

Abschlußbericht

zum FuE-Vorhaben 13 N 8990 im Verbundprojekt

„Schädigungsarmes und produktives Mikroschweißen mit brillanten Strahlquellen“

Teilvorhaben :

„Grundlagen für Applikationen im Medizin- und Automobilbereich“

AP1 Systemtechnik

AP1.1: Strahl und Werkstückhandling

1.1.1 Spanntechnik für Mikrobauteile

Für die Betrachtung der Probleme beim Spannen mit Niederhalter von Mikroteilen wurde die zu verbindenden Materialdicken und Stoßarten getrennt betrachtet. Grundsätzlich sollte beim Einsatz von Niederhaltern der Kraft-Weg-Verlauf aufgezeichnet werden, um exakt den Moment der Bauteilberührung bzw. des Kraftaufbaus zu erfassen. Insbesondere bei sehr dünnen Metallfolien ($d < 15 \mu\text{m}$) wird ein Effekt beobachtet, bei dem sich die Folie direkt neben dem Niederhalter aufwölbt, so dass es zu einem Spalt zwischen oberen und unteren Blechteil kommt, Bild 1.1. Auch zwischen zwei Niederhaltern kann es zu diesem Effekt kommen. Als Lösungsvorschlag wird für diese Konstellation das Spannen der Folie über die Verbindungsstelle empfohlen (Bild 1.1: Skizze 1 – 3). Hier ist zum einen die Spanntechnik selbst aufwändiger und zum anderen teilweise auch die Positionierung des Laserstrahls. Eine andere einfache Technik ist der Verwendung eines zusätzlichen Bauteils, dass die Folie zum Grundkörper einklemmt und mit der Folie verschweißt wird (Bild 1.1: Skizze 4). Hier wird allerdings die Handhabung eines zusätzlichen Bauteils erforderlich sowie mehr Aufwand für die Strahlpositionierung. Bei größeren Blechdicken ist es erforderlich, dass die Blechteile planparallel aufeinander aufliegen, um Spaltfreiheit zu gewährleisten. Sinnvoll ist auch eine Sicke oder Einprägung, um zuverlässig eine Linien oder Punktberührung zwischen den Bauteilen zu ermöglichen (Bild 1.2: Skizze 2 - 3). Neben dem höheren Herstellungsaufwand für die Bauteile, erhöht sich auch der Aufwand für die Positionierung des Laserstrahls. Bei Kehlnahtverbindungen (Bild 1.3) ist die Spaltfreiheit in der Kehle sicherzustellen. Dies geht insbesondere durch eine Bauteilgeometrie die federnd auf dem unteren Bauteil aufsetzt (Bild 1.3: Skizze 2 – 3). Selbstklemmende Geometrien (Bild 1.4) kommen ohne Niederhalter aus, sind aber aufwändig in der Herstellung und für viele Verbindungsstellen ungeeignet.

Problembeschreibung	
<p>Laserstrahl</p> <p>F</p> <p>D</p>	<p>Laserstrahl</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>d</p> <p>D</p>
Lösungsvorschläge	
<p>1)</p> <p>Laserstrahl</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☺ Bauteilvorbereitung ☺</p>	<p>2)</p> <p>Laserstrahl</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☺ Bauteilvorbereitung ☺</p>
<p>3)</p> <p>Laserstrahl</p> <p>F</p> <p>F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☺</p>	<p>4)</p> <p>F</p> <p>Laserstrahl</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☺</p>

Bild 1.1: Systematischer Vergleich von Spanntechniken für Flachanschlüsse mit sehr dünnen Folien ($d < 15 \mu\text{m}$) am Überlapstoß.

Problembeschreibung	
<p>Laserstrahl F D</p>	<p>Laserstrahl F d</p>
Lösungsvorschläge	
<p>1)</p> <p>Laserstrahl F F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☺ Bauteilvorbereitung ☺</p>	<p>2)</p> <p>Laserstrahl F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>
<p>3)</p> <p>Laserstrahl F</p> <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>	

Bild 1.2: Systematischer Vergleich von Spanntechniken für Flachanschlüsse ($d < 0,3$ mm) am Überlappstoß.

Problembeschreibung	
Lösungsvorschläge	
<p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☺ Bauteilvorbereitung ☺</p>	<p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>
<p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>	

Bild 1.3: Systematischer Vergleich von Spanntechniken für Flachanschlüsse ($d < 0,3 \text{ mm}$) an der Kehlnaht.

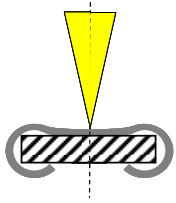
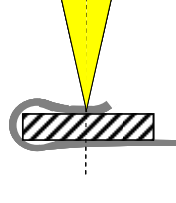
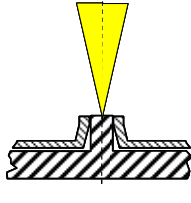
Lösungsvorschläge niederhalterfreie Spanntechnik	
<p style="text-align: center;">Laserstrahl</p>  <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☺ Bauteilvorbereitung ☹</p>	<p style="text-align: center;">Laserstrahl</p>  <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>
<p style="text-align: center;">Laserstrahl</p>  <p>Spalttoleranz ☺ Positionierung ☹ Bauteilvorbereitung ☹</p>	

Bild 1.4: Systematischer Vergleich von niederhalterfreien Spanntechniken für Flachanschlüsse mittels selbst klemmender Geometrien.

AP1.1.1 & 1.1.3 Grenzen konventioneller Spanntechnik und Optimierung der Spanntechnik

Für die Suche nach geeigneten Spanntechniken für die Verbindung von Mikrobauteilen wurde eine Literaturrecherche durchgeführt [1-4]. Hier werden die Spannverfahren entweder nach dem physikalischen Prinzip (mechanisch, pneumatisch, magnetisch, elektrostatisch oder adhäsiv) oder entsprechend einer Zuordnung, entliehen aus der Verbindungstechnik (form-, kraft- oder stoffschlüssig), eingeordnet. Bei der Auswahl einer passenden Spanntechnik muss allerdings den realen Bauteilen Rechnung getragen werden. Die meisten Spannprinzipien gehen beim Spannen von Mikrobauteilen von einzelnen zu spannenden Bauteilen für die Weiterbearbeitung aus. Bei Fügeprozessen sind aber mindestens 2 Bauteile zu verbinden und somit zu spannen. Außerdem muss das eingesetzte Fügeverfahren insbesondere hinsichtlich der Zugänglichkeit berücksichtigt werden. Deshalb wurden zunächst systematisch die Probleme beim Spannen von Mikrobauteilen für Fügeaufgaben mit dem Laser beschrieben und mechanische Lösungsansätze (mit und ohne Niederhalten) in Form von morphologischen Kästen mit einer qualitativen Bewertung aufgezeigt (siehe Zwischenbericht).

Im weiteren wurden die Grenzen konventioneller Spanntechnik ermittelt. Mit abnehmender Dicke der zu verbindenden Bauteile kommt es zur Ausbildung eines Spaltes zwischen dem dünnen

oberen Bauteil und dem Unterbauteil in der Nähe des Niederhalters. Beim Schweißen im Überlapp nimmt mit abnehmenden oberen Bauteildicken die Spaltüberbrückbarkeit ebenfalls ab. Hier muss die Spanntechnik einen technischen Nullspalt sicherstellen.

Mit Blick auf einen Demonstrator bei dem eine Metallfolie stirnseitig auf ein Röhrchen geschweißt wird (Anwendung im Bereich Drucksensoren), wurde die Grenze für die Verwendung eines einfachen Niederhalters bis zu einer Metallfoliendicke von 50 µm ermittelt. Darunter sind zusätzliche Maßnahmen notwendig, um einen spaltfreien Sitz der Folie zu erzielen. In diesem Fall wird die Metallfolie in einer eigenen Halterung befestigt und über das Ende des Röhrchens gespannt. Da sich diese Spanntechnik speziell mit dem Problem der Verbindung von dünnen Metallfolien befasst, wurde sie „Problem-Optimiert-Spanntechnik“ genannt. So ergibt sich bei realen Bauteilen eine Kombination aus formschlüssiger und kraftschlüssiger Spanntechnik. Einhergehend mit einer aufwändigeren Spanntechnik nimmt auch der Aufwand für die Bauteilvorbereitung zu. So sind die Oberflächen im Bereich der Verbindungszone besonders partikel- und verschmutzungsfrei zu halten und die Oberflächengüte (Rauhigkeit, Welligkeit) möglichst gering auszulegen.

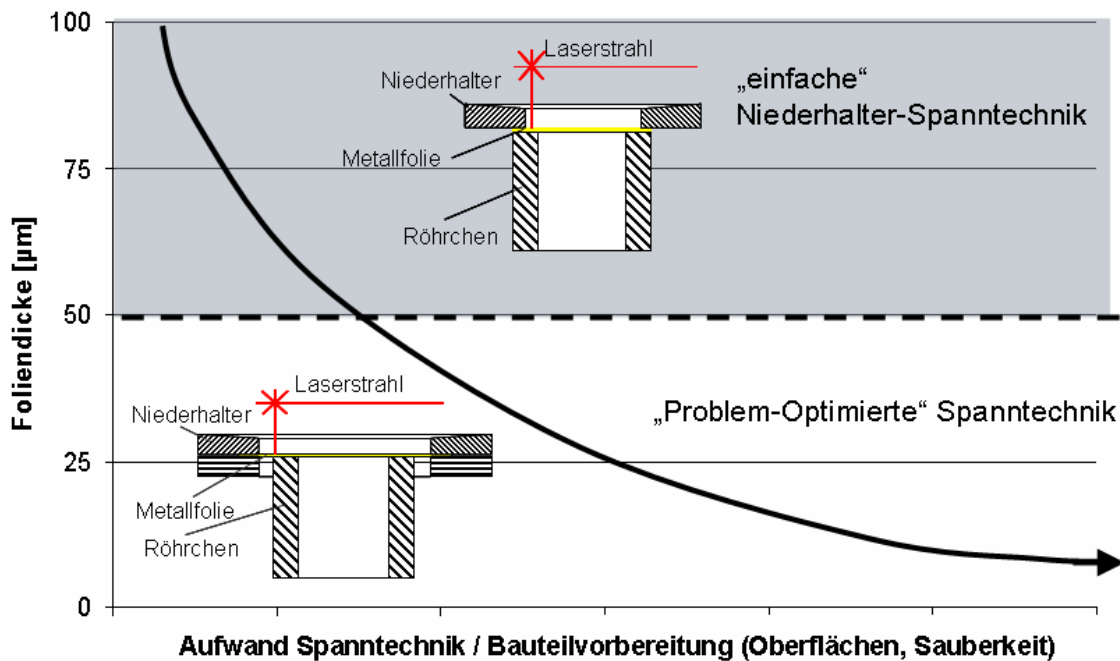


Bild 1.5: Grenzen der konventionellen Spanntechnik beim Verbinden von dünnen Metallfolien auf Röhrchen.

AP1.1.2 Alternative Spanntechniken

Bei der Suche nach alternativen Spanntechniken wurde auf 2 verschiedene physikalische Verfahren zurückgegriffen. Die Vakuumspanntechnik ist kraftschlüssig, das Anfrieren eine Adhäsivtechnik (wird allerdings in der Literatur auch als kraftschlüssig definiert). Stoffschlüssig Verfahren wie Kleben oder Löten sind nicht geeignet. Sowohl Vakuum- als auch

Kryospanntechnik haben ihre Vorteile insbesondere bei der Bauteilbelastung und hinsichtlich der Zugänglichkeit, da keine Spannhebel die Zugänglichkeit einschränken. Problematisch ist bei beiden Techniken, dass 2 Bauteile gleichzeitig und richtig zu einander positioniert werden müssen für den Fügeprozess.

Untersuchungen mit Bauteilen aus der Einspritztechnik ergaben, dass sich die Vakuumtechnik insbesondere zum Spannen von dünnen Metallfolien auch von Dicken bis 150 µm nicht eignet. Auf ein rotationssymmetrisches Unterbauteil mit zentrischer Bohrung zum Aufbringen des Vakuums, sollte eine Metallfolie (Ronde) mit Dicken von 75 µm bzw. 150 µm aufgeschweißt werden. Es hat sich gezeigt, dass sich selbst Metallfolien mit einer Dicke von 150 µm und geringem Vakuum soweit verformen, dass ein Spalt zwischen Unterbauteil und Folie im Schweißbereich entsteht. Bei der Schweißung kommt es dann zu Löchern in der Folie.

Bezüglich der Kryotechnik wurde Kontakt mit der Fa. CSEM (Schweiz) aufgenommen, die sich u.a. mit dem Gefrieren als Greif- bzw. Spannmittel beschäftigen. Grundsätzlich ist es schwierig 2 Bauteile mit dieser Technologie zu fixieren. Sie eignet sich besser für das Greifen und Transportieren von einzelnen Mikrobauanteilen. Während Vakuum und Niederhalter die Bauteile durch Kräfteinwirkung zusammendrücken und so in der Fügezone ggf. einen Nullspalt einstellen können, verursacht die Kryotechnik keine direkte Kraftwirkung auf die Bauteile, sondern fixiert sie in vorliegender Form. D.h. die geeisten Teile müssen zusätzlich z.B. mechanisch aneinander gedrückt werden. Außerdem benötigt diese Technologie etwa 2s zum fixieren und lösen vom Bauteil. Demgegenüber benötigen Vakuum- und mechanische Spanntechniken nur wenige Zehntelsekunden zum Aufbringen und Lösen der Spannkraft.

Fazit: Die untersuchten alternativen Spanntechniken eignen sich nicht für die Verbindung von Metallfolie mit Röhrchen. Beste Ergebnisse zeigen mechanische Spannwerkzeuge, die speziell an die Bauteile bzw. das Spannproblem und das Fügeverfahren angepasst werden. Im weiteren soll versucht werden die Bauteile selbst für die Spann- und Fügeaufgabe zu optimieren.

Literatur

- [1] Wulfsberg, J. P.; Lehmann, J.: Spanntechnik für die Mikrofertigung. WT Werkstattstechnik online, Jahrgang 93 (2003) H.3, Seite 146-149
- [2] Vortisch, M.: Spanntechnik nach Mass. Vakuum-Spannvorrichtung in der Werkstückbearbeitung. Schweizer Maschinenmarkt (2001), Nr. 37, Seite 21–25
- [3] Esser, E.; Krauß, H.-J.; Roth, S.: Erzeugung von Mikrostrukturen durch Laserstrahlung. Ideen-Vision-Innovation. Vollertsen, F; Kleiner, M. (Hrsg.), Bamberg: Verlag Meisenbach 2001.
- [4] Entwicklung von Greif- und Spannvorrichtungen für die automatisierte Montage von Mikrobauanteilen. Fortschritt-Berichte / VDI : Reihe 1, Konstruktionstechnik, Maschinenelemente ; Nr. 292, Seite 21-137

AP1.2: Prozessüberwachung

1.2.1 Experimenteller Aufbau und Vorarbeiten zum Nachweis von Blow Holes

Eine Prozesskontrolle ist eine kontinuierlich begleitende Überwachung des Fertigungsprozesses um die Produktionsleistung zu verbessern. Aus einer Vielzahl von Größen die die Schweißqualität beeinflussen, wurden 2 Einflussgrößen ausgewählt, die die Bauteilqualität maßgeblich beeinflussen. Zum einen sind dies Blow-Holes, d.h. Auswürfe in der Schweißnaht verursacht durch Verschmutzung des Stoßbereiches (meist Öle) sowie das Auftreten eines dynamischen Effekts in der Schweißnaht, dem Humping. In Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit tritt beim Humping periodisch Schmelze in Form von Aufwürfen in der Schweißnaht aus.

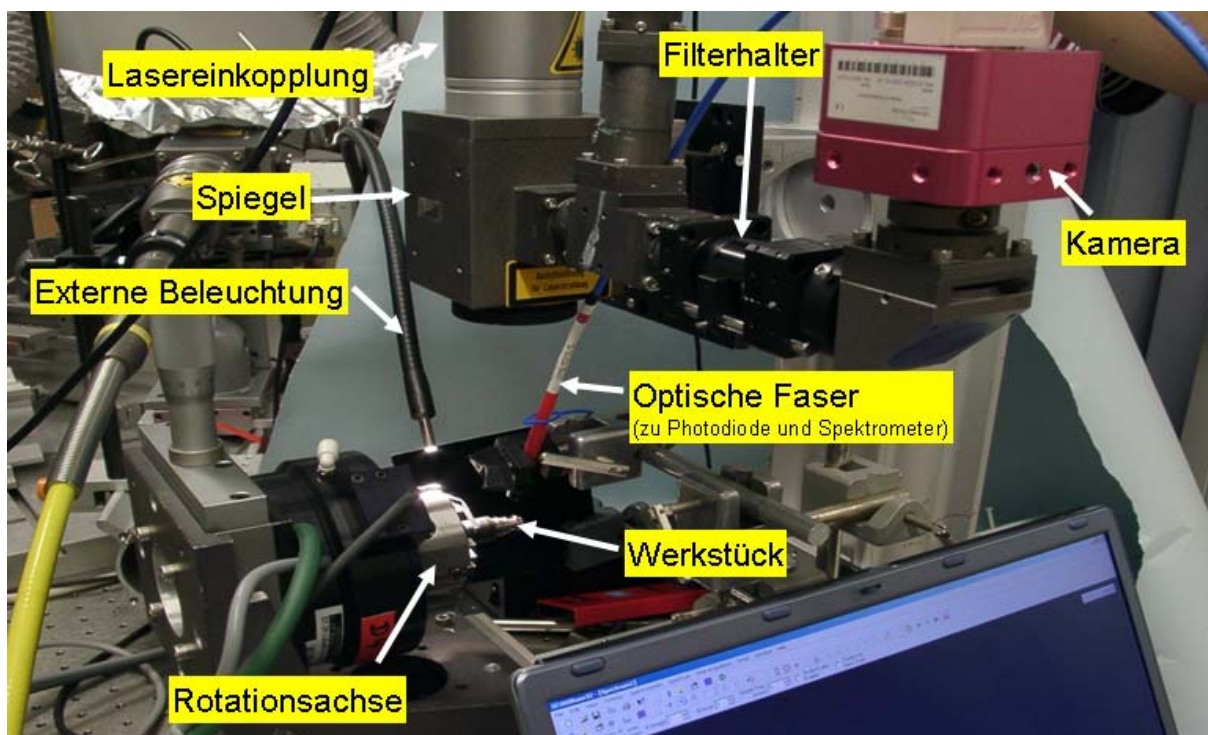


Bild 1.6: Versuchsaufbau für die Prozessbeobachtung mittels CMOS-Kamera.

Für die Prozessüberwachung wurde zunächst eine Auswahl hinsichtlich der Sensorik getroffen. Es wurde definiert eine optische Prozessüberwachung aufzubauen und dabei neben einer kostengünstigen Photodiode auch Untersuchungen mittels einer Hochgeschwindigkeitskamera durchzuführen. Durch definierte Erzeugung von Blow-Holes wurde die Korrelation zwischen Prozesssignal und Bearbeitungsposition ermöglicht und die Intensitäten von Photodiode und CMOS-Kamera (summiert und gemittelt) gegenübergestellt. Während bei der Photodiode keine Zuordnung zu den Blow-Hole-Ereignissen möglich ist, erlaubt die CMOS-Kamera bei Summierung der Intensitäten über 250 eine eindeutige Korrelation zu den Blow-Holes. Hinsichtlich des Auftretens von Humping wurden Schweißsequenzen wiederum mit der CMOS-Kamera bei einer Belichtungszeit von 10 μ s und einer Aufnahmezeit von 25 kHz während des Laserpulses von 20 ms Länge aufgenommen. Die Sequenzen, ausgerichtet auf die

nachlaufende Naht, zeigen stetige bzw. unstetige Intensitätsverläufe. Daraus lassen sich Rückschlüsse auf eine regelmäßige bzw. unregelmäßige Schweißnaht und damit auch auf dynamische Effekte ziehen. Selbst bei Geschwindigkeiten von 100 m/min und mehr lässt die Aufnahme­frequenz und Auflösung eine Detektion von Unregelmäßigkeiten zu. Die wesentlichen Aufgaben zur Signalerfassung sind damit abgeschlossen.

Zur Abschätzung, ob ein kamerabasiertes System zur Prozessbeobachtung geeignet ist, wurden zunächst einige grundlegende Untersuchungen durchgeführt. Bild 1.6 zeigt den experimentellen Aufbau für die Untersuchungen.

Zur zeitlichen Auflösung der spektralen Entwicklung der Prozessstrahlung, als auch zur Unterscheidung von Oberflächenverschmutzungen sowie Werkstoffbestandteilen und zur indirekten Beobachtung der Schmelzbadabstrahlung wurde am Werkstoff X5CrNi18 10 eine Spektralanalyse durchgeführt, Bild 1.7. Die Analyse zeigt, dass es sinnvoll ist eine Prozessbeleuchtung in einem Spektralbereich von 400 – 450 nm zu wählen.

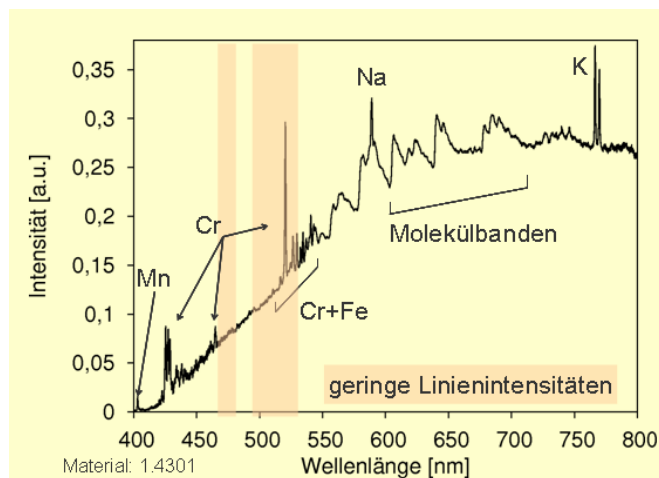
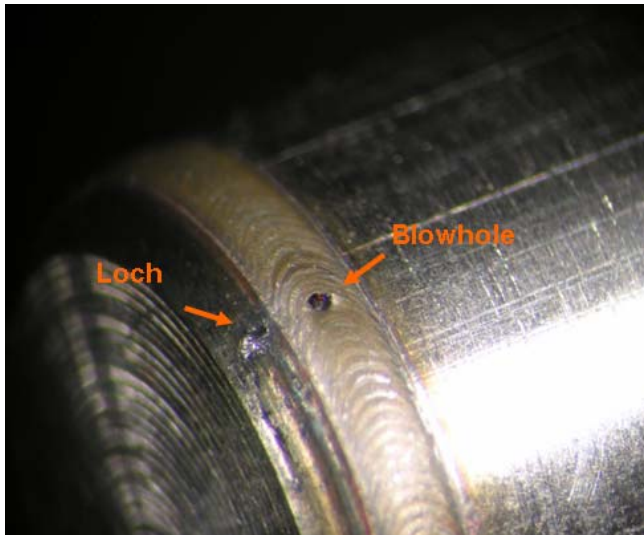


Bild 1.7: Spektralanalyse von X5CrNi18 10

1.2.2 Nachweis von Blow-Holes

Durch Verschmutzung insbesondere mit Ölen können so genannte Blow-Holes entstehen. Während der Schweißung verdampfen die Verunreinigungen unter hohem Dampfdruck und entweichen durch die Schmelze in Richtung Nahtoberseite. Es bilden sich Poren die nach oben geöffnet sind. Neben dem Auftreten von dynamischen Effekten in der Schweißnaht, sind es insbesondere Inhomogenitäten wie Blow-Holes die mittels Prozessüberwachung detektiert werden sollen. Bild 1.8 rechts beschreibt die Vorgehensweise zur definierten Erzeugung von Blow-Holes. Hierzu wurde eine kleine Bohrung im Bereich der späteren Schweißnaht eingebracht. In dieser Bohrung wurde Öl bzw. Kohlenstoff deponiert. Beim Überschweißen der präparierten Stelle entsteht ein Blow-Hole wie in Bild 1.8 links gezeigt.

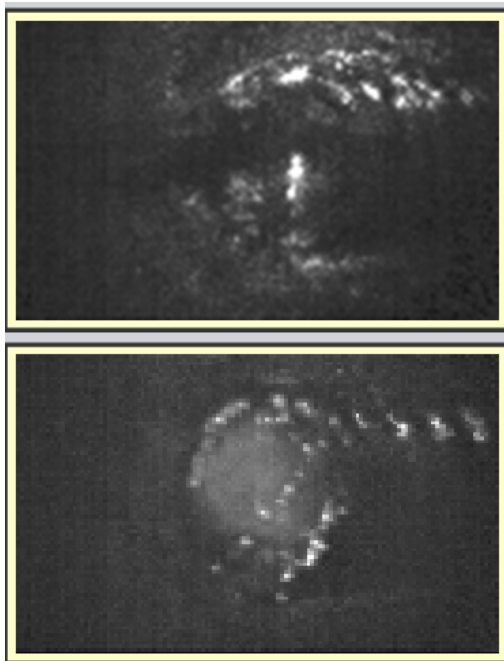
In Bild 1.9 zeigt die Aufnahme mit der CMOS-Kamera beim normalen Schweißen (oben) und beim Auftreten von Blow-Holes (unten). In der Filmsequenz lässt sich der Augenblick der Blow-Hole-Entstehung eindeutig feststellen. Um die Dynamik der Kamera zu testen wurde ein schneller Prozess nämlich das gepulste Schweißen eingesetzt. D.h. die lokale Schweißung und der Zeitraum in dem das Blow-Hole entsteht beträgt nur 2 ms.



kleines, mit Kohlenstoff oder Öl gefülltes Loch unter der Oberfläche erzeugt "Verunreinigung"

• $\varnothing \approx 150 \mu\text{m}$
 • $\Delta d_{\text{surface}} \approx 100 - 200 \mu\text{m}$

Bild 1.8: Definiertes Einbringen von Blow-Holes in die Schweißnaht



Bildaufnahme:
 - 72 Bilder / Puls
 - 8000 Hz
 - UV-Schmalbandfilter

Schweißparameter:
 - Nd:YAG (1064 nm), gepulst
 - $f_{\text{Laser}} = 100 \text{ Hz}$
 - $T_{\text{Puls}} = 2,0 \text{ ms}$
 - $P_{\text{Laser}} = 1,5 \text{ kW}$
 - 130 Pulse pro Schweißung

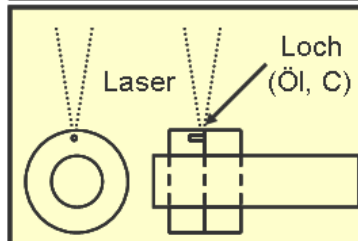


Bild 1.9: Kameraaufnahmen beim normalen gepulsten Schweißen (oben) und beim Auftreten von Blow-Holws (unten)

1.2.3 Experimenteller Aufbau zum Nachweis von dynamischen Effekten in der Naht

Bild 1.10 zeigt den experimentellen Aufbau für die Detektion von dynamischen Effekten bei schnellen Laserschweißprozessen. Über eine Photodiode und einen Delay-Generator werden Laser und Kamera synchronisiert. Die Kamera wird so positioniert, dass sie senkrecht zur Drehachse der Probe steht und unter einem Winkel von 45° zur horizontalen auf die Probe zielt. Der Abstand zwischen der Öffnung des Objektivs und der Oberfläche der Probe beträgt 165 mm. Dadurch erhält man einen Abbildungsmaßstab von 33 µm /pix, Bild 1.11. Für die Untersuchungen wurde eine Region von der Größe 128 x 24 Pixel mit der Kamera erfasst. Hierbei wurde die Kamera so ausgerichtet, dass nur ein kleiner Teil der Laserwechselwirkungszone, aber ein großer Teil des Nahtverlaufs am Material (1.4301) einbezogen wurde. Bei einer Belichtungszeit von 10 µs und einer Aufnahme­frequenz von 25 kHz wurden während des Laserpulses von 20 ms Länge (ca. 20 J) 500 Bilder aufgenommen. Durch das rotierende Probeteil wurden Schweißgeschwindigkeiten von 24 und 32 m/min eingestellt.

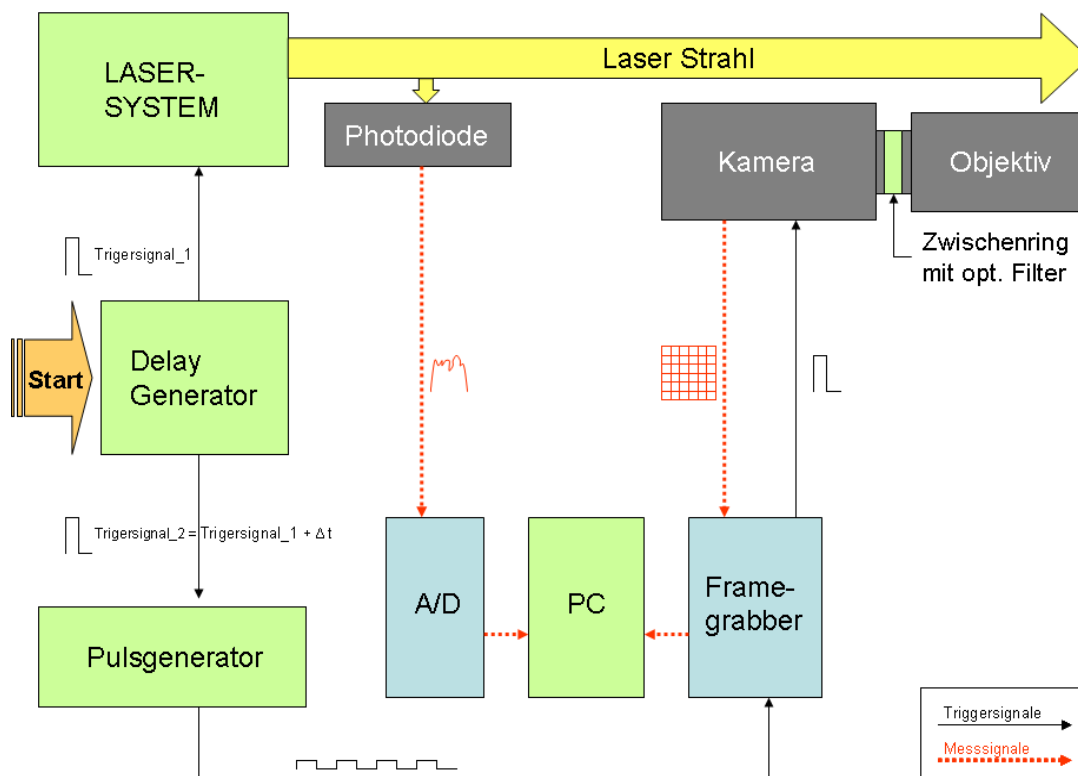


Bild 1.10: Übersicht Messaufbau zur Erfassung von dynamischen Effekten in der Schweißnaht

Bild 1.12 und 1.13 (Oben) zeigen eine aufgenommene Sequenz von 500 Bildern in Falschfarbendarstellung. Die Probe bewegt sich dabei von rechts nach links. Da nur die Wellenlängen mit (700 ± 40)nm aufgenommen wurden, ist aus dem Bild zu erkennen, das in der linken Hälfte des Bildes nur wenig Probenmaterial mit einer geringen Intensität dieser infraroten

Wellenlängen leuchtet, wohingegen ganz rechts eine hohe Intensität gemessen wurde. Das Bild ist durch die Pixel in Zeilen und Spalten unterteilt.

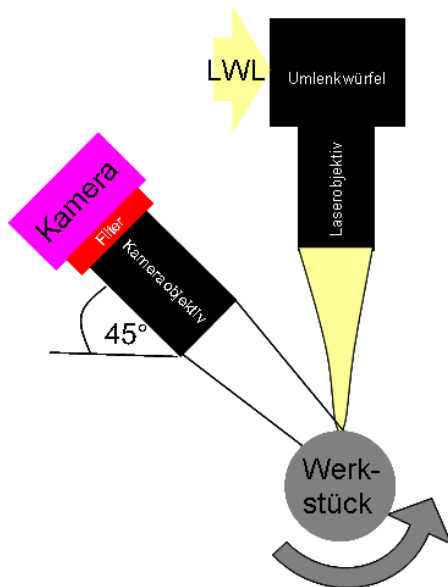


Bild 1.11: Kamera- und Laserstrahlausrichtung zum Detektieren von dynamischen Effekten in der Schweißnaht

In Bild 1.12 und 1.13 (Mitte) wurden diese Intensitäten über die Abszisse aufgetragen, die Ordinate ist die Summe aller Pixelwerte innerhalb einer Spalte. Die gleichmäßige Abnahme von rechts nach links in Bild 1.12 weist auf eine gleichmäßige Abkühlung der Nahtschmelze, bzw. die Menge an Metall welches in dem Wellenlängenbereich strahlt ist gleichmäßig verteilt. Die Gegenüberstellung mit der Schweißnaht im Bild unten beweist diese Korrelation. Die Schweißnaht zeigt keine Ungleichmäßigkeiten, wie sie durch dynamische Effekte verursacht werden. Dem gegenüber verläuft die Intensitätskurve in Bild 1.13 (Mitte) unstetig. Hier finden sich in der Schweißnaht Unregelmäßigkeiten die durch dynamische Effekte erklärt werden können.

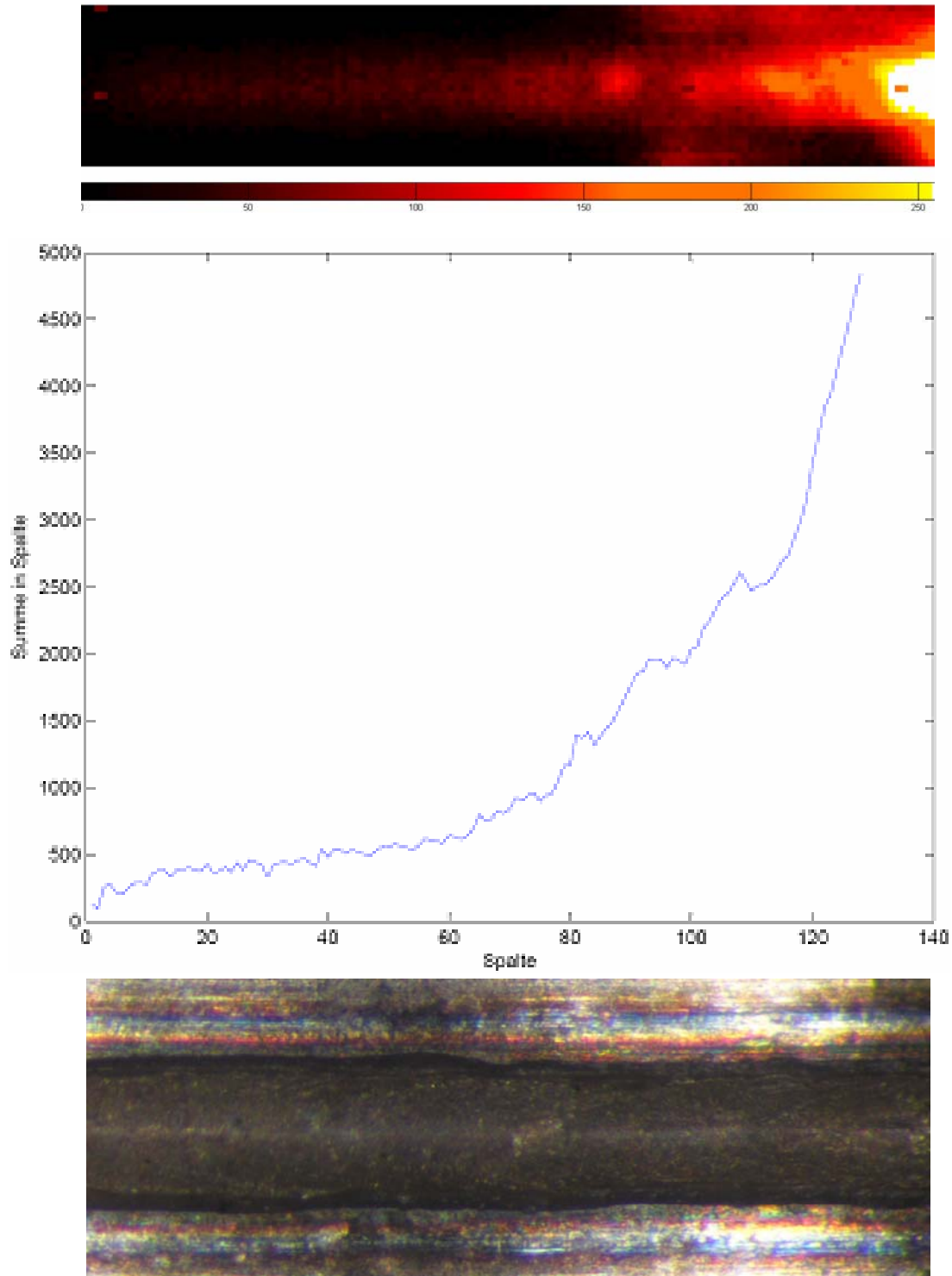


Bild 1.12: Zuordnung von Kamerabild, Pixel-Intensität und Schweißnaht für eine Schweißung ohne dynamische Effekte

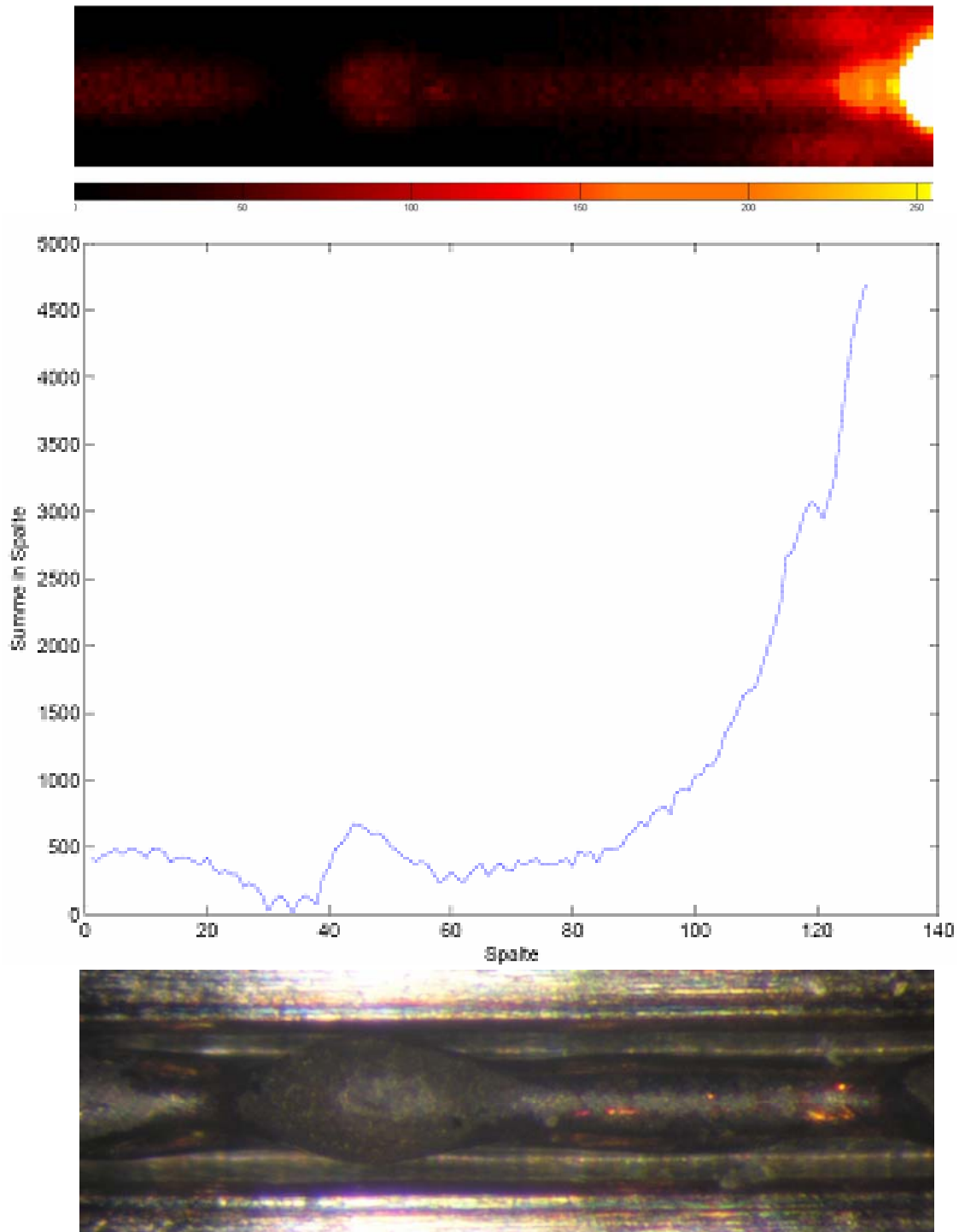


Bild 1.13: Zuordnung von Kamerabild, Pixel-Intensität und Schweißnaht für eine Schweißung mit dynamische Effekte

1.2.2 Umsetzung von Qualitätssicherungskonzepten

In Verbindung mit der schnellen Drehachse von der Firma Schulz Systemtechnik sehen die weiterführenden Arbeiten vor den Prozess mit 3 unterschiedlichen Detektoren zu beobachten. Dafür stehen folgende Sensoren zur Verfügung

1. Hamamatsu G8370-01
2. BPX65
3. Triangulationssensor

Die Signale von diesen 3 Detektoren sollen erfasst und dann positionskorreliert ausgegeben werden (d.h. inkl. Positionsangabe). Die Detektoren 1 und 2 schauen sich den Prozess in-situ an, der Triangulationssensor die erstarrte Naht in einer zusätzlichen Umdrehung bei niedrigerer Geschwindigkeit, wobei der Offset des Triangulationspunktes (Taumeln des Werkstücks) beim Abfahren entsprechend korrigiert werden muss (bei der Rotationsachse).

Untersuchungen der Eignung des Triangulationssensors (Fa. Keyence) zur Erfassung der Nahtoberflächentopographie

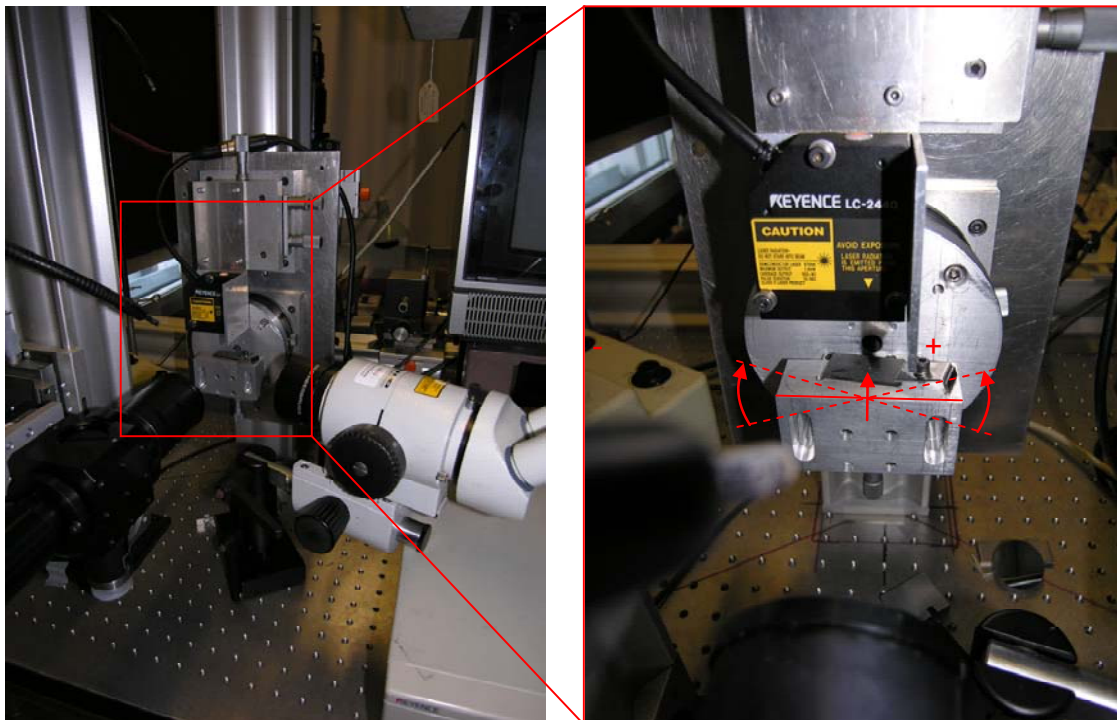


Bild 1.14 :Versuchsaufbau zur Ermittlung des Einflusses von Einbaulage und Bauteilverkippung auf das Sensorsignal (orthogonal zur Verkippungsachse)

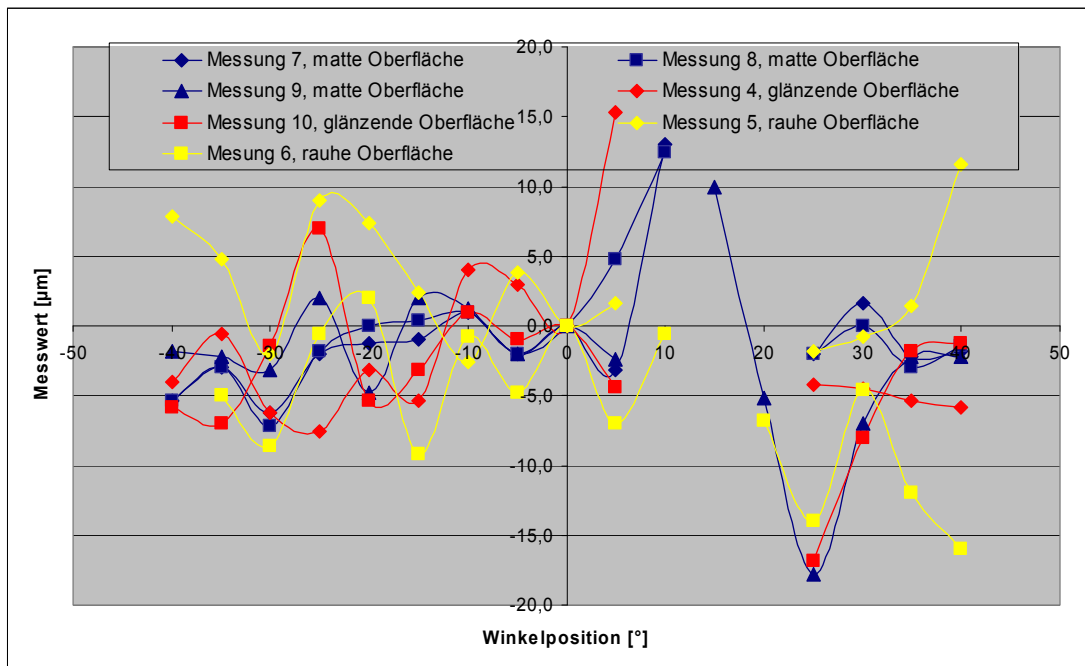
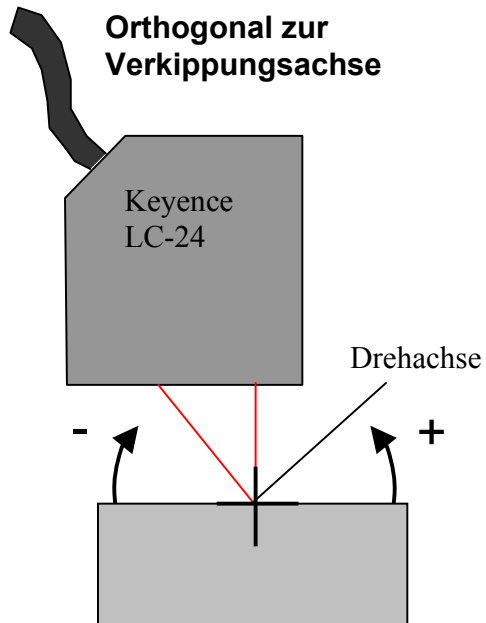


Bild 1.15: Signalverlauf für verschiedene Oberflächenzustände bei orthogonaler Positionierung zur Verkippungsachse

Parallel zur
Verkippsachse

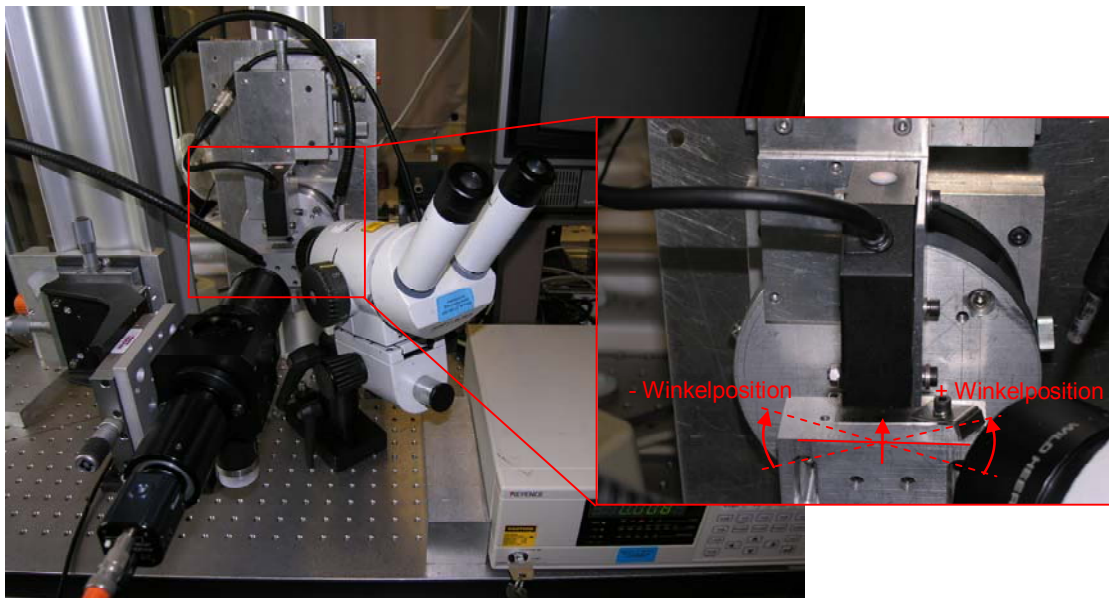
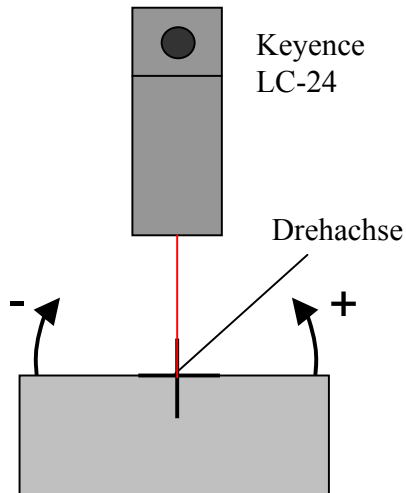


Bild 1.16 :Versuchsaufbau zur Ermittlung des Einflusses von Einbaulage und Bauteilverkipfung auf das Sensorsignal (parallel zur Verkippsachse)

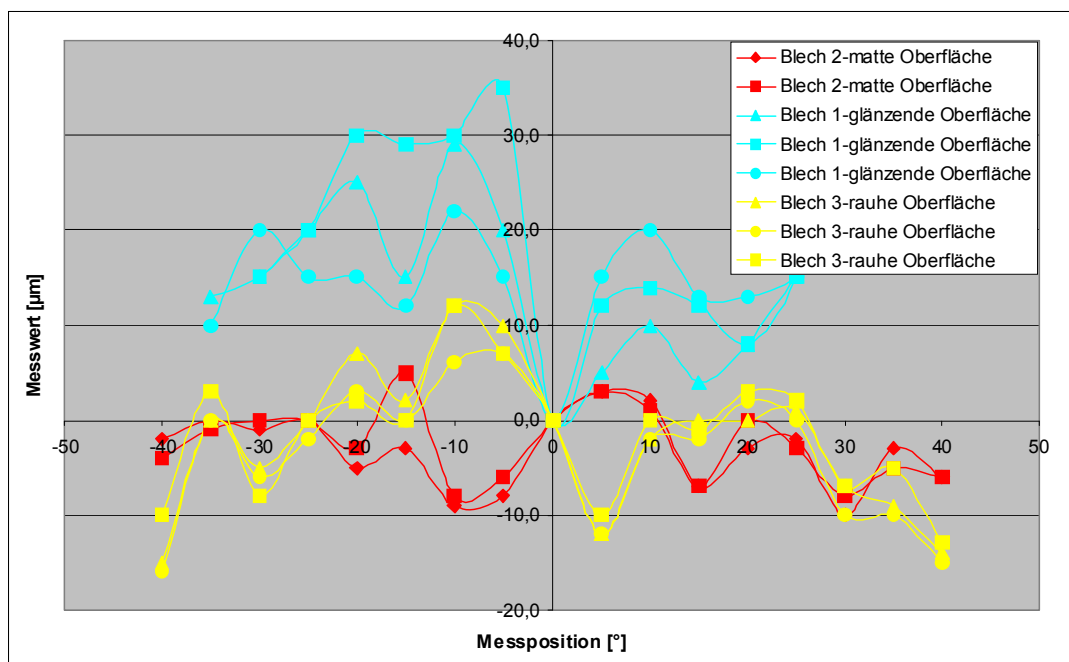
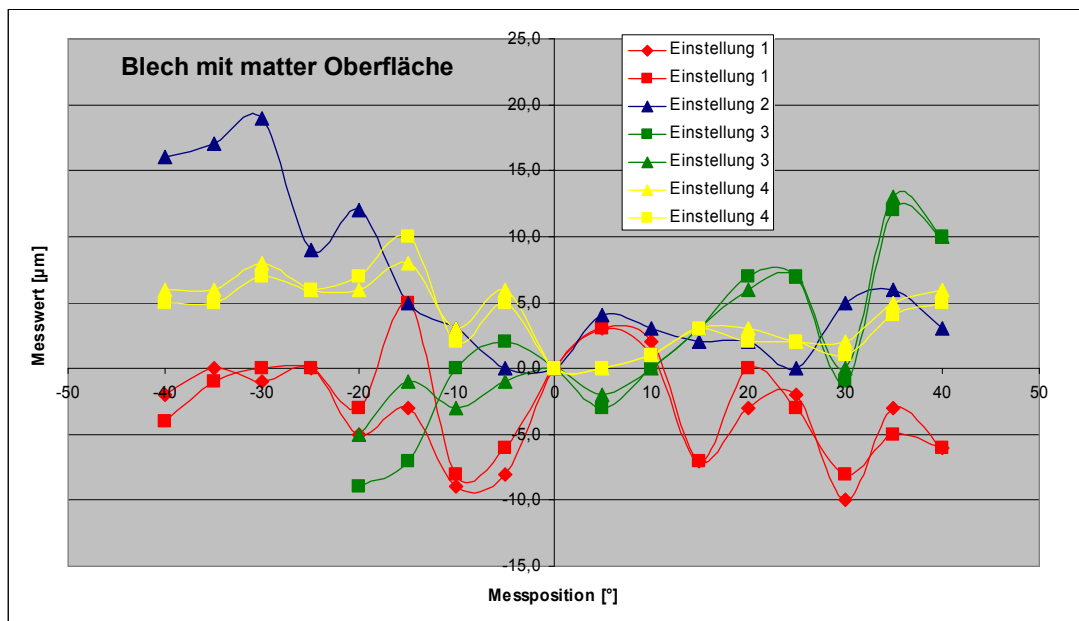


Bild 1.17: Auswirkung von Außermittigkeit der Sensorpositionierung (oben) und Oberflächenzustand auf das Messsignal

AP3 Verfahrensentwicklung

AP 3.1 SCHARP-Schweißen von Stahl mit konventionellen Lasern

Eigenschaften und Strahlqualität verwendeter Laser

Für das Schweißen mit konventionellen Lasern wurden folgende Laser herangezogen:

Name	Lasertyp	Besonderheit	max. Leistung	
RS DC025	CO ₂ -	cw, Slab, polarisierter Strahl	2500 W	
Trumpf 1003D	Nd:YAG	cw, 300 µm Faser	1000 W	

Name	Optik	Ø Fokus	M2	K [mm mrad]
RS DC025	f=125 mm	270 µm (Gauss)	1,7	0,58
Trumpf 1003D	f=100 mm	225 µm (TOP-Head)	---	0,034
	f=150 mm	265 µm (TOP-Head)		

Tabelle 3.1: Komponenten und Strahleigenschaften der eingesetzten konventionellen kontinuierlich strahlender Laser (cw)

Name:	StarWeld40*	StarWeld90**	TruPulse103P
Status:	Residentsystem	Leihlaser	Leihlaser
Strahlführung:	direkt	direkt	LWL Ø 300 µm
Optik:	F-Theta f=163 mm	F-Theta f=163 mm	F-Theta f=135 mm
Max. Pulsdauer:	30 ms	70 ms	50 ms
Ø Modenblende:	k.A.	2 mm	k.A.
Pulsspitzenleistung:	3,3 kW	4,8 kW	8 kW
Pulsenergie (max.):	50 J	40 / 60 J (lg. Puls)	84 J
Ø Strahl (geringe ¹⁾ /hohe Leistung ²⁾):	72 / 310 µm	127 / >450 µm	450 µm
Rayleighlänge:	6 mm	2 mm	
Strahldivergenz (Vollwinkel):	10,4 mrad	56 mrad	
Arbeitsabstand:	190 mm	190 mm	160 mm
Strahlparameterprodukt:	3,2 mm mrad	7,1 mm mrad	12 mm mrad
Strahlpropagationsfaktor K:	0,36 ¹⁾ 0,105 ²⁾	0,19 ¹⁾	-
Strahlqualitätszahl M ² :	2,8 ¹⁾ 9,5 ²⁾	5,3 ¹⁾	-

*Sondersystem auf Basis von StarWeld40

**Prototypsystem mit neuem Leistungsnetzteil und sowohl optischer als auch elektrischer Leistungsregelung

¹⁾ gemessen

²⁾ F-Theta-Optik

Tabelle 3.2: Komponenten und Strahleigenschaften der eingesetzten konventionellen gepulsten Lasersysteme (pm)

Zur Vergleichbarkeit der eingesetzten Laser wurde zunächst die Strahlqualität ermittelt und verglichen. Die verwendeten optischen Komponenten wurden wenn möglich so gewählt, dass sich ein kleinstmöglicher Strahldurchmesser im Fokus ergibt. Außerdem wurden für die Untersuchungen Lasersysteme in den Applikationslabors der Laserhersteller einbezogen (TruDisc1000, Multimode-Faserlaser 1000 W)

Beispielhaft sind in Bild 3.1 die Strahlquerschnitte und Intensitätsverteilungen am SW40 in Verbindung mit einer F-Theta-Optik (f=163 mm) dargestellt, die mittels Spircon Beam Analyser gemessen wurden. Es ergeben sich ein Arbeitsabstand von 190 mm und ein minimaler Fokusbereich von etwa 70 μm .

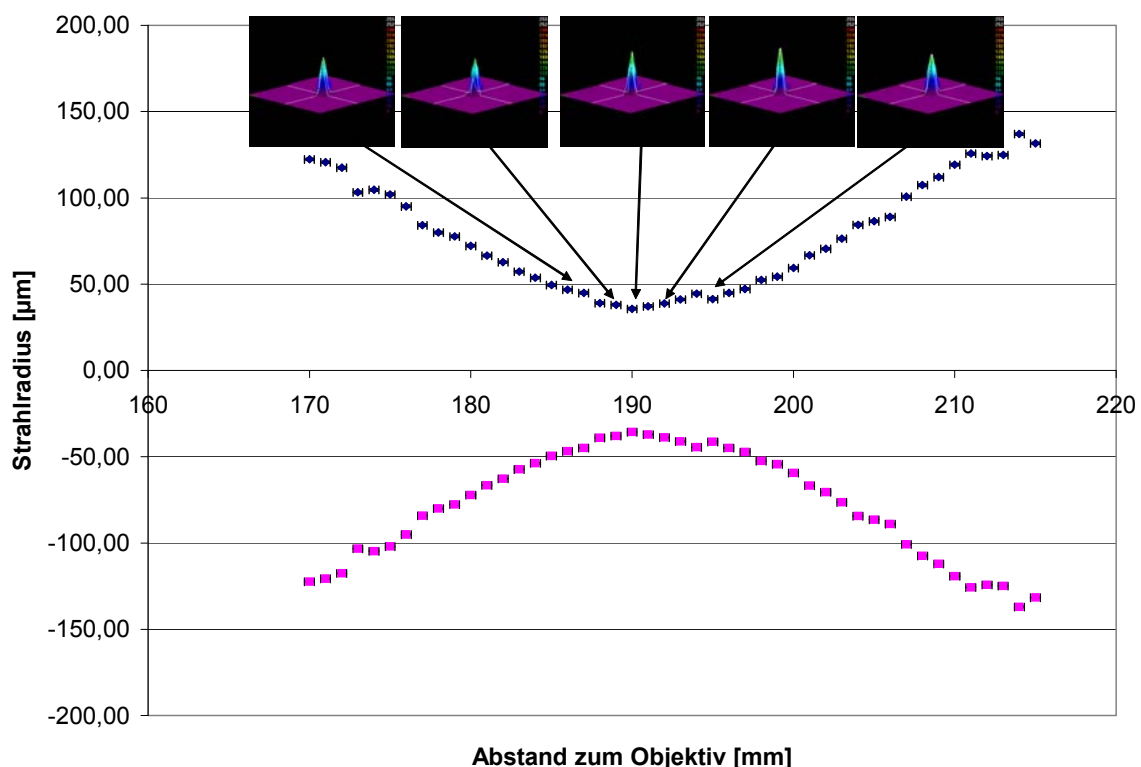
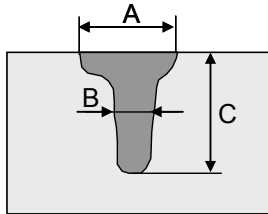


Bild 3.1: Typische Strahlkaustik im Bereich des Fokus für eine F-Theta-Optik am SW40 (Nd:YAG-Laser)

Einschweißtiefe, Schachtverhältnis und Einfluss Schutzgas

Zur Einordnung von konventionellen Lasern zu den neuen Hochleistungs-Faserlasern wurde ein einfacher Vergleich durchgeführt. Dazu wurden Einschweißversuche an einem Realbauteil mit verschiedenen Lasern durchgeführt. Die Ergebnisse in Bild 3.2 geben die Werte wieder, die beim Vergleich der Schweißgeometrie für Multimode-Faserlaser, CO_2 - und Nd:YAG-Laser ermittelt wurden, Tab. 3.3. Es zeigt sich, dass ähnliche Schweißgeometrien insbesondere Einschweißtiefen unabhängig vom Lasertyp erreicht werden, bei ähnlichen bzw. optimalen optischen Bedingungen. Hier zeigt sich noch einmal, dass Strahlquellen mit deutlich besseren

optischen Bedingungen, wie Single-Mode bzw. deutlich kleineren Fokussen und kleinerem Strahlparameterprodukt für eine erhebliche Verbesserung der Schweißergebnisse hinsichtlich Einschweißtiefe bzw. Schweißgeschwindigkeit erforderlich sind.



	A [mm]	B ¹⁾ [mm]	C [mm]
Disk-Laser: 1000 W LWL=Ø 50 µm, f=100 mm, d ₀ =25 µm*	0,6	0,5	2,1
Faserlaser: 1000 W LWL=Ø 200 µm, f=200 mm, d ₀ =270 µm*	0,9	0,5	1,7
Nd:YAG-Laser: 1000 W LWL=Ø 300 µm, f=150 mm, d ₀ =265 µm	0,9	0,4	1,6
CO ₂ -Laser ^{**} : 1000 W Ø _{Roh} = 17 mm, f=125 mm, d ₀ =270 µm	0,8	0,5	1,5

1) gemessen bei $\frac{1}{2}C$, * rechnerischer Wert,

**Ausnutzung des linear polarisierten Laserstrahls

Tabelle 3.3: Vergleich der Einschweißungen mit unterschiedlichen Lasertypen

Faserlaser 1000 W	Disk-Laser 1000 W
CO ₂ -Laser 1000 W	Nd:YAG-Laser 1000 W
Material: A: X17CrNi16 2 , B: X5CrNi18 10 Bild 3.2: Vergleich der Schweißgeometrie von Multimode-Faser-, Disk-, CO ₂ - und Nd:YAG-Laser an einem Realbauteil.	

Zur Ermittlung der Prozessgrenzen mit konventionellen Lasern wurden im weiteren Einschweißungen in X5CrNi18 10 unter Verwendung unterschiedlicher Schutzgase und Geschwindigkeiten durchgeführt. Beim Einschweißen in Edelstahl zeigt sich beim Nd:YAG-Laser kein Einfluss durch das Schutzgas, Bild 3.3. Dem gegenüber nimmt der Einfluss des Schutzgases beim CO₂-Laser mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit zu. Die Einschweißtiefe ist beim Nd:YAG-Laser aufgrund der günstigeren Wellenlänge und des etwas kleineren Fokussdurchmessers etwa 20% tiefer. Auch das

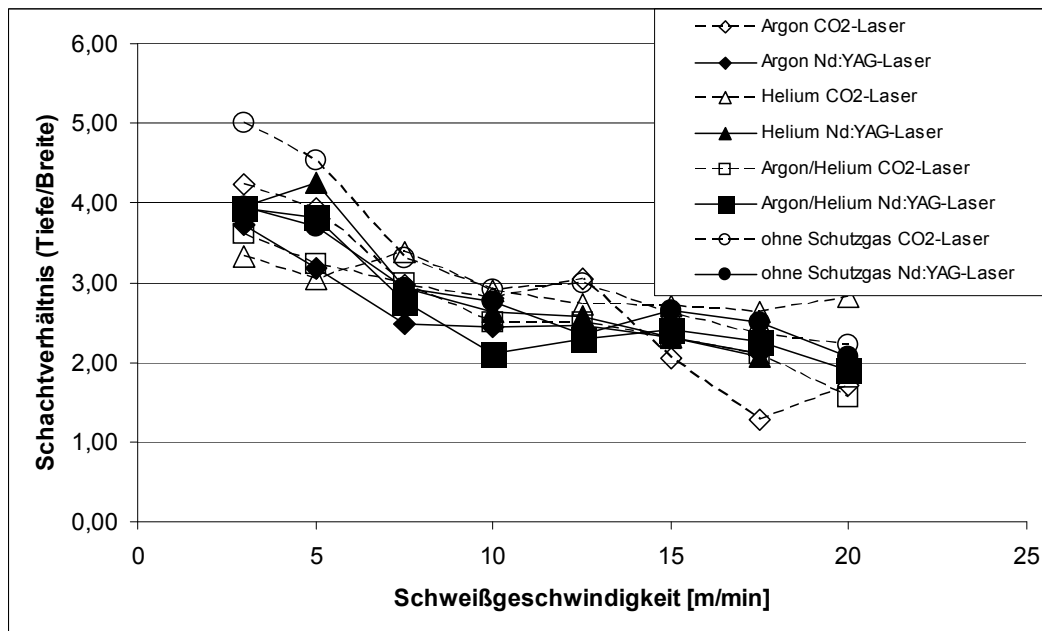
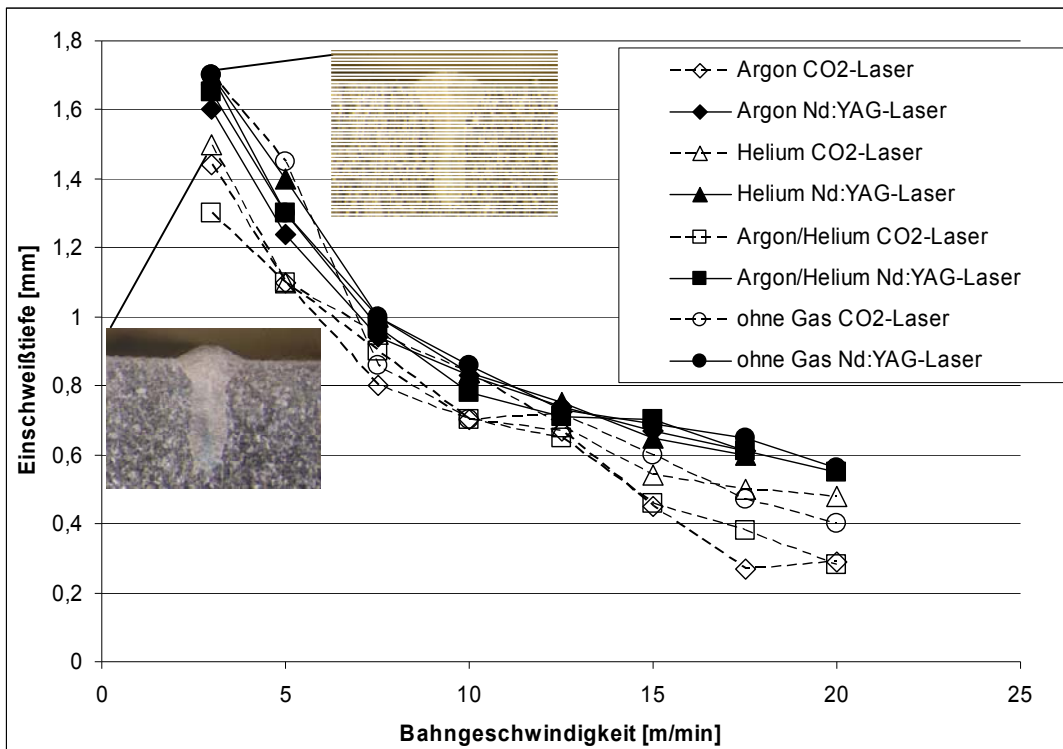


Bild: 3.3: Oben: Einschweißtiefe. Unten: Schachtverhältnis. Im Vergleich: CO₂- und Nd:YAG-Laser in X5CrNi18 10 bei verschiedenen Schutzgasen (CO₂-Laser: Ø_{Fokus} = 270 µm, Nd:YAG-Laser: Ø_{Fokus} = 225 µm, P=1000W)

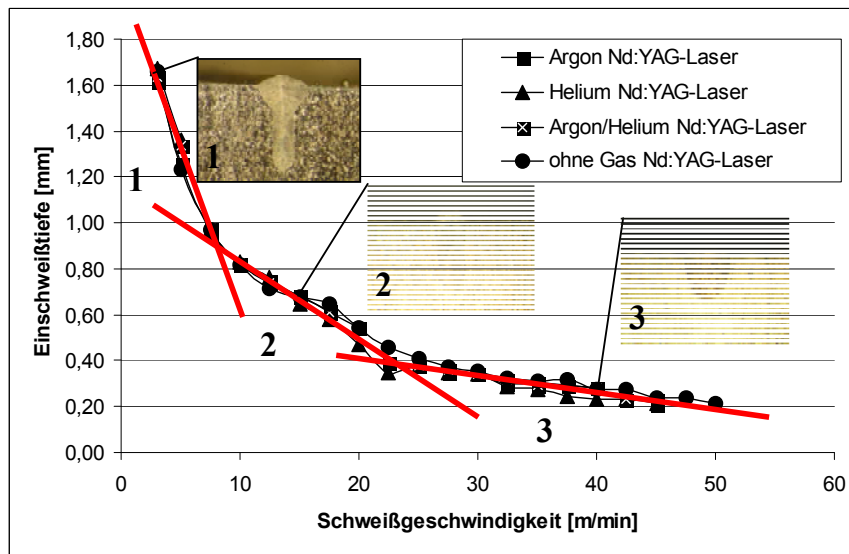


Bild 3.4: Geschwindigkeitsabhängige Gradienten beim Einschweißen mit Nd:YAG-Laser

Schachtverhältnis (Tiefe/Breite) zeigt beim Nd:YAG-Laser wenig Einfluss, streut demgegenüber aber beim CO₂-Laser über die verschiedenen Gase deutlich. Tendenziell kann man feststellen, dass die Einschweißtiefe bei CO₂-Lasern bei Verwendung von Helium als Schutzgas am größten ist. Eine Wärmeeinflusszone konnte an dem sehr grobkörnigen Material nicht nachgewiesen werden.

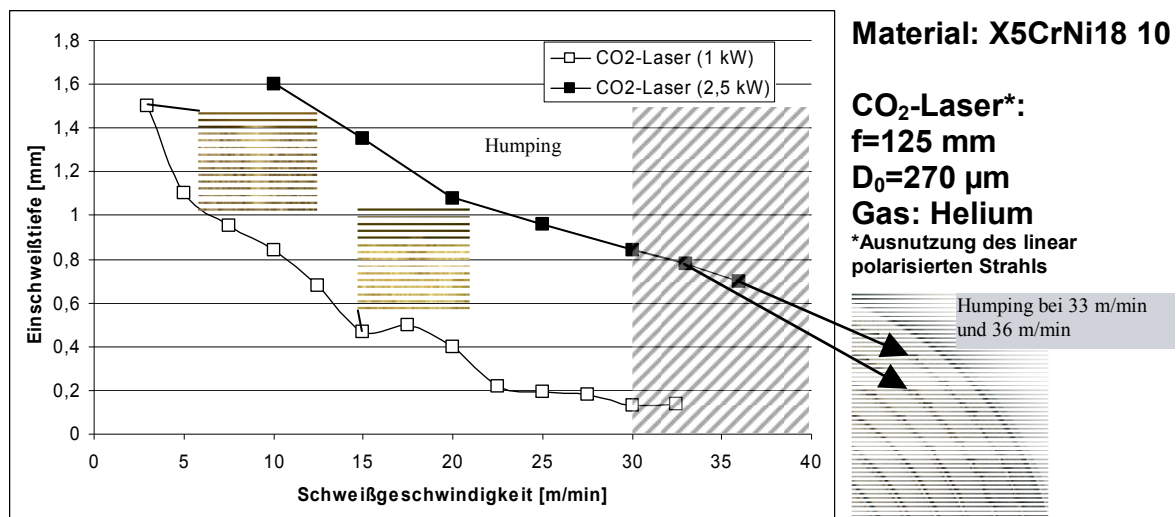


Bild 3.5: Einfluß der Laserleistung auf Humping beim CO₂-Laser

Aufgrund der guten Fokussierbarkeit und der schmalen Nähte die auch durch die Ausnutzung des linear polarisierten Laserstrahl erzeugt werden können, wurden Versuche mit einem Slab-CO₂-Laser durchgeführt. Mit Blick auf die geringen Einschweißtiefen bei 1 kW Laserleistung

wurden die Untersuchungen mit der max. Leistung bei 2,5 kW durchgeführt, Bild 3.5. Ab einer Schweißgeschwindigkeit von ca. 30 m/min wird die Schweißnaht ungleichmäßig und es bilden sich Schmelzansammlungen, Bild 3.5 rechts. Hier handelt es sich um den sogenannte Humping-Effekt, d.h. durch die thermischen und dynamischen Verhältnisse sowie die Oberflächenspannung der Schmelze im und um das Keyhole kommt es zu Anhäufungen der Schmelze hinter dem Keyhole im Bereich der erkaltenden Naht. Diese Anhäufungen weisen typischerweise eine bestimmte Periodizität auf.

Einfluss der Strahldichtevertellung im Fokus

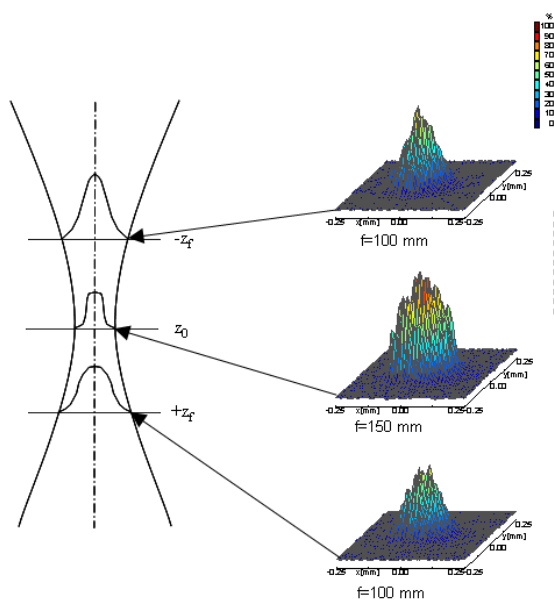


Bild 3.6: Strahlprofile und deren Position im Strahl, wie sie zum Schweißen verwendet wurden. ($\varnothing_{spot} \approx 270 \mu m$)

Mit dem kontinuierlich betriebenen Nd:YAG-Laser wurden Schweißungen mit unterschiedlichen Intensitätsprofilen bei gleichem Fokusbereich durchgeführt, siehe Bild 3.6. Dabei wurden Optiken mit 2 verschiedenen Brennweiten verwendet. Für die Schweißungen mit z_0 eine Optik mit Brennweite $f=150 \text{ mm}$. Für z_0 ergibt sich somit ein TOP-Hat-Strahlprofil. Für die Schweißungen mit $\pm z_f$, also außerhalb des eigentlichen Fokus, wurde eine Optik mit einer Brennweite von $f=100 \text{ mm}$ verwendet. Es ergibt sich ein Gaussähnliches Strahlprofil, wobei die Profile oberhalb und unterhalb des Fokus dennoch deutlich unterschiedlich sind. Der Spotdurchmesser beim Schweißen wurde mit ca. $270 \mu m$ für alle Schweißungen konstant eingestellt. Die ermittelten Einschweißstiefen liegen für die 3 Messreihen eng beieinander und dies insbesondere im Bereich höherer Geschwindigkeiten. Einen Einfluss auf die dynamischen Effekte in der Naht (Humping) konnte nicht festgestellt werden, Bild 3.7. Inhomogenitäten in der Naht wurden ab

Geschwindigkeiten von 32,5 bzw. 35 m/min festgestellt. Bestätigt wird, dass die Lage des Fokuspunktes oberhalb des Materials sich nachteilig, wenn auch nur geringfügig, auf die Einschweißtiefe auswirkt. Dies liegt am divergenten Strahl, der eine etwas breitere aber dafür nicht so tiefe Schweißnaht erzeugt.

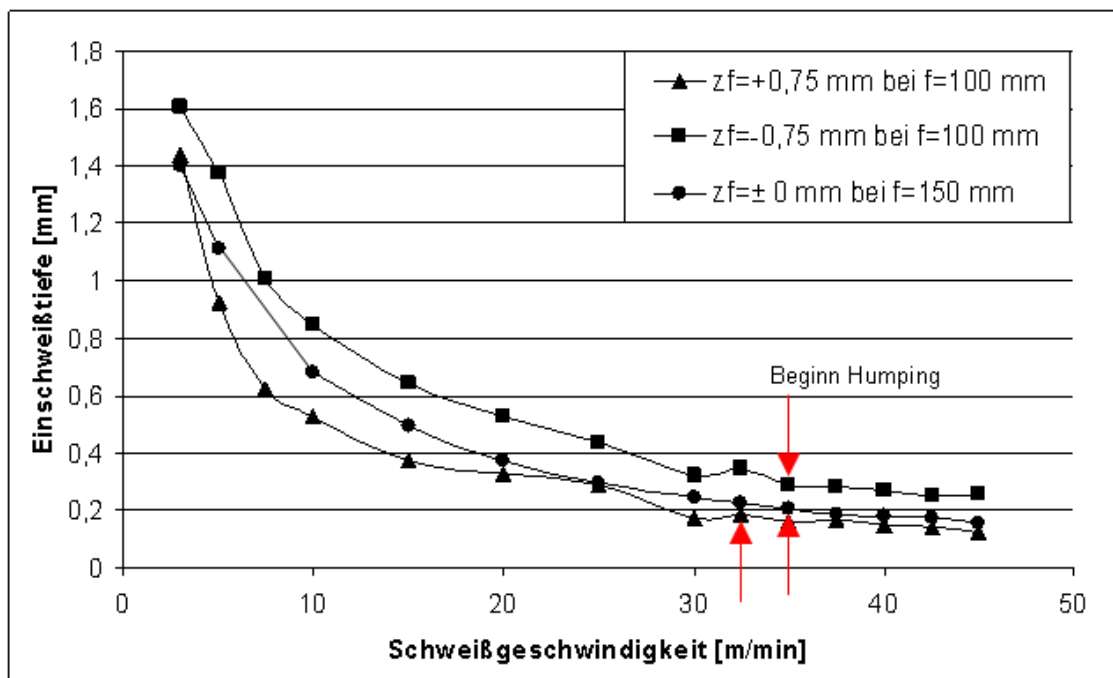


Bild 3.7: Einschweißtiefe bei unterschiedlichen Intensitätsprofilen bei konvergenter ($+z_f$), divergenter ($-z_f$) Strahlrichtung und der Strahlrichtung im Fokus (z_0) auf der Materialoberfläche

In Bild 3.8 sind die Einschweißstiefen bei verschiedenen Brennweiten mit dem Nd:YAG-Laser aufgetragen. Es ist eindeutig eine Verschiebung der Grenzen zum Auftreten von dynamischen Effekten zu höheren Schweißgeschwindigkeiten mit abnehmendem Fokaldurchmesser feststellbar. Vermutlich ist dieser Trend allerdings mit Standardlasern und -optiken nicht wesentlich weiter fortzuführen. Für kleinere Fokaldurchmesser müssen immer kleinere Brennweiten herangezogen werden, bei denen dann die Strahldivergenz einen zunehmenden Einfluss auf die Einschweißtiefe hat.

Die Untersuchungen mit konventionellen Lasern (CO_2 - und Nd:YAG-Lasern) zeigten, dass Humping zum einen vom Material und zum anderen vom Strahldurchmesser abhängt; Bild 3.8. Allerdings weichen die Ergebnisse mit Faser- und Scheibenlaser hier von diesem Trend ab, Bild 3.9. Die Laserleistung hat nur einen untergeordneten Einfluss auf die dynamischen Effekte. In Bild 3.9 wurden die maximal erzielbaren Schweißgeschwindigkeiten in Abhängigkeit von den Fokaldurchmessern der verwendeten Laser dargestellt. Verglichen wurden hierbei sowohl cw-Schweißungen als auch gepulste-Schweißungen am Edelstahl 1.4301. Offensichtlich gibt es bei entsprechend großem Fokaldurchmesser $>400 \mu\text{m}$ eine Grenzschweißgeschwindigkeit für das Material von ca. 30 m/min. Mit abnehmendem Fokaldurchmesser konnte die Schweißgeschwindigkeit bis auf 42,5 m/min erhöht werden. Beim Faserlaser wurde erwartet, dass durch den geringen Fokaldurchmesser die kritischen dynamischen Effekte in der Naht erst bei sehr hohen Geschwindigkeiten auftreten. Durch die hohen erzielten Nahtaspektverhältnisse sollte das geschwindigkeitsbedingte Humping, im Vergleich zu anderen Lasern, erst bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten eintreten. Grundsätzlich ist diese Annahme richtig, allerdings tritt bei der Bearbeitung mit dem 1kW Single-Mode-Faserlaser auch bei niedrigen Leistungen und Geschwindigkeiten sofort ein kapillargetriebener Humpingeffect auf.

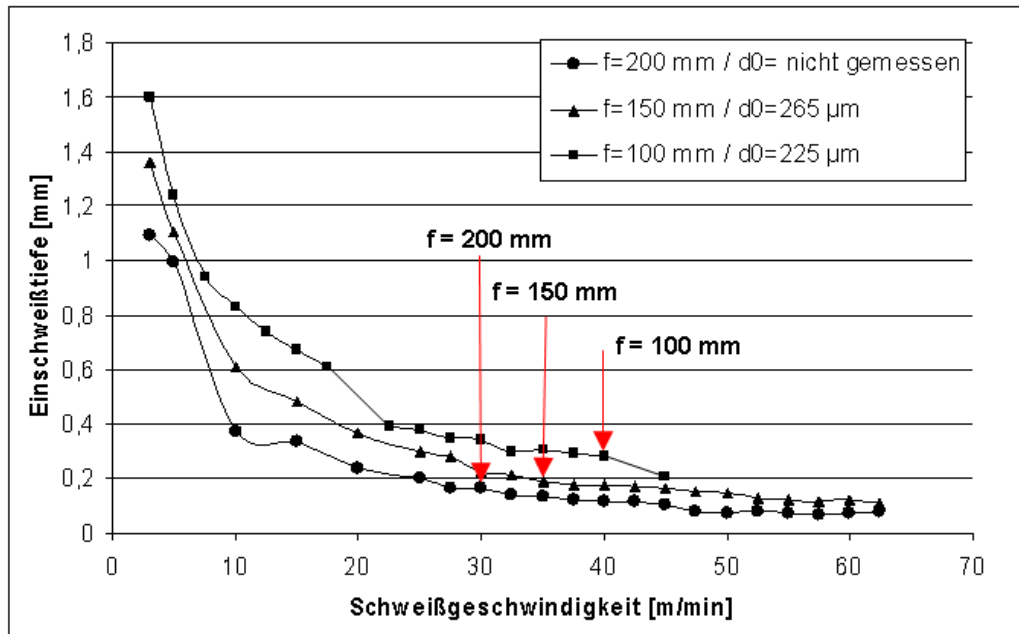
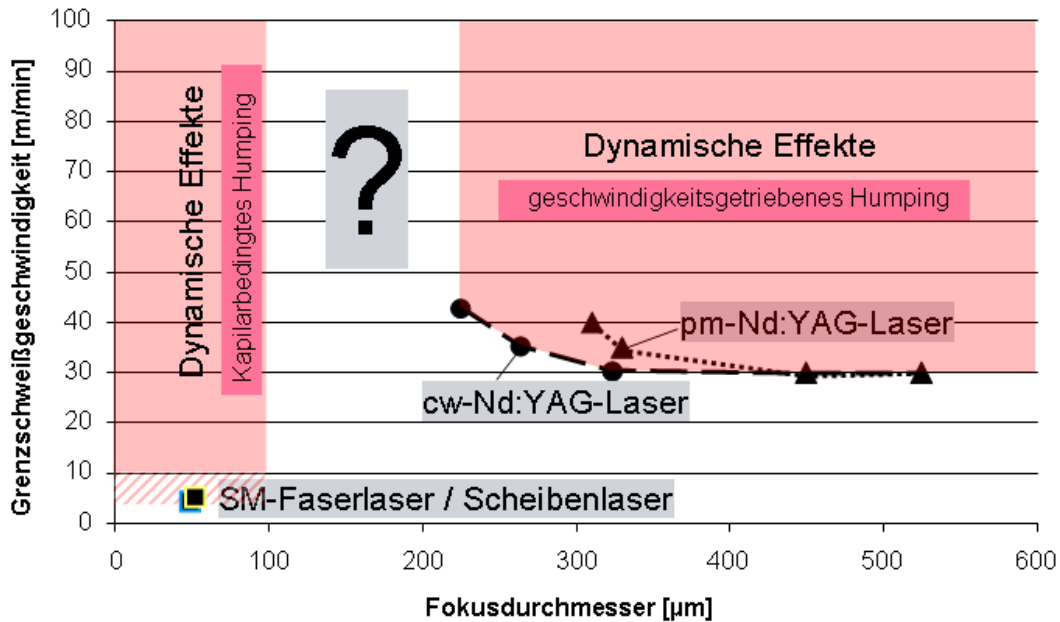


Bild 3.8: Verlauf der Einschweißtiefe bei unterschiedlichen Brennweiten und die Auswirkung auf das Auftreten von dynamischen Effekten in der Naht mit Nd:YAG-Laser

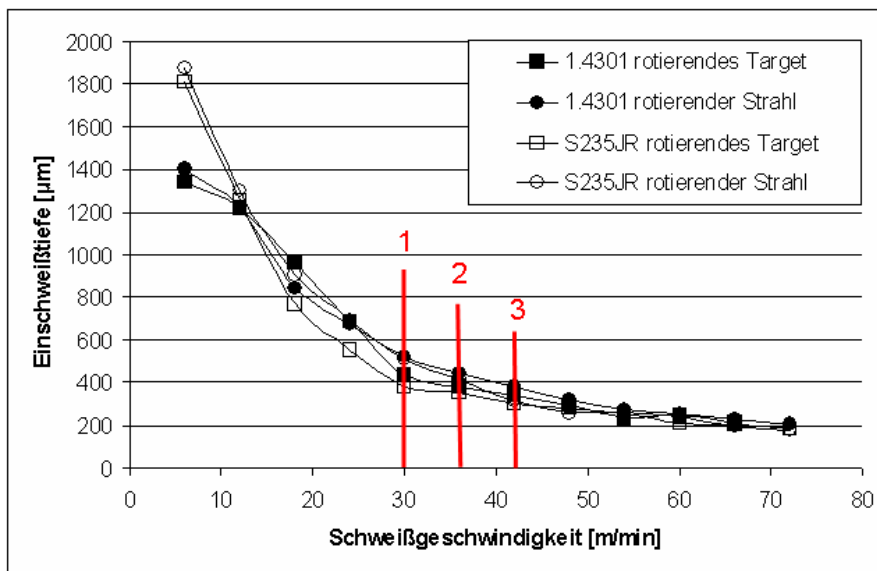


Material 1.4301 / Laserleistung: 1 kW

Bild 3.9: Einfluss des Fokusbereichs auf erreichbare Schweißgeschwindigkeiten bevor dynamische Effekte in der Naht auftreten.

AP3.1.2, EPN-Schweißen (SHADOW-Schweißen) an Mantelflächen von rotationssymmetrischen Bauteilen

Es wurden 2 unterschiedliche Strahlführungen aufgebaut. Bei dem ersten, klassischen Aufbau rotiert das Bauteil. Hier überlagern sich den dynamischen Effekten in der Schmelze zusätzlich auch noch Fliehkräfte beim Hochgeschwindigkeitsschweißen. Um dies zu vermeiden blieb beim zweiten Aufbau das Bauteil unbeweglich und der Laserstrahl wird um das Bauteil herumgeführt. Dazu wurden rotationssymmetrische Innenkegelspiegel mit den Winkeln 22,5° und 45° verwendet. Durch diesen Aufbau konnte die erreichbare Schweißgeschwindigkeit von 30 auf 35 bzw. 40 m/min erhöht werden, bevor dynamische Effekte eine inhomogene Schweißnaht erzeugten, siehe Bild 3.10.



Beginn des Auftretens dynamischer Effekte:

1. rotierendes Target (X5CrNi18 10, S235JR)
2. rotierender Strahl S235JR
3. rotierender Strahl X5CrNi18 10

Bild 3.10: Einfluss von Fliehkräften auf das Auftreten von dynamischen Effekten beim Schweißen von Mantelflächen rotationssymmetrischer Bauteile

Bei ebene Schweißungen konnte mit konventionellen Lasern nachgewiesen werden, dass weniger die Betriebsart (cw, pm oder EPN) als vielmehr die Strahlqualität bzw. der Strahldurchmesser die Schweißnahtqualität beim Schweißen dünner Metallfolien in der Ebene beeinflusst, Bild 3.11. Beim Vergleich zwischen rotierendem Target (schnelle Drehachse) und rotierendem Laserstrahl bei der ebenen Bearbeitung konnten bisher keine unterschiedlichen Grenzen festgestellt werden. Dies lag u.a. daran, dass die erreichbaren Drehgeschwindigkeiten der verwendeten Drehtische zu gering waren. Diese Arbeiten sollen mit der schnellen Drehachse vom „Schulz Systemtechnik“ komplettiert werden.

Die Untersuchungen mit konventionellen Lasern (CO₂- und Nd:YAG-Lasern) zeigten, dass Humping zum einen vom Material und zum anderen vom Strahldurchmesser abhängt. Allerdings weichen die Ergebnisse mit dem Scheibenlaser hier von diesem Trend ab, Bild 3.9. Die Laserleistung hat nur einen untergeordneten Einfluss auf die dynamischen Effekte. Durch die Veränderung des Einschweißwinkels in schleppender Betriebsart konnte beim CO₂-Laser die

Schweißgeschwindigkeit von 30 m/min auf über 40 m/min erhöht werden. Werte von über 60 m/min, wie teilweise für diese Maßnahme in der Literatur angegeben, konnten nicht reproduziert werden.

Einflußgröße	Effekt qualitativ	Effekt quantitativ	Anmerkung
Schweißgeschwindigkeit	deutlich	1.4301: ca 40 m/min	Nd:YAG-Laser
Schutzgas	gering/kein		Argon, Helium, Ar-He, ohne
Laserleistung	kein		1000 W – 5264 W
Fokusbildmesser	deutlich	Für 350 > d > 200 µm 30 → 40 m/min Für d < 200 µm undefiniert	an 1.4301 Nd:YAG-Laser
Strahlprofil	kein		Gauss und TOP-HAT
Einstrahlwinkel	deutlich	90°: 30 m/min 35°: 40 m/min	nur CO ₂ -Laser bei schleppendem Winkel
Aspektverhältnis	nicht eindeutig	Vermutlich wenn Einschweißtiefe < Schweißnahtbreite	Auch in Publikation FGSW
Material	deutlich	1.0037: 30 m/min 1.4301: 40 m/min	Gemessen an Mantelflächen mit EPN
Wellenlänge	kein		

Tabelle 3.4: Zusammenfassung der Ergebnisse zu verschiedenen Einflüssen auf das Auftreten von Humping beim Schweißen mit konventionellen Lasern

AP3.1.1 Untersuchungen zum EPN-Verfahren auf ebenen Flächen

Für die Untersuchungen zum EPN-Verfahren (Ein-Puls-Naht-Schweißen) auf ebenen Flächen wurde der Demonstrator „Mitteldrucksensor“ herangezogen (siehe auch AP3.2.3). Dabei geht es grundsätzlich um die Verbindung einer Metallmembran stirnseitig auf ein Metallröhrchen. Prinzipiell gibt es mehrere Strategien zum Laserstrahlschweißen von Membranen an Röhrchen. Dies können sowohl Schweißungen mit einem gepulsten, als auch mit einem kontinuierlich betriebenen Laser sein.

Grundsätzlich gibt es 2 Möglichkeiten zur Realisierung des EPN-Verfahrens, Bild 311. Entweder lässt man das Target mit einer schnell drehenden Achse rotieren oder führt den Laserstrahl mittels eines schnellen Laserscanners über das Werkstück. Bei genügend kleinen Bauteilen können für das EPN-Verfahren Standardlaser eingesetzt werden. Mit zunehmender Schweißnahtlänge kann allerdings die Standardpulsdauer von maximal 20 ms zu kurz für die EPN-Bearbeitung eines Bauteils sein. Durch die Aufteilung des Laserstrahls auf 3 Teilstrahlen und damit jeweils auf 1/3 der Gesamtnaht kann dennoch das EPN-Verfahren angewendet werden, Bild 3.11 Mitte.

Beim ebenen EPN-Schweißen des Demonstrators „Mitteldrucksensors“ ist u.a. die Spanntechnik entscheidend für das Schweißergebnis. Hier kann durch Optimieren der Spanntechnik ein zuverlässiger Schweißprozess erzielt werden. Zusätzlich kann durch eine optimierte Bauteilgeometrie der Schweißprozess noch robuster ausgelegt werden, Bild 3.12. Die abgerundete Ausführung der Röhrenkante verhindert ein Abscheren der aufgespannten Metallfolie und sorgt für ein breites spaltfreies Aufliegen der Folie auf der Stirnseite des Röhrens.

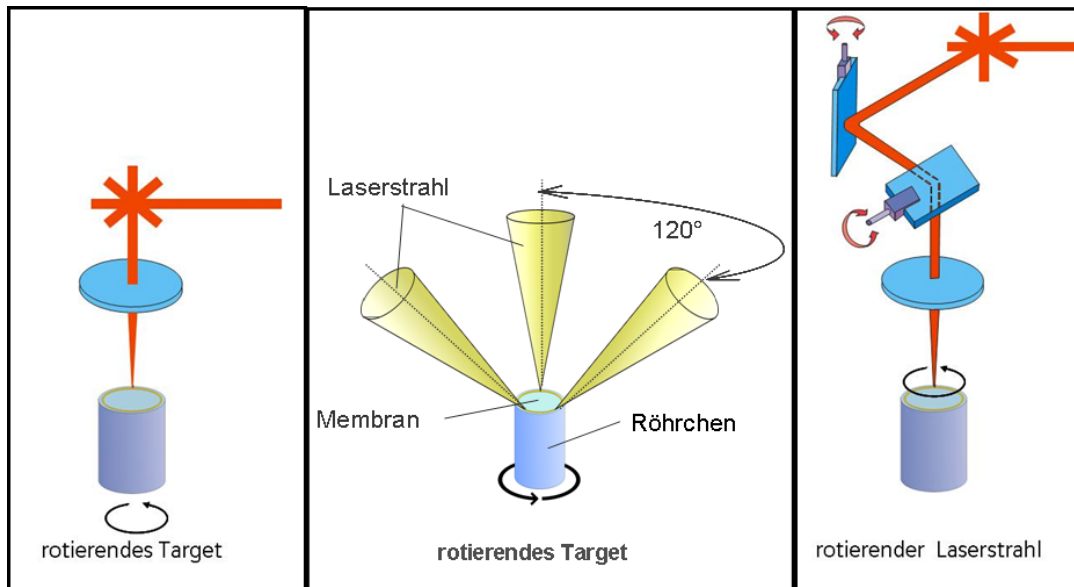
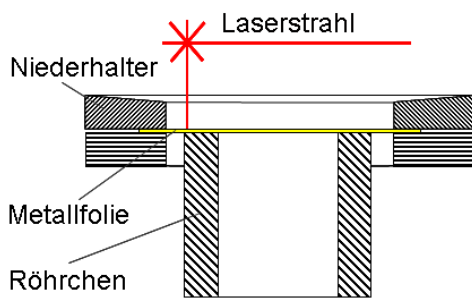


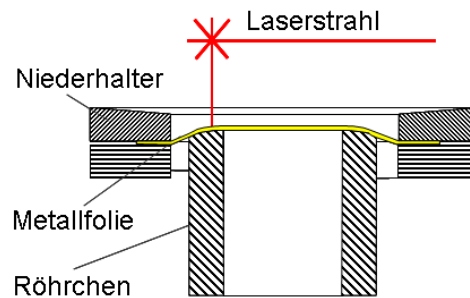
Bild 3.11: Unterschiedliche Schweißstrategien mit rotierendem Laserstrahl bzw. rotierendem Target

Optimierung der Spanntechnik



- Für Foliendicken <math>< 50 \mu\text{m}</math>
- Gefahr Abscheren Folie an Rohrkanten
- Liegt nur im Randbereich des Röhrens ohne Spalt an

Optimierung der Bauteilgeometrie



- Für Foliendicken <math>< 50 \mu\text{m}</math>
- Keine Gefahr des Abscherens der Folie
- Liegt überwiegend flächig ohne Spalt an

Bild 3.12: Optimierung der Spanntechnik (links) und Optimierung der Bauteilgeometrie (rechts) für das Schweißen von Metallmembranen stirnseitig auf Metallröhren

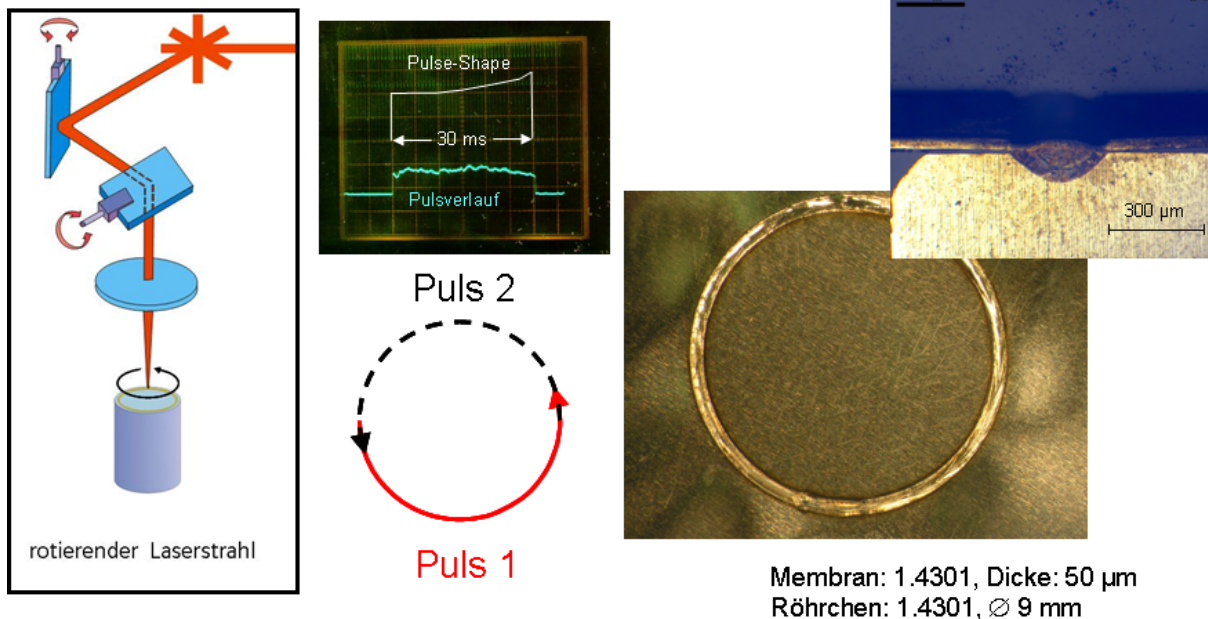
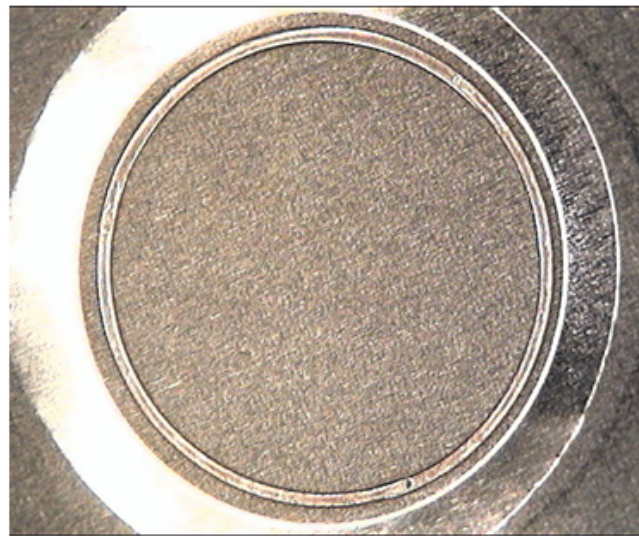
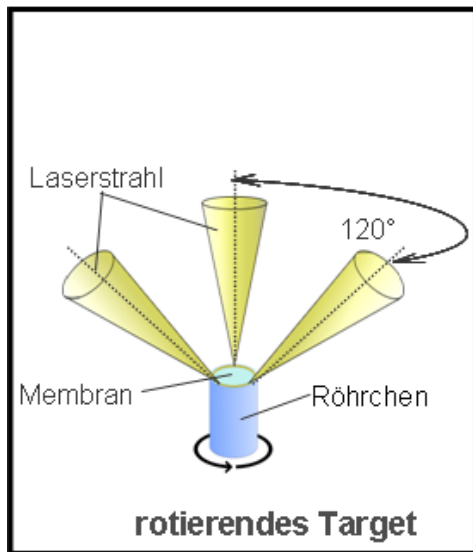


Bild 3.13: EPN-Schweißen Membran auf Röhrchen mit StarWeld40 und Scanner BLT12 (Fokus Ø 300 µm, v=30 m/min)

In Bild 3.13 und 3.14 sind die Varianten sowohl mit rotierendem Target, als auch mit rotierendem Laserstrahl erläutert. Aufgrund der durch Humping auf <35 m/min begrenzten Schweißgeschwindigkeit und der Pulsdauer von maximal 30 ms war es beim EPN-Schweißen mit rotierendem Laserstrahl notwendig den Schweißprozess auf 2 Pulse aufzuteilen, Bild 3.13. Damit die Leistung dieses langen Pulses zum Ende nicht zusammenbricht, wurde ein Puls-Shape verwendet, das die Laserleistung zum Ende wieder anhebt. In Bild 3.14 ist bei rotierendem Bauteil der Laserstrahl 3-fach aufgeteilt und jeweils um 120° versetzt auf der Verbindungsstelle angeordnet. Somit wird während der auf 20 ms begrenzten Pulsdauer nur jeweils 1/3 der Naht mit einem Teilstrahl geschweißt. Aufwändig ist hier die Justierung der einzelnen Teilstrahlen zum Bauteil. Beim Vergleich zwischen rotierendem Target (schnelle Drehachse) und rotierendem Laserstrahl bei der ebenen Bearbeitung konnten bisher keine unterschiedlichen Grenzen festgestellt werden. Dies lag u.a. daran, dass die erreichbaren Drehgeschwindigkeiten der verwendeten Drehtische zu gering waren.



Membran: 1.4301, Dicke: 50 μm
 Röhrchen: 1.4301, \varnothing 9 mm

Bild 3.14: EPN-Schweißen Membran auf Röhrchen mit Trumpf HL58 mit 3-fach-Strahlteilung und Rotationsachse (Fokus \varnothing 200 μm , $v=27$ m/min)

Vergleich gepulster zu cw-Strahlquellen

Für einen Produktionsprozess ist insbesondere die Bearbeitungszeit entscheidend. Gegenüber dem reinen cw-Schweißen und dem gepulsten Schweißen zeigt das EPN-Schweißen Vorteile aufgrund der sehr hohen erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten und der geringeren Investitionen für einen gepulsten Laser im Vergleich zu einem kontinuierlich angeregten (cw) Laser. Beispielrechnungen haben ergeben, dass die Kosten für 1 m Schweißnaht mit dem EPN-Verfahren um fast die Hälfte billiger sind im Vergleich zu einer konventionellen cw-Schweißnaht und im Vergleich zum gepulsten Schweißen fast um den Faktor 30, Bild 11. Die Beispielrechnung beruht sowohl auf den fixen, als auch auf den variablen Maschinenstundensätzen ermittelt in Anlehnung an VDI Richtlinie 3258.

	pm	cw	EPN*
Energieeintrag [J/mm]	4,2	0,9	0,7
Kosten 1 m Schweißnaht [€/m]	1,78	0,1	0,06
Investition Laserquelle [T€]	82	160	92

pm: pulsed mode / cw: continuous wave

Bild 3.15: Wirtschaftlicher Vergleich verschiedener Schweißverfahren beim Laserstrahlschweißen einer Metallmembran auf ein Metallröhrchen

Bei ebene Schweißungen am Demonstrator „Mitteldrucksensor“ konnte mit konventionellen Lasern nachgewiesen werden, dass weniger die Betriebsart (cw, pm oder EPN) als vielmehr die Strahlqualität bzw. der Strahldurchmesser die Schweißnahtqualität beim Schweißen dünner Metallfolien in der Ebene beeinflusst, Bild 3.16. Dünne Metallmembranen von 25 µm und kleiner wurden sowohl mit gepulster Betriebsart und EPN verschweißt, als auch mit cw-Betriebsart. Dafür waren allerdings Fokusdurchmesser von ≤ 80 µm notwendig.

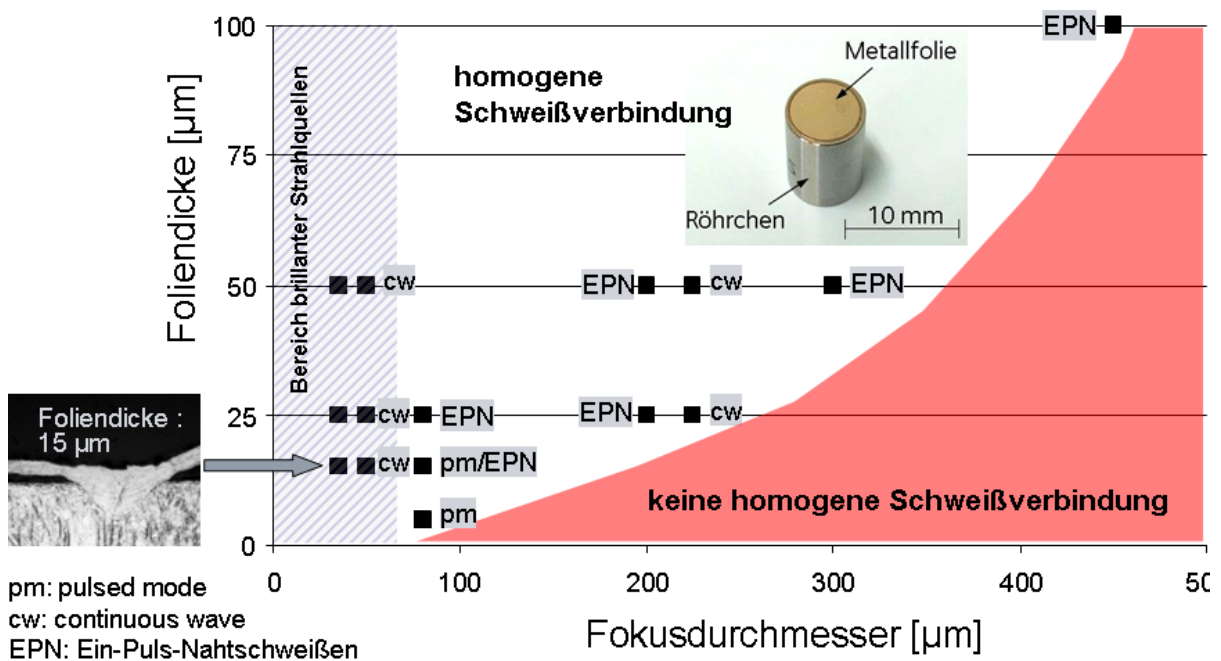


Bild 3.16: Grenzen für homogene Schweißnähte in Abhängigkeit des Fokusdurchmessers und der Foliendicke beim Schweißen von Metallmembranen auf Metallröhrchen

AP3.1.2: Untersuchungen zum EPN-Verfahren auf Mantelflächen rotationssymmetrischer Teile

Strahlführung zum Laserstrahlschweißen von Mantelflächen rotationssymmetrischer Teile

Für die Untersuchungen zum AP3.1.2 wurden 2 unterschiedliche Strahlführungen aufgebaut, Bild 3.17. Bei dem ersten, klassischen Aufbau rotiert das Bauteil. Hier überlagern sich den dynamischen Effekten in der Schmelze zusätzlich auch noch Fliehkräfte beim Hochgeschwindigkeitsschweißen. Um dies zu vermeiden blieb beim zweiten Aufbau das Bauteil unbeweglich und der Laserstrahl wird um das Bauteil herumgeführt. Dazu werden rotationssymmetrische Innenkegelspiegel mit den Winkeln 22,5° und 45° verwendet. Aus Kostengründen wurden die Spiegel aus Kupfer gefertigt und mit Gold beschichtet. Der durch einen Galvanoscanner geführte Laserstrahl wird auf dem Spiegel umgelenkt und trifft senkrecht (45°-Spiegel) oder unter einem definierten Winkel (22,5°) auf das Bauteil. Ein Cross-Jet um das Bauteil herum sorgt dafür, dass die beim Schweißprozess freiwerdenden Dämpfe und Partikel nicht auf die Spiegeloberflächen gelangen. In den Strahlengang ist zusätzlich eine Photodiode integriert, um den Leistungsverlauf des Laserstrahls während der EPN-Schweißung aufzuzeichnen, Bild 3.18, oben links.

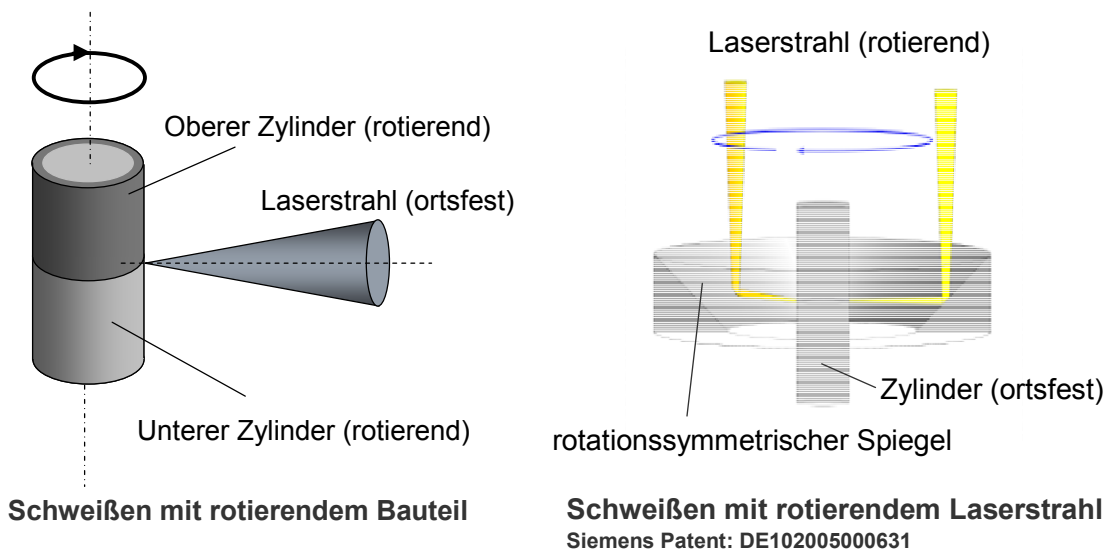
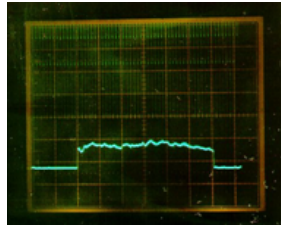


Bild 3.17: Laserstrahlschweißen von Mantelflächen rotationssymmetrischer Teile, rotierendes Bauteil (links) und rotierender Laserstrahl (rechts)



Signal Photodiode
 50% Rechteckpuls
 Q=50 Joule
 $\tau=30$ ms

Laserscanner

Photodiode

F-Theta Objektiv (f=163 mm)

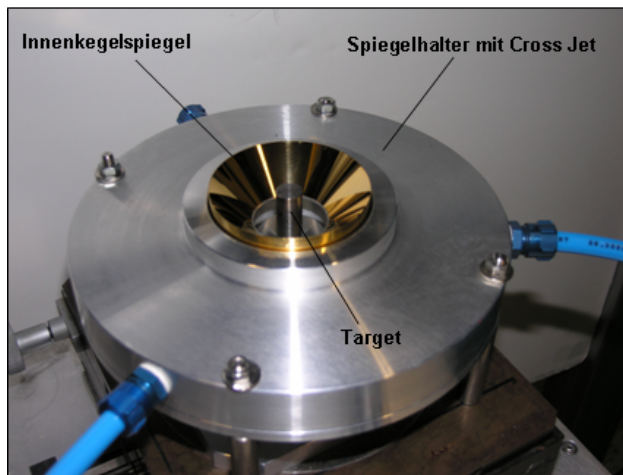
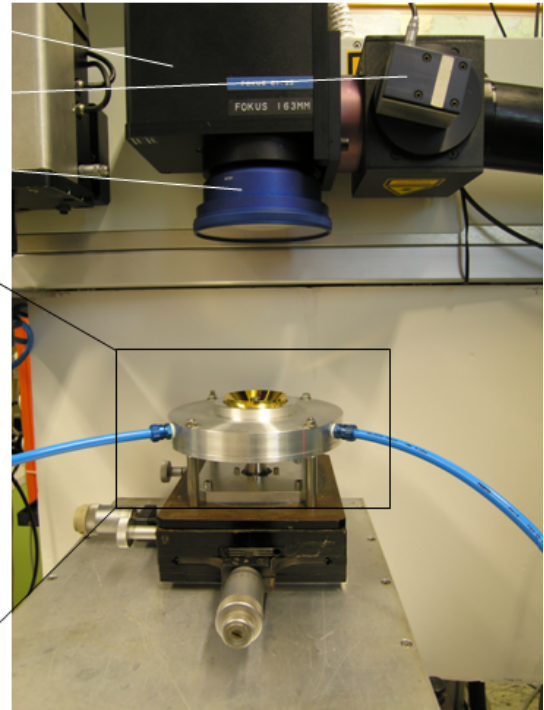


Bild 3.18: Experimenteller Aufbau zum Schweißen von Mantelflächen rotationssymmetrischer Bauteile mittels rotierenden Laserstrahls

Für die Bearbeitung von Mantelflächen von zylindrischen Bauteilen wurden die optischen Bedingungen bei Verwendung eines 45°Innenkegelspiegels untersucht. Ein solcher Spiegel in Verbindung mit einer F-Theta-Optik ist ein optisches System mit eigener Brennweite und Abbildung. Mit Hilfe von Einbränden in eloxiertes Aluminium wurden zunächst die Strahlquerschnitte nach dem Innenkegelspiegel ausgewertet, Bild 6. Es zeigt sich, dass sich der Strahl elliptisch verhält und nur im Arbeitsabstand der F-Theta-Optik (190 mm) der Umschlagspunkt von der horizontalen zur vertikalen Ausrichtung der Ellipse rund abbildet.

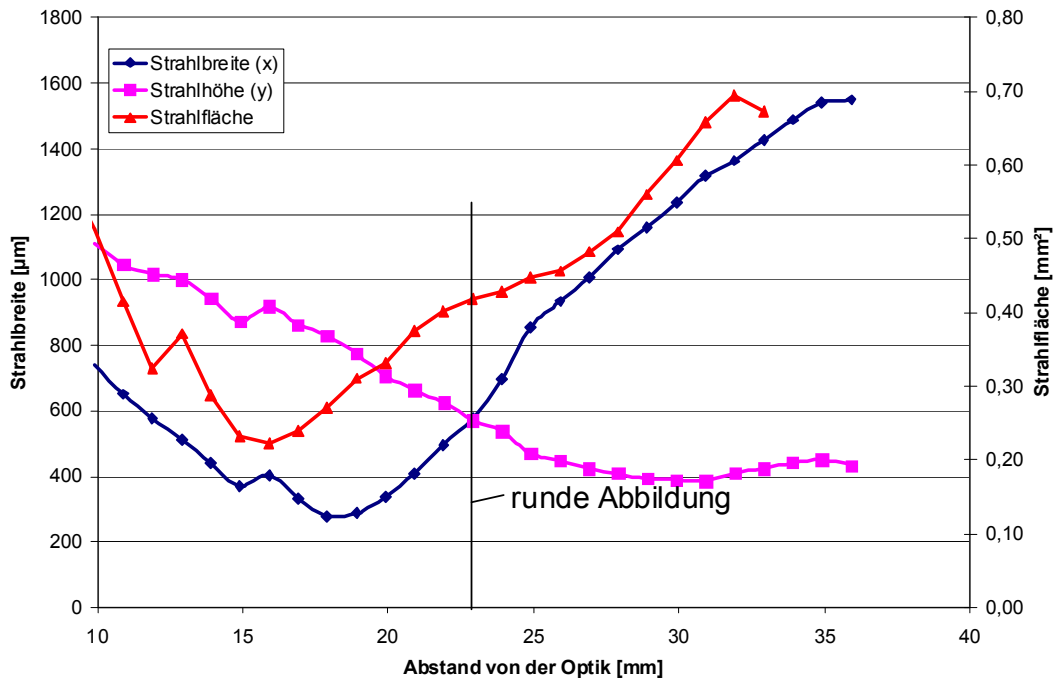


Bild 3.19: Strahlquerschnitte nach dem 45°-Innenkegelspiegel

3.1.2.1 EPN-Schweißen mit 45°-Innen-Kegelspiegel

Mit dem oben beschriebenen experimentellen Aufbau in Verbindung mit dem gepulsten Nd:YAG-Laser SW40 wurden Hochgeschwindigkeits-EPN-Schweißungen durchgeführt, um die Eignung und die optimalen Schweißbedingungen zu ermitteln. Dafür wurde durch verschieben des Laserstrahls auf der Innenkegeloptik verschiedene Strahlquerschnitte eingestellt und Einschweißungen durchgeführt, Bild 18. Bei Schweißgeschwindigkeiten von bis zu 42 m/min wurden keine sichtbaren dynamischen Effekte festgestellt. Allerdings wird nur eine geringe Einschweißtiefe von nur 0,2 – 0,5 mm erreicht. Die Erhöhung der Pulsspitzenleistung bzw. quasi-cw-Leistung von 2 kW auf 2,8 kW hat keine signifikante Erhöhung der Eindringtiefe gebracht. Dies ist vermutlich auf die geringen Intensitäten aufgrund des großen Strahlquerschnitts zurückzuführen. Größte Einschweißtiefen wurden mit einem stark elliptischen Strahl, mit der Hauptachse in Richtung der Schweißnaht (Schweißung ganz links) erzielt. Allerdings konnte die Ausrichtung der Hauptachse quer zur Naht nicht realisiert und untersucht werden. Bei den Schweißungen weiter rechts wird die Hauptachse der Ellipse immer kleiner und erreicht ganz rechts symmetrische Verhältnisse zur anderen Achse, d.h. der Strahl ist rund. Die Durchmesser der Hauptachse bleiben dabei etwa gleich. Offensichtlich ist ein langes Keyhole, wie es vermutlich mit einem elliptischen Strahl verursacht wird, günstig für die Einschweißtiefe. Durch das elliptische Strahlprofil sorgt die Konvektion im lang gezogenen Keyhole für ein tieferes Aufschmelzen, selbst bei hoher Schweißgeschwindigkeit. Am Anfang jeder Naht bildet sich ab einer Geschwindigkeit von etwa 25 m/min ein großer Aufwurf an Schmelze, siehe Bild 3.20 links. Am Ende der Naht findet sich typischerweise ein Endkrater. Die Schweißnaht ist ab dieser Geschwindigkeit eingefallen. Dies wird vermutlich durch eine Schmelzbaddynamik

verursacht, die die Schmelze mit hoher Geschwindigkeit hinter das Keyhole beschleunigt und dabei den Aufwurf am Anfang der Naht verursacht, dafür aber zu einem Volumenmangel im Verlauf der Naht führt.

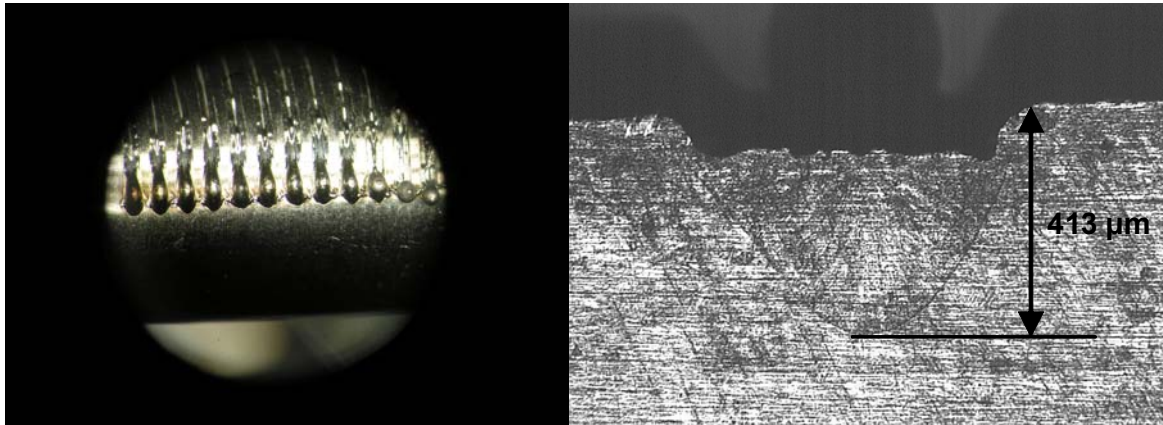


Bild 3.20: Einschweißversuche mit 45°-Kegelspiegel in X5CrNi18 10

AP3.2 SCHARP-Schweißen von Stahl mit Grundmode-Lasern

AP3.2.2 Potential von neu verfügbaren Strahlquellen

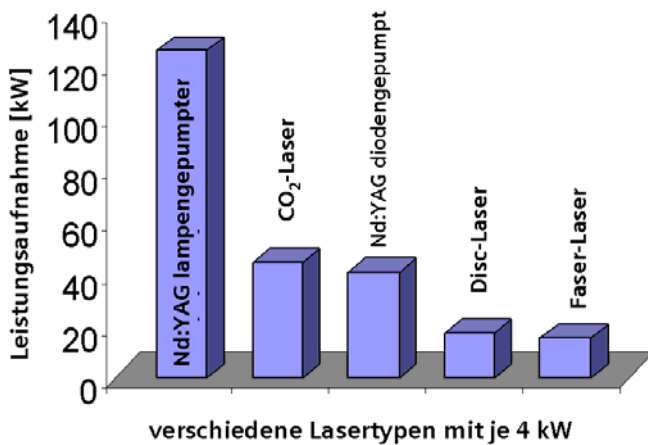
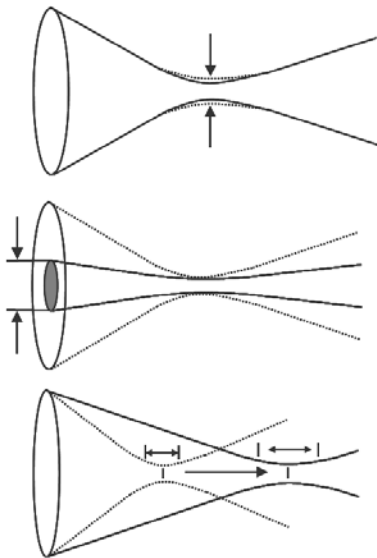


Bild 3.21: Elektrischer Wirkungsgrad im Vergleich zu konventionellen Strahlquellen (Quelle: Trumpf, IPG).

Neben der hohen verfügbaren Leistung und herausragenden Strahlqualität bestehen die Faser- und Disc-Laserquellen durch ihren hohen elektrischen Wirkungsgrad im Vergleich zu den üblichen lampengepumpten und diodengepumpten Nd:YAG-Lasern, aber auch CO₂-Lasern, Bild 3.21. Insbesondere für Faserlaser ergeben sich zusätzliche Vorteile durch geringe Baugröße, ihr niedriges Gewicht sowie ein relativ kleines Kühlaggregat. Die Vorteile der hohen Strahlqualität neuer brillanter Strahlquellen für den Schweißprozess und die Auslegung von Bearbeitungssystemen ist in Bild 3.22 aufgelistet.



Kleiner Fokusbereich

- **hohe Prozesseffizienz**
 - große Einschweißtiefe bei hohen Schweißgeschwindigkeiten
- **geringer Wärmeeintrag**
 - geringer Verzug und Materialbeeinflussung
 - Unterdrückung/Behinderung metallurgischer Vorgänge
 - geringere Nachbearbeitungskosten

▪ **großes Schachtverhältnis**

- schmale Nähte bei großen Einschweißstiefen

Kleinere Systemkomponenten

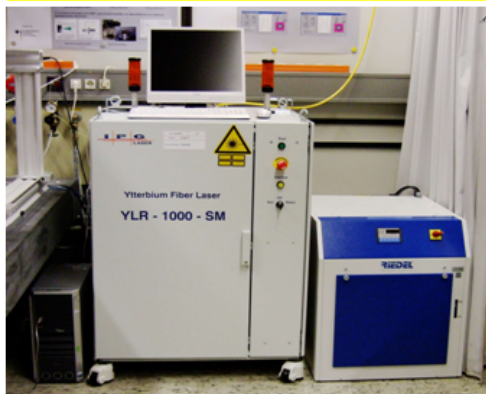
- **kleinere Bearbeitungsköpfe**
 - bessere Zugänglichkeit
- **kompaktere Bauweise**
 - hohe Integrationsfähigkeit

Große Bearbeitungsabstände

- **hohe Produktivität**
 - Remote-Schweißen
 - geringe Nebenzeiten
 - minimale Verschmutzung der Optiken
- **größere Tiefenschärfe**
 - hohe Prozessstabilität

Bild 3.22: Vorteile der höheren Strahlqualität für das Laserstrahlschweißen und Bearbeitungssystemlösungen.

fiber laser installed @ CT MM D2P



single mode laser 1 kW

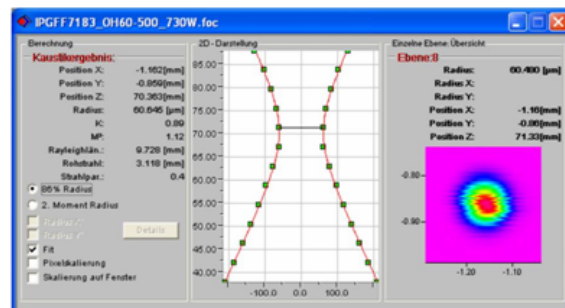


scan optic,
f = 254 mm

focusing optic,
f = 190 mm

Bild 3.23: Siemens Single-Mode-Faserlaser mit 1kW Leistung, kombinierbar mit 2 Optiken (Scanner und Festoptik)

measured beam quality



Measured beam quality factor $M^2 = 1.12$

A focal length of $f = 500$ mm results in a focus diameter of $120 \mu\text{m}$!

estimated focus diameter

scan optic : $50 \mu\text{m}$

focusing optic : $30 \mu\text{m}$

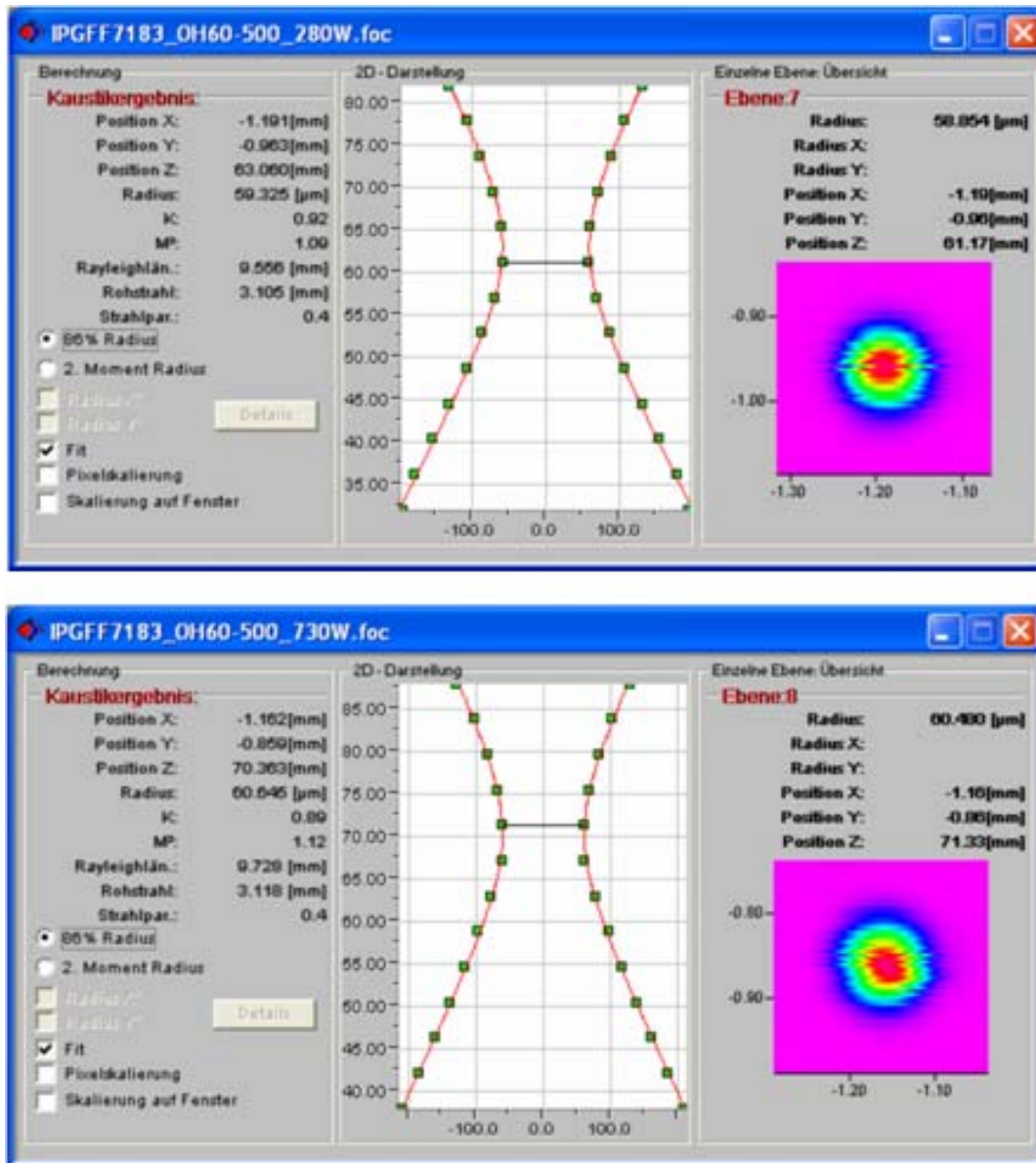


Bild 3.24: Protokolle der Messung an der Optik des Laserherstellers (f=500 mm) für den Nachweis der Strahlqualität $M^2 < 1.2$ bei den Leistungen P=280 W und P=730 W.

Für die Mikrobearbeitung wurde u.a. auch für das SCHARP-Projekt ein Single-Mode-Faserlaser mit einer Ausgangsleistung von 1 kW von der Fa. IPG angeschafft. Die Bearbeitungsfaser hat einen Faserkerndurchmesser von 14 µm. Kombiniert wurde das Lasersystem mit der Scanneroptik FiberRhino von der Fa. ARGES sowie einem BIMO-Bearbeitungskopf von der Fa. Highyag, Bild 3.23. Die Strahlqualität des Lasers wurde zunächst mittels einer vom Laserhersteller gestellten Optik mit einer Brennweite von f=500 mm nachgewiesen. Die gemessene Strahlqualität lag dabei deutlich unter $M^2=1.2$ (Spezifikation), bei einem Spotdurchmesser von 120 µm. Beim Messvorgang der in der Größenordnung von Minuten lag,

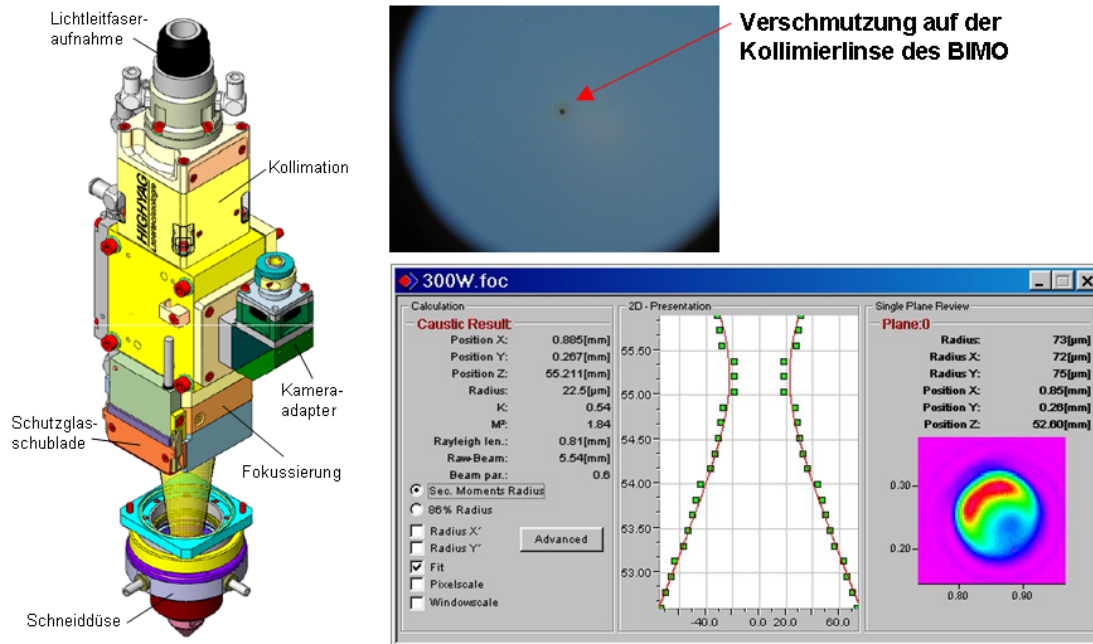
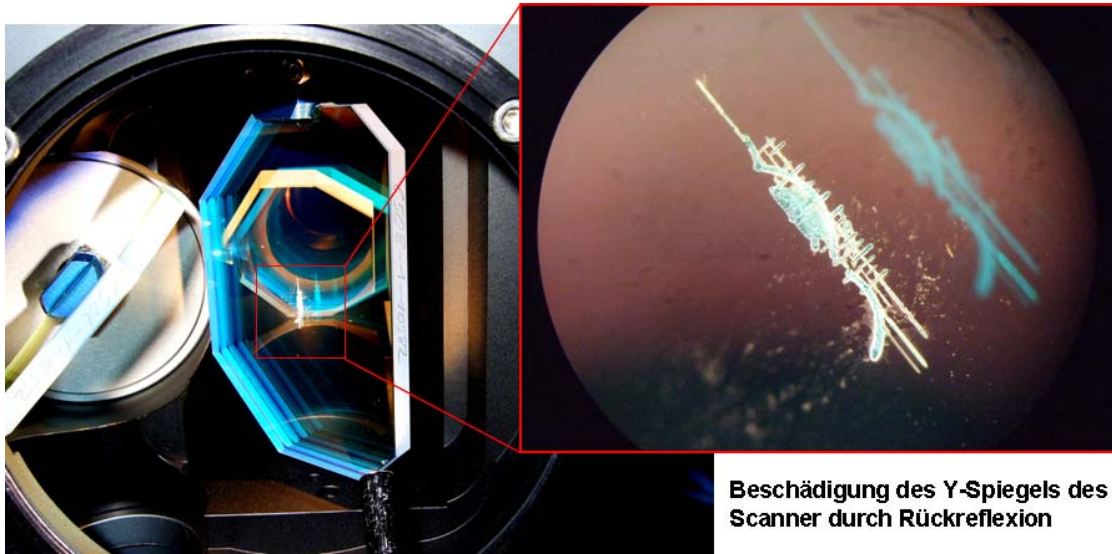


Bild 3.25: Auswirkung einer Verschmutzung der Kollimierlinse auf die Strahlqualität

wurde ein Fokusschift von ca. 7 mm (!) festgestellt, Bild 3.24. Für die angeschafften Optiken ergaben sich rein rechnerisch Fokussdurchmesser von ca. 50 µm bei einer Brennweite von f=254 mm für die Scanneroptik und ca. 30 µm bei einer Brennweite von f=190 mm bei der Festoptik. Die Strahlqualität der einzelnen Optiken wird im Rahmen des Projektes in Zusammenarbeit mit dem FGSW nachgewiesen. Erste Untersuchungen an der BIMO-Optik zeigten deutliche Beugungsringe bei Leistungen bis 300 W, sodass die Messungen abgebrochen werden mussten. Ursache war die Verschmutzung der Optik direkt im Strahlengang durch einen Schmutzpartikel, Bild 3.25.

Schäden sind auch am Scannersystem aufgetreten nach Schweißungen mit sehr geringer Vorschubgeschwindigkeit und max. Laserleistung, Bild 3.26. Hierbei wurde der Y-Spiegel des Scanners massiv beschädigt. Als erste Maßnahme wurde festgelegt, dass nicht unter 1 m/min Vorschubgeschwindigkeit geschweißt werden darf. Dennoch wiederholte sich das Problem und konnte erst dadurch behoben werden, dass man den Abstand zwischen Scannerkopf und F-Theta-Linse über einen dickeren Abstandsring vergrößert hat. Dadurch liegen die Rückfoki der Linsen in ausreichend weitem Abstand zu den Spiegeln.



Beschädigung des Y-Spiegels des Scanner durch Rückreflexion

Bild3.26: Schädigung des Scannerspiegels nach Schweißungen mit ca. 0,5 m/min bei einer Laserleistung von 1 kW

Strahlqualität

Für die Mikrobearbeitung wurde u.a. auch für das SCHARP-Projekt ein Single-Mode-Faserlaser mit einer Ausgangsleistung von 1 kW von der Fa. IPG angeschafft. Die Bearbeitungsfaser hat einen Faserkerndurchmesser von 14 μm . Kombiniert wurde das Lasersystem mit der Scanneroptik FiberRhino von der Fa. ARGES sowie einem BIMO-Bearbeitungskopf von der Fa. Highyag. Die Optiken wurden in Zusammenarbeit mit dem FGSW vor Ort vermessen. Zum einen wurde zur Ermittlung des Fokusbereichs der Mikro-Spot-Monitor von Primes verwendet, bei dem der Laserstrahl auf einem CCD-Chip abgebildet wird. Zum anderen wurde für die Ermittlung des zeitlichen Fokusshifts der Fokus-Monitor von Primes eingesetzt, bei dem sich eine rotierende Nadel durch ein Strahlprofil bewegt und das Intensitätssignal auf eine Diode gespiegelt wird, Bild 3.27.

ibau Optisches System

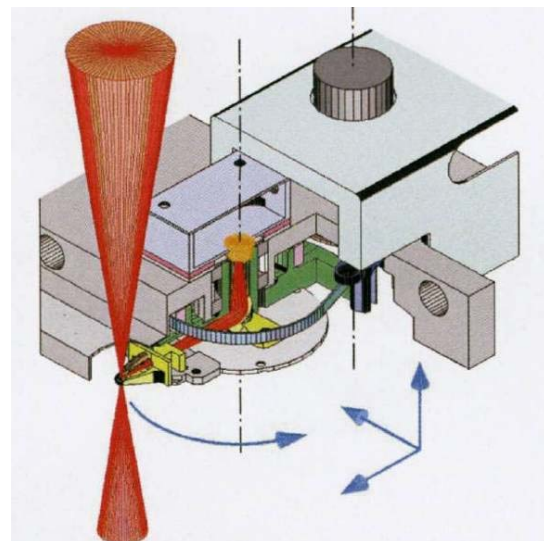
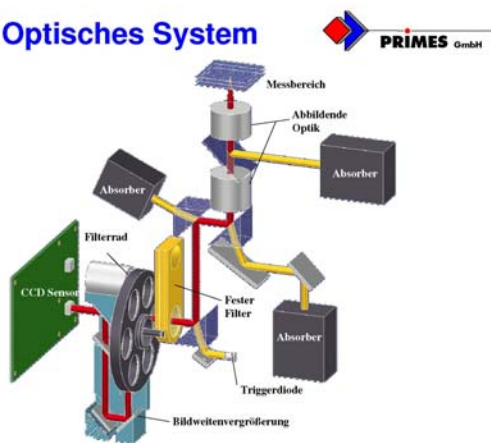


Bild 3.27: Meßprinzipien für die Strahlvermessung am IPG SM-Faserlaser: Links das Prinzip der rotierenden Nadel zur Ermittlung des zeitlichen Fokusshifts, rechts das Prinzip mit dem CCD-Chip zur Erfassung der Strahlkaustik

Festoptik

Bei der Festoptik verschlechterte sich die Strahlqualität von $M^2=1,15$ bei 50W bis zu $M^2=1,57$ bei 1kW Leistung (Bild 3.28). Dabei stieg der Fokusbereich um ungefähr 4% von ca. 30 μm auf ca. 43 μm (theoretisch: 28 μm),(Bild 3.28).

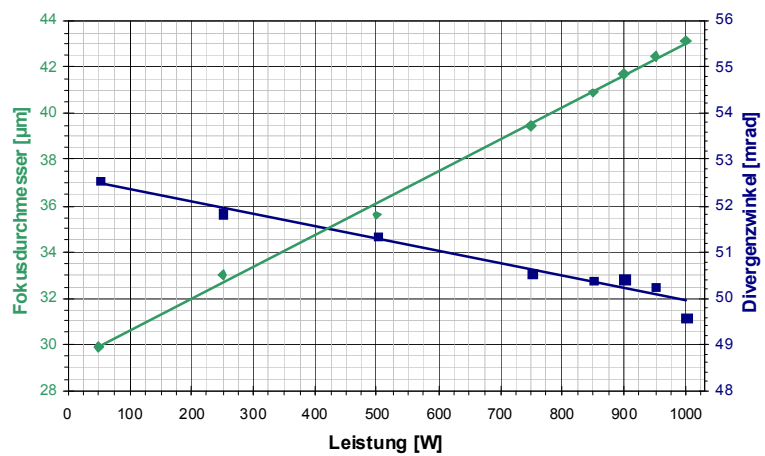
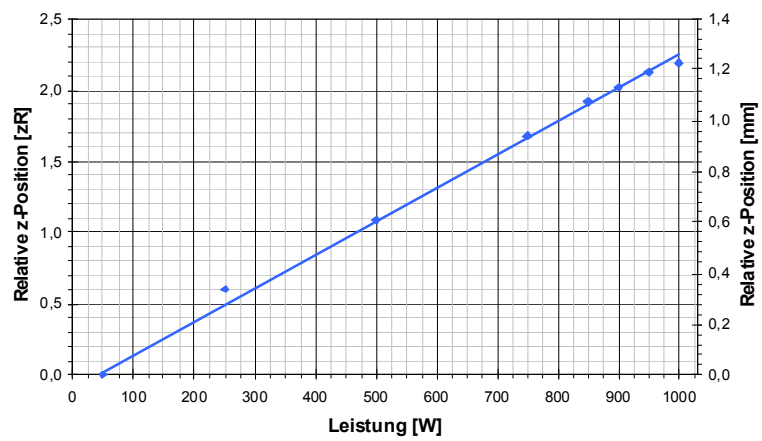
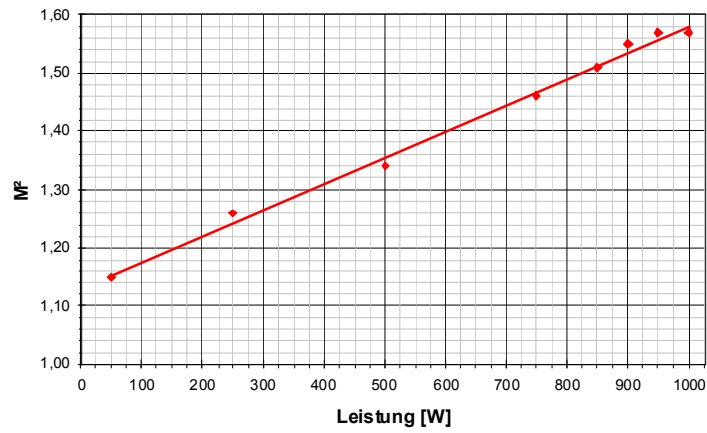


Bild 3.28: Strahlqualität M^2 , Fokusverschiebung, Fokussdurchmesser und Änderung des Divergenzwinkels des Strahls bei der Festoptik (BIMO) für unterschiedliche Leistungen

Bei der Bearbeitung mit der Festoptik kommt der Fokusverschiebung eine große Bedeutung zu, da sich der Strahlweg durch das optische System nicht ändert. Bei minutenlanger Bearbeitung (oder Messung) können sich so thermische Linsen ausbilden und verschlechtern die Strahlqualität (z.B. nach zwei Minuten Messung bei 1kW Leistung von $M^2=1,15$ auf $M^2=1,57$;) und folglich auch das Schweißergebnis.

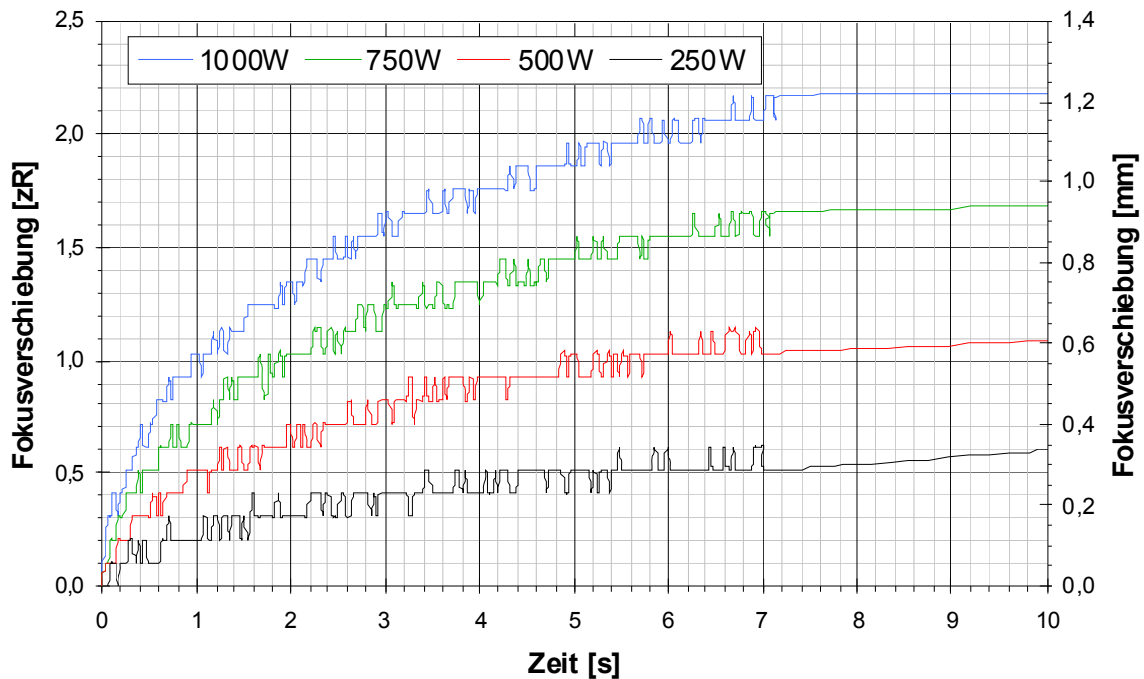


Bild 3.29: Fokusverschiebung in Abhängigkeit der Laserleistung und der Messzeit bei der Festoptik

Bild 3.28 zeigt die Fokusverschiebung bei unterschiedlichen Leistungen nach je ca. zwei Minuten Messung. Um zu klären, ob in dem optische System die Verschlechterung der Strahlqualität und auch die große Fokusverschiebung durch thermische Linseneffekte zustande kommen, wurde die Fokusverschiebung innerhalb der ersten sieben Sekunden nach Einschalten des Laserstrahls gemessen. Innerhalb dieser ersten Sekunden sollte der thermische Effekt in der Optik am stärksten sein, da die Optik aus dem nicht erwärmten Zustand mit Leistung beaufschlagt wird, Bild 3.29.

Bei 50W Laserleistung wurden in den ersten sieben Sekunden keine sichtbaren fokusverschiebungsbedingten Intensitätsschwankungen beobachtet und deshalb als Referenzfokuspunkt genommen. Bei höheren Leistungen zeigt sich hingegen, dass der thermische Linseneffekt schon, angefangen bei 250W, in den ersten sieben Sekunden deutlich nachweisbar ist (Bild 3.29).

Die Fokusverschiebung der Festoptiken beträgt bei 1kW innerhalb der ersten sieben Sekunden 2,2 Rayleighlängen (ca. 1,2mm), wobei das Gaußsche Strahlprofil erhalten blieb. Wenn man

diese Ergebnisse mit denen der zwei Minuten Messungen des Primes MicroSpotMonitors vergleicht, dann zeigt sich, dass sich der thermische Linseneffekt schon nach den ersten sieben Sekunden einem stationärem Zustand annähert. Dieser Zustand der maximalen Fokusverschiebung ändert sich auch nach zweiminütiger Messung nicht mehr signifikant. Daraus kann gefolgert werden, dass je nach verwendeter Laserleistung und Bearbeitungszeit des Werkstückes die Fokusverschiebung der Festoptik berücksichtigt werden muss. Besonders bei Bearbeitungszeiten ab einer Sekunde wird bei 1kW Leistung die Fokusverschiebung größer als eine Rayleighlänge und ab da wird sich das Schweißergebnis verschlechtern.

Scanner

Im weiteren wurden die Strahlkaustik und die Fokusverschiebung der Galvanometerscanneroptik bei einer festen Laserstrahlposition und zusätzlich die Auswirkungen von einem alten und einem neuen Schutzglas vor der F-Theta-Linse untersucht

Die Kaustik und die Strahlqualität verschlechtert sich mit hohen Leistungen, Bild 4. Bei niedrigen Leistungen von 50W liegt die Strahlqualität bei $M^2=1,33$ (Rayleighlänge = 0,747mm), aber bei 1kW Leistung sind die thermischen Linseneffekte so groß, dass nach zwei Minuten Messung die Strahlqualität auf $M^2=6,81$ abfällt.

Ein neues Schutzglas hat bei den verschiedenen Leistungen keinen nachweislichen Einfluss auf die Strahlqualität, aber einen großen Einfluss auf die Fokusverschiebung und vergrößert damit den Fokusbereich um bis zu 40% bei 500W Leistung. Beim Fokusbereich sieht man am besten den Einfluss der thermischen Linseneffekte. Dieser steigt von ca. 37 μ m bei 50W auf ca. 254 μ m (!) bei 1kW an (theoretisch: 23,7 μ m). Die Fokusverschiebung zwischen dem Fokus bei 50W und dem Fokus bei 1kW beträgt 25 Rayleighlängen (!) oder ca. 18,6mm nach einer zwei Minuten Messung (Bild 3.30).

Der Strahlweg durch die Scanneroptik ändert sich bei dynamischer Bearbeitung eines Werkstückes aber fortwährend. Daher ist es von größerem Interesse die zeitliche Entwicklung der Fokusverschiebung innerhalb der ersten sieben Sekunden und damit die zeitliche Ausbildung einer thermischen Linse zu untersuchen. Dabei war auch bei 50W nach sieben Sekunden eine minimale Fokusverschiebung zu erkennen (Bild 3.31). Diese war aber mit ca. 0,08zR (ca. 60 μ m) sehr gering und die erhaltenen Werte bei 50W wurden weiterhin als Referenz genommen.

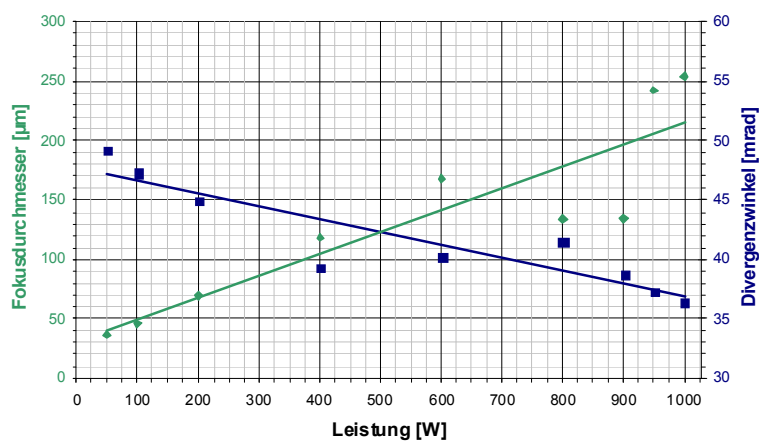
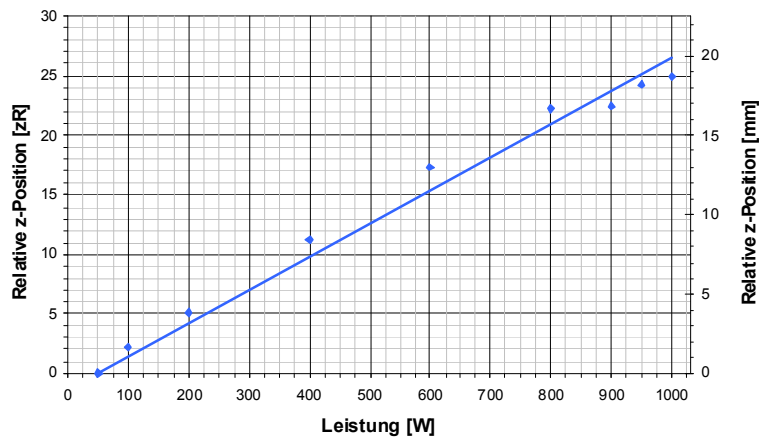
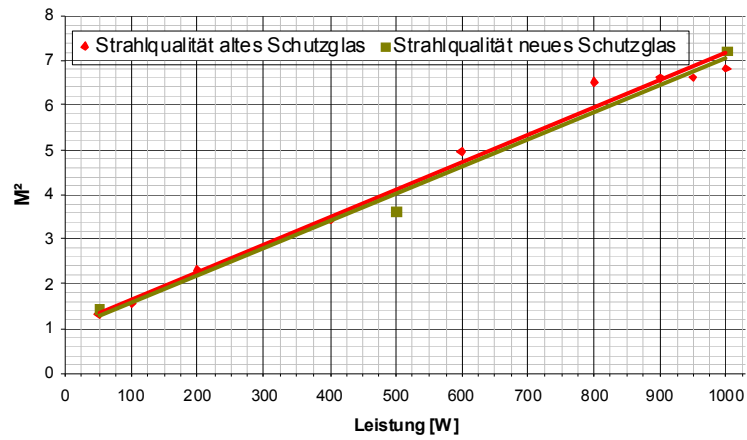


Bild 3.30: Strahlqualität M^2 , Fokusverschiebung, Fokusburchmesser und Änderung des Divergenzwinkels des Strahls mit dem Scanner bei unterschiedlichen Leistungen

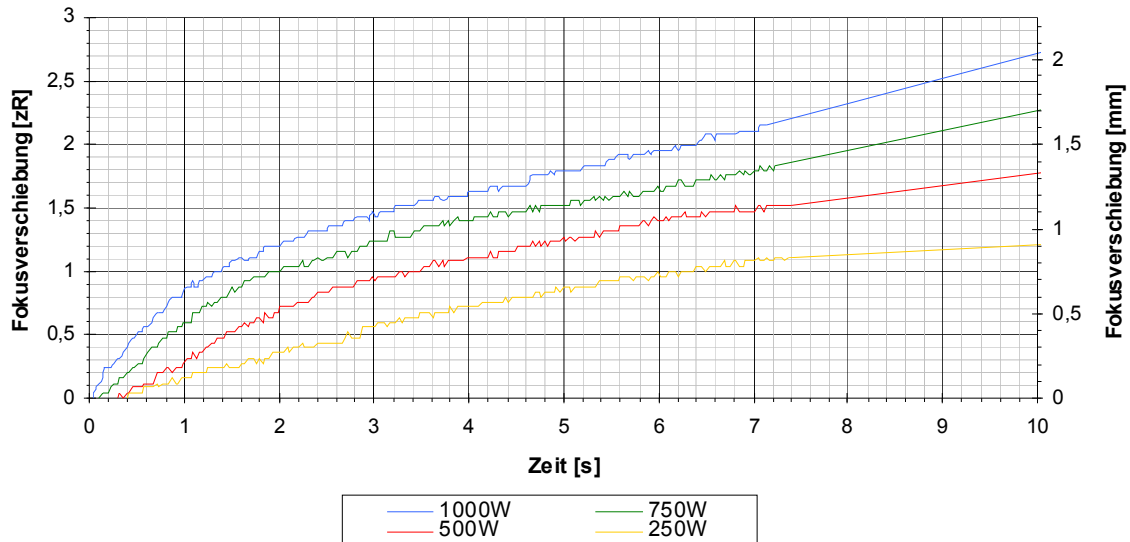


Bild 3.31: Fokusverschiebung in Abhängigkeit der Laserleistung und Messzeit beim Scanner

Extrem wird die Fokusverschiebung ab höheren Leistungen. Bei 1kW bildet sich z.B. nach sieben Sekunden eine Art „Donutmode“ an der alten Messposition aus und führt nach Minuten Messung zu der oben genannten Fokusverschiebung von 25zR.

Das Strahlprofil ist innerhalb der ersten paar Sekunden noch gaußförmig und bildet erst danach eine Art „Donutmode“ aus. Dies erklärt auch den drastischen Abfall der Strahlqualität nach der zweiminütigen Messung. Um eine realistische Abschätzung des Fokusedurchmessers des Scanners innerhalb der ersten Bearbeitungssekunden zu bekommen, wurde die Fokusedurchmesserentwicklung der Festoptik zwischen 50W und 1kW betrachtet. Der Fokusedurchmesser der Festoptik vergrößert sich um ca. 40% zwischen 50W und 1kW. Demnach sollte der Fokusedurchmesser der Scanneroptik bei einer Laserleistung von 1kW ca. 50µm betragen, Bild 3.31.

Insgesamt ist die Fokusverschiebung des Scanners in den ersten sieben Sekunden vergleichbar zur Festoptik. Der Unterschied zeigt sich in der beim Scanner weiter steigenden Fokusverschiebung bis zu 25zR bei 1kW Leistung nach zwei Minuten. Dieser Unterschied kommt von der verwendeten F-Theta-Optik, die nicht, wie die Festoptik, gleichmäßig ausgeleuchtet ist.

Ein weiteres Element, das eine Fokusverschiebung verursachen könnte, ist die Kollimationslinse. Bei zeitlichen Vermessungen wurde aber keine Änderung des Strahlprofils innerhalb der ersten sieben Sekunden festgestellt. Es bilden sich, durch eine gleichmäßige Ausleuchtung der Linsen, keine messbaren thermischen Linseneffekte in der Kollimationsoptik aus und es sind die thermischen Linseneffekte in der Fokussieroptik (F Theta-Linse) maßgeblich.

Das heißt, auch beim Scanner (auf einer festen Position) bleibt, bis zu einer Bearbeitungsdauer von einer Sekunde, die Fokusverschiebung innerhalb der Rayleighlänge. Hinzu kommt, dass der Laserstrahl im Scanner nicht permanent auf derselben Position der Linse verharrt. Somit sollte bei einer dynamischen Positionsänderung des Scanners nur eine geringe thermische Linse entstehen und damit auch keine Verschlechterung des Schweißergebnisses gefunden werden. Beide Optiken sollten demnach gleiche Bearbeitungsergebnisse erzielen.

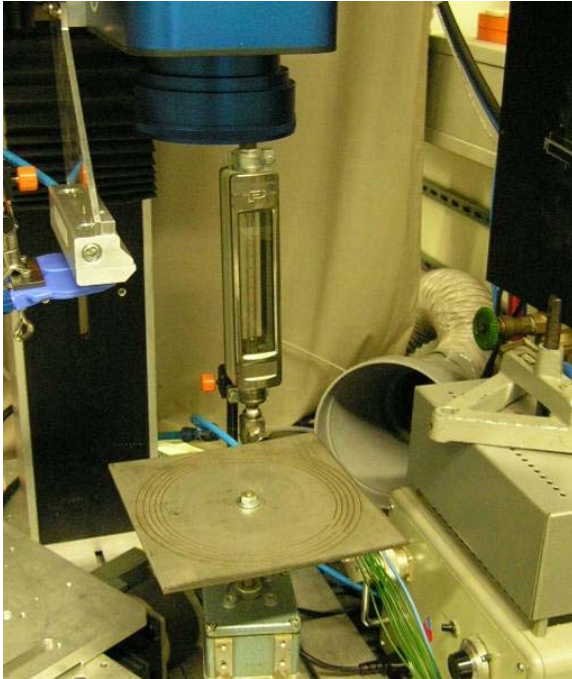


Bild 3.32: Aufbau Scanner mit rotierender Scheibe

Einfluß des Fokusshift auf die Schweißqualität

Um den Einfluss des Fokusshifts sowohl für die Festoptik als auch für den Scanner auf das Schweißergebnis zu untersuchen, wurden Spiralen in ein Blech geschweißt, einmal mit ruhendem Strahl und einmal mit bewegtem Strahl. Durch diese Spiralen wird die Schweißnaht sehr lang und die Optik minutenlang durch den Laserstrahl belastet. Bei stehendem Strahl ist diese Belastung punktuell, während bei bewegtem Strahl durch die Scannerspiegel die F-Theta-Linse immer an einer anderen Stelle belastet wird.

Im ersten Versuch wurde mit der feststehenden Scanneroptik auf einer gleichmäßig rotierenden Scheibe fünf Sekunden lang drei Nähte mit 1kW Leistung geschweißt (Bild 3.32). Danach wurden Querschliffe an unterschiedlichen Stellen der Nähte durchgeführt und die Nahtgeometrien miteinander verglichen. Die Einschweißiefen sind in der ersten Sekunde relativ konstant und die Fokusverschiebung bleibt innerhalb einer Rayleighlänge, Bild 3.33. Danach wird

die Fokusverschiebung größer als die Rayleighlänge und die Einschweißiefen haben eine abfallende Tendenz. Nach fünf Sekunden ist die Einschweißiefentiefe um ca. 35% niedriger als am Anfang der Schweißnaht und die erhaltenen Ergebnisse streuen sehr stark. Dies hängt mit zwei Effekten zusammen:

- Der Fokusverschiebung aufgrund des thermischen Linseneffektes (verminderte Einschweißiefen)
- Die eventuelle Partikelwechselwirkung der Laserstrahlung (starke Streuung der Einschweißiefen nach einer Bearbeitungszeit von zwei Sekunden).

Die Fokusverschiebung hat demnach einen Einfluss auf die Einschweißiefentiefe, wenn diese größer wird als die Rayleighlänge. Ähnliche Effekte wurden bei längeren Schweißungen mit der Festoptik beobachtet.

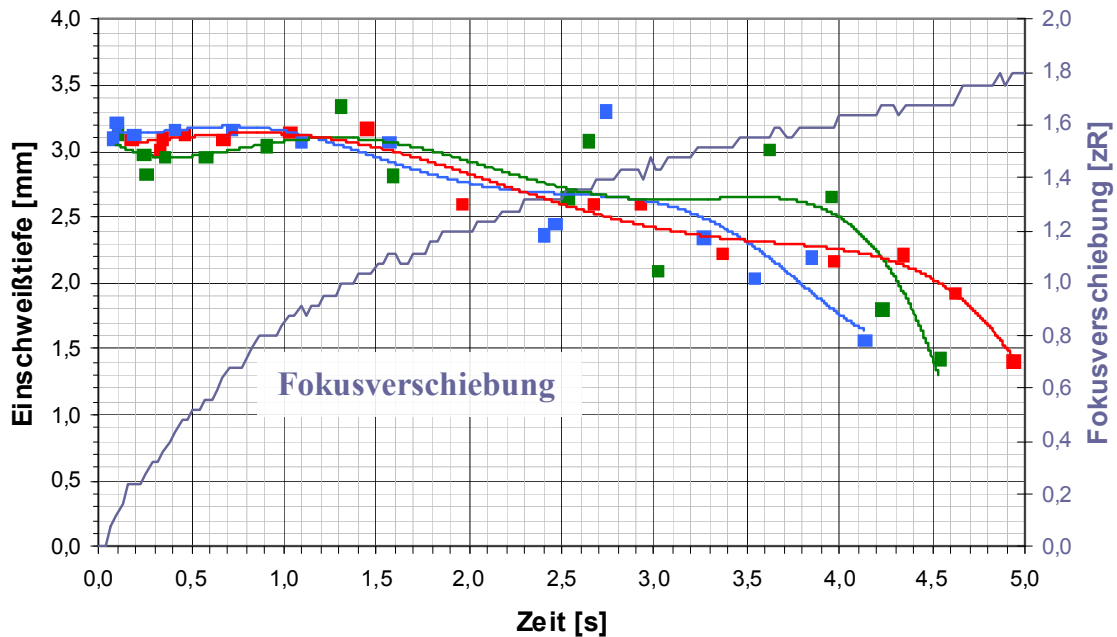


Bild 3.33: Einschweißtiefe und Fokusverschiebung über der Zeit bei fester Position des Scanners (1kW, ca. 100mm/s, X5CrNi18-10, drei Nähte)

Um die zuvor erhaltenen Ergebnisse bei einer festen Scannerposition mit der normalerweise dynamischen Bewegung des Scanners zu vergleichen, wurde eine Spirale in X5CrNi18-10 bei einer Laserleistung von 1kW mit Absaugung geschweißt (Bild 3.32). Danach wurden Querschliffe erstellt und die Einschweißtiefen der Nähte gemessen. Das Resultat bestätigt die vorher getroffene Annahme, dass bei einer dynamischen Strahlbewegung durch den Scanner sich der thermische Linseneffekt nicht so drastisch ausbildet, wie bei einer festen Scannerposition. Es ist in Bild 3.34 zu erkennen, dass die Einschweißtiefe nur leichten typischen Schwankungen unterworfen ist (Spiking), aber keine Einschweißtiefenreduzierung durch einen thermischen Linseneffekt stattfindet.

Diese Resultate bedeuten, dass das Bearbeitungsergebnis mit dem Scanner bei einer Bearbeitungszeit von mehr als einer Sekunde bessere Ergebnisse liefern sollte als die Festoptik, da dann bei dieser die Fokusverschiebung größer als die Rayleighlänge wird.

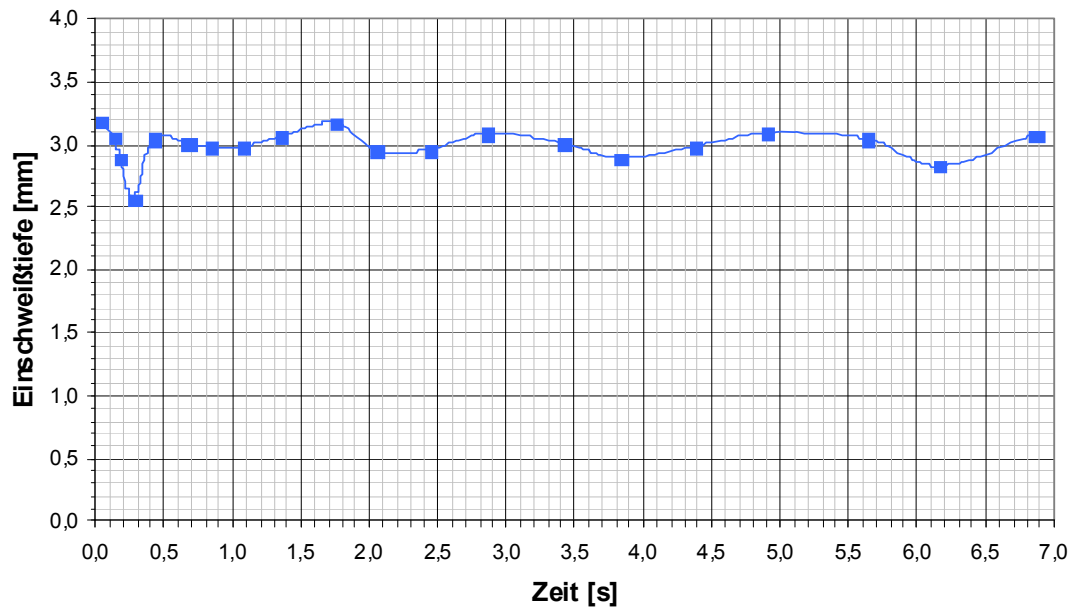
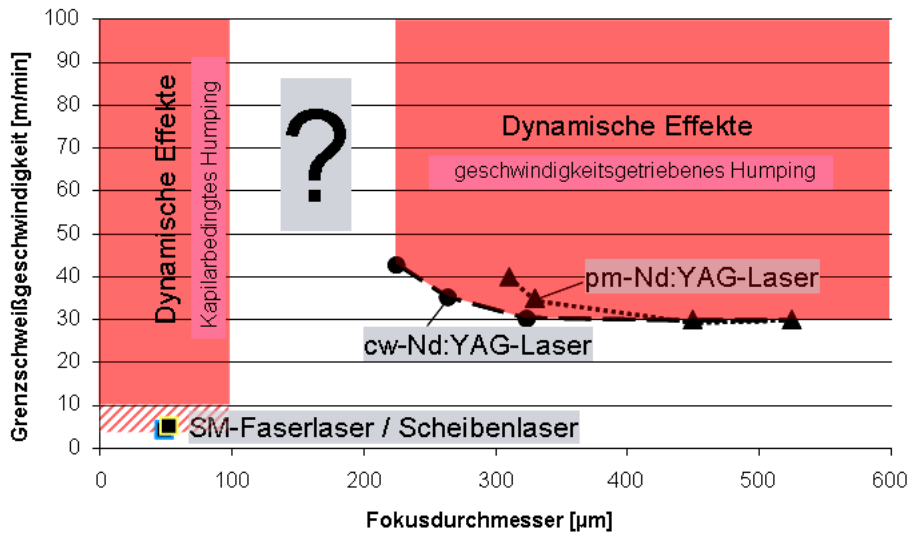


Bild 3.34: Einschweißtiefe über der Zeit bei dynamischer Scannerposition (1kW, 100mm/s, X5CrNi18-10)

Schmelzbaddynamik und Humping

Beim Faserlaser wurde erwartet, dass durch den geringen Fokussdurchmesser die kritischen dynamischen Effekte in der Naht erst bei sehr hohen Geschwindigkeiten auftreten. Durch die hohen erzielten Nahtaspektverhältnisse sollte das geschwindigkeitsbedingte Humping, im Vergleich zu anderen Lasern, erst bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten eintreten (Bild 3.35). Grundsätzlich ist diese Annahme richtig, allerdings tritt bei der Bearbeitung mit dem 1kW Single-Mode-Faserlaser auch bei niedrigen Leistungen und Geschwindigkeiten sofort ein kapillargetriebener Humpingeffect auf. Das Ziel ist es daher durch gezielte Maßnahmen die Grenzgeschwindigkeit für das Humping zu höheren Geschwindigkeiten zu verschieben.



Material 1.4301 / Laserleistung: 1 kW

Bild 3.35: Erwartete und reale Grenzvorschubgeschwindigkeiten von verschiedenen Lasern mit unterschiedlichen Fokusbereichen bei denen dynamische Effekte eintreten

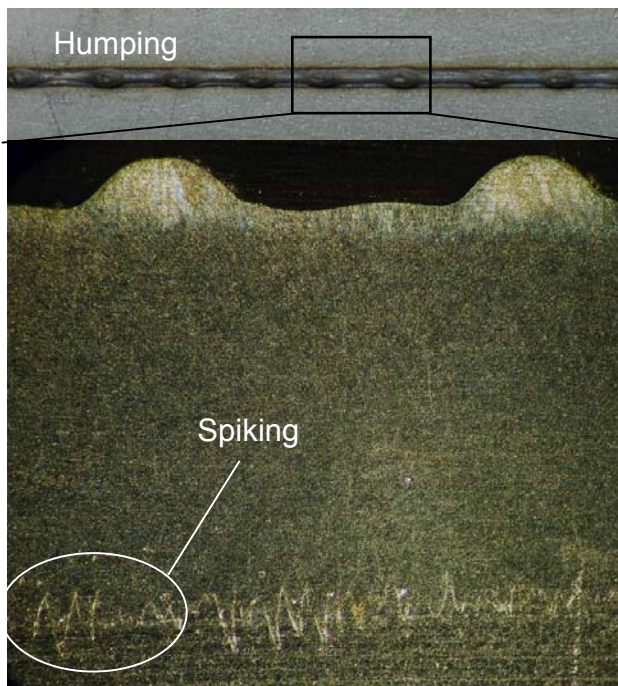


Bild 3.36: Nahtaufsicht (oben) und Nahtlängsschliff (unten) einer mit dem Single-Mode Laser geschweißten Naht (1kW, 300mm/s, X5CrNi18-10)

Bild 3.36 unten zeigt einen Längsschliff durch eine mit 1kW und 300mm/s laserstrahlgeschweißte Naht in X5CrNi18-10. Die unebene Nahtgrundlinie (Spiking), wenige Poren im unteren Nahtbereich und das Humping auf der Nahtoberseite sind zu erkennen. Eine erhöhte Porenbildung im Vergleich zu anderen Laserschweißungen konnte nicht beobachtet werden.

Das Spiking ist sehr ausgeprägt und die dadurch bedingte Einschweißtiefenschwankung durch Dampfkapillardurchmesserschwankungen kann bei hohen Leistungen bis zu 10% der Einschweißtiefe betragen. Besonders bei Schweißungen in S235JR sind diese Spikes sehr filigran, was an der besseren Wärmeleitung des S235JR und damit am kleineren Schmelzbad in den Kapillarenden liegt. Wegen der kleinen Abmessungen der filigranen Spikes kann bestätigt werden, dass der Durchmesser der Spikes und damit der Dampfkapillare meist in der Größenordnung des Fokusbereichs liegt.

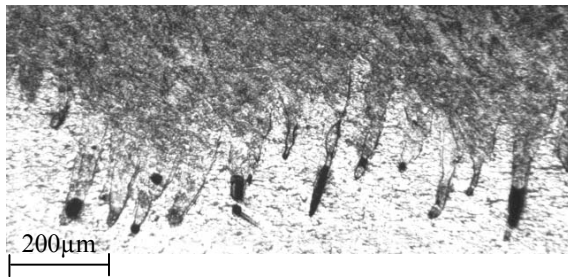


Bild 3.37: Teil eines Nahtlängsschliffs mit auftretenden Spikes und Poren an deren Enden (1kW, 300mm/s, S235JR)

Bei S235JR wurden teilweise Poren an den Spitzen der Spikes gefunden. Diese werden wahrscheinlich durch eine sich durch Fluktuationen schließende Dampfkapillare erzeugt. Die gute Wärmeleitung des S235JR bewirkt dann, dass die Schmelze nicht genügend Zeit hat in die Kapillarenden zurückzufließen, Bild 3.37. Bei X5CrNi18-10 konnte diese Porenbildung an den Kapillarenden nicht beobachtet werden.

Humpinggrenze Blindschweißungen

Anhand von Blindschweißungen in S235JR und X5CrNi18-10 wurde untersucht, ab welchen Geschwindigkeiten und Leistungen der Humpingeffekt beim Schweißen mit dem Single-Mode-Faserlaser auftritt. Dabei war eine eindeutige Bestimmung der Humpinggrenze teilweise nicht möglich, da die Nähte eine sehr unruhige Nahtoberraupe mit nichtperiodischen Aufwürfen zeigten. Die erhaltenen Humpinggrenzen sind deshalb als ungefähre Richtwerte zu werten, Bild 3.38.

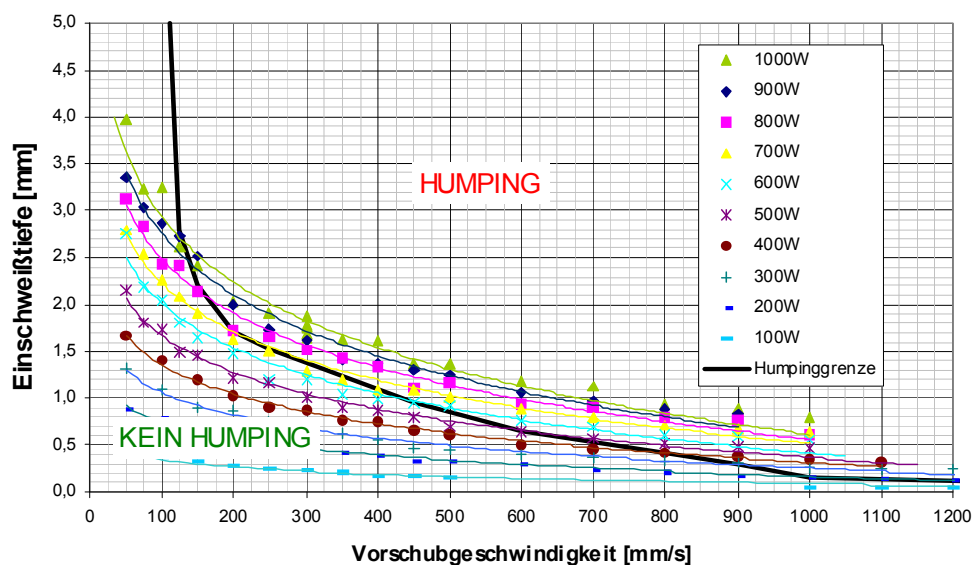


Bild 3.38: Humpinggrenze S235JR

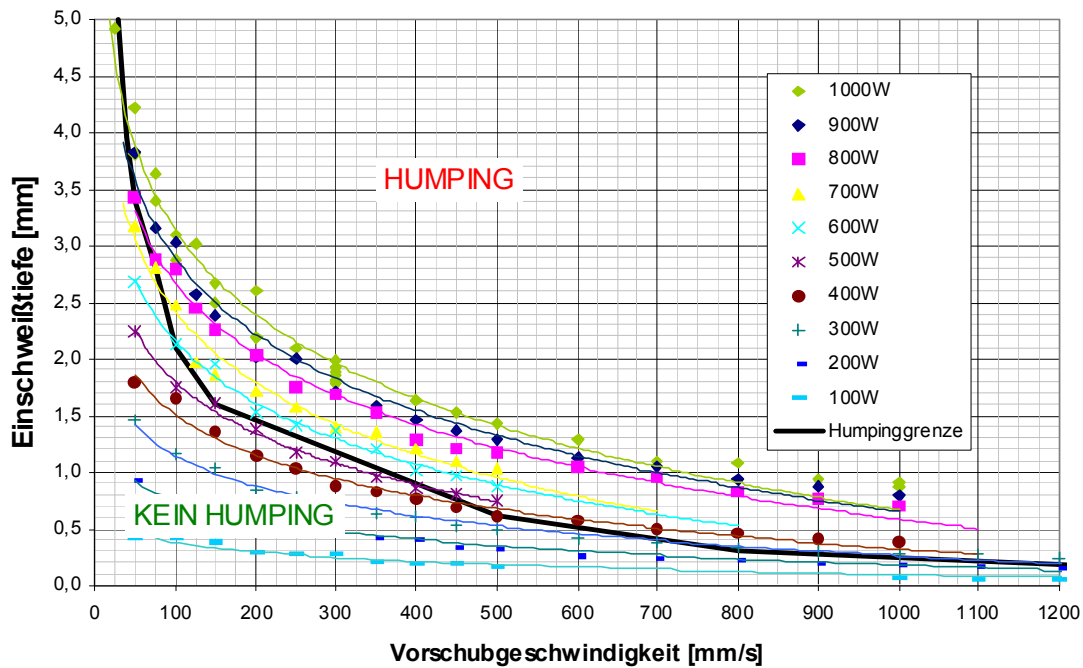


Bild 3.39: Humpinggrenze X5CrNi18-10

Die Humpinggrenze für S235JR (Bild 3.38) liegt bei hohen Leistungen auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten im Vergleich zum X5CrNi18-10 (Bild 3.39). Dies liegt an der schlechteren Wärmeleitung der Schmelze des X5CrNi18-10. Bei hohen Leistungen und langsamen Vorschubgeschwindigkeiten bleibt diese länger flüssig und begünstigt so das Entstehen des Humpingeffekts. Generell nimmt die Humpingperiode mit steigender Leistung und sinkender Vorschubgeschwindigkeit ab und die Größe der Humps steigt mit steigender Leistung (größeres aufgeschmolzenes Volumen). Es konnte kein Zusammenhang zwischen dem Aspektverhältnis und dem Auftreten des Humpings gefunden werden.

Humpinggrenze Durchschweißungen

Anhand der Einschweißstiefen von Blindschweißungen kann ungefähr ermittelt werden, welche Materialstärken durchgeschweißt werden können. Auch bei Durchschweißungen von X5CrNi18-10 tritt ab gewissen Vorschubgeschwindigkeiten der Humpingeffekt auf. Im Vergleich zu Blindschweißungen liegt diese Grenze aber bei einer höheren Vorschubgeschwindigkeit, da die Schmelze die Möglichkeit hat aus der Naht zu entweichen. Dadurch bilden sich weniger Verwirbelungen in der Schmelze und das Schmelzbad bleibt länger ohne Humping stabil, Bild 3.40.

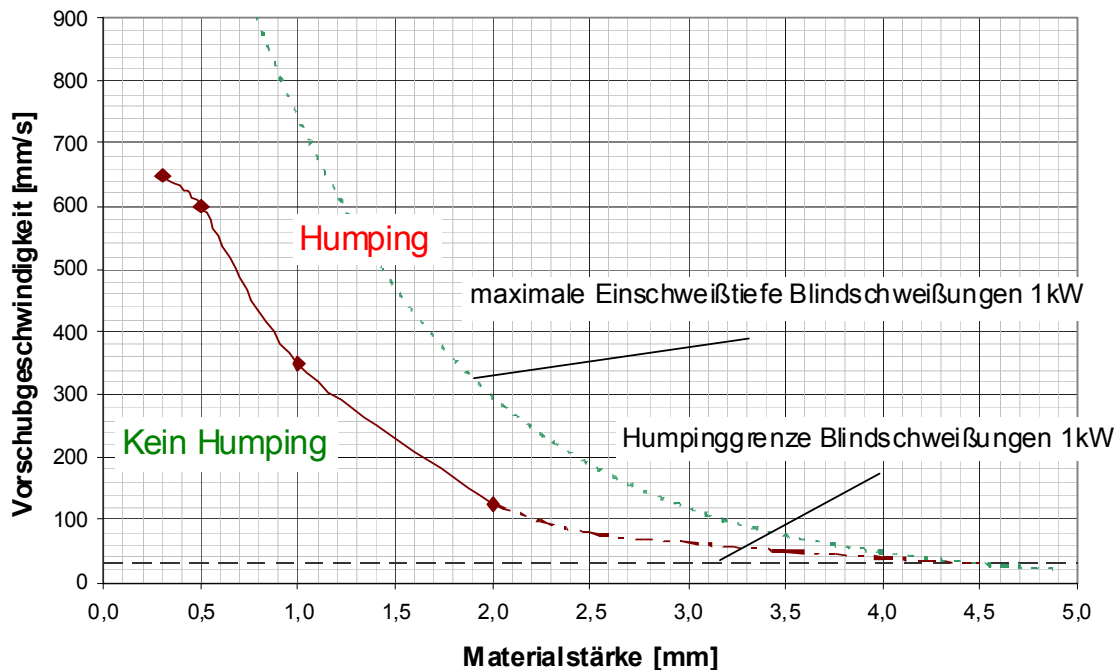


Bild 3.40: Maximal mögliche Vorschubgeschwindigkeit von Durchschweißungen ohne Humping bei unterschiedlichen Materialstärken (1kW, X5CrNi18-10: variierende Materialstärken)

Dabei ist die Humpinggrenzgeschwindigkeit bei Durchschweißungen stark von der verwendeten Materialstärke abhängig (Bild 3.40). Bei Materialien mit großer Dicke nimmt diese Grenzgeschwindigkeit immer mehr ab und geht, wenn die Leistung nicht mehr für eine Durchschweißung ausreicht, in die Humpinggrenzgeschwindigkeit von Blindschweißungen über. Im Bereich des Humpings wird das Nahtaussehen durch die typischen Nahtaufwürfe aus der Nahtvorderseite und einen schmelzfreien Bereich der Nahrückseite bestimmt.

Linienförmige Strahlintensitätsverteilung

Um den Humpingeffekt zu höheren Vorschubgeschwindigkeiten zu verschieben, gibt es bisher zwei Möglichkeiten: Mit einer Doppelfokus- oder einer Linienfokustechnik. Dabei wird der aufgeweitete Laserstrahl (meist mit Spiegeln) entweder zu zwei Fokuspunkten mit variablem Abstand oder zu einer annähernden Fokusslinie fokussiert. Eine andere Variante ist es, mehrere Laserstrahlen aus mehreren Laserquellen geeignet zu überlagern. Mit diesen Techniken können die Vorschubgeschwindigkeiten beim Schweißen von Stahlwerkstoffen um bis zu 40% erhöht werden, ohne dass kritische dynamische Effekte auftreten. Die resultierende Kapillar- und Schmelzbadgeometrie kann dabei von der des Einzelstrahlfokus abweichen. Zum Beispiel kann durch Vergrößern der Dampfkapillare die Abschnürung derselben (verantwortlich für Porenbildung) verhindert werden und der gebildete Metalldampf ungehindert austreten. Auch stabilisiert eine verlängerte Dampfkapillare das (dann auch verlängerte) Schmelzbad durch eine reduzierte Fließgeschwindigkeit um die Dampfkapillare und eine verringerte Turbulenz hinter der Kapillare. Außerdem gleicht bei zwei hintereinander liegenden Foki die zweite Kapillare die dynamischen Störungen (Turbulenzen) der ersten Kapillare aus.

Durch den längeren Fokus sollte das Humping zu höheren Geschwindigkeiten verschoben werden, da dann der aus der Kapillarfront austretende Metalldampf nicht direkt auf die, an der Kapillarrückseite befindliche Schmelze trifft. Die Kapillarrückwand wird dadurch stabilisiert. Erst bei höheren Geschwindigkeiten (im Vergleich zur Einzelfokustechnik) ist der Austrittswinkel des Metalldampfes wieder so groß, dass dieser das Schmelzbad beeinflussen kann.

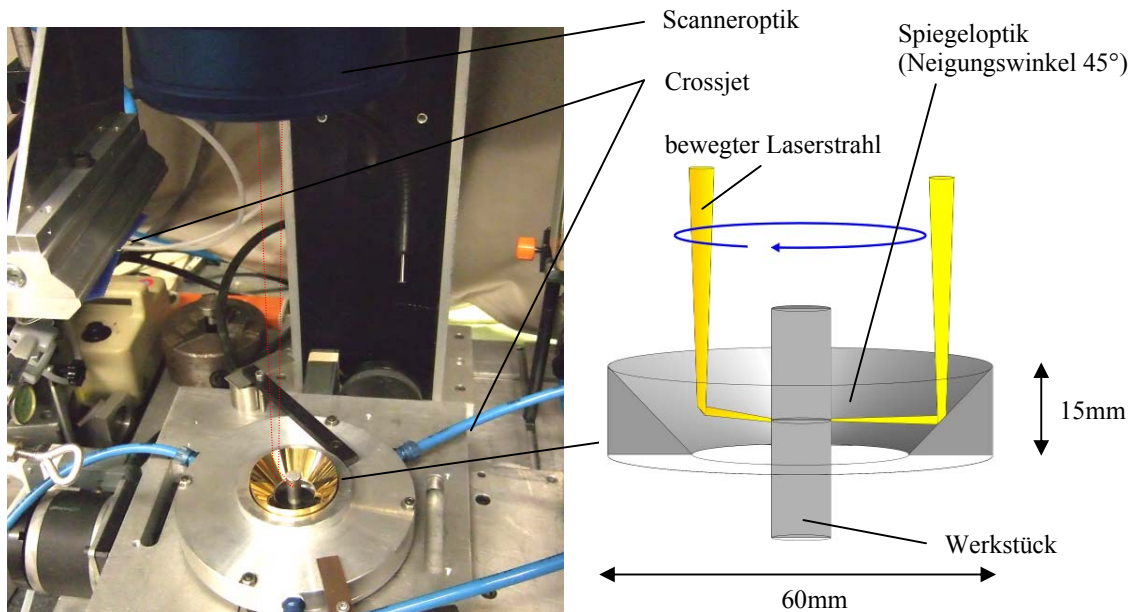


Bild 3.41: Spiegeloptikaufbau zur Scannerbearbeitung mit linienförmigem Fokus

Um den generellen Einfluss eines annähernd linienförmigen Fokus auf Single-Mode-Faserlaserschweißungen zu untersuchen, wurde der punktförmige Fokus des Scanners durch Reflexion an einem Hohlkegelspiegel zu einem (ellipsenförmigen) Linienfokus verändert (Bild 3.41). Der Ansatz ist, ähnlich einem Doppelfokussystem, das Schmelzbad zu vergrößern und so das Humping zu höheren Vorschubgeschwindigkeiten zu verschieben.

Es wurde die Annahme getroffen, dass der Fokusabstand des Gesamtsystems (Scanner- und Spiegeloptik) nicht von dem abgefahrenen Radius auf der Spiegeloptik, sondern nur von der Scannerposition über dem Rundspiegel und der Materialdicke abhängt. Der abgefahrte Radius hat damit nur Einfluss auf die Fokusgeometrie und diese sollte eine feste Fokusbreite und eine, mit dem Radius variierende, Fokusslänge besitzen. Bei steigendem Krümmungsradius der Spiegeloptik, d.h. wenn der gefahrene Radius auf der Optik verkleinert wird, sollte die Fokusslänge entlang des Schweißvorschubes kleiner und der Fokus damit runder werden. Dies bestätigte sich in Linienschweißungen in radialer Richtung, wobei eine Verbreiterung der Naht sichtbar ist (Fokus wird linienförmiger; siehe Bild 3.42). Der Nachteil dieser Strahlintensitätsverteilung ist deren Richtungsabhängigkeit, was bei z.B. geschweißten Kreisnähten oder Bearbeitung in zwei Richtungen eine Rotation des Werkstückes erforderlich macht. Damit sind diese Verfahren vorerst nur für Festoptiken sinnvoll, da dort das Werkstück und nicht der Laserstrahl bewegt wird.

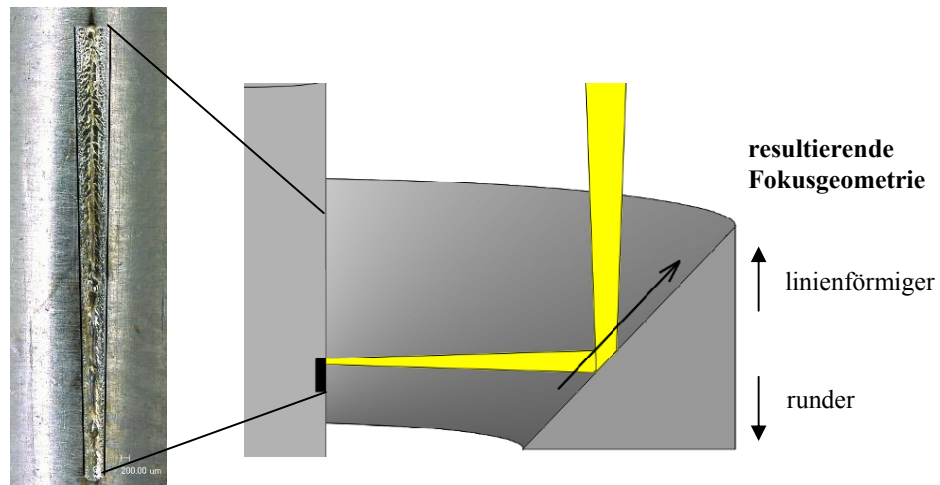


Bild 3.42: Geschweißte radiale Linie auf der Spiegeloptik und die Geometrieverbreiterung der Naht (1kW, 2000mm/s, X5CrNi18-10)

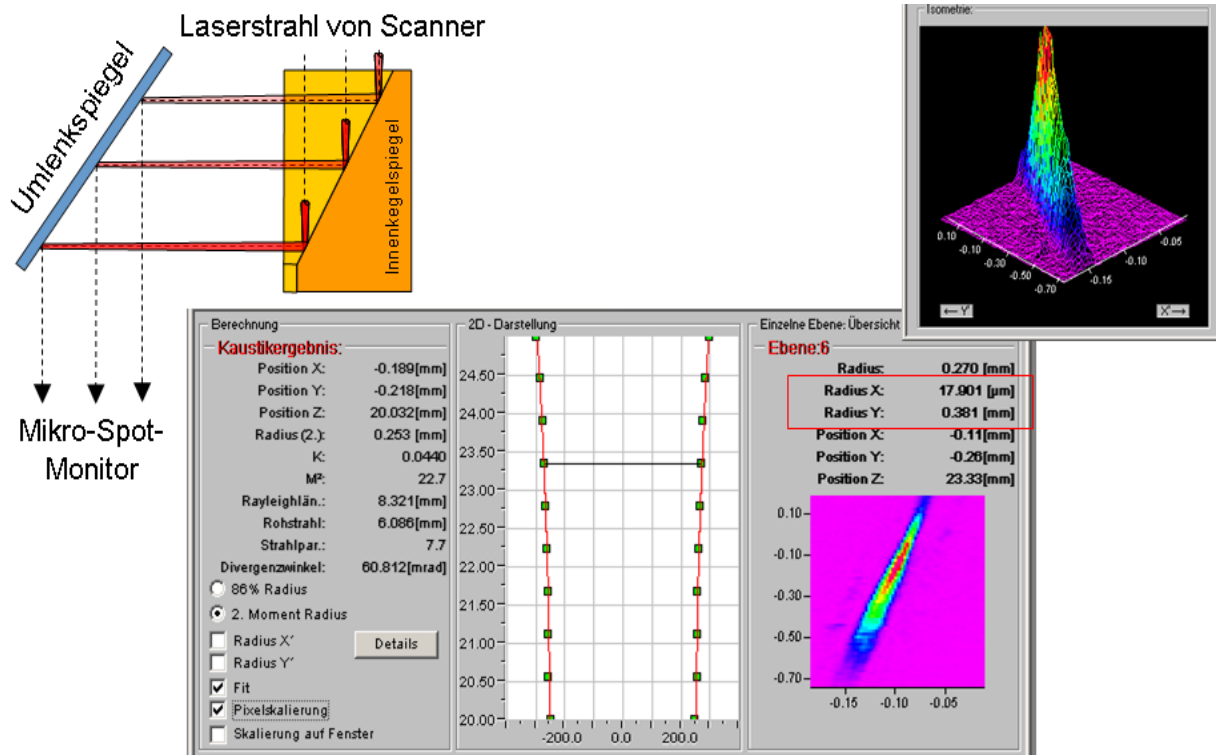


Bild 3.43: Messergebnisse des linienellipsenförmigem Fokus

Das gemessene Strahlprofil, mit in dem in Bild 3.42 gezeigten Aufbau, ergab bei 50W auf einem Radius von 22,5mm einen annähernd linienförmigen Fokus mit einer Länge von ca. 760µm und einer Breite von ca. 36µm (Bild 3.43). Die bestimmte Fokusposition lag dabei (302,3±0,2)mm unterhalb der F-Theta-Optik und damit mit Messungengenauigkeiten im selben erwarteten Abstand wie die Fokusposition ohne Spiegeloptik von (301,9±0,2)mm.

Es wurden Proben aus X5CrNi18-10 mit unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten und auf unterschiedlichen Radien des Hohlspiegels geschweißt. Die Ergebnisse wurden dann mit denen ohne Spiegeloptik geschweißten Proben verglichen, Bild 3.44.

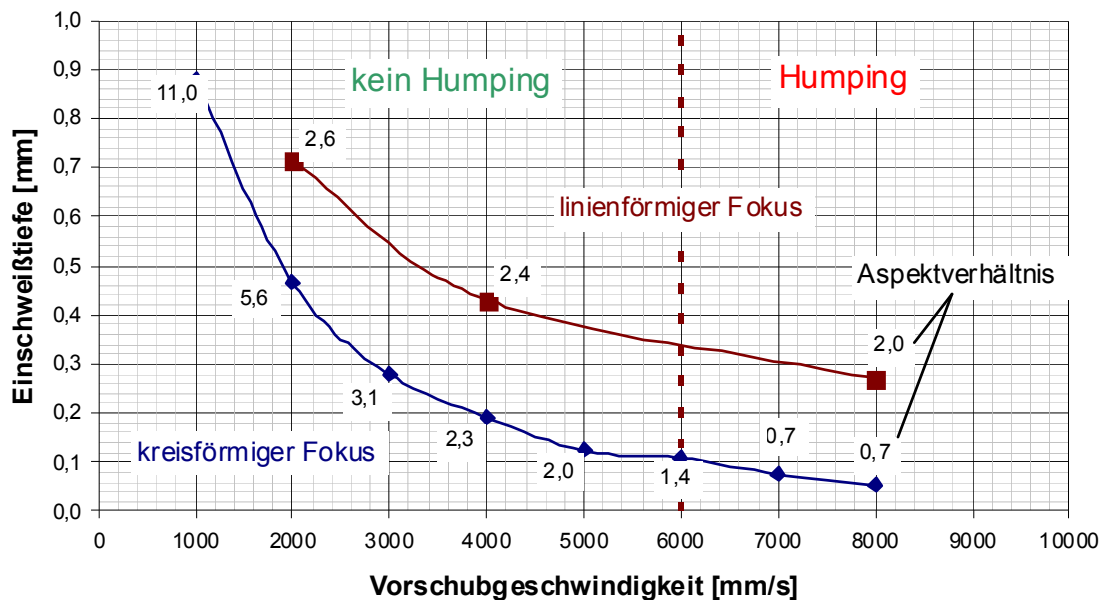


Bild 3.44: Einschweißtiefen, Aspektverhältnisse und Humping mit und ohne linienförmigem Fokus (1kW, X5CrNi18-10, Linienfokus: Radius auf Hohlspiegel 21,5mm)

Man erkennt in Bild 3.44, dass die Einschweißtiefen des ellipsenförmigen Fokus bei sehr hohen Vorschubgeschwindigkeiten um bis zu 500% höher sind als bei Schweißungen mit einem kreisförmigen Fokus bei gleicher Geschwindigkeit. Das Aspektverhältnis steigt dabei bei niedrigeren Vorschubgeschwindigkeiten als ca. 4000mm/s nicht genauso stark wie bei einem kreisförmigen Fokus. Dies ist darauf zurückzuführen, dass trotz der höheren Einschweißtiefen die Nahtbreiten bei einem ellipsenförmigen Fokus viel größer werden, als bei einem kreisförmigen Fokus (z.B. 272µm im Vergleich zu 83µm bei 2000mm/s). Dies liegt an der Vergrößerung des Schweißbades bei längerem Fokus und durch die dann effektiv „langsamere“ Vorschubgeschwindigkeit (längeren Energieeintrag auf einer Position).

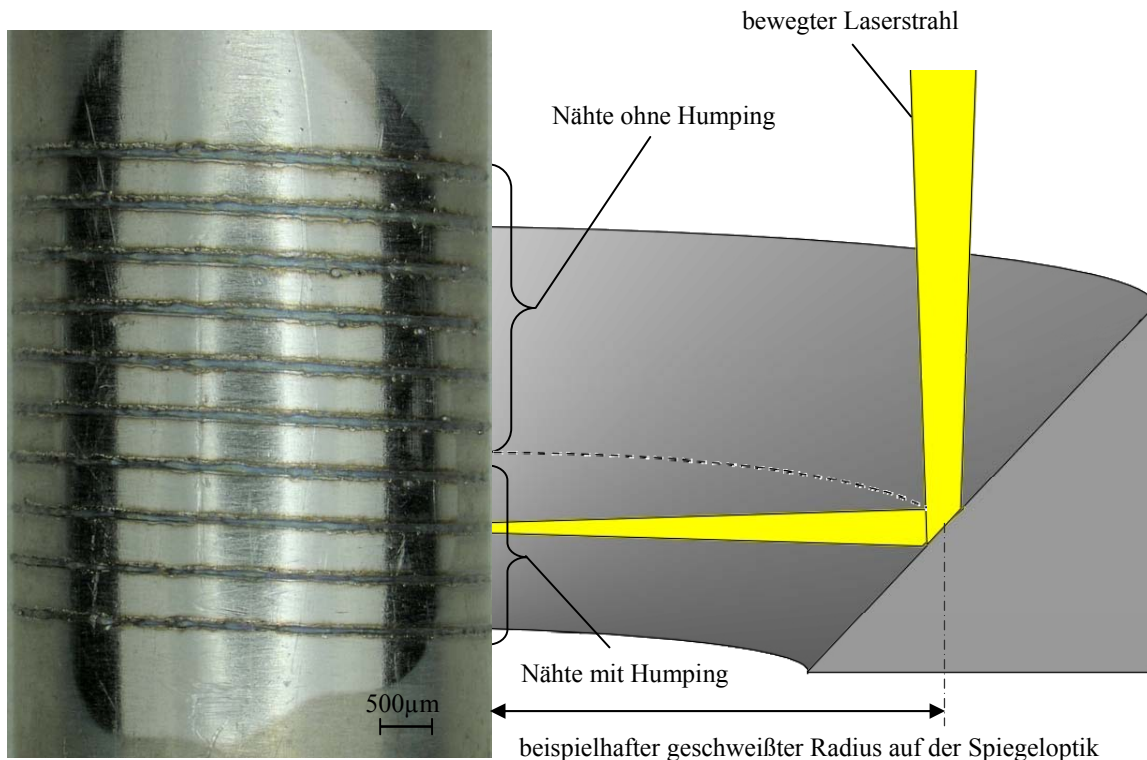


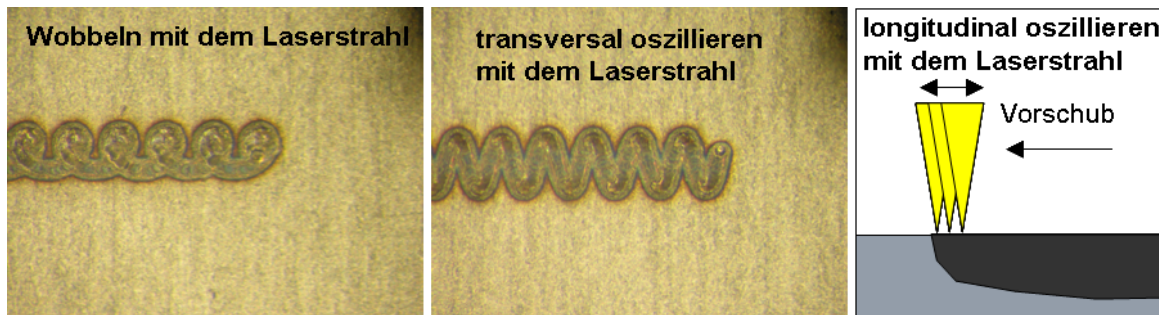
Bild 3.45: Hohlspiegelschweißungen (1kW, 4000mm/s, X5CrNi18-10)

Das Auftreten des Humpings ist dabei vom geschweißten Radius auf dem Hohlspiegel abhängig. Bei den Nähten mit geringem Radius (kleiner als 21,5mm) tritt wegen den engeren Nahtbreiten von Anfang an Humping auf (Bild 3.45). Bei den restlichen Nähten (z.B. Messebene der Fokusgeometrie) tritt das Humping hingegen erst ab 6000 mm/s auf.

Generell konnte gezeigt werden, dass mit einer veränderten Fokusgeometrie das Schweißergebnis verbessert werden kann und, z.B. die Doppelfokustechnik, effizientere Werkstoffbearbeitung ohne dynamische Effekte ermöglicht.

AP3.2.3 Ableitung von Strategien und Grundlagen zum Remote-Welding von Mikrobauteilen

Unter dem „Remote-Welding“ versteht man grundsätzlich die Kombination von Laser in Verbindung mit einem Scanner mit großem Arbeitsabstand. Der große Arbeitsabstand ermöglicht das Schweißen in einem großen Bearbeitungsfeld. Dadurch können insbesondere Nebenzeiten, wie sie durch Bauteilbewegungen und Ausrichtarbeiten anfallen, vermieden werden. Zusätzlich ermöglicht die schnelle Strahlbewegung in Verbindung mit einem Laser höchster Strahlqualität auch andere Schweißstrategien, um beispielsweise andere Intensitätsverteilungen des Laserstrahls zu simulieren (SCHARP-Schweißen). So kann durch das extrem schnelle rotieren des Laserstrahls in einer kleinen Kreisbewegung quasi ein Ringmode erzeugt werden. Auch Wobbeln und das oszillieren des Laserstrahls sind mögliche Strategien, um z.B. die Wärmeinbringung in das Material zu beeinflussen oder auch eine Spaltüberbrückung in nur einzelnen Nahtbereichen zu ermöglichen, siehe Bild 3.46.



Wobbeln
 Kreiskontur:
 $r \geq 0,1 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 250 \text{ Hz}$
 $v_{\text{max}} = 0,75 \text{ m/min}$

Konstruierte Linienform
 Kreiskontur: $r \geq 0,1 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 47 \text{ Hz}$, $v_{\text{max}} = 0,15 \text{ m/min}$
 Zickzack: $r \geq 0,1 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 174 \text{ Hz}$, $v_{\text{max}} = 0,5 \text{ m/min}$
 Vertikale Linie: $l = 0,1 / 0,2 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 275 \text{ Hz}$, $v_{\text{max}} = 0,85 \text{ m/min}$

Vorschub über Werkstück:
 Kreiskontur: $r = 0,1 / 0,2 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 50 \text{ Hz}$, $v_{\text{max}} = 0,15 \text{ m/min}$
 Vertikale Linie: $l = 0,1 / 0,2 \text{ mm}$, $f_{\text{max}} = 323 \text{ Hz}$, $v_{\text{max}} = 1,0 \text{ m/min}$

Bild 3.46: Strategien für die schnelle Strahlableitung mit dem Single-Mode-Faserlaser und die ermittelten Grenzen der Dynamik des verwendeten Scanners.

Es wurden die Grenzen der Dynamik des verwendeten Scanners (FiberRhino31 von ARGES) ermittelt. Dabei wurden verschiedenen laterale Konturen wie Kreise oder Zickzack-Linien mit dem Laser für das Schweißen vorgegeben. Es hat sich gezeigt, dass je nach Kontur nur bis zu Frequenzen von maximal 325 Hz verwendet werden können. Die Elektronik ist nicht in der Lage die Leistungsaufnahme bei schnelleren Ablenkungen zu verkräften, da zu große elektrische Ströme entstehen. Damit Begrenzen sich die Vorschubgeschwindigkeiten bei denen sich diese lateralen Konturen anwenden lassen auf $\leq 1 \text{ m/min}$. Dies ist deutlich zu gering für die notwendigen Schweißgeschwindigkeiten industrieller Anwendungen. Auch können mit diesen geringen Ablenkgeschwindigkeiten keine anderen Intensitätsverteilungen simuliert werden.

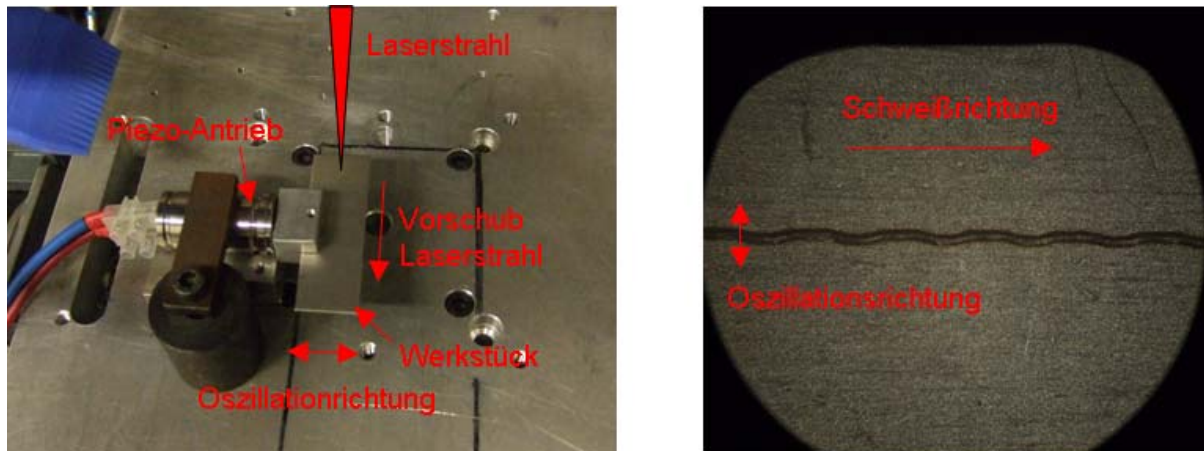


Bild 3.47: Piezoaktuator mit max. 600 Hz und einer Amplitude von 40 μm (am Werkstück).

Darüber hinaus wurden Versuche mit einem Piezoaktuator durchgeführt, um zumindest eine hohe Strahldynamik zu simulieren, Bild 3.47. Allerdings war die Anregungsfrequenz auf maximal 600 Hz begrenzt, wiederum durch die Ansteuerungselektronik bedingt und die maximale Amplitude betrug nur 80 μm , vorgegeben durch die Bauart des Piezos. Grundsätzlich sind auch 600 Hz noch zu wenig für einen sinnvollen Einsatz beim Schweißen. Hinzukommt, dass die Amplitude mindestens 100 μm betragen sollte. Aus diesen Gründen wurden auch Überlegungen abgebrochen eine Ultraschall Anregung aufzubauen. Hier können zwar grundsätzlich Frequenzen von 20 KHz bzw. 40 kHz erzielt werden, dennoch sind die erzielbaren Amplituden deutlich kleiner als 20 μm . Auch die Kopplung der Sonotrode mit einem Werkstück gestaltet sich schwierig, weil das Schwingungsverhalten des Gesamtmassesystems über die Sonotrodenform angepasst werden muss.

Potential brillanter Strahlquellen hinsichtlich dem Verbinden schwerschweißbarer Materialien

Hinsichtlich des Potentials brillanter Strahlquellen zum Verbinden schwerschweißbarer Materialien wurden folgende Materialkombinationen untersucht, Bild 3.48. Die neuen Strahlquellen zeigen bei Dünnschichten bis 2 – 3 mm Dicke ähnlich Nahteigenschaften wie der Elektronenstrahl, d.h. parallele Nahtflanken, hohes Aspektverhältnis und sehr geringe Schweißnahtdimension.

Ansatz

- Kleinste Schweißnahtdimensionen (hohes Aspektverhältnis)
- Hohe Parallelität der Nahtflanken
- Präzise Positionierung
- Vergleich zum Elektronenstrahlschweißen

Material / -kombination

Stahl

- X5CrNiS18 10 - X5CrNiS18 10 (1.4305 – 1.4305)
- X5CrNi18 10 - X5CrNiS18 10 (1.4301 – 1.4305)

Titan

- Titan – S235JR (1.0037)
- Titan – V – S235JR
- Titan – Ni – S235JR
- Titan – V – X5CrNi18 10



Bild 3.48: Schwer schweißbare Materialien und Materialkombinationen

Schweißen von Automatenstahl

Automatenstähle finden dort Anwendung, wo Bauteile möglichst kostengünstig in Fertigungszentren automatisch gefertigt werden müssen. Der erhöhte Schwefelgehalt (0,15 – 0,30%) sorgt zusammen mit weiteren Zusätzen (Pb, Se, Te) für eine verbesserte Zerspanbarkeit bei guter Spanbrüchigkeit. Wird einem Stahl Schwefel hinzulegiert, nimmt die Zähigkeit und die Korrosionsbeständigkeit ab. Aufgrund des hohen Schwefelgehalts zeigt sich vor allem bei höhergekohten Stahlsorten eine ausgeprägte Neigung zu Heißrissen (v. a. Erstarrungsrisse). Dies liegt darin begründet, dass Schwefel mit Eisen ein niedrigschmelzendes Eutektikum (Fe - FeS Eutektikum) bildet, das sich an den Korngrenzen anlagert. Bei unberuhigten Stählen ist die Schwefelkonzentration im Kern um ein Vielfaches höher als in den Randzonen (Seigerung), was die Schweißseignung weiter einschränkt.

Auch bei dem zu untersuchenden hochlegierten Automatenstahl X8 CrNiS18 9 (S-Gehalt 0,15 – 0,3%) stellt sich die Problematik der Primärerstarrung und der Umwandlung im festen Zustand. Erhöhte Abkühlraten fördern bei Stählen mit primär austenitischer Erstarrung die Heißrissempfindlichkeit, Bild 3.49. Eine Elementanalyse am X8 CrNiS18 9 zeigt indes, dass es sich bei dem Automatenstahl X8 CrNiS18 9 nicht um einen Vollaustenit handelt, sondern um einen austenitischen Werkstoff mit bis zu 10% Ferrit. Der negative Einfluss des Schwefels wird dadurch reduziert, da der Schwefel bei $T = 1365 \text{ °C}$ eine Löslichkeit von 0,17% im Ferrit aufweist. Untersuchungsergebnisse, die auf dem sog. DeLong - Diagramm basieren, belegen die Tatsache, dass es sich bei dem Werkstoff um einen (umagnetischen) austenitischen Stahl mit einem - Ferrit Anteil bis zu 10% handelt (labiler Austenit). Aus diesem Grund ist zu erwarten, dass sich die Heißrissproblematik beim Schweißen mit dem Faserlaser entschärft.

Kleine Unterkühlungsbereiche in der mit dem Faserlaser erzeugten Schweißnaht sorgen dafür, dass das Längenwachstum der Primärkristalle unterstützt wird und kein seitliches Verzweigen auftritt. Dadurch wird die Bildung kleiner globulare Sulfideinschlüsse unterstützt. Des Weiteren zeigen die experimentelle Ergebnisse, dass beim Laserstrahlschweißen eine ausgeprägte Schmelzbaddynamik für eine homogene Durchmischung sorgt und somit der negative Einfluss

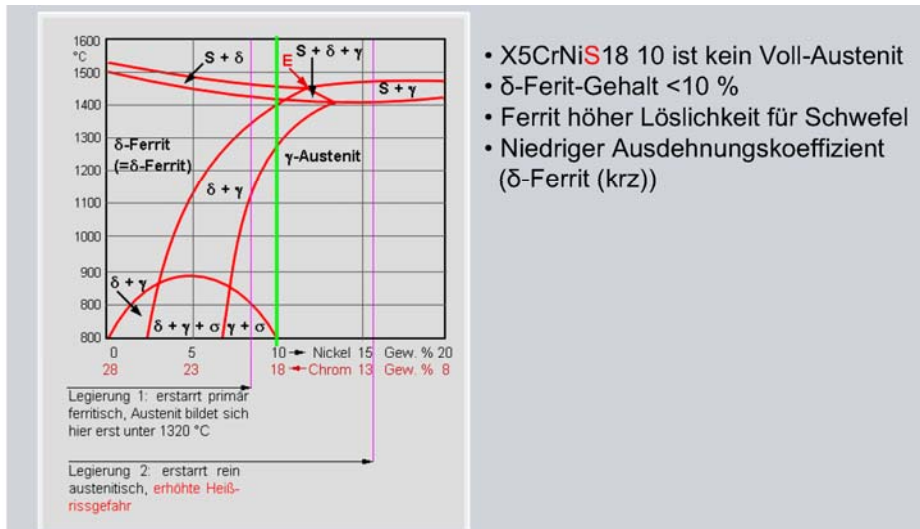


Bild 3.49: Einfluß der Legierungselemente auf die Heißrissneigung

von Sulfidseigerungen im Schweißgefüge eingeschränkt wird. Des Weiteren tritt in der Nahtausbildung Humping auf. Schon bei geringen Prozessgeschwindigkeiten zeigt sich der regelmäßige Schmelzauswurf in der Nahtoberraupe. Unter Berücksichtigung der angesprochenen Gesichtspunkte soll experimentell untersucht werden, ob sich die Nahtqualität von Automatenstählen mittels Faserlaser - Schweißen verbessern lässt. Die Anwendung hoher Schweißgeschwindigkeiten bei geringer Wärmeeinkopplung und Ausbildung einer schlanken Nahtgeometrie soll für eine wesentliche Einflussminderung der sulfidischen Einschlüsse sorgen und somit die Schweißbarkeit steigern. Im weiteren wird untersucht, welchen Einfluss auftretende Korngrenzenseigerungen auf die Festigkeit der Schweißung besitzen. Da die Bildung von Schwefeloxid zu porösem Gefüge führen kann, werden die Schweißarbeiten unter Ar – Schutzgasatmosphäre durchgeführt.

Sämtliche schweißtechnischen Untersuchungen an diesem Werkstoff erfolgen Zusatzwerkstoffen. Um das Entwicklungspotential des Faserlasers umfassend zu nutzen, werden sämtliche Schweißungen im Fokus durchgeführt. In der Versuchsreihe wird des weiteren ermittelt, ob sich der Automatenstahl mit dem austenitischen Standard - Stahl X5 CrNi 18 10 (1.4301) schweißen lässt. In der industriellen Praxis ist der Edelstahl von besonderem Interesse, da er neben seiner hohen Korrosionsbeständigkeit auch eine gute Verarbeitbarkeit aufweist. Es wird davon ausgegangen, dass in dieser Werkstoffkombination ähnliche Ergebnisse erzielt werden, wie bei der reinen Schweißung von 1.4305. Ein zentraler Punkt der Schweißversuche besteht darin, dass die verwendeten Ausgangsmaterialien dieses Stahls nicht identisch sind, sondern verschiedene Gefügestrukturen aufweisen. Die Schweißneigung eines Materials ändert sich mit der Kornstruktur des Gefüges. Kennwerte wie Zugfestigkeit, Streckgrenze und Sprödbruchsicherheit verbessern sich mit feinerem Gefüge.

Im Allgemeinen wird davon ausgegangen, dass bei feinkörnigem Gefüge auch eine bessere Schweißeignung gegeben ist. Vor diesem Hintergrund werden vier Grundmaterialien verwendet, die sich in ihrer Herstellungsart und damit auch in ihrem Gefüge signifikant unterscheiden. Darunter fällt ein Grundwerkstoff, der aus einem geschmiedeten Block geschnitten wird. Dieser liegt sowohl in wärmebehandelter als auch kaltgewalzter Form vor, Bild 3.50. Der kaltgewalzte Werkstoff wird zudem dahingehend unterschieden, dass sowohl Material aus dem Randbereich und aus der Mitte des Blocks verwendet wird. Des Weiteren liegt der Automatenstahl als Flachmaterial vor. Das Gefüge weicht innerhalb des Werkstoffs teilweise stark voneinander ab. Der Vergleich der kaltgewalzten Werkstoffe macht ersichtlich, dass feinkörnigeres Gefüge an den Rändern des Blocks auftritt. In der Mitte des Materials sind stellenweise Inseln zu erkennen, an denen die Kornstruktur deutlicher hervortritt. Zurückgeführt wird dies auf den höheren Verformungsgrad an den Rändern infolge der Abkühlung im Vergleich zum Mittenbereichen des Blocks. Ein größerer Verformungsgrad hat zur Folge, dass die Keimbildung bei der Rekristallisation gefördert wird und sich somit ein feineres Gefüge ausbildet.

Ob die Gefügekörnigkeit mittels Glühprozessen darüber hinaus verfeinert wird, geht aus den Angaben des Stahllieferanten nicht hervor. Das wärmebehandelte Material weist eine für Automatenstahl ungewöhnliche Struktur auf. Generell zeigt sich ein grobkörniges Gefüge und Korngrenzen treten deutlich hervor. Zudem sind die sulfidischen Einschlüsse im Auflichtmikroskop gut erkennbar, im Gegensatz zu den anderen Ausgangsmaterialien. Diese Umstände deuten darauf hin, dass der Werkstoff nach der Herstellung noch einmal einer Wärmebehandlung unterzogen wurde und infolge dessen bei der Rekristallisation nur eine geringe Keimbildung auftrat. Es ist anzunehmen, dass der Automatenstahl fehlerhaften Wärmebehandlungsparametern ausgesetzt war.

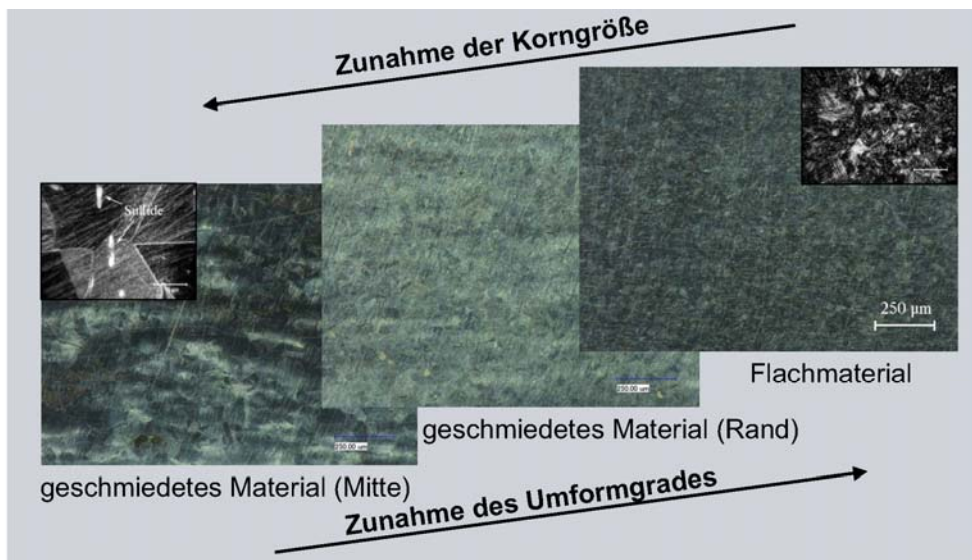


Bild 3.50: Unterschiedliche Gefügestruktur infolge herstellungsbedingter Walz- und Glühvorgänge

Um festzustellen, ob der Fügespalt erheblichen Einfluss auf den Nahtverlauf im Schliff hat, wird bei einigen Proben neben der I-Naht auch eine Blindnaht geschweißt. Im optischen Vergleich

der beiden Nähte (Oberraupe und Schliff) zeigt sich in Bezug auf Humping und Nahtverlauf kein signifikanter Unterschied. Alle geschweißten Bauteile, vor allem das Flachmaterial, zeigen schwarz verfärbte Stellen, die von der Wärmeeinflusszone in das Schweißgut hineinragen. Es handelt sich dabei nicht etwa um Sulfidanreicherungen, die sich an den Korngrenzen anlagern, sondern um δ -Ferrit Ausscheidungen. Typisch für solche Ausscheidungen ist ihre gefiederte Struktur am Übergang vom Grundmaterial zum Schmelzbereich. Teilweise sind diese Ausscheidungen an der Schmelzlinie mit schwach ausgeprägten, nadelförmigen Chromkarbidausscheidungen durchsetzt. Bei den geschmiedeten Proben treten die schwarzen Verfärbungen in deutlich geringerem Umfang auf, was darauf zurückzuführen ist, dass der δ -Ferrit unregelmäßiger im Gefüge verteilt ist.

Bei allen Behandlungszuständen des Stahls finden sich die Sulfide homogen im Schweißgut in kleiner globularer Form verteilt, Bild 3.51. Eine aussagekräftige metallurgische Analyse in Bezug auf Heißrisse in der Wärmeeinflusszone, ist nur eingeschränkt möglich. Es zeigt sich bei dieser Art des Automatenstahls keine ausgeprägte Wärmeeinflusszone. Es ist davon auszugehen, dass der Verlauf in der groben Kornstruktur "untergeht", da im Randbereich des Schweißgutes keine signifikanten Gefügeumwandlungen zu erkennen sind. Die bräunlich verfärbten sulfidischen Einschlüsse bleiben von der Wärmeeinwirkung der Schweißung unverändert. Dies liegt darin begründet, dass Mangansulfide eine wesentlich höhere Schmelztemperatur besitzen als FeS. Verbunden mit dem hohen Temperaturgradient des Faserlasers ist die Temperatur in den Randbereichen des Schweißgutes derart abgefallen, dass die Mangansulfide nicht aufgeschmolzen werden.

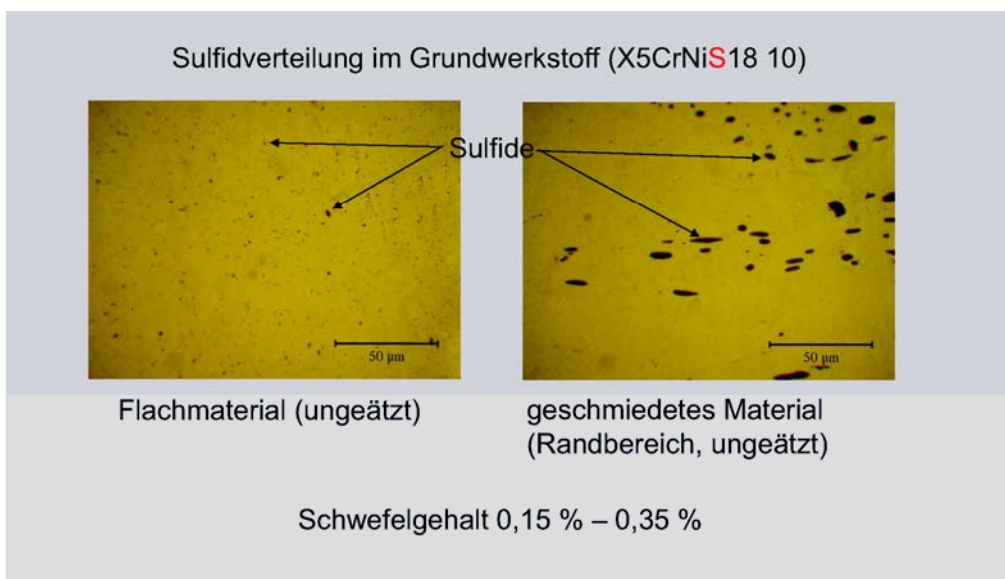


Bild 3.51: Sulfidverteilung in Abhängigkeit der Verarbeitung bei der Herstellung

Lediglich beim gewalzten Flachmaterial ist eine dunkle Wärmeeinflusszone zu erkennen, allerdings ist diese nur äußerst schwach ausgeprägt. Heißrisse sind weder im Schweißgut noch in der Wärmeeinflusszone zu erkennen, was zum einen darauf zurückzuführen ist, dass das Schweißgut feinzellular erstarrt. Zum anderen sind die Mangansulfide im Schweißgut (parallel

zur Dendritenerstarrungsrichtung) sehr fein verteilt und es kommt daher nicht zu lokaler Formation von Seigerungen, Bild 3.52.

Die Schweißbeignung in Bezug auf die Heißrissigkeit geschmiedeter Proben ist herabgesetzt, Bild 3.53. Sowohl deutliche Wiederaufschmelzungs- als auch Erstarrungsrisse sind nachweisbar. Dies ist auf schwefelhaltigen Restschmelzen, die sich auf den Erstarrungsfronten der Kristalle anlagern, zurückzuführen. Im Vergleich zum Flachmaterial weisen die sulfidischen Einschlüsse wesentlich größere Dimensionen auf und sind orientiert im Gefüge des Stahls verteilt. Bei der Aufschmelzung des Materials beim Schweißen wird daher ein wesentlich größerer Mangansulfidbereich auf einmal aufgeschmolzen als bei den gewalzten Chargen. Somit besteht ein höheres Risiko, dass sich schwefelreiche Restschmelzen an den Korngrenzen anlagern. Infolge der Abkühlung des umgebenden Schweißguts werden Schrumpfkraften auftreten, die entgegen der Wachstumsrichtung der Kristalle wirken. Angesichts der erhöhten Schwefelkonzentration werden diese Schrumpfungen verstärkt und die Kristalle werden entlang der Korngrenzen auseinander gerissen. Da jedoch die Sulfide des Grundgefüges "inselförmig" verteilt sind, treten diese Risse nur an vereinzelt Stellen auf.



Bild 3.52: Gefügestruktur im Bereich der Schweißnaht an Proben aus gewalztem Flachmaterial

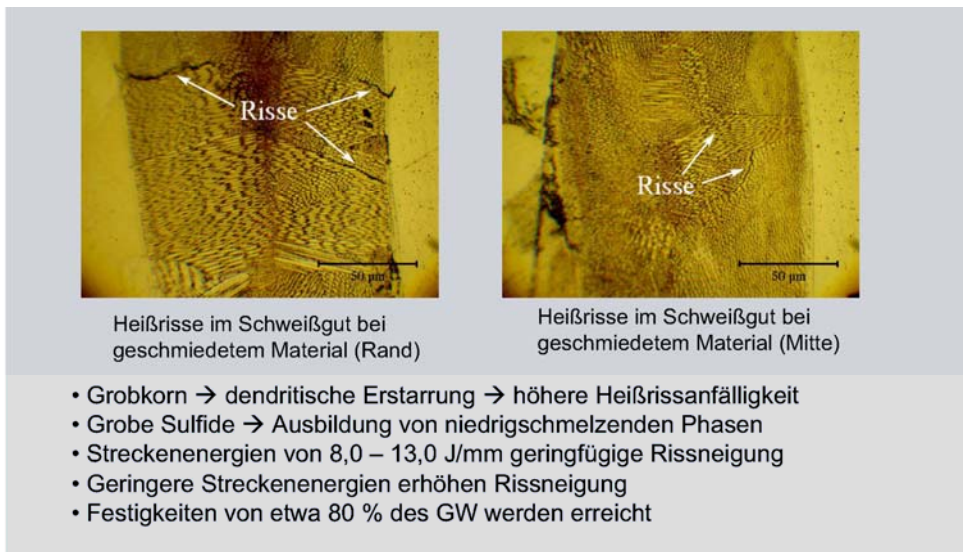


Bild 3.53: Gefügestruktur im Bereich der Schweißnaht an Schmiedeproben

Des weiteren treten bei manchen Streckenenergien ausgeprägte Poren auf, was darauf zurückzuführen ist, dass während des Schmiedevorgangs des Stahls Restgase und andere Schmutzpartikel in den Werkstoff geraten und sich dort anlagern. Beim Schweißprozess werden die Gase freigesetzt und verbleiben als Poren im Schweißgut. Bei den geschmiedeten Proben zeigt sich ferner, dass in der Mitte der Naht dunkle Verunreinigungen auftreten. Dies ist ein Hinweis darauf, dass bei diesem Werkstoff ein erhöhtes Risiko für die Anlagerung schwefelhaltiger Substanzen besteht. Das letzte flüssige Schweißgut erstarrt bei schlanken Nahtgeometrien und hohen Prozessgeschwindigkeiten in der Nahtmitte und erhöht dadurch die Gefahr von Schwefel – Seigerungen und den damit verbundenen Heißrissen, Bild 3.53.

Das Kristallwachstum weist für alle geschweißten Proben überwiegend zellulare, teilweise auch zellular–dendritische Anteile auf. Der Anteil der dendritischen Schweißgut – Kristallisation verhält sich proportional zur eingebrachten Streckenenergie. Ausnahme bildet das gewalzte Flachmaterial mit seiner äußerst feinen Kornstruktur, die selbst bei hoher Wärmeeinbringung keine ausgeprägten dendritische Kristallformen zeigt, Bild 3.52. Je kleiner der dendritische Anteil im Schweißgut, desto geringer auch die Gefahr von heißrissgefährlichen Kristallseigerungen. Vor diesem Hintergrund sind Schweißungen mit gewalztem Flachmaterial dem Schmiedematerial vorzuziehen, zumal beim Schmiedematerial die Wachstumsrichtung der Kristalle nicht gerichtet erfolgt und die konstitutionelle Unterkühlung größer ausfällt.

Der vielfach eingesetzte austenitische Edelstahl X5CrNi18–10 ist ein Standardstahl, der sich durch gute physikalische und mechanische Kennwerte auszeichnet. Eine zentrale Problematik beim Schweißen der Kombination mit dem Automatenstahl stellen die für austenitische Stähle typischen Heißrisse dar. Wie oben gezeigt reicht der Ferritgehalt im Schweißgut des X8CrNiS18–9–Stahls aus, um eine Verringerung der Heißrissneigung zu erzielen. Diesbezüglich zeigen sich bei dem X5CrNi18–10–Stahl noch bessere Verhältnisse. Der chemischen Analyse dieses Werkstoffs wird entnommen, dass sich die Elementverteilung bis einen auf den Schwefel

und einem geringeren C-Gehalt ($\leq 0,07\%$) nicht von dem X8CrNiS18-9-Stahl unterscheidet. Jedoch bewirkt der C-Gehalt eine Verringerung des Ni-Äquivalenten, wodurch die Austenitbildung herabgesetzt wird. Der erhöhte Ferrit-Gehalt findet sich als δ -Ferrit zeilenförmig im feinkörnigen Gefüge anlagert. Da der Schwefelgehalt mit $0,015\%$ äußerst gering ist und daher keinen negativen Einfluss auf die Heißrissneigung ausübt, besitzt dieser Werkstoff folglich gute Schweißseignung.

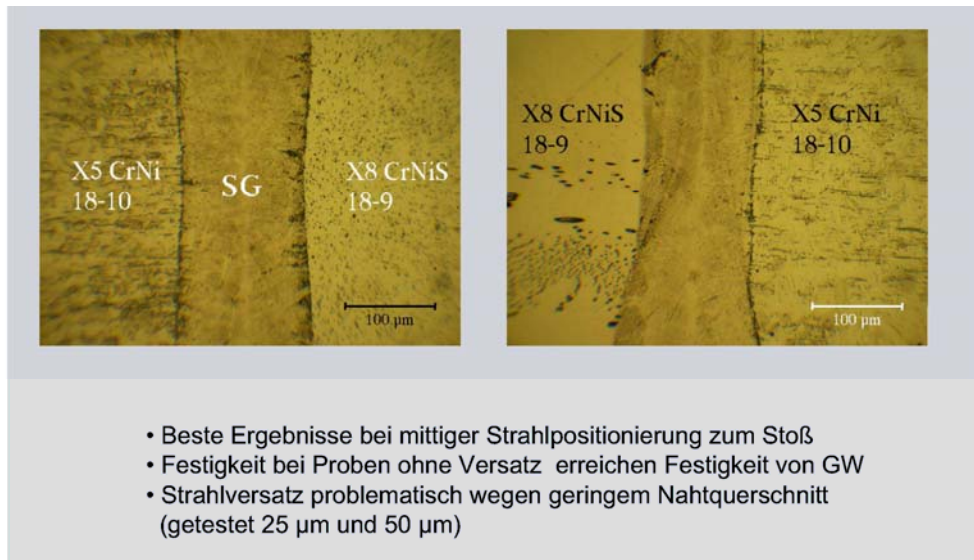


Bild 3.54:

Um die δ/γ -Umwandlung bei Abkühlung des Schweißguts günstig zu beeinflussen, wird neben der Parametervariation mit unterschiedlichen Strahlversätzen geschweißt. Indem ein größerer Anteil des 1.4301-Stahls aufgeschmolzen wird, befindet sich mehr Ferrit im Schweißgut, was sich positiv auf die δ/γ -Umwandlung auswirkt. Weiterer Zweck des Strahlversatzes besteht darin, den Einfluss der Sulfide im Schweißgut zu vermindern, indem nur ein Teil des X8CrNiS18-9-Werkstoffs aufgeschmolzen wird. Insbesondere bei den geschmiedeten Bauteilen ist der Aspekt von Interesse, da die Heißrissigkeit bei den X8CrNi18-9-Schweißungen nicht vollständig unterdrückt wird. Die erreichbaren Einschweißstiefen des X5CrNi18-10-Stahls mit dem Automatenstahl sind vergleichbar. Vor diesem Hintergrund wird mit dem gleichen Prozessfenster gearbeitet wie bei den X8CrNiS18-9-Schweißversuchen. Der Strahlversatz seitlich zum Fügostoß ist wegen des Fokusbereichs auf ca. $50\ \mu\text{m}$ begrenzt. Fällt der Versatz größer aus, ist keine ausreichende Anbindung gewährleistet.

Die optische Analyse der Nahtberrauen zeigt, dass der Verlauf bei Strahlversatz in den X5CrNi18-10 Stahl etwas ruhiger und glatter wird. Bei Untersuchung der geätzten Querschliffe zeigen sich an beiden Rändern des Schweißguts dunkle Stellen. Bei der Automatenstahl – Seite handelt es sich um Ferrit mit Chromkarbiden. Am Übergang von X5CrNi18-10 zum Schweißgut lagern sich ebenfalls dunkle, ferritische Zeilen an, die bei der Kristallisation der Schweißschmelze nur teilweise in die Schweißnaht hinein wachsen, Bild 3.54. Karbidausscheidungen werden nicht festgestellt. Die Kristallisation, die an der 1.4301-Seite vorliegt, findet ausschließlich zellular statt.

Bezüglich der Heißrissigkeit zeigen sich – im Vergleich zu den reinen X8CrNiS18–9 Schweißungen – deutliche Verbesserungen bei den Schmiedeproben, die nahezu vollständig rissfrei sind. Mittels Strahlversatz wird ein wesentlich geringer Anteil an groben lang gestreckten Sulfiden der geschmiedeten Chargen aufgeschmolzen. Dies hat zur Folge, dass sich an der Erstarrungsfront der Schmelze nur noch wenig Restschmelzen mit erhöhtem Schwefelgehalt anlagern. Dadurch wird die Kraftereinwirkung der Schrumpfung verringert und die Kristalle reißen nicht auseinander. Auch bei Null–Versatz zeigen sich bessere metallurgische Verhältnisse als bei Schweißungen am reinen Automatenstahl.

Das Auftreten von Poren wird wiederum überwiegend an den Schmiedeproben festgestellt. Die gewalzten Flachproben weisen in der Schweißnaht fast keine porösen Stellen auf, Bild 3.55. Bei den geschmiedeten Proben zeigen im Randbereich weniger Poren als bei Proben aus der Blockmitte. Der Verlauf der Porenzeilen bei diesen Chargen weist darauf hin, dass das Keyhole starken Fluktuationen unterworfen ist.

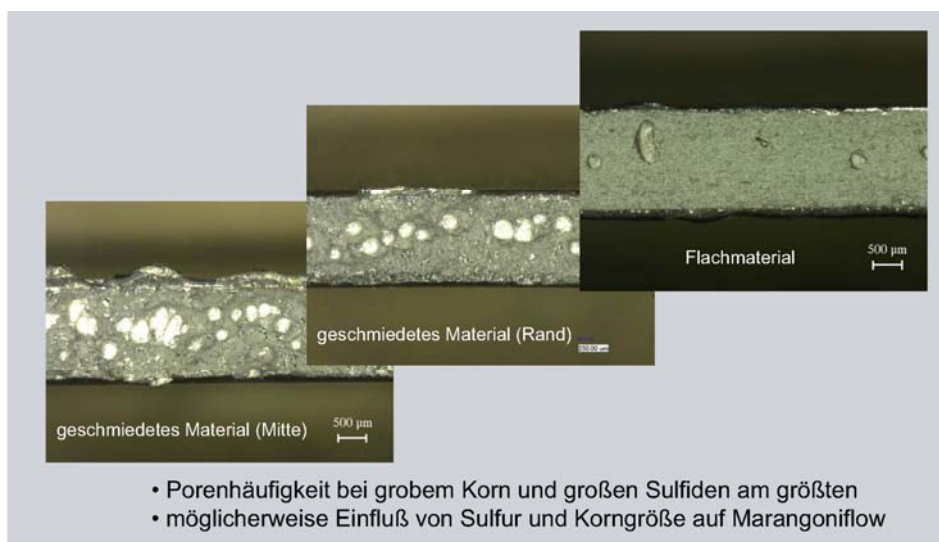


Bild 3.55: Porenhäufigkeit und -verteilung in Abhängigkeit des Probenmaterials

Obwohl die metallographische Analyse zeigt, dass die Rissneigung mit steigendem Versatz abnimmt, zeigen sich geringere Festigkeitswerte als bei Null–Versatz, Bild 3.56. Die schmelzflüssige Durchmischung reicht nicht aus, um hinreichende Anbindungskräfte zum Fügepartner zu erzeugen. Für alle Proben werden höhere Bruchdehnungswerte erreicht, da die Teile aufgrund ihres Behandlungszustands ein duktiles Verhalten aufweisen. Dies wirkt sich besonders auf die Werkstoffkombination mit dem Flachmaterial aus. Bei diesen Schweißungen wird eine maximale Bruchdehnung von $A_5 = 23\%$ erzielt. Mittig gebrochene Proben zeigen bezüglich Porosität ein ähnliches Verhalten wie oben beschrieben – der kritische Porenanteil von 10 % wird nicht übertroffen. Die Größe des Versatzes besitzt keinen wesentlichen Einfluss. Somit ergibt sich für das Fügen der Werkstoffkombination, dass Schweißen ohne Strahlversatz die günstigste Schweißstrategie bezüglich Festigkeits– und Nahteigenschaften darstellt.

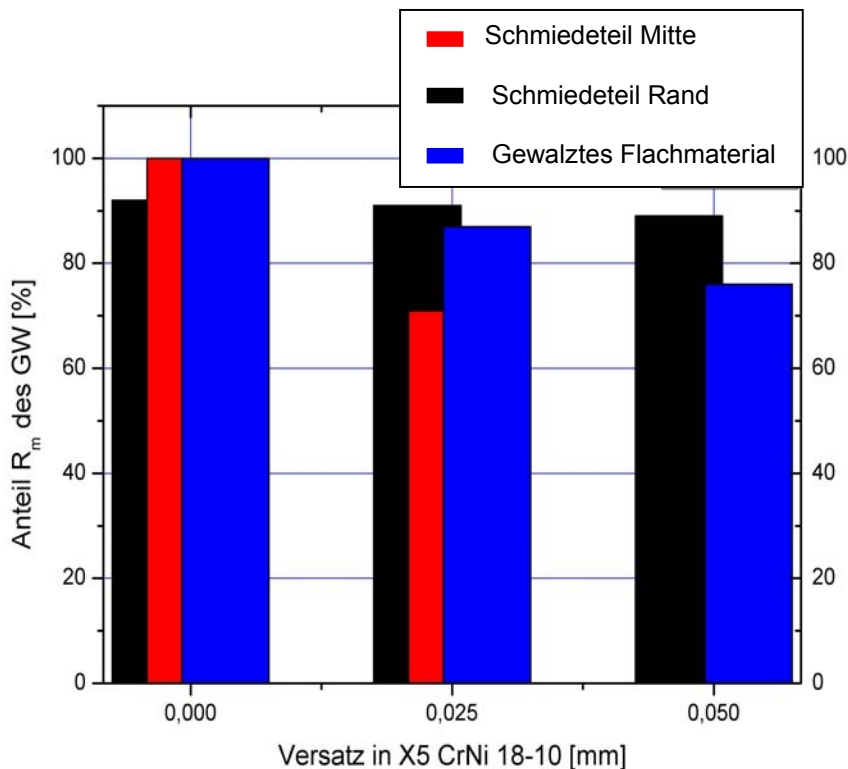


Bild 3.56: Festigkeit R_m als Funktion des Strahlversatzes

Schweißen von Titan und Stahl

In den ersten Untersuchungen wird als Fügepartner des Titans der ferritisch–perlitische Baustahl S235JR mit guter Schweißseignung ausgewählt. Im weiteren wird auch der hochlegierte Edelstahl X5CrNi18–10 im Stumpfstoß mit Titan verschweißt. Ziel der Schweißversuche ist es, eine möglichst direkte riss– und porenfreie Verbindung herzustellen. Neben den üblichen Stumpfstoßschweißungen werden auch Überlappstöße hergestellt, um die Konsequenzen der Keyhole–Schmelzbaddynamik auf metallurgische Eigenschaften am Stoßübergang zu eruieren.

Ausgangspunkt für die Prozessparameterwahl bilden die Ergebnisse, die beim Automatenstahl ermittelt wurden (siehe oben). Allerdings werden geringe Schweißgeschwindigkeiten verwendet und das Ar–Schutzgas bis zur vollständigen Abkühlung der Schweißnaht zugeführt, da sich sonst das Risiko der Rissbildung erhöht.

Fügen ohne Zwischenwerkstoff

Wird bei dieser Werkstoffkombination keine Zwischenlage verwendet, so zeigen sich schon Probleme beim Heften der Bauteile an deren Stirnseiten – dabei ist es unerheblich, ob in der Stoßfuge oder versetzt daneben geheftet wird, stets tritt auch akustisch wahrnehmbare Rissbildung auf. Bei versetzter Strahlposition sind die erzeugten Schweißpunkte derart spröde, dass die Bauteile bei der Entfernung aus der Handarbeits-Spannvorrichtung auseinander brechen. Selbst bei Modifikation von Impulsdauer, Impulsenergie und Ar-Gasfluss ändert sich das Heftergebnis nicht.

In den Schweißversuchen zeigt sich, dass weder bei mittiger Positionierung zur Fügestelle noch bei Versatz rissfreie Verbindungen erzeugt werden können. Es kommt direkt nach der Schweißung zu einem Versagen durch Sprödbbruch. Obgleich der kleine Fokusbereich den Vermischungsgrad der Werkstoffe gezielt beeinflussen soll, treten spröde intermetallische Phasen auf, so dass die geschweißten Nähte entweder durch Eigenspannungen oder unter geringer äußerer Krafteinwirkung brechen. Veränderungen der Prozessparameter und Schutzgaszuführung führen ebenfalls zu keinem positiven Ergebnis

Fügen mit Zwischenwerkstoff

Bei der Auswahl eines Zwischenwerkstoffs für die Schweißverbindung ist sowohl eine Löslichkeit im Titan als auch im Stahl erforderlich. Diese Eigenschaft weist sowohl Nickel als auch Vanadium auf. Aus Voruntersuchungen ist bekannt, dass Ni inkongruente spröde Phasen im Schweißgut mit Titan erzeugt und deshalb schwieriger in der schweißtechnischen Verarbeitung ist, Bild 3.57.

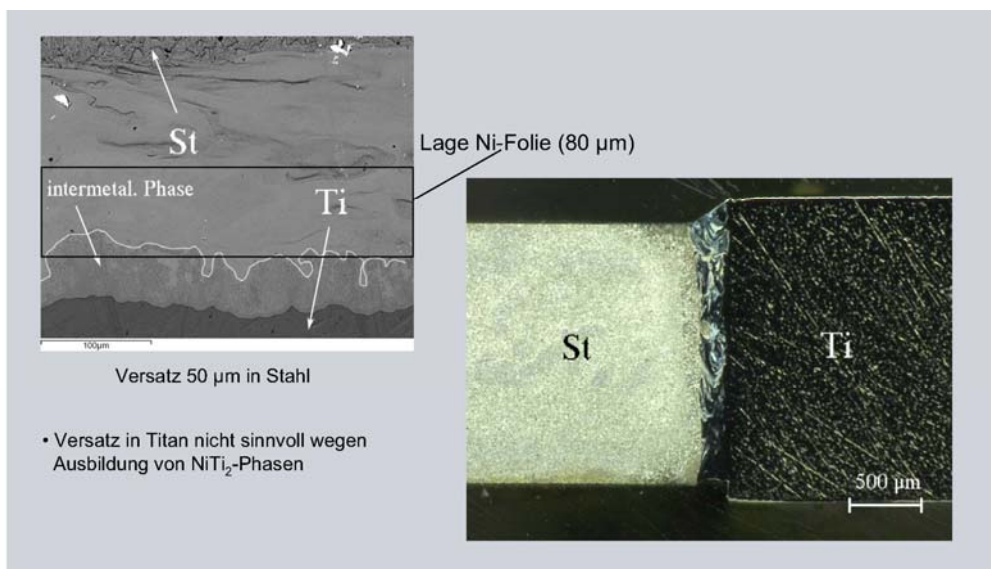


Bild 3.57: Verbindung Ti – Stahl mit Nickel als Zwischenmaterial

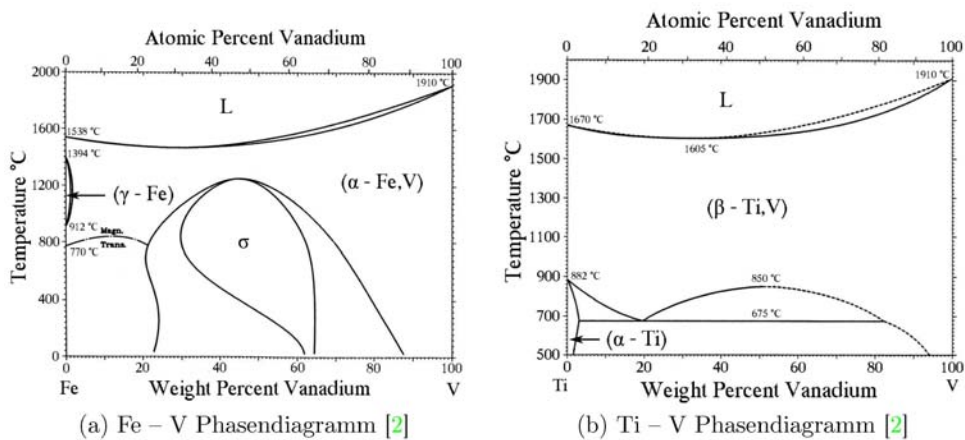
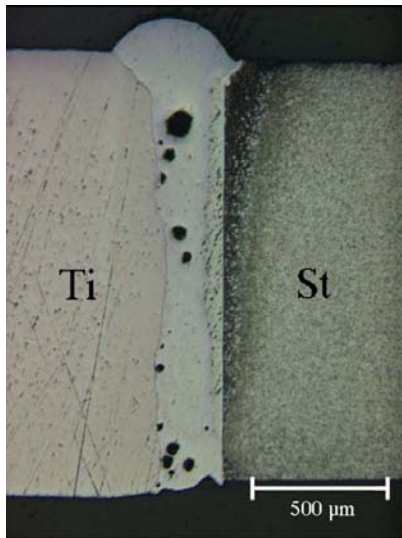


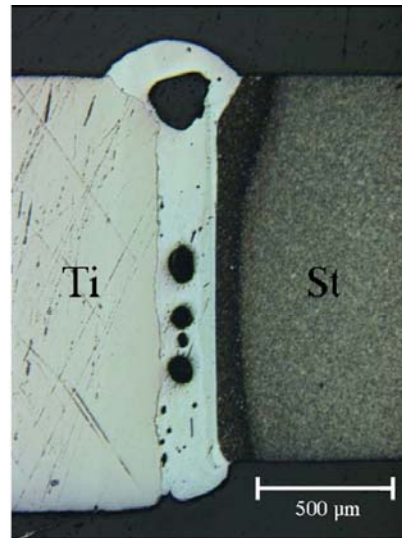
Bild 3.58: Zwei-Stoff-Phasendiagramme von Vanadium – Stahl und Vanadium - Titan

Vanadium ist über einen großen Bereich in Titan und Eisen löslich und somit als Zwischenwerkstoff für die Materialkombination geeignet. Unter Umständen wirkt sich die intermediäre σ -Phase des Eisens negativ auf die Gefügebildung aus, Bild 3.58. Das Zwischenmaterial wird in Form von Vanadium-Folien mit Dicken von 250 μm verwendet.

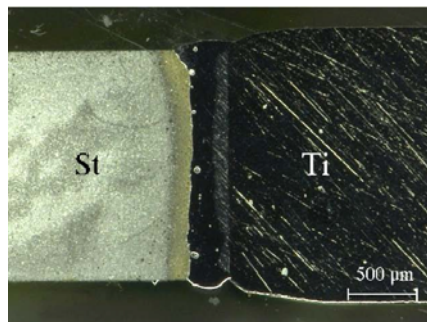
Bei den Schweißungen am Stumpfstoß laufen die Nähte gradlinig durch den Stoßbereich. Allerdings zeigen sich im Schweißgut Poren, die vermutlich auf eine stark oxidierte Titanoberfläche zurückzuführen sind, Bild 3.59. Ein weiteres Problem zeigt sich am Übergang des Schweißguts zur Stahl-Seite in Form eines schmalen helleren Phasensaums. Dabei handelt es sich um eine intermetallische Phase, die bei der Vermischung von Eisen mit Titan zu Stande kommt. Maßgeblich verantwortlich dafür ist die ausgeprägte Schmelzbaddynamik beim Schweißen mit dem Faserlaser. Sie sorgt dafür, dass der aufgeschmolzene Teil des Titans bzw. Stahls in die gegenüberliegende Schmelze befördert wird, was an den Badverwirbelungen im unteren Teil des Querschliffs zu erkennen ist. Analog gilt dies auch für die Titan-Seite, allerdings ist der Saum etwas schmaler ausgeprägt als an der Stahl-Seite, aufgrund der höheren Schmelztemperatur des Titanwerkstoffs. Im Gegensatz zu Stahl wird weniger Material in den schmelzflüssigen Zustand überführt und somit fällt der Durchmischungsgrad gering er aus.



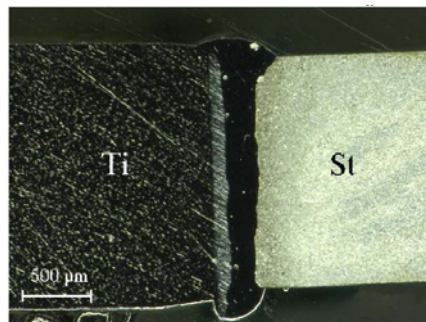
a) I – Naht Querschliff bei $\Delta Z = 0,07$ mm
Ti



(b) I – Naht Querschliff bei $\Delta Z = 0,025$ mm
Ti



(a) I – Naht Querschliff von Probe 8



(b) I – Naht Querschliff von Probe 9

Bild 3.59: Verbindung Titan-S235JR mit Vanadium als Zwischenmaterial

Verbesserungen bezüglich der Nahtqualität werden bei Anwendung eines Strahlversatzes zum Stoß erzielt. So sind sämtliche Raupen, die bis $\Delta Z = 0,05$ mm in Richtung Titan verschoben werden, entweder vollständig rissfrei oder nur leicht rissig. Ferner zeigen sie einen ruhigen, gleichmäßigen Nahtverlauf. Ist die Versetzung geringer als $\Delta Z = 0,05$ mm, so wird die Rissbildung wiederum begünstigt. Zwar weist das Gefüge gegenüber $\Delta Z = 0,0$ mm insgesamt weniger Poren auf, allerdings ist die Porosität noch zu hoch, als dass eine Schweißseignung für diesen Strahlversatz gegeben ist. Es ist darüber hinaus zu erwarten, dass nur geringe Festigkeitswerte erzielt werden. Vor allen Dingen zeigt sich bei Titan-Versatz die Problematik des V-Zwischenwerkstoffs. Aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit und der großen Foliendicke des Vanadiums wird nur ein Teil der einwirkenden Energie in Richtung Stahl übertragen und es erfolgt infolgedessen nur eine minimale, lötähnliche Verbindung am Übergang Vanadium/Stahl. Aus diesem Grund fällt die Anbindung des Stahls zum Vanadium niedrig aus, Bild 3.59.

In Bild 3.59 rechts oben zeigt sich, dass die schmelzflüssige Vermischung vorwiegend zwischen Vanadium und Titan stattfindet und sich in der breiten hellen Phase äußert. Am Stahlübergang

zeigt sich wieder eine äußerst schmale Phase, zurückzuführen auf die höhere V-Wärmeleitfähigkeit zurückzuführen ist. Im Bild 3.59 links oben ist an der Stahlseite ein sehr schmaler Saum sichtbar – die Festigkeit bei diesem Versatz fällt gering aus.

Hinsichtlich der Versprödung zeigen sich bei Strahlversatz in Richtung Stahl positive Ergebnisse. Zwar sind die Nahtoberrauen stellenweise mit leichten Rissen behaftet, allerdings zeigen sich im Nahtquerschliff deutliche Verbesserungen hinsichtlich der Nahtqualität. Alle mit Stahl-Versatz geschweißten I-Nähte sind nur in geringem Ausmaß porös und weisen eine gleichmäßige Durchmischung von Stahl und Vanadium auf (Bild 3.59 unten).

Mit zunehmender Streckenenergie wird die Naht unruhiger poröser. Allerdings treten auch bei Stahl-Versatz die Anbindungsprobleme zum Fügepartner auf. Zwischen Titan und Vanadium kommt es zu keiner signifikanten Aufmischung, selbst bei einem Versatz von $\Delta Z = 0,025$ mm. Lediglich ein geringer Wärmeeinfluss des Schweißbads führt zu einer schwachen Titananbindung. Es wird angenommen, dass in diesen Bereichen Diffusionseffekte auftreten, da dort die Temperatur deutlich unter der Schmelztemperatur liegt. Nur an der Ober- und Unterseite der I-Naht wird auch ein Teil des Titanwerkstoffs aufgeschmolzen und mit Vanadium vermischt. Grundsätzlich hat sich gezeigt, dass das Zwischenmaterial bei diesem Fokusdurchmesser deutlich $\ll 180$ μm sein sollten

Stumpfstoß X5CrNi18–10 - Titan

Im weiteren wurden Schweißversuche mit austenitischem Edelstahl X5 CrNi18–10 durchgeführt. Als Zwischenmaterial wird wieder Vanadium mit einer Foliendicke von 80 μm und 160 μm verwendet. Bei Betrachtung der Oberrauen zeigt sich ein schlechteres Ergebnis als bei den Schweißungen, die mit S235JR durchgeführt werden. Bei allen Versätzen zeigen sich Querrisse, die bei $\Delta Z = 0,025$ mm stets durch die gesamte Oberraupe hindurch verlaufen. Die Querrisse gehen dabei vorwiegend von der X5CrNi18–10-Seite aus. Vermutlich sorgt der Nickelgehalt des austenitischen Werkstoffs für die Querrisse in der Oberraupe. Um die Rissbildung der Raupen zu minimieren, wird die Schutzgaszufuhr von beiden Seiten der Naht bei sehr geringerem Gasfluss installiert. Diese Maßnahme führt zu leichten Verbesserungen hinsichtlich Oxidationseffekten und Nahtraupenausbildung.

In den Schliffaufnahmen Bild 3.60 zeigen sich deutliche Verbesserungen gegenüber S235JR hinsichtlich dem Auftreten von Poren. Sowohl bei Stahl- als auch Titan-Versatz wird keine ausgeprägte Porosität festgestellt, was auf den höheren Reinheitsgrad des verwendeten Titans (ASTM Grade 1: $\leq 0,18$ %) zurückgeführt wird. Insbesondere bei Schweißungen mit 80 μm Foliendicke zeigen sich wie bei den Nickel-Versuchen charakteristische Verwirbelungen des Titanwerkstoffs in der Schweißnaht, Bild 3.60 links oben. Diese sind bei 160 μm V-Folien nur im oberen Teil des Querschliffs zu erkennen (Bild 3.60 rechts unten). Es zeigt sich, dass diese Schweißnähte bei $\Delta Z = 0,05$ mm keine optimalen Anbindungsverhältnisse aufweisen, da die Naht nicht senkrecht zur Probenoberfläche nach unten verläuft. Daher werden nur in der oberen Hälfte des Schliffs ausreichende Anbindungskräfte erzielt, während im unteren Teil vorwiegend (Diffusions-)Anbindung auftritt.

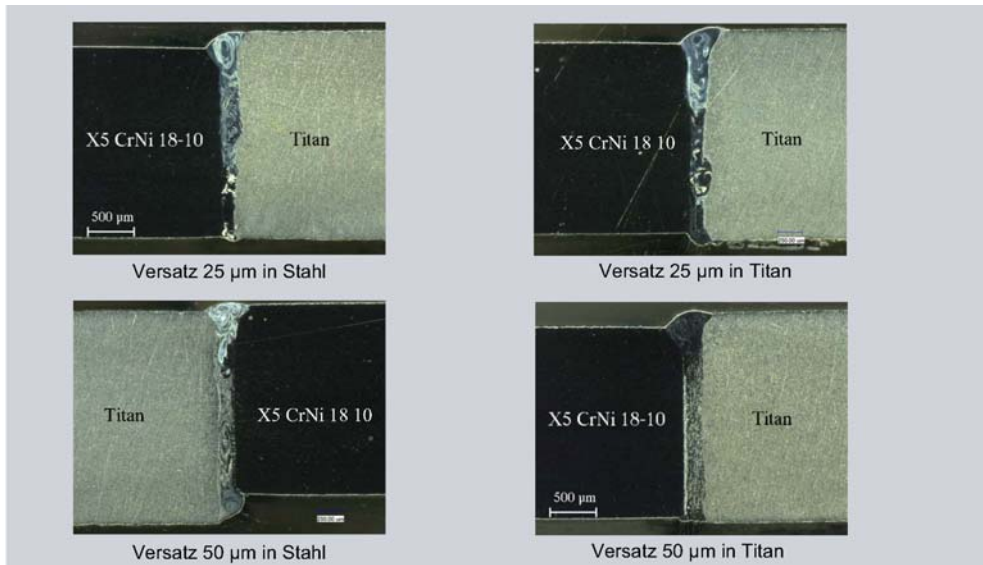
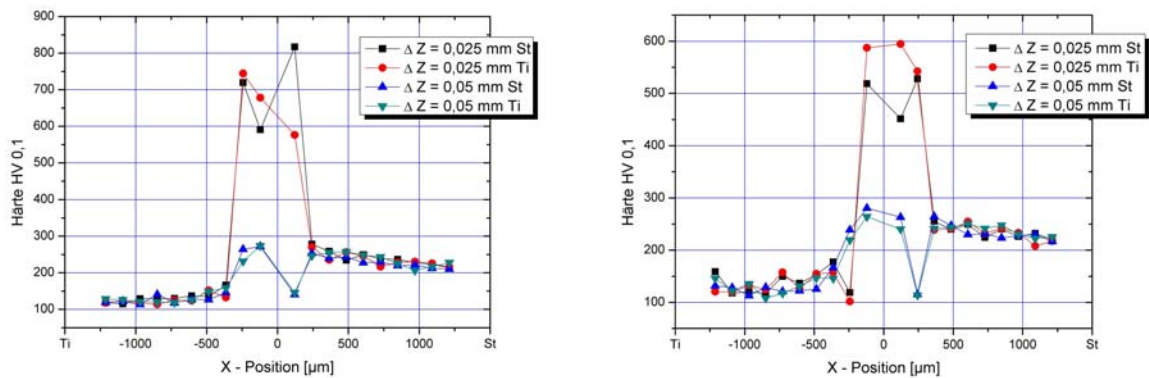


Bild 3.60: Schweißungen Ti – X5CrNi18 10 bei unterschiedlichem Strahlversatz

Bei der Mikrohärtprüfung quer zur Schweißnaht (Bild 3.61) zeigen sich deutliche Aufhärtungen in der Fugestelle, besonders bei $\Delta Z = 0, 025$ mm und $80 \mu\text{m}$ Foliendicke (Bild 3.60 links). Angesichts der hohen Härtewerte (≤ 817 HV 0,1) sind vermutlich neben TiFe -Phasen auch Bereiche mit der σ -Phase im Schweißgut entstanden und sorgen für eine signifikante Erhöhung der Härte. Der Härteverlauf bei $160 \mu\text{m}$ -Folie zeigt einen ähnlichen Verlauf mit durchschnittlich geringeren Härtewerten (≤ 590 HV 0, 1) selbst bei $\Delta Z = 0, 25$ mm.



(a) Härteverlauf bei $80 \mu\text{m}$ Vanadium – Folie (b) Härteverlauf bei $160 \mu\text{m}$ Vanadium – Folie

Bild 3.61: Mikrohärtverläufe bei unterschiedlichen Strahlversätzen und Dicken des Zwischenmaterials

Dies wird im Schweißnahtverlauf begründet, da die Vanadium-Zwischenlage nicht vollständig und gleichmäßig aufschmilzt. Obwohl die Härte bei 160 μm im Schnitt geringer ist, stellt der Versatz von $\Delta Z = 0,05$ mm in Verbindung mit einer 80 μm -Folien den besten Kompromiss aus Anbindung und Aufhärtung dar. Hier kommt es zu keiner Vermischung von Titan und Eisen, sondern der überwiegende Titananteil verbindet sich mit dem Vanadium-Zwischenwerkstoff.

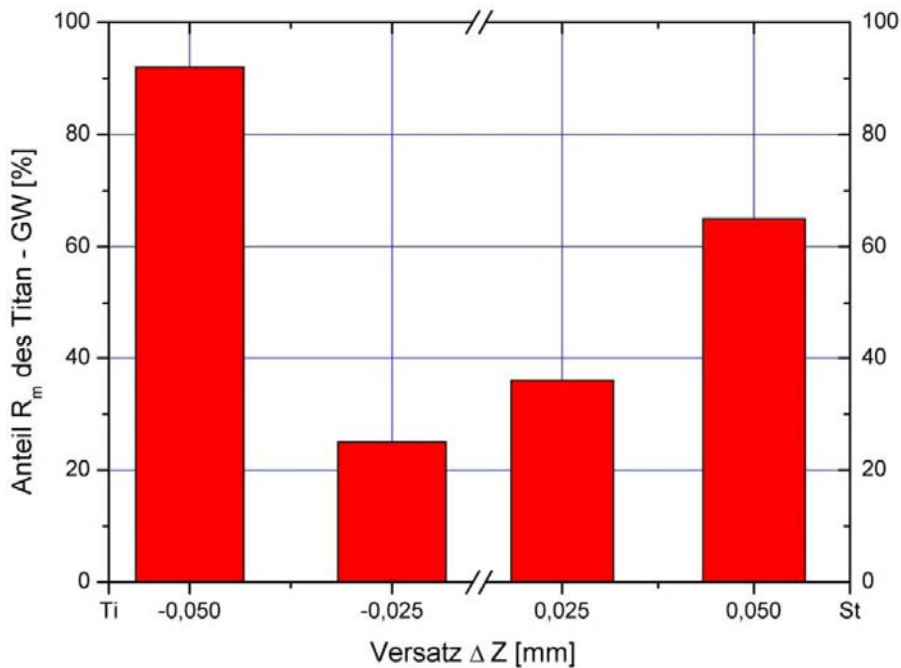


Bild 3.62: Festigkeit in Abhängigkeit vom Versatz

In Bild 3.62 zeigt sich, dass insbesondere beim Versatz in das Titan mit $R_m = 309,5$ MPa die Festigkeiten im Bereich der Zugfestigkeit des Reintitans liegen. Bei geringerem seitlichen Versatz zeigt sich ein deutlicher Abfall der Zugfestigkeit, was mit den angesprochenen Aufhärtungen und der daraus hervorgehenden Versprödung zusammenhängt.

Überlappschweißungen Ti – Stahl

Bei Überlappschweißungen mit Nickel-Zwischenlage (Foliendicken 50 μm und 100 μm) konnten keine Verbindungen mit ausreichender Festigkeit erzielt werden. Alle Proben versagten schon beim Ausbau aus der Spannvorrichtung infolge von Sprödbrüchen. Zurückzuführen ist dies auf die Schmelzbaddynamik am Nickel-Stahl-Übergang, bei der sich die intermetallische Phase TiNi_2 ausbildet. Auch Parametervariationen bringen keine Verbesserung der Vermischungsgrad zwischen Eisen und Titan ist zu groß, als dass die intermetallischen Phasen TiFe und TiFe_2 unterdrückt werden könnte. Die Schmelzbaddynamik unterscheidet sich stark zwischen der tiefsten Nahtstelle von der Oberseite der Naht. So wird die Schmelze in der unteren Schweißnahthälfte vorwiegend nach unten beschleunigt. Dies bedeutet, dass ein großer Anteil des Titans in den Stahl hineinbefördert wird und sich am Übergang schmelzflüssig vermischt.

Auch bei Anwesenheit der Nickelfolie wird ein erheblicher Anteil des Titans in den Stahl eindringen.

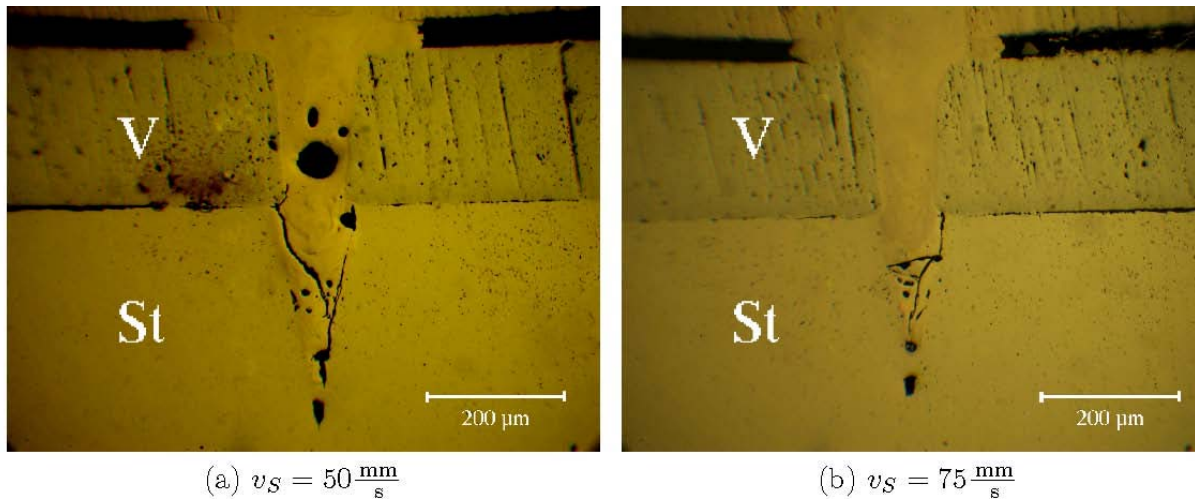


Bild 3.63: Schweißnahtausbildung beim Überlappschweißen mit Vanadium Zwischenmaterial Bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten

Ein anderes Bild zeigt sich bei Anwendung der Vanadiumfolie (Bild 3.63). Zumindest bei geringen Vorschüben fällt die Porosität gering aus und es liegt eine zufrieden stellende Anbindung zum Stahl vor. Der entscheidende Vorteil gegenüber den vorangegangenen Versuchen ist die Unterdrückung intermetallischer Phasen selbst bei großer Baddynamik. Zwar sind auch hier Risse bei höheren Streckenenergien nicht gänzlich vermeidbar, allerdings verlaufen diese nicht vollständig durch die Naht. Für den Überlappstoß ist die größere Dicke der Vanadiumfolie von Vorteil, da sich der nach unten beförderte Titan-Anteil vorwiegend mit Vanadium verbindet anstatt mit dem darunter liegenden S235JR. Bei höheren Vorschüben lagert sich Titan vermehrt an der Nahtunterseite an, da die Erstarrung schneller abläuft. Dadurch wird das Risiko der Rissbildung stark erhöht.