

Herstellung und Bewertung der Umformbarkeit von reibrührgeschweißten Tailored Blanks aus Aluminiumlegierungen

**(Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau,
der Universität Duisburg-Essen als Dissertation angenommene Arbeit)**

Autor:
Shahram Sheikhi

**wissen
schafft
nutzen**

GKSS 2006/10

**Herstellung und Bewertung
der Umformbarkeit von reibrührgeschweißten
Tailored Blanks aus Aluminiumlegierungen**

(Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau,
der Universität Duisburg-Essen als Dissertation angenommene Arbeit)

Autor:

Shahram Sheikhi

(Institut für Werkstoffforschung)

Die Berichte der GKSS werden kostenlos abgegeben.
The delivery of the GKSS reports is free of charge.

Anforderungen/Requests:

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH
Bibliothek/Library
Postfach 11 60
D-21494 Geesthacht
Germany
Fax.: (49) 04152/871717

Als Manuskript vervielfältigt.
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor.

ISSN 0344-9629

GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH · Telefon (04152)87-0
Max-Planck-Straße 1 · 21502 Geesthacht / Postfach 11 60 · 21494 Geesthacht

Herstellung und Bewertung der Umformbarkeit von reibrührgeschweißten Tailored Blanks aus Aluminiumlegierungen

(Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau, der Universität Duisburg-Essen als Dissertation angenommene Arbeit)

Shahram Sheikhi

174 Seiten mit 118 Abbildungen und 9 Tabellen

Zusammenfassung

Die Forderung nach sparsameren Fahrzeugen führte zu einem intelligenten Umgang mit den Werkstoffen durch die Einführung der TWB-Technologie (Tailored Welded Blank) im Automobilbau. Die Substitution des Stahlwerkstoffes durch Aluminium im Automobilbau bietet zusätzlich zur gewünschten Gewichtsreduzierung eine Reihe von weiteren Vorteilen wie, z.B. die bessere Energieabsorption des Werkstoffes in Crash Tests, die höhere Steifigkeit des Systems, die Reduzierung der Vibration und der Geräusche. Das Vorhandensein von Imperfektionen in der Schweißnaht und die teilweise nicht reproduzierbare Nahtqualität sind die Hauptgründe für den zögerlichen Einsatz von hergestellten Tailored Welded Blanks aus Aluminium.

Den mit dem Schmelzschweißen von Aluminium verbundenen Nachteilen kann durch den Einsatz des Reibrührschweißens begegnet werden. Die Herstellung von TWBs aus Legierungen, die für die Automobilindustrie relevant sind, bildet die Grundlage dieser Arbeit. Die TWBs werden aus den Legierungen EN AW- 5754-H22 und EN AW- 6181-T4 in den Dickenkombinationen 1 mm–2 mm mit einer Schweißgeschwindigkeit von bis zu 10 m/min produziert und geprüft. Die Auswirkung der FSW-Parameter sowie der Abmessung des FSW-Werkzeuges auf die Umformeigenschaften der TWB wird im Rahmen dieser Arbeit untersucht. Hierzu wurden TWBs mit verschiedenen Schweißparametern hergestellt. Die Schweißgeschwindigkeit stellt den größten Einflussfaktor auf die Temperaturbelastung dar. Dies konnte durch makroskopische und mikroskopische Untersuchungen des Gefüges festgestellt werden. Die Umformbarkeit der TWBs wurde durch Kennwerte aus dem einachsigen Zugversuch, mit quer und längs angeordneter Schweißnaht in den Zugproben, beschrieben. Die Umformbarkeit der TWBs wurde umfassend durch die Anwendung des Kerbzugversuches, des Nakazimaversuches sowie des Tiefziehversuches untersucht. Mit den unterschiedlichen Probenformen des Kerbzugversuches und des Nakazimaversuches konnten die verschiedenen Umformzustände der TWBs nicht beschrieben werden, da unabhängig von der Geometrie der unterschiedlichen Proben die TWBs in der Nähe des ebenen Dehnungszustands versagten. Ferner wurden Lösungsansätze und -verfahren für die Auswertung der eingesetzten Prüfverfahren unter Berücksichtigung der Besonderheiten von TWBs entwickelt, beschrieben, verifiziert und angewandt.

Formability analysis and production of friction stir welded aluminium tailored blanks

Abstract

The automotive industry is faced with the demand to reduce fuel consumption. One way to achieve this is to reduce the weight of the automotive body. The usage of steel tailored welded blanks in the automotive industry demonstrates how to decrease the vehicle weight without compromising stiffness, durability and strength. The weight reduction is even more obvious when replacing Steel by Aluminum. However because of the reduced weldability of aluminum alloys it is a challenge to produce Aluminum TWBs. Difficulties in Welding Aluminum such as inconsistent weld quality, hot cracking and porosity arrest the successful application of Aluminum TWB in the automotive industry. Friction Stir Welding (FSW) offers an attractive alternative to conventional fusion welding processes because of the excellent properties (particularly ductility), reproducibility, robustness, and surface finished obtained with FSW. However, questions have been raised regarding the productivity of FSW against fusion welding methods. TWBs from the aluminum alloys 5754-H22 and 6181-T4 with different gauges (1 to 2 mm) are produced and tested. These include welding speeds of up to 10 m/min. The welds are further subjected to microstructural analysis, mechanical testing and formability analysis. The TWBs are subjected to tensile testing (parallel and normal to loading direction) to determine hardening exponent and anisotropy values. These values express the formability tendency of sheet materials and are evaluated for different zones within the TWB tensile sample and compared with those of the base materials. Since the uniaxial tensile test covers a very small portion of a stamping process, the TWB were deformed into a complex part considering multi forming modes. The shape of the stamp and the die are designed such way to simulate real production conditions. The deformed TWBs are analyzed based on photogrammetrical principles to evaluate the 3D-shape of the blanks surface, forming grades and the flow behaviour of the TWBs under multi axial stresses. The stretchability of the friction stir welded blanks have been analyzed using Nakazima/Hasek and notched tensile samples. It has been found that all samples failed near the range of plane strain.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffforschung des GKSS-Forschungszentrums.

Für die Übernahme der Referate sowie der durchgeführten Diskussionen und Besprechungen danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Alfons Fischer und Herrn Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Schwalbe.

Für die Möglichkeit zur Durchführung und Realisierung der Arbeit bin ich Herrn Dr. dos Santos zu großem Dank verpflichtet. Insbesondere möchte ich mich bei ihm für das mir entgegengebrachte Vertrauen, die Freiheit für die Durchführung der Arbeit und die zahlreichen Anregungen und Hinweise in den geführten Besprechungen und Diskussionen bedanken.

Ohne die tatkräftige Unterstützung der Kollegen und das gute Betriebsklima in der Gruppe Fügetechnologie wäre die Realisierung der Arbeit sehr schwer gewesen, daher möchte ich mich insbesondere bei Herrn Arne Roos für seine Hilfe im Umgang mit Linux, Unix etc. und bei den Herren Matthias Beyer, Rudolf Zettler und Henry Loitz für die sehr anregenden Dispute und Diskussionen bedanken. Bei Herrn Volker Leiser möchte ich mich für seine Funktion als Glücksbringer bei meinen Schweißversuchen ganz herzlich bedanken.

Die Bestimmung der Schweißnahtfläche und der Korngröße verdanke ich den Künsten von Frau Petra Fischer im Umgang mit ätzenden Flüssigkeiten und mit Lichtmikroskopen. Ich möchte mich bei Herrn Tiago Renck, Herrn Jürgen Knaack und Herrn Karl-Heinz Balzereit für die Unterstützung bei der Durchführung der Streckziehversuche bedanken.

Bei Herrn Dr. H. Friebe von der Firma GOM in Braunschweig, Herrn C. Wiedner vom Institut für Bildsamer Formgebung an der Universität Aachen sowie Herrn S. Lösch von der Firma ThyssenKrupp Umformtechnik GmbH in Ludwigsfelde möchte ich mich für die Unterstützung bei der Durchführung der Tiefziehversuche bedanken.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Dahms möchte ich mich für die vielen wochenendlichen Diskussionen sowie für die kritische Durchsicht der Arbeit bedanken. Frau Britta Messerschmidt gilt mein Dank für die freiwillige Übernahme der ersten Durchsicht meiner Arbeit als unvoreingenommene Person.

Ich möchte mich bei meiner Familie für ihre Unterstützung, Toleranz und Verständnis ganz herzlich bedanken. Sie gab mir stets den zur Fertigstellung der vorliegenden Dissertation erforderlichen Rückhalt.

Escheburg, im März 2006

Shahram Sheikhi

Inhaltsverzeichnis

SYMBOLVERZEICHNIS.....	IX
1 EINLEITUNG	1
2 STAND DES WISSENS.....	4
2.1 ALUMINIUM	5
2.1.1 <i>Legierungssysteme</i>	5
2.1.2 <i>Aluminium in der Karosserie</i>	7
2.2 TAILORED BLANKS.....	9
2.2.1 <i>Schweißverfahren zur Herstellung von TWBs aus Aluminium</i>	11
2.3 FSW-VERFAHREN	14
2.4 PRÜFVERFAHREN ZUR BEURTEILUNG DES UMFORMVERHALTENS	19
2.4.1 <i>Flachzugversuch</i>	20
2.4.2 <i>Grenzformänderungsschaubild</i>	23
2.4.3 <i>Nakazimaversuch</i>	26
2.4.4 <i>Flachzugversuch mit behinderter Querdehnung</i>	28
2.4.5 <i>Besonderheiten von TWBs bei der Umformung</i>	29
3 ZIELSETZUNG UND METHODIK DER ARBEIT	32
4 MATERIAL, VORGEHENSWEISE UND AUSWERTUNG	35
4.1 GRUNDWERKSTOFFE	35
4.1.1 <i>Chemische Analyse</i>	35

4.1.2	<i>Mechanische Eigenschaften</i>	36
4.2	VORGEHENSWEISE / FÜGETECHNOLOGIE	38
4.2.1	<i>Roboter</i>	38
4.2.2	<i>Werkzeug für das Reibrührschweißen</i>	39
4.2.3	<i>Spanntechnik</i>	39
4.2.4	<i>Kanten- und Oberflächenvorbereitung</i>	40
4.2.5	<i>Schweißprogramm</i>	40
4.3	MESSWERTERFASSUNGSSYSTEME.....	42
4.3.1	<i>Temperaturmessung</i>	43
4.3.2	<i>Messung der Reaktionskräfte</i>	44
4.4	EINGESETZTE METHODEN UND VERFAHREN	45
4.4.1	<i>Visuelle Beurteilung</i>	45
4.4.2	<i>Biegeprüfung</i>	45
4.4.3	<i>Metallografie</i>	46
4.4.4	<i>Zugversuch</i>	47
4.4.5	<i>Besondere Auswertung des Zugversuches</i>	48
4.4.5.1	<i>Bestimmung der lokalen Eigenschaften aus dem Zugversuches</i>	51
4.4.6	<i>Kerbzugversuch</i>	57
4.4.7	<i>Streckziehversuch</i>	58
4.4.8	<i>Tiefziehversuch</i>	59
5	ERGEBNISSE UND DISKUSSION	62

5.1	TAILORED BLANKS AUS DER LEGIERUNG 6181-T4	62
5.1.1	<i>Einfluss der FSW-Parameter auf die Temperatur und Reaktionskräfte...</i>	63
5.1.2	<i>Oberflächenbeschaffenheit</i>	69
5.1.3	<i>Makro- und Mikrostruktur</i>	70
5.1.4	<i>Zugversuch quer zur Schweißnaht.....</i>	74
5.1.5	<i>Zugversuch parallel zur Schweißnaht</i>	77
5.1.6	<i>Lokale Kennwerte aus dem Zugversuches</i>	79
5.1.6.1	<i>Querzugversuch.....</i>	90
5.1.6.2	<i>Längszugversuch.....</i>	94
5.1.7	<i>Zusammenfassung der Ergebnisse.....</i>	97
5.2	TAILORED BLANKS AUS DER LEGIERUNG 5754-H22.....	101
5.2.1	<i>Temperaturentwicklung / Prozessparameter.....</i>	101
5.2.2	<i>Oberflächenbeschaffenheit</i>	102
5.2.3	<i>Makro- und Mikrostruktur</i>	104
5.2.4	<i>Zugversuch quer zur Schweißnaht.....</i>	105
5.2.5	<i>Zugversuch parallel zur Schweißnaht</i>	108
5.2.6	<i>Lokale Kennwerte aus dem Zugversuch</i>	109
5.2.6.1	<i>Querzugversuch.....</i>	109
5.2.6.2	<i>Längszugversuch.....</i>	110
5.2.7	<i>Zusammenfassung der Ergebnisse.....</i>	112
5.3	STRECKZIEHVERSUCHE	115

5.3.1	<i>Kerbzugversuch</i>	115
5.3.2	<i>Nakazimaversuch</i>	120
5.3.3	<i>Zusammenfassung der Ergebnisse</i>	127
5.4	TIEFZIEHVERSUCHE.....	130
5.4.1	<i>Zusammenfassung der Ergebnisse</i>	138
6	ZUSAMMENFASSUNG	139
7	SCHLUSSFOLGERUNG	142
8	AUSBLICK	143
	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	145
	TABELLENVERZEICHNIS	150
	LITERATURVERZEICHNIS	151

Symbolverzeichnis

Lateinische Buchstaben

AW	Aluminium-Knetlegierung
A	Bruchdehnung
A_g	Gleichmaßdehnung
$a_{0,F}$	Facettendicke vor der Verformung
a_F	Facettendicke nach der Verformung
$b_{0,F}$	Facettenbreite vor der Verformung
b_F	Facettenbreite nach der Verformung
E	E-Moduls
F	Kraft beim Zugversuch
F_x	Querkraft ; Kraft quer zur Schweißnaht
F_y	Vorschubkraft; Kraft parallel zur Schweißnaht
F_z	Schweißkraft
K	Konstante
K1 bis K5	Probenformen beim Kerbzugversuch
k_f	Fließspannung
L_0	Messlänge im unverformten Zustand
L_1	Messlänge nach der Verformung
l_1, l_2	Ellipsenachsen nach der Verformung
L10	Messreihe 10 bei der lokalen Auswertung des Zugversuches
n	Verfestigungsexponent
N	Umdrehung pro Sekunde [s^{-1}]
N1 bis N7	Probenformen beim Nakazimaversuch
Q	Energiestrom
q_s	Streckenenergie
r	Anisotropie
r_0	Anisotropie parallel zur Walzrichtung
R10	10 mm Radius
R15	15 mm Radius
R20	20 mm Radius
R40	40 mm Radius
r_{45}	Anisotropie unter 45° zur Walzrichtung
r_{90}	Anisotropie normal zur Walzrichtung
r_d	Matritzenradius
R_e	Streckgrenze

R_m	Zugfestigkeit
r_m	Mittlere Anisotropie
r_{max}	Maximalwert der Anisotropie
r_{min}	Minimal der Anisotropie
$R_{p0,2}$	Dehngrenze
r_{Sch}	Schulterradius
S_0	Querschnittsfläche vor der Verformung
S	Querschnittsfläche nach der Verformung
St_v	Streckgrenzenverhältnis
v_{Sch}	Schweißgeschwindigkeit

Griechische Buchstaben

β	Bruchdehnungsverhältnis
$\beta_{0,max}$	Tiefziehverhältnis
ΔL	Längenänderung
Δr	Ebaneanisotropie
ε	Technische Dehnung
ε_w	Technische Dehnung in der Schweißnaht
φ	logarithmische Formänderung
φ_1	logarithmische Hauptformänderung
φ_2	logarithmische Nebenformänderung
φ_3	logarithmische Formänderung Dickenrichtung
φ_b	logarithmische Breitenänderung
φ_s	logarithmische Dickenänderung
σ_1	Normalspannung im Grundwerkstoff 1
σ_2	Normalspannung im Grundwerkstoff 2
σ_r	radial wirkende Spannungen
σ	Spannungen
σ_w	Normalspannung in der Schweißnaht
μ	Reibungskoeffizienten

Abkürzungen

CAFE	Corporate Average Fuel Economy
CO ₂	Kohlendioxid
EPCA	Energy Policy Conservation Act
FLC	Forming Limit Curve
FLD	Forming Limit Diagram
FSW	Friction Stir Welding
GP	Guinier-Preston-Zonen
GW	Grundwerkstoff
IDDRG	International Deep Drawing Research Group
MIG	Metall-Inertgasschweißen
ND:YAG Laser	Neodym dotierter Yttrium Aluminium Granat-Kristall
NTB	Naturally Tailored Blanks
NVEB	Non Vacuum Electrom Beam
SEM	Scanning Electrom Mikroskopie
TMZ	Thermomechanisch beeinflusste Zone
TRB	Tailor Rolled Blanks
TWB	Tailored Welded Blanks
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
VEB	Vacuum Electrom Beam
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgasschweißen

1 Einleitung

Der öffentliche Wunsch nach Verringerung der Umweltbelastung durch Reduzierung von Emissionen wird von der Regierung seit Ende der 90'er Jahre deutlich unterstützt und an die Industrie weiter gegeben. Die steigenden Kraftstoffpreise untermauern den Wunsch nach verbrauchsärmeren Fahrzeugen. Somit sind die Reduzierung des Kraftstoffverbrauches sowie die Verringerung der Emissionen bei Fahrzeugen die aktuellen Forderungen an die Industrie. Diese Forderungen werden nicht nur durch die deutsche Regierung, sondern sind auch fundamentaler Bestandteil der US Programme wie z.B. EPCA (Energy Policy Conservation Act) bzw. CAFE (Corporate Average Fuel Economy) [1-3].

Die Reduzierung des Kraftstoffverbrauches und damit die Verringerung der umweltbelastenden Gase kann durch die Weiterentwicklung der Motoren wie z.B. die Entwicklung von Hybridmotoren, Einsatz von alternativen Energien wie z.B. Wasserstoff oder durch die Reduzierung des Fahrzeuggewichtes realisiert werden. Der Hauptanteil des Energieverbrauches in der Nutzungsdauer eines Fahrzeuges wird während dessen Betrieb durch den Kraftstoffverbrauch realisiert. Der Kraftstoffverbrauch am Beispiel des Mercedes-Benz C-Klasse verdeutlicht, dass 54 % des Verbrauches aus dem Leerlaufbetrieb, 30 % aus Beschleunigung bzw. Rollwiderstand, 6 % durch den Motor und 10 % durch die Aerodynamik resultiert. Der Energieverbrauch wird von verschiedenen Parametern wie der Fahrweise, dem Motor, dem Rollwiderstand, dem Fahrzeuggewicht etc. beeinflusst. Das Fahrzeuggewicht wird zu 50 % durch den Antrieb (inklusive Räder, Getriebe etc.) und zu 50 % durch die Karosserie bestimmt. Die Gewichtsverteilung im Fahrzeug wird am Beispiel vom Mercedes-Benz C-Klasse Modell verdeutlicht. Dabei ergeben sich 27 % des Gesamtgewichtes aus der Rohkarosserie, die übrigen 73 % setzen sich aus Innenbauten, Motor, Räder und Radaufhängung zusammen. Der Einsatz von leichteren Materialien zeigt den größten Effekt im Bereich der Karosserie. Während im Bereich des Motors und des Getriebes zwischen 1 und 6 % am Gewicht reduziert werden kann, ist eine Gewichtsreduzierung zwischen 30 und 50 % im Bereich der Karosserie realisierbar. Im allgemeinen führt eine Reduzierung des Fahrzeuggewichtes um 10 Prozent zu einer Ersparnis von etwa 6 bis 8 % des Kraftstoffverbrauches [4-8].

Das ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) stellt ein solches Programm zur gezielten Reduzierung des Fahrzeuggewichtes durch den Einsatz von angepassten Konzepten und Verfahren dar. Dieses Programm wurde 1998 auf dem internationalen Automobil-Salon in Genf durch ein Konsortium von 35 Stahlproduzenten aus 18 Nationen vorgestellt. Bei dem ULSAB-Programm handelt es sich um ein Konzept für die Großserienfertigung von „ultra leichten“ Stahlkarosserien. Als Ergebnis dieser Studie wird der Einsatz von maßgeschneiderten Platinen „Tailored Blanks“ empfohlen. Mit Tailored Blanking wird eine Technologie bzw. ein Verfahren zur Herstellung von Platinen mit „maßgeschneiderten“ Eigenschaften bezeichnet.

Durch die Kombination von Materialien mit unterschiedlichen Eigenschaften, Blechdicken oder Oberflächenqualität können die Materialeigenschaften gezielt eingesetzt werden. Somit ermöglicht der Einsatz von Tailored Blanks nicht nur eine Gewichtsreduzierung und damit eine Verringerung des Verbrauches, sondern auch eine gleichzeitige Reduzierung der Kosten und Verbesserung der Tragstruktur gegenüber einem durchschnittlichen Standardmittelklassefahrzeug [1, 9-11].

Ausgehend von diesem Konzept der Reduzierung des Kraftstoffverbrauches durch die Reduzierung des Fahrzeuggewichtes kann die Substitution des Stahlwerkstoffes durch leichtere Materialien ein weiteres Sparpotential ermöglichen [6, 12, 13].

Der Einsatz von Aluminium und seiner Legierungen zeigt bei den Automobilherstellern eine steigende Tendenz in den letzten Jahren auf. Während 1995 im Durchschnitt etwa 65-75 kg Aluminium in einem Fahrzeug eingesetzt wurden, ist für das Jahr 2005 ein Anteil von 120-140 kg pro Fahrzeug geplant. Aufgrund seines gegenüber Stahl um 2/3 niedrigeren spezifischen Gewicht von 2,7 g/m³ kann das Fahrzeuggewicht deutlich, je nach Quelle zwischen 20 % bis 50 % reduziert werden [4, 8, 13-17].

Der hohe Energiebedarf von 15 kWh/kg bei der Herstellung von Primäraluminium aus Bauxit wird als ökologischer Nachteil des Werkstoffes betrachtet. Dieser kann jedoch um 95 % bei der Anwendung von recyceltem Aluminium reduziert werden. Die Recyclbarkeit von Aluminium ist ein weiterer Aspekt für seinen steigenden Einsatz. Etwa 70 % des in Fahrzeugen eingesetzten Aluminiums wird aus recyceltem Aluminium hergestellt [18]. Bei sauberer Sortentrennung kann Aluminium vollumfänglich recycelt werden. Die vollständige Recyclbarkeit des Aluminiums ohne Verlust der Eigenschaften und Qualität gegenüber Primäraluminium hat zu einer Rückführquote von 90 % im Automobilbau geführt. Darüber hinaus amortisiert sich der höhere Energieverbrauch für die Herstellung von Primäraluminium ab einer Fahrstrecke von 85000 km. Unter Berücksichtigung der Gesamtfahrleistung in der Gesamtnutzung eines Fahrzeuges sowie der hohen Recyclingrate von Aluminium, ist der Energiebedarf für die Herstellung der Karosserie aus Aluminium geringer als der für die Produktion der Stahlkarosse [2, 19, 20].

Die Herstellung der Aluminiumkarosserie kann in Strukturprofilbauweise oder als Blechschaalenbauweise erfolgen. Der Vergleich zwischen den unterschiedlichen Bauweisen ist Gegenstand einiger weniger Veröffentlichungen [15, 21, 22], da die Entscheidung für die Bauweise vom jeweiligen Hersteller abhängt. Unabhängig von der Bauweise muss berücksichtigt werden, dass das Umformverhalten von Aluminiumblechen deutlich von dem der Stahlbleche abweicht. Insbesondere zeichnet sich eine niedrigere Umformbarkeit und eine hohe Kaltschweißignung bei der Anwendung von konventionellen Werkzeugen im Presswerk ab. Daher muss verfahrensseitig eine Anpassung der fertigungstechnischen Bedingungen an

dem Werkstoff Aluminium erfolgen. Dies kann z.B. bei der Konzeption / Auslegung von aluminiumgerechten Umformwerkzeugen erfolgen. Der erfolgreiche Einsatz von Aluminium ist von der Erhöhung des Wissens im Umgang mit dem Werkstoff abhängig. Die vorhandenen, für den Werkstoff Stahl optimierten Verfahren und Anlagen können nicht ohne weiteres auf den Werkstoff Aluminium übertragen werden [2, 23].

Auch auf dem Fügesektor zeigt Aluminium ein gänzlich anderes Verhalten als Stahl. Die Entwicklung bzw. Optimierung von Schweißverfahren sowie die Bewertung der Nahtqualität sind daher immer noch Schwerpunkte für die Forschung und die Industrie. Die Forschung auf dem Gebiet „Fügen von Aluminium“ lässt sich in zwei Hauptrichtungen unterteilen:

Zum einen werden Fügeverfahren weiterentwickelt bzw. zum Schweißen von Aluminium optimiert. Zum anderen werden die Eigenschaften von geschweißten Aluminiumwerkstoffen untersucht. Insbesondere das Herstellen und Charakterisieren von Tailored Blanks aus Aluminium stellt ein Hauptgebiet der Untersuchungen dar. In der Literatur [24-36] wurden Tailored Blanks mit unterschiedlichen Dickenverhältnissen, Legierungen und Fügeverfahren hergestellt und mit verschiedenen Prüfverfahren getestet. Die industrielle Anwendung von geschweißten Aluminiumverbindungen findet jedoch mit großer Vorsicht statt, da insbesondere die reproduzierbare Schweißnahtqualität ein noch zu behebendes Hauptproblem darstellt. Dies ist insbesondere mit der Problematik der Porenentstehung und der Erstarrungsrissebildung beim Schmelzschweißverfahren gekoppelt [30, 32, 37-39]. Somit wird das Potential des Werkstoffes Aluminium nicht voll ausgeschöpft [20].

Ein speziell für das Fügen von Leichtmetallen, insbesondere Aluminium und seine Legierungen, 1991 entwickeltes und patentiertes Schweißverfahren (Friction Stir Welding, FSW) bietet verfahrensbedingte Vorteile gegenüber den konventionellen Schmelzschweißmethoden. Allerdings wird das Potential des Verfahrens sehr zögernd durch die Industrie eingesetzt, da häufig die Produktivität des Verfahrens als gering gegenüber anderen Verfahren eingeschätzt wird. Die Herstellung von Tailored Blanks mit für die Industrie relevanten Geschwindigkeiten stellt daher einen Teil dieser Arbeit dar.

Im Rahmen dieser Arbeit werden TWBs mit unterschiedlichen Schweißparametern hergestellt und charakterisiert. Für die Bewertung der mechanischen Eigenschaften der TWBs werden Verfahren vorgestellt, die die Besonderheiten von TWBs berücksichtigen können. Die Untersuchung der Umformbarkeit und ihre Abhängigkeit von den Schweißparametern stellt den Hauptteil dieser Arbeit dar.

2 Stand des Wissens

Die bessere Materialausnutzung und Reduzierung des Zuschnittabfalls waren die Ziele, die im Jahre 1979 bei Volvo zur Inbetriebnahme einer Platinenschweißmaschine führten [40]. Diese Anlage stellt die erste Produktion maßgeschneiderter Platinen in Europa dar. In Nordamerika wurden seit 1968 maßgeschneiderte Platinen für den Automobilbau hergestellt. Die Thyssen AG stellte bereits 1985 maßgeschneiderte Platinen (Unterboden für Audi) mit dem Laser-Schweißverfahren her. In Japan wurden 1986 mit Laser geschweißte Platinen bei Toyota eingesetzt [41].

Die Umsetzung der Technik von maßgeschneiderten Platinen als Tailored Blanking Technologie in Deutschland erfolgte serienmäßig 1991 mit der Entwicklung des Längsträgers für den VW-Golf 3. Die Technik wurde zuvor 1989 in einer Prototypenanlage bei der Herstellung der B-Säulen für den VW-Transporter erprobt [40].

Der Einsatz von maßgeschneiderten Platinen (Tailored Welded Blanks) wurde durch die Untersuchung der ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) entscheidend begünstigt [9, 10]. Das Verfahren wird derzeit bei fast jedem Automobilhersteller eingesetzt. Türinnenbleche der Automarken Golf, Cadillac, Chrysler, Dodge Neon, Honda Accord, 3er BMW, Mercedes S-Klasse etc. werden aus TWBs hergestellt. Im VW-Golf bestehen je nach Modell 14-21 Teile aus TWBs [11].

Die Forderung nach sparsameren Fahrzeugen wurde 1975 als Maßnahme gegen die Blockade der Erdölförderländer ins Leben gerufen. In den USA wurden Obergrenzwerte für den Kraftstoffverbrauch von Fahrzeugen mit den „Corporate Average Fuel Economy (CAFE) standards“ verabschiedet [28]. Darin enthalten ist die Ermittlung des Kraftstoffverbrauches in Abhängigkeit des Fahrzeuggewichtes. Der Gesamtenergieverbrauch eines Fahrzeuges wird maßgeblich durch seinen Kraftstoffverbrauch in seiner Lebensdauer bestimmt. Der Kraftstoffverbrauch macht 71 % des Gesamtenergieverbrauches über die Lebensdauer eines Fahrzeuges aus. Der Einfluss des Fahrzeuggewichtes auf dem Kraftstoffverbrauch wird durch die Massenbeschleunigung verdeutlicht. Der Rollwiderstand ist ebenfalls massenabhängig. Somit beträgt der vom Fahrzeuggewicht abhängige Anteil des Kraftstoffverbrauches etwa 28 % des Kraftstoffverbrauches eines Fahrzeuges [4, 16].

Pro 100 kg Fahrzeuggewicht ist ein Kraftstoffverbrauch zwischen 0,3 – 0,8 l pro 100 km erforderlich [42, 43]. Bei einer Gesamtfahrstrecke von 200000 km und einer Reduzierung des Fahrzeuggewichtes um 250 kg ergibt sich eine Kraftstoffersparnis von 3200 l bei gleichzeitiger Verringerung des CO₂-Ausstosses um 8500 kg gegenüber dem Normalzustand. Die Reduzierung des Fahrzeuggewichtes kann durch die Einführung von leichteren Materialien als Stahl oder/und die Anwendung der TWB-Technologie erfolgen. Der Einsatz der TWB-

Technologie führt zu einer Reduzierung des Fahrzeuggewichtes, ohne Abstriche in der Tragfähigkeit der Konstruktion hinnehmen zu müssen.

2.1 Aluminium

Aluminium ist mit ca. 8 % nach Sauerstoff (ca. 46 %) und Silizium (ca. 27 %) das in der Erdkruste am häufigsten vorhandene Element. Aufgrund seiner starken Reaktivität mit Nichtmetallen kommt Aluminium in der Natur nur in Verbindungen vor. Seit Anfang der industriellen Produktion ist der Werkstoff Aluminium nach Stahl zum wichtigsten Gebrauchsmetall geworden. Das ehemalige Haupteinsatzgebiet im Bereich der militärischen und zivilen Luftfahrt hat sich heute zum Bereich der zivilen Konsumgüterindustrie, die 99 % der gesamten Aluminiumproduktion umfasst, verschoben. Die Aluminiumproduktion ist in den letzten Jahren rapide gestiegen. Während um 1900 etwa 5700 Tonnen Aluminium pro Jahr produziert wurden, stieg die Jahresproduktion auf 1,5 Mio. Tonnen im Jahre 1950 und auf 25 Mio. Tonnen im Jahre 1998. Die Steigerung der Nachfrage, um etwa 113% in den Jahren zwischen 1991 und 2000, nach dem Werkstoff Aluminium ist in seinen Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften begründet. Hierzu sind neben der geringeren spezifischen Dichte, die weitgehende Witterungsbeständigkeit, die Formgebungsmöglichkeit, das große Festigkeitsspektrum und die hohe Wärmeleitfähigkeit zu nennen [6, 20, 44].

Reinaluminium mit einem Aluminiumgehalt von 99,9 % wird in Bereichen mit dem Hauptaugenmerk auf die physikalischen und chemischen Eigenschaften (wie z.B. Wärmetauscher, elektrische Leiter etc.) des Werkstoffes angewandt. Die mechanischen Eigenschaften des Reinaluminiums, insbesondere seine Festigkeit, sind für den konstruktiven Leichtbau unzureichend. Daher wird die Festigkeit durch Legieren und Kaltverfestigung erhöht. So kann die Festigkeit je nach Legierung und Verfestigung zwischen 70 und 700 MPa variieren [45].

2.1.1 Legierungssysteme

Durch das Zulegieren von Metallen wie z.B. Mangan, Magnesium, Kupfer, Silizium und Zink entstehen Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen Eigenschaften. Die Eigenschaften werden dabei durch die Zugabe der Legierungselemente in unterschiedlichen Mengenanteilen und Kombinationen erreicht. Je nachdem, ob die Festigkeitssteigerung durch eine Mischkristallverfestigung oder durch Aushärtungsbehandlung erreicht wird, unterteilen sich die Aluminiumlegierungen in naturharte und aushärtbare Legierungen. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Legierungen EN AW- 5754-H22 und EN AW- 6181-T4 eingesetzt. Daher beschränkt sich die nachfolgende Beschreibung der Legierungssysteme auf diese zwei Legierungsgruppen. Die Besonderheiten weiterer Legierungen sowie die weitere Unterteilung in Knet- und Gusswerkstoffe, sind in der Literatur ausführlich beschrieben [20, 46, 47].

Legierungselemente (Fremdatome) können bis zu einer bestimmten Löslichkeitsgrenze in der Aluminiummatrix gelöst werden. Aufgrund der unterschiedlichen Atomdurchmesser der Legierungsatome und der Aluminiumatome wird das Kristallgitter des reinen Aluminiums verzerrt [44]. Dadurch wird die Bewegung von Versetzungen durch den Kristall erschwert, so dass plastische Verformungen erst bei höheren Belastungen stattfinden können. Die Festigkeitssteigerung (Mischkristallverfestigung) ist dabei vom Unterschied zwischen dem Durchmesser der Aluminiumatome zum Durchmesser der Fremdatome abhängig. Magnesium stellt das effektivste Legierungselement zur Mischkristallverfestigung dar. Dies ist auf die hohe Löslichkeit von Magnesium im flüssigen und festen Zustand sowie auf den großen Unterschied im Atomdurchmesser zu dem des Aluminiums zurück zu führen. Gleichzeitig steigt mit zunehmendem Magnesiumgehalt die Verformungsverfestigung. Die Verformungsverfestigung wird durch den Verfestigungsexponent n ausgedrückt. Je größer der Verfestigungsexponent, umso höhere Gleichmaßdehnungen können erreicht werden [20, 44, 46, 47].

Bei den naturharten Aluminiumlegierungen (wie z.B. die 5xxx-Serie) erfolgt die Festigkeitssteigerung durch Kaltverfestigung / Verformung (wie z.B. dem Kaltwalzen, Recken, Ziehen, etc.). Durch die plastische Verformung entstehen Versetzungen im Kristall. Mit zunehmendem Verformungsgrad erhöht sich die Anzahl und Dichte der Versetzungen im Kristallgitter. Die gegenseitige Behinderung der Versetzungen führt zu einer Steigerung des Widerstandes gegen plastische Verformung und so zu einer Steigerung der Festigkeit [47].

Mit zunehmendem Kaltwalzgrad steigen die 0,2 %-Dehngrenze und die Zugfestigkeit bei gleichzeitigem Abfall der Bruchdehnung. Je nach erreichtem Verfestigungsgrad wird der Werkstoffzustand als $\frac{1}{4}$ -hart (H12), $\frac{1}{2}$ -hart (H14), $\frac{3}{4}$ -hart (H16), hart (H18) und extrahart (H19) gekennzeichnet. Kaltverfestigte bzw. naturharte Legierungen werden mit dem Buchstaben H bezeichnet. Die erste Ziffer nach dem H bezeichnet die Wärmebehandlung und die zweite Ziffer nach dem H gibt den Grad der Verfestigung ($\frac{1}{4}$ -hart, $\frac{1}{2}$ -hart, etc) wieder. Die Wärmebehandlung dient der Entfestigung des kaltverfestigten Werkstoffes mit dem Ziel die Festigkeit auf ein bestimmtes Maß zu reduzieren, gleichzeitig wird die Kaltumformbarkeit bzw. die Bruchdehnung erhöht [46]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die naturharte Legierung EN AW- 5754-H22 verwendet. Der Werkstoff wird auf einen Zustand kaltverfestigt, der deutlich über $\frac{1}{4}$ -hart liegt. Durch die anschließende Wärmebehandlung (Entfestigungsglühung) bei Temperaturen zwischen 150-250 °C wird der Werkstoff auf dem Zustand $\frac{1}{4}$ -hart rückgeglüht. Bei der Entfestigungsglühung erfolgt eine Umordnung (Polygonisation) der Gitterfehlstellen (Versetzungen, Leerstellen), die Korngröße und Kornform bleiben jedoch unverändert [20, 44, 46, 47].

Bei den aushärtbaren Legierungen, wie die 6xxx Legierungsgruppe (AlMgSi), führt die gezielte Wärmebehandlung zu einer Steigerung der 0,2 %-Dehngrenze und der Zugfestigkeit durch Ausscheidungshärtung. Eine Aushärtung kann nur stattfinden, wenn Legierungsbe-

standteile bei höheren Temperaturen in größeren Mengen im Aluminiummischkristall löslich sind als bei tieferen bzw. Raumtemperatur. Die Wärmebehandlung zur Erzielung der Ausscheidungshärtung umfasst drei Stufen. In Stufe 1 (Lösungsglühen) werden die Legierungselemente bei Temperaturen zwischen 470 bis 530 °C in Lösung gebracht. Die Lösungsglüh-temperatur für die Legierung AlMgSi beträgt 530 ± 10 °C. Das Lösungsglühen bewirkt, dass die Legierungselemente sich gleichmäßig im Kristall verteilen und sich möglichst vollständig lösen. Durch den nachfolgenden Abschreckvorgang (Stufe 2) wird der erzeugte Gefügezustand in Stufe 1 eingefroren. Somit entsteht ein stark übersättigter Mischkristall. Als Abschreckmedium für die Legierung AlMgSi wird Luft, Wasser oder Luft/Wasser verwendet. Die gewünschte Steigerung der Festigkeit erfolgt durch die anschließende Auslagerung. Die Aluminiumlegierung wird entweder bei Temperaturen zwischen Raumtemperatur und 60 °C (kaltauslagern) oder bei höheren Temperaturen (warmauslagern) ausgelagert. Die Legierung AlMgSi wird bei einer Temperatur von 165 ± 5 °C für die Dauer von 10 ± 2 Stunden warm ausgelagert. Bei der Warmauslagerung treten sehr feine, meist teilkohärente Ausscheidungen auf. Bei der AlMgSi Legierung bildet sich die metastabile Ausscheidung $\alpha + \text{Mg}_2\text{Si}$. Diese bewirkt weitere Verspannungen des Mischkristallgitters und damit eine Behinderung der Versetzungsbewegungen mit dem Ergebnis weiterer Steigerung der Festigkeit. Bei der Kaltauslagerung werden homogene Ausscheidungen kohärenter Phasen (Guinier-Preston-Zonen, auch GP-Zonen genannt) erzielt. Die Fremdatome reichern sich in sehr kleinen rundlichen, nadelförmigen oder plättchenförmigen Zonen an. Die GP-Zonen verspannen das Aluminiumgitter und bilden gleichzeitig durch ihre große Anzahl ein dichtes Netz von Hindernissen für die Bewegung von Versetzungen während eines Verformungsvorganges. Die Festigkeitswerte nehmen somit zu und die Bruchdehnung nicht gleichzeitig etwa ab. Dieser Prozess (Kaltauslagerung) ist bei AlMgSi Legierungen nach ca. einer Woche abgeschlossen [20, 44, 46-48].

Aushärtbare Legierungen werden mit dem Zusatz T bezeichnet die Ziffer nach dem T kennzeichnet den Zustand der Wärmebehandlung. Im Zustand T4 wurde die Legierung lösungsgelüht, abgeschreckt und anschließend kaltausgelagert. Eine Temperaturbeanspruchung im Bereich zwischen 100 bis 200 °C führt zu der Rückbildung der GP-Zonen. [46].

2.1.2 Aluminium in der Karosserie

Der Einsatz des Werkstoffes Aluminium als Karosserieblech hat in den letzten Jahren deutlich an Interesse gewonnen, wie z.B. in den Automodellen Audi A2, Audi A8, Plymouth Prowler von Daimler-Chrysler, General Motors mit dem EV1, Ferrari mit dem Pinifarina-penned GT, Ford Lincoln LS, Ford P2000, Mercury My aus dem Hause Ford, BMW'5, BMW'6 etc. Das Interesse für den Werkstoff Aluminium besteht aufgrund seiner besonderen Eigenschaften, insbesondere die Gewichtsersparnis ist ein Hauptargument für den Einsatz des Werk-

stoffes. Geringeres Gewicht bedeutet weniger Verbrauch, eine Reduzierung der Emissionen. Darüber hinaus werden durch den Einsatz von Aluminium verbesserte Eigenschaften im Bereich „Crash test“ und damit eine Erhöhung der Sicherheit, ein besseres Beschleunigungs- und Bremsverhalten erzielt. Eine Aluminiumstruktur bietet die gleiche Energieabsorption und Crashverhalten wie Stahl bei einer gleichzeitigen Gewichtsreduzierung von 55 % gegenüber dem Werkstoff Stahl. Die Widerstandsfähigkeit von Aluminium gegenüber Korrosion und damit seine hervorragende Lebensdauer sowie die einfache Reparaturmöglichkeit sind weitere Argumente für den Erfolg des Werkstoffes im Automobilbau [12].

In der Automobilindustrie werden Legierungen aus den 5xxx (AlMg) und 6xxx (AlMgSi) Serien eingesetzt. Diese Gruppen sind durch ihre relativ guten Umformeigenschaften gekennzeichnet. Der Einsatz der naturharten 5xxx Legierungen im Außenbereich wird durch das Auftreten von Fließfiguren (Lüdersbänder Typ A und B) während der Umformung begrenzt. Da ein Lösungsglühen für die naturharten Legierungen nicht erforderlich ist, besitzen sie einen Kostenvorteil gegenüber den aushärtbaren Legierungen der 6xxx Serie. Die aushärtbaren Legierungen sind fließfigurenfrei und sind für Teile mit hohen Anforderungen an die Oberfläche geeignet [20, 49].

Aufgrund des im Vergleich zu Stahl dreifach geringeren E-Moduls ($E=70000 \text{ N/mm}^2$) verfügt der Werkstoff über eine geringere Steifigkeit. Dies wird durch die Erhöhung der Blechdicke ausgeglichen. Die Rückfederung ist im Vergleich zum Stahl größer, dies führt zu Abweichungen zwischen der Soll und Ist-Kontur nach der Umformung und muss durch entsprechende Werkzeugauslegung berücksichtigt werden. Somit müssen bei der Anwendung des Werkstoffes Aluminium insbesondere im Bereich der Umformtechnik die Unterschiede zum Werkstoff Stahl deutlich unterstrichen werden, hierzu zählen [2, 20]:

- geringere Ziehtiefen im Vergleich zum Stahl;
- geringere Bruchdehnung im Vergleich zum Stahl bei nahezu ähnlich hohen Gleichmaßdehnungen;
- mehr Ziehoperationen als bei Stahl erforderlich;
- größere Ziehradien und damit weichere Konturgestaltung der Konstruktion;
- höchste Oberflächengüte der Umformwerkzeuge;
- größerer relativer Ziehspalt als bei Stahl;
- geringerer Niederhalterdruck, gerade soviel, um die Faltenbildung im Flansch zu vermeiden;
- Einprägungen und Sicken dem geringeren Formänderungsvermögen von Aluminium anpassen.

Daher sind Empfehlungen nach [17] als Richtwerte für die Substitution des Stahls durch Aluminium zu beachten.

Ein wettbewerbfähiger und wirtschaftlicher Leichtbau mit Aluminium erfordert daher die gleichzeitige Beherrschung und Berücksichtigung der aluminiumspezifischen Grundlagen. Daher ist ein Aluminium-gerechtes Design für Bauteile erforderlich. Dies setzt neben dem allgemeinen Wissen über die physikalischen und mechanischen Eigenschaften auch ein Verständnis für das Fügen und Umformen von Aluminium voraus [17].

2.2 Tailored Blanks

Beim Tailored Blanking handelt es sich um eine Technologie zum intelligenten Einsatz von Werkstoffen. Die Werkstoffe werden so den Anforderungen nach „geschneidert“, dass die Materialeigenschaften lokal besser genutzt werden, ohne die globalen Eigenschaften des Produktes nachteilig zu beeinflussen. Es gibt verschiedene Verfahren zur Herstellung von Tailored Blanks, hierzu zählen Tailor Rolled Blanks (TRB), Naturally Tailored Blanks (NTB) und Tailored Welded Blanks (TWB) [11].

Tailored Welded Blanks entstehen durch das Schweißen von zwei oder mehr Blechteilen zu einer ebenen Platine, welche durch das Umformen in eine dreidimensionale Komponente umgewandelt wird. Dabei können die einzelnen Blechkomponenten unterschiedliche Materialeigenschaften, Dicken und/oder Oberflächen besitzen. Anwendungsbeispiele von Tailored Welded Blanks im Fahrzeugbau sind in Abbildung 2-1 dargestellt.

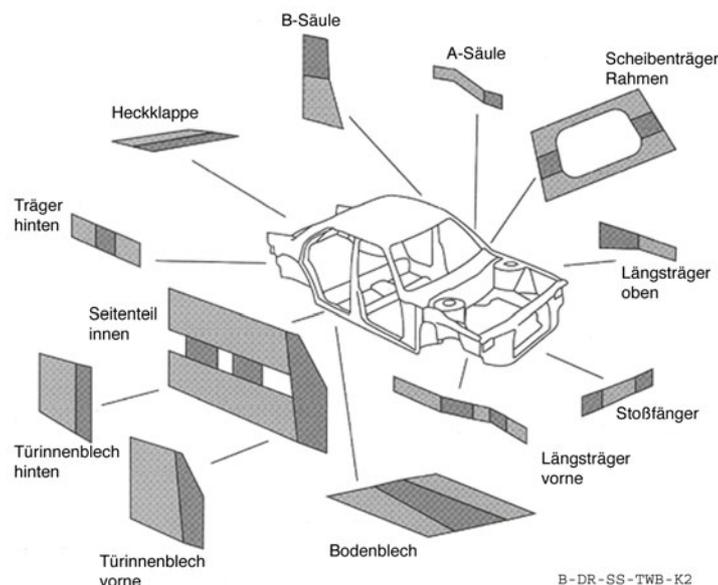


Abbildung 2-1: Anwendungsbeispiele für TWBs [41].

Durch den Einsatz von TWBs resultieren Auswirkungen, die systematisch das Gewicht, die Materialkosten, Design- und Fabrikationskosten und Leistung betreffen. Dadurch ergibt sich eine Reihe von Vorteilen in der Automobilindustrie. Diese sind insbesondere

- Reduzierung des Fahrzeuggewichtes durch Einsatz unterschiedlicher Blechdicken bzw. Blechwerkstoffe und durch den Wegfall von Verstärkungsblechformteilen;
- Materialeinsparung durch Minimierung des Zuschnittverlustes sowie der Belastung angepasste Blechdickenkombination;
- Reduzierung von Fertigungskosten durch Reduzierung der Teileanzahl, Fertigungsschritte, Werkzeuge, Schweißpunkte und durch die Verbesserung der Form- und Maßgenauigkeit;
- Integration mehrerer Ziehteile zu einem großen Ziehteil;
- Erfüllung der lokalen Anforderungen an Festigkeit und Steifigkeit;
- Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit;
- Wegfall von Abdichtarbeiten.

Ferner ergeben sich indirekte Vorteile zur Kostensenkung, die weniger Werkzeuge, geringere Rüstzeiten und Reduzierung von Logistik und Montageflächen bewirken [40, 50-52].

Seit 1994 wird das Seitenteil für einen Cadillac in Dickenkombination von 1,4 mm, 1,8 mm, und 2,1 mm hergestellt. Dadurch konnten bei der Produktion sieben Verstärkungsteile entfallen und gleichzeitig wurde die Steifigkeit und Maßgenauigkeit erhöht [50].

Den vorgenannten Vorteilen stehen folgende Nachteile, die hauptsächlich vom eingesetzten Schweißverfahren abhängig sind, gegenüber [40, 53]:

- hohe Investitionskosten für das Schweißen der Platinen;
- sorgfältiges Handling der Einzelplatinen vor dem Schweißen;
- hohe Anforderungen an die Beschaffenheit der Schnittkanten;
- Korrosionsschutz im Bereich der Schweißnaht;
- Nachbearbeitung der Platine aufgrund der erzeugten Eigenspannungen;
- Mehraufwand bei der Gestaltung der Umformwerkzeuge;
- Stapelbarkeit von Blechen unterschiedlicher Dicken.

Eine weitere Massenreduzierung der Fahrzeugkarosse und damit eine Senkung des Kraftstoffverbrauches ist durch die Substitution des Werkstoffes Stahl durch den um $\frac{1}{3}$ leichteren Werkstoff Aluminium in der TWB-Technologie möglich.

Die serienmäßige Einführung von Aluminium TWBs in der Automobilindustrie wird insbesondere durch die nicht ausreichende Reproduzierbarkeit der Schweißnahtqualität mit herkömmlichen Schmelzschweißverfahren erschwert. Darüber hinaus sieht die Industrie die hohen Investitions- und Unterhaltungskosten sowie die Nahtgeometrie (Konkavität und Konvexität) als weitere Argumente für den zögerlichen Einsatz von TWBs aus Aluminium [54]. Nachfolgend erfolgt eine Übersicht über den Stand der Technik zur Herstellung von Aluminium TWBs mit Hilfe von Schmelzschweißverfahren.

2.2.1 Schweißverfahren zur Herstellung von TWBs aus Aluminium

Die Herstellung von TWBs aus Aluminium stellt aus schweißtechnischer Sicht, bedingt durch die hohe Wärmeleitfähigkeit, die niedrige Viskosität im geschmolzenen Zustand und die Oxidschicht eine Herausforderung dar. Insbesondere die Oxidschicht mit ihrem höheren Schmelzpunkt gegenüber Aluminium erschwert das Schweißen von Aluminium [24]. Die Forschung um das Thema TWBs aus Aluminium kann prinzipiell in zwei Sparten unterteilt werden. Zum einen ist der Schwerpunkt der Untersuchungen auf die Weiterentwicklung und Optimierung des Schweißprozesses gelegt. Hierbei ist die Forschung bemüht die bestehenden Verfahren weiter zu entwickeln bzw. neue Verfahren zu entwickeln um die industrielle Akzeptanz für die TWB-Technologie zu erhöhen. Insbesondere ist das Ziel der Weiterentwicklung des Schweißprozesses die Verringerung bzw. Vermeidung der bekannten Probleme (wie nachfolgend erläutert) beim Schmelzschweißen von Aluminium. Die zweite Sparte der Forschung konzentriert sich hauptsächlich auf die Untersuchung der Umformbarkeit sowie den Einfluss der Schweißnahtorientierung auf die Umformeigenschaften [30]. Die in der Literatur untersuchten TWBs aus Aluminium wurden hauptsächlich mit dem Laser (ND:YAG, CO₂), Elektronenstrahl (VEB, NVEB), WIG und Autogeneous Gas Tungsten Arc hergestellt. Die meisten Untersuchungen in der Literatur handeln über mit dem Laser hergestellte TWBs.

Lichtbogen-Schweißverfahren wie das Wolfram-Inertgasschweißen (WIG) oder Metall-Inertgasschweißen (MIG), sind bekannte Verfahren zum Schweißen von Aluminiumlegierungen [24, 25]. Die Gefahr von Heißrissen besteht bei diesen Verfahren, wenn kein Zusatzwerkstoff beim Schweißen genutzt wird. Insbesondere die 6xxx-Legierungen neigen zu Heißrissen. Dies wird durch den Einsatz von Zusatzwerkstoffen mit hohem Silizium-Anteil vermieden. Die Konsequenz ist die reduzierte Festigkeit der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff. Die hohe Energieeinbringung beim Schweißen führt zum erhöhten Verzug der Platinen nach dem Schweißen. Dadurch müssen die geschweißten Platinen nachbearbeitet werden. Die Naht im Zustand „as-welded“ ist wesentlich schwächer als der Grundwerkstoff, daher ist eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen erforderlich. Der hohe Energieverbrauch beim Schweißen sowie die Entstehung von Ozon als Reaktionsprodukt zeichnen diese Verfahren nicht als umweltfreundlich aus [24]. TWBs aus den Aluminiumlegierungen 5182, 5083 und 5356 wurden mit dem WIG-Schweißverfahren in unterschiedlichen Dickenverhältnissen von 0,2 bis 1 mm hergestellt [23, 26, 55, 56]. Mit dem Verfahren wurden Schweißnähte bis zu einer Geschwindigkeit von 2 m/min hergestellt und bewertet. In den Schliffen der Schweißnähte wurden Poren mit unterschiedlicher Geometrie nachgewiesen. Poren mit einem Durchmesser von 0,4 mm wurden von Davies et al. am häufigsten in der Naht festgestellt [23, 26]. Die SEM-Untersuchungen zeigten eine inhomogene Verteilung der Legierungselemente und es wurde vom Verlust von Legierungselementen bis zu 1 % berichtet [26, 55, 57].

Der Trend im Einsatz des Lasers zum Fügen von Aluminium ist deutlich in der Literatur erkennbar. Dabei werden die Aluminiumlegierungen meistens mit dem Nd:YAG- und mit dem CO₂-Laser geschweißt [26-36]. Die hohe fokussierte Energiedichte ermöglicht eine sehr schmale Naht. Dies erfordert jedoch höhere Genauigkeiten bei der Fügekantenvorbereitung. Der maximal zulässige Spalt zwischen den zuzufügenden Platinen wird in der Literatur mit 10 % der Blechdicke angegeben. Der thermische Verzug ist geringer als bei Lichtbogen-Schweißverfahren. Die Anschaffungs- und Unterhaltungskosten von Laseranlagen sind hoch. Der Entstehung von Heißrissen muss ebenfalls mit Zusatzwerkstoffen begegnet werden. Dabei kann eine inhomogene Nahtqualität entlang der Fügeline entstehen, da der Zusatzwerkstoff unbeabsichtigt in den Laserstrahl geraten kann. Das Verletzungsrisiko ist bei dem Verfahren hoch, daher müssen diese Anlagen in speziell hergerichteten Räumen aufgestellt werden. Dies führt zu einer Steigerung der Anschaffungskosten, da Sekundärkosten durch die erforderliche Infrastruktur, wie z.B. separater abgeschirmter Raum, anfallen [24, 47].

Die Bildung von Plasmaabschirmung führt zu einer weiteren Unsicherheit beim Einsatz von Laser zum Schweißen von Aluminium. Plasmaabschirmung entsteht durch die Ionisierung des teilweise aus der Kapillare austretenden Metaldampfes. Die Ionisierung erfolgt durch die auf den Metaldampf einfallende Strahlungsenergie. Dadurch bildet sich auf der Oberfläche des Werkstückes ein abschirmendes Plasma zunehmender optischer Dichte, welches den Laserstrahl teilweise absorbiert und dadurch die Prozesseffizienz verringert. Der austretende Metaldampf kann zusätzlich eine Leistungsschwankung des Lasers bewirken und dadurch zu einer Prozessinstabilität mit Schweißnahtunregelmäßigkeiten führen [1, 47].

Als Ergebnis können die Oxidschicht und die Bildung von Rissen als Hauptprobleme beim Schmelzschweißen von Aluminium identifiziert werden [11, 24, 36, 38, 58].

Die effektive Schweißnahtquerschnittsfläche wird durch Poren reduziert und damit die Festigkeit der Schweißverbindung herabgesetzt. Eine Versprödung der Naht findet aufgrund der Poren statt, da die lokale Dehnung in der Nähe der Poren stark abnimmt. Die Entstehung von Poren beim Aluminiumschweißen erfolgt hauptsächlich durch den Wasserstoff. Wasserstoff kann beim Schweißen sowohl von der Platinen- oder Zusatzwerkstoffoberfläche als auch aus der Atmosphäre in der Schmelze gelöst werden. Während des Erstarrungsprozesses wird der Wasserstoff aufgrund des Löslichkeitssprunges ausgeschieden. Der ausgeschiedene Wasserstoff bildet Gasblasen, die zur Schweißnahtoberfläche wandern. Beim Schmelzschweißen besteht die Gefahr, dass diese Gasblasen nicht rechtzeitig aus der Schmelze entweichen und so im Schweißgut als Poren mit unterschiedlichen Volumina eingefroren werden [32, 35].

Die Entstehung von Rissen (beim Schmelzschweißen) ist ein weiteres Problem beim Schmelzschweißen von Aluminium. Beim Schweißen können sich Heißrisse bilden. Bei der Erstarrung des Schmelzbades in einem Temperaturbereich zwischen der Liquidus- und der Soliduslinie bilden sich primär erstarrende Kristalle. Kurz vor der Soliduslinie sind die Primärkristalle durch einen noch schmelzflüssigen Film teilweise von einander getrennt. Durch Schrumpfung des Werkstoffes beim Abkühlen reißen diese Filme, die Restschmelze füllt das so entstandene Materialdefizit. Sofern nicht ausreichend niedrigschmelzendes Eutektikum vorhanden ist, können die Trennungen nicht gefüllt werden. Die Heißrissanfälligkeit ist hauptsächlich von der Legierungszusammensetzung, der Abkühlgeschwindigkeit und dem Wärmeausdehnungskoeffizienten abhängig [1, 35]. Die Mechanismen der Rissbildung beim Schmelzschweißen sind detailliert in der Literatur beschrieben [25, 47].

Die Eigenspannungen beim Schmelzschweißen von Aluminium führen zum Verzug des Werkstoffes nach dem Schweißen. Die Größe und Verteilung der Eigenspannungen sind von der Temperaturverteilung und der Temperaturdifferenz abhängig. Je größer die Temperaturdifferenz ist, umso höhere Eigenspannungen und umso größere Deformationen stellen sich ein [25].

Die hohe Energie beim Schmelzschweißen von Aluminium kann zum Verdampfen der Legierungselemente führen, da die Legierungselemente, wie z.B. Magnesium, einen höheren Dampfdruck als Aluminium haben. Dies kann insbesondere bei zu hoher Strahlintensität beim Laserschweißen erfolgen [1, 35, 59].

Mit dem Laser wurden TWBs sowohl in der 5xxx- als auch in 6xxx-Serie hergestellt. Von den naturharten Legierungen wurden die Aluminiumlegierungen 5754-O, und 5182-O geschweißt und untersucht. Für die Herstellung der TWBs aus der 6xxx-Serie wurde die aushärtbare Legierung 6111-T4 mit dem Laser geschweißt. Die TWBs wurden mit verschiedenen Dickenkombinationen mit Dickenverhältnissen zwischen 0,2 bis 1 mm produziert [26, 27, 29-36, 38, 49, 58-61].

Die Schweißgeschwindigkeit wird zwischen 2500 mm/min und 11000 mm/min angegeben. Die meisten Nähte wurden mit Geschwindigkeiten zwischen 6000 bis 8000 mm/min hergestellt.

Buste et. al berichten von einer sehr hohen Streuung der Ergebnisse ohne weitere Quantifizierung [29]. Die Abnahme der Festigkeit in der Naht wird auf den größeren Korndurchmesser verglichen mit dem Grundwerkstoff zurückgeführt.

Die Nahtqualität wird über die Geometrie und Häufigkeit von Unregelmäßigkeiten bzw. Imperfektionen bewertet. Da bei den Schmelzschweißverfahren das Auftreten von Imperfektionen verfahrensbedingt nicht verhindert werden kann, wurden in der ISO/FDIS 13919-2 [62] Grenzwerte für die Abmessungen und die Häufigkeit der Imperfektionen in Abhängigkeit der

Blechdicke definiert. Nach ISO/FDIS 13919-2 werden die Schweißverbindungen in den Bewertungsgruppen niedrig (Gruppe D), mittel (Gruppe C) und hoch (Gruppe B) eingeteilt.

Mikrorisse sind nach ISO/FDIS 13919-2 in der Bewertungskategorie D mit einer maximalen Länge von $0,25 \times t$ (t = Blechdicke) und $0,05 \times t$ in der Gruppe C zulässig, wobei die Blechdicke bei Tailored Blanks die Dicke des dünneren Fügepartners kennzeichnet. Entsprechend sind Grenzwerte für die Abmessungen (zwischen 30 % bis 50 % der Blechdicke je nach Bewertungsgruppe) und Häufigkeiten von Poren ($\leq 0,3$ % für Gruppe B, ≤ 4 % für Gruppe C und ≤ 10 % für Gruppe D) definiert.

In der Bewertungsgruppe D sind Bindefehler mit einer Höhe von maximal $0,25 \times t$ nach ISO/FDIS 13919-2 zulässig. Die zulässigen Grenzwerte für Randkerben, Überhöhungen, Unterwölbungen etc. sind in der ISO/FDIS 13919-2 zu finden.

Je nach Lage der Imperfektion im Werkstück und der Art der Belastung vermindern die Unregelmäßigkeiten Umformbarkeit, Festigkeit, Duktilität und Dauerfestigkeit der gefügten Verbindung. Insbesondere wird die Dauerfestigkeit durch Kerbwirkung bei den letztgenannten Unregelmäßigkeiten verringert [1].

Zusätzlich kann durch die Entstehung von Schweißspritzern die Gütequalität der Oberfläche des Werkstückes vermindert werden. Die Schweißspritzer können beim Umformprozess zur Beschädigung der Werkstück- und/oder Werkzeugoberfläche führen.

Die beschriebenen Imperfektionen sind Begleiterscheinungen von Schmelzschweißverfahren, durch den Einsatz des Reibrührschweißens (Friction Stir Welding, im folgenden FSW genannt) können die genannten Nachteile bei gleichzeitiger Verbesserung der Nahtqualität behoben werden. Das Verfahren wird im Abschnitt 2.3 detailliert beschrieben.

2.3 FSW-Verfahren

Beim FSW-Verfahren handelt es sich um ein speziell zum Schweißen von Aluminium und Aluminiumlegierungen geeignetes Fügeverfahren. Friction Stir Welding (FSW) wurde von TWI (The Welding Institute, Cambridge) entwickelt und 1991 patentiert [63]. Das Verfahren wird von unterschiedlichen Organisationen und Forschungszentren genutzt und weiter entwickelt [64-71]. Da Friction Stir Welding eine Abwandlung des konventionellen Reibschweißens darstellt, erfolgt das Schweißen unterhalb des Schmelzpunktes der Fügepartner. Somit schmilzt das Material nicht, sondern plastifiziert. Mit dem Plastifizieren wird der Zustand des Aluminiums bei einer Temperatur von etwa 550 °C in dieser Arbeit bezeichnet. Damit ergeben sich Vorteile gegenüber den herkömmlichen Schmelzschweißverfahren. Mit diesem Verfahren können Legierungen miteinander verschweißt werden, die mit Schmelzschweißverfahren nicht oder nur schwer schweißbar sind. Entsprechend können artungleiche Teile, z.B. Gussteile mit Strangpressprofilen, verschweißt werden. Ferner wird das Verfahren auch zum

Schweißen von anderen Werkstoffen, wie Fe, Ti, Mg, Cu etc. eingesetzt. Bei GKSS werden derzeit Machbarkeitsstudien zum Schweißen von unterschiedlichen Aluminiumlegierungen (2000 bis 7000 Serien), Blei, Kupfer und Magnesiumlegierungen durchgeführt [72, 73]. Mit dem FSW-Verfahren sind unterschiedliche Nahtkonfigurationen möglich, dabei wurden gradlinige sowie nichtgeradlinige in der Ebene oder im Raum liegende Nähte mit dem Verfahren erfolgreich hergestellt.

Beim FSW-Verfahren wird ein zylinderförmiges Werkzeug eingesetzt. Das FSW-Werkzeug ist als Explosionszeichnung in Abbildung 2-2 dargestellt.



Abbildung 2-2: FSW-Werkzeug [74, 75].

Das Werkzeug besteht aus einem Stift (Pin), welches in der Werkzeugschulter befestigt wird. Aufgrund der thermomechanischen Beanspruchung muss das Werkzeug aus einem Material mit hohem Verschleißwiderstand bestehen, welches hohen monotonen und zyklischen Kräften unter hohen Temperaturen widersteht [73].

Zum Schweißen wird das rotierende Werkzeug langsam in den Fügebereich eingebracht. Bei Stoßverbindungen muss das Auseinanderdriften der Grundwerkstoffe durch eine ausreichende Einspannung unterbunden werden. Infolge der Rotationsbewegung des Werkzeuges sowie des erforderlichen Druckes wird eine Reibungswärme (hauptsächlich durch die Schulter) erzeugt, die zum Plastifizieren des Materials unter der Schulter führt. Nach ausreichender Plastifizierung wird das Werkzeug unter einer bestimmten Vorschubgeschwindigkeit (Schweißgeschwindigkeit) entlang des zu schweißenden Bereiches geführt. Der Ablauf des FSW-Verfahrens ist in Abbildung 2-3 schematisch dargestellt.

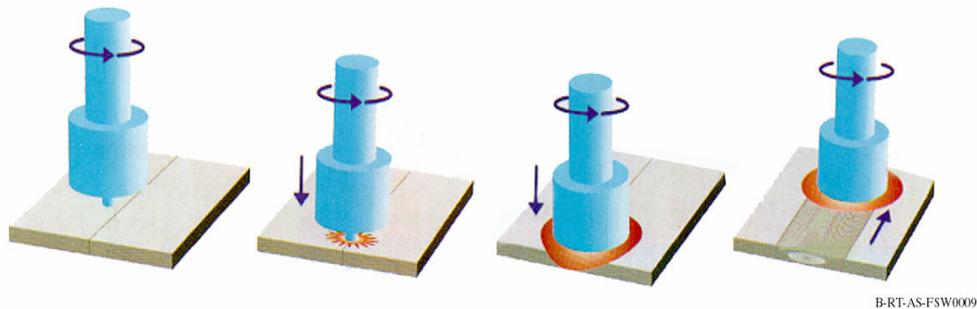


Abbildung 2-3: FSW-Verfahrensablauf [73].

Das Werkzeug rührt das plastifizierte Material und erzeugt eine feste Verbindung. Während des Schweißvorganges wird das plastifizierte Material in Richtung der Rotationsbewegung sowie in Richtung der Materialdicke je nach Profilierung des Stiftes vertikal nach oben oder nach unten geführt. Die Schulter sorgt zusätzlich dafür, dass der plastifizierte Werkstoff nicht aus dem Nahtbereich treten kann. Die Nahtdicke entspricht in etwa der Blechdicke des Grundwerkstoffes.

Die Rotationsrichtung und die Translationsbewegung des Werkzeuges überlagern sich. Auf der einen Seite der Fügelinie sind die Bewegungsvektoren gleichgerichtet und auf der anderen Seite wirken sie entgegengesetzt zu einander. Die Seite mit gleicher Richtung der Rotations- und der Translationsbewegung wird mit Advancing-Seite bezeichnet. Die Retreating-Seite beschreibt die Seite mit entgegengesetzter Richtung der Rotations- und der Translationsbewegung. Da keine adequate Terminologie zur Beschreibung der unterschiedlichen Seiten einer FSW-Naht auf Deutsch existiert, werden im Rahmen dieser Arbeit die englischen Begriffe verwendet.

Die Qualität der mit FSW hergestellten Schweißnaht hängt außer von der Werkzeuggeometrie von folgenden Parametern ab:

- Rotationsgeschwindigkeit
- Vorschubgeschwindigkeit
- Druck
- Arbeitswinkel
- Vorschubwinkel

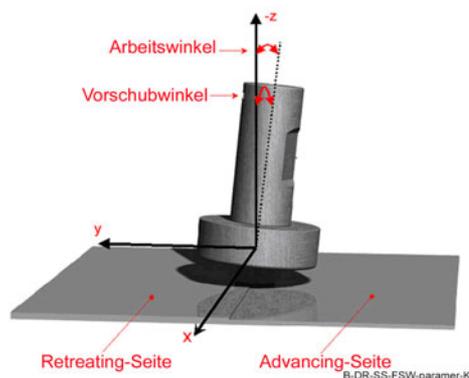


Abbildung 2-4: FSW-Parameterdefinition [75].

Die optimale Form des Werkzeuges (Stift und Schulter) ist abhängig vom zu fügenden Material und variiert bei unterschiedlichen Werkstoffen und Schweißverbindungen (Stoß- oder

Überlappverbindung). Die Qualität der FSW-Verbindung wird maßgeblich durch die Kombination der v.g. Parameter sowie der optimalen Form des Werkzeuges bestimmt.

Das charakteristische Bild einer mit FSW produzierten Naht ist in Abbildung 2-5 dargestellt.

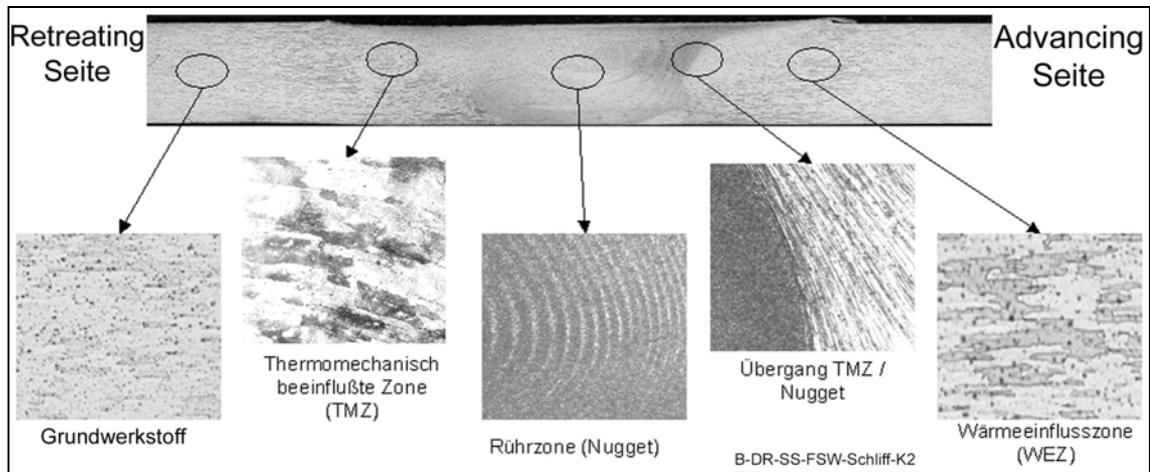


Abbildung 2-5: Gefüge der FSW-Naht.

In der Mitte der Naht liegt der Nugget oder Rührzone mit einer zwiebelartigen Struktur. Dieser Bereich entsteht durch den hohen Verformungsgrad im Bereich des Stiftes sowie der Reibungstemperatur. Die Form des Nuggets ist abhängig von den Schweißparametern. Das Gefüge in diesem Bereich ist feinkörnig ca. \varnothing 2-5 μm [74]. Die zwiebelartige Struktur entsteht dabei durch die Rotation und den Vorschub des Werkzeuges. Der thermomechanisch beeinflusste Bereich schließt sich am Rand des Nuggets an. Das Material ist in diesem Bereich aufgrund des Röhreffektes und des Temperaturfeldes thermisch beeinflusst und plastisch verformt [74]. Die Wärmeeinflusszone schließt an diesem Bereich an. Dieser Bereich ist nicht deformiert, erfährt jedoch aufgrund der Temperatureinwirkung eine Veränderung des Gefüges infolge von Ausscheidungen. Infolge der unterschiedlichen Bereiche in der Schweißnaht variieren die mechanischen Kennwerte quer zur Naht. So ist die Festigkeit im Bereich des Nuggets innerhalb der Schweißnaht am höchsten, in Einzelfällen (5xxx-Legierungen die nicht kalt verfestigt sind) kann eine höhere Festigkeit als im Grundwerkstoff erreicht werden. FSW zeichnet sich durch reproduzierbare und gute Schweißnahteigenschaften aus. Die Vorteile gegenüber herkömmlichen Schweißverfahren resultieren zum einen aus dem geringen Wärmeeintrag und zum anderen daraus, dass jegliche Aluminiumlegierungen mit diesem Verfahren geschweißt werden können. Weitere Vorteile des FSW-Verfahrens sind nachfolgend aufgelistet [72-75]:

- Poren und Risse sind bei FSW-Nähten mit geeigneten Parameterkombinationen nicht vorhanden.
- Der Verzug ist sehr gering.

- Die Eigenspannungen sind aufgrund der niedrigen Wärmeeinbringung gering.
- Nicht schmelzschweißgeeignete Werkstoffe können mit diesem Verfahren geschweißt werden.
- Die Ermüdungseigenschaften sind deutlich besser als bei herkömmlichen Schweißverfahren.
- Die Bruchdehnung ist höher gegenüber herkömmlichen Schweißverfahren.
- Die zu fügenden Bleche bedürfen keiner speziellen Behandlung der Fügekanten vor dem Schweißen (z.B. müssen die Oxidschichten nicht entfernt werden).
- Zusatzwerkstoffe oder eine Schutzgasatmosphäre sind nicht erforderlich.
- Beim Schweißen werden keine gesundheitsgefährdenden Substanzen freigesetzt.
- Das Reibrührschweißen kann automatisch überwacht und gesteuert werden.
- Das Verfahren bietet eine hohe Produktivität und hohe gleichbleibende Qualität.
- FSW kann auch zum Fügen von anderen Leichtmetallen eingesetzt werden.
- Es ist kein speziell geschultes Personal erforderlich.
- Das Verfahren ist wegen des geringen Leistungsbedarfs kostengünstig.
- Es sind keine nachträglichen Richtarbeiten notwendig.
- Der Schweißvorgang kann in jeglicher Position ausgeführt werden.
- Das Verfahren eignet sich auch zur Punktschweißung.

Den genannten Vorteilen stehen die nachfolgenden Nachteile gegenüber:

- Die Schweißgeschwindigkeit ist in einigen Knetlegierungen geringer als bei mechanisierten Schmelzschweißverfahren.
- Die Werkstoffe benötigen eine Unterlage (Backing Bar) bzw. Gegenlager zur Aufnahme der Kräfte und um ein Auspressen des Materials auf der Unterseite zu verhindern.
- Am Ende der Naht wo der Stift herausgenommen wird bleibt ein Loch (Keyhole) übrig.
- Ein- und ausleitende Bleche sind am Anfang und Ende der Werkstücke notwendig, wenn die Schweißnaht von einer Kante zur anderen durchgehen soll.
- Anwendungen für tragbare Schweißeinrichtungen sind, bedingt durch das erforderliche Gegenlager, begrenzt.

Die oben gezeigten Vorteile des Verfahrens zeigen, dass FSW für die Herstellung von Tailored Blanks geeignet ist. Gerade die Option TWBs aus nicht schmelzschweißgeeigneten Werkstoffen herstellen zu können, bietet der Industrie eine Reihe von zusätzlichen Möglichkeiten zum optimalen „Maßschneiden“ von Blechplatinen. Hierbei besteht die Möglichkeit TWBs nicht nur aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen herzustellen, sondern aus unterschiedlichen Materialien wie z.B: TWBs aus Aluminium und Magnesium.

2.4 Prüfverfahren zur Beurteilung des Umformverhaltens

Die zur Beurteilung der mechanischen und technologischen Eigenschaften erforderlichen Prüfverfahren stammen aus dem Bereich der Blechumformung. Diese Prüfverfahren müssen jedoch auf die Besonderheit der TWBs angepasst werden. Für TWBs aus Stahlblech existieren Regelwerke, die sich mit der Thematik der Qualitätssicherung der Schweißnähte befassen. Insbesondere wird auf „A/SP Technical Report von Juli 1995 sowie Tailor Welded Blank Acceptance Guidelines von Juni 1997“ verwiesen [41, 76]. Nachfolgend werden diese Prüfverfahren dargestellt und die Besonderheiten für die Beurteilung von TWBs erläutert.

Im Allgemeinen wird mit einem Umformprozess das Tiefziehen assoziiert, wobei dies jedoch lediglich einen speziellen Umformmodus bzw. -zustand darstellt und nicht den gesamten Prozess beschreibt [77]. Wie aus der Abbildung 2-6 ersichtlich, beinhaltet der Umformprozess eine Reihe von möglichen Umformzuständen. Diese stellen unterschiedliche Anforderungen infolge von verschiedenen Spannungs- und Dehnungszuständen an das Material. Daher ist eine Aussage über die Grenzen der Verformbarkeit eines Blechwerkstoffes sehr von den beim Umformprozess zu erwartenden Umformzuständen abhängig. Ein Umformprozess beinhaltet je nach Komplexität des Bauteils unterschiedliche Umformzustände wie z.B. Biegen, Ziehen, Streckziehen, Recken etc. [77].

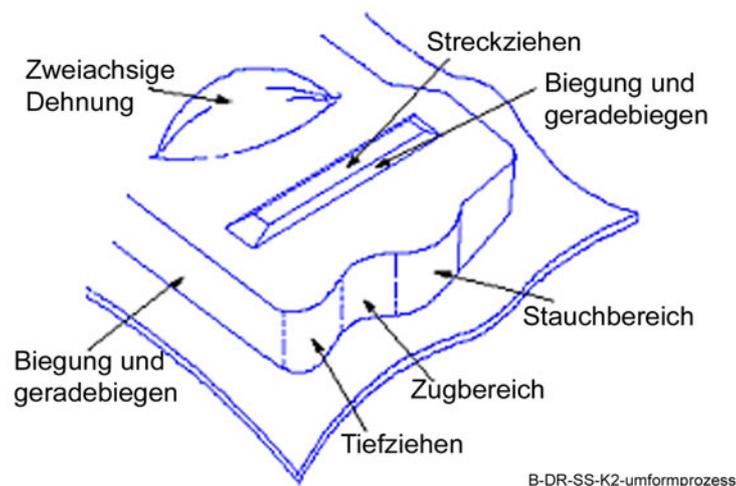


Abbildung 2-6: Unterteilung des Umformprozesses in einzelne Umformarten [77].

Keeler [77] stellt in „Automotive Sheet Metal Formability“ eine ausführliche Beschreibung der beim Umformprozess möglichen Umformarten bzw. -modes dar.

Die Umformbarkeit von Blechwerkstoffen lassen sich nach [78] durch mechanische Prüfmethoden und simulierende Prüfverfahren beschreiben. Die mechanischen Prüfmethoden dienen der Überprüfung der Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der Umformbarkeit. Da diese Prüfmethoden nicht verfahrensgebunden sind, wird ausschließlich der Einfluss des Werkstoffes geprüft. Der hydraulische Tiefungsversuch, der Kerbzugversuch sowie der Zugversuch stellen die nicht verfahrensgebunden Prüfverfahren dar. Die simulierenden Prüfmethoden sollen einen Umformzustand (Mode) oder eine Kombination von Umformzuständen in vereinfachter bzw. kontrollierter Form widerspiegeln. Somit spielen bei diesen Prüfverfahren sowohl die mechanischen Kennwerte eines Werkstoffes als auch die Verfahrensrandbedingungen bei der Interpretation der Ergebnisse eine wesentliche Rolle. Hierzu zählen der Erichsen-Tiefungsversuch, Näpfchenziehversuch nach Zwiß, Nakazima etc. [20, 77-79].

Die Umformeignung von isotropen Metallen wird nach Banabic [78, 80] durch die Duktilität sowie die Fließkurve beschrieben. In der Literatur kann die Fließkurve durch verschiedene Verfahren (wie. Z.B. Zugversuch, Stauchversuch, Biegeversuch, etc.) ermittelt werden [20, 77, 78, 81-83]. Die Ergebnisse der unterschiedlichen Prüfverfahren weichen teilweise erheblich (bis zu 30 %) von einander ab. Dies ist auf die unterschiedlichen Spannungs- und Dehnungszustände, unterschiedliche hydrostatische Spannungsanteile sowie den unterschiedlichen Versuchsbedingungen zurück zu führen [78-80].

2.4.1 Flachzugversuch

Bei dem Flachzugversuch handelt es sich um eine Variante des einachsigen Zugversuches mit Rundzugproben nach DIN 50125 bzw. DIN EN 10002-1, für Blechwerkstoffe. Dieser Versuch ist in der Literatur beschrieben [84]. Hier wird auf die Besonderheiten des Versuches zur Ermittlung von Kennwerten für die Blechumformung eingegangen. Die Aufnahme der Fließkurve ist mit Erreichen der Gleichmaßdehnung beendet, da der Einschnürvorgang für die Ermittlung der Fließkurve nicht berücksichtigt werden kann [20, 78, 79]. Die am meisten verwendeten Kennwerte aus dem Zugversuch sind Streckgrenze R_{eU} , R_{eH} (bei Stahlblechen) bzw. Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g sowie Bruchdehnung A [85]. Die Ergebnisse des Zugversuches werden gewöhnlich in Form eines Spannungs-Dehnungs-Diagramms abgebildet. Die Zugspannung (konventionelle Spannung) wird als Quotient der Kraft über der unverformten Querschnittsfläche bestimmt. Die Fließspannung k_f gilt im plastischen Bereich bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung. Hier wird der Quotient aus der aktuellen Kraft F und der aktuellen Querschnittsfläche S gebildet.

$$k_f = \frac{F}{S}$$

Gl. 2-1

Aus den Ergebnissen des Zugversuches können weitere Kennwerte zur Beurteilung der Umformung ermittelt werden. Diese sind neben der erwähnten Fließspannung k_f bzw. Fließkurve $k_f(\varphi)$, das Streckgrenzenverhältnis St_v , der Verfestigungsexponent n und die Anisotropie r bzw. Δr .

Die logarithmische Formänderung φ wird wahre Dehnung genannt. Im Gegensatz zur konventionellen Dehnung

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \text{Gl. 2-2}$$

wird die Verlängerung jeweils auf den Momentanwert bezogen [86].

$$\varphi = \ln \frac{L_1}{L_0} = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Gl. 2-3}$$

Die mathematische Beschreibung der Fließspannung bzw. der wahren Spannung kann für viele Werkstoffe auch für Aluminiumlegierungen [20, 86] mit Hilfe von Potenzfunktionen nach Ludwik oder nach Hollomon dargestellt werden.

$$k_f = k \times \varphi^n \text{ (Hollomon-Gleichung)} \quad \text{Gl. 2-4}$$

Die Fließspannung ist abhängig von der Walzrichtung zur Prüfrichtung, daher sollte im Allgemeinen der Zugversuch mindestens parallel, senkrecht und in 45° zur Walzrichtung durchgeführt werden [20].

Mit den oben genannten Kennwerten kann das plastische Umformvermögen nicht ausreichend beurteilt werden. Die Kaltumformbarkeit eines Werkstoffes wird durch das Streckgrenzenverhältnis St_v beschrieben. In der Literatur [87, 88] beschreibt das Streckgrenzenverhältnis das Verhältnis zwischen der Streckgrenze R_e zur Zugfestigkeit R_m . Im Rahmen dieser Arbeit wird das Streckgrenzenverhältnis gemäß Gl. 2-5 als Quotient zwischen der Dehngrenze und der Zugfestigkeit gebildet.

$$St_v = \frac{R_{p0.2}}{R_m} \quad \text{Gl. 2-5}$$

Mit dem Streckgrenzenverhältnis wird die Größe des Spannungsbereiches für die plastische Formänderung angegeben. Je niedriger das Streckgrenzenverhältnis umso höher ist das Verfestigungsvermögen bzw. umso größer ist das Umformvermögen des Blechwerkstoffes [87, 88].

Aus der Hollomon-Gleichung lässt sich der Verfestigungsexponent n ermitteln. Dieser ist näherungsweise die Steigung der Fließkurve im wahren Spannungs-Dehnungs-Diagramm in doppelt logarithmischer Darstellung [20, 78-80, 86, 89].

$$n = \frac{\partial \ln k_f}{\partial \ln \varphi} \quad \text{Gl. 2-6}$$

Nach [79] kann der Verfestigungsexponent ohne die Ermittlung der Fließspannung durch die Gleichung Gl. 2-7 ermittelt werden.

$$n = \ln \frac{\left(\frac{1 + \varepsilon_2}{1 + \varepsilon_1} \right) + \ln \left(\frac{F_2}{F_1} \right)}{\ln \left(\frac{\ln(1 + \varepsilon_2)}{\ln(1 + \varepsilon_1)} \right)} \quad \text{Gl. 2-7}$$

Dabei bedeuten ε_1 und ε_2 die bei den Kräften F_1 und F_2 erreichten Dehnungen. Der Verfestigungsexponent n wird als Mittelwert aus fünf Wertepaaren berechnet.

Der Verfestigungsexponent n kann als ein Maß für die maximal erreichbare Verformung während der Kalt-Umformung gesehen werden. Je größer n ist, umso geringer ist die Neigung des Materials zur lokalen Einschnürung, dadurch besteht eine Korrelation zu den simulierenden bzw. technologischen Prüfverfahren [20, 77, 90].

Die Anisotropie des Werkstoffes korreliert ebenfalls mit den technologischen Prüfmethode. Die mechanischen Eigenschaften sind abhängig von der Prüfrichtung zur Walzrichtung. Der r -Wert stellt ein Maß für die Anisotropie der plastischen Verformung in Blechproben dar [20, 77, 78, 80].

Der r -Wert „senkrechte Anisotropie“ wird aus dem Verhältnis der wahren Dehnung in der Breiten- und Dickenrichtung nach der Gleichung Gl. 2-8 ermittelt.

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_a} = \frac{\ln \left(\frac{b}{b_0} \right)}{\ln \left(\frac{a}{a_0} \right)}$$

Gl. 2-8

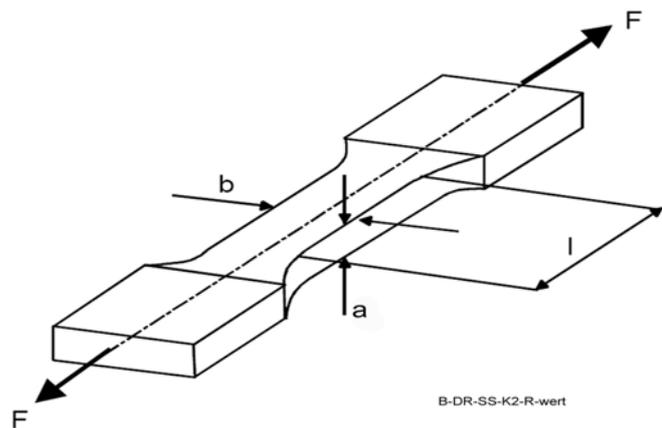


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung einer Zugprobe [20].

Die mittlere senkrechte Anisotropie resultiert aus der senkrechten Anisotropie jeweils parallel, normal und in 45° Richtung zur Walzrichtung.

$$r_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{Gl. 2-9}$$

Für die Blechprüfung wird vielfach auch die ebene Anisotropie Δr verwendet. Sie beschreibt das Materialverhalten hinsichtlich der Anisotropie in der Blechebene.

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad \text{Gl. 2-10}$$

Nach Ostermann [20] kann die ebene Anisotropie durch die Gleichung Gl. 2-11 besser beschrieben werden.

$$\Delta r = r_{\max} - r_{\min} \quad \text{Gl. 2-11}$$

Da bei manchen Materialien die senkrechte Anisotropie 45° zur Walzrichtung dem Mittelwert der senkrechten Anisotropie parallel und normal zur Walzrichtung entspricht. Dadurch würde Gl. 2-10 zur 0, obwohl das Material sich anisotrop verhält.

Je kleiner der r-Wert, umso kleiner ist das Grenzziehverhältnis $\beta_{0\max}$. Das Grenzziehverhältnis wird aus dem Näpfchenziehversuch nach Swift ermittelt und beschreibt das Verhältnis zwischen dem Stempeldurchmesser und der maximalen Rindendurchmesser, ab der ein Napf ohne Bodenreißer nicht gezogen werden kann [20]. Die ebene Anisotropie Δr zeigt die Tendenz zur Zipfeligkeit, bei $\Delta r < 0$ ist die Zipfelbildung unter 45° zur Walzrichtung zu erwarten. Die Zipfelbildung unter 90° zur Walzrichtung wird durch den $\Delta r > 0$ erwartet [77-80, 86, 89].

Somit können aus den im einachsigen Zugversuch gewonnenen Kennwerten teilweise auf die Umformbarkeit eines Blechwerkstoffes geschlossen werden.

Die v.g. Überlegungen gelten auch für Tailored Welded Blanks, wobei hier erschwerend hinzukommt, dass unterschiedliche Materialeigenschaften (der Bleche und verschiedene Zonen der Schweißnaht) unterschiedliche Eigenschaften bei der Umformung, und so auch beim Zugversuch, aufweisen. Die mit dem Flachzugversuch ermittelten Kennwerte können somit nicht ohne weiteres für Tailored Blanks übernommen werden [40, 53, 91].

Entsprechend der Walzrichtung beeinflusst die Lage der Schweißnaht zur Prüfrichtung die Ergebnisse des Zugversuches. In der Literatur [20, 30, 34, 40, 76] werden daher Zugproben parallel und quer zur Schweißnaht hergestellt.

2.4.2 Grenzformänderungsschaubild

Bevor eine Blechplatte zu einem Bauteil umgeformt werden kann, muss das Umformvermögen des Bleches in Verbindung mit den zu erwartenden Formänderungen analysiert werden. Eine Methode zur Vorhersage von Grenzen der Umformbarkeit eines Werkstoffes besteht in der Anwendung dieser Methode. Keeler und Backofen entwickelten 1964 und Goodwin 1968 das Verfahren zur theoretischen Bestimmung der Formänderungsgrenze durch ein

entsprechendes Schaubild (Forming Limit Diagram FLD). Die Grenze der Formänderung eines Materials wird kurz vor dem Einsetzen der lokalen Einschnürung erreicht.

Das FLD besteht im Wesentlichen aus der Darstellung des Umformgrades φ_1 (Hauptformänderung) über φ_2 (Nebenformänderung) und deren Verbindung durch eine Ausgleichkurve. Die so im Schaubild entstandene Grenzkurve (FLC) stellt den Übergang von sicherem Werkstoffverhalten zum Versagen für eine gegebene Dicke und Material dar.

Eine Methode zur Ermittlung der Umformgrade besteht darin, die Blechoberfläche mit einem Raster zu versehen. Infolge der Verformung des Werkstoffes verändert das Messraster seine Form. Bei einem Kreisliniennetz wandeln sich die Kreise zu Ellipsen um, wobei die größere Achse die Richtung der Hauptdehnung (φ_1) kennzeichnet. Methoden zur Auftragung des Liniennetzes sind in der Literatur beschrieben.

In Abbildung 2-8 ist deutlich zu erkennen, dass die Kreislinien in Abhängigkeit des Spannungszustandes zu unterschiedlichen Ellipsen ausgebildet werden.

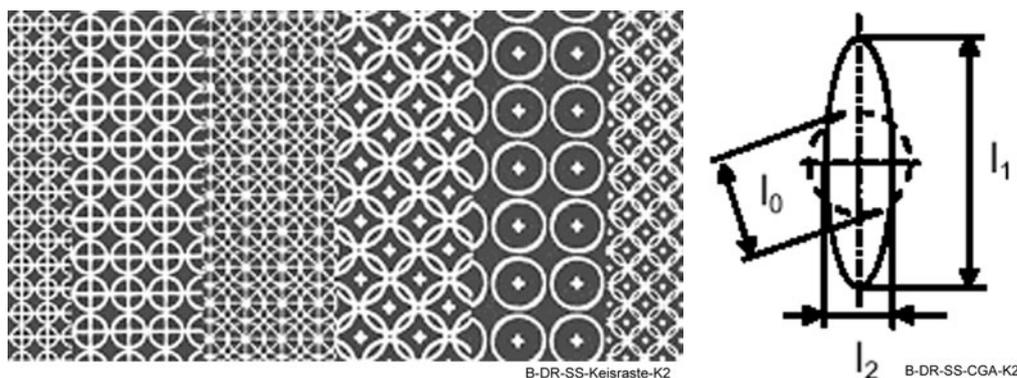


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Formänderung des Kreismusters [20, 86].

Die Umformgrade φ_1 (Hauptformänderung) und φ_2 (Nebenformänderung) werden aus dem logarithmischen Verhältnis der Ellipsenachsen nach der Verformung l_1 und l_2 zum Durchmesser l_0 , vor der Verformung nach der Beziehung gemäß Gl. 2-12 gebildet.

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{l_1}{l_0}\right); \varphi_2 = \ln\left(\frac{l_2}{l_0}\right) \quad \text{Gl. 2-12}$$

Der Umformgrad in Dickenrichtung φ_3 kann annähernd aus dem Gesetz der Volumenkonstanz ermittelt werden.

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad \text{Gl. 2-13}$$

Das so ermittelte FLD gilt jedoch nur bei einem konstanten Verhältnis zwischen den v.g. Umformgraden.

Bei der manuellen Auswertung sind die ermittelten Dehnungszustände zum einem vom aufgetragenen Kreisdurchmesser abhängig und zum anderen von der Messgenauigkeit bei der Bestimmung der Achslängen der Ellipsen. Mit kleiner werdendem Kreisdurchmesser steigt die lokale Auflösung bei steigender Messgenauigkeit. Eine nähere Beschreibung über den Einfluss des Messrasters auf die Grenzformänderungskurve ist der Literatur zu entnehmen [77, 92].

Je nach Dehnungszustand können bestimmte Bereiche (siehe Abbildung 2-9) des FLDs (Grenzformänderungsschaubild) dargestellt werden.

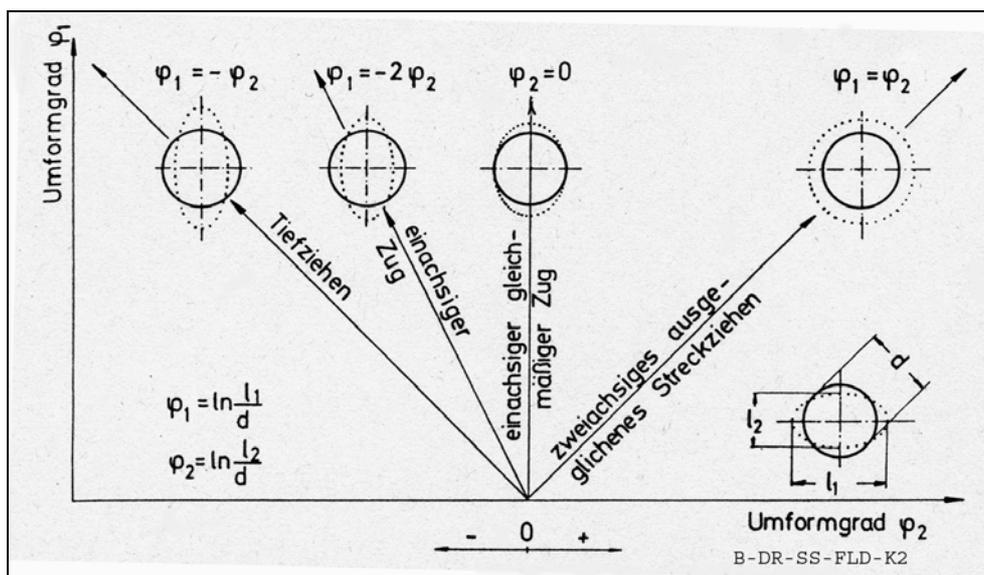


Abbildung 2-9: Verfahren zur Bestimmung von FLD's [79].

Gemäß Abbildung 2-9 können bestimmte Prüfverfahren (bedingt durch ihre Spannungs-Dehnungszustände) nur gewisse Teile des Grenzformänderungsschaubildes abdecken. Um die Grenzkurve abbilden zu können, muss das Bauteil mit verschiedenen Verfahren geprüft werden, um die bei der „realen“ Umformung auftretenden Spannungszustände abzudecken.

Durch Änderung von Umformparameter (Form, Reibung, Niederhalterkraft etc.) kann die Lage der Umformgrade positiv beeinflusst werden. In der Literatur sind eine Reihe von Parametern, die einen Effekt auf die Formänderungsgrenze ausüben, ausführlich erläutert [20, 77, 79, 82, 83].

Das Grenzformänderungsschaubild (FLD) bietet somit die Möglichkeit die plastischen Instabilitäten eines Werkstoffes zu erkennen und somit seine Umformgrenzen zu bestimmen.

Abgesehen von der experimentellen Bestimmung des FLDs besteht die Möglichkeit der numerischen Beschreibung der Grenzformänderungskurve. Eine Methode zur mathematischen Beschreibung des FLD wurde von Marciniak und Kuczynski entwickelt. Diese Möglichkeit bietet eine Reihe von Vorteilen bei bekannten Werkstoffigenschaften. In der Literatur sind

weitere theoretische Methoden veröffentlicht, die teilweise auf die M-K-Methode zugreifen [28, 93, 94].

Zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve werden der Nakazimaversuch sowie der Kerbzugversuch eingesetzt. Mit dem Nakazimaversuch können mit Ausnahme des Tiefziehbereiches die gesamten Umformgrade gemäß Abbildung 2-9 beschrieben werden. Somit kann mit einem Verfahren das Formänderungsdiagramm zwischen dem einachsigen Zug und dem zweiachsigen ausgeglichenen Streckziehen ermittelt werden. Der Kerbzugversuch stellt ein einfaches Verfahren zur Bestimmung der linken Seite des Grenzformänderungsdiagramms (der Bereich zwischen dem einachsigen Zug und dem einachsigen gleichmäßigen Zug) frei vom Einfluss der Reibung dar. Beide Verfahren werden nachfolgend erläutert.

2.4.3 Nakazimaversuch

Die Grenzformänderungskurve kann mit Hilfe von unterschiedlichen Verfahren (siehe Literatur) ermittelt werden. Die Lage der Grenzkurve im Diagramm ist von den verfahrensspezifischen Eigenschaften, von der Blechdicke, Abmessungen des Messrasters und der Umformgeschichte abhängig. Daher ist der direkte Vergleich der Umformeigenschaften von mit zwei unterschiedlichen Prüfverfahren getesteten Blechen schwer möglich. Nähere Angaben zur Grenzformänderungskurven sind in der Literatur zu finden [77-79, 82, 83]. Beim Nakazimaversuch wird das Grenzformänderungsschaubild durch sieben Blechproben mit unterschiedlichen Breiten ermittelt. Die Probe wird zwischen dem Niederhalter und Matrize eingespannt. Durch die Hubbewegung des halbkugelförmigen Stempels wird die Probe bis zum Einsetzen des Bruches umgeformt. Dieses Verfahren zur Ermittlung von Grenzformänderungsschaubildern gehört zu den am meisten verwendeten Prüfverfahren und wird auch von der internationalen Tiefzieh-Gruppe (IDDRG) empfohlen [95, 96].

Durch die Anwendung von Blechproben verschiedener Breite können unterschiedliche Beanspruchungen simuliert werden. Ein Nachteil dieser Methode besteht darin, dass beim Ziehen von schmalen Blechproben sich der Bruch außerhalb der Stempelform bzw. in Abhängigkeit der Blechdicke und Probenbreite im Ziehradius der Matrize ereignet [82].

Die von Hasek [82] entwickelte Methode begegnet dem Nachteil von Nakazima-Proben durch die Herstellung von taillierten Proben. Das Hasek-Verfahren wird häufig als Nakazima-Verfahren bezeichnet. Die Formänderungsgrenze wird mittels einer kreisförmigen Blechplatte und sechs kreisförmigen auf zwei Seiten ausgeschnittenen Platinen und einem halbkugelförmigen Stempel ermittelt. Die Abmessungen der Proben sind in der Abbildung 2-10 dargestellt.

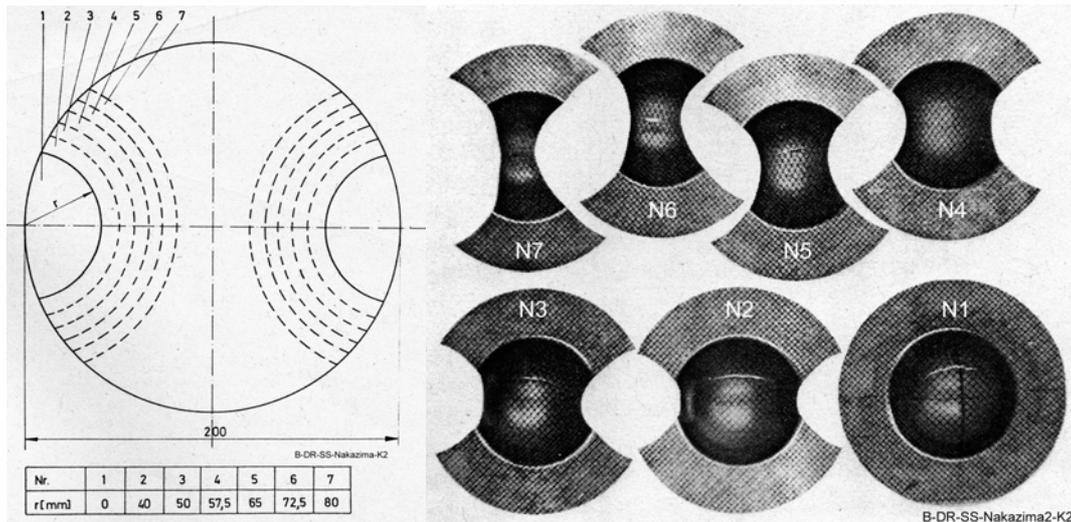


Abbildung 2-10: Darstellung der Blechproben nach Hasek [82].

Die unterschiedlichen Proben werden im Folgenden mit N1 bis N7 bezeichnet. Entsprechend zum Nakazima-Verfahren wird mit dieser Methode die gesamte Grenzkurve im Formänderungsschaubild ermittelt. Das Grenzformänderungsschaubild für das Hasek-Verfahren ist in der Abbildung 2-11 dargestellt.

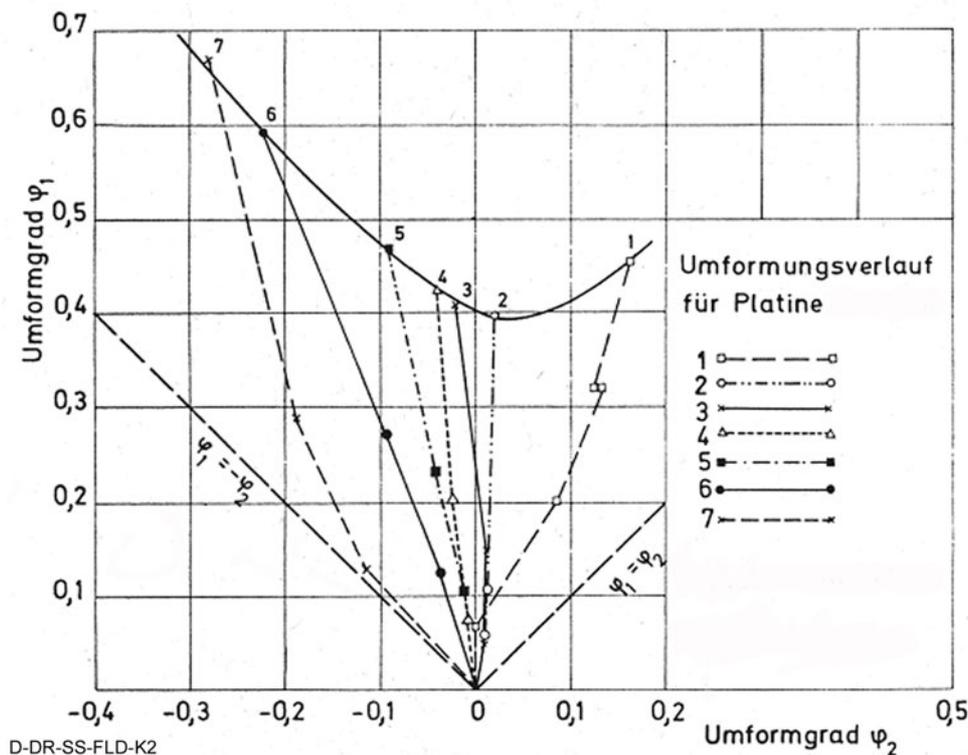


Abbildung 2-11: Das mit dem Hasek-Verfahren erstellte FLD [82].

Zur Bestimmung des FLDs sind die sieben Proben N1 bis N7 mit den Abmessungen gemäß Abbildung 2-10 erforderlich. Die Blechoberflächen werden mit einem Gitternetz (Abbildung 2-8) versehen. Die einzelnen Blechplatten werden mit einem halbkugelförmigen Stempel bis

zum Bruch umgeformt. Anschließend werden die Umformgrade φ_1 und φ_2 ermittelt [20, 77, 78, 82, 83, 86]. Mit dieser Methode ist es möglich mit einem Verfahren die Formänderungsgrenzen der Blechwerkstoffe zu ermitteln.

2.4.4 Flachzugversuch mit behinderter Querdehnung

Der Flachzugversuch mit behinderter Querdehnung ist entsprechend dem Flachzugversuch nicht von Reibungsverhältnissen sowie den Prüfverfahren abhängig. Durch die Herstellung von gekerbten Zugproben mit unterschiedlichen Aussparungen gemäß der Abbildung 2-12, kann die linke Seite (der Bereich zwischen dem ebenen Dehnungszustand und dem einachsigen Zug) des Grenzformänderungsschaubildes ermittelt werden.

Aufgrund der Geometrie der Proben ist die geringste Fläche in der Mitte der Probe angeordnet. Mit den unterschiedlichen Kerbradien wird der Anteil der Querkontraktion im Zugversuch variiert. So repräsentiert die Probe mit dem kleinsten Kerbradius (Nr. 1 bzw. K1 in Abbildung 2-12) den ebenen Dehnungszustand gemäß Abbildung 2-9 [79, 82, 83].

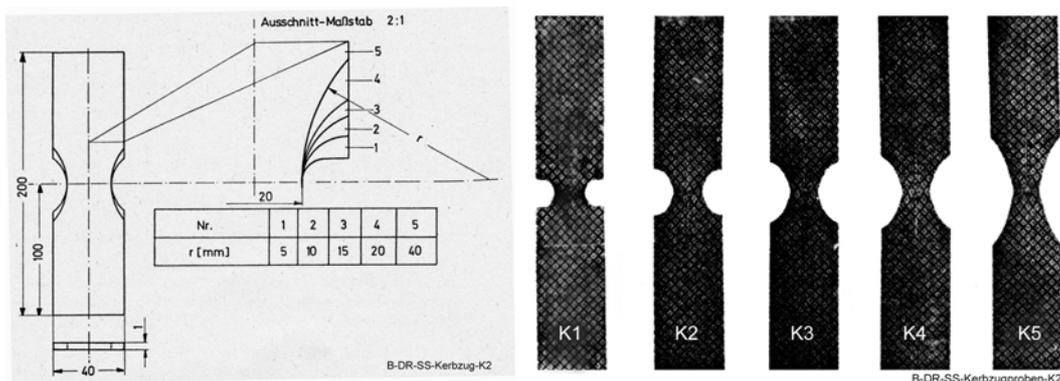


Abbildung 2-12: Darstellung von gekerbten Zugproben [79, 82, 83].

Der Vorteil dieser Prüfmethode besteht zum einen in der Reibungsfreiheit der Versuchsdurchführung und dadurch Reproduzierbarkeit der Resultate und zum anderen in der einfachen Versuchsdurchführung, da der Versuch in einer herkömmlichen Zugprüfmaschine durchgeführt werden kann [40]. Die Probenformen des Kerbzugversuches werden im Rahmen dieser Arbeit mit K1 bis K5 bezeichnet.

2.4.5 Besonderheiten von TWBs bei der Umformung

Bei Umformung von geschweißten Platinen müssen deren Besonderheiten (wie z.B. unterschiedliche Blechdicken, Schweißnaht, etc.) berücksichtigt werden. Aufgrund der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der gefügten Grundwerkstoffe müssen die technologischen Verfahren modifiziert werden. Gemäß Abbildung 2-13 müssen die Prüfeinrichtungen z.B. die Höhenunterschiede berücksichtigen können.

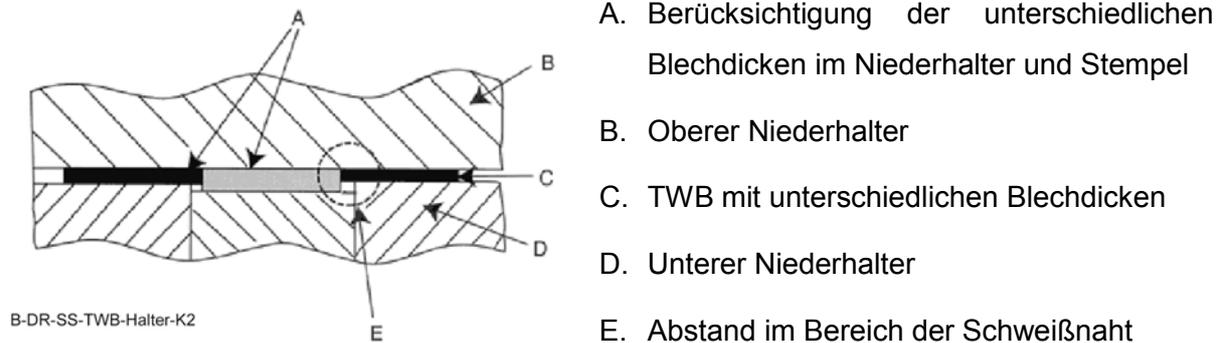


Abbildung 2-13: Schematische Darstellung des Blechhalters für TWBs [76].

Somit müssen die Prüfversuche an segmentierten Versuchswerkzeugen mit abgesetzten Stempel und Niederhalter erfolgen, um der Geometrie gerecht werden zu können. Ähnlich wie beim Zugversuch konzentriert sich die Verformung hauptsächlich auf den Bereich des dünneren Fügepartners. Dadurch ist eine Wanderung der Naht zu beobachten. Dabei muss berücksichtigt werden, dass beim Materialfluss in Richtung quer zur Schweißnaht Versagensfälle infolge Bruch (Materialfließrichtung zum dünneren Fügepartner) oder Faltenbildung (Materialfließrichtung zum dickeren Fügepartner) auftreten. Dieser Sachverhalt wird in Abbildung 2-14 verdeutlicht [41, 76]. Gemäß Abbildung 2-14-A wandert die Schweißnaht in Richtung des dünneren Fügepartners, die vorgesehene Stufe wirkt nun als eine Barriere und verhindert die Nahtwanderung. Dadurch erfolgt der weitere Umformprozess ausschließlich aus dem dünneren Material, was zum Bruch in diesem führt.

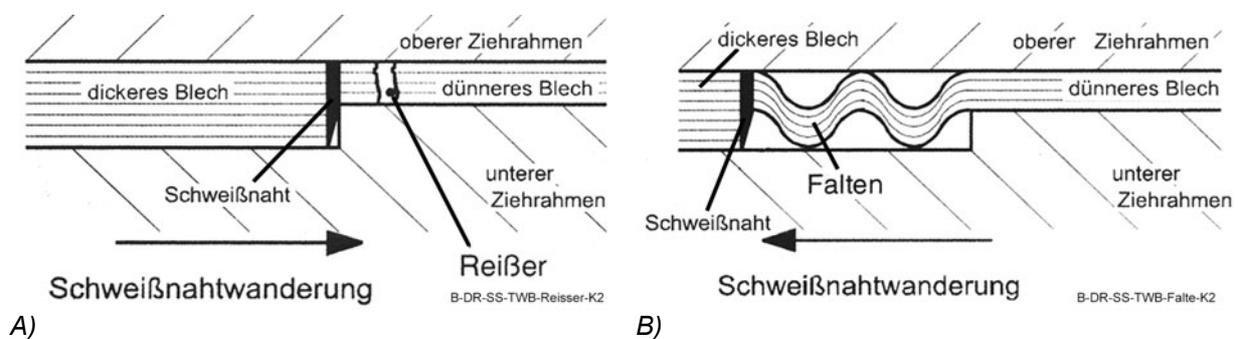


Abbildung 2-14 Materialfluß normal zur Schweißnaht [97].

Wandert hingegen die Naht zum dickeren Fügepartner (Abbildung 2-14-B), kann auf das dünnere Material keine ausreichende Flächenpressung aufgebracht werden; dies führt zur Faltenbildung im Bereich des dünneren Fügepartners [97].

Dieses Phänomen tritt bei anderen Prüfverfahren ebenfalls auf. Beim Tiefziehen wurde versucht, durch die Erhöhung des Materialnachflusses aus dem Bereich des dickeren Fügepartners die Konzentration der Umformung auf dem Bereich des schwächeren Fügepartners zu begegnen. Damit wird jedoch weniger Material aus dem Bereich des dickeren Grundwerkstoffes gedehnt.

Cao und Kinsey [90] haben eine Methode entwickelt, die es erlaubt, die Schweißnahtwanderung zu unterbinden und dadurch eine gleichmäßige Dehnungsverteilung in beiden Fügepartnern zu erzwingen. Die Abbildung 2-15 stellt den Ablauf des Umformprozesses dar. Die Schweißnaht (WL) wird gemäß Abbildung 2-15-B vor dem Umformen des TWBs (10a, WL und 10b) durch Spannzylinder (22 und 32) eingespannt. Während des Tiefziehens bewegen sich die Spannzylinder mit dem Stempel in Richtung der Matrize. Damit ist eine Bewegung der Schweißnaht während des Umformprozesses nicht möglich. Dadurch werden der dickere Bereich (10a) und der dünnere Bereich (10b) nahezu unabhängig voneinander verformt.

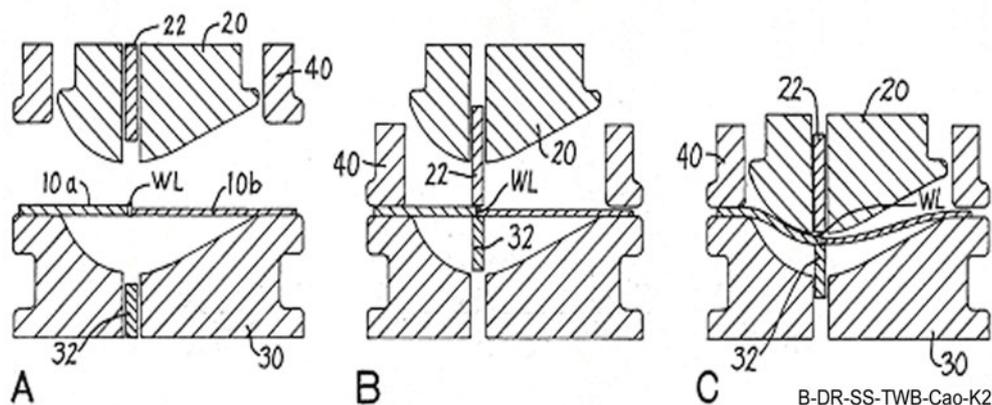


Abbildung 2-15: Ablauf des Umformprozesses [90].

Die Beschreibung des Verfahrens ist im U.S. Patent Nr. 5,941,110 zu finden. Mit diesem Verfahren können größere Tiefziehteile realisiert werden, da sich das dickere Blech mehr am Umformprozess beteiligt.

Wie bereits im Abschnitt 2.3 erläutert besteht der Umformprozess aus einer Kombination von verschiedenen Umformarten. Daher werden in der Literatur die Entwicklung und der Einsatz von Werkzeugen beschrieben, die eine Kombination von mehreren Umformzuständen berücksichtigen können [26, 98].

Bei der Prüfung der Umformbarkeit von TWBs wurde schwerpunktmäßig der Einfluss der Schweißnahtlage auf die Umformbarkeit des TWBs untersucht. Vorzugsweise wurden Pro-

ben mit Schweißnähten normal, parallel und unter einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung untersucht. Dabei wurde die Abhängigkeit der Umformbarkeit des TWBs von der Orientierung der Schweißnaht in der Probe festgestellt. Die höchste Umformbarkeit wird mit parallel zur Belastungsrichtung laufender Schweißnaht erreicht [26, 29, 30, 34, 49, 90, 98]. Gemäß den Untersuchungen von Herrmann [26] sollen Schweißnähte so positioniert werden, dass sie parallel zur Materialflussrichtung verlaufen.

Ferner spielt das Dicken- bzw. Festigkeitsverhältnis eine große Rolle bei der Ermittlung der Umformbarkeit. Buste [29] stellte fest, dass je kleiner der Dickenunterschied bzw. Festigkeitsunterschied der Grundwerkstoffe ist, desto mehr nimmt die Schweißnaht am Umformprozess teil. Bei großen Unterschieden zwischen den Materialdicken erfolgt die Dehnungskonzentration im Bereich des schwächeren Partners.

3 Zielsetzung und Methodik der Arbeit

Die Herstellung von TWBs aus Aluminium stellt aus schweißtechnischer Sicht eine Herausforderung dar. Insbesondere führt die Prozessinstabilität bei den Schmelzschweißverfahren zu nicht reproduzierbaren Schweißnähten. Die Nahtqualität ist durch die Bildung von Poren und Heißrissen während des Schweißvorganges beeinträchtigt. Dies führt zu einer Verminderung des Umformvermögens von geschweißten Aluminiumplatten.

In der Literatur wurden erst in den letzten 2-3 Jahren Beiträge zum Thema FSW von Dünoblechen veröffentlicht. Die in den meisten Literaturstellen [16, 99-101] berichteten erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten mit dem FSW-Verfahren stellen zudem ein nicht produktives Bild des FSW-Verfahrens für die Automobilindustrie dar. Daher ist der Einsatz von FSW zur Herstellung von TWB relativ unbekannt und für die Automobilindustrie relevanten Dünoblechen wurde das Potential des Verfahrens noch nicht erkannt. Der Einsatz bzw. die Vorstellung von FSW zur Herstellung von TWBs aus Legierungen die für die Automobilindustrie relevant sind, bildet die Grundlage dieser Arbeit. Die Vorgehensweise dieser Arbeit ist im nachfolgenden Flussdiagramm (Abbildung 3-1) dargestellt.

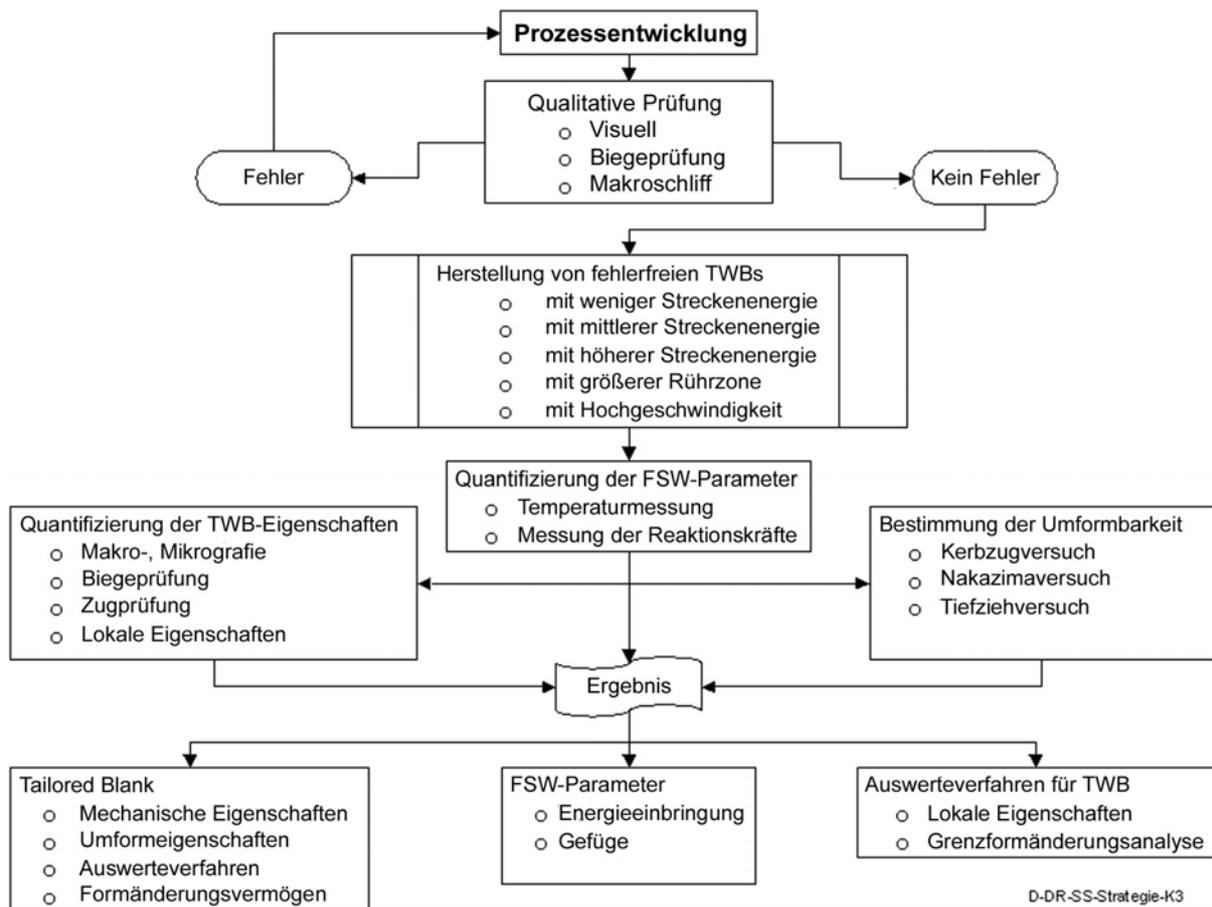


Abbildung 3-1: Vorgehensweise und Strategie.

Die TWBs werden aus den Legierungen EN AW- 5754-H22 und EN AW- 6181-T4 in den Dickenkombinationen 1 mm – 2 mm hergestellt.

Im ersten Schritt sind FSW-Parameter experimentell zu bestimmen, die die qualitative Prüfung bestehen. Durch die visuelle Prüfung, den Biegeversuch sowie die Herstellung von Makroschliffen wird die Naht auf Vorhandensein von Defekten wie z.B. Schlauchporen und Bindefehler überprüft. Die FSW-Parameter werden solange variiert, bis fehlerfreie Nähte produziert werden können. Mit den so etablierten FSW-Parametern werden TWBs mit weniger, mehr sowie einer mittleren Streckenenergie hergestellt. Die Energieeinbringung wird dabei hauptsächlich durch die Veränderung der Kraft, Drehzahl und Schweißgeschwindigkeit variiert. Das FSW-Verfahren beeinflusst durch seine Prozessparameter das Gefüge im Bereich der Naht. Zusätzlich kann die Mikrostruktur durch die Variation der Abmessungen des FSW-Werkzeuges verändert werden. Die Untersuchung zum Nachweis der Umformbarkeit reibrührgeschweißter Tailored Blanks stellt das Ziel dieser Arbeit dar. Hierzu ist eine Prozessentwicklung für die Herstellung von fehlerfreien TWBs mit unterschiedlichen Streckenenergien, insbesondere mit Schweißgeschwindigkeiten vergleichbar zu den bei Schmelzschweißverfahren erforderlichlich.

Die unterschiedlichen FSW-Parameter werden durch die Messung der Temperatur an definierten Stellen miteinander verglichen. Eine Quantifizierung der FSW-Parameter wird zusätzlich durch die Messung und Auswertung der Reaktionskräfte erreicht.

Die Eigenschaften der geschweißten TWBs werden durch metallurgische Untersuchungen, Biege- und Zugprüfung bestimmt. Der Zugversuch wird sowohl parallel als auch quer zur Schweißnaht durchgeführt. Die Umformbarkeit wird tendenziell durch die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften, des Streckengrenzverhältnis S_{TV} , des Verfestigungsexponenten n und der Anisotropie r aus dem einachsigen Zugversuch beschrieben.

Die weitergehende Untersuchung der Umformbarkeit wird an ausgewählten TWBs mit einem deutlichen Unterschied in der Energieeinbringung beschrieben. Hierzu wird als Streckziehverfahren der Nakazima-Test angewandt. Die Umformbarkeit des dünneren Grenzwerkstoffes, sowie der TWBs, werden mit diesem Verfahren ermittelt und miteinander verglichen. Da die Ergebnisse des Nakazimaversuches mit verfahrensbedingten Parametern wie z.B. Reibung behaftet sind, wird zur Bestimmung der Umformbarkeit zusätzlich der Kerbzugversuch angewandt.

Bei einem Umformprozess treten unterschiedliche Umformzustände parallel auf, die sich gegenseitig beeinflussen. So erfährt der gleiche Bereich im Werkstoff zeitlich versetzt verschiedene Umformarten bzw.-beanspruchungen (wie z.B. Stauchen, Biegen, Zug etc.).

Die durch den Nakazimaversuch und den Kerbzugversuch untersuchten Formänderungen berücksichtigen die Wechselwirkung der unterschiedlichen Umformzustände untereinander nicht. Daher werden TWBs in einem Tiefziehteil mit Tiefzieh- und Streckziehanteilen umgeformt. Durch die komplexe Geometrie der Tiefziehform sowie die Lage der Naht wird diese besonders belastet.

Als Ergebnis der Untersuchung wird der Zusammenhang zwischen den eingesetzten Schweißparametern, der Energieeinbringung, dem Gefüge, den mechanischen Eigenschaften und der Umformbarkeit der TWBs festgestellt.

Ferner werden Lösungsansätze und –verfahren für die Auswertung der eingesetzten Prüfverfahren, unter Berücksichtigung der Besonderheiten von TWBs entwickelt, beschrieben, verifiziert und angewandt.

4 Material, Vorgehensweise und Auswertung

4.1 Grundwerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden AlMg- (EN AW- 5754-H22) und AlMgSi-Legierungen (EN AW- 6181-T4) (siehe Abschnitt 2) in den Blechdicken 1 und 2 mm für die Herstellung der TWBs eingesetzt. Die Herstellung der TWBs für die Umformversuche erfolgte aus den Werkstoffen der zweiten Lieferung. Wie aus Abbildung 4-1 hervorgeht, zeichnen sich die ausgewählten Legierungen durch ihre hohe Umformbarkeit aus.

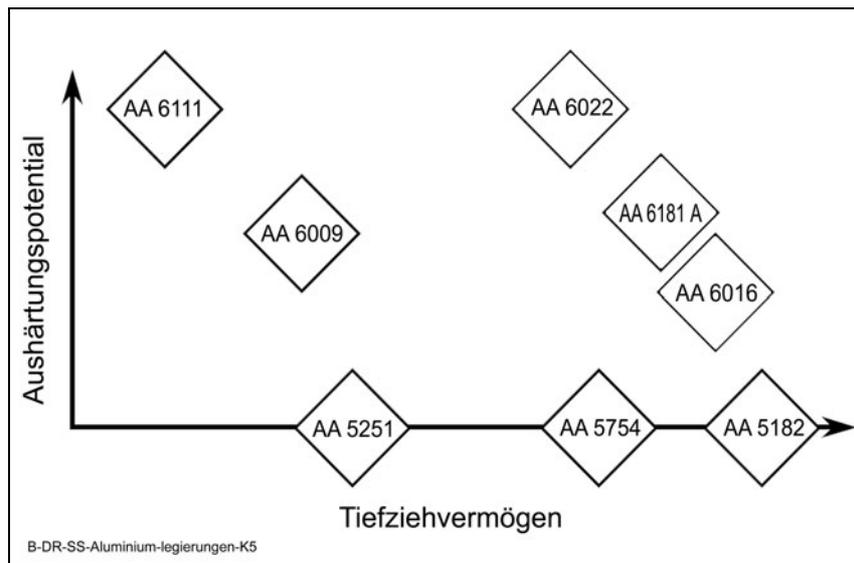


Abbildung 4-1: Aushärtungspotential versus Tiefziehvermögen [102].

Die Grundwerkstoffe wurden einer grundlegenden Charakterisierung unterzogen. Diese beinhaltete eine chemische Analyse, Härtemessung und Bestimmung der mechanischen Eigenschaften.

4.1.1 Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung der im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe bzw. die Anteile der wichtigsten Legierungselemente der Werkstoffe sind in Tabelle 4-1 aufgeführt.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe.

Legierung	Zusammensetzung in Gewichts- %									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
6181, 1. Lieferung	0,85	0,25	0,06	0,09	0,74	0,013	0,0026	0,012	0,023	Rest
6181, 2. Lieferung	0,91	0,31	0,021	0,11	0,8	0,0049	0,0025	0,007	0,018	Rest
5754, 1. Lieferung	0,189	0,301	0,053	0,251	2,66	0,056	---	0,033	0,033	Rest
5754, 2. Lieferung	0,173	0,389	0,074	0,356	2,67	0,042	---	0,055	0,033	Rest

Die Anteile der jeweiligen Legierungselemente liegen im Schwankungsbereich der für die Legierungen vorgegebenen chemischen Zusammensetzung der Legierungselemente, siehe Tabelle 4-2.

Tabelle 4-2: Vorgeschriebene chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe.

Legierung		Zusammensetzung in Gewichts- %								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti
6181	Min	0,7	---	---	---	0,6	---	---	---	---
	Max	1,1	0,50	0,25	0,40	1,0	0,15	0,05	0,3	0,25
5754	Min	---	---	---	---	2,6	---	---	---	---
	Max	0,4	0,4	0,15	0,5	3,6	0,3	---	0,2	0,15

4.1.2 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe wurden im einachsigen Zugversuch ermittelt. Die Zugfestigkeit variiert zwischen 239 und 270 MPa für die Legierung EN AW-6181-T4. Für die Legierung EN AW-5754-H22 beträgt die Zugfestigkeit zwischen 236 und 256 MPa mit einer Standardabweichung von 10 MPa. Die Bruchdehnung wurde mit 23 – 30 % für die Legierung EN AW-6181-T4 und mit 17 – 21 % für die Legierung EN AW-5754-H22 ermittelt.

Der Verfestigungsexponent wurde nach Gleichung Gl. 2-7 aus den Spannungs-Dehnungskurven in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfblatt 1125 [103] durchgeführt. Für die Auswertung der Messergebnisse zur Bestimmung des Verfestigungsexponenten ist im Stahl-Eisen-Prüfblatt 1125 [103] der Dehnungsbereich zwischen 10 und 20 % im Bereich der Gleichmaßdehnung vorgeschlagen. Da nicht alle Aluminiumproben (insbesondere die TWB-Proben) diesen Bereich erreichen, wurde der Dehnbereich zwischen 2 % und die jeweilige Gleichmaßdehnung für die Bestimmung des n-Wertes eingesetzt. Die n-Werte wurden dabei in 30 Schritten ermittelt.

Die Tabelle 4-3 stellt die mechanischen Eigenschaften der Legierungen mit 1 mm Blechdicke dar. Bei den Werten handelt es sich je Legierung um Mittelwerte aus acht Zugversuchen.

Tabelle 4-3: Mechanische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe in 1 mm Blechdicke.

Mechanische Eigenschaften	5754-H22		6181-T4	
	1.Lieferung	2.Lieferung	1.Lieferung	2.Lieferung
$R_{p0,2}$ [MPa]	177	165	142	136
R_m [MPa]	256	243	274	245
A_g [%]	13	16	22	22
A [%]	20	21	27	25
n-Wert	0,27	0,29	0,24	0,25

In den Abbildungen 5-2 und 5-3 sind Spannungs-Dehnungs-Kurven beider Legierungen aus den zwei Lieferungen abgebildet.

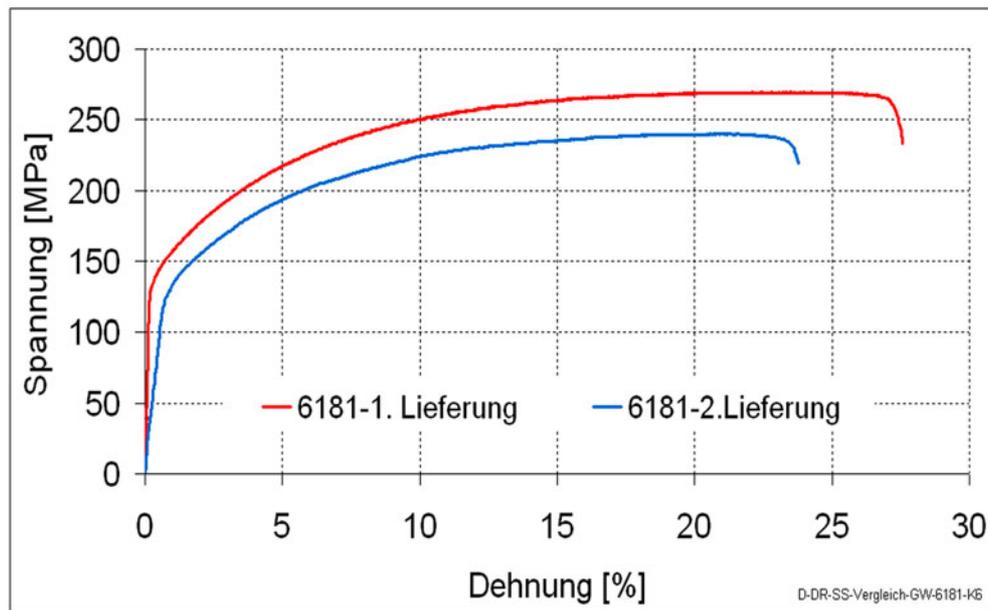


Abbildung 4-2: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung 6181-T4 in 1 mm Blechdicke.

Im Unterschied zu der Legierung 5754-H22 in Abbildung 4-3 ist das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Legierung 6181-T4 frei von Fließfiguren.

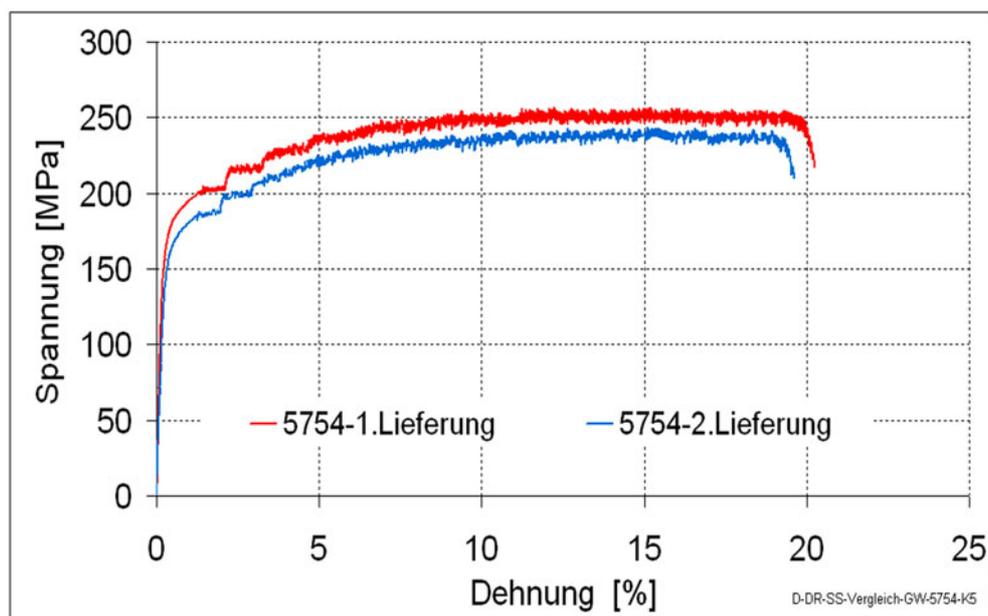


Abbildung 4-3: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung 5754-H22 in 1 mm Blechdicke.

Die Spannungs-Dehnungs-Kurve der Legierung 5754-H22 ist, gemäß Abbildung 4-3 durch Lüdersbänder Typ A und Typ B gekennzeichnet [20]. Diese Fließfiguren entstehen durch eine diffusionsgesteuerte Verankerung von Versetzungen durch Magnesiumatome und Leer-

stellen im Aluminiumgitter. Da für die Versetzungsbewegung eine geringere Schubspannung erforderlich ist als für das Losreißen der Versetzungen von den Verankerungen durch die Magnesiumatome, entstehen lawinenartige Versetzungsbewegungen. Mit steigendem Umformgrad nehmen die Versetzungsdichte und die Diffusionsgeschwindigkeit von Leerstellen und Magnesiumatome zu. Somit führt dieser Prozess zum erneuten Verankern und Losreißen von Versetzungen. Dieser Prozess wird dynamische Reckalterung genannt. Während dieser bei Stahl bei höheren Temperaturen stattfinden kann, tritt sie bei den Legierungen der 5xxx Serie bei Raumtemperatur auf.

Die Fließfiguren erschweren die Auswertung des Zugversuches, so dass größere Abweichungen entstehen. Daher wurden für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften je Legierungen acht Zugproben geprüft und ausgewertet.

4.2 Vorgehensweise / Fügetechnologie

4.2.1 Roboter

Die TWBs wurden mit den robotergestützten Reibrührschweißen hergestellt. Das Robotersystem Tricept 805 der schwedischen Firma Neos wird seit dem Jahr 2000 bei GKSS für die Herstellung der Schweißnähte eingesetzt. Der Tricept 805 ist mit einer Siemens Sinumerik 840D CNC-Steuerung ausgerüstet. Der spezielle Aufbau des Roboters sorgt für eine ausreichende Steifigkeit, um die erforderlichen Prozesskräfte in nahezu beliebiger Orientierung in seinem Arbeitsraum aufbringen zu können. Der Tricept 805 kann eine maximale Last von 45 kN in vertikaler und 10 kN horizontaler Richtung aufbringen. Je nach Position des Schweißkopfes im Arbeitsbereich 2,4 m x 1,8 m x 0,8 m, variiert die Steifigkeit des Roboters und damit seine maximal mögliche Kraft. Gleichzeitig bietet die fünfachsigige Parallelkinematik die erforderliche Flexibilität für unterschiedliche Fügeaufgaben. Dadurch werden die verschiedenen Orientierungen des Schweißwerkzeuges für die Herstellung der TWBs durch den Roboter realisiert, somit entfällt das zusätzliche Steuern und Regeln der Position der Unterlage. Der Roboter ist mit einer Einheit zur Kraft- und Drehzahlregelung ausgestattet. Dadurch können Prozesskraft und Drehzahl bei Bedarf den erforderlichen Anforderungen während des Schweißens angepasst werden. Der „online“-Vergleich der Soll-Werte mit den aktuell gemessenen Werten für die Kraft und Drehzahl sowie die automatische Korrektur der Werte führt über die gesamte Fügelänge zu einer optimalen gleichmäßigen Nahtqualität. Toleranzen in der Blechdicken können durch die Möglichkeit der Kontrolle und Regelung der Prozesskraft während des Schweißens kompensiert werden. Höhenvariationen bis 10 mm können durch die Regelung der Kraft ausgeglichen werden. Diese entstehen, wenn die Fügepartner nicht waagrecht in Schweißrichtung unter dem Roboter angeordnet sind. Die Funktionsweise der Kraftregelung ist in [104] ausführlich beschrieben.

4.2.2 Werkzeug für das Reibrührschweißen

Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Schweißnähte mit zwei für das Fügen von TWBs optimierten Werkzeugen aus dem Material UHB Marax ESR (Werkstoff-Nr. 1.6358) hergestellt. Die Werkzeuge bestehen aus einem \varnothing 13 mm Schulter- und einem \varnothing 5 mm Stiftbereich (siehe Abbildung 4-4). Im Rahmen der durchgeführten Vorversuche zeigte sich, dass nicht das gesamte Schweißprogramm mit dem Werkzeugtyp 1 fehlerfrei realisiert werden konnte. Daher wurde der Werkzeugtyp 2 in die weitere Untersuchung mit einbezogen.

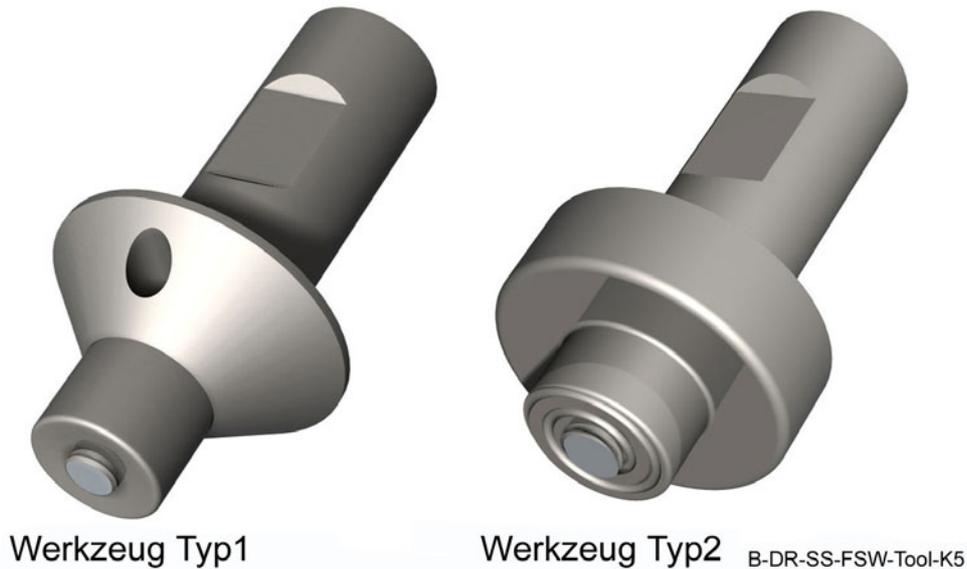


Abbildung 4-4: Werkzeuge zur Herstellung der Schweißnähte.

Im Werkzeugtyp 1 ist die Schulterfläche konkav ausgeformt und hat an der Außenkante einen Radius von 1mm. Beim Werkzeugtyp 2 handelt es sich um ein Scroll-Werkzeug. Im Unterschied zum Werkzeugtyp 1 ist die Schulterfläche flach und mit einer spiralförmigen Nut versehen. Die Anordnung der Nut sorgt für einen erhöhten Materialtransport unter der Schulter von der Schulteraussenkante hin zum Ansatz des Schweißstiftes in der Mitte der Schulter.

Die Form des Stiftes entspricht einem M5 Linksgewinde, wobei das untere Ende plan gedreht ist. Der Arbeitswinkel zur Kompensation des Dickenunterschiedes beträgt 4° und der Vorschubwinkel wurde für dieses Werkzeug mit 3° eingestellt. Der Vorschubwinkel beim Werkzeugtyp 2 beträgt $1,5^\circ$. Die Pinlänge zum Schweißen der v.g. Dickenkombination betrug 1,45 mm.

4.2.3 Spanntechnik

Im Hinblick auf die Steigerung der Produktivität wurde als Spannsystem ein Vakuumtisch der Firma Witte verwendet. Im Vergleich zur konventionellen Einspannung mit Spannelementen bietet das Vakuumspannsystem die Vorteile, dass der Arbeitsraum des Roboters frei von

Hindernissen ist, die Bleche schnell ausgewechselt und mit der gleichen Spannkraft wieder eingespannt werden können. Der Vakuumentisch erzeugt ein 98 %-Vakuum mit einer Saugkraft von 90 N auf einer Fläche von 1 cm². Das seitliche auseinander Verrutschen der Bleche beim Eindringen des Werkzeuges wurde durch die zusätzliche Anordnung von Spannbacken verhindert.

Für die Herstellung von Hochgeschwindigkeitsschweißnähten wurden teilweise zusätzliche Spannelemente eingesetzt, da die Saugkraft zum Spannen nicht ausreichte.

4.2.4 Kanten- und Oberflächenvorbereitung

Die Blechtafeln wurden in Streifen mit den Abmessungen 600 x 150 mm gesägt bzw. mit dem Wasserstrahl geschnitten. Um die gleiche Kantenform bei allen Blechen zu gewährleisten wurden die Kanten der Bleche entgratet. Die Legierung 6181-T4 ist mit einem Trockenschmierstoff beschichtet. Um den Einfluss des Trockenschmierstoffes im Rahmen dieser Arbeit ausschließen zu können, wurde eine Reinigungsprozedur bei allen Blechen angewandt. Die Prozedur bestand aus dem Reinigen der Vor- und Rückseite der Blechkanten mit Aceton, dem Einsatz von Bremsenreiniger auf der Vor- und Rückseite der Blechkanten sowie der anschließenden Reinigung mit Aceton kurz vor dem Einspannen der Bleche.

4.2.5 Schweißprogramm

Im Rahmen dieser Arbeit wurden TWBs in den folgenden Kombinationen hergestellt und geprüft.

- 6181-T4 1mm / 6181-T4 2mm
- 5754-H22 1mm / 5754-H22 2mm
- 6181-T4 1mm / 5754-H22 2mm
- 5754-H22 1mm / 6181-T4 2mm

Fehlerfreie Schweißnähte können je nach Kombination der Schweißparameter mit unterschiedlicher Energieeinbringung hergestellt werden. Daher wurden TWBs mit geringer, mittlerer und höherer Streckenenergie produziert. Bei den verwendeten Zuständen der Energieeinbringung handelt es sich um relative Werte. Diese sind bezogen auf ein aus Vorversuchen als „mittel“ definiertem Energiezustand bzw. Parameterkombination. Ausgehend von diesem Parametersatz wurden die einzelnen Parameter erhöht bzw. verringert, um eine Naht mit höherer Energieeinbringung bzw. geringerer Streckenenergie zu produzieren. Der mittlere Zustand der Energieeinbringung entspricht somit nicht dem mathematischen Mittelwert zwischen der höchsten und niedrigsten Streckenenergie. Die englische Terminologie „intermediate“ beschreibt am besten den als „mittel“ gewählten Zustand der Parameterkombinati-

on bzw. Streckenenergie. Die in internen Vorstudien der GKSS untersuchten Schweißnähte mit einer Drehzahl von 1600 min^{-1} , einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min und einer Kraft von 4500 N wurden als mittlerer Parametersatz für die Legierung 6181-T4 definiert. Entsprechend wurden für die Legierung 5754-H22 die Drehzahl von 2000 min^{-1} , die Geschwindigkeit von 1 m/min und die Kraft von 6000 N als mittlerer Parametersatz gewählt.

Die mathematische Korrelation der einzelnen Parameter und deren Wechselwirkung ist noch nicht abschließend geklärt. In der Literatur [105-111] sind Näherungsansätze zu finden, um die Streckenenergie berechnen zu können. Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Ansatz nach Gl. 4-1 angewandt, um die Korrelation zwischen der Energiestrom und den Schweißparametern zu beschreiben [111]:

$$q = 4/3 \times \pi \times \mu \times F_z \times N \times r_{\text{Sch}} \quad \text{Gl. 4-1}$$

Der Energiestrom q [W] ergibt sich aus dem Reibungskoeffizienten $\mu = 0,2$, der Schweißkraft F_z [N], der Drehzahl N [s^{-1}] und dem Schulterradius r_{Sch} [m]. Der Reibungskoeffizient verändert sich mit dem Plastifizierungsgrad bzw. mit der Erhöhung der Temperatur [107]. Da keine genauere Beschreibung des Reibungskoeffizienten vorliegt und die Streckenenergie als relativer Vergleichswert im Rahmen dieser Arbeit benutzt wird, wurde der Reibungskoeffizient nach [111] eingesetzt.

Die Streckenenergie q_s [J/mm] wird als Quotient des theoretischen Energiestroms q [W] und der Schweißgeschwindigkeit v_{sch} [mm/s] nach Gl. 4-2 ermittelt [111]:

$$q_s = \frac{q}{v_{\text{Sch}}} \quad \text{Gl. 4-2}$$

Die Erhöhung der Schweißparameter (Kraft und Drehzahl) in Gl. 4-1 führt zu einer Erhöhung des Energiestroms. Bei konstanter Schweißgeschwindigkeit kann durch die Erhöhung oder Reduzierung der Kraft bzw. Drehzahl die Streckenenergie erhöht oder verringert werden. Nach Gl. 4-2 führt eine langsamere Schweißgeschwindigkeit zu einer Erhöhung der Streckenenergie und umgekehrt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden TWBs mit einer Streckenenergie zwischen 39 bis 81 J/mm in der Legierung 5754-H22 und 26 bis 49 J/mm in der Legierung 6181-T4 hergestellt. Dabei wurde die in Tabelle 4-4 gezeigte Variation der Schweißparameter angesetzt.

Tabelle 4-4: Variation der Schweißparameter.

Schweißparameter	6181-T4		5754-H22	
	Energieeinbringung		Energieeinbringung	
	gering	hoch	gering	hoch
Drehzahl [min^{-1}]	1300	2000	1600	2400
Schweißkraft [N]	4000	5500	4500	9000
Vorschub [mm/min]	1500	800	2500	800

Aus den Querschliffen der Schweißnähte konnte, wie in Kapitel 2 beschrieben, ein feinkörniges Gefüge in der Rührzone festgestellt werden. Durch die Vergrößerung des Stiftdurchmessers, bei gleichbleibendem Schulterdurchmesser, kann die Rührzone und damit der Anteil des feinkörnigen Gefüges vergrößert werden. Aufgrund der größeren Kornzahl sowie der gleichmäßigeren Verteilung der Gleitsysteme, können höhere Gleichmaßdehnungen und höhere Streck- bzw. Dehngrenzen bei einem feinkörnigen Werkstoff im Vergleich zu einem Werkstoff mit grobkörnigen Gefüge erreicht werden [2]. Daher wurden zwei weitere Stifte mit den Durchmessern 6,5 und 7 mm für die Herstellung der TWBs eingesetzt.

Die Herstellung von TWBs mit Schweißgeschwindigkeiten, die das Verfahren für die Industrie attraktiver machen, stellt den Abschluss des Schweißprogramms dar. Strombeck et al erreichten in [112] Schweißgeschwindigkeiten von 8 m/min für TWBs aus der Legierung 6181-T4 und 10 m/min für TWBs aus der Legierung 5754-H111. Im Rahmen der v.g. Studie wurden TWBs mit der Bleckdickenkombination 1 – 1,5 mm produziert. Die TWBs aus der Legierung 6181-T4 in der Bleckdickenkombination 1 – 2 mm wurden im Rahmen dieser Arbeit mit einer Geschwindigkeit von 10 m/min hergestellt. Bei der Legierung 5754-H22 wurden die Platinen mit einer maximalen Geschwindigkeit von 5 m/min geschweißt. Die maximale Geschwindigkeit in dieser Legierung (5754-H22) ist deutlich kleiner als die in [112] beschriebene Schweißgeschwindigkeit von 10 m/min. Dieser Unterschied ist mit dem Zustand der Legierung und der gleichzeitigen Vergrößerung des Dickenverhältnisses zu erklären.

4.3 Messwerterfassungssysteme

Die Fertigungsqualität sowie die mechanischen Eigenschaften der mit dem FSW-Verfahren hergestellten TWBs sind von den FSW-Parametern abhängig. Die FSW-Parameter können vereinfachend durch die Kenngrößen Drehzahl, Druck, Vorschub, Arbeits- und Vorschubwinkel sowie FSW-Werkzeug dargestellt werden, da die Umgebungsbedingungen wie Umge-

bungstemperatur, Wärmeabfuhr, verwendete Unterlage und Schweißsystem sich zwischen den Schweißversuchen nicht verändern. Der Einfluss der FSW-Parameter während des Schweißvorganges kann durch die Messung der Temperatur und der Reaktionskräfte, beobachtet werden. Zusätzlich kann aufgrund der gemessenen Temperatur und der Reaktionskräfte die Wiederholbarkeit des Verfahrens überprüft werden und eine qualitative Aussage über die Eigenschaften der TWBs gemacht werden.

4.3.1 Temperaturmessung

Die Temperaturmessung erfolgt mit einem computerbasierten Signalaufbereitungs-System. Das System besteht aus einem Datenerfassungssystem mit einem externen Messverstärker mit integriertem AD-Wandler. Mit diesem System können Signale von bis zu 32 Kanälen mit einer Abtastrate von 333 kHz erfasst und ausgewertet werden. Die Auswertung erfolgt in Echtzeit durch ein in Labview-Umgebung entwickeltes Programm.

Thermoelemente des Typs k (Nickel-Chrom / Nickel-Aluminium) der Firma Thermocoax mit einem Durchmesser von 0,5 mm werden für die Messung der Temperatur eingesetzt. Die eingesetzten Thermoelemente sind an der Spitze mit dem Mantel verschweißt, dadurch wird die Ansprechzeit extrem verkürzt [113].

Die Thermoelemente wurden an unterschiedlichen Stellen (siehe Abbildung 4-5) in den Blechen bzw. in der Unterlage angeordnet.

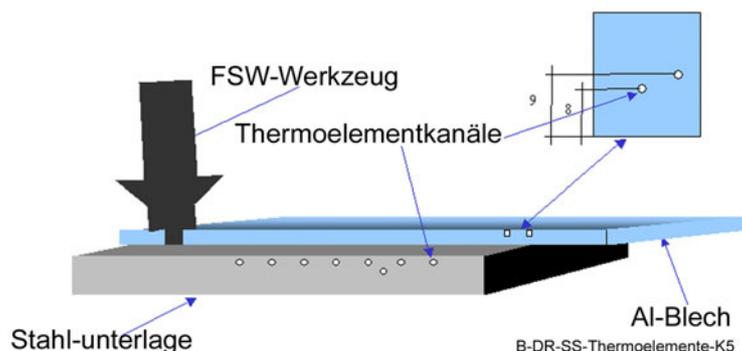


Abbildung 4-5: Messstellen für die Temperaturmessung.

Die Temperaturentwicklung während des Schweißens wurde in der Mitte der Blechdicke in Abständen von 8 bzw. 9 mm zur Fugekante bzw. in der Unterlage gemessen. Hierzu wurden in beiden Fügepartnern Löcher mit einer Tiefe der halben Blechdicke (1 mm auf der Retreating-Seite und 0,5 mm auf der Advancing-Seite) mit einem Durchmesser von 0,7 mm gebohrt. Somit wurde die Temperatur auf jeder Seite der Naht mit 2 Thermoelementen gemessen. Der Abstand der Löcher in Schweißrichtung betrug 10 mm.

Thermokanäle für 7 Thermoelemente (T1-T7) wurden 1 mm bzw. ein Thermokanal (T12) wurde 1,5 mm unter der Oberfläche der Stahlunterlage erodiert. Die Thermoelemente wurden in den Kanälen so fixiert, dass das Temperaturprofil unter dem FSW-Werkzeug gemessen

sen werden konnte. Abbildung 4-6 zeigt die Anordnung der Thermoelemente in der Stahlunterlage.

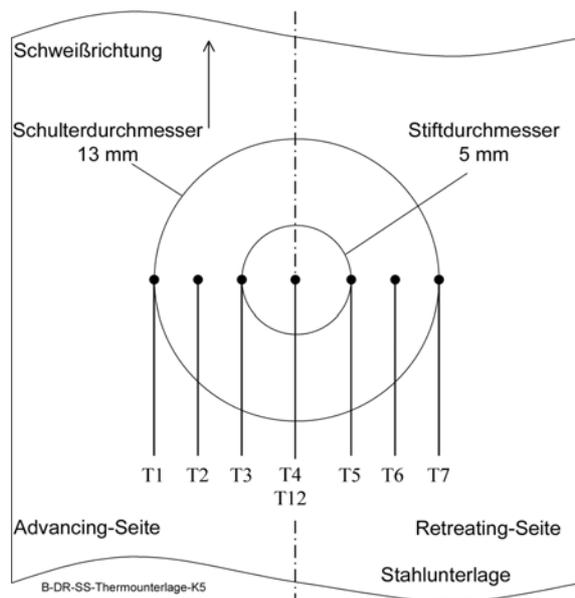


Abbildung 4-6: Anordnung der Thermoelemente in der Stahlunterlage.

Die Thermoelemente wurden in der Stahlunterlage eingespannt, so dass die Temperaturmessung nicht durch Einflussfaktoren, wie unterschiedliche Bohrtiefen oder Materialauswurf, beeinträchtigt werden kann.

4.3.2 Messung der Reaktionskräfte

Die beim Schweißen auftretenden Reaktionskräfte wurden mit einer Kraftmessplattform der Firma Kistler, bestehend aus vier Kraftmesselementen mit einzelnen vorgespannten Kraftsensoren, gemessen. Die beim Schweißen auftretenden Kräfte wurden über eine Deckplatte auf die Kraftmesselemente bzw. Kraftaufnehmer eingeleitet. In den Kraftaufnehmern sind jeweils drei Quarzkristall-Platten-Paare vorgesehen. Die Kraftkomponenten in der horizontalen x-y-Ebene werden mittels zweier Schubquarze und die Kraft normal zur x-y-Ebene wird durch Druckquarzpaare gemessen. Die Einzelsignale werden zum Ladungsverstärker geführt. Ein mehrkanaliger Ladungsverstärker Typ 5017B wird eingesetzt, um die abgegebenen elektrischen Ladungen in proportionale Spannungen umzuwandeln. Diese werden in die entsprechenden Kraftbereiche kalibriert. Die Aufzeichnung und weitere Bearbeitung der Kräfte erfolgt mit dem Programm Dynaware [114].

Mit der Kraftmessplattform sowie dem dazugehörigen Ladungsverstärker, wurden die Kräfte parallel (F_y) und quer (F_x) zur Schweißnaht in der x-y-Ebene sowie die Schweißkraft (F_z) gemessen. Die Position der Kraftmessplattform zum Zentrum des Roboters wurde bei allen Schweißnähten nicht verändert. Dadurch wurden die TWBs im gleichen Steifigkeitsbereich des Roboters hergestellt.

4.4 Eingesetzte Methoden und Verfahren

Für die Herstellung der TWBs müssen zunächst geeignete Schweißparameter ermittelt werden. Diese wurden durch die qualitative Beurteilung der Schweißnähte festgelegt. Ziel der qualitativen Beurteilung bestand in der Ausarbeitung von Schweißparametern zur Herstellung von fehlerfreien Schweißnähten. Die Qualität der fehlerfreien Nähte wurde durch weitergehende mechanische Prüfungen quantifiziert.

4.4.1 Visuelle Beurteilung

Die visuelle Begutachtung der Nahtoberfläche und der Nahtwurzel stellt den ersten Schritt der qualitativen Beurteilung dar. Das Zusammenspiel der FSW-Parameter und des FSW-Werkzeuges mit dem zufügenden Material kann durch das Erscheinungsbild der Nahtoberfläche eingeschätzt werden. Durch die Inspektion des Endloches kann das Vorhandensein von volumetrischen Fehlern (wie z.B. Schlauchporen) überprüft werden.

Die Abbildung 4-7 zeigt zwei Arten von Fehler, die mit der visuellen Überprüfung erkannt werden. Ein Fehler auf der Oberfläche der Schweißnaht ist in Abbildung 4-7-A dargestellt. Größere Schlauchporen können durch die Begutachtung des Endloches erkannt werden, siehe Abbildung 4-7-B.

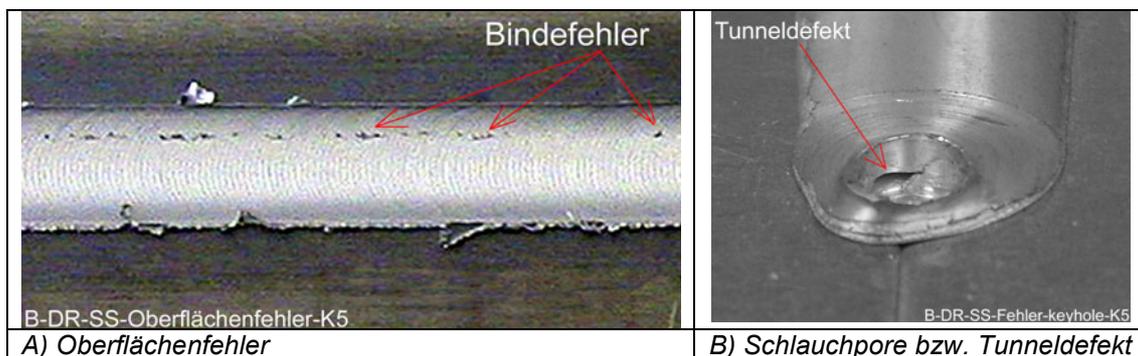


Abbildung 4-7: Sichtbare Fehlerarten bei FSW-Schweißnähten.

Mit der visuellen Prüfung kann somit relativ schnell eine erste Einschätzung der Qualität der Schweißnaht erfolgen, dadurch können erforderlichenfalls die FSW-Parameter oder Werkzeuge entsprechend angepasst werden.

4.4.2 Biegeprüfung

Bindefehler auf der Wurzelseite der Naht können mit der visuellen Prüfung nur bei extrem ungünstiger Kombination der FSW-Parameter bzw. des FSW-Werkzeuges festgestellt werden. Die Biegeprüfung stellt eine einfache und schnelle Methode zur Beurteilung der Nahtqualität auf der Wurzelseite dar.

Die Drei-Punkt-Biegeprüfung (siehe Abbildung 4-8-A) ist nicht das geeignete Verfahren zur Überprüfung von Bindefehlern auf der Wurzelseite von TWBs. Wie in Abbildung 4-8-B dargestellt, wandert die Biegeprobe unter Belastung in Richtung des dickeren Fügepartners.

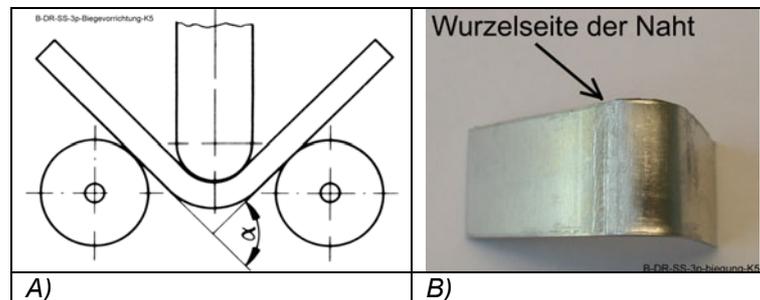


Abbildung 4-8: A) Prinzip der Dreipunktbiegung; B) Anwendung der Dreipunktbiegung an TWB.

Somit wird nicht die Fügestelle auf der Wurzelseite getestet, sondern der Nahtübergang zum dünneren Werkstoff. Daher wurden die TWBs mit dem so genannten „guided Bending“ Biegeversuch gemäß Abbildung 4-9 geprüft.

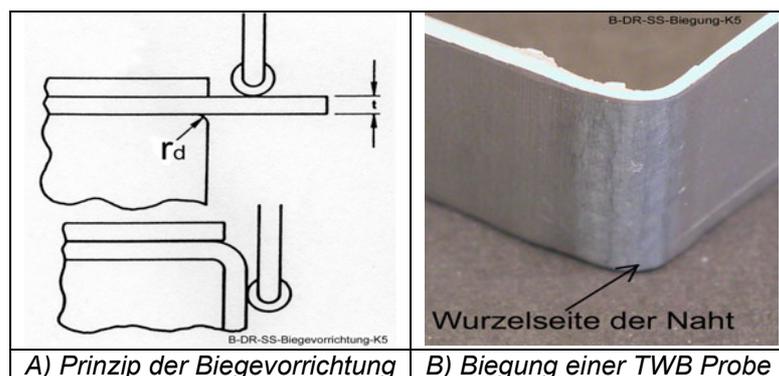


Abbildung 4-9: Guided Bending-Biegeversuch.

Bei dieser Methode erfolgt die Dehnungskonzentration im Bereich der Biegelinie, daher können Bindefehler im Wurzelbereich einfach und sicher mit dieser Methode bestimmt werden. Zur Vermeidung einer rissinitiierenden Kerbwirkung wurden die Längsseiten der Biegeproben geschliffen und die Kanten gebrochen. Die Probe mit den Abmessungen 20 x 80 mm wurde auf der Seite mit einer Blechdicke von 2 mm so eingespannt, dass die maximale Dehnung sich im Wurzelbereich der Naht konzentriert. Die Probe wird über einen Matrizenradius r_d gebogen. Der Versuch wird solange mit kontinuierlich kleiner werdenden Matrizenradien wiederholt, bis die Probe versagt. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Proben über eine 90° Matrizenkante ($r_d \rightarrow 0$) gebogen.

4.4.3 Metallografie

Die Metallografie wurde zum einen eingesetzt, um bei der qualitativen Prüfung Schweißfehler im Nahtinneren zu lokalisieren, und zum anderen, um die Gefügeänderung infolge des Schweißens zu quantifizieren. Für die Makroschliffe wurden Proben mit den Abmessungen 15 x 60 mm etwa 100 mm vom Nahtende entnommen. Die Proben wurden kalt eingebettet,

so dass die Blickrichtung auf die Makroschliffe gleich der Vorschubrichtung ist. Anschließend wurden die Proben geschliffen, poliert und elektrolytisch mit einer Barkerlösung, bestehend aus 200 ml destilliertem Wasser und 5 ml Tetrafluoroborsäure 35 %, bei einer Spannung von 30 V für zwei Minuten geätzt. Abbildung 4-10 zeigt das Vorhandensein von Schlauchporen im Nahtinneren einer FSW-Naht.

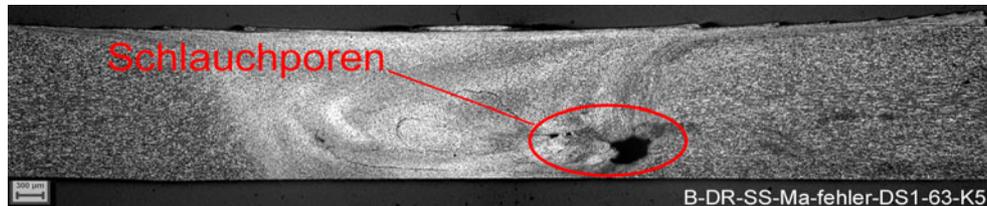


Abbildung 4-10: Schlauchporen in einer FSW-Naht.

Für die Charakterisierung der Schweißnähte wurden Makroschliffe hergestellt. Aus den Makroschliffen wurde die Fläche der Rührzone in Abhängigkeit der FSW-Parameter ermittelt. Für die Bewertung der Mikrostruktur im Bereich der Naht und im Bereich der Grundwerkstoffe wurden diese Bereiche mit 500-facher Vergrößerung untersucht. Bei nicht equiaxigen bzw. verformten Körnern im Gefüge empfiehlt es sich anstelle von Linienschnitt- die Kreischnittmethode einzusetzen, um den Einfluss der Kornorientierung bei der Bestimmung der Anzahl der Körner auszuschließen. Für die Bestimmung der Korngröße wurde die „Hilliard-Kreis-Prozedur“ nach dem ASTM E112-96 angewendet [115]. Die Genauigkeit der Messung ist abhängig von der Anzahl der Schnittstellen mit den Kreisen sowie von der Anzahl der Kreise. Um den Zählfehler zu minimieren, wurden je Gefüge fünf Kreise für die Bestimmung der Korngröße verwendet.

4.4.4 Zugversuch

Der Zugversuch nach EN 10002-1 [84] wurde angewendet, um die mechanischen Kennwerte für die TWBs zu bestimmen. Die Durchführung des Zugversuches erfolgte an einer elektro-mechanischen 200 kN Zug-/Druckprüfmaschine der Firma Zwick. Die Zugproben wurden mit einer konstanten Geschwindigkeit von 1 mm/min bis zum Bruch gezogen. Die Probenform wurde entsprechend der EN 10002-1 als proportionale Probe hergestellt, siehe Abbildung 4-11.

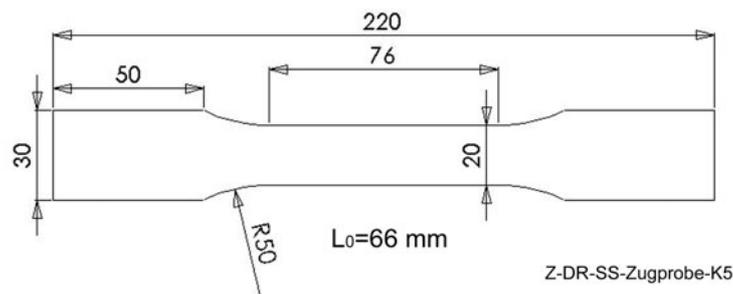


Abbildung 4-11: Abmessungen der Zugproben.

Da die Anfangsmesslänge L_0 von der Probendicke abhängig ist, wurde die größte Anfangslänge für alle Proben gewählt.

Für eine statistische Absicherung wurden drei Proben je Parametersatz geprüft. Zur Beurteilung der mechanischen Eigenschaften wurden Proben parallel und quer zur Schweißnaht hergestellt. Die Schweißnaht ist dabei in der Mitte der Zugproben angeordnet. Die Eigenschaften der schwächsten Stelle in der Probe bestimmen die Ergebnisse des Zugversuches quer zur Naht (Querzugversuch). Die Lage des Bruches in der Probe, die gemäß Abbildung 4-12 unterschieden werden kann, dient als ein wichtiges Ergebnis zur Beurteilung der Nahtqualität.



Abbildung 4-12: Bruchlagen im Querzugversuch.

Der Längszugversuch gibt Auskunft über die Duktilität der Schweißnaht. Insbesondere die Bruchdehnung ist ein wichtiger Kennwert hinsichtlich der Umformbarkeit der TWB [116]. Darüber hinaus muss der Längszugversuch für die Berechnung der planaren Anisotropie sowie der mittleren Anisotropie durchgeführt und ausgewertet werden. Der Blechdickensprung bei TWBs sowie der stetige Übergang im Bereich der FSW-Naht muss ausgeglichen werden, damit eine gleichmäßige Krafteinleitung in die Probe möglich ist. Hierzu werden die Köpfe der Zugproben vom möglichen Grat (Materialauswurf) auf beiden Seiten der Schweißnaht befreit. Es wurden Gegenstücke (Adapter) angefertigt, die den Blechdickensprung und den stetigen Übergang im Bereich der FSW-Naht berücksichtigen. Die Gegenstücke wurden an den Köpfen der Proben mit einem 2-Komponenten-Epoxidharz-Kleber zusammen geklebt. Der Klebstoff härtete bei Raumtemperatur nach 12 Stunden aus und erreicht eine Festigkeit von 1.2×10^5 MPa. Um eine kraftschlüssige Verbindung zu erreichen, wurden die geklebten Köpfe zusammengedrückt und somit unter Last ausgehärtet.

Die Längenveränderung wurde mit einem Extensometer aufgenommen und mit den zugehörigen Kraftwerten gespeichert.

Zusätzlich wurde die lokale Formänderungsanalyse, wie nachfolgend beschrieben angewendet, um die Besonderheiten von TWBs berücksichtigen zu können.

4.4.5 Besondere Auswertung des Zugversuches

Die Voraussetzungen für die Anwendung des Zugversuches nach EN 10002-1 treffen bei TWB Zugproben nicht zu. Aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffe (Festigkeit, Dicke usw.) stellt sich in der Zugprobe unterschiedliches Fließen ein. Daher kann eine gleichmäßige Dehnung der Probe bis zum Beginn der Einschnürung nicht gefunden werden.

Zur Beschreibung der Umformeigenschaften von TWBs ist die Beschreibung der mechanischen Kennwerte möglichst getrennt für den Grundwerkstoff, die Wärmeeinflusszone und die Schweißnaht erforderlich. Schmoeckel [116] beschreibt eine Möglichkeit zur Bestimmung der Schweißnahteigenschaften von geschweißten Stahlblechen durch Zugversuche an längsgeschweißten Zugproben unterschiedlicher Breite. Aus den Ergebnissen der Zugversuche ergab sich ein linearer Zusammenhang zwischen dem Fügeanteil und den ermittelten integrativen Festigkeitswerten. Die Fließkurve wurde unter der Anwendung von Härtemessungen ermittelt. Aus den Härtewerten wurde die Zugfestigkeit R_m hergeleitet. Für den Verfestigungsexponent n wurde der n -Wert des Grundwerkstoffes angesetzt. Es wurde angenommen, dass die Verfestigung in Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut nahezu gleich ist. Mit der Annahme, dass die Härtesteigerung infolge des Schweißprozesses gleich der Härtesteigerung infolge der Umformung ist ($HV(\varphi)_{GW} = HV(\varphi=0)_{Naht}$), kann ein fiktiver Umformgrad ermittelt werden [116].

Eine ähnliche Methode zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte des Schweißgutes wird durch die in [117] beschriebene Methode „rule of mixtures“ in Verbindung mit Zugproben mit längslaufender Schweißnaht erreicht. Bei dieser Methode wird der Anteil der Last, die von Grundwerkstoff und Schweißmaterial getragen wird, ausgerechnet. Dabei wird gemäß Gl. 4-3 vorausgesetzt, dass die in die Zugprobe eingeleitete Kraft (F) gleichmäßig in Grundwerkstoff und Nahtmaterial eingeleitet wird.

$$F = \sigma_1 \times S_1 + \sigma_2 \times S_2 + \bar{\sigma}_W \times S_W \quad \text{Gl. 4-3}$$

Dabei stellen σ die Normalspannungen und S die Querschnittsflächen (1 = Grundwerkstoff 1; 2 = Grundwerkstoff 2 und W = Schweißnaht) dar. Wie auch in [116] beschrieben, können die an längsgeschweißten Zugproben ermittelten Dehnungswerte auf die Fügestelle übertragen werden, daher ist $\varepsilon_w = \varepsilon_1 = \varepsilon_2$. Die mittlere Spannung in der Schweißnaht $\bar{\sigma}_W$ kann somit aus der Kraft-Gleichung ermittelt werden. Die Schwierigkeit bei dieser Methode ist, die Fläche der Schweißnaht hinreichend genau zu bestimmen. Abdullah [117] benutzt optische Methoden, Härteprüfung und Bildverarbeitung in der Metallografie, um die Fläche der Naht zu ermitteln. Davies [57, 94] schlägt zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht die Prüfung von Miniatur-Zugproben vor. Aufgrund ihrer Abmessungen ist sichergestellt, dass die Ergebnisse des Versuches das Verhalten des Nahtmaterials unter einachsiger Zugbelastung wiedergeben werden.

Friedmann und Kridli [23, 49] haben das Verhältnis der Dehnung in der Naht zur Bruchdehnung der Zugprobe ermittelt. Damit kann die Neigung des Bleches zur Einschnürung im Bereich der Schweißnaht bestimmt werden. Die Dehnung in der Schweißnaht ε_w wird aus der

Messung der Schweißnahtzone vor und nach der Zugprüfung ermittelt. Friedmann und Kridli [23, 49] führen den Verhältniswert β zur Beschreibung der Dehnungsverteilung in der Naht im Verhältnis zur Bruchdehnung ein. Die Anwendung dieser Methode führt bei TWBs mit unterschiedlichen Grundwerkstoffen (Material / Dicke) nicht zur gewünschten Aussagekraft, da je nach Dickenverhältnis der gefügten Partner die Einschnürung ausschließlich im dünneren Bereich stattfindet. Ähnlich wie bei Knabe [40] wird der Einfluss des Dickenverhältnisses auf die Verformbarkeit durch eine einfache Beziehung zwischen der Streckgrenze und Zugfestigkeit ermittelt. Allerdings wird die Inhomogenität infolge der Schweißnaht nicht berücksichtigt. Als eine Methode zur Bestimmung des Grenzzieh- und der Grenzfestigkeit der zu fügenden Partner ist dieses Verfahren zu empfehlen. Friedmann und Kridli [23, 49] zeigten, dass bereits ein Dickenunterschied von 1 % zur Halbierung der Verformung im Bereich des dickeren Materials gegenüber dem dünneren führt.

Liebig [88, 118, 119] stellt mit dem φ_m -Verfahren eine Methode vor, die materialunabhängig und ohne die für den Zugversuch notwendigen Annahmen funktioniert. Das φ_m -Verfahren baut auf dem Gesetz der Volumenkonstanz auf. Die Auswertung des Zugversuches erfolgt bei diesem Verfahren über die Messung der Dicken- und Breitenänderung an markierten Stellen der Zugprobe. Vor dem Zugversuch wird ein Raster mit Messmarken auf der Zugprobe aufgetragen und die Abmessungen an den markierten Stellen gemessen. Anschließend erfolgt der Zugversuch bis zum Bruch oder bis zum sicheren Überschreiten der größten Zugkraft. Nach dem Versuch wird die Probe erneut an den Messstellen gemessen. Damit ist eine Erfassung der lokalen Formänderung möglich [88, 118, 119]. Die Versuchsauswertung beruht darauf, dass bis zum Erreichen der größten Zugkraft eine diffuse Formänderungsverteilung über die Versuchslänge vorherrscht. Nach Überschreiten dieser Kraft wird die Formänderung lokal auf den Bereich der Einschnürung konzentriert. In [88, 118] ist die Ermittlung der Formänderung von einer Zugprobe mit geometrischer Inhomogenität ausführlich erläutert.

Die in der Literatur [23, 49, 88, 116, 118, 119] angewendeten Verfahren benötigen teilweise weitere Messgrößen zur Bestimmung der lokalen Eigenschaften. Die Bestimmung der lokalen Querschnittsflächen erfolgt durch das manuelle Messen der lokalen Dicken und Breiten der Zugprobe. Dadurch wird das Verfahren sehr arbeitsintensiv und die Genauigkeit der Ergebnisse ist von der genauen Bestimmung der lokalen Dicken und Breiten abhängig. Die Bestimmung der aktuellen lokalen Querschnittsfläche während des Zugversuches ist mit diesem Verfahren nicht möglich. Damit kann das Verhalten der unterschiedlichen Zonen während des Zugversuches nicht beschrieben werden.

Im Rahmen dieser Arbeit konnte eine Methode entwickelt werden, die es ermöglicht das unterschiedliche Verformungsverhalten von inhomogenen Werkstoffen „Multi Materials“ quantitativ zu erfassen. Dies erfolgt, wie im Folgenden beschrieben, durch die Bestimmung der lokalen Eigenschaften in den unterschiedlichen Zonen einer Flachzugprobe.

4.4.5.1 Bestimmung der lokalen Eigenschaften aus dem Zugversuches

Mit dem optischen Messsystem ARAMIS der Firma GOM in Braunschweig können Formänderungen auf der Oberfläche der Probe berechnet werden. Das Grundprinzip von optischen Messverfahren basiert darauf, dass sich die Grauwertverteilung in einer definierten rechteckigen Fläche vor und nach der Verformung nicht ändert. Dadurch ist die Zuordnung dieser Flächen im unverformten Zustand zu den Flächen im verformten Zustand möglich. Für die Auswertung der Formänderung mittels des optischen Messverfahrens muss die Oberfläche der Probe mit einem Grauwert-Muster oder -Raster mit ausreichendem Kontrast versehen sein [120].

Gemäß Abbildung 4-13-A ist auf der Probenoberfläche ein stochastisches Muster, bestehend aus einer weißen Grundfarbe und schwarzen Flecken, aufgetragen. Durch das aufgetragene Muster können einzelne Punkte auf der Oberfläche der unverformten Probe im verformten Zustand automatisch lokalisiert werden. Dazu wird die Probenoberfläche in einzelne quadratische Elemente (Facetten) aufgeteilt.

Durch die Zuordnung der Facetten vor der Belastung zu denselben im verformten Zustand, können die Koordinaten der quadratischen Elementen nach der Verformung ermittelt werden. Die Ausgangskordinaten gewinnt man durch die Aufnahme des Objektes im unverformten Zustand (Referenzbild). Nach der Verformung wird eine weitere Aufnahme der verformten Probe gemacht. Aus dem Vergleich der Aufnahmen vor und nach der Verformung können die Koordinaten im verformten Zustand ermittelt werden. Aus den ermittelten Koordinaten werden lokale Verschiebungen auf der Oberfläche des Objektes und anschließend die lokalen Dehnungen berechnet. Dadurch eignet sich das System, das Verformungsverhalten von inhomogenen Werkstoffen zu untersuchen. Eine detaillierte Beschreibung des Verfahrens ist in der Literatur zu finden [121, 122].

Der Zugversuch wurde in einer 200-kN-Prüfmaschine der Firma Zwick durchgeführt. Die konventionelle Laständerung über der Längenänderung als integrale Werte über der Ausgangslänge $l_0=35$ mm wurde mit Extensometern ermittelt. Diese Daten dienen als Referenzwerte für das optische Messverfahren. Dadurch soll eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse dargestellt werden. Der Aufbau des Versuches ist in Abbildung 4-13-B dargestellt.

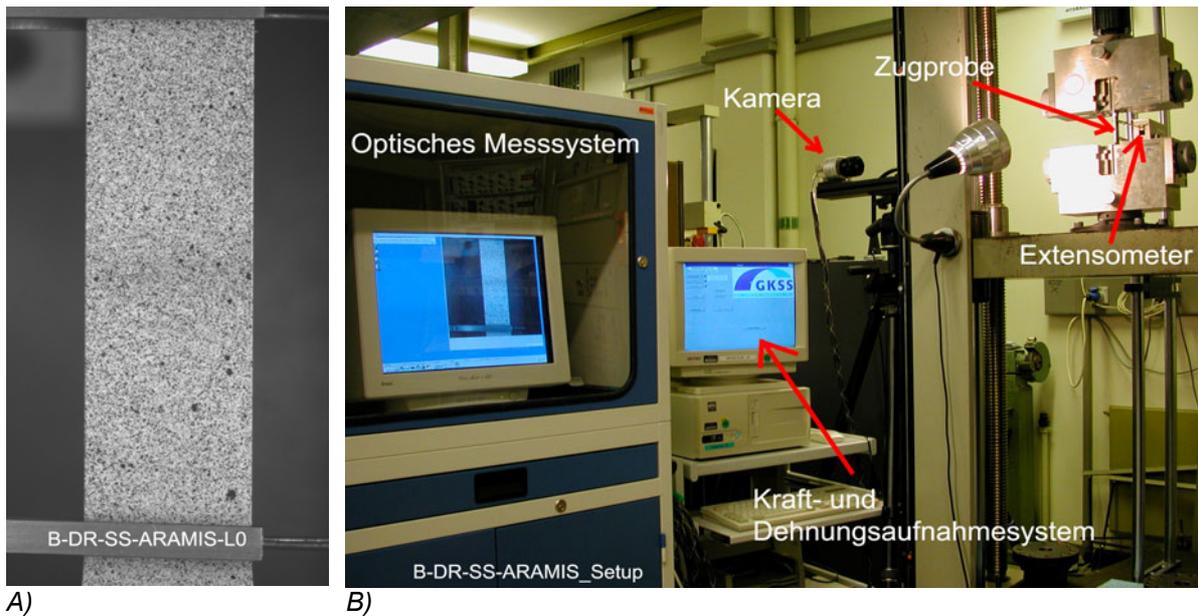


Abbildung 4-13: A) Oberfläche der Probe für die optische Messmethode, B) Aufbau der verwandten Messverfahren.

Die optische Messlänge bildet die sichtbare Fläche zwischen den Extensometerarmen (Abbildung 4-13-B) ab, dadurch ist die Anfangsmesslänge l_0 für das optische System kleiner als die Anfangsmesslänge, die mit dem Extensometer abgegriffen wird. Mit dem optischen Messverfahren können Dehnungsverteilungen lokal auf der Oberfläche ermittelt werden.

Die ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurve stellt analog zum konventionellen Messverfahren integrale Werte für die Spannung und Dehnung dar, die aus den lokalen Messwerten auf der Oberfläche der Probe hergeleitet wurden. Die Abbildung 4-14 verdeutlicht die Vergleichbarkeit der eingesetzten Messverfahren zur Auswertung des Zugversuches.

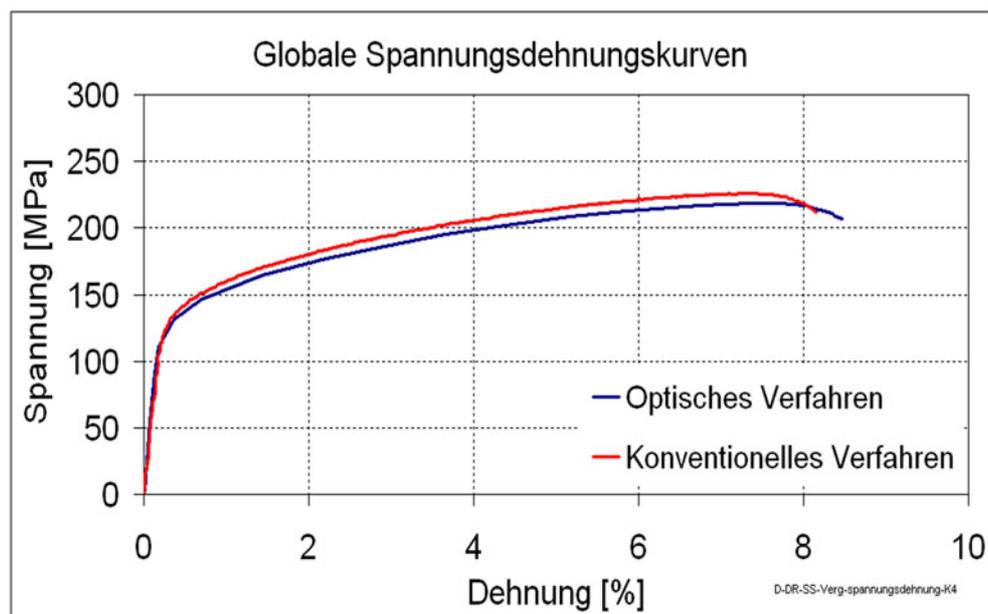


Abbildung 4-14: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven beim optischen und konventionellen Messverfahren.

Die errechnete globale Dehnung ist beim optischen Messverfahren um 0,32 % höher als die mit dem konventionellen System gemessene Dehnung. Der Unterschied ist mit den unterschiedlichen Anfangsmesslängen beider Methoden zu begründen. Die Bruchdehnung der Probe wird in der konventionellen Messung über eine Länge von 35 mm ermittelt, während beim optischen Messverfahren eine Anfangsmesslänge l_0 von 29 mm berücksichtigt wird. Dadurch wird die optisch ermittelte Bruchdehnung gegenüber der durch die Extensometer gemessenen Dehnung geringfügig verzerrt.

Für die Berechnung der Dehnungen auf der Oberfläche der Probe wurde die Oberfläche in 54 Zonen (Facetten) parallel zur Lastrichtung und 17 Zonen quer zur Lastrichtung aufgeteilt. Die Höhe h_F und Breite b_F der einzelnen quadratischen Elemente bzw. Facetten beträgt 0,55 mm. Die Dicke a_F der Facetten entspricht der Materialdicke an der entsprechenden Messlinie (siehe Abbildung 4-15). Dadurch ist eine ausreichend hohe Ortsauflösung in Längs- und Querrichtung gegeben. Die Facetten in Längsrichtung repräsentieren 54 Messlinien auf der Oberfläche. Jede Messlinie quer zur Lastrichtung besteht aus 17 Facetten. Aus den lokalen Ergebnissen für die 17 Facetten wird je Messlinie die aktuelle Breite und Dicke der Probe unter Voraussetzung der Volumenkonstanz ermittelt. Die Abbildung 4-15 stellt die Aufteilung der Facetten auf der Zugprobe prinzipiell dar.

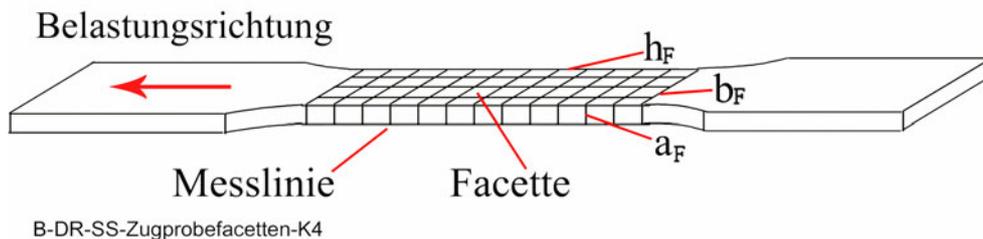


Abbildung 4-15: Darstellung der Facetten auf der Zugprobe.

Die Spannung in den unterschiedlichen Messlinien bzw. Messreihen wird durch die Berechnung der aktuellen Querschnittsflächen der jeweiligen Messlinie ermittelt. Die aktuelle Querschnittsfläche wird unter Beachtung des Gesetzes der Volumenkonstanz aus den momentanen Dicken- und Breitenänderungen der Facetten gemäß der Gleichung Gl. 4-4 ermittelt.

$$S = b_F \times a_F = b_{0,F} \times e^{\rho_b} + a_{0,F} \times e^{\rho_a} \quad \text{Gl. 4-4}$$

Die Gültigkeit der Berechnung wird durch den Vergleich der berechneten Querschnittsflächen (optisches Messverfahren) mit der gemessenen Querschnittsfläche der Probe gezeigt (siehe Abbildung 4-16).

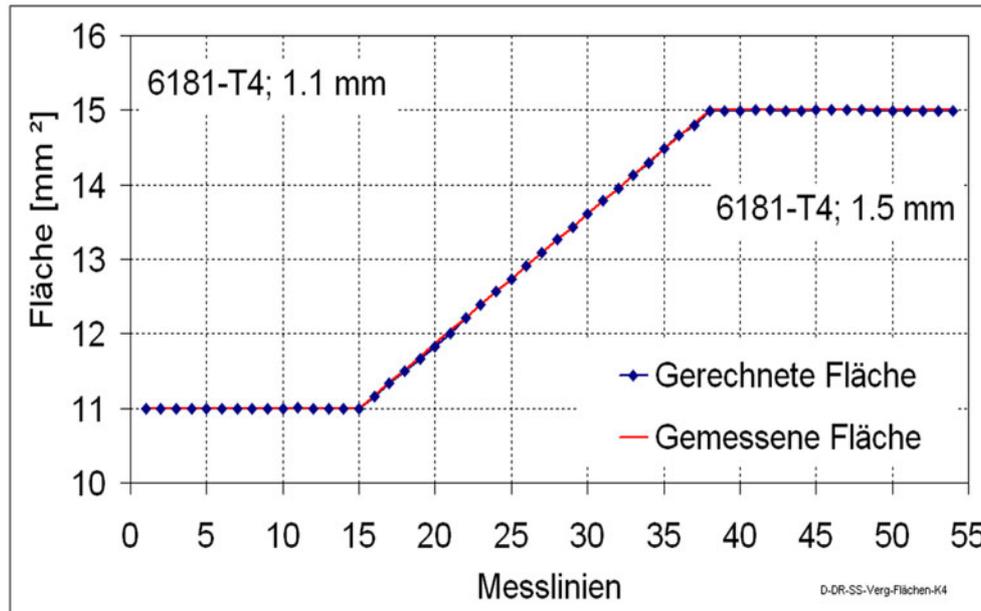


Abbildung 4-16: Darstellung der berechneten und gemessenen Querschnittsfläche der Probe in den jeweiligen Messbereichen.

Die gepunktete Kurve stellt die aus den Messwerten berechnete Querschnittsfläche in den einzelnen Messreihen entlang l_0 dar. Die prozentuale Abweichung zwischen der ermittelten Fläche und der realen Fläche der Probe (11 mm^2 bzw. 15 mm^2) liegt zwischen $-0,02 \%$ und $0,05 \%$. Die zulässige Unsicherheit bei der Bestimmung des Anfangsquerschnitts nach EN 10002-1 beträgt $\pm 1\%$.

Eine weitere Validierung der Berechnung aus den Ergebnissen des optischen Messverfahrens besteht darin, die Dicke der Probe nach dem Zugversuch mit den errechneten Werten zu vergleichen. Zu diesem Zweck wurde vor dem Zugversuch die Probe in der Dicken-Richtung in Abständen von 5 mm , ausgehend von der Probenmitte, markiert. Nach dem Zugversuch wurde die Probe an den gekennzeichneten Stellen vermessen. Der Vergleich zwischen den gemessenen Werten und den rechnerisch ermittelten Werten für die Probendicke ist in Abbildung 4-17 abgebildet.

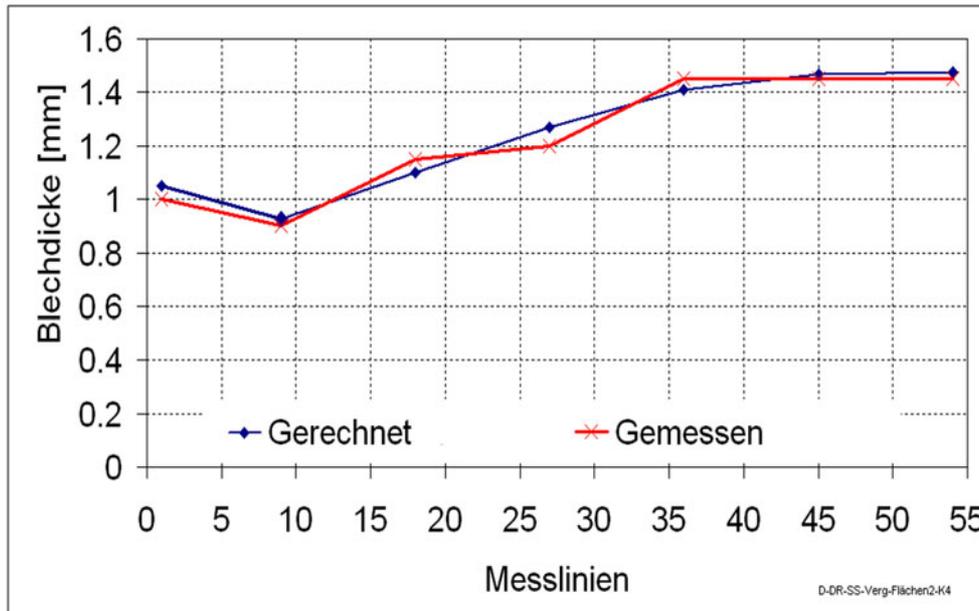


Abbildung 4-17: Vergleich der gemessenen Probendicke und der gerechneten Probendicke nach der Verformung.

Die Ergebnisse der errechneten Blechdicken aus dem optischen Verfahren stimmen mit den gemessenen Werten der Probendicke gut überein.

Abbildung 4-18 zeigt die Abnahme der Querschnittsfläche in den einzelnen Messreihen in Abhängigkeit des Verformungszustandes.

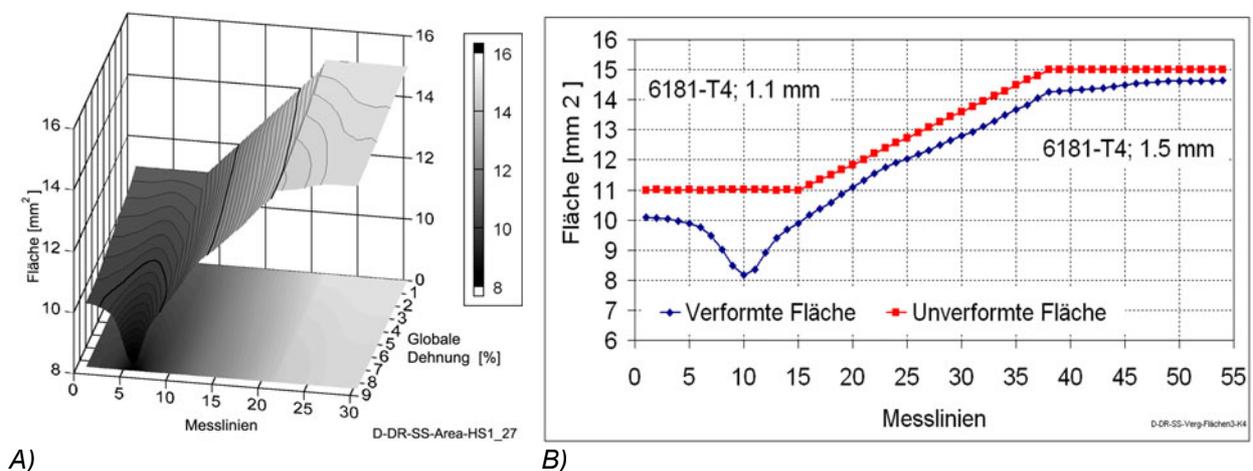


Abbildung 4-18: Abnahme der Querschnittsfläche in den Messlinien in Abhängigkeit der Belastungsstufen.

Die Querschnittsabnahme (z-Achse, aktuelle Fläche [mm²]) während des Zugversuches ist in den jeweiligen Messreihen (y-Achse, Messreihen) über die globale Dehnung (x-Achse, globale Dehnung [%]) dargestellt. Abbildung 4-18-A bestätigt, dass eine gleichmäßige Formänderung der Probe im Bereich I₀ bis zum Erreichen der Maximalkraft zu fast keinem Zeitpunkt stattfindet. Abbildung 4-18-B stellt die ermittelte Querschnittsfläche der jeweiligen Messreihen am Anfang des Zugversuches und die Querschnittsfläche kurz vor dem Bruch dar. Die

Abbildung 4-18-A verdeutlicht, dass die Querschnitte der Messreihen mit fortschreitender Verformung kontinuierlich, jedoch unterschiedlich ausgeprägt, abnehmen.

Durch die Berechnung der tatsächlichen Fläche kann die Spannung in den jeweiligen Zonen ermittelt werden. Bei der Spannung handelt es sich ausschließlich um den Anteil der Zugspannung während der Verformung. Die inhomogene Mikrostruktur in Dickenrichtung im Bereich der Naht (WEZ, TMZ) wird für die Berechnung der aktuellen Fläche nicht berücksichtigt. Dadurch trifft die Zuordnung der lokalen mechanischen Eigenschaften zu den einzelnen Zonen innerhalb der Naht begrenzt zu, da die TMZ und WEZ nicht parallel, sondern unter einem Winkel zur Probendicke verlaufen (siehe Abbildung 5-9).

Die lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven in den einzelnen Zonen / Messlinien der Zugprobe sind in Abbildung 4-19 dargestellt.

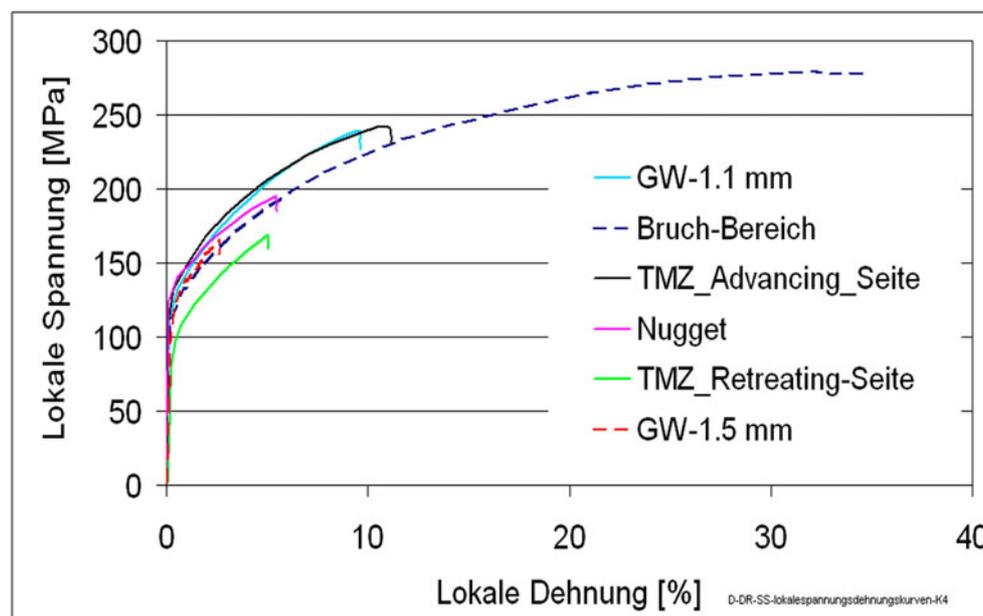


Abbildung 4-19: Spannungs-Dehnungs-Kurven für unterschiedliche Messreihen.

Abbildung 4-19 stellt exemplarisch den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven für bestimmte Messreihen (GW-1,1 mm, TMZ-Advancing-Seite, Nugget, TMZ-Retreating-Seite und GW-1,5 mm) dar. Die Spannungs- und Dehnungsverteilung in der WEZ-Retreating-Seite der Naht entspricht der Spannungs- und Dehnungsentwicklung im Grundwerkstoff (6181-1,5 mm), daher wurde diese in Abbildung 4-19 nicht abgebildet.

Die lokalen Spannungen und Dehnungen bei Höchstlast in den unterschiedlichen Messreihen sind in der Abbildung 4-20 abgebildet.

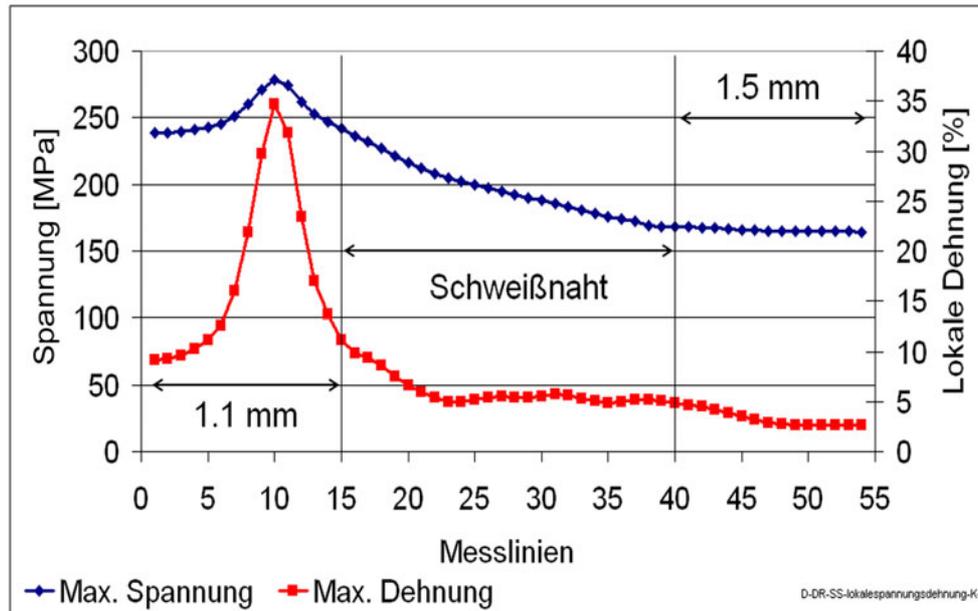


Abbildung 4-20: Maximale Spannungen und Dehnungen.

Die maßgebenden Spannungen und Dehnungen der TWBs werden bei der Höchstlast für die schwächste Stelle ermittelt und mit lokalen Werten der Grundwerkstoffe bei der Höchstlast verglichen. Die 0,2 %-Dehngrenze variiert zwischen 100 und 140 MPa für die einzelnen Messreihen. Das Material in den einzelnen Messreihen wird so lange verformt, bis die Zugfestigkeit des schwächsten Materials in der Messreihe (L10) erreicht ist. Dadurch ergibt sich eine Variation der Dehngrenzen. Die „schwächste“ Messreihe entspricht der Wärmeeinflusszone (WEZ) auf der Advancing-Seite (6181-T4; 1,1 mm). Der Abstand dieser Messreihe bis zur Probenmitte (Nugget bei mittiger Anordnung der Naht in der Zugprobe) beträgt etwa 9,5 mm. Der Abstand der Bruchstelle bis zur Probenmitte wurde auf der Rückseite der Probe ermittelt. Unter der Annahme, dass sich das Material innerhalb der einzelnen Messlinien bzw. Messreihen bis zum Erreichen der maximal Last gleichmäßig verformt, ist ein Vergleich der mechanischen Kennwerte mit den Kennwerten des Grundwerkstoffes möglich.

Die eindeutige Identifizierung der Messreihen gestattet die Zuordnung der Bruchlage zu einem der Wurzelseite der Naht korrespondierendem Gefüge. Somit bietet die Auswertung des Zugversuches mit dem optischen Messverfahren die Möglichkeit die lokale Formänderung, die lokale Spannung und die Lage des Bruches zu ermitteln.

4.4.6 Kerbzugversuch

Die Untersuchung der unterschiedlichen Formänderungszustände im Bereich zwischen dem ebenen Spannungszustand und der einachsigen Zugbelastung wurde mit dem Kerbzugversuch durchgeführt [40]. Der Versuch wurde in der gleichen Prüfmaschine durchgeführt, die auch beim konventionellen Zugversuch zur Anwendung kommt. Es wurden Kerbzugproben aus dem dünneren Grundwerkstoff sowie aus den TWBs, hergestellt. Die Schweißnaht ist

mittig in den Proben angeordnet und wurde senkrecht zur Belastungsrichtung geprüft. Die geringste Breite der Proben befindet sich aufgrund der Lage der Schweißnaht in der Stossstelle der Fügepartner. Somit wird die Schweißnaht wesentlich höher als beim Zugversuch belastet. Die Proben wurden mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min bis zum Bruch gezogen. Je Parametersatz werden drei Proben geprüft.

Dieser Versuch ist nicht genormt, daher sind die Abmessungen der Proben, gemäß Abschnitt 2.3.4 Abbildung 2-12, entsprechend den Vorgaben in der Literatur [79] gewählt. Hierbei wurden die gleichen Probenabmessungen für den dünneren Grundwerkstoff als auch für die TWBs gewählt.

4.4.7 Streckziehversuch

Der Streckziehversuch (im Folgenden als Nakazimaversuch bezeichnet) wurde an Nakazima-Proben durchgeführt. Der Nakazimaversuch beschreibt die unterschiedlichen Formänderungszustände zwischen dem zweiachsigen Streckziehen und dem einachsigen Zug. Die Probenform wurde entsprechend den Abmessungen in der Literatur [79, 82, 83] für den dünneren Grundwerkstoff und die TWBs hergestellt. Die Abmessungen und die Nummerierung der Proben sind der Abbildung 2-10 in Abschnitt 2.3.3 zu entnehmen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Prüfvorrichtung zur Durchführung des Nakazimaversuches hergestellt. Die Prüfvorrichtung wurde in eine bestehende Triaxial-Maschine gemäß Abbildung 4-21 integriert. Somit konnten die Streckziehversuche bei der GKSS durchgeführt werden.

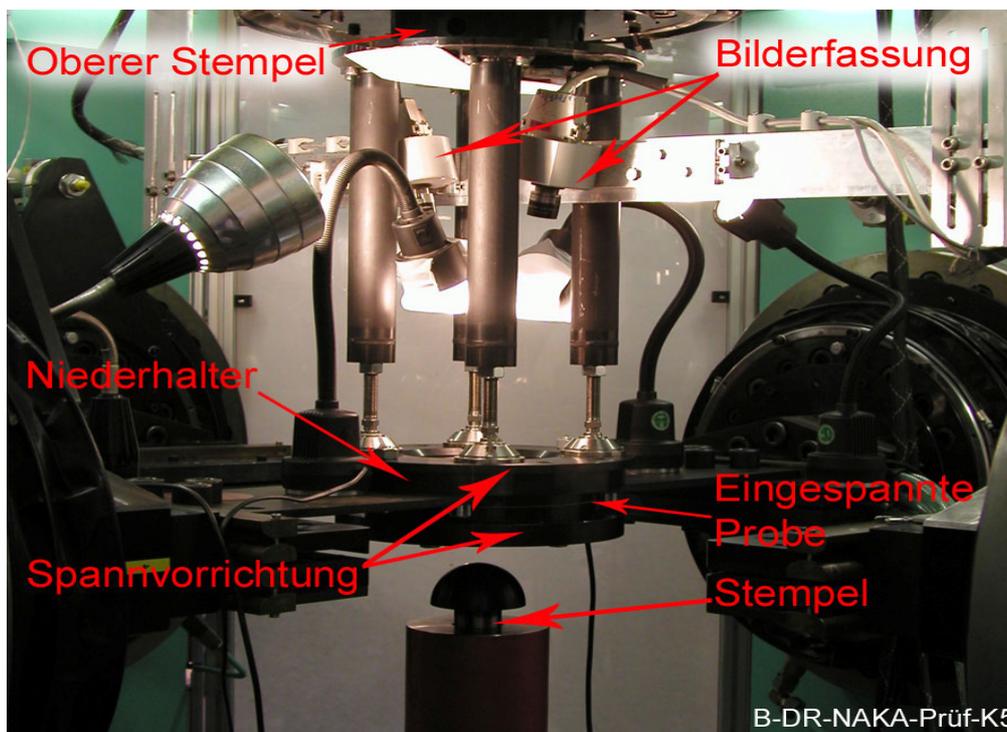


Abbildung 4-21: Nakazima-Prüfvorrichtung.

Die Triaxialmaschine verfügt über vier Hubzylinder in der horizontalen Ebene und zwei Hubzylinder in der vertikalen Z-Achse. Der Obere Stempel wurde verwendet, um eine Niederhalterkraft von 100 kN auf die Proben auszuüben. Die Proben wurden zusätzlich zwischen den Matrizen mit Schraubenverbindungen mit 80 Nm verspannt, so dass ein Nachfließen des Werkstoffes aus dem Bereich der Einspannung in die Matrize behindert wurde. Die Stempelbewegung erfolgte durch den unteren Hubzylinder. Als tribologisches System wurde ein Dreilagenvorbund bestehend aus Öl (Raziol CLF), Folienronden aus PTFE und Öl (Raziol CLF) verwendet. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 0,1 mm/s. Diese Stempelgeschwindigkeit war notwendig, um den Beginn der Einschnürung möglichst frühzeitig feststellen zu können.

4.4.8 Tiefziehversuch

Mit dem Nakazima- und dem Kerbzugversuch können die Eigenschaften der TWBs bei unterschiedlichen Umformzuständen analysiert werden, der Formänderungszustand des reinen Tiefziehens kann bei den v.g. Versuchen nicht berücksichtigt werden. Die Superposition der einzelnen Umformzustände sowie die damit verbundene Umformgeschichte wird mit dem Tiefziehversuch bestimmt. Somit wird das Formänderungsvermögen des Werkstoffes durch die Vorverformung beeinflusst. Gemäß Abbildung 4-22 wird ein Volumenelement im Bereich des Flansches im Niederhalter (Umformzone) durch radial wirkende Spannungen σ_r gestreckt und in tangentialer Richtung durch Druckspannungen σ_t gestaucht. Mit Druckspannungen σ_z in axialer Richtung wird eine Faltenbildung in Folge der tangential wirkenden Druckspannungen verhindert. Die Faltenbildung entsteht bei fehlender oder nicht ausreichender axialer Druckspannung infolge der Überschreitung der Knickstabilität des Bleches durch Druckspannungen in tangentialer Richtung σ_t . Im Bereich der Biegeumformzone wird das Volumenelement zweifach gebogen. Zunächst erfährt das Volumenelement eine Biegung im Einlaufbereich der Ziehringrundung und anschließend wird das Element am Auslauf der Ziehringrundung wieder zurück gebogen bzw. begradigt. Im Bereich der Zarge bzw. der Kraftübertragungszone wird das Volumenelement in axialer und tangentialer Richtung gestreckt [123].

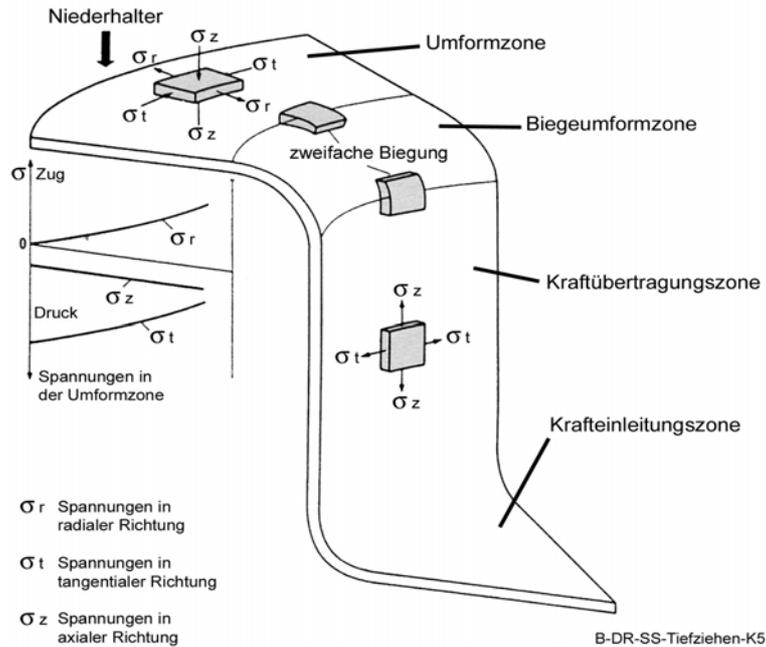


Abbildung 4-22: Beanspruchungszustände beim Tiefziehprozess.

Der Tiefziehversuch wurde an einem Tiefziehwerkzeug mit einer komplexen Geometrie, siehe Abbildung 4-23, nach [98] durchgeführt.

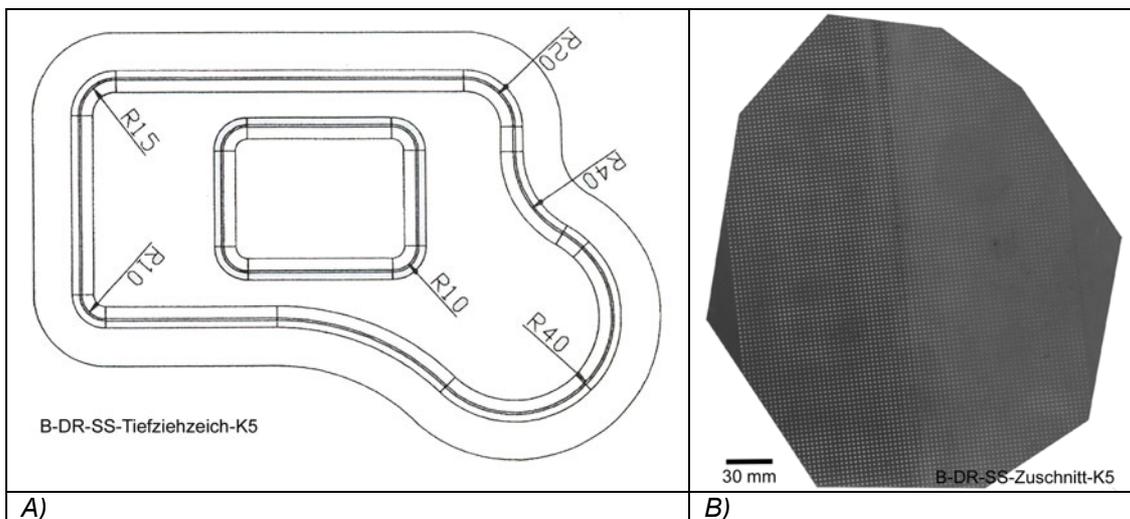


Abbildung 4-23: A) Abmessungen des Tiefziehwerkzeuges; B) Zuschnitt für die TWBs.

Der Tiefziehversuch wurde in einer hydraulischen 4000kN-Pressen bei ThyssenKrupp Umformtechnik in Ludwigsfelde durchgeführt. Das Tiefziehwerkzeug wurde aus Kunststoff hergestellt, um die Oberfläche der Proben während des Umformprozesses nicht zu beschädigen. Der Umformprozess wurde bei einer Prüfgeschwindigkeit von 18 mm/s und einer Niederhalterkraft von 60 kN durchgeführt. Abbildung 4-24 zeigt den Aufbau der Prüfvorrichtung.



Abbildung 4-24: Tiefziehwerkzeug.

Das Tiefziehwerkzeug wurde für das Umformen von mit lasergeschweißten TWBs in der Dickenkombination 1 / 2 mm optimiert. Der Dickenunterschied der mit dem Laser hergestellten TWBs war im Tiefziehwerkzeug so eingearbeitet, dass die Schweißnaht diagonal zwischen den Radien R15 und R40 angeordnet wird. Die komplexe Form des Tiefziehwerkzeuges erforderte einen besonderen Zuschnitt der Platine. In Abbildung 4-23-B ist die Form des Zuschnittes dargestellt.

Der Umformprozess besteht aus zwei Tiefziehphasen. In Phase 1 wird der obere Stempel (Nr. 4a in Abbildung 4-24) in die untere Matrize geführt. Die endgültige Form wird durch die Hubbewegung der unteren Stempel (Nr. 2 in Abbildung 4-24) nach oben hergestellt. Die Formänderungsanalyse wurde mit dem System ARGUS der Firma GOM in Braunschweig durchgeführt. Hierzu muss auf der unverformten Probe ein regelmäßiges Punktmuster aufgetragen werden. Das Punktraster wurde am Institute für Bildsame Formgebung an der Universität Aachen, mit einem Kreisdurchmesser von 1,5 mm und einem Kreisabstand von 3 mm auf die TWBs elektrochemisch aufgetragen. Nach der Umformung wurden Referenzmarken auf dem Bauteil positioniert und das Bauteil mit einer hochauflösenden CCD-Kamera von unterschiedlichen Richtungen fotografiert. Die 3D-Koordinaten der Punkte werden unter Anwendung von photogrammetrischen Verfahren berechnet. Die lokalen Formänderungen werden aus dem Vergleich zwischen dem Punkteabstand im unverformten und verformten Zustand ermittelt. Eine detaillierte Beschreibung zu diesem Verfahren ist in der Literatur zu finden [124, 125].

5 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der durchgeführten Versuche zum Erreichen der in Abschnitt 3 beschriebenen Ziele dargestellt. Diese lassen sich in den Hauptkategorien

1. Herstellung und
2. Bewertung der Umformbarkeit

der TWBs unterteilen.

Daher werden im Folgenden zunächst die Herstellung und Charakterisierung der TWBs aus den unterschiedlichen Legierungen behandelt. Im Abschnitt 6.1 werden die TWBs aus der Legierung 6181-T4 dargestellt und diskutiert. Die Herstellung der TWBs aus naturharten Legierungen wird im Abschnitt 6.2 beschrieben und erörtert. Die Bewertung der Umformbarkeit der TWBs wird in den Abschnitten 6.3 und 6.4 durchgeführt. Dabei werden im Abschnitt 6.3 das Streckziehvermögen und im Abschnitt 6.4 das Tiefziehvermögen der der TWBs beschrieben und erläutert.

5.1 Tailored Blanks aus der Legierung 6181-T4

Für die Herstellung der TWBs wurden Parameterkombinationen in Vorversuchen ermittelt [126]. Die Vorversuche waren insbesondere erforderlich, um fehlerfreie Schweißnähte im untersuchten Schweißparameterfenster mit verschiedenen Streckenenergien zu produzieren. Die Parametersätze wurden anhand der qualitativen Untersuchung, bestehend aus der Inspektion der Oberfläche, Untersuchung des Endloches, Beurteilung der Wurzelqualität sowie Herstellung von Querschliffen, festgelegt. Tabelle 5-1 stellt die Schweißparameter für die Herstellung der TWBs für die Beurteilung der Umformbarkeit dar.

Tabelle 5-1: Schweißparameter für die Herstellung der TWBs.

Drehzahl	Vorschub	Schweißkraft	Arbeitswinkel	Vorschubwinkel	Stiftlänge	Stifttyp	Schultertyp	Streckenenergie
[min ⁻¹]	[mm/min]	[N]	[°]	[°]	[mm]			[J/mm]
1600	1000	4500	3,0	4,0	1,45	PIN-B	Typ A	39
2000	1000	4500	3,0	4,0	1,45	PIN-B	Typ A	49
1600	1500	4500	3,0	4,0	1,45	PIN-B	Typ A	26
1600	800	4500	3,0	4,0	1,45	PIN-B	Typ A	49
1600	1000	5500	3,0	4,0	1,45	PIN-B	Typ A	48
1600	1000	4500	1,5	4,0	1,45	PIN-B	Typ B	39
2000	1125	5500	1,5	4,0	1,40	PIN-D	Typ B	53
2000	1125	5500	1,5	4,0	1,40	PIN-C	Typ B	53
2000	1125	5500	1,5	4,0	1,40	PIN-B	Typ B	53
4000	10000	11500	1,5	2,0	1,32	PIN-B	Typ B	25

Die erforderliche Stiftlänge wurde experimentell in Vorversuchen ermittelt. Die Berechnung der Streckenenergie gemäß Gl. 4-2 erfolgt ohne Berücksichtigung des Einflusses der Schul-

terfläche und des Stiftdurchmessers. Daher sind keine Unterschiede in der Streckenenergie für die unterschiedlichen Stift- und Schulterformen festzustellen.

5.1.1 Einfluss der FSW-Parameter auf die Temperatur und Reaktionskräfte

Beim Schweißen entstehen Reaktionskräfte, die im direkten Zusammenhang mit den FSW-Randbedingungen stehen. Zu den Randbedingungen zählen neben den Schweißparametern und dem Schweißwerkzeug auch die Steifigkeit des Systems, die Beschaffenheit der Unterlage und die Eigenschaften des Grundwerkstoffes. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Steifigkeit des Systems, die Unterlage und die Grundwerkstoffe nicht verändert. Daher wird der Einfluss dieser Parameter vernachlässigt. Abbildung 5-1 stellt exemplarisch die während des Schweißens gemessenen und ungefilterten resultierenden Kräfte dar.

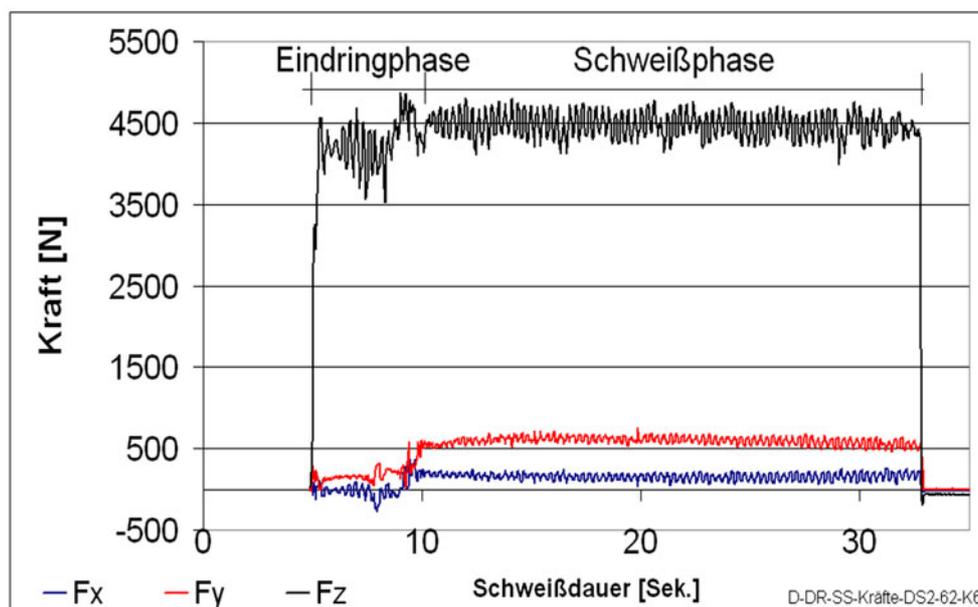


Abbildung 5-1: Gemessene resultierende Kräfte während des Schweißens.

In Abbildung 5-1 sind die Kräfte in der Schweißebene und normal zur Schweißebene, für die Schweißparameter Drehzahl = 1600 min^{-1} , Vorschub = 1 m/min und Schweißkraft = 4500 N mit dem Werkzeug Typ A dargestellt. Die Kräfte in der Ebene sind mit F_x (quer zur Naht) und F_y (parallel zur Naht) bezeichnet. Die Schweißkraft F_z schwankt um den eingestellten Sollwert von 4500 N , dies ist durch die online Messung und Regelung der Kraftvorrichtung bedingt [104, 127]. Das Schweißen kann vereinfachend in die Eindringphase (etwa von 5 bis 10 Sekunden) und in die Schweißphase unterteilt werden. Die Abbildung 5-2 zeigt die Korrelation zwischen den Schweißparametern und den resultierenden Kräften in der Schweißebene.

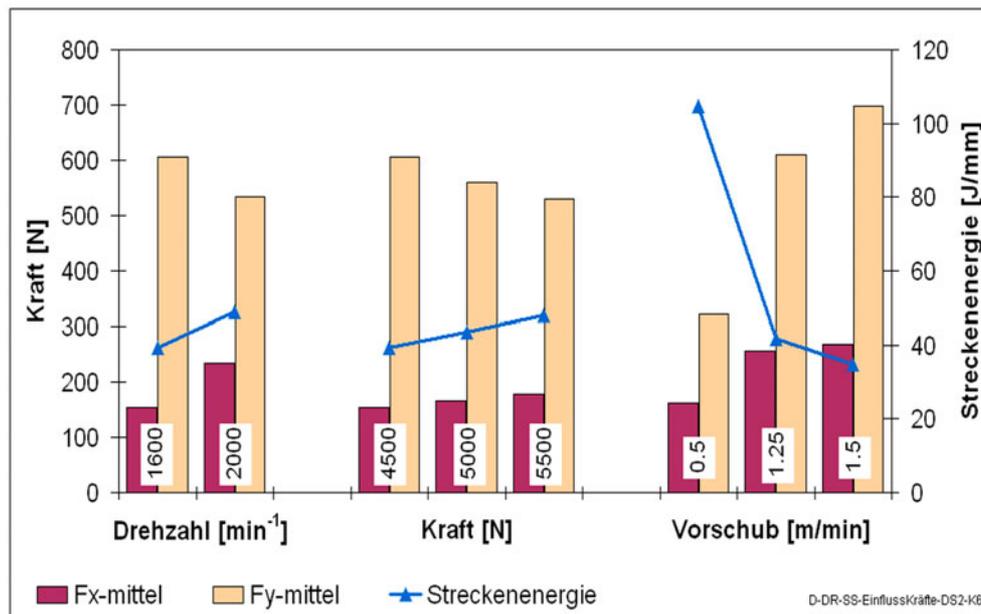


Abbildung 5-2: Einfluss der Schweißparameter auf die Kräfte in der Schweißebene.

Mit abnehmender Streckenenergie wird eine Erhöhung der Kräfte parallel zur Schweißnaht festgestellt. Ausgehend von dem allgemeinen Modell [72-75, 128] zur Beschreibung des FSW-Verfahrens bedeutet dies, dass vor dem Stift ein kleinerer Materialbereich infolge des Schweißprozesses plastifiziert wurde. Die Erhöhung der Drehzahl von 1600 auf 2000 min^{-1} entspricht einer Steigerung der Streckenenergie um 20 %. Damit steigt F_y um 12 % und F_x um 33 %. Die Reduzierung der Schweißkraft von 5500 N auf 4500 N entspricht einer Verringerung der Streckenenergien um bis zu 27 %. Die Querkräfte F_x reduzieren sich um 19 % und die Vorschubkräfte F_y erhöhen sich um 12 %. Die Veränderung der Schweißgeschwindigkeit hat einen signifikanten Einfluss sowohl auf die gemessenen Kräfte als auch auf die Streckenenergie, wie auch von Reynolds et. al [129] festgestellt wurde. Mit zunehmender Geschwindigkeit steigen die Kräfte in der Ebene an. Zwischen der langsamsten Naht mit einem Vorschub von 0,5 m/min und der schnellsten mit einem Vorschub von 1,5 m/min wird die Streckenenergie um 67 % reduziert. Dadurch ergeben sich höhere Kräfte (F_x um 40 % und F_y um 54 %) für die Schweißnaht mit einem Vorschub von 1,5 m/min. Die höheren Kräfte in der Ebene stellen einen höheren Widerstand des Materials dar, welcher als Folge eines kleineren plastifizierten Bereiches um den FSW-Stift betrachtet werden kann. Die Messung der Kräfte in der Ebene zeigen, dass die Schweißgeschwindigkeit den größten Einfluss auf die Reaktionskräfte ausübt. Die gemessenen Reaktionskräfte quer zur Naht variieren zwischen 154 und 268 N, somit wird kein signifikanter Einfluss der Schweißparameter und der Streckenenergie auf die Kräfte quer zur Schweißrichtung festgestellt. Damit ist die Querkraft als Kenngröße für die Steuerung des Schweißvorganges nicht geeignet. Insgesamt wurde festgestellt, dass die Querkraft in Richtung der Advancing-Seite wirkt, somit ist die Belastung des Fügepartners auf der Advancing-Seite höher als auf der Retreating-Seite.

Die Kraft parallel zur Schweißrichtung stellt beim Einsatz des Werkzeuges Typ A (konkave Schulter) die größere Kraft in der Schweißebene dar. Beim Einsatz des Werkzeuges Typ B (Scroll-Schulter) wird die Kraft quer zur Schweißnaht deutlich größer als die Kraft parallel zur Schweißrichtung (siehe Abbildung 5-3). Darüber hinaus ist die Querkraft mit der Scroll-Schulter erheblich größer (ca. 410 %) als die vergleichbare Querkraft mit der konkaven Schulter. Durch die spiralförmige Nut auf der Schulterfläche wird das Material horizontal vom Rand der Schulter in Richtung des Stiftes zum Ansatz des Schweißstiftes transportiert [126, 130, 131]. Dadurch ergeben sich höhere Kräfte quer zur Naht als mit der konkaven Schulter.

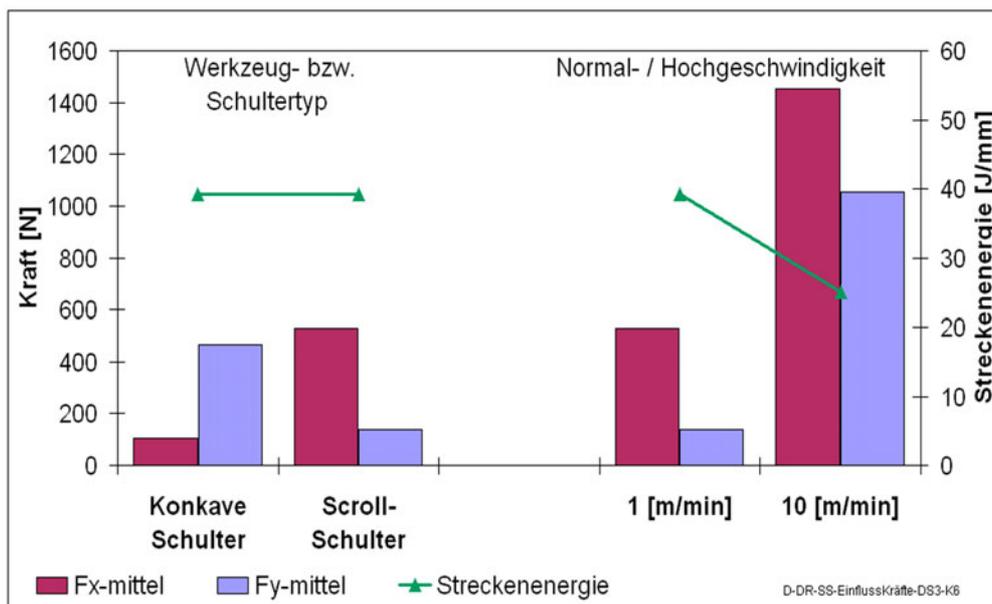


Abbildung 5-3: Einfluss von Schweißparametern auf die Kräfte in der Ebene.

Gleichzeitig ist mit der Scroll-Schulter die Vorschubkraft F_y um etwa 70 % kleiner als beim Schweißen mit der konkaven Schulter. Durch den kleineren Arbeitswinkel (gemäß Tabelle 5-1) von $1,5^\circ$ im Vergleich zu 3° für die konkave Schulter sowie durch den zusätzlichen horizontalen Materialtransport wird mit dem Werkzeug Typ B (Scroll-Schulter) eine ausgeprägte plastifizierte Zone vor dem Stift erreicht. Dadurch ist der Widerstand in Schweißrichtung beim Einsatz des Werkzeuges Typ B deutlich kleiner als beim Werkzeug Typ A. Das Werkzeug Typ B wurde für die Herstellung der TWBs mit einer Geschwindigkeit von 10 m/min angewandt. Die Abbildung 5-3 stellt den Vergleich zwischen der Hoch- (10 m/min) und der Normalgeschwindigkeit mit 1 m/min dar. Bei TWBs mit der Normalgeschwindigkeit entspricht die Querkraft F_x etwa 12 % der Schweißkraft F_z und die Vorschubkraft F_y etwa 3 % der Schweißkraft. Dabei ist F_y um 74 % kleiner als F_x . Die Querkraft beim Schweißen mit einer Geschwindigkeit von 10 m/min beträgt etwa 13 % der Schweißkraft und ist vergleichbar zum F_x der Normalgeschwindigkeit. Die Vorschubkraft erreicht ca. 9 % der Schweißkraft und entspricht 72 % der Querkraft bei den Hochgeschwindigkeitsnähten. Die höhere Vorschubkraft zeigt, dass die plastifizierte Zone vor dem Stift deutlich kleiner sein muss als mit einer Ge-

schwindigkeit von 1 m/min. Dies wird auch durch die Streckenenergie von 25 J/mm im Vergleich zu 39 J/mm bei den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min verdeutlicht. Die höheren Kräfte in der Ebene sowie die Wirkungsrichtung der Querkraft erschweren das Schweißen mit hohen Geschwindigkeiten. Insbesondere können die höheren Kräfte zu einer Überschreitung der Festigkeit des schwächeren Fügepartners führen und damit ein fehlerfreies Schweißen (siehe Abbildung 5-45) verhindern. Kleine Abweichungen in der Bahn haben einen größeren Einfluss als bei den Normalgeschwindigkeiten.

Derzeit wird der Prozess nicht auf der Grundlage der gemessenen Reaktionskräfte geregelt. Im Hinblick auf den industriellen Einsatz des Verfahrens könnte diese Art der Regelung zur Sicherung einer reproduzierbaren Qualität angewendet werden. Dabei konnte festgestellt werden, dass die Querkräfte nicht als Kennwert für die Steuerung des Verfahrens geeignet sind. Ferner haben die Untersuchungen gezeigt, dass die Schweißgeschwindigkeit den Haupteinfluss auf die Reaktionskräfte beschreibt. Somit kann bei einer technischen Anwendung der Reaktionskräfte im Sinne einer Qualitätssicherung die Vorschubkraft als Kennwert bzw. Messgröße und die Vorschubkraft als Regelgröße benutzt werden.

In Abbildung 5-4 sind die gemessenen Mittelwerte der Maximaltemperaturen auf der Advancing-Seite, Retreating-Seite sowie in der Unterlage dargestellt. Das Diagramm zeigt den Einfluss der Schweißparameter (Drehzahl, Geschwindigkeit, Kraft und Hochgesch.). In den folgenden Diagrammen (Abbildung 5-4, -10, -13, -16, -17, -36 und -40) ist der Vergleich zwischen den Hochgeschwindigkeitsschweißnähten mit einem Vorschub von 10 m/min und deren Vergleichsschweißnähten mit einem Vorschub von 1 m/min mit „Hochgesch.“ bezeichnet.

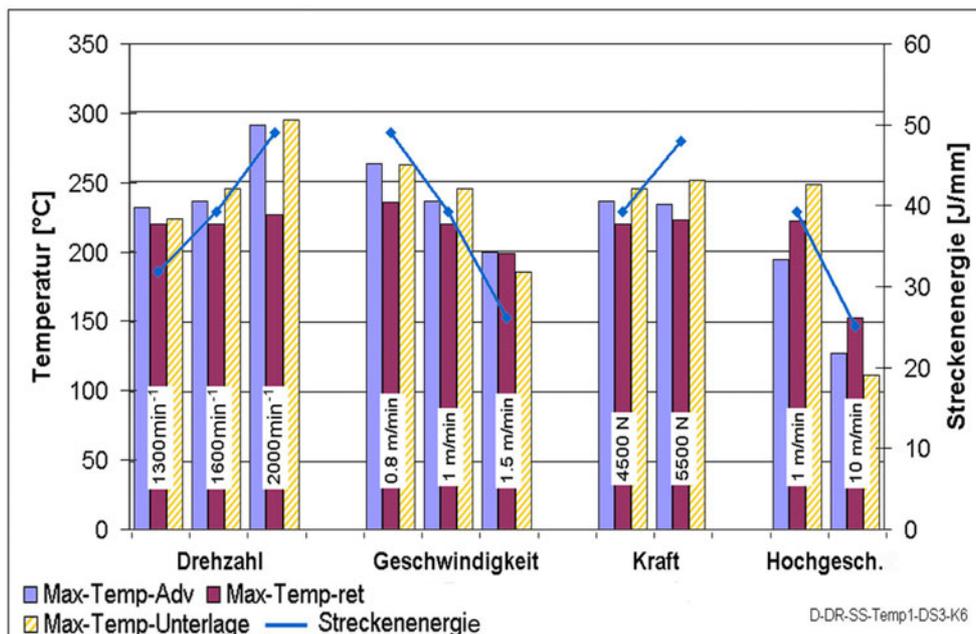


Abbildung 5-4: Einfluss der Schweißparameter auf die Maximaltemperatur.

Die Messung der Temperatur auf der Retreating- und Advancing-Seite erfolgte von der Blechoberseite. Aufgrund von Gratbildungen wird die Temperaturmessung teilweise beeinflusst (siehe Abbildung 5-6-Typ A). Dabei kann der Einfluss der Gratbildung auf die gemessene Temperatur nicht näher quantifiziert werden. Mit zunehmender Drehzahl steigen Streckenenergie und gemessene Temperatur. Die höhere Temperatur wird auf der Advancing-Seite gemessen. Die Steigerung der Streckenenergie um 53 % von 31 J/mm auf 49 J/mm entspricht einer Temperaturerhöhung von etwa 71 °C auf der Advancing-Seite. Die Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit bewirkt eine Reduzierung der Temperatur um etwa 76 °C zwischen dem langsameren Vorschub von 0,8 m/min und dem schnellen Vorschub von 1,5 m/min. Die Streckenenergie der schnellen Schweißgeschwindigkeit ($q_s = 26$ J/mm) ist um 87 % geringer als die der langsameren Schweißgeschwindigkeit ($q_s = 49$ J/mm). Der Unterschied zwischen den Temperaturspitzen auf der Advancing- und Retreating-Seite wird mit zunehmender Geschwindigkeit geringer. Dieser Effekt kann nicht nur als Ergebnis der Schweißgeschwindigkeit interpretiert werden, da der Einfluss der Gratbildung auf die gemessene Temperatur zwischen den Schweißnähten nicht als eine Konstante betrachtet werden kann.

Die Variation der Kraft hat keinen ausgeprägten Einfluss auf die Temperaturentwicklung. Dieser Effekt wurde auch bei der Messung der Reaktionskräfte beobachtet.

Die Temperaturmessung in der Stahlunterlage wie im Abschnitt 5.3.1 beschrieben ist nicht mit dem Einfluss der Gratbildung behaftet bzw. ist dadurch verfälscht. Die maximale Temperatur von Hochgeschwindigkeitsnähten beträgt im Mittel 111 °C in der Unterlage. Dies entspricht einem Temperaturunterschied von 136 °C zu den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min. Die Differenz zwischen der Streckenenergie von Nähten mit einem Vorschub von 1 m/min und den Nähten mit einem Vorschub von 10 m/min beträgt 14 J/mm und entspricht einer Reduzierung der Streckenenergie um 56 %. Die TWBs mit einer Geschwindigkeit von 10 m/min sowie die Vergleichs TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min wurden mit dem Werkzeugtyp B (Scroll-Schulter) hergestellt. Aus Abbildung 5-4 ist ersichtlich, dass die Retreating-Seite wärmer ist als die Advancing-Seite. Der Vergleich zwischen Werkzeugtypen in Abbildung 5-5 verdeutlicht den Unterschied zwischen den eingesetzten Schultern. Die Temperaturen in der Unterlage sowie auf der Retreating-Seite sind für beide Werkzeugtypen etwa gleich.

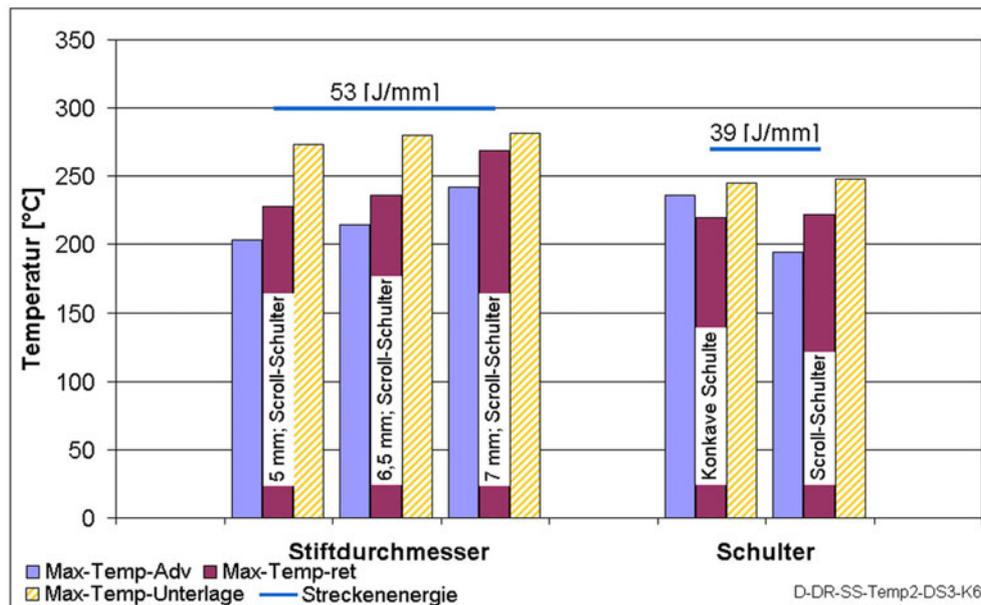


Abbildung 5-5: Einfluss der Schweißparameter auf die Maximaltemperatur.

In der Unterlage wird eine Temperatur von 245 °C mit der konkaven Schulter und 250 °C mit der Scroll-Schulter gemessen. Auf der Retreating-Seite beträgt die maximale Temperatur 219 °C für den Werkzeugtyp A (konkave Schulter) und 221 °C für den Werkzeugtyp B (Scroll-Schulter). Die mit dem Werkzeugtyp B gemessene Maximaltemperatur auf der Advancing-Seite ist mit 194 °C um etwa 21 % geringer als mit dem Werkzeugtyp A. Dieser Unterschied ist mit der ausgeprägteren Gratbildung auf der Advancing-Seite (siehe Abbildung 5-6-Typ A) mit dem Werkzeugtyp A zu erklären. Das Werkzeug mit der Scroll-Schulter transportiert das plastifizierte Material zu seinem Zentrum, so dass eine Gratbildung auf der Advancing-Seite nicht sehr ausgeprägt stattfindet (siehe Abbildung 5-6-Typ B).

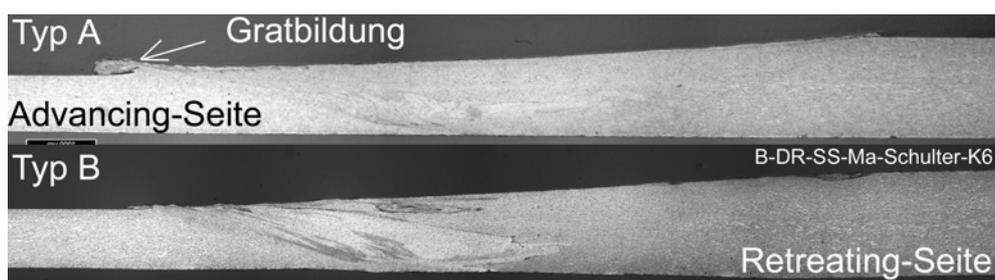


Abbildung 5-6: Querschliff von Schweißnähten mit dem Werkzeugtyp A und B.

Der Einfluss der Gratbildung auf die gemessene Temperatur bedarf gesonderter Untersuchung, da in der Literatur [106, 132, 133] die gemessenen Temperaturen zur Validierung von Simulationsberechnungen bzw. für die Entwicklung von Modellen herangezogen werden.

Mit steigendem Stiftdurchmesser wird der Abstand zwischen dem Stiftmantel und der Position der Thermoelemente reduziert, dies führt zu einer Erhöhung der gemessenen Temperatur sowohl auf der Retreating- als auch auf der Advancing-Seite. Die gemessenen Temperatu-

ren beim Einsatz der Stifte mit den unterschiedlichen Durchmessern (Abbildung 5-5) zeigen nahezu keinen Unterschied in der Unterlage.

Der mathematische Ansatz zur Beschreibung der Streckenenergie stimmt tendenziell mit der Temperaturentwicklung überein. Die Erhöhung der Drehzahl auf 2000 min^{-1} resultiert in der gleichen Streckenenergie $q_s = 49 \text{ J/mm}$ wie die Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit auf $0,8 \text{ m/min}$ (siehe Abbildung 5-4). Bei gleicher Streckenenergie sind die gemessenen Maximaltemperaturen der Schweißnaht mit der höchsten Drehzahl um etwa 30 °C höher als die Schweißnaht mit dem Vorschub von $0,8 \text{ m/min}$. Somit beschreibt der Ansatz nicht hinreichend die Mechanismen der Temperaturentwicklung.

5.1.2 Oberflächenbeschaffenheit

Die Oberflächen der Schweißnähte sind gleichmäßig ausgebildet und zeigen keine Fehler. Rand- und Wurzelkerben, wie sie aus dem konventionellen Schmelzschweißen bekannt [1] sind, bilden sich bei dem eingesetzten Verfahren nicht, daher konnte keine Kerbbildung festgestellt werden. Die Erhöhung der Streckenenergie führt zu einem vermehrten Materialauswurf auf der Advancing-Seite der Naht.

Der Unterschied zwischen den verschiedenen Stiftdurchmessern ist aus dem Endloch ersichtlich. Abbildung 5-7 stellt die unterschiedlichen Endlöcher in Abhängigkeit des eingesetzten Stiftyps dar.

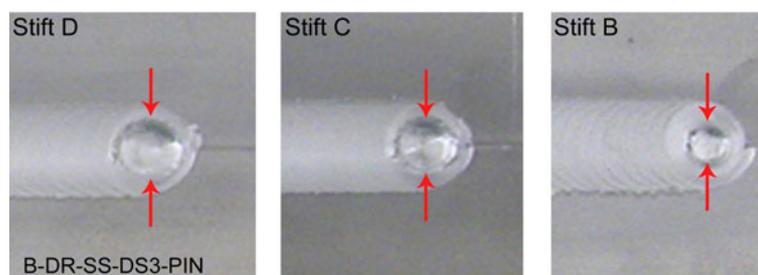


Abbildung 5-7: Endloch der unterschiedlichen Stiftdurchmesser.

Der Einfluss der Schweißparameter (Drehzahl und Vorschub) kann durch die Beschaffenheit der Oberfläche der Schweißnaht festgestellt werden, da der Abstand zwischen den „Rillen“ auf der Oberfläche der Naht dem Quotienten des Vorschubs und der Drehzahl entspricht. In Abbildung 5-8 sind drei vergrößerte Bereiche von Nahtoberflächen dargestellt, dabei steigt der Quotient des Vorschubs und der Drehzahl von links nach rechts.

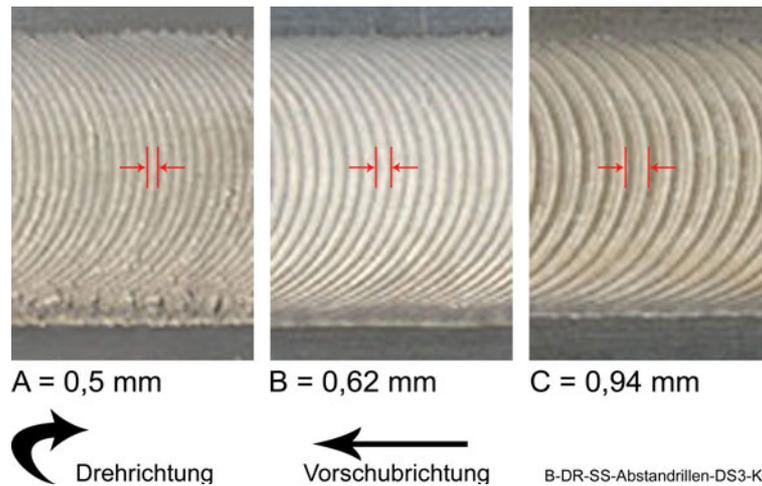


Abbildung 5-8: Abstand der Rillen in Abhängigkeit der Drehzahl und Schweißgeschwindigkeit.

Die Schweißparameter für die in der Abbildung 5-8 dargestellten Oberflächen sind in der Tabelle 5-2 aufgelistet.

Tabelle 5-2: Korrelation zwischen dem Schweißparameter und dem Rillenabstand.

Abbildung	Streckenenergie	Drehzahl	Vorschub	Schweißkraft	Quotient	Abstand
	[J/mm]	[min ⁻¹]	[mm/min]	[N]	[mm]	[mm]
6-3-A	49	2000	1000	4500	0,50	0,50
6-3-B	39	1600	1000	4500	0,62	0,60
6-3-C	26	1600	1500	4500	0,94	0,91

Der Quotient des Vorschubs und der Drehzahl entspricht der Länge der Schweißnaht in einer Umdrehung des Werkzeuges. Der gemessene Abstand zwischen den Rillen stimmt mit den theoretischen Werten gut überein. Aus Abbildung 5-8 kann die Abhängigkeit zwischen der Streckenenergie bzw. der Variation der Schweißparameter und der Schweißnahtoberfläche auch durch die Breite der Schweißnaht festgestellt werden. Mit zunehmender Streckenenergie steigt die Breite der Naht, wie aus dem Vergleich zwischen Abbildung 5-8-C mit $q_s = 26$ J/mm und Abbildung 5-8-A mit $q_s = 49$ J/mm hervorgeht.

5.1.3 Makro- und Mikrostruktur

Die Ausbildung der Naht wurde durch die Untersuchung und Beurteilung der Querschliffe unter dem Lichtmikroskop beurteilt. Im Gegensatz zu den konventionellen Schmelzschweißverfahren [23, 26, 55, 56] wurden keine Poren, Bindefehler, Lunker bzw. Risse in der Naht festgestellt. Ein qualitativer Unterschied (Abbildung 5-9) in der Ausbildung und Form der Schweißnaht konnte zwischen den Schweißnähten mit einem Vorschub von 1 m/min und einem Vorschub von 10 m/min festgestellt werden. Der Einfluss der weiteren Parameter auf die Ausbildung und Form der Schweißnaht konnte nicht optisch beobachtet werden.

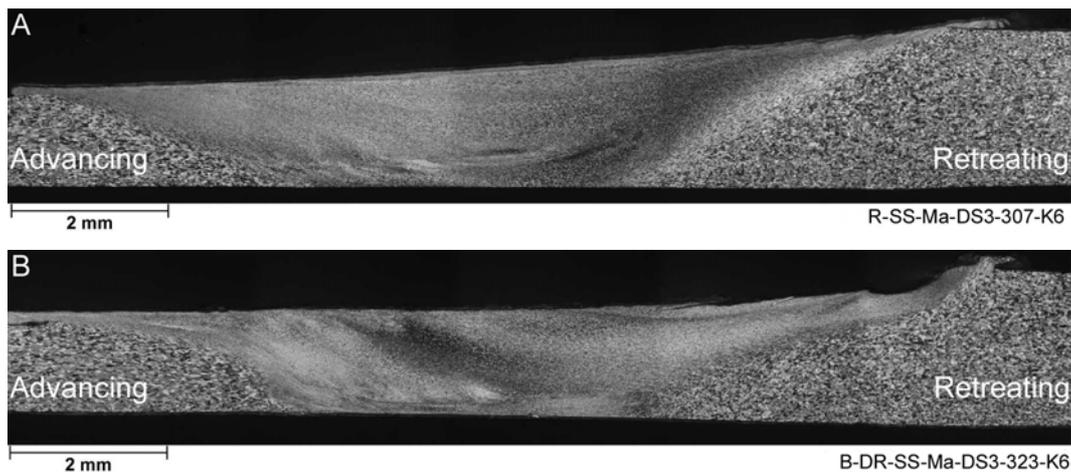


Abbildung 5-9: Makroschliff von Schweißnähten; A) Vorschub = 1 m/min; B) Vorschub von 10 m/min.

Der kontinuierliche Übergang vom 2 mm zum 1 mm Grundwerkstoff wird in der Abbildung 5-9-A verdeutlicht, die Höhe der Naht in der Mitte beträgt etwa 1,4 mm. Der höhere Materialauswurf beim Schweißen mit einem Vorschub von 10 m/min führt zu einer flacheren Naht (Abbildung 5-9-B). Die Nahthöhe in der Mitte beträgt etwa 1,2 mm. Die Form der Schweißnähte zeigen ebenfalls deutliche Unterschiede. Die Schweißnaht in Abbildung 5-9-B ist im unteren Bereich schmaler und bildet in etwa die Kontur des Schweißstiftes ab. Die breitere Naht in Abbildung 5-9-A zeigt einen stetigen nahezu linearen Verlauf von Blechoberseite zur Blechunterseite. Die Lage und Ausdehnung der Wärmeeinflusszone konnte aus den Querschliffen nicht identifiziert werden. Daher wurde die Fläche der Rührzone als Vergleichswert zwischen den einzelnen Parametern ermittelt. Die Rührzone beinhaltet in diesem Fall auch die thermomechanisch beeinflusste Zone. Die Flächen der Rührzonen der verschiedenen Schweißnähte sind in Abbildung 5-10 abgebildet.

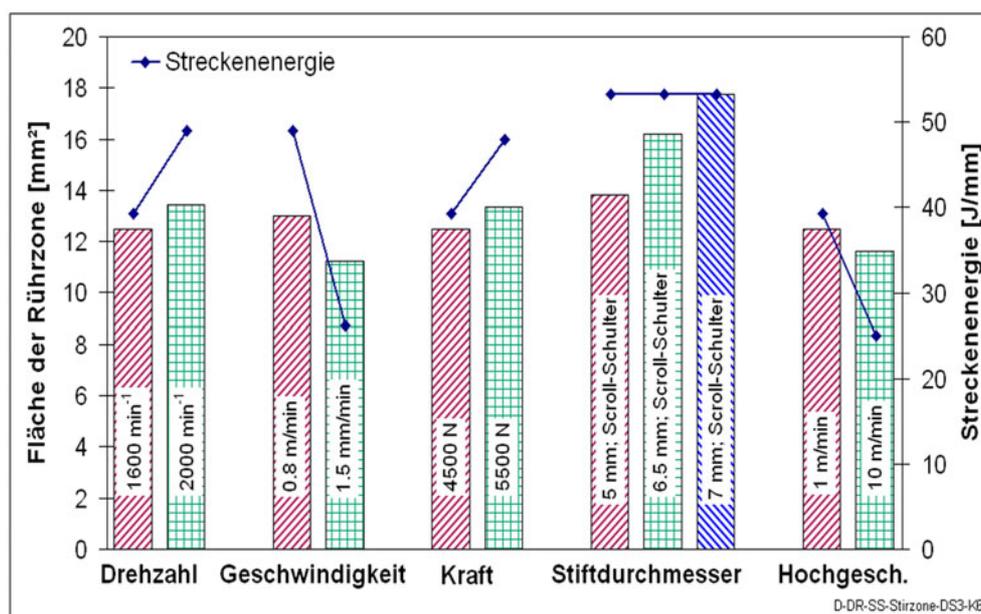
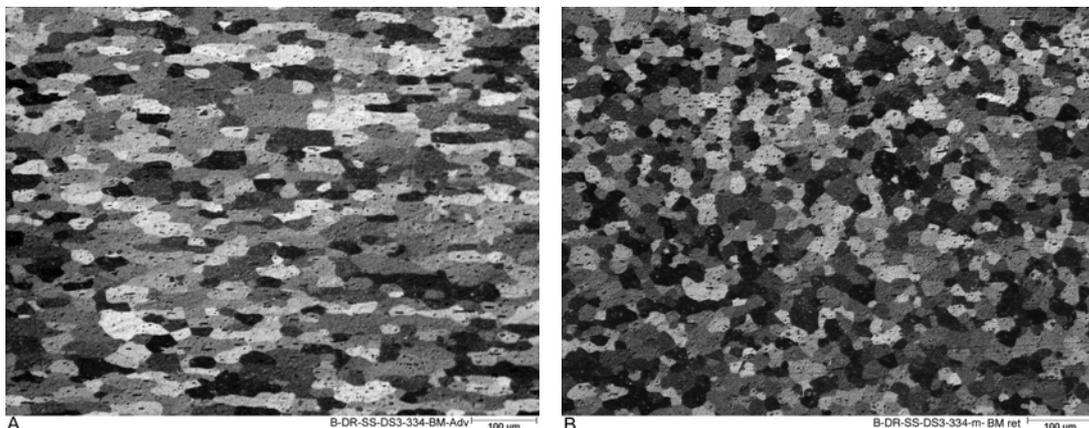


Abbildung 5-10: Fläche der Rührzone in Abhängigkeit der Schweißparameter.

Es zeigt sich, dass mit steigender Streckenenergie die Fläche der Rührzone gemäß Abbildung 5-10 zunimmt. Dies wurde in ähnlicher Form von Marzinotto et. al. [134] festgestellt. Ein linearer Zusammenhang zwischen der Streckenenergie und der gemessenen Fläche konnte nicht festgestellt werden. Dies ist zum einen auf die mathematische Beschreibung der Streckenenergie nach Gleichung 5-2 zurückzuführen und zum anderen auf die Messungenauigkeiten bei der Bestimmung der Rührzone. Der Ansatz zur Beschreibung der Streckenenergie berücksichtigt den Stiftdurchmesser nicht, daher kann der Unterschied in der Fläche der Rührzonen zwar gemessen werden, jedoch nicht in der Streckenenergie abgebildet werden. Die Flächen der Rührzonen variieren sehr deutlich, wenn unterschiedliche Stiftdurchmesser eingesetzt werden. Die durchschnittliche Fläche mit dem Stift B (5 mm Durchmesser) beträgt 14 mm^2 , mit dem Stift C (6,5 mm Durchmesser) 16 mm^2 und 17 mm^2 mit dem Stift D (7 mm). Der Vergleich zwischen den Hochgeschwindigkeitsnähten mit dem Vorschub von 10 m/min und den Schweißnähten mit dem Vorschub von 1,5 m/min zeigt vergleichbare Streckenenergien. Die Hochgeschwindigkeitsnähte zeigen eine Streckenenergie von 25 J/mm mit einer gemessenen Fläche von $11,6 \text{ mm}^2$. Für die Schweißnähte mit 1,5 m/min Vorschub beträgt die gemessene Fläche der Rührzone $11,2 \text{ mm}^2$ bei einer Streckenenergie von 26 J/mm . Der Unterschied in den gemessenen Flächen ist hauptsächlich mit Messungenauigkeiten bei der Bestimmung der Rührflächen zu erklären.

Die Mikrostruktur der Grundwerkstoffe ist in Abbildung 5-11 dargestellt.



*Abbildung 5-11: Mikrostruktur der Grundwerkstoffe quer zur Walzrichtung;
A) Blechdicke=1mm; B) Blechdicke=2mm.*

Das Gefüge des 1 mm dicken Grundwerkstoffes zeigt in Abbildung 5-11-A eine flache und gestreckte Mikrostruktur mit einer durchschnittlichen Korngröße von $29 \mu\text{m}$. Der Grundwerkstoff mit einer Blechdicke von 2 mm zeigt eine, im Vergleich zum 1mm dicken Grundwerkstoff, equiaxiale Form der Mikrostruktur mit einer mittleren Korngröße von $26 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 5-11-B) auf.

Die Korngröße im Bereich der Naht wurde im mittleren Bereich der Rührzone ermittelt, sie ist im Mittel 60 % kleiner als die mittlere Korngröße der Grundwerkstoffe. Abbildung 5-12-A stellt die Mikrostruktur einer Naht mit einer Streckenenergie von 49 J/mm dar, die Korngröße beträgt 12,6 μm . Die Korngröße der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min bzw. einer Streckenenergie von 25 J/mm beträgt 8,8 μm (siehe Abbildung 5-12-B).

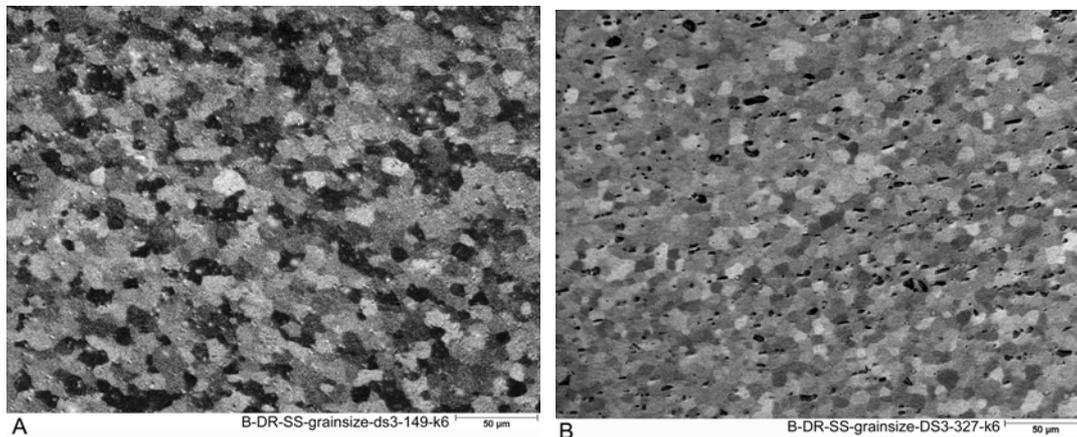


Abbildung 5-12: Mikrostruktur in der Rührzone der Schweißnähte; A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min; B) TWB mit einem Vorschub von 10 m/min.

In Abbildung 5-13 ist die Korngröße für die unterschiedlichen Parameter sowie deren Streckenenergie dargestellt.

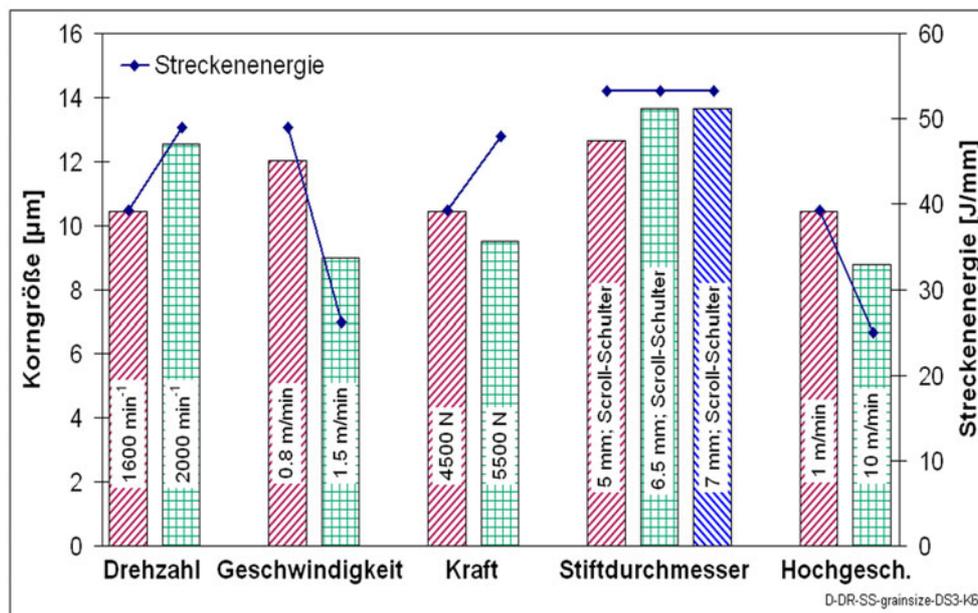


Abbildung 5-13: Korngröße in der Mitte der Rührzone in Abhängigkeit der Schweißparameter.

Im Allgemeinen kann festgestellt werden, dass mit steigender Streckenenergie die mittlere Korngröße zunimmt [112]. Eine Ausnahme stellt die Erhöhung der Streckenenergie durch die Steigerung der Kraft dar. Mit steigender Kraft wird die Korngröße kleiner. Die Körner werden zusätzlich durch den höheren Druck verformt, so dass bei ansonsten gleichbleibenden

Randbedingungen eine insgesamt höhere mechanische Deformation bzw. plastische Verformung des Gefüges (Mikrostruktur) stattfindet.

Die Korngröße der Hochgeschwindigkeitsnähte mit $v_{sch} = 10$ m/min beträgt $8,8 \mu\text{m}$ und stimmt mit der Korngröße der Schweißnähte mit einem Vorschub von $1,5$ m/min ($9,0 \mu\text{m}$) gut überein. Da die Fläche der Rührzone, die Korngröße in der Mitte der Rührzone sowie die Streckenenergie für die Hochgeschwindigkeitsnähte mit den entsprechenden Werten der Schweißnähte mit einem Vorschub von $1,5$ m/min korrelieren, kann auf die gleichen Deformationsvorgänge des Gefüges während des Schweißens geschlossen werden. Die Korngröße der Schweißnähte mit den Stiftdurchmessern 7 und $6,5$ mm sind nahezu identisch. Ein deutlicher Unterschied ist zu der Korngröße mit dem Stift B (5 mm Durchmesser) festzustellen. Obgleich die Korngröße der Schweißnähte unterschiedlich sind, ist allen Schweißnähten eine globulare Kornform mit gleichmäßiger Verteilung gemein.

5.1.4 Zugversuch quer zur Schweißnaht

Die im Zugversuch quer zur Schweißnaht ermittelten Kennwerte sind als integrale Werte zu betrachten [1, 40]. Aufgrund des unterschiedlichen Fließens der Fügepartner und der Schweißnaht können Kennwerte von geschweißten Proben nicht direkt mit den Kennwerten ungeschweißter Proben verglichen werden. Daher hat der folgende Vergleich eher einen qualitativen Charakter. Der Zugversuch quer zur Schweißnaht prüft hauptsächlich die Festigkeit der schwächsten Stelle in der Zugprobe. Die Wärmeeinflusszone stellt die schwächste Stelle bei aushärtbaren Legierungen dar, vorausgesetzt die Naht ist frei von Bindefehlern. Aufgrund des Temperaturzykluses bilden sich, wie im Abschnitt 2.1.1 erläutert, die festigkeitssteigernden kohärenten Ausscheidungen zurück. Damit ist das Gitter im Bereich der Wärmeeinflusszone bedingt durch die Temperatureinwirkung weniger verzerrt als im Grundwerkstoff. Bei TWBs befindet sich die schwächste Stelle (Wärmeeinflusszone) auf der Advancing-Seite im dünneren Fügepartner.

Die mechanischen Eigenschaften (Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung) der Zugproben quer zur Naht sind in Abbildung 5-14 dargestellt. Eine Abhängigkeit von den Schweißparametern kann nicht festgestellt werden, da alle Proben in der Wärmeeinflusszone auf der Advancing-Seite versagten.

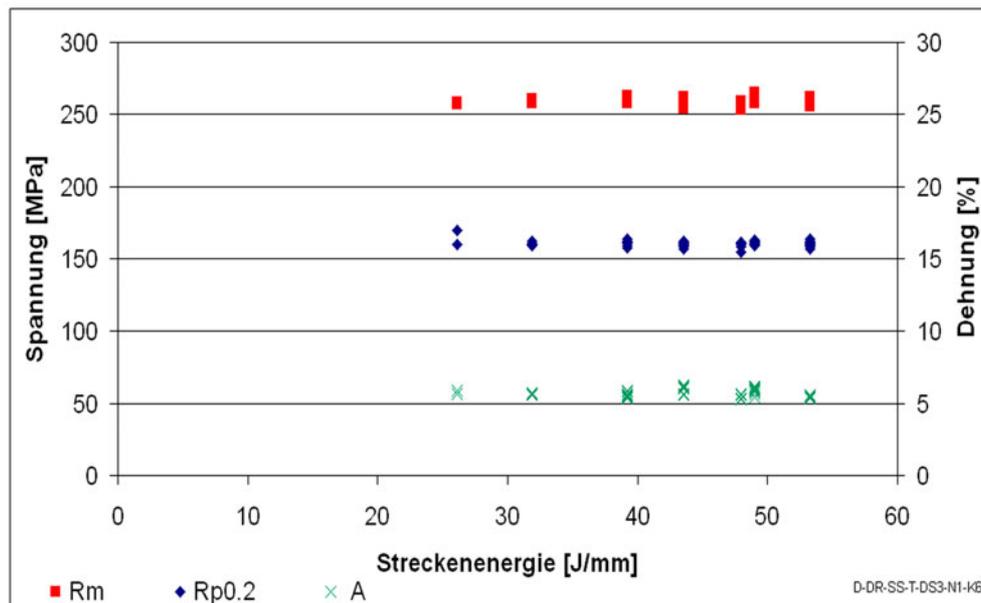


Abbildung 5-14: Mechanischen Eigenschaften bei unterschiedlichen Streckenenergien von 26 J/mm bis 55 J/mm A) Mechanischen Eigenschaften Streckenenergie.

Die Zugfestigkeit der geschweißten Proben beträgt im Mittel etwa 95 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes mit $R_{m,GW-1.Lieferung} \approx 274$ MPa. Die Dehngrenze ist etwa 12 % größer als die Dehngrenze des Grundwerkstoffes ($R_{p0,2,GW-1.Lieferung} \approx 142$ MPa). Die Bruchdehnung ist als integraler Wert über die Messlänge der Probe l_0 zu betrachten. Aufgrund der unterschiedlichen Materialdicken im Bereich der Messlänge l_0 findet die Formänderung hauptsächlich im dünneren Fügepartner statt, wodurch die Messlänge l_0 der geschweißten Proben kleiner ist als die des Grundwerkstoffes. Somit ergeben sich bei den TWBs mit $A \approx 6\%$ deutlich kleinere Bruchdehnungen gegenüber der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes mit $A \approx 27\%$.

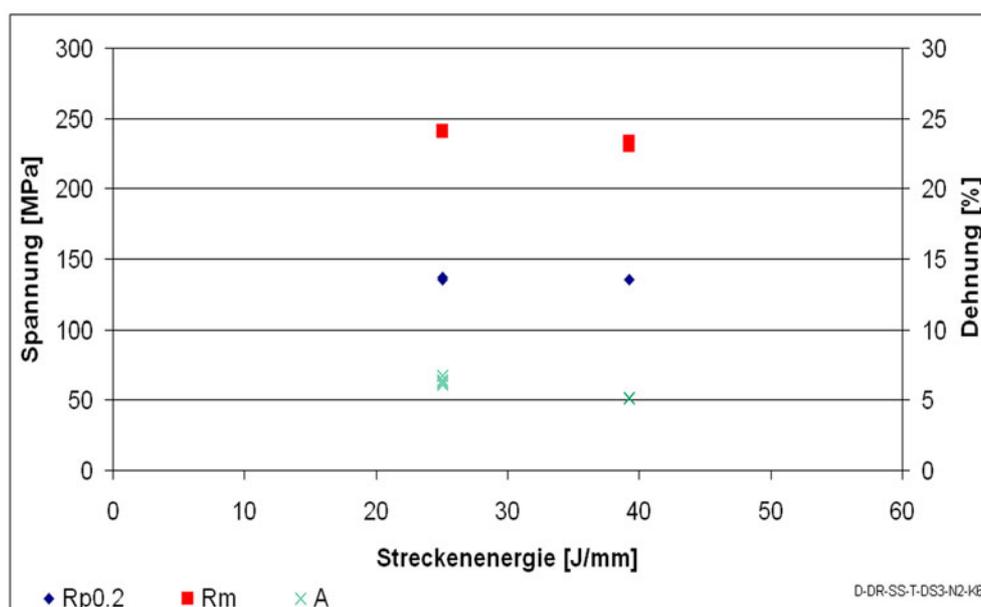


Abbildung 5-15: Mechanischen Eigenschaften bei Streckenenergien von 25 J/mm und 39 J/mm.

In Abbildung 5-15 sind die mechanischen Kennwerte der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min bzw. einer Streckenenergie von 25 J/mm den Kennwerten der TWBs mit einer Streckenenergie von 39 J/mm bzw. einem Vorschub von 1 m/min gegenübergestellt. Diese wurden aus den Grundwerkstoffen der zweiten Lieferung hergestellt. Die Zugfestigkeit der Hochgeschwindigkeitsnähte beträgt 240 MPa. Dies entspricht 98 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes ($R_{m,GW-2.Lieferung} \approx 245$ MPa) und ist 4 % größer als die Zugfestigkeit der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min. Die Dehngrenzen entsprechen der Dehngrenze des Grundwerkstoffes mit $R_{p02,GW-2.Lieferung} \approx 135$ MPa. Die Bruchdehnung der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min ist ca. um 5 % größer als die der Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min und beträgt im Mittel 6,5 %. Dieser Unterschied ist durch die geringere Querschnittsdicke, wie im Abschnitt 6.1.3 erläutert, im Bereich der Hochgeschwindigkeitsschweißnaht zu erklären. Dadurch verformt sich ein größerer Bereich innerhalb der Messlänge der Zugprobe.

Das Streckgrenzenverhältnis St_v der geschweißten TWBs aus Werkstoffen der ersten Lieferung beträgt unabhängig von der Streckenenergie bzw. der Variation der Schweißparameter 0,60 – 0,66 und ist zwischen 16 – 27 % größer als das St_v des Grundwerkstoffes mit 0,52. Bei den Schweißnähten der zweiten Lieferung ist das Streckgrenzenverhältnis St_v mit 0,56 – 0,59 zwischen 1 bis 5 % größer als das Streckgrenzenverhältnis des Grundwerkstoffes mit $St_v = 0,55$. Dadurch kann ein im Vergleich zum Grundwerkstoff geringeres Umformvermögen erwartet werden.

Der Verfestigungsexponent (n-Wert) kann, wie aus Abbildung 5-16 hervorgeht, nicht eindeutig den Schweißparametern zu geordnet werden.

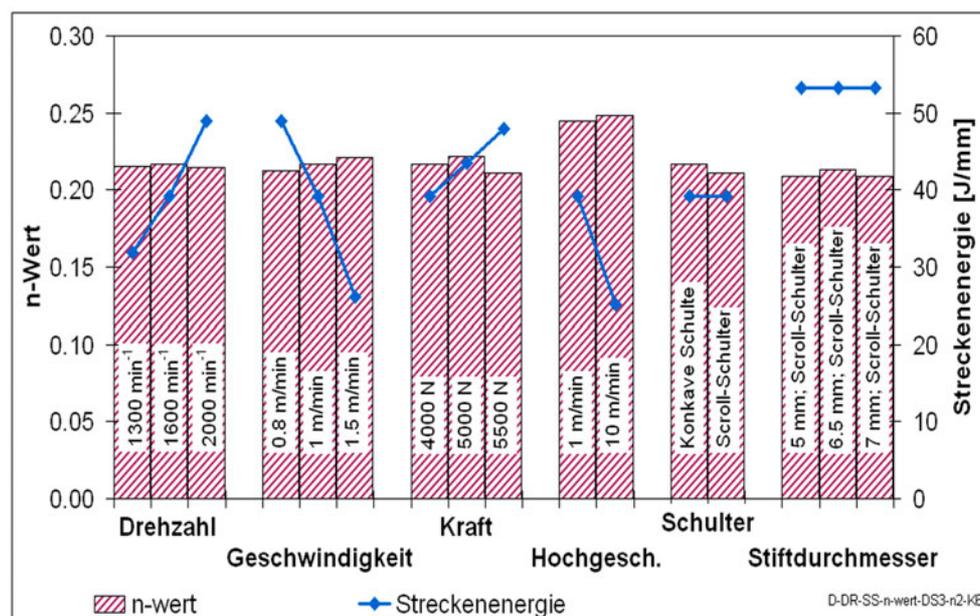


Abbildung 5-16: Verfestigungsexponent und Streckenenergie in Abhängigkeit der Schweißparameter.

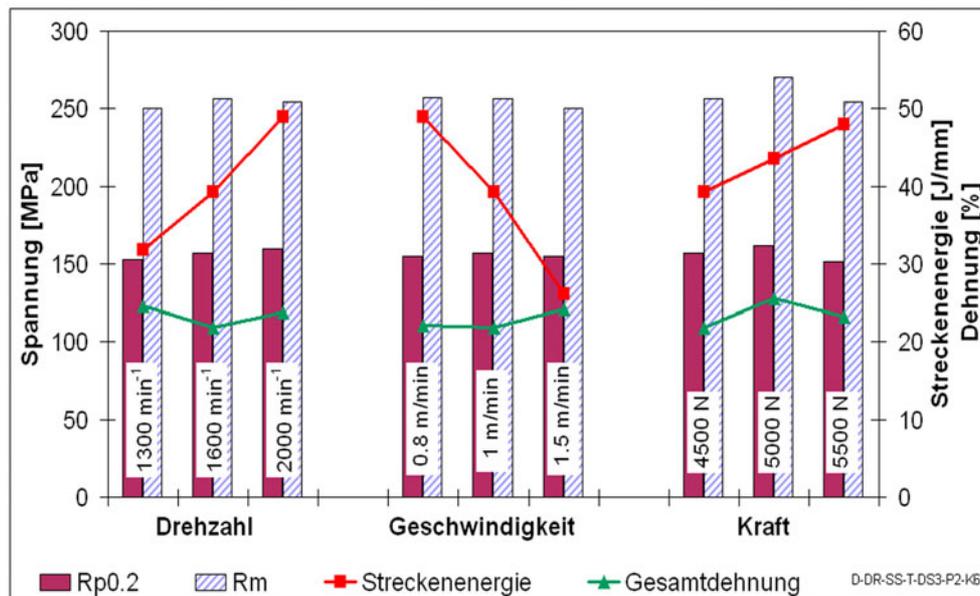
Der n-Wert entspricht im Mittel etwa 88 % des Verfestigungsexponenten des Grundwerkstoffes mit $n \approx 0,24$ bei einer Streuung um ± 3 %. Hinsichtlich der Umformbarkeit der TWBs ist theoretisch ein geringeres Umformvermögen gegenüber dem Grundwerkstoff zu erwarten. Dies entspricht auch den Ergebnissen aus dem Streckgrenzenverhältnis.

Die höheren n-Werte der Hochgeschwindigkeitsschweißnähte sowie deren Vergleichsnähte mit einem Vorschub von 1 m/min erreichen 98 % des n-Wertes des Grundwerkstoffes aus der zweiten Lieferung. Der Unterschied in der Gruppe der Hochgeschwindigkeitsnähte zeigt jedoch keinen signifikanten Unterschied zwischen den Nähten mit einem Vorschub von 1 m/min und Nähten mit einem Vorschub von 10 m/min. Die prozentuale Abweichung zwischen den TWBs aus den Werkstoffen der unterschiedlichen Lieferung ist tendenziell mit den Ergebnissen aus dem Streckgrenzenverhältnis vergleichbar.

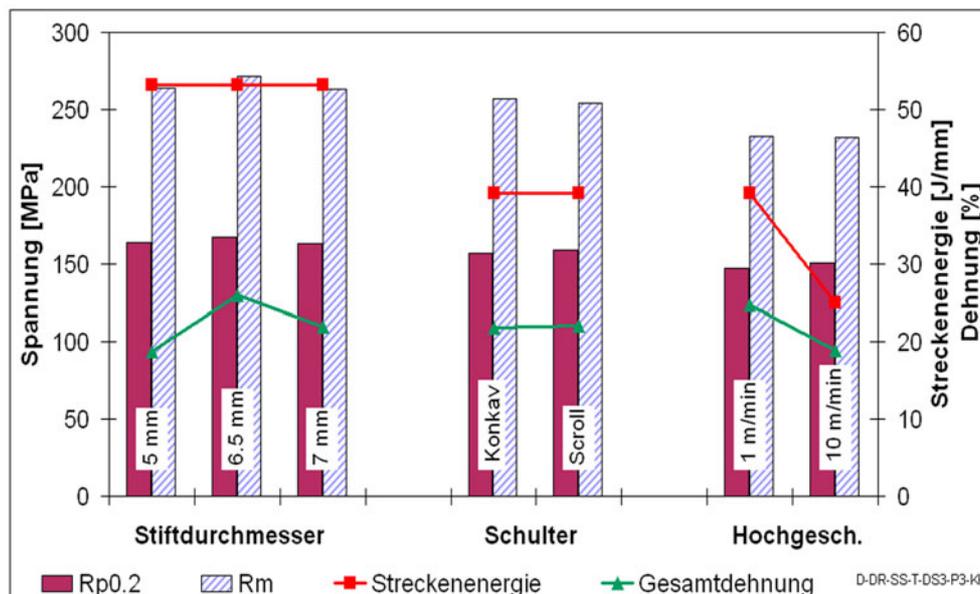
5.1.5 Zugversuch parallel zur Schweißnaht

Mit dem Zugversuch parallel zur Schweißnaht wird die Duktilität der Schweißnaht geprüft [1, 40]. Aufgrund der unterschiedlichen Materialdicken in Breitenrichtung herrscht während des Zugversuches ein mehrachsiger Spannungszustand. Somit ist die für die Aufnahme der mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch geforderte Einachsigkeit des Spannungszustandes nicht vorhanden. Daher ist die Aussagefähigkeit der Kennwerte für geschweißte Proben nicht gegeben. Die ermittelten Kennwerte dienen einer vergleichenden Betrachtung der Belastbarkeit der Schweißnähte [40].

In Abbildung 5-17-A sind die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Schweißparameter bzw. der Streckenenergie für die TWBs aus den Grundwerkstoffen der ersten Lieferung dargestellt. Eine signifikante Abhängigkeit zwischen den Festigkeiten und den Schweißparametern kann aus der Abbildung 5-17 nicht festgestellt werden. Die Bruchdehnung variiert mit unterschiedlicher Streckenenergie. Eine Korrelation zwischen der Bruchdehnung und den Schweißparametern bzw. der Streckenenergie ist nicht möglich. Die Dehngrenze der Proben ist im Mittel 10 % größer als die des Grundwerkstoffes mit $R_{p0,2,GW-1.Lieferung} \approx 142$ MPa. Die Zugfestigkeit entspricht 91 – 99 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes ($R_{m,GW-1.Lieferung} \approx 274$ MPa). Die Bruchdehnung ist für die TWBs aus den Grundwerkstoffen der ersten Lieferung zwischen 5 bis 30 % geringer als die Bruchdehnung des Grundwerkstoffes. Im Mittel ist die Bruchdehnung der TWBs um 15 % geringer gegenüber der Bruchdehnung ($A \approx 27$ %) des Grundwerkstoffes.



A) Variation der Drehzahl, der Geschwindigkeit und der Kraft,



B) Stiftdurchmessers, Schulterform und Hochgeschwindigkeit.

Abbildung 5-17: Einfluss der Schweißparameter auf die mechanischen Eigenschaften.

Der Vergleich zwischen den TWBs mit einer Geschwindigkeit von 10 m/min und den TWBs mit einer Geschwindigkeit von 1 m/min zeigt bei gleichen Festigkeitswerten von etwa 95 % des Grundwerkstoffes eine um 20 % größere Bruchdehnung für die Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min. Die Bruchdehnung der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min beträgt im Mittel 76 % der Dehnung des Grundwerkstoffes $A_{GW-2.Lieferung} \approx 25$ %.

Das Streckgrenzenverhältnis für die TWBs aus der ersten Lieferung variiert zwischen 0,59 bis 0,63 und ist im Mittel 18 % größer als das St_v für den Grundwerkstoff. Für die TWBs aus den Grundwerkstoffen der zweiten Lieferung wird im Mittel ein 16 % höheres Streckgrenzenverhältnis erreicht, dabei variiert der St_v -Wert zwischen 0,63 bis 0,64.

Der Verfestigungsexponent variiert zwischen 85 % bis 94 % des n-Wertes der Grundwerkstoffe und entspricht im Mittel 91 % des Verfestigungsexponenten der Grundwerkstoffe. Eine Korrelation zwischen den Schweißparametern und dem Verfestigungsexponenten kann nicht festgestellt werden (siehe Abbildung 5-18).

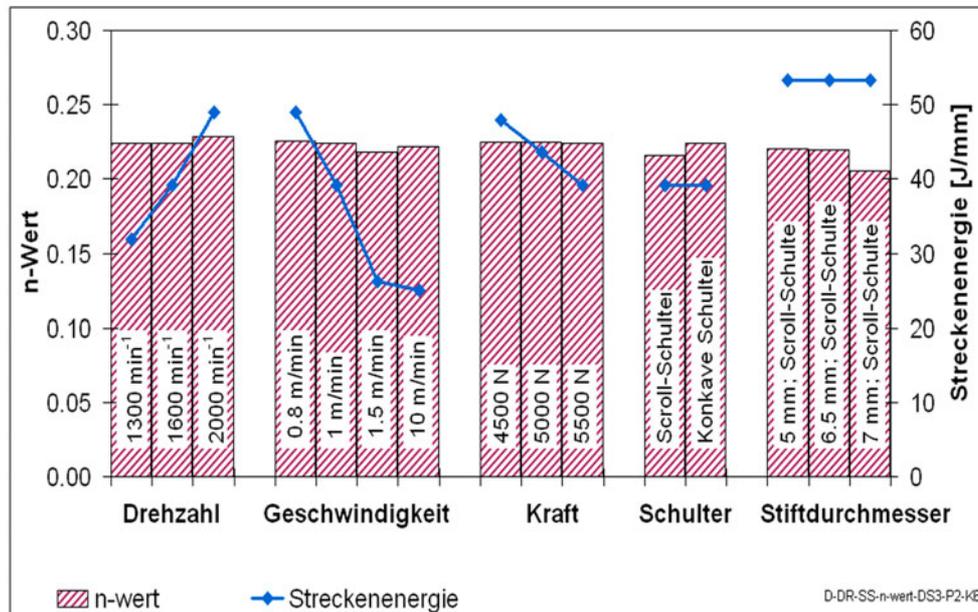


Abbildung 5-18: Verfestigungsexponent und Streckenergie in Abhängigkeit der Schweißparameter.

5.1.6 Lokale Kennwerte aus dem Zugversuches

Aufgrund des unterschiedlichen Fließens der Fügepartner und der Schweißnaht verformt sich die Zugprobe nicht gleichmäßig unter Last. Dies führt zu einer inhomogenen Dehnungsverteilung und –konzentration. Zusätzlich herrscht, insbesondere bei Zugproben parallel zur Schweißnaht, ein mehrachsiger Spannungszustand [1, 79, 135]. Die unterschiedliche Dehnungsverteilung einer Zugprobe mit querliegender Schweißnaht ist in Abbildung 5-19 dargestellt. Wie im Kapitel 4 beschrieben, wird hierzu die optische Messlänge der Zugprobe in 84 Messreihen mit einer Höhe von 0,74 mm aufgeteilt. Die Messreihe 42 repräsentiert die Mitte der Schweißnaht in der Zugprobe. Die Dehnung der einzelnen Messreihen zu unterschiedlichen Zeitpunkten bis kurz vor dem Bruch demonstriert den quantitativen Unterschied in der Dehnungsverteilung.

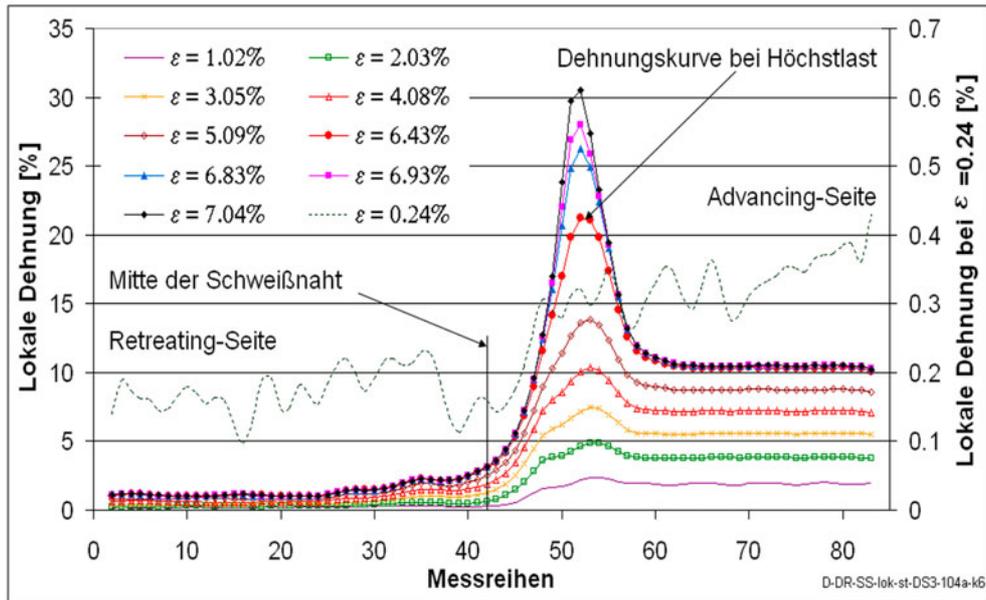


Abbildung 5-19: Lokale Dehnungsverteilung einer Zugprobe mit querliegender Schweißnaht.

In der Abbildung 5-19 ist die Dehnungsverteilung im Bereich der Messlänge der Zugprobe für bestimmte Deformationsstufen dargestellt. Die Deformationsstufen sind durch die Angabe der globalen Dehnung gekennzeichnet. Bei einer Betrachtung der lokalen Dehnungsverteilung mit einer globalen Dehnung von 0,24 % stellt man fest, dass bereits bei dieser geringen globalen Dehnung keine gleichmäßige Formänderung im Bereich der Messlänge der Zugprobe gegeben ist. Die 2 mm Seite (Retreating-Seite) weist bei der globalen Dehnung von 0,24 % eine Dehnung zwischen 0,1 und 0,2 % auf. Die lokale Dehnung auf der Advancing-Seite liegt zu diesem Zeitpunkt bereits zwischen 0,3 bis 0,4 %. Damit kann auch die höhere Dehngrenze (siehe Abschnitt 6.1.4) von TWBs gegenüber der Dehngrenze des Grundwerkstoffes erklärt werden, da in einem Bereich der Zugprobe (etwa die Hälfte der Messlänge) sich das Material durch die Verformung bereits verfestigt hat.

Die Konzentration der Dehnung auf die spätere Bruchstelle ist bereits ab einer globalen Dehnung von 1 % sichtbar.

Da eine gleichmäßige Formänderung zu keinem Zeitpunkt des Zugversuches stattfindet, werden die lokalen Eigenschaften zum Zeitpunkt der Höchstlast bestimmt und mit den Eigenschaften des Grundwerkstoffes verglichen.

Die Formänderung des Grundwerkstoffes ist zum Vergleich in Abbildung 5-20 dargestellt. Aufgrund der größeren Bruchdehnung des Grundwerkstoffes gegenüber den geschweißten Proben, ist der Abstand der Kamera zur Probe größer als bei den geschweißten Proben. Daher ergibt sich eine größere Anzahl von Messreihen (94 Messreihen) im Bereich der Messlänge l_0 der Zugprobe.

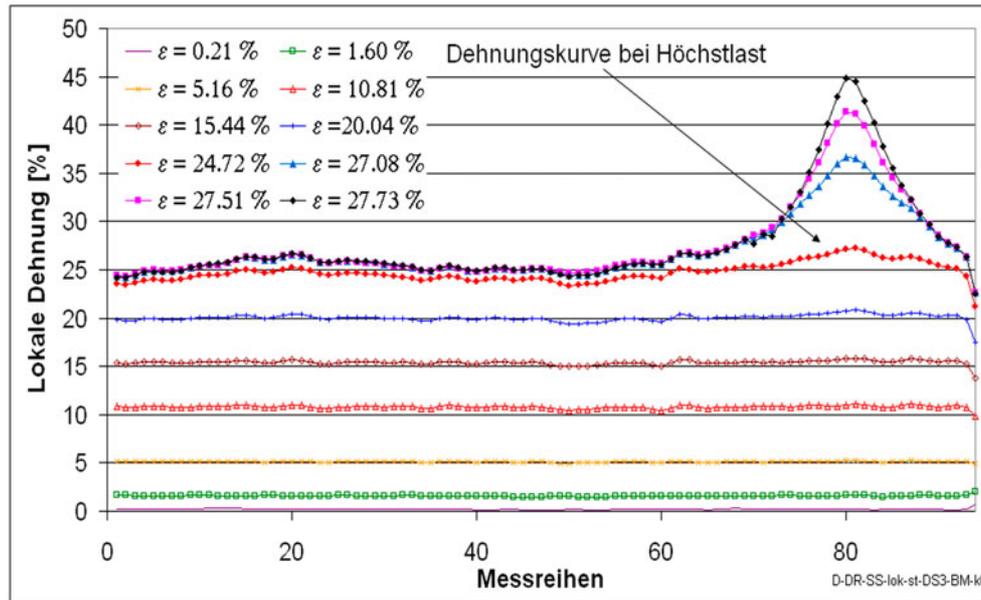


Abbildung 5-20: Lokale Dehnungsverteilung innerhalb der Messlänge einer Zugprobe vom Grundwerkstoff.

Die Dehnungsverteilung bis zum Erreichen der Höchstlast zeigt eine gleichmäßige Formänderung innerhalb der Messlänge. Nach dem Überschreiten der Höchstlast schnürt die Probe ein und die Formänderung beschränkt sich auf den Einschnürbereich.

Die Dehnungsverteilung im Bereich der Messlänge l_0 einer Zugprobe mit längs angeordneter Schweißnaht ist in Abbildung 5-21 dargestellt.

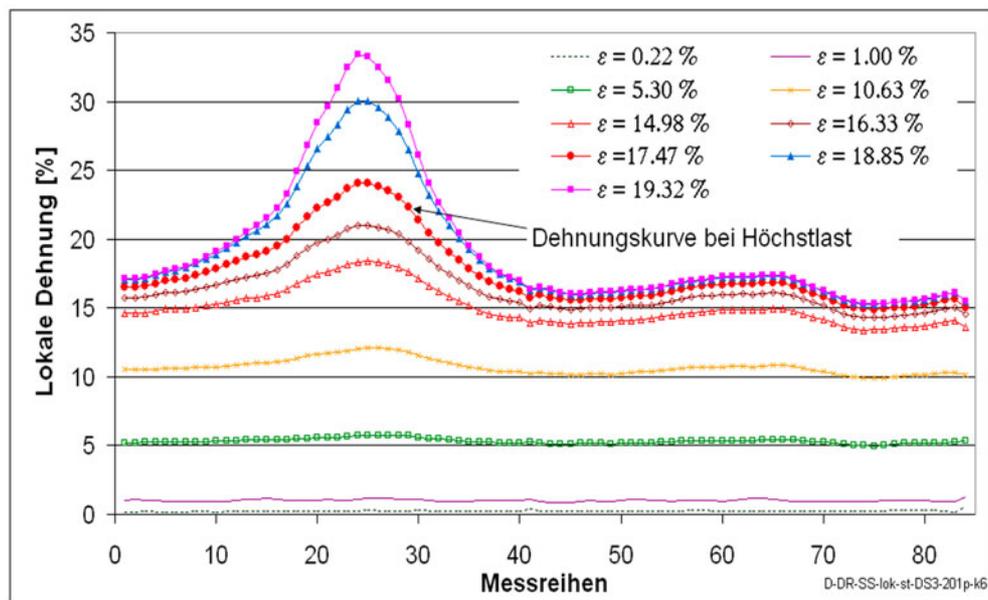


Abbildung 5-21: Lokale Dehnungsverteilung einer Zugprobe mit längs liegender Schweißnaht.

Die inhomogene Dehnungsverteilung beim Längszugversuch wird, wie in Abbildung 5-22-B dargestellt, mit den unterschiedlichen Spannungsanteilen beim Zugversuch begründet.

Abbildung 5-22 zeigt die unterschiedliche Ausbildung der Querkontraktion (Formänderung in Breitenrichtung φ_2).

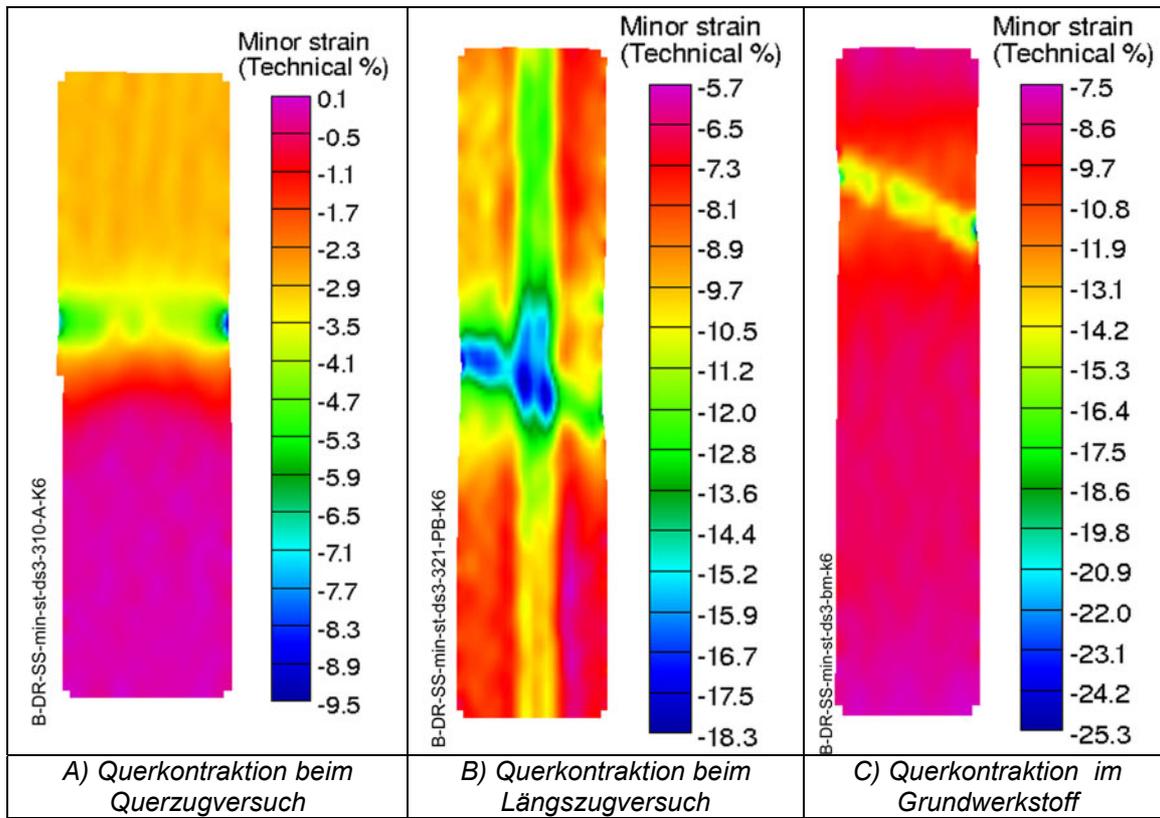


Abbildung 5-22: Verteilung und Konzentration der Querkontraktion auf der Oberfläche der Zugproben.

Beim Querzugversuch Abbildung 5-22-A ist in der Probenbreite (mit Ausnahme der späteren Bruchstelle) eine gleichmäßige Querkontraktion analog zum geprüften Grundwerkstoff in Abbildung 5-22-C festzustellen. Die inhomogene Dehnungskonzentration beim Längszugversuch ist in Abbildung 5-22-B deutlich zu sehen. Abbildung 5-22-C zeigt die Querkontraktion in einer nicht gestörten Zugprobe des Grundwerkstoffes. Im Vergleich zur Abbildung 5-22-B findet eine gleichmäßige Querkontraktion in der Breitenrichtung statt. Durch die Anwendung von optischen Messmethoden konnte erstmals die nicht gleichmäßige Querkontraktion in Breitenrichtung einer TWB-Probe im Längszugversuch demonstriert werden. Durch die ungleichmäßige Formänderung in Breitenrichtung wird die Längszugprobe unter einem multiaxialen Spannungszustand verformt.

Aus dem Vergleich der Abbildungen 6-19, -20 und -21 wird deutlich, dass die Kennwerte aus dem Zugversuch nicht unter den gleichen Spannungs- und Dehnungszuständen entstehen. Daher handelt es sich bei der Zugfestigkeit aus der konventionellen Spannungs-Dehnungskurve nicht direkt mit der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes vergleichbar.

Aufgrund der inhomogenen Dehnungsverteilung in den Proben mit quer liegender Schweißnaht ergibt sich eine ungleichmäßige Veränderung der aktuellen Querschnittsfläche und da-

mit der lokalen Spannungen. Die Abbildung 5-23 zeigt die lokalen Spannungen in verschiedenen Messreihen als Funktion der globalen Dehnung der Probe.

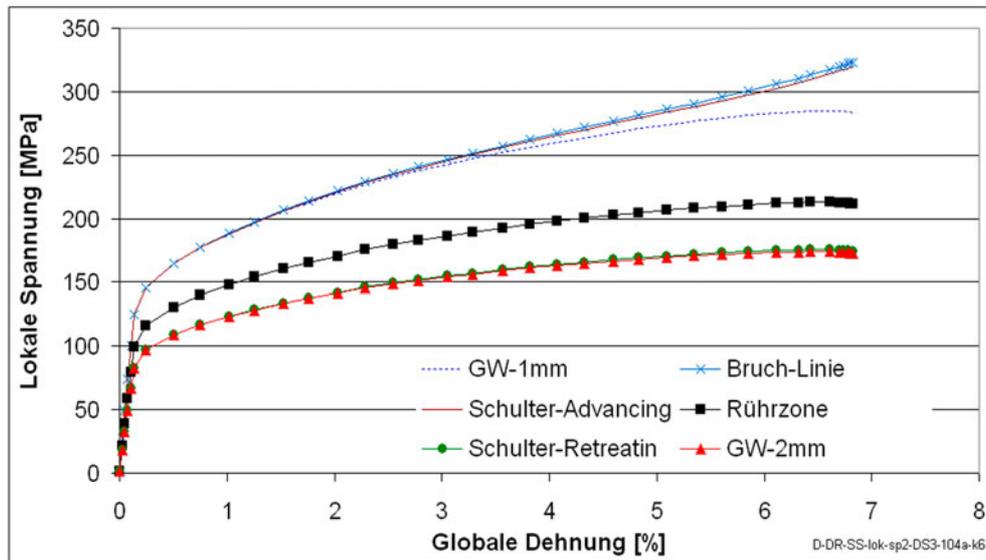


Abbildung 5-23: Lokale Spannungen als Funktion der globalen Dehnung der Querzugprobe.

Die Abbildung 5-23 stellt die lokalen Spannungen in den Messreihen für die Grundwerkstoffe (GW-1mm und GW-2mm), die Mitte der Schweißnaht (Rührzone), den Schulterdurchmesser auf beiden Seiten sowie die Bruchstelle dar. Es ergibt sich hieraus, dass die größte Spannung im 1-mm-Bereich der Zugprobe entsteht. In der Bruchlinie und den benachbarten Bereichen ist die Steigung der Spannung festzustellen. Die lokale Spannung über die lokale Dehnung in den vorgenannten Messreihen ist in Abbildung 5-24 dargestellt.

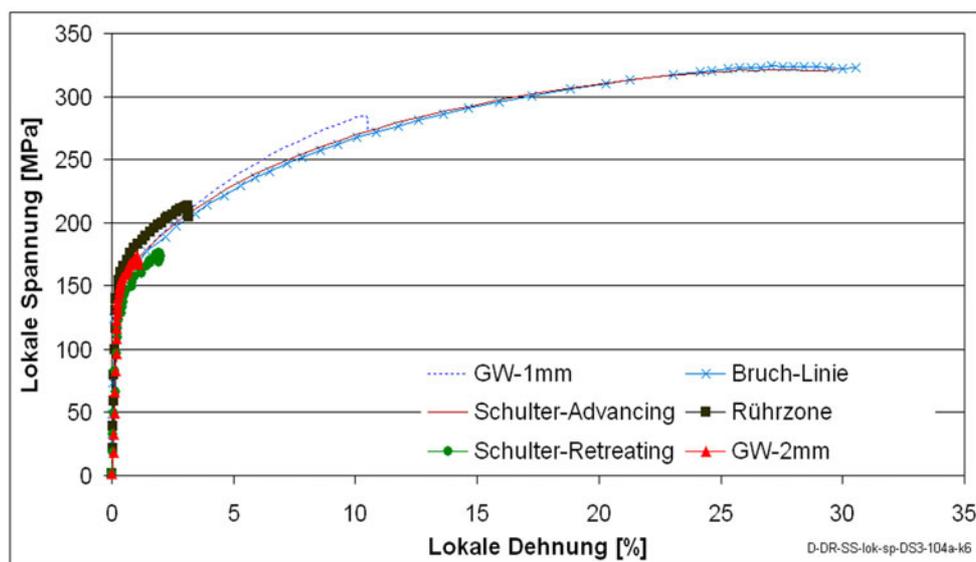


Abbildung 5-24: Lokale Spannung bezogen auf die Lokale Dehnung in unterschiedlichen Messreihen der Querzugprobe.

Die Darstellung der lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven verdeutlicht das unterschiedliche Verformen mit den damit verbundenen Spannungen und Dehnungen in den einzelnen Messreihen. Der stärkste Materialbereich verformt sich solange, wie die schwächste Materialzone noch nicht gebrochen ist. Die Bereiche auf der Retreating-Seite der Naht werden zum Zeitpunkt des Bruches geringfügig über ihre jeweilige Dehngrenze belastet.

Ein anderes Bild (vgl. Abbildung 5-25) zeigt die Spannungsverteilung in den unterschiedlichen Messreihen (L10, L25, L33 etc.) einer Längszugprobe.

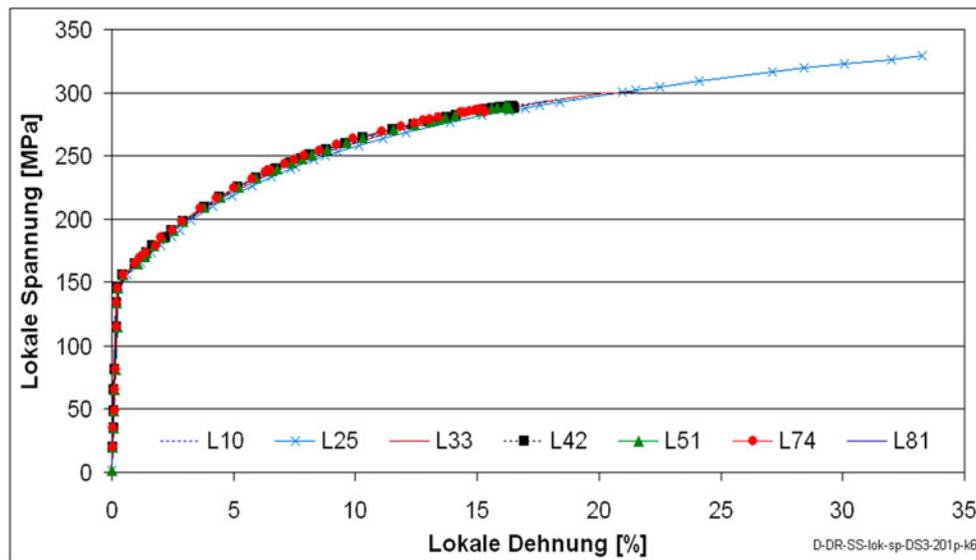


Abbildung 5-25: Lokale Spannung bezogen auf die lokale Dehnung in unterschiedlichen Messreihen der Längszugprobe.

Die unterschiedlichen Messreihen zeigen die gleiche Dehngrenze und erfahren eine lokale Dehnung von etwa 17 %. Nach dem Überschreiten der Höchstlast lokalisiert sich die Dehnung auf wenige Messreihen, bis schließlich der Werkstoff in diesem Bereich versagt.

Die Abbildung 5-26 zeigt die Konzentration der Hauptformänderung kurz vor dem Bruch der Proben. Die Längszugproben (Abbildung 5-26-B) und die Proben aus dem Grundwerkstoff (Abbildung 5-26-C) versagen in einem einem Zustand entsprechend einer Scherbeanspruchung unter ca. 45°. Die Dehnungskonzentration entlang der Scherlinie ist jedoch nicht so gleichmäßig wie beim Grundwerkstoff. Dies ist auf das unterschiedliche Fließen während der Zugprüfung zurückzuführen. Bei den Querkzugversuchen gemäß Abbildung 5-26-A konzentriert sich die Dehnung auf der Seite des dünneren Grundwerkstoffes parallel zur Naht.

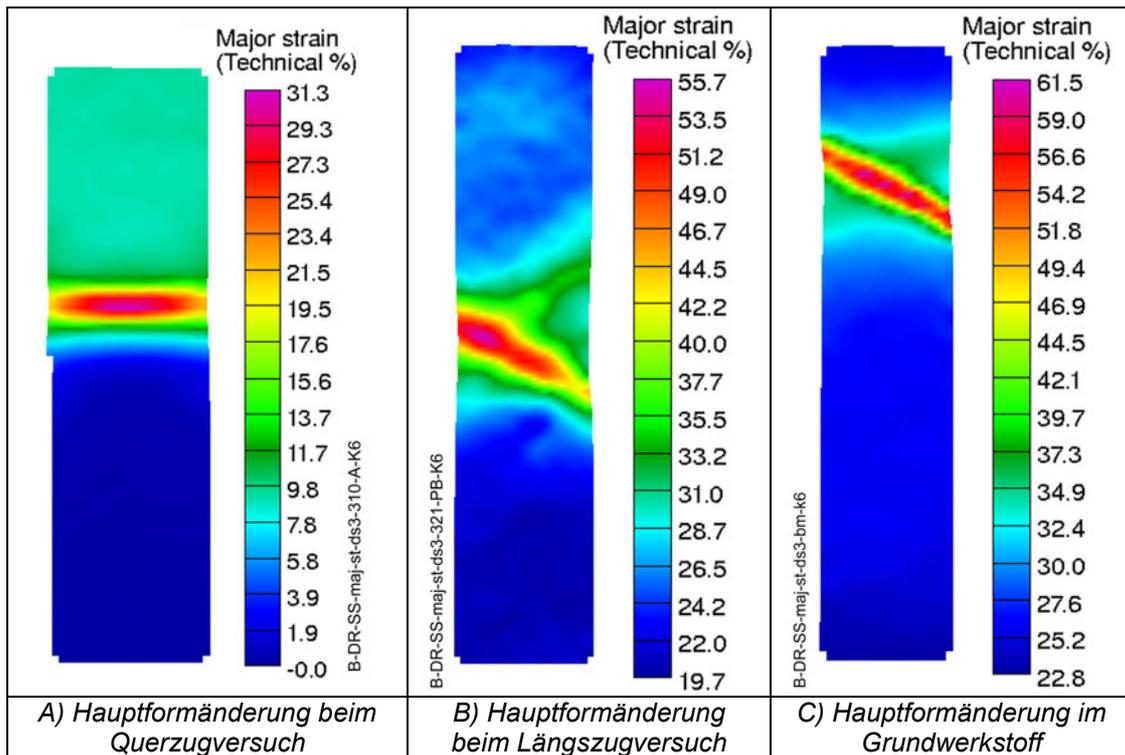


Abbildung 5-26: Verteilung und Konzentration der Hauptformänderungen auf der Oberfläche der Zugproben.

Die Abbildung 5-27 zeigt die eingeschnürten Bereiche aus den Zugproben nach dem Bruch. Der Vergleich der Einschnürungsbereiche zeigt, dass bei den Querzugproben ein kleinerer Radius die Einschnürung beschreibt, siehe Abbildung 5-27-B. Der kleinere Einschnürbereich ist durch die kontinuierlich steigende Materialdicke bis zum 2 mm Grundwerkstoff auf der Retreating-Seite sowie durch das Vorhandensein einer Wärmeeinflusszone zu erklären. Daher erfolgt der Bruch parallel zur Naht auf der Advancing-Seite.

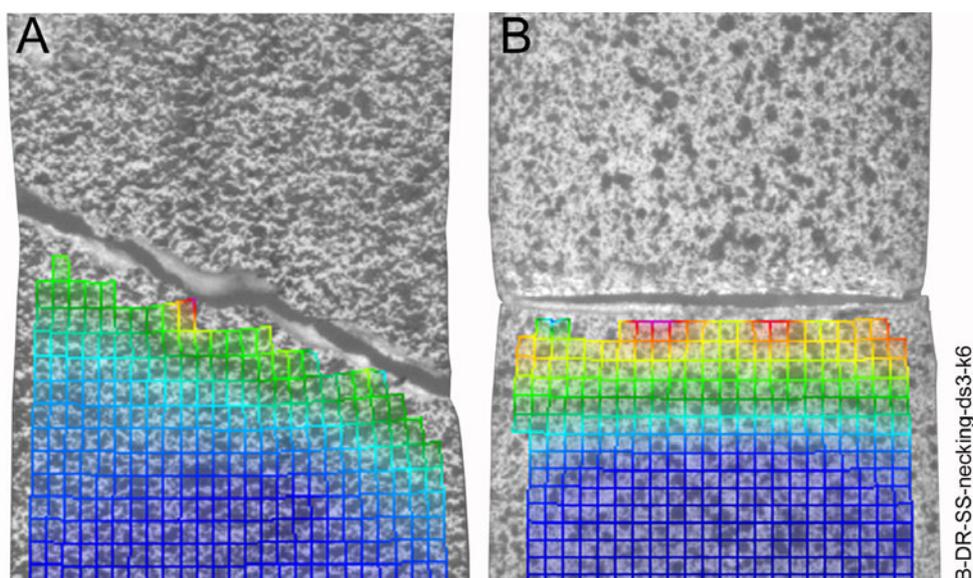


Abbildung 5-27: Brucharten von geschweißten Proben; A) Längszugprobe, B) Querzugprobe.

Bei den Längszugproben erfolgt der erste Anriss im Bereich der Naht. Der Riss breitet sich anschließend in den Grundwerkstoffen aus. Der eingeschnürte Bereich ist wesentlich größer als bei den Querszugproben. Dadurch ist eine größere globale Bruchdehnung im Vergleich zu den Querszugproben möglich.

Das unterschiedliche Formänderungsverhalten zwischen Querszug- und Längszugproben spiegelt sich im Verfestigungsexponenten und in der Anisotropie wieder. Der Verfestigungsexponent n ist nach der Gleichung 2-6 unter Berücksichtigung der lokalen Dehnungen in den jeweiligen Messreihen ermittelt. Die Bestimmung der einzelnen Messreihen sowie deren lokale Dehnung erfolgt nach der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Methode gemäß Abschnitt 4. Dadurch ist es erstmals möglich den Verfestigungsexponenten für die unterschiedlichen Messreihen (wie z.B. Rührzone, Wärmeeinflusszone Grundwerkstoff) eindeutig zu bestimmen. Dabei ist es unerheblich, ob es sich bei der untersuchten Zugprobe um eine reibrührgeschweißte TWB oder konventionell gefügte Probe handelt. Die einzelnen Kurven in Abbildung 5-28 repräsentieren lokale n -Werte der jeweiligen Messreihen zu unterschiedlichen Zeitpunkten des Zugversuches von Querszugproben bis zum Erreichen der Höchstlast. Aus der Abbildung 5-28 ist zu erkennen, dass die n -Werte auf der Retreating-Seite eine große Streuung aufweisen. Dies ist wie z.v. bei den lokalen Spannungen und Dehnungen festgestellt, eine Folge der sehr kleinen lokalen Dehnung von etwa 2 % des 2 mm dicken Materials (Messreihen 1 – 30 in Abbildung 5-19) auf der Retreating-Seite.

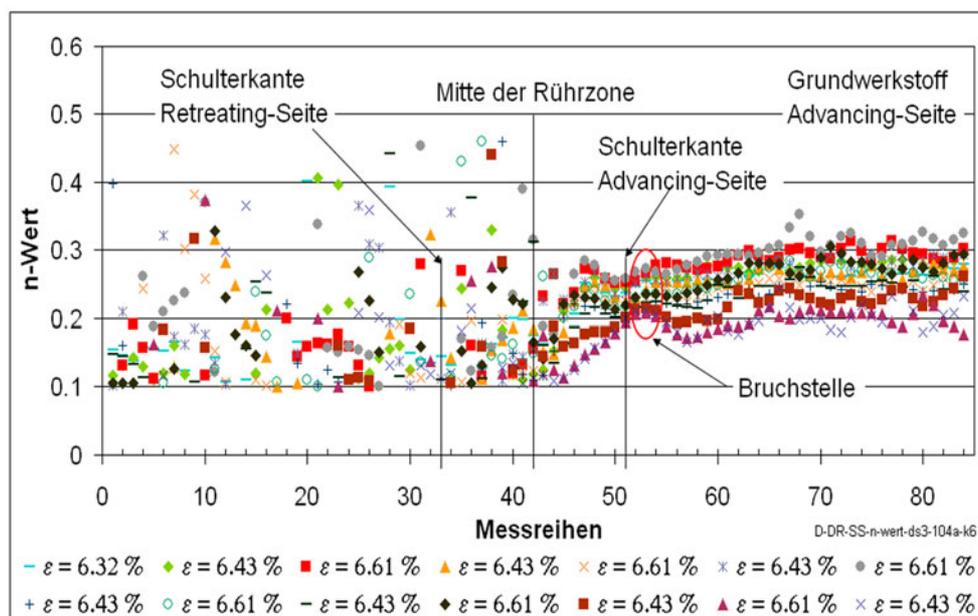


Abbildung 5-28: Verfestigungsexponent n im Bereich der Messlänge von Querszugproben.

Bei den Längszugproben ist gemäß Abbildung 5-29 eine gleichmäßige Verfestigung des Werkstoffes innerhalb der Messlänge der Zugprobe zu erkennen.

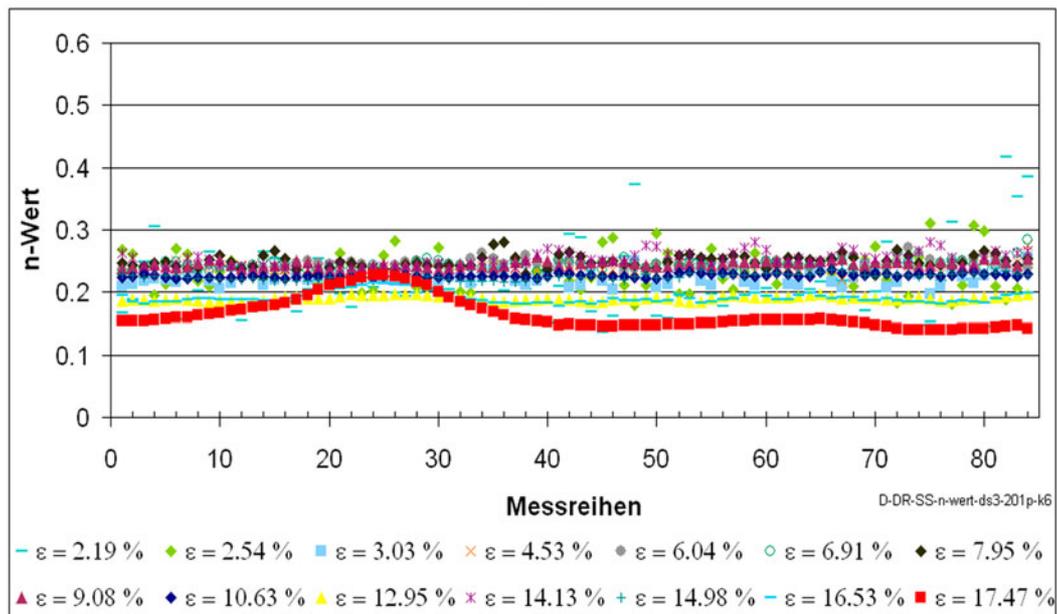


Abbildung 5-29: Verfestigungsexponent n im Bereich der Messlänge von Längszugproben.

Der maßgebende Verfestigungsexponent (n -Wert) wird im Bereich der Bruchstelle als Mittelwert der n -Werte an dieser Stelle zu den unterschiedlichen Zeitpunkten ermittelt. Damit entspricht der n -Wert der mittleren Steigung der Fließkurve der Bruchlinie. Für den quantitativen Vergleich werden die so ermittelten Verfestigungsexponenten von Querszugproben und Längszugproben mit dem entsprechend berechneten n -Wert des Grundwerkstoffes verglichen.

Die Anisotropie r wurde nach der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Methode gemäß Abschnitt 4 für die jeweiligen Messreihen im Bereich der Messlänge der Zugproben bis zum Erreichen der Höchstlast ermittelt. In Abbildung 5-30 sind die r -Werte einer Querszugprobe abgebildet. Mit der Anisotropie wird nach Gleichung 2-8 das Verhältnis der logarithmischen Blechbreitenformänderung zu der logarithmischen Dickenformänderung ausgedrückt. Nach Ostermann [20] ist bei $r > 1$ der Widerstand gegen einer Blechdickenänderung größer als der Widerstand gegen einer Blechbreitenänderung. Somit liegt eine größere Blechbreitenänderung als Blechdickenänderung bei $r > 1$ vor. Der r -Wert ist im Bereich der Rührzone deutlich größer als 1 und fällt kontinuierlich zu den Wärmeeinflusszonen ab. Die Beschreibung der lokalen Anisotropie und deren Zuordnung zu den unterschiedlichen Zonen der Schweißnaht wurden im Rahmen dieser Arbeit erstmals durchgeführt.

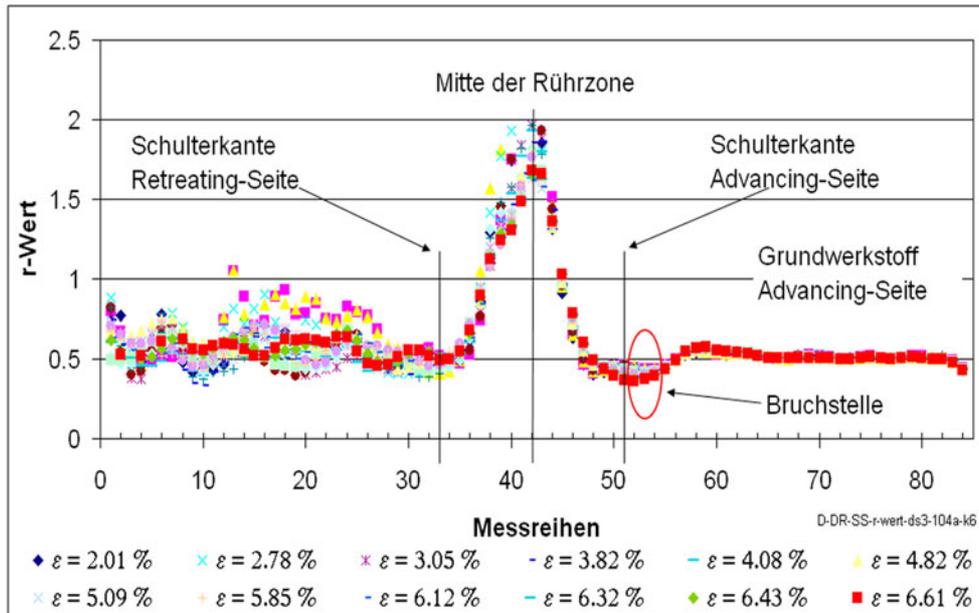


Abbildung 5-30: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Querkzugproben.

Somit sind theoretisch größere Tiefziehverhältnisse bei Materialien mit einem vergleichbaren Gefüge zur Rührzone zu erwarten. Im Bereich der Bruchstelle (Messreihe 52) ist der r -Wert kleiner als beim Grundwerkstoff. Die r -Werte (r_{90}) entlang der Messlänge von Zugproben des Grundwerkstoffes zeigen gemäß Abbildung 5-31 eine gleichmäßige Verteilung. Dabei ist die Zugprobe quer zur Walzrichtung hergestellt. Die r -Werte aus dem Querkzugversuch für den Grundwerkstoffbereich stimmen gut mit den r -Werten des Grundwerkstoffes gemäß Abbildung 5-30 überein.

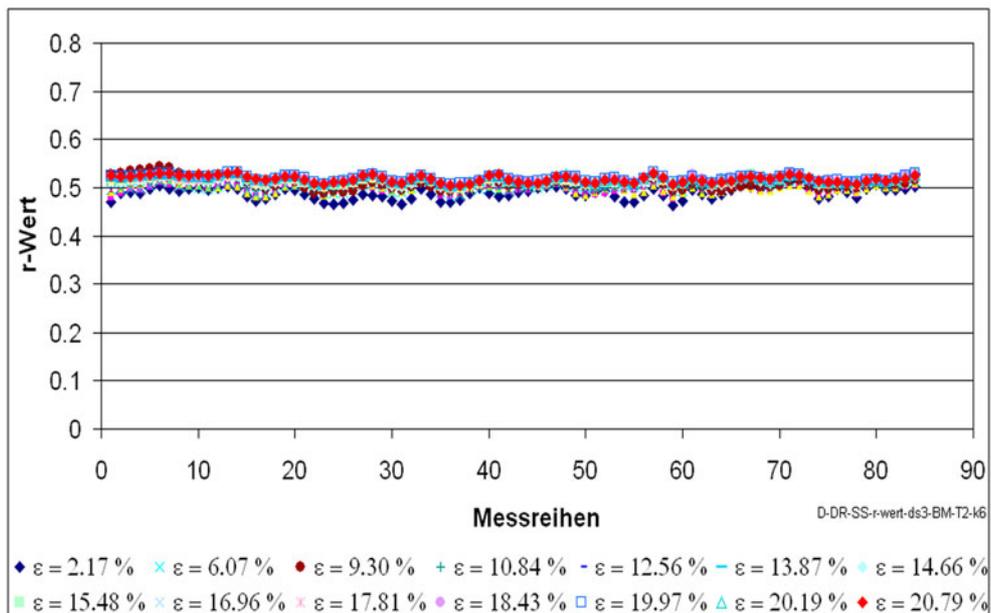


Abbildung 5-31: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Zugproben des Grundwerkstoffes.

Die Werte der Anisotropie bei Längszugproben (siehe Abbildung 5-32) sind entlang der Messlänge der Zugproben homogen verteilt und entsprechen damit der Verteilung der r -Werte beim Grundwerkstoff.

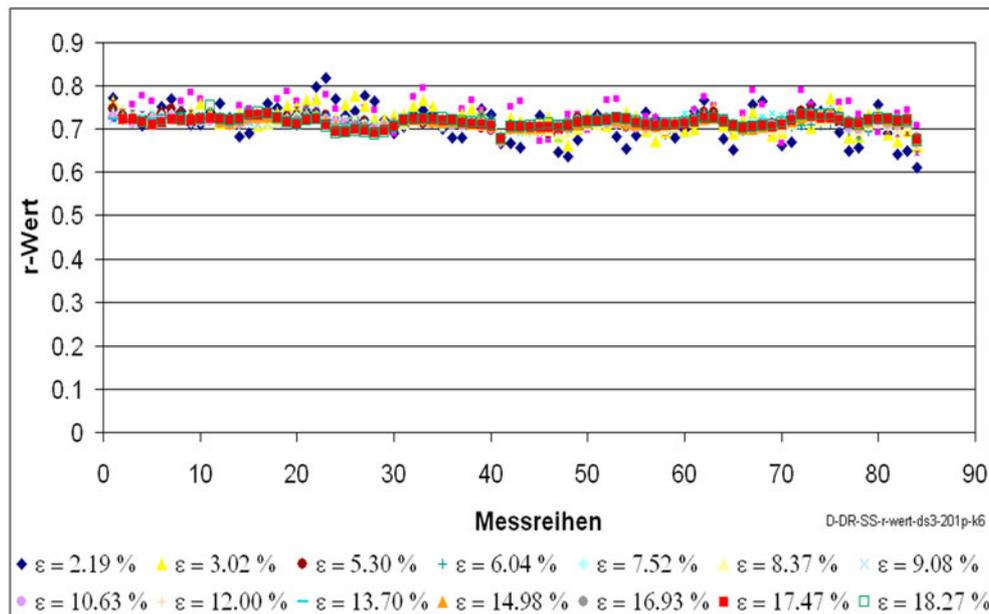


Abbildung 5-32: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Längszugproben.

Die r -Werte der Längszugprobe in Abbildung 5-32 sind größer als im Grundwerkstoff gemäß Abbildung 5-31. Dieser Unterschied ist auf die parallele Orientierung der Walzrichtung der Grundwerkstoffanteile zur Belastungsrichtung im Zugversuch zurück zu führen. Ferner verformt sich die Schweißnaht anders als der Grundwerkstoff (vgl. Abbildung 5-30 und Abbildung 5-33).

Die logarithmische Breitenänderung φ_b und Dickenänderung φ_s der einzelnen Facetten in der Messreihe 25 (Bruchlinie) der Längszugprobe DS3-201p sind in Abbildung 5-33 dargestellt. Die Breitenänderung ist im Bereich der Rührzone größer als in den angrenzenden Bereichen und umgekehrt ist eine geringere Dickenänderung in diesem Bereich gemessen worden. Dies konnte aus der Abbildung 5-30 im Bereich der Rührzone der Querszugprobe festgestellt werden, die r -Werte der Abbildung 5-30 und Abbildung 5-33 sind miteinander vergleichbar.

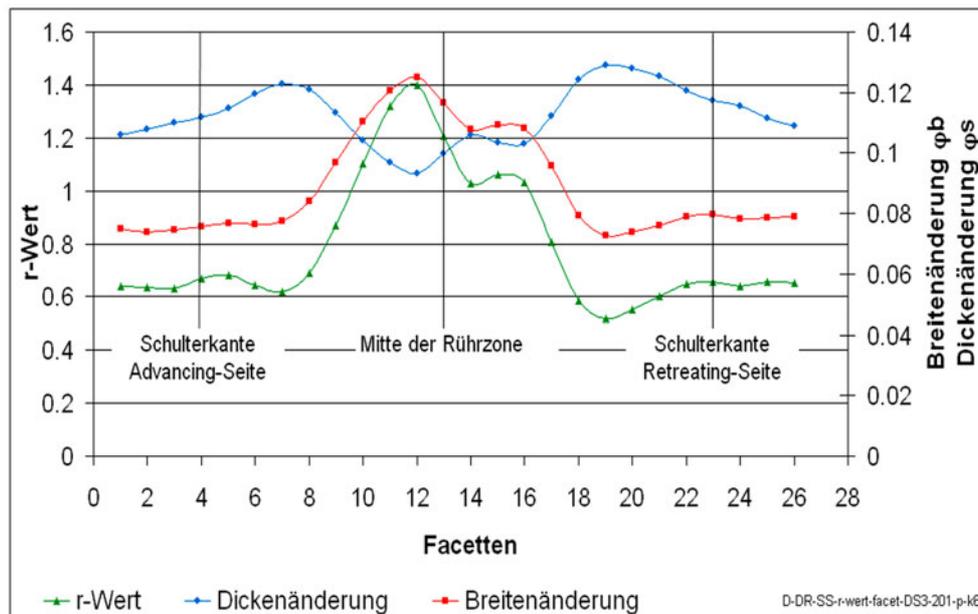


Abbildung 5-33: Lokale Anisotropie, Breiten- und Dickenänderung in Breitenrichtung einer Längszugprobe bei der Höchstlast.

Die gemessenen Werte für die Anisotropie der Grundwerkstoffe (Facetten 1 bis 4 sowie 23 bis 27 in Abbildung 5-33) stimmen gut mit den separat gemessenen r_o -Werten der Grundwerkstoffe $r_{0-2mm} \approx r_{0-1mm} = 0,63$ überein.

Die unterschiedlichen lokalen Dehnungen verdeutlichen, dass bei den Zugversuchen parallel zur Schweißnaht kein einachsiger Spannungszustand vorliegt.

5.1.6.1 Querzugversuch

In Abbildung 5-34 sind die lokalen Spannungen und Dehnungen bei Höchstlast sowie die Lage der Bruchstelle, in Abhängigkeit der Streckenenergie dargestellt. Wie aus der Trendlinie für die Spannung hervorgeht, ist kein signifikanter Unterschied zwischen den lokalen Spannungen und der Streckenenergie festzustellen. Die lokale Spannung beträgt im Mittel 308 MPa mit einer Streuung um ± 10 MPa. Dies entspricht 92 % der lokalen Spannung des Grundwerkstoffes mit einer lokalen Spannung von 336 MPa im Mittel. Die Lokale Dehnung entspricht 78 % der lokalen Dehnung des Grundwerkstoffes mit $A_{\text{lokal,GW}} = 27$ % und zeigt nahezu keine Abhängigkeit von der Streckenenergie. Die lokale Spannung in den Proben mit einer Schweißgeschwindigkeit von 10 m/min bzw. einer Streckenenergie von 25 J/mm sind mit $\sigma = 319$ MPa etwa um 6 % größer als die vergleichbare Spannung der Proben mit einem Vorschub von 1 m/min bzw. einer Streckenenergie von 39 J/mm. Die lokalen Dehnungen und Spannungen sind gemäß Abbildung 5-34 nicht von der Streckenenergie und damit auch nicht von der Variation der Schweißparameter abhängig. Dies ist insbesondere damit zu erklären, dass der Bruch in der Wärmeeinflusszone der Schweißnaht auf der Advancing-Seite statt findet. Da eine Mindesttemperatur und eine bestimmte Zeit für die Veränderung der mechanischen Eigenschaften erforderlich ist, scheint die Variation der Streckenenergie bzw. der

Schweißparameter die gleiche Veränderung im Gefüge der Wärmeeinflusszone zu verursachen.

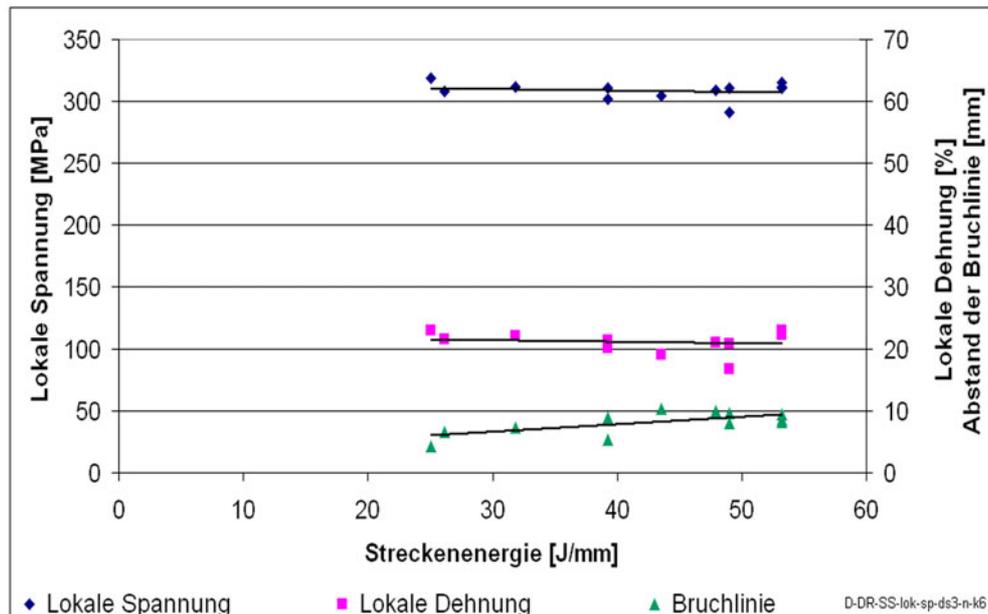


Abbildung 5-34: Einfluss der Streckenenergie auf die lokalen Eigenschaften bei Quersugproben.

Der Einfluss der Temperaturbelastung wird zusätzlich durch die Lage der Bruchzone verdeutlicht. Mit steigender Streckenenergie vergrößert sich der Abstand der Bruchlinie von der Mitte der Schweißnaht. Die Bruchlinie befindet sich bei den Hochgeschwindigkeitsnähten mit einer Streckenenergie von 25 J/mm etwa 5 mm von der Schweißnahtmitte auf der Advancing-Seite. Ab einer Streckenenergie von etwa 43 J/mm versagen die Zugproben in einem mittleren Abstand von 10 mm zur Schweißnahtmitte. Die Lage der Bruchlinie variiert teilweise bei der gleichen Streckenenergie. Dies ist zum einen durch die Variation des Werkzeugtyps und zum anderen mit der Variation der gemessenen Temperatur bei der gleichen Streckenenergie zu erklären. In Abbildung 5-35 sind die Temperaturzykluscurven für zwei Schweißnähte mit gleicher Streckenenergie und gleichen Schweißparametern dargestellt. Die Temperatur wurde in einem Abstand von 8 mm zur Fügekannte in der Mitte des 1 mm dicken Grundwerkstoffes gemessen. Bedingt durch den höheren Materialauswurf auf der Advancing-Seite ist die Temperatur der Schweißnaht DS3-205 um etwa 30 °C höher als bei der Naht DS3-148.

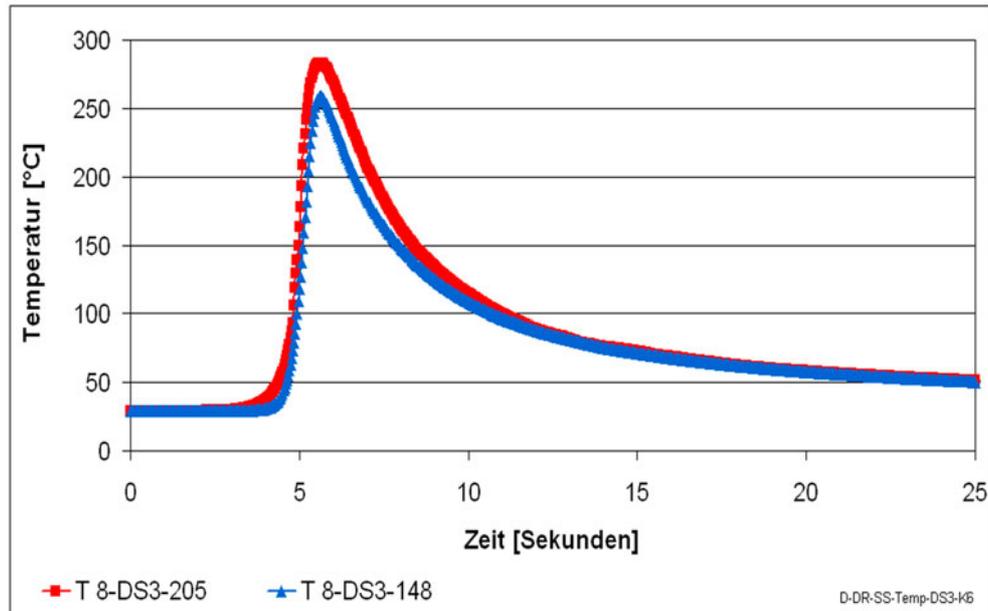


Abbildung 5-35: Temperaturzykluskurven bei Schweißnähten mit gleicher Streckenenergie und Schweißparameter.

Die Streckenenergie beträgt für beide Schweißnähte 39 J/mm. Die Querkzugproben der Schweißnaht DS3-148 versagten in einem mittleren Abstand von 8,1 mm zur Nahtmitte. Der Abstand der Bruchlinie bei den Querkzugproben der Schweißnaht beträgt im Mittel 10,8 mm. Die unterschiedlichen Abstände repräsentieren die Auswirkung der Temperaturbelastung. Nach Bleck [86] finden thermisch aktivierte Vorgänge bei etwa 40 % der Schmelztemperatur statt. Für den Werkstoff Aluminium beträgt die Schmelztemperatur etwa 933 K \approx 660 °C, somit können ab einer Temperatur von etwa 373 K \approx 100 °C thermisch aktivierte Vorgänge stattfinden. Die Dauer der thermischen Belastung bei einer Temperatur größer 100 °C ist für beide Schweißnähte etwa gleich. Sie beträgt 5,8 Sekunden für die Naht DS3-205 und 5,7 Sekunden für die Naht DS3-148.

Die Streckenenergie gemäß Gl. 4-2 ist bei der Variation von unterschiedlichen Schweißparametern nicht mit einander vergleichbar. Daher sind in Abbildung 5-36 die lokalen Spannungen und Dehnungen in Abhängigkeit der unterschiedlichen Schweißparameter und die dazugehörigen Streckenenergien dargestellt. Wie aus der Abbildung 5-36 hervorgeht, ist aufgrund der Lage des Bruches in der Wärmeeinflusszone keine Korrelation zwischen den lokalen Spannungen und Dehnungen mit den Schweißparametern festzustellen.

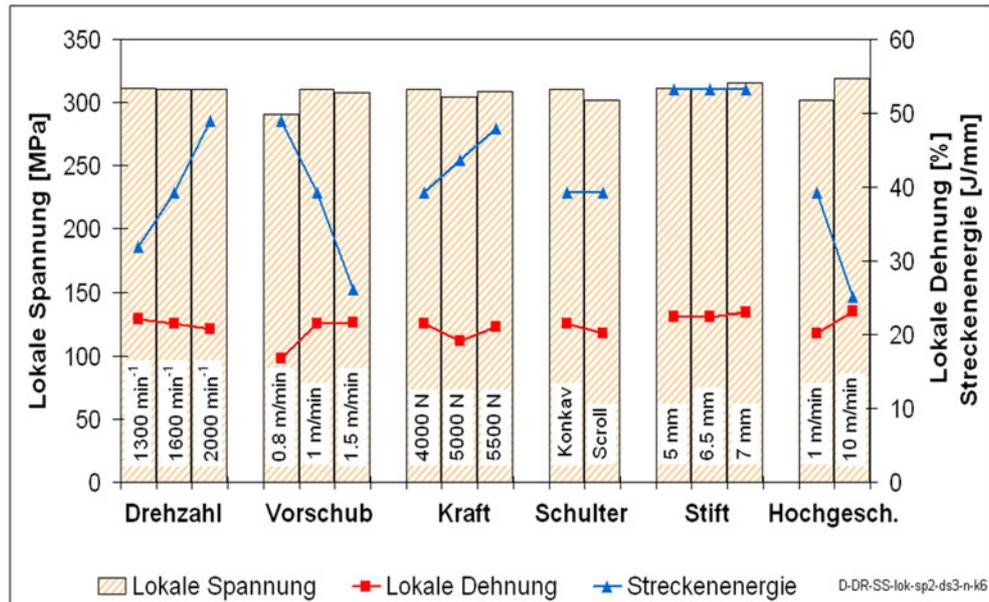


Abbildung 5-36: Einfluss der Schweißparameter auf die lokalen Eigenschaften bei Quersugproben.

Der lokale Verfestigungsexponent zeigt gemäß Abbildung 5-37 eine steigende Tendenz mit zunehmender Streckenergie. Die Abweichung zwischen den einzelnen n-Werten ist jedoch nicht so ausgeprägt, dass eine eindeutige Korrelation zur Streckenergie hergeleitet werden kann. Dies wird insbesondere durch die lokalen n-Werte für den 1 mm dicken Grundwerkstoff deutlich, der n-Wert variiert zwischen 0,25 bis 0,28.

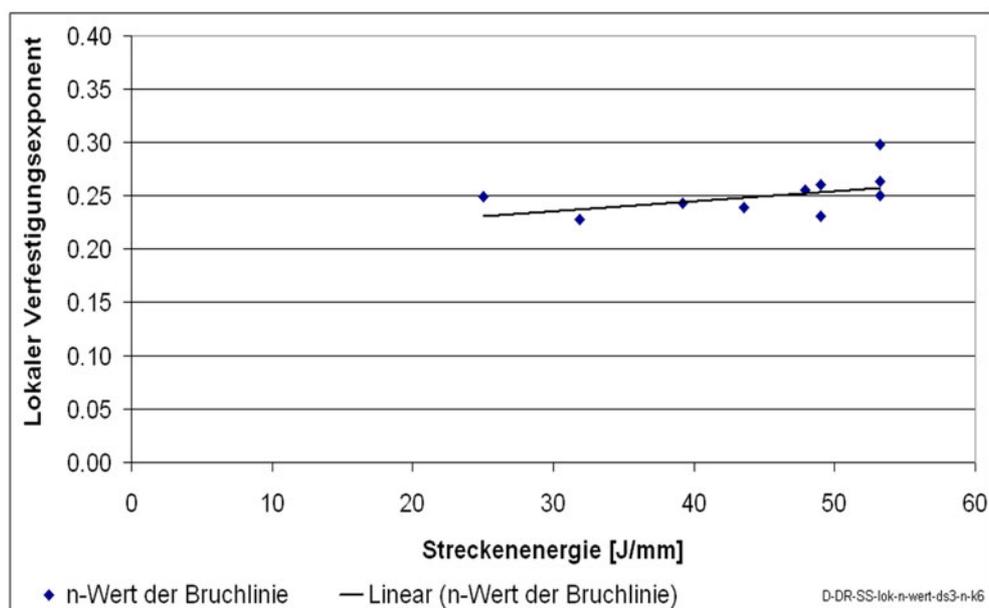


Abbildung 5-37: Einfluss der Streckenergie auf den lokalen n-Wert der Bruchlinie bei Quersugproben.

Die n-Werte der Schweißnähte zeigen einen Unterschied von 0,07 zwischen dem kleinsten und dem größten lokalen Verfestigungsexponenten. Der Mittelwert der n-Werte mit $n = 0,25$

der TWBs stimmt mit dem mittleren Verfestigungsexponenten des Grundwerkstoffes $n = 0,26$ gut überein.

Auch die lokale Anisotropie der Bruchlinie nimmt in Abbildung 5-38 mit steigender Streckenenergie tendenziell zu. Die Abweichung zwischen dem höchsten r -Wert mit $0,39$ und dem niedrigsten r -Wert mit $0,35$ beträgt jedoch $0,04$. Die Abweichung zwischen der höchsten Anisotropie mit $r = 0,52$ und dem niedrigsten r -Wert mit $r = 0,49$ des Grundwerkstoffes beträgt $0,03$. Dadurch ist eine Wechselwirkung zwischen der Variation der Schweißparameter und der Anisotropie nicht eindeutig festzustellen.

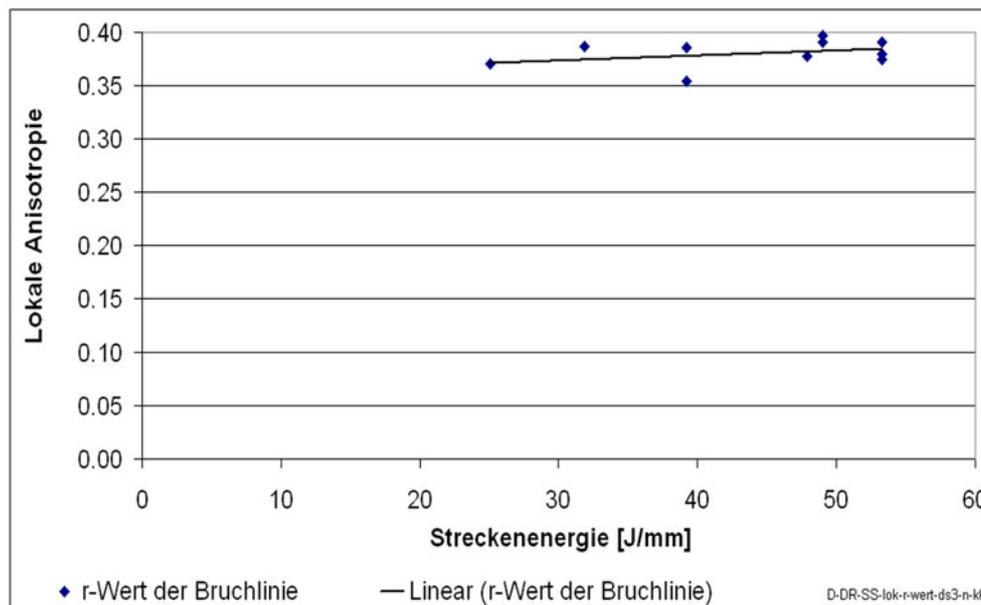


Abbildung 5-38: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen r -Wert der Bruchlinie bei Querzugproben.

Aufgrund der Lage des Bruches in der Wärmeeinflusszone (Advancing-Seite im 1 mm Werkstoff) sind die mechanischen Eigenschaften der Schweißnähte mit unterschiedlichen Streckenenergien bzw. Schweißparametern gleich. Die lokale Anisotropie beträgt im Mittel 75% des r -Wertes vom Grundwerkstoff mit $r \approx 0,51$. Eine höhere lokale Anisotropie weist auf eine tendenziell niedrigere Tiefziehbarkeit der TWBs hin.

5.1.6.2 Längszugversuch

Die Untersuchung der lokalen Eigenschaften von Längszugproben zeigen ähnliche Ergebnisse wie bei den Querzugproben, siehe Abbildung 5-39. Die lokale Spannung beträgt nahezu unabhängig von der Streckenenergie im Mittel 308 MPa und entspricht damit 92% der Spannung des Grundwerkstoffes. Die lokale Dehnung erreicht im Mittel 88% der lokalen Dehnung des Grundwerkstoffes.

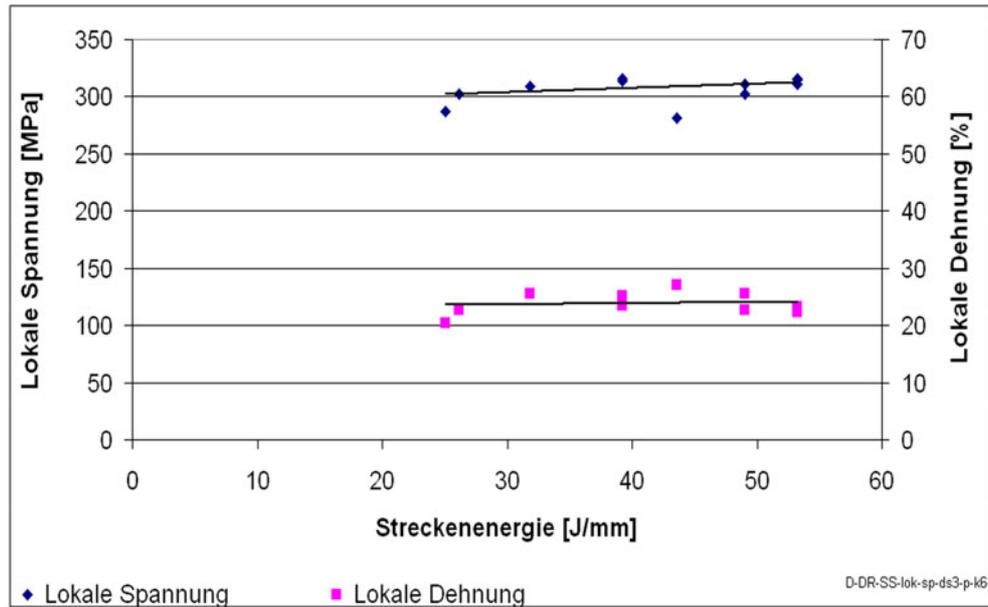


Abbildung 5-39: Einfluss der Streckenenergie auf die lokalen Eigenschaften bei Längszugproben.

Die lokale Spannung der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min bzw. einer Streckenenergie von 25 J/mm entspricht 91 % der Spannung der TWBs mit einer Streckenenergie von 39 J/mm bzw. mit einem Vorschub von 1 m/min .

Eine Zuordnung der lokalen Eigenschaften zu den unterschiedlichen Schweißparametervariationen zeigt die Abbildung 5-40.

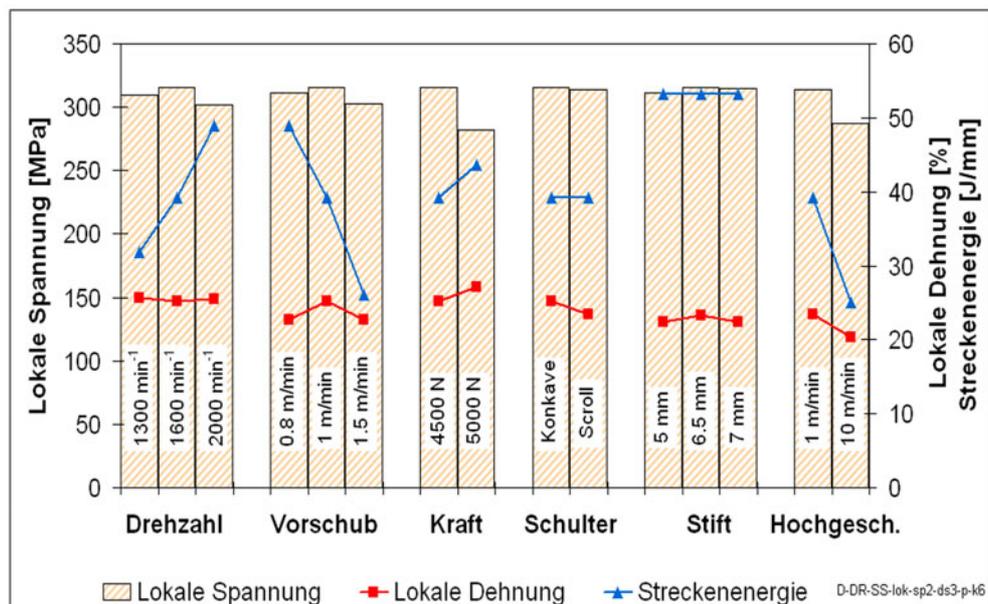


Abbildung 5-40: Einfluss der Schweißparameter auf die lokalen Eigenschaften bei Längszugproben.

Die ermittelten Werte für den Verfestigungsexponenten in Abbildung 5-41 zeigen die gleiche Tendenz wie z.v. bei den Querszugproben in Abbildung 5-37 und sind mit dem Verfestigungsexponenten des Grundwerkstoffes vergleichbar.

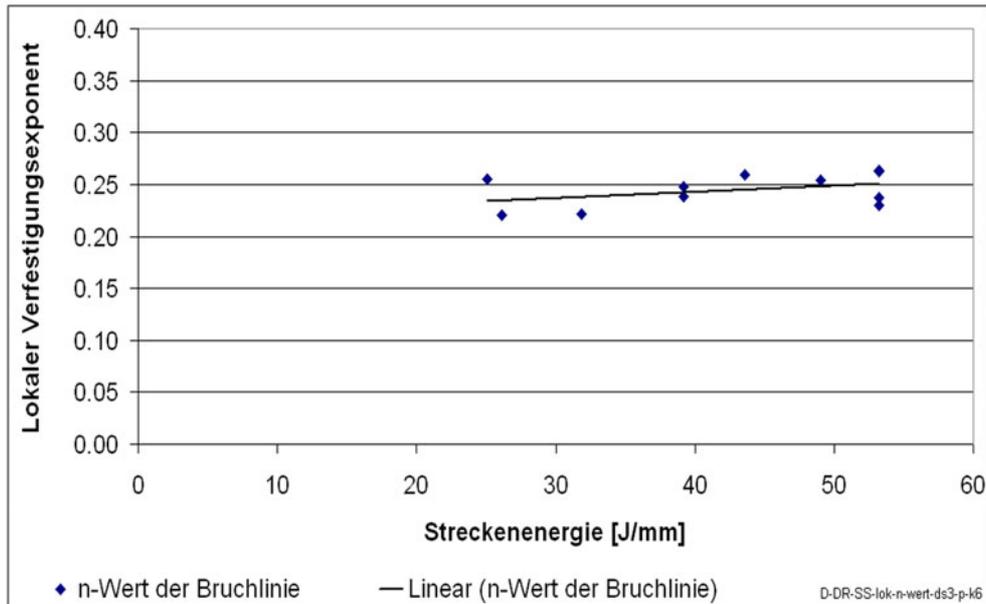


Abbildung 5-41: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen n-Wert der Bruchlinie bei Längszugproben.

Die lokalen r-Werte zeigen eine steigende Tendenz mit zunehmender Streckenenergie, siehe Abbildung 5-42. Insgesamt kann aufgrund der Streuung der Ergebnisse kein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Streckenenergie und den r-Werten hergestellt werden.

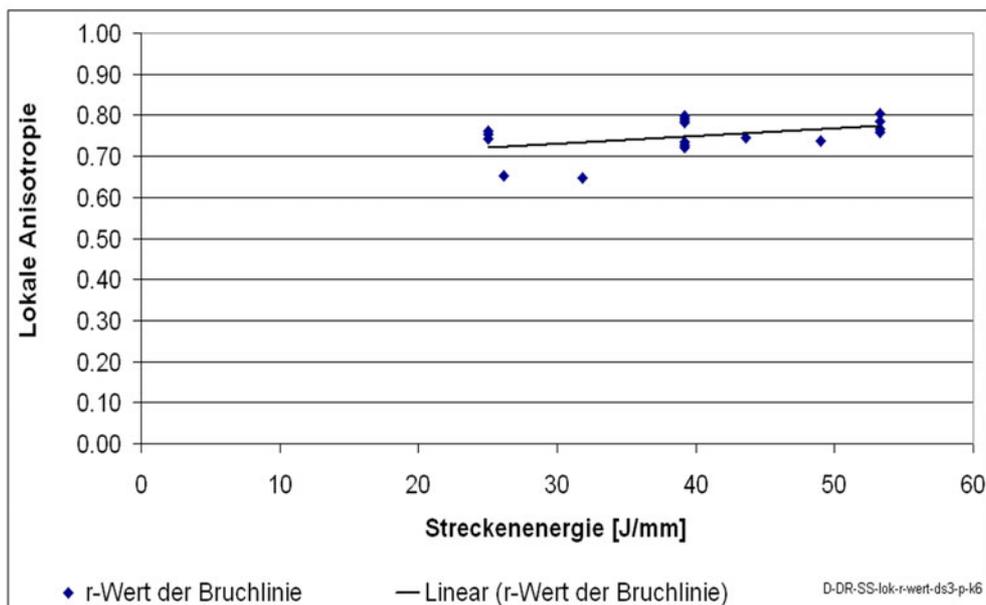


Abbildung 5-42: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen r-Wert der Bruchlinie bei Längszugproben.

Die Werte der Anisotropie der geschweißten Proben sind mit $r = 0,75$ im Mittel größer als die der Grundwerkstoffe mit $r = 0,63$, somit ist theoretisch eine größere Tiefziehbarkeit der TWBs möglich. Bei den Anisotropiewerten handelt es sich um den Mittelwert der lokalen Anisotropie über die Probenbreite. Die lokalen r-Werten zeigen einen vergleichbaren Verlauf wie in

Abbildung 5-33 abgebildet. Somit sind im Bereich der Wärmeeinflusszone die r -Werte vergleichbar zu den lokalen Anisotropiewerten der Grundwerkstoffe.

5.1.7 Zusammenfassung der Ergebnisse

Im Rahmen dieser Arbeit wurden TWBs mit unterschiedlichen Schweißparametern und damit Streckenenergien zwischen 25 und 53 J/mm produziert. Es wurden zusätzlich drei verschiedene Stiftdurchmesser und zwei Schulterformen eingesetzt.

Die größere Kraft in der Schweißebene wird beim Einsatz des Werkzeuges Typ A (konkave Schulter) parallel zur Schweißrichtung (Vorschubkraft) gemessen. Beim Einsatz des Werkzeugtyps B (Scroll-Schulter) stellt die Kraft quer zur Schweißnaht (F_x) die größere Kraft in der Schweißebene dar. Im Vergleich zum Werkzeugtyp A ist hier die Querkraft bei ansonsten gleichen FSW-Parametern um ca. 410 % höher. Die Querkraft beim Schweißen mit einem Vorschub von 10 m/min beträgt etwa 13 % der Schweißkraft und ist vergleichbar zum F_x (Querkraft) der TWBs mit einer Geschwindigkeit von 1 m/min. Die Vorschubkraft erreicht ca. 9 % der Schweißkraft und entspricht 72 % der Querkraft bei den Hochgeschwindigkeitsnähten.

Die gemessenen Maximaltemperaturen nehmen mit steigender Streckenergie zu. Die Temperaturmessung mit den Thermoelementen in der Mitte der Blechdicke wird durch den seitlichen Materialauswurf beeinflusst, so dass die Ergebnisse nicht nur den Einfluss der Schweißparameter auf die Temperaturentwicklung wiedergeben. Die Variation der Kraft hat keinen ausgeprägten Einfluss auf die Temperaturentwicklung. Die Veränderung der Drehzahl sowie der Schweißgeschwindigkeit bewirken Temperaturunterschiede zwischen den Nähten mit der geringsten und der größten Streckenenergie von über 70 °C. Dabei stellt die Schweißgeschwindigkeit den Haupteinflussfaktor auf die maximale Temperatur dar. Diese beträgt bei Hochgeschwindigkeitsnähten (10 m/min) im Mittel 111 C in der Unterlage, was einem Temperaturunterschied von 136°K zu den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min entspricht.

Die Erhöhung der Streckenenergie führt zu einem vermehrten seitlichen Materialauswurf auf der Advancing-Seite der Naht. Der Einfluss der Schweißgeschwindigkeit und der Drehzahl ist aus der Oberfläche der Schweißnaht ersichtlich. Der Abstand zwischen den „Rillen“ auf der Oberfläche der Naht entspricht dem Quotienten des Vorschubs und der Drehzahl.

In den Querschliffen wurden keine Poren, Bindefehler, Lunker bzw. Risse festgestellt. Ein deutlicher qualitativer Unterschied in der Ausbildung und Form der Schweißnaht konnte zwischen den Schweißnähten mit einem Vorschub von 1 m/min und einem Vorschub von 10 m/min festgestellt werden. Mit steigender Streckenenergie nimmt die Fläche der Rührzo-

ne zu. Beim Einsatz von unterschiedlichen Stiftdurchmessern wird der Unterschied in den Flächen der Rührzonen sehr deutlich. Die mittlere Fläche der Rührzone beträgt 14 mm^2 für den Stifftyp B und 18 mm^2 für den Stifftyp D.

Die Korngröße im mittleren Bereich der Rührzone ist im Mittel um 60 % kleiner als die mittlere Korngröße der Grundwerkstoffe. Bei den Schweißnähten mit einem Vorschub von 10 m/min bzw. einer Streckenenergie von 25 J/mm beträgt sie $8,8 \text{ }\mu\text{m}$ und $12,6 \text{ }\mu\text{m}$ bei einem Vorschub von 1 m/min bzw. bei einer Streckenenergie von 49 J/mm . Im Allgemeinen kann festgestellt werden, dass mit steigender Streckenenergie die mittlere Korngröße zunimmt. Eine Ausnahme stellt die Erhöhung der Streckenenergie durch die Steigerung der Kraft dar, da hier eine höhere mechanische Deformation des Gefüges mit steigender Kraft stattfindet.

Mit dem Zugversuch quer zur Schweißnaht wird hauptsächlich die Festigkeit der schwächsten Stelle (Wärmeeinflusszone) in der Zugprobe geprüft. Ein signifikanter Unterschied in der Zugfestigkeit der TWBs infolge der Variation der Schweißparameter kann nicht festgestellt werden. Die mittlere Zugfestigkeit der Quersugproben ergibt sich zu 95 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes. Die Zugfestigkeit der Hochgeschwindigkeitsnähte beträgt 98 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes und ist um 4 % größer als die der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min. Aufgrund der geringeren Querschnittsdicke der Rührzonen der TWBs mit einem Vorschub von 10 m/min verformt sich ein größerer Bereich bis zum Bruch im Vergleich zu den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min. Daher ist die Bruchdehnung der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min um ca. 5 % größer als die der Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min.

Das größere Streckgrenzenverhältnis St_v der TWBs deutet auf ein geringeres Umformvermögen im Vergleich zum Grundwerkstoff hin. Der n-Wert variiert zwischen 86 – 91 % des Verfestigungsexponenten des Grundwerkstoffes und lässt eine geringere Umformbarkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff erwarten. Ein signifikanter Unterschied zwischen den n-Werten der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min und 10 m/min konnte nicht festgestellt werden.

Aufgrund der unterschiedlichen Materialdicken in Breitenrichtung herrscht während des Längszugversuches ein mehrachsiger Spannungszustand. Somit ist die für die Aufnahme der mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch geforderte Einachsigkeit des Spannungszustandes nicht gegeben. Die Zugfestigkeit entspricht 91 – 99 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes. Die Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min und 10 m/min erreichen 95 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes. Die Bruchdehnung der TWBs liegt im Mittel um 15 % unter der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes. Dabei ist die Bruchdehnung

der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min mit $A = 76\%$ um etwa 20 % geringer gegenüber der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min.

Das Streckgrenzenverhältnis für die TWBs ist im Mittel zwischen 16 % - 18 % größer als der σ_y -Wert der Grundwerkstoffe. Der Verfestigungsexponent entspricht im Mittel 91 % des Verfestigungsexponenten der Grundwerkstoffe.

Die Anwendung von optischen Messmethoden verdeutlichte, dass eine gleichmäßige Formänderung zu keinem Zeitpunkt bei einem Querzugversuch vorhanden ist. Aufgrund der kontinuierlich steigenden Materialdicke von der Advancing- zur Retreating-Seite konzentriert sich die Dehnung auf der Advancing-Seite im Bereich der Wärmeeinflusszone. Die lokale Spannung im Querzugversuch an der Bruchstelle beträgt im Mittel 308 MPa mit einer Streuung um ± 10 MPa und entspricht 92 % der lokalen Spannung des Grundwerkstoffes. Unabhängig von der Streckenenergie wird eine lokale Dehnung von etwa 78 % des Grundwerkstoffes erreicht. Dies ist mit den gleichen mechanischen Eigenschaften in den Wärmeeinflusszonen zu erklären. Der Bruch ereignete sich bei allen Proben parallel zur Schweißnaht in unterschiedlichen Abständen zur Schweißnahtmitte. Mit steigender Streckenenergie vergrößert sich der Abstand der Bruchlinie von der Mitte der Schweißnaht. Die Bruchlinie befindet sich bei den Hochgeschwindigkeitsnähten mit einer Streckenenergie von 25 J/mm etwa 5 mm von der Schweißnahtmitte auf der Advancing-Seite. Ab einer Streckenenergie von etwa 43 J/mm versagen die Zugproben in einem mittleren Abstand von 10 mm zur Schweißnahtmitte. Aus dem Temperaturzyklus beim Schweißen stellt sich heraus, dass das Gefüge in der Wärmeeinflusszone wenige Sekunden (ca. 6 Sekunden) thermisch belastet wird. Dies reicht aus, um die mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone zu verändern.

Der lokale n -Werte mit $n = 0,25$ stimmt im Mittel mit dem mittleren Verfestigungsexponenten $n = 0,26$ des Grundwerkstoffes gut überein. Analog zum Verfestigungsexponenten nimmt die lokale Anisotropie mit steigender Streckenenergie tendenziell zu. Die Abweichung von 0,04 zwischen dem höchsten ($r = 0,39$) und dem niedrigsten ($r = 0,35$) r -Wert ist vernachlässigbar. Im Vergleich zum Grundwerkstoff entspricht der Anisotropiewert des TWBs im Mittel 75 % der des Grundwerkstoffes.

Bei den Längszugproben herrscht ein mehrachsiger Spannungszustand vor, der durch die unterschiedlichen Materialdicken in der Breitenrichtung entsteht. Die Auswertung der Längszugversuche zeigt keine eindeutige Korrelation zwischen der Variation der Schweißparameter und den lokalen mechanischen Eigenschaften. Die lokale Spannung erreicht im Mittel 92 % und die lokale Dehnung 88 % der lokalen Werte des Grundwerkstoffes. Die Anisotropie und der lokale Verfestigungsexponent zeigen eine mit zunehmender Streckenenergie steigende Tendenz auf. Der lokale n -Wert stimmt im Mittel mit dem n -Wert aus dem Querzug-

versuch überein. Die Anisotropie-Werte der geschweißten Proben sind mit $r = 0,75$ im Mittel größer als die der Grundwerkstoffe mit $r = 0,63$.

Durch die lokale Bestimmung der r -Werte konnte festgestellt werden, dass eine gleichmäßige Breitenänderung in den Zugversuchen parallel zur Schweißnaht nicht stattfindet. Die Streckziehbarkeit der Rührzone ist wesentlich größer als im Grundwerkstoff, da die Anisotropie-Werte größer als 1 sind. Die Anisotropie der Längszugproben ist im Mittel um etwa 20 % größer als die R -Werte der Grundwerkstoffe parallel zur Walzrichtung. Die Verteilung der r -Werte über die Breite der Zugprobe zeigt, dass in den schwächsten Stellen die Anisotropiewerte vergleichbar bzw. geringfügig kleiner als die Werte der Grundwerkstoffe sind.

Aufgrund der insgesamt geringeren mechanischen Eigenschaften der TWBs im Vergleich zu den mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe, ergibt sich eine geringere Umformbarkeit der TWBs im Vergleich zum Grundwerkstoff.

5.2 Tailored Blanks aus der Legierung 5754-H22

Analog zu den TWBS aus der Legierung 6181-T4 wurden fehlerfreie Schweißnähte mit unterschiedlichen Schweißparametern und damit mit verschiedenen Streckenenergien hergestellt. Die Schweißparameter für die Vorversuche wurden aus GKSS internen Projekten wie z.B. [131] übernommen. Durch die Inspektion der Oberfläche, Untersuchung des Endloches, Beurteilung der Wurzelqualität sowie Herstellung von Querschliffen, wurden die Parametersätze festgelegt. Insbesondere wurde die erforderliche Stiftlänge durch die qualitative Prüfung der Schweißnähte im Vorfeld bestimmt. Die Schweißparameter für die Herstellung der TWBs für die Beurteilung der Umformbarkeit sind in Tabelle 5-3 aufgelistet.

Tabelle 5-3: Schweißparameter zur Herstellung der TWBs mit unterschiedlichen Streckenenergien.

Drehzahl	Vorschub	Schweißkraft	Arbeitswinkel	Vorschubwinkel	Stiftlänge	Stifttyp	Schultertyp	Streckenenergie
[min ⁻¹]	[mm/min]	[N]	[°]	[°]	[mm]			[J/mm]
2000	1500	6000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	44
2000	1000	4500	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	49
1600	1000	6000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	52
2000	1000	5000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	54
2000	1000	5500	1,5	4,0	1,32	B	Typ-B	60
2000	1000	6000	3,0	4,0	1,43	B	Typ-A	65
2000	1000	6000	1,5	3,0	1,32	B	Typ-B	65
1600	1000	7500	1,5	4,0	1,43	C	Typ-B	65
1600	1000	7500	1,5	4,0	1,43	B	Typ-B	65
2000	1000	7000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	76
2400	1000	6000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	78
2000	800	6000	3,0	4,0	1,45	B	Typ-A	82
2500	5000	14000	1,5	2,0	1,35	B	Typ-B	38

Die unterschiedlichen Stiftdurchmesser und Schulterformen wurden bei der Ermittlung der Streckenenergie nach Gl. 4-2 nicht berücksichtigt, daher sind keine Unterschiede in der Streckenenergie für die unterschiedlichen Stift- und Schulterformen festzustellen. Die Herstellung von fehlerfreien Schweißnähten mit dem Stifttyp D war nicht möglich, daher ist dieser nicht in Tabelle 5-3 aufgelistet.

5.2.1 Temperaturentwicklung / Prozessparameter

Die Wechselwirkung zwischen der Variation der Schweißparameter und den Reaktionskräften ist vergleichbar mit den Ergebnissen für die TWBs aus der Legierung 6181-T4. Daher wird hier der unterschiedliche Einfluss der Schweißgeschwindigkeiten 1 m/min und 10 m/min auf die gemessenen Reaktionskräfte dargestellt. Abbildung 5-43 repräsentiert die Reaktionskräfte in Abhängigkeit der Streckenenergie quer (F_x) bzw. parallel (F_y) zur Schweißnaht.

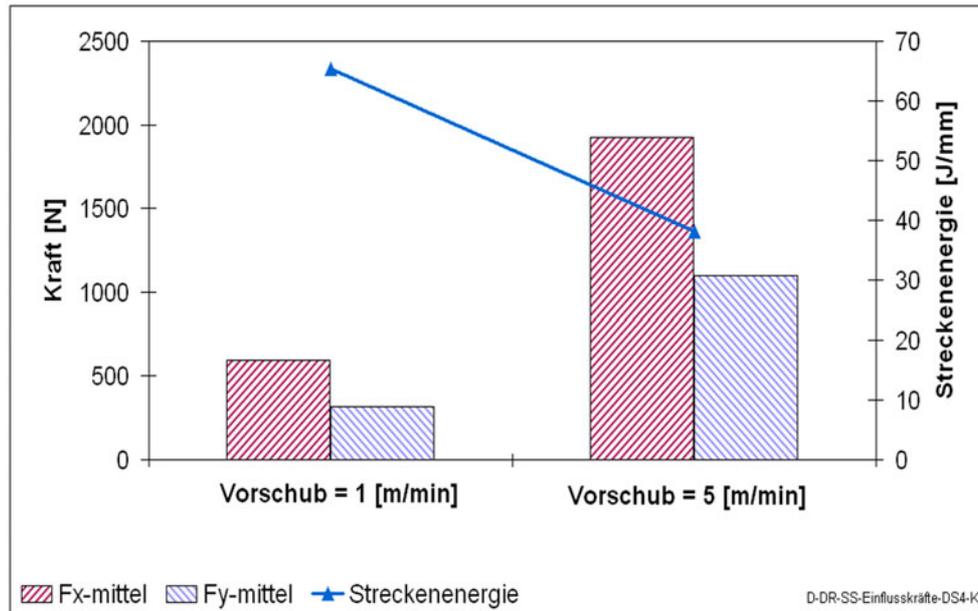


Abbildung 5-43: Einfluss der Schweißparameter auf die Kräfte in der Schweißebene.

Bei TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min entspricht die Querkraft F_x etwa 10 % der Schweißkraft F_z (gemäß Tabelle 5-3) und die Vorschubkraft F_y etwa 5 % der Schweißkraft. Die Querkraft beim Schweißen mit $v_{sch} = 5$ m/min beträgt etwa 14 % der Schweißkraft. Die Vorschubkraft der TWBs mit der Geschwindigkeit von 5 m/min entspricht etwa 8 % der Schweißkraft F_z . Die Reaktionskräfte in der Schweißebene bei TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min sind etwa dreimal größer als die vergleichbaren Kräfte bei einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min.

Bei der Temperaturentwicklung infolge der unterschiedlichen Schweißparameter, erhält man die gleiche Tendenz wie bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4. Es kann tendenziell festgestellt werden, dass mit steigender Streckenenergie höhere Temperaturen gemessen werden. Da die Gratbildung auf der Advancing- bzw. Retreating-Seite die gemessenen Temperaturen beeinflusst, werden die in der Unterlage gemessenen Temperaturen miteinander verglichen.

Die in der Unterlage gemessene maximale Temperatur der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min, gemessen in der Unterlage, beträgt im Mittel 147 °C und entspricht etwa 56 % der maximalen Temperatur von 263 °C an der gleichen Stelle der TWBs mit $v_{sch} = 1$ m/min. Die Streckenenergie der Hochgeschwindigkeitsnähte ($v_{sch} = 5$ m/min) entspricht mit 38 J/mm etwa 58 % der Streckenenergie der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min.

5.2.2 Oberflächenbeschaffenheit

Bei der Herstellung der TWBs gemäß Abbildung 5-44 wird das plastifizierte Material auf der Advancing-Seite zwischen Werkzeugvorderkante und dem Dickensprung der Grundwerkstoff-

fe bandförmig ausgetrieben [131]. Bei dem ausgetriebenen Material handelt es sich um plastifiziertes Material unter der Schulter, das nach einer halben Umdrehung auf der noch nicht plastifizierten Kante des 2 mm Bleches trifft und entlang der Kante „extrudiert“. Dieses Phänomen konnte durch den Einsatz des Werkzeugtypes B (Scroll-Schulter) sowie durch die Erhöhung des Vorschubs, beseitigt werden.

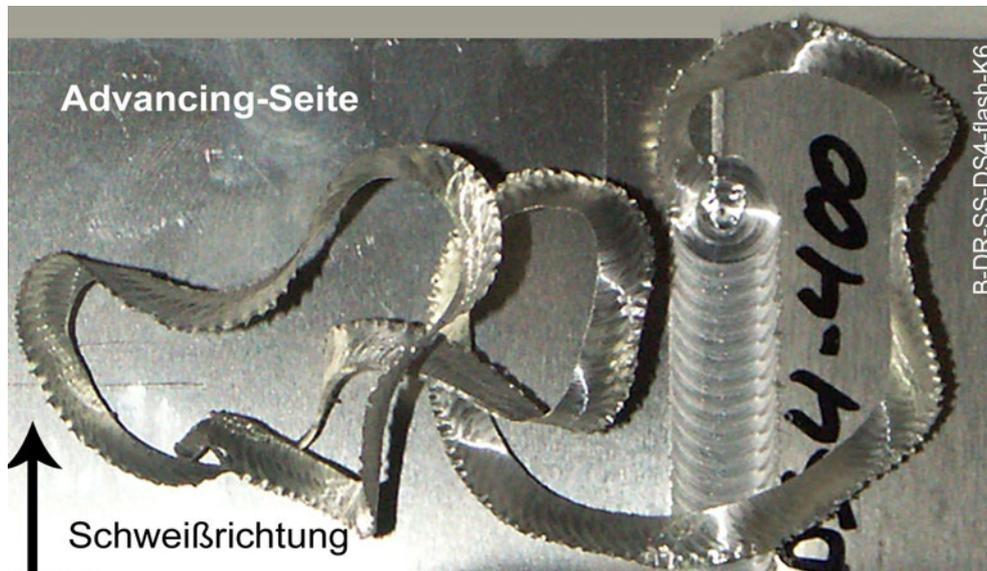


Abbildung 5-44: Materialauswurf vor dem Werkzeug beim Schweißen.

Die höheren Kräfte in der Ebene sowie die Wirkungsrichtung der Querkraft erschweren das Schweißen mit höheren Geschwindigkeiten. Bei Schweißgeschwindigkeiten von 7,5 m/min bildet sich auf der Advancing-Seite gemäß Abbildung 5-45-A eine Welle im Grundwerkstoff, die bei einer weiteren Erhöhung der Geschwindigkeit zum Versagen im Grundwerkstoff (Abbildung 5-45-B) führten.

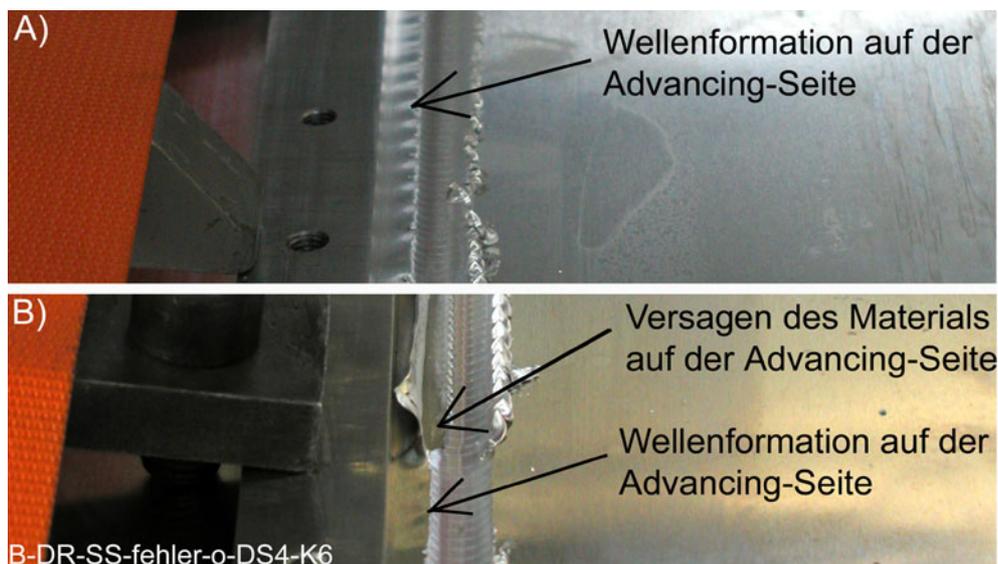


Abbildung 5-45: Fehlermechanismen beim Hochgeschwindigkeitsschweißen,
 A) Wellenformation im dünneren Grundwerkstoff,
 B) Versagen des Grundwerkstoffes beim Schweißen.

Bei hohen Schweißgeschwindigkeiten ist das Material vor dem Schweißwerkzeug nicht ausreichend plastifiziert, dadurch wird das Material vor dem Schweißstift weggeschoben. Dies führt zu der wellenartigen Formation des Grundwerkstoffes auf der Advancing-Seite. Eine weitere Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit bewirkt, dass das Werkzeug in den entstehenden Wellenberg eintaucht. Dadurch versagt das Material und ein Schweißen ist nicht möglich. Dieses Problem kann jedoch durch eine gezielte Weiterentwicklung des Schweißwerkzeuges sowie des Einspannsystems behoben werden, so dass Schweißgeschwindigkeiten von größer 10 m/min, auch in der Legierung 5754-H22, möglich sind.

5.2.3 Makro- und Mikrostruktur

In den Querschliffen wurden wie auch bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 keine Poren, Bindefehler, Lunker bzw. Risse festgestellt. Abbildung 5-46 stellt den Querschliff einer Schweißnaht mit einem Vorschub von 1 m/min in Abbildung 5-46–A und für eine Naht mit einem Vorschub von 5 m/min in Abbildung 5-46–B dar.

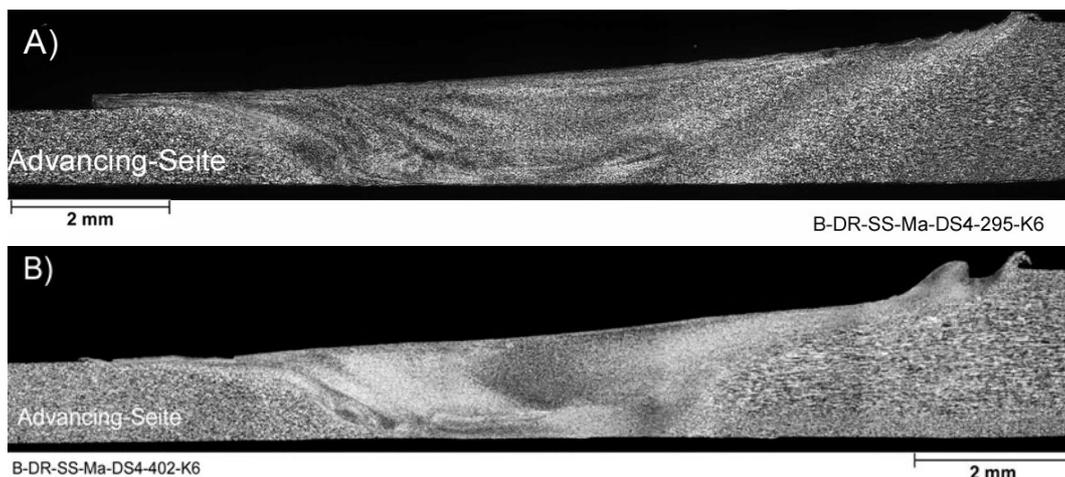


Abbildung 5-46: Makroschliffe der Schweißnähte, A) $v_{sch} = 1 \text{ m/min}$, B) $v_{sch} = 5 \text{ m/min}$.

Entsprechend den TWBs aus der Legierung 6181-T4 ist die Schweißnaht mit einem Vorschub von 5 m/min etwas flacher ausgebildet als bei der Schweißnaht in Abbildung 5-46-A.

Die Fläche der Schweißnähte im Querschliff erhöht sich mit zunehmender Streckenenergie. Für die Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min ergibt sich eine mittlere Fläche von 10 mm² bei einer Streckenenergie von 38 J/mm. Die Schweißnähte der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min verfügen im Mittel über eine Schweißnahtfläche von 12 mm² bei einer Streckenenergie von 60 J/mm.

Die Mikrostruktur der Grundwerkstoffe ist in Abbildung 5-47 dargestellt.

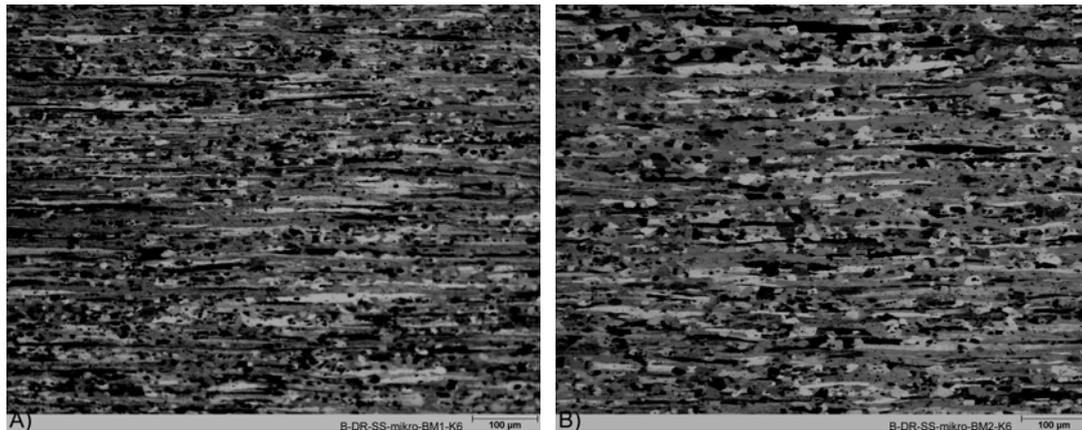


Abbildung 5-47: Mikrostruktur der Grundwerkstoffe quer zur Walzrichtung, A) 1 mm dicker Grundwerkstoff, B) 2 mm dicker Grundwerkstoff.

Die Fügepartner (Abbildung 5-47) verfügen über eine vergleichbare Mikrostruktur mit lang gestreckten und flach geformten Körnern. Die durchschnittliche Korngröße des Gefüges im 1 mm dicken Grundwerkstoff (Abbildung 5-47-A) beträgt etwa 15 µm. Im 2 mm dicken Grundwerkstoff (Abbildung 5-47-B) beträgt sie 22 µm.

Die mittlere Korngröße der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min mit einer Streckenenergie von 60 J/mm beträgt 9,7 µm und entspricht etwa 60 % der Korngröße des 1mm dicken Grundwerkstoffes. Die Korngröße der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min ist mit 6,9 µm im Mittel etwa 53 % kleiner als die Korngröße des 1 mm dicken Grundwerkstoffes und entspricht etwa 70 % der Korngröße in der Rührzone der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min.

5.2.4 Zugversuch quer zur Schweißnaht

Die Querzugproben versagten auf der Seite des dünneren Werkstoffes bei einer mittleren Zugfestigkeit von 255 MPa, dies ist vergleichbar mit der mittleren Zugfestigkeit ($R_{m,GW} = 250 \text{ MPa}$) des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Gemäß Abbildung 5-48 zeigt die Bruchdehnung eine mit zunehmender Streckenenergie abfallende Tendenz. Eine Abhängigkeit der Zugfestigkeit von den unterschiedlichen Streckenenergien kann nicht festgestellt werden.

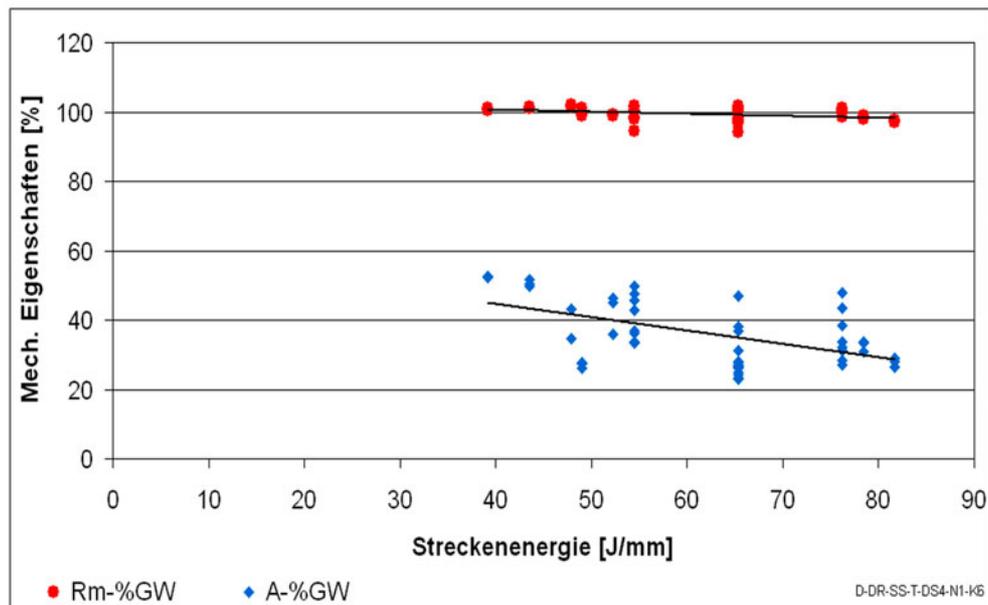


Abbildung 5-48: Mechanische Eigenschaften der TWBs im Verhältnis zum Grundwerkstoff.

Die Bruchdehnung beträgt etwa 52 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes ($A_{GW} = 20\%$) bei einer Streckenergie von 39 J/mm. Bei einer Streckenergie von 81 J/mm entspricht die Bruchdehnung im Mittel 27 % der Bruchdehnung des dünneren Grundwerkstoffes. Eine eindeutige Abhängigkeit zwischen den Schweißparametern und den mechanischen Eigenschaften konnte nicht festgestellt werden, da die Proben (mit der Ausnahme der TWB-Proben mit einem Vorschub von 5 m/min) parallel zur Schweißnaht auf der Advancing-Seite versagten, siehe Abbildung 5-49-A. Der Abstand der Bruchfläche bis zur Mitte der Schweißnaht beträgt im Mittel 6,5 mm. Der Bruch ereignete sich, gemäß Abbildung 5-49-B bei den TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min im Grundwerkstoff.

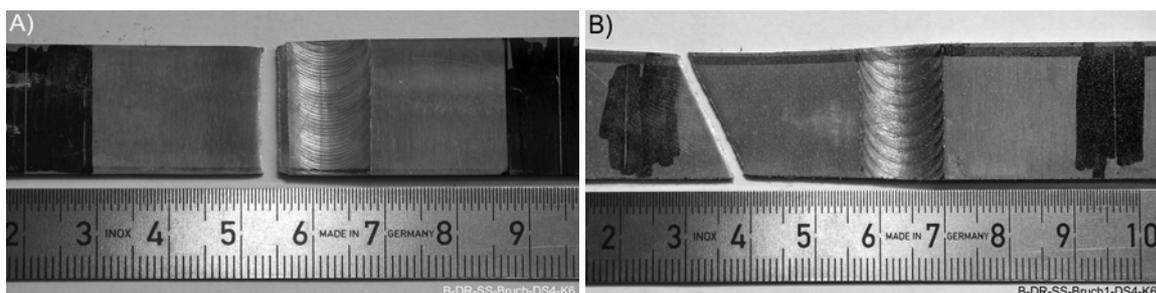


Abbildung 5-49: Brucharten bei TWBs, A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min, B) TWB mit einem Vorschub von 5 m/min.

Der Abstand der Bruchflächen von der Mitte der Schweißnaht gemäß Abbildung 5-49-A korreliert nicht mit der Zunahme der Temperatur bzw. der Erhöhung der Streckenergie. Die Kaltverfestigung des Werkstoffes (Zustand H22) wird durch den Temperaturzyklus beim Schweißen teilweise rückgängig gemacht. Die Variation der Schweißparameter mit den unterschiedlichen Temperaturzyklen bewirkt eine ähnliche Änderung der Mikrogefüge des Werkstoffes. Daher ist kein signifikanter Zusammenhang zwischen der Lage des Bruches

und den Schweißparametern bei den TWBs mit einem Vorschub kleiner 5 m/min festzustellen.

Bei den TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min werden durch den Temperaturzyklus beim Schweißen die Temperaturen und Zeiten, die zu einer Erholung des Gefüges führen, nicht erreicht. Somit verändert sich der Zustand der Legierung nach dem Schweißen nicht.

Infolge der Wärmebehandlung steigt nach [20] die Bruchdehnung. Der Vergleich der Bruchdehnung zeigt eine kleinere Dehnung bei den TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min gegenüber den anderen Schweißgeschwindigkeiten. Die Bruchdehnung der TWB-Proben mit $v_{Sch} = 5$ m/min beträgt im Mittel 12 % und entspricht etwa 73 % der Bruchdehnung der TWB-Proben mit einem Vorschub kleiner 5 m/min.

Das Streckgrenzenverhältnis St_v der geschweißten TWBs ist mit 0,70 im Mittel vergleichbar mit dem St_v –Wert des Grundwerkstoffes von 0,69. Der Verfestigungsexponent der TWB-Proben ist im Mittel vergleichbar mit dem n-Wert des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Der Zusammenhang zwischen der Variation der Schweißparameter und dem Verfestigungsexponenten kann nicht eindeutig festgestellt werden, da die Streuung des n-Wertes für die TWBs mit den gleichen FSW-Parametern sehr hoch ist (siehe Abbildung 5-50). In Abbildung 5-50 sind die Verfestigungsexponenten für die TWB-Proben mit unterschiedlichen Streckenergien sowie deren Mittelwert für die jeweiligen Streckenergien dargestellt. Der Mittelwert des n-Wertes ist mit $n = 0,19$ vergleichbar mit dem Mittelwert des n-Wert des Grundwerkstoffes mit $n = 0,19$ und entspricht damit der gleichen Feststellung des Streckgrenzenverhältnisses.

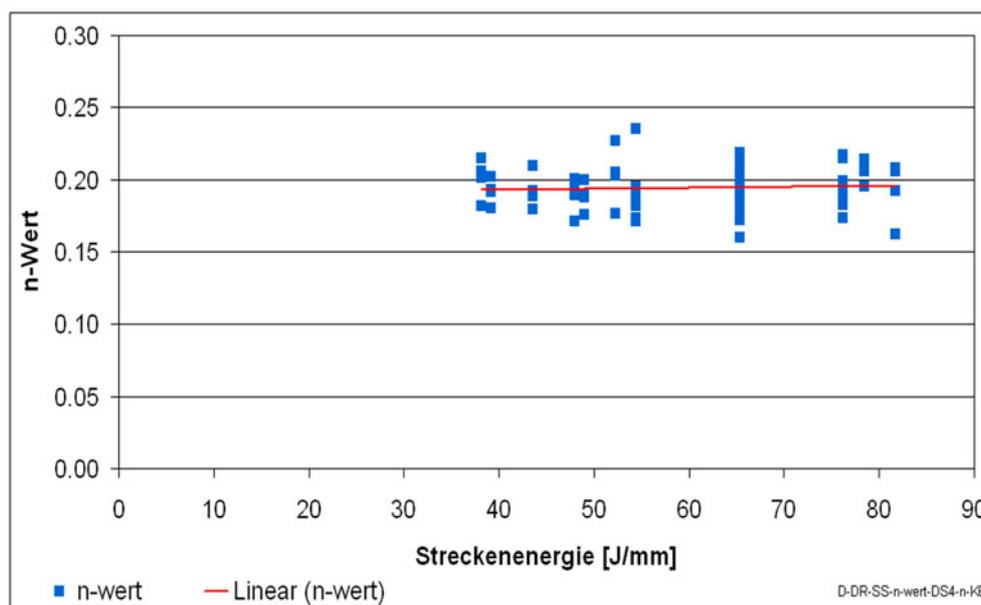


Abbildung 5-50: Verfestigungsexponenten in Abhängigkeit von der Streckenergie.

Der n-Wert für die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min beträgt 0,19 und für TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min 0,20. Damit ist der Unterschied im Verfestigungsverhalten während des Quersugversuches zwischen den Proben vernachlässigbar klein.

5.2.5 Zugversuch parallel zur Schweißnaht

Die Zugfestigkeit R_m der Proben parallel zur Schweißnaht entspricht etwa 93 % der Zugfestigkeit des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Dabei beträgt die Zugfestigkeit der Proben mit einem Vorschub von 1 m/min 235 MPa, dies entspricht im Mittel etwa 97 % der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes mit $R_{m,GW-2.Lieferung} = 244$ MPa und ist um etwa 5 % größer als die mittlere Zugfestigkeit der TWB-Proben mit einem Vorschub von 5 m/min.

Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ zeigt gemäß Abbildung 5-51 einen mit steigender Streckenenergie fallenden Trend auf. Die Dehngrenze der TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min beträgt mit 153 MPa etwa 93 % der Dehngrenze des Grundwerkstoffes und ist um etwa 4 % größer als die Dehngrenze für die TWB-Proben mit einem Vorschub von 1 m/min.

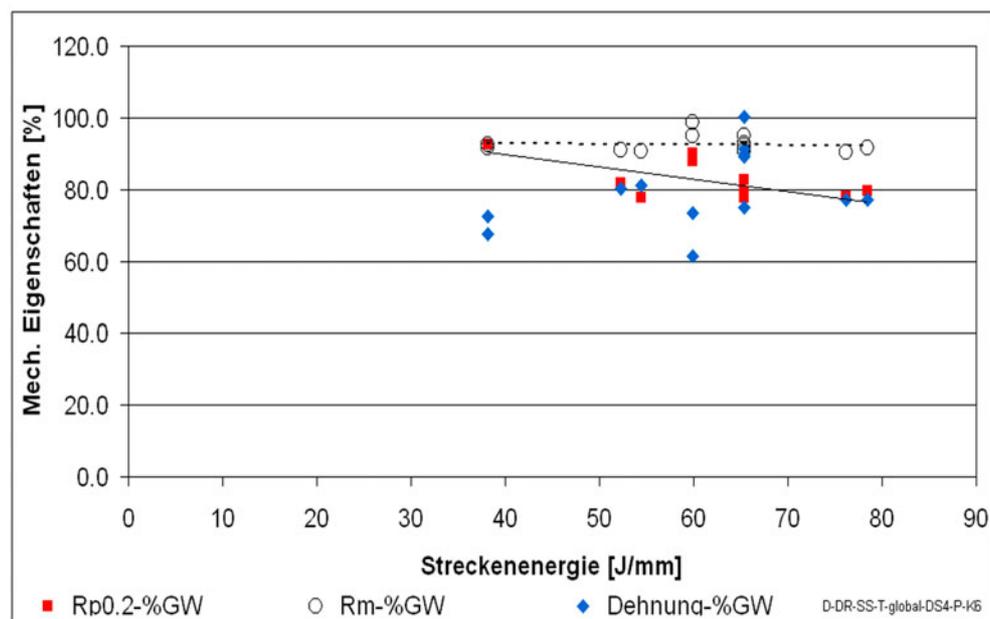


Abbildung 5-51: Prozentuelles Verhältnis der mechanischen Eigenschaften der TWBs zu den Eigenschaften des Grundwerkstoffes.

Die Bruchdehnung der Proben mit einer Geschwindigkeit von 1 m/min ist im Mittel 3 % geringer als die Bruchdehnung der TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min, die etwa 70 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes mit $A_{GW} = 21$ % entsprechen.

Die höhere Dehngrenze und die niedrigere Zugfestigkeit der TWB-Proben mit 5 m/min im Vergleich zu den Werten der TWB-Proben mit 1 m/min ergeben ein höheres Streckgrenzenverhältnis für die „schnellen“ TWBs. Das Grenzstreckenverhältnis für die TWB-Proben mit einem Vorschub von 5 m/min beträgt 0,68 und ist um 0,06 größer als der St_v -Wert von 0,62 der TWB-Proben mit $v_{Sch} = 1$ m/min.

Ein signifikanter Unterschied im Verfestigungsverhalten, in Abhängigkeit der Variation der Schweißparameter bzw. der Streckenenergie, kann gemäß Abbildung 5-52 nicht festgestellt werden.

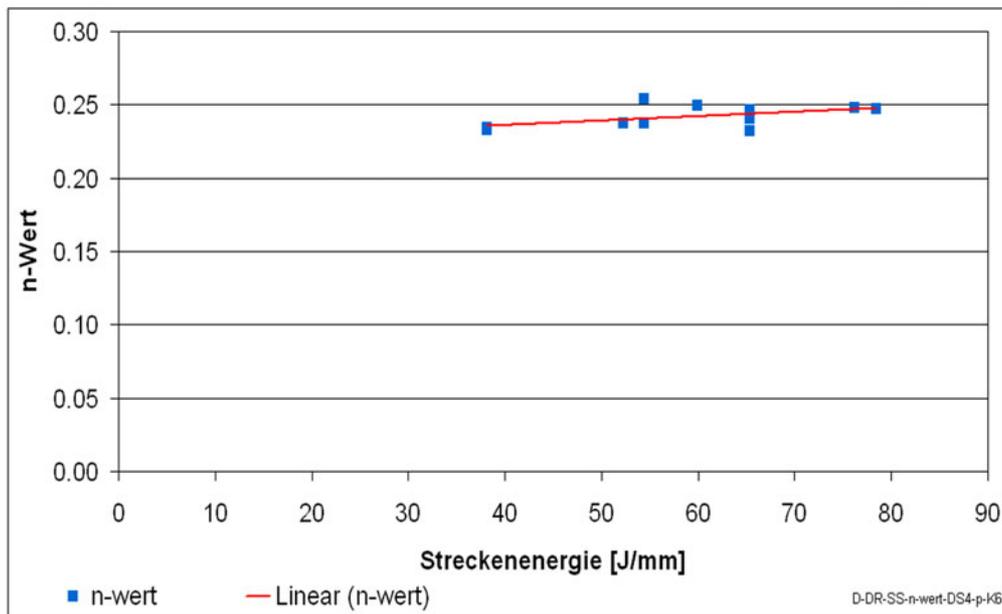


Abbildung 5-52: Verfestigungsexponente in Abhängigkeit der Streckenenergie.

Der n-Wert der geschweißten Proben ist im Mittel mit $n=0,24$ um etwa 17 % größer als der n-Wert der Grundwerkstoffe mit $n \approx 0,2$.

5.2.6 Lokale Kennwerte aus dem Zugversuch

5.2.6.1 Querzugversuch

Die lokalen Spannungen bei der Höchstlast variieren zwischen 274 bis 287 MPa. Der Einfluss der unterschiedlichen Schweißparameter bzw. der Streckenenergie auf die lokale Spannung kann aufgrund der Streuung der Ergebnisse nicht festgestellt werden (siehe Abbildung 5-53). Die lokale Spannung im 1 mm dicken Grundwerkstoff beträgt im Mittel 284 MPa mit einer Streuung um ± 10 MPa.

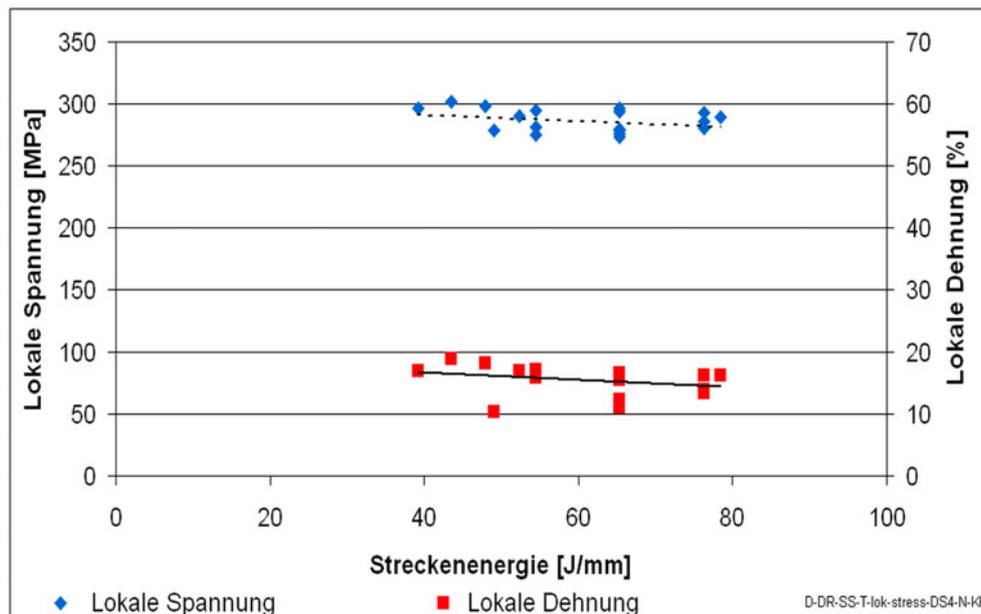


Abbildung 5-53: Lokale Eigenschaften von Querzugproben in Abhängigkeit von der Streckenenergie.

Die lokale Dehnung bei der Höchstlast zeigt einen mit zunehmender Streckenenergie leicht fallenden Tendenz. Die lokale Dehnung bei der Höchstlast der TWB-Proben mit einer Bruchart gemäß Abbildung 5-49-A entspricht etwa 81 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes mit $A_{GW} = 19\%$. Aufgrund der Behinderung der Querdehnung infolge der Schweißnaht ereignet sich der Bruch bei diesen Proben nahe dem ebenen Dehnungszustand. Anders verhält es sich bei den Proben mit Scherbruch. Die lokale Bruchdehnung der TWB-Proben mit $v_{Sch} = 5$ m/min entspricht hierbei der lokalen Bruchdehnung im Grundwerkstoff.

Der lokale Verfestigungsexponent beträgt im Mittel 94 % des n-Wertes des 1 mm dicken Grundwerkstoffes mit $n_{GW} = 0,25$. Der n-Wert für die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min beträgt 0,24 und ist um etwa 5 % größer als der n-Wert der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min.

Die lokale Anisotropie der geschweißten Proben mit einem Vorschub von 5 m/min entspricht mit $r = 0,74$ etwa 77 % des r-Wertes vom Grundwerkstoff mit $r_{GW} = 0,96$. Für die TWB-Proben mit einem Vorschub von 1 m/min ergibt sich im Mittel ein r-Wert von 0,79. Dies entspricht 82 % der Anisotropie des Grundwerkstoffes. Ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Anisotropie und der Variation der Schweißparameter kann nicht hergeleitet werden, da die r-Werte für die Proben mit den gleichen Schweißparametern eine hohe Streuung aufweisen.

5.2.6.2 Längszugversuch

Die Ergebnisse aus dem Längszugversuch in Abbildung 5-54 können aufgrund des multi-axialen Spannungszustandes nicht wie beim Querzugversuch interpretiert werden. Die ermittelten lokalen Eigenschaften haben somit eher einen qualitativen vergleichenden Charakter.

Die lokale Spannung der TWBs beträgt im Mittel 96 % der lokalen Spannung des Grundwerkstoffes $\sigma_{GW} = 284 \text{ MPa}$ und zeigt einen vernachlässigbaren leicht ansteigenden Trend mit zunehmender Streckenenergie. Die lokale Dehnung entspricht im Mittel 89 % der lokalen Dehnung des Grundwerkstoffes mit $\varepsilon_{GW} = 19 \%$.

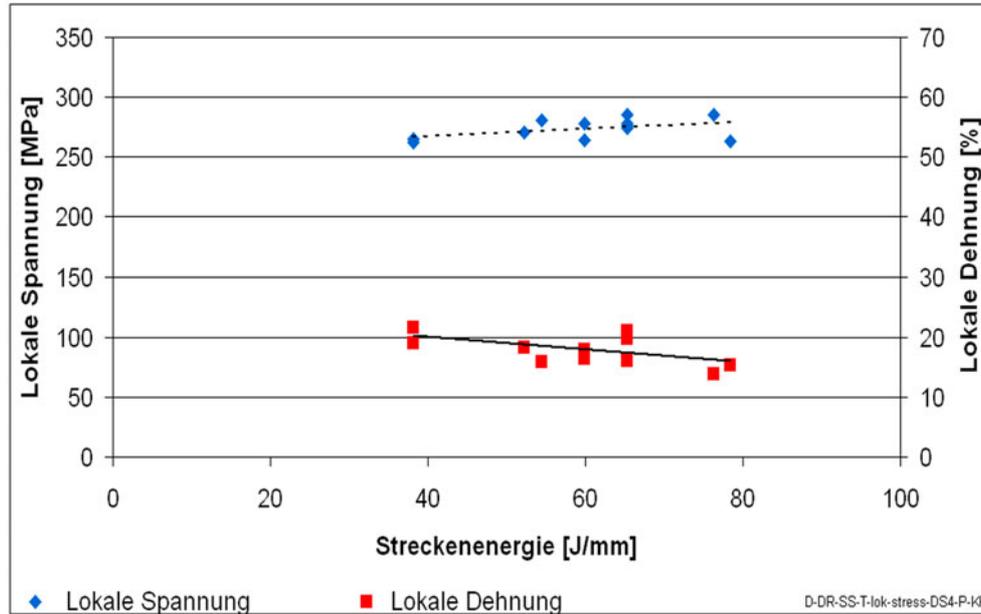


Abbildung 5-54: Lokale Eigenschaften von Längszugproben in Abhängigkeit von der Streckenenergie.

Der lokale n -Wert für die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min beträgt im Mittel 0,27 und ist um etwa 1 % größer als der n -Wert der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min. Der lokale Verfestigungsexponent der Schweißnähte ist mit $n = 0,26$ um etwa 4 % größer als der Verfestigungsexponent des Grundwerkstoffes ($n_{GW} = 0,25$). Somit kann kein signifikanter Unterschied zwischen den n -Werten in Abhängigkeit der Schweißparameter festgestellt werden. Damit erreichen die TWBs tendenziell den gleichen Umformgrad unter der Beanspruchung des Streckziehens.

Entsprechend ist ein Zusammenhang zwischen der Variation der Schweißparameter und den lokalen Anisotropiewerten der TWBs nicht festzustellen. Die lokale Anisotropie der TWBs beträgt im Mittel 0,71 und entspricht damit etwa 74 % des r -Wertes ($r_{GW} = 0,96$) vom Grundwerkstoff. Damit ist das Grenztiefziehverhältnis TWBs gegenüber dem Grundwerkstoff tendenziell niedriger. Aufgrund der vergleichbaren Anisotropiewerte der TWBs ist tendenziell die gleiche Tiefziehfähigkeit wie bei den TWBs zu erwarten.

5.2.7 Zusammenfassung der Ergebnisse

Analog zu den TWBs aus der Legierung 6181-T4 wurden fehlerfreie Schweißnähte mit unterschiedlichen Schweißparametern geschweißt. Die TWBs wurden mit Streckenenergien von 38 bis 82 J/mm produziert. Mit dem Stifftyp D konnten keine fehlerfreien Schweißnähte hergestellt werden.

Da die Wechselwirkung zwischen den Reaktionskräften und der Variation der Schweißparameter sowie zwischen der Temperaturentwicklung und den Schweißparametern mit den Ergebnissen für die TWBs aus der Legierung 6181-T4 vergleichbar sind, wurden die Reaktionskräfte sowie die Temperaturentwicklung der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min (entspricht 38 J/mm) mit den Ergebnissen der Schweißnähte mit einer Geschwindigkeit von 1 m/min bzw. 59 J/mm verglichen. Die Reaktionskräfte in der Schweißebene bei TWBs mit einer Geschwindigkeit von 5 m/min sind etwa dreimal höher als die vergleichbaren Kräfte bei einem Vorschub von 1 m/min.

Die maximale Temperatur der Schweißnähte mit einer Streckenenergie von 38 J/mm entspricht mit 147 °C etwa 56 % der maximalen Temperatur, bei den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min mit 263 °C. Aufgrund der Gratbildung auf der Advancing- und Retreating-Seite, wurden die in der Unterlage gemessenen Temperaturen miteinander verglichen.

Bei der Herstellung der TWBs wurde festgestellt, dass das plastifizierte Material auf der Advancing-Seite zwischen Werkzeugvorderkante und dem Dickensprung der Grundwerkstoffe bandförmig ausgetrieben wird. Durch den Einsatz des Werkzeugtypes B sowie durch die Erhöhung des Vorschubs konnte dieses Phänomen beseitigt werden.

Bei Schweißgeschwindigkeiten von 7,5 m/min wurde eine Wellenformation im Grundwerkstoff auf der Advancing-Seite festgestellt, die bei einer weiteren Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit ein Versagen im Grundwerkstoff verursachte. Daher wurde die maximale Schweißgeschwindigkeit mit 5 m/min für die Herstellung der TWBs gewählt. Aus der Literatur [112] ist bekannt, dass TWBs aus der Legierung 5754-H1111 mit dem FSW Verfahren mit einem Vorschub von 10 m/min hergestellt wurden. Somit stellt die hier untersuchte Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min nicht die maximal erreichbare Schweißgeschwindigkeit für die Aluminiumlegierung 5754-H22 dar. Die gezielte Weiterentwicklung der FSW-Technologie insbesondere des Einspannsystems und des FSW-Werkzeuges kann zu weit höheren Geschwindigkeiten führen.

Die makrografische Untersuchung der Querschliffe zeigte keine Imperfektionen im Sinne von Poren, Bindefehler, Lunken bzw. Risse in den Schweißnähten.

Die Fläche der Rührzone ist bei Schweißnähten mit einem Vorschub von 5 m/min um etwa 1,6 mm² kleiner als die bei einem Vorschub von 1 m/min mit einer Fläche von 12 mm².

Die Korngröße der Schweißnähte mit einer Streckenenergie von 38 J/mm ist mit 6,9 μm im Mittel um etwa 53 % kleiner als die Korngröße des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Sie entspricht in etwa 70 % der Korngröße in der Rührzone der Schweißnähte mit einer Streckenenergie von 60 J/mm.

Im Querkzugversuch ereignete sich der Bruch auf der Seite des dünneren Werkstoffes bei einer mittleren Zugfestigkeit von 255 MPa. Dies entspricht 99 % der Zugfestigkeit des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Die Bruchdehnung zeigt bei den Frakturen parallel zur Naht eine mit zunehmender Streckenenergie abfallende Tendenz. Im Unterschied zu den übrigen Schweißnähten mit der Bruchstelle parallel zur Schweißnaht, versagten die Querkzugproben der TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min im Grundwerkstoff annähernd unter 45°. Aufgrund der Lage und Art des Bruches bei diesen Schweißnähten konnte die These aufgestellt werden, dass der Temperaturzyklus beim Schweißen die Temperaturen und Zeiten die zu einer Erholung des Gefüges führen, nicht erreicht. Damit verändert sich der Zustand H22 nach dem Schweißen nicht.

Die Bruchdehnung der „schnell“ geschweißten (5 m/min) TWB-Proben beträgt im Mittel 12 % und entspricht etwa 73 % der Bruchdehnung der TWB-Proben mit einem Vorschub kleiner 5 m/min.

Die Zugfestigkeit der Proben parallel zur Schweißnaht entspricht etwa 93 % der Zugfestigkeit des 1 mm dicken Grundwerkstoffes. Die Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min erreichen eine Zugfestigkeit die im Mittel um 5 % höher ist, als die der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min, mit einer Zugfestigkeit von 92 % des Grundwerkstoffes.

Die Bruchdehnung der Längszugproben mit einer Geschwindigkeit von 5 m/min ist im Mittel um 3 % größer als die der TWBs mit einer Streckenenergie von 60 J/mm, die etwa 65 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes entsprechen.

Das Streckgrenzenverhältnis St_v der geschweißten TWBs mit 0,70 ist im Mittel vergleichbar mit dem St_v -Wert des Grundwerkstoffes von 0,69. Entsprechend ist der Unterschied zwischen den Verfestigungsexponenten der TWBs mit im Mittel $n = 0,19$ und den Verfestigungsexponenten des Grundwerkstoffes mit $n = 0,19$ vernachlässigbar klein.

Die lokalen Spannungen der Querkzugproben an der Bruchstelle bei der Höchstlast variieren zwischen 274 bis 287 MPa. Dies entspricht der Streuung der lokalen Spannung für den Grundwerkstoff mit ± 10 MPa.

Die lokale Dehnung bei der Höchstlast zeigt einen mit zunehmender Streckenenergie leicht fallenden Trend und entspricht bei Bruchstellen parallel zur Naht etwa 81 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes. Aufgrund der Behinderung der Querdehnung infolge der Schweißnaht, ereignet sich der Bruch bei diesen Proben nahe dem ebenen Dehnungszu-

stand. Bei den Proben der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min entspricht die lokale Bruchdehnung der TWB-Proben der lokalen Bruchdehnung im Grundwerkstoff.

Der n-Wert für die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min beträgt 0,24 und ist um etwa 5 % größer als der n-Wert der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min.

Die lokale Anisotropie der geschweißten Proben mit einem Vorschub von 5 m/min entspricht mit $r = 0,74$ etwa 77 % des r-Wertes vom Grundwerkstoff. Für die TWB-Proben mit einem Vorschub von 1 m/min ergibt sich ein r-Wert von im Mittel 0,79. Dies entspricht 82 % der Anisotropie des Grundwerkstoffes.

Bedingt durch die hohe Streuung der mechanischen Kennwerte, kann eine eindeutige Korrelation zwischen den Kennwerten aus dem Zugversuch und den Schweißparametern nicht hergeleitet werden.

Die inhomogene Querkontraktion im Längszugversuch beeinflusst die mechanischen Kennwerte und zeigt, dass bei diesem Versuch ein multiaxialer Spannungszustand herrscht. Dieser Zustand ist für den Zugversuch parallel zur Schweißnaht an TWB Proben im Allgemeinen gültig. Im Rahmen dieser Arbeit konnte die inhomogene Formänderung in Breitenrichtung φ_2 mit dem Einsatz von optischen Messmethoden untersucht werden. Die Längszugproben erreichen bei der Höchstlast eine mittlere lokale Spannung von 96 % und im Mittel eine lokale Dehnung von 89 % der Werte des Grundwerkstoffes.

Der lokale Verfestigungsexponent der Schweißnähte ist mit $n = 0,26$ um etwa 4 % größer als der des Grundwerkstoffes. Dabei ist der lokale n-Wert für die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min um etwa 1 % größer als der n-Wert der Schweißnähte mit einem Vorschub von 1 m/min. Die lokale Anisotropie der TWBs beträgt im Mittel 0,71 und entspricht etwa 74 % des r-Wertes vom Grundwerkstoff.

Eine geringere Umformbarkeit der TWBs im Vergleich zum Grundwerkstoff ergibt sich aufgrund der insgesamt geringeren mechanischen Eigenschaften der TWBs im Vergleich zu den mechanischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe.

Aus den Kennwerten des Zugversuches konnte kein signifikanter Einfluss der weiteren Schweißparameter auf die Umformbarkeit der TWBs festgestellt werden. Daher erfolgte die Bestimmung der Grenzformänderung ausschließlich für den Einflussfaktor Schweißgeschwindigkeit.

5.3 Streckziehversuche

Die Untersuchung von TWBs im Längs- und Querzugversuch zeigten sowohl bei der konventionellen als auch bei der lokalen Auswertung der Spannungs-Dehnungs-Kurven keinen signifikanten Unterschied zwischen den unterschiedlichen Schweißparametern. Daher werden sich die weiteren Untersuchungen auf die TWBs, die mit deutlich unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten hergestellt wurden, beziehen. Bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 werden somit die Schweißgeschwindigkeiten von 1 m/min und 10 m/min untersucht. Die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min und sowie die mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min werden für die Beschreibung der Grenzformänderung der TWBs aus der Legierung 5754-H22 herangezogen.

5.3.1 Kerbzugversuch

Mit dem Kerbzugversuch wird die linke Seite (der Bereich zwischen dem ebenen Dehnungszustand und dem einachsigen Zug) des Formänderungsschaubildes erstellt [78, 79, 82]. Die Proben sind so konstruiert, dass die kleinste Breite in der Mitte der Proben angeordnet ist. Dadurch ereignet sich der Bruch bei quasi homogenen Werkstoffen (wie z.B. die Grundwerkstoffe) in der Mitte der Probe. Die Kerbzugproben aus den TWBs wurden so hergestellt, dass die Schweißnaht quer zur Belastungsrichtung angeordnet ist. Dadurch liegt die Schweißnahtmitte in etwa in Position der geringsten Probenbreite. Abbildung 5-55 stellt die Hauptformänderungen der Probenformen K1 und K5 kurz vor dem Bruch für den 1 mm dicken Grundwerkstoff dar.

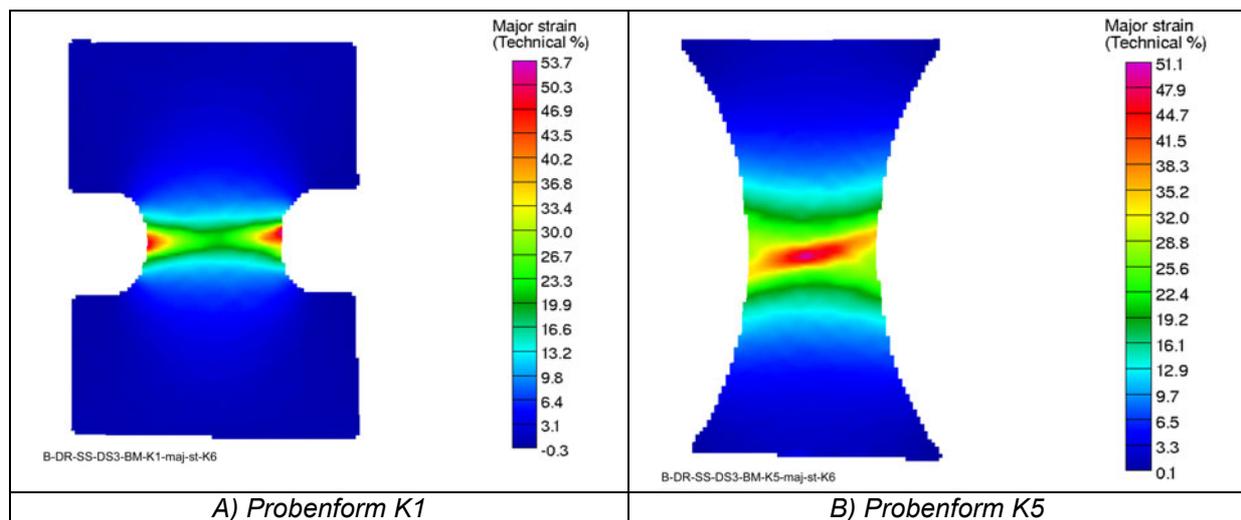


Abbildung 5-55: Hauptformänderungen vom Grundwerkstoff bei den Probenformen K1 und K5 kurz vor dem Bruch.

Die Lage des Bruches wird durch die Konzentration der Dehnung in Probenmitte deutlich. Die Probenform K1 stellt den ebenen Dehnungszustand dar und die Probenform K5 repräsentiert den Dehnungszustand beim einachsigen Zugversuch. Wie aus der Abbildung 5-56

ersichtlich, unterscheidet sich die Dehnungskonzentration bei den TWB-Proben deutlich von der beim Grundwerkstoff.

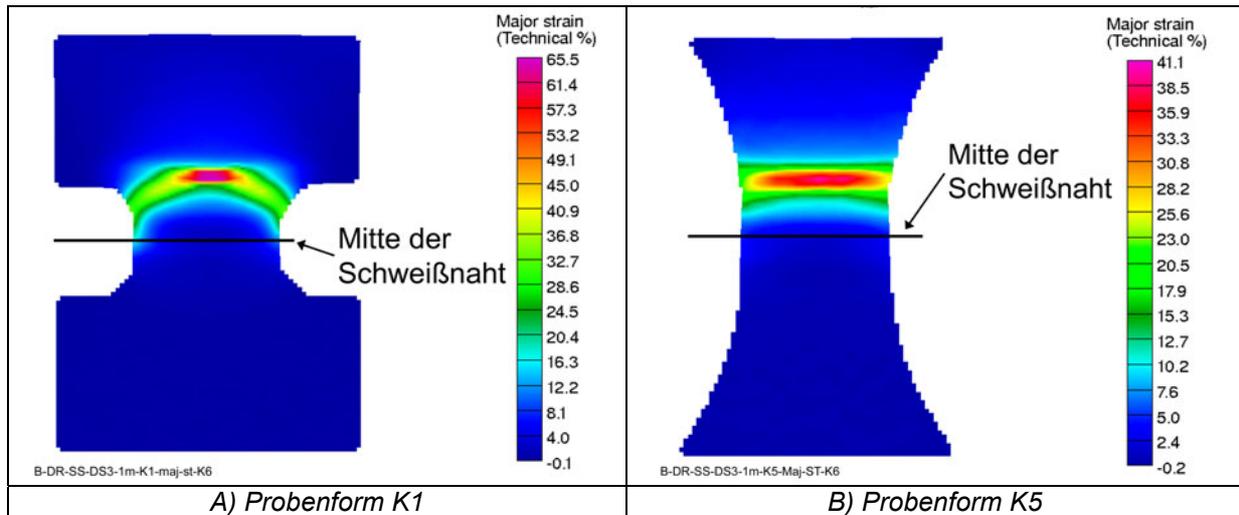


Abbildung 5-56: Hauptformänderungen von mit einem Vorschub von 1 m/min geschweißten TWB-Kerbzugproben bei den Probenformen K1 und K5 kurz vor dem Bruch.

Wie auch bei den Zugproben festgestellt wurde, versagen die Proben im Bereich der Wärmeeinflusszone und nicht in der Mitte. Aufgrund der Lage der Dehnungskonzentration entspricht die Formänderung nicht dem für die jeweiligen Proben aus dem Grundwerkstoff charakteristischen Formänderungszustand. Dies wird insbesondere aus dem Vergleich der Formänderungen in Breitenrichtung φ_2 in Abbildung 5-57 von TWBs und vom Grundwerkstoff in der Probenform K1, die den ebenen Dehnungszustand repräsentiert, deutlich.

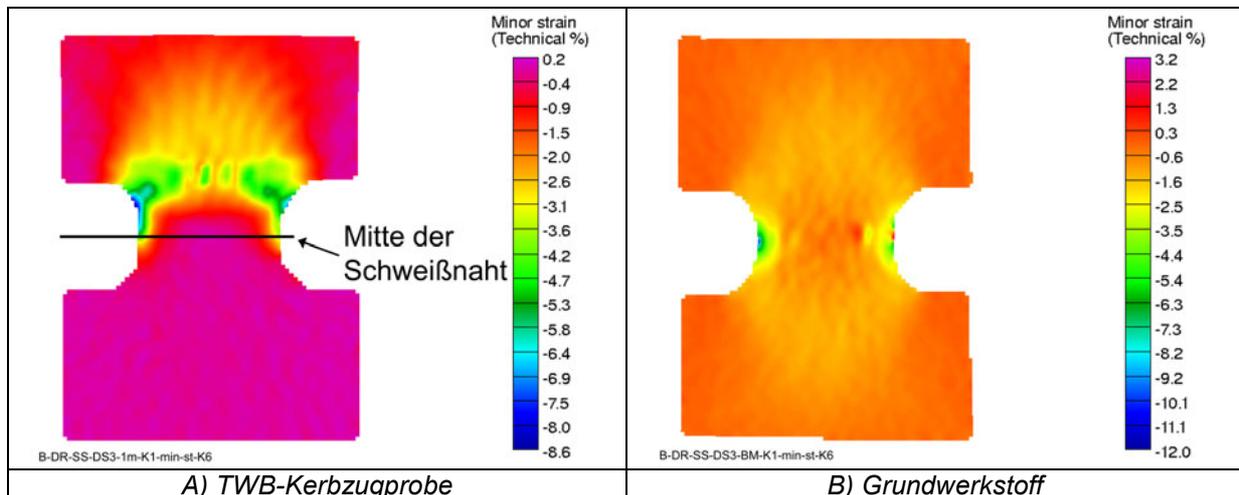


Abbildung 5-57: Querkontraktion von TWB-Kerbzugproben und Kerbzugproben aus dem Grundwerkstoff bei der Probenform K1 kurz vor dem Bruch.

Bei der TWB-Probe in Abbildung 5-57-A ist eine deutliche Querkontraktion festzustellen, die Formänderung φ_2 variiert zwischen -3 bis -5 %. Somit handelt es sich bei dem Zustand nicht um den ebenen Dehnungszustand mit $\varphi_2 = 0$. Abbildung 5-57-B zeigt die Querkontraktion

kurz vor dem Bruch im Grundwerkstoff nahe dem ebenen Dehnungszustand mit $\varphi_2 = -0,6 \%$.

Dieser Unterschied zwischen der Formänderung vom Grundwerkstoff und von TWBs setzt sich in allen weiteren Probenformen fort, wie aus Abbildung 5-58 hervorgeht. Die Abbildung 5-58 zeigt als Beispiel drei unterschiedliche Probenformen für die TWBs aus der Legierung 5754-H22. Die Mitte der Schweißnaht ist durch die Klebestreifen in Abbildung 5-58 gekennzeichnet. Die verschiedenen Probenformen erfahren nahezu den gleichen Formänderungszustand, da unabhängig vom Kerbradius die Dehnungskonzentration in allen Proben fast an der gleichen Stelle stattfindet.

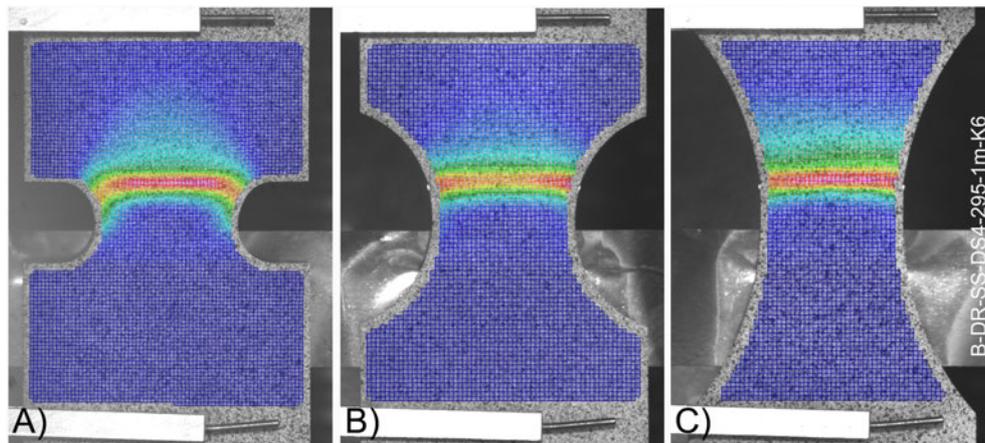


Abbildung 5-58: Hauptformänderungen von TWB-Kerbzugproben aus der Legierung 5754-H22 mit einem Vorschub von 1 m/min kurz vor dem Bruch, A) Probenform K1, B) Probenform K3, C) Probenform K5.

Die Lage des Bruches bei den Kerbzugproben befindet sich parallel zur Schweißnaht auf der Advancing-Seite im dünneren Werkstoff. Diese Position repräsentiert die kleinste Querschnittsfläche in der Probe. Die Lage des Bruches in den Kerbzugproben aus dem Grundwerkstoff befindet sich in der Mitte der Proben, dies ist durch die kleinste Querschnittsfläche infolge der geringsten Breite an dieser Stelle zu erklären. Bei den TWB-Proben befindet sich aufgrund stetig steigender Dicke der Schweißnaht, die kleinste Querschnittsfläche nicht in der Mitte der Probe, sondern im Übergang von der Schweißnaht zum 1 mm dicken Fügepartner. Bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 befindet sich die Bruchstelle unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit in der Wärmeeinflusszone auf der Wärmeeinflusszone.

Für die Bestimmung der Grenzformänderung wird das Höchstlastkriterium [14, 84, 88, 118, 119] angewandt. Somit werden die Haupt- und Nebenformänderungen beim Erreichen der Maximalkraft ermittelt und in einem Grenzformänderungsdiagramm dargestellt. In Abbildung 5-59 sind die Grenzformänderungen der jeweiligen Probenformen für die TWBs aus der Legierung 6181-T4 dargestellt. Die Formänderungsgrenze des Grundwerkstoffes wird durch die Rauten beschrieben. Dabei entsprechen die vollen Rauten den Formänderungen aus den

Kerbzugproben und die nicht ausgefüllten Rauten den mittleren Formänderungen aus dem Zugversuch.

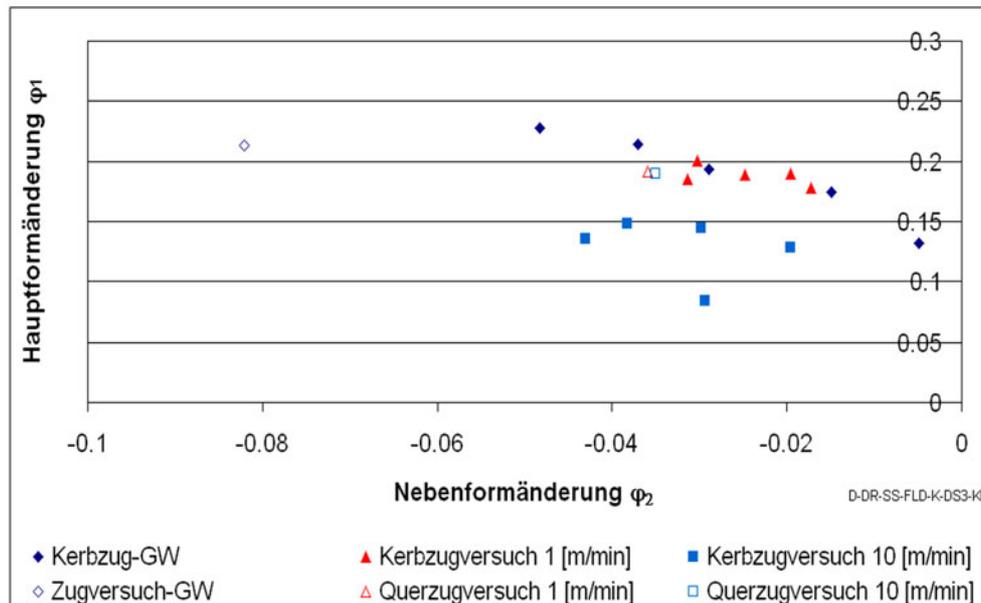


Abbildung 5-59: Grenzformänderungsdiagramm des Grundwerkstoffes 6181-T4 und der TWBs mit den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.

Die Grenzformänderung der Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min wird durch die Dreiecke beschrieben. Die Rechtecke repräsentieren die Formänderungsgrenze der Schweißnähte mit einem Vorschub von 10 m/min. Analog zum Grundwerkstoff beschreiben die nicht ausgefüllten Symbole die Formänderungsgrenze aus dem Querzugversuch.

Wie aus der Abbildung 5-59 hervorgeht, tritt der ebene Dehnungszustand (i.e. Probenform K1) sowie der einachsige Spannungszustand (Probenform K5) bei den TWB-Kerbzugproben nicht auf. Die TWB-Proben K1 bis K5 zeigen Formänderungszustände, die für die Probenformen K2 bis K4 des Grundwerkstoffes charakteristisch sind. Wie aus den nicht ausgefüllten Recht- bzw. Dreiecken hervorgeht, ist der einachsige Zugzustand aufgrund der querdehnungsbehindernden Wirkung der Schweißnaht nicht vorhanden. Somit ist ein Vergleich der Grenzformänderungswerte der TWB-Proben mit den Werten der Proben des Grundwerkstoffes nicht möglich, da unterschiedliche Formänderungszustände zwischen dem Grundwerkstoff und den TWB-Proben während des Versuches herrschen. Ein Vergleich zwischen den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten zeigt, dass der Vorschub von 1 m/min bei den Kerbzugproben zu einer etwas höheren Formänderungsgrenze des Grundwerkstoffes führt. Aufgrund der unterschiedlichen Abstände der Wärmeeinflusszone von der Mitte der Schweißnaht handelt es sich, wie aus Abbildung 5-60 hervorgeht, bei den Umformgraden nicht um den gleichen Formänderungszustand in den gleichen TWB-Proben mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten. In Abbildung 5-60-A sind die Hauptformänderungen beim Errei-

chen der Höchstlast in der Probenform K3 für eine Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min dargestellt. Die entsprechenden Hauptformänderungen für einen Vorschub von 10 m/min zeigt die Abbildung 5-60-B.

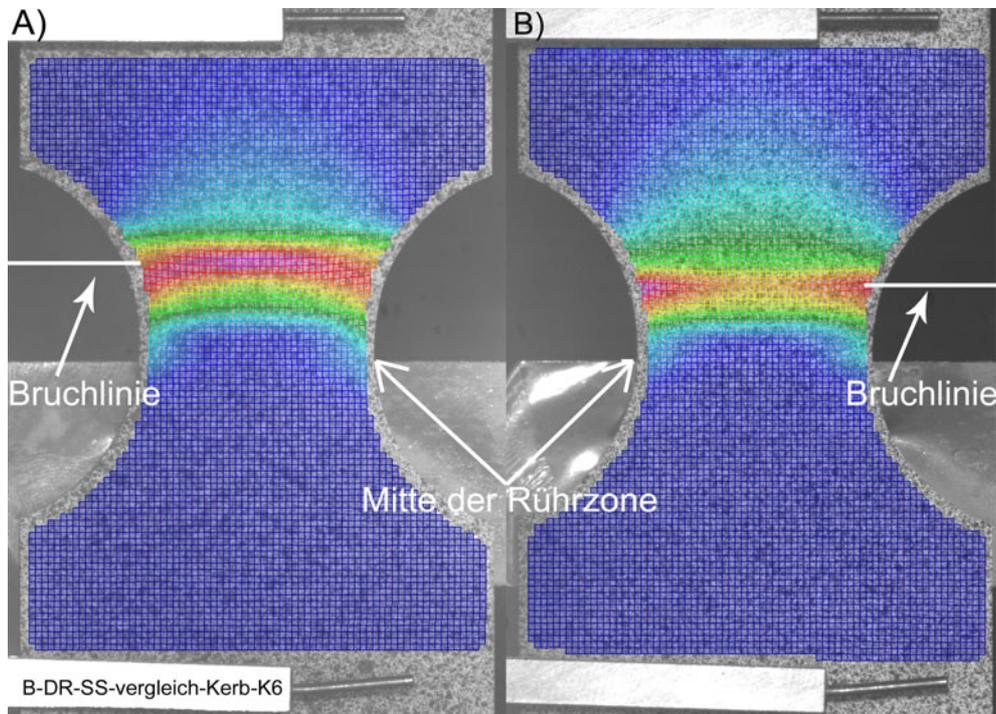


Abbildung 5-60: Qualitativer Vergleich der Hauptformänderungen beim Kerbzugversuch in der Probenform K3, A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min, B) TWB mit einem Vorschub von 10 m/min.

Der Abstand zwischen den späteren Bruchlinien ist vom Abstand der Wärmeeinflusszone von der Mitte der Rührzone abhängig, dieser ist für die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min größer als für die mit 10 m/min. Aus Abbildung 5-60 wird deutlich, dass der Abstand der Bruchlinie in Abbildung 5-60-A größer ist als in Abbildung 5-60-B. Aufgrund der unterschiedlichen Lage der Wärmeeinflusszonen liegen unterschiedliche Formänderungszustände zwischen den verschiedenen Schweißgeschwindigkeiten vor. Somit ist ein direkter Vergleich der Formänderungen miteinander nicht möglich. Die Umformgrade der Querszugproben zeigen gemäß Abbildung 5-59 nahezu keinen Unterschied, da sich die Probenbreite nicht ändert, damit liegt unabhängig vom Abstand der Wärmeeinflusszone der gleiche Umformzustand vor.

Das Grenzformänderungsdiagramm für die TWBs der Legierung 5754-H22 siehe (Abbildung 5-59) stellt die Mittelwerte der Haupt- und Nebenformänderungen der Kerbzugproben sowie der Zugproben beim Erreichen der Maximalkraft dar. Die Grenzformänderung der Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min ist durch die Dreiecke beschrieben. Die Rechtecke repräsentieren die Formänderungsgrenze der Schweißnähte mit einem Vorschub von 5 m/min. Die nicht ausgefüllten Zeichen symbolisieren die Formänderungsgrenze aus dem Querszugversuch.

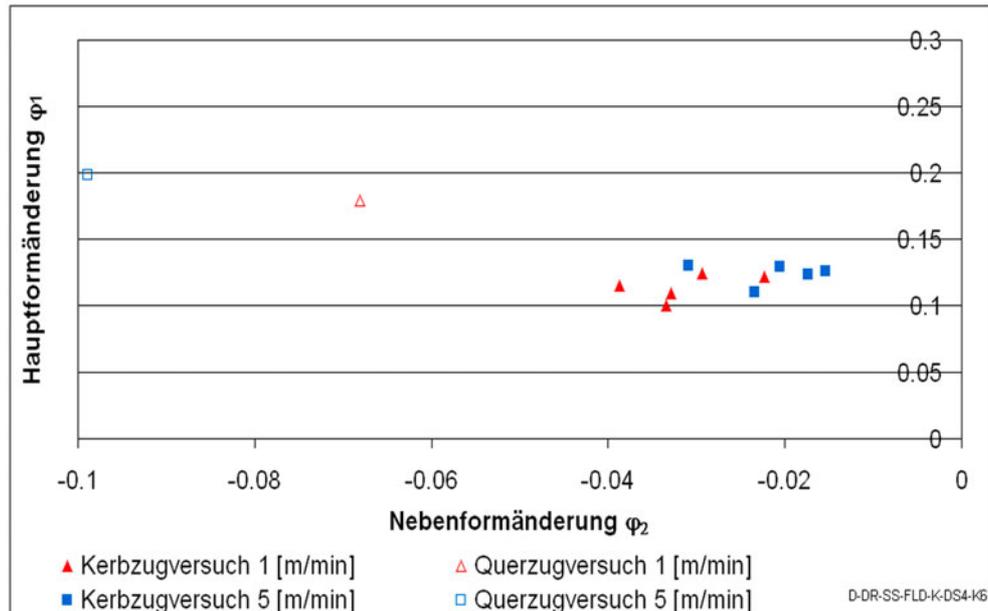


Abbildung 5-61: Grenzformänderungsdiagramm des Grundwerkstoffes 5754-H22 und der TWBs mit den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.

Entsprechend zu den TWBs aus der Legierung 6181-T4 (siehe Abbildung 5-59) sind die für die jeweiligen Proben charakteristischen Formänderungszustände bei den TWB-Proben nicht wiedergegeben. Der maßgebende Formänderungszustand befindet sich nahe dem ebenen Dehnungszustand.

Der Unterschied in der Formänderungsgrenze der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min und einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min ist gemäß Abbildung 5-61 nicht sehr groß. Dies konnte auch durch die Kennwerte aus dem Quer- und Längszugversuch tendenziell bestätigt werden.

Ein Vergleich zwischen den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten zeigt, dass der Vorschub von 5 m/min zu einer höheren Formänderungsgrenze führt.

Die Proben aus dem Querzugversuch zeigen (siehe nicht ausgefüllten Symbole in Abbildung 5-61) den einachsigen Zugzustand mit $\phi_1 = -2 \times \phi_2$. Hierbei zeigen die Proben mit einem Vorschub von 1 m/min ein geringeres Umformvermögen als die mit $v_{Sch} = 5$ m/min. Dies ist auf die fehlende Wärmeeinflusszone bei den TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min zurückzuführen.

Insgesamt kann festgestellt werden, dass der Kerbzugversuch die Besonderheit von TWBs nicht berücksichtigt, somit führt die Anwendung des Versuches auf TWB-Proben nicht zur gewünschten Aussage, wie es für Blechwerkstoffe der Fall ist.

5.3.2 Nakazimaversuch

Das Umformverhalten der geschweißten Proben weicht beim Nakazimaversuch [77, 79, 82] erheblich von dem Verhalten des dünneren Grundwerkstoffes ab [136]. Die Haupt- und Ne-

benformänderungen für den 1 mm dicken Grundwerkstoff kurz vor dem Bruch sind für die Probenform N1 (siehe Abschnitt 2.3.3) in Abbildung 5-62 dargestellt.

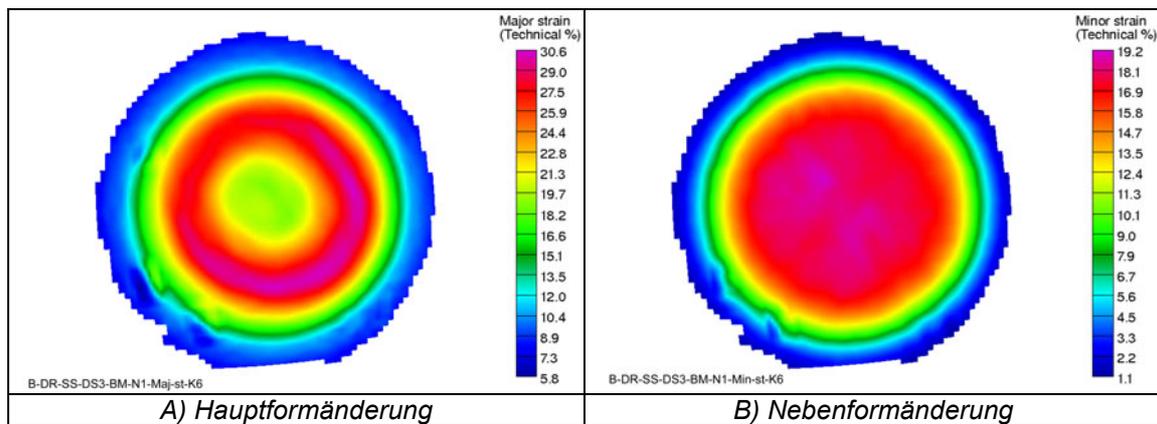


Abbildung 5-62: Haupt- und Nebenformänderung des Grundwerkstoffes der Probenform N1 beim Nakazimaversuch kurz vor dem Bruch.

Aufgrund der Reibungsverhältnisse zwischen dem Stempel und der Probe findet die maximale Hauptformänderung Abbildung 5-62-A am Rand der Stempelkuppe statt [20, 77, 79, 83, 89, 137]. Die maximale Hauptformänderung beträgt etwa 30 %. Die Verteilung der Nebenformänderung (Abbildung 5-62-B) ist gleichmäßig und erreicht einen maximalen Wert von ca. 19 % im Kuppenbereich.

Die TWB-Proben zeigen eine asymmetrische Dehnungsverteilung (siehe Abbildung 5-63), da sich die Dehnung hauptsächlich im Bereich der Wärmeeinflusszone konzentriert. Die Abbildung 5-63 stellt die Dehnungskonzentration kurz vor dem Bruch in der Probenform N1 dar. Die Dehnung konzentriert sich bei allen geprüften TWBs unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit parallel zur Schweißnaht in der Wärmeeinflusszone auf der Advancing-Seite. Die Proben versagen im weiteren Verlauf der Prüfung an dieser Stelle.

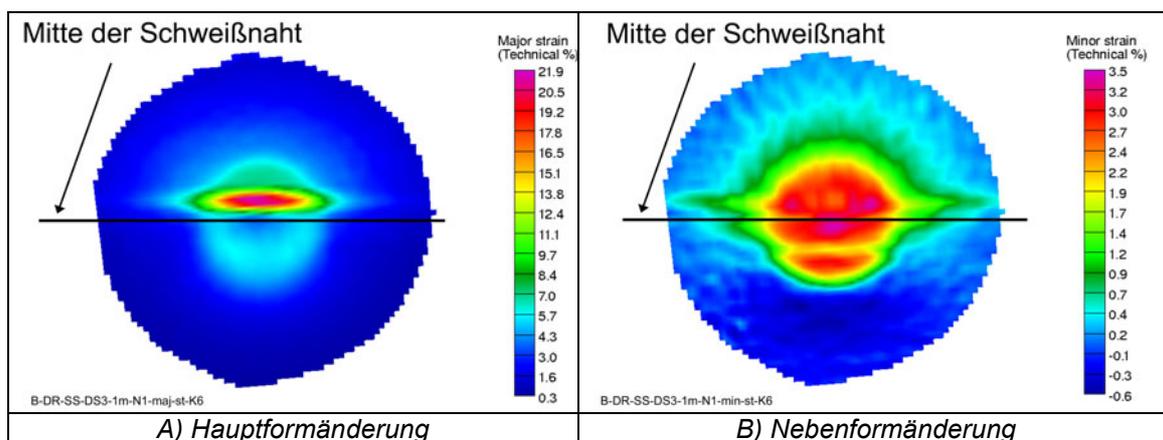


Abbildung 5-63: Haupt- und Nebenformänderung der Probenform TWB-N1 beim Nakazimaversuch kurz vor dem Bruch.

Die geschweißte TWB-Probe erreicht eine maximale Hauptdehnung von etwa 22 % und erfährt damit im Vergleich zum Grundwerkstoff eine um ca. 8 % geringere Hauptdehnung. Die

Nebenformänderung der TWB-Probe erreicht mit 3,5 % nicht annähernd die maximale Nebenformänderung des Grundwerkstoffes mit ca. 19 %. Dies zeigt, dass die Verformung der TWBs nicht dem Formänderungszustand des Grundwerkstoffes entspricht. Die asymmetrische Dehnungsverteilung wird durch die ungleichmäßige Verformung der Fügepartner hervorgerufen. Die Verschiebung des 2 mm dicken Grundwerkstoffes in y-Richtung (quer zur Schweißnaht), siehe Abbildung 5-64-A, verursacht eine zusätzliche Streckung bzw. Dehnung der schwächsten Zone. Die Verschiebungen in x- und y-Richtung während der Verformung finden hauptsächlich im Bereich des 2 mm dicken Grundwerkstoffes statt. Insbesondere die Verschiebung in der y-Richtung zeigt die asymmetrische Verteilung der Verschiebung.

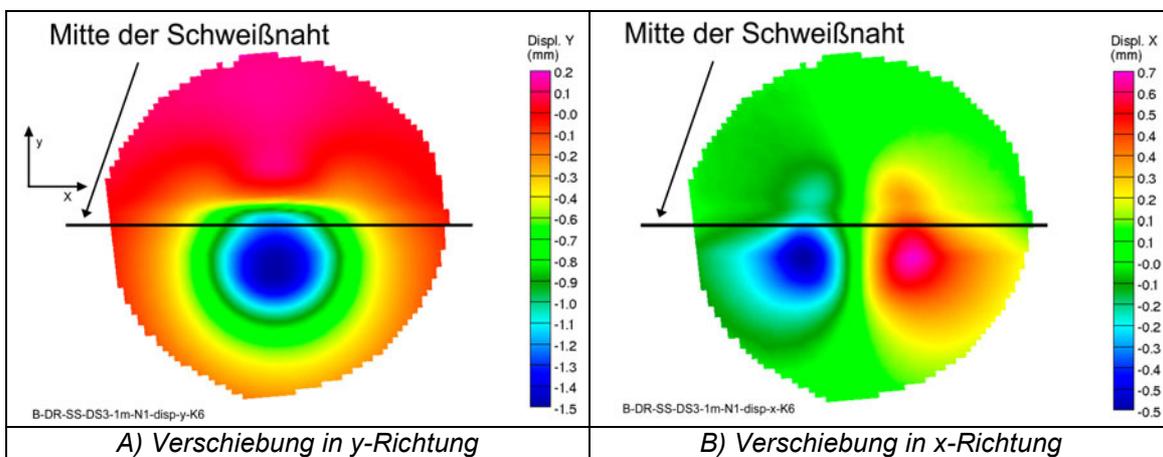


Abbildung 5-64: Verschiebungen in y- und x-Richtung der TWB bei der Probenform N1 kurz vor dem Bruch.

Die maximale Verschiebung im Bereich des 2 mm dicken Grundwerkstoffes beträgt etwa -1,5 mm. Im Bereich des Grundwerkstoffes auf der Advancing-Seite beträgt die maximale Verschiebung 0,2 mm, die übrigen Bereiche erfahren nahezu keine Verschiebung oder bewegen sich auf die Retreating-Seite zu. Die Verschiebung des Materials zur Retreating-Seite bewirkt eine zusätzliche Dehnung der schwächsten Zone. Der Vergleich mit dem Grundwerkstoff in Abbildung 5-65 zeigt, dass die Verschiebungen auf beiden Seiten der Stempelkuppe nahezu symmetrisch stattfinden. Die Verschiebungen in den x- und y-Richtungen variieren zwischen 4,1 und -4,2 mm. Im Bereich der Stempelkuppe ist die Verschiebung nahezu null.

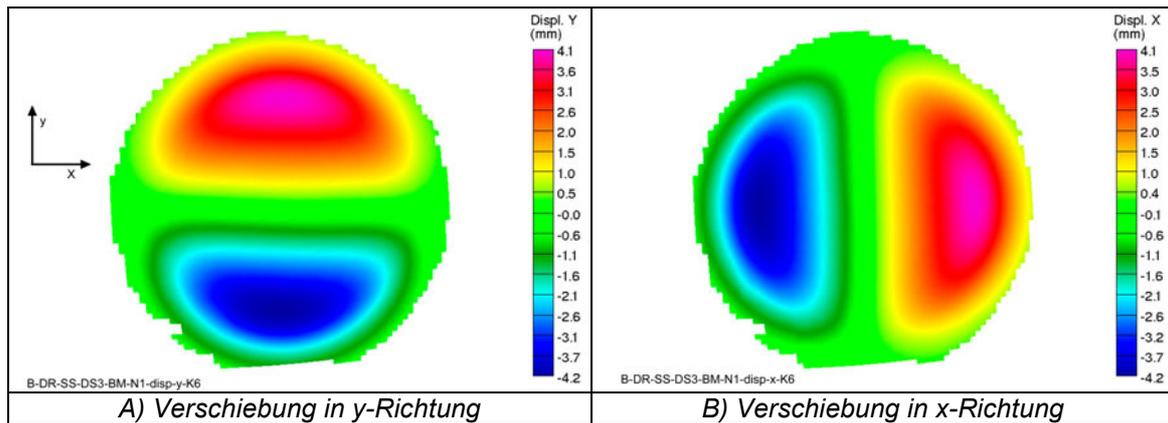


Abbildung 5-65: Verschiebungen in y- und x-Richtung des Grundwerkstoffes bei der Probenform N1 kurz vor dem Bruch

Damit ergibt sich im Unterschied zu den TWB-Proben eine gleichmäßige Verteilung der Dehnungen in den Proben.

Das unterschiedliche Verformungsverhalten der TWBs ist in allen Probenformen vorhanden und wird mit dem unterschiedlichen Plastifizierungszustand der verschiedenen Materialien in den Proben erklärt. Der 2 mm dicke Grundwerkstoff erfährt beim Bruch der schwächsten Zone eine sehr geringe plastische Formänderung, dies wurde auch bei den Zugversuchen und Kerbzugversuchen festgestellt. Dadurch führt die automatische Auswertung des Grenzformänderungszustandes nach dem Kriterium gemäß dem Entwurf der ISO/WD 12004:2004 E [95, 96] zu einem verfälschten Ergebnis. Für die Bestimmung des Beginns der Einschnürung wird nach dem Vorschlag in [95, 96] die plötzliche Veränderung der Steigung der Hauptformänderung als Kriterium herangezogen. Hierzu wird auf beiden Seiten einer maximalen Formänderung die zweite Ableitung für die Hauptformänderung gebildet. Die Maxima der zweiten Ableitung kennzeichnen die Stelle, an der die Steigung der Hauptformänderung abrupt ansteigt. Die Formänderungsgrenze wird durch eine Näherungsfunktion (f'' -Major in Abbildung 5-66) anschließend bestimmt. Dieses Verfahren zur Bestimmung der Formänderungsgrenze wird in dieser Arbeit mit dem IDDRG-Verfahren bezeichnet. Die Abbildung 5-66 stellt exemplarisch das IDDRG-Verfahren für die Probenform N2 des Grundwerkstoffes und der TWB dar.

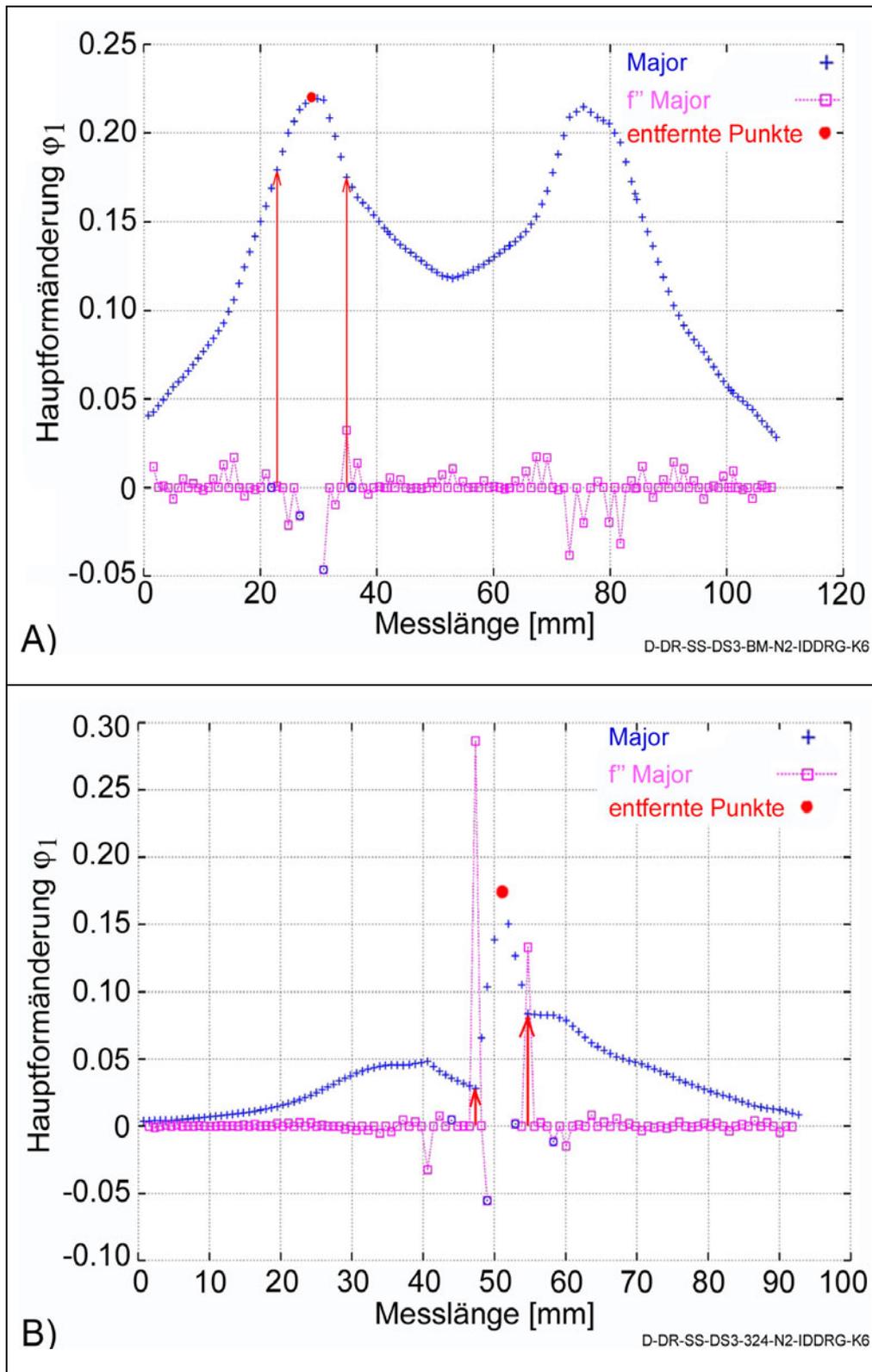


Abbildung 5-66: A) Anwendung des IDDRG-Verfahrens zur Bestimmung der Formänderungsgrenze im 6181-T4 Grundwerkstoff; B) Anwendung des Verfahrens auf TWBs aus der Legierung 6181-T4.

Die mit den Pfeilen gekennzeichneten Punkte geben die maximale Dehnung wieder, bei der das Material noch nicht eingeschnürt ist. Die Anwendung des IDDRG-Verfahrens an TWB-Proben führt aufgrund der unterschiedlichen Dehnungskonzentrationen auf beiden Seiten

der schwächsten Zone zu einem verfälschten Ergebnis. Daher wird das in Abschnitt 4 beschriebene Verfahren mit der Höchstlast [14, 84, 88, 118, 119] als Kriterium zur Bestimmung der Formänderungsgrenze angewandt. Ausgehend von der Annahme, dass das IDDRG-Verfahren für die Bestimmung der Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes eingesetzt werden kann, erfolgt zunächst ein Vergleich der mit den zwei Verfahren ermittelten Grenzformänderungswerten in Tabelle 5-4.

Tabelle 5-4: Grenzformänderungswerte für die Nakazimaproben.

DS3-BM-N	Höchstlast-Methode		IDDRG-Methode	
	φ_1	φ_2	φ_1	φ_2
DS3-N1	0,27	0,18	0,27	0,20
DS3-N2	0,22	0,04	0,21	0,04
DS3-N3	0,22	0,02	0,19	0,02
DS3-N4	0,23	0,01	0,21	0,01
DS3-N5	0,26	0,00	0,22	0,00
DS3-N6	0,27	-0,02	0,24	-0,02
DS3-N7	0,27	-0,04	0,25	-0,04

Die Grenzformänderungswerte der beiden Methoden sind gemäß Tabelle 5-4 miteinander vergleichbar. Die geringfügige Abweichung zwischen den Werten ist als Folge der unterschiedlichen Auswertekriterien zu betrachten. In der Literatur wird im Zuge von Harmonisierung der Auswertemethodik für die Bestimmung der Grenzformänderungskurve auf dieses Problem hingewiesen [96, 138]. Da der Unterschied zwischen den Grenzformänderungswerten der beiden Verfahren nicht groß ist, kann die Höchstlast-Methode zur Bestimmung der Grenzformänderungswerte von TWBs herangezogen werden.

Die Formänderungswerte der Probenformen N1 bis N7 für den 1mm dicken Grundwerkstoff (6181-T4), die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min sowie TWBs mit einem Vorschub von 10 m/min, sind in Abbildung 5-67 dargestellt. Die Rauten repräsentieren die Grenzwerte für den 1 mm dicken Grundwerkstoff nach der Höchstlast-Methode. Die Grenzformänderungswerte der TWBs sind durch die Rechtecke für die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min und durch die Dreiecke für die TWBs mit einem Vorschub von 10 m/min dargestellt. Wie auch beim Kerbzugversuch festgestellt, verformen sich die unterschiedlichen Probengeometrien nicht unter den für die jeweilige Probengeometrie charakteristischen Formänderungszustand. Die Probenform N1 repräsentiert den Formänderungszustand bei der biaxialen Zugbelastung. Im Vergleich zu der Probe N1 des Grundwerkstoffes ist die Nebenformänderung bei den TWB-Proben sehr klein. Die TWB-Proben repräsentieren, wie auch beim Kerbzugversuch, eher den Bereich nahe zum ebenen Dehnungszustand. Daher ist ein Vergleich der

Formänderungsgrenzen von TWBs mit den Formänderungsgrenzen vom Grundwerkstoff nicht zulässig, da nicht die gleichen Dehnungszustände in den jeweiligen Probenformen bis zum Erreichen der Höchstlast bzw. bis zum Bruch vorliegen. Die Probenformen beim Nakazimaversuch wie auch beim Kerbzugversuch sind zum Prüfen von „homogenen“ Blechwerkstoffen entwickelt. Da die Besonderheit von TWBs in den Versuchen nicht berücksichtigt wird, sind diese vorhandenen Verfahren zur Beurteilung der Umformbarkeit von TWBs nur bedingt geeignet. Entsprechend zeigte Cayssials in [136], dass aus der Grenzformänderungskurve des dünneren Grundwerkstoffes nicht die Formänderungsgrenze von TWBs vorhergesagt werden kann.

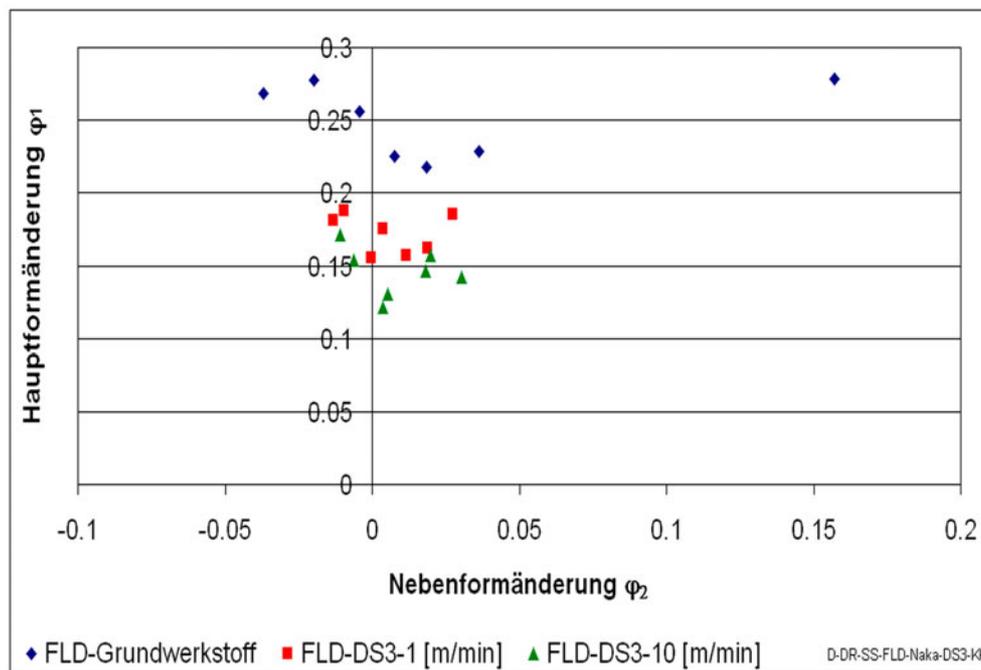


Abbildung 5-67: Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes sowie der TWBs aus der Legierung 6181-T4.

Das Formänderungsvermögen der TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min ist in etwa 15 % größer als das der TWBs mit einem Vorschub von 10 m/min. Dies wird mit dem größeren Bereich der schwächsten Zone bzw. der Wärmeeinflusszone bei den TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min erklärt.

In Abbildung 5-68 sind die Formänderungswerte der Probenformen N1 bis N7 für den 1mm dicken Grundwerkstoff der Legierung 5754-H22, die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min sowie die TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min, dargestellt.

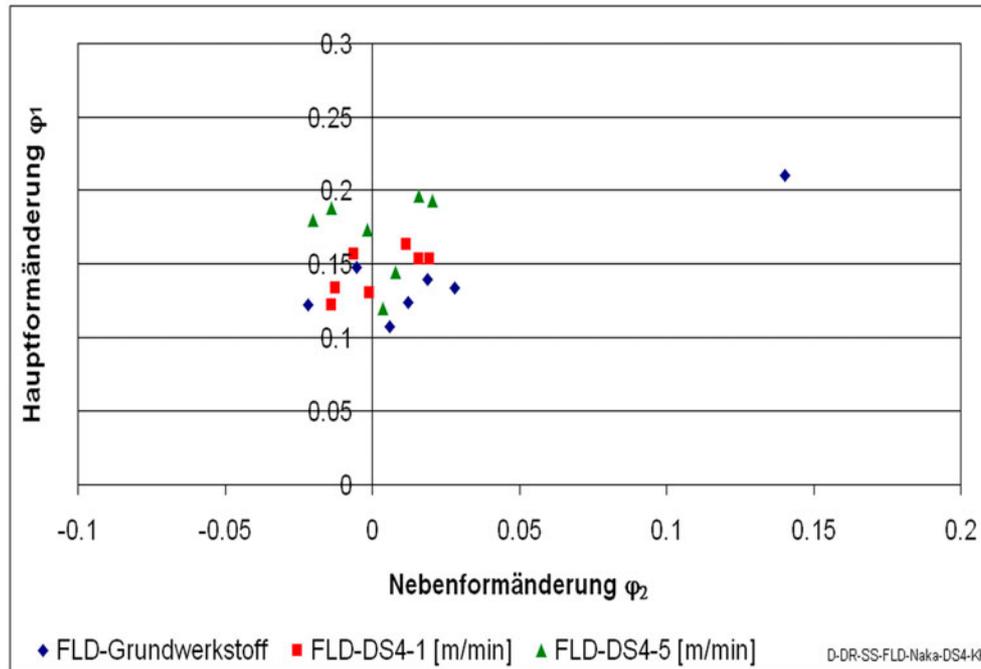


Abbildung 5-68: Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes sowie der TWBs aus der Legierung 5754.

Die Grenzwerte für den 1 mm dicken Grundwerkstoff werden durch die Rauten repräsentiert. Die Grenzformänderungswerte der TWBs sind durch die Rechtecke für die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min und durch die Dreiecke für die TWBs mit einem Vorschub von 5 m/min dargestellt. Die Behinderung der Querdehnung durch die stetig steigende Materialdicke im Bereich der Schweißnaht bewirkt, wie zu vor bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 erläutert, für die unterschiedlichen Probenformen fast den gleichen Formänderungszustand nahe dem ebenen Dehnungszustand. Die Formänderungsgrenzen der TWBs sind miteinander vergleichbar. Die Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min zeigen ein geringfügig höheres Umformvermögen gegenüber den Schweißnähten mit einem Vorschub von 1 m/min. Dieser Unterschied wurde auch bei den Grenzformänderungsschaubildern mit dem Kerbzugversuch und dem Querkzugversuch beobachtet und wird mit der nicht vorhandenen Wärmeeinflusszone bei der Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min erklärt.

5.3.3 Zusammenfassung der Ergebnisse

Mit dem Kerbzugversuch wird grundsätzlich die linke Seite des Grenzformänderungsdiagramms (der Bereich zwischen dem ebenen Dehnungszustand und dem einachsigen Zug) beschrieben. Dies trifft für TWB-Proben nicht zu, da die kleinste Querschnittsfläche sich nicht an der Stelle der kleinsten Probenbreite befindet. Aufgrund des Dickenunterschiedes und der

stetigen Dickenänderung im Bereich der Schweißnaht befindet sich die kleinste Querschnittsfläche im Übergangsbereich Schweißnaht zum 1 mm dicken Grundwerkstoff. Der Abstand zur Mitte der Probe beträgt etwa 6,5 mm.

Die verschiedenen Probenformen erfahren nahezu den gleichen Formänderungszustand, da unabhängig vom Kerbradius die Dehnungskonzentration in allen Proben fast an der gleichen Stelle stattfindet. Die Lage des Bruches bei den Kerbzugproben befindet sich parallel zur Schweißnaht auf der Advancing-Seite im dünneren Werkstoff. Bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 erfolgt der Bruch unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit auf der Advancing-Seite in der Wärmeeinflusszone.

Das Umformvermögen der TWBs aus der Legierung 6181-T4 mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min entspricht beim Kerbzugversuch etwa dem des Grundwerkstoffes. Ein Vergleich zwischen den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten zeigt, dass der Vorschub von 1 m/min zu einer 30 % höheren Formänderungsgrenze führt. Dies ist jedoch mit den verschiedenen Umformzuständen aufgrund der unterschiedlichen Bruchlagen zu erklären.

Die TWBs aus der Legierung 5754-H22 mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min und einem Vorschub von 5 m/min zeigen gemäß Abbildung 5-61 vergleichbare Hauptformänderungen φ_1 . Die Proben mit einem Vorschub von 1 m/min erfahren eine etwas höhere Querkontraktion und zeigen dadurch höhere Nebenformänderungen als die Proben mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min. Der Vorschub von 5 m/min führt insgesamt zu einer 8 % höheren Hauptformänderung φ_1 .

Da die verschiedenen Probenformen nahezu den gleichen Formänderungszustand erfahren, ist die gewünschte Aussagefähigkeit des Kerbzugversuches wie es für Blechwerkstoffe der Fall ist bei TWB-Proben nicht gegeben.

Auch beim Nakazimaversuch konnte festgestellt werden, dass unabhängig von der Probengeometrie die Proben nahe dem Bereich des ebenen Dehnungszustandes belastet werden. Die Auswertung des Nakazimaversuches stellt eine Besonderheit der Arbeit dar, da die von der IDDRG vorgeschlagene Methode zur Bestimmung des Beginns der Einschnürung aufgrund der inhomogenen Dehnungsverteilung bei TWBs nicht zuverlässig angewandt werden kann. Daher erfolgt die Bestimmung der Grenzformänderungen im Rahmen dieser Arbeit nach dem Höchstlastkriterium (Höchstlast-Methode).

Ausgehend von der Annahme, dass das IDDRG-Verfahren für die Bestimmung der Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes eingesetzt werden kann, konnte die Höchstlast-Methode durch den Vergleich mit dem IDDRG-Verfahren validiert werden. Der Vergleich bei-

der Verfahren zeigte eine gute Übereinstimmung der Grenzformänderungswerte für den Grundwerkstoff.

Das Grenzformänderungsdiagramm aus dem Nakazimaversuch zeigte eine um etwa 15 % höhere Umformgrenze für die Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min gegenüber den TWBs mit einem Vorschub von 10 m/min.

Bei den TWBs aus der Legierung 5754-H22 zeigen die Schweißnähte mit einer Schweißgeschwindigkeit von 5 m/min ein um 15 % höheres Umformvermögen als die TWBs mit einem Vorschub von 1 m/min.

5.4 Tiefziehversuche

Die TWBs konnten in einem komplexen Bauteil [98] ohne das Auftreten von Bodenreißern, Zargenrissen oder Falten tiefgezogen werden. Es stellte sich heraus, dass die verfahrensbedingten Einflussfaktoren beim Tiefziehen [2, 20, 40, 79, 89, 139-142], wie z.B. die Form und Lage des Zuschnittes zwischen den Niederhaltern, die Niederhalterkraft, etc., einen sehr großen Einfluss auf die Ergebnisse ausübten. Insbesondere das für Lasernähte optimierte Tiefziehwerkzeug stellt eine zusätzliche Einflussgröße auf die Tiefziehhöhe dar, da teilweise die Niederhalterkraft im Bereich der FSW-Schweißnaht nicht bzw. nicht ausreichend übertragen werden konnte. Die Form des Zuschnittes der Platine und damit das unterschiedliche Fließen der Werkstoffe beim Tiefziehprozess hat einen sehr großen Einfluss auf die erreichbare Tiefziehhöhe des Bauteils. Diese wurde experimentell bestimmt und soweit wie möglich optimiert.

Die beim Tiefziehen typischen Fehlerarten [2, 20, 40, 79, 89, 139-142] sind in Abbildung 5-69 dargestellt. Bei einer nicht ausreichenden Niederhalterkraft ist Faltenbildung, gemäß Abbildung 5-69-A, im Bereich der Niederhalter die Folge. Ein falscher Zuschnitt führt während der Tiefziehoperation zum vorzeitigen Reißen der Form siehe Abbildung 5-69-B.

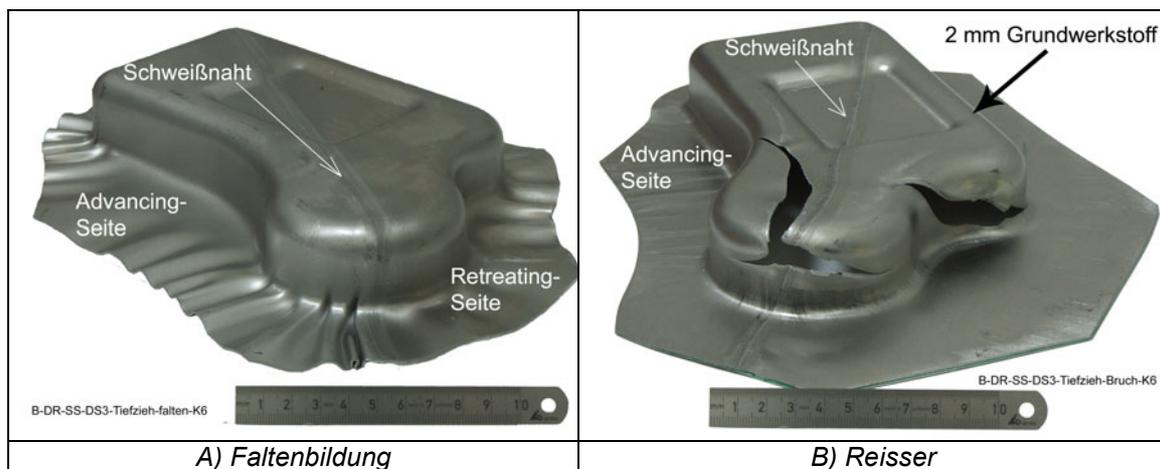


Abbildung 5-69: Versagensarten beim Tiefziehversuch.

Die Anpassung des Zuschnittes verbessert das Tiefziehergebnis gemäß Abbildung 5-70 erheblich. Der Reißen auf der Retreating-Seite wurde durch die falsche Lage bzw. Position der Platine im Niederhalter verursacht.



Abbildung 5-70: Bruch im Grundwerkstoff mit einer Blechdicke von 2 mm.

Da das Tiefziehwerkzeug für lasergeschweißte TWBs konstruiert wurde, konnte die kontinuierlich steigende Schweißnahtdicke beim Tiefziehen nicht optimal im Bereich der Niederhalter belastet werden. Die Position des Zuschnittes im Niederhalter beeinflusst zusätzlich das Tiefziehergebnis, da das Nachfließen des Materials unbeabsichtigt beeinflusst wird.

Die optimale Anordnung des Zuschnittes im Niederhalter ermöglicht gemäß Abbildung 5-71 ein erfolgreiches Tiefziehen ohne das Auftreten von Reißern oder Falten.

Der Einfluss der vorgenannten Faktoren auf die Tiefziehhöhe ist wesentlich höher als die der unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten. Daher wurden ausschließlich die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min tiefgezogen.

Die lokale Formänderung auf der Oberfläche des tiefgezogenen Produktes wird, wie im Abschnitt 5.4.7 beschrieben entsprechend der Literatur [124, 125], aus der Verschiebung des Punktrasters ermittelt. Wie aus der Abbildung 5-71 ersichtlich, fehlt das Punktraster im Bereich der Umformzone auf der Seite des 40-mm-Radius. Daher können die Formänderungen für diese Zone nicht berechnet werden.

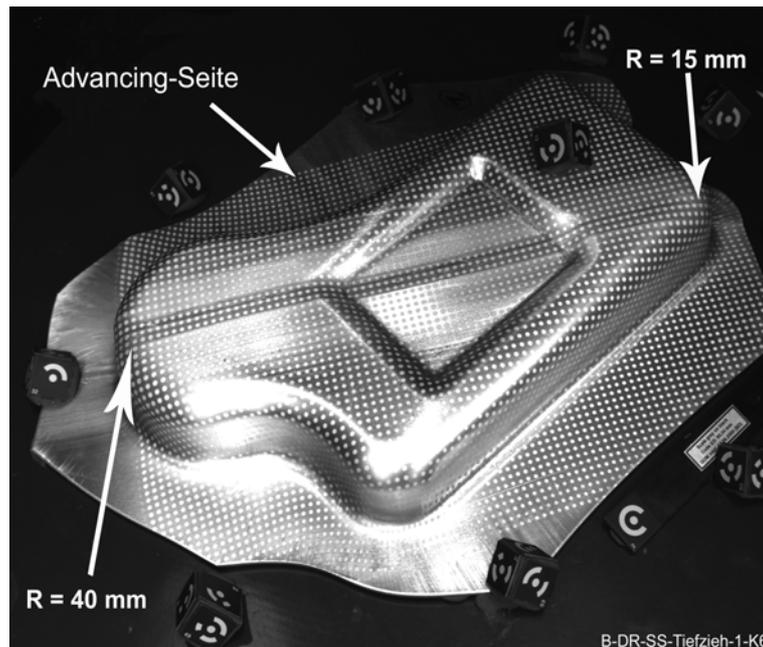


Abbildung 5-71: Fehlerfreies Tiefziehprodukt mit aufgetragenem Punktraster und Referenzpunkten für die Verformungsmessung.

Aufgrund der diagonalen Anordnung der Schweißnaht im Bereich der Radien $R = 40 \text{ mm}$ und $R = 15 \text{ mm}$ in der Tiefziehform, vgl. Abbildung 5-71, wandert die Naht im Bereich der Radien in Richtung des Grundwerkstoffes mit der Blechdicke von 2 mm . Die Schweißnaht wird im Bereich des Flansches durch Zugspannungen, die in radialer Richtung wirken, gestreckt und durch Druckspannungen, die in tangentialer Richtung wirken, gestaucht [123]. Die maximale Druckspannung erfährt die Naht im Bereich des Überganges vom Flansch zur Zarge. Die Schweißnahtbreite am Einlauf der Ziehringrundung beträgt etwa 65% der unverformten Schweißnahtbreite im Bereich des 40-mm -Radius der Matrize (siehe Abbildung 5-72-A). Im Bereich der Zarge nimmt die Schweißnahtbreite aufgrund der in tangentialer Richtung wirkenden Zugspannung kontinuierlich zu, so dass zum Bodenrand die Schweißnahtbreite nahezu der Breite der Schweißnaht vor der Verformung entspricht.

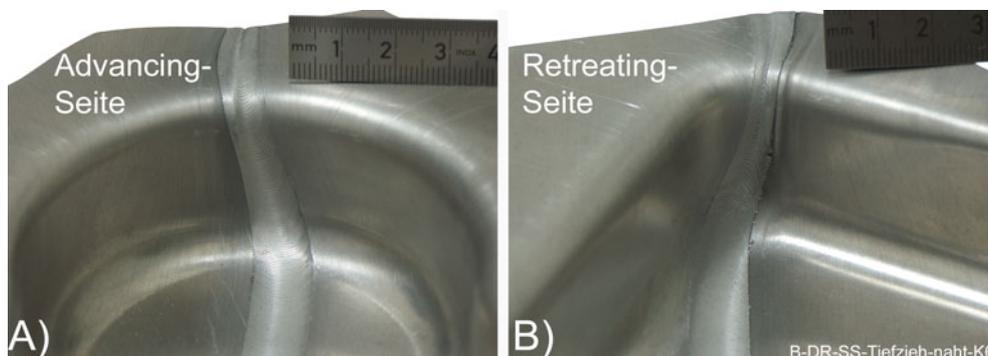


Abbildung 5-72: Wanderung der Schweißnaht zur Retreating-Seite, A) im Bereich des 40-mm -Radius, B) im Bereich des 15-mm -Radius

Im Bereich des 15-mm -Radius der Matrize beträgt die Schweißnahtbreite am Einlauf der Ziehringrundung gemäß Abbildung 5-72-B etwa 5 mm und entspricht damit etwa 41% der

unverformten Breite der Schweißnaht von 12 mm. Die nicht ausreichende Berücksichtigung der stetig steigenden Schweißnahtdicke im Tiefziehwerkzeug führt auf der Advancing-Seite, wie in Abbildung 5-72-B dargestellt, zur Faltenbildung.

Bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 konnte eine maximale Tiefziehhöhe von 35 mm erreicht werden. Die maximale Formänderung wurde im 1 mm dicken Grundwerkstoff im Bereich des Radius R10 (siehe Abbildung 5.9) mit $\varphi_1 = 0,8$ und $\varphi_2 = -0,83$ festgestellt. Das Formänderungsschaubild des tiefgezogenen Produktes für die TWBs aus der Legierung 6181-T4 ist in Abbildung 5-73 abgebildet, der maßgebende Formändungszustand ist die reine Tiefziehbeanspruchung, da die lokale Dehnungskonzentration unter diesem Umformzustand stattfindet.

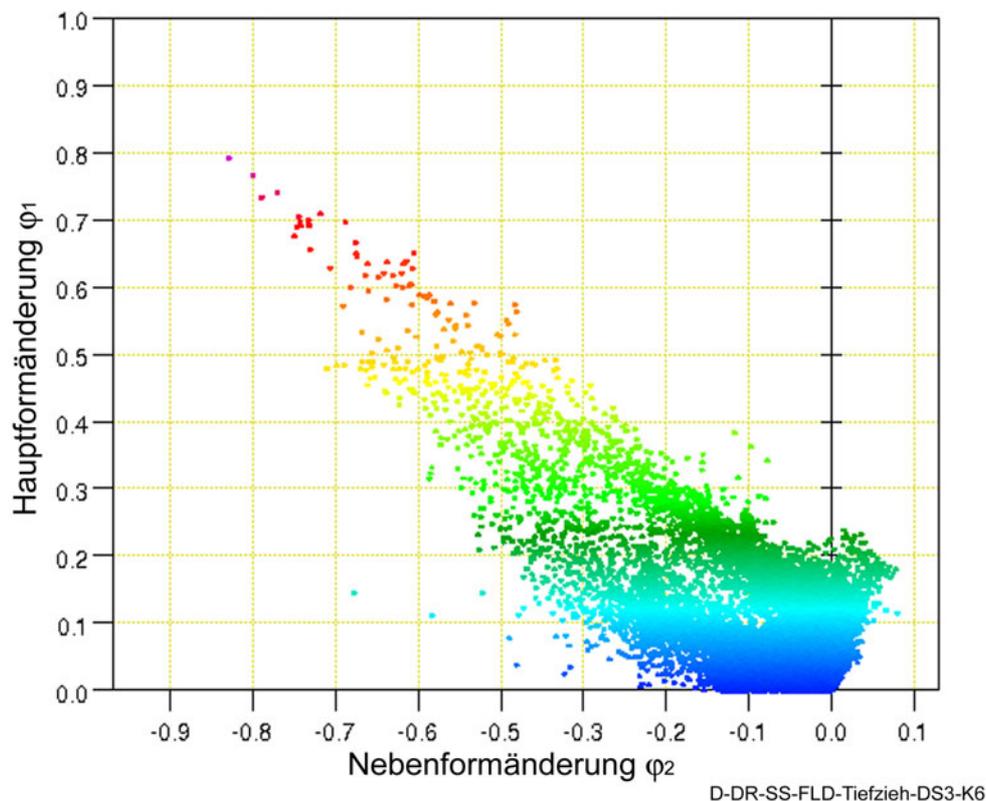


Abbildung 5-73: Formänderungsschaubild des tiefgezogenen Produktes.

Die Schweißnaht erfährt aufgrund der diagonalen Lage im Zuschnitt die verschiedenen Umformzustände, die teilweise das gleiche Volumenelement nacheinander belasten. Die Haupt- und Nebenformänderung entlang der Schweißnaht ist in Abbildung 5-74 abgebildet.

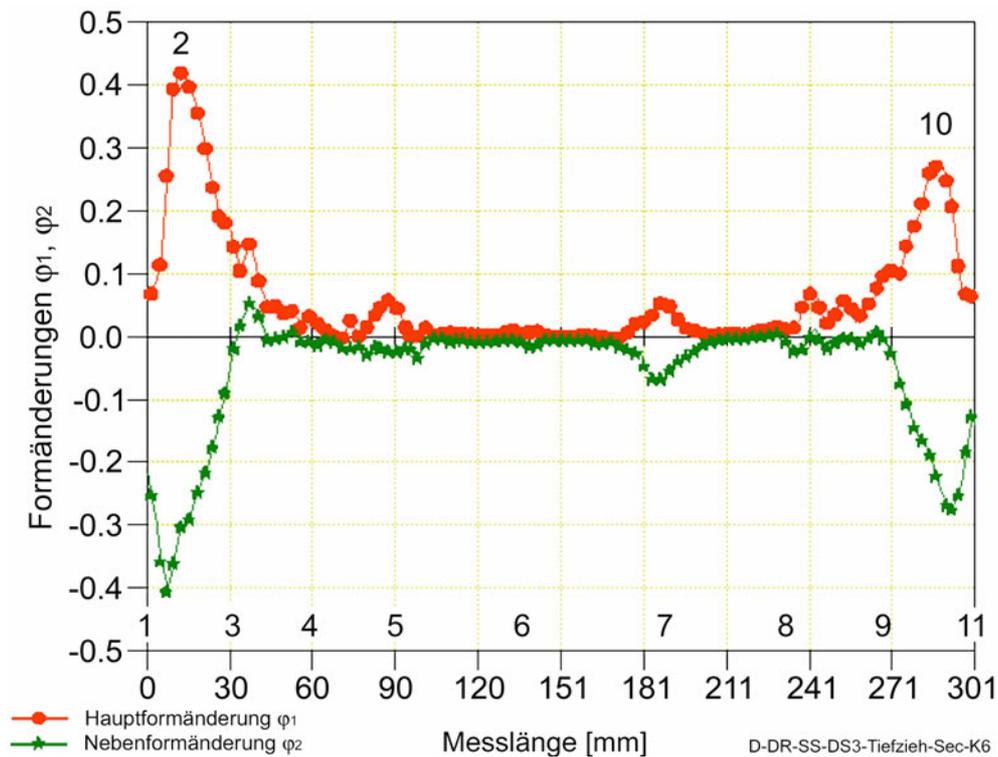


Abbildung 5-74: Haupt- und Nebenformänderung entlang der Schweißnaht.

Die in Abbildung 5-74 dargestellten Ziffern geben die unterschiedlichen Positionen auf der Schweißnaht gemäß Abbildung 5-75 wieder. Dadurch ist die Zuordnung der Formänderungen in Abbildung 5-74 zum realen Bauteil leichter möglich.

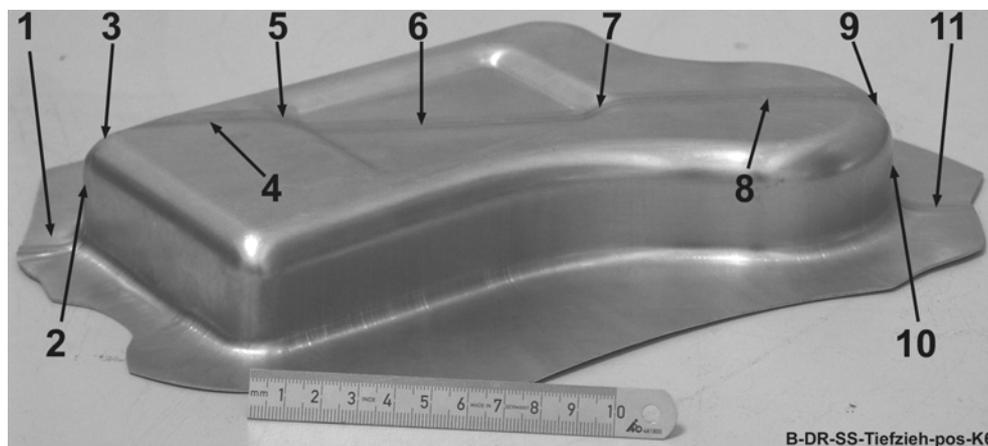


Abbildung 5-75: Tiefziehteil.

Ein Volumenelement der Schweißnaht im Bereich des Flansches im Niederhalter (Umformzone Position 1 in Abbildung 5-75) wird durch radial wirkende Spannungen gestreckt und in tangentialer Richtung gestaucht, damit ergibt sich eine Hauptformänderung von $\varphi_1 = 0,07$ (7,1 %) und eine Nebenformänderung von $\varphi_2 = -0,25$ (-22 %). In der Kraftübertragungszone (Position 2 in Abbildung 5-75) ergibt sich die maximale Belastung für die Schweißnaht mit $\varphi_1 = 0,42$ (52 %) und $\varphi_2 = -0,31$ (-26 %). In der Kräfteinleitungszone (Position 3 in Abbildung 5-75) herrscht etwa der ebene Dehnungszustand mit $\varphi_1 = 0,14$ (15 %) und $\varphi_2 = -0,02$

(-1,7 %). Im Boden des Tiefziehteils (Positionen 4, 6 und 8 in Abbildung 5-75) wird die Schweißnaht mit $\varphi_1 = 0,02$ (1,8 %) und $\varphi_2 = -0,01$ (-0,63 %) im Mittel kaum verformt. In Position 5 in Abbildung 5-75 erfährt die Schweißnaht eine Hauptformänderung von $\varphi_1 = 0,06$ (6,2 %) und eine Nebenformänderung von $\varphi_2 = -0,03$ (-2,7 %). Die Schweißnaht wird durch den Umformzustand des Tiefziehens mit $\varphi_1 = 0,05$ (5,5 %) und $\varphi_2 = -0,07$ (-6,5 %) im Bereich der Position 7 in Abbildung 5-75 verformt. Die Positionen 9, 10 und 11 in Abbildung 5-75 stellen den Bereich mit dem 40-mm-Radius des Tiefziehwerkzeuges dar. Aufgrund des größeren Radius sind die Zug- und Druckspannungen auf die Schweißnaht geringer als für den Bereich mit dem 15-mm-Radius der Positionen 1, 2 und 3. In Position 9 wird die Schweißnaht mit $\varphi_1 = 0,11$ (11 %) und $\varphi_2 = -0,03$ (-2,5 %) nahe dem ebenen Dehnungszustand belastet. In der Kraftübertragungszone (Position 10 in Abbildung 5-75) wird die Naht lokal um 31 % ($\varphi_1 = 0,22$) gestreckt und um 20 % ($\varphi_2 = 0,22$) gestaucht. Die Hauptformänderung im Bereich der Umformzone (Position 11 in Abbildung 5-75) ist mit $\varphi_1 = 0,07$ (7,6 %) etwa gleich groß wie im Bereich der Position 1. Die Nebenformänderung $\varphi_2 = -0,14$ (-13 %) der Position 11 in Abbildung 5-75 ist aufgrund des größeren Radius deutlich kleiner als in Position 1.

Das Formänderungsschaubild für die TWBs aus der Legierung 5754-H22 zeigt in Abbildung 5-76 die nach dem Tiefziehen ermittelten logarithmischen Haupt- und Nebenformänderungen. Aus dem Formänderungsschaubild ist ersichtlich, dass unterschiedliche Formänderungszustände an den verschiedenen Stellen des Tiefziehteils wirken.

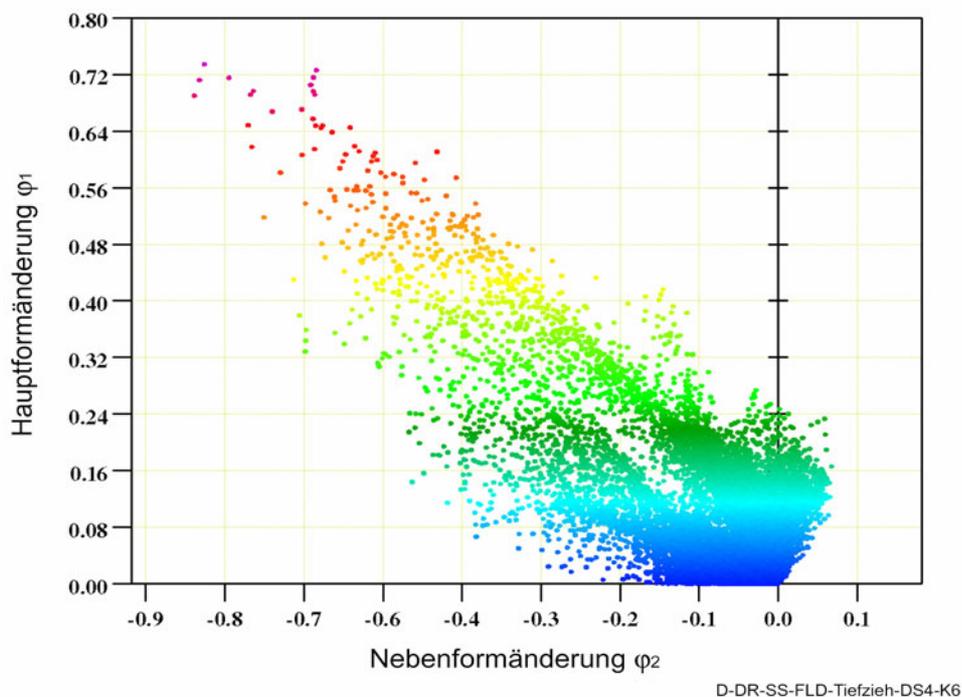


Abbildung 5-76: Formänderungsschaubild des Tiefziehteils aus der Legierung 5754-H22.

Im Bereich des Bodens des Tiefziehteils werden die Grundwerkstoffe sowie die Schweißnaht gemäß Abbildung 5-77 kaum belastet. Daher sind die Formänderungen in diesem Bereich

sehr klein. Die maximale Dehnungskonzentration findet mit $\varphi_1 = 0,73$ und $\varphi_2 = -0,85$ gemäß Abbildung 5-77 im 1 mm dicken Grundwerkstoff auf der Advancing-Seite im Bereich des 10-mm-Radius statt. Eine geringfügig veränderte Position des Zuschnittes im Tiefziehwerkzeug bewirkt eine Dehnungskonzentration im Bereich des 20-mm-Radius. Dies führt zum Versagen des 2 mm dicken Grundwerkstoffes (vgl. Abbildung 5-70).

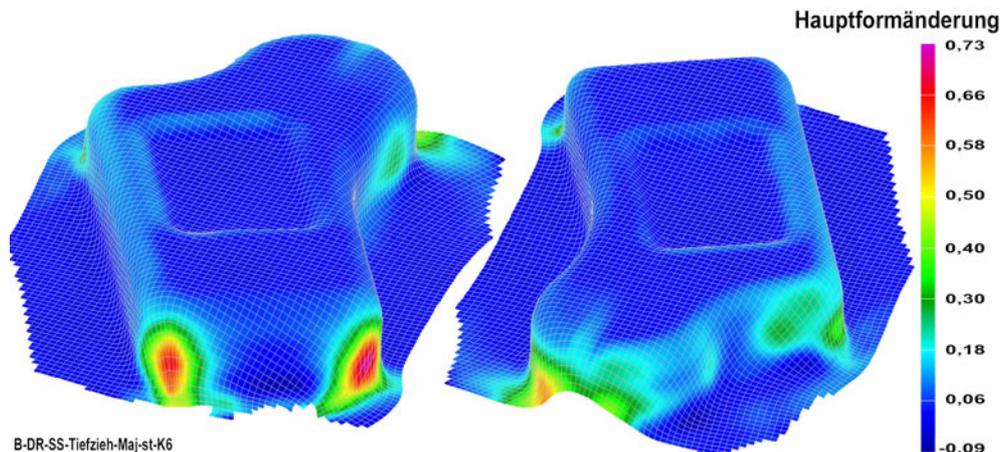


Abbildung 5-77: Flächendeckende Hauptformänderung φ_1 auf der Oberfläche des Produktes aus der Legierung 5754-H22

Die Haupt- und Nebenformänderungen entlang der Naht sind in Abbildung 5-78 dargestellt. Die in Abbildung 5-78 dargestellten Zahlen von 1 bis 10 stellen verschiedene Positionen gemäß Abbildung 5-75 dar. Aufgrund des fehlenden Kreisrasters in der Umformzone im Bereich des 40-mm-Radius sind keine Angaben zur Dehnungsverteilung der Position 11 in Abbildung 5-78 enthalten. Die Schweißnaht erfährt eine maximale Hauptformänderung von $\varphi_1 = 0,47$ und eine maximale Nebenformänderung von $\varphi_2 = -0,35$ im Bereich des 15-mm-Radius des Tiefziehbauteils (Position 2 in Abbildung 5-75).

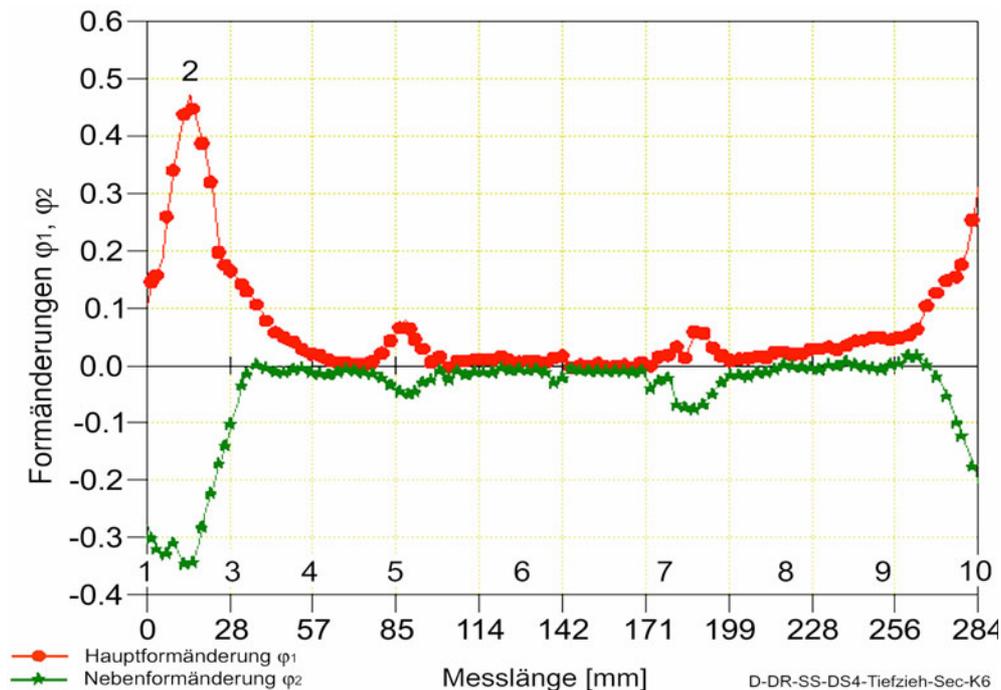


Abbildung 5-78: Haupt- und Nebenformänderungen entlang der Schweißnaht aus der Legierung 5754-H22.

Die Dehnungsverteilung in den verschiedenen Positionen entlang der Schweißnaht gemäß Abbildung 5-75 ist in Tabelle 5-5 aufgelistet.

Tabelle 5-5: Haupt- und Nebenformänderungen von bestimmten Positionen gemäß Abbildung 5-75 der Schweißnaht.

Position	Hauptformänderung		Nebenformänderung	
	ε_1 [%]	φ_1	ε_2 [%]	φ_2
1	16	0,15	-26	-0,30
2	60	0,47	-29	-0,35
3	15	0,14	-2,3	-0,02
4	2,1	0,02	-1,3	-0,01
5	5,1	0,05	-4,6	-0,05
6	0,76	0,01	-0,83	-0,01
7	6,1	0,06	-7,2	-0,07
8	2,9	0,03	-0,28	0,00
9	11	0,10	0,28	0,00
10	36	0,31	-19	-0,21

Mit der Ausnahme des biaxialen Zuges mit $\varphi_1 = \varphi_2$ erfährt die Schweißnaht in den unterschiedlichen Stellen des Tiefziehteils Dehnungszustände von dem ebenen Dehnungszustand mit $\varphi_1 > 0$ und $\varphi_2 = 0$ bis zum reinen Tiefziehens mit $\varphi_1 = -\varphi_2$

Auf einen Vergleich des Tiefziehversuches zum Grundwerkstoff wurde daher verzichtet, da durch die Nahtwanderung und das unterschiedliche Fließen der Werkstoffe bei TWBs ein direkter Vergleich nicht möglich ist.

5.4.1 Zusammenfassung der Ergebnisse

Mit dem Tiefziehversuch konnte das Umformen der TWBs in einer komplexen Form untersucht werden. Die Schweißnaht erfährt partiell unterschiedliche Umformzustände, die teilweise nacheinander auf das gleiche Volumenelement wirken. Die Umformversuche zeigten, dass die verfahrensbedingten Einflussfaktoren beim Tiefziehen, wie z.B. die Form und Lage des Zuschnittes zwischen den Niederhaltern, die Niederhalterkraft, etc. einen sehr großen Einfluss auf die Ergebnisse ausüben. Insbesondere das für Lasernähte optimierte Tiefziehwerkzeug stellt eine zusätzliche Einflussgröße auf die Tiefziehhöhe dar, da teilweise die Niederhalterkraft im Bereich der FSW-Schweißnaht nicht bzw. nicht ausreichend übertragen werden konnte. Aufgrund des quantitativ nicht erfassbaren Einflusses der Randbedingungen des Tiefziehversuches auf dessen Ergebnis wurden ausschließlich die TWBs mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min tief gezogen. Es konnte eine maximale Tiefziehhöhe von 35 mm bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 und 38 mm bei den TWBs aus der Legierung 5754-H22 erreicht werden.

Die Dehnungskonzentration nach dem Tiefziehen konnte für die tiefgezogenen TWBs mit Hilfe optischen Messmethoden flächendeckend nachgewiesen und quantifiziert werden. Die maximale Dehnungskonzentration bei den TWBs aus der Legierung 6181-T4 findet mit $\varphi_1 = 0,8$ und $\varphi_2 = -0,83$ im Bereich des Radius R10 im 1 mm dicken Grundwerkstoff statt. In der Kraftübertragungszone im Bereich des 15-mm-Radius ergibt sich eine maximale Belastung für die Naht mit $\varphi_1 = 0,42$ und $\varphi_2 = -0,31$ bzw. $\varepsilon_1 = 52\%$ und $\varepsilon_2 = -26\%$.

Bei den TWBs aus der Legierung 5754-H22 ist die maximale Dehnungskonzentration mit $\varphi_1 = 0,73$ und $\varphi_2 = -0,85$ im 1 mm dicken Grundwerkstoff auf der Advancing-Seite im Bereich des 10-mm-Radius festzustellen. Die Schweißnaht erfährt im Bereich des 15-mm-Radius des Tiefziehbauteils eine maximale Hauptformänderung von $\varphi_1 = 0,47$ und eine maximale Nebenformänderung von $\varphi_2 = -0,35$.

6 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass das FSW-Verfahren hinsichtlich der Schweißgeschwindigkeit, bei gleichzeitig höher wertiger Schweißnahtqualität, vergleichbar zu den Schmelzschweißverfahren ist. Dabei bleiben die mechanischen Eigenschaften der Schweißnähte bei den TWBs von den FSW-Schweißparametern nahezu unbeeinflusst. Damit stellt das FSW-Verfahren ein hohes Potential für die Herstellung von fehlerfreien TWBs mit einer reproduzierbaren Qualität aus Aluminium dar. Es wurden TWBs aus den Legierungen 5754-H22 und 6181-T4 in den Dickenkombinationen 1 mm zu 2 mm mit einer Schweißgeschwindigkeit von bis zu 10 m/min hergestellt und untersucht.

Der infolge des Schweißvorganges auftretende thermische Einfluss konnte auch bei den TWBs eindeutig nachgewiesen werden. Die Variation der Schweißparameter zeigte keinen signifikanten Einfluss auf die erreichbaren mechanischen Eigenschaften. Dies ist auf die Besonderheit von TWBs zurückzuführen, da sich die schwächste Stelle aufgrund des Dickenunterschiedes auf der Advancing-Seite (1 mm Blechdicke) befindet. Somit werden die mechanischen Eigenschaften der TWBs hauptsächlich durch den die unterschiedliche Materialdicken (geometrischer Einfluss) bestimmt.

Sofern die Schweißnahtfläche nicht durch Bindefehler, Schlauchporen etc. als Folge von nicht geeigneter Parameterkombination geschwächt ist, erfolgt der Bruch in der Wärmeeinflusszone im dünneren Werkstoff. Die Schweißnähte in der Legierung 5754-H22 mit einer Geschwindigkeit von 5 m/min stellen hier die Ausnahme dar, da der Temperaturzyklus bei diesen Schweißnähten nicht ausreicht, um die Kaltverfestigung des Werkstoffes aufzuheben.

Aufgrund der Kennwerte aus den Zugversuchen konnte ein etwas geringeres Umformvermögen für die TWBs erwartet werden. Dies wurde nur bedingt durch die Ergebnisse aus dem Kerbzug- und Nakazimaversuch bestätigt.

Das Umformvermögen der TWBs aus der Legierung 6181-T4 mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1 m/min entspricht beim Kerbzugversuch etwa dem des Grundwerkstoffes. Die TWBs aus der Legierung 6181-T4 zeigten ein geringeres Umformvermögen gegenüber dem des Grundwerkstoffes im Nakazimaversuch. Die Formänderungswerte aus dem Nakazimaversuch zeigten, dass das Umformverhalten der TWBs aus der Legierung 5754-H22 durch die Schweißnaht nicht beeinträchtigt wird.

Das Umformvermögen der TWBs wurde durch den Tiefziehversuch bei der Herstellung eines komplexen Tiefziehteils überprüft. Hierbei wurde festgestellt, dass die verfahrensbedingten Parameter des Tiefziehversuches eine wesentlich größere Rolle spielen als die Variation der Schweißparameter.

Aus der Bestimmung der Grenzformänderung für die TWBs mit dem Kerbzug- bzw. dem Nakazimaversuch kann nicht auf die maximal erreichbare Formänderung für die Schweißnaht beim Tiefziehen von TWBs geschlossen werden.

Zusammenfassend konnte bei den eingesetzten Prüfmethode an TWBs festgestellt werden, dass

- der Zugversuch quer zur Naht die Duktilität der schwächsten Stelle in der Probe nachweist,
- der Umformzustand im Querzugversuch zwischen dem einachsigen Zug und dem ebenen Dehnungszustand liegt,
- mit dem Zugversuch parallel zur Naht hauptsächlich die Duktilität der FSW-Naht getestet wird,
- die Ergebnisse, insbesondere die Dehnungswerte aus dem Zugversuch, bei der konventionellen Auswertung des Zugversuches nicht mit den Werten des Grundwerkstoffes verglichen werden können und
- die Nakazimaproben sowie die Kerbzugproben von geschweißten Proben im Bereich des ebenen Dehnungszustandes versagten.

Somit können Prüfverfahren zur Beurteilung der Umformbarkeit von homogenen Blechwerkstoffen nicht ohne weiteres auch für die Beurteilung der Umformbarkeit von TWBs angewandt werden, da die Verformungsverteilung der TWB-Proben unter Last gänzlich von der Verteilung der Verformung an Blechproben abweicht. Die für Blechwerkstoffe entwickelten Kriterien für die Auswertung der Versuche berücksichtigen die Besonderheit von TWBs nicht. Dies konnte am Beispiel des einachsigen Zugversuches demonstriert werden. Die Beschreibung der Umformbarkeit von TWBs durch die Kennwerte aus dem konventionell ausgewerteten Zugversuch ist insbesondere wegen der fehlenden Gleichmaßdehnung nicht möglich. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Verfahren entwickelt, welches es ermöglicht die Kennwerte aus dem einachsigen Zugversuch zur Beschreibung der Umformbarkeit heranziehen zu können. Das Besondere an dem hier entwickelten Verfahren besteht aus der Möglichkeit die Änderung der Querschnittsfläche von Flachzugproben beim Zugversuch lokal zu bestimmen. Die Bestimmung der Querschnittsfläche in den unterschiedlichen Messlinien gestattet die Ermittlung der aktuellen Spannung in den jeweiligen Messlinien.

Die Anwendung des optischen Messsystems zur Verformungsanalyse konnte erstmals verdeutlichen, wie sich die nicht gleichmäßige Formänderung im Zugversuch an Querzug- und Längszugproben von mit FSW geschweißten Aluminium TWBs auswirkt.

Die Streckziehbarkeit von mit FSW geschweißten TWBs wurde erstmals in dieser Arbeit in der vorliegenden umfassenden Form analysiert. Ebenso die Erkenntnis, dass bei der Prü-

fung von TWBs im Nakazimaversuch sowie im Kerbzugversuch der maßgebende Formänderungszustand, nahezu unabhängig von der Probengeometrie, sich in der Nähe des ebenen Dehnungszustandes befindet. Somit können für künftige Untersuchungen eine geringere Anzahl von Proben für die Beschreibung des Grenzformänderungsschaubildes eingesetzt werden.

Die von der IDDRG (International Deep Drawing Research Group) vorgestellte Methode zur Bestimmung der Grenzformänderungskurve bei der Anwendung von optischen Messsystemen zur Bestimmung der lokalen Formänderung, konnte für die TWB Proben nicht sinnvoll eingesetzt werden. Der Beginn der Einschnürung wird aufgrund der inhomogenen Dehnungsverteilung bei den getesteten TWB-Proben nicht richtig festgestellt. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit eine eigene Methode basierend auf dem Höchstlastkriterium analog zum Zugversuch entwickelt und eingesetzt. Beide Methoden wurden durch die Bestimmung von Grenzformänderungskurven der getesteten Grundwerkstoffproben miteinander verglichen und zeigten ähnliche Werte für die Grenzformänderungskurve im Grundwerkstoff. Anschließend konnte die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methode zur Bestimmung der Grenzformänderungskurven von TWB-Proben eingesetzt werden.

7 Schlussfolgerung

Die wesentlichen Erkenntnisse aus der durchgeführten Studie können auf die Bereiche Füge-
getechnologie, Werkstoffkunde und Umformtechnik aufgeteilt werden, die sich weiter in wis-
senschaftliche und technologische Beiträge untergliedern lassen. Darüber hinaus beinhaltet
diese Arbeit für die Industrie relevante Aspekte aus den vorgenannten Bereichen.

Auf dem Gebiet der Füge-
getechnologie konnte aus wissenschaftlicher Sicht nachgewiesen
werden, dass qualitativ hochwertige Aluminium-TWBs mit unterschiedlichen Streckenener-
gien hergestellt werden können. Dabei zeigte sich die Schweißgeschwindigkeit als der
Hauptinflussfaktor auf dem Wärmehaushalt beim Schweißen. Die Attraktivität des Verfah-
rens für die Industrie konnte durch die hohen Schweißgeschwindigkeiten erhöht werden. Die
erreichbaren Schweißgeschwindigkeiten sind, bei überlegener Schweißnahtqualität,
vergleichbar mit den Geschwindigkeiten von Schmelzschweißverfahren. Der Gütegrad der
Schweißverbindungen bleibt trotz des sehr weiten Schweißparameterfensters unverändert.

Mit der Methode zur Bestimmung der lokalen Eigenschaften konnte ein Instrument zur Cha-
rakterisierung von Proben mit geometrischer und/oder struktureller Inhomogenität insbeson-
dere von mit FSW hergestellten TWBs im Rahmen dieser Arbeit entwickelt werden. Damit ist
ein quantitativer Vergleich der mechanischen Eigenschaften aus dem Zugversuch zwischen
TWBs und dem Grundwerkstoff möglich. Dies konnte mit dem im Rahmen dieser Arbeit ent-
wickelten Verfahren unter der Anwendung der berührungslosen Methode zur experimentel-
len Bestimmung der aktuellen Querschnittsfläche realisiert werden.

Die Untersuchungen zur Bewertung der Umformbarkeit der TWBs zeigten, dass unabhängig
von der Geometrie der Probenform für die Streckziehversuche, der maßgebende Belas-
tungszustand für die TWBs nahe dem ebenen Dehnungszustand lag. Dies konnte auf die
unterschiedlichen Blechdicken zurückgeführt werden. Somit führt die Anwendung von her-
kömmlichen Prüfverfahren auf TWBs nicht zum gleichen Ergebnis wie bei der Prüfung von
homogenen Blechwerkstoffen. Ebenso können die für homogene Blechwerkstoffen gültigen
Kriterien bei der Auswertung der Versuche auf die TWBs nicht übertragen werden. Daher
wurde im Rahmen dieser Arbeit eine eigenständige Auswerteprozedur basierend auf dem
Höchstlastkriterium analog zum Zugversuch entwickelt und eingesetzt.

Beim Tiefziehen der TWB-Proben konnte nachgewiesen werden, dass die verfahrensbeding-
ten Randbedingungen das Umformergebnis wesentlich mehr beeinflussen als die Variation
der Schweißparameter.

Die hohe Produktivität des Schweißverfahrens sowie die Möglichkeit der Herstellung von
fehlerfreien TWBs aus Aluminium stellen die für die Industrie relevanten Beiträge dieser Ar-
beit dar.

8 Ausblick

Mit dem Reibrührschweißen steht der Industrie ein zuverlässiges, kostengünstiges und umweltfreundliches Schweißverfahren zur Verfügung. Damit wurde ein Beitrag zum erfolgreichen Schweißen von Aluminium und seiner Legierungen geleistet. Das als eher langsam geltende Schweißverfahren zeigte spätestens mit dieser Arbeit, dass nicht nur die Qualität der Schweißnähte hervorragend ist, sondern auch die Schweißgeschwindigkeiten mit den Schweißgeschwindigkeiten konventioneller Schmelzschweißverfahren konkurrierbar sind. Es besteht weiterer Forschungs- und Entwicklungsbedarf für den Sektor des Aluminium Tailored Blanking, um sowohl das Verständnis für die Herstellung als auch für das Umformen der Tailored Blanks zu erhöhen.

Das Fügen von Aluminium mit dem Reibrührschweißverfahren verfügt noch über Potential zur Steigerung der möglichen Schweißgeschwindigkeit. Hier ist zum einen eine weitere Entwicklung des Schweißwerkzeuges erforderlich, um die Gratbildung reduzieren zu können. Desweiteren sind höhere Schweißgeschwindigkeiten für industrierelevante Legierungen zu etablieren.

Die mathematische Beschreibung der Streckenenergie für das Schweißverfahren muss weiterentwickelt werden, da die derzeit vorhandenen Ansätze den Einfluss der einzelnen Parameter auf die Streckenenergie nicht hinreichend genau behandeln. Insbesondere fehlt ein mathematisches Modell für die Simulation des Schweißens von TWBs und damit auch eine hinreichend genaue mathematische Beschreibung der Korrelation der einzelnen FSW-Parameter miteinander.

Konventionelle Prüfverfahren, die für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften homogener Werkstoffe entwickelt wurden, können nicht ohne weiteres für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von TWBs herangezogen werden. Insbesondere konnte dies durch den Einsatz von Prüfverfahren zur Beschreibung der Grenzformänderung demonstriert werden. Somit ergibt sich hier ein Bedarf Prüfverfahren zu entwickeln, welche die Besonderheiten von TWBs berücksichtigen, so dass ein quantitativer Vergleich zum Grundwerkstoff möglich ist.

Die Auswertung der konventionellen Prüfverfahren bzw. die für Blechwerkstoffe gültigen Begriffe müssen für die TWBs neu definiert werden. Hierzu wird als Beispiel die Einschnürung bzw. die fehlende gleichmäßige Formänderung im einachsigen Zugversuch genannt. Die Verwendung der bestehenden Begriffe führt zum Vergleich von Werten, die aufgrund der unterschiedlichen Umformzustände nicht miteinander verglichen werden können.

Das Umformen von Blechwerkstoffen kann durch kommerziell verfügbare Programme simuliert werden. Die Simulationsberechnung kann unter anderem eingesetzt werden, um die

Aluminium spezifischen Anforderungen bei der Herstellung der Tiefziehformen im Vorfeld zu berücksichtigen. Entsprechend besteht hier ein Bedarf Umformwerkzeuge unter der Berücksichtigung der TWB Besonderheiten zu produzieren. Somit sind Modelle erforderlich, die das Umformverhalten von mit FSW hergestellten TWBs beschreiben können. Ferner sollte die Auslegung der Tiefziehwerkzeuge bzw. die Ermittlung der optimalen Form des Zuschnittes durch eine Simulationsberechnung ermittelt werden.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Anwendungsbeispiele für TWBs [41].....	9
Abbildung 2-2: FSW-Werkzeug [74, 75].....	15
Abbildung 2-3:FSW-Verfahrensablauf [73].....	16
Abbildung 2-4: FSW-Parameterdefinition [75].....	16
Abbildung 2-5: Gefüge der FSW-Naht.....	17
Abbildung 2-6: Unterteilung des Umformprozesses in einzelne Umformarten [77].....	19
Abbildung 2-7: Schematische Darstellung einer Zugprobe [20].....	22
Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Formänderung des Kreismusters [20, 86].....	24
Abbildung 2-9: Verfahren zur Bestimmung von FLD's [79].....	25
Abbildung 2-10: Darstellung der Blechproben nach Hasek [82].....	27
Abbildung 2-11: Das mit dem Hasek-Verfahren erstellte FLD [82].....	27
Abbildung 2-12: Darstellung von gekerbten Zugproben [79, 82, 83].....	28
Abbildung 2-13: Schematische Darstellung des Blechhalters für TWBs [76].....	29
Abbildung 2-14 Materialfluß normal zur Schweißnaht [97].....	29
Abbildung 2-15: Ablauf des Umformprozesses [90].....	30
Abbildung 3-1: Vorgehensweise und Strategie.....	32
Abbildung 4-1: Aushärtungspotential versus Tiefziehvermögen [102].....	35
Abbildung 4-2: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung 6181-T4 in 1 mm Blechdicke.....	37
Abbildung 4-3: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung 5754-H22 in 1 mm Blechdicke.....	37
Abbildung 4-4: Werkzeuge zur Herstellung der Schweißnähte.....	39
Abbildung 4-5: Messstellen für die Temperaturmessung.....	43
Abbildung 4-6: Anordnung der Thermoelemente in der Stahlunterlage.....	44
Abbildung 4-7:Sichtbare Fehlerarten bei FSW-Schweißnähten.....	45
Abbildung 4-8: A) Prinzip der Dreipunktbiegung; B) Anwendung der Dreipunktbiegung an TWB.....	46
Abbildung 4-9: Guided Bending-Biegeversuch.....	46
Abbildung 4-10: Schlauchporen in einer FSW-Naht.....	47
Abbildung 4-11: Abmessungen der Zugproben.....	47
Abbildung 4-12: Bruchlagen im Querzugversuch.....	48

Abbildung 4-13: A) Oberfläche der Probe für die optische Messmethode, B) Aufbau der verwandten Messverfahren	52
Abbildung 4-14: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven beim optischen und konventionellen Messverfahren	52
Abbildung 4-15: Darstellung der Facetten auf der Zugprobe	53
Abbildung 4-16: Darstellung der berechneten und gemessenen Querschnittsfläche der Probe in den jeweiligen Messbereichen	54
Abbildung 4-17: Vergleich der gemessenen Probendicke und der gerechneten Probendicke nach der Verformung	55
Abbildung 4-18: Abnahme der Querschnittsfläche in den Messlinien in Abhängigkeit der Belastungsstufen	55
Abbildung 4-19: Spannungs-Dehnungs-Kurven für unterschiedliche Messreihen.....	56
Abbildung 4-20: Maximale Spannungen und Dehnungen.....	57
Abbildung 4-21: Nakazima-Prüfvorrichtung	58
Abbildung 4-22: Beanspruchungszustände beim Tiefziehprozess.....	60
Abbildung 4-23: A) Abmessungen des Tiefziehwerkzeuges; B) Zuschnitt für die TWBs.....	60
Abbildung 4-24: Tiefziehwerkzeug	61
Abbildung 5-1: Gemessene resultierende Kräfte während des Schweißens.....	63
Abbildung 5-2: Einfluss der Schweißparameter auf die Kräfte in der Schweißebene.....	64
Abbildung 5-3: Einfluss von Schweißparametern auf die Kräfte in der Ebene	65
Abbildung 5-4: Einfluss der Schweißparameter auf die Maximaltemperatur	66
Abbildung 5-5: Einfluss der Schweißparameter auf die Maximaltemperatur	68
Abbildung 5-6: Querschliff von Schweißnähten mit dem Werkzeugtyp A und B	68
Abbildung 5-7: Endloch der unterschiedlichen Stiftdurchmesser	69
Abbildung 5-8: Abstand der Rillen in Abhängigkeit der Drehzahl und Schweißgeschwindigkeit	70
Abbildung 5-9: Makroschliff von Schweißnähten; A) Vorschub = 1 m/min; B) Vorschub von 10 m/min.....	71
Abbildung 5-10: Fläche der Rührzone in Abhängigkeit der Schweißparameter	71
Abbildung 5-11: Mikrostruktur der Grundwerkstoffe quer zur Walzrichtung; A) Blechdicke=1mm; B) Blechdicke=2mm	72
Abbildung 5-12: Mikrostruktur in der Rührzone der Schweißnähte; A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min; B) TWB mit einem Vorschub von 10 m/min.....	73
Abbildung 5-13: Korngröße in der Mitte der Rührzone in Abhängigkeit der Schweißparameter.....	73
Abbildung 5-14: Mechanischen Eigenschaften bei unterschiedlichen Streckenenergien von 26 J/mm bis 55 J/mm A) Mechanischen Eigenschaften Streckenenergie.....	75

Abbildung 5-15: Mechanischen Eigenschaften bei Streckenenergien von 25 J/mm und 39 J/mm	75
Abbildung 5-16: Verfestigungsexponent und Streckenenergie in Abhängigkeit der Schweißparameter	76
Abbildung 5-17: Einfluss der Schweißparameter auf die mechanischen Eigenschaften	78
Abbildung 5-18: Verfestigungsexponent und Streckenenergie in Abhängigkeit der Schweißparameter	79
Abbildung 5-19: Lokale Dehnungsverteilung einer Zugprobe mit querliegender Schweißnaht	80
Abbildung 5-20: Lokale Dehnungsverteilung innerhalb der Messlänge einer Zugprobe vom Grundwerkstoff	81
Abbildung 5-21: Lokale Dehnungsverteilung einer Zugprobe mit längs liegender Schweißnaht	81
Abbildung 5-22: Verteilung und Konzentration der Querkontraktion auf der Oberfläche der Zugproben	82
Abbildung 5-23: Lokale Spannungen als Funktion der globalen Dehnung der Querszugprobe	83
Abbildung 5-24: Lokale Spannung bezogen auf die Lokale Dehnung in unterschiedlichen Messreihen der Querszugprobe	83
Abbildung 5-25: Lokale Spannung bezogen auf die lokale Dehnung in unterschiedlichen Messreihen der Längszugprobe	84
Abbildung 5-26: Verteilung und Konzentration der Hauptformänderungen auf der Oberfläche der Zugproben	85
Abbildung 5-27: Brucharten von geschweißten Proben; A) Längszugprobe, B) Querszugprobe	85
Abbildung 5-28: Verfestigungsexponent n im Bereich der Messlänge von Querszugproben ..	86
Abbildung 5-29: Verfestigungsexponent n im Bereich der Messlänge von Längszugproben	87
Abbildung 5-30: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Querszugproben	88
Abbildung 5-31: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Zugproben des Grundwerkstoffes	88
Abbildung 5-32: Lokale Anisotropie r im Bereich der Messlänge von Längszugproben	89
Abbildung 5-33: Lokale Anisotropie, Breiten- und Dickenänderung in Breitenrichtung einer Längszugprobe bei der Höchstlast	90
Abbildung 5-34: Einfluss der Streckenenergie auf die lokalen Eigenschaften bei Querszugproben	91
Abbildung 5-35: Temperaturzyklusurven bei Schweißnähten mit gleicher Streckenenergie und Schweißparameter	92
Abbildung 5-36: Einfluss der Schweißparameter auf die lokalen Eigenschaften bei Querszugproben	93

Abbildung 5-37: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen n-Wert der Bruchlinie bei Querzugproben.....	93
Abbildung 5-38: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen r-Wert der Bruchlinie bei Querzugproben.....	94
Abbildung 5-39: Einfluss der Streckenenergie auf die lokalen Eigenschaften bei Längszugproben.....	95
Abbildung 5-40: Einfluss der Schweißparameter auf die lokalen Eigenschaften bei Längszugproben.....	95
Abbildung 5-41: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen n-Wert der Bruchlinie bei Längszugproben.....	96
Abbildung 5-42: Einfluss der Streckenenergie auf den lokalen r-Wert der Bruchlinie bei Längszugproben.....	96
Abbildung 5-43: Einfluss der Schweißparameter auf die Kräfte in der Schweißebene.....	102
Abbildung 5-44: Materialauswurf vor dem Werkzeug beim Schweißen.....	103
Abbildung 5-45: Fehlermechanismen beim Hochgeschwindigkeitsschweißen, A) Wellenformation im dünneren Grundwerkstoff, B) Versagen des Grundwerkstoffes beim Schweißen.....	103
Abbildung 5-46: Makroschliffe der Schweißnähte, A) $v_{sch} = 1$ m/min, B) $v_{sch} = 5$ m/min.....	104
Abbildung 5-47: Mikrostruktur der Grundwerkstoffe quer zur Walzrichtung, A) 1 mm dicker Grundwerkstoff, B) 2 mm dicker Grundwerkstoff.....	105
Abbildung 5-48: Mechanische Eigenschaften der TWBs im Verhältnis zum Grundwerkstoff.....	106
Abbildung 5-49: Brucharten bei TWBs, A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min, B) TWB mit einem Vorschub von 5 m/min.....	106
Abbildung 5-50: Verfestigungsexponenten in Abhängigkeit von der Streckenenergie.....	107
Abbildung 5-51: Prozentuelles Verhältnis der mechanischen Eigenschaften der TWBs zu den Eigenschaften des Grundwerkstoffes.....	108
Abbildung 5-52: Verfestigungsexponente in Abhängigkeit der Streckenenergie.....	109
Abbildung 5-53: Lokale Eigenschaften von Querzugproben in Abhängigkeit von der Streckenenergie.....	110
Abbildung 5-54: Lokale Eigenschaften von Längszugproben in Abhängigkeit von der Streckenenergie.....	111
Abbildung 5-55: Hauptformänderungen vom Grundwerkstoff bei den Probenformen K1 und K5 kurz vor dem Bruch.....	115
Abbildung 5-56: Hauptformänderungen von mit einem Vorschub von 1 m/min geschweißten TWB-Kerbzugproben bei den Probenformen K1 und K5 kurz vor dem Bruch.....	116
Abbildung 5-57: Querkontraktion von TWB-Kerbzugproben und Kerbzugproben aus dem Grundwerkstoff bei der Probenform K1 kurz vor dem Bruch.....	116

Abbildung 5-58: Hauptformänderungen von TWB-Kerbzugproben aus der Legierung 5754-H22 mit einem Vorschub von 1 m/min kurz vor dem Bruch, A) Probenform K1, B) Probenform K3, C) Probenform K5.....	117
Abbildung 5-59: Grenzformänderungsdiagramm des Grundwerkstoffes 6181-T4 und der TWBs mit den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.....	118
Abbildung 5-60: Qualitativer Vergleich der Hauptformänderungen beim Kerbzugversuch in der Probenform K3, A) TWB mit einem Vorschub von 1 m/min, B) TWB mit einem Vorschub von 10 m/min.....	119
Abbildung 5-61: Grenzformänderungsdiagramm des Grundwerkstoffes 5754-H22 und der TWBs mit den unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten.....	120
Abbildung 5-62: Haupt- und Nebenformänderung des Grundwerkstoffes der Probenform N1 beim Nakazimaversuch kurz vor dem Bruch	121
Abbildung 5-63: Haupt- und Nebenformänderung der Probenform TWB-N1 beim Nakazimaversuch kurz vor dem Bruch.....	121
Abbildung 5-64: Verschiebungen in y- und x-Richtung der TWB bei der Probenform N1 kurz vor dem Bruch	122
Abbildung 5-65: Verschiebungen in y- und x-Richtung des Grundwerkstoffes bei der Probenform N1 kurz vor dem Bruch	123
Abbildung 5-66: A) Anwendung des IDDRG-Verfahrens zur Bestimmung der Formänderungsgrenze im 6181-T4 Grundwerkstoff; B) Anwendung des Verfahrens auf TWBs aus der Legierung 6181-T4	124
Abbildung 5-67: Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes sowie der TWBs aus der Legierung 6181-T4.....	126
Abbildung 5-68: Grenzformänderungswerte des Grundwerkstoffes sowie der TWBs aus der Legierung 5754.....	127
Abbildung 5-69: Versagensarten beim Tiefziehversuch.....	130
Abbildung 5-70: Bruch im Grundwerkstoff mit einer Blechdicke von 2 mm	131
Abbildung 5-71: Fehlerfreies Tiefziehprodukt mit aufgetragenem Punktraster und Referenzpunkten für die Verformungsmessung	132
Abbildung 5-72: Wanderung der Schweißnaht zur Retreating-Seite, A) im Bereich des 40 mm Radius, B) im Bereich des 15 mm Radius	132
Abbildung 5-73: Formänderungsschaubild des tiefgezogenen Produktes	133
Abbildung 5-74: Haupt- und Nebenformänderung entlang der Schweißnaht.....	134
Abbildung 5-75: Tiefziehteil.....	134
Abbildung 5-76: Formänderungsschaubild des Tiefziehteils aus der Legierung 5754-H22. 135	
Abbildung 5-77: Flächendeckende Hauptformänderung φ_1 auf der Oberfläche des Produktes aus der Legierung 5754-H22.....	136
Abbildung 5-78: Haupt- und Nebenformänderungen entlang der Schweißnaht aus der Legierung 5754-H22	137

Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe	35
Tabelle 4-2: Vorgeschriebene chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe.....	36
Tabelle 4-3: Mechanische Eigenschaften der verwendeten Grundwerkstoffe in 1 mm Blechdicke	36
Tabelle 4-4: Variation der Schweißparameter	42
Tabelle 5-1: Schweißparameter für die Herstellung der TWBs	62
Tabelle 5-2: Korrelation zwischen dem Schweißparameter und dem Rillenabstand.....	70
Tabelle 5-3: Schweißparameter zur Herstellung der TWBs mit unterschiedlichen Streckenenergien.....	101
Tabelle 5-4: Grenzformänderungswerte für die Nakazimaproben	125
Tabelle 5-5: Haupt- und Nebenformänderungen von bestimmten Positionen gemäß Abbildung 5-75 der Schweißnaht	137

Literaturverzeichnis

1. T. Pohl:
Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen; Dr.-Ing.-Dissertation; Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Friedrich-Alexander-universität Erlangen-Nürnberg; 2002
2. F. Dinkel:
Umformbarkeit von Aluminium-Karosserie-Blechen mit neuartigen Oberflächen; Dr.-Ing.-Dissertation; Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen; Technische Universität München; 1997
3. CAFE Overview - Frequently Asked Questions, Corporate Average Fuel Economy; <http://www.ita.com.gov/cars/rules/cale/overview.htm>.
4. A. Jambor, M. Beyer:
New Cars - New Materials; Material & Design; 1997 18(4/6): p. 203–209
5. The Aluminum Association:
Technical Whitepaper Fuel Economy; Automotive Aluminum; 2001;
<http://www.autoaluminum.org>
6. The Aluminum Association:
Technical Whitepaper Environment; Automotive Aluminum; 2002;
<http://www.autoaluminum.org>
7. V. I. Ryazantsev, V. A. Fedoseev, V. N. Matsnev:
Construction of the welded body of vehicles from aluminium alloys; Welding International; 2000, Vol. 5(14), p. 407–412
8. W. S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A. J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, A. Vieregge:
Recent development in aluminium alloys for the automotive industry; Materials Science and Engineering A280; 2000 p. 37–49
9. ULSAB Design; 2004; <http://www.worldautosteel.org/ulsab>
10. ULSAB Materials and Processes. 2004; <http://www.worldautosteel.org/ulsab>
11. J. C. Benedyk:
Tailored Aluminium Blanks for Automotive Applications: Continuous Improvement and New Concepts; Light Metal Age; 2000, p. 73–78
12. The Aluminum Association:
Technical Whitepaper What the experts are saying; Automotive Aluminum; 2002;
<http://www.autoaluminum.org>
13. The Aluminum Association:
Automotive applications of Aluminum; Automotive Aluminum; 2002;
<http://www.autoaluminum.org>
14. H. Wallentowitz, K.-H. Von Zengen, D. Wynands:
Lightweight Potential of an Aluminium Intensive Vehicle; ATZ worldwide, 3/2003 Volume 105; 2003
15. J.-N. Dargnies:
Future aluminium applications: Monocoque versus Space Frame; 5th European

- Automotive Conference 2003; tci - Technik & Kommunikation Verlags GmbH; Bad Nauheim / Frankfurt; 2003
16. AGA GAS AB:
Facts about: Aluminium Fabrication; Sweden; 2002;
http://www.aga.se/international/web/lg/se/likelgagase.nsf/docbyalias/mai_aluminium_kamp_02
 17. The Aluminum Association:
Aluminum for Automotive Body Sheet Panels; Automotive Aluminum; 1998;
<http://www.autoaluminum.org>
 18. The Aluminum Association:
Automotive Aluminum. The Performance Advantage; Automotive Aluminum; 2002;
<http://www.autoaluminum.org>
 19. H. Timm, K. Koglin:
Innovativer Leichtbau in Perfektion; International Circle of Experts Car Body Design 2003; tci - Technik & Kommunikation Verlags GmbH; Bad Nauheim / Frankfurt; 2003
 20. F. Ostermann:
Anwendungstechnologie Aluminium; ISBN: 3540627065; Springer-Verlag; Heidelberg; 1998
 21. K. Koglin, H. Timm:
Meilenstein für die automatisierte Fertigung von Aluminiumkarosserien; International Circle of Experts Car Body Design 2003; tci - Technik Kommunikation Verlags GmbH; Bad Nauheim / Frankfurt; 2003
 22. R. Jones:
Aluminium Monocoque and Space frame - Complementary or competitive?; 5th European Automotive Conference 2003; tci - Technik Kommunikation Verlags GmbH; Bad Nauheim / Frankfurt; 2003
 23. G. T. Kridli, P. A. Friedmann, A. M. Sherman:
Formability of Aluminum Tailor-Welded Blanks; Society of Automotive Engineers, Inc.; 2000, p. 57–65
 24. T. A. Barnes, I. R. Rashby:
Joining techniques for aluminium spaceframes used in automobiles Part I- solid and liquid phase welding; Journal of Materials Processing Technology 99; 2000; p. 62–71
 25. G. Schulze, H. Krafka, P. Neumann:
Schweisstechnik; ISBN: 3-18-401584-X; VDI-Verlag; Düsseldorf; 1996
 26. F. Herrmann, M. Hibben, F. Steimmel, J. Fischer:
Tailored Blanks aus Aluminium; Neuere Entwicklungen in der Blechumformung 1996; Herausgeber: Klaus Siegert; Fellbach; 1996
 27. R. Hsu, S. Fliss, S. Heinemann:
High power CO2 Laser Aluminium Tailored Blank Welding; International Body Engineering Conference & Exposition; Detroit, MI, USA; September 1999
 28. B. Kinsey, Z. Liu, J. Cao:
A novel forming technology for tailor-welded blanks; Journal of Materials Processing Technology 99 (2000); 2000; p. 145–153
 29. A. Buste, X. Lalbin, M. J. Worswick, J. A. Clarke, B. Altshuller, M. J. Finn, M. Jain:
Prediction of strain distribution in aluminium tailor welded blanks for different welding techniques; Light Metals 99; 1999; p. 486–500

30. B. Kinsey, V. Viswanathan, J. Cao:
Forming of Aluminum Tailor Welded Blanks; Society of Automotive Engineers, Inc.; 2001, 01M-38
31. R. Mueller, H. Gu, N. Ferguson:
Nd:YAG Laser Welding for Automotive Manufacturing Applications; Society of Automotive Engineers, Inc.; SEA-Nr. 1999-01-3148; International Body Engineering Conference & Exposition; Detroit, MI, USA; September 1999
32. S. Ramasamy, C. E. Albright:
CO₂ and Nd-YAG laser beam welding of 5754-O aluminum alloy for automotive applications; Science and Technology of Welding and Joining; 2001, Vol. 6(3), p. 1362–1718
33. Y. Lee, M. Worswick, S. Truttman, H. Shakeri, M. Finn, F. Berg, B. C. D. Green:
Evaluation of Small Scale Formability Results on Large Scale Parts: Aluminum Alloy Tailor Welded Blanks; Society of Automotive Engineers, Inc.; 2001; p. 99–105
34. M. C. Stasik, R. H. Wagoner:
Forming of Tailor-Welded Aluminum Blanks; The Minerals, Metals & Materials Society; 1996; p. 69-83
35. H. R. Shakeri, Y. Lee, M. J. Worswick, F. Feng, W. Christy, J. A. Clarke:
Weld Failure in Formability Testing of Aluminium Tailor Welded Blanks; Society of Automotive Engineers, Inc.; SEA-Nr. 2001-01-0090; SAE 2001 World Congress; Detroit, MI, USA; March 2001
36. H. R. Shakeri, A. Buste, M. J. Worswick, J. A. Clarke, F. Feng, M. Jain, M. Finn:
Study of damage initiation and fracture in aluminum tailor welded blanks made via different welding techniques; Journal of Light Metal 2; 2002; p. 95–110
37. B. Kinsey, J. Cao:
Enhancement of Sheet Metal Formability via Local Adaptive Controllers; Twenty-Ninth North American Manufacturing Research Conference (NAMRC); Gainesville, Florida, USA; May 22-25. 2001
38. M. Naeem, R. Jessett:
Aluminium Tailored Blank Welding With and Without Wire Feed, Using High Power Continuous Wave Nd: YAG Laser; International Body Engineering Conference & Exposition; Detroit, MI, USA; September 1998
39. W. Ruch, K. H. von Zengen, T. Possehn:
Großserienfertigung von Aluminiumkarosserien; Internationale Konferenz "Neuere Entwicklungen in der Blechumformung"; Herausgeber: Klaus Siegert; Frankfurt am Main; 2000
40. E. Knabe:
Ziehen von Blechformteilen aus zusammengeschweißten Platinen unterschiedlicher Blechdicke und Güte (Tailored Blanks); Dr.-Ing.-Dissertation; Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart; 1997
41. Auto/Steel Partnership:
Tailor Welded Blank Acceptance Guidelines; Automotive Applications Committee, American Iron and Steel Institute; 1997; <http://www.a-sp.org>
42. S. Mutz, T. Pretz:
The Increased Usage of Aluminum in the Euroean Automobile Industry and the Newest Recyycling Technology for Sorting of Aluminum and its Alloys; VII International Aluminum Recycling Seminar; Sao Paulo / Brazil; 2003

43. S. Wolf:
Ressourcenorientierte Gesamtbetrachtung von Stoffströmen metallischer Rohstoffe, Das Beispiel Aluminium; 3A-Treffen am 19.06.1998; Aachen; 1998
44. D. Altenpohl:
Aluminium von Innen, Vol. 5; ISBN: 3-87017-235-5; Aluminium-Verlag; Düsseldorf; 1994
45. T. Cock:
Aluminium - A Light Metal; Talat 2.0 - Training in Aluminium Application Technologies; 1999
46. J. R. Davis:
ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys; 3rd ed.; ISBN: 087170496X; ed. Materials Park; ASM International; 1996
47. H. Schoer:
Schweißen und Hartlöten von Aluminiumwerkstoffen; ISBN: 3871551902; DVS-Verlag GmbH; Düsseldorf; 1998
48. J. E. Hatch:
Aluminium Properties and Physical Metallurgy; ISBN: 0-87170-176-6; ASM - American Society for Metals; Ohio; 1984
49. P. A. Friedmann, G.T. Kridli:
Microstructural and Mechanical Investigation of Aluminium Tailor-welded Blanks; Journal of Materials Engineering and Performance Volume 9(5); 2000; p. 541–551
50. G. Hartmann, W. Müschborn, C. Schneider, R. Simon:
Höherfeste Feibleche und neue Blechkomponenten für den Automobilleichtbau; Neuere Entwicklungen in der Blechumformung 1996; Herausgeber: Klaus Siegert; Fellbach; 1996
51. T. Auty:
Laser welded tailored blanks; Sheet Metal Industries, 1999
52. W. Waddell, G. M. Davis:
Laser welded tailored blanks in the automotive industry; Welding and metal fabrication; 1995; p. 104–108
53. E. Knabe:
Tailored blanks mit umformtechnisch optimierten Schweißnähten; Neuere Entwicklungen in der Blechumformung 1996; Herausgeber: Klaus Siegert; Fellbach; 1996
54. A. Silva, H. Gouveia, L. Quintino:
Developments on Tailored Welded Blanks Technology; 4 th European conference on welding joining and cutting; Cavtat-Dubrovnik; 24–26 May 2001
55. R. Davies, G. Grant, M. Smith, E. Oliver:
Formability and Fatigue of Aluminum Tailor Welded Blanks; International Body Engineering Conference; Detroit, Michigan, USA; October 3–5, 2000
56. R. W. Davies, J. S. Vetrano, M. T. Smith, S. G. Pitaman:
Mechanical properties of aluminum tailor welded blanks at superplastic temperatures; Journal of Material Technology; 2002; Vol. 128, p. 38–47
57. R. W. Davies, H. E. Oliver, M. T. Smith, G. J. Grant:
Characterizing Al Tailor-Welded Blanks for Automotive Application; JOM; 1999; p. 46–50

58. J. A. Clarke, B. Christy:
Aluminum Tailor-Welded Blanks for Automotive Applications; TMS (The Minerals, Metals & Materials Society); 2001; p. 117–128
59. S. Venkat, C. E. Albright, S. Ramasamy, J. P. Hurley:
CO₂ Laser Beam Welding of Aluminum 5754-0 and 6111-T4 Alloys; Welding Journal; 1997; Volume Vol. 76(7), p. 275–282
60. P. Dong, Y. P. Yang, Z. Cao, J. Zhang:
Effects of Welding Procedures on Formability for Tailor-Welded Blanks: A Finite Element Study; Society of Automotive Engineers, Inc.; International Body Engineering Conference & Exposition; Detroit, MI, USA; September 1999
61. B. Kinsey, J. Cao:
An Analytical Model for Tailor Welded Blank Forming; An Analytical Model for Tailor Welded Blank Forming; Transactions- American Society of Mechanical Engineers, Journal of Manufacturing Science and Engineering; 2003; Vol 125, Part 2; p. 344–351
62. EN ISO 13919-2:
Elektronenstrahl- und Laserstrahl-Schweißen; Richtlinie für Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten; Teil2: Aluminium und seine schweißgeeigneten Legierungen; 2001
63. W. M. Thomas, D. E. Nicholas, C. J. Needham:
Improvements relating to friction welding; Patent No. EP 0 615 480 B1; 1994
64. W. M. Thomas and R. E. Andrews:
High performance tools for friction stir welding; International Patent Specification, PCT/GB99/01128; 1999
65. C. D. Rosen:
Friction stir welding total penetration technique; United States Patent No 5,611,479; 1996
66. M. Ezumi, K. Fukuyori:
Friction stir welding method and method for manufacturing car body; Pub. No. US 2004/0211819 A1; 2004
67. A. von Strombeck, J. dos Santos:
Vorrichtung zum Verbinden von Werkstücken nach der Methode des Reibrührschweißens; Patent Nr. WO 01/36143 A1; 2001
68. C. Schilling, J. dos Santos:
Method and device for linking at least two adjoining work pieces by friction welding; Patent Nr. EP1230062; 2001
69. C. Schilling, J. dos Santos:
Device for joining by friction stir welding at least two workpieces that adjoin at least in the contact zone; Patent Nr. EP1230064; 2001
70. C. W. Robert:
Auto-Adjustable Tool for self reacting and conventional friction stir welding; Patent Nr. US 6,758,382 B1; 2004
71. W. M. Thomas, G. Sylva:
Developments in Friction Stir Welding; ASM Materials Solutions Conference & Exposition; Pittsburg, Pennsylvania USA; 13-15 October 2003

72. C. Schilling:
Einsatz von Friction Stir Welding zum Schweißen von Kraftfahrzeugstrukturen; Diplomarbeit; Institut für Werkstofftechnik Fachhochschule Flensburg; 1999
73. A. von Strombeck:
Verfahrens- und Werkzeugentwicklung zur Umsetzung und Anwendung des Friction-Stir Welding Verfahrens mit einem Roboter; Diplomarbeit; Fachbereich Schiffbau Technische Universität Hamburg Harburg; 1999
74. I. Ballerstein:
Feasibility study of friction stir welding of ship components; Diploma thesis; Technical University Hamburg-Harburg; 2000
75. S. Brinkmann:
Verfahrensentwicklung zur Reparatur geschweißter Verbindungen unter Anwendung des Friction Stir Welding-Verfahrens; Diplomarbeit; Institut für Produktionstechnik Fachhochschule Kiel; 1999
76. A/SP Technical Report:
Tailor Welded Blank design and construction Manual; Automotive Applications Committee, American Iron and Steel Institute 1995; <http://www.a-sp.org>
77. S. P. Keeler:
Automotive Sheet Metal Formability; Automotive Applications Committee, American Iron and Steel Institute 1989; <http://www.a-sp.org>
78. D. Banabic, H.-J. Bunge, K. Pöhlandt, A. E. Tekkaya:
Formability of Metallic Materials; ISBN: 3540679065; SPRINGER-Verlag; Berlin; 2000
79. K. Lange:
Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft; Vol. 3 Blechbearbeitung; ISBN: 3540500391; SPRINGER-Verlag; Berlin; 1990
80. K. Pöhlandt:
Werkstoffprüfung für die Umformtechnik; ISBN: 3-540-16722-6; Springer-Verlag; Berlin; 1986
81. H. J. Bargel, G. Schulze:
Werkstoffkunde, 5 ed.; ISBN: 3-18-400823-1; VDI-Verlag; Düsseldorf; 1988
82. V. Hasek:
Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild Teil I; Blech.Rohre.Profile; 1978; Vol. 25(5): p. 213–220
83. V. Hasek:
Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild Teil II; Blech.Rohre.Profile; 1978; Vol. 25(6): p. 285–292
84. EN 10002-1:
Zugversuch, Teil 1: Prüfverfahren; Europäische Norm; CEN Europäisches Komitee für Normung; Beuth-Verlag GmbH; Berlin; 1990; p. 215–232
85. J. M. Story:
Formability testing of aluminium sheet materials (I); Communication from Aloca Laboratories; Aloca Center; Aluminium 62. Jahrgang; 1986; p. 738–742

86. W. Bleck:
Werkstoffprüfung in Studium und Praxis; Institut für Eisenhüttenkunde Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen; ISBN: 3-89653-563-3; Verlag Mains, wissenschaftsverlag; Aachen; 1999
87. M. Bloeck, J. Timm:
Aluminium-Karosseriebleche der Legierungsfamilie AlMg(Cu), Teil I, Aluminiumblech; 1995; Vol. 71(3), p. 289–297
88. R. Beyer, H. P. Liebig:
Beitrag zur Bestimmung der Umformeigenschaften von Blechwerkstoffen aus Kennwerten des zugversuchs; Dr.-Ing.-Dissertation; Technische Universität Hamburg-Harburg; 1987
89. Z. Marciniak, J. L. Duncan:
Mechanics of sheet metal forming; ISBN: 0-340-56405-9; London; Edward Arnold; 1992
90. J. Cao, B. Kinsey:
Adaptive method and apparatus for forming tailor welded blanks; U.S. Patent No. 5,941,110, 1999
91. H. K. Tönshoff, B. Karpuschewski, I. Oberbeck-Spintig, H. Seegers:
Non Destructive Stress Determination on Tailored Blanks; Production Engineering; 1999; Vol. 6(2), p. 143–146
92. ISO 12004:
Metallic materials - Guideline for the determination of forming-limit diagrams; International Standard; 1997
93. J. Cao, H. Yao, A. Karafillis, M. C. Boyce:
Prediction of localized thinning in sheet metal using a general anisotropic yield criterion; International Journal of Plasticity; 2000; Vol. 16, p. 1105–1129
94. R. W. Davies, G. J. Grant, H. E. Oliver, M. A. Khaleel, M. T. Smith:
Forming-Limit Diagrams of Aluminum Tailor-Welded Blank Weld Material; Metallurgical and materials transactions A volume 32A; 2001; p. 275–283
95. ISO/WD 12004:2004 E :
IDDRG; Metallic materials - Determination of forming limit curves; 2004
96. H. Liebertz, A. Duwel, R. Illig, W. Hotz, S. Keller, A. Koehler, A. Kröff, M. Merklein, J. Rauer, L- Staubwasser, G. Steinbeck, H. Vegter:
Guideline for the determination of Forming Limit Curves; IDDRG 2004 Conference Forming the Future May 24-26; Sindelfingen; 2004
97. B. Glasbrenner:
Tiefziehen von Tailored Blanks mit nichtlinearen Schweißnähten; Internationale Konferenz "Neuere Entwicklungen in der Blechumformung"; 23–24 Mai 2000; Herausgeber: Klaus Siegert; Frankfurt am Main; 2000
98. M. Nagel, R. Fischer, J. Löwen, O. Straube:
Production and application of aluminum tailored blanks; Proc. of the IBEC '97; 30 septembre – 2 octobre 1997, Automotive Body Materials; 1997; p. 87–91
99. M. Geiger, M. Merklein, A. Giera:
Deep Drawing of Friction Stir Welded Aluminium Tailored Blanks; IDDRG 2004 Conference; Sindelfingen; May 24–26, 2004

100. C. J. Dawes:
TALAT Lecture 4410, Friction Stir Welding; 1999
101. L. Magnusson
Mechanical Properties of Friction Stir Welds in Thin Sheet of Aluminium 2024, 6013 and 7475; 2nd Friction Stir Welding Symposium 27-29 June 2000; Gothenburg, Sweden; 2000
102. Alusuisse:
Aluminium technology for innovative car body design - a core competence of algroup alusuisse; 2000; <http://www.alusuisse-automotive.com>
103. Stahl-Eisen-Prüfblatt 1125:
Ermittlung des Verfestigungsexponenten (n-Wert) von Feinblechen im Zugversuch; 1984 p. 23–25
104. A. von Strombeck, C. Schilling, J. F. dos Santos:
Robotic Friction Stir Welding; Reibrührschweißen 2. GKSS Workshop 22.–23.01.2002; Geesthacht; 2002
105. M. J. Russel, H. R. Shercliff:
Analytical modelling of microstructure development in friction stir welding; 1st International Symposium on Friction Stir Welding 14–16 June 1999; California, USA; 1999
106. P. Ulysse:
Three dimensional modeling of the friction stir welding process; International Journal of Machine Tools & Manufacture; 2002; Vol. 42, p. 1549–1557
107. C. M. Chen, R. Kovacevic:
Finite element modeling of friction stir welding - thermal and thermomechanical analysis; International Journal of Machine Tools & Manufacture; 2003; Vol. 43, p. 1319–1326
108. X. K. Zhu, Y. J. Chao:
Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel; Journal of Materials Processing Technology; 2004; Vol. 146, p. 263–272
109. G. J. Bendzsak, T. H. North, C. B. Smith:
An Experimentally validated 3D Model for Friction Stir Welding; 2nd Friction Stir Welding Symposium; 2000; Gothenburg, Sweden
110. O. Frigaard, O. Grong, B. Bjorneklett, O. T. Midling:
Modelling of the thermal and microstructure fields during friction stir welding of aluminium alloys; 1st International Symposium on Friction Stir Welding; 14–16 June 1999; California, USA; 1999
111. O. T. Midling, G. Rorvik:
Effect of tool shoulder material on heat input during friction stir welding; 1st International Symposium on Friction Stir Welding; 14–16 June 1999; California, USA; 1999
112. A. von Strombeck, S. Sheikhi, J. F. dos Santos:
Effect of Welding Speed on the Properties of Friction Stir Welded Tailored Blanks; 4th International Symposium on Friction Stir Welding; 14–16 May 2003; Salt Lake City, Utah, USA; 2003
113. Thermocoax GmbH:
Thermocoax Mantelthermoelemente Auswahl und Anwendung; 2002
114. Kistler Instrumente AG; Betriebsanleitung Mehrkomponenten Bausatz Typ 9366BB

115. ASTM E112-96:
Standard Test Method for Determining Average Grain Size; ASTM Book of Standards, Metals - Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Tests; Metallography, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials; West Conshohocken, PA, USA; 2001
116. D. Schmoeckel, C. Hielscher, W. Petzold:
Umformen geschweißter Ausgangsformen; Blech Rohre Profile; 1998; p. 40–45
117. K. Abdullah, P. M. Wild, J. J. Jeswiet, A. Ghasempoor:
Tensile testing for Weld deformation properties in similar gage tailor welded blanks using the rule of mixtures; Journal of Materials Processing Technology; 2001; Vol. 112, p. 9–97
118. H. P. Liebig, R. Beyer:
Das φ_m -Verfahren zur Bestimmung der Streck- und Tiefziehfähigkeit; Stahl und Eisen; 1989; Vol. 109(12), p. 595–602
119. J. Bober, H. P. Liebig; R. Beyer:
Beurteilung der Umformeignung von Blechwerkstoffen aus Ergebnissen von Zugversuchen ohne Dehnungsmessung; Stahl und Eisen; 1985; Vol. 105(23), p. 1319–1324
120. Auto/Steel Partnership:
Tailored Blanks offer weight and cost reductions with performance improvements, High Strength Steel; Bulletin 13; 1995; <http://www.a-sp.org>
121. ARAMIS Handbook Version 4.7.2; GOM Braunschweig Germany
122. K. Galanulis, A. Hoffmann:
Determination of forming limit diagrams using an optical measurement system; 7th International Conference on Sheet Metal – SheMet'99; September 27–28; 1999; Bamberg Meisenbach
123. W. König:
Fertigungsverfahren, Band 5 Blechumformung; VDI Verlag; Düsseldorf; 1990
124. B. Alpers, D. Bergmann, K. Galanulis, D. Winter:
Advanced Deformation Measurement in Sheet Metal forming; 6.th ICTP International Conference on Technology of plasticity; 19–24 September 1999; Nuremberg
125. D. Behring, K. Galanulis, H. Friebe:
M. Klein; Forming Analysis by ARGUS for simulations Verification and Evaluation of Stamping Processes; GOM Braunschweig; 2004
126. A. von Strombeck, C. Schilling, J. F. dos Santos:
Robotic FSW von Tailored Blanks in Al 6xxx - Legierungen; GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Institut für Werkstofforschung; Interner Forschungsbericht; 2001
127. H. Loitz:
Technische Dokumentation, Tricept 805/Sinumerik 840D mit elektro-hydraulischer FSW-Spindel; Laboratorium Fertigungstechnik Prof. Dr.-Ing. Jens Wulfsberg, Universität der Bundeswehr Hamburg; 2003
128. P. L. Threadgill:
Friction Stir Welding - the state of the art; Report from the Core Research Programme for Industrial Members only; TWI, Granta Park, Great Abington, Cambridge, England; 1999
129. A. P. Reynolds, W. Tang:
Alloy, Tool Geometry, and Process Parameter Effects on Friction Stir Weld Energies

- and Resultant FSW Joint Properties; The Minerals, Metals & Materials Society; 2001; p. 15–23
130. R. Johnson:
Forces in friction stir welding of aluminium alloys - further studies; Report from the Core Research Programme for Industrial Members only; TWI, Granta Park, Great Abington, Cambridge, England; 2000
131. S. Sheikhi, A. v. Strombeck, J. F. dos Santos:
Robotic FSW von Tailored Blanks in Al 5754: Abschlussbericht - Teil 1; 2003; GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, Institut für Werkstofforschung, Interner Forschungsbericht
132. P. Vilaca, L. Quintino, J. F. dos Santos:
Determination of the Thermal Efficiency in FSW via Analytical Modeling Formulation; FSW Flow Visualisation and Modelling Seminar; 24. and 25. February 2003; GKSS-Forschungszentrum Geesthacht; 2003
133. D. Lawrjaniec, A. Abisror, C. Decker, M. Kocak, J. F. dos Santos:
Numerical Simulation of Friction Stir Welding; FSW Flow Visualisation and Modelling Seminar; 24. and 25. February 2003; GKSS-Forschungszentrum Geesthacht; 2003
134. E. Marzinotto, R. Zettler, S. Lomolino:
Friction stir weld zone evaluation by image analysing techniques; GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Institut für Werkstofforschung, Interner Forschungsbericht; 2003
135. K. M. Zhao, B. K. Chun, J. K. Lee:
Numerical Medeling Technique for Tailor Welded Blanks; Society of Automotive Engineers, Inc.; 2000; p. 13–19
136. F. Cayssials:
An Industrial Application of Specific Forming Limit Curves for Tailored Welded Blanks; IDDRG 2000 - 21st Biennial Congress; Michigan, USA; 2000
137. R. Pearce:
Sheet Metal Forming; ISBN: 0750301015; Adam Hilger; Bristol; 1991
138. P. Hänggi, W. Hotz:
Determination of forming limit curves; GOM User Meeting 17. - 20. September 2001; Braunschweig
139. V. T. Meinders, A. van den Berg, J. Huetink:
Deep drawing simulations of tailored Blanks and experimental verification; Journal of Materials Processing Technology; 2000; Vol. 103, p. 65–73
140. F. Saunders, R. Wagoner:
Forming of Tailor-Welded Blanks; Metallurgical and materials transactions A; 1996; Vol. 27A, p. 2605–2616
141. Y. M. Heo, S. H. Wang, H. Y. Kim, D. G. Seo:
The effect of the drawbead dimensions on the weld-line movements in the deep drawing of tailor-welded blanks; Journal of Materials Processing Technology; 2001; Vol. 113, p. 686–691
142. Y. Heo, Y. Choi, H. Y. Kim, D. Seo:
Characteristics of weld line movements for the deep drawing with drawbeads of tailor-welded blanks; Journal of Materials Processing Technology; 2001; Vol. 111, p. 164–169