfläche und damit die Oberflächenaktivität des Magnesiums. Die Oberflächenspannung vermindert sich also radial nach außen, so daß sich an der Schmelzlinie die geringste Oberflächenspannung einstellt.

Auf Basis dieser Modellvorstellungen kann schließlich auch die beim Schweißen von Kehl- und Bördelnähten im Vergleich zu I-Nähten beobachtbare höhere Prozessorientierung erklärt werden. Wie anhand von Bild 89 a exemplarisch für die Kehlnaht zu erkennen ist, bildet sich bei negativem Temperaturkoeffizienten eine Kehle mit einem gleichmäßigen, einbrandkerbenfreien Nahtübergang aus. Die starke Ausformung der Kehle ist durch einen hohen Temperaturgradienten im Bereich der Nahtübergänge zu erklären. Er ergibt sich bei dieser Nahtgeometrie aufgrund der im Vergleich zu I-Nähten größeren Materialanhäufung, die eine schnellere Wärmeabfuhr erzeugt und daher auch als kalte Ecke bezeichnet wird. Da die Schmelzströmung der durch die Oberflächenspannung ausgebildeten Kehle folgt, kommt es im Bereich der kalten Ecke zu einer starken Umlenkung der Strömung, was ihr kinetische Energie entzieht und somit ihre Geschwindigkeit verringert. Aufgrund der reduzierten Strömungsgeschwindigkeit entsteht nun nicht mehr die oben für I-Nähte beschriebene Prozessstörung durch die Abschnürung der Dampfkapillaren, was mit einer höheren Prozessorientierung beim Schweißen dieser Nahtgeometrien gleichgesetzt werden kann.

Das Schweißen an der Kehle mit positivem Temperaturkoeffizienten führt entsprechend Bild 89 b zu nicht so gleichmäßigen Nahtübergängen. Es ergibt sich jedoch ein wesentlich größeres a-Maß, welches den tragenden Querschnitt repräsentiert, und damit eine größere Tragfähigkeit der Verbindung. Da in der Regel keine Einbrandkerben entstehen, kann auch im Hinblick auf die Dauerfestigkeit dieser Verbindung davon ausgegangen werden, daß mindestens gleiche oder, aufgrund des größeren Anbindungsquerschnittes, höhere Werte als bei der in Bild 89 a dargestellten Geometrie erreicht werden.

Da niedrige Oberflächenspannungen in rauheren Schweißnahtoberflächen resultieren, können somit die eingangs beschriebenen Beobachtungen bei den Versuchen durch diesen Zusammenhang erklärt werden. Für Eisen ergibt sich entsprechend Bild 86 eine Erhöhung der Oberflächenspannung, weshalb sich bei der Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014) die glatteste Nahtoberfläche einstellt. Für die AlMn- und die AlMgSi-Legierungen zeigt sich eine leicht höhere Rauheit der Nahtoberfläche, die von den geringen Gehalten an Mangan und Magnesium herrührt. Da Magnesium entsprechend Bild 86 die Oberflächenspannung mit Abstand am stärksten reduziert, kann somit die sehr starke Rauheit der Nahtoberfläche bei den Legierungen des AlMg-Systems mit Magnesiumgehalten zwischen 2 und 5 Gew.-% erklärt werden.

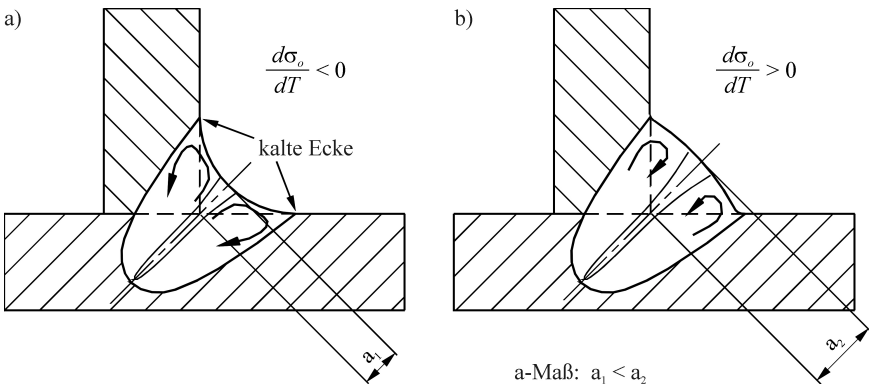


Bild 89: Schmelzbadströmung bei Kehlnähten

Hinsichtlich der Ausbildung der Nahtoberfläche kann somit geschlossen werden, daß die an Schweißnähten beobachteten Unterschiede sowohl von der Legierungszusammensetzung als auch von der Schutzgasatmosphäre abhängen. Dabei wird die Entstehung einer glatten, überhöhten (Nahtwulst) oder mit Einbrandkerben gekennzeichneten Nahttopologie von dem Temperaturkoeffizienten der Oberflächenspannung und die Rauheit der Nahtzeichnung von der Größe der Oberflächenspannung bestimmt.

6.4.2 Schweißnahtporosität

In Bild 90 ist die durch Quer- und Längsschliffe sowie mittels Röntgenprüfungen ermittelte typische Porenlage für die untersuchten Stoß- und Nahtformen beim Laserstrahlschweißen von Aluminium wiedergegeben. Dabei kann festgestellt werden, daß bei allen Einschweißungen die Poren vorwiegend in der Nähe des Nahtgrundes anzutreffen sind, bei Durchschweißungen dagegen eher in halber Nahttiefe. Auch hinsichtlich der Porengröße kann eine Unterscheidung getroffen werden; so treten bei Einschweißungen deutlich größere Poren auf, die in ihrer Form den von Rapp [7] beschriebenen Prozeßporen zugeordnet werden können; bei den Durchschweißungen ergeben sich deutlich kleinere und runde Poren, die somit als Gasporen identifiziert werden können. Die Porenhäufigkeit steigt dabei von Durchschweißungen (Bild 90 a) über Einschweißungen an Kehl- und Bördelnähten (Bild 90 c, d und e) bis hin zu Einschweißungen an I-Nähten (Bild 90 b) an. Dabei kann unabhängig von den genannten Parametern festgestellt werden, daß das Auftreten von Poren beim Schweißen unter Stickstoffatmosphäre entweder deutlich verringert oder nach [144] völlig unterbunden wird.

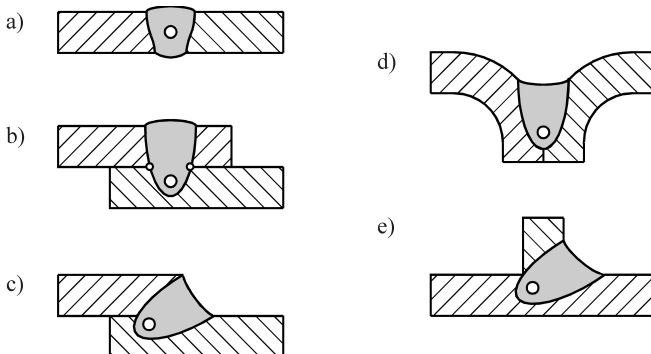


Bild 90: Charakteristische Porenlage in Abhängigkeit von der Stoß- und Nahtform

Durch die oben beschriebenen Zusammenhänge kann diese beobachtete Porenverteilung für Ein- und Durchschweißungen in Abhängigkeit von der Stoß- und Nahtform erklärt werden:

Die größere Häufigkeit von Poren an I-Naht-Einschweißungen im Vergleich zu Kehl- und Bördelnähten kann durch die oben beschriebene höhere Prozentsicherheit aufgrund von Unterschieden in der Schmelzbadströmung erklärt werden, die die Entstehung von Prozeßporen bei Kehl- und Bördelnähten reduziert. Gleichzeitig läßt sich damit auch das geringere Auftreten von Prozeßporen beim Einsatz von Stickstoff interpretieren, welches auf die Umkehr der Marangoni-Strömung zurückgeführt werden kann. Die nach Rapp [7] für eine vollständige Vermeidung von Prozeßporen beim Schweißen unter Heliumatmosphäre erforderliche spezifische Leistung pro Tiefe von ca. 8 kW/mm^2 wird mit der zur Verfügung stehenden Strahlquelle nur bis zu einer Einschweißtiefe von maximal 1,7 mm erreicht. Da die im Karosseriebau üblichen Aluminiumblechdicken jedoch im Bereich von 1,0 mm oder mehr liegen, muß somit für Überlappschweißungen praktisch immer mit Prozeßporen gerechnet werden. Durch den Einsatz von Stickstoff kann hier wie beschrieben Abhilfe geschaffen werden.

Die bei Durchschweißungen zu beobachtenden Gasporen können durch die erwähnten Unterschiede in der Schmelzbadströmung jedoch nicht vollständig erklärt werden. Auch der Wasserstoffgehalt des Grund- und Zusatzwerkstoffes kann für die Entstehung dieser Gasporen ausgeschlossen werden, da die bei Schweißungen an ein und demselben Blech beim Wechsel des Schutzgases ermittelten Unterschiede reproduzierbar waren. Es muß daher ein direkter Zusammenhang zwischen der Schutzgasart und dem Auftreten von Gasporen bestehen.

Beim Laserstrahlschweißen unter Stickstoffatmosphäre kommt es im Plasma zur Dissoziation des molekularen Stickstoffs. Der atomare Stickstoff kann nun im schmelzflüssigen Aluminium in Lösung gehen. Die temperaturabhängige Löslichkeit von atomarem Stickstoff in der Aluminiumschmelze bei einem hydrostatischen Druck von 0,1 MPa wird von Iwata [172] entsprechend Bild 91 angegeben. Demnach ergibt sich eine nur sehr geringe Löslichkeit für atomaren Stickstoff in Aluminium, die degressiv mit der Temperatur steigt.

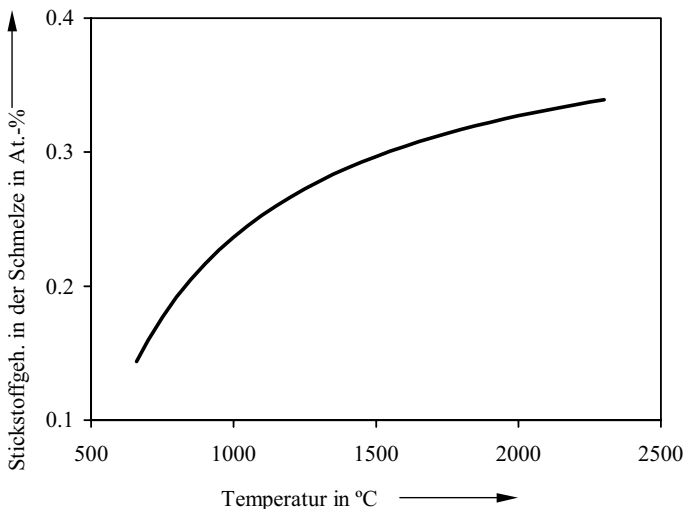


Bild 91: Berechnete Löslichkeit von atomarem Stickstoff in flüssigem Aluminium in Abhängigkeit von der Temperatur bei einem Druck von 0,1 MPa (nach Iwata [172])

Beim Laserstrahlschweißen wird diese in Bild 91 gezeigte maximale Löslichkeit jedoch nur an der Schmelzbadoberfläche erreicht. Durch die kontinuierliche Gaszufuhr ist die Schmelze hier stark mit Stickstoff gesättigt, im Innern des Schmelzbades ist jedoch praktisch kein Stickstoff gelöst. Der an der Oberfläche angereicherte Stickstoff kann nun mit flüssigem Aluminium gemäß dem von Wriedt [118] gegebenen binären Phasendiagramm Al-N vollständig zu Nitriden reagieren. Bei niedrigem hydrostatischem Druck, d. h. beispielsweise unter Atmosphärendruck wie er beim Laserstrahlschweißen in der Regel vorherrscht, ist AlN das einzig stabile Aluminiumnitrid. Die Reaktion zwischen Stickstoff und Aluminium läuft unter normalen Bedingungen bei Temperaturen leicht oberhalb des Schmelzpunktes von Aluminium nach Wriedt [118] nur sehr träge ab. Bei den hohen Temperaturen an der Schmelzbadoberfläche, die

nach den Untersuchungen von Rapp [7] Spitzentemperaturen von bis zu 4000°C erreichen, wird die Reaktionsgeschwindigkeit jedoch deutlich erhöht, so daß es in einer stark exothermen Reaktion zur Bildung von Aluminiumnitrid der Form AlN kommt. Der Schmelzpunkt von AlN liegt bei $2800 \pm 50^\circ\text{C}$. Dieser wird nach Class [173] jedoch nur bei sehr hohem Umgebungsdruck erreicht. Bei Atmosphärendruck (0,1 MPa) nähert sich das Nitrid dem Schmelzpunkt nur; denn es verdampft nach Hildebrand et al. [174] bereits bei einer Temperatur von 2435°C . Das verdampfende Molekül ist nach Dreger et al. [175] und Stull et al. [176] in diesem Zustand nicht mehr stabil, sondern spaltet sich auf, wobei Aluminium und molekulares Stickstoffgas entstehen. Da diese Verbindung unterhalb ihres Schmelzpunktes keinen Phasenwechsel mehr zeigt, kann somit davon ausgegangen werden, daß sich das Aluminiumnitrid in der Schmelze anreichert. Aufgrund der insgesamt nur sehr geringen Löslichkeit von Stickstoff in Aluminium sowie durch die Bindung des gelösten Stickstoffs in Aluminiumnitrid kann angenommen werden, daß praktisch kein gelöster Stickstoff in der Schmelze vorliegt.

Im Gegensatz dazu kommt es beim Einsatz von Helium einerseits zu einer wesentlich stärkeren Anreicherung in der Schmelze, und andererseits geht das Gas aufgrund der Edelgaskonfiguration keine chemische Verbindung ein, weshalb es in gelöster Form in der Schmelze vorliegt. Der höhere Gasgehalt in der Schmelze führt schließlich zu der beim Einsatz von Helium beobachtbaren Gasporenbildung.

Es kann somit festgestellt werden, daß die Schutzgasart einen wesentlichen Einfluß auf das Auftreten von Poren in der Schweißnaht hat. Diese Tatsache steht im Gegensatz zu der von Rapp [7] getroffenen Aussage, in welcher er den Einfluß der Schutzgasart auf die Entstehung von Prozeßporen verneint. Für die von ihm untersuchten Schutzgase (Helium, Argon und deren Gemische) trifft dies zu. Unter Berücksichtigung der dieser Arbeit zu Grund liegenden Ergebnisse sowie der abgeleiteten Zusammenhänge ist diese Aussage nicht auf die Verwendung von Stickstoff als Schutzgas übertragbar; hier kann sowohl das Auftreten von Prozeßporen, durch die veränderte Schmelzströmung, als auch von Gasporen, durch die verminderte Löslichkeit bzw. die Reaktion mit Aluminium zu AlN , vermindert werden.

Schließlich wurde neben der Verwendung von Stickstoff auch das Schweißen an Luft untersucht. Hinsichtlich Nahtausbildung und Porenformation konnten bei diesen Versuchen – nicht zuletzt aufgrund des hohen Stickstoffanteils in der Luft – sehr ähnliche Ergebnisse wie bei der Verwendung reinen Stickstoffs gefunden werden. Bei den AlMg -Legierungen trat bei den an Luft durchgeführten Schweißungen im Gegensatz zu allen anderen Legierungen zusätzlich ein weißer Niederschlag neben der Naht auf, und an der Nahtoberfläche war der Nahtschuppung „Streuselkuchen“-artig eine rauhe, durch Spitzen geprägte Struktur überlagert. Wie eine Spektralanalyse ergab, handelt es sich bei dem weißen Niederschlag um Magnesiumoxid; auch auf der Nahtoberfläche konnte Magnesiumoxid nachgewiesen werden.

Die Tatsache, daß es praktisch ausschließlich zur Bildung von Magnesiumoxid kommt, ist durch die in Bild 34 dargestellte, im Vergleich zu anderen Oxiden oder Nitriden wesentlich höhere freie Reaktionsenthalpie zu erklären. Die Entstehung des auf der Nahtoberfläche anzutreffenden Magnesiumoxids läßt sich auf die Oberflächenaktivität dieses Elementes unter Stickstoffatmosphäre zurückführen, die zu einer starken Anreicherung der Schmelzbadoberfläche mit diesem Element führt. Der sich neben der Naht bildende weiße Niederschlag ent-

steht durch eine Oxidation des aus der Kapillare verdampfenden Magnesiums. Aufgrund des niedrigeren Schmelzpunktes von Magnesium (vgl. Tabelle A-14) relativ zu dem des Aluminiums ist die Verdampfungsrate dieses Elementes nach den Untersuchungen von Rapp [7] im Vergleich zu anderen Elementen (z. B. Silizium, Eisen, Kupfer) sehr hoch, was den starken Magnesiumoxid-Niederschlag neben der Naht erklärt.

Es läßt sich somit feststellen, daß die Verwendung von Luft als Schutzgas immer nur dann zulässig ist, wenn der Magnesiumgehalt der Legierung sehr niedrig ist. Als zulässig kann deshalb die Verwendung von Luft bei den Legierungen des AlMn- und AlMgSi-Systems sowie bei der ebenfalls untersuchten Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4 (EN AW-8014) gelten.

6.4.3 Schweißnaht Härte

Um die Härteverlaufskurven über dem Nahtquerschnitt der verschiedenen Schweißnähte miteinander vergleichen zu können, wurde der auf der Abszisse aufgetragene Abstand von der Schweißnahtmitte so normiert, daß ± 1 die beiden Schmelzlinien der Schweißnaht markieren.

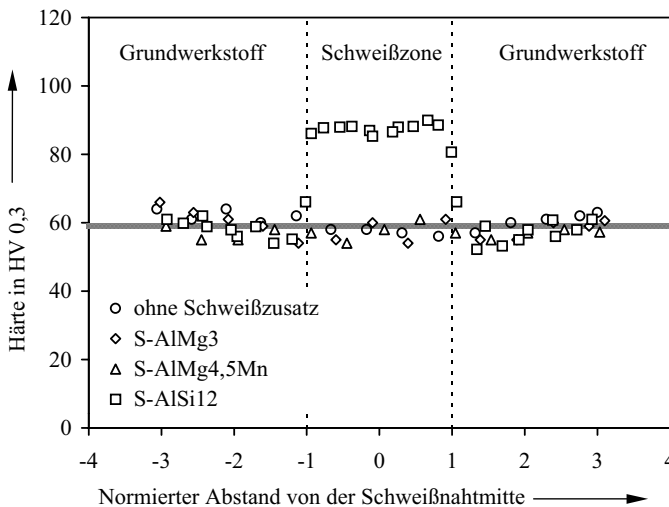


Bild 92: Normiertes Härteprofil an EN AW-Al Mg_{2,5}-H32 (EN AW-5052-H32) in Abhängigkeit von der Schweißzusatzart

In Bild 92 ist beispielhaft der Einfluß des Schweißzusatzes auf den Härteverlauf in der Schweißnaht an der Legierung EN AW-Al Mg_{2,5} (EN AW-5052) dargestellt. Sowohl beim Schweißen ohne Schweißzusatz als auch bei Verwendung des Schweißzusatzes S-AlMg₃ wird der hinsichtlich Heißrißbildung überkritische Legierungsgehalt an Magnesium nicht erreicht. Beim Einsatz von S-AlMg_{4,5}Mn und S-AlSi₁₂ dagegen können sich mit typischen Aufmischungsgraden von 15 bis 20 % die erforderlichen überkritischen Magnesium- bzw. Siliziumgehalte einstellen, vgl. Kapitel 6.2.3. Mit Ausnahme der mit S-AlSi₁₂ erzeugten

Schweißnaht, liegen die Härtewerte in der Schweißnaht auf vergleichbarem Niveau wie im Grundwerkstoff. Beim Einsatz von S-AlSi12 als Schweißzusatz kommt es dagegen zu einem sprunghaften Anstieg der Härte um rund 50 % gegenüber dem Grundwerkstoff, was sich im Hinblick auf die statische, dynamische und Crashfestigkeit negativ auswirken kann.

Stellvertretend für AlMg-Legierungen mit überkritischen Legierungsgehalten an Magnesium sind in Bild A-7 die Härteverlaufskurven von Schweißnähten an EN AW-Al Mg_{4,5}Mn_{0,4}F28 (EN AW-5182) dargestellt, die ohne bzw. mit unterschiedlichen Schweißzusätzen hergestellt wurden. Die Verwendung von Schweißzusatz an diesen Legierungen ist immer nur dann erforderlich, wenn technologische Gründe oder eine Prozeßstabilisierung es notwendig machen. Dabei stellt sich in der Schweißzone unabhängig vom Schweißzusatz eine Aufhärtung von rund 10 % gegenüber dem Grundwerkstoff ein.

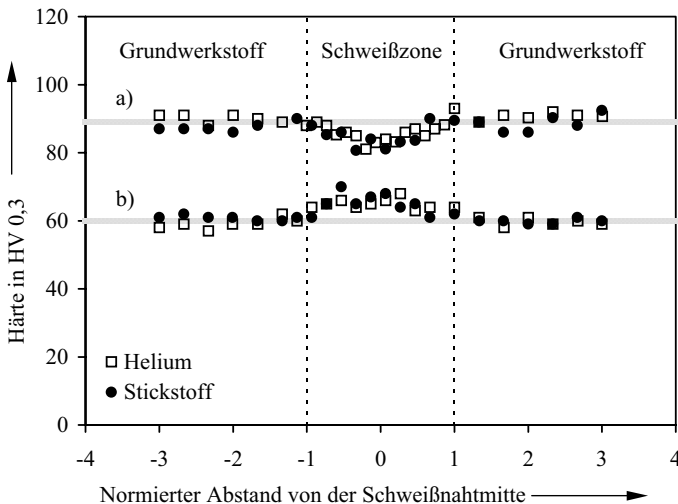


Bild 93: Normiertes Härteprofil in Abhängigkeit von der Schutzgasart für die I-Nahtverbindung am Stumpfstoß von EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2} (EN AW-6016) 1,3 mm / 1,3 mm mit Schweißzusatz S-AlSi12 a) im Zustand T4 geschweißt und b) anschließend für 50 Minuten bei 205°C warmausgelagert

Für das Schweißen der aushärtbaren AlMgSi-Blechlegierungen muß ein Schweißzusatz mit hohem Magnesium- (S-AlMg_{4,5}Mn) oder Siliziumgehalt (S-AlSi12) eingesetzt werden, um den Legierungsgehalt in der Schweißnaht auf ein heißbrüchigkeitskritisches Niveau zu heben. Die Bilder A-8 und A-9 zeigen die entsprechenden Härteverlaufskurven für die Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2}-T4 (EN AW-6016-T4) und EN AW-Al Mg₁SiCu-T6 (EN AW-6061-T6). Wie aus Bild A-8 hervorgeht, erreicht die im Anlieferungszustand geschweißte Legierung EN AW-Al Mg_{0,4}Si_{1,2}-T4 (EN AW-6016-T4) in der Naht in beiden Fällen eine leicht höhere Härte als im Grundwerkstoff. Während die Härte beim Übergang vom Grundwerkstoff zur Schweißzone unter Einsatz von S-AlMg_{4,5}Mn sprunghaft ansteigt, ist der Übergang bei Ver-

wendung von S-AlSi12 sehr gleichmäßig. Aufgrund des höheren Härteniveaus der Strangpreßlegierung EN AW-Al Mg1SiCu-T6 (EN AW-6061-T6) sind die Härteverläufe an dieser Legierung für beide untersuchten Schweißzusätze nahezu identisch.

Durch eine anschließende Warmauslagerung der Schweißverbindung, die die Lacktrocknung in der Karosseriefertigung simuliert, kann im unbeeinflussten Grundwerkstoff der Legierung EN AW-Al Mg0,4Si1,2 (EN AW-6016) ein rund 50 % höheres Härteniveau erreicht werden, Bild 93. Das Gußgefüge der Schweißnaht erfährt dabei eine geringere Aufhärtung als der Grundwerkstoff, so daß das Härteniveau in der Schweißzone im ausgehärteten Zustand niedriger ist als im Grundwerkstoff. Ebenfalls verdeutlicht in Bild 93 ist der Einfluß der Schutzgasart auf die Nahthärte; demnach hat die Entstehung von Aluminiumnitriden beim Einsatz von Stickstoff als Schutzgas praktisch keinen Einfluß auf die Nahthärte.

Für das Schweißen der Legierung EN AW-Al Fe1,5Mn0,4-W10 (EN AW-8014-W10) ist kein Schweißzusatz erforderlich; entsprechend Bild A-10 kommt es durch den Schweißprozeß in der Naht zu einer Härtesteigerung um rund 50 % im Vergleich zum Grundwerkstoff.

Abschließend sind in den Bildern A-11 und A-12 Härteverlaufskurven für Mischverbindungen zwischen EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 (EN AW-6016-T4) und EN AW-Al Mg1SiCu-T6 (EN AW-6061-T6) bzw. EN AW-Al Mg4,5Mn0,4-F28 (EN AW-5182-F28) dargestellt. In beiden Fällen stellt sich ein gradueller Härteübergang ein, der sowohl unter dem Gesichtspunkt statischer als auch dynamischer Belastung als unkritisch bewertet werden kann.

6.4.4 Schweißnahtfestigkeit

Für die Schweißnahtfestigkeitsuntersuchungen wurden ausschließlich Proben eingesetzt, die der von Rapp [7] definierten Randbedingung genügen, d. h. die Anbindungsbreite der untersuchten Nahtverbindungen war mindestens so groß wie die minimal zu fügende Blechdicke.

Die *statischen Nahtfestigkeitswerte* Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung werden in Bild 94 exemplarisch an einer I-Naht am Stumpfstoß der Legierung EN AW-Al Mg0,4Si1,2 (EN AW-6016) mit jeweils 1,3 mm Blechdicke dargestellt. Die Festigkeits- und Dehnwerte wurden dabei sowohl an Proben ohne Nachbehandlung als auch an warmausgelagerten Proben ermittelt. Wie gezeigt, haben die bei den Untersuchungen eingesetzten Schutzgase Helium, Stickstoff und Luft praktisch keinen Einfluß auf die statischen Festigkeitskennwerte dieser Schweißverbindung. Sowohl vor als auch nach der Warmaushärtung werden bei dieser Verbindung im Hinblick auf Streckgrenze und Zugfestigkeit jeweils mehr als 95 % der Grundwerkstofffestigkeit erreicht.

Wie bereits in Abschnitt 6.3.1 diskutiert wurde, hat die Fügespaltweite einen entscheidenden Einfluß auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht. Bild 95 illustriert in diesem Zusammenhang beispielhaft den Einfluß der Fügespaltweite auf die statische Zugfestigkeit an einer I-Naht am Überlappstoß der Legierung EN AW-Al Mg2,5-H32 (EN AW-5052-H32) mit jeweils 2,0 mm Blechdicke. Der deutliche Anstieg von Kopf- und Scherzugfestigkeit mit der Fügespaltweite kann durch die bereits in 6.3.1 beschriebene Verbreiterung des Anbindungsquerschnittes in der Fügeebene erklärt werden. Angetrieben durch den Dampf-

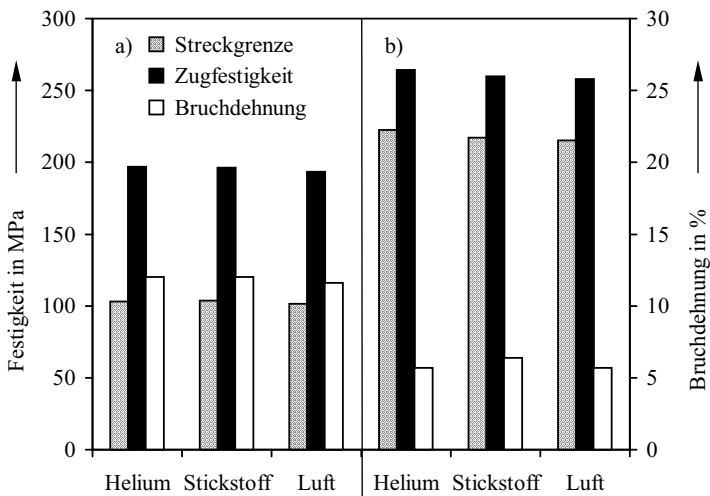


Bild 94: Nahtfestigkeit und -dehnung in Abhängigkeit von Schutzgasart für die I-Nahtverbindung am Stumpfstoß von EN AW-Al Mg0,4Si1,2 (EN AW-6016) 1,3 mm / 1,3 mm mit Schweißzusatz S-AlSi12 a) im Zustand T4 geschweißt und b) anschließend für 50 Minuten bei 205°C warmausgelagert

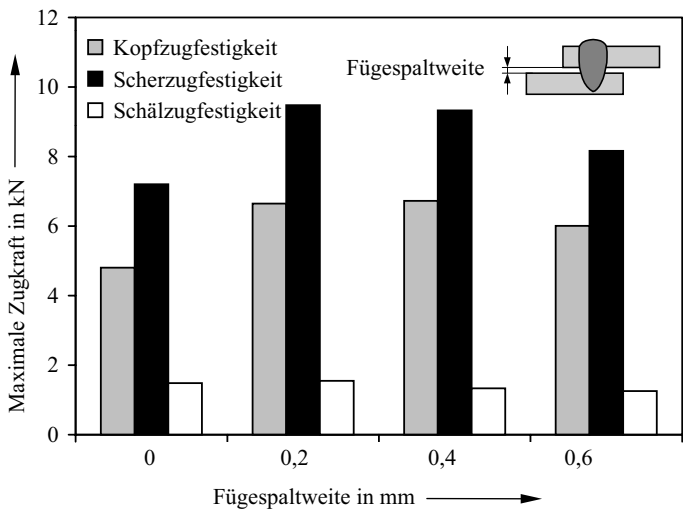


Bild 95: Maximale statische Kopf-, Scher- und Schälzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Fügespaltweite für die I-Nahtverbindung am Überlappstoß von EN AW-Al Mg2,5-H32 (EN AW-5052-H32) 2,0 mm / 2,0 mm

druck in der Kapillare wird dabei quer zur Vorschubrichtung Schmelze in den Fügespalt gedrückt. Bei Spaltweiten von mehr als 0,6 mm kann keine gleichmäßige Nahtanbindung mehr erreicht werden. Zusätzlich stellen sich bei zu großen Spaltweiten Prozeßstörungen ein, die ein reproduzierbares Fügen nicht mehr zulassen.

Durch Schwingversuche wurde die Dauerfestigkeit von Schweißnähten untersucht. Wesentliche Einflußparameter sind der Eigenspannungszustand der Naht nach dem Schweißen, die Kerbwirkung an den Werkstoff- bzw. Nahtübergängen und die Ausbildung der Gefügestruktur in Schweißgut und Wärmeeinflußzone, die einzeln oder in Kombination zu einer erheblich reduzierten Dauerfestigkeit der Naht im Vergleich zu einer ungeschweißten Probe aus dem gleichen Grundwerkstoff führen. Die Dauerschwingfestigkeit einer geschweißten, abgearbeiteten und polierten Probe erreicht im günstigsten Fall den Wert einer unbearbeiteten und ungeschweißten Probe.

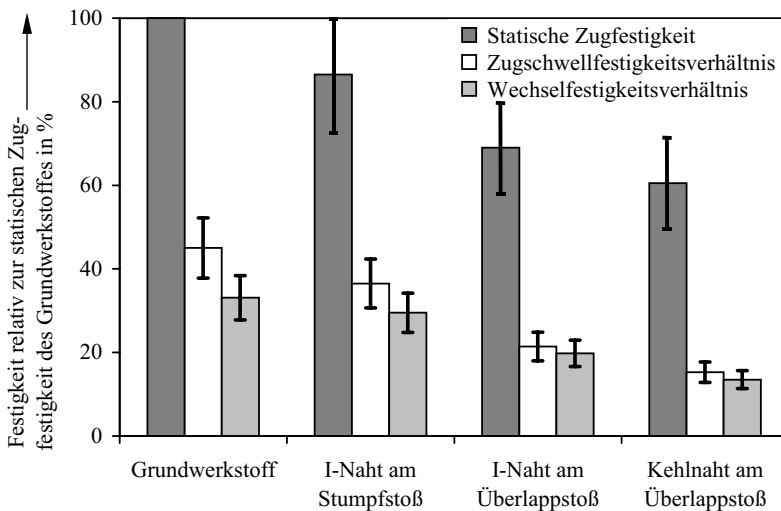


Bild 96: Grundwerkstoff- und Nahtfestigkeit unter statischer und dynamischer Last in Abhängigkeit von der Nahtgeometrie

Wie anhand der Untersuchungen festgestellt wurde, tritt das Bauteilversagen vielfach in der Wärmeeinflußzone der Schweißnaht auf. Diese kann bei konstanten Randbedingungen nur durch eine Veränderung der Prozeßparameter beeinflußt werden. Entsprechend den Untersuchungen in Kapitel 6.2 sind die Freiheitsgrade bei der Prozeßparameterwahl jedoch aufgrund von Legierungsart, Blechdicke und Bauteilgeometrie erheblich eingeschränkt. Als Möglichkeiten zur Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Wärmeeinflußzone stehen deshalb nur Verfahren zur Schweißnahtnachbehandlung zur Wahl, mittels derer die Gefügestruktur gezielt verändert werden kann; als geeignet gilt beispielsweise eine Wärmeeinflußzonenbehandlung.

Für den Fall, daß das Bauteilveragen in der Schweißnaht selbst auftritt, gibt es mehrere Möglichkeiten, um ihre Kondition an die entsprechenden Belastungen anzupassen. Den geringsten Einfluß haben die Prozeßparameter, da sich in der Schweißnaht praktisch immer eine grobe, gußartige Gefügestruktur einstellt, die nur marginal von Veränderungen im Wärmezyklus des Schweißens beeinflusst wird. Die entscheidenden Parameter für eine gezielte Veränderung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht bietet die Zugabe von Schweißzusatz, wobei entsprechend Kapitel 6.2.3 eine gezielte Abstimmung der Legierungszusammensetzungen von Grundwerkstoff und Schweißzusatz in Abhängigkeit vom Aufmischungsgrad erforderlich ist. Besonders hervorzuheben ist in diesem Zusammenhang die Wirkung von Zirkonium, das aufgrund seiner geringen Größe (rund 1/10 von Magnesium) als Keimbildner fungiert und damit eine starke Kornfeinung im Schweißgut bewirkt. Die hierdurch erreichbare feinere Kornstruktur führt zu einer deutlichen Verbesserung der mechanisch-technologischen Nahteigenschaften, was sich positiv sowohl auf die Umformeigenschaften als auch auf die dynamische Nahtfestigkeit auswirkt.

Tabelle 2: Gemittelte Kennwerte der untersuchten Werkstoffe hinsichtlich statischer, Schwell- und Wechselfestigkeit sowie Mittelspannungsempfindlichkeit

	$R_{m,N}/R_{m,G}$ [% von $R_{m,G}$]	c_S [%]	c_W [%]	M_σ [-]
Grundwerkstoff	100	45,0	33,1	0,47
I-Naht am Stumpfstoß	86,5	36,5	29,5	0,62
I-Naht am Überlappstoß	69,0	21,4	19,8	0,85
Kehlnaht am Überlappstoß	60,5	15,3	13,5	0,76

Auf Basis der diskutierten Randbedingungen wurden Schweißproben mit optimierten Parametern hergestellt und entsprechend Kapitel 4.4.2 geprüft. In Tabelle 2 sind die gemittelten Kennwerte der statischen und dynamischen Nahtfestigkeitsuntersuchungen für die verschiedenen Stoß- und Nahtformen zusammengefaßt. Wie Bild 96 verdeutlicht, weichen die einzelnen Untersuchungsergebnisse dabei abhängig von der Legierungsart um maximal 16 % von diesen Mittelwerten ab. Die statische Zugfestigkeit fällt, ausgehend von der Grundwerkstofffestigkeit, auf rund 86,5 % bei der I-Naht am Stumpfstoß, 69,0 % bei der I-Naht am Überlappstoß und 60,5 % bei der Kehlnaht ab. Die dynamische Schwell- bzw. Wechselfestigkeit zeigt die gleiche Rangfolge der beschriebenen Stoß- und Nahtformen. Im Hinblick auf die Mittelspannungsempfindlichkeit verändert sich dieses Bild; die I-Naht am Überlappstoß zeigt die höchste Mittelspannungsempfindlichkeit gefolgt von der Kehlnaht am Überlappstoß sowie der I-Naht am Stumpfstoß. Die Gültigkeit dieser gemittelten Kennwerte ist beschränkt auf die untersuchten Legierungen mit Zugfestigkeiten von bis zu 250 MPa; eine Übertragung beispielsweise auf höherfeste Aluminiumlegierungen, wie sie im Luftfahrtbereich zum Einsatz kommen, ist nicht möglich.

6.5 Auswertende Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde die Laserstrahl-Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen behandelt. In Experimenten wurden die Laserstrahl-Schweißmöglichkeit, -sicherheit und -eignung wichtiger Legierungen dieser Werkstoffgruppe für den Karosseriebau untersucht. Aus den Ergebnissen wurden Lösungsansätze und Modellvorstellungen für die Optimierung des Schweißprozesses an Aluminiumlegierungen entwickelt. Die Eigenschaften der zur Verfügung stehenden Strahlquelle (Nd:YAG-Laser, $P_W = 4 \text{ kW}$) schränken die im folgenden zusammengefaßten Aussagen auf den durch Versuchsparameter begrenzten Bereich ein, erlauben jedoch Ausblicke in großtechnische Maßstäbe hinsichtlich Strahlleistung und Werkstückabmessungen für die unterschiedlichen Stoß- und Nahtformen.

- ◆ Neben der Laserstrahlleistung stellen die Schweißgeschwindigkeit und die die Einschweißtiefe maßgeblich beeinflussende Fokusslage die wesentlichen Prozeßparameter beim Laserstrahlschweißen dar. Der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Tiefschweißen findet je nach Legierungszusammensetzung und Schutzgasart bei einer spezifischen Leistung von 4,5 bis 5 kW/mm statt. Der maximale Prozeßwirkungsgrad wird bei einer normierten Laserleistung von 7,3 erreicht; 90 % des Maximums werden im Bereich von 5,1 bis 10,8 erreicht.
- ◆ Schweißzusatz dient dem Ausgleich fertigungsbedingter Unregelmäßigkeiten der zu fügenden Werkstücke, wirkt sich auf die erreichbare Schweißgeschwindigkeit aus und beeinflusst die Naht prozeßstabilisierend. Die Heißrißbildung kann insbesondere durch die Wahl von Schweißzusätzen mit geeigneter chemischer Zusammensetzung gemindert werden. Eine Abstimmung auf die Legierung des Grundwerkstoffes ist in jedem Fall erforderlich. Sehr gute Ergebnisse hinsichtlich der Nahtoberfläche werden erreicht, wenn bei optimierten Laserstrahlparametern der Fokuspunkt auf der Oberseite des Zusatzdrahtes liegt und der Draht mittig getroffen wird. Der Draht sollte sich dabei unmittelbar über der oberen Kante der zu fügenden Teile befinden. Für einen sicheren Materialübergang in die Schmelze sind Drahtdurchmesser und -vorschubgeschwindigkeit aufeinander abzustimmen, wobei als prozeßsichere untere Grenze für die Drahtvorschubgeschwindigkeit ein diskontinuierlicher, tropfenförmiger Übergang gilt.
- ◆ Der Gefahr einer Rißbildung am Flansch, z. B. bei zu geringen Flanschbreiten und niedrigen Schweißgeschwindigkeiten, kann mit Hilfe einer entwickelten Modellvorstellung begegnet werden; sie geht von einem einseitig eingespannten Balken (Rißentstehung am Blechrand) bzw. einem beidseitig eingespannten Balken (Rißentstehung im Blech) aus und beschreibt die lokal bis über die Festigkeitsgrenze des Grundwerkstoffes ansteigenden, schließlich zum Riß führenden Beanspruchungen. Je nach Schweißgeschwindigkeit und Flanschbreite ergeben sich Flanschauswanderungen im Bereich einiger Mikrometer. Neben Werkstoff- und Geometriewahl sind Prozeßparameter bestimmend; bei Blechdicken bis 3 mm gelten legierungsabhängig Flanschbreiten von mehr als 4 bis 7 mm als rißsicher.
- ◆ Schweißwinkel mit Auslenkungen quer zur Vorschubrichtung von bis zu $\pm 15^\circ$ gelten bei I-Nähten als zulässig; bei Bördelnähten bis zu $\pm 5^\circ$. Bei Kehlnähten führen Auslenkungen zwischen 60° und 75° zu guten Ergebnissen. Der Einfluß der Strahlauslenkung in Vorschubrichtung ist hinsichtlich der Nahtquerschnittsfläche geringer als im Hinblick auf die

Einschweißtiefe. Bei stechender Einstrahlung wird zwischen 5° und 15° eine Einschweißtiefensteigerung um rund 10 % gegenüber orthogonaler Einstrahlung erreicht.

- ◆ Die Schutzgasführung ist beim Laserstrahlschweißen prägend für die Nahtausbildung. Gute Ergebnisse werden mit einer konischen Ringkanaldüse erzielt; ihr Einsatz ist jedoch auf Prozesse mit geringer Spritzerbildung beschränkt. Lateral schleppend oder koaxial zum Draht angeordnete Schutzgasführungen in Verbindung mit einer Querstromdüse führen bei stark spritzerbehafteten Schweißprozessen zu den besten Ergebnissen.
- ◆ Es wird eine qualitativ beschreibende Modellvorstellung für die Nahtausbildung vorgestellt. Ausgangspunkt dieser Betrachtungen war der Einfluß von Oberflächenspannung und Schmelzbadströmung auf die Nahtausbildung. Während die Höhe der Oberflächenspannung in erster Linie über die Rauheit der Nahtoberfläche entscheidet, führen die durch den Temperaturgradienten der Oberflächenspannung erzeugten thermokapillaren Schmelzbadströmungen entsprechend den entwickelten Modellvorstellungen zu Unterschieden hinsichtlich Prozeßsicherheit, Schweißnahtfehlstellen (Schmelzauswürfe), Poren (Gas- und Prozeßporen) und Nahtquerschnittsform (Tiefe, Breite). Die Ergebnisse sind dabei von der Legierungszusammensetzung, der Schutzgasart sowie von der Nahtform abhängig. Unter dem Einfluß des in bezug auf Stickstoffgas oberflächenaktiven Magnesiums der Schmelze ändert z. B. der Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung sein Vorzeichen; dies ist gleichbedeutend mit einer Richtungsumkehr der Marangoni-Strömung. Dadurch wird Schmelze vom Rand in die Nahtmitte geführt und staut sich dort zu einem Wulst auf. Mit diesen Modellvorstellungen sind alle Nahtquerschnittsformen bzw. die Nahtrauigkeit sowie die von der Nahtform abhängige Prozeßsicherheit und Porenbildung zu interpretieren. Die entwickelten Modellvorstellungen bilden die Grundlage für ein tieferes Verständnis der Vorgänge beim Laserstrahl-Schweißprozeß an Aluminium.
- ◆ Die Schweißnahtqualität wird definiert durch Nahthärte und Nahtfestigkeit (statische Zugfestigkeit, dynamische Schwingfestigkeit). Wesentliche Einflußfaktoren sind die Legierungsart von Grundwerkstoff und Schweißzusatz, die Wärmeleitung im Prozeß (Wärmeeinflußzone) sowie die Wärmenachbehandlung (Schweißnaht, Wärmeeinflußzone, Grundwerkstoff). Die Nahtfestigkeit hinsichtlich statischer als auch dynamischer Belastung ist bei der I-Naht am Stumpfstoß am größten; bei den Überlappstößen (I- und Kehlnaht) fällt sie jeweils weiter ab. Die Kerbempfindlichkeit von Aluminium drückt sich in einer hohen Mittelspannungsempfindlichkeit dieses Werkstoffes aus; sie steigt, ausgehend vom Grundwerkstoff (0,47), über I-Naht am Stumpfstoß (0,62) sowie Kehlnaht (0,76) und I-Naht am Überlappstoß (0,85) an.
- ◆ Die definierten Randbedingungen für den Schweißprozeß führen in Zusammenhang mit den entwickelten Modellvorstellungen zu einem prozeßsicheren Fügen von Aluminium an Blechdicken bis zu 3 mm, was den Einsatz dieses Fügeverfahrens im Karosserieleichtbau und damit die Erschließung der in Kapitel 6.1 beschriebenen Anwendungsfelder für die verschiedenen Stoß- und Nahtformen erlaubt.

7 Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, die Schneidbarkeit und die Schweißbarkeit von Aluminiumlegierungen mit Festkörperlasern im Hinblick auf einen großserientechnischen Einsatz im Karosseriebau zu untersuchen. Auf Basis der vorgestellten Ergebnisse scheint eine Umsetzung von karosserietypische Laseranwendungen zum Schneiden und Schweißen von Aluminium machbar.

Laserstrahlschneiden

Beim Schmelzschneiden konnte aufgrund des hohen Intensitätsgradienten am Strahlrand eine für Laserstrahlschnitte an Aluminium niedrige Rauhtiefe sowie hohe Rechtwinkligkeitstoleranz der Schnittflächen relativ zur Werkstückoberfläche erzielt werden. Dabei konnten mit allen untersuchten Schneidgasen (Argon, Helium, Stickstoff, Luft) Schnittgüten der Klasse I erreicht werden. Die besten Ergebnisse lieferten Schnitte mit den Edelgasen (10 - 15 μm), gefolgt von den ähnlich guten Stickstoff-Schnitten (15 - 20 μm). Die Rauhtiefen der mit Druckluft ausgeführten Schnitte lagen mit 20 bis 30 μm höher, jedoch nach wie vor deutlich im Gütebereich I.

Laserstrahlbrennschneiden ist im Gegensatz zu anderen thermischen Trennverfahren möglich. Der Prozeßwirkungsgrad wird dabei im günstigsten Falle um rund 15 % erhöht wobei die erreichbaren Schneidgeschwindigkeiten bei gleicher Blechdicke maximal 50 % höher liegen als beim Schmelzschneiden. Die proportional zur Schneidgeschwindigkeit steigende Oberflächen-temperatur und Schmelzfildicke an der Schneidfront erhöhen die Verfügbarkeit von Sauerstoff an der Oxid-Metall-Grenze und begünstigen somit die Oxidationsreaktion. Die kritische Blechdicke für das Brennschneiden ist dadurch nach unten, durch den aufgrund des höheren Schmelzpunktes des Aluminiumoxids erschwerten Schmelzaustrieb nach oben begrenzt. Die erreichbaren Schnittgüten liegen überwiegend im Bereich der Klasse III; bei ausreichend hohen Schneidgasdrücken und geringen Blechdicken können Güte-II-Schnitte erreicht werden.

Die im Fertigungsprozeß durch Führungsungenauigkeiten entstehenden Einstrahlwinkelabweichungen von der Oberflächennormalen wurden untersucht. Es können schon bei kleinen Winkelauslenkungen von $> 3^\circ$ Änderungen in der Rauhtiefe beobachtet werden. Auslenkungen quer zur Vorschubrichtung fallen dabei durch einen stärkeren Rauhtiefenanstieg auf als schleppende oder stechende Einstrahlungen. Sind Auslenkungen aus der Oberflächennormalen nicht zu vermeiden, gelten schleppende Einstrahlungen als am günstigsten.

Beim Schmelzschneiden von beschichteten, und hier insbesondere lackierten Blechen ist die Schnittqualität unmittelbar von der Beschichtungszusammensetzung und -farbe abhängig. Durch eine individuelle Abstimmung der Prozeßparameter auf die Beschichtung können die erreichten Schnittqualitäten als zufriedenstellend gelten. Da eine nachträgliche Lackierung der Schnittkanten in der Regel nicht vorgesehen ist, müssen diese gegebenenfalls durch zusätzliche Maßnahmen vor einem Korrosionsangriff geschützt werden. Dabei konnte gezeigt werden, daß dies machbar erscheint.

Laserstrahlschweißen

Ausgehend von einer Untersuchung der einzelnen Einflußgrößen auf den Laserstrahl-Schweißprozeß an Aluminium, bei dem ein maximaler Prozeßwirkungsgrad von knapp 30 % nachgewiesen werden konnte, folgte – wie bereits beim Schneiden – eine Betrachtung der Auswirkungen von Einstrahlwinkelveränderungen. Dabei konnte nur ein geringer Einfluß der Strahlauslenkung auf den Prozeßwirkungsgrad, jedoch eine starke Abhängigkeit zwischen dem Schweißwinkel und der Einschweißtiefe festgestellt werden. Es zeigte sich, daß bei stechenden Einstrahlwinkeln zwischen 5° und 15° eine Einschweißtiefensteigerung um rund 10 % möglich ist.

Ausgehend von Beobachtungen im Experiment wurde eine Modellvorstellung entwickelt, mittels derer die Rißenstehung beim Schweißen an Flanschen mit geringem Randabstand erklärt werden kann. Es geht von einem einseitig eingespannten (Schweißbeginn am Blechrand) bzw. zweiseitig eingespannten (Beginn im Blech) Balken aus. Wie anhand des Modells nachgewiesen werden konnte, ist die Reißgefahr dabei proportional zur Wärmeleitfähigkeit und dem Verhältnis von Verdampfungs- zu Schmelztemperatur des Werkstoffs sowie zum Fokusdurchmesser des Laserstrahls; umgekehrt proportional verhält sich die Schweißgeschwindigkeit und die Flanschbreite neben der Schweißnaht.

Unter dem Gesichtspunkt der Schweißneigung wurde eine Modellvorstellung entwickelt, mit der unter Berücksichtigung von Höhe, Gradient und Koeffizient der Oberflächenspannung die Nahtausbildung beim Schweißen erklärt werden kann. Im einzelnen werden dabei Erklärungen für die im Experiment beobachteten Unterschiede in der Topologie der Nahtoberfläche, im Einbrandprofil der Schweißnaht sowie in der Entstehung von Poren in der Schweißnaht dargestellt. Die Modellvorstellung gibt Antworten auf viele der Fragen, die im Zusammenhang mit dem Laserstrahlschweißprozeß an Aluminium bislang noch offen waren. Sie bildet somit eine Grundlage dafür, ein weiter vertieftes Verständnis für den Laserstrahl-Schweißprozeß an Aluminium zu schaffen. Unter der Voraussetzung, daß die entsprechenden Algorithmen entwickelt werden und die notwendigen Werkstoffkennwerte zur Verfügung stehen, kann durch eine Abbildung der beschriebenen Sachverhalte in die Simulationstechnik sowie durch eine Verknüpfung mit bereits bestehenden Simulationsprogrammen, z. B. DB-LASIM (177), zukünftig auf diesem Wege – ausgehend von einer vorgegebenen Schweißaufgabe, definiert durch Legierung, Blechdicke Stoß- und Nahtform – eine schnellere Aussage über die zu wählenden Prozeßparameter erwartet werden, als dies mittels Experimenten heute möglich ist.

8 Literatur

- [1] Norm DIN 1304 02.78. *Allgemeine Formelzeichen*
- [2] Normentwurf DIN 8563 Teil 12 11.95: *Sicherung der Güte von Schweißarbeiten; Elektronenstrahl- und Laserstrahlschweißverbindungen an Aluminium und seinen schweißgeeigneten Legierungen; Richtlinie für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten.*
- [3] Norm DIN EN ISO 11145 02.95: *Optik und optische Instrumente; Laser und Lasieranlagen; Begriffe und Formelzeichen.*
- [4] Norm DIN EN 26520 12.91: *Einteilung und Erklärung von Unregelmäßigkeiten in Schmelzschweißungen an Metallen.*
- [5] LEUSCHEN, B.; HOPF, B.: *Fügen von Stahl, Aluminium und deren Kombination –Karosserie-Fügeverfahren im Vergleich.* In: Entwicklungen im Karosseriebau (Tagungsband der Tagung der VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik, Düsseldorf, 1996). Düsseldorf: VDI-Verlag, 1996, S. 113 (VDI-Berichte, Bd. 1264).
- [6] RIEF, A.: *Untersuchungen zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung.* Universität Erlangen, Dissertation, 1991.
- [7] RAPP, J.: *Laserschweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau.* Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [8] FORD, H.; CROWTHER, S.: *Das große Heute, das größere Morgen.* Leipzig: List, 1928.
- [9] NIEMANN, H.: *Wilhelm Maybach. König der Konstrukteure.* Stuttgart: Motorbuch, 1995.
- [10] NEUBAUER, H.: *Die Chronik des Automobils.* Augsburg: Bechtermünz, 1994.
- [11] PÄFGEN, F.-J.; LEITERMANN, W.: *Audi Space Frame – ASF. Ein neues PKW-Rohbaukonzept in Aluminium.* In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): Entwicklungen im Karosseriebau, Hamburg, 1994. Düsseldorf: VDI, 1994, S. 23 (VDI-Berichte, Bd. 1134)
- [12] KALLINA, I.; BARETSCH, H.-G.; COLMSEE, H.: *Intelligente Leichtbauweise – Das Leichtbaukonzept für die Karosserie-Rohbauentwicklung bei der Mercedes-Benz AG.* In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): Entwicklungen im Karosseriebau, Hamburg, 1994. Düsseldorf: VDI, 1994, S. 9 (VDI-Berichte, Bd. 1134)
- [13] TIMM, H.; REITER, K.: *Karosseriekonzepte in Aluminium und deren Auswirkungen.* In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): Entwicklungen im Karosseriebau, 1992. Düsseldorf: VDI, 1992, S. 335 (VDI-Berichte, Bd. 968)
- [14] BURGERT, W.; BÖHNER, R.; SCHIEBEL, D.: *Tendenzen im Karosserieleichtbau.* In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): 150 Jahre Wilhelm Maybach, Tag. der VDI-Gesellschaft, Heilbronn, 1996. Düsseldorf: VDI, 1996, S. 29 (VDI-Berichte, Bd. 1256)

- [15] BRAESS, H.-H.: *Werkstoffe im Automobilbau – eine systematische Betrachtung*. In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): *Kunststoffe im Automobilbau – Anwendung und Wiederverwertung*, Mannheim, 1991. Düsseldorf: VDI, 1991 (Serie: Kunststofftechnik)
- [16] LEYER, A.: *Wesen und Wert des Leichtbaues*. Technica (1970) Nr. 23.
- [17] HERTEL, H.: *Leichtbau*. Berlin: Springer, 1960.
- [18] PETRI, H.: *Leichtbau – aber wie? Potentiale und Grenzen einer Leichtbaustrategie aus der Sicht von Mercedes-Benz*. In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): *Vorträge des 17. Internationalen Wiener Motorensymposiums*, Wien, 1996. Düsseldorf: VDI, 1996, Bd. 1, S. 15 (VDI-Fortschrittsberichte, Reihe 12)
- [19] MATTHIAS, K.; DIECKMANN, D.: *Das Leichtbaupotential bei der Entwicklung von Personwagen-Aufbauten und der Einfluß auf den Kraftstoffverbrauch*. In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): *Entwicklungen im Karosseriebau*, 1992. Düsseldorf: VDI, 1992, S. 307 (VDI-Berichte, Bd. 968)
- [20] HILLMANN, J.; MORSCH, D.; WELSCH, F.: *Der schwierige Weg zum Leichtbau*. In: VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik (Hrsg.): *Entwicklungen im Karosseriebau*, Hamburg, 1996. Düsseldorf: VDI, 1996, S. 457 (VDI-Berichte, Bd. 1264)
- [21] SCHALLER, S.; LANG, S.; TERTEL, A.: *Leichtbau – ein zwingendes Fahrzeugkonzept für die Zukunft*. In: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung (Hrsg.): *Leichtbau durch intelligente Blechbearbeitung*. EFB-Kolloquium, Fellbach, 1997. Hannover: EFB, 1997 (Tagungsband T 17).
- [22] ZOCH, K.-P.: *Leichtbauwerkstoffe im Vergleich*. In: Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe (Hrsg.): *Starke Märkte - Composites stellen sich dem Wettbewerb*, 26. Internationale AVK-Tagung, Berlin, 1994. Berlin: AVK, 1994, S. P9/1-8.
- [23] AKERET, R.: *Umformbarkeit und Struktur von Aluminium-Knetwerkstoffen*. Aluminium **66** (1990) Nr. 3, S. 246.
- [24] PAWELSKI, O.; RASP, W.; NETTELBECK, H. J.; STEINHOFF, K.: *Einfluß unterschiedlicher Arbeitswalzen-Aufrauungsverfahren auf die Oberflächenfeinstruktur beim Nachwalzen von Karosserieblechen*. Stahl und Eisen **114** (1964) Nr. 6, S. 183.
- [25] MILLET, P.; VETTERS, S.: *Aluminium-Karosseriebleche mit optimaler Oberflächen-Feinstruktur*. Aluminium **67** (1991) Nr. 9, S. 896.
- [26] DOEGE, E.; SIMON, H.; GUNAWAN, P. S.; KLEINER, M.; LIEWALD, M.; LANGE, K.; BRÜCKNER, L.: *Umformtechnik und Blechbearbeitung*. Blech Rohre Profile **36** (1989) Nr. 10, S. 760.
- [27] SCHECK, K.: *Untersuchungen zur Filiformkorrosion auf organisch beschichtetem Aluminium*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1991.
- [28] GRIMME, D.; KRÜGER, J.: *Korrosionsschutz durch Beschichtungen und Überzüge auf Metalle*. Augsburg: WEKA, 1996.

- [29] MÜLLER, K.-P.: *Oberflächentechnik: Vorbehandeln, Beschichten, Prüfen*. Wiesbaden: Vieweg, 1995.
- [30] STROBL, C.: *Oberflächentechnik im Automobil-Leichtbau*. Galvanotechnik **88** (1997) Nr. 2, S. 405.
- [31] HELLMOLD, P.; USAKOV, D. F.: *Anorganische Korrosionsschutzschichten*. Leipzig: DVG, 1992.
- [32] GÜNTHER, A.: *Schichtdicken- und Vorbehandlungseinfluß auf das Korrosionsverhalten organisch vorbeschichteter Aluminiumfeinbleche*. Fachhochschule Esslingen, Diplomarbeit, 1997.
- [33] LEUSCHEN, B.: *Beitrag zum Tragverhalten von Aluminium- und Aluminium/Stahl-Widerstandspunktschweißverbindungen bei verschiedenartiger Beanspruchung*. RWTH Aachen, Dissertation, 1984.
- [34] HICKEN, S.: *Metallkundliche Untersuchungen zu Verschleißvorgängen an Elektroden beim Widerstandspunktschweißen von Aluminium*. RWTH Aachen, Dissertation, 1997. Aachen: Shaker, 1997.
- [35] EICHHORN, F.; EMONTS, M.; LEUSCHEN, B.: *Buckelschweißen tiefziehfähiger Aluminiumwerkstoffe*. Aluminium **57** (1981) Nr. 9, S.607.
- [36] BAYERLEIN, H.; WANKE, R.: *Schutzgasschweißen von Aluminium im Karosserie-Rohbau*. In: Schweißen und Schneiden, Essen, 1994. Düsseldorf: DVS, 1994, S. 221 (DVS-Berichte, Bd. 162).
- [37] IFFLÄNDER, R.: *Festkörperlaser zur Materialbearbeitung*. Berlin: Springer, 1990.
- [38] Merkblatt DVS 3203 Teil 2 12.88: *Qualitätssicherung von CO₂-Laserstrahl-Schweißarbeiten; Prüfen von Schweißparametern*.
- [39] HÜGEL, H.: *Strahlwerkzeug Laser. Eine Einführung*. Stuttgart: Teubner, 1992.
- [40] PROKHOROV, A. M.; KONOV, V. I.; URSU, I.; MIHAILESCU, I. N.: *Laser Heating of Materials*. Bristol: Adam Hilger, 1990.
- [41] DAUSINGER, F.: *Strahlwerkzeug Laser: Energieeinkopplung und Prozeßeffektivität*. Universität Stuttgart, Habilitation, 1995. Stuttgart: Teubner, 1995 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [42] SWIFT-HOOK, D. T.; GICK, A. E. F.: *Penetration welding with lasers*. Welding Journal **52** (1973) Nr. 11, S 492s.
- [43] Norm DIN 8580 06.74: *Fertigungsverfahren: Begriffe, Einteilung*.
- [44] Norm DIN 8590 06.78: *Fertigungsverfahren Abtragen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe*.
- [45] Norm DIN 2310 Teil 6 02.91: *Thermisches Schneiden: Einteilung, Verfahren*.
- [46] MAIR, H.: *Einflußgrößen beim Brennschneiden*. Mitteilungen der BEFA **30** (1979) Nr. 4, S. 1.

- [47] BAHMANN, H.: *Verfahrensbedingte Merkmale beim Brennschneiden erkennen und beherrschen*. Maschinenmarkt **85** (1979), Nr. 16, S. 274.
- [48] Normentwurf DIN V 32516 01.91: *Laserstrahl-Schneidbarkeit metallischer Bauteile: Begriffe*.
- [49] Norm DIN 1910 Teil 2 08.77: *Schweißen; Schweißen von Metallen: Verfahren*.
- [50] Norm DIN 8528 Blatt 1 06.73: *Schweißbarkeit; metallische Werkstoff, Begriffe*.
- [51] DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Prozeßadäquate Systemtechnik als Schlüssel für das Aluminiumschweißen*. In: Geiger, M. (Hrsg.): Proc. of the 12th International Congress LASER 95. Bamberg: Meisenbach, 1995.
- [52] DAUSINGER, F.; HACK, R.: *Multi-Beam Technique to Increase Power, Flexibility and Quality*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H. W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proc. of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT 96, Stuttgart, 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S. 19.
- [53] BECK, M.: *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Dissertation, 1996. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [54] HAAS LASER GMBH: *Technische Unterlagen zum Lasergerät HL4006D*. Schramberg, 1997.
- [55] Unfallverhütungsvorschrift VBG 93 01.97: *Laserstrahlung*.
- [56] Norm DIN 60825 Teil 1 03.97: *Sicherheit von Lasereinrichtungen*.
- [57] Norm DIN 58215 01.86: *Laserschutzfilter und Laserschutzbrillen; Sicherheitstechnische Anforderungen und Prüfung*.
- [58] KERN, M.; BERGER, P.; HÜGEL, H.: *Querjetkonzept mit minimierter Sogwirkung und optimiertem Spritzerschutz*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H. W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proc. of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT 96, Stuttgart, 1996. Wiesbaden: AWT, 1996, S. 227.
- [59] PRECITEC GMBH: *Technische Unterlagen zur Laserschweißdüse Supersonic Cross Jet*. Gaggenau, 1997.
- [60] Richtlinie VDI 2860 05.90: *Montage- und Handhabungstechnik: Handhabungsfunktionen, Handhabungseinrichtungen*.
- [61] KUKA ROBOTER GMBH: *Technische Unterlagen zum Industrieroboter IR 365/30*. Augsburg, 1996.
- [62] COMAU DEUTSCHLAND GMBH: *Technische Unterlagen zum Tricept HP1*. Leonberg, 1997.
- [63] MAURI, H.: *Vorrichtungen. Band 1: Einteilung, Aufgaben und Elemente der Vorrichtungen*. Berlin: Springer, 1976.
- [64] RUGE, J.: *Handbuch der Schweißtechnik. Band II: Verfahren und Fertigung*. Berlin: Springer, 1993.

- [65] RIEF, A.; GEIGER, M.; POLLMANN, W.: *Verfahrensentwicklung zum kombinierten Laserstrahlschneiden und -schweißen*. In: Strahltechnik 91. Karlsruhe, 1991. Düsseldorf: DVS, 1991, S. 87 (DVS-Berichte, Bd. 135).
- [66] TRBOLA, J. F.: *Die Integration des CO₂-Lasers in Bearbeitungssysteme zum Schweißen und Schneiden*. In: Strahltechnik 91. Karlsruhe, 1991. Düsseldorf: DVS, 1991, S. 246 (DVS-Berichte, Bd. 135).
- [67] RIPPL, P.: *Industrieroboter zum Laserstrahlschweißen und -schneiden in der Fahrzeugindustrie*. In: European Laser Marketplace 94, Hannover, 1994.
- [68] HANICKE, L.: *Utilisation of Laser Welding in Series Production*. In: Vorträge des European Laser Marketplace 94, Hannover, 1994.
- [69] HORNIG, J.: *Laser-strahlende Zukunftsaussichten beim Schweißen im Karosseriebau*. In: Entwicklungen im Karosseriebau. Vorträge der Tagung der VDI-Gesellschaft Fahrzeug- und Verkehrstechnik, Düsseldorf, 1996. Düsseldorf: VDI, 1996, S. 149 (VDI-Berichte, Bd. 1264).
- [70] FLOHR, J.; BAYERLEIN, H.: *Prozeßoptimierung beim Laserstrahlschweißen im Karosseriebau*. In: Dausinger, F.; Bergmann, H. W.; Sigel, J. (Hrsg.): Proc. of the 6th European Conference on Laser Treatment of Materials ECLAT 96. Stuttgart: AWT, 1996, S. 41.
- [71] BACHHOFER, A.: *Multispot-Welding with Nd:YAG-Laser*. In: Roller, D. (Hrsg.): Proc. of the 30th International Symposium on Automotive Technology and Automation, Florence, Italy, 1997. Croydon, England: Automotive Automation Ltd. 1997, S. 289.
- [72] ZIMMERMANN, M.: *Laserstrahldiagnostik in der Materialbearbeitung*. Düsseldorf: VDI, 1991.
- [73] DONGES, A.; NOLL, R.: *Lasermesstechnik*. Heidelberg: Hüthig, 1993.
- [74] COHERENT INCORPORATED: *Field Master - Operator's Manual for Laser Power and Energy Meter*. Auburn, USA, 1997.
- [75] PROMETEC GMBH: *Laserscope UFF 100. Bedienungsanleitung*. Aachen, 1995.
- [76] SCHMID, D.; NOWAK, H.; MICHALAK, E.: *Dynamische Eigenschaften programmgeführter und sensorgeführter Industrieroboter*. Karlsruhe: Kernforschungszentrum, 1986 (Forschungsberichte KfK-PFT, Nr. 127).
- [77] MARKENDORF, A.: *Räumliche Bewegungen mit der 3D-Laserinterferometrie erfassen*. Laser-Praxis (1990) S. LS129.
- [78] Norm DIN EN 29283 04.93: *Industrieroboter: Leistungskriterien und zugehörige Testmethoden*.
- [79] Norm DIN EN 573 Teil 1 12.94: *Aluminium und Aluminiumlegierungen, Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug: Numerisches Bezeichnungssystem*.

- [80] Norm DIN EN 573 Teil 2 12.94: *Aluminium und Aluminiumlegierungen, Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug: Bezeichnungssystem mit chemischen Symbolen.*
- [81] Norm DIN EN 515 12.93: *Aluminium und Aluminiumlegierungen, Halbzeug: Bezeichnungen der Werkstoffzustände.*
- [82] Norm DIN EN 573 Teil 3 12.94: *Aluminium und Aluminiumlegierungen, Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug: Chemische Zusammensetzung.*
- [83] Norm DIN EN 10002 Teil 1 04.91: *Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Prüfverfahren (bei Raumtemperatur).*
- [84] Norm DIN 1732 Teil 1 06.88: *Schweißzusätze für Aluminium und Aluminiumlegierungen.*
- [85] Norm DIN 1732 Teil 3 06.88: *Schweißzusätze für Aluminium und Aluminiumlegierungen; Prüfstücke, Proben, mechanisch-technologische Mindestwerte des reinen Schweißgutes.*
- [86] Norm DIN 32526 08.78: *Schutzgase zum Schweißen.*
- [87] Norm prEN 439 05.95: *Schweißzusätze – Schutzgase zum Lichtbogenschweißen und Schneiden.*
- [88] Norm DIN EN ISO 6947 05.97: *Schweißnähte. Arbeitspositionen: Definitionen der Winkel Neigung und Drehung.*
- [89] Norm DIN 2310 Teil 1 11.87: *Thermisches Schneiden: Allgemeine Begriffe und Benennungen.*
- [90] Norm DIN 4760 06.82: *Gestaltabweichungen; Begriffe; Ordnungssystem.*
- [91] FÄRBER, M. G.: *Beitrag zur Auswahl eines geeigneten Schneidverfahrens für Stahlwerkstoffe unter besonderer Berücksichtigung des Laserstrahlschneidens.* RWTH Aachen, Dissertation, 1991. Düsseldorf: DVS, 1991. (Schweißtechnische Forschungsberichte, Bd. 42)
- [92] Norm DIN 2310 Teil 2 11.87: *Thermisches Schneiden: Ermitteln der Güte von Schnittflächen.*
- [93] Norm DIN 2310 Teil 5 12.90: *Thermisches Schneiden: Laserstrahlschneiden von metallischen Werkstoffen; Verfahrensgrundlagen, Güte, Maßtoleranzen.*
- [94] Norm DIN 50021 06.88: *Sprühnebelprüfung mit verschiedenen Natriumchlorid-Lösungen.*
- [95] RUF, J.: *Organischer Metallschutz. Entwicklung und Anwendung von Beschichtungstoffen.* Hannover: Vincent, 1993.
- [96] Norm DIN 53230 04.83: *Prüfung von Anstrichstoffen und ähnlichen Beschichtungstoffen; Bewertungssystem für die Auswertung von Prüfungen.*

- [97] Norm EN ISO 13919 Teil 1 09.96: *Elektronen- und Laserstrahlschweißverbindungen; Leitfaden für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten; Aluminium und seine schweißgeeigneten Legierungen.*
- [98] Norm DIN 54152 07.89: *Zerstörungsfreie Prüfung Eindringverfahren: Durchführung, Prüfung von Prüfmitteln.*
- [99] Norm DIN 54111 Teil 1 05.88: *Prüfung metallischer Werkstoffe mit Röntgen- und Gammastrahlen.*
- [100] Norm DIN EN 30042 08.94: *Lichtbogenschweißverbindungen an Aluminium und seinen schweißgeeigneten Legierungen.*
- [101] Norm DIN 51008 Teil 2 09.90: *Optische Emissionsspektalanalyse (OES); Systeme mit Flammen und Plasmen.*
- [102] Normentwurf DIN 51009 10.95: *Optische Atomspektalanalyse (OES); Allgemeine Grundlagen und Begriff.*
- [103] Norm DIN 50133 02.85: *Prüfung metallischer Werkstoffe: Härteprüfung nach Vickers, Bereich HV 0,2 bis HV 100.*
- [104] Norm DIN 50145 05.75: *Prüfung metallischer Werkstoffe; Zugversuch.*
- [105] Norm DIN 50100 02.78: *Dauerschwingversuch.*
- [106] Norm DIN 50123 04.79: *Prüfung von Nichteisenmetallen; Zugversuch an Schweißverbindungen; Schmelzgeschweißte Stumpfnähte.*
- [107] Norm DIN 50124 04.77: *Prüfung metallischer Werkstoffe; Scherzugversuch an Widerstandspunkt-, Widerstandsbuckel- und Schmelzpunktschweißverbindungen.*
- [108] Norm DIN 50164 07.82: *Kopfzugversuch an Widerstandspunkt-, Widerstandsbuckel- und Schmelzpunktschweißverbindungen.*
- [109] ISSLER, L.; RUOB, H.; HÄFELE, P.: *Festigkeitslehre - Grundlagen.* Berlin: Springer, 1997.
- [110] GRAF, U.; HENNING, H.-J.; STANGE, K.: *Formeln und Tabellen der mathematischen Statistik.* Berlin: Springer, 1966.
- [111] HACK, R.; FAISST, F.; MEINERS, E.; DAUSINGER, F.; HÜGEL, H.: *Schneiden mit fasergeführtem Nd:YAG-Hochleistungslaser – Festkörperlaser dringt in Bereiche des CO₂-Lasers vor.* Laser und Optoelektronik **25** (1993) Nr. 2, S. 62.
- [112] XIAO, M.: *Vergleichende Untersuchungen zum Schneiden dünner Bleche mit CO₂- und Nd:YAG-Lasern.* Universität Stuttgart, Dissertation, 1996. Stuttgart: Teubner, 1996 (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [113] KETTING, H. O.; OLSEN, F. O.: *High Pressure Off-Axis Laser Cutting of Stainless Steel and Aluminium.* In: Matsunawa, A. (Hrsg.): *Proceedings of Laser Advanced Materials Processing LAMP 92, Nagaoka, 1992*, S. 607.

- [114] EDLER, R.; BERGER, P.: *Vorstellung eines neuen Düsenkonzeptes zum Lasertrennen*. Laser und Optoelektronik **23** (1991) Nr. 5, S. 54.
- [115] BERGER, R.; HERRMANN, M.; HÜGEL, H.: *Untersuchungen von Laserschneiddüsen*. In: Waidlich, W. (Hrsg.): Vorträge des 9. Int. Kongr. LASER 89 Optoelektronik in der Technik. Berlin: Springer, 1990, S. 630.
- [116] HEIMERDINGER, C.: *Schneiden und Schweißen ausgewählter Aluminiumlegierungen mit Nd:YAG-Hochleistungslaser*. Universität Stuttgart, Diplomarbeit, 1997 (Institut für Strahlwerkzeuge, IFSW-Nr. 97-03).
- [117] NIEDRIG, H.: *Physik*. In: Czichos, H. (Hrsg.): Hütte: Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften. Berlin: Springer, 1991.
- [118] WRIEDT, H. A.: *The Al-N (Aluminium-Nitrogen) System*. Bulletin of Alloy Phase Diagrams **7** (1986) Nr. 4, S. 329.
- [119] PLEWINSKY, B.: *Chemie*. In: Czichos, H. (Hrsg.): Hütte: Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften. Berlin: Springer, 1991.
- [120] LIDE, D. R.; FREDERIKSE, H. P. R.: *Handbook of Chemistry and Physics*. Boca Raton/Florida, USA: CRC, 1993.
- [121] KAMMER, C.: *Aluminiumtaschenbuch. Band 1: Grundlagen und Werkstoffe*. Düsseldorf: Aluminium, 1995.
- [122] MOHR, U.: *Geschwindigkeitsbestimmende Strahleigenschaften und Einkoppelmechanismen beim CO₂-Laserstrahlschneiden von Metallen*. Universität Stuttgart, Dissertation, 1993. Stuttgart: Teubner, 1993. (Laser in der Materialbearbeitung, Forschungsberichte des IFSW).
- [123] CAI, L.; SHENG, P.: *Analysis of Laser Evaporative and Fusion Cutting*. Journal of Manufacturing Science and Engineering (Transactions of the ASME) **118** (1996) Nr. 5, S. 225.
- [124] SCHULZ, W.: *Schmelzschnitten mit Laserstrahlung: Hydrodynamik und Stabilität des physikalischen Prozesses*. RWTH Aachen, Dissertation, 1992. Aachen: Shaker, 1992.
- [125] DAUSINGER, F.: *Einkopplung beim Schneiden mit Lasern unterschiedlicher Wellenlänge*. Laser und Optoelektronik **25** (1993) Nr. 2, S. 47.
- [126] RIEHLE, K.: *Einfluß der Strahlpolarisation auf das Trennen von Metallen mit CO₂-Hochleistungslasern*. Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1989 (Institut für Strahlwerkzeuge: IFSW 89-07).
- [127] POWELL, J.; IVARSON, A.; MAGNUSSON, C.: *An Energy Balance for Inert Gas Laser Cutting*. In: Denney, P. (Hrsg.): Proc. of Int. Conf. Applications of Lasers & Electro-optics ICALEO '93, Orlando (USA), 1993. Orlando: Laser Institute of America, 1993, Vol. 77, S. 12.
- [128] ROSSMANN, A.; SIMON, G.: *Theorie zum Laserstrahlschneiden*. In: *Schneiden mit CO₂-Lasern*. Düsseldorf: VDI, 1993.

- [129] SCHULZ, W.; BECKER, D.; FRANKE, J.; KEMMERLING, R.; HERZIGER, G.: *Heat conduction losses in laser cutting of metals*. J. Phys. D. Appl. Phys. **26** (1993) Nr. 9, S. 1357.
- [130] GURVICH, L. V.; VEYTS, I. V.; ALCOCK, C. B.: *Thermodynamic Properties of Individual Substances*. New York: Hemisphere Publishing, 1989.
- [131] GROPP, A.: *Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim Schneiden mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser*. Universität Nürnberg-Erlangen, Dissertation, 1994. München: Hanser, 1995 (Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Bd. 42).
- [132] SCHULTZ, M.: *Fertigungsqualität beim 3D-Laserstrahlschweißen von Blechformteilen*. Universität Nürnberg-Erlangen, Dissertation, 1996. Bamberg: Meisenbach, 1997 (Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Bd. 58).
- [133] SCHMIDT, W.: *Untersuchungen des Verhaltens der Gas- und Schmelzströmung beim Laserschneiden schmaler Stege*. Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1993 (Institut für Strahlwerkzeuge: IFSW 93-69).
- [134] BACHHOFER, A.: *Laser Welding in the Trucking Industry: Future Potentials versus Conservative Attitudes?* In: DiPietro, F. (Hrsg.): Proc. of the 7th Annual Automotive Laser Applications Workshop, Dearborn, USA, 1999.
- [135] BACHHOFER, A.; BIEDERBECK, M. E.: *Freightliner Laser Welds Truck Bodies*. Industrial Laser Solutions for Manufacturing **14** (1999) Nr. 6, S. 9.
- [136] BACHHOFER, A.: *Aspekte zur Steigerung des Lasernutzungsgrades beim Schweißen kurzer Nähte im Karosseriebau*. In: Laseranwendungen im Automobilbau – Umsetzung, Integration und Management in der Fertigung; Vorträge der 1. Euroforum-Anwenderkonferenz zum Lasereinsatz, Nürtingen, 1997.
- [137] BACHHOFER, A.: *Qualifizierung der Laserstrahlbearbeitungsverfahren Schneiden und Schweißen für ausgewählte Aluminiumlegierungen im Hinblick auf einen künftigen Einsatz im Karosseriebau*. TH Aachen, Diplomarbeit, 1995 (Institut für Schweißtechnische Fertigungsverfahren).
- [138] BACHHOFER, A.; RIEF, A.: *Verfahren und Vorrichtung zum Laserschweißen*. Patentschrift DE 197 05 278 C1, 1997.
- [139] YOSHIKAWA, M.; KUROSAWA, T.; NAKATA, K.; KIMURA, S.; AOKI, S.: *YAG Laser Welding of Aluminium Alloys*. Welding International **9** (1995) Nr. 1, S. 5.
- [140] HIBBEN, M.; STEIMMEL, F.; FISCHER, J.: *Tailored Blanks aus Aluminium*. Blech Rohre Profile **42** (1995) Nr. 6, S. 394.
- [141] KATAYAMA, S.; LUNDIN, C. D.; MATSUNAWA, A.: *Laser Weldability of Commercial Aluminum Alloys*. Proc. of the International Conference on Laser Materials Processing, Chongqing (China), 1994, S. 124.
- [142] CHEN, G.; ROTH, G.: *Streckenenergie und Leistungsintensität – Schlüsselfaktoren beim Laserstrahlschweißen von Aluminium und Stahl im Dauerbetrieb*. Schweißen und Schneiden **44** (1992) Nr. 10, S.553,

- [143] PEEBLES, H. C.; WILLIAMSON, R. L.: *The Role of the Metal Vapor Plume in Pulsed Nd:YAG Laser Welding on Aluminum 1100*. In: Matsunawa, A.; Katayama, S. (Hrsg.): *Laser Advanced Materials Processing LAMP 87*, Vol. 1, S. 19.
- [144] BACHHOFFER, A.; RAPP, J.; SCHINZEL, C.; HEIMERDINGER, C.; HÜGEL, H.: *Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen unter reaktiver Schutzgasatmosphäre. Teil I: Energieeinkopplung und Prozeßstabilität*. Aluminium **73** (1997) Nr. 11, S. 790
- [145] PALIK, E. D.: *Handbook of Optical Constants of Solids*. Orlando, USA: Academic Press, 1985.
- [146] STUBY, K.: *Einfluß der Werkstückoberfläche und der Prozeßgasart auf die Energieeinkopplung und die Nahtigenschaften beim Schweißen von AlMgSi mit CO₂-Lasern*. Universität Stuttgart, Studienarbeit, 1993 (Institut für Strahlwerkzeuge: IFSW 93-43).
- [147] DUDAS, J. H.; COLLINS, F. R.: *Preventing Weld Cracks in High-Strength Aluminium Alloys*. Welding Research Supplement (1966) Juni S. 241-s.
- [148] JOHNSON, L.: *Formation of Plastic Strains During Welding of Aluminium Alloys*. Welding Research Supplement (1973) July S. 298-s.
- [149] GOODWIN, G. M.: *The Effects of Heat Input and Weld Process on Hot Cracking in Stainless Steel*. Welding Research Supplement (1988) April S. 88-s.
- [150] SAKAMOTO, H.; SHIBATA, K.; DAUSINGER, F.: *Laser Welding of Different Aluminium Alloys*. In: Mordike, B. L. (Hrsg.): Tagungsband der 4. Europäischen Konferenz Laser Treatment of Materials ECLAT 92, Göttingen, 1992. Oberursel: DGM, 1992, S. 125.
- [151] GOUFFÉ, A.: *Correction d'ouverture des corps-noire artificiels compte tenu des diffusions multiples internes*. Rev. Optique **24** (1945) S. 1.
- [152] LEHNERT, W.; DROSSEL, G.; LIESENBERG, O.; HUPPATZ, W.; PAUL, M.; FRIEDRICH, S.; KAMMER, C.: *Aluminiumtaschenbuch. Band 2: Umformen von Aluminium Werkstoffen, Gießen von Aluminium-Teilen, Oberflächenbehandlung von Aluminium, Recycling und Ökologie*. Düsseldorf: Aluminium, 1996.
- [153] RADAJ, D.: *Heat Effects of Welding; Temperature Field, Residual Stress, Distortion*. Berlin: Springer, 1992.
- [154] HILBINGER, R. M.: *Numerical Simulation of Hot Cracking Occuring During Laser Welding of Aluminium Close to Sheet Edge*. In: Kaplan, A. F. H.; Schuöcker, D. (Hrsg.): *Proceedings on M4PL 12*, Innsbruck (1997).
- [155] FEHNDERS, B.; HAPP, J.: *Zur Drahtzuführung beim Schweißen mit dem Kohlendioxid-laser*. Praktiker **47** (1995) Nr. 12, S. 610.
- [156] ERITT, J.: *Laserstrahlschweißen hochfester Aluminiumlegierungen im Flugzeugbau*. VDI-Z **137** (1995) Nr. 6, S. 34.
- [157] BINROTH, C.: *Beitrag zur Prozeßstabilität beim CO₂-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoff*. Universität Bremen, Dissertation, 1995. Bremen: BIAS, 1995.

- [158] DILTHEY, U.; FUEST, D.; KROPLA, O.: *Sensorgesteuertes Laserschweißen mit Zusatzdraht*. Laser und Optoelektronik **26** (1994) Nr. 1, S. 44.
- [159] ROPER, J. R.; OLSON, D. L.: *Capillarity Effects in the GTA Weld Penetration of 21-6-9 Stainless Steel*. Welding Journal. **57** (1978) Nr. 4, S. 104s.
- [160] FRIEDMANN, E.: Welding Journal **57** (1978) Nr. 6, S. 161s.
- [161] ISHIZAKI, K.: Journal of the Japanese Welding Society **34** (1965) Nr. 2, S. 146.
- [162] HEIPLE, C. R.; ROPER, J. R.: *Mechanism for Minor Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry*. Welding Journal **61** (1982) Nr. 4, S. 97s.
- [163] MILLS, K. C.; KEENE, B. J.: *Factors affecting variable weld penetration*. International Materials Reviews **35** (1990) Nr. 4. S. 185.
- [164] LANG, G.: *Gießeigenschaften und Oberflächenspannung von Aluminium und binären Aluminiumlegierungen. Teil III: Oberflächenspannung*. Aluminium **49** (1973) Nr. 3, S. 231.
- [165] ENGLER, S.; ELLERBROK, R.: *Messungen der Oberflächenspannung flüssiger Aluminiumlegierungen*. Giesserei-Forschung **26** (1974) Nr. 1, S. 43.
- [166] MARANGONI, C. G. M.: Ann. Phys. **143** (1871) S. 337.
- [167] SAHOO, P.; DEBROY, T.; McNALLAN, M. J.: *Surface Tension of Binary Metal-Surface Active Solute Systems under Conditions relevant to Welding Metallurgy*. Met. Trans. B **19B** (1988) S. 483.
- [168] KEESE, H.-J.; CORDES, H.: *Bestimmung der Oberflächenspannung von flüssigen Aluminiumlegierungen nach der Methode des maximalen Blasendruckes. Teil II: Experimenteller Teil*. Aluminium **48** (1972) Nr. 12, S. 797.
- [169] KÖRBER, K.; LÖHBERG, K.: *Oberflächen- und Grenzflächenenergien von Aluminium-Silicium-Schmelzen*. Giesserei-Forschung **23** (1971) Nr. 4, S. 173.
- [170] KEESE, H.-J.; CORDES, H.: *Bestimmung der Oberflächenspannung von flüssigen Aluminiumlegierungen nach der Methode des maximalen Blasendruckes. Teil I: Grundlagen*. Aluminium **48** (1972) Nr. 10, S. 680.
- [171] KEENE, B. J.: *A Review of the Surface Tension of Silicon and its Binary Alloys with Reference to Marangoni Flow*. Surface Interface Analysis **10** (1987) Nr. 8, S. 367.
- [172] IWATA, K.: *Occlusion of Gases by Metals and Alloys in Liquid and Solid States*. Sci. Rep. Tôhoku Imp. Univ. **15** (1926) Nr. 4.
- [173] CLASS, W.: *An Aluminum Nitride Melting Technique*. NASA Contract. Report, 1968 (Report No. NASA CR-1171).
- [174] HILDEBRAND, D. L.; HALL, W. F.: *The Vaporization Behavior of Boron Nitride and Aluminum Nitride*. J. Phys. Chem. **67** (1963) S. 888.

- [175] DREGER, L. H.; DADAPE, V. V.: *Sublimation and Decomposition Studies on Boron Nitride and Aluminum Nitride*. J. Phys. Chem. **66** (1962) S. 1553.
- [176] STULL, D. R.; PROPHET, H.: *JANAF Thermodynamical Tables*. NSRDS-NBS37. USGPO, Washington DC, 1971.
- [177] RADAJ, D.; SUDNIK, W.; EROFEEV, W.: *Simulation des Laserstrahlschweißens auf dem Computer – Konzept und Realisierung*. Konstruktion **48** (1996) S. 367.

9 Anhang

Tabelle A-1: Technische Daten des eingesetzten Festkörperlaser

<i>Bezeichnung:</i>	<i>HL 4006 D</i>
Laserart	Nd:YAG-Laser
Bauart	Seriellles Mehrstabsystem in Oszillator-Verstärker-Anordnung
Anregungsart	Krypton-Bogenlampen
Betriebsart	Dauerstrichbetrieb (cw)
Leistungsverteilung	Multimode
Polarisation	zirkular
Wellenlänge	$\lambda = 1,06 \mu\text{m}$
Strahlparameterprodukt	$q = 25 \text{ mm} \cdot \text{mrad}$
Strahlqualitätszahl	$K = 0,013$
Strahlleistung	$P_W = 30 \dots 4000 \text{ W}$ (geregelt)

Tabelle A-2: Strahlkennwerte in Abhängigkeit von der Optikbrennweite

<i>Brennweite</i> f	<i>Strahlöffnung</i> α_{\angle}	<i>F-Zahl</i> -	<i>Fokusbrennweite</i> d_f	<i>Rayleighlänge</i> z_f
100 mm	19,0°	3	0,30 mm	0,9 mm
150 mm	12,7°	4,5	0,45 mm	2,0 mm
200 mm	9,54°	6	0,6 mm	3,6 mm

Tabelle A-3: Technische Daten der eingesetzten Industrieroboter

<i>Robotervariante</i>	<i>Gelenkarmroboter</i>	<i>Tricept</i>
Typbezeichnung	IR 365/30	HP1
Anzahl der Achsen:	6	6
Maximal zulässige Gesamtlast	65 kg	100 kg
Arbeitsraum	ca. 21 m ³	ca. 2 m ³
Achsgeschwindigkeit Achse 1	+/- 155° (150°/s)	600 mm (0,5 m/s)
Achsgeschwindigkeit Achse 2	+/- 100°/-60° (121°/s)	600 mm (0,5 m/s)
Achsgeschwindigkeit Achse 3	+/- 75°/-215° (151°/s)	600 mm (0,5 m/s)
Achsgeschwindigkeit Achse 4	+/- 350° (170°/s)	+/- 300° (270°/s)
Achsgeschwindigkeit Achse 5	+/- 119° (165°/s)	+/- 120° (267°/s)
Achsgeschwindigkeit Achse 6	+/- 350° (180°/s)	+/- 3,6° (270°/s)

Tabelle A-4: Gemessene Führungsgenauigkeit von Tricept- und Gelenkarmroboter

<i>Typenbezeichnung</i>	<i>IR 365/30</i>	<i>HP1</i>
Positions-Streubreite	0,893 mm	0,120 mm
Positions-Wiederholgenauigkeit	0,152 mm	0,036 mm
Bahn-Genauigkeit	1,753 mm	0,229 mm
Bahn-Wiederholgenauigkeit	0,549 mm	0,133 mm

Tabelle A-5: Überblick über die eingesetzten Aluminiumwerkstoffe

<i>Bezeichnung der Legierung</i>		<i>Werkstoff-</i>	<i>Oberflächen-</i>
<i>Numerisch</i>	<i>Chemisches Symbol</i>	<i>Zustand</i>	<i>textur</i>
EN AW-3004	EN AW-Al Mn1Mg1	O	Mill-finish
EN AW-3105	EN AW-Al Mn0,5Mg0,5	W 12	Mill-finish
EN AW-5052	EN AW-Al Mg2,5	O bzw. H32	Mill-finish
EN AW-5182	EN AW-Al Mg4,5Mn0,4	F 28	Lasertex
EN AW-6005	EN AW-Al SiMg	T5	Stranggepreßt
EN AW-6013	EN AW-Al Mg1Si0,8CuMn	T 4	Mill-finish
EN AW-6016	EN AW-Al Mg0,4Si1,2	T 4	Mill-finish
EN AW-6022	EN AW-Al Mg0,6Si1,2	T4	Mill-finish
EN AW-6061	EN AW-Al Mg1SiCu	T6	Stranggepreßt
EN AW-6082	EN AW-Al Si1MgMn	T 4	Mill-finish
EN AW-6120	EN AW-Al Mg0,8Si0,9	T 4	Mill-finish
EN AW-8014	EN AW-Al Fe1,5Mn0,4	W 10	Mill-finish

Tabelle A-6: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe

<i>Legierungs-</i> <i>Bezeichnung</i>	<i>Legierungsgehalte in Gewichts-%</i>									
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
EN AW-3004	0,18	0,44	0,10	1,01	0,99	-	-	0,01	-	Rest
EN AW-3105	0,12	0,46	0,13	0,36	0,47	0,01	-	0,01	0,03	Rest
EN AW-5052	0,09	0,22	0,04	0,09	2,27	0,17	-	0,01	-	Rest
EN AW-5182	0,08	0,19	0,01	0,33	4,60	0,01	-	0,01	0,01	Rest
EN AW-6005	0,40	0,18	0,01	0,01	0,43	-	-	-	0,01	Rest
EN AW-6013	0,68	0,26	0,92	0,33	0,81	0,03	-	0,03	0,02	Rest
EN AW-6016	1,12	0,27	0,07	0,07	0,39	0,02	-	0,01	0,01	Rest

Tabelle A-6: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (Fortsetzung)

Legierungs- Bezeichnung	Legierungsgehalte in Gewichts-%									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
EN AW-6022	1,33	0,15	0,06	0,08	0,60	0,03	-	0,01	0,02	Rest
EN AW-6061	0,63	0,18	0,21	0,01	0,93	0,05	-	0,01	0,02	Rest
EN AW-6082	1,02	0,21	0,03	0,86	0,76	0,01	-	0,01	0,01	Rest
EN AW-6120	0,93	0,21	0,12	0,09	0,86	0,05	-	0,01	0,01	Rest
EN AW-8014	0,14	1,24	0,01	0,41	0,01	-	-	0,03	0,02	Rest

Tabelle A-7: Mechanisch-technologische Kennwerte der Versuchswerkstoffe im
Anlieferungszustand

Legierungs- bezeichnung	Werkstoff- zustand	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_g %	A_{80} %
EN AW-3004	O	70,8	155,9	13,4	18,5
EN AW-3105	W 12	67,9	130,8	19,0	24,8
EN AW-5052	O	98,1	183,4	18,5	25,4
EN AW-5052	H32	171,3	205,2	5,7	12,3
EN AW-5182	F 28	137,6	279,7	20,8	23,2
EN AW-6005	T5	243,9	268,5	7,9	10,3
EN AW-6013	T 4	219,6	350,1	19,5	24,0
EN AW-6016	T 4	120,6	226,7	21,9	26,5
EN AW-6022	T4	174,3	238,6	22,3	27,1
EN AW-6061	T6	258,3	285,4	10,2	14,8
EN AW-6082	T 4	181,2	287,1	16,9	19,6
EN AW-6120	T 4	123,4	221,6	22,6	26,2
EN AW-8014	W 10	55,7	114,8	22,1	37,9

Tabelle A-8: Mechanisch-technologische Kennwerte der über 45 Minuten bei einer
Temperatur von 205°C ausgelagerten Versuchswerkstoffe

Legierungs- bezeichnung	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_g %	A_{80} %
EN AW-6013	349,0	396,0	9,3	12,8
EN AW-6016	236,6	276,7	8,9	14,1
EN AW-6061	286,8	331,8	9,4	14,5

Tabelle A-9: Überblick über die eingesetzten Schweißzusätze

<i>Legierungsbezeichnung</i>			R_m MPa	$R_{p0,2}$ MPa
<i>DIN 1732 Teil 1</i>	<i>DIN EN 573 Teil 2</i> <i>Numerisch</i>	<i>DIN EN 573 Teil 2</i> <i>Chemisches Symbol</i>		
S-AlSi5	EN AW-4043 (A)	EN AW-Al Si5 (A)	118 – 147	> 49
S-AlSi12	EN AW-4047 (A)	EN AW-Al Si12 (A)	> 167	> 78
S-AlMg4,5Mn	EN AW-5083	EN AW-Al Mg4,5Mn0,7	275 - 300	108 - 147
S-AlMg4,5MnZr	EN AW-5087	EN AW-Al Mg4,5MnZr	300	140
S-AlMg5	EN AW-5356	EN AW-Al Mg5Cr (A)	215 - 255	> 100
S-AlMg3	EN AW-5754	EN AW-Al Mg3	215 - 255	> 100

Tabelle A-10: Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze

<i>Legierungs- Bezeichnung</i>	<i>Legierungsgehalte in Gewichts-%</i>								
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Cr</i>	<i>Sr</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>
S-AlSi5	4,60	0,09	0,02	0,01	0,01	0,01	0,04	0,03	0,01
S-AlSi12	11,3	0,20	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,02	0,01
S-AlMg4,5MnZr	0,10	0,08	0,01	0,64	4,63	0,07	0,01	0,02	0,01
S-AlMg4,5Mn	0,10	0,14	0,01	0,89	4,71	0,09	0,01	0,02	0,10
S-AlMg3	0,10	0,15	0,01	0,21	3,11	0,08	0,01	0,02	0,10
S-AlMg5	0,10	0,16	0,01	0,16	4,78	0,11	0,01	0,02	0,13

Tabelle A-11: Eigenschaften der eingesetzten Gase bei Normbedingungen

<i>Bezeichnung</i>	<i>Einheit</i>	<i>Helium</i>	<i>Argon</i>	<i>Stickstoff</i>	<i>Sauerstoff</i>	<i>Luft</i>
Chemisches Symbol	-	He	Ar	N ₂	O ₂	-
Reinheit	Vol.-%	99,9999	99,9996	99,9996	99,95	-
Molmasse	g/mol	4	40	28	32	29
Dichte	kg/cm ³	0,18	1,78	1,25	1,43	1,29
Wärmeleitfähigkeit	mW/mK	148	16,6	24,5	24,7	24,6
Spez. Wärmekapazität	J/gK	5,20	0,52	1,04	0,91	1,01
Ionisationsenergie	eV	24,5	15,7	15,5	12,5	-
Dissoziationsenergie	eV	-	-	9,8	5,2	-
Reaktionsverhalten	-	inert	inert	träge	oxidierend	oxidierend

Tabelle A-12: Bezeichnung der einzelnen Komponenten des Lackaufbaus

<i>Aufbaukomponente</i>	<i>Farbe</i>	<i>Bezeichnung</i>
Phosphatierung	-	SP 2500-F
KTL	dunkel-grau	PPG Inviroprime
Füller	weiß	-
	anthrazit-grau	-
	pueblo-grau	-
Funktionsschicht	weiß	-
	anthrazit-grau	-
	pueblo-grau	-
Decklack	weiß	Polarweiß
	schwarz	Schwarz
	metallic-silber	Brilliant Silber
	metallic-grün	Alexandrit-Mica
Klarlack	transparent	

Tabelle A-13: Bezeichnung der eingesetzten Füll- und Dichtstoffe

	<i>Farbe</i>	<i>Bezeichnung</i>
Füllstoff	dunkel-grau	Terolan
Dichtstoff	hell-beige	Terolan

Tabelle A-14: Verdampfungstemperaturen bei Atmosphärendruck

<i>Legierungselement</i>	<i>Verdampfungs- temperatur in °C</i>	<i>Verdampfungstemperatur relativ zu Aluminium</i>
Silizium	3231	$T_v > T_{v,Al}$
Eisen	2859	
Kupfer	2595	
Aluminium	2518	$T_{v,Al}$
Mangan	2059	$T_{v,i} < T_{v,Al}$
Lithium	1347	
Magnesium	1088	

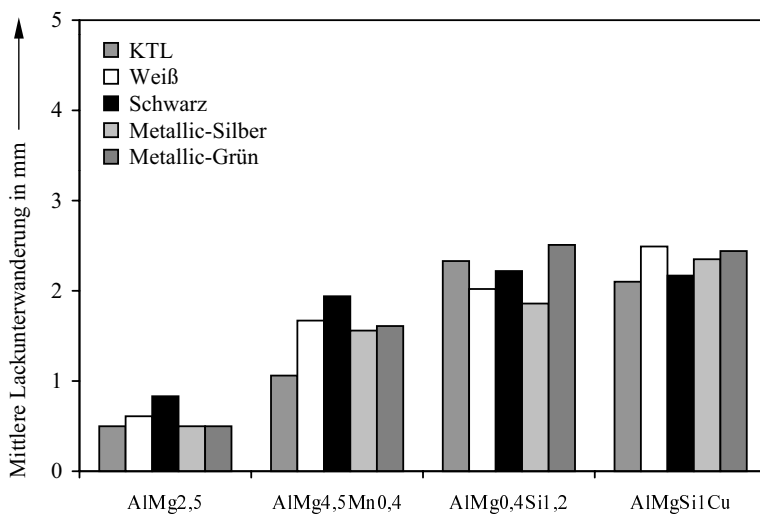


Bild A-1: Mittlere Lackunterwanderung an der laserstrahlgeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

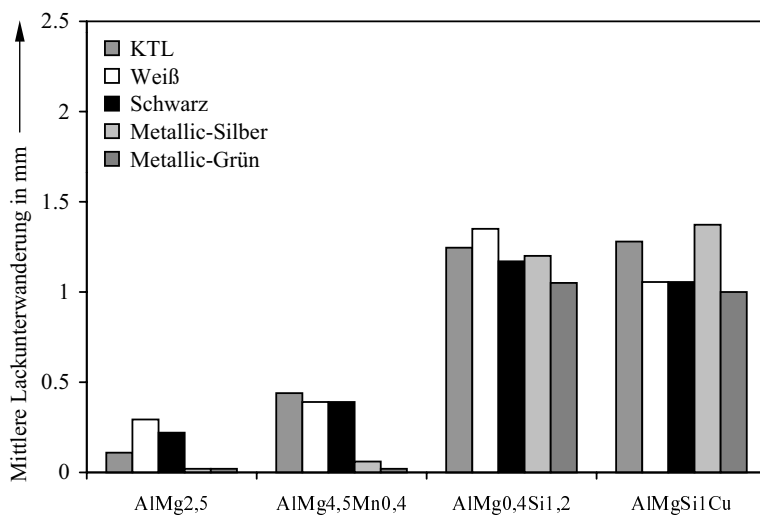


Bild A-2: Mittlere Lackunterwanderung an der schergeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

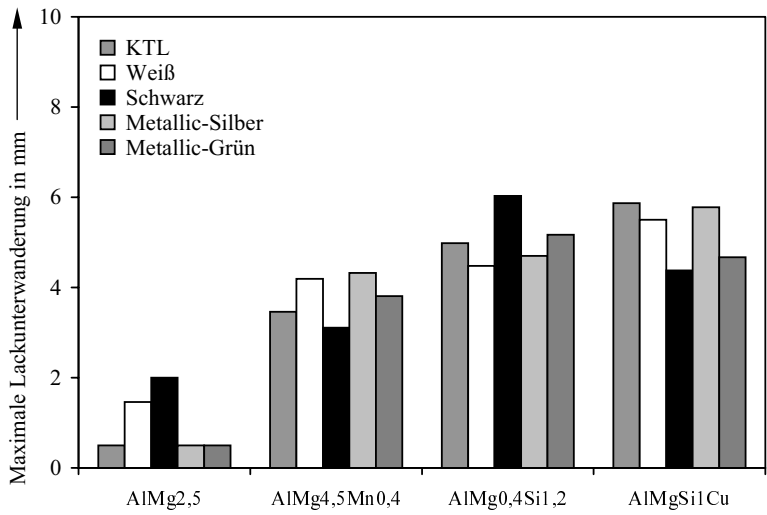


Bild A-3: Maximale Lackunterwanderung an der laserstrahlgeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

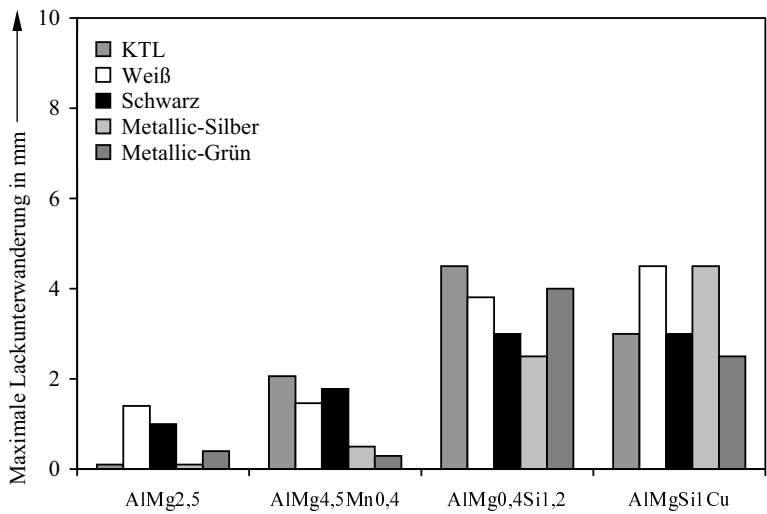


Bild A-4: Maximale Lackunterwanderung an der schergeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

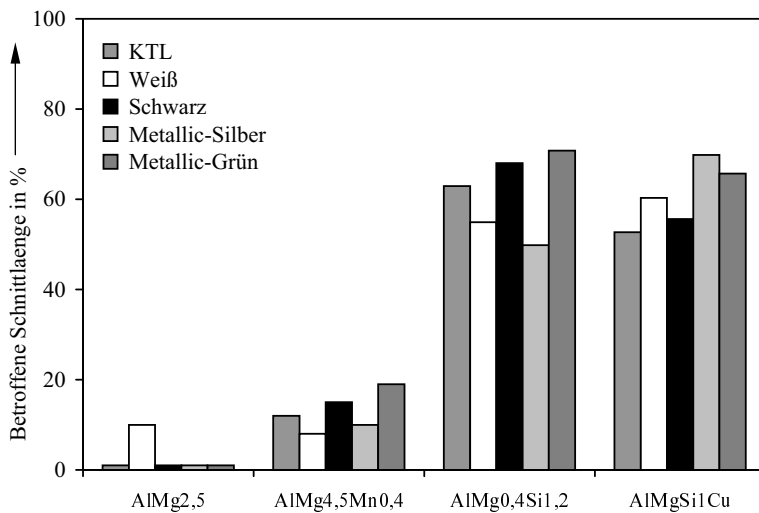


Bild A-5: Lackunterwanderung an der laserstrahlgeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

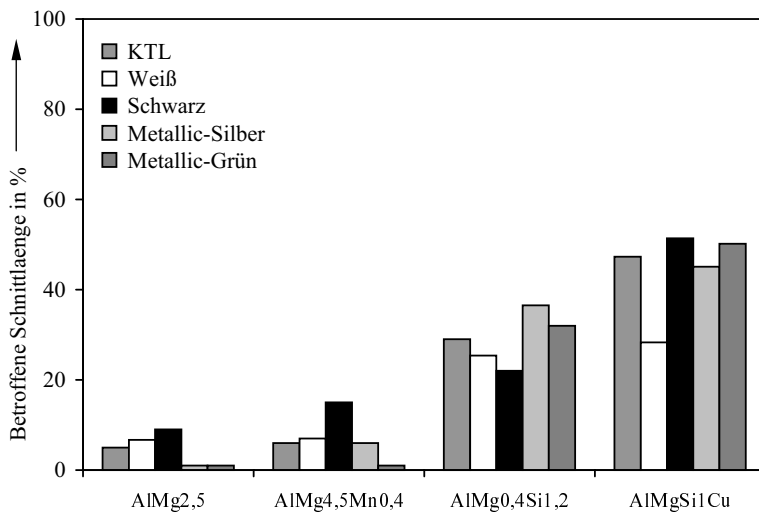


Bild A-6: Lackunterwanderung an der schergeschnittenen Blechkante in Abhängigkeit von Lackfarbe und Legierung

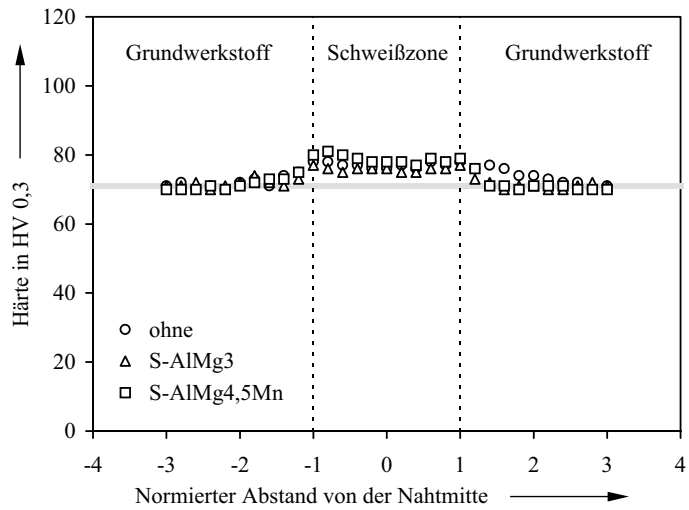


Bild A-7: Normiertes Härteprofil an EN AW-Al Mg4,5Mn0,4-F28 (EN AW-5182-F28) in Abhängigkeit vom Schweißzusatz

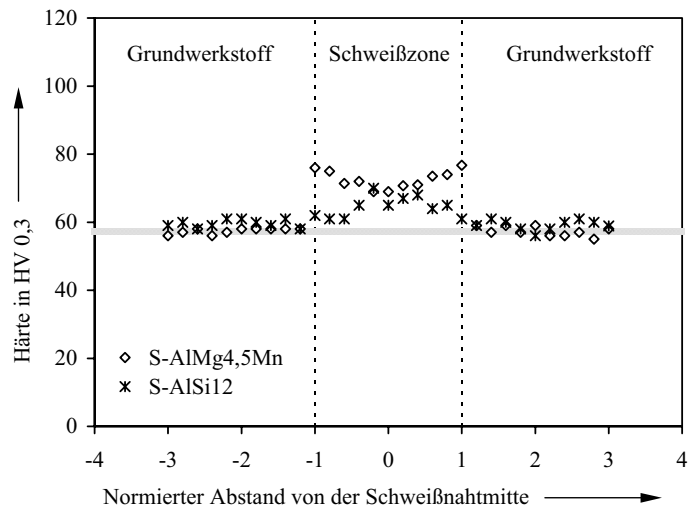


Bild A-8: Normiertes Härteprofil an EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 (EN AW-6016-T4) in Abhängigkeit vom Schweißzusatz

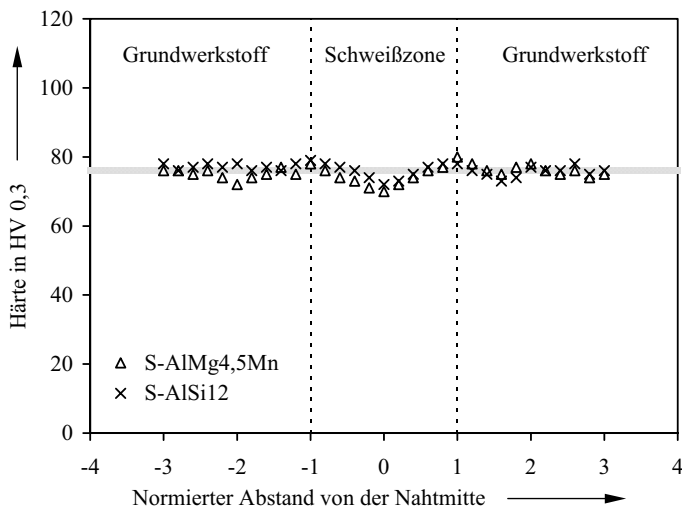


Bild A-9: Normiertes Härteprofil an EN AW-Al Mg1SiCu-T6 (EN AW-6061-T6) in Abhängigkeit vom Schweißzusatz

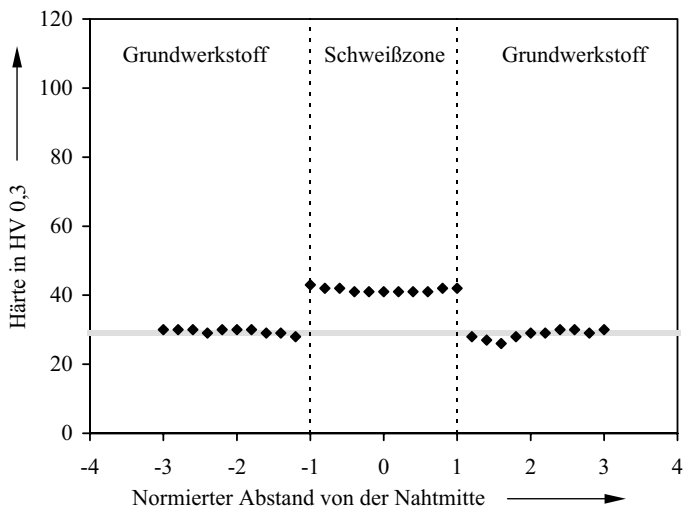


Bild A-10: Normiertes Härteprofil an EN AW-Al Fe1,5Mn0,4-W10 (EN AW-8014-W10) ohne Schweißzusatz

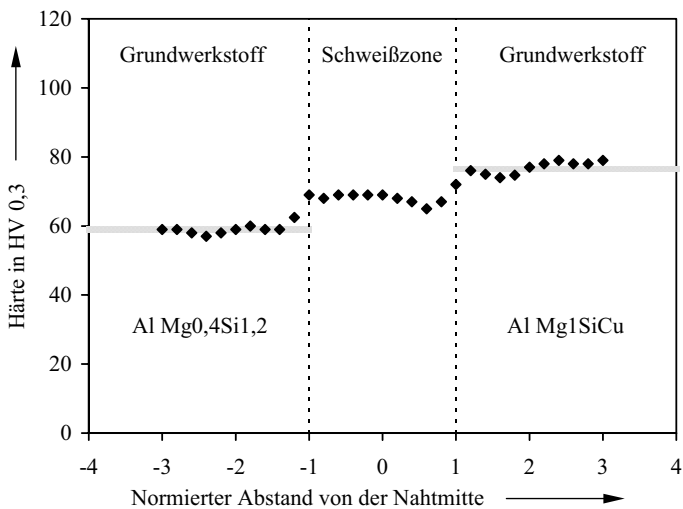


Bild A-11: Normiertes Härteprofil an Mischverbindung EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 / EN AW-Al Mg1SiCu-T6 mit Schweißzusatz S-AlSi12

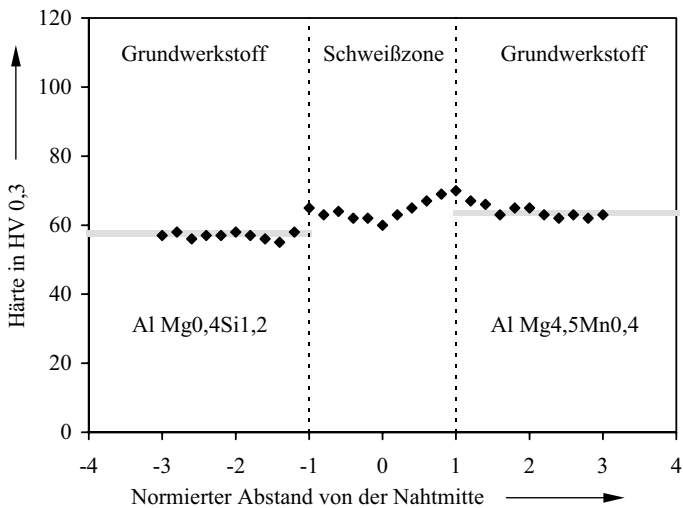


Bild A-12: Normiertes Härteprofil an Mischverbindung EN AW-Al Mg0,4Si1,2-T4 / EN AW-Al Mg4,5Mn0,4-F28 mit Schweißzusatz S-AlMg4,5Mn

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen bedanken, die dazu beigetragen haben, daß die vorliegende Dissertation während meiner Tätigkeit als Mitarbeiter im Bereich Verfahrensentwicklung der DaimlerChrysler AG entstehen konnte.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Helmut Hügel, unter dessen wissenschaftlicher Betreuung diese Arbeit entstanden ist. Ihm verdanke ich zahlreiche Hinweise, die zum Gelingen dieser Arbeit wesentlich beigetragen haben.

Weiterer Dank gebührt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Eberhard Roos für seine Bereitschaft zur Durchsicht meiner Arbeit sowie zur Übernahme des Korreferates.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Friedrich Dausinger bin ich für die wissenschaftliche Begleitung meiner Untersuchungen zu Dank verpflichtet.

Ganz herzlich bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Bernhard Leuschen für das Vertrauen, das er sowohl in meine Person als auch in meine wissenschaftlichen Untersuchungen gesetzt hat sowie für die vielen anregenden Diskussionen und die kritische Durchsicht des Manuskriptes.

Dank schulde ich weiterhin Herrn Dipl.-Ing. Bertold Hopf, der mir durch die Mitarbeit in seiner Abteilung die Möglichkeit gab, mich beruflich und persönlich weiterzuentwickeln sowie zuletzt motivierend, langmütig und nachhaltig auf die Fertigstellung des Manuskriptes hingewiesen hat.

Bei meinen Kollegen Manfred Ade, Jochen Duppel, Dieter Gehring, Werner Greule, Dieter Krause, Erich Prislán, Reiner Redl und Rolf Wehle bedanke ich mich für die tatkräftige Unterstützung bei der praktischen Versuchsdurchführung.

Weiterhin danke ich den Füge-technik-Spezialisten Dr.-Ing. Gerrit Christoph, Dipl.-Ing. Markus Dieterle, Dipl.-Ing. Martin Güldenpfennig, Dipl.-Ing. Christoph Heimerdinger, Dipl.-Ing. Bernd Hohenberger, Dipl.-Ing. Peter Kubiena, Dr.-Ing. Alfons Rief, Dipl.-Ing. Cornelius Schinzel, Dipl.-Ing. Stephan Schüssler sowie Dipl.-Ing. Dietmar Zeitmann die durch ihre Diskussionsbereitschaft einen wichtigen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Hervorheben möchte ich besonders Herrn Dipl.-Ing. Friedrich Öffinger, dessen freundschaftliche Kooperation und wertvollen fachlichen Hinweise anregend waren. Herrn Dr.-Ing. Manfred Naglik bin ich für die detaillierte redaktionelle Durchsicht des Manuskriptes zu großem Dank verpflichtet.

Nicht zuletzt möchte ich mich bei meiner lieben Frau bedanken, die mir bei der Erstellung der Arbeit immer verständnisvoll zur Seite stand sowie meinen Eltern und Schwiegereltern, die mich auf dem langen Weg zu dieser Tat liebevoll und unterstützend begleitet haben.

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Zoske, Uwe

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

Gorriz, Michael

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

Mohr, Ursula

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

Rudlaff, Thomas

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

Borik, Stefan

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

Paul, Rüdiger

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

Wahl, Roland

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

Fredkerking, Klaus-Dieter

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

Grünewald, Karin M.

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

Shen, Jialin

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

Arnold, Johannes M.

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

Holzwarth, Achim

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

Dausinger, Friedrich

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

Meiners, Eckhard

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

Beck, Markus

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

Breining, Klaus

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

Griebsch, Jürgen

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

Kreputat, Walter

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

Xiao, Min

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

Glumann, Christiane

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

Gross, Herbert

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

Rapp, Jürgen

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

Wittig, Klaus

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

Grünenwald, Bernd

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

Lee, Jae-Hoon

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

Albinus, Uwe N. W.

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

Wiedmaier, Matthias

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

Bloehs, Wolfgang

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

Bea, Martin

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

Stöhr, Michael

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

Plaß, Wilfried

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

Schaller, Markus K. R.

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

Hack, Rüdiger

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

Krupka, Rene

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

Pfeiffer, Wolfgang

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

Volz, Robert

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

Bartelt-Berger, Lars

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

Müller-Hummel, Peter

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

Rohde, Hansjörg

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

Huonker, Martin

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

Callies, Gert

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

Schubert, Michael E.

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

Kern, Markus

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

Raiber, Armin

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

Laser in der Materialbearbeitung

Forschungsberichte des IFSW (Institut für Strahlwerkzeuge)

Herausgegeben von

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

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

Schittenhelm, Henrik

Diagnostik des laserinduzierten Plasmas

beim Abtragen und Schweißen

2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-712-1

Stewen, Christian

Scheibenlaser mit Kilowatt-Dauerstrichleistung

2000, 145 Seiten, ISBN 3-89675-763-6

Schmitz, Christian

Gaselektronische Analysemethoden zur

Optimierung von Lasergasentladungen

2000, 107 Seiten, ISBN 3-89675-773-3

Karszewski, Martin

Scheibenlaser höchster Strahlqualität

2000, 132 Seiten, ISBN 3-89675-785-7

Chang, Chin-Lung

Berechnung der Schmelzbadgeometrie beim

Laserstrahlschweißen mit Mehrfokustechnik

2000, 141 Seiten, ISBN 3-89675-825-X

Haag, Matthias

Systemtechnische Optimierungen der

Strahlqualität von Hochleistungsdiodenlasern

2000, 166 Seiten, ISBN 3-89675-840-3

Bahn Müller, Jochen

Charakterisierung gepulster Laserstrahlung zur

Qualitätssteigerung beim Laserbohren

2000, 138 Seiten, ISBN 3-89675-851-9