



Fraunhofer
IWS

FRAUNHOFER-INSTITUT FÜR WERKSTOFF- UND STRAHLTECHNIK

Axel Jahn

Umformbarkeit laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Stahlfeinblechen

FRAUNHOFER VERLAG

Fraunhofer-Institut für
Werkstoff- und Strahltechnik IWS

Umformbarkeit laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Stahlfeinblechen

von Axel Jahn

FRAUNHOFER VERLAG

Kontaktadresse:

Fraunhofer-Institut für
Werkstoff- und Strahltechnik IWS
Winterbergstraße 28
01277 Dresden
Telefon 03 51 25 83-324
Fax 03 51 25 83-300
www.iws.fraunhofer.de

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.
ISBN: 978-3-8396-0307-9

D 14

Zugl.: Dresden, TU, Diss., 2011

Druck: Mediendienstleistungen des
Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB, Stuttgart

Für den Druck des Buches wurde chlor- und säurefreies Papier verwendet.

© by **FRAUNHOFER VERLAG**, 2011

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB
Postfach 80 04 69, 70504 Stuttgart
Nobelstraße 12, 70569 Stuttgart
Telefon 07 11 9 70-25 00
Telefax 07 11 9 70-25 08
E-Mail verlag@fraunhofer.de
URL <http://verlag.fraunhofer.de>

Alle Rechte vorbehalten

Dieses Werk ist einschließlich aller seiner Teile urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung, die über die engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes hinausgeht, ist ohne schriftliche Zustimmung des Verlages unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie die Speicherung in elektronischen Systemen.

Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen und Handelsnamen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass solche Bezeichnungen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und deshalb von jedermann benutzt werden dürften. Soweit in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. DIN, VDI) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden ist, kann der Verlag keine Gewähr für Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen.

Umformbarkeit laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Stahlfeinblechen

Der Fakultät Maschinenwesen

der

Technischen Universität Dresden

zur

Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegte Dissertation

Dipl.-Ing. Axel Jahn
geboren am 23.08.1972 in Riesa

Tag der Einreichung: 10.09.2010
Tag der Verteidigung: 19.05.2011

1. Gutachter: Prof. Dr.-Ing.habil. E. Beyer
2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing.habil. U. Füssel

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	1
2	Stand der Technik	3
2.1	Leichtbau im PKW-Karosseriebau	3
2.2	Stahlfeinbleche für den Karosseriebau	5
2.2.1	Übersicht	5
2.2.2	Konventionelle Stahlfeinbleche	8
2.2.3	Höherfeste Mehrphasenstähle	8
2.2.4	Höchstfeste Stahlfeinbleche	11
2.3	Laserstrahlschweißen	12
2.3.1	Grundlagen	12
2.3.2	Laserstrahlschweißen höherfester Stahlfeinbleche und resultierende Verbindungseigenschaften.....	15
2.4	Induktionserwärmung.....	18
2.5	Blechumformung	20
2.5.1	Grundlagen	20
2.5.2	Eigenschaften kaltverformter Stahlfeinbleche	22
2.5.3	Umformung geschweißter Feinblechstrukturen	23
2.6	Laserstrahlschweißen mit thermischer Unterstützung	24
2.7	Schlussfolgerungen.....	27
3	Zielstellung der Arbeit.....	29
4	Untersuchte Werkstoffe	31
5	Versuchsdurchführung	34
5.1	Versuchsanordnung und Durchführung der Schweißversuche	34
5.2	Ermittlung der Verbindungseigenschaften.....	37
5.3	Kaltverfestigung der Probebleche.....	39
6	Verbindungseigenschaften laserstrahlgeschweißter höherfester Mehrphasenstähle	41
7	Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen.....	51
7.1	Einteilung der Verfahrensstrategien	51
7.2	Prozessuntersuchungen und resultierende Verbindungseigenschaften.....	54
7.2.1	Laserstrahlschweißen mit prozessintegrierter induktiver Nachwärmung.....	54
7.2.2	Laserstrahlschweißen mit prozessintegriertem induktivem Anlassen	56
8	Umformverhalten im Lieferzustand geschweißter Strukturen aus höherfesten Feinblechen	69
8.1	Charakterisierung des Werkstoffzustandes.....	69
8.2	Umformeigenschaften laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Feinblechen	70
8.2.1	Lokale Nahteigenschaften	70
8.2.2	Querzugversuche	72
8.2.3	Erichsen-Tiefungsversuche	73
8.2.4	Grenzformänderungsvermögen von HCT690T im Lieferzustand	76
9	Umformverhalten kaltverfestigter und anschließend geschweißter Strukturen.....	81
9.1	Charakterisierung des Werkstoffzustandes.....	81
9.2	Untersuchung des Verfestigungsverhaltens der Grundwerkstoffe	81

9.3	Verbindungseigenschaften im vorverfestigten Grundwerkstoff	82
9.4	Umformverhalten von Schweißnähten im vorverfestigten Grundwerkstoff	84
10	Anwendungsaspekte	87
10.1	Modellversuch Tiefziehen	87
10.1.1	Problemstellung und Entwicklung der Modellgeometrie	87
10.1.2	Herstellung und induktive Behandlung der Platinen	88
10.1.3	Umformverhalten	90
10.2	Längsnahtgeschweißte IHU-Rohre	93
10.2.1	Problemstellung	93
10.2.2	Probenherstellung und induktives Anlassen	94
10.2.3	Bewertung des Umformverhaltens	96
10.3	Laserstrahlgeschweißte Patchwork-Strukturen	99
10.3.1	Grundlagen der Patchwork-Technologie	99
10.3.2	Grundlagen zum induktiven Anlassen von Überlappstößen	100
10.3.3	Laserstrahlschweißen und nachfolgendes induktives Anlassen von Patchwork-Strukturen	103
10.3.4	Beeinflussung der Umformbarkeit durch induktives Anlassen	105
10.4	Korrosionsverhalten lasergeschweißter und laserinduktionsgeschweißter Nähte	108
11	Diskussion der Ergebnisse	113
12	Zusammenfassung	120
	Danksagung	123
	Literaturverzeichnis	125

Verwendete Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
δ	mm	Eindringmaß bzw. -tiefe des Induktionsfeldes
ε	%	plastische Dehnung
ε_{vor}	%	plastische Dehnung bei der Vorverformung
φ	-	Umformgrad
φ_1	-	größter Umformgrad in der Blechebene
φ_2	-	kleinster Umformgrad in der Blechebene
φ_3	-	Umformgrad in Blechdickenrichtung
φ_V	-	Vergleichsumformgrad
σ_a	MPa	Axialspannung in der Rohrwandung beim Berstversuch
σ_t	MPa	Tangentialspannung in der Rohrwandung beim Berstversuch
a	mm	Abstand zwischen Laserfokus und Induktoranfang
A_{80}	%	Bruchdehnung ($L_0 = 80 \text{ mm}$)
A_g	%	Gleichmaßdehnung
b	mm	Induktorbreite
C	%	Kohlenstoffgehalt
CE	%	Kohlenstoffäquivalent nach IIW
d	mm	Durchmesser
d_f	μm	Fokusedurchmesser
D	mm	Rohraußendurchmesser
E	mm	Erichsen-Tiefungsweg bis zum Bruch
f	mm	Brennweite
f_{ind}	Hz	Induktionsfrequenz
h	mm	Höhe des Induktorprofils
HP	-	Hollomon-Parameter
HV	HV0,5	Härte nach Vickers
HV_{SG}	HV0,5	Mittlere Schweißguthärte
J	A/mm^2	Stromdichte im Induktionsfeld
k	mm	Koppelabstand zwischen Induktor und Blechoberfläche
K	-	werkstoffabhängige Konstante in der Hollomon-Beziehung
l_{ind}	mm	Induktorlänge
M_f	$^{\circ}\text{C}$	Martensitfinishtemperatur
M_s	$^{\circ}\text{C}$	Martensitstarttemperatur
p	MPa	Innendruck beim IHU-Berstversuch

P_{Ind}	kW	Induktionsleistung
P_{L}	kW	Laserstrahlleistung
r	mm	Radius
R_{m}	MPa	Zugfestigkeit
$R_{\text{p0,2}}$	MPa	Streckgrenze
s	mm	Blechdicke bzw. Rohrwandstärke
T	K	Temperatur
t	s	Zeit
$t_{8/5}$	s	Abkühlzeit beim Schweißen zwischen 800 °C und 500 °C
t_{300}	s	Anlasszeit vom Beginn der Induktionserwärmung bis zur Abkühlung auf 300 °C
t_{ab}	s	Abkühlzeit nach der Induktionsbehandlung
t_{ges}	s	Gesamtabkühlzeit des Schweißprozesses (incl. Induktionsbehandlung)
T_{I}	K	Induktionsanlasstemperatur in der Hollomon-Beziehung
t_{i}	s	Induktionsanlasszeit in der Hollomon-Beziehung
t_{Ind}	s	Aufheizzeit während des Induktoreingriffes
t_{L}	s	Abkühlzeit nach dem Laserstrahlschweißen bis zum Start der Induktion
T_{max}	°C	Maximaltemperatur der Induktionsbehandlung
T_{O}	K	Ofenanlasstemperatur in der Hollomon-Beziehung
t_{O}	s	Ofenanlasszeit in der Hollomon-Beziehung
T_{S}	°C	Starttemperatur der Induktionsbehandlung
v_{Ind}	m/min	Verfahrgeschwindigkeit des Induktors
v_{S}	m/min	Schweißgeschwindigkeit
z	mm	Ziehtiefe
z_{f}	mm	Fokuslage

Verwendete Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
A	Austenit bzw. Anlassen
B	Bainit
F	Ferrit
GW	Grundwerkstoff
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
M	Martensit
SG	Schweißgut
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZTU-Schaubild	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
RA	Restaustenit
FLC	Forming limit curve (Grenzformänderungskurve)
IHU	Innenhochdruckumformung
NW	Nachwärmen
VW	Vorwärmen

1 Einleitung

Die Forderungen nach effektiver Ressourcenschonung und wirksamer Umweltentlastung bestimmen in zunehmendem Maße die gesellschaftliche Entwicklung. Insbesondere im Automobilbau nimmt deshalb die Suche nach Lösungen zur Reduzierung des Verbrauchs an fossilen Brennstoffen und zur Verringerung des Abgasausstoßes eine zentrale Bedeutung ein. Andererseits werden an die Gebrauchseigenschaften moderner Kraftfahrzeuge immer höhere Ansprüche gestellt (Bild 1-1).

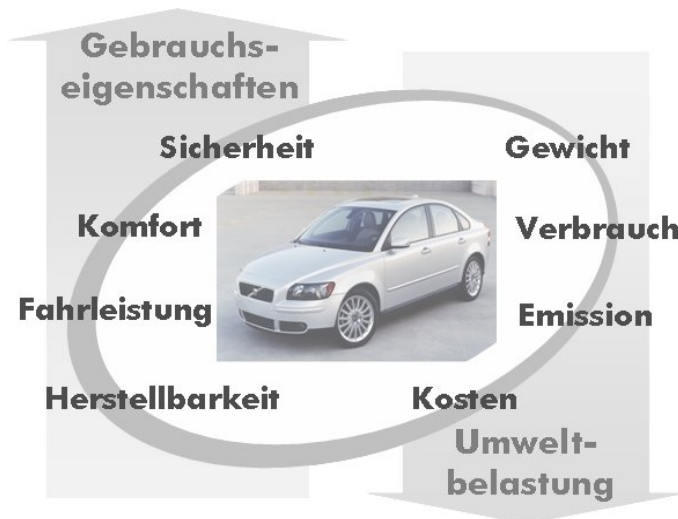


Bild 1-1: Anforderungen an die Automobilentwicklung, nach [8]

Ein wesentlicher Lösungsansatz besteht in der Reduzierung der Fahrzeug-Gesamtmasse. Gleichzeitig müssen aber auch die wachsenden Anforderungen an die Fahrzeugsicherheit, die Funktionalität und den Komfort erfüllt werden. Deshalb sind im modernen Fahrzeugbau innovative Leichtbaukonzepte gefragt, welche eine wirksame Gewichtseinsparung realisieren und ebenso die Belastbarkeit des Fahrzeuges steigern.

Im modernen Karosseriebau werden deshalb zunehmend leistungsfähigere Werkstoffe, wie zum Beispiel höherfeste Stahlfleinbleche, eingesetzt. Bei festigkeitsbestimmter Bauteilauslegung kann durch eine erhöhte Werkstofffestigkeit die Materialdicke herabgesetzt und auf diese Weise eine wirksame Einsparung an Gewicht erreicht werden. Zudem sind durch den Einsatz hochfester Werkstoffe verbesserte Bauteileigenschaften, beispielsweise ein erhöhter Verformungswiderstand bei Crashbelastung, erzielbar. Diese höherfesten Stahlfleinblechwerkstoffe, wie z.B. Dualphasenstähle oder TRIP-Stähle, zeichnen sich durch exzellente mechanische Eigenschaften aus. Auf der Grundlage ihres mehrphasigen Gefüges weisen diese Werkstoffe neben ihrer hohen Festigkeit auch eine gute Duktilität und Zähigkeit auf. Dabei wird der Festigkeitszuwachs üblicherweise über einen erhöhten Gehalt an Legierungselementen erreicht, was in der Regel eine zunehmende Einschränkung der Schweißbeignung dieser Werkstoffe zur Folge hat.

Das Laserstrahlschweißen hat sich aufgrund seiner hohen Prozessgeschwindigkeit und Präzision sowie der geringen thermischen Grundwerkstoffbeeinflussung als eine vorteilhafte Fügetechnologie im Karosseriebau etabliert. Dabei findet dieses Verfahren sowohl in der Halbzeugfertigung als auch im Karosserierohbau Anwendung. Speziell

zum Fügen höherfester Stahlgüten wird das Laserstrahlschweißen derzeit bereits sehr verbreitet eingesetzt. Das für die hervorragenden Werkstoffeigenschaften verantwortliche Grundgefüge wird jedoch im Nahtbereich durch den Schweißvorgang zerstört. Hauptsächlich wirkt sich die infolge der extrem hohen Abkühlgeschwindigkeit eintretende starke Nahtaufhärtung negativ aus. Der daraus resultierende drastische Verlust an Duktilität und Zähigkeit führt zu einer im Vergleich zum Grundwerkstoff deutlich eingeschränkten Umformbarkeit geschweißter Halbzeuge im Bereich der Schweißnaht bzw. zu einer reduzierten Belastbarkeit geschweißter Karosseriekomponenten, beispielsweise im Crashfall.

Vor dem Hintergrund eines stark wachsenden Einsatzvolumens höherfester Stahlfeinbleche im Karosseriebau sind somit effektive Ansätze zur Verbesserung der Schweißnahteigenschaften, insbesondere der Umformbarkeit des Nahtbereiches, besonders interessant. Aus dem Bereich des Schweißens schwer schweißbarer Stähle im Fahrzeug-Antriebsstrang ist dazu die Methode der Kopplung von Laserstrahlschweißen und induktiver Bauteilerwärmung bekannt. Diese Verfahrenskopplung wird dort in unterschiedlichen Varianten seit einigen Jahren sehr erfolgreich zur Sicherstellung der Schweißbarkeit und zur Verbesserung der mechanischen Schweißnahteigenschaften eingesetzt. Aufgrund der aus werkstofflicher Sicht ähnlich gelagerten Problemstellung beim Schweißen höherfester Stahlfeinbleche erscheint eine Umsetzung eines derartigen Ansatzes der Prozesskopplung auch für Blechanwendungen sehr Erfolg versprechend.

Die erforderliche Prozessentwicklung zum induktiv unterstützten Laserstrahlschweißen von härtesten Stahlfeinblechen ist Gegenstand dieser Arbeit. Mit dieser Technologie wird dabei eine wirksame Verbesserung der mechanischen Verbindungseigenschaften und letztendlich eine Erhöhung der Umformbarkeit des geschweißten Bauteils angestrebt. Zielstellung ist es, insbesondere über die Herstellung der Verknüpfung zwischen prozesstechnischen Aspekten und erzeugten Werkstoffeigenschaften, die Voraussetzungen für einen industriellen Einsatz dieser Technologie zu schaffen und potenzielle Anwendungsfelder aufzuzeigen.

2 Stand der Technik

2.1 Leichtbau im PKW-Karosseriebau

Unter der Maßgabe einer stetigen Reduzierung der Umweltbelastung werden im modernen Automobilbau vielfältige Anstrengungen zur Ressourcenschonung unternommen. Die Maßnahmen reichen dabei von der Steigerung des Wirkungsgrades im Antriebsbereich bis zur Reduzierung des Fahrzeuggewichts. Der Leichtbau weist in diesem Zusammenhang mit etwa 30 % das größte Energieeinsparungspotenzial auf [1]. Dabei werden die drei Komponenten Fertigungsleichtbau, Konstruktionsleichtbau und Stoffleichtbau unterschieden, welche stets im Zusammenhang zu betrachten sind [2]. Deshalb wurden in letzter Zeit eine Reihe ganzheitlicher Karosseriekonzepte entwickelt (ULSAB, ULSAC, NSB, ATLAS, ABC, Super Light Car), welche eindrucksvoll die Möglichkeiten der Gewichtsreduzierung und der gleichzeitigen Steigerung der Gebrauchseigenschaften von Beispielkarosserien demonstrieren [3] - [7]. Dem Stoffleichtbau kommt in diesem Spannungsfeld eine Schlüsselrolle zu, da hier besonders hohe Gewichtseinsparungspotenziale vorhanden sind und zudem die Konstruktion bzw. die Fertigung der Baugruppen massiv durch die Werkstoffauswahl mitbestimmt werden.

Die Rohkarosserie eines herkömmlichen PKW stellt mit einem Anteil von etwa 20 bis 25 % an der Gesamtmasse die größte zusammenhängende Baugruppe eines Fahrzeuges dar [1], [8], [9]. Somit sind in diesem Bereich besonders gute Möglichkeiten zur Gewichtsreduzierung gegeben. In den letzten Jahren sind sehr innovative Konzepte zum Stoffleichtbau an der Rohkarosserie entwickelt und umgesetzt worden, welche auf der Verwendung einer Vielzahl unterschiedlicher Materialien beruhen. Bei festigkeitsbestimmter Bauteilauslegung liegt die Zielstellung in der Regel in der Erhöhung des Verhältnisses von Werkstofffestigkeit zur Dichte. Dies kann zum einen über die Festigkeitssteigerung, z.B. durch den Einsatz hochfester Stähle, erzielt werden. Zum anderen kann aber auch durch die Verwendung von Leichtmetallen, Kunststoffen oder Verbundmaterialien das spezifische Bauteilgewicht reduziert werden [10]. Grundsätzlich ist durch den Einsatz von hochfesten Stahlwerkstoffen ein sehr hohes Festigkeitsniveau erreichbar. Gleichzeitig sind die Kostenaufwendungen für die Gewichtseinsparung bei höherfesten Stählen mit bis zu 5 EUR / kg im Vergleich zu Aluminiumlegierungen (bis 10 EUR / kg), Magnesium (bis 15 EUR / kg) oder CFK (bis 20 EUR / kg) relativ gering [2].

Höherfeste Stahlgüten haben in letzter Zeit zunehmend Anwendung in der Serienkarosserieherstellung gefunden. Beispielhaft sei hier der konsequente Einsatz von hochfestem Dualphasenstahl, TRIP-Stahl und Komplexphasenstahl im Porsche Cayenne bzw. VW Touareg genannt. 64 % der verwendeten Stähle liegen in ihrer Festigkeit oberhalb der Werte konventioneller Stahlgüten. Zu 35% wurden hoch- und höchstfeste Stähle mit einer Zugfestigkeit von bis zu 980 MPa eingesetzt [11] (Bild 2-1). Dem Einsatz höherfester Stahlgüten sind in der Großserie insbesondere wirtschaftliche und verarbeitungstechnische Grenzen gesetzt. Am Beispiel des Opel Astra wird in [9] als oberer wirtschaftlicher Grenzwert für die Verwendung höher- und höchstfester Stähle ein Massenanteil von 60 – 65 % angegeben. Weitere Übersichten zum Werkstoffeinsatz in der Rohkarosserie sind in [12] für den Volvo VC90, in [13] für den VW Golf und in [7] für die Passatkarosserie gegeben.

Trägerstruktur Porsche Cayenne/ VW Touareg

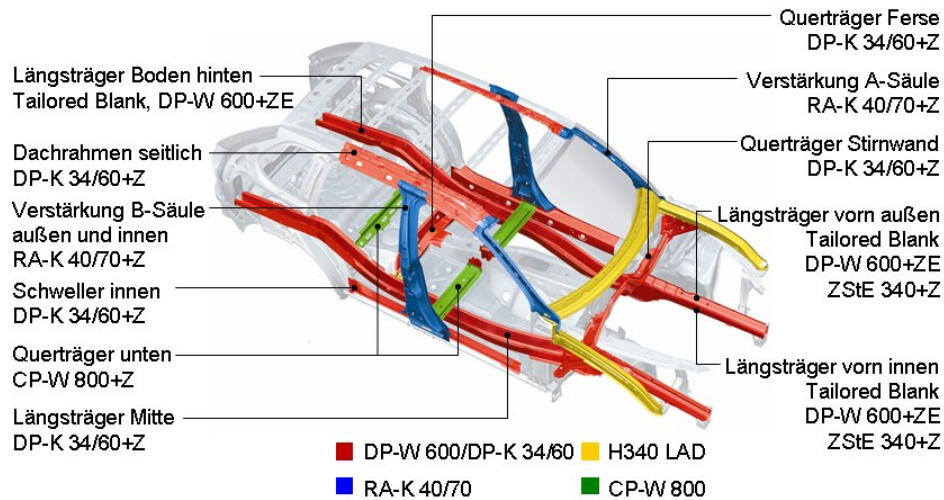


Bild 2-1: Porsche Cayenne bzw. VW Touareg Karosserie mit höherfesten Stahlwerkstoffen [8]

Ein wesentliches Leichtbauprinzip im modernen Karosseriebau ist die Verwendung von Bauteilen mit differenzierten Eigenschaften, welche an die lokale Beanspruchung während der Herstellung, im Betrieb und bei Überlastung angepasst sind. Dieses Prinzip wurde erstmals bei den seit Mitte der 1980er Jahre bekannten Tailored Blanks umgesetzt. Sie bestehen aus zwei oder mehreren Platinen, deren Blechstärke, Material und Beschichtung auf die jeweilige, lokale Beanspruchung abgestimmt ist. Durch dieses Prinzip der belastungsangepassten Bauteilkonstruktion ist im Vergleich zur konventionellen Bauweise eine deutliche Gewichtsreduzierung bei gleichzeitig verbessertem Bauteilverhalten, insbesondere in sicherheitsrelevanten Strukturen, realisierbar. Durch die Verlagerung der Fügeoperation vom Zusammenbau in die Halbzeugfertigung können zudem enorme Fertigungskosten eingespart werden [14], [15]. Seit ihrer industriellen Einführung haben sich diese maßgeschneiderten Halbzeuge zu Massenprodukten entwickelt, welche heute in der Regel vom Stahlerzeuger oder spezialisierten Halbzeughersteller auf Kundenwunsch hergestellt werden [122].

Mit den stetig steigenden Forderungen nach weiterer Gewichtsreduzierung und erhöhter Belastbarkeit werden Bauteile mit zunehmend differenzierten Eigenschaften erforderlich. Bei den so genannten Engineered Blanks wird durch die Verwendung von nichtlinearen Stoßkonturen eine nochmals verbesserte Bauteilanpassung an die Belastung möglich. Darüber hinaus können über die Herstellung von Tailored Tubes, in Verbindung mit der Innenhochdruck-Umformtechnik (IHU), rohrförmige Profilelemente mit einem weiten Geometrie- und Eigenschaftsspektrum erzeugt werden. Weiterhin ist durch die Patchwork-Technologie eine lokale Steigerung der Belastbarkeit von Karosseriestrukturen erzielbar. Dabei wird durch das Aufbringen eines Patchbleches, beispielsweise in Lasteinleitungspunkten der Karosserie, der tragende Querschnitt lokal erhöht und damit die Beanspruchung in diesem Bereich reduziert (siehe z.B. [16]).

2.2 Stahlfeinbleche für den Karosseriebau

2.2.1 Übersicht

Die Palette der im Karosseriebau eingesetzten Stahlfeinbleche reicht von relativ niedrigfesten aber sehr gut umformbaren Güten bis zu Stählen mit extrem hoher Festigkeit. Im Allgemeinen nimmt mit steigender Materialfestigkeit die Umformbarkeit ab. So können konventionelle Tiefziehstähle bei Zugfestigkeiten um 300 MPa eine Bruchdehnung A_{80} von mehr als 40 % erreichen. Demgegenüber weisen höchstfeste Martensitphasenstähle bei einer Zugfestigkeit von mehr als 1000 MPa eine Bruchdehnung von weniger als 10 % auf (Bild 2-2, Tabelle 2-1). Für den Einsatz werden die Werkstoffe entsprechend ihren mechanischen Eigenschaften insbesondere nach ihrer Festigkeit und Umformbarkeit ausgewählt [17].

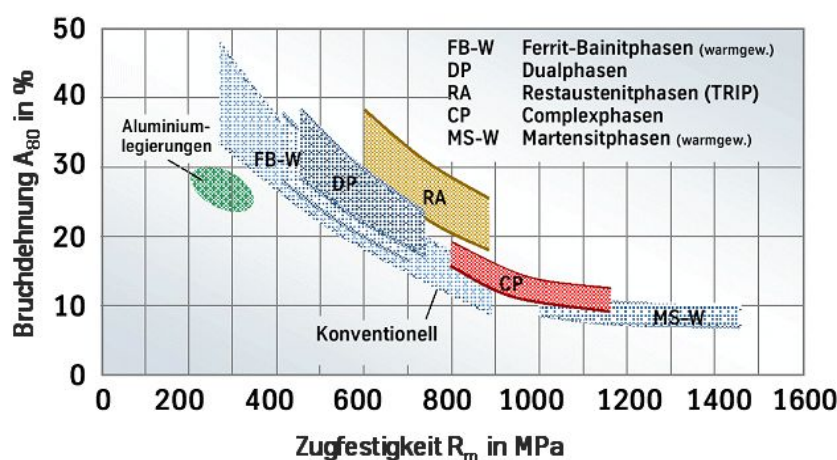


Bild 2-2: Einordnung von Stahlfeinblechwerkstoffen nach ihrer Zugfestigkeit und Bruchdehnung [17]

In Tabelle 2-1 sind die wesentlichen der derzeit im Karosseriebau eingesetzten Stahlfeinblechgüten aufgeführt. Für jeweils einen typischen Vertreter sind beispielhaft gebräuchliche Bezeichnungen und die Mindestwerte für Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung angegeben. Detaillierte Werte der mechanischen Eigenschaften einer Vielzahl von Stahl-Feinblechwerkstoffen sind beispielsweise [18] oder aus Normen, z. B. [126] zu entnehmen.

In der Literatur sind verschiedene Einteilungen der Feinblechstähle für den Karosseriebau gebräuchlich. In der aktuellen Normung (DIN EN 10346) wird eine Klassifizierung der Stähle nach ihren mechanischen Eigenschaften vorgenommen:

- weiche Stähle zum Kaltumformen $R_{p0,2} \leq 240$ (300) MPa
- Stähle mit hoher Dehngrenze zum Kaltumformen $R_{p0,2} \leq 620$ MPa
- Mehrphasenstähle zum Kaltumformen $R_{p0,2} \leq 1150$ MPa

Tabelle 2-1: Übersicht über die im Karosseriebau häufig verwendeten Stahlfeinblechgüten und ihre Eigenschaften (Normen für die Stahlbezeichnungen: prEN 10130, prEN 10268, DIN EN 10346; Kennwerte: 1 nach [19], 2 nach [20], 3 nach [21])

Stahlgüte	Beispiel					
	Bezeichnung	weitere Bezeichnungen	$R_{p0,2}$	R_m	A_{80}	CE
			[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
Tiefziehstahl ¹	DC04		140	270	38	0,05
IF-Stahl ¹	H180Y		180	340	34	0,05
Bake Hardening Stahl ¹	H220B		220	340	32	0,10
Mikrolegierter Stahl ¹	HX340LAD	ZStE340	340	410	21	0,10
Dualphasenstahl ¹	HCT600X	DP600, DP-K34/60	340	600	21	0,45
TRIP- / Restaustenitstahl ¹	HCT690T	TRIP700, RA-K40/70	400	700	24	0,50
Complexphasenstahl ¹	HCT780C	CP-W800	500	780	10	0,60
Martensitphasenstahl ²	HDT1200M	MS-W1200	900	1200	5	0,60
Mangan-Bor-Stahl (vergütet) ³	22MnB5	MBW-W1500	1300	1650	5	0,56

Eine Festigkeitssteigerung bei metallischen Werkstoffen beruht prinzipiell auf der Behinderung der Versetzungsbewegung bei der plastischen Verformung. Grundsätzlich können dazu 4 verschiedene Verfestigungsmechanismen genutzt werden (Tabelle 2-2). Für die hier betrachteten Stahlfeinblechwerkstoffe sind insbesondere die Mischkristallverfestigung, die Kornfeinung und die Kaltverfestigung relevant. Bei mikrolegierten Stählen ist neben der Kornfeinung auch die Ausscheidungshärtung für den Festigkeitszuwachs verantwortlich. Die grundlegenden Verfestigungsmechanismen laufen in technischen Metallen nicht losgelöst voneinander ab. Vielmehr kommt es in der Regel zu kombinierten Verfestigungsvorgängen. Insbesondere bei Mehrphasenwerkstoffen wird dabei die Kombination der Eigenschaften verschiedener nebeneinander vorliegenden Phasen gezielt ausgenutzt [22], [23].

Bei der Verarbeitung einiger höherfester Feinblechstähle wird der Bake-Hardening-Effekt gezielt zur zusätzlichen Streckgrenzensteigerung genutzt. Bei der Umformung der Platten werden durch die plastische Verformung Versetzungen erzeugt. Im anschließenden Lackeinbrennprozess erfolgt eine Diffusion des Kohlenstoffs an die Versetzungen. Die resultierende Behinderung der Versetzungsbewegung bewirkt eine Anhebung der Streckgrenze um 30 bis mehr als 300 MPa [17], [22].

Tabelle 2-2: Grundmechanismen zur Festigkeitssteigerung bei metallischen Werkstoffen

Mechanismus	Prinzip	Effekte
Mischkristallbildung	- Fremdatomeinlagerung ins Matrixgitter (Substitutions- oder Einlagerungsmischkristall) - Versetzungsverankerung und Gitterverzerrung - z.B. C im α-Eisen	- Festigkeit $\uparrow$ - Duktilität $\downarrow$
Kaltverfestigung	- Erhöhung der Versetzungsdichte durch Versetzungsbildung - Versetzungskonzentration an Korngrenzen - z.B. Kaltwalzen, Work-Hardening	- Festigkeit $\uparrow$ - Duktilität $\downarrow$
Kornfeinung	- Verkleinerung der Korndurchmesser - Reduzierung der Versetzungslaufwege - z.B. bei Feinkornstählen	- Festigkeit $\uparrow$ - Duktilität $\rightarrow$
Ausscheidungs- härtung	- Teilchenausscheidung - z.B. Karbid- oder Karbonitridausscheidungen	- Festigkeit $\uparrow$ - Duktilität $\downarrow$

Das weit gefächerte Eigenschaftsspektrum der Feinblechstähle wird durch das vorliegende Gefüge bestimmt. Die Gefügeausbildung ist dabei von der Legierungszusammensetzung und dem während der Herstellung bzw. der Bearbeitung realisierten Temperatur-Zeit-Verlauf abhängig. Folgende Phasen bzw. Phasengemische sind bezüglich der zu betrachtenden Feinblechstähle relevant [23] - [26]:

- **Ferrit (F)** ist eine weiche Phase mit geringer Kohlenstofflöslichkeit. Sie entsteht bei niedrigem Kohlenstoffgehalt (untereutektoid) aus dem Austenit bei sehr geringer Abkühlgeschwindigkeit. Ferrit liegt im krz-Gitter vor und zeichnet sich durch geringe Härte (≤ 150 HV) und sehr gute Umformbarkeit aus. Mit steigendem C-Gehalt bildet sich zudem das eutektoide Phasengemisch Perlit, bestehend aus Ferrit und Zementit (Fe_3C).
- **Bainit (B)** ist ein Phasengemisch, bestehend aus Ferrit und Fe_3C . Bainitisches Gefüge (auch Zwischenstufengefüge) entsteht bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit. Besonders der untere, feinnadlige Bainit, welche bei Abkühlgeschwindigkeiten kurz unterhalb der unteren kritischen Martensitabkühlgeschwindigkeit gebildet wird, weist sowohl gute Festigkeit als auch relativ hohe Zähigkeit auf. Oberer, grober Bainit zeigt dagegen im Wesentlichen ein sehr sprödes Verhalten.
- **Martensit (M)** ist eine metastabile Phase und bildet das Härtegefüge des C-Stahls. Martensit entsteht bei Abkühlung oberhalb der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und bei Unterschreitung der Martensitstarttemperatur M_s durch Zwangslösung des Kohlenstoffs im krz-Gitter. Die mechanischen Eigenschaften werden im Wesentlichen vom C-Gehalt und der Abkühlgeschwindigkeit bestimmt und sind hauptsächlich durch eine sehr hohe Härte und eine niedrige Zähigkeit charakterisiert. Durch Anlassen kann jedoch die Zähigkeit deutlich verbessert werden.
- **Restaustenit (RA)** ist eine metastabile Phase. Bei extrem hoher Abkühlgeschwindigkeit oder bei Stählen mit hohem Kohlenstoffgehalt und entsprechend

niedriger Martensitfinishtemperatur ($M_f < RT$) bleibt nicht umgewandelter Restaustenit im Gefüge zurück. Das kfz-Gitter ist für die sehr gute Zähigkeit des Gefüges verantwortlich. Restaustenit ist relativ instabil. Bei mechanischer Beanspruchung oder sehr tiefen Temperaturen kann sich dieser in Martensit umwandeln.

2.2.2 Konventionelle Stahlfeinbleche

Weiche Tiefziehstähle zeichnen sich besonders durch ihre hervorragende Umformbarkeit aus. Der charakteristische sehr niedrige C-Gehalt sorgt für ein nahezu rein ferritisches Gefüge mit vereinzelt eingelagerten Karbiden. Folglich weisen diese Stähle sehr hohe Bruchdehnungswerte und ein ausgesprochen isotropes Verformungsverhalten auf. Weiche Tiefziehstähle sind die klassischen Karosseriewerkstoffe. Einsatz finden diese Stahlgüten heute vor allem bei sehr umformintensiven Bauteilen und bei hohen Ansprüchen an die Maßhaltigkeit oder Oberflächenqualität.

Bei höherfesten IF-Stählen wird über die Mischkristallverfestigung mit Phosphor, Silizium und Mangan eine Festigkeitssteigerung erreicht. Gleichzeitig sind diese Stähle sehr gut umformbar, weil die ansonsten interstitiell vorliegenden Elemente Kohlenstoff und Stickstoff vollständig über die Legierungselemente Titan und Niob abgebunden sind. Diese Werkstoffe können somit Anforderungen nach erhöhter Festigkeit und trotzdem sehr guter Umformbarkeit besonders gut erfüllen [27], [28].

Seit Mitte der 1970er Jahre werden für erhöhte Festigkeitsanforderungen mikrolegierte Stähle eingesetzt. Heute werden mit diesen Werkstoffen Streckgrenzen bis etwa 500 MPa bei beachtlichen Bruchdehnungswerten erreicht. Diese Eigenschaften resultieren hauptsächlich aus der Feinkörnigkeit des Gefüges. Infolge der Zulegierung von Titan und Niob entstehen feine Karbide, welche bei der Abkühlung als Keimbildner fungieren. Zusätzlich können diese hoch schmelzenden Karbide selbst auch einen Beitrag zur Verfestigung durch Ausscheidungshärtung leisten [29], [30].

Bis zu einer Mindeststreckgrenze von etwa 300 MPa sind auch klassische Bake-Hardening-Stähle verfügbar. Bei diesen Stählen wird eine zusätzliche Verfestigung erreicht, indem nach einer plastischen Verformung die entstandenen Versetzungen über eine thermisch angeregte Kohlenstoffdiffusion blockiert werden. Mit diesem Bake-Hardening-Effekt können bei derartigen Stählen Streckgrenzenerhöhungen zwischen 30 und 40 MPa erzielt werden. Diese Werkstoffe sind im weichen Zustand relativ leicht umformbar und erreichen ihre letztendliche Festigkeit erst nach der Wärmebehandlung während des Lackeinbrennvorganges [28].

2.2.3 Höherfeste Mehrphasenstähle

Seit Anfang der 1980er Jahre werden höherfeste Mehrphasenstähle eingesetzt. Zunächst wurden die Dualphasenstähle entwickelt. Ab Anfang der 1990er Jahre standen dann erste TRIP- oder Restaustenitstähle zur Verfügung. Zielstellung ist, Streckgrenze und Zugfestigkeit über das Niveau der mikrolegierten Stähle hinaus zu erhöhen, ohne dabei die Umformbarkeit wesentlich einzuschränken. Das Wesen der höherfesten Dualphasen- und TRIP-Stähle beruht auf dem Zusammenwirken von nebeneinander vorliegenden weichen und harten Phasen im Gefüge. Die Basis bildet eine ferritische

Matrix, welche eine gute Verformbarkeit des Werkstoffes garantiert. Inselförmig eingelagerte, harte Phasen wie Martensit oder Bainit bewirken in Abhängigkeit ihrer Massenanteile eine wirksame Festigkeitssteigerung (siehe Bild 2-3). In Ergänzung zu den grundlegenden Verfestigungsmechanismen (Tabelle 2-2) kann hier von einer so genannten Mehrphasenverfestigung gesprochen werden [31] - [33].

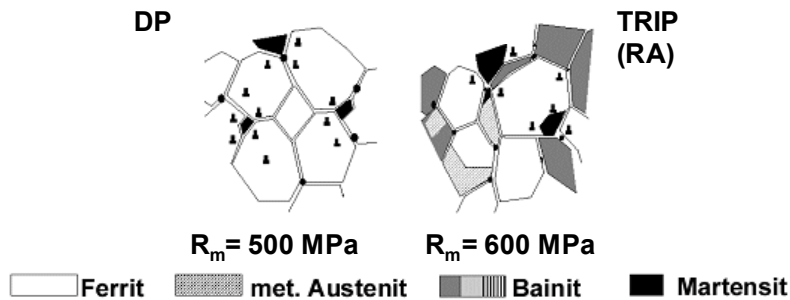


Bild 2-3: Prinzipieller Gefügebau von Dualphasenstahl (DP) bzw. TRIP- oder Restaustenitstahl (RA) nach [17]

Dualphasenstahl besteht aus Ferrit und zwischen 5 und 40 % Martensit. Entsprechend des Massenanteils und der Korngröße werden üblicherweise Streckgrenzenwerte zwischen 250 und über 500 MPa erreicht. Die Bruchdehnungen liegen entsprechend zwischen 27 und 10 %. Zunehmend werden auch Dualphasenstähle mit deutlich höherem Martensitanteil und entsprechend hohen Festigkeiten ($R_m > 1000 \text{ MPa}$) entwickelt und eingesetzt [19], [33] - [35].

Bei der Herstellung wird das kaltgewalzte Material zunächst einer interkritischen Glühung im Zweiphasengebiet $\alpha + \gamma$ unterzogen (770 – 830 °C). Dabei wird der Kohlenstoff fast vollständig im Austenit gelöst und erreicht hier Massenanteile von bis zu 0,7 %. Bei der anschließenden sehr raschen Abkühlung wandelt der Austenit vollständig in Martensit um (Bild 2-4). Der bereits im Zweiphasengebiet vorhandene Ferrit bleibt erhalten [8]. In der Serienproduktion kann die Wärmebehandlung direkt aus der Walzhitze ausgeführt werden, mit definiertem Durchlaufen des Ferritgebietes und anschließendem Abschrecken (Warmband). Häufig wird aber auch ein kaltgewalztes Rohmaterial einer separaten Wärmebehandlung zur Erzeugung des Dualphasengefüges unterzogen (Kaltband) [37], [38].

Die Streckgrenze und das Streckgrenzenverhältnis herkömmlicher Dualphasenstähle sind im Vergleich zu anderen Mehrphasenstählen relativ gering. Andererseits weisen Halbzeuge aus Dualphasenstählen eine vergleichsweise gute Umformbarkeit auf. Da während der Umformung zum Bauteil die Streckgrenze deutlich ansteigt, bieten Komponenten aus diesen Werkstoffen auch eine hohe Festigkeit und zudem einen beträchtlichen Verformungswiderstand bei Crashbelastung. Folglich werden aus höherfesten Dualphasenstählen hauptsächlich komplex geformte Strukturteile mit hohem Festigkeitsanspruch oder Bauteile mit hohem Energieaufnahmevermögen im Crashfall hergestellt [11], [13].

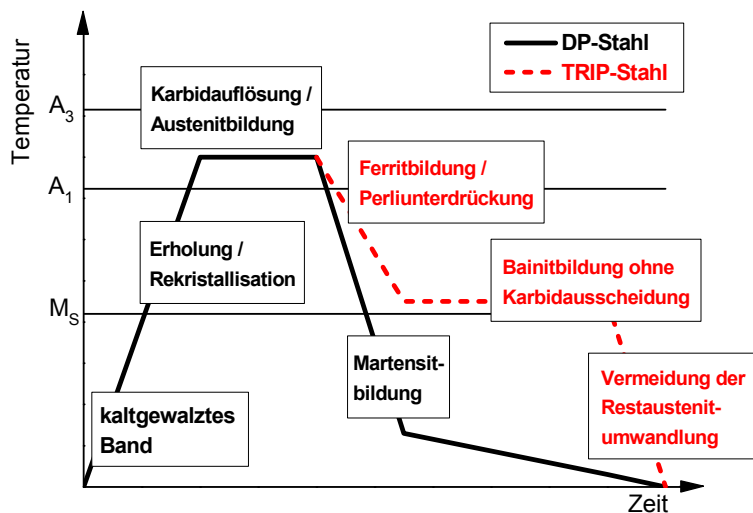


Bild 2-4: Prinzipieller Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Dualphasenstahl- und TRIP-Stahl-Herstellung nach [8]

Das Gefüge der TRIP-Stähle (TRAnsformation Induced Plasticity) besteht ebenfalls aus einer weichen Ferrit-Matrix. Zur Einstellung des Festigkeitsniveaus dienen eingelagerte Bainit-Inseln mit einem Anteil von 35 bis 70 %. Zusätzlich finden sich Restaustenitbereiche (bis 15 %) im Gefüge, weshalb diese Stähle auch als Restaustenitstähle bezeichnet werden. Auch beim TRIP-Stahl werden über die unterschiedlichen Massenverteilungen der einzelnen Phasen die Festigkeit und die Verformbarkeit eingestellt [39]. Bei der Herstellung erfolgt nach dem bereits beschriebenen interkritischen Glühen eine rasche Abkühlung bis auf eine Temperatur oberhalb der Martensitstarttemperatur M_s . Anschließend wird auf diesem Temperaturniveau (350 – 480 °C) eine zweite Glühstufe im Bereich einiger Minuten durchgeführt, um den in der interkritischen Glühung eingestellten Austenit in Bainit umzuwandeln. Die Menge des erzeugten Bainits hängt dabei vom C-Gehalt der Legierung und von der Glühzeit ab. Nach der Bainitumwandlung wird rasch abgekühlt. Der bisher nicht umgewandelte Austenit bleibt als Restaustenit im Gefüge erhalten [40].

Es werden Streckgrenzen zwischen 380 und etwa 600 MPa sowie Zugfestigkeiten zwischen 600 und 1000 MPa erreicht. Die relativ hohen Bruchdehnungswerte von entsprechend 27 – 18 % sind eine Folge des bei diesen Stählen genutzten TRIP-Effektes [19]. Grundlage ist die verformungsinduzierte Umwandlung des metastabilen Restaustenits in Martensit bei plastischer Deformation. Die Menge des im Gefüge verbleibenden Restaustenits steht dabei im direkten Zusammenhang zur aufgetragenen plastischen Verformung [41]. Die Restaustenitumwandlung ist mit einem starken plastischen Fließen verbunden, welches für die gute Umformbarkeit der TRIP-Stähle verantwortlich ist. Die gleichzeitig durch die Martensitentstehung erzeugte drastische Steigerung der lokalen Festigkeit verhindert eine Verformungskonzentration in der plastifizierten Zone. Damit wird ein frühzeitiges Einschnüren vermieden und die globale Materialfestigkeit signifikant angehoben [42].

TRIP-Stähle werden aufgrund ihrer hohen Festigkeit nach der Umformung häufig in Baugruppen eingesetzt, welche selbst unter Crashbelastung eine hohe Strukturstabilität aufweisen müssen. Weniger stark verfestigt, finden diese Werkstoffe auch in Bereichen zur hohen Crash-Energieaufnahme Anwendung [13]. TRIP-Stähle kommen als Kaltband oder Warmband zum Einsatz.

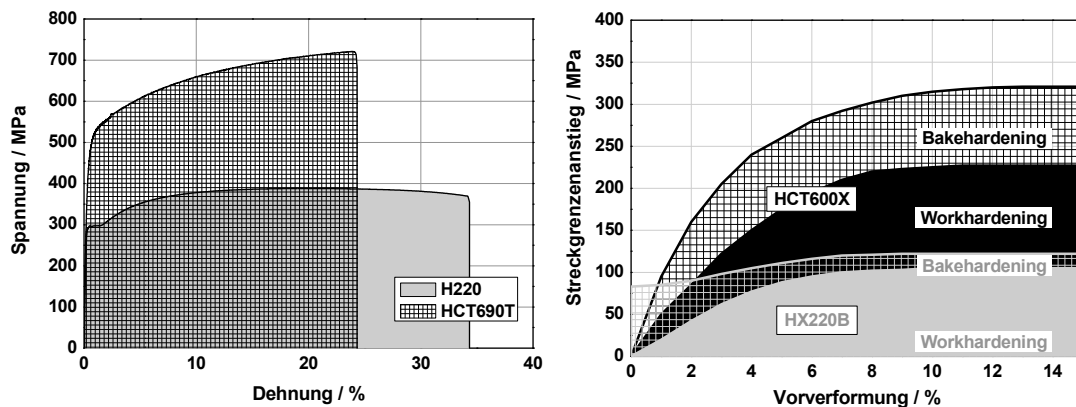


Bild 2-5: Mechanische Eigenschaften höherfester Mehrphasenstähle: typischer Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines TRIP-Stahls (links) und Streckgrenzanstieg durch Work-Hardening und Bake-Hardening eines Dualphasenstahls (rechts) im Vergleich zu konventionellen Stahlgüten nach [17]

Sowohl Dualphasenstähle als auch TRIP-Stähle weisen ein ausgeprägtes Bake-Hardening-Verhalten auf. Dabei sind im Gegensatz zu den niedrigerfesten Güten Streckgrenzenerhöhungen von mehr als 300 MPa möglich (Bild 2-5). Speziell für den Stahl HCT690T (TRIP 700) wurde auch eine ausgeprägte Abhängigkeit der Streckgrenzenerhöhung von der Auslagerungstemperatur nachgewiesen [31], [43], [44].

Besonders hervorzuheben ist das sehr gute Umformverhalten höherfester Mehrphasenstähle. Infolge der starken Festigkeitssteigerung bei nur geringfügig reduzierter Bruchdehnung nimmt beispielsweise ein TRIP-Stahl (HCT690T) eine wesentlich höhere Verformungsenergie bis zum Bruch auf als ein konventioneller Stahl (H220) (Fläche unter der Spannungs-Dehnungs-Kurve im Zugversuch, siehe Bild 2-5 links). Darüber hinaus wurde nachgewiesen, dass höherfeste Mehrphasenstähle auf einem viel höheren Festigkeitsniveau noch gleiche Sicherheiten gegen Einschnürung aufweisen wie weiche Tiefziehstähle [45].

Die hervorragende Zähigkeit der härtesten Dualphasen- und TRIP-Stähle ist damit besonders für die Crashbeanspruchung interessant. Bei den dort auftretenden hohen Verformungsgeschwindigkeiten und sehr hohen Umformgraden weisen derartige Stähle ein erheblich höheres Aufnahmevermögen an Verformungsenergie auf als konventionelle Stähle [33]. Die Übergangstemperatur T_U vom duktilen Bruch zum Sprödbuch liegt üblicherweise bei Werten unter $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Somit ist im Crashtest selbst bei tiefen Temperaturen keine Reduzierung des Energieaufnahmevermögens oder gar ein sprödes Versagen nachzuweisen [46].

2.2.4 Höchstfeste Stahlfeinbleche

Komplexphasenstähle weisen ein gegenüber Dualphasen- und TRIP-Stählen nochmals erhöhtes Festigkeitsniveau auf. Das komplexe, sehr feinkörnige Gefüge und homogen verteilte Feinstausscheidungen garantieren Streckgrenzenwerte bis etwa 800 MPa bei Bruchdehnungen um 10 %. Die maximalen Festigkeiten höchstfester Mehrphasenstähle werden derzeit bei Martensitphasenstählen erreicht. Aufgrund des überwiegend martensitischen Gefüges liegen die Werte für die Streckgrenze in der Regel über 1000 MPa. Allerdings weisen diese Stähle nur noch eine Bruchdehnung von etwa 5 % auf

[39]. Baugruppen, die sich selbst bei sehr hohen Belastungen im Crashfall nicht verformen dürfen, wie Träger und Verstärkungen im Bereich der Fahrgastzelle, werden heute zunehmend aus diesen höchstfesten Werkstoffen gefertigt [8], [37].

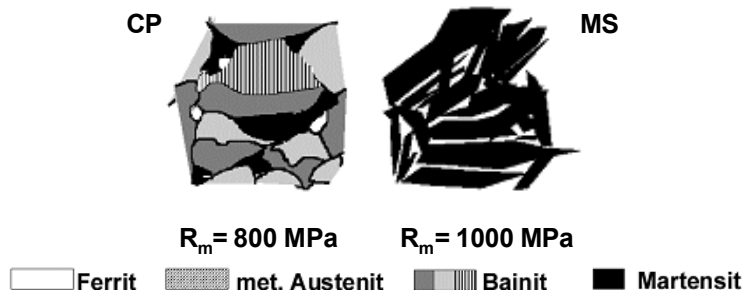


Bild 2-6: Prinzipieller Gefügeaufbau von Komplexphasenstahl (CP) und Martensitphasenstahl (MS) nach [17]

Die höchsten derzeit verfügbaren Festigkeiten im Karosseriebau werden mit Mangan-Bor-Stählen erzielt. Diese Vergütungsstähle werden im austenitisierten Zustand warmumgeformt und anschließend im Presswerkzeug vergütet. Damit sind Zugfestigkeiten von bis zu 1500 MPa im vergüteten Zustand möglich. Extrem hoch beanspruchte Bauteile, wie Säulen- oder Schwellerteile sowie Stoßfänger werden aus diesem Material hergestellt. Dem Vorteil einer gegenüber höchstfesten Mehrphasenstählen hervorragenden Umformbarkeit steht der deutlich erhöhte Fertigungsaufwand gegenüber [13], [47].

Neue Entwicklungen versuchen auf der Basis hochmanganhaltiger, austenitischer TRIP- und TWIP-Stähle das zur Verfügung stehende Eigenschaftsspektrum weiter zu vergrößern. Mit diesen Werkstoffen können Bruchdehnungswerte von mehr als 80 % erreicht und somit extreme Umformungen, bei gleichzeitig hohen Materialfestigkeiten, realisiert werden. Diese Werkstoffe befinden sich aber derzeit noch in der Entwicklung (siehe z.B. [48]).

2.3 Laserstrahlschweißen

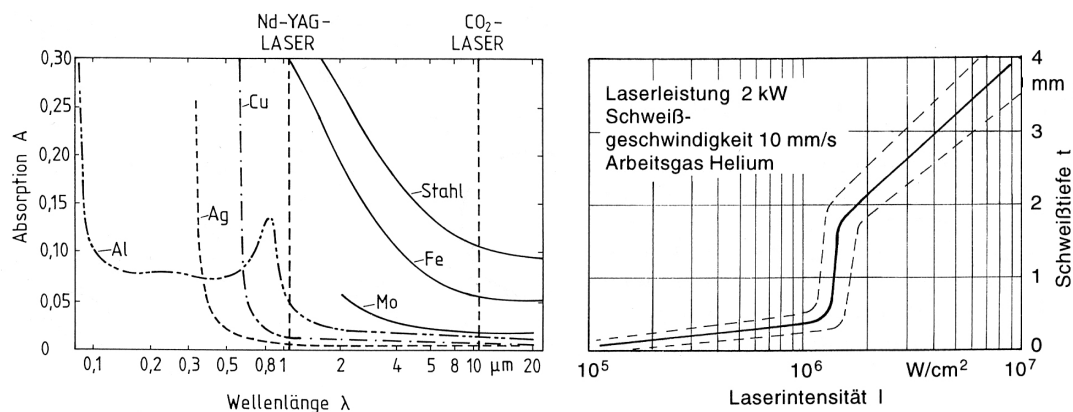
2.3.1 Grundlagen

Laser basieren auf dem physikalischen Prinzip der Lichtverstärkung durch stimulierte Emission (Lig~~h~~t ~~a~~mplification by ~~s~~timulated ~~e~~mission of ~~r~~adiation). Die auf diese Weise erzeugte Laserstrahlung ist monochromatisch und kohärent. Aufgrund dieser spezifischen optischen Eigenschaften besitzen Laserstrahlen eine hohe Parallelität und sind sehr gut fokussierbar. Die daraus resultierenden sehr hohen Leistungsdichten qualifizieren den Laserstrahl zu einem äußerst effektiven und präzisen Werkzeug in der Materialbearbeitung. Die Wellenlänge der Laserstrahlung hängt vom aktiven Lasermedium ab. Die Strahlqualität wird dagegen maßgeblich von der Art des Resonators bestimmt [49], [50]. Seit dem Bau der ersten Laserquelle im Jahr 1960 wurden bis heute eine Vielzahl verschiedener Lasertypen entwickelt, welche sich insbesondere durch ihre Wellenlänge unterscheiden. In der Makromaterialbearbeitung haben sich hauptsächlich die Laserquellen entsprechend Tabelle 2-3 etabliert.

Tabelle 2-3: Übersicht über die in der Makromaterialbearbeitung üblichen Lasertypen

Lasertyp	Wellenlänge	Strahlqualität	typischer Leistungsbereich
CO ₂ -Laser	10,6 μm	3,5 – 15 mm·mrad	$\leq 20 \text{ kW}$
Nd:YAG-Laser	1.064 nm	12 – 25 mm·mrad	$\leq 4,4 \text{ kW}$
Faserlaser	$\approx 1.070 \text{ nm}$	0,4 – 12 mm·mrad	$\leq 20 \text{ kW}$
Scheibenlaser	$\approx 1.030 \text{ nm}$	2 – 12 mm·mrad	$\leq 16 \text{ kW}$
Diodenlaser	750 – 950 nm	20 – 100 mm·mrad	$\leq 10 \text{ kW}$

Beim Laserstrahlschweißen wird die fokussierte Laserstrahlung zum Aufschmelzen der zu verschweißenden Materialien genutzt. Der Strahlungsabsorption an der Bauteiloberfläche kommt dabei eine zentrale Bedeutung in der Prozessbeherrschung zu. Sie hängt vorrangig vom Werkstoff, der Wellenlänge der Strahlung und von der Oberflächenbeschaffenheit des Bauteils ab. Für die meisten metallischen Werkstoffe gilt, dass kurzwellige Strahlung (z.B. Nd:YAG-Laser) grundsätzlich besser absorbiert wird als langwellige Strahlung (z.B. CO₂-Laser, siehe Bild 2-7 links) [53]. Darüber hinaus ist die Absorption vom Einstrahlwinkel und der Polarisation der Laserstrahlung abhängig.

Bild 2-7: Zusammenhang zwischen Strahlungsabsorption und Wellenlänge (links) und Einfluss der Intensität auf die Schweißtiefe für CO₂-Laserstrahlschweißen von Stahl (rechts) [53]

Werden die Schweißprozessparameter betrachtet, so ist die Absorption hauptsächlich von der Strahlungsintensität abhängig (Bild 2-7 rechts). Bei geringer Intensität ist der Anteil der Reflexion sehr hoch. Das Material wird an der Oberfläche lediglich aufgeschmolzen und die Wärme ausschließlich über Schmelzbadkonvektion und Wärmeleitung in die Tiefe transportiert. Diese Methode wird als Wärmeleitungsschweißen bezeichnet und ist durch eine geringe Einschweißtiefe und einen niedrigen Prozesswirkungsgrad charakterisiert (Bild 2-8 links). Bei Steigerung der Intensität steigt die Einschweißtiefe an. Nach Überschreitung der Schwellintensität, welche für Stähle typischer Weise im Bereich von 10^6 W/cm^2 liegt, kommt es zur Ausbildung des Tief-schweißeffektes. Der damit verbundene drastische Anstieg der Einschweißtiefe ist auf die Ausbildung einer Dampfkapillare zurückzuführen, welche durch das partielle Verdampfen des Werkstoffes infolge der hohen Intensität entsteht. Der Kapillardurchmesser entspricht dabei näherungsweise dem wirksamen Strahldurchmesser. In der Kapillare wird die Laserstrahlung nahezu vollständig absorbiert. Folglich können mit dem

Tiefschweißeffekt sehr schmale und tiefe Schweißnähte erzeugt und hohe Schweißgeschwindigkeiten realisiert werden (Bild 2-8 rechts) [51] - [54].

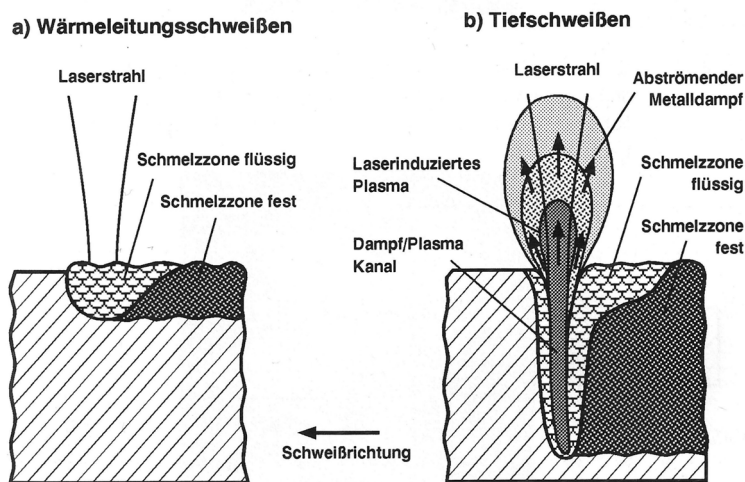


Bild 2-8: Arten des Laserstrahlschweißens [53]

Für das Dünnblechschweißen im Karosseriebau wird heute üblicherweise die Tiefschweißtechnik angewendet. Bei einer Durchschweißung, beispielsweise im I-Stoß oder Überlapstoß, ist durch die nach unten offene Kapillare ein Teil der Laserstrahlung für das Aufschmelzen der Materialien nicht nutzbar. Zudem kann durch das niedrige Verhältnis von Kapillartiefe zu -durchmesser die für eine effektive Energieeinkopplung erforderliche Vielfachreflexion der einfallenden Laserstrahlung an der Kapillarwandung kaum stattfinden. Die Absorption der Laserstrahlung kann somit in diesem Falle überwiegend nur durch Plasma- bzw. Metalldampfabsorption in der Kapillare erfolgen. Folglich verschlechtert sich die Energiebilanz im Vergleich zum Tiefschweißen ins Vollmaterial. Die Verluste müssen beispielsweise über eine entsprechend erhöhte Laserleistung ausgeglichen werden [53].

Beim Einsatz von CO_2 -Lasern ist die aus der relativ großen Wellenlänge resultierende Plasmaabschirmung zu beachten. Dabei wird ein wesentlicher Teil der Strahlungsenergie im laserinduzierten Plasma über der Werkstückoberfläche absorbiert und steht damit nicht für den eigentlichen Schweißprozess zur Verfügung. Die Entstehung dieser Plasmawolke kann durch Verwendung von Prozessgasen (z.B. He oder Ar-He-Gemische) eingeschränkt und somit eine deutliche Steigerung des Prozesswirkungsgrades erzielt werden [53], [54].

Im Automobilbau wird bereits seit den 1970er Jahren das CO_2 -Laserstrahlschweißen für die Fertigung von Getriebe- und Antriebskomponenten verwendet. Dieses Verfahren hat sich mittlerweile besonders für die Herstellung hoch belasteter Verbindungen sowie für das Fügen schwer schweißbarer Materialien bei minimaler Beeinträchtigung der Bauteileigenschaften und hoher Wirtschaftlichkeit etabliert [55], [56].

Bei der Herstellung von Halbzeugen für den Karosseriebau findet das Laserstrahlschweißen zunehmend Anwendung in der industriellen Fertigung. So werden Tailored Blanks heute nahezu ausschließlich mit dem Laserstrahlschweißen gefügt [14], [15], [57]. Üblicherweise werden dazu CO_2 -Laser verwendet. Speziell in der Herstellung von nichtlinearen Schweißkonturen werden aber auch Festkörperlaser eingesetzt. Die Wei-

terentwicklungen der belastungsangepassten Halbzeuge, wie Engineered Blanks oder Tailored Tubes werden heute ebenfalls überwiegend mit dem Laserstrahl verschweißt [58]. Neueste Arbeiten zeigen darüber hinaus auch die Vorteile lasergeschweißter Patchwork-Komponenten auf [59].

Seit Anfang der 1990er Jahre findet das Laserstrahlschweißen auch im Zusammenbau von Karosseriestrukturen Anwendung. Aufgrund der Notwendigkeit einer flexiblen Strahlführung werden hier üblicherweise konventionelle Festkörperlaser eingesetzt. Neueste Anwendungen basieren dagegen auf dem Einsatz von Quellen mit hoher Strahlqualität, wie zum Beispiel Scheiben- oder Faserlaser. Besonders hervorzuheben sind in diesem Zusammenhang die mittlerweile von einer Vielzahl von Automobilherstellern eingesetzten Dachnähte. Darüber hinaus findet das Laserstrahlschweißen unter anderem auch bei der Herstellung von Säulen, Schwellern, Seitenteilen, Trägern oder der Bodengruppe Anwendung [55], [60], [61].

2.3.2 Laserstrahlschweißen höherfester Stahlfeinbleche und resultierende Verbindungseigenschaften

Das Laserstrahlschweißen ist grundsätzlich zum Fügen höherfester Stahlfeinbleche geeignet. Durch die Wärmewirkung des Schweißprozesses gehen allerdings die hervorragenden Grundwerkstoffeigenschaften im Schweißgut und in der WEZ größtenteils verloren. Infolge der im Allgemeinen relativ geringen Breite der Laserschweißnähte bleibt aber diese Beeinträchtigung der Werkstoffeigenschaften auf eine sehr kleine Zone begrenzt.

Für die WEZ wird der Zusammenhang zwischen den beim Schweißen auftretenden Abkühlzeiten und der sich ausbildenden Gefügestruktur sowie den resultierenden Härtewerten in werkstoffspezifischen Schweiß-ZTU-Schaubildern beschrieben. Das Gefüge nach dem Schweißen ist dabei von der Legierungszusammensetzung und vorrangig vom Kohlenstoffgehalt der Legierung sowie vom Verlauf der Abkühlung aus der Schmelze abhängig. Die konzentrierte Wärmeeinbringung beim Laserstrahlschweißen führt zu sehr hohen Abkühlraten von bis zu 10^4 K/s und entsprechend sehr kurzen Abkühlzeiten aus der Schweißwärme ($t_{8/5} < 1$ s). Vergleichende Untersuchungen an Laserschweißnähten in verschiedenen Karosseriestählen haben gezeigt, dass bei niedrigfesten Güten mit sehr geringem Kohlenstoffgehalt ($< 0,08$ %) ein ferritisch-bainitisches Nahtgefüge entsteht. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt bildet sich zunehmend Martensit [52], [62], [63].

Für die in dieser Arbeit betrachteten höherfesten Mehrphasenstähle sind in der Regel keine auf Messwerten basierenden Schweiß-ZTU-Schaubilder verfügbar. Es sind aber verschiedene Berechnungsansätze bekannt. Bild 2-9 zeigt beispielhaft ein berechnetes ZTU-Schaubild für konstante Abkühlgeschwindigkeit für den Stahl DP600 (HCT600X) nach Li [64].

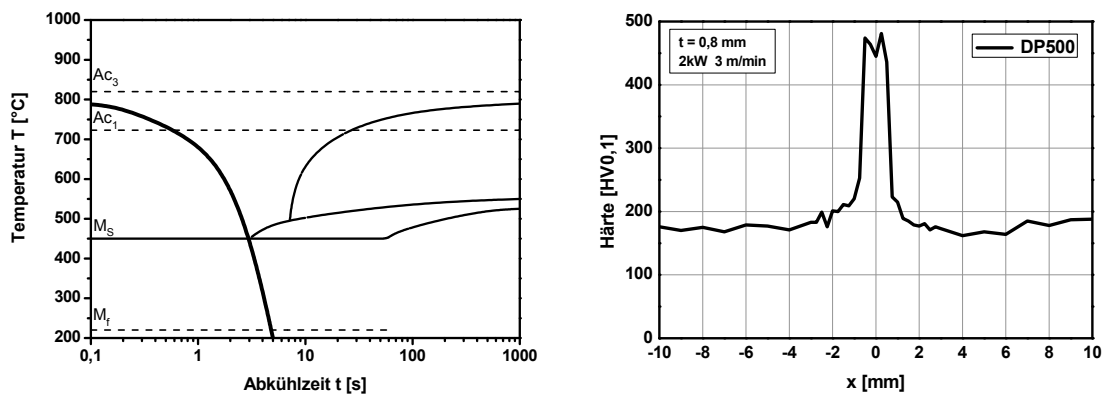


Bild 2-9: Darstellung eines berechneten ZTU-Schaubildes für DP600 nach [64] (links) und typische Härteverteilung einer Laserschweißnaht in DP500 nach [63] (rechts)

Eine gute Möglichkeit zur Beurteilung der Aufhärtungsempfindlichkeit beim Schweißen un- und niedriglegierter Stähle bietet das Kohlenstoffäquivalent CE nach IIW:

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad [\%] \quad (\text{Gl. 1})$$

Allgemein gilt für un- und niedriglegierte Stähle, dass mit steigendem Kohlenstoffäquivalent die Aufhärtung infolge Martensitbildung zunimmt und sich die Kaltrissneigung erhöht. Beispielhafte Werte für CE in Tabelle 2-1 zeigen, dass höherfeste Dualphasenstähle, Restaustenitstähle und noch festere Stahlfeinblechgüten ein Kohlenstoffäquivalent von $CE > 0,4 \%$ aufweisen. Erfahrungsgemäß ist in diesen Fällen von einer eingeschränkten Schweißneigung infolge starker Aufhärtung zu sprechen [62], [65].

Die dendritische Erstarrungsstruktur im Schweißgut lasergeschweißter Stahlfeinbleche wirkt sich in der Regel zusätzlich negativ auf die Verbindungseigenschaften aus. Insbesondere die Zähigkeit und das Umformverhalten der Schweißverbindung werden durch die Überlagerung von ungünstiger Mikrostruktur und maximaler Härte sowie geringer Duktilität beeinträchtigt. Über die Verwendung von duktilem Schweißzusatzwerkstoff kann die Umformbarkeit der Schweißnaht erhöht werden. So haben beispielsweise Untersuchungen gezeigt, dass durch die Zufuhr von Ni-Basis-Draht eine Verbesserung der Umformbarkeit von lasergeschweißten Blechen aus DP600 bzw. TRIP700 erreicht werden kann [62], [63].

Bild 2-9 rechts zeigt einen typischen Härteverlauf einer Laserschweißnaht in einem Dualphasenstahl DP500 [63]. Charakteristisch sind die sehr hohe Härte im Schweißgut bzw. in der inneren WEZ sowie der steile Härteabfall zum Grundwerkstoff hin. Ein Härteeinbruch im äußeren Bereich der WEZ ist, zumindest bei Werkstofffestigkeiten von bis zu $R_m \approx 700 \text{ MPa}$ (z. B. DP600 bzw. TRIP700), nicht festzustellen. Infolge der sehr kurzen Abkühlzeit beim Laserstrahlschweißen treten in den Schweißnähten in der Regel deutlich höhere Nahthärten auf als in konventionell geschweißten Nähten. So wurden zum Beispiel für MAG-geschweißte Nähte in DP600 Maximalhärten von 325 HV5 gemessen. Laserstrahlnähte weisen dagegen Werte von bis zu 450 HV0,1 auf [15], [36], [49], [51], [62] - [67].

Das Verhalten von Laserschweißverbindungen unter mechanischer Belastung ist entscheidend durch das hohe Härteniveau und die entsprechend hohe lokale Festigkeit in der Schweißnaht geprägt. So findet im Querschugversuch der Bruch der Schweißprobe

stets im unbeeinflussten Grundwerkstoff statt, weil aufgrund der hohen Nahtfestigkeit die Verformung in die niedrigerfesten Grundwerkstoffbereiche verlagert wird. Dabei werden für die Schweißverbindung mindestens die Festigkeitswerte des Grundwerkstoffs erreicht. Die durch die hochfeste Schweißnaht erzeugte Verformungsbehinderung in Längs- und vor allem in Querrichtung reduziert aber die Gesamtdehnung der Schweißprobe erheblich. Im Längszugversuch muss dagegen die Schweißnaht die gesamte Verformung in Probenlängsrichtung mit ertragen. Die sehr niedrige Duktilität des Nahtgefüges führt hier zu einem Versagen der Probe ausgehend von der Schweißnaht, bei ebenfalls stark reduzierten Dehnungswerten [62], [63], [68].

In [68] wurden für Schweißverbindungen im Dualphasenstahl DP500 Kerbschlagbiegeversuche mit Kerblage im Grundwerkstoff und im Schweißgut durchgeführt. Dabei wurde bei den Proben mit Kerblage im Schweißgut eine erhöhte Kerbschlagarbeit aber auch ein Auswandern des Bruches in den Grundwerkstoff festgestellt. Im Gegensatz zur dort formulierten These bedeutet dieses Verhalten aber nicht zwangsläufig, dass das Schweißnahtgefüge im Vergleich zum Grundwerkstoff eine erhöhte Zähigkeit aufweist. Vielmehr kann der entsprechend der Härtesteigerung zu erwartende Zähigkeitsverlust im Schweißgut offenbar nicht auf diese Weise gemessen werden. Dennoch zeigen diese Ergebnisse, dass bei derartiger Beanspruchung von Schweißverbindungen aus höherfesten Stahlfeinblechen und bei den betrachteten geringen Blechdicken die verminderte Zähigkeit des Nahtgefüges nicht versagensbestimmend ist.

Die aus Längszugversuchen bekannte reduzierte Duktilität der Laserschweißnaht macht sich besonders bei der Umformung geschweißter Proben aus höherfesten Stahlfeinblechen bemerkbar. Auf diese Problematik wird im Abschn. 2.5.3 gesondert eingegangen. Das Verhalten lasergeschweißter Stahlfeinbleche unter zyklischer Beanspruchung wurde in [69] und [70] sowohl rechnerisch als auch experimentell untersucht. Es wurden diverse Schwingfestigkeitskenngrößen für konkrete Fälle an Streifenproben und bauteilähnlichen H-Proben unter Scherzug- bzw. Schälzugbeanspruchung ermittelt und ausgewertet. Weiterhin wurden vergleichende Untersuchungen an ungekerbten und gekerbten Grundwerkstoffproben durchgeführt, um den Einfluss einer definierten Unstetigkeit in der Probe zu ergründen. Dabei weisen die verwendeten gekerbten Proben aus den Dualphasenstählen DP400 und DP500 eine um Faktor 1,5 niedrigere Dauerschwingfestigkeit auf als ungekerbte Proben.

Üblicherweise werden im Karosseriebau verzinkte Stahlfeinbleche eingesetzt, um eine entsprechende Korrosionsbeständigkeit der Bauteile zu garantieren. Im Nahtbereich wird jedoch infolge der Wärmewirkung des Schweißprozesses die Zinkschicht geschädigt oder gar zerstört. Korrosionsuntersuchungen an mit unterschiedlichen Verfahren geschweißten Proben haben ergeben, dass die Korrosionsbeständigkeit der Schweißprobe direkt von der eingebrachten Streckenenergie beim Schweißen abhängt. Nach dem Korrosionstest zeigten demnach Laserschweißproben, welche mit sehr niedriger Streckenenergie hergestellt wurden, einen deutlich geringeren Korrosionsangriff als konventionell geschweißte Proben [62]. In weiteren Arbeiten wurden im Nahtbereich lasergeschweißter elektrolytisch verzinkter Bleche keine nennenswerten Korrosionsschäden nach dem Salzsprühnebeltest entsprechend ASTM B117 festgestellt [71]. Offenbar stellt also die Schädigung der Zinkschicht durch das Laserstrahlschweißen ein untergeordnetes Problem dar.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass höherfeste Feinblechstähle mit dem Laserstrahlschweißen grundsätzlich schweißbar sind. Dennoch ist insbesondere die aus der

hohen Schweißnaht Härte resultierende, teilweise stark eingeschränkte Verformbarkeit im Schweißnahtbereich sehr kritisch zu bewerten. Diese Eigenschaftsdegradation kann bei der Umformung lasergeschweißter Halbzeuge zum frühzeitigen Versagen der Verbindung führen. Darüber hinaus kann dadurch auch die Belastbarkeit lasergeschweißter Karosseriestrukturen im Betrieb oder im Crashfall negativ beeinflusst werden.

2.4 Induktionserwärmung

Die Induktionserwärmung beruht auf dem Prinzip der Joule'schen Erwärmung infolge eines Wirbelstroms, welcher durch ein äußeres magnetisches Wechselfeld in einem elektrisch leitenden Körper erzeugt wird. Zur Veranschaulichung kann dabei der Induktor als Primärwindung, das zu erwärmende Bauteil als einfache Sekundärwindung eines Transformators betrachtet werden (siehe Bild 2-10 links). Das durch den Induktor erzeugte magnetische Wechselfeld induziert nach dem Induktionsgesetz im Bauteil eine Spannung, welche einen Stromfluss zur Folge hat. Die resultierende Widerstandserwärmung wird zur Erwärmung des Bauteiles genutzt. Die eingebrachte Wärmemenge ist dabei direkt von der an der Induktionsspule umgesetzten Leistung abhängig. Für ferromagnetische Werkstoffe, wie z.B. ferritische Stähle, tragen die durch die Ummagnetisierung hervorgerufenen Hystereseverluste zusätzlich zur Erwärmung bei. Der wesentliche Vorteil der Induktionserwärmung besteht in der Erzeugung der Wärme im Bauteil selbst.

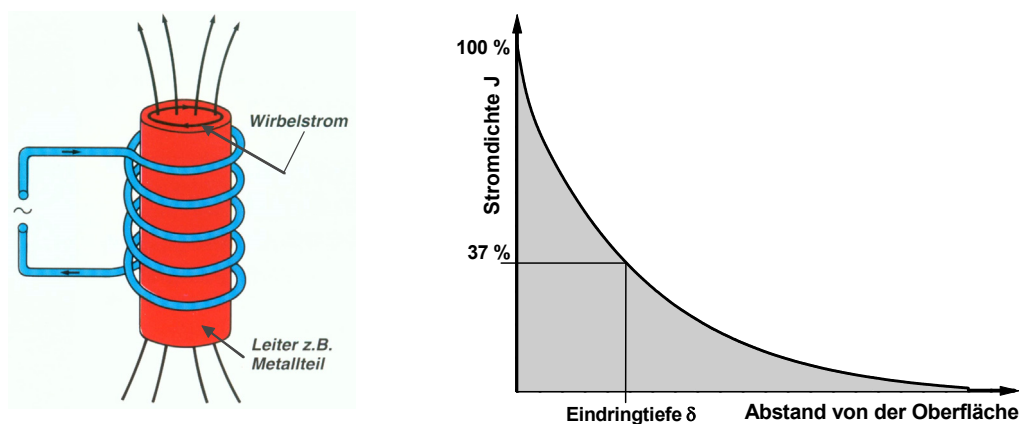


Bild 2-10: Prinzip der Induktionserwärmung und Definition der Eindringtiefe nach [73]

Der Induktionsstrom fließt im Bauteil in geschlossenen Bahnen und wird deshalb als Wirbelstrom bezeichnet. Er ist der ursprünglichen Wirkung stets entgegengerichtet und hat, infolge des seinerseits erzeugten Magnetfeldes, zum Bauteilinneren hin einen zunehmenden Widerstand zu überwinden. Folglich fließen die für die Erwärmung relevanten Wirbelströme mit steigender Wechselstromfrequenz zunehmend an der Bauteiloberfläche (Skin-Effekt). Zur technischen Beschreibung dieses Skin-Effektes wird das Eindringmaß bzw. die Eindringtiefe δ verwendet. Dieser Wert definiert den Abstand von der Oberfläche an dem im Bauteil die Stromdichte J auf 37 % ihres Maximalwertes J_0 abgesunken bzw. bei dem 86 % der Energie umgesetzt worden ist (Bild 2-10 rechts). Das Eindringmaß δ ist für einen Werkstoff gesehen in erster Linie von der Induktionsfrequenz und der Bauteiltemperatur abhängig. Entsprechend Bild 2-11 steigt δ mit sinkender Frequenz und steigender Temperatur an.

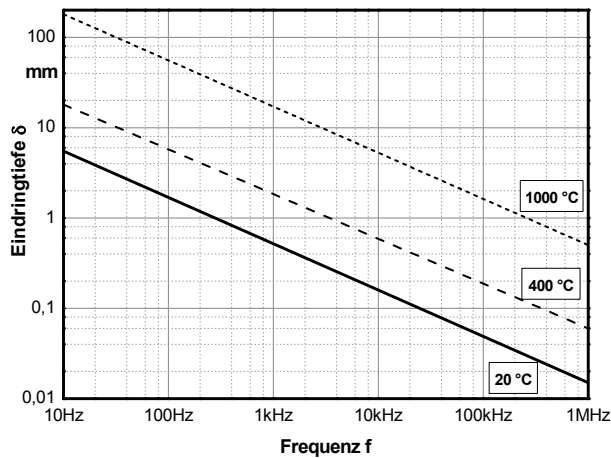


Bild 2-11: Eindringtiefe des Induktionsfeldes für Stahl in Abhängigkeit von der Frequenz und Temperatur nach [73]

Die Darstellung in Bild 2-11 kann für praktische Anwendungen zur Auswahl der optimalen Induktionsfrequenz bei vorgegebener Bauteildicke genutzt werden. Für das Durchwärmen zylindrischer Teile im Innenfeld des Induktors wird, zur Vermeidung des gegenseitigen Auslöschens der sich im Bauteilinneren gegenüberliegenden Felder, üblicherweise ein Verhältnis von $d/\delta = 3,5 - 8$ angestrebt (d = Bauteildurchmesser). Um einen hohen Wirkungsgrad und eine möglichst homogene Wärmefeldverteilung im Bauteil zu erreichen, wird in der Regel die Induktorform an die Bauteilgeometrie angepasst [72], [73].

Im Inneren der Induktionsspule findet eine Konzentration des elektromagnetischen Feldes statt. Folglich wird auch die Induktionserwärmung vorzugsweise im Innenfeld des Induktors durchgeführt (Bild 2-10 links). Für spezielle Anwendungen, so z.B. für die lokale Erwärmung großflächiger Bauteile, kann auch im Außenfeld des Induktors gearbeitet werden. Dazu ist es aber meist erforderlich, das elektromagnetische Feld mit entsprechenden Feldkonzentratoren zur Bearbeitungsstelle hin zu konzentrieren [73]. Aufgrund des einseitigen Induktionsfeldes kann es in diesem Fall nicht zu einer Magnetfeldauslöschung in der Bauteilmitte kommen. Deshalb kann hier vorteilhaft mit niedrigeren Verhältnissen d/δ gearbeitet werden.

Induktionserwärmungsprozesse werden hauptsächlich zum Randschichthärten bzw. zur kompletten Bauteilerwärmung für nachfolgende Bearbeitungsvorgänge eingesetzt [74], [75]. Darüber hinaus wird diese Technologie auch zum Löten und Schweißen sowie zunehmend zur prozessbegleitenden Wärmebehandlung bei Schweißoperationen genutzt [76]. Anwendungen auf dem Gebiet der Blechbearbeitung, wie z.B. zum Richten großer Blechkonstruktionen oder zum Schweißen von Tailored Blanks oder Rohren sind ebenfalls bekannt [77].

2.5 Blechumformung

2.5.1 Grundlagen

Der Begriff Blechumformung umfasst das Umformen von flächigen Halbzeugen in Hohlwerkstücke mit, gegenüber dem Ausgangszustand, intensionsgemäß unveränderter Wanddicke. Dabei wird die Umformung üblicherweise durch den ebenen Spannungszustand in der Blechebene erreicht. Die Verfahren der Blechumformung sind überwiegend dem Zugumformen (z.B. Streckziehen) oder dem Zugdruckumformen (z.B. Tiefziehen) zuzuordnen. Für die Herstellung flächiger Karosseriebauteile wird üblicherweise ein universelles Ziehverfahren (auch Karosserieteilziehen) mit kombinierter Tiefzieh- und Streckziehbeanspruchung eingesetzt. Dabei wird die Platine mittels Stempels durch den Ziehring gezogen, wobei ein Niederhalter die Faltenbildung im Flanschbereich verhindert [78].

Das Umformverhalten von Werkstoffen kann stark vereinfacht über eine im Flachzugversuch ermittelte Fließkurve beschrieben werden. Allerdings hängt das reale Werkstoffverhalten stark vom während der Umformung wirkenden Spannungszustand im Bauteil ab. Deshalb sind für die Bewertung der Umformbarkeit von Karosseriebauteilen Prüfverfahren besser geeignet, welche eine an die reale Beanspruchung angenäherte Charakteristik aufweisen. Häufig wird dafür der Erichsen-Tiefungsversuch verwendet. Dabei wird eine Blechprobe mittels Halbkugelstempel so lange verformt, bis Werkstoffversagen eintritt. Die Platine wird zwischen Matrize und Blechhalter eingespannt, um ein Nachfließen des Materials aus dem Flansch zu verhindern und eine ideale Streckziehbeanspruchung ($\varphi_1 = \varphi_2$) in der Prüfzone zu erreichen. Der Stempelweg bis zum Eintreten des Bruches (Tiefungsweg E) wird üblicherweise als Maß zur Bewertung der Umformbarkeit von Blechwerkstoffen verwendet (Bild 2-12) [79].

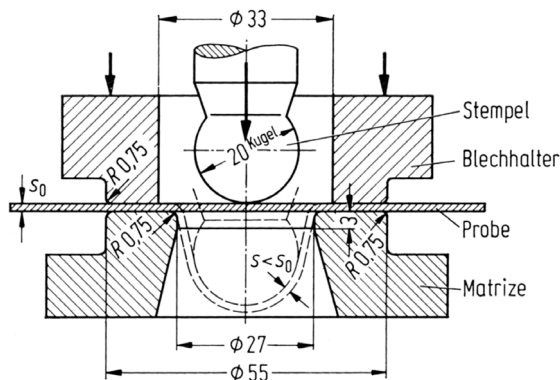


Bild 2-12: Prinzip Erichsen-Tiefungsversuch [78]

Da das Werkstoffverhalten während der Umformung im Werkzeug kaum analysiert werden kann, ist eine Beurteilung der Umformbarkeit von Bauteilen nur über eine Auswertung des Verformungszustandes nach der Umformung möglich. Dies kann durch eine Formänderungsanalyse geschehen. Mit Hilfe eines vor der Umformung auf die Blechoberfläche aufgetragenen Rasters werden dabei die lokalen Hauptumformgrade in der Blechebene φ_1 und φ_2 , insbesondere in kritischen Bauteilbereichen, gemessen. Komplexe Tiefziehbauteile können, abhängig von ihrer Geometrie und der Ziehfolge, lokal sehr unterschiedliche Formänderungszustände aufweisen. Die Grenze der

Verformbarkeit kann Grenzformänderungsschaubildern (auch FLC = forming limit curve) entnommen werden. In diesen werkstoffspezifischen Schaubildern ist die erreichte Formänderung zum Zeitpunkt des Beginns der Verformungslokalisierung dargestellt. Aufgetragen werden alle technisch realisierbaren Formänderungszustände, charakterisiert über die größte Formänderung (φ_1) und die kleinste Formänderung (φ_2) (siehe Bild 2-13 und Bild 2-14). Somit kann anhand dieser Schaubilder das Umformverhalten von Blechbauteilen über den gesamten Bereich der Blechumformung umfassend beurteilt werden [80].

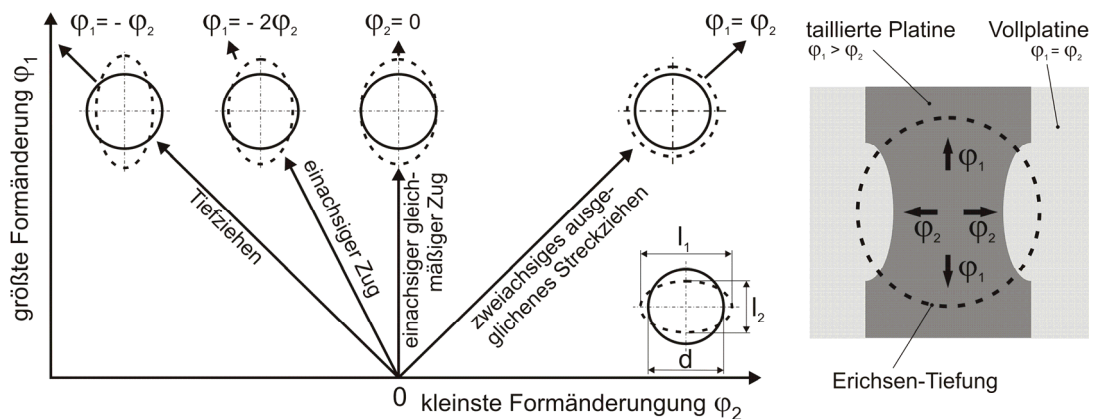


Bild 2-13: Übersicht der Formänderungen bei der Blechumformung [81]

Grenzformänderungsschaubilder werden üblicherweise im Tiefungsversuch (analog Bild 2-12, mit vergrößertem Stempeldurchmesser) ermittelt. Die diskreten Belastungszustände (siehe Bild 2-13 links) sind jeweils durch ein konstantes Verhältnis $\eta = \varphi_2 / \varphi_1$ in der Dommitte gekennzeichnet und werden über die Probengeometrie eingestellt. Dazu werden beispielsweise verschieden breite, kreisförmig ausgeschnittene Platinen verwendet (siehe Bild 2-13 rechts) [81], [82].

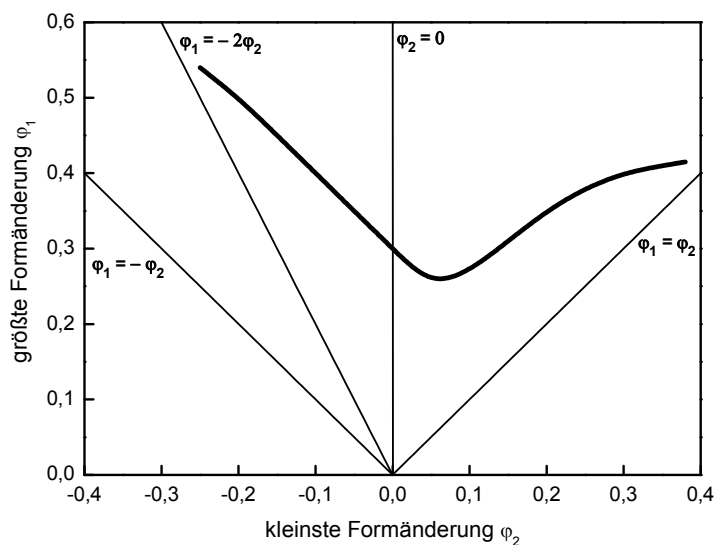


Bild 2-14: Typische Grenzformänderungskurve eines Feinkornstahls nach [84]

In jüngerer Vergangenheit wurde eine Reihe von Arbeiten zur experimentellen und rechnerischen Ermittlung von Grenzformänderungskurven für höherfeste Feinblechstähle durchgeführt. Beispielhafte Kurven sind [62] und [82] - [87] zu entnehmen. Bild 2-14 zeigt den typischen Verlauf der Grenzformänderungskurve eines Feinkornstahls. Charakteristisch ist ein Minimum der Kurve im Bereich um $\varphi_2 = 0$. Der Anstieg nach rechts zum Streckziehen ($\varphi_1 = \varphi_2$) hin fällt im Allgemeinen flacher aus als nach links in Richtung des einachsigen Zuges ($\varphi_1 = -2\varphi_2$). Der Bereich des theoretischen Tiefziehens ($\varphi_1 = -\varphi_2$) kann in der Regel nicht abgebildet werden, da die Unterdrückung der Blechausdünnung (aus $\varphi_1 = -\varphi_2$ folgt $\varphi_3 = 0$) praktisch nicht realisierbar ist.

2.5.2 Eigenschaften kaltverformter Stahlfeinbleche

Einen entscheidenden Einfluss auf die Lage der Kurve im Grenzformänderungsdiagramm übt der vor der betrachteten Umformung herrschende Verfestigungszustand in der Platine, beispielsweise hervorgerufen durch eine vorangegangene Kaltumformung, aus. Somit gilt eine Grenzformänderungskurve nur für eine spezielle Abfolge von Umformoperationen (Umformpfad). Betrachtet man zum Beispiel Halbzeuge, welche zunächst umgeformt, anschließend geschweißt und schließlich zum Bauteil umgeformt werden, sind zur Bestimmung des maximalen Formänderungsvermögens in diesen Fällen spezielle Grenzformänderungsschaubilder zu erstellen. Mit derartigen Kurven kann eine Beurteilung der im Betrieb bzw. im Crashfall zur Verfügung stehenden Verformungsreserve bei umgeformten und anschließend geschweißten Strukturen erfolgen.

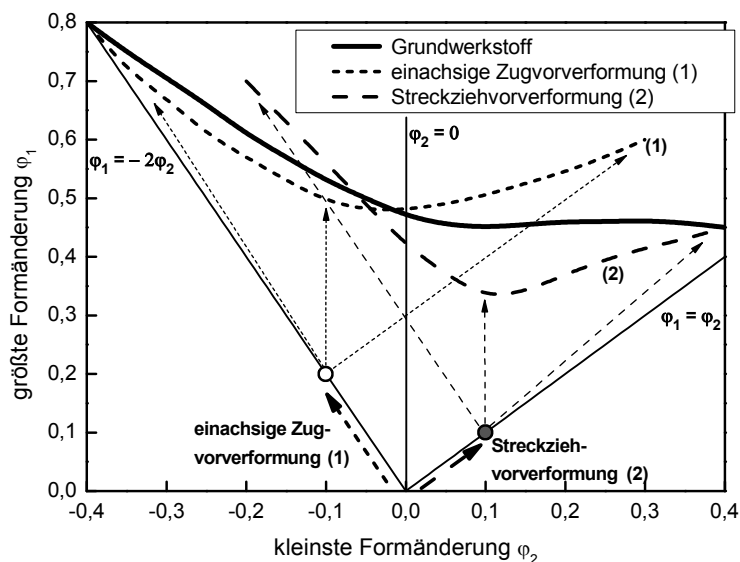


Bild 2-15: Verschiebung der Grenzformänderungskurve in Abhängigkeit von der Vorverformung für Stahlblech nach [89]

Im Bild 2-15 ist zu erkennen, dass infolge der Blechausdünnung bei einer Streckziehvorverformung (2) die resultierende Kurve im Vergleich zum nicht vorverformten Grundwerkstoff auf der Streckziehseite nach unten und auf der Seite der einachsigen Zugbeanspruchung nach oben verschoben wird. Andererseits bewirkt eine Vorverformung mit einachsiger Zugbeanspruchung (1) den gegenteiligen Effekt. Insbesondere

bei anschließender Streckziehbeanspruchung steigt dann die Verformbarkeit des Materials signifikant an. Für Grundwerkstoffe aus höherfesten Karosseriestählen wurden erste Untersuchungen dazu veröffentlicht [86] - [90]. Für lasergeschweißte Feibleche sind derartige Untersuchungen bisher nicht bekannt.

2.5.3 Umformung geschweißter Feiblechstrukturen

Die Umformbarkeit geschweißter Strukturen wird maßgeblich durch die Nahteigenschaften bestimmt. Einerseits schränkt der im Abschn. 2.3.2 beschriebene Verlust an Duktilität im Nahtgefüge die Umformbarkeit drastisch ein. Andererseits beeinflussen die extremen Eigenschaftsgradienten zwischen Nahtbereich und Grundwerkstoff (Overmatching-Effekt) das Fließverhalten während der Umformung in Abhängigkeit von der Nahtorientierung entscheidend.

In [68] ist für das Laserstrahlschweißen eines mikrolegierten Feinkornstahls (ZStE300) der Zusammenhang zwischen der eingebrachten Streckenenergie, der sich einstellen- den Abkühlzeit $t_{8/5}$, der resultierenden Schweißguthärte und der gemessenen Minde- rung der Tiefziehfähigkeit dargestellt. Demnach wird durch eine Steigerung der Stre- ckenenergie um etwa 85 % die Abkühlzeit um Faktor 3 verlängert und dadurch die Tiefziehfähigkeit um ca. 20 % erhöht.

Im Erichsen-Tiefungsversuch wird der Verlust an Umformbarkeit im Nahtbereich sehr deutlich. So wurde an Laserschweißnähten in DP600 eine Reduzierung der Erichsentiefung um 22 % gegenüber dem Grundwerkstoffwert gemessen. Für DP800 lagen die Schweißnahtwerte 33 % und für DP1000 sogar 53 % unter dem jeweiligen Grund- werkstoffniveau. Somit nimmt also die Einschränkung der Verformbarkeit mit steigen- der Grundwerkstofffestigkeit zu. Allgemein besteht dabei ein direkter Zusammenhang zwischen dem Kohlenstoffgehalt in der Legierung und der Umformbarkeit im Nahtbe- reich. So weisen Nähte in TRIP700 bereits eine gegenüber dem Grundwerkstoff um 50 % reduzierte Erichsentiefung auf. Dieser deutlich größere Verlust an Nahtverform- barkeit, beispielsweise im Vergleich zum höherfesten DP800, ist auf den etwa dop- pelt so hohen C-Gehalt des TRIP-Stahls zurückzuführen [91], [92].

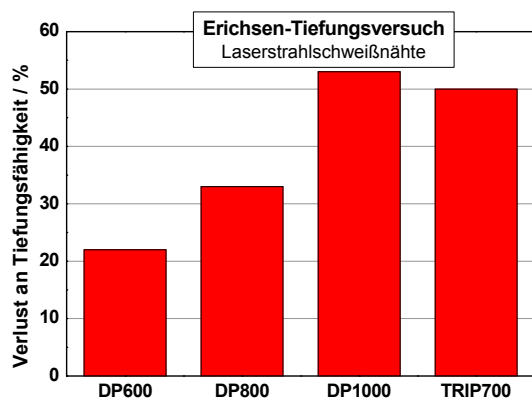


Bild 2-16: Literaturlauswertung zum Verlust an Tiefungsfähigkeit in der Laserstrahlschweißverbindung im Vergleich zum ungeschweißten Grundwerkstoff für verschiedene Mehrphasenstähle

Anhand aufgenommener Grenzformänderungskurven für lasergeschweißte Proben aus TRIP700 wird deutlich, dass die Umformbarkeit in der Schweißnaht im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff prinzipiell abnimmt. Dabei hängt das Werkstoffversagen vom jeweiligen Beanspruchungszustand ab. Im Streckziehbereich ($\varphi_1 = \varphi_2$) ist, entsprechend der bekannten Ergebnisse aus dem Standard-Erichsen-Tiefungsversuch, ein deutlicher Einbruch der erreichbaren Formänderung im Vergleich zum Grundwerkstoffniveau zu verzeichnen. Dagegen steigt die Verformbarkeit der Schweißverbindung mit zunehmender Einachsigkeit der Belastung an [62]. Die Abhängigkeit der Umform-eigenschaften von der Grundwerkstofffestigkeit und vom Kohlenstoffgehalt ist auch bei der Auswertung der Grenzformänderungsschaubilder zu beobachten. Für einen Dualphasenstahl DP600, mit geringerem C-Gehalt und niedrigerer Festigkeit als ein TRIP700, liegen die Schweißnahtwerte allgemein nur noch geringfügig unterhalb des entsprechenden Grundwerkstoffniveaus. Für gut umformbare IF-Stähle, mit sehr niedrigem C-Gehalt, ist sogar nahezu kein Unterschied zwischen den Daten des Grundwerkstoffs und der Schweißproben festzustellen [93], [94].

2.6 Laserstrahlschweißen mit thermischer Unterstützung

Einen sehr Erfolg versprechenden Ansatz zur Verbesserung der mechanischen Verbindungseigenschaften lasergeschweißter höherfester Feinblechstähle stellt die Integration einer induktiven Erwärmung in den Laserschweißprozess dar. Grundlegende Arbeiten zur Kombination von Laserstrahlschweißen und Induktionserwärmung sind Ende der 1990er Jahre zum Verschweißen von Getriebe- und Antriebskomponenten aus härtbaren Stählen durchgeführt worden (siehe z.B. [76], [95], [96]). Dabei wurde über eine unmittelbar vor dem Schweißen applizierte induktive Vorwärmung des Schweißbereiches eine wirksame Erhöhung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ erzielt. Bild 2-17 zeigt eine schematische Darstellung eines kombinierten Schweiß-ZTA-ZTU-Schaubildes zur Erläuterung der Temperaturverläufe beim Laserstrahlschweißen in Abhängigkeit von der Vorwärmung.

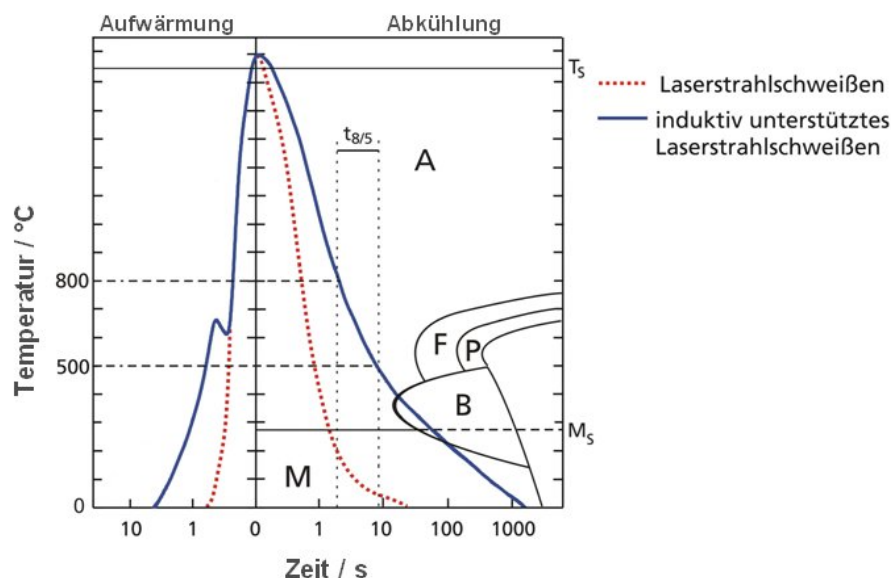


Bild 2-17: Schematische Darstellung des Laserstrahlschweißens ohne bzw. mit Vorwärmung im kombinierten Schweiß-ZTA-ZTU-Schaubild [96]

Mit dieser Prozesskombination kann, selbst für hoch kohlenstoffhaltige Vergütungs- oder Federstähle, die Martensitentstehung nach dem Schweißen eingeschränkt oder gar vermieden werden. In der Folge werden signifikant reduzierte Schweißnaht härten erreicht. Dies führt letztendlich zu rissfreien Schweißverbindungen dieser ansonsten nicht rissfrei schweißbaren Werkstoffe. Im Vergleich zum Schweißen unter konventioneller Vorwärmung wird bei der induktiven Vorwärmung mit deutlich höherer Vorwärmtemperatur gearbeitet, welche aber sehr schnell und sehr konzentriert in der Schweißstelle erzeugt wird. Dadurch wird die Vorwärmzeit drastisch reduziert, was einen taktzeitparallelen Einsatz in der automatisierten Serienfertigung ermöglicht. Ferner wird eine deutliche Energieeinsparung erreicht und die thermische Belastung der nicht in der Schweißzone liegenden Bauteilbereiche sowie der Anlagenperipherie deutlich abgesenkt. Im Ergebnis des Laserstrahlschweißens mit induktiver Vorwärmung wurde eine Anhebung der Dauerschwingfestigkeit und der Kerbschlagzähigkeit der Schweißverbindungen nachgewiesen. Eine Reihe erfolgreich realisierter Serienanwendungen in der Fertigung von Getriebe- bzw. Antriebskomponenten verdeutlicht das enorme Potenzial dieser Technologie [95], [96], [123], [125].

Beim Verschweißen von Dickblechen aus hochfesten vergüteten Feinkornbaustählen (z.B. S690QL) kann das induktiv unterstützte Laserstrahlschweißen die Nahteigenschaften erheblich verbessern. Insbesondere wurde eine Reduzierung der Nahthärte und eine Steigerung der Zähigkeit sowie eine Erhöhung der Dauerschwingfestigkeit der Verbindung nachgewiesen [97], [98].

Darüber hinaus sind auch Kombinationen von Induktionserwärmung und Laserauftragsschweißen bzw. Laserumschmelzhärten von Gusswerkstoffen bekannt (siehe z.B. [99], [100]). Ferner sind auch für hochfeste Feinkornbaustähle und Aluminiumlegierungen induktiv unterstützte Lichtbogenschweißprozesse untersucht worden, um die effektive Schweißgeschwindigkeit zu steigern, die Einschweißtiefe zu erhöhen und verbesserte Schweißnahteigenschaften zu erzielen [101].

Zum Fügen von Stahlfeinblechen durch induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen sind Arbeiten seit Anfang der 2000er Jahre bekannt. Zunächst wurden Untersuchungen an Stahlgüten geringer und mittlerer Festigkeit, wie zum Beispiel mikrolegierten Feinkornstählen, durchgeführt. In [102] ist das Quetschnahtschweißen von Tailored Blanks aus ZStE340 mit induktiver Nachwärmung und das Laserstrahlschweißen dieses Materials mit thermischer Nachbehandlung mittels defokussiertem Laserstrahl dargestellt. Die ausgewerteten Ergebnisse zeigen einen deutlichen Trend zur Reduzierung der Nahthärte und Erhöhung der Verformbarkeit der Schweißverbindung mit steigender Nachwärmtemperatur. Dennoch sind die effektiven Steigerungsraten relativ gering. So wird durch die induktive Nachwärmung der Quetschnahtschweißung die Bruchdehnung im Längszugversuch von 10 % auf 15 % angehoben. Das Grundwerkstoffniveau liegt aber bei etwa 25 %. [103] beschreibt das induktive Nachwärmen beim Laserstrahlschweißen von der Wurzelseite. Die dabei erreichten Härtereduzierungen waren allerdings auch überwiegend gering.

Auf dem Gebiet der höherfesten Stahlfeinbleche wurden ebenfalls Arbeiten zur Integration einer Wärmebehandlung in den Schweißprozess durchgeführt. Erste Untersuchungen wurden zum nachträglichen Anlassen von lasergeschweißtem Bandmaterial aus Vergütungsstählen (PT-Band, ähnlich C60) vorgestellt. Hier wurde jedoch ein defokussierter Nd:YAG-Laserstrahl zur Wärmebehandlung verwendet. Mit dieser Methode

wurde, im Vergleich zum geschweißten Zustand ohne Nachbehandlung, eine drastische Verbesserung der Tiefziehfähigkeit der geschweißten Platinen erreicht. Verantwortlich dafür ist ein angelassenes martensitisches Nahtgefüge [104]. Konkrete Parameter für die Lasernachbehandlung sind nicht aufgeführt. Aus eigenen Untersuchungen an vergleichbarem Material kann jedoch abgeleitet werden, dass das Laserstrahlnachwärmen erhebliche werkstofftechnische und wirtschaftliche Nachteile aufweist. Da die Wärmeeinbringung durch die Laserstrahlung allein an der Blechoberfläche erfolgen kann, ist der Wärmetransport in die Tiefe an die Wärmeleitung im Bauteil geknüpft. Zudem ist die Maximaltemperatur an der Oberfläche in Hinblick auf die Vermeidung von irreparablen Schädigungen, wie übermäßige Beeinträchtigung der Zinkschicht bzw. Neuhärtungseffekte oder gar Anschmelzungen, begrenzt. Diese Nachteile der Wärmebehandlungsprozesse mittels Laser können nur durch eine drastische Verringerung der Verfahrensgeschwindigkeiten kompensiert werden. Darüber hinaus wirken sich die üblicherweise großen Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung negativ auf das Ergebnis der thermischen Behandlung aus.

[105] und [106] beschreiben erstmalig einen Prozess des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens für das Fügen höherfester Feinblechstähle für den Karosseriebau. In [107] werden dazu tiefgreifende Ergebnisse von Parameterstudien an unterschiedlichen Karosseriestählen präsentiert. Dabei wurde das Nd:YAG-Laserstrahlschweißen mit nachträglichem Anlassen für den mikrolegierten Feinkornstahl H320LA, den Dualphasenstahl DP800 (mit sehr geringen C-Gehalt von 0,067 %) und den Restaustenitstahl TRIP700 untersucht. Es wurde eine stark vereinfachte Abschätzung der erforderlichen induktiven Nachwärmtemperatur in Relation zur Anlasstemperatur bei konventioneller Ofenbehandlung nach Hollomon und Jaffe vorgenommen. Danach wird beim induktiven Anlassen, wegen der sehr kurzen Anlasszeit, eine Erhöhung der Anlasstemperatur um 150 - 300 °C im Vergleich zur konventionellen Ofenbehandlung empfohlen. Im Anschluss wurde für eine konkrete Induktorkonfiguration und -position eine experimentelle Variation der Anlasstemperatur über die eingestellte Induktionsleistung durchgeführt. Für den unbeeinflussten Grundwerkstoff und die unbehandelte bzw. thermisch nachbehandelte Laserschweißnaht sind mikrostrukturelle Analysen, Werte der Schweißnaht Härte, Festigkeit und Dehnungen im Längszugversuch sowie Erichsen-Tiefungswerte aufgeführt.

Als Ergebnis der Induktionsbehandlung wurden in [107] für H320LA und TRIP700 eine signifikante Reduzierung der Schweißnaht Härte und eine entsprechende Steigerung der Bruchdehnung im Längszugversuch gemessen. Ferner konnte die Erichsentiefung von etwa 60 % des Grundwerkstoffwertes nach dem Schweißen auf zum Teil über 80 % nach der Nachbehandlung gesteigert werden. Als Ursache werden die durch die induktive Nachbehandlung erzeugten Anlasseffekte im martensitischen Nahtgefüge angeführt. Für das Schweißen von DP800 konnten dagegen keine Verbesserungen der mechanischen Nahteigenschaften durch die induktive Nachwärmung festgestellt werden. Die Gründe dafür werden im bainitischen Nahtgefüge und der damit verbundenen Anlassbeständigkeit gesehen. In der Auswertung der Untersuchungsergebnisse wird eine mögliche Verbesserung der Umformbarkeit der Schweißverbindung durch die Induktionsbehandlung abgeleitet. Es wird dabei eine Anhebung der Grenzformänderungskurve über den gesamten Bereich der Blechumformung vermutet, indem von den ermittelten Steigerungsraten im quasistatischen Zugversuch ($\varphi_1 = -2\varphi_2$) und im Erichsen-Tiefungsversuch ($\varphi_1 = \varphi_2$) auf den Verlauf über den gesamten Umformbereich geschlossen wird. Konkrete Messwerte für Grenzformänderungskurven geschweißter Proben werden allerdings nicht aufgeführt. Eine, wie in [107] dargestellte parallele

Verschiebung der Grenzformänderungskurve nach oben ist aber anzuzweifeln. Vielmehr erscheint eine differenzierte Untersuchung der einzelnen Verformungszustände im Grenzformänderungsdiagramm notwendig, da das Verformungs- und Bruchverhalten der Blechproben stark vom jeweiligen Spannungszustand sowie von den tribologischen Bedingungen während der Beanspruchung abhängen.

In [108] sind weiterführende Untersuchungen zum induktiv unterstützten Laserstrahlschweißen von höherfesten Mehrphasenstählen, unter anderem HC600X (DP600) und HC700T (TRIP700), im Überlappstoß dargestellt. Dabei wird auch hier nach dem Schweißen mindestens unter Martensitstarttemperatur M_s abgekühlt, um eine Martensitbildung aus der Schweißwärme zuzulassen. Anschließend erfolgt eine als Anlassen bezeichnete induktive Wärmenachbehandlung des Schweißnahtgefüges von der Oberblechseite aus. Infolge der Überlappkonfiguration mit eingestelltem Fügspalt (0,1 bis 0,2 mm) und der verwendeten, relativ hohen Induktionsfrequenz von etwa 50 kHz ergaben sich starke Temperaturunterschiede zwischen Oberblech und Unterblech von bis zu 400 K. Unter der Voraussetzung eines wirksamen Anlassvorganges im Unterblech, wofür eine erforderliche Anlasstemperatur von ca. 550 °C ermittelt wurde, stellte sich im Oberblech eine Maximaltemperatur von weit über 900 °C ein. Somit sind die metallphysikalischen Vorgänge im Ober- und Unterblech, entgegen der Darstellung in [108], differenziert zu betrachten. Während im Unterblech tatsächlich ein Anlassen stattfinden kann, ist im Oberblech eine erneute Austenitisierung des Nahtgefüges mit anschließender, im Vergleich zur Laserschweißung stark verlangsamter Abkühlung mit eventuellem Selbstanlassen zu erwarten.

Die mechanischen Nahteigenschaften wurden in [108] in Abhängigkeit von der maximalen Induktionstemperatur untersucht. Dabei wurden 2 verschiedene Starttemperaturen der thermischen Nachbehandlung über den Abstand der Induktorspule zum Laser-spot eingestellt. Zudem wurde der Einfluss der Breite des wirksamen Induktionsfeldes auf die Temperaturverteilung in Ober- und Unterblech betrachtet. Wiederum wurden für das Laserinduktionsschweißen des Restaustenitstahles TRIP700 signifikante Anlasseffekte im Vergleich zum reinen Laserstrahlschweißen nachgewiesen. Entsprechend wurde eine im Vergleich zur Lasernaht um mehr als 40 % reduzierte Nahthärte gemessen. Im Falle des Dualphasenstahls DP600 wurde ebenfalls ein bainitisches Nahtgefüge nach dem Laserstrahlschweißen detektiert, trotz eines im Vergleich zum DP800 aus [107] erhöhten Kohlenstoffgehalts ($C = 0,11 \%$). Entsprechend sind nur vergleichsweise niedrige Härteabsenkungen (ca. 20 % zum reinen Laserstrahlschweißen) festgestellt worden. Im Längskompressionsversuch im Fallwerk wurden lasergeschweißte und laserinduktionsgeschweißte Z-Profil-Probekörper geprüft. Dabei konnte für beide Materialien ein leichter Anstieg an absorbierter plastischer Verformungsenergie im Vergleich zur reinen lasergeschweißten Struktur (2 - 8 %) ermittelt werden.

2.7 Schlussfolgerungen

In Auswertung des Schrifttums zeigt sich, dass die Integration einer induktiven Wärmebehandlung in einen Laserschweißprozess offenbar ein enormes Potenzial zur Verbesserung der Verbindungseigenschaften beinhaltet. Speziell in Bezug auf das Verschweißen von höherfesten Feinblechstählen für den Karosseriebau besteht aber weiterer Forschungsbedarf. Die vielfältigen Werkstoffkonzepte erfordern speziell an das Werkstoffverhalten angepasste Strategien des kombinierten Laserinduktionsschweißprozesses. Deshalb erscheint es sinnvoll, das bisher auf die Variante des „Induktiven Anlass-

sens“ beschränkte prozesstechnische Spektrum um die Strategien der „Verlängerung der Abkühlzeit“ zu erweitern.

Darüber hinaus sind auch tiefgreifendere Prozessuntersuchungen erforderlich mit dem Ziel, möglichst allgemeingültige Zusammenhänge zwischen den Prozesskenngrößen und den erzielten mechanischen Verbindungseigenschaften formulieren zu können. Insbesondere wurde bislang der Einfluss der Wärmebehandlungszeit auf die finalen Verbindungseigenschaften nicht untersucht. Da aber bei überwiegend diffusionsgesteuerten Umwandlungsprozessen die Zeit eine ganz wesentliche Rolle spielt, erscheinen systematische werkstoffspezifische Untersuchungen des Zusammenspiels von Behandlungstemperatur und -zeit hinsichtlich der erzielbaren Werkstoffeigenschaften notwendig.

Im Hinblick auf eine mögliche Simulation des Laserinduktionsschweißprozesses ist eine mathematische Beschreibung der Zusammenhänge zwischen den Einstellgrößen des kombinierten Prozesses (z.B. Induktionsleistung und Verfahrensgeschwindigkeit) und den resultierenden Wärmebehandlungsparametern (z. B. Maximaltemperatur, Wärmebehandlungszeit und Abkühlzeit) erforderlich. Für eine entsprechende Erweiterung der Simulation zur Voraussage der sich ergebenden Verbindungseigenschaften sind zudem die Verknüpfungen zwischen den Prozesskennwerten und den erzielten lokalen Verbindungseigenschaften herzustellen.

Die Umformbarkeit ohne und mit Induktionsunterstützung laserstrahlgeschweißter Feinblechstähle ist bisher nur an ausgewählten Beanspruchungszuständen überprüft worden. Die Ermittlung der Umformeigenschaften ist aber auf den gesamten Bereich der Blechumformung auszuweiten, da nur so Rückschlüsse auf das Umformverhalten komplexer Bauteile möglich sind. Diese Herangehensweise bildet die Voraussetzung für eine beanspruchungsgerechte Anpassung der Verbindungseigenschaften und eine Optimierung der Umformbarkeit lasergeschweißter Stahlfeinblechstrukturen durch eine induktive Wärmebehandlung.

In den bisher bekannten Arbeiten zum induktiv unterstützten Laserstrahlschweißen von Stahlfeinblechen wird ausschließlich das Fügen der Bleche im Lieferzustand betrachtet. Aus diesen Ergebnissen sind jedoch keine Aussagen bezüglich des Verhaltens von Bauteilen möglich, welche zuerst umgeformt und anschließend verschweißt worden sind. Der durch die Umformung erzeugte Verfestigungszustand in Verbindung mit der Werkstoffmodifizierung, hervorgerufen durch die Wärmeeinbringung des Schweißprozesses, wirken sich aber unter Umständen signifikant auf die Bauteileigenschaften im Betrieb oder auf das Restverformungsvermögen im Crashfall aus. Somit ist die Einbeziehung des vor dem Schweißen vorliegenden Verfestigungszustandes des Werkstoffs in die Betrachtung der finalen Bauteilverformbarkeit erforderlich.

3 Zielstellung der Arbeit

Zielstellung der vorliegenden Arbeit ist die beanspruchungsgerechte Optimierung der mechanischen Eigenschaften von Laserstrahlschweißverbindungen in höherfesten Stahlfeinblechen insbesondere hinsichtlich einer Verbesserung der Umformbarkeit des geschweißten Bauteils. Dies soll durch eine prozesstechnische Anpassung des Temperaturregimes beim Schweißen über eine in den Schweißprozess integrierte induktive Erwärmung erreicht werden. Dazu sind zunächst die Grundlagen des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens höherfester Feinbleche umfassend zu untersuchen. Dabei sind die folgenden grundsätzlichen Prinzipien vergleichend zu betrachten:

1. Steigerung der Abkühlzeit aus der Schweißwärme
 - a) Schweißen mit Vorwärmung
 - b) Schweißen mit direkter Nachwärmung
2. Anlassen des aus der Schweißwärme gebildeten martensitischen Nahtgefüges

Es werden hauptsächlich die derzeit sehr häufig in der Karosseriefertigung verwendeten Stahlgütegruppen der Dualphasenstähle und der Restaustenit- oder TRIP-Stähle betrachtet. Vergleichend wird aber auch ein höchstfester Martensitphasenstahl in die Untersuchungen einbezogen. Um die Auswirkungen der induktiven Wärmeführung auf das Schweißergebnis beurteilen zu können, sind die mechanischen Verbindungseigenschaften zu ermitteln und in Abhängigkeit vom Behandlungszustand darzustellen. Darauf aufbauend wird eine mathematische Verallgemeinerung des Zusammenhanges zwischen den Prozessparametern und den Nahteigenschaften für die favorisierte Prozessvariante vorgenommen. Ferner ist der Einfluss der Temperaturführung auf den Zustand der Zinkbeschichtung zu bestimmen und das entsprechende Korrosionsverhalten der Schweißverbindungen zu ermitteln.

Kernpunkt der Arbeit stellt die Untersuchung der Umformbarkeit der Schweißverbindungen dar. Dazu werden anhand von Streifen- und Mikrozugversuchen an Schweißgutproben die Möglichkeiten zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit und -duktilität über die Gestaltung des Temperaturregimes beim Schweißen analysiert. Aus den Ergebnissen sind werkstoffspezifische Prozessstrategien für die Steigerung der Umformbarkeit abzuleiten und im Erichsen-Tiefungsversuch nachzuweisen. Darüber hinaus sind komplette Grenzformänderungskurven zu ermitteln, anhand derer das Umformverhalten der Schweißverbindungen über den gesamten Bereich der Blechumformung bewertet wird. Dabei werden die Ergebnisse des optimierten Laserinduktions-schweißprozesses mit den Daten der konventionellen Laserschweißung und des Grundwerkstoffes verglichen und Konzepte zur beanspruchungsgerechten Optimierung der Verbindungseigenschaften abgeleitet.

Bei der Umformung geschweißter, kaltgeformter Halbzeuge zum Bauteil (z.B. IHU von geschweißten Rohren) bzw. bei der Betriebs- oder Missbrauchsbelastung von geschweißten Karosseriebaugruppen beeinflusst der vor dem Schweißen im Bauteil vorliegende Verformungs- und Verfestigungszustand das letztendliche Bauteilverhalten maßgeblich. Deshalb werden zur Bewertung des Umformverhaltens in diesen Fällen Grenzformänderungskurven für kaltverformte und anschließend geschweißte Proben aufgenommen. Dabei werden unterschiedliche Vorverformungszustände betrachtet

und der Einfluss des Umformgrades der Vorverformung auf das letztendliche Verformungsverhalten des Bauteils analysiert.

Abschließend werden die durch eine prozesstechnische Optimierung des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens erzielbaren Eigenschaftsverbesserungen an Applikationsbeispielen aus höherfesten Feinblechstählen demonstriert. Damit sollen die prozesstechnischen Grenzen und das praktische Anwendungspotenzial dieser Technologie aufgezeigt werden.



Bild 3-1: Schematische Übersicht zur Planung der Untersuchungen

4 Untersuchte Werkstoffe

Für die Untersuchungen wurden repräsentative höherfeste Feinblechstähle mit einem hohen Leichtbaupotenzial ausgewählt, die zunehmend im Karosseriebau eingesetzt werden. Konkret wurden die Dualphasenstähle HCT500X (DP500) und HCT600X (DP600) und der Restaustenit- bzw. TRIP-Stahl HCT690T (TRIP700) untersucht. Darüber hinaus wurde auch der Martensitphasenstahl HDT1200M (MS1200) vergleichend mit betrachtet. Tabelle 4-1 gibt einen Überblick über die mechanischen Eigenschaften der betrachteten Stahlgüten. Das Mehrphasengefüge der Dualphasen- bzw. Restaustenitstähle ist Voraussetzung für die hohe Festigkeit und gute Duktilität dieser Stähle. Die Streckgrenzen liegen im Bereich bzw. oberhalb der von mikrolegierten Feinkornstählen bekannten Werte. Allerdings ist die hohe Zugfestigkeit ein Indiz für das große Verfestigungspotenzial dieser Mehrphasenstähle. Andererseits weisen Dualphasen- und Restaustenitstähle eine hohe Bruchdehnung A_{80} auf. Werden die Daten der beiden Dualphasenstähle betrachtet, so sinkt erwartungsgemäß die Bruchdehnung mit steigender Grundmaterialfestigkeit ab. Im Vergleich dazu ermöglicht der TRIP-Effekt beim Restaustenitstahl nochmals eine Steigerung der Verformung bis zum Bruch bei gleichzeitiger Anhebung des Festigkeitsniveaus.

Tabelle 4-1: Untersuchte Werkstoffe mit mechanischen Eigenschaften entsprechend der Herstellerangaben

Stahltyp	Bezeichnung		s [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]
	DIN EN 10346	weitere				
Dualphasenstahl	HCT500X	DP500 DP-K30/50	1,5	290 -370	500	24
Dualphasenstahl	HCT600X	DP600 DP-K34/60	0,6 / 1,5	330 -410	600	21
Restaustenitstahl	HCT690T	TRIP700 RA-K40/70	0,8 / 1,5	400 - 510	700	24
Martensitphasenstahl	HDT1200M	MS-W1200	1,5	900	1200	5

In Tabelle 4-2 sind die chemischen Zusammensetzungen aus der Stückanalyse der verwendeten Stähle aufgelistet. Zur Beurteilung der Schweißbeignung und der Abschätzung des Aufhärtungspotenzials ist das Kohlenstoffäquivalent CE nach Gl. (1) angegeben. Im Vergleich der Legierungszusammensetzungen wird deutlich, dass der Gewinn an Festigkeit vorrangig auf einer Anhebung des Kohlenstoffgehaltes beruht. Entsprechend ist in gleichem Maße ein Anstieg des Kohlenstoffäquivalents CE festzustellen. Somit ist mit steigender Materialfestigkeit mit einer zunehmenden Aufhärtungsempfindlichkeit der Werkstoffe und einer daraus resultierenden Einschränkung der Schweißbeignung zu rechnen. Zusätzlich ist auch die nach Stuhlmann (siehe Gl. (2), [26]) überschlägig aus der chemischen Zusammensetzung berechnete Martensitstarttemperatur M_s aufgeführt. Dieser Wert spielt insbesondere bei der Festlegung des Abkühlregimes eine entscheidende Rolle. Es ist ersichtlich, dass mit steigender Aufhärtbarkeit des Grundwerkstoffes M_s absinkt.

$$M_s = 550 - 350C - 40Mn - 20Cr - 10Mo - 17Ni - 8W - 10Cu + 15Co + 30Al \quad [^\circ\text{C}] \quad \text{Gl. (2)}$$

Tabelle 4-2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe lt. Stückanalyse

Bez.	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Mo [%]	Cr [%]	V [%]	Ni [%]	Cu [%]	Al [%]	CE [%]	M _s [°C]
HCT500X	0,078	1,47	0,065	0,022	0,47	0,007	0,03	0,02	1,32	0,44	493
HCT600X	0,128	1,46	0,058	0,022	0,43	0,007	0,025	0,02	1,31	0,48	477
HCT690T	0,24	1,69	0,05	0,022	0,026	0,006	0,022	0,025	1,40	0,54	439
HDT1200M	0,155	1,88	0,05	0,005	0,54	0,007	0,028	0,01	0,024	0,59	410

Bild 4-1 zeigt die Grundgefüge des Dualphasenstahls HCT500X, des Restaustenitstahls HCT690T und des Martensitphasenstahls HDT1200M, aufgenommen nach einer Farbätzung nach Klemm [110]. Das Gefüge der Dualphasenstähle besteht überwiegend aus einer relativ grobkörnigen ferritischen Grundmatrix (blau bis braun). An den Korngrenzen sind eingebettete Martensitinseln zu erkennen (weiß). In Abhängigkeit von der Festigkeit des Dualphasenstahls variiert der Anteil der Martensitphase am Gesamtgefüge. Der Restaustenitstahl besteht ebenfalls aus einem ferritischen Grundgefüge, in welches jedoch Bainitinseln zur Steigerung der Festigkeit eingelagert sind. Zusätzlich vorhandener Restaustenit ermöglicht den TRIP-Effekt und ist damit die Voraussetzung für die gute Kaltverfestigung und gleichzeitig für die enorme Verformbarkeit dieser Legierung. Das Grundgefüge des Martensitphasenstahls besteht dagegen ausschließlich aus Martensit. Bei der Betrachtung der Gefüge ist festzustellen, dass eine Zunahme der Werkstofffestigkeit hauptsächlich durch folgende Modifikationen der Mikrostruktur erreicht wird:

- Zunahme der Komplexität des Phasengemisches
- Zunahme des Anteils an harten Phasen
- Erhöhung der Feinkörnigkeit

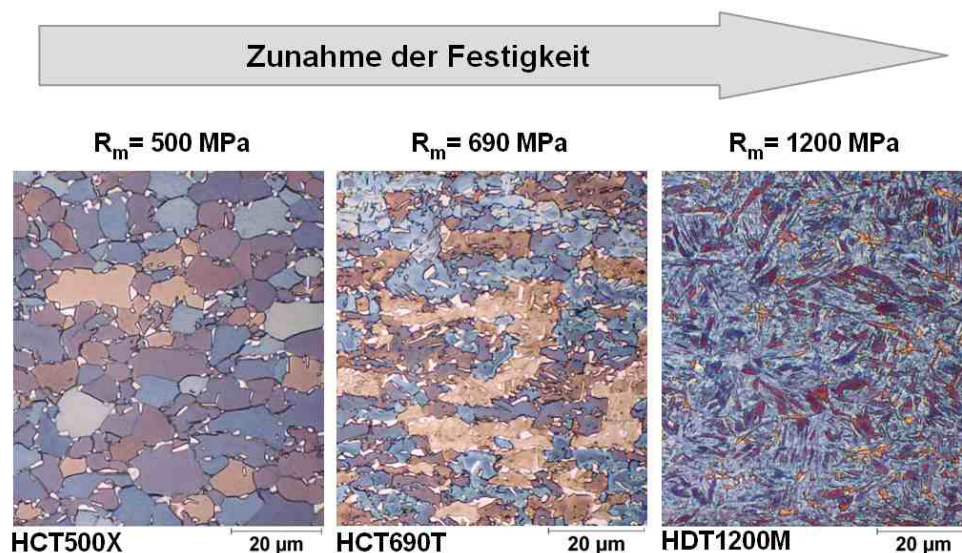


Bild 4-1: Gefüge der unbeeinflussten Grundwerkstoffe für verschiedene Feinblechstähle nach einer Farbätzung nach Klemm

Für die untersuchte Charge des Restaustenitstahls HCT690T ist ein messtechnisch ermitteltes Schweiß-ZTU-Schaubild verfügbar (Bild 4-2). Dabei wurde hier die Umwandlungstemperatur über der Abkühlzeit $t_{8/5}$ dargestellt. Es wird deutlich, dass bei einer Zeit von $t_{8/5} \leq 3$ s in der WEZ vollständige Martensitbildung zu erwarten ist. Die in diesem Fall auftretenden Härtewerte liegen bei etwa 440 HV. Im dahinter liegenden Bereich von $3 \text{ s} < t_{8/5} < 20 \text{ s}$ ist mit zunehmendem Bainit-Anteil im Gefüge zu rechnen. Oberhalb von $t_{8/5} = 20 \text{ s}$ sind zudem noch geringe Ferrit-Anteile zu erwarten. Bei der späteren Beurteilung der Schweißergebnisse ist zu beachten, dass derartige Schaubilder streng genommen nur für Umwandlungsvorgänge in der WEZ der Schweißverbindung aussagefähig sind und nicht direkt auf das Verhalten in der Schmelzzone angewendet werden dürfen. Somit können im Schweißgut Abweichungen zu dem anhand des ZTU-Schaubildes prognostizierten Werkstoffzustand auftreten.

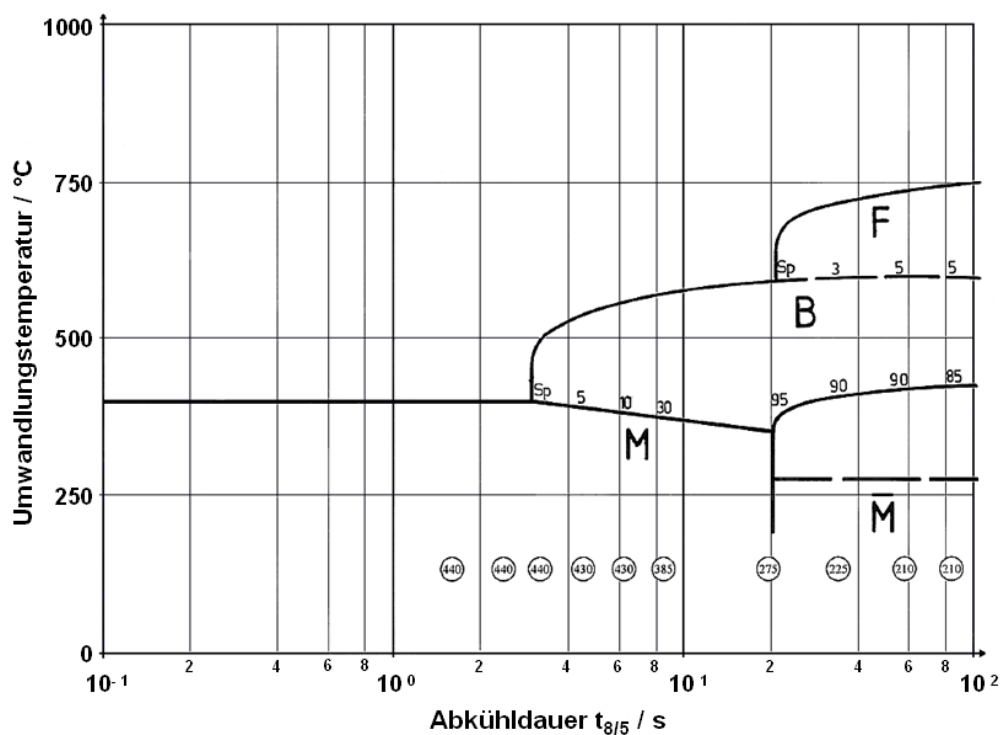


Bild 4-2: Schweiß-ZTU-Schaubild für die untersuchte Charge des Restaustenitstahls HCT690T (Austenitisierungstemperatur: 1350 °C, Haltezeit: 1 s) [111]

5 Versuchsdurchführung

5.1 Versuchsanordnung und Durchführung der Schweißversuche

Die Untersuchung der verfahrenstechnischen Grundlagen orientierte sich an den Bedingungen aus der Serienfertigung von Tailored-Blank-Halbzeugen. Deshalb kam für die Schweißversuche eine CO₂-Laserstrahlquelle zum Einsatz. Für die Induktionsbehandlung wurde eine Mittelfrequenzanlage verwendet. Beide Quellen wurden in eine für das induktiv unterstützte Laserstrahlschweißen konzipierte Bearbeitungsmaschine integriert [95]. Die technischen Daten des gesamten Versuchsaufbaus können Tabelle 5-1 entnommen werden.

Tabelle 5-1: Technische Daten der verwendeten Versuchsanlage

Anlage	
Laserstrahlquelle	CO ₂ -Laser RS860 (Rofin Sinar)
max. Strahlleistung P_L	6 kW
Brennweite f	250 mm
Fokusbereich d_f	660 μ m
Bewegungseinheit	5-Achs-Portalanlage LIHM1000 mit integrierter CNC-Achse zur Aufnahme der Induktionseinheit
Induktionsgenerator	Mittelfrequenzgenerator Minac 80 (EFD)
max. Induktionsleistung P_{Ind}	80 kW
Induktionsfrequenz f_{Ind}	12 – 24 kHz 4 – 6 kHz
Standardinduktor	
Art	Außenfeld-Linearinduktor
Länge	120 mm
Profil (b x h)	Rechteck 4 x 10 mm
Feldkonzentrator (l x b)	100 x 14,5 mm (Fluxtrol)

Die Induktionsspule wurde in Linie zum Laserstrahl angeordnet. Mit diesem Aufbau ist es möglich, eine induktive Wärmeeinbringung in die Blechprobe sowohl vor als auch nach dem Laserstrahlschweißen zu realisieren. Der Abstand zwischen beiden Wärmequellen ist in weiten Grenzen wählbar. In Verbindung mit der Verfahrensgeschwindigkeit kann somit die zeitliche Abfolge der beiden Prozesse Schweißen und induktive Erwärmung frei variiert werden. Der Versuchsaufbau ist in Bild 5-1 dargestellt.

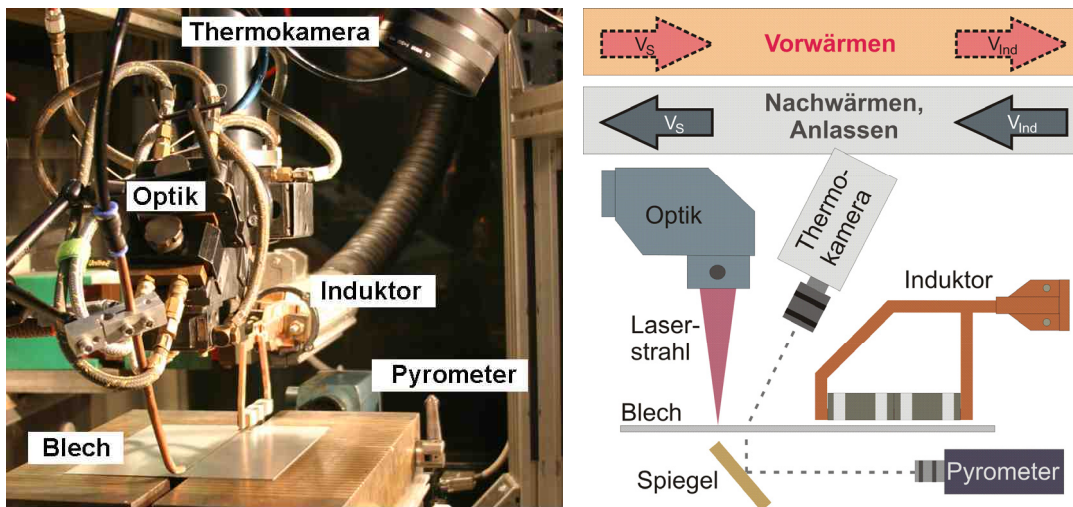


Bild 5-1: Versuchsanlage (links) und prinzipielle Prozessanordnung für Laserstrahlschweißen mit integrierter induktiver Wärmebehandlung (rechts)

Für die serielle Wärmebehandlung von Feinblechen wurden spezielle Linieninduktoren entwickelt. Während der Grundlagenuntersuchungen kam ein Standard-Induktor entsprechend Bild 5-2 zum Einsatz. Um eine effektive Wärmeeinbringung im Nahtbereich zu realisieren und gleichzeitig eine übermäßige thermische Beeinflussung des angrenzenden Grundmaterials zu vermeiden, wurde die Wirkbreite auf 4 mm begrenzt. Da die Erwärmung des Bleches im stark streuenden Außenfeld des Induktors erfolgt, ist eine Fokussierung des elektromagnetischen Feldes erforderlich. Diese erfolgt über speziell an die Spulenform angepasste Feldkonzentrationselemente.

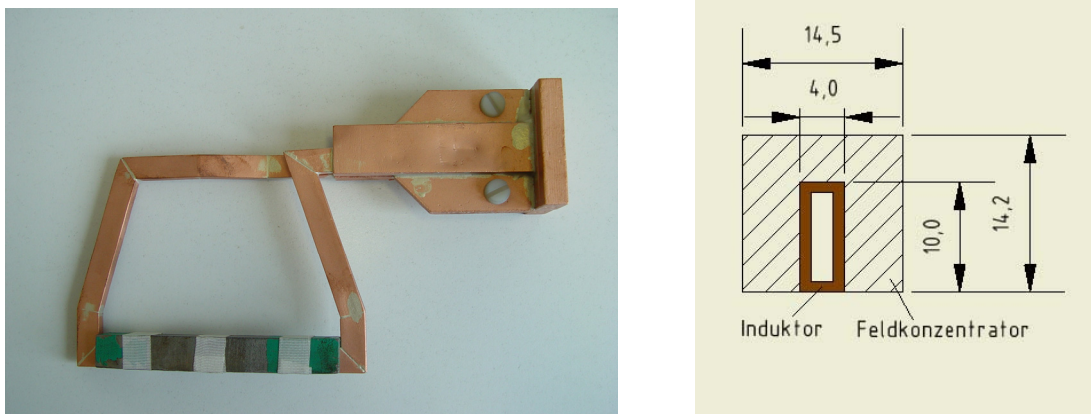


Bild 5-2: Bei den Grundlagenuntersuchungen verwendeter Außenfeld-Linearinduktor

Der Wirkungsgrad der induktiven Erwärmung wird wesentlich von der Eindringtiefe δ und somit letztlich von der verwendeten Induktionsfrequenz f_{Ind} bestimmt. Die Blecherwärmung erfolgt im Außenfeld der Induktionsspule. Darum kann es nicht zu einer Auslöschung konkurrierender elektromagnetischer Felder im Bauteilinneren kommen. Somit kann hier mit einem relativ niedrigen Verhältnis von Blechdicke zu Eindringtiefe s / δ gearbeitet werden (siehe Abschn. 2.4). Geht man davon aus, dass für eine effektive Blecherwärmung die Eindringtiefe in der Größenordnung der Blechdicke ($s = 1,5 \text{ mm}$) gewählt werden sollte, dann ergibt sich aus [73] für eine angestrebte Behandlungstemperatur von 600°C eine Induktionsfrequenz von etwa 20 kHz. Dementspre-

chend wurde für die hier dargestellten Untersuchungen ein Frequenzbereich von 12 bis 24 kHz ausgewählt. In Abhängigkeit von der Anpassung des Schwingkreises an den verwendeten Induktor ergibt sich eine effektive Induktionsfrequenz von 14 kHz. Für die Behandlung von Überlappverbindungen mit der Blechdicke $2 \times 1,5$ mm wurde dagegen eine geringere Frequenz im Bereich von 4 – 6 kHz eingesetzt.

Die Ermittlung der Schweißnahttemperatur erfolgte über eine ortsfeste Thermokamermessung auf der Probenoberseite. Die sich am Messfeld vorbei bewegendes Wärmequellen erzeugen ein zeitlich veränderliches Temperaturfeld, dessen Maximum sich auf der Schweißnaht befindet. An quer zur Naht angeordneten Messlinien wurde dieses Maximum zu jedem Zeitpunkt ermittelt. Wird diese Schweißnahttemperatur über der Zeit aufgetragen, so ergibt sich der charakteristische Temperatur-Zeit-Verlauf von Laserinduktionsschweißprozessen entsprechend Bild 5-3. Zur Beurteilung des Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung wurden zusätzliche Pyrometermessungen auf der Probenunterseite durchgeführt (siehe Bild 5-1).

Der Kalibrierung des Messaufbaus kommt bei diesen, auf der Messung der Wärmestrahlung basierenden Verfahren, eine zentrale Bedeutung zu. Diese Kalibrierung ist erforderlich, weil der Emissionsgrad der realen Bauteiloberfläche und die Größe der systematischen Messfehler (z.B. resultierend aus dem Winkel zur Bauteiloberfläche) nicht explizit bekannt sind. Es erfolgten Referenzversuche zur Induktionserwärmung an mit Graphit beschichteten Blechoberflächen mit einem definierten Emissionsgrad von 0,95. Die an den realen Oberflächen bei gleichen Induktionsparametern gemessenen Daten können nun über die Einstellung des realen Emissionsgrades in den Messgeräten an die Referenzwerte angepasst werden. Zur Absicherung wurden die Kalibriermessungen zusätzlich mit Hilfe von Temperaturstiften überprüft.

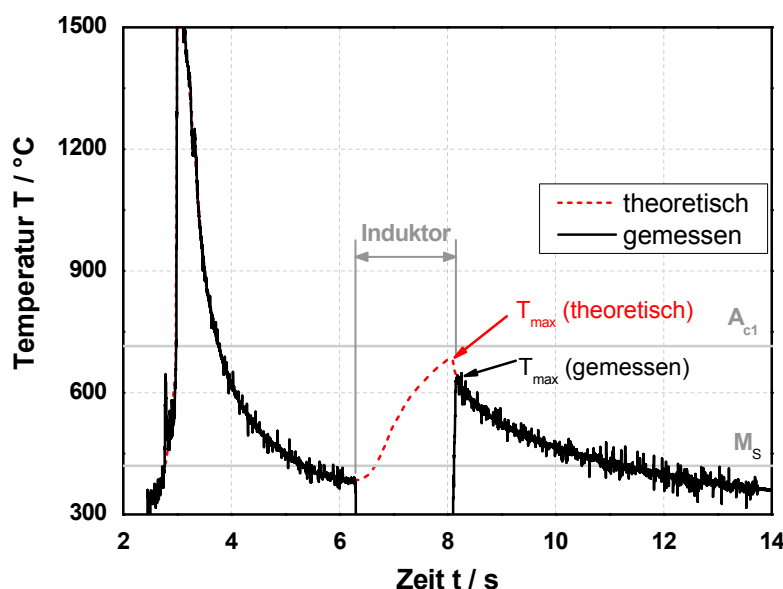


Bild 5-3: Typischer Temperaturverlauf eines Laserstrahlschweißprozesses mit induktiver Unterstützung

Bild 5-3 enthält einen typischen Temperatur-Zeit-Verlauf eines Laser-Induktions-Schweißprozesses. Eine wesentliche Kenngröße für die Beschreibung des Prozesses ist die während der Induktionserwärmung auftretende Maximaltemperatur $T_{\max}$, welche im Temperaturfeld unterhalb des Induktors auftritt. Diese Temperatur kann auf der

Blechoberseite nicht direkt gemessen werden, weil der Induktor selbst das Messfeld während des Induktoreingriffs verdeckt. Daraus resultiert der charakteristische Einbruch des Temperaturmesssignals im Bereich der Induktionserwärmung. Anhand von Temperaturfeldsimulationen, durchgeführt für Laserinduktionsprozesse zum Schweißen von Blechen mit 6 mm Dicke ($v_s = 1,0$ m/min), kann jedoch die real auftretende Maximaltemperatur abgeschätzt werden. Diese wird etwa bei 3/4 der Induktorlänge erreicht. Für den Temperaturbereich zwischen 600 und 800 °C wurde ermittelt, dass das Maximum im Temperaturfeld unterhalb des Induktors um bis zu 100 K über dem auf der Blechoberfläche am Ende des Induktors gemessenen Wert liegt [109].

In den vorliegenden Untersuchungen wird dagegen mit wesentlich höherer Schweißgeschwindigkeit ($v_s = 6,0$ m/min) gearbeitet. Dadurch reduziert sich das Zeitintervall zwischen dem Auftreten des tatsächlichen Temperaturmaximums und der messbaren Nahttemperatur erheblich. Folglich fällt auch die Temperaturdifferenz zwischen diesen beiden Punkten geringer aus. Im Folgenden wird somit die auf der Blechoberfläche direkt hinter dem Ende des Induktors gemessene Temperatur als Maximalwert $T_{\max}$ im Temperaturfeld des Induktors definiert, wohl wissend, dass die tatsächliche Temperatur unterhalb des Induktors diesen Wert kurzzeitig um bis zu etwa 50 K überschreitet.

5.2 Ermittlung der Verbindungseigenschaften

Die Mikrostruktur der Schweißnähte wurde zunächst lichtmikroskopisch untersucht. Die Ätzungen erfolgten dazu mit Nital bzw. nach Klemm. Eine detaillierte Phasenanalyse ist mit dieser Methode jedoch nicht einwandfrei möglich. Deshalb wurde für die Gefügecharakterisierung auf REM-Untersuchungen zurückgegriffen. Auf diese Weise können über den Nachweis von Karbiden in der Mikrostruktur und die Beurteilung ihres Zustandes zuverlässige Aussagen hinsichtlich des Anlasszustandes des Gefüges abgeleitet werden. Voraussetzung ist eine gezielte Präparation der metallografischen Probe. Dazu wurde die selektive Phasenätzung Pikral verwendet [110].

Die Ermittlung der Härteverteilung erfolgte anhand von Kleinlasthärtemessungen HV_{0,5} nach DIN EN 1043-2 in der Blechmitte quer zur Schweißnaht. Für einige Auswertungen wurde auch die mittlere Schweißguthärte HV_{SG} als Mittelwert der Härtemesspunkte im Schweißgut bestimmt.

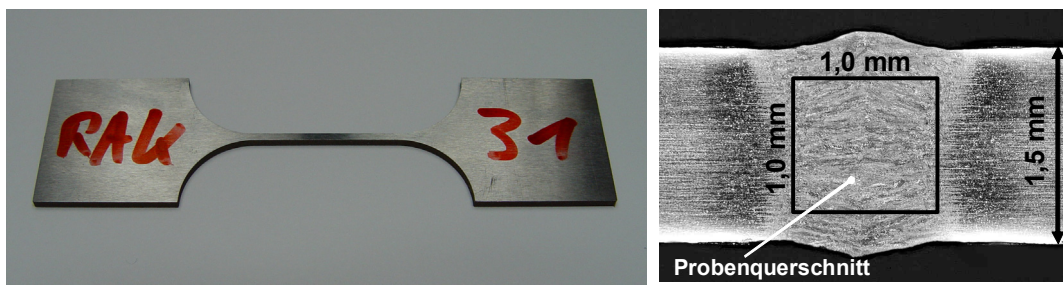


Bild 5-4: Mikrozugprobe aus reinem Schweißgut (Querschnitt: 1 x 1 mm²)

Die Verbindungsfestigkeit und -duktilität wurden im Zugversuch nach EN 895 quer zur Naht ermittelt. Darüber hinaus wurden auch Längszugversuche an reinen Schweißgutproben durchgeführt. Dazu wurden Mikrozugproben mit einer Breite von 1 mm mittig aus der Schweißnaht mittels Erodierens herausgearbeitet und die Probenoberflächen

blecheben überschleifen (Bild 5-4). Alle in der Auswertung der Messungen aufgeführten Daten sind dabei als Mittelwert aus mindestens 3 Messungen aufzufassen.

Die Tiefungsfähigkeit der geschweißten Proben wurden im Tiefungsversuch nach Erichsen entsprechend DIN 50101 mit einem Stempeldurchmesser von $d = 20 \text{ mm}$ geprüft. Die Schweißnahtoberfläche wurde zuvor nicht überarbeitet. Für die Bewertung der Tiefungsfähigkeit wird der Umformweg des Stempels bis zum Eintreten des Versagens der Probe herangezogen. Dabei wurde der maximale Umformweg anhand des aufgezeichneten Druck-Weg-Verlaufes bestimmt. Die dargestellten Daten wurden jeweils als Mittelwert aus 3 Messungen ermittelt.

Die Ermittlung der Grenzformänderungskurven erfolgte im Tiefungsversuch mit einem Halbkugelstempel ($d = 100 \text{ mm}$) entsprechend des ISO-Normvorschlages 12004. Die verschiedenen Verformungszustände wurden dabei durch die Verwendung von taillierten Streifenproben mit der Prüfbreite von 30, 50, 70, 90, 110, 130 bzw. 200 mm eingestellt (Bild 5-5). Dabei wurden Proben mit der Nahtlage sowohl längs als auch quer zu φ_1 geprüft.

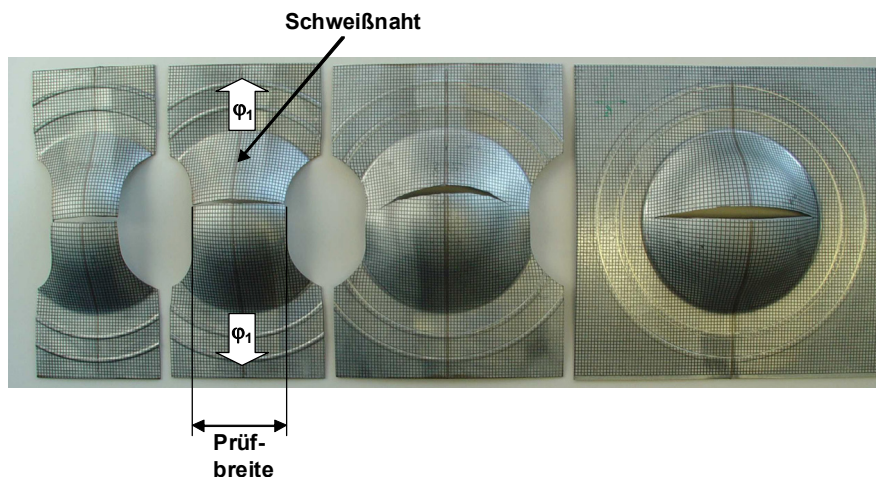


Bild 5-5: Taillierte Streifenproben für die Ermittlung der Grenzformänderungskurven

Die Ermittlung der Hauptformänderungen φ_1 und φ_2 erfolgte über die visioplastische Verformungsanalyse. Mit dieser Methode ist es möglich, die Formänderung zum Zeitpunkt und exakt am Ort des Versagens zu messen, womit eine sehr geringe Streuung der Messwerte erreicht wird. Zudem können zusätzliche Informationen über den Verlauf der Verformung und die Verformungsverteilung in der Probe während des Versuchs gewonnen werden. Als Versagenskriterium wurde der Beginn der Einschnürung gewählt. Bild 5-6 zeigt die Verformungsverteilung einer Probe ohne Schweißnaht zum Zeitpunkt direkt vor der Einschnürung. Im Diagramm sind die Werte für alle erfassten Messpunkte eingetragen. Der Mittelwert der zwei maximalen Messwerte (Kreuze) beschreibt die Grenzformänderung der Probe und entspricht einem Punkt in der Grenzformänderungskurve für diese Versuchsreihe [112].

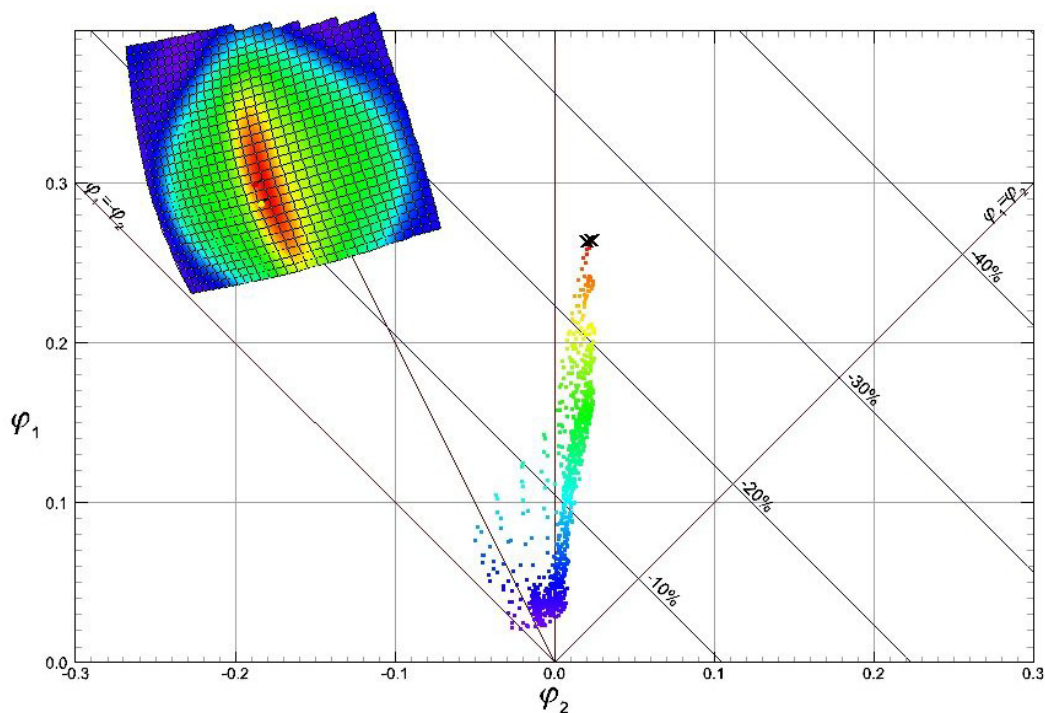


Bild 5-6: Darstellung der Verformungsverteilung einer taillierten Probe im Tiefungsversuch anhand der ermittelten Hauptumformgrade φ_1 und φ_2 , die zwei Maximalwerte sind jeweils mit einem Kreuz markiert

5.3 Kaltverfestigung der Probebleche

Für die Untersuchung eines kaltverfestigten Werkstoffzustandes ist es erforderlich, eine definierte, homogene Kaltverfestigung in eine ausreichend große Probenfläche reproduzierbar einzubringen. Zu diesem Zweck wurde ein verfestigendes Kaltwalzen eingesetzt, wobei der Verformungszustand über die in Walzrichtung aufgebrachte plastische Dehnung ε_1 definiert wurde. Die dafür erforderliche Blechdickenreduzierung wurde für alle erzeugten Verformungszustände in einem Stich realisiert. Die verwendeten anlagentechnischen Kennwerte und Prozessparameter können Tabelle 5-2 entnommen werden.

Tabelle 5-2: Anlagen- und Prozessparameter für das verfestigende Kaltwalzen von Probeblechen zur Herstellung eines definierten Kaltverfestigungszustandes

	Parameter
Walzwerk	Quarto Kaltwalz-Reversiergerüst
Walzbreite	150 mm
Walzkraft	2000 kN
Walzendurchmesser	260 mm

Die tatsächlich erzeugte Verformungsverteilung in den gewalzten Blechen wurde über eine visioplastische Verformungsanalyse ermittelt. Tabelle 5-3 zeigt die angestrebte plastische Dehnung ε_1 (in Walzrichtung), die Mittelwerte der tatsächlich auf den ge-

walzten Platinen gemessenen Umformgrade φ_1 (in Walzrichtung) und φ_2 (quer zur Walzrichtung) sowie den daraus berechneten Umformgrad φ_3 (in Blechdickenrichtung). Dabei ist zu erkennen, dass der erzeugte Verformungszustand insbesondere durch die Unterdrückung einer Umformung quer zur Walzrichtung charakterisiert ist ($\varphi_2 = 0$). Die Schwankung der Umformgrade innerhalb einer Platine beträgt maximal $\pm 10 \%$ der angestrebten plastischen Verformung.

Tabelle 5-3: Angestrebte plastische Dehnung in Walzrichtung und Mittelwerte der gemessenen Umformgrade φ_1 und φ_2 sowie des berechneten Umformgrades φ_3

angestrebte plastische Dehnung ε_1	φ_1 (gemessen)	φ_2 (gemessen)	φ_3 (berechnet)
5 %	0,04	0,00	-0,04
10 %	0,09	0,00	-0,09
15 %	0,15	0,00	-0,15

Die erzeugte Vorverformung ergibt in Verbindung mit einer nachfolgenden Umformung einen gegenüber einem einstufigen Umformvorgang veränderten Umformpfad. Dieser Sachverhalt ist bei der Auswertung der Umformversuche vorverfestigter Proben zu berücksichtigen, weil insbesondere Grenzformänderungskurven gerade nur für einen Umformpfad gültig sind.

6 Verbindungseigenschaften laserstrahlgeschweißter höherfester Mehrphasenstähle

Reine Laserstrahlschweißungen dienten als Referenz für die Entwicklung des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens. Deshalb sollen zunächst die konventionellen Laserschweißverbindungen in den untersuchten Stählen charakterisiert werden. Tabelle 6-1 sind die verwendeten Schweißparameter zu entnehmen. Alle Versuche wurden mit einer einheitlichen Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min ausgeführt. Um störende Einflüsse aus Kantenvorbereitung und Positionierung der Fügepartner zu eliminieren, wurden die prozesstechnischen Grundlagenuntersuchungen an Einschweißungen ins volle Material durchgeführt. Kriterium der Parametereinstellung war eine sichere Durchschweißung mit sauberer Wurzelbildung. Bild 6-1 zeigt im Querschliff die typische Form einer I-Naht, eingebracht in ein Blech der Dicke $s = 1,5$ mm.

Tabelle 6-1: Schweißparameter für das konventionelle Laserstrahlschweißen (I-Naht, $s = 1,5$ mm)

	Parameter
Laserleistung P_L	5,4 kW
Schweißgeschwindigkeit v_s	6,0 m/min
Fokusslage z_f	± 0 mm
Prozessgas	He (20 l/min)

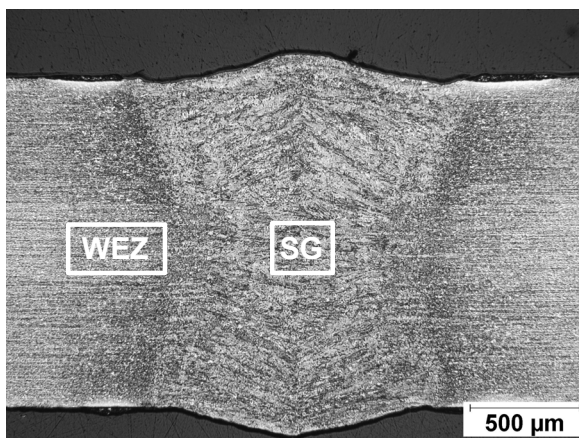


Bild 6-1: Querschliff einer Laserstrahlschweißnaht im Restaustenitstahl HCT690T (1,5 mm)

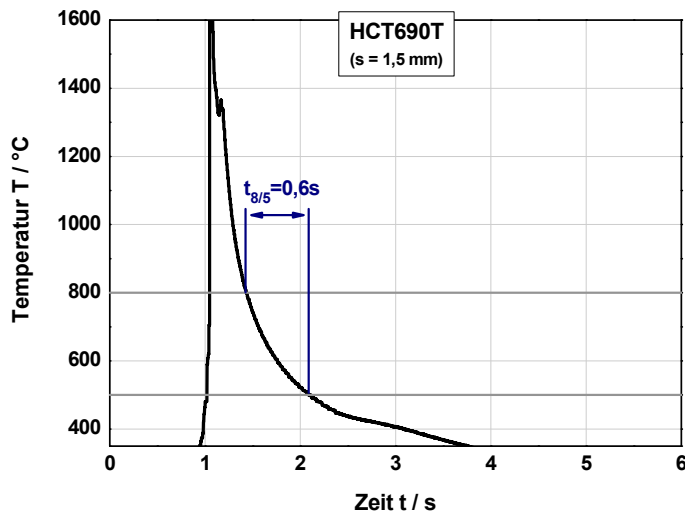


Bild 6-2: Auf der Oberfläche der Schweißnaht gemessener Temperatur-Zeit-Verlauf beim reinen Laserstrahlschweißen

Der während der Schweißung gemessene Temperatur-Zeit-Verlauf zeigt eine sehr rasche Abkühlung aus der Schmelze. Die ermittelte Abkühlzeit $t_{8/5}$ beträgt für das Schweißen einer 1,5 mm I-Naht nur 0,6 s (Bild 6-2). Diese schroffe Abkühlung bestimmt maßgeblich die Charakteristik des Nahtgefüges und beeinflusst damit entscheidend die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung. Bild 6-3 zeigt beispielhaft lichtmikroskopische Aufnahmen einer Laserstrahlschweißverbindung im Restaustenitstahl HCT690T.



Bild 6-3: Lichtmikroskopische Gefügeaufnahmen des Grundwerkstoffes (links), der WEZ (Mitte) und des Schweißgutes (rechts) einer Laserstrahlschweißnaht im HCT690T

Aufgrund der extrem kurzen Umwandlungszeit wird im Schweißgut und in der WEZ die Kohlenstoffdiffusion unterdrückt und dadurch die Einstellung eines ferritischen Gleichgewichtsgefüges verhindert. Deutlich ist die latten- bzw. paketartige Mikrostruktur im Bereich der WEZ und des Schweißgutes zu erkennen. Eine detaillierte Gefügecharakterisierung wird nachfolgend anhand von REM-Untersuchungen dargestellt. Die Gefügeausbildung aus der Schweißwärme ist stark von der chemischen Zusammensetzung des Stahls abhängig. Darum werden im Folgenden die Ergebnisse der Mikrostrukturanalyse für die einzelnen Legierungskonzepte getrennt diskutiert. Da im Schweißgut die Extremwerte der mechanischen Eigenschaften auftreten (siehe zum Beispiel Bild 6-8) werden jeweils Schweißgut- und Grundwerkstoffgefüge miteinander verglichen.

Auf diese Weise können zum Einen die Ursachen der erhöhten Festigkeit in der Schweißnaht ergründet werden. Andererseits sind aus der Kenntnis der Nahtmikrostruktur wirksame Ansätze zur Verbesserung der lokalen Schweißnahteigenschaften ableitbar.

Dualphasenstähle HCT500X und HCT600X

Dualphasenstähle besitzen im Lieferzustand ein feinkörniges Gefüge, basierend auf einer ferritischen Grundmatrix, in welche Martensitinseln eingelagert sind. Im Gegensatz zum Ferrit wird die kohlenstoffreichere martensitische Phase durch Pikral kaum angeätzt. Dadurch ist eine Unterscheidung der Phasen gut möglich. Somit stellt sich Ferrit als große, homogene, stark abgetragene Flächen im Grundgefüge dar (F). Die verbliebenen hellen Bereiche an den Ferritkorngrenzen können als Martensit (M) identifiziert werden. Eine höhere Festigkeit innerhalb des Dualphasenkonzeptes wird in erster Linie durch einen höheren Anteil der Martensitphase erreicht, was einen erhöhten Kohlenstoffgehalt voraussetzt. Zusätzlich nimmt die Werkstofffestigkeit mit steigender Kornfeinung zu (Bild 6-4 und Bild 6-5).

Der relativ niedrigfeste Dualphasenstahl HCT500X besitzt einen sehr geringen Kohlenstoffgehalt ($C = 0,078 \%$). Folglich wird selbst beim konventionellen Laserstrahlschweißen die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Martensitbildung nicht überschritten. Im Gefüge des Schweißgutes sind deshalb überwiegend Bainit (B) und sogar vereinzelte Ferritbereiche (F) zu finden (Bild 6-4 rechts). In Relation zum Ausgangsgefüge erfährt die bainitische Schweißgutstruktur eine moderate Festigkeitssteigerung infolge von Mischkristallverfestigung, Teilchenhärtung (Fe_3C) und erhöhter Versetzungsdichte. Daraus ergeben sich eine geringfügige Schweißnahtaufhärtung und auch eine begrenzte Anlassfähigkeit des Nahtgefüges.

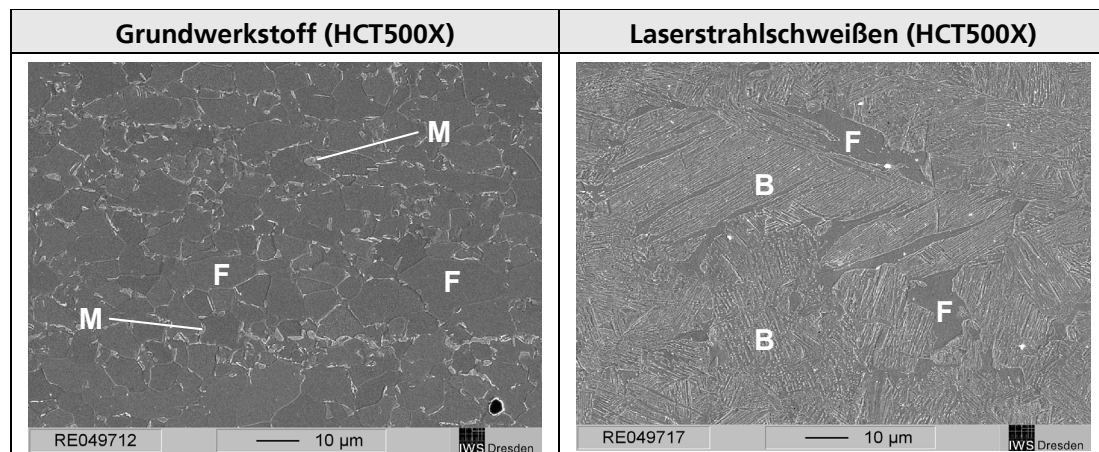


Bild 6-4: Dualphasenstahl HCT500X: Gefüge des Grundwerkstoffes (links) und des Schweißgutes (rechts) im REM (1000-fache Vergrößerung)

Im Gegensatz zum HCT500X besteht das Schweißgut des höherfesten HCT600X aus homogenem Martensit und nadeligem oberem Bainit. Verantwortlich dafür ist in erster Linie der höhere Kohlenstoffgehalt dieses Stahls ($C = 0,128 \%$). Die Bainitbereiche sind identifizierbar, da sie im Vergleich zum Martensit etwas stärker angeätzt werden. Ferrit wurde dagegen nicht mehr nachgewiesen (Bild 6-5). Offenbar wird beim Laserstrahlschweißen dieses Werkstoffes die untere kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten. Im Vergleich zum niedrigfesten HCT500X ergibt sich eine höhere Nahthärtung nach

dem Schweißen. Der kohlenstoffarme Martensit erfährt jedoch während der Abkühlung aus der Schweißwärme einen beträchtlichen Selbstanlasseffekt, wodurch sich dennoch ein moderates Nahthärteniveau einstellt.

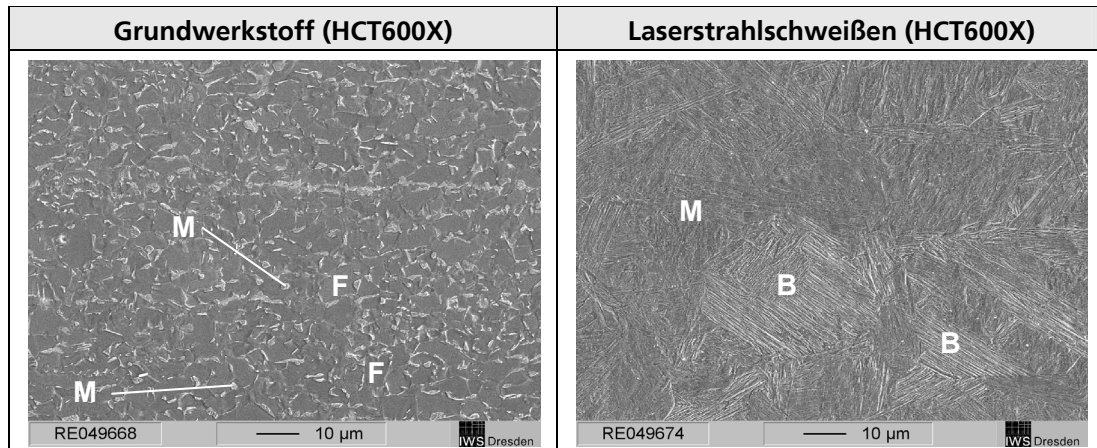


Bild 6-5: Dualphasenstahl HCT600X: Gefüge des Grundwerkstoffes (links) und des Schweißgutes (rechts) im REM (1000-fache Vergrößerung)

Restaustenitstahl HCT690T

Das Grundgefüge des Restaustenitstahls HCT690T besteht aus den Phasen Ferrit, Bainit und Restaustenit. Die austenitische Phase wird durch Pikral ebenfalls kaum angeätzt. Somit können die, neben den homogenen Ferritflächen (F), verbliebenen helleren Bereiche als homogener Austenit (A) bzw. mit feiner Unterstruktur versehener unterer Bainit (B) identifiziert werden. Die Grundstruktur des Restaustenitstahls ist durch eine sehr hohe Feinkörnigkeit und eine zeilige Anordnung der kohlenstoffhaltigen Phasen Austenit und Bainit gekennzeichnet (Bild 6-6 links).

Die Mikrostruktur in der Mitte des Schweißgutes der reinen Laserschweißnaht ist in Bild 6-6 rechts dargestellt. Entsprechend des Schweiß-ZTU-Schaubildes (Bild 4-2) ist eine vollständige Martensitbildung im Nahtgefüge zu erwarten. Die REM-Untersuchungen bestätigen diese Hypothese. Das Schweißgut besteht vollständig aus feinem, homogenem Martensit. Ansatzweise ist eine Lattenstruktur zu erkennen. Karbide sind nicht nachzuweisen, was darauf hindeutet, dass keine Selbstanlassvorgänge während des Abkühlens aus der Schmelze abgelaufen sind. Dieses martensitische Nahtgefüge besitzt eine sehr hohe Härte und eine entsprechend hohe Festigkeit bei sehr niedriger Duktilität.

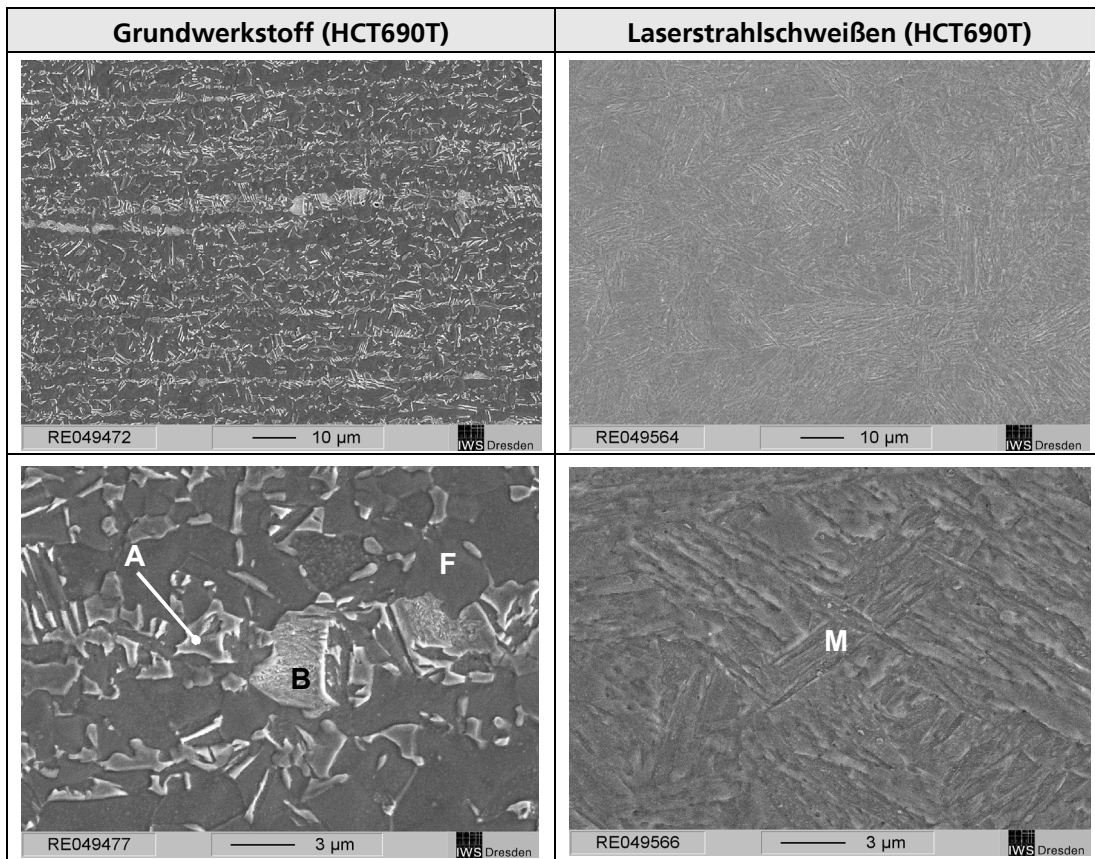


Bild 6-6: Restaustenitstahl HCT690T: Gefüge des Grundwerkstoffes (links) und des Schweißgutes (rechts) im REM (Vergrößerung: oben 1000-fach, unten 5000-fach)

Martensitphasenstahl HDT1200M

Der Martensitphasenstahl ist durch ein vollständig martensitisches, homogenes Grundgefüge charakterisiert. Das Schweißgutgefüge besteht ebenfalls aus reinem Martensit. Infolge der Erstarrung während des Schweißens ist allerdings das Nahtgefüge durch eine etwas gröbere Mikrostruktur als der Grundwerkstoff gekennzeichnet (Bild 6-7). Der Grundwerkstoff weist bereits eine sehr hohe Härte auf, welche selbst im Schweißgut nicht überschritten wird. Bei jeglicher Wärmeeinbringung treten starke Anlasseeffekte ein, welche zu drastischen Härteeinbrüchen in der Wärmeeinflusszone führen.

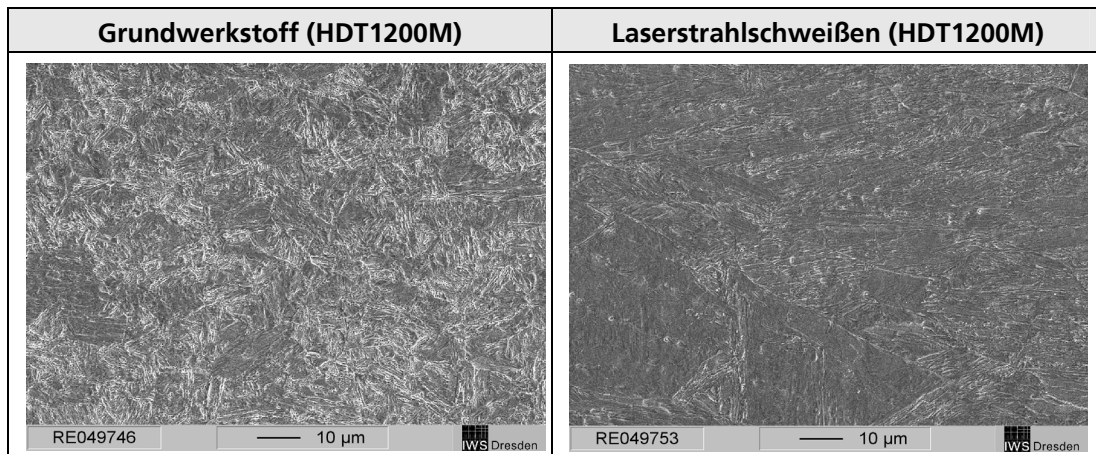


Bild 6-7: Martensitphasenstahl HDT1200M: Gefüge des Grundwerkstoffes (links) und des Schweißgutes (rechts) im REM (1000-fache Vergrößerung)

Dualphasen- und Restaustenitstähle weisen, aufgrund der weichen Ferritanteile im Grundgefüge, eine relativ niedrige Grundwerkstoffhärte (150 – 200 HV0,5) auf (siehe Bild 6-8 links). Diese korreliert dabei mit der Festigkeit des Grundmaterials. Infolge des Laserstrahlschweißens kommt es zu einer Aufhärtung im Schweißgut und in der WEZ, wobei das Härtemaximum im Schweißgut auftritt. Somit liegen also im Schweißgut die bezüglich der Nahtumformbarkeit kritischsten Bedingungen vor. Folglich wird im Weiteren der Bereich des Schweißgutes besonders betrachtet.

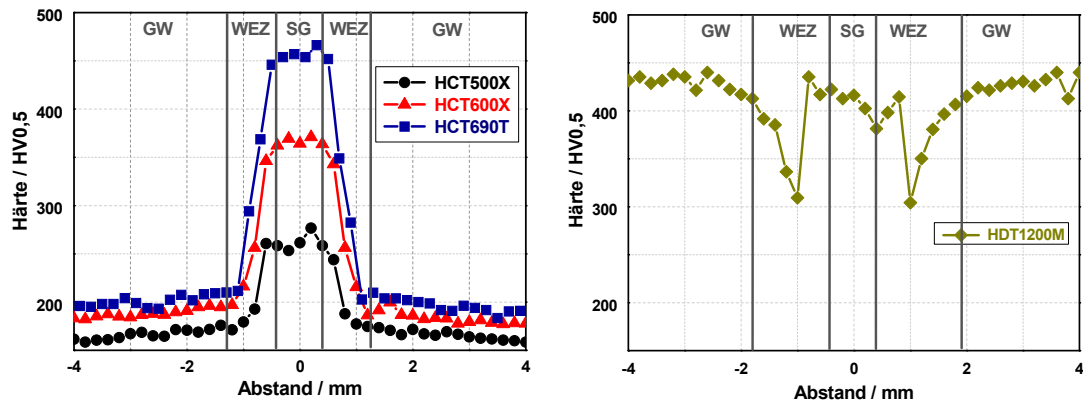


Bild 6-8: Härteverläufe in Blechmitte für laserstrahlgewweißte Stumpfstoßverbindungen ($s = 1,5 \text{ mm}$)

Wie bereits dargestellt, wird bei höherfesten Mehrphasenstählen eine höhere Grundwerkstofffestigkeit in erster Linie über eine Anhebung des Legierungsgehaltes erreicht. Dabei kommen im Wesentlichen zwei grundlegende Mechanismen zum Tragen. Zum Einen wird über einen erhöhten Kohlenstoffgehalt der Martensitanteil im Grundgefüge erhöht und damit Härte und Festigkeit im Grundwerkstoff angehoben. Zum Anderen bewirkt die Zulegierung von Elementen wie Mangan, Chrom oder Molybdän die Absenkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Diese Mechanismen zur Steigerung der Grundwerkstofffestigkeit wirken aber auch besonders unter den extremen Abkühlbedingungen beim Laserstrahlschweißen und bestimmen damit entscheidend das Aufhärtungsverhalten des Nahtgefüges. Demnach nimmt mit steigender Grundwerkstofffestigkeit auch die Maximalhärte im Schweißgut stark zu.

Beim Restaustenitstahl HCT690T wird zum Beispiel, infolge des martensitischen Nahtgefüges, eine mittlere Härte von 455 HV_{0,5} im Schweißgut erreicht. Die gemessene Schweißguthärte liegt damit geringfügig über den entsprechend des Schweiß-ZTU-Schaubildes zu erwartenden Maximalwerten der WEZ (vgl. Bild 4-2). Die Ursachen dafür liegen in einer im Vergleich zur WEZ höheren Austenitisierungstemperatur, einer kürzeren Haltezeit und dem Erstarrungsgefüge im Schweißgut begründet. Ein Härteeinbruch im Übergang von der WEZ zum Grundwerkstoff wurde bei Dualphasen- und Restaustenitstählen nicht festgestellt. Im Dualphasenstahl bewirkt offenbar ein Anlassen der martensitischen Grundgefügebestandteile dieser Zone infolge der Schweißwärme keine weitere Härteabsenkung im ohnehin relativ weichen Grundmaterial. Dagegen ist im Restaustenitstahl Bainit als harte Phase für die Grundwerkstofffestigkeit verantwortlich. Dieses aus Ferrit und Karbiden bestehende Zwischenstufengefüge kann nicht im klassischen Sinne angelassen werden, weil hier kein zwangsgelöster Kohlenstoff im Gefüge vorliegt. Die daraus resultierende relativ hohe Temperaturbeständigkeit der Bainitphase verhindert eine nennenswerte Härteabsenkung in der WEZ der Schweißnaht (Bild 6-8 links).

Das martensitische Grundgefüge des HDT1200M ist durch eine sehr hohe Grundwerkstoffhärte (≤ 450 HV_{0,5}) gekennzeichnet. Die Schweißwärme führt in der äußeren WEZ ($T < A_{c1}$) zu Anlassvorgängen, die eine drastische Härteabsenkung in diesem Bereich bewirken. Im Schweißgut und in der inneren WEZ ($T > A_{c3}$) wird dagegen eine Neuhärtung des Gefüges erreicht, welche die Härte in dieser Zone wieder auf das Grundwerkstoffniveau anhebt (Bild 6-8 rechts).

Die lokalen Schweißnahteigenschaften bestimmen maßgeblich das Umformverhalten der gesamten Schweißprobe. Dabei ist das Härtemaximum im aufgehärteten Schweißgut Ausdruck einer maximalen Festigkeit aber auch einer minimalen Duktilität an dieser Stelle. Die verfestigende Wirkung infolge des Schweißens kann deshalb besonders anschaulich anhand von Mikrozugversuchen an reinen Schweißgutproben dargestellt werden. Bild 6-9 zeigt vergleichend die Spannungs-Dehnungs-Verläufe von Grundwerkstoff und Laserstrahlschweißung für HCT600X und HCT690T. Die ermittelten Kurven demonstrieren die extrem hohe Festigkeit des Schweißgutgefüges infolge der martensitischen Härtung nach dem Laserstrahlschweißen. Gegenüber dem Zustand des unbeeinflussten Grundwerkstoffes sind sowohl Streckgrenze als auch Zugfestigkeit im Schweißgut stark angehoben und die Bruchdehnung dramatisch herabgesetzt. Für den Stahl HCT690T wird zum Beispiel in der unbehandelten Laserschweißnaht die Bruchdehnung bis auf etwa 15 % des Grundwerkstoffwertes abgesenkt. Die Ursache liegt in der niedrigen Duktilität des martensitischen Nahtgefüges begründet. Da bei gleichen Abkühlbedingungen die Menge des entstehenden Martensits vom Kohlenstoffgehalt des Stahles abhängt, weist der Restaustenitstahl eine entsprechend höhere Schweißgutfestigkeit als der Dualphasenstahl auf.

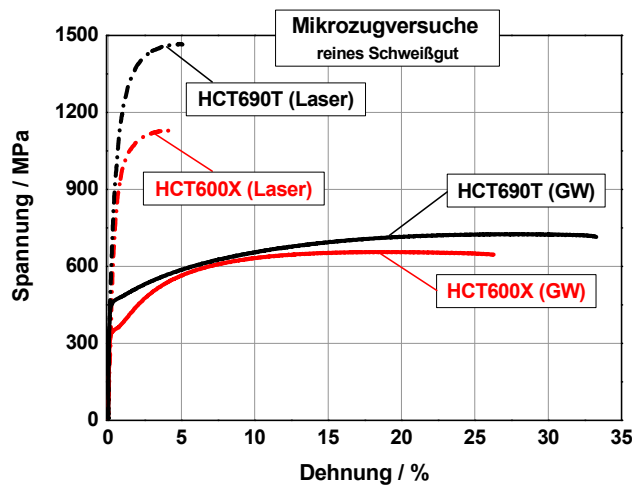


Bild 6-9: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Mikrozugversuche des reinen Schweißgutes (Laser) im Vergleich zu den Grundwerkstoffen (GW) für HCT600X und HCT690T ($s = 1,5 \text{ mm}$)

Die im klassischen Zugversuch quer zur Schweißnaht ermittelten Kennwerte (nach EN 895) sind für den Grundwerkstoff und die reine Laserschweißung Bild 6-10 zu entnehmen. Um den starken geometrischen Einfluss der Schweißnaht auf die Probeneinschnürung zu eliminieren, wurde als Maß für die Duktilität die Gleichmaßdehnung A_g angegeben. Für die Dualphasen- und Restaustenitstähle gilt, dass die geschweißte Probe geringfügig höhere Festigkeitswerte als der Grundwerkstoff aufweist, die Duktilität jedoch drastisch zurückgeht. Dabei tritt der Bruch stets im unbeeinflussten Grundwerkstoff auf. Die Ursache für dieses Verhalten ist in der hohen Schweißnahtfestigkeit und der daraus resultierenden Verformungsbehinderung im Schweißnahtbereich und dem angrenzenden Grundmaterial zu finden. Dieser erweiterte Nahtbereich nimmt folglich nur untergeordnet und erst nach Überschreitung der hier deutlich erhöhten Fließgrenze (siehe Bild 6-9) an der Verformung teil. Der überwiegende Teil der Verformung findet stattdessen in den verbleibenden weichen Grundwerkstoffbereichen bei entsprechend reduzierter freier Dehnlänge statt. Die durch die hochfeste Schweißnaht verursachte Behinderung der Querkontraktion führt zudem zu einer zunehmenden Mehrachsigkeit der Beanspruchung und letztendlich zu einer deutlich reduzierten Gesamtdehnung der Schweißprobe. Für geschweißte Proben aus HCT690T werden somit beispielsweise nur noch etwa 50 % der Gleichmaßdehnung des Grundmaterials gemessen.

Schweißverbindungen des Martensitphasenstahls HDT1200M zeigen dagegen ein grundsätzlich anderes Versagensverhalten, indem der Bruch bei sehr niedriger Dehnung in der WEZ erfolgt. Ursache ist die lokale Entfestigung in der äußeren WEZ infolge des hier stattfindenden Anlassens des martensitischen Grundgefüges. Damit erfolgt ein Großteil der plastischen Verformung in dieser sehr schmalen Zone. Diese Verformungsllokalisierung führt zu einer globalen Absenkung der Zugfestigkeit und zu einem Einbruch der Dehnungswerte der Schweißprobe.

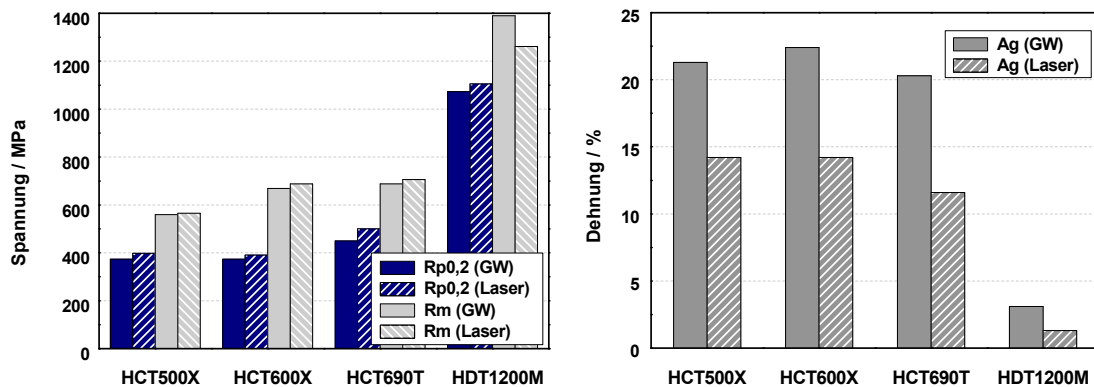


Bild 6-10: Vergleich der ermittelten Kennwerte aus den Zugversuchen für Grundwerkstoffe (GW) und Laserschweißproben quer zur Schweißnaht (Laser) für die untersuchten Stähle ($s = 1,5 \text{ mm}$)

Das Umformverhalten der Laserschweißverbindungen kann zunächst anhand von Erichsen-Tiefungsversuchen beurteilt werden. Bild 6-11 zeigt exemplarisch die Umformzone nach dem Tiefungsversuch mit dem Riss. Im Falle der Dualphasenstähle HCT500X und HCT600X und des Restaustenitstahls HCT690T startet der Bruch stets in der Schweißnaht und verläuft quer zur Schweißrichtung. Bei der im Erichsenversuch vorliegenden Streckziehbelastung wird die Probe radial in alle Richtungen gleichmäßig beansprucht. Längs der Naht ist jedoch das Verformungsvermögen bei diesen Verbindungen frühzeitig erschöpft, weil in diese Richtung das niedrig duktile Nahtgefüge die komplette Dehnung ertragen muss. Somit ist in diesen Fällen die niedrige Nahtduktilität versagensbestimmend. Im Gegensatz dazu versagen die Proben des Martensitphasenstahls HDT1200M längs der Naht in der weichen Zone der WEZ. Die Ursache für dieses Verhalten ist in der Verformungslokalisierung in dieser weichen WEZ zu finden.

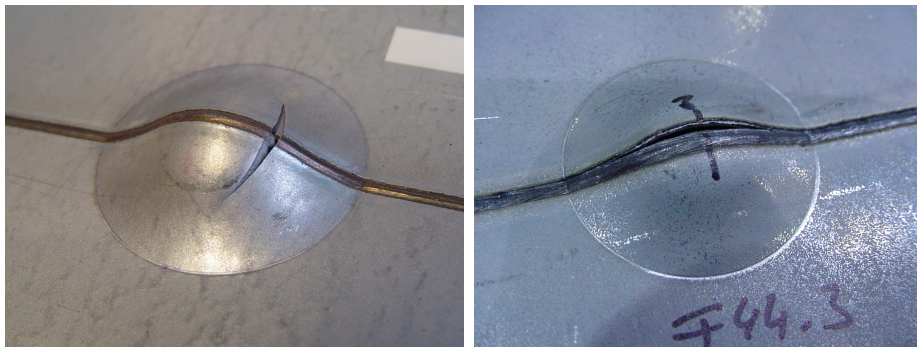


Bild 6-11: Bruchverhalten im Erichsen-Tiefungsversuch für HCT690T (links) und HDT1200M (rechts)

Der gemessene Erichsen-Tiefungsweg der lasergeschweißten Proben liegt für alle betrachteten Stähle deutlich unterhalb des jeweiligen Grundwerkstoffwertes. Die Messergebnisse bestätigen dabei die aus der Literatur bekannten Werte (Kap. 2.5.3). Werden Dualphasen- und Restaustenitstahl betrachtet, dann verhält sich die Reduzierung der Tiefungsfähigkeit proportional zur maximalen Schweißguthärte. Die sehr starke Aufhärtung in der Schweißnaht des Restaustenitstahls HCT690T geht beispielsweise mit einem drastischen Einbruch der Tiefungsfähigkeit auf unter 50 % des Grundwerkstoffwertes einher. Der Martensitphasenstahl weist dagegen bereits im Grundwerkstoff relativ niedrige Tiefungswerte auf. Diese werden durch die Wärmeeinwirkung beim Schweißen nochmals erheblich herabgesetzt (Bild 6-12).

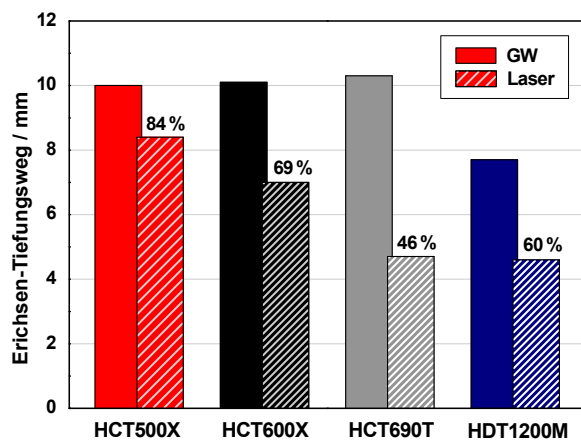


Bild 6-12: Erichsen-Tiefungswege des unbeeinflussten Grundwerkstoffes und der Laserschweißproben

Die ursprünglich hervorragenden mechanischen Eigenschaften der höherfesten Mehrphasenstähle gehen also im Bereich der Schweißnaht größtenteils verloren. Insbesondere zeigen alle untersuchten Stähle eine drastische Verschlechterung der Umformbarkeit der Schweißverbindung im Vergleich zum Grundmaterial. Im Hinblick auf die eingangs erwähnte steigende Nachfrage nach höherfesten Feinblechstählen in der Automobilherstellung ist auch deren prozesssichere und wirtschaftliche Verarbeitung zu garantieren. Daraus leitet sich die Notwendigkeit zur Steigerung der Umformbarkeit lasergeschweißter Feinblechstähle ab.

7 Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen

7.1 Einteilung der Verfahrensstrategien

Die Technologie des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens umfasst die Kombination von Laserstrahlschweißen und induktiver Wärmeeinbringung in einem Bearbeitungsschritt, um eine gezielte Temperaturführung während bzw. unmittelbar nach dem Schweißprozess zu realisieren. Beim Schweißen von höherfesten Feinblechstählen ist dabei die Zielstellung, die Gefügeentstehung zu steuern und auf diesem Wege die Verbindungseigenschaften, insbesondere die Umformbarkeit, zu verbessern. Voraussetzung dafür ist, dass nach dem Schweißen die Grundwerkstoffhärte in der WEZ nicht nennenswert unterschritten wird (vgl. Bild 6-8 links). Grundsätzlich ergeben sich 2 unterschiedliche Verfahrensstrategien, welche sich durch die Anordnung der Wärmequellen zueinander und die daraus resultierende metallurgische Wirkungsweise unterscheiden (Tabelle 7-1) [106].

Tabelle 7-1: Grundstrategien des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens

Verfahren	I. Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit	II. Anlassen
Ziel	Einschränkung oder Vermeidung der Martensitbildung	Steigerung der Duktilität des martensitischen Nahtgefüges
Umsetzung	1) Schweißen mit Vorwärmung 2) Schweißen mit direkter Nachwärmung	1) Schweißen und Anlassen - Abkühlung aus der Schweißwärme und Martensitbildung - Anlassen des Martensits

Eine Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit zur Einschränkung oder Vermeidung der Martensitentstehung kann einerseits durch eine in den Schweißprozess integrierte Vorwärmung realisiert werden. Diese Technologie findet bereits beim Laserstrahlschweißen schwer schweißbarer Stähle im Getriebebau Anwendung. Durch die Deposition von induktiver Wärme in den Schweißnahtbereich wird der Temperaturgradient zwischen abkühlendem Schweißgut bzw. WEZ und angrenzendem Grundmaterial reduziert und dadurch die Abkühlgeschwindigkeit herabgesetzt. Diese Verfahrensvariante ist besonders dann vorteilhaft einsetzbar, wenn bei schroffer Abkühlung Rissgefahr im Schweißnahtbereich besteht. Durchgeführte experimentelle Untersuchungen an Feinblechen haben jedoch gezeigt, dass zur Kompensation der Wärmeableitung in das kalte Grundblech und in die Peripherie ein deutlich erhöhter Energieeintrag notwendig ist. Dieser führt zu einer verstärkten thermischen Schädigung des Grundmaterials, einem erhöhten Wärmeverzug und vermindert entscheidend den Prozesswirkungsgrad. Es ist somit festzustellen, dass das Verfahren der induktiven Vorwärmung beim Laserstrahlschweißen von Stahlfeinblechen nicht vorteilhaft angewendet werden kann.

Eine direkt an das Laserstrahlschweißen anschließende induktive Nachwärmung des Nahtbereiches kann dagegen die Abkühlung des Nahtgefüges sehr effektiv verzögern. Infolge der direkten Wärmeeinbringung wird hier mit minimalem Energieeintrag gearbeitet. Hinsichtlich der metallurgischen Wirkung zur Einschränkung bzw. Vermeidung der Martensitbildung sind Vor- und Nachwärmung gleichwertig. Aufgrund der energetischen Vorteile sowie der verminderten thermischen Schädigung des Grundwerkstoffes ist aber das Nachwärmen vorzuziehen und wird im Weiteren detailliert betrachtet.

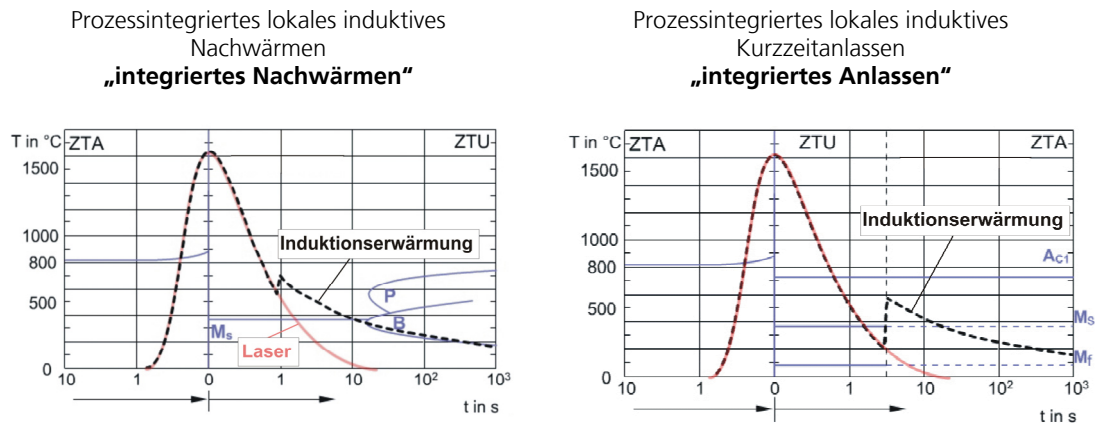


Bild 7-1: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf im kombinierten ZTA-ZTU-Schaubild: Laserstrahlschweißen mit integrierter Nachwärmung (links) bzw. Laserstrahlschweißen mit integriertem Anlassen (rechts) [106]

Bild 7-1 links zeigt den schematischen Temperatur-Zeit-Verlauf beim Laserstrahlschweißen mit integrierter induktiver Nachwärmung im Vergleich zum reinen Laserstrahlschweißen, dargestellt in einem kombinierten ZTA-ZTU-Schaubild. Der Induktor wird so hinter dem Schweißprozess angeordnet, dass das induktive Nachwärmen einsetzt bevor die Martensitstarttemperatur unterschritten wird. Durch das Nachwärmen wird die Temperatur im Nahtbereich erneut angehoben, wobei die Austenitisierungstemperatur nicht überschritten werden sollte. Mit dieser Technologie wird zum Einen die Verweildauer in dem für die Umwandlung interessanten Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C erhöht. Andererseits sorgt das deutlich breitere Temperaturfeld der Induktionserwärmung für eine Reduzierung der Temperaturgradienten und verlangsamt so die Abkühlung der Nahtzone.

In Bild 7-1 rechts ist dagegen der Verlauf des Laserstrahlschweißens mit integriertem induktivem Anlassen dargestellt. Dabei wird die Schweißnaht zunächst nach dem Schweißprozess mindestens unter die Martensitstarttemperatur M_s abgekühlt. Damit wird die Bildung eines martensitischen Nahtgefüges zugelassen, welches im Anschluss einem induktiven Kurzzeitanlassvorgang unterzogen wird. In dem so erzeugten angelassenen martensitischen Gefüge wird sowohl eine hohe Festigkeit als auch eine hohe Duktilität angestrebt. Voraussetzung ist das rissfreie Abkühlen der aufgehärteten Schweißnaht aus der Schweißwärme heraus auf Temperaturen unterhalb M_s .

Beide Strategien, Laserstrahlschweißen mit induktivem Nachwärmen bzw. Laserstrahlschweißen mit induktivem Anlassen, wurden einem experimentellen Vergleich anhand der Schweißung von I-Nähten unterzogen. Als Versuchswerkstoff wurde der Restaustenitstahl HCT690T (1,5 mm) verwendet, weil dieser den höchsten C-Gehalt der betrachteten Werkstoffe und somit ein entsprechend hohes Aufhärtungspotenzial aufweist. Die grundsätzlichen Möglichkeiten der Einflussnahme auf den Temperatur-Zeit-Verlauf für das induktiv unterstützte Laserstrahlschweißen mit nachlaufendem Induktor zeigt Bild 7-2. Der Temperaturzyklus ist, bei konstanter Geschwindigkeit $v_s = v_{ind}$, durch 4 Kenngrößen charakterisiert, welche über 3 Prozessparameter beeinflussbar sind (siehe Tabelle 7-2).

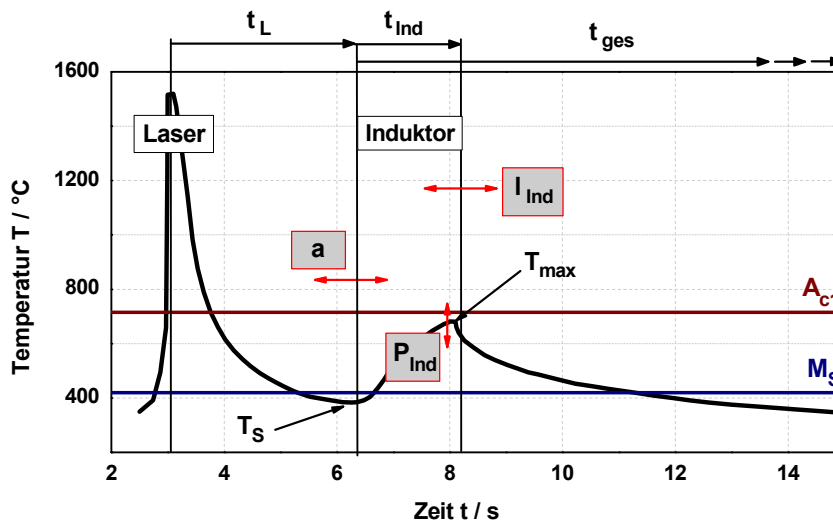


Bild 7-2: Einflussmöglichkeiten auf den Temperatur-Zeit-Verlauf im schematischen Temperatur-Zeit-Diagramm

Tabelle 7-2: Charakteristische Kenngrößen des Laserinduktionsschweißens und die prozesstechnischen Einflussmöglichkeiten bei konstanter Verfahrensgeschwindigkeit

Charakteristikum	primär beeinflussende Prozessparameter
minimale Temperatur nach dem Schweißen T_s	Abstand zwischen Laser und Induktor a
maximale Temperatur im Induktionsprozess $T_{\max}$	Induktionsleistung P_{Ind}
Aufheizzeit im Induktionsprozess t_{Ind}	Induktorlänge l_{Ind}
Gesamtzeit der induktiven Wärmebehandlung t_{ges}	Induktionsleistung P_{Ind} , Induktorlänge l_{Ind}

Entscheidendes Charakteristikum des gesamten Laserinduktionsschweißprozesses ist die Höhe der Starttemperatur der induktiven Nahterwärmung T_s , welche über den Abstand a zwischen Laserstrahlschweißpunkt und Induktoranfang eingestellt werden kann. Mit diesem Parameter a kann bestimmt werden, ob bzw. wie viel Martensit nach dem Schweißen entsteht, indem die Induktionserwärmung bewusst vor oder nach Unterschreitung der Martensitstarttemperatur M_s gestartet wird. Die Induktionsleistung P_{Ind} beeinflusst direkt die maximale Temperatur im Induktionsfeld $T_{\max}$ und dadurch indirekt auch die Abkühlung und damit die Gesamtbehandlungszeit t_{ges} im Temperaturregime. Somit steuert P_{Ind} maßgeblich den Umfang der Wärmebehandlung aber auch die Breite des Temperaturfeldes. Die Induktorlänge l_{Ind} definiert die Aufheizzeit t_{Ind} und wirkt damit indirekt auch auf t_{ges} ein.

Nach Abschn. 6 liegt der aus umformtechnischer Sicht kritische Bereich der Verbindung in der Zone der maximalen Aufhärtung und minimalen Duktilität in der Nahtmitte im Schweißgut. Da zumindest für die betrachteten Dualphasenstähle (HCT500X, HCT600X) und den Restaustenitstahl (HCT690T) auch keine Härteunterschreitungen in der WEZ ermittelt worden, ist es ausreichend, künftig den Temperatur-Zeit-Verlauf in

der Nahtmitte als maßgebliches Prozesscharakteristikum heranzuziehen. Bei der Durchführung der Induktionserwärmung ist aber sicherzustellen, dass neben der Schweißnaht keine lokale Entfestigungszone entsteht.

7.2 Prozessuntersuchungen und resultierende Verbindungseigenschaften

7.2.1 Laserstrahlschweißen mit prozessintegrierter induktiver Nachwärmung

Zielstellung der Technologie des direkten Nachwärmens ist es, die Aufenthaltsdauer des Schweißnahtgefüges im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C wirksam zu erhöhen. Dazu muss der Induktor dem Schweißprozess mit der gleichen Geschwindigkeit folgen. Die Gesamtabkühlzeit des Schweißregimes zwischen 800 °C und 500 °C ($t_{8/5}$) hängt dabei vom Abstand des Induktors zum Laserstrahl und von der maximalen Nachwärmtemperatur sowie von der Induktorlänge ab. Letztere wurde in den Untersuchungen zur Vereinfachung konstant gehalten. Die verwendeten Prozessparameter sowie die vorgenommenen Parametervariationen sind Tabelle 7-3 zu entnehmen.

Tabelle 7-3: Schweißparameter für das Laserstrahlschweißen mit Nachwärmung (I-Naht, $s = 1,5$ mm)

	Parameter
Laserleistung P_L	5,4 kW
Verfahrensgeschwindigkeit $v_s = v_{Ind}$	6,0 m/min
Induktor ($l \times b$)	120 x 4 mm ²
Abstand a	20 ... 100 mm
Koppelabstand k	2 mm
Induktionsleistung P_{Ind}	2 – 4 kW
Maximaltemperatur T_{max}	400 – 700 °C

Zur Realisierung langer Abkühlzeiten sind möglichst hohe Nachwärmtemperaturen im Induktionsfeld einzustellen. Zur Vermeidung einer Neuhärtung darf allerdings A_{c1} nicht überschritten werden, sodass für die Maximaltemperatur T_{max} ein Limit von 700 °C festgelegt wurde. In Bild 7-3 sind gemessene Temperatur-Zeit-Verläufe für das Laserstrahlschweißen mit Nachwärmung bei unterschiedlichen Abständen a zwischen Induktor und Laserstrahl dargestellt. Der kleinste mögliche Abstand a liegt bei etwa 10 mm, um eine thermische Überlastung der Induktorspule durch die Wärmeentwicklung beim Schweißen (laserinduziertes Plasma) auszuschließen. Der maximal einstellbare Abstand ergibt sich aus der Tatsache, dass M_s (439 °C für HCT690T, siehe Tabelle 4-2) nach dem Schweißen nicht unterschritten werden darf, um eine Martensitentstehung vor dem Nachwärmen zu verhindern. Aus der Referenzkurve für die Laserstrahlschweißung (Bild 6-2) ergibt sich bei einer Schweißgeschwindigkeit von 6 m/min für die Schweißung einer I-Naht mit 1,5 mm Dicke somit ein maximaler Abstand a von 100 mm.

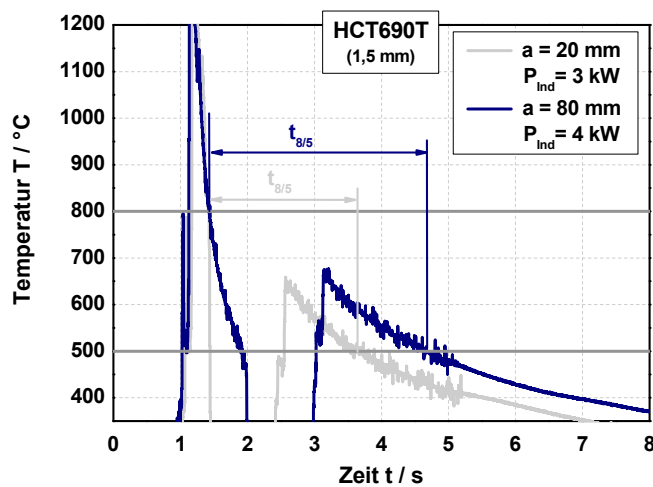


Bild 7-3: Temperatur-Zeit-Verläufe (gemessen in Nahtmitte) beim Laserstrahlschweißen mit Nachwärmung ($t = 1,5$ mm) für 2 verschiedene Abstände a zwischen Laser und Induktor ($a = 20$ mm, $a = 80$ mm), bei etwa gleicher Maximaltemperatur $T_{\text{max}} \approx 650$ °C

Der Einfluss des Induktorabstandes a auf die erzielbare Abkühlgeschwindigkeit $t_{8/5}$ ist Bild 7-4 zu entnehmen. Die dargestellten Ergebnisse wurden bei vergleichbaren Maximaltemperaturen $T_{\text{max}} \approx 650$ °C ermittelt. Gegenüber der reinen Laserstrahlschweißung ($t_{8/5} = 0,6$ s, siehe Bild 6-2) kann mit dem gewählten Aufbau ($l_{\text{Ind}} = 120$ mm) die Abkühlzeit bis um den Faktor 6 gesteigert werden. Die daraus resultierenden Auswirkungen auf die Nahteigenschaften erweisen sich allerdings als relativ gering. So kann beispielsweise beim Schweißen des Restaustenitstahls HCT690T trotz einer erhöhten Abkühlzeit von $t_{8/5} = 4$ s die mittlere Schweißguthärte lediglich um etwa 5 % abgesenkt werden (Bild 7-4 rechts).

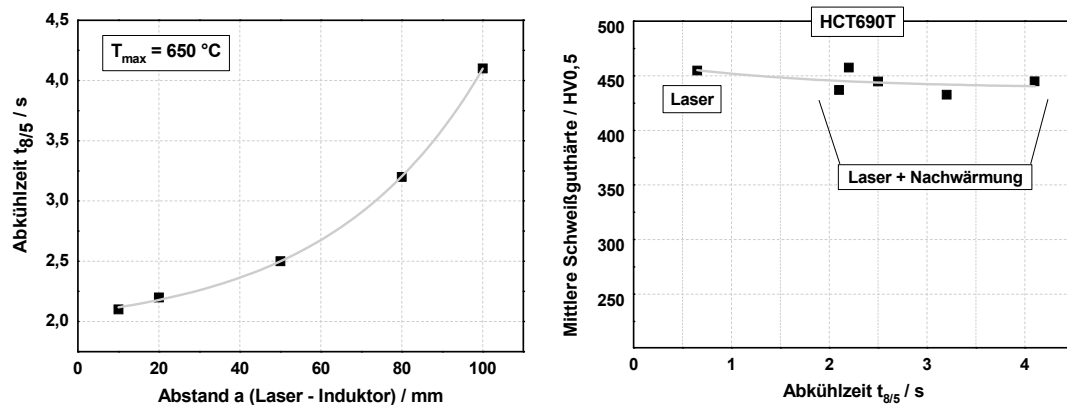


Bild 7-4: Abkühlzeit $t_{8/5}$ in Abhängigkeit vom Abstand a , für $T_{\text{max}} \approx 650$ °C (links), mittlere Schweißguthärte für HCT690T in Abhängigkeit von der Abkühlzeit $t_{8/5}$ (rechts)

Entsprechend des Schweiß-ZTU-Schaubildes (Bild 4-2) ist beim Verschweißen von HCT690T bei einer Abkühlzeit von $t_{8/5} = 4$ s mit einem überwiegend martensitischen Gefüge mit geringem Bainitanteil zu rechnen. Diese Prognose konnte über eine Mikrostrukturanalyse im REM bestätigt werden. Im Vergleich zum homogenen Martensit der reinen Laserschweißung ($t_{8/5} = 0,6$ s) ist nach der Nachwärmung ein heterogenes Nahtgefüge, bestehend aus Martensit, Bainit und einzelnen Ferritinseln zu finden (Bild 7-5). Der immer noch sehr hohe Anteil an harten Phasen (Martensit und Bainit) ist für die hohe Härte des Gefüges verantwortlich. Einzelne duktile Ferritbereiche können die

makroskopische Umformbarkeit geringfügig anheben. Der große Festigkeitsunterschied zwischen den einzelnen Phasen kann jedoch auch eine Konzentration der plastischen Verformung im weichen Ferrit mit entsprechend frühzeitigem Versagen fördern.

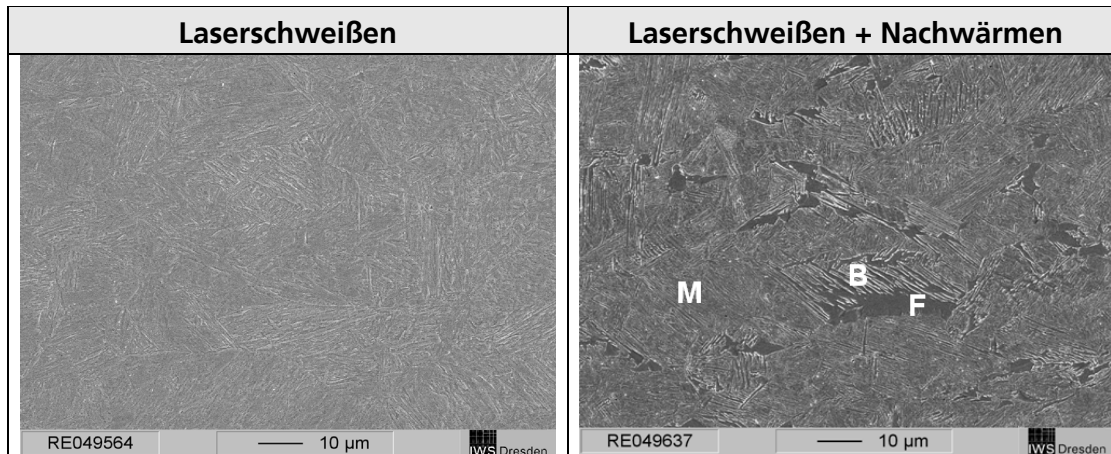


Bild 7-5: Vergleich der REM-Aufnahmen des Schweißgutes des Restaustenitstahls HCT690T (1000-fache Vergrößerung):
 a) homogener Martensit der reinen Laserstrahlschweißung (links)
 b) heterogenes Gefüge (Martensit, Bainit und Ferrit) der Laserschweißung mit Nachwärmung (rechts)

Die Methode des induktiven Nachwärmens erweist sich im Hinblick auf eine wirksame Reduzierung der Schweißnahtstärke laserstrahlgeschweißter höherfester Feinblechstähle als nicht effektiv. Insbesondere bei Werkstoffen mit niedriger kritischer Abkühlgeschwindigkeit (hochfester Dualphasenstahl, Restaustenitstahl) kann mit dieser Methode die Martensitbildung nicht entscheidend eingedämmt werden. Durch den Einsatz wesentlich längerer Induktoren bzw. die Verwendung deutlich geringerer Schweißgeschwindigkeiten könnte zwar eine weitere Härtereduzierung erreicht werden. Die für eine deutliche Härteabsenkung erforderlichen Abkühlzeiten (beispielsweise für HCT690T: $t_{8/5} > 20$ s) sind dennoch auf diese Weise in der Regel nicht erreichbar. Mit vertretbarem Aufwand ist demnach für derartige Stähle eine signifikante Steigerung der Umformbarkeit induktiv nachgewärmter Nähte im Vergleich zu konventionell lasergeschweißten Nähten nicht zu erzielen. Für das Verschweißen von Stählen mit sehr niedrigem C-Gehalt, welche ohnehin kein Martensit beim Schweißen bilden, ist aber diese Verfahrensvariante durchaus zur Reduzierung der Nahtstärke Erfolg versprechend einsetzbar.

7.2.2 Laserstrahlschweißen mit prozessintegriertem induktivem Anlassen

7.2.2.1 Prozessgrundlagen

Die Strategie des Laserstrahlschweißens mit prozessintegriertem induktivem Anlassen umfasst zwei Prozessschritte. Zunächst kühlt das Nahtgefüge aus der Schweißwärme so weit ab, dass die Martensitstarttemperatur M_s unterschritten wird. Auf diese Weise wird eine Martensitentstehung aus der Schweißwärme heraus ermöglicht. Im direkten Anschluss erfolgt nun ein induktives Anlassen des Gefüges im Nahtbereich. Um diesen Temperaturzyklus realisieren zu können, ist im Vergleich zur Nachwärmstrategie eine längere Pause zwischen Schweißen und Induktionserwärmung nötig, welche über

einen vergrößerten Abstand a realisiert wird. Die verwendeten Parameter für die Prozessuntersuchungen sind der Tabelle 7-4 zu entnehmen.

Tabelle 7-4: Schweißparameter für das Laserstrahlschweißen mit prozessintegriertem induktivem Anlassen (I-Naht, $s = 1,5$ mm)

	Parameter
Laserleistung P_L	5,4 kW
Verfahrgeschwindigkeit $v_s = v_{ind}$	6,0 m/min
Induktor ($l \times b$)	120 x 4 mm ²
Abstand a	200 mm
Koppelabstand k	2 mm
Induktionsfrequenz f_{ind}	14 kHz
Induktionsleistung P_{ind}	2 – 5 kW
Maximaltemperatur T_{max}	500 – 700 °C

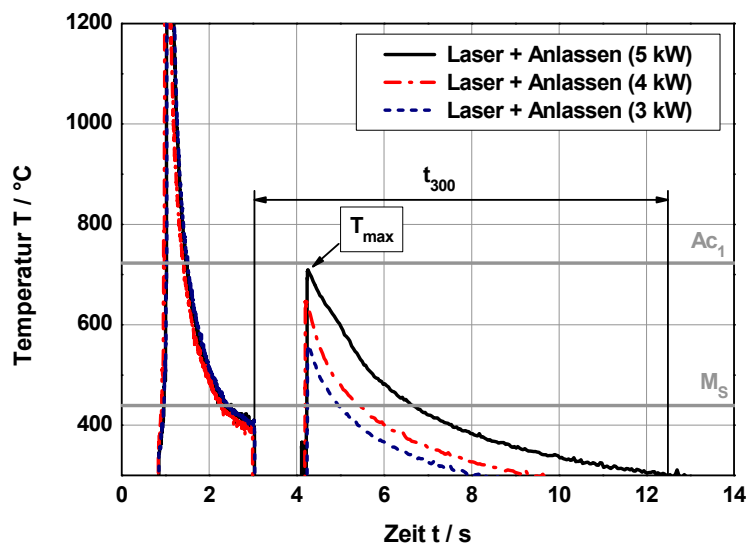


Bild 7-6: Temperatur-Zeit-Verläufe (gemessen in Nahtmitte) beim Laserstrahlschweißen mit prozessintegriertem induktivem Anlassen (I-Naht, $s = 1,5$ mm, Parameter siehe Tabelle 7-4), Werkstoff: HCT690T ($A_{c1} = 723$ °C, $M_s = 439$ °C)

Der Referenzabkühlkurve der reinen Laserstrahlschweißung (siehe Bild 6-2) ist zu entnehmen, dass nach einer Abkühlzeit von $t = 1,5$ s bereits M_s unterschritten wird ($M_s = 439$ °C für HCT690T, siehe Tabelle 4-2). Bei einer Verfahrgeschwindigkeit von $v_s = 6$ m/min ist somit ein Abstand zwischen Laser und Induktion von mindestens $a = 150$ mm einzustellen. Für eine ausreichende Martensitbildung nach dem Schweißen und zur Realisierung eines relativ kompakten Anlagenaufbaus wurde deshalb ein Abstand von $a = 200$ mm gewählt. In der dadurch realisierten Abkühlzeit von $t = 2,0$ s kühlt das Nahtgefüge auf eine Temperatur von etwa 400 °C ab (siehe Bild 7-6).

Die Martensitbildung erfolgt schlagartig bei entsprechend rascher Abkühlung unter M_s . Die Menge des gebildeten Martensits wird dabei von der Unterkühlungstemperatur bestimmt, wobei der Großteil der Umwandlung im Temperaturbereich unmittelbar unterhalb M_s abläuft. Mit weiter sinkender Temperatur nimmt der Umfang der Martensitbildung stetig ab und ist beim Erreichen von M_f (für HCT690T ca. 250 ... 300 °C)

abgeschlossen (siehe [22], [26]). Somit ist sichergestellt, dass zum Beginn der Induktionserwärmung der überwiegende Teil des Nahtgefüges bereits als Martensit vorliegt.

Charakteristische Merkmale der Temperatur-Zeit-Kurve des Laserstrahlschweißens mit prozessintegriertem induktivem Anlassen sind das Unterschreiten von M_s bei der Abkühlung direkt nach dem Schweißen sowie das Erreichen einer Maximaltemperatur $T_{\max}$ zwischen M_s und A_{c1} während des nachfolgenden Anlassvorganges (siehe Bild 7-6). Hinsichtlich der beiden wesentlichen Kenngrößen eines Anlassprozesses, Anlassstemperatur und Anlasszeit, liegen die Besonderheiten des hier betrachteten induktiven Anlassens in erster Linie in den folgenden beiden Faktoren:

- sehr kurze Anlasszeit (wenige Sekunden)
- relativ hohe Anlassstemperatur (nahe A_{c1})

Aufgrund dieser Charakteristik kann also hier von einem Kurzzeitanlassen gesprochen werden. Zum Erzielen wirksamer Anlasseffekte ist dabei die sehr kurze Zeit der Wärmebehandlung über eine erhöhte Temperatur zu kompensieren. Im Gegensatz zu herkömmlichen Ofenprozessen wird beim induktiven Kurzzeitanlassen keine konstante Anlassstemperatur erreicht. Folglich kann auch keine zugehörige Haltezeit im herkömmlichen Sinn ermittelt werden. Bei Betrachtung des Temperatur-Zeit-Regimes (Bild 7-6) wird deutlich, dass der Prozess des induktiven Kurzzeitanlassens vorrangig über die Spitzentemperatur $T_{\max}$ definiert wird. Einerseits wird dadurch das Temperaturniveau der Anlassbehandlung festgelegt. Andererseits bestimmt $T_{\max}$ auch maßgeblich die nachfolgende Abkühlung und somit die Zeit des Anlassvorgangs. Darüber hinaus kann die Anlasszeit aber auch über die Wahl der Verfahrensgeschwindigkeit v_{Ind} und die Länge des Induktors l_{Ind} beeinflusst werden.

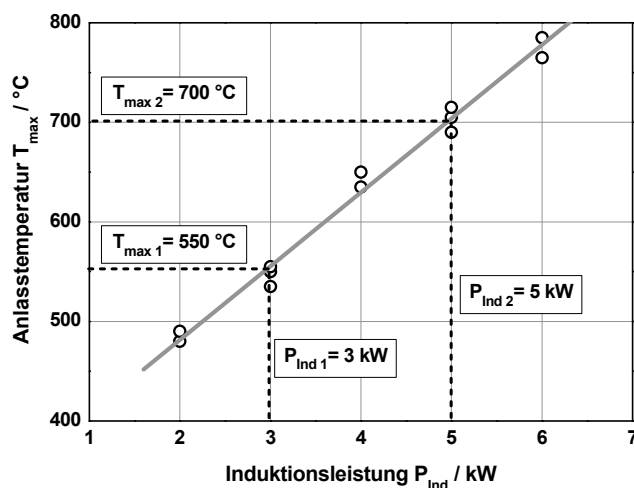


Bild 7-7: Gemessene Anlassstemperatur in Abhängigkeit von der Induktionsleistung (Stumpfstoß HCT690T, $s = 1,5\text{ mm}$, Parameter siehe Tabelle 7-4)

In der Darstellung in Bild 7-2 wurde bereits verdeutlicht, dass die Spitzentemperatur $T_{\max}$ im Induktionsprozess über die Induktionsleistung P_{Ind} eingestellt werden kann. In Bild 7-6 ist nun ersichtlich, wie sich die Wahl der Induktionsleistung konkret auf den Verlauf der Temperatur-Zeit-Kurve auswirkt. In der Auswertung zahlreicher Anlassversuche ergibt sich ein linearer Zusammenhang zwischen Induktionsleistung P_{Ind} und Anlassstemperatur $T_{\max}$. Für einen Laserinduktionsschweißprozess an einem I-Stoß der

Blechdicke $s = 1,5$ mm ist die Abhängigkeit der Anlasstemperatur von der Induktionsleistung in Bild 7-7 dargestellt.

Eine signifikante Härteabsenkung ist beim Ofenanslassen ab der 3. Anlassstufe (ab 300 bis 350 °C) mit der vollständigen Diffusion des Kohlenstoffs aus dem Martensit unter Bildung eines α -Gitters und Fe_3C zu beobachten [22]. Die dafür nötige Anlasszeit liegt üblicherweise im Bereich von einigen Stunden. Wie bereits ausgeführt, ist die sehr kurze Anlasszeit beim induktiven Kurzzeitanlassen über eine erhöhte Temperatur zu kompensieren. Tatsächlich konnte ab einer eingestellten Anlasstemperatur von $T_{\text{max}} = 550$ °C eine nennenswerte Härteabnahme im Gefüge des Schweißgutes festgestellt werden. Um Neuhärtung zu vermeiden, muss die Temperatur aber auch nach oben begrenzt werden. Da dafür eine erneute Austenitisierung des Nahtgefüges vermieden werden muss, wurde die Obergrenze für T_{max} bei 700 °C festgelegt. Im Weiteren werden die Schweißnahteigenschaften für diese beiden markanten Anlasstemperaturen untersucht.

Bild 7-8 zeigt den Makroschliff einer bei 700 °C angelassenen I-Naht im Restaustenitstahl HCT690T. Da die induktive Wärmebehandlung erst einsetzt, wenn die Erstarrung und die Ausbildung des martensitischen Härtegefüges aus der Schweißwärme abgeschlossen sind, unterscheiden sich innere Nahtgeometrie und Dimension der WEZ prinzipiell nicht von der Charakteristik der reinen Laserschweißnaht (vgl. Bild 6-1).

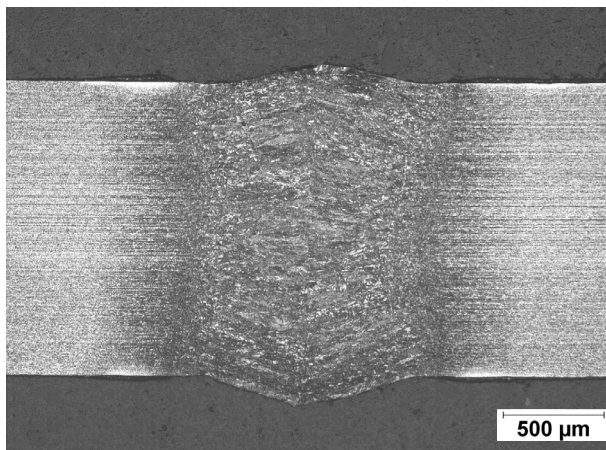


Bild 7-8: Querschliff einer mittels Laserstrahlschweißen mit integriertem induktivem Anlassen hergestellten Schweißnaht im Restaustenitstahl HCT690T ($t = 1,5$ mm)

Der nach dem Anlassen vorliegende Werkstoffzustand kann mit Hilfe einer Mikrostrukturanalyse im REM beurteilt werden. Grundsätzlich hängen die mikrostrukturellen Reaktionen ganz entscheidend von der chemischen Zusammensetzung und dem Ausgangszustand des Grundmaterials ab.

HCT500X

Bild 7-9 links stellt das Schweißgutgefüge des Dualphasenstahls HCT500X nach der induktiven Kurzzeiterwärmung bei $T_{\text{max}} = 700$ °C dar. Das ferritisch-bainitische Schweißgutgefüge erfährt während dieser Wärmebehandlung keine nennenswerte Veränderung (vergleiche Bild 6-4). Durch induktive Kurzzeiterwärmung der Naht ist somit für diesen Stahl mit sehr geringem Kohlenstoffgehalt auch keine signifikante Veränderung der mechanischen Nahteigenschaften möglich.

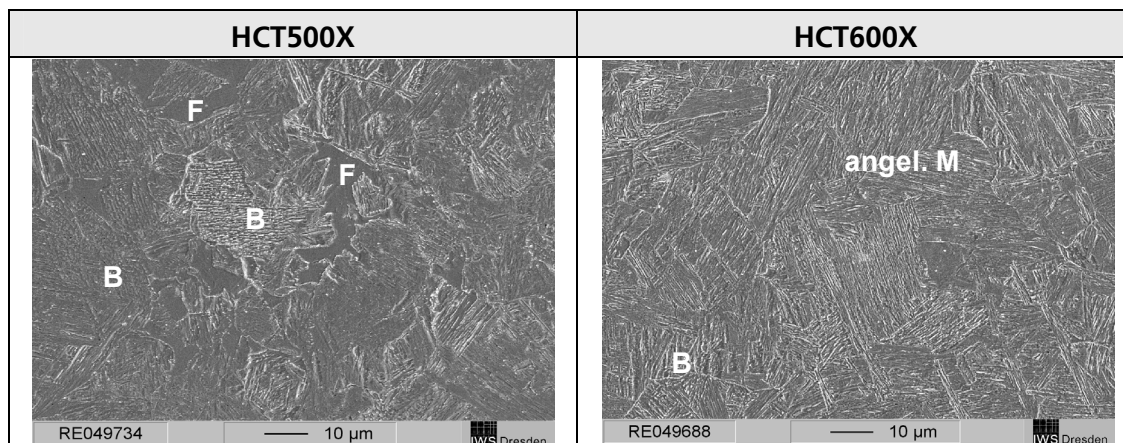


Bild 7-9: REM-Aufnahmen des Schweißgutes der Dualphasenstähle HCT500X (links) bzw. HCT600X (rechts) nach dem Anlassen bei $T_{\max} = 700\text{ °C}$ (1000-fache Vergrößerung)

HCT600X

Im Schweißnahtgefüge des Dualphasenstahls HCT600X sind dagegen nach der Laserstrahlschweißung bereits nennenswerte Anteile an Martensit vorhanden (vergleiche Bild 6-5). Diese Bereiche werden während der induktiven Wärmebehandlung angelassen. In der Folge entsteht feiner, homogener, angelassener Martensit mit fein verteilten Karbiden (Bild 7-9 rechts). Daraus resultieren in diesen Bereichen eine deutliche Abnahme der lokalen Härte und Festigkeit sowie eine Steigerung der Duktilität. Die übrigen Bereiche des Nahtgefüges verbleiben dagegen nahezu unverändert als nadeliger, heterogener Bainit.

HCT690T

In der unbehandelten Laserstrahlschweißnaht des Restaustenitstahls HCT690T wurde ein homogenes Martensitgefüge nachgewiesen (vergleiche Bild 6-6). Die einsetzende Kohlenstoffdiffusion während der induktiven Anlassbehandlung führt zur Entstehung feinsten globularer Karbide im Latteninneren und zu einer einsetzenden Karbidsaumbildung an den Lattengrenzen (Bild 7-10). Dieser Zustand ist dem einer niedrigen Anlassstufe beim konventionellen Anlassen von Vergütungsstählen vergleichbar. Grundsätzlich besitzt angelassener Martensit hervorragende mechanische Eigenschaften. Gegenüber dem unangelassenen Ausgangszustand wird eine deutlich erhöhte Duktilität und Zähigkeit erreicht bei moderater Absenkung der Festigkeit. Die homogene Mikrostruktur verhindert eine Dehnungskonzentration unter mechanischer Beanspruchung und garantiert dadurch eine gute plastische Verformbarkeit. Somit bietet ein angelassenes martensitisches Schweißnahtgefüge in einem Restaustenitstahl sehr gute Voraussetzungen für das Erreichen einer guten makroskopischen Umformbarkeit der Schweißverbindung.

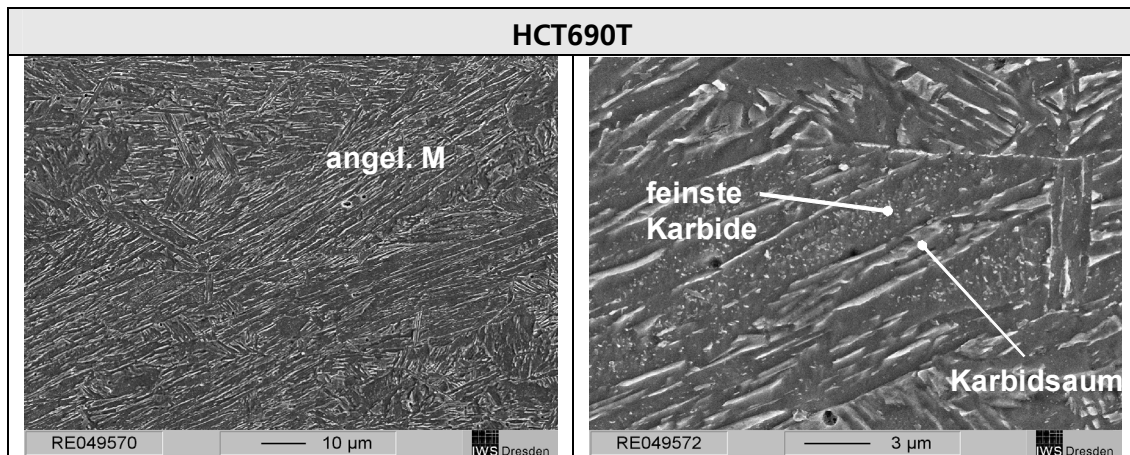


Bild 7-10: REM-Aufnahmen des Schweißgutes des Restaustenitstahls HCT690T nach dem Anlassen bei $T_{\max} = 700 \text{ °C}$ (Vergrößerung: links 1000-fach, rechts 5000-fach)

HDT1200M

Im Schweißgut des Martensitphasenstahls wird nach dem Laserstrahlschweißen ebenfalls ein angelassenes martensitisches Gefüge erzeugt (vergleiche Bild 6-7). Im Bild 7-11 sind die charakteristischen Martensitpakete immer noch zu erkennen. Der Anlasszustand ist aber durch die einsetzende Karbidsaumentstehung an den Rändern der Martensitnadeln charakterisiert. Dieser Effekt ist mit einer lokalen Festigkeitsabsenkung im Vergleich zum Ausgangszustand verbunden.

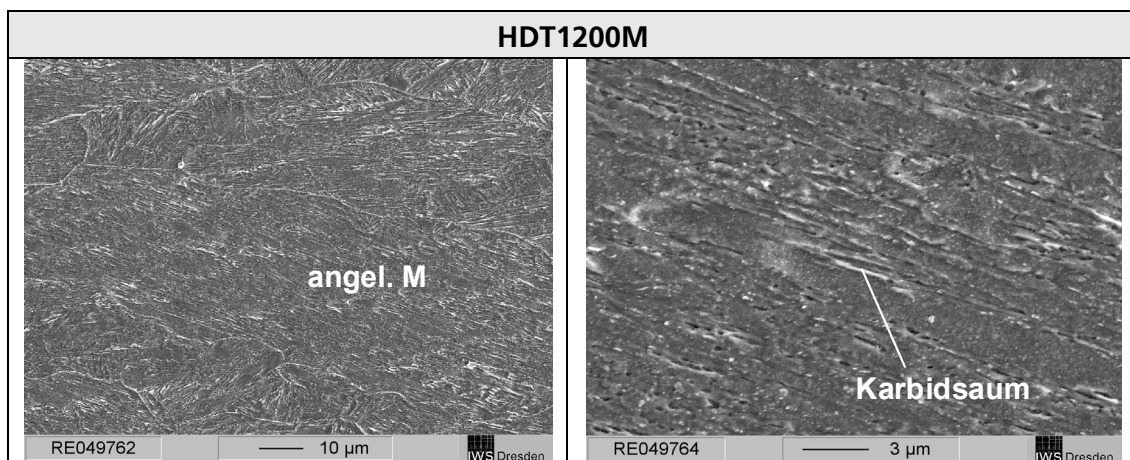


Bild 7-11: REM-Aufnahmen des Schweißgutes des Martensitphasenstahls HDT1200M nach dem Anlassen bei $T_{\max} = 700 \text{ °C}$ (Vergrößerung: links 1000-fach, rechts 5000-fach)

Die Diffusionsvorgänge beim Anlassen sind neben der Temperatur auch von der Zeit abhängig. Mit der hier verwendeten Kurzzeitanlassbehandlung kann prinzipiell keine vollständige Umwandlung in ein störungsfreies α -Gitter und Fe_3C erfolgen. Innerhalb der sehr kurzen Behandlungszeit können insbesondere die Prozesse der oberen Anlassstufen nur unvollständig ablaufen (siehe Bild 7-9 bis Bild 7-11). Darüber hinaus ist bei der verwendeten Prozesskonfiguration ($T_s \approx 400 \text{ °C}$) die Martensitbildung zum Zeitpunkt der einsetzenden Induktionserwärmung im Allgemeinen noch nicht abgeschlossen, sodass auch nicht umgewandelte Bereiche im Gefüge vor dem Anlassen vorliegen. Dennoch kann die Schweißnaht Härte gegenüber der reinen Laserstrahlschweißung deutlich reduziert werden. Bei Behandlung des Restaustenitstahls HCT690T nimmt die

Nahthärte mit zunehmender Induktionsleistung über der gesamten Nahtbreite gleichmäßig ab. Das niedrige Härteniveau des unbeeinflussten Grundwerkstoffes wird aber bei weitem nicht wieder erreicht (Bild 7-12 links). Analoges Verhalten ist beim Dualphasenstahl HCT600X zu beobachten. Dagegen sinkt die Nahthärte im Fall des Martensitphasenstahls HDT1200M nach dem Anlassen in einem breiten Bereich bis zu 25 % unter das Grundwerkstoffniveau.

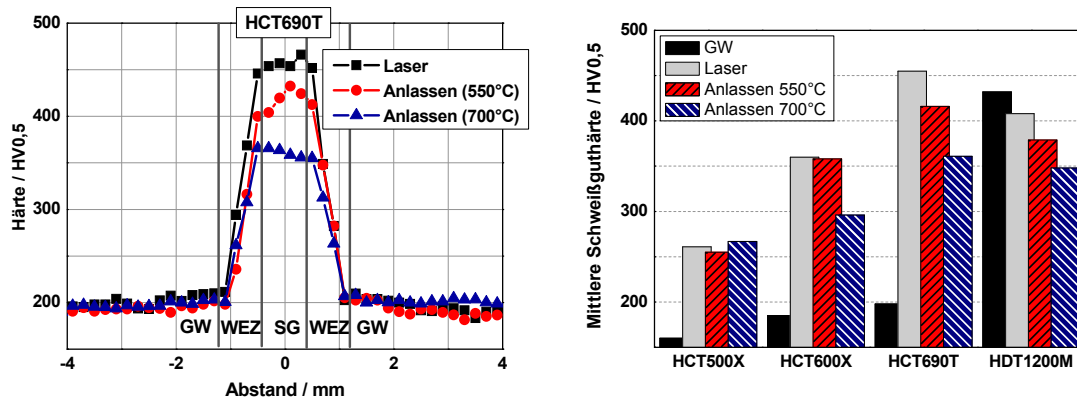


Bild 7-12: Härteverteilung quer zur Schweißnaht für HCT690T nach dem Anlassen mit unterschiedlichen Anlasstemperaturen $T_{\max}$ (links) und mittlere Schweißguthärte für alle untersuchten Werkstoffe (rechts)

Der Umfang des Anlasseffektes ist von der Legierungszusammensetzung und vorrangig vom C-Gehalt abhängig. Mit steigender Aufhärtung nach dem Laserstrahlschweißen erhöht sich auch das Potenzial der Härtereduzierung, da die Wirkung des Anlassprozesses an die Menge des in der Schweißnaht befindlichen Martensits geknüpft ist. Während beispielsweise für den HCT500X ($C = 0,078 \%$) keine Härtereduzierung festgestellt wurde, kann das Härteniveau des HCT690T ($C = 0,24 \%$) um ca. 20 % gegenüber der reinen Laserschweißung herabgesetzt werden (Bild 7-12 rechts).

Im Gegensatz zur Strategie der Verlängerung der Abkühlzeit kann mit dem prozessintegrierten induktiven Anlassen eine signifikante Härtereduzierung gegenüber der konventionellen Laserstrahlschweißung erreicht werden. Eine konventionelle Anlassbehandlung gehärteter Bauteile führt in der Regel zu einer Absenkung der Festigkeit und Härte. Dagegen steigen Zähigkeit und Verformbarkeit zum Teil stark an [26]. Werden diese Effekte auf die hier betrachteten integriert angelassenen Laserstrahlschweißnähte übertragen, dann lässt die experimentell nachgewiesene Absenkung der Nahthärte eine deutliche Verbesserung der Umformbarkeit im Bereich der Schweißnaht erwarten.

7.2.2.2 Theoretische Betrachtungen zum induktiven Kurzzeitanlassprozess

Zum besseren Verständnis ist es hilfreich zu klären, welchen Einfluss die Prozessparameter auf den Anlassvorgang und den letztendlichen Werkstoffzustand nach dem Anlassen ausüben. Zu diesem Zweck durchgeführte experimentelle Untersuchungen mit der systematischen Variation der Anlassparameter und der zugehörigen Auswertung der erzielten Anlassergebnisse werden im Nachfolgenden beschrieben. Darauf aufbauend kann eine mathematische Beschreibung des Zusammenhanges zwischen Anlassparametern und Werkstoffeigenschaften für den speziellen Fall des induktiven Kurzzeitanlassens von Schweißnähten in Stahlfeinblechen erfolgen. Ausgangspunkt

bilden dabei die bekannten Bedingungen beim konventionellen Ofenanlassen von Vergütungsstählen.

Die Gefügeveränderungen beim Anlassen basieren auf der Diffusion des Kohlenstoffs im Martensitgefüge. Diese Diffusionsprozesse sind grundsätzlich temperatur- und zeitabhängig. Für ein stationäres Ofenanlassen wurde der Zusammenhang zwischen den Anlassparametern und dem erzielten Gefügezustand nach dem Anlassen durch Hollomon und Jaffe beschrieben [118] (auch [26], [116], [117]):

$$HP = T \cdot (\lg t + K) \cdot 10^{-3} \quad (\text{Gl. 3})$$

<i>HP</i>	<i>Hollomon-Parameter</i>	<i>Gültig für:</i>
<i>K</i>	<i>werkstoffabhängige Konstante</i>	<i>T = 100 – 700 °C</i>
<i>T</i>	<i>Anlasstemperatur [K]</i>	<i>t = 10 s – 24 h</i>
<i>t</i>	<i>Anlasszeit [s]</i>	

Der Hollomon-Parameter HP kann als Äquivalent für eine diskrete Zustandsänderung nach dem Anlassen angesehen werden. Somit sind also laut Gl. 3 (aus [118]) Temperatur und Zeit in gewissen Grenzen austauschbar, um vergleichbare Anlassergebnisse zu erzielen. Da aber die Anlasszeit logarithmisch in die Gleichung eingeht wird klar, dass eine Variation der Zeit einen weitaus geringeren Einfluss auf das Anlassergebnis ausübt als eine Temperaturänderung. Aus dieser Überlegung heraus kann abgeleitet werden, dass Kurzzeitanlassprozesse grundsätzlich realisierbar sind, indem die stark reduzierte Anlasszeit durch eine geringfügig erhöhte Anlasstemperatur kompensiert wird.

Die Wirksamkeit des Kurzzeitanlassens wurde bereits in [118] nachgewiesen. Demnach können für martensitisch gehärtete Kohlenstoffstähle, selbst bei sehr kurzer Anlasszeit starke Anlasseffekte erzielt werden. Beispielsweise wurde durch eine Anlassbehandlung bei 700 °C über 10 s die Härte eines Stahles mit 0,31 % Kohlenstoffgehalt von 47,5 HRC (≈ 475 HV) auf 21,5 HRC (≈ 245 HV) reduziert. Aus den in [118] dargestellten experimentellen Ergebnissen kann die werkstoffabhängige Konstante K in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt des Grundwerkstoffes nach Gl.4 ermittelt werden.

$$K = 17,7 - 5,8 \cdot C \quad (\text{Gl. 4})$$

<i>K</i>	<i>werkstoffabhängige Konstante in der Hollomon-Gleichung (Gl. 3)</i>
<i>C</i>	<i>Kohlenstoffgehalt [%]</i>

In [118] wurden lediglich unlegierte Kohlenstoffstähle mit einem C-Gehalt von 0,31 bis 1,15 % betrachtet. Näherungsweise soll aber auch für den in dieser Arbeit betrachteten Restaustenitstahl HCT690T, mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,24 % (siehe Tabelle 4-2), die Beziehung aus Gl. 4 angewendet werden. Daraus ergibt sich für die werkstoffabhängige Konstante K:

$$K_{HCT690T} = 16,31.$$

Um die erforderlichen Anlasstemperaturen für induktive Kurzzeitprozesse im Vergleich zum konventionellen Ofenprozess abschätzen zu können, wird HP aus Gl. 3 für beide Prozesse gleich gesetzt. Daraus ergibt sich der Zusammenhang entsprechend Gl. 5. Setzt man eine Zeit von $t_i = 10$ s beim induktiven Kurzzeitanlassen bzw. von

$t_o = 60$ min bei einem konventionellen Ofenanlassprozess an, so ist beim Kurzzeitprozess theoretisch eine um 100 bis 130 K höhere Anlass temperatur erforderlich um den gleichen Anlass effekt wie beim Ofenanlassen zu erzielen (siehe Bild 7-13).

$$HP = T_o \cdot (\lg t_o + K) \cdot 10^{-3} = T_I \cdot (\lg t_I + K) \cdot 10^{-3}$$

$$T_I = T_o \frac{\lg t_o + K}{\lg t_I + K} \quad (\text{Gl. 5})$$

T_I, t_I Anlass temperatur bzw. –zeit für **I**nduktives Kurzzeitanlassen
 T_o, t_o Anlass temperatur bzw. –zeit für **O**fnanlassen

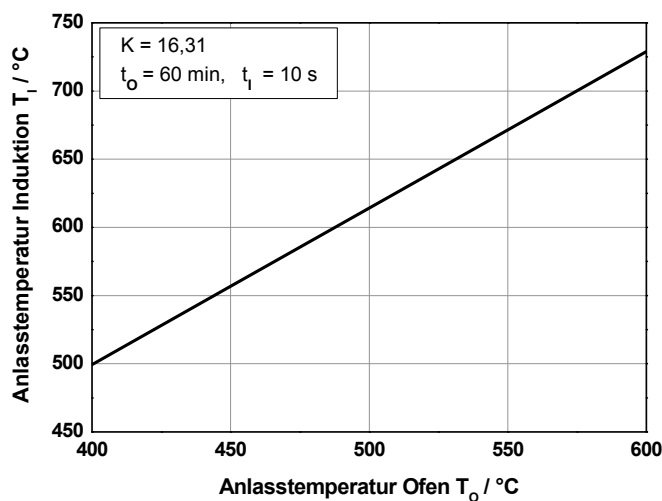


Bild 7-13: Über den Ansatz nach Hollomon und Jaffe errechneter Zusammenhang zwischen der Anlass temperatur im konventionellen Ofenprozess ($t_o = 60$ min) und beim induktiven Kurzzeitanlassen ($t_I = 10$ s) zur Herstellung eines vergleichbaren Anlazzustandes

In den vorangegangenen Überlegungen wurde von der Existenz einer konstanten Anlass temperatur und einer zuordenbaren, definierten Anlasszeit ausgegangen. Bei den hier betrachteten induktiven Kurzzeitprozessen sind jedoch beide Voraussetzungen nicht gegeben (siehe Bild 7-6). Somit wird klar, dass die für stationäre Anlassprozesse aufgestellte Hollomon-Beziehung nicht direkt auf das induktive Kurzzeitanlassen übertragen werden kann. Dennoch kann für diesen speziellen Fall ein konkreter Zusammenhang zwischen den Anlassparametern und den resultierenden Gefügeeigenschaften in der Anlasszone hergestellt werden. Dies erfolgt auf der Grundlage experimenteller Untersuchungen mit systematischer Variation von Temperatur und Zeit. Als Kenngrößen für den Anlassprozess wurden folgende Werte verwendet (siehe Bild 7-2):

- $T_{\max}$ (gemessener Maximalwert der Temperaturmessung)
- $t_{\text{ges}} = t_{300}$ (Zeit vom Beginn des Induktoreingriffes bis zur Abkühlung auf 300 °C)

Die Spitzentemperatur im Induktionsanlassprozess wurde über die Induktionsleistung eingestellt. Die Variation der Anlasszeit erfolgte über die Verwendung unterschiedlich langer Induktionsspulen bei unveränderter Vorschubgeschwindigkeit. Der Anlasszustand des Nahtgefüges kann dabei über die mittlere Schweißguthärte charakterisiert

werden. Ausgangspunkt der Wärmebehandlung war stets die auf Raumtemperatur abgekühlte, unbehandelte Laserschweißnaht mit maximaler Aufhärtung. Referenzwerte für den Anlasszustand wurden über ein konventionelles Ofenanslassen ($t_0 = 60$ min) erzeugt. Die verwendeten Versuchsparameter sind Tabelle 7-5 zu entnehmen.

Tabelle 7-5: Parameter für das induktive Anlassen unter Variation von Anlassstemperatur und -zeit (HCT690T, I-Naht, $s = 1,5$ mm)

	Parameter
Laserleistung P_L	5,4 kW
Verfahrgeschwindigkeit $v_s = v_{ind}$	6,0 m/min
effektive Induktorlänge l_{ind}	10 / 25 / 60 / 120 / 250 mm
effektive Induktorbreite b_{ind}	2 mm
Koppelabstand k	2 mm
Induktionsfrequenz	13 - 15 kHz
Induktionsleistung P_{ind}	5 - 30 kW
Starttemp. der Induktion T_s	20 °C
Maximaltemperatur T_{max}	350 – 700 °C

Bild 7-14 zeigt die verwendeten Linearinduktoren mit unterschiedlichen effektiven Einwirklängen. Aus der Breite der Aufhärtungszone (Bild 6-8 und Bild 7-8) kann man ableiten, dass für eine effektive Wärmebehandlung der betrachteten Schweißnähte (I-Naht, $s = 1,5$ mm) eine Induktorbreite von 4 mm eigentlich nicht erforderlich ist. Mit dem Ziel der Minimierung der einzubringenden Wärmemenge beim Anlassen wurden somit Induktoren mit einem speziell entwickelten Y-Querschnitt und einer auf 2 mm reduzierten Wirkbreite entwickelt und hergestellt. Infolge der geringeren Einkoppelbreite und des gleichzeitig verringerten Wirkungsgrades der Induktionsspule sind hier im Vergleich zum bislang verwendeten breiten Induktor ($b = 4$ mm) erhöhte Induktionsleistungen nötig, um vergleichbare Anlassstemperaturen im Bauteil zu erreichen.

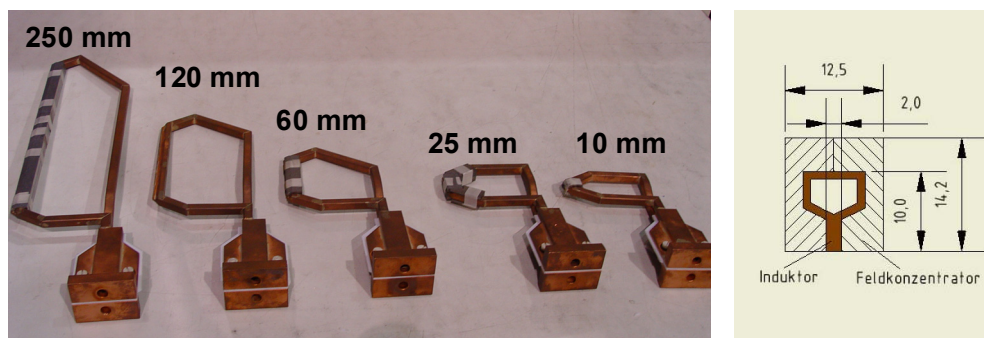


Bild 7-14: Y-Induktoren mit unterschiedlichen Einwirklängen zur Variation der Anlasszeit

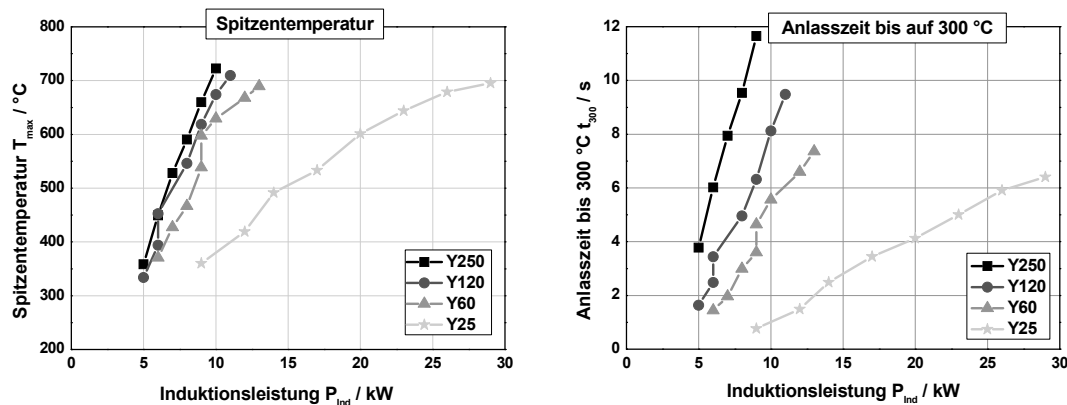


Bild 7-15: Einfluss der Induktorlänge und der Induktionsleistung auf die maximale Anlasstemperatur T_{max} (links) und auf die Anlasszeit t_{300} (rechts) für die verwendeten Y-Induktoren

In Bild 7-15 sind Anlasstemperatur T_{max} und Anlasszeit t_{300} als Funktion der Induktionsleistung für die untersuchten Induktorlängen aufgetragen. Die Spitzentemperatur zeigt dabei eine signifikante Abhängigkeit von der Induktorlänge und der Induktionsleistung. Bei Verwendung eines kürzeren Induktors muss demnach der Verlust an Einwirkzeit über den Einsatz einer erhöhten Induktionsleistung kompensiert werden, um vergleichbare Temperaturen zu erhalten. Die Anlasszeit ist ebenfalls von der Länge und der Leistung des Induktors abhängig. Es ist zu erkennen, dass bei reduzierter Induktorlänge auch die Anlasszeit abnimmt. Einerseits ist die Aufwärmzeit unter dem Induktor direkt von der Länge des Induktors abhängig. Andererseits beeinflusst die Aufwärmzeit auch den Temperaturgradienten neben der Schweißnaht und somit indirekt auch das Abkühlverhalten nach dem Induktoreingriff. Zudem ist die Anlasszeit auch von der realisierten Spitzentemperatur abhängig, da auch diese die freie Abkühlung nach der Induktionserwärmung beeinflusst. Im Zusammenhang mit den aus Gl. 3 abgeleiteten grundsätzlichen Einflussmöglichkeiten von Temperatur und Zeit wird somit klar, dass beim induktiven Kurzzeitanlassen die Anlasstemperatur die entscheidende Prozesskenngröße hinsichtlich der Einstellung der Werkstoffeigenschaften in der Anlasszone darstellt.

Durch umfangreiche experimentelle Untersuchungen in [118] wurde nachgewiesen, dass für konventionelles Ofenanlassen ein direkter, werkstoffspezifischer Zusammenhang zwischen dem von Temperatur und Zeit bestimmten Hollomon-Parameter HP und der Härte des Gefüges nach dem Anlassen besteht. Als Ergebnis der eigenen experimentellen Untersuchungen ist nun ein analoger Zusammenhang für das induktive Kurzzeitanlassen der Schweißnähte im Restaustenitstahl HCT690T (1,5 mm) herstellbar. Im Bild 7-16 ist für induktives Kurzzeitanlassen und Ofenanlassen die gemessene mittlere Schweißguthärte über dem Hollomon-Parameter aufgetragen. Für das induktive Kurzzeitanlassen folgen dabei die Messwerte für alle betrachteten Induktorlängen einem allgemeingültigen Zusammenhang. Die sich ergebende Kurve ist in erster Linie vom Werkstoff und den Randbedingungen des Induktionsprozesses (Induktorquerschnitt, Koppelabstand usw.) abhängig.

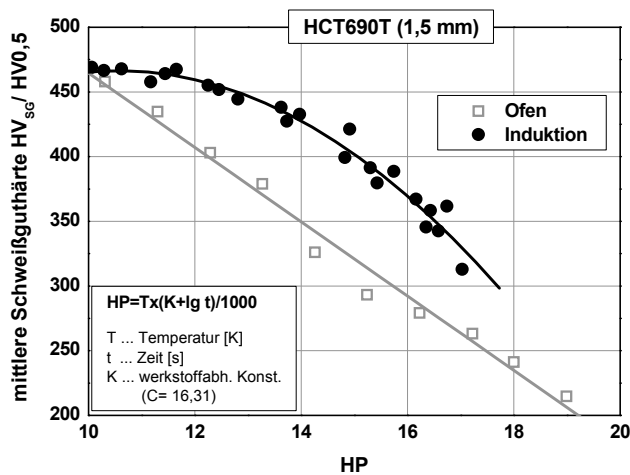


Bild 7-16: Zusammenhang zwischen mittlerer Schweißguthärte und Hollomon-Parameter HP für Ofen-anlassen ($T_o = 150 - 700 \text{ °C}$, $t_o = 60 \text{ min}$) und für induktives Kurzzeitanlassen

Für den hier betrachteten konkreten Fall (HCT690T / s = 1,5 mm / $v_s = 6,0 \text{ m/min}$) entspricht die Abhängigkeit der mittleren Schweißguthärte vom Hollomon-Parameter der mathematischen Beziehung entsprechend Gl. 6.

$$HV_{sg} = 690,36 - 0,25 \cdot HP^3 + 6,78 \cdot HP^2 - 65,21 \cdot HP \quad (\text{Gl. 6})$$

HV_{sg} mittlere Schweißguthärte
 HP Hollomon-Parameter (siehe Gl. 3)

Die ermittelte Kurve für induktives Kurzzeitanlassen weist eine deutliche Abweichung von der typischen Charakteristik der konventionellen Ofenprozesse auf. Beispielhaft ist in Bild 7-16 eine an der gleichen Werkstoffcharge ermittelte Referenzkurve zum Ofen-anlassen dargestellt. Die Unterschiede in Charakteristik und Lage der beiden Kurven sind dabei auf die bereits aufgeführten Besonderheiten des induktiven Kurzzeitanlassen ($T \neq \text{konst.}$, $t = f(T)$) zurückzuführen.

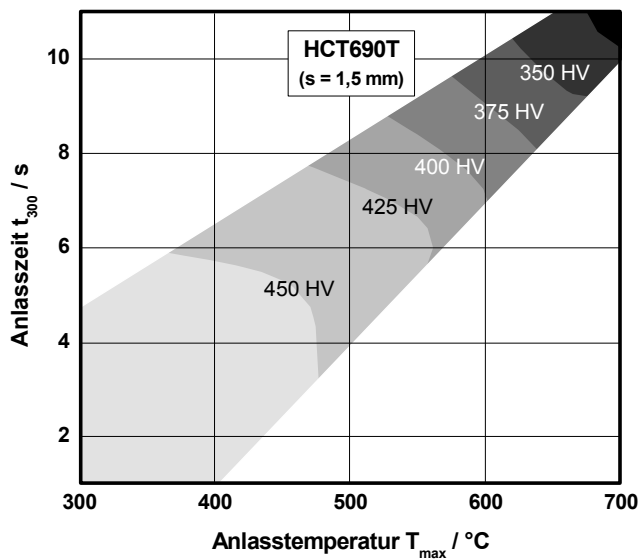


Bild 7-17: Mittlere Schweißguthärte HV_{SG} für HCT690T in Abhängigkeit von der Anlass Temperatur und der Anlasszeit im induktiven Kurzzeitprozess

Werden die aus der systematischen Parametervariation ermittelten Werte der Schweißnahtguthärte über den eingesetzten Prozesskenngrößen Anlass Temperatur und Anlasszeit aufgetragen, so ergibt sich ein nutzbares Prozessfenster für induktives Kurzzeitanlassen entsprechend Bild 7-17. Der grau unterlegte Bereich stellt das ermittelte Arbeitsfeld für eine wirksame Reduzierung der mittleren Schweißguthärte dar. Anhand dieses Schaubildes lassen sich die prozessspezifischen Besonderheiten des induktiven Kurzzeitanlassens besonders gut ablesen:

- hohe Anlass Temperaturen ($T \geq 500$ °C)
- sehr kurze Anlasszeiten ($t \leq 10$ s)
- schmales Prozessfenster

Die Einschränkung des nutzbaren Prozessfensters resultiert aus der Tatsache, dass die Anlasszeit nicht unabhängig von der Anlass Temperatur eingestellt werden kann. Bei hohen Anlass Temperaturen um $T_{max} = 700$ °C ergeben sich beispielsweise auch relativ hohe Abkühlzeiten ($t_{300} > 10$ s). Folglich werden in diesen Fällen sehr niedrige Nahtguthärten erzielt ($HV_{SG} < 350$ HV). Analog sind bei niedrigen Temperaturen ($T_{max} \approx 350$ °C) auch die Abkühlzeiten sehr gering ($t_{300} \approx 2$ s). Die daraus resultierende Schweißguthärte ist folglich relativ hoch ($HV_{SG} > 450$ HV).

Die Darstellung in Bild 7-17 beschreibt für den konkreten Fall des induktiven Kurzzeitanlassens des geschweißten Restaustenitstahls HCT690T den komplexen Zusammenhang zwischen Anlassparametern und resultierenden Nahteigenschaften. Anhand eines derartigen Diagramms kann die Auslegung eines realen Anlassvorganges erfolgen. So ist beispielsweise eine Abschätzung der erreichbaren Schweißnahtguthärte möglich. Andererseits kann mit diesem Diagramm auch die Auslegung der Induktorlänge bzw. die Auswahl der geeigneten Anlassparameter erfolgen. Darüber hinaus ist die Darstellung aber auch für das allgemeine Verständnis der prozesstechnischen und werkstofftechnischen Vorgänge beim induktiven Kurzzeitanlassen hilfreich.

8 Umformverhalten im Lieferzustand geschweißter Strukturen aus höherfesten Feinblechen

8.1 Charakterisierung des Werkstoffzustandes

In diesem Abschnitt soll das Umformverhalten laserinduktionsgeschweißter Blechproben in Abhängigkeit vom Anlasszustand des Schweißnahtgefüges beschrieben werden. Dabei wird, in Anlehnung an die Tailored-Blank-Fertigung, die Situation betrachtet, dass die Grundbleche im Lieferzustand, also ohne eine zusätzliche Vorverfestigung, verschweißt werden (Bild 8-1).

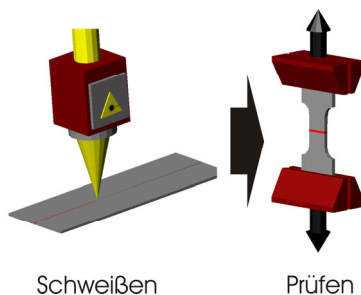


Bild 8-1: Schematischer Ablauf der Untersuchungen

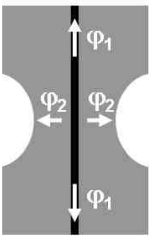
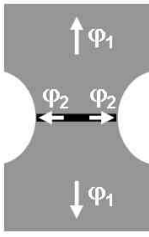
Betrachtet werden für I-Nähte ($s = 1,5 \text{ mm}$) die drei unterschiedlichen Schweißzustände:

- Laserstrahlschweißen
- Laserstrahlschweißen mit induktivem Anlassen bei $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$
- Laserstrahlschweißen mit induktivem Anlassen bei $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Um ein umfassendes Bild des Umformverhaltens der geschweißten und induktiv angelassenen Feinblechstähle zu erhalten, sind verschiedene Untersuchungen notwendig. Zunächst ist die Beurteilung des lokal in der Schweißnaht verfügbaren Umformvermögens erforderlich. Darüber hinaus ist mit Hilfe von Streifenzugversuchen (Standardzugprobe) eine Bewertung des erweiterten Nahtverbundes möglich. Erichsen-Tiefungsversuche ermöglichen die Beurteilung des Verhaltens der Schweißprobe unter Streckziehbeanspruchung. Schließlich beschreiben Grenzformänderungskurven das komplette Umformverhalten über den gesamten Bereich der Blechumformung.

In Abschnitt 7.2.2 ist die Möglichkeit der Reduzierung der Nahthärte über eine prozessintegrierte Anlassbehandlung dargestellt worden. Nunmehr ist der Einfluss der Wärmebehandlung auf das Umformverhalten des geschweißten Bauteils zu klären. Dabei spielt die Hauptverformungsrichtung in Bezug auf die Lage der Schweißnaht eine entscheidende Rolle. Deshalb wird im Folgenden in die beiden grundlegenden Belastungen entsprechend Tabelle 8-1 unterschieden.

Tabelle 8-1: Grundsätzliche Varianten der Schweißnahtbelastung bei der Umformung

Längs	Quer
φ_1 parallel zur Schweißnaht 	φ_1 senkrecht zur Schweißnaht 

8.2 Umformeigenschaften laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Feinblechen

8.2.1 Lokale Nahteigenschaften

Im Abschn. 7.2.2.1 wurden die quer zur Schweißnaht gemessenen Härteverteilungen für laserinduktionsgeschweißte höherfeste Feinbleche erläutert (siehe Bild 7-12). Die sehr großen Unterschiede zwischen Grundwerkstoff- und Schweißnaht Härte weisen auf stark differierende mechanische Eigenschaften in den einzelnen Zonen der Schweißverbindung hin. Aufgrund der Lage des Härtemaximums im Schweißgut sind dabei die Extremwerte von maximaler Festigkeit und minimaler Duktilität auch an dieser Stelle zu erwarten. An Mikrozugproben entsprechend Bild 5-4 wurde deshalb das Verformungsverhalten des reinen Schweißgutes in Abhängigkeit von den induktiven Behandlungsparametern untersucht.

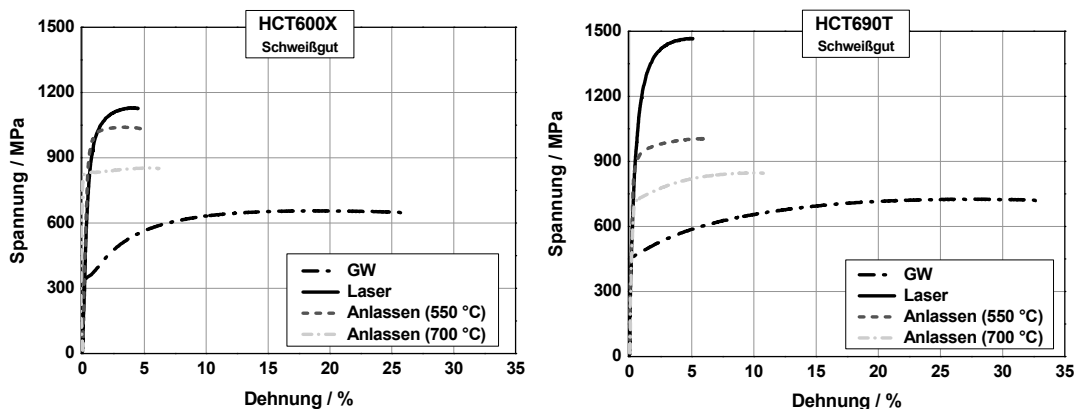


Bild 8-2: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Schweißgutproben aus HCT600X (links) und HCT690T (rechts)

Die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven für den Dualphasenstahl HCT600X und den Restaustenitstahl HCT690T (siehe Bild 8-2) demonstrieren die extreme Erhöhung der Schweißgutfestigkeit infolge der martensitischen Härtung nach dem Laserstrahlschweißen (Laser). Gegenüber dem Zustand des unbeeinflussten Grundwerkstoffes sind sowohl Streckgrenze als auch Zugfestigkeit im Schweißgut stark angehoben und die Bruchdehnung dramatisch herabgesetzt (vgl. dazu auch Abschn. 6). Die Ursache liegt in den Eigenschaften des martensitischen Nahtgefüges begründet. Wird Martensit dagegen angelassen, so nimmt die Duktilität des Gefüges deutlich zu, bei entspre-

chend reduzierter Festigkeit. In Anlassschaubildern für konventionelle Vergütungsstähle ist dieser Effekt besonders anhand der gestiegenen Bruchdehnung und der abgesenkten Zugfestigkeit zu erkennen [22], [119]. Ein induktives Kurzzeitanlassen des überwiegend martensitischen Schweißnahtgefüges bewirkt ein ganz analoges Werkstoffverhalten in der Behandlungszone. Deutlich ist dabei der Einfluss der verwendeten Anlass temperatur erkennbar (Bild 8-2 und Bild 8-3).

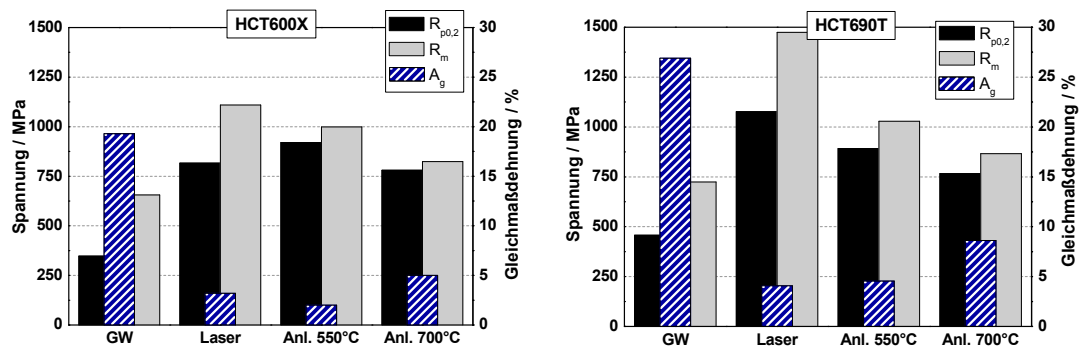


Bild 8-3: Statistisch ausgewertete Ergebnisse der Mikrozugversuche an reinen Schweißgutproben (Laserschweißen sowie Anlassen bei 550 °C bzw. 700 °C) im Vergleich zu den analog aufgenommenen Grundwerkstoffwerten für HCT600X (links) und HCT690T (rechts)

Bild 8-3 stellt die Kennwerte aus den Mikrozugversuchen nach statistischer Auswertung einander gegenüber. Im Ergebnis des Anlassvorganges zeigt sich eine, von der verwendeten Anlass temperatur abhängige Absenkung der Zugfestigkeit im Schweißgut. Die Streckgrenze fällt dabei weniger stark ab. Die Dehnung des Schweißgutes nimmt dagegen mit steigender Anlass temperatur zu.

Das Anlassverhalten des Schweißnahtgefüges ist maßgeblich vom Legierungskonzept des Grundwerkstoffes und der dadurch bestimmten Gefügezusammensetzung in der Schweißnaht geprägt. Das Potenzial der Anlassbehandlung ist dabei abhängig vom Volumenanteil an Martensit. Das ferritisch-bainitische Schweißgutgefüge des Dualphasenstahls HCT500X erfährt demnach durch die thermische Behandlung keine wesentliche Veränderung der Mikrostruktur (vgl. Bild 6-4 und Bild 7-9) und damit auch keine Steigerung der Gleichmaßdehnung im Mikrozugversuch. Das bainitisch-martensitische Gefüge des höherfesten Dualphasenstahls HCT600X zeigt bereits eine nennenswerte Reaktion auf die Anlassbehandlung, weil der vorhandene Martensitanteil eine wirksame Gitterentspannung erfährt (vgl. Bild 6-5 und Bild 7-9). Im Ergebnis ist eine Festigkeitsabnahme in Verbindung mit einer Steigerung der Gleichmaßdehnung des Schweißgutgefüges feststellbar (siehe Bild 8-3 links). Das nahezu ausschließlich martensitische Schweißgut des Restaustenitstahls HCT690T zeigt dagegen eine deutliche Anlassreaktion. Das angelassene martensitische Gefüge (vgl. Bild 6-6 und Bild 7-10) weist im Vergleich zum Zustand vor dem Anlassen eine um etwa 100 % erhöhte Gleichmaßdehnung auf (siehe Bild 8-3 rechts).

Grundsätzlich bleibt jedoch die Duktilität des angelassenen Schweißgutgefüges weit hinter den ursprünglichen Grundwerkstoffeigenschaften zurück. Infolge des Anlassens wird in der Schweißnaht eine Bruchdehnung von höchstens 30 % des Grundwerkstoffwertes erreicht. Dies stellt, unter den bestehenden Voraussetzungen einer vorgegebenen Induktorklänge und konstanter Verfahrgeschwindigkeit (siehe Tabelle 7-4), die Grenze der erreichbaren Verformbarkeitssteigerung des reinen Schweißgutes dar.

Durch eine Erhöhung der Anlasszeit, über eine Reduzierung der Verfahrensgeschwindigkeit oder die Verwendung eines längeren Induktors, ist eine weitere Duktilitätssteigerung in gewissen Grenzen denkbar. Grundsätzlich sind jedoch die hervorragenden Verformungseigenschaften der Grundmaterialien im Erstarrungsgefüge des Schweißguts über eine einfache Kurzzeitanlassbehandlung nicht wieder herstellbar.

8.2.2 Querzugversuche

Im Querzugversuch können die Festigkeit und das Verformungsverhalten des gesamten Nahtverbundes bei Belastung quer zur Schweißrichtung unter idealisierten Bedingungen studiert werden (siehe Bild 8-4 und Bild 8-5). Infolge der im Vergleich zur Prüflänge sehr geringen Schweißnahtbreite wirkt sich die sehr hohe lokale Schweißnahtfestigkeit (siehe Bild 8-2) kaum auf die Gesamtfestigkeit der Schweißprobe aus. Im Fall der Dualphasenstähle und des Restaustenitstahls weist die unbehandelte Laserstrahlschweißverbindung nur eine leicht erhöhte Streckgrenze und Zugfestigkeit gegenüber dem entsprechenden Grundwerkstoff auf. Die hohe Nahtfestigkeit führt allerdings zu einer deutlichen Verringerung der Verformbarkeit der gesamten Schweißprobe. Einerseits nimmt die Naht aufgrund der stark angehobenen Fließgrenze erst verzögert bzw. gar nicht an der plastischen Verformung teil. Andererseits bewirkt die hochfeste Naht, insbesondere durch die Einschränkung der Querkontraktion, eine deutliche Verformungsbehinderung im umliegenden Grundmaterial. Für den Restaustenitstahl erreicht so beispielsweise die Gleichmaßdehnung in der unbehandelten Laserschweißverbindung lediglich 57 % des Grundwerkstoffwertes. Der Bruch findet bei Dualphasen- bzw. Restaustenitstahl stets in größerem Abstand von der Schweißnaht im Grundwerkstoff statt. Demgegenüber führt die bereits erläuterte Entfestigung in der WEZ des Martensitphasenstahls HDT1200M zu einer Dehnungskonzentration und letztendlich zum verformungsarmen Bruch in dieser Zone.

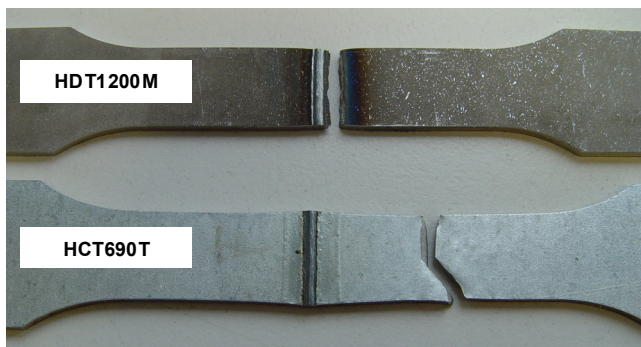


Bild 8-4: Gebrochene Querzugproben aus HCT690T und HDT1200M

Die infolge der induktiven Anlassbehandlung reduzierte Schweißnahtfestigkeit und die entsprechend erhöhte Nahtduktilität beeinflussen das Verhalten im Querzugversuch nur unwesentlich. In Einzelfällen ist eine leichte Steigerung der Gleichmaßdehnung festzustellen. So erhöht sich beim HCT600X die Gleichmaßdehnung nach der Anlassbehandlung von 13 auf 15 % und beim HCT690T von 12 auf 13 % (Bild 8-5).

Das unbehandelte Schweißnahtgefüge des Martensitphasenstahls HDT1200M weist bereits einen deutlichen Festigkeitsverlust gegenüber dem Grundwerkstoff auf, was sich in einer verminderten Zugfestigkeit im Querzugversuch äußert. Infolge des indukti-

von Anlassens wird, entsprechend der gemessenen Nahthärte (siehe Bild 7-12), die Nahtfestigkeit weiter reduziert. Zudem erfolgt eine Dehnungskonzentration in der weichen Schweißnahtzone. Dadurch erfolgt ein frühzeitiges Versagen der Probe direkt neben der Schweißnaht (Bild 8-4 und Bild 8-5).

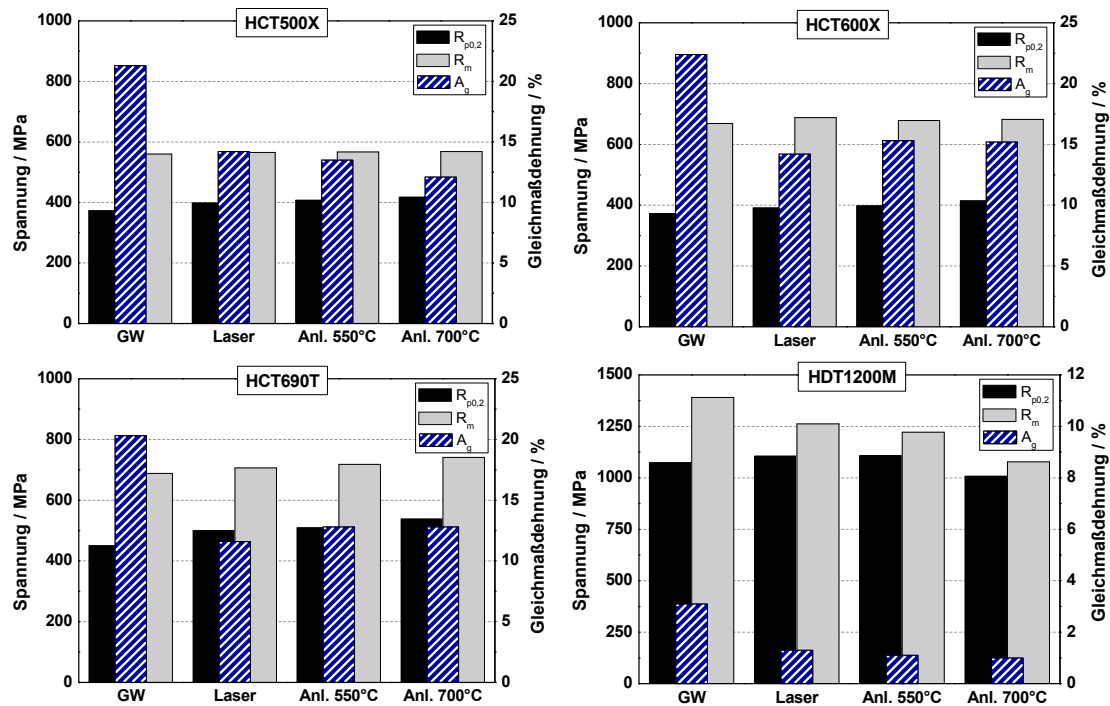


Bild 8-5: Ergebnisse der Querzugversuche nach statistischer Auswertung

Bei reiner Querzugbeanspruchung der Schweißnaht ist also keine signifikante Steigerung der Umformbarkeit durch eine nachträgliche Anlassbehandlung der geschweißten Struktur nachweisbar. Die wesentlichen Ursachen dafür liegen zum Einen in der nach der Anlassbehandlung immer noch relativ hohen Nahtfestigkeit im Vergleich zum umgebenden Grundwerkstoff, welche zu einer nahezu unveränderten Dehnungsbehinderung im erweiterten Nahtbereich bei derartiger Querbeanspruchung führt. Zum Anderen wirkt sich die begrenzte Duktilitätssteigerung in der sehr schmalen Naht selbst nicht nennenswert auf das globale Umformverhalten der gesamten Probe aus. Ein geringer positiver Aspekt ist lediglich darin zu sehen, dass durch die nach dem Anlassen herabgesetzte Nahtfestigkeit eine verminderte Behinderung der Querkontraktion erreicht wird.

8.2.3 Erichsen-Tiefungsversuche

Der Erichsen-Tiefungsversuch, mit seiner aufgebrachten Streckzugbeanspruchung ($\varphi_1 = \varphi_2$), wird üblicherweise zur Bewertung des Umformverhaltens homogener Blechwerkstoffe verwendet. Für die Untersuchung von Schweißproben kann dieses Verfahren analog eingesetzt werden, obwohl durch die Inhomogenität, welche durch die Schweißnaht verursacht wird, veränderte Bedingungen in der Prüfzone vorliegen. Da in der Regel aber im Nahtgefüge eine deutlich geringere lokale Verformbarkeit als im umgebenden Grundmaterial herrscht, sprechen bei diesem Versuch hauptsächlich die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht an. Somit kann mit dem Erichsen-

Tiefungsversuch das Verformungsverhalten der Schweißverbindung besonders gut beurteilt werden, wenn das Versagen in der Naht bzw. in der unmittelbaren Nahtumgebung eintritt. Bild 8-6 demonstriert eindrucksvoll die unterschiedliche Tiefungsfähigkeit von Grundwerkstoff und Schweißverbindung in verschiedenen Behandlungszuständen.

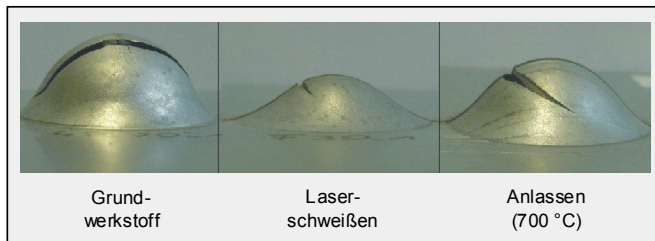


Bild 8-6: Umformzone nach Erichsen-Tiefungsversuch (HCT690T, $s = 1,5$ mm), Vergleich der Tiefungsfähigkeit von Grundwerkstoff, Laserschweißverbindung und angelassener Naht

In Bild 8-7 sind die an den induktiv behandelten Schweißnähten ermittelten Tiefungswerte den Daten des Grundwerkstoffes und der unbehandelten Laserschweißnaht (siehe Kap. 6) gegenübergestellt. Bei Betrachtung des Schweißens mit induktiver Nachwärmung wird deutlich, dass durch eine Steigerung der Abkühlzeit in den technisch realisierbaren Grenzen, von $t_{8/5} = 2,2$ s ($a = 10$ mm) bis $t_{8/5} = 4,2$ s ($a = 100$ mm), keine Erhöhung der Tiefungswerte möglich ist. Offenbar besitzt das erzeugte martensitisch-bainitische Schweißnahtgefüge grundsätzlich eine sehr geringe Duktilität, welche mit der des vollständig martensitischen Gefüges der reinen Laserschweißnaht vergleichbar ist (Bild 8-7 links).

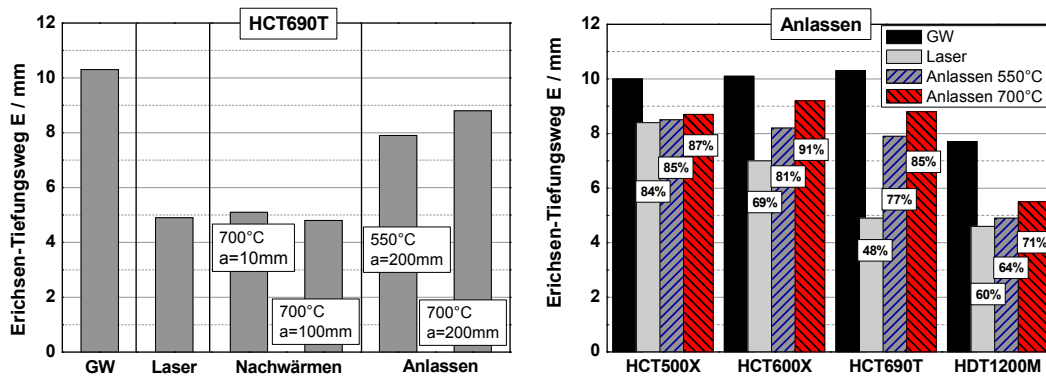


Bild 8-7: Vergleich der Erichsen-Tiefungswerte für Nachwärmen und Anlassen des Restaustenitstahls HCT690T (links) und für alle untersuchten Stähle nach dem induktiven Anlassen (rechts)

Bei Einstellung eines Abstandes von $a = 200$ mm wird M_5 vor der Induktionserwärmung unterschritten und somit eine Anlassbehandlung des Nahtgefüges realisiert. Für alle untersuchten Werkstoffe weist das erzeugte angelassene martensitische Gefüge der Schweißnaht nun eine deutlich verbesserte Verformbarkeit im Vergleich zur unbehandelten Laserschweißnaht auf. Die Höhe des gemessenen Tiefungsweges E hängt von der verwendeten Anlassstemperatur ab. Die Bruchlage wird im Vergleich zur unbehandelten Schweißnaht nicht verändert. Somit erfolgt der Bruch auch hier für die Dualphasenstähle und den Restaustenitstahl quer, für den Martensitphasenstahl dagegen längs zur Schweißnaht (analog Bild 6-11). Für die Dualphasenstähle HCT500X und HCT600X sowie den Restaustenitstahl HCT690T kann über das induktive Anlassen der Erichsen-

Tiefungsweg bis auf etwa 90 % des jeweiligen Grundwerkstoffwertes angehoben werden (Bild 8-7). Die Tiefungsfähigkeit des Martensitphasenstahls HDT1200M ist ohnehin vergleichsweise niedrig. Infolge des induktiven Anlassens wird bei diesem Stahl der Tiefungsweg nur geringfügig erhöht, weil auch hier eine starke Dehnungskonzentration in der schmalen entfestigten Naht auftritt (Bild 8-7 rechts).

Grundsätzlich korreliert der Erichsen-Tiefungsweg mit der Schweißnaht Härte. Im Bild 8-8 links sind für die Dualphasenstähle und den Restaustenitstahl die gemessenen Tiefungswerte über der mittleren Schweißguthärte aufgetragen. Für alle betrachteten Stähle steigt der Erichsen-Tiefungsweg mit abnehmender Härte kontinuierlich an. Je höher die Grundwerkstofffestigkeit des Stahls ist, desto niedriger liegen die Erichsen-Tiefungswerte nach dem Laserstrahlschweißen. Andererseits ergibt sich daraus auch ein größeres Potenzial zur Steigerung der Tiefungsweges durch eine Anlassbehandlung (vgl. HCT500X und HCT690T im Bild 8-8).

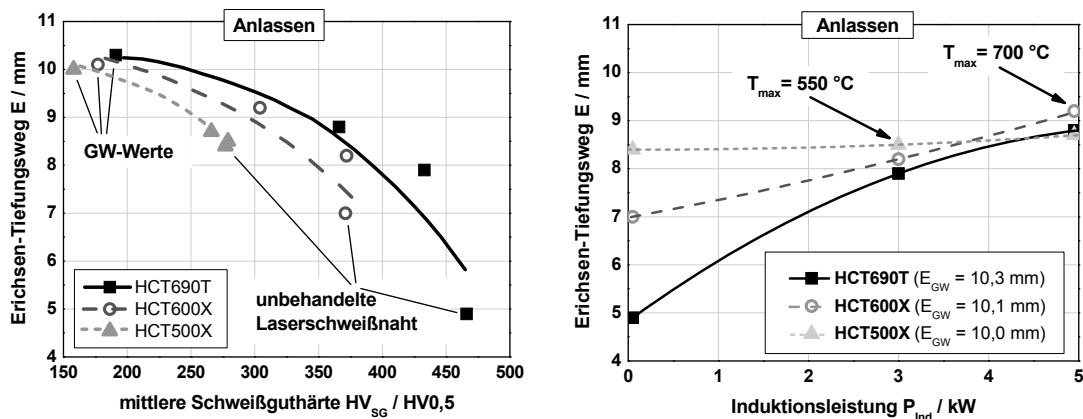


Bild 8-8: Erichsen-Tiefungsweg in Abhängigkeit von der Schweißguthärte (links) bzw. von der Induktionsleistung (rechts) für Stumpfstoßverbindungen ($s = 1,5 \text{ mm}$) aus HCT500X, HCT600X und HCT690T

Entsprechend Kap. 7.2.2.1 ist die Schweißguthärte mit den angewendeten Prozessparametern verknüpft. Somit kann von der eingesetzten Induktionsleistung direkt auf die zu erwartende Tiefungsfähigkeit geschlossen werden (Bild 8-8 rechts). Dabei wird deutlich, dass das Potenzial zur Erhöhung der Tiefungsfähigkeit mit steigender Grundwerkstofffestigkeit und entsprechend steigendem Verlust an Umformbarkeit nach dem Schweißen zunimmt. Während für den niedriger festen Stahl HCT500X eine Verbesserung der Tiefungsfähigkeit kaum möglich ist, kann die sehr geringe Umformbarkeit der Laserstrahlschweißung im härtesten HCT690T durch das Anlassen drastisch angehoben werden. Unabhängig vom Niveau der Verformbarkeit der reinen Laserschweißung liegt das Maximum der durch induktives Anlassen erreichbaren Tiefungsfähigkeit für alle betrachteten Werkstoffe (außer HDT1200M) bei etwa 90 % des Grundwerkstoffwertes.

Eine derart hohe Steigerung der Erichsentiefung für die angelassenen Schweißnähte in härtesten Dualphasen- und Restaustenitstählen konnte von vornherein nicht erwartet werden, da das reine Schweißgut infolge der Anlassbehandlung nur eine relativ geringe Steigerung der Verformbarkeit erfährt (siehe Kap. 8.2.1). Offenbar ist die enorme Erhöhung der Tiefungsfähigkeit einer Schweißprobe nicht allein der reinen Erhöhung der Nahtduktilität zuzuschreiben. Vielmehr bewirkt vor allem die Absenkung

der Nahtfestigkeit eine Entlastung der unmittelbaren Nahtumgebung, was dazu führt, dass die Verformung im gesamten Nahtbereich weniger behindert wird.

8.2.4 Grenzformänderungsvermögen von HCT690T im Lieferzustand

Im Grenzformänderungsschaubild ist das komplette Spektrum möglicher Formänderungszustände der Blechumformung abgebildet. Die Lage der Grenzformänderungskurve ist in erster Linie vom Werkstoff, der Beanspruchung (Prüfverfahren, Beanspruchungsrichtung) und den Prüfbedingungen (Rastergröße, Temperatur, Schmierung usw.) abhängig. Üblicherweise gelten die Schaubilder nur für homogene Materialien, weil sich nur dann in der Zone der maximalen Beanspruchung ein definierter Dehnungszustand einstellt. Befindet sich eine Schweißnaht in der Prüfzone, so beeinflussen die stark veränderten lokalen Werkstoffeigenschaften im Nahtbereich das Umformverhalten der Probe maßgeblich (siehe Bild 8-9).

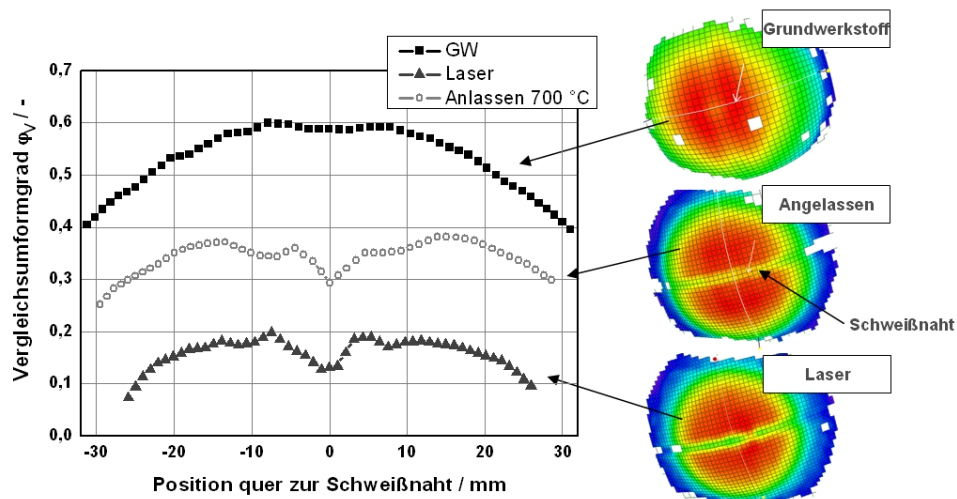


Bild 8-9: Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_v quer zur Schweißnaht an Schweißproben aus HCT690T unter Streckziehbeanspruchung ($\varphi_1 = \varphi_2$) zum Zeitpunkt des Beginns der Einschnürung für lasergeschweißte sowie angelassene Probe im Vergleich zum ungeschweißten Grundwerkstoff [112]

Im Bild 8-9 ist für die reine Streckziehbeanspruchung ($\varphi_1 = \varphi_2$) der quer zur Naht ermittelte Verlauf des Vergleichsumformgrades φ_v nach von Mises (siehe Gl. 7) zum Zeitpunkt des Beginns der Einschnürung (= Versagenskriterium) dargestellt. Der Vergleichsumformgrad φ_v ist ein richtungsunabhängiger Ausdruck des Gesamtumfanges der im betrachteten Volumenelement umgesetzten Formänderung.

$$\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3}(\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)} \quad \text{Gl. 7}$$

Im Vergleich der Zustände ohne Schweißnaht, nach dem Schweißen und nach dem Anlassen wird der Einfluss der Nahteigenschaften auf die maximal erreichbare Formänderung sichtbar. Im Gegensatz zum ungeschweißten Grundwerkstoff versagt die lasergeschweißte Probe bereits bei sehr niedrigen Umformgraden. Die im Vergleich zum Grundmaterial stark erhöhte Festigkeit in der Schweißnaht schränkt die plastische Verformung im Nahtbereich stark ein, was durch einen markanten Abfall der Verfor-

mung in Probenmitte dokumentiert wird. Infolge des induktiven Anlassens der Schweißnaht wird dagegen die Nahtfestigkeit herabgesetzt und die Nahtduktilität angehoben. Dies führt zu einer Verbesserung der lokalen Umformbarkeit im Nahtbereich und im angrenzenden Grundwerkstoff. Infolge dessen wird das Umformvermögen der gesamten Probe deutlich erhöht.

Somit sind also die für homogene Grundwerkstoffe ermittelten Grenzformänderungsschaubilder nicht auf geschweißte Bauteile übertragbar, zumal das Schweißnahtgefüge gerade die geringste lokale Verformbarkeit aufweist. Folglich sind für die lasergeschweißten Strukturen spezielle Grenzformänderungsschaubilder zu ermitteln und insbesondere der Einfluss des nachträglichen induktiven Anlassens zu berücksichtigen. Durch das Vorhandensein der Schweißnaht im Bauteil ergeben sich zwei weitere wesentliche Einflussgrößen auf die Lage der Grenzformänderungskurve:

- lokale mechanische Nahteigenschaften (abhängig vom Anlasszustand)
- Nahtlage bezüglich der Beanspruchung

Wie bereits ausgeführt, stellt eine Zugbeanspruchung längs zur Schweißnaht einen speziellen Fall bezüglich der Verformbarkeit des Nahtverbundes dar, weil dann die beaufschlagte Verformung auch von der Naht komplett ertragen werden muss. Somit bieten sich für eine systematische Betrachtung die folgenden zwei aussagefähigen Varianten der Nahtorientierung an (siehe Tab. 8-1):

- Nahtorientierung in Richtung der größten Formänderung φ_1
- Nahtorientierung senkrecht zur größten Formänderung φ_1

In der Literatur sind bereits erste Ansätze zur Charakterisierung des Grenzformänderungsvermögens induktiv angelassener Feinbleche zu finden [107]. Diese gehen jedoch stark vereinfacht von den im einachsigen Zugversuch und im Erichsen-Tiefungsversuch ermittelten Formänderungsgrenzen aus und interpolieren den Kurvenverlauf. In der vorliegenden Arbeit wurden dagegen erstmalig vollständige Grenzformänderungskurven versuchstechnisch ermittelt. Die Kurven wurden aus 7 unterschiedlichen Probengeometrien mit variiertem Breite erstellt. Die angegebenen Stützstellen der Kurven stellen jeweils einen Mittelwert aus mindestens 3 Versuchen dar. Durch die visioplastische Auswertung der Versuche ist es möglich, die Formänderungen direkt zum Zeitpunkt des Beginns der Einschnürung am späteren Versagensort zu bestimmen. Damit kann, im Vergleich zur konventionellen Auswertung mittels Messmikroskop nach dem Versagen, die Genauigkeit der Messung deutlich verbessert und die Streuung der Messwerte stark reduziert werden.

Größte Formänderung φ_1 längs zur Schweißnaht:

Im Bild 8-10 ist exemplarisch eine längs belastete Probe (φ_1 längs zur Naht) und die zugehörige Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_v dargestellt. In diesem Fall erfolgt eine stetige Verformung im taillierten Bereich der Probe bis zum Bruch. Dabei wird der Werkstoff in Richtung φ_1 gestreckt und quer dazu verkürzt. Die Schweißnaht muss die Formänderung in Richtung φ_1 vollständig bewältigen. Da sie sich in der Zone der Maximalbeanspruchung befindet (Dommitte), limitiert die lokale Nahtduktilität die Verformbarkeit der gesamten Probe. Der Bruch startet in der Schweißnaht quer zur

Hauptbelastungsrichtung. Infolge dieser Versuchscharakteristik sind auf diese Weise aussagefähige Verformungskennwerte für den unmittelbaren Schweißnahtbereich ermittelbar.

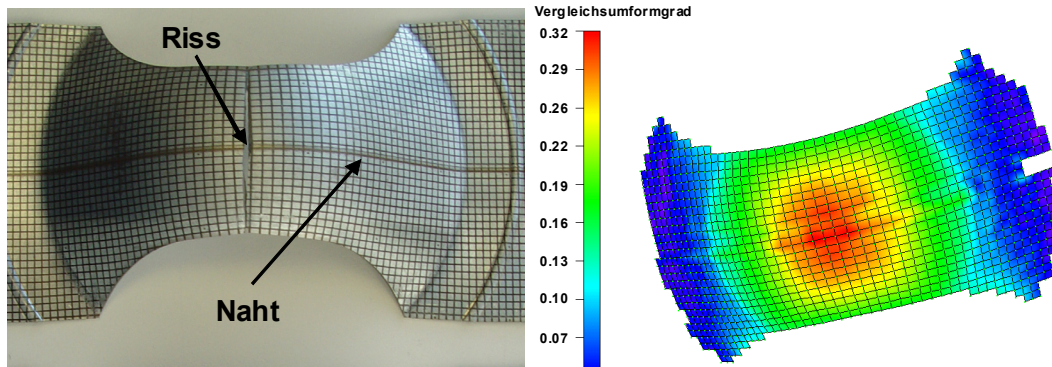


Bild 8-10: Verformungs- und Versagensverhalten einer längs zur Naht belasteten Probe (links) und zugehörige Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_v zum Beginn der Einschnürung (rechts)

Bild 8-11 zeigt die Gegenüberstellung der so ermittelten Grenzformänderungskurven für den unbeeinflussten Grundwerkstoff des Restaustenitstahls HCT690T, die Laserstrahlschweißung und zwei verschiedene Anlasszustände, bei Belastung mit φ_1 längs zur Naht. Dabei wurden die dargestellten Kurven durch Mittelwertbildung der Einzelmessungen erzeugt. Der Grundwerkstoffzustand ist durch eine vergleichsweise gute Umformbarkeit und den typischen Verlauf der Grenzformänderungskurve, mit dem Minimum im Bereich der einachsigen gleichmäßigen Zugbeanspruchung ($\varphi_2 \approx 0$), gekennzeichnet.

Die Laserstrahlschweißverbindung weist, über das gesamte Spektrum der Formänderungen, eine gegenüber dem Grundwerkstoff drastisch verminderte Umformbarkeit auf, was sich in einer Verschiebung der Kurve zu kleineren Werten von φ_1 und φ_2 äußert. Die infolge der Anlassbehandlung reduzierte Nahthärte bewirkt demgegenüber grundsätzlich eine signifikante Anhebung der Formänderungsgrenze. Diese Steigerung der Umformbarkeit korreliert mit der lokalen Nahthärte und damit letztendlich mit der verwendeten Anlassstemperatur. Die verbleibende Differenz zwischen der Grenzformänderung des Ausgangszustandes (GW) und der Schweißnaht ist im Bereich des Streckziehens ($\varphi_1 = \varphi_2$) am größten und nimmt mit kleiner werdendem φ_2 ab. Bei Beanspruchung nahe des einachsigen Zuges ($\varphi_1 \approx -2 \varphi_2$) können nach der Anlassbehandlung sogar fast die Werte des unbeeinflussten Grundmaterials erreicht werden.

In Bezug auf die Umformbarkeit einer geschweißten Platine kann somit geschlossen werden, dass bei einer Belastung mit der größten Formänderung φ_1 längs zur Schweißnaht eine nach dem Schweißen realisierte Anlassbehandlung der Naht stets eine deutliche Steigerung des Bauteilumformvermögens bewirkt.

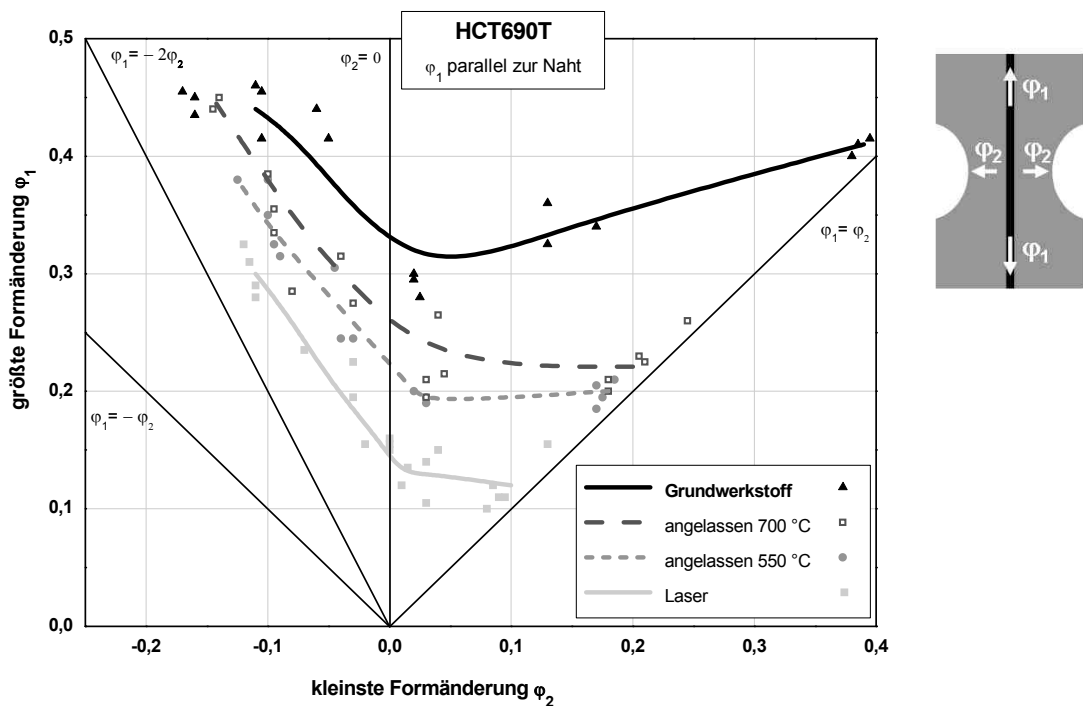


Bild 8-11: Darstellung der Grenzformänderungskurven für HCT690T ($s = 1,5$ mm), bei Belastung mit φ_1 längs zur Schweißnaht für Grundwerkstoff, Laserschweißung bzw. angelassene Laserschweißung [112]

GröÙte Formänderung φ_1 quer zur Schweißnaht

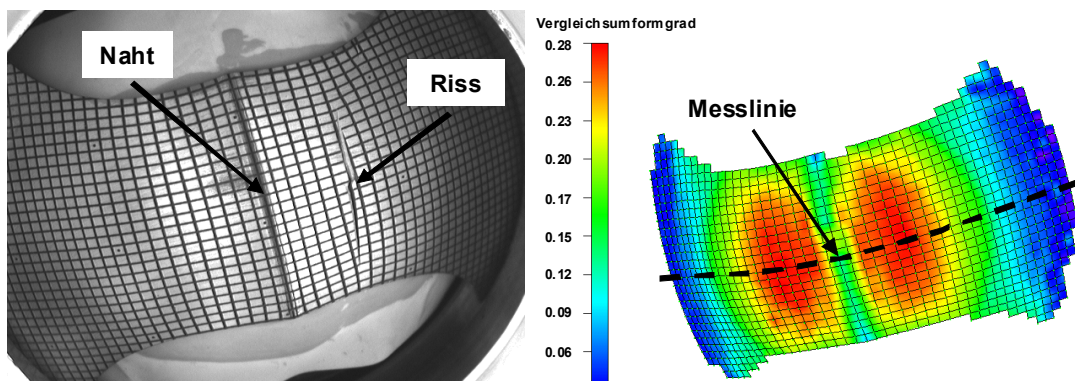


Bild 8-12: Verformungs- und Versagensverhalten einer quer zur Naht belasteten Probe (links) und zugehörige Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_v zum Beginn der Einschnürung (rechts) mit Messlinie für die Verformungsverteilung in Bild 8-13

Bild 8-12 zeigt die Verteilung des Vergleichsumformgrades φ_v bei einer Beanspruchung mit der größten Formänderung φ_1 quer zur Schweißnaht. Deutlich ist das im Vergleich zur Längsbelastung (vgl. Bild 8-10) veränderte Verformungsbild zu erkennen. Der unmittelbare Nahtbereich erfährt eine weit geringere Deformation als die umliegenden Zonen des Grundwerkstoffes. Der Bruch der Probe erfolgt im thermisch unbeeinflussten Grundmaterial parallel zur Naht. Die Ursache dieses Verhaltens liegt in erster Linie in der im Vergleich zur Längsnaht veränderten Nahtbeanspruchung begründet. In Analogie zum Verhalten der Zugproben quer zur Naht (vgl. Bild 8-5) behindert die

Nahtfestigkeit maßgeblich das plastische Fließen im Nahtbereich und die Verformung wird auf die umliegenden Grundwerkstoffbereiche verlagert. In Verbindung mit der durch die feste Schweißnaht behinderten Querkontraktion resultiert letztlich daraus ein frühzeitiges Versagen der Probe außerhalb der Schweißnahtzone. Durch das Auswandern des Bruches aus der Probenmitte sind die Ergebnisse der Verformungsanalyse im Tiefungsversuch schwierig interpretierbar, weil der Bruch nicht mehr in der Zone der definierten Beanspruchung auftritt. Ein zu Bild 8-11 vergleichbares Grenzformänderungsschaubild kann deshalb für die Querbeanspruchung der Naht auf diese Weise nicht aufgestellt werden.

Dennoch ist eine Abhängigkeit des Umformverhaltens der Probe von den lokalen Schweißnahteigenschaften festzustellen. Bild 8-13 stellt die Verteilung der Umformgrade φ_1 und φ_2 , gemessen auf einer Linie quer zur Schweißnaht (entsprechend Bild 8-12 rechts), für die Laserstrahlschweißung bzw. eine angelassene Schweißnaht dar. In Richtung der größten Formänderung φ_1 zeigt sich lediglich in der Schweißnaht selbst (Position 0 mm) eine lokal begrenzte Verbesserung der Verformbarkeit infolge des induktiven Anlassens. Der übrige Umformbereich der Probe bleibt unbeeinflusst (Bild 8-13 links). Dagegen ist eine deutliche Erhöhung der Querkontraktion (φ_2) der angelassenen Probe sowohl in der Schweißnaht als auch im angrenzenden Grundmaterial festzustellen (Bild 8-13 rechts). Die Ursache liegt in der reduzierten Nahtfestigkeit und der daraus resultierenden verminderten Dehnungsbehinderung im angrenzenden Grundmaterial begründet.

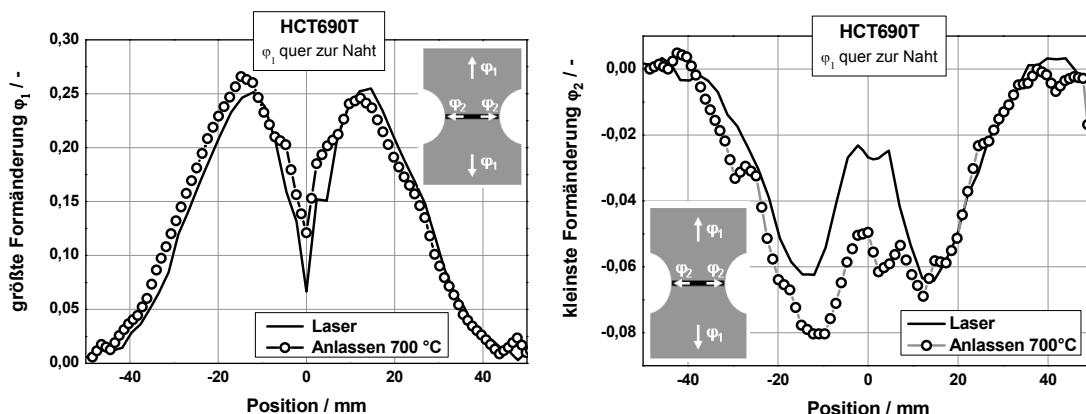


Bild 8-13: Verteilung der größten Formänderung φ_1 (links) und der kleinsten Formänderung φ_2 (rechts), gemessen quer zur Schweißnaht (siehe Bild 8-12) zum Beginn der Einschnürung, bei Querbelastung der Naht

Da bei einer Umformung mit der größten Formänderung φ_1 quer zur Schweißnaht der stark verfestigte Nahtbereich nur untergeordnet an der Verformung teilnimmt, beeinflussen die lokalen Nahteigenschaften lediglich indirekt das globale Verformungsverhalten der Schweißprobe. Dennoch kann das Bauteilverhalten unter derartiger Belastung durch eine induktive Anlassbehandlung der Naht verbessert werden. Durch die reduzierte Nahtfestigkeit nimmt einerseits der Nahtbereich stärker an der Gesamtverformung des Bauteils teil. Andererseits wird infolge der reduzierten Fließbehinderung in Querrichtung eine tendenzielle Entlastung der umliegenden Werkstoffbereiche geschaffen. Insbesondere bei Bauteilen mit langen Quernähten ist somit eine wirksame Steigerung der Umformbarkeit durch das induktive Nahtanlassen möglich.

9 Umformverhalten kaltverfestigter und anschließend geschweißter Strukturen

9.1 Charakterisierung des Werkstoffzustandes

Im Folgenden soll das Umformverhalten solcher geschweißter Bauteile untersucht werden, dessen Ausgangsmaterialien bereits eine nennenswerte Kaltverfestigung erfahren haben. Dies ist beispielsweise bei Rohrrhalbzeugen, wie längsnahtgeschweißten Rohren oder Tailored Tubes gegeben, welche einer anschließenden Umformung zum Bauteil über Innen-Hochdruck-Umformen (IHU) unterzogen werden. Es ergibt sich ein experimenteller Ablauf entsprechend Bild 9-1 [124].

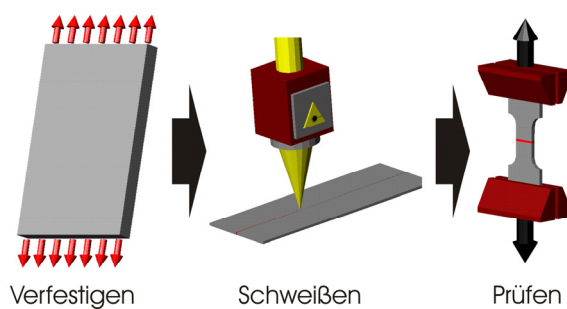


Bild 9-1: Schematischer Ablauf der Untersuchungen

Das Verformungsverhalten eines geschweißten Bauteils wird wesentlich durch die Härte- bzw. Duktilitätsverteilung im Schweißnahtbereich bestimmt. Beim induktiv unterstützten Laserstrahlschweißen kaltverfestigter Ausgangsmaterialien sind dabei die konkreten Verbindungseigenschaften maßgeblich von der Art und dem Umfang der Verfestigung des Ausgangsmaterials und von den verwendeten Schweiß- und Anlassparametern abhängig. Deshalb werden analog zu Abschnitt 8.1 die drei folgenden Nahtbehandlungszustände betrachtet:

- Laserstrahlschweißen
- Laserstrahlschweißen mit induktivem Anlassen bei 550 °C
- Laserstrahlschweißen mit induktivem Anlassen bei 700 °C

Zur Bewertung des Umformverhaltens verformter und anschließend geschweißter Proben wurden Zugversuche längs und quer zur Schweißnaht durchgeführt und Grenzformänderungskurven aufgenommen. Dabei wurden unterschiedliche Vorverformungszustände betrachtet.

9.2 Untersuchung des Verfestigungsverhaltens der Grundwerkstoffe

Das typische Verfestigungsverhalten hochfester Mehrphasenstähle soll anhand des Restaustenitstahls HCT690T (Ausgangsblechdicke 1,5 mm) diskutiert werden. Um eine ausreichend große Probenfläche von etwa 150 x 150 mm mit einer homogenen Kaltverfestigung zu erzeugen, wurde die Verformung über Walzen realisiert (siehe Abschn. 5.3). Bild 9-2 ist das Verfestigungsverhalten des Grundwerkstoffes anhand der gemessenen Härte in Abhängigkeit von der eingebrachten plastischen Verformung zu ent-

nehmen. Im Vergleich zum Walzzustand sind zusätzlich die an klassischen Zugproben bei entsprechender plastischer Dehnung ermittelten Werte aufgeführt. Um den Umfang der Vorverformung besser einordnen zu können wird die plastische Vorverformung als ϵ_{vor} in [%] angegeben.

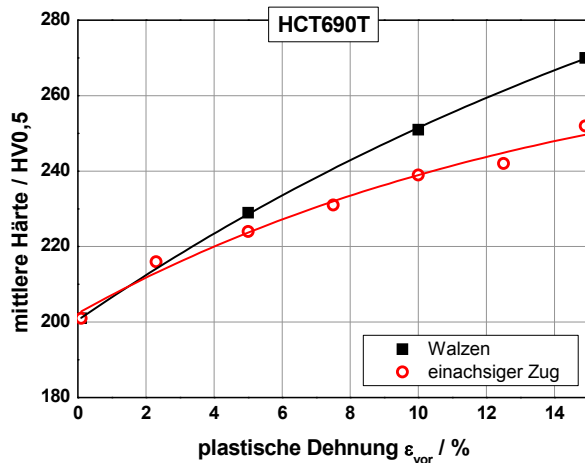


Bild 9-2: Grundwerkstoffhärte in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung bei der Vorverformung

Grundsätzlich steigt die gemessene Grundwerkstoffhärte mit der Verformung stetig an. Infolge des enormen Verfestigungspotenzials des TRIP-Stahls können dadurch beachtliche Steigerungen der Grundwerkstoffhärte erzielt werden. Beim Walzen wird zum Beispiel bei einer plastischen Dehnung von 15 % eine Härtesteigerung von 37 % im Vergleich zum unverfestigten Grundwerkstoff erreicht. Die Härte der Walzproben liegt dabei stets oberhalb der Werte der Zugproben.

9.3 Verbindungseigenschaften im vorverfestigten Grundwerkstoff

Für die Untersuchung der Verbindungseigenschaften in vorverfestigtem Ausgangsmaterial wurden mittels Walzen Blechproben aus dem Restaustenitstahl HCT690T mit einer plastischen Vorverformung von $\epsilon_{\text{vor}} = 5$ % und $\epsilon_{\text{vor}} = 10$ % hergestellt. Die Schweißnähte wurden anschließend in Richtung des vorverfestigenden Walzens in die Probebleche eingebracht.

Anhand der quer zur Naht ermittelten Härteverläufe können die lokalen Verbindungseigenschaften sehr gut beurteilt werden. In Bild 9-3 links sind die Härteverläufe für Laserstrahlschweißen bzw. Anlassen ($T_{\text{max}} = 700$ °C) bei $\epsilon_{\text{vor}} = 10$ % dargestellt. Zur Orientierung ist eine Referenz-Laserstrahlschweißung in unverfestigtem Grundmaterial mit abgebildet (vgl. Bild 7-12). Die verschiedenen Härteniveaus im Grundwerkstoff repräsentieren die entsprechenden Kaltverfestigungszustände und korrespondieren mit den in Bild 9-2 dargestellten Verfestigungswerten. Für reines Laserstrahlschweißen tritt kein signifikanter Unterschied zwischen der Schweißguthärte im unverfestigten und im kaltverfestigten Grundmaterial auf. Im Bereich der äußeren WEZ zeigt dagegen die Schweißung im kaltverfestigten Grundwerkstoff einen sanfteren Härteanstieg als die Referenzschweißung. Diese lokale Härtesteigerung resultiert aus dem beim Schweißen hier lokal stattfindenden Bake-Hardening. Die während des Schweißens auftretenden Temperaturen verursachen eine Kohlenstoffdiffusion, welche zu einer Verankerung der

bei der Vorverformung gebildeten Versetzungen führt und damit eine lokale Anhebung des Verformungswiderstandes bewirkt.

Die Anlassbehandlung führt zu einer deutlichen Reduzierung der Schweißguthärte. Die hier gemessenen Härten sind dabei mit den Werten der ins unverfestigte Material geschweißten Proben vergleichbar (vgl. Bild 7-12). In der WEZ sinkt die Härte rasch bis auf ein Niveau geringfügig unterhalb des vorverfestigten Grundmaterials ab. Dabei wird das oben beschriebene Bake-Hardening aufgelöst und tritt, aufgrund des breiteren Temperaturprofils beim Anlassen, in größerem Abstand von der Naht (ca. 2 bis 3 mm) wieder auf. Somit ist der Anlasszustand der in kaltverfestigtes Material eingebrachten Schweißung durch ein Härteminimum in der inneren WEZ und einen sanften Härteanstieg in der äußeren WEZ gekennzeichnet.

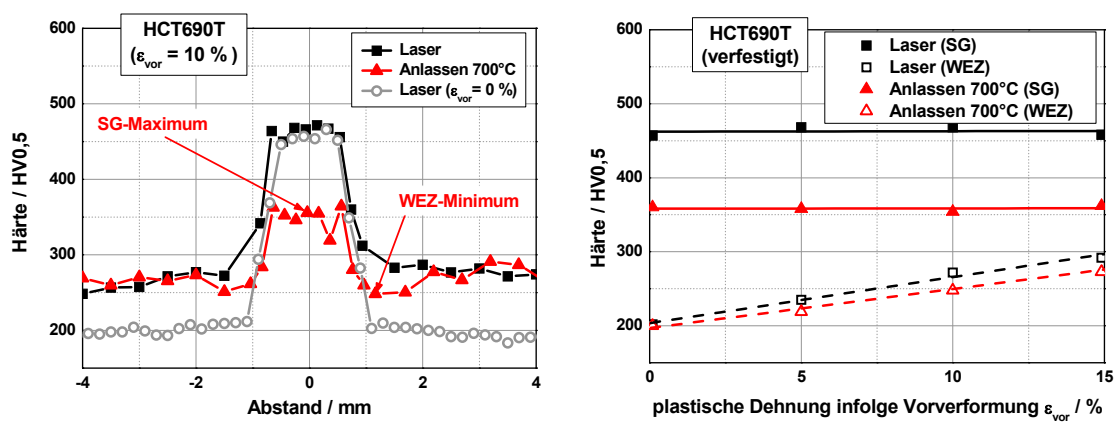


Bild 9-3: Härteverteilung quer zur Schweißnaht, HCT690T, $\epsilon_{\text{vor}} = 10 \%$, im Vergleich zur Laserschweißung im unverfestigten Grundwerkstoff (links) und Härtemittelwerte im Schweißgut (SG) und Härteminimum in der WEZ für Laserschweißen bzw. Anlassen (700 °C) in Abhängigkeit von der Vorverformung

Bild 9-3 rechts kann der Einfluss der Grundwerkstoffverfestigung auf die Härte in den entscheidenden Zonen des Schweißgutes und der WEZ entnommen werden. Die Kaltverfestigung des Grundwerkstoffs beeinflusst das Härteniveau im Schweißgut nicht, weil in der schmelzflüssigen Phase der ursprüngliche Werkstoffzustand vollständig aufgelöst wird. Somit wird auch beim Schweißen von kaltverfestigtem Grundmaterial die Schweißgutfestigkeit ausschließlich von den Abkühlbedingungen bzw. von den Parametern der thermischen Nahtnachbehandlung bestimmt. Infolge der Anlassbehandlung fällt die Härte in der inneren WEZ unter die Werte der entsprechenden unbehandelten Laserstrahlschweißung ab. Somit reduziert sich mit steigender Grundwerkstoffverfestigung in erster Linie die Differenz zwischen dem Härtemaximum und dem Härteminimum in der Schweißnaht.

Mit steigender Grundwerkstoffverfestigung gewinnt aber auch die lokale Entfestigung in der WEZ der angelassenen Schweißnähte an Bedeutung, da hier bei mechanischer Belastung unter Umständen eine Verformungslokalisierung eintreten kann. Aus diesem Grund und durch die veränderte Festigkeitsdifferenz zwischen Naht und Grundwerkstoff liegen im Vergleich zum Schweißen von unverfestigtem Material veränderte Randbedingungen für die Umformung vor. Folglich ist eine getrennte Betrachtung des Umformverhaltens verfestigter und anschließend geschweißter Proben notwendig.

9.4 Umformverhalten von Schweißnähten im vorverfestigten Grundwerkstoff

Sowohl Verfestigungszustand des Grundwerkstoffes als auch Anlasszustand der Schweißnaht bestimmen maßgeblich das Umformverhalten kaltverfestigter und anschließend laserinduktionsgeschweißter Strukturen. Der Einfluss des Umfangs der plastischen Vorverformung auf die Gleichmaßdehnung im Zugversuch ist Bild 9-4 zu entnehmen, unter Berücksichtigung verschiedener Anlasszustände des Nahtgefüges. Das Umformverhalten hängt dabei grundsätzlich von der Prüfrichtung in Relation zur Schweißnahtorientierung ab. Für das Verformungsverhalten der Probe bei Längsbeanspruchung der Naht ist in erster Linie die lokale Nahtduktilität maßgebend. Deshalb ist in diesem Fall innerhalb eines Vorverfestigungszustandes (z.B. $\epsilon_{\text{vor}} = 10\%$) das bekannte Verhalten des Anstieges der Gleichmaßdehnung mit wachsendem Anlasszustand zu finden (Bild 9-4 links). Mit steigender Vorverfestigung nimmt allerdings die Gleichmaßdehnung für die angelassenen Schweißnähte deutlich ab. Durch die erhöhte Festigkeit des umgebenden Grundwerkstoffes wird die Querkontraktion der Probe behindert. Daraus resultiert eine zunehmende Mehrachsigkeit der Nahtbeanspruchung, was schließlich zu einem früheren Versagen führt.

Bei einachsiger Zugbeanspruchung quer zur Naht werden dagegen komplexere Mechanismen wirksam (Bild 9-4 rechts). Zunächst bestätigt sich für den unverfestigten Lieferzustand ($\epsilon_{\text{vor}} = 0\%$) die bekannte Unabhängigkeit der Gleichmaßdehnung vom Anlasszustand der Probe (vgl. Bild 8-5). Das Vorhandensein einer hochfesten Schweißnaht führt bei Querbelastung grundsätzlich zu einer behinderten Querdehnung der Probe und damit zu verminderter Gleichmaßdehnung im Zugversuch. Da bei geringer Vorverfestigung ($\epsilon_{\text{vor}} = 5\%$) der Bruch weiterhin im unbeeinflussten Grundmaterial stattfindet und die schmale Schweißnaht wenig zur Gesamtdehnung beiträgt, bleibt die Dehnung der Probe in diesem Fall unbeeinflusst vom Nachbehandlungszustand bzw. den lokalen Nahteigenschaften. Bei zunehmendem Vorverfestigungsgrad ($\epsilon_{\text{vor}} = 10\%$) steigt der Einfluss der durch die Induktionsbehandlung erzeugten Entfestigung in der WEZ. In der Folge kommt es teilweise zur Dehnungslokalisierung und zum Bruch in der schmalen WEZ. Die Gleichmaßdehnung fällt in diesen Fällen deutlich unter die Werte der unbehandelten Laserstrahlschweißung.

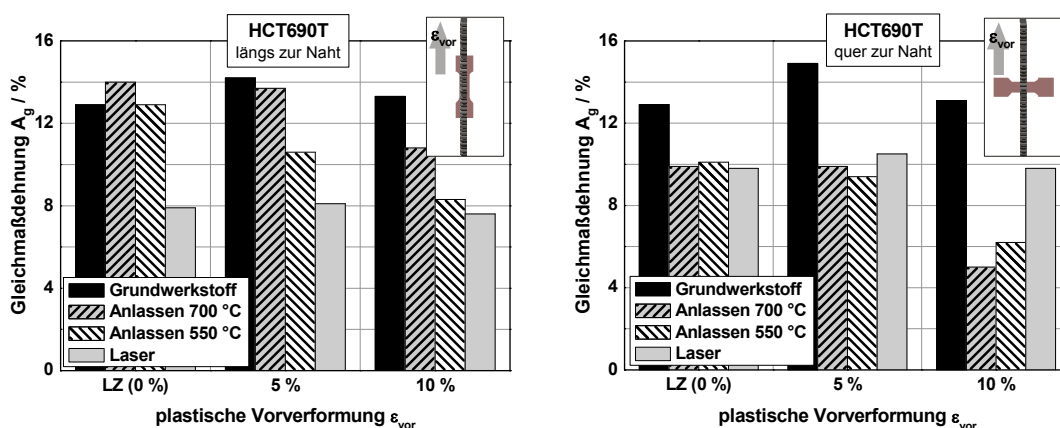


Bild 9-4: Bruchdehnung im Zugversuch, bei Prüfung längs (links) bzw. quer zur Schweißnaht (rechts), in Abhängigkeit von der plastische Vorverformung ϵ_{vor} , HCT690T

Hinsichtlich einer globalen Bewertung des Umformvermögens wurde ebenfalls ein Grenzformänderungsschaubild für ein 5 % plastisch vorverformtes Ausgangsmaterial ermittelt (siehe Bild 9-5). Dabei wurde analog zu Abschn. 8.2.4 der Belastungsfall betrachtet, bei dem die größte Formänderung φ_1 längs zur Schweißnaht aufgebracht wird. Als Orientierung sind die für den unverfestigten Grundwerkstoff ermittelten Kurven entsprechend Bild 8-11 mit eingezeichnet (Lieferzustand). In Abschnitt 2.5.2 ist der Einfluss einer Vorverformung auf die letztendliche Lage der Grenzformänderungskurve eines Bauteils beschrieben. Ähnlich einer Vorverformung durch Recken (vgl. Bild 2-15) wird auch durch das Walzen die Grenzformänderungskurve des Grundmaterials im Bereich $\varphi_2 \geq 0$ tendenziell nach unten verschoben. Eine Vorverformung mit $\varepsilon_{\text{vor}} = 5\%$ bewirkt dabei aber nur eine geringfügige Absenkung der Grenzformänderung bei dieser Beanspruchung. Im Bereich der einachsigen Zugbeanspruchung ($\varphi_2 < 0$) ist dagegen kein nennenswerter Unterschied zur unverfestigten Grundwerkstoffkurve festzustellen.

Die Grenzformänderungskurve der reinen Laserstrahlschweißung im vorverfestigten Material liegt wiederum sehr weit unterhalb des entsprechend verfestigten Grundwerkstoffes. Folglich bewirkt die sehr hohe Nahtaufhärtung in der unbehandelten Laserschweißnaht auch eine starke Einschränkung der Umformbarkeit eines geschweißten vorverfestigten Bauteils. Im Vergleich zu den analogen Zuständen im unverfestigten Grundwerkstoff (entsprechend Bild 8-11) sind die Ergebnisse jedoch schwierig zu bewerten. Entgegen der Erwartungen ist jedoch zumindest keine weitere signifikante Verschlechterung des Umformverhaltens infolge der Vorverformung des Ausgangsmaterials für unbehandelte Laserschweißungen zu verzeichnen.

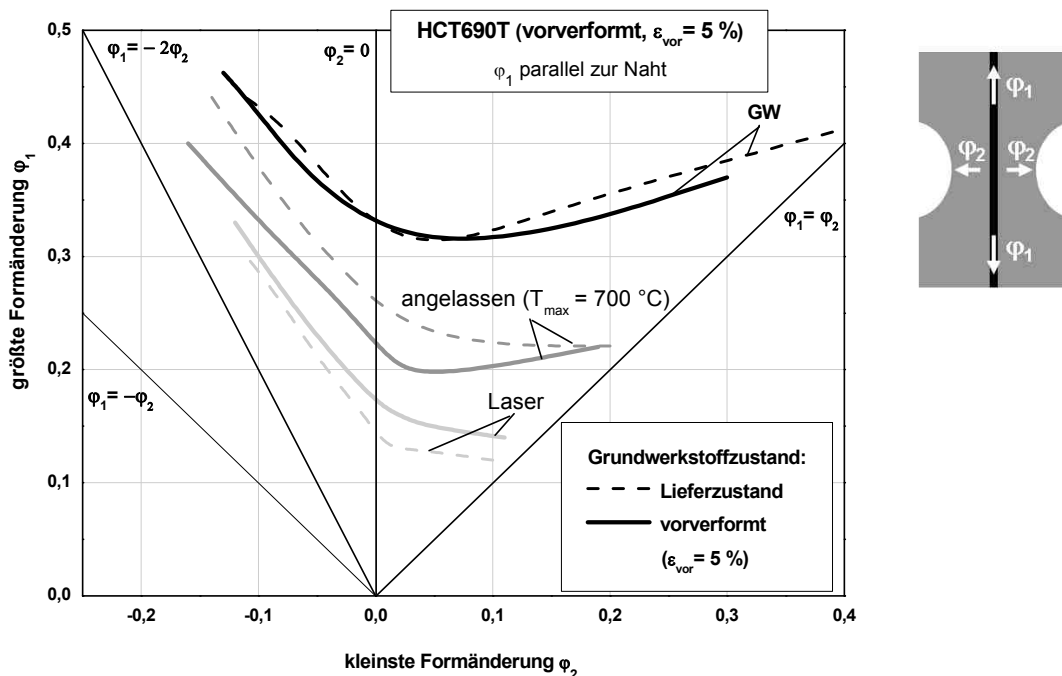


Bild 9-5: Grenzformänderungsschaubild (φ_1 längs zur Schweißnaht): vorverfestigter HCT690T, $\varepsilon_{\text{vor}} = 5\%$ (gewalzt), Schweißnaht in Walzrichtung

Auch für Schweißverbindungen im vorverformten Grundmaterial wird durch die induktive Anlassbehandlung die Nahtduktilität erhöht. Dadurch wird die Umformbarkeit der Schweißverbindung im Vergleich zur unbehandelten Schweißnaht über den gesamten

Blechumformungsbereich global verbessert. Im Gegensatz zum unverfestigten Lieferzustand ist aber bei den angelassenen Nähten im vorverfestigten Material das Steigerungspotenzial deutlich von der Belastung der Schweißverbindung abhängig. Dabei ist für Nähte unter Streckziehbeanspruchung ($\varphi_1 = \varphi_2$) tendenziell eine deutlich höhere Steigerung der Umformbarkeit möglich als für Nähte unter einer einachsigen Zugbeanspruchung ($\varphi_1 = -2\varphi_2$).

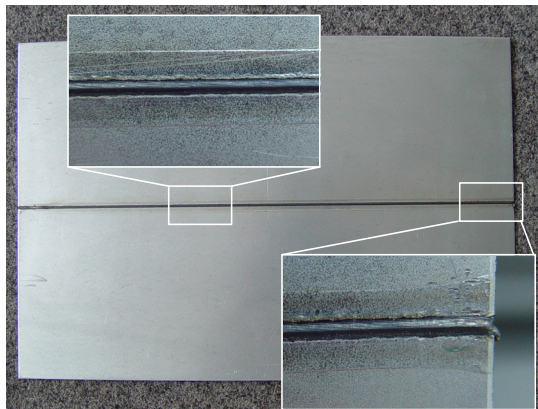
Das Verformungsverhalten von induktiv angelassenen Schweißnähten, die in verfestigten Grundwerkstoff eingebracht wurden, ist also differenziert zu beurteilen. Die Umformbarkeit längs zur Schweißnaht und bei Streckziehbeanspruchung kann, ähnlich den Bedingungen beim unverfestigten Werkstoff, infolge einer induktiven Anlassbehandlung deutlich verbessert werden. Grundsätzlich nimmt dabei das Steigerungspotenzial mit zunehmender Grundwerkstoffverfestigung ab. Die Umformbarkeit quer zur Schweißnaht kann dagegen prinzipiell nicht durch eine Induktionsbehandlung erhöht werden. Mit steigender Grundwerkstoffverfestigung wirkt sich vielmehr die lokale Entfestigung in der WEZ zunehmend negativ auf die Umformbarkeit der Schweißverbindung aus.

10 Anwendungsaspekte

10.1 Modellversuch Tiefziehen

10.1.1 Problemstellung und Entwicklung der Modellgeometrie

Die bisher dargestellten Ergebnisse und Kennwerte wurden ausschließlich aus Standardversuchen an normierten Proben gewonnen. Das reale Bauteilverhalten im Tiefziehprozess kann jedoch nur anhand von bauteilähnlichen Proben beurteilt werden, da bei der realen Tiefziehbelastung eine komplexe Materialbeanspruchung auftritt. Deshalb wurde ein Modellversuch durchgeführt, bei dem eine Tailored-Blank-Probe einer realen Tiefziehbeanspruchung unterzogen wurde. Um den tatsächlichen Zusammenhang zwischen den lokalen Schweißnahteigenschaften und dem Umformverhalten des Bauteils herauszustellen und die Einflüsse von unterschiedlichen Blechdicken und unterschiedlichen Grundwerkstoffeigenschaften zu eliminieren, wurden die Proben aus zwei Blechen gleicher Dicke und gleicher Güte hergestellt. Abhängig vom verfügbaren Tiefziehwerkzeug wurde eine Blechdicke von $s = 0,8 \text{ mm}$ gewählt (siehe Bild 10-1).



	Blech 1	Blech 2
Güte	HCT690T	HCT690T
Dicke	0,8 mm	0,8 mm

Bild 10-1: Geschweißte und induktiv angelassene Tailored-Blank-Probe, die Detailaufnahmen zeigen die Schweißnahtoberfläche in Blechmitte und am Rand

Zur Sicherstellung einer definierten Schweißnahtbelastung während des Umformens wurde eine spezielle asymmetrische Bauteilkontur mit verschiedenen Eckenradien gewählt und die Nahtbelastung über die gezielte Anordnung der Schweißnaht eingestellt (Bild 10-2). Anhand von Tiefziehversuchen an ungeschweißten Grundwerkstoffproben wurden die versagenskritischen Stellen der Bauteilkontur ermittelt. Diese liegen im Übergang von der Zarge zum Boden in den umformkritischen Eckbereichen, in denen der Werkstofffluss aufgrund der Bauteilgeometrie und der lokalen Ziehbedingungen besonders behindert wird. Bild 10-2 zeigt ein umgeformtes Teil ohne Schweißnaht mit den zwei ausgewählten beanspruchungskritischen Zonen. Bei Umformung der homogenen, ungeschweißten Referenzplatten bis zum Versagen sind diese Zonen durch folgendes Werkstoffverhalten gekennzeichnet:

- Zone I: Riss im Radius zwischen Zarge und Boden (quer zur Ziehrichtung)
- Zone II: starke Blechausdünnung in der Zarge

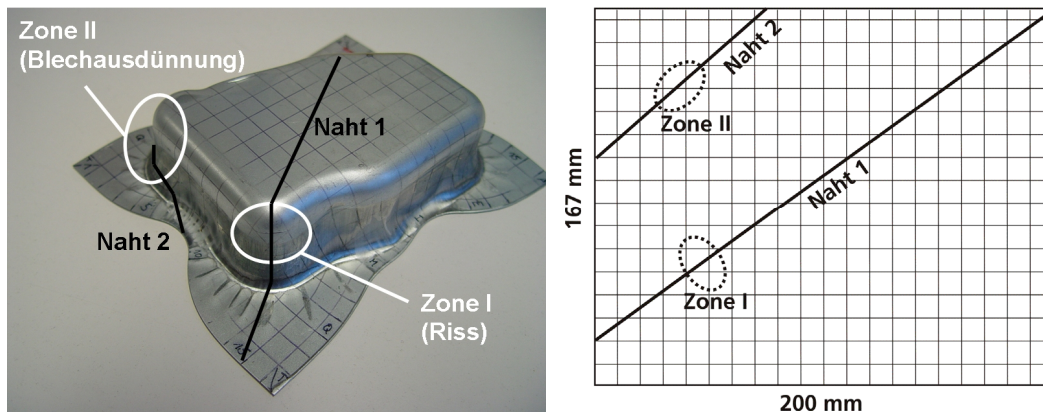


Bild 10-2: Tiefgezogene Grundwerkstoffprobe mit beanspruchungskritischen Zonen (links) und ermittelte Lage der Schweißnähte auf der Grundplatte (rechts)

Die Anordnung der Schweißnähte wurde so gewählt, dass die Nähte direkt durch diese umformkritischen Zonen verlaufen, um eine definierte Nahtbeanspruchung beim Tiefziehen zu erreichen bzw. ein sicheres Versagen des geschweißten Bauteils in der Schweißnaht zu provozieren. Die in der Zarge auftretenden axialen Zugspannungen sind für das im Referenzbauteil auftretende Versagen beim Tiefziehen verantwortlich. Somit ist bei den geschweißten Tiefziehteilen die Lage der Schweißnaht hinsichtlich dieser Zugbeanspruchung in der Zarge besonders interessant. Deshalb wurden die zwei folgenden Nahtanordnungen untersucht (Bild 10-2):

- Naht 1:
- Diagonalnaht durch Zone I
 - Orientierung in Ziehrichtung
 - ⇒ Längszugbeanspruchung der Naht
- Naht 2:
- Ecknaht durch Zone II
 - Orientierung quer zur Ziehrichtung
 - ⇒ Querkzugbeanspruchung der Naht

Um eine gegenseitige Beeinflussung von mehreren Nähten untereinander auszuschließen ist eine getrennte Betrachtung der aufgeführten Belastungszustände der Nähte erforderlich. Die exakte Lage der Schweißnähte im Bauteil wurde mit Hilfe einer vor der Umformung aufgetragenen Rasterung ermittelt und anschließend auf die ebene Platine übertragen.

10.1.2 Herstellung und induktive Behandlung der Platinen

Um die Tailored-Blanks mit der vorgegebenen Schweißnahtlage herzustellen, wurde zunächst eine Platine mit entsprechender Übergröße geschweißt und induktiv angelassen. Anschließend wurden dann die Tiefziehproben mit der gewünschten Nahtposition mittels Laserstrahlschneiden herausgeschnitten. Die Parameter für das Schweißen und Anlassen sind Tabelle 10-1 zu entnehmen. Grundsätzlich wurden die Werte aus der vorangegangenen Prozessentwicklung übernommen und speziell an die verringerte Blechdicke angepasst. Um vergleichbare Temperatur-Zeit-Zyklen realisieren zu können, wurde mit analoger Verfahrensgeschwindigkeit ($v = 6,0 \text{ m/min}$) und entsprechend reduzierter Laserleistung gearbeitet. Zur Vermeidung einer Aufwölbung der relativ dünnen Blechproben unter dem Induktor wurde der Koppelabstand leicht vergrößert und die

Induktionsleistung angepasst, sodass ebenfalls eine Anlasstemperatur von $T_{\max} = 700\text{ °C}$ erreicht wurde.

Tabelle 10-1: Parameter für das Laserstrahlschweißen mit prozessintegriertem Anlassen der Tailored-Blank-Proben

	Parameter
Laserleistung P_L	3,25 kW
Verfahrgeschwindigkeit $v_s = v_{\text{ind}}$	6,0 m/min
Induktor (l x b)	120 x 4 mm ²
Abstand a	200 mm
Koppelabstand k	3 mm
Induktionsfrequenz f_{ind}	14 kHz
Induktionsleistung P_{ind}	8 kW
Maximaltemperatur $T_{\max}$	700 °C

Bild 10-3 zeigt einen Querschliff der Schweißnaht. Die äußere Nahtgeometrie ist durch homogene Nahtübergänge und eine geringfügige Nahtüberhöhung, sowohl auf der Oberseite als auch auf der Wurzelseite der Verbindung, gekennzeichnet. Die in der Blechmitte gemessene Härteverteilung der Lasernaht entspricht grundsätzlich der Charakteristik der Nähte im Restaustenitstahl HCT690T (1,5 mm) aus den Grundlagenuntersuchungen (vgl. Bild 7-12). Infolge der geringeren Blechdicke (0,8 mm) erfolgt die Abkühlung aus der Schmelze etwas verzögert. Daraus resultiert eine im Vergleich zu den bisher ermittelten Werten etwas niedrigere Schweißguthärte mit einem Mittelwert von 437 HV0,5. Im Ergebnis der Anlassbehandlung wird die Nahthärte drastisch herabgesetzt. Die geringere Materialstärke im Vergleich zu den Grundlagenuntersuchungen führt auch hier zu einer verzögerten Abkühlung nach dem Anlassen und bewirkt somit eine Verlängerung der effektiven Anlasszeit. Folglich liegt auch die ermittelte mittlere Schweißguthärte nach dem Anlassen geringfügig unter den Referenzwerten der Proben mit $s = 1,5\text{ mm}$ und erreicht 323 HV0,5 (Bild 10-3).

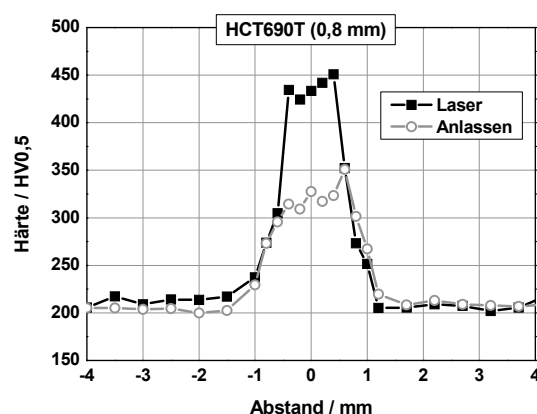
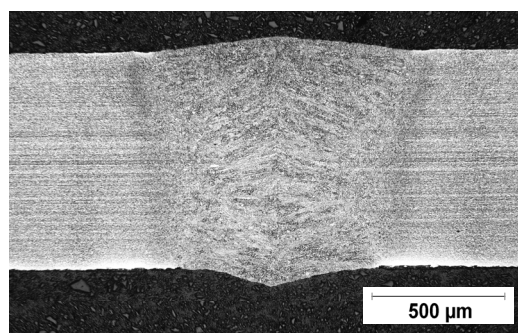


Bild 10-3: Querschliff einer angelassenen Laserschweißnaht im Tailored-Blank-Modellteil und Härteverteilung über der Schweißnaht nach dem Laserstrahlschweißen bzw. nach dem Anlassen

10.1.3 Umformverhalten

Die Tiefziehversuche wurden am Fraunhofer Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik an einer Servo-Spindelpresse mit den Parametern entsprechend Tabelle 10-2 durchgeführt [127]. Dabei wurden für beide Nahtlagen die Zustände unbehandelte Laserschweißnaht sowie induktiv angelassene Laserschweißnaht separat untersucht. Ausgewertet wurde die Grenzziehtiefe, bei der der Anriss der Probe in der betrachteten Zone erfolgt und ein entsprechend deutlicher Abfall der Umformkraft zu verzeichnen ist. Als Referenz diente die maximale Ziehtiefe der ungeschweißten Grundwerkstoffprobe. Zur Gewährleistung eines exakten Aufsetzens des Niederhalters und der daraus resultierenden sauberen Steuerung des Nachfließens des Materials aus dem Flanschbereich wurde die Schweißnaht vor dem Tiefziehen beidseitig blecheben abgeschliffen.

Tabelle 10-2: Technische Daten der Tiefziehversuche

	Parameter
Presse	elektrische Servo-Spindelpresse
Umformkraft $F_{\max}$	300 kN
Niederhalterkraft $F_{N \max}$	100 kN
Umformgeschwindigkeit	1 mm/s

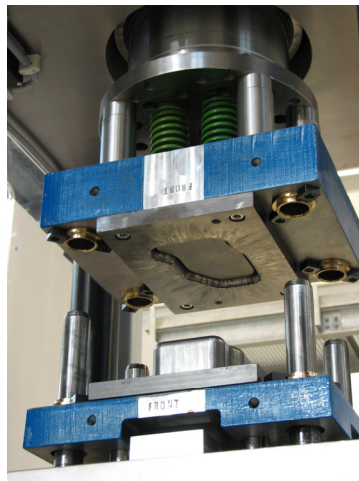


Bild 10-4: Presse und Umformwerkzeug

Im Bild 10-5 sind tiefgezogene Proben mit Diagonalnaht (Naht 1) in den zwei betrachteten Schweißnahtzuständen im Vergleich zur ungeschweißten Grundmaterialprobe dargestellt. Alle Proben wurden bis zur Grenzziehtiefe der angelassenen Schweißnaht (37,3 mm) umgeformt. Folglich zeigt die angelassene Probe hier gerade den Anriss in der betrachteten Zone 1 und dokumentiert damit das Limit der Verformbarkeit der so behandelten Probe bei dieser Beanspruchung. Dagegen weist die im lasergeschweißten Zustand geprüfte Probe bereits einen sehr weit aufklaffenden Riss auf. Demnach ist in diesem Fall die Grenzziehtiefe schon deutlich überschritten worden. Die ungeschweißte Grundwerkstoffprobe ist bei dieser Ziehtiefe noch intakt und besitzt noch Verformungsreserven. Es wird deutlich, dass durch das Anlassen des Nahtgefüges die Tiefziehfähigkeit von realbauteilnahen Geometrien tatsächlich signifikant gesteigert werden kann. Die Werte der ungeschweißten Probe werden allerdings nicht erreicht.

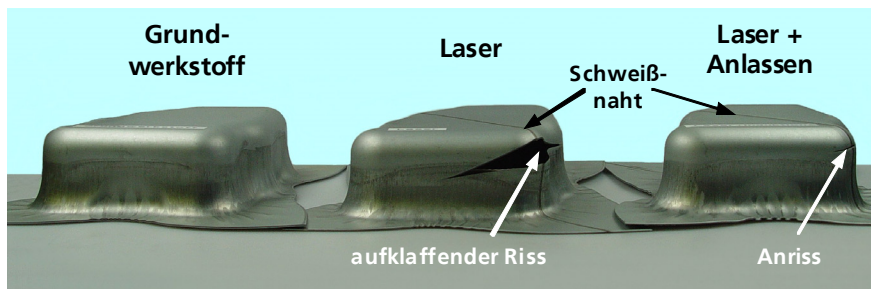


Bild 10-5: Vergleich der Tiefziehproben mit einer Diagonalnaht (Naht 1) durch Zone I nach der Umformung bis zur Grenzziehtiefe der angelassenen Proben (37,3 mm)

Um den Gewinn an Tiefziehfähigkeit quantifizieren zu können, wurde für alle Varianten die Grenzziehtiefe ermittelt (Bild 10-6). Grundsätzlich werden bei lasergeschweißten Teilen deutlich niedrigere Grenzziehtiefen erreicht als bei den ungeschweißten Referenzteilen. Es wird aber deutlich, dass das Limit der Umformbarkeit für Proben mit unbehandelten Laserschweißnähten stark von der Nahtlage und somit von der Beanspruchung der Schweißnaht abhängt.

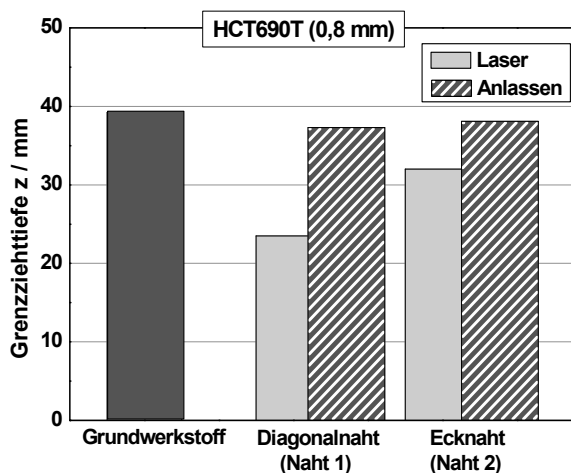


Bild 10-6: Ermittelte Grenzziehtiefe für beide Nahtlagen

Naht 1 ist in der umformkritischen Zone I in Ziehrichtung orientiert. Aufgrund dieser Nahtlage muss das Schweißnahtgefüge die aus der axialen Zugbeanspruchung in der Zarge resultierende Verformung längs zur Naht komplett ertragen. Wie eingehend beschrieben, bleibt aber die Duktilität des unbehandelten Schweißnahtgefüges im Restaustenitstahl HCT690T deutlich hinter den Werten des Grundwerkstoffes zurück. Dies führt zum vorzeitigen Versagen der Probe zum Zeitpunkt, bei dem das Verformungsvermögen in der Schweißnaht lokal erschöpft ist. Infolge der Längsbelastung startet der Bruch in der Naht und verläuft quer zur Zieh- bzw. Schweißrichtung (vgl. Bild 10-7 links). Eine mit Längszug beaufschlagte unbehandelte Laserschweißnaht schränkt somit das Umformvermögen eines Tiefziehbauteils drastisch ein. Im untersuchten Fall fällt die Grenzziehtiefe der Schweißprobe im Vergleich zum ungeschweißten Zustand um 40 % ab.

Da die Umformgrenze bei Längsbelastung der Naht offenbar durch die lokalen Nahteigenschaften festgelegt ist, kann der infolge einer induktiven Anlassbehandlung erzielbare Gewinn an Nahtduktilität direkt in eine Steigerung der Bauteilumformbarkeit

umgesetzt werden. Tatsächlich wird im Tiefziehversuch nach dem Anlassen bei 700 °C eine Grenzziehtiefe von mehr als 90 % des Wertes des ungeschweißten Ziehteils erreicht (Bild 10-6). Aufgrund der dennoch bestehenden Unterschiede in der Duktilität zwischen angelassenem Nahtgefüge und unbeeinflusstem Grundwerkstoff sind aber auch hier die lokalen Nahteigenschaften versagensbestimmend. Folglich startet auch bei angelassenen Proben der Bruch in der Schweißnaht und verläuft quer zur Ziehrichtung (Bild 10-7 links).

Die Ecknaht (Naht 2) wird während des Ziehvorgangs hauptsächlich mit einer Zugbeanspruchung quer zur Schweißrichtung beaufschlagt. In diesem Fall kommt es nicht zum direkten Versagen des Nahtgefüges. Vielmehr erfolgt der Bruch in einiger Entfernung der Naht quer zur Hauptverformungsrichtung, also parallel zur Schweißnaht (Bild 10-7 rechts). Entsprechend Abschn. 8.2.2 wird dennoch das Verformungsverhalten, selbst in größerer Entfernung von der Naht, maßgeblich von den lokalen Nahteigenschaften beeinflusst. Die sehr hohe Festigkeit der unbehandelten Laserschweißnaht verhindert ein Nachfließen des Werkstoffes und reduziert dadurch die Umformbarkeit der gesamten Tiefziehprobe deutlich. Im betrachteten Fall wurde eine um 18 % verminderte Grenzziehtiefe bei der unbehandelten Laserschweißprobe gemessen. Infolge einer induktiven Anlassbehandlung der Naht spricht hier nun vor allem die reduzierte Schweißnahtfestigkeit an. Dadurch wird die Verformungsbehinderung im umliegenden Material reduziert und somit die Tiefziehfähigkeit des gesamten Bauteils angehoben. In dem untersuchten Fall erreicht die Grenzziehtiefe der angelassenen Schweißprobe ebenfalls etwa 90 % des Grundwerkstoffniveaus (siehe Bild 10-6).

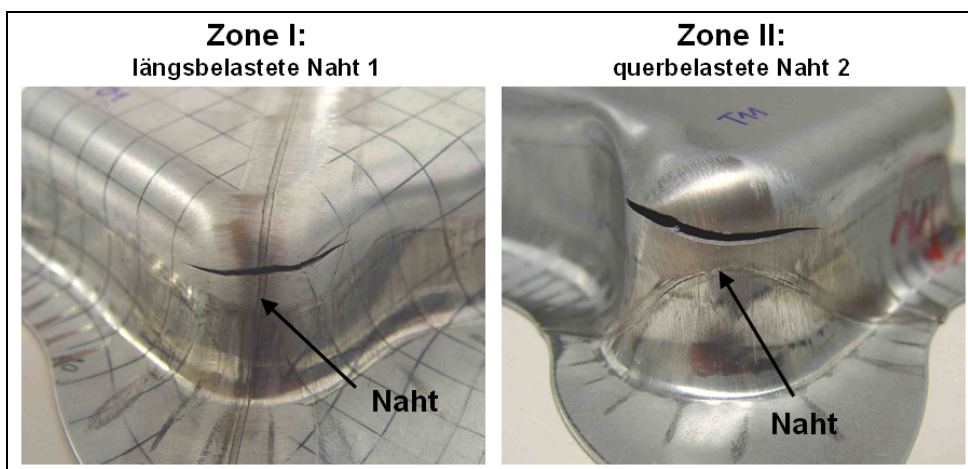


Bild 10-7: Versagensverhalten bei längsbeanspruchter Diagonalnaht (links) und querbeanspruchter Ecknaht (rechts)

Somit ist auch bei der komplexen Tiefziehbeanspruchung in realbauteilnahen Geometrien eine deutliche Steigerung der Umformbarkeit durch das Anlassen der Naht zu verzeichnen, unabhängig von der Nahtorientierung in Relation zur Hauptumformrichtung. Folglich ist dieses Verfahren uneingeschränkt für die Behandlung geschweißter Tailored-Blanks-Halbzeuge einsetzbar und wird im Hinblick auf die Gewährleistung einer qualitätsgerechten Umformung insbesondere in hochbeanspruchten Bereichen empfohlen.

10.2 Längsnahtgeschweißte IHU-Rohre

10.2.1 Problemstellung

Zunehmend werden im Karosseriebau längsnahtgeschweißte Rohre als Halbzeuge verwendet. Häufig erfolgt die Umformung zum Bauteil im Prozess des Innenhochdruck-Umformens (IHU). Dabei treten in der Regel sehr große Umformgrade auf, da ein wesentlicher Vorteil dieses Umformverfahrens gerade in der Herstellung extremer Konturen besteht. In steigendem Maße werden im Bereich der IHU-Bauteile höherfeste Stahlfeinbleche eingesetzt, um beispielsweise hoch belastbare Strukturteile herzustellen. Derzeit werden beispielsweise Motor- bzw. Radträger oder Strukturkomponenten wie Dachspiegel oder B-Säulen als IHU-Teile gefertigt [114].

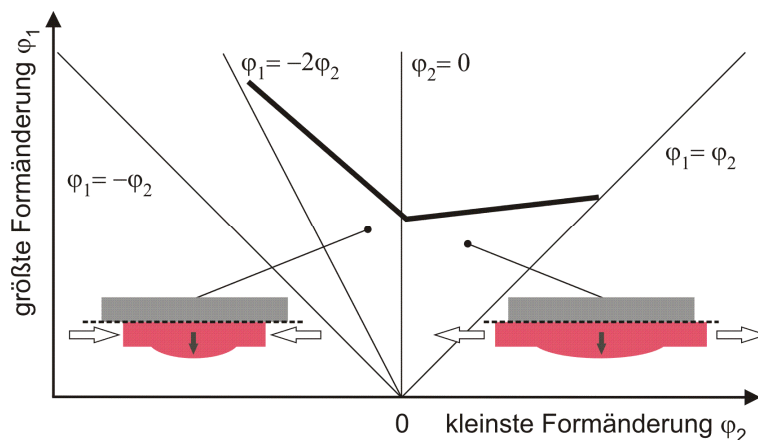


Bild 10-8: Belastung beim Innen-Hochdruck-Umformen im Grenzformänderungsdiagramm als Überlagerung von Innendruck und axialer Zug- bzw. Druckkraft, nach [114]

In [114] wird das Umformverhalten geschweißter Rohre im IHU-Berstversuch beschrieben. Demnach liegt die größte Formänderung φ_1 stets in tangentialer Richtung, also quer zur Längsschweißnaht. Um eine saubere Ausformung der Kontur zu realisieren, wird häufig mit axialem Nachschieben gearbeitet. Abhängig davon, ob bzw. wie die Rohrenden während der Umformung verschoben werden ergibt sich die Verformungsverteilung in der Rohrprobe entsprechend Bild 10-8.

Während der Rohr-Halbzeugherstellung erfährt das Grundmaterial bei der Rohreinformung eine Kaltverfestigung. Somit ist in diesem Fall die unter Abschn. 9 betrachtete Fragestellung nach der Umformbarkeit verfestigter und anschließend geschweißter Komponenten aus höherfesten Stahlfeinblechen relevant. Umfang und Verteilung der aus der Rohreinformung resultierenden Werkstoffverfestigung hängen nach [114] wesentlich von den Abmessungen des Rohres und dem Einformverfahren ab. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendeten Rohrhalfbeuge wurden durch einen diskontinuierlichen Biegevorgang erzeugt. Die eingebrachte Kaltverfestigung spiegelt sich im über dem Umfang ermittelten Härteverlauf wider (Bild 10-9). Gegenüber dem unverfestigten Grundwerkstoff HCT690T (ca. 200 HV_{0,5}, vgl. zum Beispiel Bild 6-8) ist die Härte über den gesamten Umfang in der Rohrwandung deutlich angehoben. In der äußeren Zone der Zugbeanspruchung (0,2 mm unter der Außenkante) wurden Werte zwischen 220 und 260 HV_{0,5} gemessen. Die auftretenden Schwankungen resultieren aus den einzelnen Biegeoperationen. Im unmittelbaren Schweißnahtbereich beträgt die Grundwerkstoffhärte etwa 240 HV_{0,5}. Wird die Darstellung aus Bild 9-2 zur Kaltverfes-

tigung beim Walzen von HCT690T zu Grunde gelegt, dann entspricht dies einer durch Walzen erzeugten plastischen Verformung von etwa $\varepsilon_{\text{vor}} = 8 \%$.

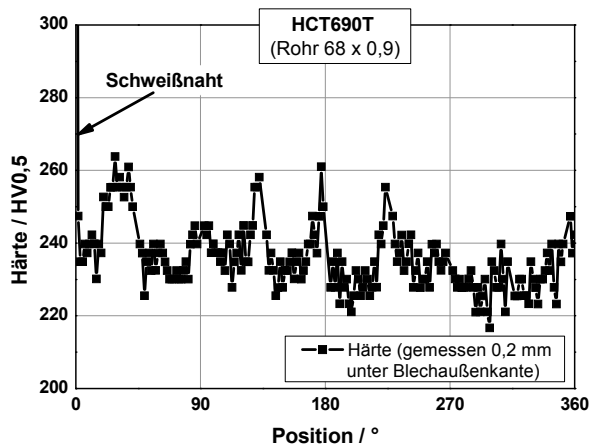


Bild 10-9: Härteverlauf in der Rohrwandung (gemessen 0,2 mm unterhalb der Außenkante) über der Position, beginnend an der Schweißnaht

10.2.2 Probenherstellung und induktives Anlassen

Das Erreichen hoher Umformgrade bei der Innenhochdruck-Umformung geschweißter Bauteile setzt eine gute Verformbarkeit der Schweißnaht voraus. Folglich erscheint eine Reduzierung der Nahtfestigkeit und eine Erhöhung der Nahtduktilität durch induktives Anlassen als sinnvoller Ansatz. Für die Untersuchungen wurden Rohrproben mit den technischen Daten entsprechend Tabelle 10-3 ausgewählt. Die Rohre wurden als geschweißte Halbzeuge beschafft. Die Anlassbehandlung erfolgte deshalb als separater Arbeitsgang.

Tabelle 10-3: Technische Daten der IHU-Rohrprobe

	Parameter
Probe	längsnahtgeschweißtes Rohr
Schweißverfahren	Laserstrahlschweißen
Werkstoff	HCT690T
Durchmesser D_A	68 mm
Wandstärke t	0,9 mm
Länge l	670 mm

Die Prozessparameter für die Induktionsbehandlung sind Tabelle 10-4 zu entnehmen. Bei den bislang betrachteten Prozessen der kontinuierlichen Abfolge von Schweißen und Anlassen in einem Arbeitsgang wurde eine Wiedererwärmung der unvollständig abgekühlten Nahtzone realisiert. Dagegen ist hier, für die von Raumtemperatur ausgehende Bauteilerwärmung, eine höhere Induktionsleistung erforderlich, um vergleichbare Anlasstemperaturen zu erzielen.

Tabelle 10-4: Prozessparameter der induktiven Anlassbehandlung der IHU-Rohrprobe

	Parameter	
Induktor (l x b)	120 x 4 mm ²	
Koppelabstand k	2 mm	
Induktionsfrequenz	14 kHz	
Verfahrgeschwindigkeit $v_{\text{Ind}} = v_s$	5,0 m/min	
Starttemperatur T_s	20 °C (RT)	
Induktionsleistung P_{Ind}	4 kW	6 kW
Anlasstemperatur T_{max}	550 °C	700 °C

Der verwendete Anlagenaufbau ist in Bild 10-10 links dargestellt. Analog der Grundlagenuntersuchungen kam auch hier ein Außenfeldinduktor zum Einsatz, welcher längs über die Schweißnaht geführt wurde. Die Einstellung der Induktionsleistung erfolgte über die Auswertung der mittels Thermokamera erfassten Schweißnahttemperatur auf der Nahtoberfläche. Ferner enthält Bild 10-10 rechts Aufnahmen der Rohroberfläche im Schweißnahtbereich. Im Vergleich zum Lieferzustand (nach dem Laserstrahlschweißen) ist nach dem Anlassen deutlich die Umschmelzzone der Zinkschicht neben der Naht zu erkennen. Hinsichtlich einer Beurteilung dieser Zone bezüglich ihrer Korrosionseigenschaften sei an dieser Stelle auf die Ausführungen in Abschn. 10.4 verwiesen.

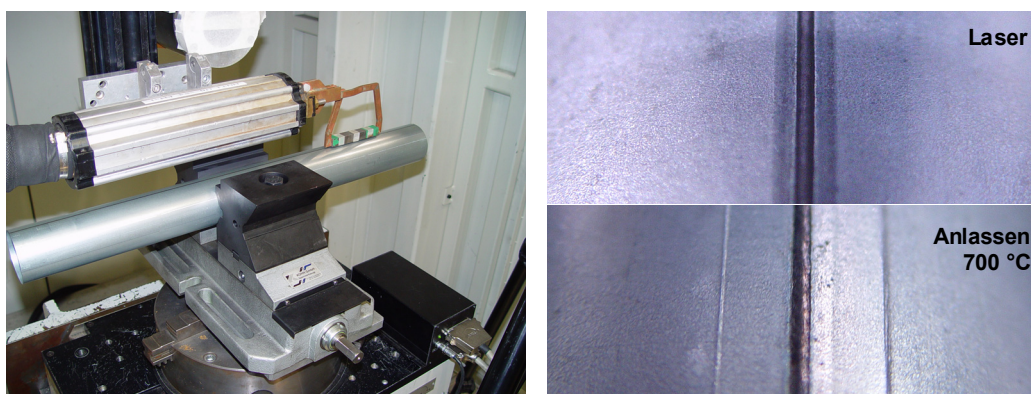


Bild 10-10: Versuchsaufbau für die induktive Anlassbehandlung der IHU-Rohrproben (links) und Schweißnahtbereich im Lieferzustand (Laser) und nach dem Anlassen bei $T_{\text{max}} = 700$ °C (rechts)

Bild 10-11 zeigt die über die Schweißnaht in der Mitte der Rohrwandung gemessenen Härteverteilungen für den Lieferzustand (Laser) und den Zustand nach dem Anlassen mit $T_{\text{max}} = 550$ °C bzw. 700 °C. Die unbehandelte Laserstrahlschweißnaht weist bekanntermaßen eine sehr hohe Härte von bis zu 500 HV_{0,5} auf. Infolge der Anlassbehandlung wird die Nahthärte entsprechend der eingestellten Anlasstemperatur deutlich reduziert. Somit stellt sich nach dem Anlassen mit $T_{\text{max}} = 700$ °C eine Nahthärte von etwa 330 HV_{0,5} ein. Die im Vergleich zu analog angelassenen Blechproben (vgl. Bild 7-12) niedrigeren Nahthärtewerte in der Rohrprobe resultieren hauptsächlich aus dem verminderten Wärmeabtransport aus der Anlasszone. Im Gegensatz zur Blechbehandlung tritt beim Anlassen der Rohrschweißnaht keine direkte Kühlung des Materials durch Spannwerkzeuge auf. Die sich daraus ergebende Anlasseiterhöhung führt in Verbindung mit der geringen Wandstärke zu einer stärkeren Härteabsenkung im Nahtbereich.

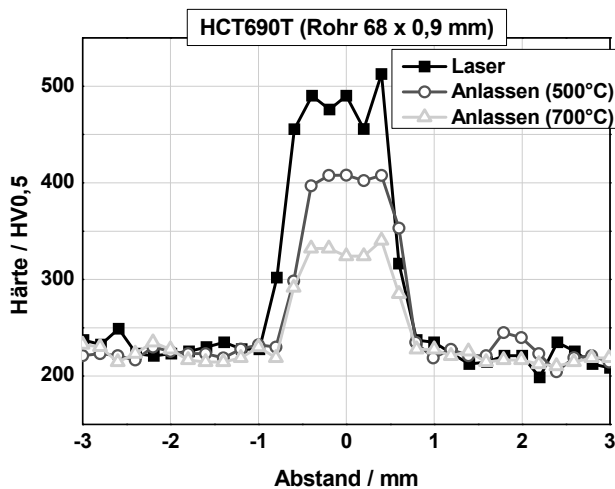


Bild 10-11: Härteverteilung quer zur Rohrlängsnaht für verschiedene Anlasszustände, gemessen in der Mitte der Rohrwandung

10.2.3 Bewertung des Umformverhaltens

Das Umformverhalten der Rohrproben kann im IHU-Bestversuch bewertet werden. Die Versuche dazu wurden am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt durchgeführt [128]. Dabei wurden die Rohrproben mit einem stetig steigenden Innendruck bis zum Versagen beaufschlagt. Zur Abbildung der tatsächlichen Beanspruchung beim realen Innenhochdruck-Umformen wurde ein zusätzliches axiales Stauchen realisiert. In Bild 10-12 sind die versuchstechnischen Bedingungen dargestellt.

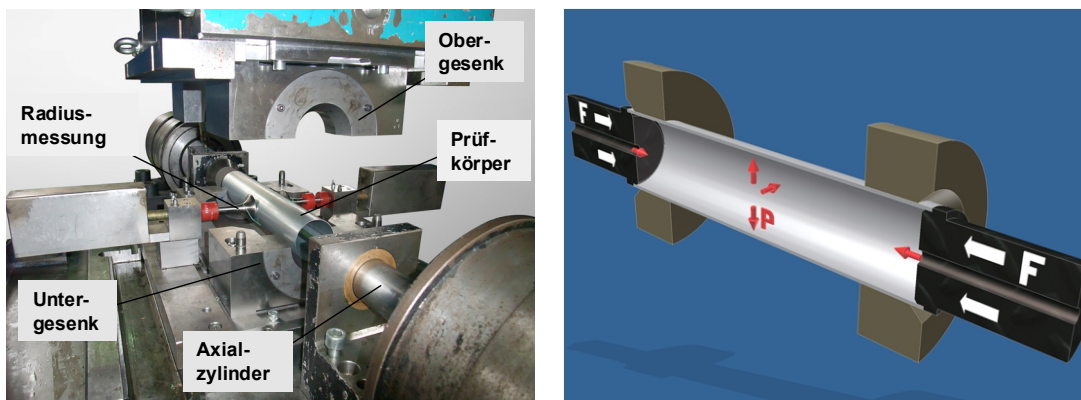


Bild 10-12: Rohr-Berstversuch mit axialem Nachschieben: Versuchsaufbau (links) und schematische Darstellung der Rohrbeanspruchung (rechts)

Der in ein Umformwerkzeug eingelegte rohrförmige Prüfkörper wird über ein Ober- und Untergesenk und zwei Axialstempel abgedichtet. Ein Hochdruckfluid wird über die Axialstempel zugeführt und weitet den Prüfkörper. Synchron dazu wird ein Axialstempel in der Rohrachse verschoben, sodass eine Innendruckbelastung mit überlagertem axialem Stauchen entsteht. Zur Charakterisierung des Umformverhaltens der Probe wurden Innendruck und Radiusaufweitung in der Mitte der Rohrprobe während der

Umformung registriert. Die Versuchsparameter der Rohr-Berstversuche sind Tabelle 10-5 zu entnehmen.

Tabelle 10-5: Technische Daten der Rohr-Berstversuche

	Parameter
Rohrprobenlänge	390 mm
Volumenstrom	10 ml/s
axiales Nachschieben	0,6 mm/s

Die infolge des Innendruckes entstehenden mechanischen Spannungen in der Rohrwandung lassen sich über die klassische Kesselformel berechnen.

$$\sigma_t = \frac{p \cdot D}{2s} \quad \sigma_a = \frac{p \cdot D}{4s} \quad (\text{Gl.8})$$

σ_t	Tangentialspannung [MPa]
σ_a	Axialspannung [MPa]
p	Innendruck [MPa]
D	Rohraußendurchmesser [mm]
s	Wandstärke [mm]

In einem ausschließlich mit Innendruck beaufschlagten Rohr sind demnach die tangentialen Spannungen σ_t doppelt so groß wie die axialen Spannungen σ_a . Daraus ergibt sich das typische Versagen zylindrischer Bauteile bei Innendruckbelastung durch einen Riss längs der Rohrachse. Die größte Formänderung φ_1 tritt folglich in Umfangsrichtung und die kleinste Formänderung φ_2 in Rohrlängsrichtung auf. Ein Versuch ohne axiales Verschieben der Rohrenden erzeugt eine Verformungsverteilung die etwa der einachsigen gleichmäßigen Zugbeanspruchung entspricht ($\varphi_2 \approx 0$, vgl. Bild 10-8). Bei zusätzlicher axialer Druckbelastung nimmt σ_a ab und es ergibt sich im Grenzformänderungsschaubild eine Verschiebung der Beanspruchung zu negativen φ_2 -Werten hin.

Die Schweißnaht erfährt somit während des IHU-Prozesses hauptsächlich eine Zugbeanspruchung quer zur Schweißrichtung. Wie aus verschiedenen Untersuchungen bereits bekannt, ist das Bauteilversagen dabei nicht im unmittelbaren Schweißnahtbereich zu erwarten (siehe Querkzugversuche in Abschn. 8.2.2). Das typische Versagensverhalten der geschweißten Rohrproben im Berstversuch ist in Bild 10-13 dargestellt. Der Riss tritt, unabhängig vom Behandlungszustand der Schweißnaht, stets im thermisch unbeeinflussten Grundwerkstoff auf und verläuft in Rohrlängsrichtung, also quer zur größten Formänderung φ_1 .

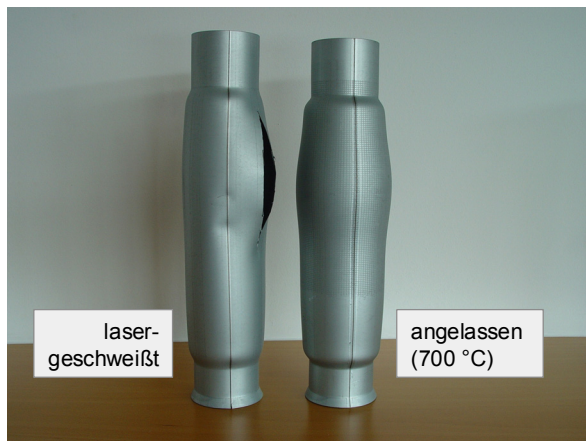


Bild 10-13: Rohrproben nach dem Berstversuch

Die infolge der starken martensitischen Verfestigung des Schweißnahtgefüges auftretende Verformungsbehinderung in der Schweißnaht und dem umliegenden Grundwerkstoff beeinflusst das Umformverhalten der gesamten Probe in wesentlichem Maße, auch wenn das Versagen deutlich außerhalb der Nahtzone eintritt. Das durch reines Laserstrahlschweißen hergestellte Rohr versagt frühzeitig mit relativ geringer Radiusaufweitung (Bild 10-14). Infolge der sehr hohen Nahtfestigkeit tritt nur eine sehr geringe plastische Verformung im aufgehärteten Schweißnahtbereich auf. Zusätzlich erzeugt die hohe lokale Festigkeit in der Schweißzone eine Dehnungsbehinderung im angrenzenden Grundmaterial. Folglich kann auch der erweiterte Bereich um die Schweißnaht nur einen untergeordneten Beitrag zur plastischen Gesamtverformung des Bauteils leisten. Die notwendige Verformung muss somit vom übrigen Grundwerkstoff aufgebracht werden. Im Falle der maximal aufgehärteten Laserstrahlschweißnaht ist somit das Verformungsvermögens des Rohres frühzeitig erschöpft.

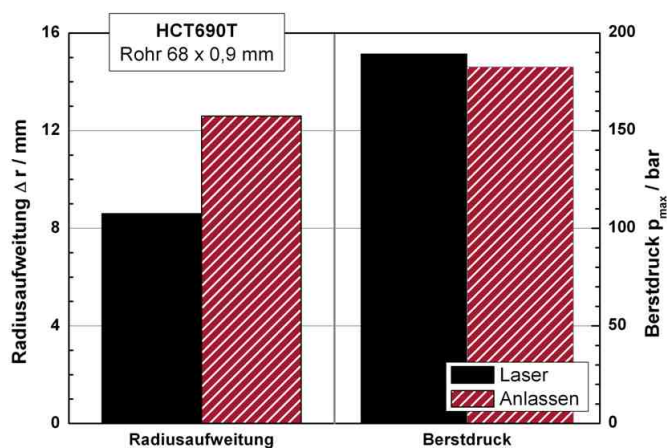


Bild 10-14: Mittelwerte für Radiusaufweitung und Berstdruck im Berstversuch für Rohre im Lieferzustand (Laser) bzw. im angelassenen Zustand

Die induktive Anlassbehandlung führt zu einer Absenkung der lokalen Festigkeit in der Schweißnaht und einer Anhebung der Duktilität (siehe Bild 8-2 bzw. Bild 8-3). Im Berstversuch wird insbesondere durch die infolge des Anlassens reduzierte Streckgrenze der Nahtbereich frühzeitig plastifiziert. Somit kann diese Werkstoffzone einen höheren Beitrag zur Gesamtumformung des Bauteiles leisten. Darüber hinaus vermindert die reduzierte Nahtfestigkeit die Dehnungsbehinderung des angrenzenden

Grundmaterials. Somit wird durch das induktive Nahtanlassen eine signifikante Steigerung der gesamten Bauteilumformbarkeit erreicht. Anhand der gemessenen Werte zeigt sich, dass auf diese Weise eine deutliche Steigerung der maximal erreichbaren Radiusaufweitung von mehr als 30 % erzielt werden kann (siehe Bild 10-14).

Infolge des induktiven Anlassens der Schweißnaht wird also die plastische Verformung bei längsnahtgeschweißten Rohren weniger beeinträchtigt und somit die globale Bauteilumformbarkeit im IHU-Prozess signifikant verbessert. Da mit sinkendem Rohrdurchmesser der Einfluss der lokalen Nahteigenschaften auf das Umformverhalten des Bauteils tendenziell zunimmt, ist eine thermische Nahtnachbehandlung besonders für kleinere Rohrdurchmesser interessant. Die Beeinflussung der Umformbarkeit ist stark von der Bauteil- bzw. Nahtbeanspruchung während der Umformung abhängig. Die hier gezeigten Effekte sind nicht ohne Weiteres auf andere Belastungszustände übertragbar. Nach [114] tritt beispielsweise bei starker axialer Zugbelastung während der Innenhochdruck-Umformung der Riss quer zur Schweißnaht ein. Somit ist in diesem Fall die lokale Nahtduktilität das versagensbestimmende Moment. Da die induktive Anlassbehandlung eine deutliche Steigerung der Nahtduktilität bewirkt (siehe Abschn. 8.2), kann aber auch in diesem Fall mit einer signifikanten Verbesserung der Bauteilumformbarkeit gerechnet werden.

10.3 Laserstrahlgeschweißte Patchwork-Strukturen

10.3.1 Grundlagen der Patchwork-Technologie

Die Patchwork-Technologie basiert auf dem Grundprinzip des belastungsangepassten Bauteildesigns mit dem Ziel der Gewichtsreduzierung und der Erhöhung der Bauteilbelastbarkeit. Grundlage bildet eine in ihrer Blechdicke minimierte Grundplatte, welche in belastungskritischen Bereichen lokal durch Patchbleche verstärkt wird (Bild 10-15). Je nach Belastungsprofil werden Patchbleche gleicher Werkstoffgüte und Dicke aber auch mit erhöhter Festigkeit oder Blechdicke eingesetzt. Grundblech und Patchbleche werden im ebenen Zustand gefügt. Anschließend erfolgt die Umformung des Patchwork-Verbundes zum Bauteil. Daraus ergibt sich die Notwendigkeit, dass die hergestellte Verbindung die während der Umformung auftretende, häufig sehr hohe Beanspruchung schadungsfrei ertragen muss (vgl. [122]).

Zur Verbesserung der Umformbarkeit und Erhöhung der Belastbarkeit geschweißter Patchwork-Strukturen sind an die Beanspruchung angepasste Patchgeometrien erforderlich. Der Spannungsübergang vom einfachen Grundblech zum Patchbereich mit erhöhter Materialstärke kann dabei durch die Realisierung belastungsangepasster Nahtkonturen optimiert werden. Für das Herstellen dieser komplexen zweidimensionalen Nahtkonturen bietet sich das Laserstrahl-Remoteschweißen als flexibles und wirtschaftliches Fügeverfahren an.

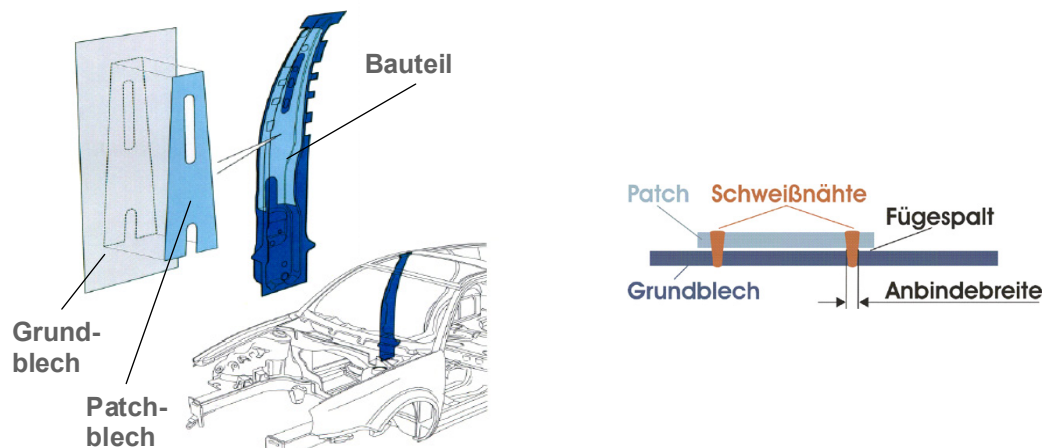


Bild 10-15: Grundprinzip der Patchwork-Technologie und prinzipieller Aufbau einer lasergeschweißten Patchwork-Struktur [115]

Bei der Umformung des geschweißten Patchwork-Verbundes müssen die in das Grundblech eingeleiteten Umformkräfte über die Schweißnaht in das Patchblech übertragen werden. Dabei tritt die höchste Nahtbelastung im Fügespalt des Überlappstoßes auf. Aus der in dieser Zone wirkenden sehr hohen mechanischen Beanspruchung sowie aus der Notwendigkeit einer hohen Belastbarkeit der Patchwork-Struktur im Betrieb ergibt sich die Forderung nach guter lokaler Nahtverformbarkeit und zugleich ausreichend hoher Festigkeit des Schweißnahtgefüges.

Um die erforderliche Schweißnahtduktilität zu erzeugen, bietet sich eine induktive Anlassbehandlung des Nahtgefüges nach dem Laserstrahlschweißen an. Wesentliche Voraussetzungen sind eine ausreichende Tiefe des Temperaturfeldes und eine möglichst hohe geometrische Flexibilität der Induktionsbehandlung.

10.3.2 Grundlagen zum induktiven Anlassen von Überlappstößen

Der Überlappstoß stellt die typische Verbindung für Blechbauteile im Karosserierohrbau dar. Aber auch Halbzeuge, wie zum Beispiel Patchwork-Komponenten, basieren auf dieser Stoßart. Deshalb ist die Übertragung der am Stumpfstoß ermittelten Ergebnisse des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens auf die Überlappverbindung erforderlich. Diese Verbindungsart ist durch zwei übereinanderliegende Bleche gekennzeichnet, zwischen denen nur im Bereich der Schweißnaht stofflicher Kontakt vorliegt. Darüber hinaus weist die Verbindung in der Regel einen Fügespalt von $\leq 0,2$ mm auf.

Bei der induktiven Anlassbehandlung von Überlappverbindungen treten infolge der größeren Gesamtmaterialdicke und des Spaltes grundsätzlich größere Temperaturdifferenzen zwischen Ober- und Unterseite auf als bei der Stumpfnahthandlung. Somit ist grundsätzlich hinsichtlich der Erzielung einer ausreichenden Anlass temperatur im Unterblech bei gleichzeitiger Vermeidung einer Überhitzung im Oberblech zu optimieren. Die Eindringtiefe des elektromagnetischen Induktionsfeldes sollte demnach möglichst so gewählt werden, dass sowohl Ober- als auch Unterblech direkt durch den Induktionsprozess erwärmt werden. Anderenfalls kann die Erwärmung des Unterbleches nur durch die relativ ineffektive Wärmeleitung über die Wärmebrücke der Schweißnaht

erfolgen. Nach Bild 2-11 ist das Eindringmaß δ in erster Linie eine Funktion der Induktionsfrequenz f_{Ind} . Deshalb kommt der Anpassung der Frequenz an die Fügestellengeometrie eine zentrale Bedeutung zu.

Tabelle 10-6: Schweißparameter für das Laserstrahlschweißen mit Anlassen im Überlappstoß

	HCT600X 2 x 0,6 mm	HCT690T 2 x 1,5 mm
Laserleistung P_L	5,4 kW	5,4 kW
Verfahrgeschwindigkeit $v_s = v_{\text{Ind}}$	6,0 m/min	2,0 m/min
Induktor ($l \times b$)	120 x 4 mm ²	120 x 4 mm ²
Abstand a	200 mm	200 mm
Koppelabstand k	2 mm	2 – 4 mm
Induktionsfrequenz f_{Ind}	14 kHz	5 / 14 kHz
Induktionsleistung P_{Ind}	3 – 4 kW	5 – 14 kW
Anlasstemperatur $T_{\text{max oben}}$	500 °C	700 °C

Um insbesondere den Einfluss der Blechdicke auf die erforderlichen Induktionsparameter darzustellen, werden für das Laserstrahlschweißen mit integriertem induktivem Anlassen der Dualphasenstahl HXT600X in der Blechdickenkombination 2 x 0,6 mm sowie der Restaustenitstahl HCT690T in 2 x 1,5 mm betrachtet. Die verwendeten Schweißparameter sind Tabelle 10-6 zu entnehmen.

Die summarische Blechdicke des Überlappstoßes von 2 x 0,6 mm liegt im Bereich der bisher im Stumpfstoß betrachteten Dicke von 1,5 mm. Deshalb wird hier mit analoger Verfahrgeschwindigkeit und Induktionsfrequenz gearbeitet. Allerdings erfordert die geringere Einzelblechdicke eine Reduzierung der maximalen Anlasstemperatur im Oberblech ($T_{\text{max}} = 500$ °C), um eine Aufwölbung zu vermeiden. Zur sicheren Zinkentgasung wurde ein Fügespalt von ca. 0,1 mm eingestellt.

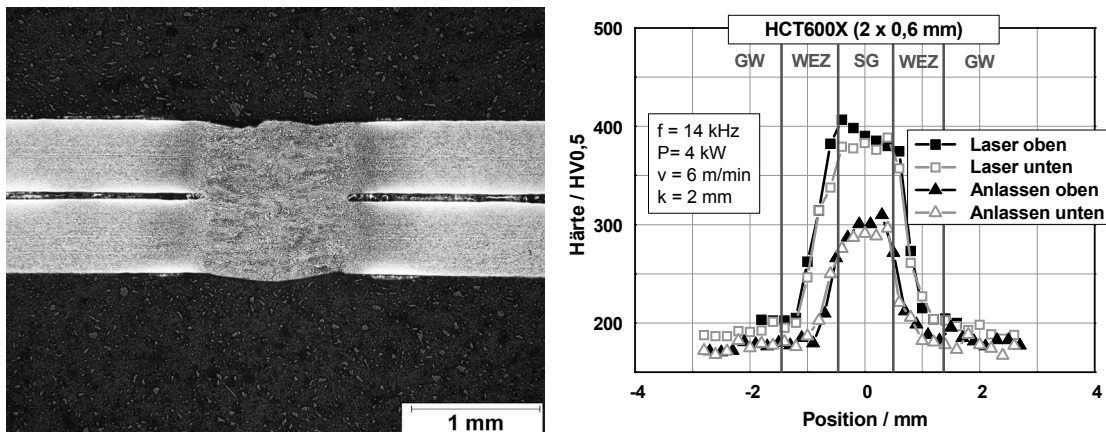


Bild 10-16: Querschliff einer Überlappverbindung aus 2 x 0,6 mm HCT600X (links) und gemessene Härteverteilung im Ober- und Unterblech nach dem konventionellen Laserstrahlschweißen und nach dem induktivem Anlassen bei 500 °C (rechts)

Bild 10-16 zeigt für die 2 x 0,6 mm Verbindung die Nahtgeometrie im Querschliff und die zugehörigen Härteverteilungen, gemessen jeweils in der Blechmitte. Es zeigt sich, dass trotz der relativ niedrigen Anlasstemperatur eine deutliche Reduzierung der Naht-

härte im Ober- und im Unterblech erzielt werden kann. Das Härteniveau liegt in beiden Blechen nach dem Anlassen im Bereich der für die I-Naht im 1,5 mm Blech nach einem Anlassen bei 700 °C gemessenen Werte (vgl. Bild 7-12).

Für den Überlappstoß von 2 x 1,5 mm bei einem eingestellten Fügspalt von 0,2 mm ist die Verfahrensgeschwindigkeit im Vergleich zur Stumpfnah (t = 1,5 mm) zu reduzieren, um eine sichere Durchschweißung zu garantieren. Zur Erhöhung der Eindringtiefe des Induktionsfeldes muss die Induktionsfrequenz ebenfalls reduziert werden. Entsprechend Bild 2-11 ist bei einer angestrebten Bauteiltemperatur von 700 °C für eine zu erzielende Eindringtiefe von $\delta = 3$ mm eine Frequenz von $f_{\text{ind}} \approx 5$ kHz erforderlich. Mit dieser Anpassung der Frequenz wird sichergestellt, dass auch das Unterblech ausreichend vom Induktionsfeld erfasst wird. Der Fügspalt schwächt dabei das Feld zum Unterblech hin zwar ab, im Bereich der durchgehenden Schweißnaht erfolgt aber eine Feldkonzentration, die eine genügende Durchwärmung des Wurzelbereiches garantiert. Über die Vergrößerung des Koppelabstandes k kann zudem eine homogenere Feldverteilung im Unterblech erzielt werden (Tabelle 10-6).

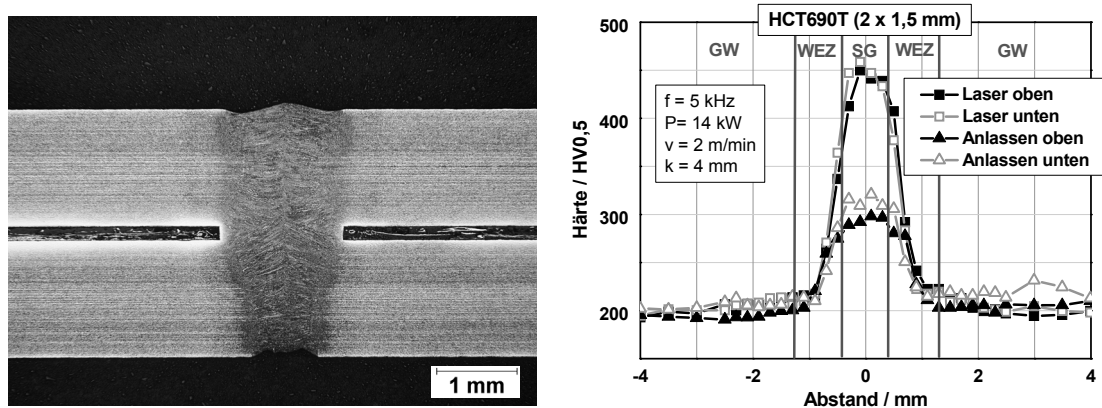


Bild 10-17: Querschliff einer Überlappverbindung aus 2 x 1,5 mm HCT690T (links) und gemessene Härteverteilung im Ober- und Unterblech nach dem konventionellem Laserstrahlschweißen und nach dem induktivem Anlassen bei 700 °C (rechts)

Im Bild 10-17 ist ein Querschliff mit den gemessenen Härteverläufen im Ober- und Unterblech dargestellt. Es wird deutlich, dass mit optimierten Anlassparametern die Nahthärte sowohl im Ober- als auch im Unterblech im Vergleich zur konventionellen Laserschweißnaht drastisch reduziert werden kann. Dabei kann die Nahthärte im Unterblech annähernd das Niveau der Nahthärte im Oberblech erreichen. Im Vergleich zu den bisher betrachteten Stumpfnähten ($s = 1,5$ mm) treten in der angelassenen Überlappverbindung (2 x 1,5 mm) erheblich niedrigere Schweißguthärten auf. Die Ursache liegt in der deutlich herabgesetzten Verfahrensgeschwindigkeit begründet.

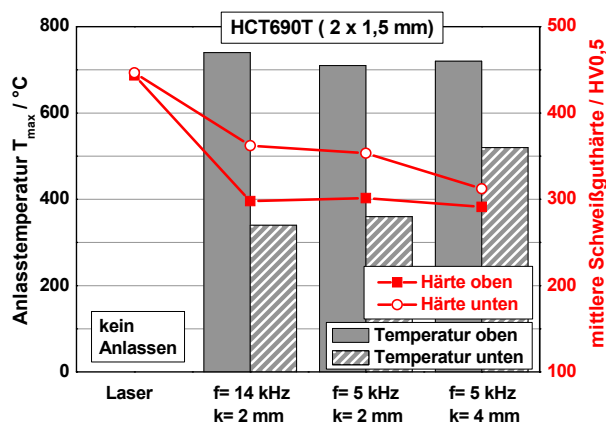


Bild 10-18: Überlappstoß 2 x 1,5 mm (HCT690T): Schweißguthärte für eine Oberblechtemperatur von $T_o \approx 700$ °C bei variiert Induktionsfrequenz bzw. Koppelabstand

Die entscheidende Prozessgröße ist die realisierte Anlasstemperatur im Unterblech, welche bei festgelegter Verfahrensgeschwindigkeit von der Induktionsfrequenz f_{Ind} , der Induktionsleistung P_{Ind} und dem Koppelabstand k abhängt (siehe Bild 10-18). Bei Verwendung der für Stumpfstoßverbindungen typischen Frequenz von $f_{\text{Ind}} = 14$ kHz stellt sich eine entsprechende Anlasstemperatur im Oberblech abhängig von der verwendeten Induktionsleistung ein. Die festgelegte Grenze von $T_{\text{Ind}} = 700$ °C wird bei etwa $P_{\text{Ind}} = 10$ kW Leistung erreicht. Die dabei erzielte Unterblechtemperatur ist jedoch vergleichsweise niedrig, was eine entsprechend verminderte lokale Verformbarkeit erwarten lässt. Wird dagegen die Induktionsfrequenz herabgesetzt ($f_{\text{Ind}} = 5$ kHz) und Koppelabstand vergrößert ($k = 4$ mm), so kann die Temperatur im Unterblech im Vergleich zur Oberblechtemperatur deutlich angehoben werden. Um die Verluste infolge der größeren Streuung des Induktionsfeldes auszugleichen, ist dabei aber mit entsprechend erhöhter Induktionsleistung zu arbeiten.

Die resultierenden Werte der Schweißguthärte sind für Versuche mit vergleichbarer Oberblechtemperatur ($T_o \approx 700$ °C) ebenfalls im Bild 10-18 dargestellt. Entsprechend dieser gewählten Temperatur stellt sich im Oberblech ein von den übrigen Prozessparametern unabhängiges Nahthärteniveau von etwa 300 HV ein. Die Unterblechhärte kann dagegen durch die Verwendung einer geringeren Frequenz in Verbindung mit einem erhöhten Koppelabstand und angepasster Induktionsleistung merklich herabgesetzt werden und erreicht bei optimalen Prozessparametern ($f_{\text{Ind}} = 5$ kHz, $k = 4$ mm) fast den Wert der Oberblechhärte (312 HV).

10.3.3 Laserstrahlschweißen und nachfolgendes induktives Anlassen von Patchwork-Strukturen

Im Folgenden sollen die Ergebnisse der Untersuchungen an Patchwork-Proben aus einem höherfesten Dualphasenstahl exemplarisch dargestellt werden. Um einen serientauglichen Schweißprozess abzubilden, wurde ein Festkörperlaser mit einer Remote-Schweißoptik an einem Schweißroboter verwendet. Das induktive Anlassen erfolgte in einem separaten Arbeitsgang mit einer Starttemperatur von $T_s = \text{Raumtemperatur}$. Die versuchstechnischen Randbedingungen und die Schweißparameter sind Tabelle 10-7 und Tabelle 10-8 zu entnehmen.

Tabelle 10-7: Randbedingungen für die Patchwork-Versuche

	Parameter
Werkstoff	HCT600X
Nahtkonfiguration	Überlappstoß 2 x 1,5 mm
Spalt	0,2 mm

Tabelle 10-8: Technische Daten zum Schweißen und induktiven Anlassen von Patchwork-Proben

Schweißen		Induktives Anlassen	
	Parameter		Parameter
Strahlquelle	Nd:YAG (DY044)	Induktionsfrequenz f	5 kHz
Fokusbereich d_F	600 μm	Induktionsleistung P_{Ind}	4 kW
Laserleistung	4,0 kW	Starttemp. der Ind. T_s	RT
Schweißgeschw. v_s	2,7 m/min	Anlasstemp. $T_{\text{max (oben)}}$	700 °C
		Induktorlänge l_{Ind}	25 mm
		Verfahrensgeschw. v_{Ind}	1,0 m/min

Bild 10-19 zeigt den experimentellen Aufbau zum Laser-Remoteschweißen von Patchwork-Proben und die Abbildung eines Querschliffes der Schweißnaht. Für eine sichere Zinkentgasung während des Schweißprozesses wurde ein Fügespalt zwischen Grund- und Patchblech eingestellt. Um konstante Bedingungen für die Umformversuche zu garantieren wurde ein möglichst gleichmäßiger Spalt von 0,2 mm gewählt. Infolge des im Spalt auftretenden Wärmestaus kommt es an dieser Stelle zu einer typischen lokalen Querschnittsvergrößerung der Naht.

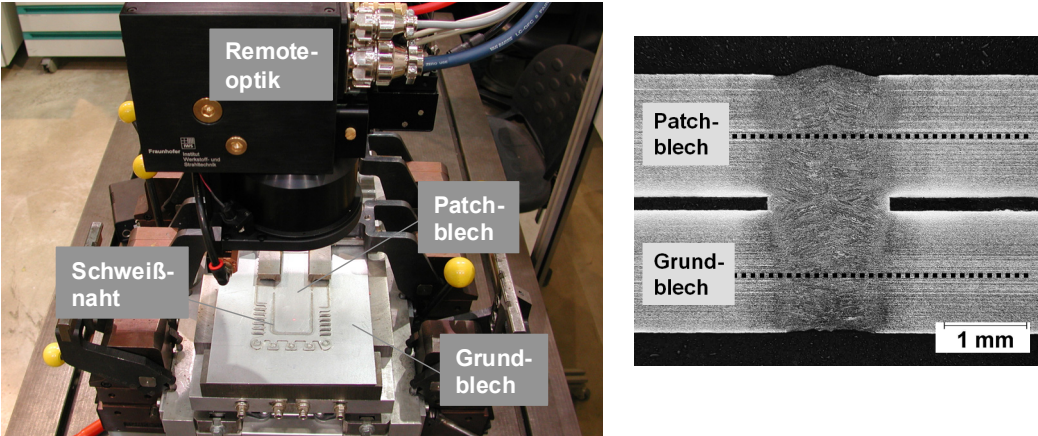


Bild 10-19: Versuchsaufbau zum Remoteschweißen von Patchwork-Proben (links) und Querschliff einer Schweißnaht 2 x 1,5 mm HCT600X (rechts)

Nach dem Schweißen sind die mechanischen Schweißnahteigenschaften durch die bereits bekannte starke Aufhärtung im Schweißgut charakterisiert. Die in Grund- und Patchblech gemessenen Härteverläufe weisen die aus den Grundlagenbetrachtungen bekannten Werte für HCT600X von etwa 360 HV_{0,5} im Schweißgut auf. Auf der Patch-Seite liegen die Härtewerte geringfügig niedriger als im Grundblech, da der Wärmestau am Patchblechrand die Abkühlung nach dem Schweißen verzögert.

Wie in Abschn. 10.3.2 gezeigt, ist eine durchgreifende Anlassbehandlung eines Überlappstoßes durchaus möglich. Dazu sind jedoch relativ lange Anlasszeiten erforderlich, um den Wärmetransport in die Tiefe zu gewährleisten. Mit den dafür notwendigen großen Induktorlängen wäre ein Abfahren einer komplexeren 2D-Kontur nicht realisierbar. Deshalb wurde hier ein sehr kurzer Induktor mit $l_{\text{ind}} = 25 \text{ mm}$ verwendet, welcher eine 2D-Fähigkeit sicherstellt, jedoch nur eine relativ kurze Einwirkzeit des Induktionsfeldes ermöglicht. Deshalb wurde zum Anlassen der Patchwork-Proben eine stark reduzierte Verfahrensgeschwindigkeit verwendet (Tabelle 10-8 und Bild 10-20).

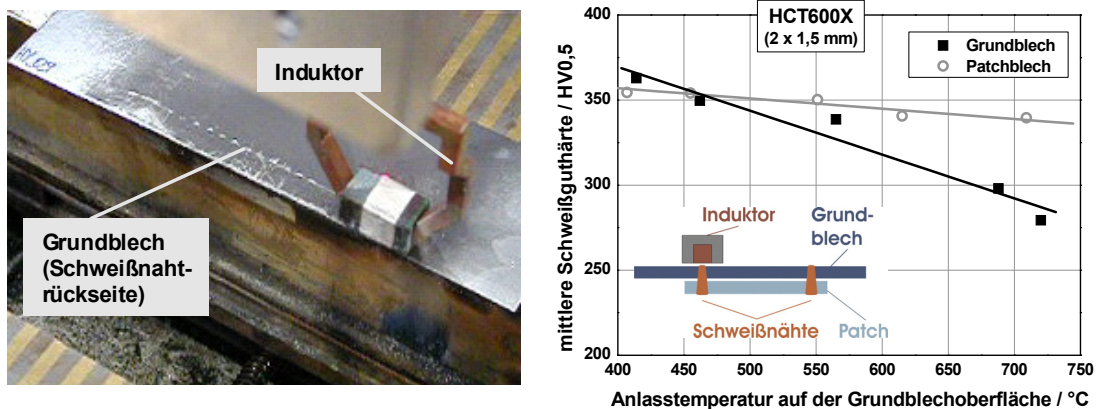


Bild 10-20: Versuchsaufbau zum induktiven Anlassen von Patchwork-Streifenproben von der Grundblechseite aus (links) und mittlere Schweißguthärte, gemessen in der Blechmitte des Grund- bzw. Patchbleches in Abhängigkeit von der auf der Grundblechoberfläche gemessenen Anlassstemperatur (rechts)

Die aus der geringen Induktorlänge resultierende relativ kurze Anlasszeit begrenzt die Tiefenwirkung der Induktionsbehandlung. Insbesondere die Nahtbereiche im dem Induktor entfernten Blech können mit dieser Technologie nur geringfügig angelassen werden. Eine Anlassbehandlung des kompletten Querschnitts der Überlappverbindung ist jedoch in der Regel nicht notwendig, da die höchste Belastung während der Umformung des Patchverbundes auf dem Nahtbereich im Grundblech und in der Übergangszone im Fügspalt liegt. Aus diesem Grund erfolgte die induktive Erwärmung der Schweißnaht von der Grundblechseite aus. Mit dem gewählten Ansatz lässt sich die Schweißguthärte im Grundblech signifikant reduzieren. Die in der Mitte des Patchbleches gemessene Schweißguthärte wird dagegen nur unwesentlich herabgesetzt (Bild 10-20). Entsprechend der im Abschnitt 8 diskutierten Zusammenhänge zwischen lokaler Naht Härte und globaler Umformbarkeit der geschweißten Bauteile sind für induktiv angelassene Patchwork-Strukturen somit ebenfalls verbesserte Umformeigenschaften zu erwarten.

10.3.4 Beeinflussung der Umformbarkeit durch induktives Anlassen

Die grundlegenden Zusammenhänge zwischen lokalen Nahteigenschaften und globaler Umformbarkeit des Patchverbundes können an vereinfachten Streifenproben studiert werden. Dabei wurde ein rechteckiges Patchblech, unter Variation der Nahtorientierung in Relation zur Zugbeanspruchung, auf ein streifenförmiges Grundblech aufgeschweißt. Die Prüfung der Umformbarkeit erfolgte durch eine Zugbeanspruchung, welche in das Grundblech eingeleitet wurde. Die Verformung wurde bis zum Versagen der Probe durchgeführt und der erreichte Verformungsweg sowie das Versagensverhalten

ten ausgewertet. Bild 10-21 zeigt die zwei Grundvarianten der Längs- bzw. der Querbeanspruchung der Naht.

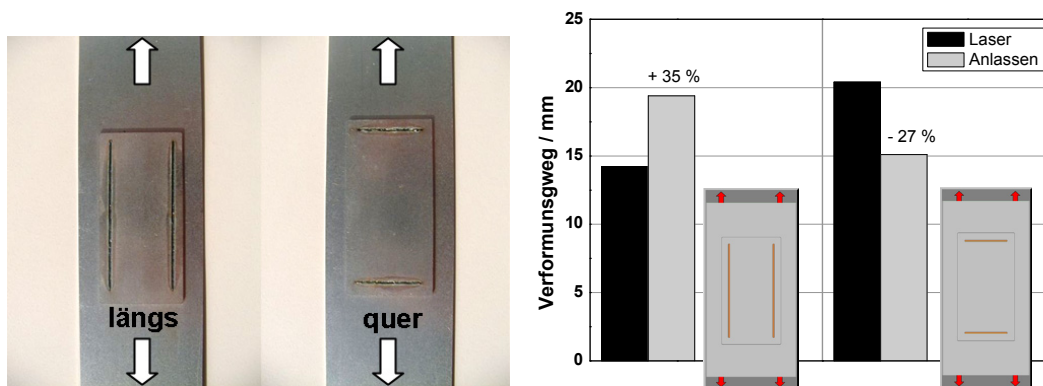


Bild 10-21: Streifenzugproben mit Längsbeanspruchung bzw. Querbeanspruchung der Schweißnähte (links) und ermittelte Verformungswege bis zum Bruch für lasergeschweißte bzw. angelassene Proben (rechts)

Grundsätzlich findet die Umformung der Patchwork-Struktur überwiegend im Grundblech statt, weil im Bereich der Patchverstärkung ein erhöhter Bauteilquerschnitt und somit eine reduzierte Beanspruchung vorliegt. Dennoch muss die Schweißnaht die auftretenden Umformkräfte vom Grundblech in das Patchblech übertragen. Die dabei auf die Naht wirkende Scherbeanspruchung erfordert eine gewisse Mindestfestigkeit des Schweißgutes im Fügeseit. Für eine möglichst gute Umformbarkeit des Patchverbundes ist aber auch ein duktiler Schweißnahtbereich notwendig. Entscheidend für die Umformbarkeit des gesamten Patchverbundes sind die Bedingungen im Nahtbereich bzw. am Patchblechrand, weil hier starke Unstetigkeiten auftreten. Konkret liegt an der Schweißnaht ein drastischer Steifigkeitssprung vor, welcher im Zusammenhang mit dem lokal vorliegenden Festigkeitsgradienten das Bauteilversagen bestimmen. Es zeigt sich, dass das Verformungsverhalten des gesamten Patchverbundes entscheidend von der Nahtorientierung bezüglich der Hauptbeanspruchung abhängt.

Beim Streifenzugversuch liegt in Analogie zum klassischen Zugversuch die größte Formänderung φ_1 in Richtung der Zugbeanspruchung. Bei längs zu φ_1 orientierten Schweißnähten tritt dabei an den Nahtenden eine starke Spannungskonzentration auf. Diese resultiert aus der Überlagerung des geometrischen Faktors des in Belastungsrichtung spitz zulaufenden Nahtendes und des metallurgischen Faktors des extremen Festigkeitsunterschiedes zwischen Naht und Grundwerkstoff. Eine während der Zugbeanspruchung durchgeführte Messung der Dehnungsverteilung an der Probe zeigt folglich eine starke Verformungskonzentration an den Schweißnahtenden, welche ein frühzeitiges Versagen des Patchverbundes ausgehend vom Nahtansatz zur Folge hat. Quer zu φ_1 angeordnete Nähte verteilen dagegen die Belastung gleichmäßig über die gesamte Patchbreite. Auf diese Weise wird die Beanspruchung in der kritischen Zone reduziert und lokale Spannungskonzentrationen werden vermieden. Daraus resultiert ein im Vergleich zur Längsnaht deutlich erhöhter Verformungsweg. Der Bruch findet in diesem Fall im unbeeinflussten Grundblech statt (siehe Zustand „Laser“ in Bild 10-21 und Bild 10-22).

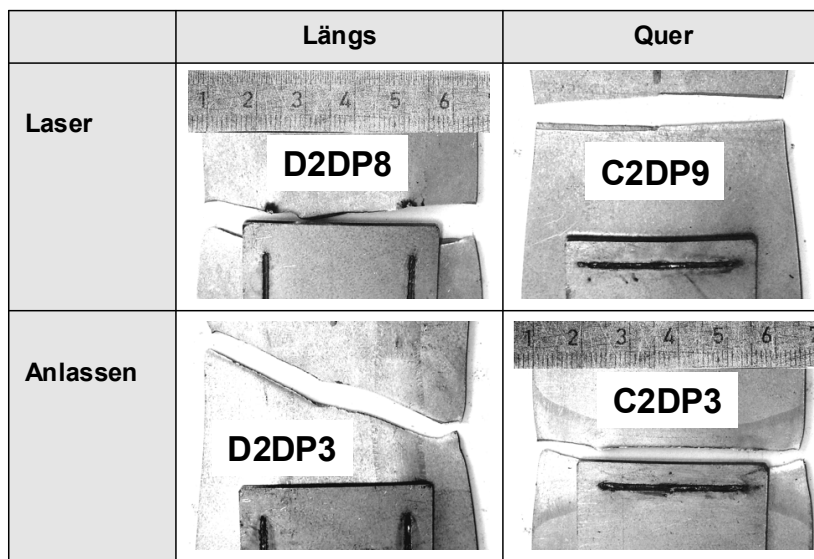


Bild 10-22: Bruchlage für Längs- und Quernähte nach der Laserschweißung bzw. nach dem Anlassen

Die Auswirkungen der Anlassbehandlung auf das Verformungsverhalten im Streifenzugversuch sind ebenfalls differenziert zu betrachten. Die Verringerung der Festigkeitsdifferenz zwischen Naht und Grundmaterial führt bei Längsnähten zu einer Entschärfung der Spannungskonzentration an den Schweißnahtenden. Die nun zunehmend positiv wirkende Stützwirkung der immer noch festeren Schweißnaht in Verbindung mit einer wenig behinderten Querkontraktion führt zu einer Verlagerung des Bruches in das Grundblech hinein und einer entsprechend deutlichen Anhebung des Verformungsweges der Probe bis zum Bruch. Im betrachteten Fall kann durch die induktive Anlassbehandlung der Verformungsweg um 35 % gesteigert werden. Für quer belastete Nähte wird dagegen durch die Reduzierung der Nahtfestigkeit die Entlastung des nahtnahen Grundblechmaterials durch die Schweißnaht entscheidend vermindert. Für das Versagen wird nun die aus der behinderten Querkontraktion resultierende zunehmende Mehrachsigkeit unmittelbar neben der Naht ausschlaggebend. Somit wird der Bruch zur Schweißnaht hin verlagert, mit entsprechender Reduzierung des Verformungsweges (siehe Zustand „Anlassen“ in Bild 10-21 und Bild 10-22).

Somit kann die Umformbarkeit lasergeschweißter Patchwork-Strukturen nicht in jedem Fall durch eine induktive Nahtnachbehandlung verbessert werden. Bei überwiegend einachsiger Zugbeanspruchung können demnach Nähte welche längs zur Zugachse orientiert sind, vorteilhaft einer Anlassbehandlung unterzogen werden. Quernähte sind dagegen im aufgehärteten Zustand zu belassen.

Eine Übertragung der Ergebnisse auf beliebige Nahtkonturen und daraus resultierende Beanspruchungszustände der Schweißnaht ist nicht ohne Weiteres möglich. Dennoch können in Bezug auf die Herstellung von komplexen Patchwork-Strukturen grundlegende Aussagen abgeleitet werden. So sind beispielsweise in radialer Richtung angeordnete Nähte (siehe Bild 10-23 links) in einer überwiegend unter Streckzug belasteten Patchwork-Struktur bei der Umformung hauptsächlich mit Längszug beaufschlagt. Aus den dargestellten Ergebnissen kann somit gefolgert werden, dass eine induktive Anlassbehandlung in diesem Fall die Umformbarkeit des Bauteils verbessern kann. Dagegen tritt bei einer unter gleicher Belastung stehenden Rundnaht (siehe Bild 10-23 rechts) das Problem der behinderten Verformbarkeit in tangentialer Richtung auf. In

Analogie zu den Quernähten im Streifenzugversuch ist in diesen Fällen keine Steigerung der Umformbarkeit des Bauteils über eine induktive Nahtnachbehandlung möglich.

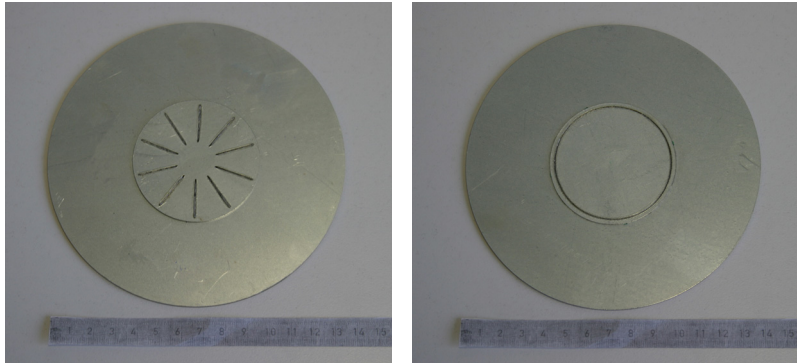


Bild 10-23: Einfache Patchwork-Geometrien: Radialnähte, induktives Anlassen empfohlen (links) bzw. Rundnaht, induktives Anlassen nicht empfohlen (rechts)

Zur sicheren Übertragung der Umformkräfte in das Patchblech ist grundsätzlich auch eine gewisse Mindestfestigkeit der Schweißnaht notwendig. Bei der Realisierung von Anlassvorgängen an lasergeschweißten Patchwork-Teilen ist deshalb auch ein zu starker Festigkeitsverlust in der Schweißnaht zu vermeiden. Somit ist für jeden konkreten Fall eine entsprechende Optimierung zwischen einer Verbesserung der Umformbarkeit und der Sicherstellung einer ausreichenden Verbindungsfestigkeit durchzuführen. Die lokale Nahtbeanspruchung in der Patchwork-Verbindung hängt auch von der Größe des eingestellten Fügespalt ab. In den dargestellten Untersuchungen wurde diese Größe jedoch nicht verändert, um den Einfluss des Anlasszustandes der Schweißnaht auf die Umformbarkeit der Patchwork-Struktur herauszustellen.

10.4 Korrosionsverhalten lasergeschweißter und laserinduktionsgeschweißter Nähte

Das Verhalten unter korrosiver Belastung stellt ein wesentliches Charakteristikum im Eigenschaftsspektrum verschweißter zinkbeschichteter Stahlfeinbleche dar. Auf der Schweißnahtoberfläche selbst und im direkt an die Schmelzlinie angrenzenden Bereich der WEZ ist aufgrund der hier beim Schweißen aufgetretenen hohen Temperaturen keine Zinkschicht mehr vorhanden. Bei Laserstrahlschweißnähten ist jedoch, aufgrund der Fernschutzwirkung der angrenzenden Zinkschicht, ein wirksamer Korrosionsschutz des Nahtbereiches in der Regel trotzdem gegeben. Voraussetzung dafür ist aber eine möglichst nah an die Naht heranreichende intakte Zinkschicht.

Die induktive Wärmebehandlung beeinträchtigt jedoch den Zustand der Zinkbeschichtung neben der Schweißnaht. Der Grad der Schädigung hängt dabei von der thermischen Belastung während der Induktionsbehandlung ab. Bild 10-24 zeigt verzinkte Probenoberflächen im Nahtbereich nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen. Das reine Laserstrahlschweißen hinterlässt eine vollständig intakte Zinkschicht bis nah an die Schmelzlinie heran. Nach einem induktiven Anlassen entstehen dagegen charakteristische Zinkmarken parallel zur Schmelzlinie. Die Breite dieser Schädigungszone ist dabei vorrangig von der Breite des Induktorprofils abhängig. Für die hier verwendete Induktorbreite von $b = 4 \text{ mm}$ ergibt sich eine Breite der Zinkschädigung von etwa

6 mm. In dieser Zone wird das Zink während der Erwärmung teilweise geschmolzen ($T_{S\ Zn} = 420\ ^\circ\text{C}$). Infolge der elektromagnetischen Wirkung des Induktionsfeldes wird ein Teil dieses flüssigen Zinkfilmes nach außen gedrängt und lagert sich dort ab. Die Restschichtdicke im unmittelbaren Nahtbereich nimmt entsprechend ab. Während nach dem Anlassen mit einer Spitzentemperatur von $550\ ^\circ\text{C}$ die Zinkschicht im Nahtbereich noch intakt ist, zeigen sich nach einer Behandlung bei $700\ ^\circ\text{C}$ eine deutliche Ausdünnung der Zinkschicht neben der Naht sowie stark ausgeprägte Zinkmarken mit wiederkehrenden lokalen Zinkanhäufungen im äußeren Bereich.

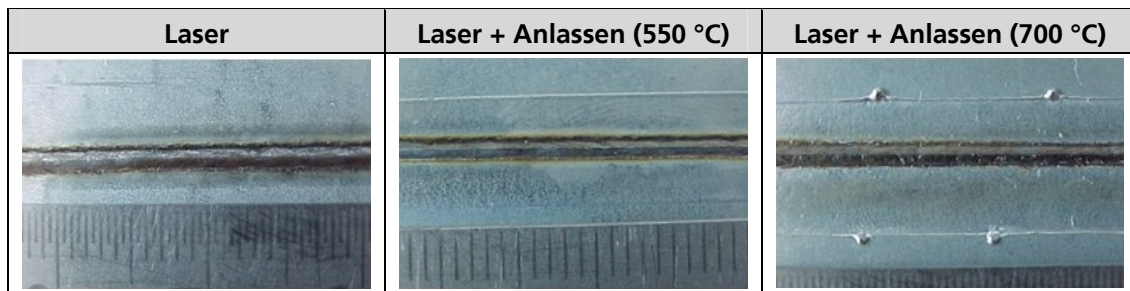


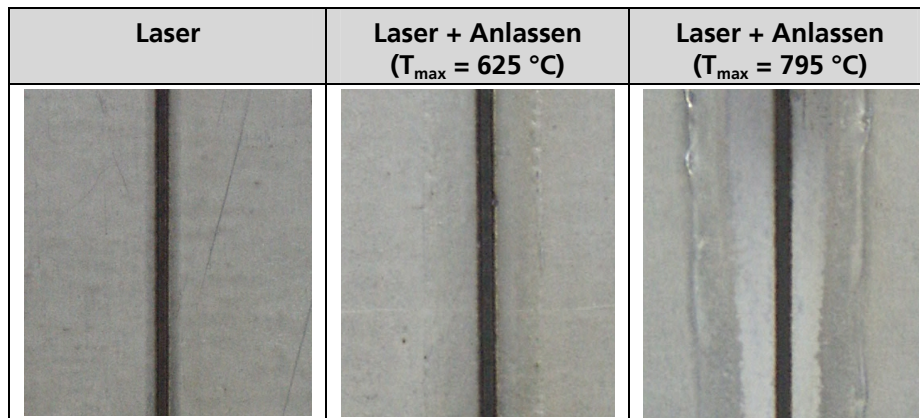
Bild 10-24: Oberfläche von Schweißproben HCT690T (1,5 mm) nach dem Laserstrahlschweißen (links) und nach dem induktiven Anlassen bei $T_{\max} = 550\ ^\circ\text{C}$ (Mitte) bzw. bei $T_{\max} = 700\ ^\circ\text{C}$ (rechts)

Somit stellt die Schädigung der Zinkbeschichtung im Nahtbereich infolge der Induktionsbehandlung eine wesentliche Restriktion für die Wahl der maximalen Temperatur im Induktionsfeld dar. Da Karosseriebaugruppen grundsätzlich hohe Anforderungen bezüglich der Korrosionsbeständigkeit erfüllen müssen, ergibt sich die Notwendigkeit der Untersuchung des Korrosionsverhaltens der induktiv nachbehandelten Schweißnähte. Dazu wurden Proben entsprechend Tabelle 10-9 hergestellt. Es wurde eine Anlastemperatur für eine gute Härtereduzierung ($T_{\max} = 625\ ^\circ\text{C}$) und eine weitere, sehr hohe Temperatur ($T_{\max} = 795\ ^\circ\text{C}$) gewählt, um jeweils eine durchschnittliche und eine sehr starke Schädigung der Zinkauflage untersuchen zu können. Die Korrosionsuntersuchungen wurden am Institut für Korrosionsschutz Dresden GmbH durchgeführt [113].

Tabelle 10-9: Parameter für die Herstellung der Korrosionsproben

	Laser	Anlassen 1	Anlassen 2
Stahlgüte	HCT600X (0,6 mm)		
Laserleistung P_L	3,5 kW		
Verfahrgeschwindigkeit $v_s = v_{\text{Ind}}$	6,0 m/min		
Induktionsleistung P_{Ind}	-	2 kW	4 kW
Maximaltemperatur $T_{\max}$	-	625 °C	795 °C

Entsprechend der thermischen Beanspruchung zeigt die Zinkschicht neben der Schweißnaht Verfärbungen oder Anschmelzungen (Bild 10-25). Bei sehr dünnen Blechen kann es zu einem Aufwölben der Bleche unter dem Induktor kommen, was zu einer zusätzlichen mechanischen Schädigung der Blechoberfläche führen kann.

Bild 10-25: Oberfläche der Korrosionsproben aus HCT600X ($s = 0,6\text{ mm}$) nach dem Schweißen

Die Dicke und die Eigenschaften der auf der Blechoberfläche verbliebenen Zinkschicht bestimmen die Korrosionsbeständigkeit in der behandelten Zone. Anhand metallografischer Untersuchungen kann der Zustand der Oberfläche im unmittelbaren Nahtbereich bewertet werden. Die Elementverteilung quer zur Naht auf der Probenoberfläche als Ergebnis einer EDX-Analyse sind in Bild 10-26 dargestellt. Es wird deutlich, dass selbst nach dem Anlassen bei sehr hohen Temperaturen (795 °C) noch eine geschlossene Zinkschicht bis an die Naht heran vorliegt. Lediglich in einem sehr schmalen Bereich neben der Schmelzlinie wurde das vor dem Anlassen noch teilweise vorhandene Zink durch die Wärmebehandlung vollständig entfernt. Metallografische Untersuchungen zeigten, dass diese zinkfreie Zone nach dem einfachen Laserschweißen etwa $180\text{ }\mu\text{m}$ breit ist, während sie nach der Anlassbehandlung bei 795 °C auf $340\text{ }\mu\text{m}$ anwächst.

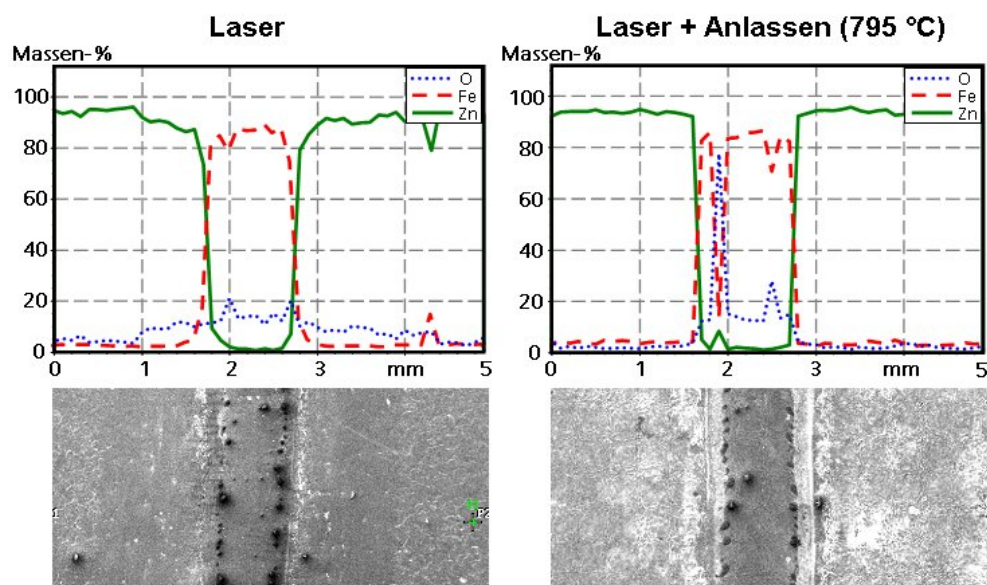


Bild 10-26: EDX-Analyse zur Ermittlung der Elementverteilung auf der Probenoberfläche quer zur Schweißnaht nach dem Laserstrahlschweißen (links) und nach dem Anlassen (rechts)

Die Korrosionsanfälligkeit einer Oberfläche mit differenzierten Eigenschaften, wie z.B. eine Schweißnaht im verzinkten Stahlblech, kann über eine Stromdichtepotenzial-Messung mit hoher Ortsauflösung bewertet werden. Dabei werden die freien Korrosi-

onspotenziale auf der Nahtoberraupe, in der teilweise geschädigten WEZ und auf dem unbeeinflussten Grundwerkstoff bestimmt. Die Differenz zwischen den einzelnen Zonen ist entscheidend für die Ausbildung eines Lokalelementes und damit für eine Korrosionsgefährdung. Der Schwellwert eines beginnenden Korrosionsangriffes liegt üblicherweise bei 50 mV.

Die Messwerte zeigen, dass bereits nach dem reinen Laserstrahlschweißen der Schwellwert geringfügig überschritten wird und somit eine geringe Gefahr für einen korrosiven Angriff auf der Nahtoberraupe (SG) und in der WEZ besteht. Nach einem Induktionsanlassen bei $T_{\max} = 625\text{ °C}$ bewirkt die Schädigung des Zinküberzuges eine geringfügige Steigerung des freien Korrosionspotenzials in der WEZ und damit eine leichte Erhöhung der Korrosionsneigung in dieser Zone. Nach dem Anlassen bei $T_{\max} = 795\text{ °C}$ steigt einerseits das Korrosionspotenzial in der WEZ, infolge der starken Beeinträchtigung der Zinkschicht, dramatisch an. Andererseits ist auch auf der Nahtoberraupe, durch die thermische Schädigung (Zunderbildung), eine stark erhöhtes Korrosionspotenzial vorhanden (Bild 10-27).

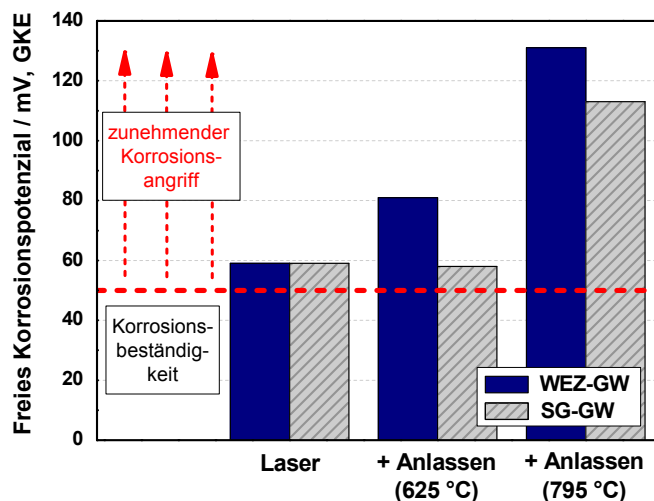


Bild 10-27: Vergleich der freien Korrosionspotentiale zwischen Nahtoberraupe und Grundwerkstoff (SG-GW) bzw. WEZ und Grundwerkstoff (WEZ-GW) für HCT600X (0,6 mm)

Unter korrosiver Belastung im Kondenswasser-Konstantklima-Test bestätigt sich dieser Trend. Nach einer Belastungszeit von 35 Tagen zeigte die reine Laserschweißnaht keinen nennenswerten Korrosionsangriff. Bei der bei $T_{\max} = 625\text{ °C}$ angelassenen Probe ist dagegen in der WEZ eine beginnende Weißrostbildung des Zinkbezuges festzustellen. Die Nahtoberraupe weist aber keine Ansätze eines Korrosionsangriffes auf. Der passive Schutz der Naht ist demnach noch vorhanden. Demgegenüber ist bei der bei $T_{\max} = 795\text{ °C}$ behandelten Probe die Zinkschicht in einem weiten Bereich neben der Naht bereits aufgelöst. Nach der angegebenen Belastungszeit ist zwar noch kein Korrosionsangriff auf der Naht festzustellen, es besteht aber kein Fernschutz durch eine angrenzende Zinkschicht mehr (Bild 10-28).

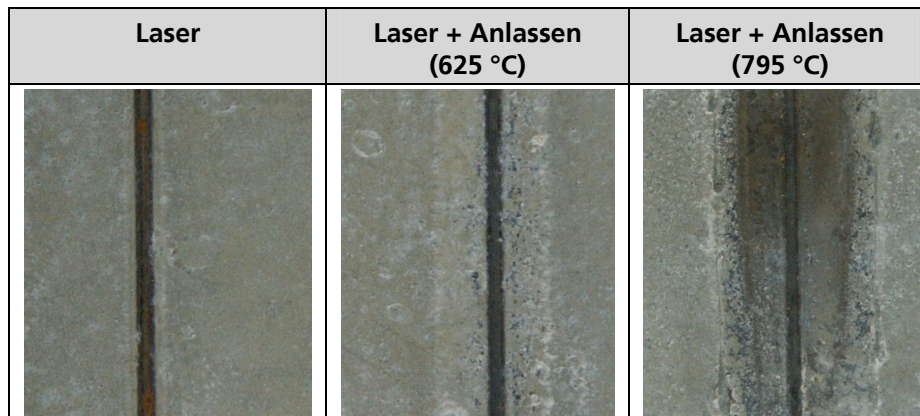


Bild 10-28: Oberfläche der Korrosionsproben aus HCT600X (s = 0,6 mm) nach 35 Tagen Kondenswasser-Konstantklima-Test

Für induktiv nachbehandelte Schweißnähte ist demnach bis zu einer Temperatur von ca. 700 °C nur eine geringfügige Einschränkung der Korrosionsbeständigkeit gegenüber der konventionellen Laserstrahlschweißnaht zu erwarten. Es ist aber bei der Parameterwahl darauf zu achten, dass keine übermäßige Beschädigung des Zinküberzuges im Nahtbereich eintritt. In Einzelfällen können zur Verbesserung des Korrosionsschutzes Operationen zur Nachverzinkung der Schweißnahtzone in Betracht gezogen werden.

11 Diskussion der Ergebnisse

In den vorangegangenen Ausführungen wurde die Funktionsfähigkeit des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens für die Anwendung beim Fügen von Feinblechstählen des Karosseriebaus nachgewiesen. Durch die Integration der induktiven Wärmebehandlung in den Laserstrahlschweißprozess konnte insbesondere hinsichtlich der Umformbarkeit geschweißter Bauteile ein unerschlossenes und wirtschaftlich interessantes Steigerungspotenzial aufgedeckt werden. In Hinblick auf die Komplexität der Problematik, welche aus der Vielzahl der Einflussfaktoren auf das letztendliche Eigenschaftsspektrum des geschweißten Bauteils resultiert, ist aber eine differenzierte Bewertung der Ergebnisse erforderlich.

Temperaturregime und werkstoffliche Effekte

Ausgangspunkt der Überlegungen ist die mit steigender Grundwerkstofffestigkeit zunehmend eingeschränkte Schweißbeignung höherfester Feinblechstähle, insbesondere beim Laserstrahlschweißen von Halbzeugen für den Karosseriebau. Das Hauptproblem stellt dabei die starke Nahtaufhärtung und die damit verbundene drastisch reduzierte Duktilität im Nahtbereich dar. Konventionelle thermische Vor- oder Nachbehandlungsprozesse zur Reduzierung der Nahthärte (z. B. Ofenanlassen) sind für die betrachteten Anwendungen ungeeignet, weil dadurch der umgebende Grundwerkstoff geschädigt und die Wirtschaftlichkeit des Gesamtprozesses stark beeinträchtigt werden würde. Dagegen stellt eine auf den Nahtbereich lokal begrenzte, in den Schweißprozess integrierte induktive Kurzzeitwärmebehandlung einen viel versprechenden Lösungsansatz dar.

Zum Zwecke der Einflussnahme auf die mechanischen Verbindungseigenschaften bietet der in dieser Arbeit verfolgte Ansatz zur Modifikation des Temperaturregimes beim Schweißen grundsätzlich zwei Möglichkeiten, welche sich in ihrer werkstofftechnischen Herangehensweise und der technologischen Umsetzung unterscheiden. Einerseits kann über eine prozessintegrierte induktive Kurzzeitnachwärmung im Nahtbereich die effektive Abkühlzeit nach dem Schweißen verlängert und auf diese Weise die Entstehung harter Gefügebestandteile in der Naht eingeschränkt werden. Andererseits ist durch ein an das Schweißen anschließendes prozessintegriertes Kurzzeitanlassen eine Reduzierung der Festigkeit und eine Steigerung der Duktilität der Schweißnaht möglich.

Beim Schweißen der hier betrachteten, martensitisch härtenden höherfesten Stahlfeinbleche führt die Methode des integrierten Nachwärmens gewöhnlich nicht zu einer spürbaren Härteabsenkung in der Schweißnaht. Die aus der relativ guten Härtebarkeit dieser Stähle resultierende erforderliche hohe Abkühlzeit zur Einschränkung der Martensitbildung ist in der Regel in einem kombinierten Laser-Induktionsprozess technisch nicht realisierbar. Im Gegensatz dazu ist für derartige Stähle das prozessintegrierte Kurzzeitanlassen in der Regel bestens geeignet, eine von der Anlassstemperatur abhängige Reduzierung der Nahthärte zu erreichen. Da diese Technologie die Existenz eines überwiegend martensitischen Nahtgefüges vor der induktiven Anlassbehandlung voraussetzt, ist sie besonders für Stähle mit einem C-Gehalt $\geq 0,1\%$ geeignet. Mit steigender Aufhärtungsempfindlichkeit und entsprechend sinkender Schweißbeignung der Stähle nimmt dabei das Potenzial zur Nahthärtereduzierung und einer damit einhergehenden Duktilitätssteigerung im Nahtgefüge zu.

Um eine effektive Verbesserung der Umformbarkeit der Schweißverbindung zu erreichen und einen übermäßigen Festigkeitsverlust zu vermeiden, darf die Härte in der angelassenen Schweißnaht das Niveau des angrenzenden Grundwerkstoffes nicht nennenswert unterschreiten. Für die hier untersuchten Dualphasenstähle HCT500X und HCT600X sowie den Restaustenitstahl HCT690T ist diese Gefahr im unverfestigten Zustand kaum gegeben. Die mehrphasigen Grundwerkstoffe weisen eine relativ niedrige Härte auf und die eingelagerten Hartphasen (Martensit- und Bainitinseln) sind offenbar gegenüber der thermischen Kurzzeitbelastung beim Laserstrahlschweißen und Induktionsanlassen relativ beständig. Bei Stählen mit höherer Festigkeit als die hier aufgeführten, bzw. bei stärker kaltverfestigten Werkstoffen kommt es mit steigender Grundwerkstoffhärte zunehmend zur Ausbildung relativ schmaler Zonen mit verminderter Härte und Festigkeit in der WEZ. Dies fördert die Verformungslokalisierung und führt zu Festigkeitsverlust und massiver Duktilitätseinbuße der Schweißprobe. Bei der Gefahr einer zu starken Entfestigung in der WEZ ist ein induktives Anlassen des Nahtbereiches somit nicht zielführend. Als extremes Beispiel kann das beschriebene Verhalten des vollmartensitischen HDT1200M gelten.

Für Stähle mit sehr hoher Grundwerkstoffhärte, wie z.B. Martensitphasenstähle oder Presshärtestähle im vergüteten Zustand, sind aber Fragen der Verformbarkeit im Schweißnahtbereich möglicherweise hinsichtlich einer ausreichenden Restduktilität im Crashfall interessant. Deshalb ist auch hier unter Umständen eine induktive Anlassbehandlung des Nahtbereiches sinnvoll. Über eine Parameteranpassung beim Anlassen muss deshalb in diesen Fällen eine gezielte Optimierung zwischen akzeptablen Verformungswerten und ausreichender Festigkeit erfolgen.

Bei Stählen mit niedrigem C-Gehalt ($< 0,1\%$), wie z.B. weiche Tiefziehgüten oder niedrigerfeste mikrolegierte Feinkornstähle, liegt die kritische Abkühlzeit aufgrund der chemischen Zusammensetzung derart niedrig, dass selbst beim Laserstrahlschweißen keine Martensitbildung eintritt. Nach eigenen Untersuchungen ist das sich stattdessen einstellende feinnadelige ferritische Gefüge für die dennoch auftretende Aufhärtung in der Schweißnaht verantwortlich. Für dieses Gefüge erweist sich aber ein integriertes induktives Anlassen als unwirksam. Dagegen kann für derartige Stähle die Technologie des integrierten Nachwärmens vorteilhaft eingesetzt werden. In eigenen Versuchen an HX180YD konnte beispielsweise die nach dem Laserstrahlschweißen ermittelte Aufhärtung im Nahtgefüge ($GW = 130\text{ HV}$, $SG = 230\text{ HV}$) mit Hilfe einer prozessintegrierten Nachwärmung bei sehr hohen Temperaturen ($T_{\max} > A_{C3}$) auf Werte unter 150 HV im Schweißgut abgesenkt werden.

Verbesserung und Steuerung der Bauteilumformbarkeit

Die Umformbarkeit eines geschweißten Bauteils nach der prozessintegrierten Anlassbehandlung wird grundsätzlich von 4 Faktoren bestimmt, welche im Nachfolgenden eingehend diskutiert werden.

(1) Festigkeit und Duktilität in der Schweißnaht

Die infolge der Anlassbehandlung reduzierte Festigkeit und die angehobene Duktilität in der Naht bilden die Grundlage für eine zum Teil stark verbesserte Bauteilumformbarkeit im Vergleich zum unbehandelten Schweißzustand. Dabei ist durch das Kurzzeitan-

lassen eine Anhebung der Duktilität des Nahtgefüges aber nur in begrenztem Maße möglich, weil der Anlassvorgang aufgrund der geringen Behandlungszeit nur unvollständig ablaufen kann. Dennoch können Bauteile, deren Umformbarkeit durch eine unbehandelte Laserschweißnaht stark eingeschränkt ist, durch ein integriertes induktives Nahtanlassen unter Umständen nahezu das Niveau der Umformbarkeit des ungeschweißten Referenzzustandes erreichen. Die Duktilitätssteigerung des Nahtgefüges selbst leistet offenbar bei komplexer Umformbeanspruchung nur einen untergeordneten Beitrag zur Verbesserung der Bauteilverformbarkeit. Hauptsächlich wirkt sich die infolge des Anlassens reduzierte Nahtfestigkeit und die daraus resultierende Verminderung der Verformungsbehinderung in einem relativ großen Werkstoffbereich rund um die Naht positiv auf das Umformverhalten des gesamten Bauteils aus. Grundsätzlich ist aber eine lokale Absenkung der Festigkeit unter das Grundwerkstoffniveau zu vermeiden, weil dann eine Verformungslokalisierung mit frühzeitigem Bauteilversagen eintreten könnte.

(2) Kaltverfestigungszustand des Grundmaterials

Die in dieser Arbeit betrachteten Stähle sind in der Herstellung hinsichtlich hoher Festigkeit und guter Umformbarkeit optimiert. Folglich weisen sie im unverfestigten Lieferzustand prinzipiell die besten Verformungseigenschaften auf. Nach dem Laserstrahlschweißen ist das Schweißgutgefüge, unabhängig vom Kaltverfestigungszustand des Grundmaterials, durch eine maximale Härte und minimale Duktilität gekennzeichnet. Damit treten beim Schweißen unverfestigter Stähle die größten Differenzen in der lokalen Umformbarkeit zwischen Schweißnaht und unbeeinflusstem Grundwerkstoff auf. Im Umkehrschluss liegen aber in diesem Fall auch die größten Potenziale hinsichtlich der Steigerung der Bauteilverformbarkeit durch eine induktive Anlassbehandlung. Demgegenüber wird durch eine Grundmaterialverfestigung, z.B. durch eine vorangegangene Umformoperation, das Grundniveau der Verformbarkeit herabgesetzt und damit auch das Steigerungspotenzial der Induktionsbehandlung eingeschränkt. Zudem nimmt mit steigender Grundwerkstoffverfestigung die Gefahr der Unterschreitung der Grundwerkstoffhärte in der Anlasszone zu. Die daraus resultierende Verformungslokalisierung kann unter Umständen sogar zu einer weiteren Verschlechterung des Umformverhaltens führen.

(3) Art der Bauteilbeanspruchung

Entsprechend der ermittelten Grenzformänderungskurven zeigt sich ein deutlicher Einfluss der Werkstoffbeanspruchung während der Umformung auf das finale Umformverhalten geschweißter und anschließend angelassener Bauteile. Bei Streckziehbeanspruchung liegt die Grenzformänderung nach der reinen Laserstrahlschweißung sehr niedrig und kann durch ein Induktionsanlassen sehr stark angehoben werden. Mit zunehmender Einachsigkeit der Beanspruchung steigt die Grenzformänderung der unbehandelten Lasernaht an und das Steigerungspotenzial durch das Anlassen nimmt im selben Maße ab. Somit sollte mit Blick auf die tatsächliche Nahtbeanspruchung im Bauteil von Fall zu Fall eine gezielte Bewertung der Steigerungspotenziale erfolgen, welche sich aus einem induktiven Anlassen ergeben. Die im Rahmen dieser Arbeit für ausgewählte Stähle ermittelten Kennwerte der mechanischen Eigenschaften geschweißter und angelassener Strukturen können dabei eine Orientierung bilden.

(4) Lage der Naht in Relation zur Hauptverformungsrichtung

Die Lage der Schweißnaht in Bezug auf die Hauptverformungsrichtung beim Umformen bestimmt die Art der mechanischen Beanspruchung der Naht und die infolge der Anlassbehandlung wirkenden Mechanismen zur Verbesserung der Bauteilumformbarkeit. Längs zur größten Zugbeanspruchung liegende Schweißnähte beeinflussen mit ihren lokalen mechanischen Eigenschaften direkt das plastische Fließverhalten bei der Bauteilumformung. Somit kann eine Steigerung der Nahtduktilität unmittelbar in eine Verbesserung der Bauteilumformbarkeit umgesetzt werden. Querbeanspruchte Nähte wirken dagegen häufig hauptsächlich indirekt durch ihren Overmatchingeffect auf die Bauteilverformung ein. Die gegenüber dem Grundmaterial stark angehobene Nahtfestigkeit beeinträchtigt vor allem die Querkontraktion im umliegenden Grundwerkstoff. Dies führt zu einer erhöhten Mehrachsigkeit der Beanspruchung und zu einem frühzeitigen Werkstoffversagen außerhalb des Nahtbereiches. Eine induktive Nahtbehandlung wirkt sich in diesen Fällen hauptsächlich durch die Verringerung der Nahtfestigkeit und die davon abhängige Verbesserung der Querkontraktion positiv auf das Bauteilverhalten aus. Da aber die nach dem Anlassen in der Naht verbleibende lokale Festigkeit dennoch relativ hoch über dem Grundwerkstoffniveau liegt, ist bei Querbeanspruchung der Naht ein vergleichsweise geringes Potenzial zur Steigerung der Bauteilumformbarkeit gegeben.

Prozesstechnische Aspekte des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens

Der Prozess des Laserstrahlschweißens mit integriertem induktivem Anlassen eignet sich besonders für die Serienproduktion von geschweißten Halbzeugen für die Automobilindustrie, wie Tailored Blanks oder geschweißte Rohre. Alternativ können derartige Produkte auch über HF-Schweißen oder Quetschnahtschweißen hergestellt werden. Der sehr hohen Produktivität dieser Verfahren steht vor allem die deutlich größere Flexibilität des Laserinduktionsschweißens hinsichtlich variierender Werkstoffe oder geometrischer Bedingungen gegenüber.

Mit dem Ziel der Beeinflussung der mechanischen Verbindungseigenschaften werden häufig in der Laserschweißtechnik auch Zusatzwerkstoffe eingesetzt, z.B. beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht oder beim Laser-MSG-Hybridschweißen. Mit diesem Ansatz können zwar die chemische Zusammensetzung und damit die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes modifiziert werden. Im Gegensatz zum Laserinduktionsprozess ist aber auf diese Weise das Gefüge in der nahtnahen WEZ nicht bzw. nicht ausreichend beeinflussbar. Zudem sind beim Laserstrahlschweißen mit hohen Schweißgeschwindigkeiten der sicheren Zuführung des Schweißzusatzdrahtes prozesstechnische Grenzen gesetzt (siehe z.B. [36], [62] und [121]).

Die in dieser Arbeit gewählte Technologie des Laserstrahlschweißens mit prozessintegriertem induktivem Anlassen stellt nur eine Möglichkeit zur Einflussnahme auf das Temperaturregime beim Laserstrahlschweißen dar. Grundsätzlich kann eine induktive Anlassbehandlung auch in einem separat nachgeschalteten Arbeitsgang erfolgen, z.B. um eine bessere Prozessbeherrschbarkeit zu erzielen. Dieser Ansatz ist jedoch mit einem erhöhten Zeit- und Platzbedarf und einem zusätzlichen anlagentechnischen Aufwand (zusätzliche Bewegungseinheit für die Induktionsbehandlung) verbunden. Zudem liegt in diesem Fall durch die längere Pause nach dem Schweißen die Starttemperatur für die Induktionserwärmung niedriger, was höhere Induktionsleistungen

erfordert und den Gesamtwirkungsgrad des Prozesses absenkt. Für die Herstellung von Halbzeugen (z.B. längsnahtgeschweißte Rohre) kann aber ein solcher sequenzieller Prozess vorteilhaft eingesetzt werden, insbesondere um auf geänderte Bedingungen wie häufig wechselnde Werkstoffe oder Geometrievierungen einfach und flexibel reagieren zu können.

Die Induktionserwärmung steht in Konkurrenz zu diversen anderen Verfahren zur thermischen Behandlung von Feinblechen. So sind Untersuchungen zum nachträglichen Erwärmen mittels Lichtbogen bzw. Laserstrahlung (HLDL) bekannt [105]. Grundsätzlich basieren diese Ansätze auf der Wärmeeinbringung in die Bauteiloberfläche und sind deshalb an die Wärmeleitung in die Tiefe gebunden. Deshalb können mit diesen Verfahren auch nur Prozessgeschwindigkeiten erreicht werden, welche etwa eine Größenordnung unter den Werten der Induktionserwärmung liegen. Die Verwendung einer induktiven Erwärmung bietet also folgende Vorteile:

- hohe Verfahrensgeschwindigkeit realisierbar
- in Schweißprozesse mit hoher Geschwindigkeit gut integrierbar
- geringe Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung
- minimale Schädigung der Bauteiloberfläche wegen geringer Überhitzung
- geringer Werkzeugverschleiß (Induktor arbeitet berührungslos)
- überschaubares Parameterspektrum
- hohe Flexibilität (sehr großes Temperaturspektrum, relativ einfache Anpassung an veränderte Blechdicke oder Anlasszeit)
- gute Regelbarkeit des Prozesses.

Nachteilig kann sich vor allem das unveränderliche Temperaturprofil des Induktionsfeldes insbesondere quer zur Naht auswirken. In gewissen Grenzen ist aber über die Breite der Induktorleiterschleife und die Form des Feldkonzentrators eine Anpassung des Temperaturfeldes an die Nahtbreite möglich, um beispielsweise eine lokale Entfestigung neben der Schweißnaht zu vermeiden.

Die Induktionserwärmung von Stahlfeinblechen ist nicht zwingend an einen Laserstrahlschweißprozess gebunden. Für eine derartige Prozesskombination liegen aber in vielerlei Hinsicht sehr gute Voraussetzungen vor:

- sichere Martensitbildung durch schroffe Abkühlung beim Laserstrahlschweißen schafft ideale Voraussetzungen für einen effektiven Anlassvorgang und garantiert gute Verbindungseigenschaften der behandelten Schweißzone
- minimale Wärmeeinbringung beim Laserstrahlschweißen minimiert die WEZ-Breite und reduziert den energetischen Aufwand für die Induktionsbehandlung
- hohe Abkühlgeschwindigkeit nach dem Laserstrahlschweißen ermöglicht kompakte Anordnung (kurzer Abstand zwischen Schweißkopf und Induktor)
- hohe Gesamtprozessgeschwindigkeit ist erreichbar, da beide Einzelprozesse das entsprechende Potenzial aufweisen

Berechnung von Prozessparametern und Verbindungseigenschaften

Während der Produktentwicklung ist es insbesondere in Bezug auf eine Bauteiloptimierung hinsichtlich Gewicht und Belastbarkeit erforderlich, die Werkstoffeigenschaften auch im Bereich einer Schweißnaht möglichst genau voraussagen zu können. Inzwischen sind Ansätze zur Umformsimulation von Tailored Blanks unter Berücksichtigung der gegenüber dem Grundmaterial veränderten Werkstoffeigenschaften in einer Schweißnaht bekannt [122]. Das durch eine induktive Nahtnachbehandlung verfügbare Steigerungspotenzial wurde aber bislang nicht mit betrachtet. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit ermittelten mechanischen Kennwerte für laserinduktionsgeschweißte Platinen können dafür als Eingangsdaten dienen.

Darüber hinaus sind für eine effiziente Fertigungsplanung realistische Prozesskennwerte notwendig. Mit den in dieser Arbeit ermittelten mathematischen Zusammenhängen sind wichtige Voraussetzungen für eine rechnerische Simulation von induktiven Kurzzeitanlassprozessen geschaffen worden. Zunächst ist über die dargestellten Beziehungen zwischen den einzustellenden Prozesskennwerten (Induktionsleistung P_{ind} , Induktortlänge l_{ind}) und den resultierenden Anlassparametern (Temperatur T , Zeit t) eine Abbildung des Kurzzeitanlassprozesses möglich. Darüber hinaus ist für den speziellen Fall des Restaustenitstahles HCT690T auch die rechnerische Verknüpfung zu den erreichten Schweißguthärten hergestellt. Mit Hilfe der im Rahmen der grundlegenden Prozessuntersuchungen ermittelten Schweißguthärten für weitere Stähle, mit einem veränderten Aufhärtungsverhalten, ist aber auch eine Übertragung der Ergebnisse auf diese Werkstoffe in gewissen Grenzen möglich.

Anwendungen

Anhand der in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse kann abgeleitet werden, dass sich die Technologie des Laserstrahlschweißens mit induktivem Anlassen besonders für die Serienfertigung geschweißter Halbzeuge mit langen, geradlinigen Nähten eignet. Für die Herstellung nichtlinearer Schweißnähte müssen prozesstechnische Einschränkungen (reduzierte Prozessgeschwindigkeit, verminderte Konturtreue) und gegebenenfalls anlagentechnische Mehraufwendungen (Zusatzachsen) einkalkuliert werden.

Aufbauend auf den Ergebnissen dieser Arbeit sind erste industrielle Anwendungen realisiert worden. Für die Herstellung von Tailored Blanks wurde eine Serienanlage mit einer Induktionseinheit ausgerüstet und Musterteile aus höherfesten Stahlfeinblechen für eine Anwendung im Karosseriebau hergestellt [120]. Darüber hinaus wurden mit dieser Arbeit auch sehr gute Voraussetzungen für die Einführung des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens bei der Fertigung von längsnahtgeschweißten Rohren geschaffen. Bei derartigen Anwendungen ist die Frage der grundsätzlichen Auslegung des kombinierten Schweiß-Anlass-Prozesses zu diskutieren. Eine Integration des Anlassens in den Schweißprozessablauf ermöglicht einen sehr kompakten Anlagenaufbau und garantiert einen hohen Prozesswirkungsgrad, schränkt aber die Flexibilität im Schweißprozess ein. Eine separate Anlassbehandlung bietet dagegen die Vorteile einer größeren Parameterfreiheit beim Anlassen, erfordert aber einen erhöhten anlagentechnischen Aufwand.

Für die im Karosserierohbau bzw. bei speziellen Konstruktionsprinzipien (z.B. Patchwork) hauptsächlich verwendete Überlappverbindung können unter günstigen Umständen ebenfalls signifikante Verbesserungen der Umformeigenschaften der geschweißten Bauteile erreicht werden. Weil in diesen Anwendungen üblicherweise zwei- oder dreidimensionale Nahtkonturen auftreten, ist eine direkte Nahtnachbehandlung mit einem Linearinduktor häufig schwierig. Bessere Ergebnisse und eine höhere Wirtschaftlichkeit sind hier gegebenenfalls über die Verwendung eines an die Nahtkontur angepassten Forminduktors in einem separaten Anlassprozess zu erreichen. Das komplexe Beanspruchungsspektrum einer nichtlinearen Schweißkontur, z.B. eines Patchwork-Teils während der Umformung, erfordert eine differenzierte technologische Herangehensweise beim induktiven Anlassen. Dazu sind auf der Grundlage einer detaillierten Beanspruchungsanalyse die Ableitung beanspruchungsangepasster Behandlungsstrategien und die Überwachung der Anlassparameter im Prozess notwendig.

Häufig ist die auftretende thermische Schädigung einer Zinkschicht auf der Blechoberfläche durch die Induktionsbehandlung nicht zu vernachlässigen. Aufgrund der relativ niedrigen Schmelztemperatur des Zinks führt eine Induktionserwärmung bei gängigen Anlasstemperaturen zwangsläufig zu Anschmelzungen in der Zinkschicht. Die eintretenden Oberflächenschädigungen nehmen mit steigender Anlass Temperatur zu. Andererseits steigt aber auch die Schweißnahtverformbarkeit proportional zur Anlass Temperatur an. Somit muss für jeden konkreten Fall zwischen der Einstellung guter mechanischer Verbindungseigenschaften und einem ausreichenden Korrosionsschutz optimiert werden.

Neben der bislang betrachteten Anlassbehandlung von aufgehärteten Schweißnähten zum Zwecke der Verbesserung ihrer Umformbarkeit kann das induktive Kurzzeitanlassen auch zur Erzeugung lokaler Entfestigungszonen in martensitisch gehärteten Grundwerkstoffen verwendet werden. So sind beispielsweise in pressgehärteten Strukturbauteilen über ein lokales induktives Anlassen Deformationszonen für ein definiertes Versagen im Crashfall herstellbar. Zudem können mit dieser Methode auch weiche Bereiche zur Verbesserung der Bedingungen für das Schneiden erzeugt werden.

12 Zusammenfassung

Die Forderungen nach konsequentem Leichtbau in Verbindung mit steigenden Sicherheitsvorgaben begründen einen zunehmenden Einsatz hochfester Mehrphasenstähle im Karosseriebau. Diese speziellen Werkstoffe zeichnen sich durch hohe Festigkeit und hohe Duktilität aus. Der verstärkte Einsatz belastungsoptimierter Bauteile erfordert die Verwendung geschweißter Halbzeuge wie Tailored Blanks oder Rohre aus höherfesten Feinblechstählen. Für deren Herstellung hat sich das Laserstrahlschweißen als die führende Technologie etabliert. Beim Schweißen gehen aber die hervorragenden Grundwerkstoffeigenschaften im Nahtbereich weitgehend verloren. Insbesondere schränkt die drastisch reduzierte Duktilität des Schweißgutes in Kombination mit der hohen Nahtaufhärtung die Umformbarkeit des geschweißten Halbzeuges stark ein. Andererseits limitieren derart verminderte Schweißnahteigenschaften auch das Verformungsverhalten und das Energieaufnahmevermögen geschweißter Bauteile im Crashfall.

Der Kernpunkt der vorliegenden Arbeit besteht in der Entwicklung einer Schweißtechnologie mit dem Ziel einer beanspruchungsgerechten Optimierung der mechanischen Verbindungseigenschaften in höherfesten Stahlfeinblechstählen insbesondere hinsichtlich einer Verbesserung der Umformbarkeit des geschweißten Bauteils. Dazu wurde der Ansatz des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens aufgegriffen, um über die Modifikation des Temperaturverlaufes beim Schweißen die Verbindungseigenschaften zu beeinflussen. Die beiden grundsätzlichen Verfahrensvarianten, Nachwärmen zur Steigerung der Abkühlzeit sowie Anlassen des aus der Schweißwärme gebildeten Martensits, wurden hinsichtlich ihrer werkstofflichen Wirksamkeit miteinander verglichen. Dabei wurden die derzeit häufig in der Karosseriefertigung verwendeten Stahlgütegruppen der Dualphasenstähle und der Restaustenit- bzw. TRIP-Stähle sowie ein höchstfester Martensitphasenstahl in die Untersuchungen einbezogen.

Um die Auswirkungen der induktiven Wärmeführung auf das Schweißergebnis zu beurteilen, wurden die mechanischen Verbindungseigenschaften in Abhängigkeit vom Behandlungszustand untersucht. Für die hier betrachteten, stark aufhärtenden Stähle erweist sich in der Regel ein an das Schweißen anschließendes Anlassen des Nahtgefüges als die optimale Technologie. Unter der Voraussetzung einer sicheren Martensitbildung aus der Schweißwärme kann mit diesem Verfahren, in Abhängigkeit von der Aufhärtungsempfindlichkeit des Werkstoffes, die Schweißnaht Härte drastisch reduziert werden.

Basierend auf einer systematischen Parametervariation wurde eine fundierte technologische Basis für das Laserstrahlschweißen mit integriertem induktivem Kurzzeitanlassen von Stahlfeinblechen geschaffen. Mit Hilfe des Ansatzes nach Hollomon und Jaffe wurde eine mathematische Beziehung zwischen den Prozesskennwerten und den resultierenden mechanischen Nahteigenschaften abgeleitet.

Infolge des Kurzzeitanlassens der Schweißnaht kann die Umformbarkeit der Verbindung im Vergleich zur unbehandelten Schweißnaht signifikant verbessert werden. Dies wurde sowohl anhand von Zugversuchen als auch durch Erichsen-Tiefungsversuche nachgewiesen. Abhängig von der betrachteten Stahlgüte und den eingesetzten Anlassparametern kann beispielsweise die Tiefungsfähigkeit der Schweißproben auf bis zu 90 % des ungeschweißten Grundwerkstoffes angehoben werden. Darüber hinaus wurden Grenzformänderungskurven ermittelt, welche eine Bewertung des Potenzials des Laserstrahlschweißens mit integriertem induktivem Anlassen für den gesamten

Bereich der Blechumformung ermöglichen. Demnach ist bei Streckziehbeanspruchung der Naht eine besonders starke Verbesserung der Umformbarkeit durch induktives Anlassen möglich. Dagegen nimmt mit zunehmender Einachsigkeit der Nahtbeanspruchung das Steigerungspotenzial ab.

Die Lage der Schweißnaht in Bezug auf die Richtung der größten Formänderung bestimmt maßgeblich das Umformverhalten der geschweißten Struktur und auch die Einflussmöglichkeiten der induktiven Anlassbehandlung. Während bei längs zur größten Zugbeanspruchung angeordneten Nähten eine Steigerung der Nahtduktilität direkt in eine Verbesserung der Bauteilumformbarkeit umgesetzt werden kann, wirkt sich bei quer beanspruchten Nähten hauptsächlich die verminderte Dehnungsbehinderung im erweiterten Nahtbereich positiv aus.

Für die Bewertung der Umformbarkeit geschweißter Rohre bzw. zur Beurteilung des Restverformungsvermögens umgeformter und anschließend geschweißter Bauteile ist die Betrachtung von definiert verfestigten Grundwerkstoffen notwendig. Grundsätzlich ist auch im verfestigten Werkstoffzustand eine deutliche Verbesserung der Schweißnahtduktilität durch ein induktives Anlassen erzielbar. Mit zunehmender Werkstoffverfestigung vor dem Schweißen nimmt aber die Härtedifferenz zwischen Naht und Grundmaterial ab und in gleichem Maße reduziert sich das Potenzial zur Verbesserung der Bauteilumformbarkeit. Zudem ergibt sich bei sehr hoher Kaltverfestigung die Gefahr des Festigkeitsverlustes in der WEZ, verbunden mit einem frühzeitigen Versagen durch Verformungslokalisierung bei mechanischer Beanspruchung.

Das praktische Anwendungspotenzial des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens wurde anhand von Applikationsbeispielen aus höherfesten Feinblechstählen aufgezeigt. Tiefziehteile mit einer Schweißnaht im Umformbereich erfahren durch eine induktive Anlassbehandlung der Naht eine signifikante Steigerung der Umformbarkeit und können bis zu 90 % der Grenzziehtiefe des ungeschweißten Referenzzustandes erreichen. Folglich kann bei der Auslegung von Tailored-Blank-Bauteilen künftig die Schweißnaht auch in stark umgeformte Bereiche gelegt werden. Weiterhin ermöglicht ein Anlassen der Naht bei lasergeschweißten Rohren eine deutliche Steigerung der Umformbarkeit im IHU-Prozess und erweitert somit entscheidend die Grenzen der Umformbarkeit derartiger Bauteile. Die Umformbarkeit von Überlappverbindungen kann ebenfalls sehr effektiv über eine induktive Anlassbehandlung verbessert werden. Dabei sind die Induktionsparameter, insbesondere Frequenz und Koppelabstand an die veränderten Bedingungen des Überlappstoßes anzupassen. Bei optimierten Prozesskennwerten können mechanische Nahteigenschaften erreicht werden, welche den Zuständen in laserinduktionsgeschweißten Stumpfnähten vergleichbar sind. Bei der Herstellung gut umformbarer Patchwork-Baugruppen ist diese Technologie vorteilhaft einsetzbar. Infolge der komplexen Nahtbeanspruchung während der Umformung wirkt sich eine Anlassbehandlung allerdings lediglich bei längs zur größten Formänderung angeordneten Nähten positiv aus.

Die Wärmewirkung des Induktionsprozesses schädigt die Zinkschicht auf der Blechoberfläche. Korrosionsuntersuchungen zeigen aber, dass bis zu einem bestimmten Schädigungsgrad keine wesentliche Beeinträchtigung des Korrosionsschutzes gegeben ist. Somit muss in der Regel eine Optimierung zwischen guter Bauteilumformbarkeit und akzeptabler Oberflächenqualität erfolgen.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit am Fraunhofer Institut für Werkstoff- und Strahltechnik Dresden.

Ich danke herzlich allen Mitarbeitern des Instituts, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. B. Brenner, Herrn Dr.-Ing. J. Standfuß und Herrn Dr. rer. nat. B. Winderlich für die Unterstützung und die zahlreichen Anregungen bei der Anfertigung dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. E. Beyer danke ich für die Anregungen und die Bereitschaft zur Betreuung der Arbeit an der Technischen Universität Dresden. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. U. Füssel und Herrn Prof. Dr. K. Wegener für ihre Anregungen.

Zudem danke ich den Herren Dipl.-Ing. Sebastian Hensel, Dipl.-Ing. Falko Vogler sowie Herrn Dr.-Ing. Jörg Gehrke für die Unterstützung bei der Durchführung diverser experimenteller Arbeiten.

Meiner Familie möchte ich für das Verständnis und die Unterstützung während der Erstellung dieser Arbeit besonders herzlich danken.

Wesentliche Teile der vorliegenden Arbeit wurden mit finanzieller Unterstützung des Bundesministeriums für Bildung und Forschung sowie der Stiftung Industrieforschung durchgeführt. Dafür sei an dieser Stelle gedankt.

Dresden, den 10.09.2010

Literaturverzeichnis

- [1] Pollmann, W.
„Werkstoffe im Karosseriebau“
Tagungsband, Zweites Industriekolloquium, SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2000
- [2] Lüdke, B.; Pfestorf, M.
„Von den Anforderungen an die Rohkarosserie zu den Anforderungen an den Werkstoff“
Materialprüfung 11-12/2005, Carl Hauser Verlag, München, 2005, S. 650-656
- [3] Steinbeck, G.; Fritzsche, Ch.; Hoffmann, O.; Pichler, A.; Kotzschmar, S. A.; Richter, A. *„Heutige und zukünftige Stahllösungen für Karosserien“*
Materialprüfung 11-12/2005, Carl Hauser Verlag, München, 2005, S. 642-649
- [4] *„NSB New Steel Body. Leichtbau mit Stahl. Für Automobile mit Zukunft“*
Broschüre Thyssenkrupp Stahl, Best.-Nr. 2154, Duisburg, 2003
- [5] *„Ultraleichte Automobil-Anbauteile aus Stahl“*
ULSAC Overview Report, Stahl-informations-Zentrum, Düsseldorf, 2000
- [6] Flaxa, V.
„Das ULSAB-Projekt und ableitbare Anforderungen an moderne Stähle und Umformtechnik“
5. Sächsische Fachtagung Umformtechnik „Qualitätsfaktor Umformtechnik“, Dresden, 1998, S. 18.1-18.17
- [7] Schroeter, O.; Goede, M.
„Fortschritte im Fahrzeugleichtbau zur Verbesserung der Energieeffizienz“
Tagungsband, Dresdner Leichtbausymposium, Dresden, 2008
- [8] Hoffmann, O.; Schneider, C.
„Stahl-Werkstoffe für Konzepte und Realität“
Tagungsband, 20. Internationaler Rohbauexpertenkreis, Fellbach, 2004
- [9] Baumgart, H.; Deinzer, G. H.
„Neue Werkstoffe in der Automobil-Großserienfertigung“
Tagungsband, Drittes Industriekolloquium, SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2002
- [10] Winterkorn, M.; Ludanek, H.; Rohde-Brandenburger, K.
„CO₂-Reduzierungspotenziale durch Leichtbau in der Automobilentwicklung“
Tagungsband, Dresdner Leichtbausymposium, Dresden, 2008
- [11] *„Hochleistungskarosserie aus Stahl“*
Broschüre Stahlinnovationspreis, 2003, S. 8-9

- [12] „Hochfeste Stähle unterstützen Umweltfreundlichkeit in der Automobilindustrie“
Schweißen und Schneiden 57 (2005) Heft 1-2, S. 12-13
- [13] Ferkel, H.; Schumann, S.; Kiese, J.; Glatzer, M.
„Altes Eisen? Innovationspotenzial von Stahl aus der Sicht der Volkswagen Konzernforschung“
Tagungsband, 5. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [14] Jaroni, U.; Dohr, C.
„Tailored Blanks – von der Marktnische zur weltweiten Produktion“
Stahl und Eisen 118 (1998) Heft 8, S. 35-38
- [15] Forsman, T.
„Laser welding of tailored blanks“
Tagungsband, ICALEO, Orlando, 2002
- [16] Kleinert, H.; Liebrecht, F.; Bräunling, S.
„Materialeinsparung durch Patchwork-Technik“
Adhäsion Kleben & Dichten 41 (1997) Heft 6, S. 35
- [17] „Höherfester Stahl für den Automobil-Leichtbau“
Produktinformation ThyssenKrupp Stahl, 2003
- [18] Bleck, W.; Engl. B.; Frehn, A.; Nicklas, D.; Steinbeck, G.
„Ermittlung von Berechnungskennwerten an Karosseriewerkstoffen – Bericht über ein Gemeinschaftsprojekt der Stahl- und Automobilindustrie“
Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 35 (2004) Heft 8, S. 483-494
- [19] „Charakteristische Merkmale: Schmelztauchveredeltes Band und Blech“
Broschüre, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf, 2005
- [20] „Produktinformation Martensitphasen-Stähle“
Produktinformation, ThyssenKrupp Stahl, 2006
- [21] „Produktinformation Mangan-Bor-Stähle“
Produktinformation, ThyssenKrupp Stahl, 2006
- [22] Riehle, M.; Simmchen, E.
„Grundlagen der Werkstofftechnik“
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 2000
- [23] Jäniche, W.; Dahl, W.; Klärner, H.-F.; Pitsch, W.; Schauwinhold, D.; Schlüter, W.; Schmitz, H.
„Werkstoffkunde Stahl, Bd. 1: Grundlagen“
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokio, 1984
- [24] Berns, H.; Theisen, W.
„Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen“
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokio, 2006

-
- [25] Schumann, H.; Oettel, H.
„Metallografie“
WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2005
- [26] Eckstein, H.-J.
„Wärmebehandlung von Stahl“
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1969
- [27] Engl, B.; Gerber, T.
„Microalloyed, vacuum degassed high-strength steels with special emphasis on IF steels “
Steel research 67 (1996), Heft 10, S. 430-437
- [28] „Kaltgewalztes Band und Blech mit höherer Streckgrenze zum Kaltumformen aus phosphorlegierten Stählen sowie aus den Stählen mit zusätzlicher Verfestigung nach Wärmeeinwirkung (Bake-Hardening)“
Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 094
- [29] Gerber, T.; Heller, T.; Schaumann, M.; Menne, M.
„Stand und Entwicklung von Stahlwerkstoffen “
Konferenz Einzelbericht, Dünnblechverarbeitung. Neues zum Schweißen von Leichtbauwerkstoffen, Erdingen, 1998, S. 25-44
- [30] „Kaltgewalztes Band und Blech mit höherer Streckgrenze zum Kaltumformen aus mikrolegierten Stählen“
Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 093
- [31] Heller, T.
„Leichtbau mit hochfesten Feinblech-Stählen“
Tagungsband, Zulieferer Innovativ, Ingolstadt, 2000, S. 1-5
- [32] „Advanced high strength steel application guidelines“
International Iron and Steel Institute, 2006
- [33] Bleck, W.; Ratte, E.
„Entwicklung neuer hochfester Stähle für die Automobilindustrie“
Tagungsband, 5. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [34] „Docol UHS – Kaltgewalzter ultrahochfester Stahl“
Broschüre SSAB Swedish Steel, 2004
- [35] Haglund, P.; Molin, B.; Olsson, K.
„Extra-high strength dual phase auto steel for safety components“
Steel Times 3 (1994), Heft 3, S. 101
- [36] Nilsson, T.
„MAG welding of high-strength, cold-rolled, dual-phase steels“
Svetsaren (1998) Heft 3, S. 10-16

- [37] Grethe, U.; Paul, S.
„Entwicklungstrend bei höher- und höchstfesten Stählen“
 Tagungsband, 5. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [38] Heller, T.
„Entwicklungstrends bei Stählen für den Automobilbau“
 Tagungsband, Fachtagung Fertigung und Bauteileigenschaften, Stuttgart, 2007
- [39] Stiebe-Springer, I.; Höfemann, M.
„Werkstoffgüten der Salzgitter Flachstahl GmbH für den Automobilbau – Füge-technische Weiterverarbeitung“
 Tagungsband, 4. Laser-Anwenderforum, Bremen, 2002, S. 279-284
- [40] Papamantellos, K.
„Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stählen“
 Dissertation, RWTH Aachen, 1998
- [41] Schreck, R.; Maile, K.; Scheu, C.
„Gefügecharakterisierung von Mehrphasenstählen mit Hilfe Interferenzschichten-Metallographie“
 Aufsatz, Materialprüfanstalt Universität Stuttgart, 2003
- [42] Grässel, O.; Frommeyer, G.
„Neue hochfeste und extrem duktile TRIP / TWIP - Stähle“
 Tagungsband, 2. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2000
- [43] Olsson, K.; Nilsson, K.-I.
„High strength cold-rolled steel sheet for automotive applications“
 Tagungsband, International Seminar on Automotive Steels, 1998, S. 123-136
- [44] Palkowski, H.; Anke, T.
„Bake Hardening von Mehrphasenstählen“
 Tagungsband, 5. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [45] *„Umformverhalten höher- und höchstfester Mehrphasenstähle“*
 Produktinformation ThyssenKrupp Stahl, 2003
- [46] Heller, T.; Reip, C.P.; Sonne, H.-M.; Schaumann, T.W.
„Toughness properties of hot-rolled and cold-rolled multiphase steels“
 Materials week (2000), S. 1-8
- [47] Knaup, H.-J.
„Herstellung höchstfester Karosserieteile durch Warmumformung und Härten im Werkzeug“
 Tagungsband, 20. Internationaler Rohbauexpertenkreis, Fellbach, 2004

-
- [48] Frommeyer, G.; Rablbauer, R.
„Werkstoffkonzepte hochfester und hochduktiler Leichtbaustähle“
Tagungsband, 5. Industriekolloquium SFB 362, Clausthal-Zellerfeld, 2005
- [49] Treiber, H.
„Der Laser in der industriellen Fertigung“
Technik Tabellen Verlag, Darmstadt, 1990
- [50] Eichler, J.; Eichler, H.J.
„Laser“
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1990
- [51] Dilthey, U.
„Schweißtechnische Fertigungsverfahren. Band 1“
VDI Verlag, Düsseldorf, 2. Auflage, 1994
- [52] Dilthey, U.
„Laserstrahlschweißen“
DVS Verlag, Düsseldorf, 2000
- [53] Beyer, E.
„Schweißen mit Laser“
Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1995
- [54] Behler, K; Berkmanns, J.; Imhoff, R.; Beyer, E.
„Laserstrahlschweißen – ein neues Verfahren für den Leichtbau“
Jahrbuch Schweißtechnik '95, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1994, S. 134-151
- [55] Löffler, K.
„Latest laser applied technology of the auto industry in Europe on the example of the body in white applications of Volkswagen Golf V“
Journal of the Japan Welding Society 73 (2004) Heft 8, S. 9-12
- [56] Powers, D. E.; Laflamme, G. R.
„How high-energy-density beam welding manufactures transmission components“
Welding Journal 71 (1992) Heft 6, S. 47-52
- [57] Mohrbacher, H.
„Neuere Entwicklung bei der Herstellung von Tailored Blanks“
DVS-Berichte Bd. 220 (2002), S. 251-255
- [58] Hoffmann, O.; Flehmig, T.; Patberg, L.
„Tailored Tubes 3. Generation – Beanspruchungsgerechte Leichtbaukomponenten in Stahl“
Tagungsband, 11. Dresdner Leichtbausymposium, Dresden, 2007
- [59] Jahn, A.; Standfuß, J.; Brenner, B.; Mauermann, R.; Menzel, S.
„Formability optimization of laser welded patchwork structures“
Tagungsband, 4. WLT-Conference of Lasers in Manufacturing, München, 2007

- [60] Ruther, M.
„Fügetechnische Hausforderungen im Fahrzeugbau durch neue Werkstoffe“
DVS-Berichte Bd. 232 (2004), S. 251-255
- [61] Larsson, J.
„Overview of Joining Technologies in the Automotive Industry“
Tagungsband, Welding in the World, Volume 46, Copenhagen, 24.-25.06.2002, S. 29-45
- [62] Ghandehari, A.
„Auswirkungen verschiedener Strahlschweißverfahren auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften moderner Karosseriestähle“
Dissertation, RWTH Aachen, 2001
- [63] Bergmann, H. W.; Mayer, S.
„Werkstoffkundliche Aspekte beim Laserstrahlschweißen höherfester Stähle“
DVS-Berichte Bd. 186 (1997), S. 204-211
- [64] Gould, J. E.; Khurana, S. P.; Li, T.
„Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels“
Welding Journal (2006) Heft 5, S. 111-116
- [65] Schulze, G.; Krafka, H.; Neumann, P.
„Schweißtechnik: Werkstoffe – Konstruieren – Prüfen“
VDI Verlag, Düsseldorf, 2. Auflage, 1996
- [66] Haferkamp, H.; v. Alvensleben, F.; Burmester, I.; Schmid, C.
„Leichtbau mit Stahl“
Laser-Praxis (1998) Heft 4, S. 20-22
- [67] Cramer, H.; Limley, P.; Blinzler, H.
„Einfluss der Bauteilgeometrie und der Legierungselemente auf die Schweißbeignung von Stählen zum Laserstrahlschweißen“
Schweißen und Schneiden 55 (2003) Heft 6, S. 298-304
- [68] Kinzel, A.
„Beitrag zum Laserstrahlschweißen von Feinblechen“
Dissertation, Universität Hannover, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1994
- [69] Radaj, D.; Sonsino, C.M.; Zhang, S.
„Schwingfestigkeit laserstrahlgeschweißter Dünnsblechproben aus Stahl nach lokalen Konzepten“
Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 30 (1999) Heft 5, S. 249-256
- [70] Bork, C.-P.; Hünecke, L.; Golmann, M.
„Neue Stähle mit hoher statischer, dynamischer und Dauerfestigkeit für den Automobilbau“

- Forschungsbericht 216, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven, 1996
- [71] Aristotile, R.; Fersini, M.
„Tailored blanks for automotive components. Evaluation of mechanical and metallurgical properties and corrosion resistance of laser-welded joints“
Welding International 13 (1999) Heft 3, S. 194-203
- [72] Benkowsky, G.
„Induktionserwärmung“
Verlag Technik GmbH, Berlin, 5. Auflage, 1990
- [73] Fasholz, J.; Orth, G.
„Induktive Erwärmung“
Broschüre, RWE Energie AG, 4. Auflage, 1991
- [74] Gezarzick, W.; Schwarz, H.R.
„Induktionshärtung von Kurbelwellen – Highlights einer konventionellen fortschrittlichen Technologie“
Elektrowärme International (2004) Heft1, S. 21-25
- [75] Liebmann, G.
„Verbesserung von Bauteileigenschaften durch Randschichthärten“
Antriebstechnik 39 (2000) Heft 9, S. 74-78
- [76] Brenner, B.; Gnann, R.A.; Duschek, C.; Lynen, T.; Beyer, E.
„Laser induction welding of hardenable steels“
Tagungsband, ICALEO '97, San Diego, 1997, S. 61-70
- [77] *„ News from Olofström Engineering - New method for manufacturing tailored blanks“*
Broschüre, Olofström Engineering, 1993
- [78] Lange, K.
„Umformtechnik. Band 1: Grundlagen“
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2. Auflage, 1984
- [79] Pöhland, K.
„Werkstoffprüfung für die Umformtechnik“
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1986
- [80] Lange, K.
„Umformtechnik. Band 3: Blechbearbeitung“
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2. Auflage, 1990
- [81] Hasek, V.
„Untersuchungen und theoretische Beschreibung wichtiger Einflussgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild. Teil I“
Blech, Rohre, Profile 25 (1978) Heft 5, S. 213-220

- [82] Dziallach, S.; Bleck, W.; Blumbach, M.; Hallfeld, T..
„Sheet metal testing and flow curve determination under multiaxial conditions“
Advanced Engineering Materials 11 (2007) Heft 9, S. 987-994

- [83] Melander, A.; Schedin, E.; Kalsson, S.; Steninger, J.
„A theoretical and experimental study of the forming limit diagrams of deep drawing steels, dual phase steels, austenitic and ferritic stainless steels and titanium“
Scandinavian Journal of metallurgy Bd. 14 (1985) Heft 3, S. 127-148

- [84] Bleck, W.; Deng, Z.; Papamantellos, K.; Gusek, C.
„A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels“
Journal of Material Processing Technology 83 (1998) Heft 1-3, S. 223-230

- [85] Bulthe, R.; Vanderschueren, D.; Moriau, O.; Vanrostenberghe, S.; Hoferlin, E.; van Bael, A.; van Houtte, P.
„Moderne hochfeste Stähle für Anwendungen im Automobilbau und Fortschritte in der Charakterisierung des Umformverhaltens“
Tagungsband, Neue Entwicklungen in der Blechumformung, Stuttgart, 2000, S. 411-435

- [86] Gusek, C.O.
„Über den Einfluss der Verfestigungsrate auf die Grenzformänderungskurve und das Grenzziehverhältnis von Stählen“
Dissertation, RWTH Aachen, Shaker Verlag, Aachen, 1997

- [87] Kim, I.
„Einfluss des Spannungszustandes während des hydraulischen Tiefungsversuches auf das Umformverhalten von Blechwerkstoffen“
Dissertation, RWTH Aachen, Shaker Verlag, Aachen, 2002

- [88] Hasek, V.
„Untersuchungen und theoretische Beschreibung wichtiger Einflussgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild. Teil II“
Blech, Rohre, Profile, 25 (1978) Heft 6, S. 285-292

- [89] Reissner, J.
„Der Einfluss des Formänderungsweges auf die Grenzformänderung in der Blechumformung“
Blech, Rohre, Profile, 26 (1979) Heft 10, S. 528-532

- [90] Bleck, W.; Frehn, A.; Ohlert, J.; Sonne, H.-M.; Steinbeck, G.
„Einfluss von Temperatur und Vorverformung auf das plastische Werkstoffverhalten von modernen Karosseriestählen“
Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 35 (2004) Heft 8, S. 495-504

- [91] Shi, S.; Westgate, S.
„Laser welding of ultra-high strength steels for automotive applications“
Tagungsband, PICALO '08, Peking, 16. – 18.04.2008, S. 134-139

- [92] Xia, M.; Kuntz, M.; Tian, Z.; Zhou, N.
„Failure mechanism of laser welds of DP980 and HSLA450 steels in formability testing“
Tagungsband, PICALO '08, Peking, 16.-18.04.2008, S. 123-127
- [93] Budak, I.
„Ermüdungs- und Umformverhalten strahlgeschweißter Feinbleche für den Karosseriebau“
Dissertation, RWTH Aachen, Shaker Verlag, Aachen, 2003
- [94] Dry, D.; Hughes, D.; Owen, R.
„Methods of assessing influence of weld properties on formability of laser welded tailored blanks“
Iron- and Steelmaking 28 (2001) Heft 2, S. 89-95
- [95] Brenner, B.; Reitzenstein, W.; Naunapper, D.; Duschek, C.; Wetzig, A.; Wiedemann, G.; Fux, V.; Standfuß, J.; Winderlich, B.
„Laserinduktion – eine neue Verfahrenskombination zur werkstoffangepassten Lasermaterialbearbeitung“
Tagungsband, ECLAT '96, Stuttgart, 1996, S. 1037-1046
- [96] Brenner, B.; Standfuß, J.; Winderlich, B.
„Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen zum rissfreien Fügen von härtbaren Stählen“
DVS-Berichte Bd. 216 (2001), S. 289-297
- [97] Winderlich, B.; Brenner, B.; Standfuß, J.; Fux, V.; Beyer, E.
„Steigerung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen durch induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen“
DVM-Bericht Bd. 128 (2001), S. 295-305
- [98] Jahn, A.; Krätzsche, M.; Brenner, B.
„Laserstrahlschweißen hochfester Feinkornbaustähle mit werkstoffangepasster Temperaturführung“
DVS-Berichte Bd. 250 (2008), S. 215-220
- [99] Fux, V.; Brenner, B.
„Leistungsfähige Beschichtungsprozesse durch induktiv unterstütztes Laserauftragschweißen“
Randschichttechnik, Freiburger Forschungshefte Bd. B297 (1999), S. 121-130
- [100] Brenner, B.; Wetzig, A.
„Induktiv unterstütztes Laserumschmelzen von Grauguss“
Konstruieren und Gießen, Bd. 216 (1997), S. 25-32
- [101] Ströver, M.; Herrmann, J.; Mecke, H.; Fischer, W.; Keutel, K.
„Steuerung der Streckenenergie bei Lichtbogenschweißprozessen durch induktive Erwärmung“
DVS-Berichte, Bd. 216 (2001), S. 76-82

- [102] Daniel, S.
„Untersuchungen zur Qualitätssteigerung von Laserstrahl- und Quetschnähten durch geeignete Schweißnaht-Nachbehandlung“
Dissertation, TU Clausthal, Clausthal, 2002
- [103] Bagger, C.; Soerensen, J.I.; Olsen, F.
„Induction heat treatment of laser welds“
Journal of Laser Applications 15 (2003) Heft 4, S. 211-219
- [104] Springorum, F.M.; Kaiser, P.; Haferkamp, H.H.; Cordini, P.
„Tiefziehen lasergeschweißter Federstahlplatinen“
Stahl (1999) Heft 5, S. 49-51
- [105] Haferkamp, H.; Bunte, J.; Meier, O.; Bormann, A.; Schatz, M.; Boese, B.
„Process-integrated heat treatment of laser beam welded high-strength steel sheets“
Tagungsband, WLT-Conference on Lasers in Manufacturing '03, München, 2003, S. 183-188
- [106] Jahn, A.; Winderlich, B.; Brenner, B.
„Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen von Strukturen aus höherfesten Feinblechen“
Tagungsband, 6. Internationale Konferenz Strahltechnik, Halle, 26.-28.04.2004, S. 46-52
- [107] Bormann, A.
„Serielle, induktive Wärmebehandlung laserstrahlgeschweißter Feinbleche“
Dissertation, Universität Hannover, Hannover, 2004
- [108] Meier, O.
„Laserstrahlschweißen hochfester Stahlfeinbleche mit prozessintegrierter induktiver Wärmebehandlung“
Dissertation, Universität Hannover, Hannover, 2005
- [109] Stein, J.; Mach, M.; Jahn, A.
„INDUCWELD. Induction assisted welding technologies in steel utilization“
Forschungsbericht RFSR-CT-2005-00040, Hannover, 2008
- [110] Angeli, J.; Füreder, E.; Panholzer, M.; Kneissl, A.
„Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten Dual-Phasen- und TRIP-Stählen“
Praktische Metallografie 43 (2006) Heft 10, S. 489-504
- [111] *„Technische Dokumentation zum Schweißen von HCT690T“*
Technische Dokumentation, ThyssenKrupp Steel AG, Duisburg, 2008
- [112] Sturm, S.
„Umformigenschaften laserinduktionsgeschweißter hochfester Feinblechstähle“
Diplomarbeit, TU Dresden und Fraunhofer IWS, Dresden, 2005

-
- [113] Gehrke, J.; Friedrich, S.
„Korrosionsverhalten von Laserschweißungen“
Mitteilung, IKS Dresden, Dresden, 2004
- [114] Breitenbach, G. v.
„Methode zur Analyse, Bewertung und Optimierung der Prozesskette Profilieren längsnahtgeschweißter Rohre für das Innenhochdruck-Umformen“
Dissertation, TU Darmstadt, Darmstadt, 2008
- [115] Menzel, S.; Jahn, A.
„Lasergeschweißte hydroumgeformte Patchworkstrukturen.“
Forschungsbericht, Stiftung Industrieforschung, Dresden, 2006
- [116] El-Magd, E.; Gebhard, J.
„Einfluss des Anlassens auf die Warmhärte von P92 Blechmaterial“
Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 36 (2005) Heft 9, S. 443-448
- [117] Spur, G.; Stöfele, Th.
„Handbuch der Fertigungstechnik. Band 4/2 Wärmebehandeln“
Hanser Verlag, München, 1987
- [118] Hollomon, J. H.; Jaffe, L. D.
„Time-Temperature Relations in Tempering of Steel“
A.I.M.E. 162 (1945) , S. 223-249
- [119] *„Qualitäts- und Edelstähle“*
VEB Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1971
- [120] Brenner, B.; Jahn, A.; Standfuß, J.; Winderlich, B.; Wischmann, S.; Phla, J.
„Recent developments on laser beam welding of high strength multiphase steels“
Tagungsband, Fügen-Intensiv-Konferenz (2005), Bad Nauheim, 2005
- [121] Brenner, B. (Herausgeber)
„Laserstrahlschweißen für den Leichtbau. Funktionsoptimierte laserhybrid-geschweißte Leichtbaustrukturen als Kernelemente zur Realisierung ganzheitlicher Leichtbaukonzepte“
Forschungsbericht, Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart, 2006
- [122] *„Tailored Blanks. Design and applications.“*
Produktinformationen, Arcelor Group, 2007
- [123] Brenner, B.; Standfuß, J.; Lepski, D.; Löffler N.; Beyer, E.
„Latest developments in induction assisted laser welding“
Tagungsband, ALAW '99, Detroit, 1999, Session 2, S. 1-19
- [124] Jahn, A.; Brenner, B.; Beyer, E.
„Induction assisted laser welding of advanced high strength steels to increase the formability of welded automotive body structures“
Tagungsband, ICALEO '06, Scottsdale, 2006

- [125] Brenner, B.; Standfuß, J.; Stamm, U.; Göbel, G.; Schrauber, S.
„Neue Perspektiven für das rissfreie Fügen von schwer schweißbaren Werkstoffen im Bereich Powertrain“
Tagungsband, EALA '10, Bad Nauheim, 2.-4. 02.2010

- [126] *„Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl - Technische Lieferbedingungen“*
DIN EN 10346:2009

- [127] Hensel, S.
„Untersuchungen zum Tiefziehverhalten laserinduktionsgeschweißter Tailored Blanks“
Mitteilung, Fraunhofer IWU Chemnitz, Dresden, 2009

- [128] Vogler, F.
„Berstversuche an induktiv angelassenen längsnahtgeschweißten Rohren“
Mitteilung, TU Darmstadt, Darmstadt, 2009

Konventionelles Laserstrahlschweißen von Halbzeugen aus höherfesten Stahlfeinblechen führt zum drastischen Verlust an Umformbarkeit im Schweißnahtbereich. Durch integrierte induktive Erwärmung können der Temperaturverlauf beim Schweißen modifiziert, die Verbindungseigenschaften beeinflusst und die Umformbarkeit verbessert werden. Die Zusammenhänge zwischen Prozessparametern und mechanischen Verbindungseigenschaften werden beschrieben und Anwendungspotenziale aufgezeigt.

ISBN 978-3-8396-0307-9



9 783839 603079