

Serielle, induktive Wärmebehandlung
laserstrahlgeschweißter Feinbleche

Vom Fachbereich Maschinenbau
der Universität Hannover

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

genehmigte Dissertation

Dipl.-Ing. Axel Bormann

geboren am 03.07.1970 in Hannover

2004

Vorsitzender: Prof.- Dr. Ing. Merker
1. Referent: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. H. Haferkamp
2. Referent: Prof. Dr. Ing. Behrens
Koreferent: Dr.-Ing. habil. M. Niemeyer
Tag der Promotion: 18.06.2004

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Universität Hannover.

Dem ehemaligen Leiter des Institutes für Werkstoffkunde (IW) der Universität Hannover und Vorstandsmitglied des Laser Zentrum Hannover e.V., Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr.-med. h.c. H. Haferkamp gilt mein besonderer Dank für die Aufgabenstellung und die Unterstützung meiner Arbeit.

Bei dem Leiter des Instituts für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) Herr Prof. Dr.-Ing. B.-A. Behrens bedanke ich mich für die Übernahme des Koreferates.

Herrn Habil. M. Niemeyer gilt mein herzlicher Dank sowohl für die Leitung des Projektes, aus dem diese Arbeit entstanden ist als auch für die Übernahme des Koreferates.

Herrn Professor Dr.-Ing. habil G. P. Merker, dem Leiter des Instituts für technische Verbrennung (ITV) der Universität Hannover danke ich für die freundliche Prüfungsleitung. Des Weiteren gilt mein herzlicher Dank meinen Kollegen, insbesondere den Mitarbeitern der Gruppe Fügetechnik, am Laser Zentrum Hannover für die kooperative Zusammenarbeit und die fruchtbaren Diskussionen. Den technischen Mitarbeitern und den studentischen Hilfskräften für die tatkräftige Unterstützung meiner Arbeiten.

Teile der Arbeit wurden im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 362 „Fertigen in Feinblech“ durchgeführt, dessen Mitarbeitern ich für die Einblicke in ihre Arbeitsgebiete und die erfolgreiche Zusammenarbeit danke.

Hannover, im September 2004

Inhaltsverzeichnis

INHALTSVERZEICHNIS	V
VERWENDETE FORMELZEICHEN UND ABKÜRZUNGEN	VII
INHALTSANGABE	XI
ABSTRACT	XII
1 EINLEITUNG	1
2 STAND VON WISSENSCHAFT UND TECHNIK	2
2.1 Laserstrahlschweißen	2
2.2 Laserstrahlschweißen von Feinblechen	4
2.2.1 Statische Festigkeit	5
2.2.2 Zyklische Festigkeit	5
2.2.3 Thermische Simulation	7
2.2.4 Temperaturmessung	8
2.2.5 Qualitätssicherung	8
2.2.6 Umformbarkeit	9
2.3 Tailored Blanks im Automobilbau	13
2.3.1 Alternative Verfahren zur Fertigung von Tailored Blanks	20
2.4 Induktive Erwärmung	22
2.5 Induktionstechnik bei der Lasermaterialbearbeitung	24
2.5.1 Härten	25
2.5.2 Umschmelzen	25
2.5.3 Auftragschweißen	26
2.5.4 Schweißen	26
3 ZIELSETZUNG	30
4 LÖSUNGSKONZEPT	32
5 VERSUCHSTECHNIK	34
5.1 Nd:YAG-Laserstrahlschweißanlage	34

5.2	Induktionserwärmungsanlage	34
5.3	Temperaturmesssystem	37
5.4	Ermittlung der Anlasstemperaturen.....	38
5.5	Prüftechnik.....	39
6	VERSUCHSWERKSTOFFE.....	44
6.1	Festigkeitssteigernde Mechanismen in metallischen Werkstoffen.....	44
6.2	Gefüge und Gefügeeigenschaften in Stählen	46
6.3	Stahlfeinblechgüten für den Automobilbau	47
6.4	Untersuchte Stahlwerkstoffe	48
6.4.1	Phosphorlegierter Tiefziehstahl DC05.....	48
6.4.2	Mikrolegierter Feinkornstahl H320LA.....	49
6.4.3	Dualphasenstahl H500X (DP800).....	50
6.4.4	Manganlegierter Restaustenitstahl RA-K 40/70 (TRIP700).....	53
6.4.5	Bainitischer Federstahl C 60 S (PT120)	55
7	ERGEBNISSE	59
7.1	Einfluss der Wärmebehandlung auf die Werkstoff- und Nahteigenschaften ..	59
7.1.1	Tiefziehstahl DC05.....	59
7.1.2	Mikrolegierter Feinkornstahl H320LA.....	60
7.1.3	Dualphasenstahl H500X (DP800).....	68
7.1.4	Manganlegierter Restaustenitstahl TRIP700	74
7.1.5	Bainitischer Federstahl PT120 (C 60 S)	82
8	VERFAHRENSEIGNUNG BEI WERKSTOFFKOMBINATIONEN	93
8.1	Verfahrenspotential der untersuchten Werkstoffe	93
8.2	Verfahrenspotential.....	98
8.3	Ermittlung der Anlasstemperaturen.....	99
9	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	101
10	LITERATURVERZEICHNIS	103

Verwendete Formelzeichen und Abkürzungen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
a	[mm]	Abstand
α	[°]	Halbwertsbreite
A	[%]	Gleichmaßdehnung
A_R	[%]	relative Gleichmaßdehnung
A_I	[mm ²]	Wirkfläche
A_{C1}	[°C]	Eutektoide Temperatur
A_{C3}	[°C]	Austenitisierungstemperatur
A_{GW}	[%]	Flächenanteil des Grundwerkstoffs
A_{SG}	[%]	Flächenanteil des Schweißgutes
b	[mm]	Nahtbreite
c	[-]	werkstoffabhängiger Parameter
C	[%]	Kohlenstoffgehalt
CE	[%]	Kohlenstoffäquivalent
d	[mm]	Korndurchmesser
d_0	[nm]	unverspannter Netzebenenabstand
d_Ψ	[nm]	gemessener Netzebenenabstand
d_F	[μ m]	Fokussierdurchmesser
d_{Faser}	[μ m]	Faserdurchmesser
d_R	[mm]	Messfleck der Röntgenröhre
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
f	[Hz]	Frequenz
f_F	[mm]	Fokussierbrennweite
f_I	[Hz]	Induktionsfrequenz
f_K	[mm]	Kollimierbrennweite
f_M	[Hz]	Messfrequenz
$F_{Stempel}$	[N]	Stempelpresskraft
I	[W/cm ²]	Leistungsdichte
IE	[mm]	Tiefung im Erichsenversuch

IE_R	[%]	relative Tiefung
I_{min}	[W/cm ²]	Schwelleistungsdichte
l	[mm]	Induktorlänge
M_s	[°C]	Martensitstarttemperatur
M_f	[°C]	Martensitfinishtemperatur
M_d	[°C]	obere Temperaturgrenze der Martensitbildung
M_s^σ	[°C]	Grenze zwischen spannungs- und verformungsinduzierter Keimbildung
ν	[-]	Poissonzahl
P	[-]	Anlassparameter nach Holomon-Jaffe
P_I	[W]	Induktorleistung
P	[W]	Leistung
P_L	[W]	Laserleistung
R_e	[MPa]	Streckgrenze
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
R_m^*	[MPa]	mittlere Zugfestigkeit über den Querschnitt
$R_{m,SG}$	[MPa]	Schweißgutzugfestigkeit
$R_{m,GW}$	[MPa]	Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs
$R_{p0,2}$	[MPa]	Dehngrenze
s_{IW}	[mm]	Abstand Induktor-Werkstück
s	[MPa]	Spannung
σ_{11}, σ_{22}	[MPa]	Hauptnormalspannung
SV	[-]	Streckgrenzenverhältnis
t	[mm]	Nahttiefe
t_K	[s]	Anlasszeit beim Kurzzeitanlassen
t_B	[mm]	Blechdicke
t_H	[s]	Haltezeit
\dot{i}	[K/s]	Aufheizgeschwindigkeit
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit zwischen 800 und 500 °C
t_I	[s]	Induktoreinwirkzeit
t_R	[s]	Referenzzeit
t_O	[s]	Anlasszeit beim Ofenvergüten

t_P	[s]	Pausenzeit
t_{wW}	[s]	Vorwärmzeit im Ofen
\dot{T}	[K/s]	Abkühl- bzw. Aufheizgradient
T_O	[°C]	Ofentemperatur
T_S	[°C]	Schmelztemperatur
T_A	[°C]	Nachwärmtemperatur beim Kurzzeitanlassen
T_V	[°C]	Verdampfungstemperatur
T_V^*	[°C]	virtuelle Verdampfungstemperatur für Berechnungen
U_N	[V]	Netzteilspannung
v_f	[m/min]	Vorschubgeschwindigkeit
\dot{V}	[l/min]	Volumenstrom
ω	[Hz]	Kreisfrequenz
μ_r	[-]	relative Permeabilität
δ	[mm]	Stromeindringtiefe
ε_{max}	[-]	Verformungsgrad
ρ	[W mm ² /m]	elektrischer Widerstand
λ_W	[W/cmK]	Wärmeleitkoeffizient
λ	[nm]	Wellenlänge
$\lambda_{1/2}$	[μm]	Spektralbereich

Abkürzungen

A	Austenit
AVC	Advanced Vehicle Concept
BH	Bake Hardening
CNC	Computer Numerical Control
CP	Komplexphase
DC	Kaltgewalzter Tiefziehstahl
DP	Dualphasenstahl
F	Ferrit
FDM	Finite Differenzen Methode
FEM	Finite Elemente Methode
HV	Vickershärte
HRC	Rockwellhärte
IHU	Innenhochdruckumformen
LB	Laserbeam (Laserstrahl)
M	Martensit
NVEBW	Elektronenstrahlschweißen an Atmosphäre
P	Perlit
PT	Pre Tempered (wärmebehandelt)
REM	Raster Elektronen Mikroskop
RT	Raumtemperatur
TB	Tailored Blank
TRIP	Transformation Induced Plasticity
ULSAB	Ultra Light Auto Body
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram Inert Gas
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Inhaltsangabe

Neuentwicklungen der letzten Jahre zeigen deutlich das wachsende Anforderungsprofil an Kraftfahrzeugkarosserien hinsichtlich Steifigkeit, Unfallsicherheit und Gewichtsreduktion. Die daraus resultierende Verwendung hochfester, teilweise mehrphasiger Stahlwerkstoffe, die gegenüber konventionellen Tiefziehstählen über verbesserte mechanisch-technologische Eigenschaften verfügen, führt legierungsbedingt jedoch zu Einschränkungen der Duktilität mit Hochleistungslasern erzeugter Schweißverbindungen. Die Verbesserung der Umformeigenschaften von Laserstrahlschweißnähten kann durch Veränderungen des Zeit-Temperatur-Regimes während bzw. nach dem Schweißprozess realisiert werden. Die bestimmende Größe zur wirtschaftlichen Fertigung von Tailored Blanks für die Automobilindustrie ist die Vorschubgeschwindigkeit, die derzeit ca. $v_f = 9 \text{ m/min}$ beträgt, so dass eine Wärmebehandlung ebenfalls mit dieser Geschwindigkeit durchgeführt werden muss. Daher ist zur Einstellung eines signifikant veränderten Temperaturprofils eine im Vergleich zur Laserstrahlquelle hinsichtlich ihrer Leistungsfähigkeit stärkere Energiequelle notwendig, die hier durch eine Induktionserwärmungsanlage bereitgestellt wird.

Für die Bewertung des Verfahrens werden der konventionelle Tiefziehstahl DC05, der höherfeste Feinkornstahl H320LA, der Dualphasenstahl DP800, der Restaustenitstahl TRIP700 und ein Bandstahl aus bainitvergütetem C 60 S bei verschiedenen Temperaturführungen hinsichtlich ihrer Festigkeit, ihres Umformvermögens sowie der Schwingfestigkeit untersucht.

Entsprechend der gegenüber konventionellen Anlassvorgängen in Öfen verkürzten Wechselwirkungszeit kann über den Anlassparameter nach Hollomon und Jaffe eine um ca. 200°C erhöhte Anlasstemperatur ermittelt werden. Optimale Ergebnisse hinsichtlich der Duktilität der Schweißnähte werden bei Anlasstemperaturen zwischen 500°C und 700°C erreicht, wobei mit steigendem Kohlenstoffäquivalenten und damit Anlassbeständigkeiten auch höhere Temperaturen einzustellen sind. Resultierend aus der Verfahrenseignung der Werkstoffe kann anschließend die Anwendbarkeit auf Schweißverbindungen unterschiedlicher Werkstoffe geschlossen werden.

Schlagwörter: Laser, Schweißen, Induktion, Wärmebehandlung, Tailored Blanks, mechanische Eigenschaften, hochfester Stahl

Abstract

New developments in the last few years clearly show growing demands being placed on automobile bodies concerning rigidity, crash safety and weight reduction. Based on this, the use of high-strength, in part multi-phase steels, which have improved mechanical-technological characteristics as compared to conventional deep-drawing steels, has led to limitations on the ductility of the welds, due to alloying.

The forming characteristics of laser welded seams can be improved by changing the time-temperature range during, respectively after the welding process. For the economic processing of tailored blanks for the automobile industry, the main parameter is the feed rate, which is presently approximately $v_f = 9$ m/min, meaning that thermal treatment must also be carried out at this speed. Thus, to achieve a significantly altered temperature profile, an energy source with a yield comparable to that of the laser source is necessary. An induction heating unit is suitable for this use.

For an evaluation of the process, the conventional deep-drawing steel DC05, the high-strength, fine-grained steel H320LA, the dual-phase steel DP800, the retained austenite steel TRIP700 and a spring steel consisting of bainite-tempered C 60 S were tested at different temperatures, concerning their strength, forming capability and vibrational fatigue. Corresponding to the shortened interaction time, as compared to conventional tempering processes in furnaces, an approximately 200° higher tempering temperature was determined, as according to Hollomon and Jaffe. Optimal results concerning the ductility of the welding seam were achieved at tempering temperatures between 500° C and 700° C. With higher carbon equivalents and tempering properties, higher temperatures must also be used. Based on the process suitability of the material, the suitability of different materials for use in weld seams can also be determined.

Keywords: laser, welding, induction, heat treatment, tailored blanks, mechanical properties, high strength steel

1 Einleitung

Die Forderung nach einer Reduzierung des Verbrauchs fossiler Brennstoffe bei gleichzeitig gesteigerter Sicherheit bestimmt den modernen Fahrzeugbau. Neben der Entwicklung effizienterer Motor- und Antriebskonzepte wird dabei der konsequente Karosserieleichtbau bei gleichzeitig hohen Anforderungen an die Insassensicherheit verfolgt. Die Ziele sind in diesem Zusammenhang mit stofflichem Leichtbau über die Verwendung von Werkstoffen mit hoher gewichtsspezifischer Festigkeit und Energieabsorption sowie dem konstruktiven Leichtbau mit lokal angepassten Werkstoffeigenschaften erreichbar. Die Anforderungen des stofflichen Leichtbaus erfüllen neben den Leichtmetallen auch höher- und hochfeste Stahlgüten. Ein wichtiges Konzept des konstruktiven Leichtbaus sind Tailored Blanks, die seit dem Jahr 1990 in der Fertigung von Kraftfahrzeugen eingesetzt werden. Dem Zusammenbringen beider Konzepte über die Verwendung mehrphasiger, hochfester und dabei gut umformbarer Stähle bei Tailored Blanks stehen die im Vergleich zu den bisher eingesetzten Tiefziehstählen erhöhten Kohlenstoffäquivalente entgegen, so dass die hochfesten Stähle als eingeschränkt bzw. nicht schweißgeeignet gelten.

Die Aufhärtungen der Fügezone und die eingeschränkte Duktilität der Schweißnähte stellen damit ein entscheidendes Kriterium für den Einsatz von Tailored Blanks aus hochfesten Stahlfeinblechen dar. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden daher grundlegende Erkenntnisse zur Verbesserung des Umformvermögens von Laserstrahlschweißnähten im Hinblick auf den Einsatz in Tailored Blanks erarbeitet. Bezüglich des Werkstoffspektrums erstrecken sich die Zugfestigkeiten der Stahlwerkstoffe zwischen $R_m \approx 250 \text{ MPa}$ und $R_m = 1200 \text{ MPa}$ bei Kohlenstoffäquivalenten zwischen $CE(IIW) = 0,06 \%$ und $CE(IIW) = 0,7 \%$. Die Ziele der Untersuchungen liegen in der Bereitstellung von Zeit-Temperatur-Regimen für eine serielle, induktive Wärmebehandlung der Schweißnähte, bei denen auf der einen Seite die Eigenschaften der Grundwerkstoffe weitgehend erhalten bleiben und auf der anderen Seite die Verformbarkeit der Schweißnähte gegenüber nicht wärmebehandelten Laserstrahlschweißnähten deutlich erhöht wird. Im Anschluss an die Untersuchungen der artgleichen Schweißungen wird die Einsetzbarkeit des Verfahrens für Werkstoffkombinationen dargestellt.

2 Stand von Wissenschaft und Technik

2.1 Laserstrahlschweißen

Das Schweißen ist ein stoffverbindendes Fertigungsverfahren, bei dem nach DIN 1910 Werkstoffe in der Schweißzone unter Verwendung von Wärme und/oder Kraft, ohne/mit Schweißzusatz vereinigt werden, wobei die in der Schweißzone wirkende Arbeit von außen durch Energieträger zugeführt wird. Im Falle des Laserstrahlschweißens wird die erforderliche Wärme durch Absorption gebündelter, energiereicher Strahlung an der Werkstückoberfläche in den Prozess eingebracht. Das Laserstrahlschweißen zeichnet sich im Vergleich zu anderen Schweißverfahren durch folgende Vorteile aus:

- Hohe Prozessgeschwindigkeit,
- Ausbildung des Tiefschweißeffektes,
- Geringe Wärmebelastung des Werkstücks,
- Kein Werkzeugverschleiß, berührungslose Bearbeitung,
- Schweißen in unterschiedlichen Atmosphären,
- Flexibilität der Laseranlage bezüglich unterschiedlicher Schweißapplikationen,
- Möglichkeit der universellen Einsetzbarkeit der Laseranlage für verschiedene Verfahren wie Schneiden, Oberflächenbearbeitung usw. zusätzlich zum Laserstrahlschweißen,
- Große Werkstoffvielfalt und
- Hohe Oberflächenqualität.

Diese Vorteile resultieren im Wesentlichen aus der konzentrierten Energieeinbringung im nur wenige Zehntelmillimeter messenden Laserfokus.

In der Gegenüberstellung der Laserstrahlschweißverfahren ist in Bild 1 auf der linken Bildhälfte das Wärmeleitungsschweißen dargestellt. Der Werkstoff wird durch den Laserstrahl lokal aufgeschmolzen und es bildet sich ein flaches Schweißbad mit Aspektverhältnissen von $t/b < 1$ aus. Die Vorteile des Verfahrens liegen zum einen in der geringen notwendigen Strahlqualität und zum anderen in den optisch ansprechenden Schweißnähten. Kostenreduzierungen können sich außerdem durch die Verwendung von Diodenlasern ergeben, die bei geringen Strahlqualitäten hohe Wirkungsgrade aufweisen. Die geringe Einschweißtiefe beschränkt das Verfahren auf kleine Blechstärken, bei denen Schweißgeschwindigkeiten von $v_f = 20$ m/min erreicht werden können. Der Einsatz aktiver

Schutzgase kann das Aspektverhältnis über $t/b > 1$ erhöhen und wird bei größeren Einschweißiefen genutzt. Durch die Verringerung der Oberflächenspannung des Schweißbades verläuft die Schmelzbadströmung von der durch den Laserstrahl aufgeheizten Schmelzenoberfläche zur Badmitte und zum Boden des Schmelzbades. Die Wärmeleitung wird dadurch unterstützt und die Vorteile von Wärmeleitungs- und Tiefschweißen werden verbunden [1, 2, 3/].

Wird die Intensität über einen Schwellwert der Leistungsdichte ($I_{\min} = 10^5 \text{ W/cm}^2$ bei Stahl) weiter gesteigert, so verdampft der Werkstoff lokal. Die in Bild 1 in der rechten Bildhälfte sichtbare Bildung der Dampfkapillare wird als Tiefschweißeffekt bezeichnet. Erst durch diesen Metalldampfkanal, dessen Durchmesser in der Größenordnung des Strahlwirkdurchmessers liegt, wird das Eindringen der Laserstrahlung in den Werkstoff möglich, aus dem der hohe Wirkungsgrad des Schweißprozesses und die damit geringe Wärmebelastung des Bauteils resultieren.

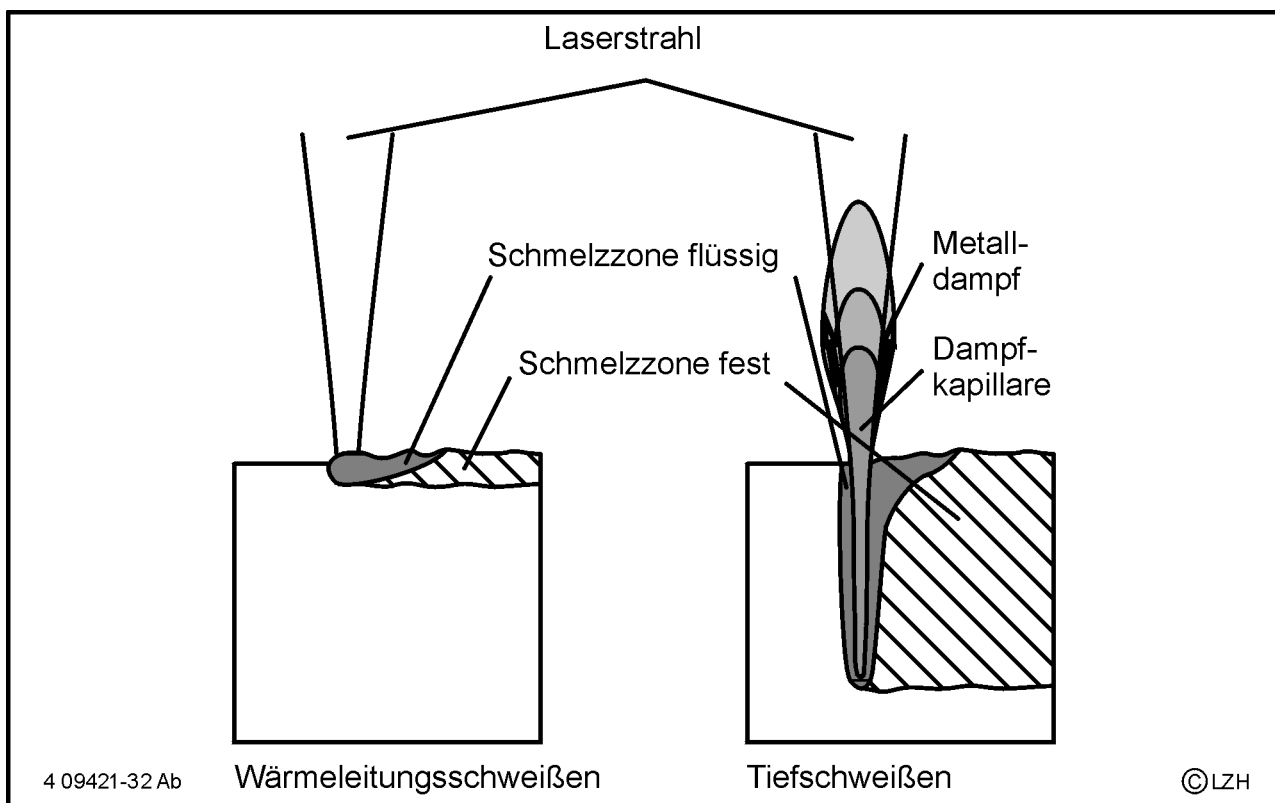


Bild 1: Prozessvarianten beim Laserstrahlschweißen

Der Druck des verdampfenden Materials verhindert das Kollabieren der Kapillare, die von der Schmelze umströmt wird. Weitere Teile der Schmelze verdampfen und strömen als

ionisierter Metaldampf aus der Kapillare heraus oder kondensieren an der kälteren Kapillarrückwand /4/.

Wenn durch Instabilitäten der Schmelzbadströmung ein kurzzeitiges Schließen der Kapillare eintritt, spricht man vom Humping-Effekt. Dieser ist hauptsächlich bei Aluminiumschweißungen zu beobachten, da hier die Schmelzbadbewegung durch die niedrigviskose Schmelze nur unzureichend gedämpft wird. Bei Schweißungen in Stahl tritt dieser Effekt erst bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten von ca. 10 m/min auf, da die Schmelze überhitzt wird und deren Viskosität sinkt. Die Beobachtung der Dampfkapillaren mittels Röntgendurchstrahlung und der Vergleich mit einer Energiebilanz machen deutlich, dass diese Instabilitäten durch niedrigviskose Schmelzen und variierende Strahleinkoppelbedingungen verursacht werden /5, 6/.

Die Überbrückung der beim Laserstrahlschweißen kritischen Fügespalte kann über die Zugabe von Zusatzwerkstoff als Kaltdraht oder über eine Kombination von fokussiertem Laserstrahl und Lichtbogenschweißverfahren (Laser-MSG-Hybridschweißen) erfolgen. Ziel dieser Technik ist die Steigerung der Prozessgeschwindigkeit sowie der Einschweißtiefe gegenüber dem Laserstrahlschweißen mit Kaltdraht bei geringen Zusatzinvestitionen /7, 8, 9/. Insbesondere im Schiffbau bei großen Blechdicken und variierenden Fügespalten führen diese Vorteile zu wirtschaftlichen Prozessen /10/. Beim Laserstrahlhybridschweißen verzinkter Stahlbleche führt verdampfendes Zink zu einer Störung des Metall-Schutzgas-Prozesses. In /11/ wird ein Regelkonzept zur Minimierung der Fehlstellen vorgestellt, das auf der Anpassung der Schweißgeschwindigkeit bei Instabilitäten des Prozesses basiert. Die Kopplung von Nd:YAG- und Diodenlaser über teildurchlässige Spiegel in einem Brennfleck wird beim Schweißen von Aluminiumwerkstoffen eingesetzt /12/. Der große Brennfleck des Diodenlasers bewirkt über eine Vorwärmung eine Vergrößerung der Einschweißtiefe des Nd:YAG-Lasers und im Nachlauf eine Glättung der Schweißnaht.

2.2 Laserstrahlschweißen von Feinblechen

Laserstrahlgeschweißte Feinbleche aus hochfesten, niedriglegierten Stahlgüten werden derzeit in erster Linie in der Automobilfertigung eingesetzt und sind als maßgeschneiderte Tafeln oder Tailored Blanks Halbzeuge, die hinsichtlich ihrer Werkstoffwahl und Werkstückgeometrie an die späteren Anforderungen optimal angepasst sind. Dabei können diese maßgeschneiderten Blechzuschnitte aus Einzelblechen unterschiedlicher Blechdicken oder Stahlsorten kombiniert und anschließend umgeformt werden. Die von

den Grundwerkstoffen abweichenden Eigenschaften der Schweißnähte müssen bei der Konstruktion berücksichtigt werden, wobei neben der Umformbarkeit auch die statische und zyklische Festigkeit der Fügezone eingehen.

2.2.1 Statische Festigkeit

Die aus den hohen Vorschubgeschwindigkeiten resultierenden Abkühlgradienten von $\dot{T} \approx 10^4$ K/s führen bei ferritischen Stählen i.A. zu hochfestem, martensitischem Schweißgut, mit gegenüber den Grundwerkstoffen erhöhter Festigkeit und verringerter Duktilität. Die Verformbarkeit von Tailored Blanks aus Baustahl mit einem Kohlenstoffgehalt von unter 0,12 % und Festigkeiten zwischen $R_m = 270$ und $R_m = 440$ MPa wird in /13/ dargestellt. Das Werkstoffversagen tritt abhängig von der Belastungsrichtung entweder in der Schweißnaht oder im weniger festen Grundwerkstoff auf. Bei Belastungen parallel zur Schweißnaht muss diese die Gesamtdehnung ertragen und versagt. Liegt die Belastungsrichtung dagegen senkrecht zur Schweißnaht, verformt sich diese aufgrund ihrer höheren Festigkeit nur wenig. Die Hauptdehnung und der Anriss werden in den weniger festen Grundwerkstoff verlagert. Weitere Untersuchungen der Verbindungen verschiedener Blechstärken und Werkstoffe belegen, dass bei einem Blechdicken- oder Festigkeitsverhältnis größer 1,5 die plastischen Verformungen auf den schwächeren Partner beschränkt bleiben, wenn die Zugrichtung senkrecht zu Verbindungszone liegt. Die Korrelation zwischen Härtewerten und Duktilität waren ebenfalls Ziel der Arbeiten. Die maximalen Verformungsgrade der Schweißnaht liegen in Abhängigkeit von der Härte zwischen $\varepsilon_{\max} = 0,2$ für 350 HV und $\varepsilon_{\max} = 0,3$ für 260 HV, während die maximale Deformation der untersuchten Baustähle bei ca. $\varepsilon_{\max} = 0,5$ bei Scherbelastung liegt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die gegenüber den Grundwerkstoffen erhöhte Festigkeit und das verringerte Dehnungsvermögen bei der Konstruktion von Tiefziehteilen aus Tailored Blanks berücksichtigt werden müssen. Die Einschränkungen steigen dabei mit dem Kohlenstoffgehalt und der Festigkeit der Grundwerkstoffe und der entsprechenden Härtesteigerung der Schweißnähte.

2.2.2 Zyklische Festigkeit

Die Dauerschwingfestigkeit der aus Tailored Blanks hergestellten Tiefziehteile ist ein entscheidendes Kriterium für den Einsatz im Strukturbereich von Krafffahrzeugen. Die

Schweißnähte besitzen sowohl in ihrer vom Grundwerkstoff abweichenden Geometrie (geometrische Kerbe) als auch durch die Übergänge vom Schweißgut in die Wärmeeinflusszone und in den Grundwerkstoff (metallurgische Kerbe) eine Kerbwirkung, so dass die Dauerfestigkeit gegenüber dem Grundwerkstoff i.A. absinkt.

Für die Bemessung von Stahlkonstruktionen wird in der europäischen Norm für Stahlkonstruktionen EC 3 /14/ eine Dauerfestigkeit für beidseitig konventionell geschweißte Konstruktionen von 90 MPa angegeben. Für einseitig geschweißte Nähte gilt eine Festigkeit von 37 MPa. In Untersuchungen an elektronenstrahlgeschweißtem Stahl wurde die charakteristische Festigkeit mit 98 % Überlebenswahrscheinlichkeit von 140 MPa /15/ ermittelt. Laserstrahlschweißnähte in einem höherfesten Stahl RAEX 640 HSF ($C = 0,06$, $CE = 0,25$, $R_m = 800$ MPa) wurden in /16/ untersucht. Die Oberseite der Schweißnähte besitzt eine Dauerfestigkeit von 175 MPa, die Nahtunterseite von 140 MPa. Die gegenüber den konventionellen Verfahren verringerte Wärmeeinbringung der Strahlverfahren erhöht die Dauerfestigkeit gegenüber den konventionell geschweißten Nähten.

In /17/ wird das Laserstrahlschweißen eines hochfesten, mikrolegierten Stahls (H300) mit einem Tiefziehstahl (DC04) dargestellt. Dabei wird hervorgehoben, dass die Dauerfestigkeit der Schweißnaht über derjenigen des Tiefziehstahls liegt, so dass ein Versagen im unbeeinflussten Grundwerkstoff des DC04 eintritt. Der Einfluss des Umformgrades auf die Schwingfestigkeit geschweißter Strukturen wird in /18/ untersucht. Dabei stehen der Reduzierung der Blechdicke Erhöhungen der Schwingfestigkeit verformter Bereiche entgegen, so dass die Werkstoffkennwerte in Abhängigkeit des Umformgrades ermittelt bzw. rechnerisch bestimmt werden müssen.

Die Schwingfestigkeit von Laserstrahlschweißnähten bei Überlappstößen wird in /19/ für einen niedriglegierten Stahl untersucht. Im Hinblick auf die Dauerfestigkeit dieser für den Zusammenbau der Karosserien genutzten Verbindungen wird eine Anbindungsbreite von mindestens der doppelten Blechdicken empfohlen. Über die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors wird für diese Geometrie die maximale Schwingfestigkeit der Verbindung nachgewiesen. Da das Verschweißen mit Stichnähten erfolgt, kann die Bewertung der Betriebsfestigkeit anhand von kurzen Nahtabschnitten vorgenommen werden. In /20/ wird gezeigt, dass über nichtlineare Überlappschweißungen näherungsweise richtungsunabhängige Nahteigenschaften realisiert werden können.

2.2.3 Thermische Simulation

Das Ziel thermischer Simulationen von Laserstrahlschweißprozessen ist die Berechnung der Temperatur-Zeit-Verläufe in der Fügezone und die anschließende Bewertung der sich einstellenden Gefüge und der Eigenspannungen. Die hohen Abkühlgradienten beim Laserstrahlschweißen von Feiblechen können in Schweißsimulationsanlagen nicht realisiert werden, so dass die Bereitstellung von Werkstoffkennwerten häufig nicht direkt, sondern über Verifikationen der Berechnungsergebnisse mit Laserstrahlschweißungen ermittelt werden müssen.

Eine thermodynamische Simulation des Laserstrahlschweißens auf Basis des FE-Programms ANSYS wird in /21/ beschrieben. Hier wird die Oberfläche der Dampfkapillaren als Randbedingung der flüssigen Phase zunächst mit einer Temperatur von $T_V = 2700\text{ °C}$, der Verdampfungstemperatur, modelliert. Die Verifikation der Berechnungsergebnisse über geometrische Vermessungen der Fügezone gelingt über die Annahme einer virtuellen Verdampfungstemperatur von $T_V^* = 3100\text{ °C}$. Damit wird in erster Linie die Wärmeleitung durch die Schmelzenströmung kompensiert.

In /22/ wird ein Modell zur thermodynamischen Simulation des Laserstrahliefschweißens vorgestellt, das auf der Methode der Finiten Differenzen (FDM) beruht. Dabei werden Laserstrahl, Einkoppelbedingungen, Plasmabildung, Dampfkapillare, Schweißbad und der Festkörper berücksichtigt. Die rechnerisch bestimmten Lösungen stimmen mit den experimentellen Ergebnissen gut überein.

Aus den berechneten Temperaturverläufen kann mit Hilfe von ZTU-Schaubildern /23/ eine Gefüge- und Härteverteilung bestimmt werden. Entsprechende Schaubilder sind aufgrund ihres Gültigkeitsbereiches für Laserstrahlschweißnähte wegen der vorherrschenden hohen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten nur bedingt geeignet. Deren Bestimmung in Abhängigkeit von Aufheizgeschwindigkeit und Haltezeit und –temperatur ist derzeit Inhalt wissenschaftlicher Untersuchungen /24/.

Das Programmsystem Sysweld verfügt über Algorithmen zur Berechnung der Gefügeverteilung bei Stahl- und Aluminiumschweißungen sowie der Wärmeeinflusszonenbreite /25/. Die Berechnung der Eigenspannungen nach dem Laserstrahlschweißen, die in der Regel in der Größenordnung der Zugfestigkeit auftreten, ist nur bei genauer Kenntnis der Temperaturverteilung möglich. Ein wichtiger Faktor ist dabei die Bewertung der Umwandlungsplastizität, die große Dehnungsbeträge im Übergang von Austenit und Ferrit realisiert. Die genauere Berechnung basiert auf der

Grundlage verbesserter Prozessmodelle /26, 27, 28, 29, 30/ ebenfalls über die Verifikation anhand von Schweißuntersuchungen.

2.2.4 Temperaturmessung

Die Messungen der Temperaturfelder beim Laserstrahlschweißen bilden die Grundlage für Verifikationen von Simulationsrechnungen und die Bewertung der entstehenden Gefüge. Die hohen Abkühlgradienten und die kleinen geometrischen Abmessungen der Fügezone stellen hohe Anforderungen sowohl an die Ortsauflösung als auch die Ansprechzeiten von Messsystemen. Die Aufnahme der Temperaturfelder beim Laserstrahlschweißen mittels Infrarot-Kamera ist in /31/ beschrieben, wobei ein Zusammenhang zwischen Temperaturführung und mechanischen Eigenschaften sowie der Korrosionsanfälligkeit des Duplex-Stahls X2CrNiMoN22 5 3 hergestellt wird. Eine Möglichkeit der Temperaturmessung in der Wärmeeinflusszone und dem angrenzenden Grundwerkstoff bieten Thermoelemente, die in der Nähe der Fügezone auf dem Werkstoff angebracht oder in Bohrungen versenkt werden /57/. Für Rückschlüsse auf die Abkühlbedingungen im Schweißgut sind entsprechende Simulationsmodelle notwendig. Temperaturmessungen mittels Quotientenpyrometrie im Nachlauf von Schweißnähten bieten kurze Ansprechzeiten von 1 ms. Über die Relativbewegung von Pyrometer und Laserstrahlquelle ist damit eine integrale Messung der Abkühlbedingungen möglich.

2.2.5 Qualitätssicherung

Ziel der Qualitätssicherung ist es, Techniken zu einzusetzen, die die Prozesssicherheit erhöhen bzw. Fehler in der Fertigung erkennen und deren Vermeidung anstreben. Systeme zur Bestimmung von Schweißfehlern basieren auf optischen und akustischen Beobachtungen des Schweißvorganges.

Bei Schweißungen mit Nd:YAG-Laserstrahlung kann das durch den Lichtwellenleiter übertragene Prozessleuchten im Strahlengang des Lasers über teildurchlässige Spiegel ausgekoppelt und zur Prozessbeobachtung eingesetzt werden. Bei Überlappschweißungen ist eine hohe Sicherheit der Fehlererkennung erreichbar, die den Einsatz in der Automobilindustrie ermöglicht /32, 33, 34/. Die Einordnung in Gut- und Schlechteil erfolgt über den Vergleich der Messungen mit Referenzschweißungen über Grenzwerte oder Fuzzy-Algorithmen. Eine Regelung der Nahtbreite kann ebenfalls realisiert werden, wenn eine ausreichende Regelreserve der Laserleistung zur Verfügung

steht /35/. Bei der Verwendung von CO₂-Laserstrahlung können neben off-axis-Systemen auch diffraktive Umlenkspiegel zur Auskopplung des Prozessleuchtens verwendet werden. Diese Verfahren werden jedoch momentan noch nicht industriell eingesetzt, da die Aussagekraft der Messwerte nicht eine mit entsprechenden Systemen für Nd:YAG-Laserstrahlanlagen vergleichbare Güte erreicht. Steigerungen der Aussagegenauigkeit werden bei gekoppelten akustischen und optischen Sensoren erreicht, deren Auswertung über Fuzzy-Algorithmen erfolgt /36/.

Die Überwachung der Temperaturfelder zur Qualitätssicherung während des Laserstrahlschweißens wird in /37/ beschrieben. Dabei können Fehler, deren Fehlstellenradius so groß ist wie der Abstand von der Oberfläche, ein Versatz der Bleche sowie ein Spaltwachstum durch thermischen Verzug nachgewiesen werden. Dieses Verfahren eignet sich grundsätzlich auch dazu, Eingangsgrößen für eine Leistungsregelung bereitzustellen.

Systeme zur Vermeidung von Schweißfehlern stellen in erster Line die Positionierung des Laserstrahls und die Überbrückung eventueller Spalte sicher. Der Einsatz von Zusatzwerkstoff zusammen mit einer Strahlpendelung senkrecht zur Vorschubrichtung führt auch bei unzureichender Nahtvorbereitung zu hochwertigen Schweißnähten und damit verbesserten technologischen Kennwerte /38/. Die Strahlpendelung kann die Porenhäufigkeit um bis zu 70 % verringern, während die Einschweißtiefe gleichzeitig um bis zu 5 % zunimmt /39/.

Die Einstellung der lateralen Fokuslage beeinflusst das Schweißergebnis beim Laserstrahl-tiefschweißen von Feinblechen bereits bei Fehlpositionierungen von wenigen Hundertstelmmillimetern. Hier kann ein Sensorsystem nach dem Lichtschnittprinzip eingesetzt werden. Dabei werden Linien mit Laserdioden auf die Fügestelle projiziert, die mit einer CCD-Kamera aufgezeichnet werden. Nach der Auswertung wird die Lage des Werkstücks bestimmt und die Fokuslage an die gemessene Position der Werkstückkanten angepasst /40,41, 42/.

2.2.6 Umformbarkeit

Laserstrahlschweißnähte in ferritischen Stählen zeichnen sich durch eine Aufhärtung und Festigkeitserhöhung der Fügezone aus, die gleichzeitig die Duktilität einschränkt und daher die Umformgrenzen von Tailored Blanks darstellt /47, 43/. In den zunächst eingesetzten Tailored Blanks aus Stahlgüten mittlerer Festigkeiten tritt nur eine geringe

Einschränkung der Nahtduktilität gegenüber dem Grundwerkstoff auf. Die Untersuchungen beschränkten sich daher auf die Querverschiebungen der Schweißnaht im Werkstück und die dadurch notwendigen Aussparungen bei der Werkzeugkonstruktion. Vergleichende Untersuchungen von FEM-Simulationen und Messungen ergaben, dass die Verschiebung auch dann exakt berechnet werden kann, wenn die Modellierung der geometrischen Form der Schweißnaht und die gegenüber dem Grundwerkstoff veränderten mechanischen Eigenschaften unberücksichtigt bleiben. Die Berechnung der Nahtverschiebung bestimmt die Konstruktion des Tiefziehwerkzeuges, da ein Nahtverlauf entlang einer sich nicht ändernden Kontur sichergestellt werden muss um den Verschleiß am Werkzeug zu minimieren /44/.

Für die Bewertung der Tiefziehbarkeit von Feinblechen wird häufig der Napfziehversuch genutzt, dessen Geometrie die kritischen Bereiche von Realbauteilen abbildet. In /45/ werden Untersuchungen beschrieben, bei denen ein Napfboden aus höherfestem Stahl (H340) mittels Laserstrahlschweißen in ein Blech aus Tiefziehstahl (DC04) eingefügt ist. Gegenüber einer ungeschweißten Probe aus dem Tiefziehstahl kann durch die verringerten Kräfte bei gleichzeitig hoher Festigkeit des Napfbodens ein verbessertes Grenzziehverhältnis erreicht werden, wenn der Durchmesser des eingeschweißten höherfesten Blechs um den Faktor 1,5 größer ist als der Stempeldurchmesser des Napfziehversuchs.

Ein weiterer Ansatz zur Verbesserung der Tiefziehergebnisse bezieht sich auf Modifikationen an den Tiefziehwerkzeugen /46, 47/. Bei Tailored Blanks wird aufgrund der unterschiedlichen Blechdicken sowie des unterschiedlichen Verformungsverhaltens von Schweißnaht und Grundwerkstoff die Niederhalterkraft nicht gleichmäßig auf den Ziehteilflansch aufgebracht. Dies kann durch den Einsatz elastischer Niederhalter vermieden werden, so dass auch ohne Anpassungen der Matrize oder des Niederhalters Bauteile mit Blechdickensprüngen von 1 mm auf 0,6 mm faltenfrei geformt werden können. Die Verwendung segmentierter Niederhalter ist in /48/ beschrieben. Über die gezielte Krafteinleitung in die Werkstückbereiche kann der Materialfluss gesteuert und die Rissbildung durch die unterschiedlichen Blechdicken bei Tailored Blanks verhindert werden. Die Verhinderung des Versagensbeginns in der Schweißnaht kann ebenfalls über die FEM-Berechnungen erreicht werden. Dabei war die Verringerung der Verformbarkeit bei den zunächst verwendeten Tiefziehstählen mit 15 – 20 % relativ klein und deutlich unter den Auswirkungen der Walzrichtung der Bleche. Grundsätzlich konnte ermittelt

werden, dass bei Schweißnähten quer zur Hauptbelastungsrichtung das Versagen im Grundwerkstoff beginnt. Liegt die Naht dagegen in Beanspruchungsrichtung, so liegt der Rissbeginn in der Schweißnaht an Fehlstellen wie Poren, Löchern oder Einschnürungen /49, 50, 51/.

Zur Verringerung der Differenzen der mechanischen Eigenschaften von Schweißnaht und Grundwerkstoff existieren für niedriglegierte Stähle drei verschiedene Lösungsansätze:

- Verlängerung der $t_{8/5}$ -Zeit,
- Variation der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes über das Einbringen von Zusatzwerkstoff,
- Anlassen des Schweißgutes.

Variation der $t_{8/5}$ -Zeit

Die Bestimmung der Schweißnahtgefüge und die notwendige Anpassung der Abkühlbedingungen wird in der konventionellen Schweißtechnik in der Regel auf Basis der Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C durchgeführt. Die Verwendung der $t_{8/5}$ -Zeit beim Laserstrahlschweißen ist in /52/ beschrieben. Dabei konnte bei einem Baustahl S355 über die Variation der Vorschubgeschwindigkeit diese Abkühlzeit von $t_{8/5} = 0,8$ s bei $v_f = 2$ m/min auf $t_{8/5} = 6$ s bei $v_f = 0,35$ m/min erhöht werden. Die Martensitbildung kann damit unterdrückt werden und eine gezielte Einstellung der Gefügeanteile ist möglich. Die Schweißnahteigenschaften sind dann mit konventionellen Schweißnähten vergleichbar, und auch die Aufhärtungen der Schweißnähte entsprechen den Regelwerken. Die dafür notwendigen Schweißgeschwindigkeiten liegen um den Faktor 30 unter den typischen Schweißgeschwindigkeiten der Tailored Blanks-Fertigung und können daher dort nicht wirtschaftlich eingesetzt werden.

Verwendung von Nickel- und Reineisendraht als Zusatzwerkstoff

Ein metallurgischer Ansatz zur Verringerung der Härte sowie zur Verbesserung der Umformbarkeit ist die Verhinderung der Martensitbildung über das Anstreben eines austenitischen Gefüges in der Schweißnaht über Nickel als Zusatzwerkstoff. Diese Technik wird beim Verbindungsschweißen von Gusseisen (GGG 60 und GGG 40) mit Stahl (16MnCr5) angewendet /53/ und führt zu Härtewerten von 250 HV im Schweißgut. Die Wärmeeinflusszonenbreite muss jedoch gering gehalten werden, da durch die Selbstabschreckung aus dem γ -Gebiet martensitisches Gefüge mit Härtewerten bis zu 800 HV entsteht, dass durch geringe Verformbarkeit eine Schwachstelle darstellt. Der Einsatz von Zusatzwerkstoff bei ferritischen Feinblechen kann sowohl unter Verwendung

von Reineisen zu Senkung des Kohlenstoffgehaltes als auch mit Nickeldraht zur Einstellung eines austenitischen Schweißgutes genutzt werden. In /54, 55/ ist dargestellt, dass beide Möglichkeiten zur Senkung der Schweißnahthärte geeignet sind. Eine Verbesserung des Umformvermögens kann für DP600 mit beiden Drahtsorten sowie für TRIP700 mit dem Reineisendraht über Grenzformänderungsanalysen nachgewiesen werden. Nachteile dieses Verfahrens sind sowohl Einbußen in der Schweißgeschwindigkeit als auch ein erhöhter Zinkabbrand in der Fügezone.

Integrierte Wärmebehandlung des Schweißgutes

Ein Gefüge mit geringerer Aufhärtung kann dabei durch eine Vorwärmung und damit verringerter Selbstabschreckung sowie durch eine integrierte Wärmenachbehandlung erreicht werden. Während die Vorwärmung von Werkstücken in Öfen einen weiteren Fertigungsschritt darstellt, der aus Kostengründen vermieden werden sollte, ist bei der integrierten Vor- oder Nachwärmung nur ein geringer zusätzlicher Arbeitsaufwand notwendig. Als Wärmequellen für diesen Prozess eignen sich Induktoren sowie Mikro-Plasmaquellen /56/. Mit den Verfahren kann eine Härtereduzierung erreicht werden, indem die Abkühlgeschwindigkeit soweit abgesenkt wird, dass eine Martensitbildung reduziert bzw. das Schweißgut angelassen wird. Eine variabelere Wärmequelle stellt die Zweistrahntechnik zur Verfügung, bei der als zusätzliche Wärmequelle eine Laserstrahlquelle verwendet wird. Die Härte der Schweißnaht kann von 580 HV auf 510 HV in der Schweißnaht eines AISI 4041 ($C = 0,39$) verringert werden. Gleichzeitig wird der Martensitanteil von 94 % auf 59 % reduziert /57/. Die Strahlleistung des Schweißlasers betrug dabei bis zu 1000 W, die des Lasers zur Vor bzw. Nachwärmung 400 bis 800 W. Der Abstand der Wärmequellen wurde zwischen 5 und 15 mm vor- und nachlaufend variiert.

Wird der Abstand zwischen den Wärmequellen weiter erhöht, wird das martensitische Schweißgut angelassen. Dies kann sowohl aus Kostengründen als auch wegen der unzulässigen Beeinflussung mehrphasiger Grundwerkstoffe nicht im Ofen stattfinden /58/. Eine wirtschaftliche Möglichkeit ist das induktive Kurzzeitanlassen, wie es bei randschichtgehärteten Gefügen eingesetzt wird /59/. Die verkürzte Anlasszeit des diffusionsgesteuerten Prozesses wird durch eine Erhöhung der Anlasstemperatur kompensiert um die notwendige Bewegung der Kohlenstoffatome zu gewährleisten. In /60/ ist das Kurzzeitanlassen mittels Laserstrahlung nach vollständigem Abkühlen und in /61, 62, 63/ die prozessintegrierte Variante des seriellen, induktiven Kurzzeitanlassens

untersucht, wobei die Verformbarkeit des Grundwerkstoffs in dem untersuchten Werkstoff H320LA nahezu erreicht wurde.

2.3 Tailored Blanks im Automobilbau

Tailored Blanks sind Blechhalbzeuge, die hinsichtlich ihrer Werkstoffwahl und Werkstückgeometrie an die späteren Anforderungen optimal angepasst sind. Dabei können diese maßgeschneiderten Blechzuschnitte z.B. aus laserstrahlgeschweißten Einzelblechen unterschiedlicher Blechdicken oder Stahlsorten kombiniert werden. Sie dienen als Halbzeuge zur Weiterverarbeitung mittels Blechumformung und sind hinsichtlich ihrer Werkstoffwahl und Werkstückgeometrie an die späteren mechanischen Anforderungen optimal angepasst. Damit sind in kritischen Formgebungszonen weiche, tiefziehfähige Werkstoffe und in Bereichen hoher benötigter Festigkeit höherfeste Feinbleche einsetzbar.

Das Prinzip der Fertigung mit Tailored Blanks ist in Bild 2 dargestellt. Aus vorgefertigten, meist gestanzten, Platinenabschnitten verschiedener Werkstoffe und Blechdicken wird die maßgeschneiderte Platine zusammengestellt und verschweißt. Bei dem anschließenden Umformvorgang müssen die Schweißnähte die entsprechenden Umformgrade ertragen.

Die Vorteile dieser Technologie resultieren aus der Anpassung der Werkstoffeigenschaften an den Bauteilbereich und der Gewichtseinsparung durch den konstruktiven Leichtbau. Damit können bei verringerten Umformkräften integrale Bauteile wie Seitenwände oder Bodengruppen gefertigt werden, wobei die Anzahl der notwendigen Umformmaschinen sinkt und die Kosten für die Logistik reduziert werden.

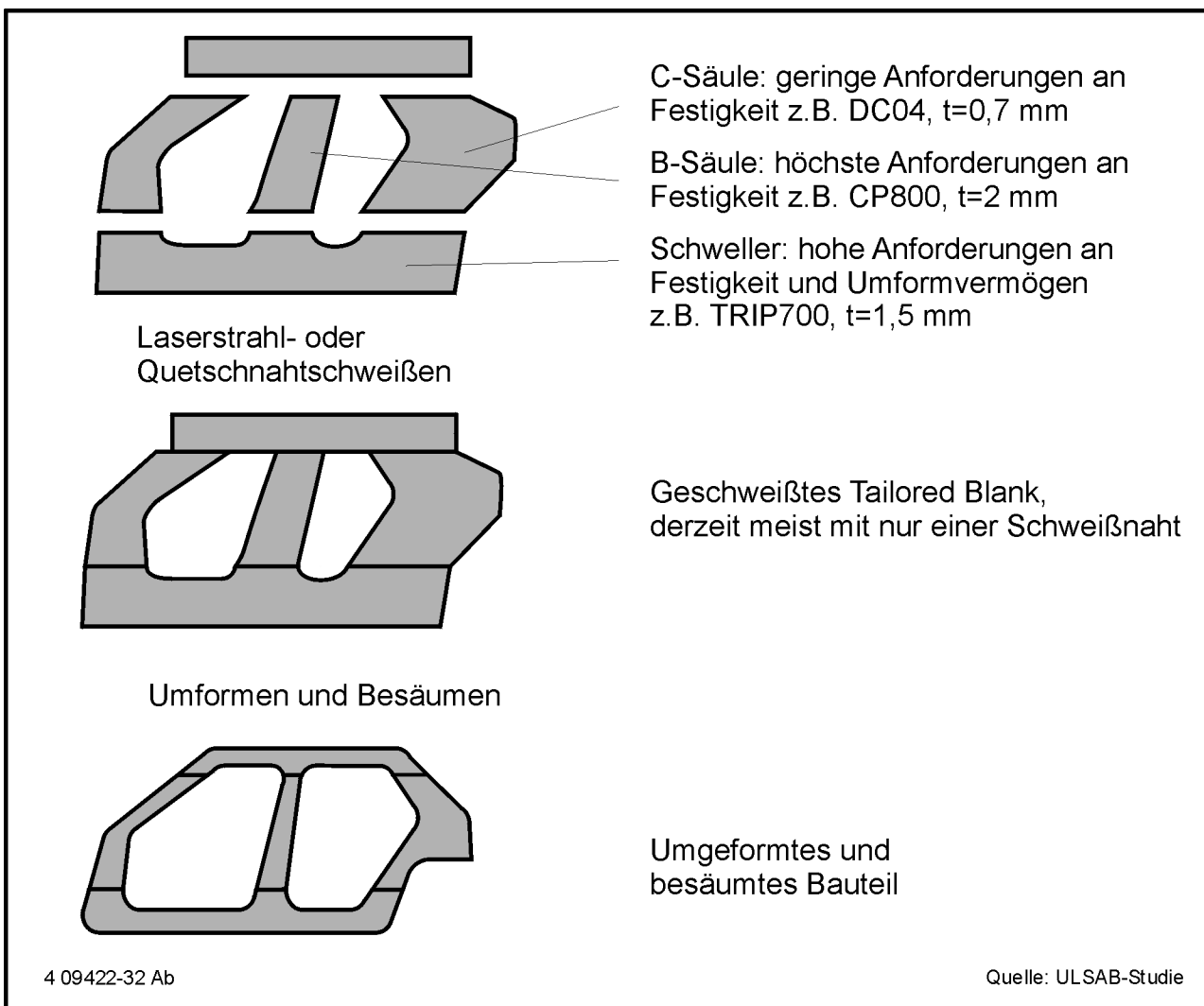


Bild 2: Produktionsprinzip unter Einsatz von Tailored Blanks

Der erste Einsatz eines laserstrahlgeschweißten Bleches erfolgte 1985, als für das Bodenblech eines Kraftfahrzeugs eine verzinkte Platine mit einer Breite von $b = 1950$ mm benötigt wurde, die auf den damaligen Verzinkungsanlagen nicht gefertigt werden konnte /64/. Die nach dem ersten Einsatz von Tailored Blanks in der Großserie im Jahre 1990 stetig steigenden Umsatzzahlen für diese Produkte sind in Bild 3 dargestellt /71/. Legt man das durchschnittliche Gewicht von 10 kg je Tailored Blank zugrunde, so wurden im Jahr 2002 80 Mio. Platinen gefertigt, für das Jahr 2005 gibt es Prognosen von 120 – 160 Mio. Platinen /65, 66/.

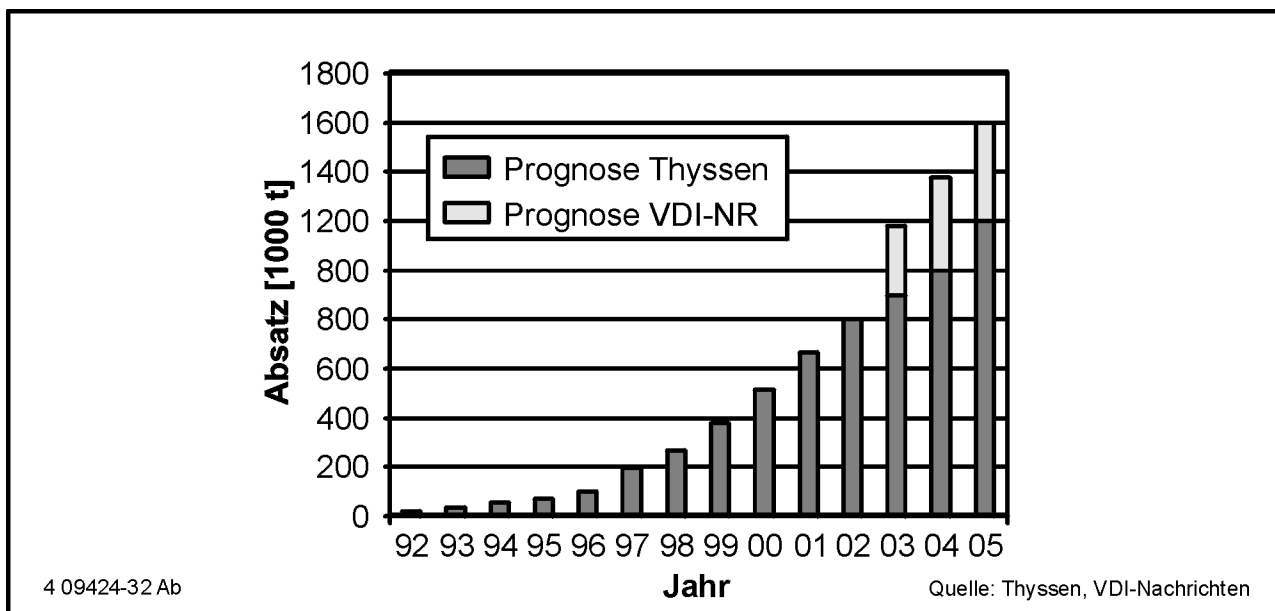


Bild 3: Absatzentwicklung bei Tailored Blanks

Die Einsatzmöglichkeiten und Vorteile konnten in vielen Untersuchungen nachgewiesen werden. In /67, 68/ wird am Beispiel eines Türinnenblechs dargestellt, dass Tailored Blanks nicht nur eine schlankere Produktion, d.h. weniger Fertigungsschritte, ermöglichen, sondern auch eine Kostenreduzierung bewirken. Einsatzbereiche von Tailored Blanks in Kraftfahrzeugen sind beispielsweise das Radhaus, Stoßfänger sowie Längsträger im Aufprallbereich. Nach der Ankündigung des ersten Aluminiumfahrzeugs im Jahre 1994 gaben 32 Stahlunternehmen die erste ULSAB-Studie (Ultra Light Steel Auto Body) in Auftrag /69/. In dem Projekt konnte bei der Herstellung einer Rohkarosse für eine Mittelklasselimousine durch den Einsatz von höherfesten Feiblechen sowie Tailored Blanks eine Gewichtsreduzierung von 25% gegenüber vergleichbaren Stahlkarosserien nachgewiesen werden. Die Herstellungskosten der Rohkarosserie konnten dabei um ca. 15 %, gegenüber der traditionellen Fertigung verringert werden. In der anschließenden ULSAC-Studie (Ultra Light Stelle Auto Closures) wurden Türen- und Klappenkonzepte auch unter Verwendung von Tailored Blanks bei Scharnierverstärkungen entwickelt. Die kostengünstige Fertigung eines Stahlfahrzeuges unter Verwendung hochfester Stahlgüten bis zu Martensitstählen wurde in der ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concept) Studie fortgeführt, in der die Schalenbauweise mit der Space-Frame-Technologie verknüpft wurde /70/. Die Verwendung von 90% höherfesten Stählen nutzt das Leichtbaupotential

der Werkstoffe aus, so dass eine optimierte Steifigkeits- und Unfall-Charakteristik mit niedriger Fahrzeugmasse realisiert wird.

Bei der industriellen Fertigung von Tailored Blanks werden derzeit sowohl hochwertige Tiefziehqualitäten (z.B. DC 05) als auch höherfeste Güten (z.B. H300 BH) einschließlich der Dualphasenstähle (z.B. DP 500) mit verschiedenen Oberflächenüberzügen, wie z.B. Zinkschichten, kombiniert /71/. Der hochfeste Komplexphasenstahl CP-W 800 wird als Verstärkung der B-Säule eingesetzt /76/. Die Einsparung von Fügestellen führt zu optimierten Bauteiltoleranzen, zu höheren Bauteilsteifigkeiten und zu Gewichtseinsparungen, da weniger Flanschflächen benötigt werden /72, 73/. Die Verwendung von Tailored Blanks für Längsträger im Aufprallbereich ermöglicht die definierte Energieabsorption bei geringem Raumbedarf im Motorraum /74/. Damit kann die Verzögerung von Personen bei leichteren Unfällen verringert werden, indem kleinere weiche Strukturen in Reihe mit den für stärkere Unfälle nötigen steiferen Strukturen verwendet werden.

Bei der Fertigung von Kraftfahrzeugen steht stets die Verringerung der Kosten im Vordergrund /75/, so dass technologische Aspekte allein den Einsatz nicht rechtfertigen. Tailored Blanks werden daher teilweise durch auf die neuen Werkstoffe optimal abgestimmte Konstruktionen substituiert /76/, die durch die Einsparung von Flanschen das Gewicht reduzieren.

Die Fertigung von Tailored Blanks beschränkte sich anfangs auf lineare Schweißnähte in ebenen Blechen. Um einen verstärkten Einsatz zu ermöglichen, werden weitere technologische und wirtschaftliche Optimierungspotentiale ausgeschöpft, indem die Blechhalbzeuge besser auf die spätere Verwendung zugeschnitten werden:

- Tailored Strips zeichnen sich durch ihr großes Länge/Breite-Verhältnis aus und stellen lediglich eine wirtschaftliche Verbesserung im Breitenbereich unter 300 mm dar, die aus einer veränderten Fertigungstechnik resultiert. Eines der Anwendungsgebiete ist die Halbzeugherstellung für Stahlfelgen.
- Tailored Blanks mit nichtlinearen Schweißnähten erlauben eine optimierte Gestaltung der Blechbauteile. Zum einen können nichtlineare Schweißnähte derart platziert werden, dass diese im Bereich geringer Umformung verlaufen. Zum anderen sind die Geometrien der Blecheinzelteile auf diese Weise besser an die Randbedingungen beim Umformen sowie im späteren Einsatz anzupassen, was zu einer weiteren Optimierung der Werkstoffausnutzung führt. Aus diesem Grunde ist

in Zukunft trotz der erhöhten Kosten eine Zunahme des Anteils nichtlinearer Schweißnähte bei Tailored Blanks und deren Folgeprodukten zu erwarten /77/. Durch die Anpassung des Schweißnahtverlaufes an die nachfolgenden Fertigungsprozesse wird erreicht, dass die Schweißnähte im Umformprozess keine hohen Umformgrade ertragen müssen /78, 74/.

- Die Notwendigkeit zur Gewichtsreduzierung im Fahrzeugbau bei gleichzeitiger Kostensenkung hat zur Entwicklung von Verbindungselementen aus Stahl und Aluminium geführt, die über einen laserstrahlunterstützten Walzplattierprozess hergestellt werden. Die Bauteile stellen somit Zwischenelemente dar, die die Verbindung der beiden Werkstoffe übernehmen und mit den an beiden Seiten angrenzenden Komponenten artgleich verschweißt werden können. Anwendungsbereiche der Hybrid Blanks im Fahrzeugbau sind Dachrahmen, bei denen ein Aluminiumdach mit einem Dachholm und Seitenteil aus Stahl verbunden wird. Weitere Einsatzgebiete sind überall dort, wo hoch belastete Strukturteile mit gering verformten großflächigen Bereichen verbunden werden sollen. Das trifft neben dem Dach auch auf Türen und Klappen zu. Die Fertigungstechnik für dieses Produkt befindet sich zur Zeit noch in der Entwicklung und der erste Serieneinsatz in Automobiltechnik hat im Jahr 2003 begonnen.
- Stahlkarosserien werden heutzutage fast ausschließlich in Schalenbauweise hergestellt. Die Einzelteile werden dabei aus ebenen Feinblechen durch Umformen und Fügen gefertigt. Eine Alternative dazu stellt der Einsatz von geschlossenen Stahl-Hohlprofilen unter Verwendung von Tailored Tubes dar. Diese bieten Vorteile hinsichtlich Steifigkeit und Formgebung, verlangen aber auch nach neuen Lösungen in der Verbindungstechnik der Elemente untereinander. Neben den bekannten Stahlrohren, die mittels Innenhochdruckumformen (IHU) zu Bauteilen verformt werden, bieten maßgeschneiderte Stahl-Hohlprofile weitreichende Möglichkeiten der Bauteilgestaltung. Diese Stahl-Hohlprofile unterscheiden sich von Rohren sowohl durch das maximale Verhältnis von Durchmesser zu Dicke (100:1, Rohr max. 50:1) als auch durch die Vielseitigkeit der eingesetzten Stahlgüten. Für diese maßgeschneiderten Hohlprofile können sämtliche verfügbaren Feinblechqualitäten verwendet werden. Weitere lokale Anpassungen der Werkstoffe können durch den Einsatz von Tailored Blanks bei der Herstellung der Rohre erreicht werden. Hierdurch erhält man ein Hohlprofil, das in

unterschiedlichen Abschnitten verschiedene Werkstoffe, Blechdicken oder Beschichtungen aufweisen kann und bei geringem Gewicht die Anforderungen an das daraus gefertigte Bauteil optimal erfüllt. Verbreitete Wanddicken der sogenannten Tailored Tubes für den Karosseriebereich liegen zwischen 0,6 und 2 mm. Die Herstellung erfolgt über ein schrittweises Einformen einer Feinblechtafel in einer Presse und dem anschließenden Verschweißen der Kanten. Für große Stückzahlen bietet sich das Walzprofilieren an, bei dem das Schweißen ebenfalls durch Laserstrahlung erfolgt. Daran schließen sich die üblichen IHU-Prozesse, das Dornbiegen, die Querschnittverformung und das Kalibrieren im Gesenk an. Ein Beispiel für Tailored Tubes ist der ULSAB Side Roof Rail, ein IHU-Profil, das als Vorprofil die Abmessungen $\varnothing 96 \text{ mm} \times 2700 \text{ mm}$ bei einer Blechstärke von 1 mm aufweist. Das Karosseriebauteil beginnt im Bereich der A-Säule und stellt von dort aus den Dachrahmen einschließlich der C-Säule dar. Wesentliche Vorteile des Einsatzes von Hohlprofilen für den Stahl-Space-Frame ist die Reduzierung der Teileanzahl bei verbesserten mechanischen Eigenschaften hinsichtlich Kraftniveau bei Biegebelastung und Energieaufnahme bei Unfällen /79/. An Karosseriefront- und Heckstrukturen durchgeführte Studien in Stahl-Space-Frame-Bauweise haben ein Potential einzusparender Einzelteile von 20 bis 50 Prozent aufgezeigt /71/. Das Hydroformen von überlappgeschweißten Stahlblechen mit dem sich ähnliche Strukturen erzeugen lassen, wird in /80/ dargestellt. Die Laserstrahlschweißnähte werden bei diesem Verfahren nicht umgeformt, sondern dienen in erster Linie als Dichtung.

Aluminium- und Magnesiumwerkstoffe

In Konkurrenz zum konstruktiven Leichtbau mit hochfesten Stahlwerkstoffen und Tailored Blanks ist der stoffliche Leichtbau mit Leichtmetallen zu sehen. Ein wichtiger Anstoß für Innovationen im Karosseriebau mit Stahlwerkstoffen waren Aluminium Space Frame Karosserien. Nachdem diese anfänglich noch zu großen Anteilen handwerklich gefügt wurden, waren bei der Fertigung des Kompaktwagens Audi A2 das Laserstrahlschweißen und die Automatisierung die entscheidenden Entwicklungsfortschritte. Insbesondere das Verschweißen der Gussknoten mit Strangpressprofilen ist bedingt durch Gaseinschlüsse und große Toleranzen eine Herausforderung. Beim seit 2002 gefertigten Audi A8 wurde die Space Frame Technologie weiterentwickelt und um integrale Gussteile erweitert. Diese werden im Grünsandguss hergestellt, ersetzen Schweißgruppen und verringern die

Baugruppengesamt toleranzen /81/. Die Fertigung einer Aluminium-karosserie in Schalenbauweise wurde bisher nicht in der Großserie umgesetzt. Die Herstellung von Tailored Blanks aus Leichtmetallen ist grundsätzlich möglich, die zu erreichenden Umformgrade der Schweißnähte sind jedoch gering /82/.

In /67, 68/ ist das artgleiche Verschweißen von Aluminium und Magnesium als Knet- und Gusslegierung am Beispiel eines Türinnenblechs dargestellt. Da ausgehärtete Aluminiumlegierungen beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone überaltern, wird i.A. das Glühen und Auslagern der Bauteile nach dem Fügen durchgeführt. In /83/ wird gezeigt, dass die Kombination verschiedener Zusatzwerkstoffe in Pulverform und eine anschließende Wärmebehandlung die Festigkeit der Verbindungen auf 70 – 90 % der Grundwerkstofffestigkeit erhöht. Für weitere Steigerungen der Festigkeit bis zu Werten des T6-Zustandes (lösungsgeglüht und warmausgelagert) muss die Schweißnaht einer Wärmebehandlung unterzogen werden, wobei die Bruchdehnungswerte weiterhin klein bleiben /84/. Neben der Umformbarkeit der Schweißnähte ist die Dauerschwingfestigkeit ein entscheidendes Kriterium. Maßgeblichen Einfluss haben dabei Werkstoffimperfectionen wie Wasserstoffporen /85/, so dass wasserstoffarme Grundwerkstoffe sowie eine vollständige Schutzgasschirmung Vorteile bieten. Die Kombination von Laserstrahlschweißen mit WIG-Brenner erzielte nach Einbringen von Druckeigenspannungen durch Kugelstrahlen die Kennwerte des ungestrahlten Grundwerkstoffs /86/.

Mischverbindungen

Das Herstellen von Mischverbindungen durch Fügen von Kombinationen aus Aluminium und Stahl, Titan und Stahl oder austenitischem Edelstahl mit unlegiertem Stahl erweitert die Palette der maßgeschneiderten Produkte. Bei der Verbindung von Aluminium und Stahl erschweren die unterschiedlichen Schmelztemperaturen einen prozesssicheren Laserschweißprozess /87/, so dass i.A. ein Schweiß/Lötprozess entsteht. Die intermetallischen Phasen bilden dabei einen spröden Saum, der bei plastischer Verformung früh versagt, wenn dessen Dicke über 10 µm liegt /88, 89/. Die Vermeidung einer flüssigen Phase beim laserunterstützten Walzplattieren verringert die Bildung eines intermetallischen Phasensaums. Diese als Transition Joints bezeichneten Bauteile erreichen stets die Festigkeit des Aluminiums /90/.

Das technisch mögliche Verschweißen von Stahl mit Titan /91/ wird aufgrund der hohen Werkstoffkosten bisher nicht in der Fertigung von Kraftfahrzeugen eingesetzt.

Die Verbindung von unlegiertem Stahl mit austenitischen Edelstählen hat aufgrund der hohen Festigkeiten und des großen Verformungsvermögens dieser Edelstähle ein großes Leichtbaupotential /92/. Die industrielle Umsetzung ist bisher ebenfalls noch nicht erfolgt.

2.3.1 Alternative Verfahren zur Fertigung von Tailored Blanks

Tailored Blanks mit linearen und nichtlinearen Nähten werden auch mit Hilfe des Quetschnahtschweißens gefertigt /93/. Der Versatz der Kanten sowie die in Bild 4 sichtbaren Nahtüberhöhungen müssen mechanisch geglättet werden.

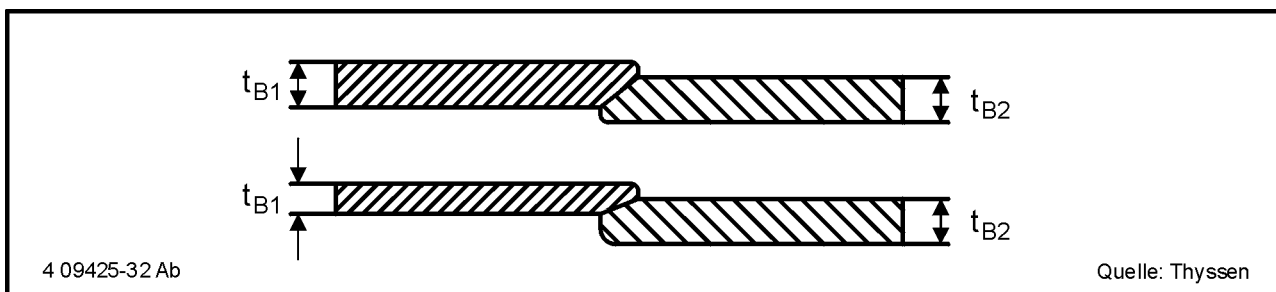


Bild 4: Quetschnahtschweißung bei gleicher und unterschiedlicher Blechdicke

Eine Gegenüberstellung der Verformungseigenschaften von Laserstrahl- und Quetschnahtgeschweißten Stahlproben ist in /47, 94/ dargestellt. Die Unterschiede im Verformungsverhalten sind nur gering, wobei die Verformbarkeit in Schubrichtung bei den Laserstrahlschweißnähten gegenüber den Quetschnähten geringfügig erhöht ist. Die Vorteile des Quetschnahtschweißens gegenüber dem Laserstrahlschweißen liegen in der höheren Schweißgeschwindigkeit von bis zu $v_f = 20$ m/min und der im Vergleich zu Stumpfschweißverbindungen weniger aufwendigen Nahtvorbereitung. Die notwendige Glättung der Nahtüberhöhung der Schweißnähte schränkt durch die entstehende Kaltverformung das Verformungsvermögen ein.

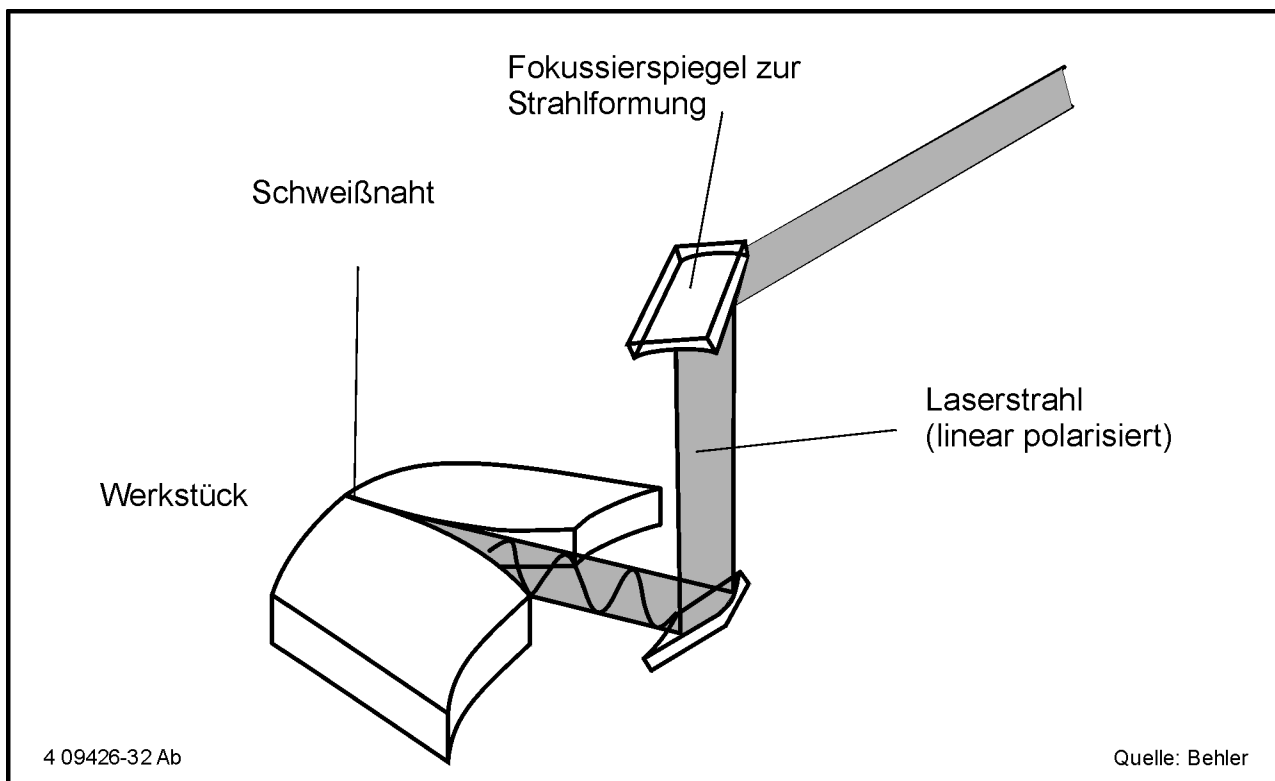


Bild 5: Verfahrensprinzip des s-Polarisationsschweißens

Das in Bild 5 dargestellte s-Polarisationsschweißen ist ein nicht auf dem Tiefschweißeffect basierendes Laserstrahlschweißverfahren. Die Abhängigkeit des Absorptionsgrades linear polarisierter Laserstrahlung vom Auftreffwinkel auf die Oberfläche ermöglicht die Reflexion eines linear polarisierten, linienförmigen Laserstrahls an den Kanten eines zulaufenden Spaltes bis zum Kontaktpunkt der Bandkanten. Hier wird die Strahlungsenergie über die gesamte Banddicke absorbiert, die zusätzlich mit hohem Druck beaufschlagt wird. Die Schweißgeschwindigkeiten der entstehenden Schweißnähte mit großen Aspektverhältnissen sind durch die höhere Effizienz bei der Einkopplung um den Faktor 10 bis 15 höher als beim Laserstrahl-tiefschweißen. Als Einsatzgebiet wird das Längsnahtschweißen von Leitungsrohren angegeben /95, 96, 97/, die Fertigung maßgeschneiderter Rohre für die Kraftfahrzeugfertigung ist ebenfalls denkbar.

Die Fertigung von Tailored Blanks mit Wolfram-Inertgas-Schweißen wird in /98/ dargestellt. Die Vorteile dieses Verfahrens liegen in der guten Verformbarkeit der Schweißnähte, den geringen Investitionskosten und dem geringen Aufwand für die Nahtkantenvorbereitung. Die geringe Schweißgeschwindigkeit sowie die große Nahtüberhöhung verhindern einen Einsatz in der Automobilfertigung.

Ein weiterer Ansatz zur Erzeugung belastungsgerechter Blechdicken ist das flexible Walzen, die Bauteile werden als Tailored Rolled Blanks (TRB) bezeichnet. In /99/ wird eine Versuchsanlage vorgestellt, die über Messeinrichtungen und Regelkonzepte für die Größe des Walzspaltes, der Walzkraft sowie der Walzendrehzahl verfügt. Die Einstellung der Blechdicke erfolgt über eine Veränderung des Walzspaltes. Als Vorteile gegenüber Tailored Blanks wird die größere Flexibilität verschiedener Blechdicken, eine bessere Umformbarkeit wegen der fehlenden Aufhärtung der Schweißnähte und eine Kostenreduzierung angeführt.

Da die Blechbereiche mit unterschiedlichen Umformgraden aus dem Walzprozess anschließend tiefgezogen werden, muss die gesamte Prozesskette auf die Tailored Rolled Blanks abgestimmt werden /100, 101, 102/. In /103/ sind numerische Simulationen der Hochdruckblechumformung von flexibel gewalzten Blechen dargestellt. Über ein Rekristallisationsglühen können die Werkstoffeigenschaften im Hinblick auf das Umformergebnis lokal angepasst werden.

Verfahren wie das Elektronenstrahlschweißen an der Atmosphäre (NVEBW) und das Hochfrequenz-Induktionsschweißen sind Gegenstand aktueller Forschungsprojekte /104, 105/.

2.4 Induktive Erwärmung

Das Prinzip der induktiven Erwärmung basiert darauf, dass eine Primärspule durch einen Wechselstromfluss ein Magnetfeld erzeugt. Dieses Magnetfeld induziert in eine Sekundärspule eine Spannung, die wiederum einen Wechselstromfluss zur Folge hat. Im Gegensatz zum Transformator sind die Verluste bei der induktiven Erwärmung in der Sekundärspule, dem in Bild 6 links dargestellten Werkstück, erwünscht. Die Primärspule (Induktor oder Induktionsspule) wird meist mit mehreren Windungen ausgeführt. Die Intensität der Erwärmung ist dabei von der elektromagnetischen Feldstärke abhängig. Da die Erwärmung über elektrischen Widerstand erreicht wird, lassen sich Stahlwerkstoffe besser erwärmen als die Werkstoffe mit hoher Leitfähigkeit wie Aluminium und Kupfer. Entscheidenden Einfluss sowohl auf die Effizienz einer entsprechenden Anlage als auch die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse hat die magnetische Kopplung zwischen Induktor und Werkstück über den Luftspalt.

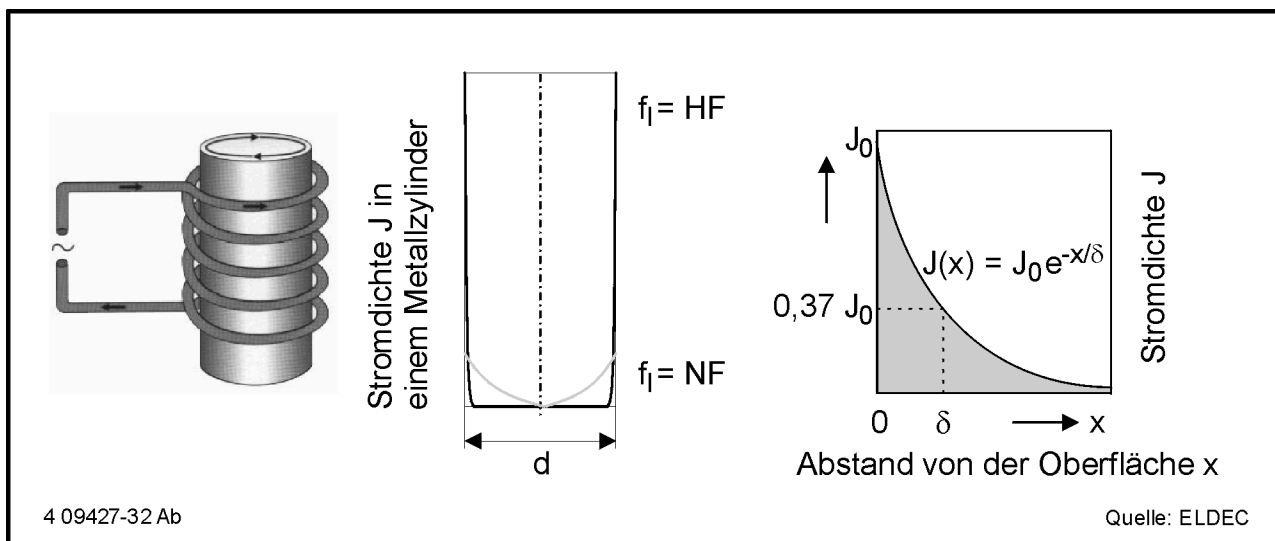


Bild 6: Stromdichteverteilung bei der Induktionserwärmung

Die für die Erwärmung verantwortlichen Wechsel- oder Wirbelströme fließen hauptsächlich am äußeren Rand des Werkstücks. Bei steigender Frequenz konzentriert sich der Stromfluss durch die Selbstinduktion weiter in der Werkstückoberfläche. Je nach Induktorfrequenz unterscheidet man zwischen Nieder- ($f_i = 0,05 - 0,5 \text{ kHz}$), Mittel- ($f_i = 0,5 - 50 \text{ kHz}$) und Hochfrequenzanregung ($f_i = 50 - 10.000 \text{ kHz}$) /106/. Niedrige Frequenzen werden daher für Durchwärmungen, z. B. zum Löten von kompakten Teilen, Durchhärtungen, Schrumpffügen usw. angewendet, höhere Frequenzen für oberflächliche Erwärmungen, z. B. beim Randschichthärten.

Das Verhältnis von Werkstückdicke und Induktorfrequenz bestimmt das Erwärmungsprofil und die Effizienz des Verfahrens. Da sich die Ströme im Inneren von zylindrischen Werkstücken bei sinkender Frequenz aufheben, muss eine optimale Stromeindringtiefe über den in Bild 6 rechts dargestellten Stromdichteverlauf ermittelt werden.

Als Kennwert wird dafür die Stromeindringtiefe δ definiert, bei der die Stromdichte auf $37 \% = 1/e$ ihres Maximums gesunken ist und 86% der Energie in Wärme umgesetzt wird. Im rechten Diagramm des Bild 6 sind diese Verhältnisse dargestellt. Die Eindringtiefe δ lässt sich als einfache Formel zur Berechnung zusammenfassen /107/:

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \cdot \mu_0 \cdot \pi \cdot \omega}} \approx 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \cdot f_i}} \tag{Gl. 1}$$

Dabei ist δ die Eindringtiefe in [mm], ρ der elektrische Widerstand in [$\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$], μ_0 die Induktionskonstante, μ_r die relative Permeabilität, ω die Kreisfrequenz und f_i die Induktionsfrequenz.

Als Anhaltswerte für die Stromeindringtiefen bei Aluminium und Stahl bei verschiedenen Frequenzen und Temperaturen sind in Tabelle 1 einige ausgewählte Werte angegeben /108/. Der starke Temperatureinfluss bei Stahlwerkstoffen resultiert aus dem Überschreiten der Curie-Temperatur und der damit reduzierten relativen Permeabilität.

Tabelle 1: Stromeindringtiefe δ bei Stahl und Aluminium

Werkstoff	Temperatur [°C]	ρ [$\Omega \text{ mm}^2/\text{m}$]	δ [mm] bei 10 kHz	δ [mm] bei 300 kHz
Stahl	200	0,34	0,13	0,04
	1000	1,2	5,51	0,9
Aluminium	100	0,04	0,98	0,17
	550	0,1	1,59	0,22

Grundsätzlich lassen sich alle elektrisch leitenden Werkstoffe mit dieser Methode erwärmen. Die hauptsächlichen Anwendungsgebiete sind nachfolgend aufgeführt /106/:

- Weich-, Hart- und Hochtemperaturlöten
- Randschicht -und Volumenhärtungen
- Partielles Anlassen von gehärteten Werkstücken
- Glühen zur Warmformgebung
- Schmelzen von Eisen- und NE-Metallen
- Schweißen speziell von Längsnahtrohren
- Fügen und Lösen von Schrumpfverbindungen
- Vorwärmen zum Schweißen
- Spannungsfreiglühen nach Schweiß- oder Verformungsprozessen
- Erwärmen zum Be- oder Entschichten
- Sintern von aufgespritzten Verschleißschutzschichten

2.5 Induktionstechnik bei der Lasermaterialbearbeitung

Die vielfältigen Möglichkeiten des Lasers zum Schweißen und Randschichtveredeln ergeben sich aus der definierten Energieeinbringung in das Werkstück. Die möglichen hohen Bearbeitungsgeschwindigkeiten führen zu kurzen Prozesszeiten und in der Regel

feindispersen Erstarrungs- und Umwandlungsstrukturen. Andererseits stabilisieren die großen Temperaturgradienten unerwünschte Phasen und führen zu hohen thermisch bedingten Eigenspannungen, die in höherfesten Werkstoffen zu Rissen, verringerter Umformbarkeit oder Einschränkungen in der zyklischen Festigkeit führen.

Zur Vermeidung dieser unerwünschten Effekte, die im Temperaturbereich von etwa 150°C bis 650 °C auftreten, bedarf es einer dem Laserprozess angepassten Energiequelle, die den Temperatur-Zeit-Verlauf in diesem Temperaturbereich exakt steuern kann. Die Induktionserwärmungstechnik bietet durch Berührungslosigkeit und die aus den hohen verfügbaren Leistungen und Leistungsdichten resultierenden kurzen Taktzeiten optimale Voraussetzungen. Die zusätzlichen Investitionskosten durch die Induktionserwärmungsquelle betragen ca. 10 % der Gesamtkosten einer Laserstrahlschweiß- bzw. Oberflächenbearbeitungsanlage.

2.5.1 Härten

Die Kombination von induktiven Randschichthärten und Laserstrahlhärten führt zur Härbarkeit großer Bauteilbereiche mit der günstigen Energiequelle der Induktionsanlage und dem optimalen Einsatz des Lasers bei Bauteilbereichen wie Querschnittsübergängen, konkaven Flächen und kleinen Bohrungen. Das induktiv gestützte Laserstrahlhärten bietet damit eine kostengünstige und bauteilgerechte Lösung, die von den einzelnen Verfahren nicht erbracht werden kann [109].

2.5.2 Umschmelzen

Ledeburitisch umgeschmolzenes Gusseisen weist eine sehr gute Beständigkeit gegenüber Abrasiv- oder Adhäsivverschleiß auf. Das zum Randschichtumschmelzen industriell vorrangig genutzte Verfahren des WIG-Umschmelzens führt jedoch zu einem vergleichsweise groben Gefüge, einer rauen Oberfläche und einer geringen Konturgenauigkeit. Verbesserte Eigenschaften werden mit den ebenfalls schon industriell genutzten Verfahren des Laser- oder Elektronenstrahlumschmelzens nach Vorwärmung im Ofen oder durch Widerstandserwärmung erreicht. Nachteile resultieren aus der Durchwärmung der Bauteile: Der Härteabfall in der Umschmelzzone und der dadurch reduzierte Verschleißwiderstand sowie das erschwerte Teilehandling. Das Verfahren des induktiv unterstützten Laserstrahlumschmelzens vermeidet diese Nachteile, indem Spitzentemperatur und Erwärmungstiefe so eingestellt werden, dass keine Risse

entstehen, die Abkühlgeschwindigkeit jedoch so groß ist, dass ein feindisperser, verschleißoptimaler Gefügestand eingestellt werden kann /109/.

2.5.3 Auftragschweißen

Trotz hoher erreichbarer Verschleißbeständigkeiten wird das Laserstrahlauftragschweißen bisher industriell nur vereinzelt eingesetzt. Zum einen können bei martensithärtenden Stählen als Substratwerkstoff Risse in der erzeugten Schicht auftreten. Zum anderen stellt das Laserstrahlauftragschweißen zu geringe Flächen- oder Abschmelzleistungen bereit. Mit der Kopplung von Laserstrahl- und Induktionserwärmung kann sowohl eine hohe Abschmelzleistung als auch eine angepasste Wärmeführung realisiert werden, so dass auch Stähle mit einem hohen Kohlenstoffgehalt, wie Kaltarbeitsstähle mit harten (> 60 HRC), verschleißbeständigen Legierungen beschichtet werden können. Der lasertypische Vorteil der geringen Aufmischung des Substratmaterials bleibt bei dieser Prozesskombination erhalten /110, 111/.

2.5.4 Schweißen

Für eine Vielzahl von Bauteilen wird das Laserstrahlschweißen zum effektiven und verzugsarmen Schweißen mit geringer Taktzeit und Wärmeeinbringung eingesetzt. Werkstoffe mit höherer Festigkeit, wie zum Beispiel härtbare Stähle, mit Kohlenstoffgehalten $C > 0,25\%$ und legierte Stähle mit $C > 0,2\%$ sind nur in Sonderfällen rissfrei schweißbar und die Zähigkeit der Schweißnaht ist eingeschränkt /112/. Mit dem induktiv unterstützten Laserstrahlschweißen kann die Temperaturführung auf die Werkstoffe angepasst werden, so dass auch bei hochfesten Werkstoffen gute Schweißnahteigenschaften erreicht werden können.

Der Zeit-Temperatur-Verlauf des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens ist in Bild 7 dem des Laserstrahlschweißens ohne bzw. mit konventionell durchgreifender Vorwärmung gegenübergestellt. Dargestellt sind ein spiegelbildliches Schweiß-ZTA- und ein Schweiß-ZTU-Schaubild, so dass die prinzipiellen Unterschiede in der Wärmeführung der drei Verfahren sichtbar werden /113/.

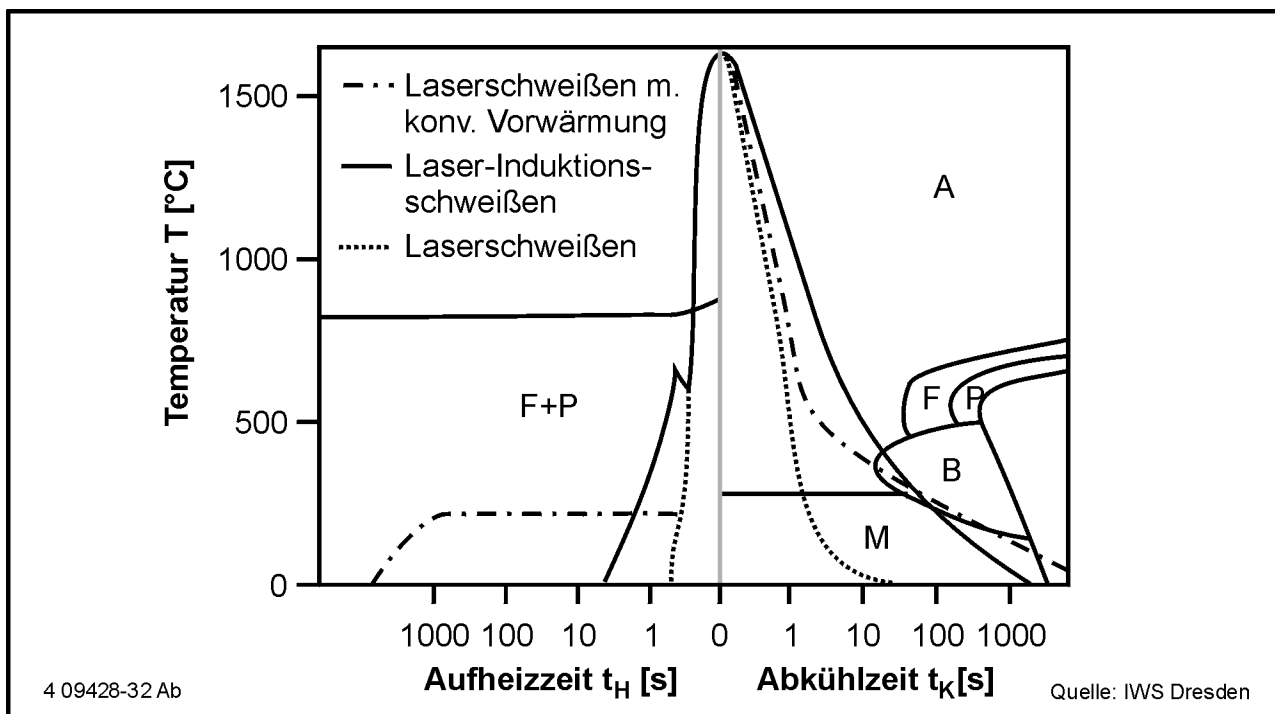


Bild 7: Modifiziertes ZTU-ZTA-Schaubild mit typischen Temperaturverläufen

Aufgrund der geringen Streckenenergie des im Vergleich zum Bauteilvolumen i.A. sehr kleinen Schmelzbadvolumens und der damit schnellen Wärmeableitung werden auch bei geringen Legierungselement- und Kohlenstoffgehalten von $C = 0,1-0,2\%$ kritische $t_{8/5}$ -Zeiten unterschritten /23/ und das Schweißnahtgefüge besteht aus Martensit. Die beim Laserstrahlschweißen härter Stähle entstehenden Kaltrisse kommen daher ursächlich aus zwei Gründen zustande. Zum einen erschwert oder verhindert die Aufhärtung der Schweißnaht den Abbau der während der Schweißnahtabkühlung entstehenden Zugspannungen über plastische Verformungen. Zum anderen behindert die Aufhärtung den Abbau von makroskopischen Bauteil-Eigenstressen, die durch das eingeschränkte Formänderungsvermögen der gefügten Teile entstehen. Die rissfreie Laserschweißbarkeit von Vergütungsstählen erfordert deshalb die werkstoffgerechte Anpassung der Abkühlgeschwindigkeit durch eine auf den Schweißprozess, den Werkstoff und das Bauteil adaptierbare, zusätzliche Energiequelle. Im einfachsten Fall ist das durch eine konventionelle Vorwärmung möglich. Durch die Anhebung der Temperatur des gesamten Bauteils auf etwa 100 bis 350 °C wird die $t_{8/5}$ -Zeit soweit verringert, dass die Martensitbildung unterbleibt und der Austenit in Bainit oder Perlit umgewandelt wird /114/. Um eine Reproduzierbarkeit dieses Prozesses zu erreichen, ist eine vollständige Durchwärmung des Bauteils erforderlich, die bis zur $t_{VW} = 1000$ s dauern kann. Hier ist der

Temperaturabfall zwischen dem Ende des Erwärms und dem Beginn des Schweißens vernachlässigbar. Nachteilig wirkt sich jedoch aus, dass die langen Vorwärmzeiten nicht in die Taktzeiten moderner Laserschweißanlagen integrierbar sind und das ganze Bauteil erwärmt werden muss. Bei der Variante des induktiv unterstützten Laserstrahlschweißens wird nur für einen Zeitraum von 0,3 und 30 Sekunden aufgeheizt, wobei die Aufheiztiefe auf die Schweißnahttiefe und die Bauteildicke angepasst und auf eine durchgreifende Erwärmung des gesamten Bauteils verzichtet wird. Darüber hinaus wird die maximale Temperatur des Vorwärmzyklus mit 350 °C bis 800 °C höher als bei der Ofenerwärmung eingestellt und die Vorwärmung in der Regel kurz vor dem Schweißen beendet. Durch die lokal höhere Temperatur des Bauteils wird die Abkühlgeschwindigkeit der Laserschweißnaht schon bei höheren Temperaturen reduziert, so dass große $t_{8/5}$ -Zeiten erreicht werden. Dadurch wird das Bainit-, Perlit- oder Ferritgebiet bei höheren Temperaturen durchlaufen, obwohl das Bauteil schnell auf Raumtemperatur abkühlt /115, 113/. Dieses Vorgehen bietet für das Laserstrahlschweißen in automatisierten Anlagen eine Reihe von Vorteilen. Die Vorwärmzeiten lassen sich im Allgemeinen so weit verkürzen, dass die induktive Vorwärmung und das Laserstrahlschweißen taktzeitparallel ablaufen können. Für die beschriebene Verkürzung der Vorwärmzeit ist entscheidend, dass die induktive Erwärmung des Bauteils nicht über die Oberfläche, sondern durch eine direkte Energieeinkoppelung bis in eine durch die Induktionsfrequenz einstellbare Tiefe erfolgt. Die Abkühlgeschwindigkeit als einer der wichtigsten Parameter für die Rissvermeidung kann flexibel und reproduzierbar nicht nur durch die Wahl der Ofentemperatur sondern auch durch die Wahl der Breite und Tiefe des induktiven Vorwärmfeldes eingestellt werden. Damit ist eine große Variabilität der Temperaturführung gegeben, die es gestattet, für eine breite Palette von Stählen und Bauteilen technologisch und wirtschaftlich umsetzbare Lösungen zu finden.

In der Fertigung eines Automobilherstellers wird für eine Welle (Bild 8a) ein Rohr aus dem Werkstoff 26Mn5 an den Enden mit Flanschen des Werkstoffes SAE 1038 (C = 0,38 %) durch induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen gefügt /109, 115/. Die Gefügeaufnahmen der Schweißnaht einer C45-Fügeverbindung verdeutlichen den signifikanten Unterschied zwischen der rissbehafteten laserstrahlgeschweißten Naht (Bild 8b) und der induktiv unterstützten laserstrahlgeschweißten Verbindung (Bild 8c).

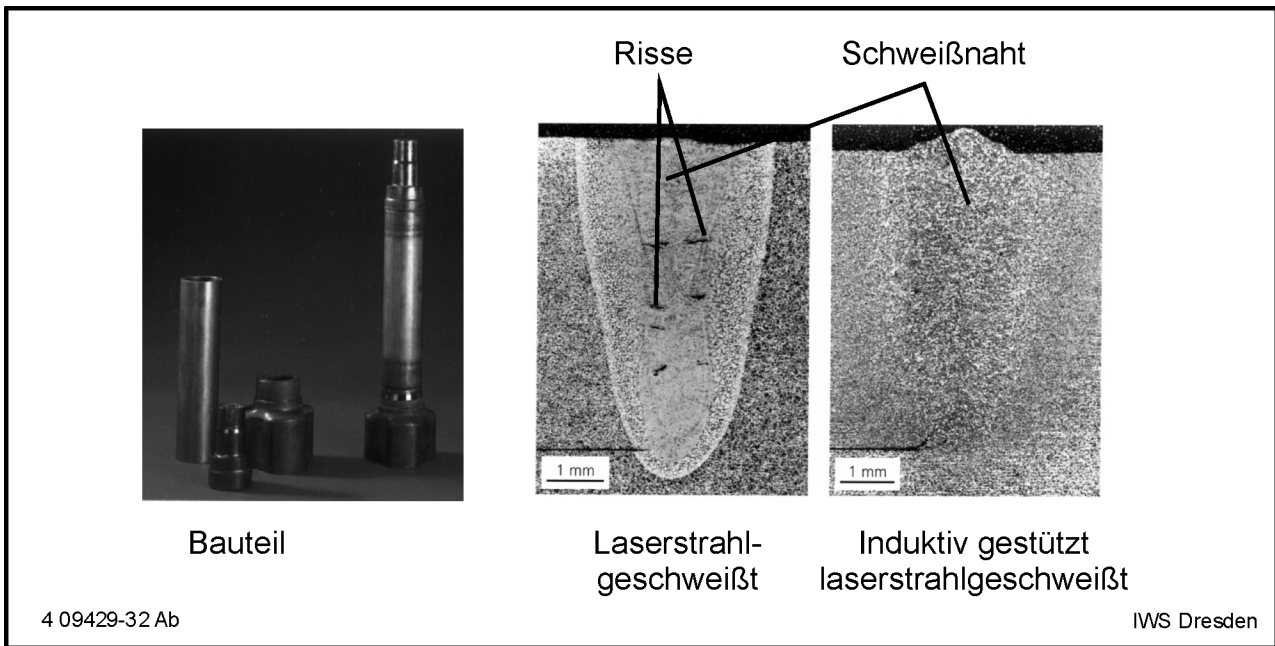


Bild 8: Bauteil und Gefügeausbildung beim induktiv gestützten Laserstrahlschweißen von C45 /115/

Ein hohes Einsatzpotential für das induktiv unterstützte Laserstrahlschweißen wird im Antriebsstrang von Kraftfahrzeugen bei Axialrundnähten einsatzgehärteter Getriebebauteile gesehen, bei denen rissfreie Schweißnähte durch lokale, induktive Vorwärmung erzeugt werden können, ohne das bereits gehärtete Zahnflanken angelassen werden. Die Erhöhung der Duktilität der Fügezone bewirkt weiterhin eine Verbesserung der Schwingfestigkeit bei diesen zyklisch belasteten Bauteilen /116/.

3 Zielsetzung

Steigende Anforderungen an die Steifigkeit und das Crashverhalten von Fahrzeugkarosserien bei gleichzeitiger Reduzierung der Masse sowie der Fertigungskosten werden den Einsatz von Tailored Blanks auch in Zukunft erweitern. Die Kombination von hoher Festigkeit und Duktilität werden dabei den Anteil innovativer Stahlsorten wie der Dualphasenstähle, der Restaustenitstähle oder bainitvergüteter Federstähle erhöhen. Da zur Gefügeeinstellung Kohlenstoffgehalte deutlich über denen bisher eingesetzter höherfester Feinkornstähle benötigt werden, sind die Platinen durch das entstehende hochfeste Schweißgut nicht bzw. nur eingeschränkt umformbar.

Die Verwendung von Zusatzwerkstoffen aus Nickel oder Reineisen senkt den Kohlenstoffgehalt im Schweißgut und kann durch Erhöhung des Nickeläquivalentes zu austenitischem Schweißgut führen. Nachteilig sind jedoch die Verringerung der Schweißgeschwindigkeit sowie die Härtespitzen in der Wärmeeinflusszone. In der konventionellen Schweißtechnik wird die Gefügezusammensetzung i.A. über die $t_{8/5}$ -Zeiten gesteuert. Beim Laserstrahlschweißen ist dies nur bei größeren Einschweißstiefen und dadurch geringeren Schweißgeschwindigkeiten ein wirtschaftliches Verfahren /115, 113/.

Die Fertigung von Tailored Blanks ist dagegen nur bei hohen Schweißgeschwindigkeiten wirtschaftlich, so dass die Wärmebehandlung ohne weiteren Arbeitsschritt während des Schweißens durchgeführt werden muss. Das Kurzzeitanlassen bietet in diesem Zusammenhang den Vorteil, dass über eine Erhöhung der Anlasstemperatur die Anlasszeit dieses diffusionsgesteuerten Prozesses verkürzt werden kann. Nach Untersuchungen zum Nachwärmen mittels Diodenlaser, Mikroplasmaquellen /62/ und Festkörperlaser /58/ soll im Rahmen dieser Arbeit die Veränderung der Nahteigenschaften durch ein induktives Kurzzeitanlassen betrachtet werden, das gegenüber den oben genannten Verfahren höhere Erwärmungsleistungen über das gesamte Volumen und einen höheren Wirkungsgrad hat. Zu den Versuchswerkstoffen zählen dabei der Tiefziehstahl DC05, der höherfeste Feinkornstahl H320LA, der Dualphasenstahl DP800, der Restaustenitstahl TRIP700 sowie der bainitvergütete Federstahl C 60 S (PT120). Die Bewertung der Schweißnahteigenschaften erfolgt dabei im Hinblick auf die Anwendung in Krafffahrzeugen hinsichtlich ihrer statischen und dynamischen Festigkeit sowie des Umformvermögens.

4 Lösungskonzept

Abgeleitet aus der Zielsetzung ergibt sich das in Bild 9 dargestellte Lösungskonzept. Das induktive Nachwärmen der stark aufgehärteten Schweißnähte erfasst durch den im Vergleich zur Laserstrahlung breiteren Energieeintrag auch einen Teil des Grundwerkstoffs. Der Analyse der Werkstoffherstellung bzw. der Gefügeeinstellung und der daraus abzuleitenden Anlassbeständigkeit des Grundwerkstoffs kommt daher eine zentrale Bedeutung zu, da die Festigkeit und das Umformvermögen des Grundwerkstoffs durch die Wärmebehandlung nicht bzw. nur geringfügig eingeschränkt werden darf. Eine a priori Abschätzung der notwendigen Anlass temperatur wird über die Berechnung des Anlassparameters von Holomon und Jaffe bei den vorherrschenden kurzen Wechselwirkungszeiten erreicht.

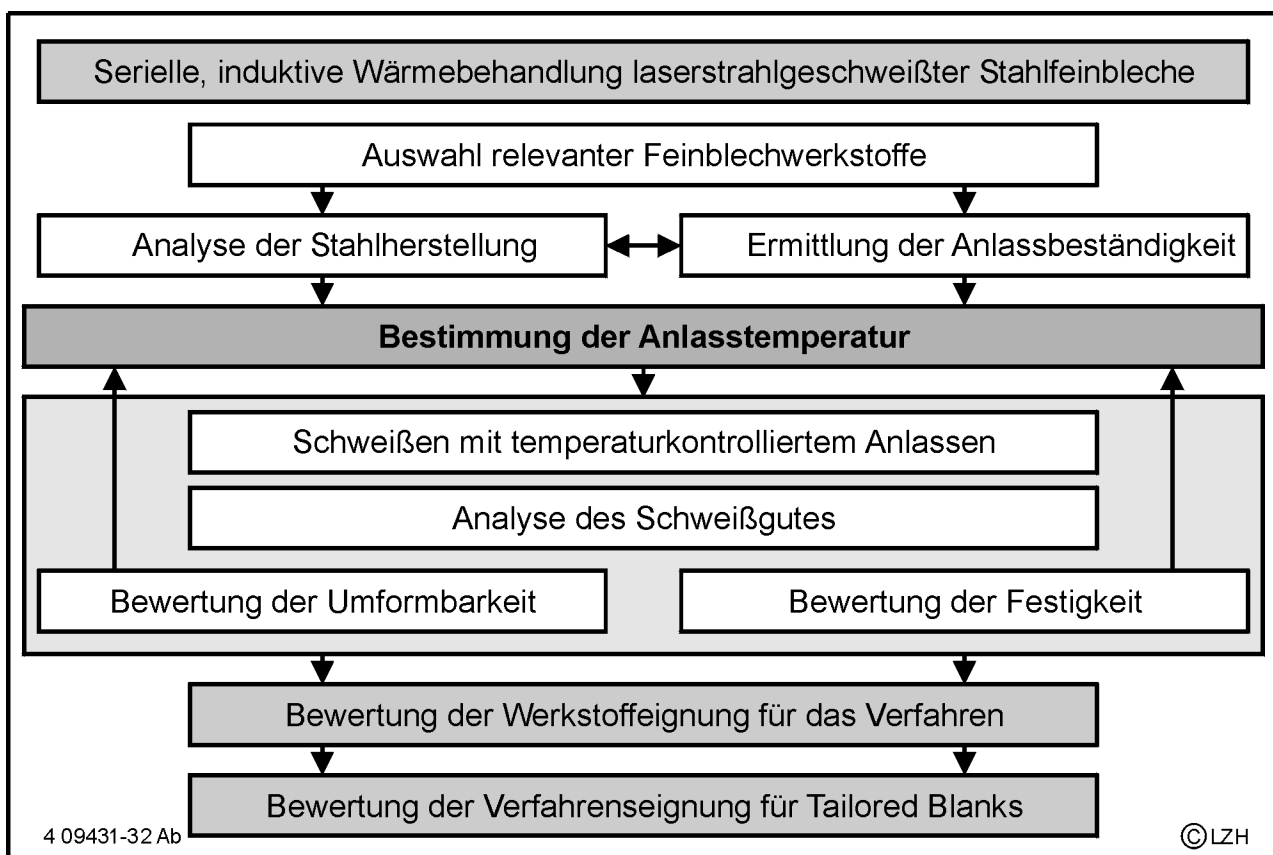


Bild 9: Vorgehensweise zur Lösung der Aufgabenstellung

Nach dem Laserstrahlschweißen mit temperaturkontrolliertem Anlassen und der metallographischen Analyse des Schweißgutes ist die Bestimmung der mechanisch-

technologischen Eigenschaften wesentlicher Schwerpunkt der experimentellen Arbeiten. In Quersugversuchen wird überprüft, ob die Schweißnähte die Festigkeit des Grundwerkstoffs auch nach der Wärmebehandlung erreichen, so dass die Anlasstemperatur gegebenenfalls nach unten korrigiert werden muss. Für die Berechnung von Umformteilen wird im Allgemeinen das Grenzformänderungsschaubild genutzt, das die maximalen Dehnungsverhältnisse kompakt darstellt. Um im Hinblick auf dieses Schaubild die Auswirkungen auf die Umformbarkeit der Schweißnaht zu ermitteln, liefert der Längszugversuch mit positiver Haupt- und negativer Nebenformänderung einen Kennwert im zweiten Quadranten des Grenzformänderungsschaubildes und die Erichsentiefung mit positiver Haupt- und Nebenformänderung einen Kennwert im ersten Quadranten. Die Wirkung der seriellen induktiven Wärmebehandlung kann damit auch auf komplexe Umformvorgänge anhand dieser vergleichsweise einfachen Untersuchungen beurteilt werden. Die für den Einsatz der geschweißten Bauteile in Kraftfahrzeugen sicherzustellende Dauerfestigkeit des Verbundes wird exemplarisch senkrecht zur Schweißnaht ermittelt, da die metallurgischen sowie die geometrischen Kerbwirkungen in dieser Richtung am größten sind. Die Ermittlung der mechanisch-technologischen Kennwerte in Abhängigkeit der Nachwärmtemperaturen führt zu einer Bewertung der Werkstoffeignung für das Verfahren der seriellen, induktiven Nachwärmung und zu damit möglichen Werkstoffkombinationen für die Fertigung von Tailored Blanks.

5 Versuchstechnik

5.1 Nd:YAG-Laserstrahlschweißanlage

Für die Untersuchungen wurde ein Nd:YAG-Festkörperlaser HL4006D verwendet, dessen Strahlführung über Lichtleitkabel (LLK) mit einem Faserdurchmesser von $d_{\text{Faser}} = 600 \mu\text{m}$ erfolgt. Die Flexibilität in der Handhabung der aufgrund der Wellenlänge von $\lambda = 1064 \text{ nm}$ über Glasoptiken führ- und formbaren Laserstrahlung begründet den zunehmenden Einsatz der Festkörperlaser in der Fertigung von Tailored Blanks. Die im Vergleich zu CO₂-Gaslasern kleinere Störkontur des Arbeitskopfes ermöglicht die weite Variation des Abstandes von Laserfokus und linienförmig aufgebautem Induktor. Die Laserparameter, insbesondere die für das Temperatur-Zeit-Regime entscheidende Schweißgeschwindigkeit, orientieren sich für eine Vergleichbarkeit der Untersuchungen mit industriell erstellten Tailored Blanks an den dort vorherrschenden Bedingungen:

Die Kollimierbrennweite beträgt $f_K = 200 \text{ mm}$, die Fokussierbrennweite $f_F = 150 \text{ mm}$, der Fokussierdurchmesser ist damit auf $d_F = 450 \mu\text{m}$ festgelegt. Als Schutzgas wird Argon mit einem Volumenstrom von $\dot{V} = 15 \text{ l/min}$ eingesetzt. Die für alle Versuche konstante Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9 \text{ m/min}$ wurde über eine CNC-Verfahreinheit realisiert, die Laserleistung wurde entsprechend der Blechdicke und Oberflächenbeschaffenheit angepasst um die geforderte Vorschubgeschwindigkeit zu realisieren.

5.2 Induktionserwärmungsanlage

Die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzte induktive Erwärmungsanlage stellt eine maximale Ausgangsleistung von $P_1 = 40 \text{ kW}$ zur Verfügung. Der Aufbau besteht aus einem geregelten Netzteil, das eine Gleichspannung von bis zu $U_N = 400 \text{ V}$ bereitstellt, und einem Oszillator. Die Frequenz des Schwingkreises ist durch den verwendeten Induktor und steckbare Kondensatoren sowie zuschaltbare Spulenwindungen in einem Frequenzband von $f_1 = 20 - 100 \text{ kHz}$ einstellbar. Die für die Induktion ungünstige Spulenanordnung eines Linieninduktors im Außenfeld führt zu erhöhten Koppelverlusten, so dass eine maximale Induktorleistung von $P_1 \approx 20 \text{ kW}$ in das Werkstück eingebracht werden kann. Daher wird eine mineralische Spannvorrichtung verwendet, die weitere Koppelverluste und die Wärmeableitung an den Spannbacken vermindert.

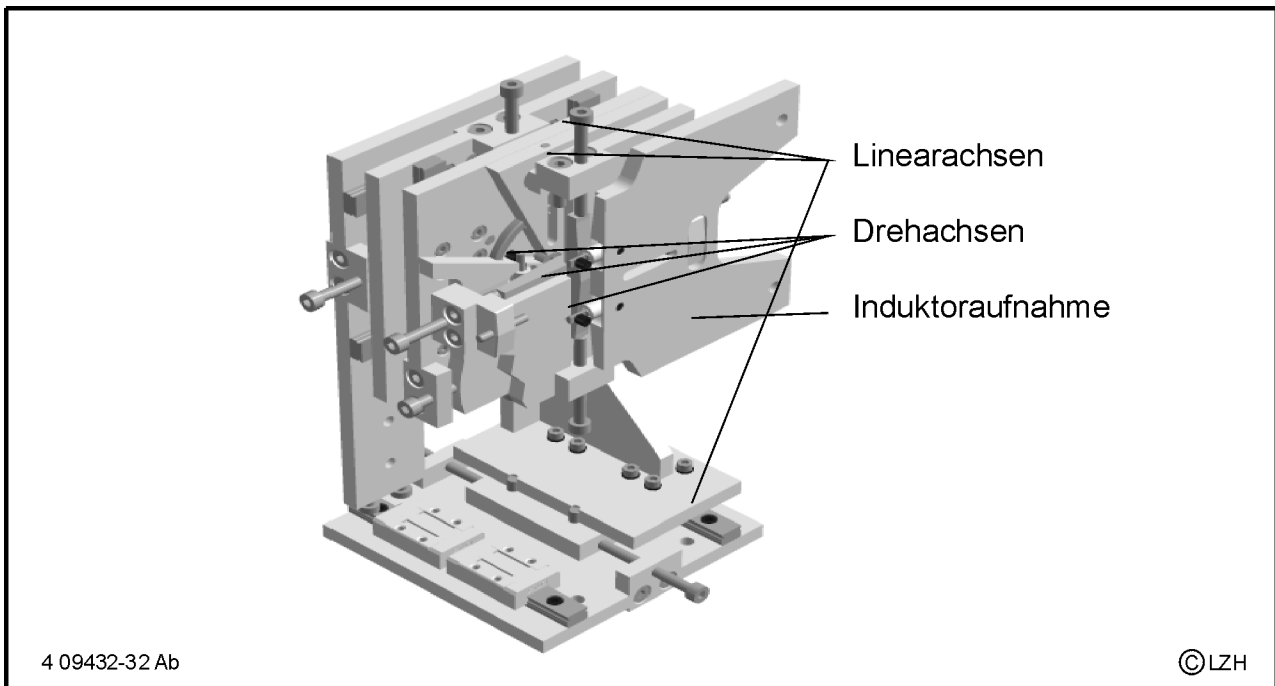


Bild 10: 6-Achs-Justiereinheit

Da der Abstand zwischen Induktor und Werkstück die ortsabhängige Erwärmung maßgeblich beeinflusst, wurde eine 6-Achs-Justiereinrichtung aufgebaut (Bild 10). Durch die Verwendung von Keilplatten konnte die Vorrichtung kompakt und leicht aufgebaut und in die Laseranlage integriert werden.

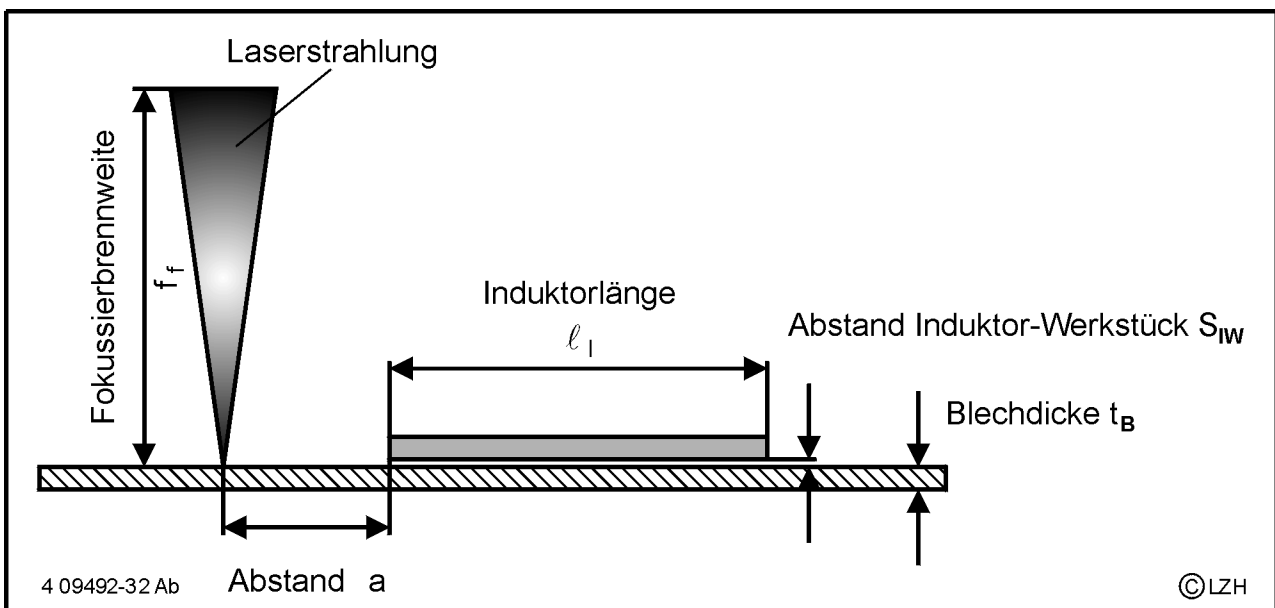


Bild 11: Geometrische Anordnung bei der seriellen, induktiven Nachwärmung von Laserstrahlschweißnähten

In der Darstellung in Bild 11 sind die wesentlichen Geometrieparameter für das serielle, induktive Nachwärmen zusammengefasst, deren Einstellung den Versuchsaufbau bestimmt. In Bild 12 ist auf der rechten Seite der Standardarbeitskopf des Lasers zu sehen. Der Linieninduktor mit einer Wirkfläche von $A_l = 10 \times 200 \text{ mm}^2$ ist über die 6-Achsen-Justiereinheit direkt mit dem Laserarbeitskopf verbunden, so dass keine zusätzliche Verfahreinheit notwendig ist und der Prozess aufgrund des konstanten Abstandes zwischen den Wärmequellen als seriell, induktives Nachwärmen von Laserstrahlschweißnähten bezeichnet wird. Bei der Erwärmung im Querschnitt wird bei einer Induktorfrequenz von $f_l = 21 \text{ kHz}$ eine vollständige Durchwärmung erzielt. Der Abstand zwischen Laserstrahlquelle und Induktor beträgt $a = 90 \text{ mm}$, so dass sich eine Pausenzeit von $t_p = 0,60 \text{ s}$ und eine Induktoreinwirkzeit von $t_l = 1,33 \text{ s}$ bei der für alle Untersuchungen konstanten Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9 \text{ m/min}$ ergeben. Aus dem resultierenden Zeit-Temperatur-Regime des Laserstrahlschweißprozesses ergibt sich eine Induktoreingangstemperatur von ca. 100°C . Diese stellt zum einen bei den Werkstoffen mit Kohlenstoffgehalten bis $C = 0,2\%$ ($M_f \approx 200^\circ\text{C}$) die vollständige martensitische Umwandlung sicher und verhindert Kaltrisse bei Werkstoffen mit hohen Kohlenstoffgehalten wie beispielsweise bainitischem Federstahl ($M_f \approx 40^\circ\text{C}$).

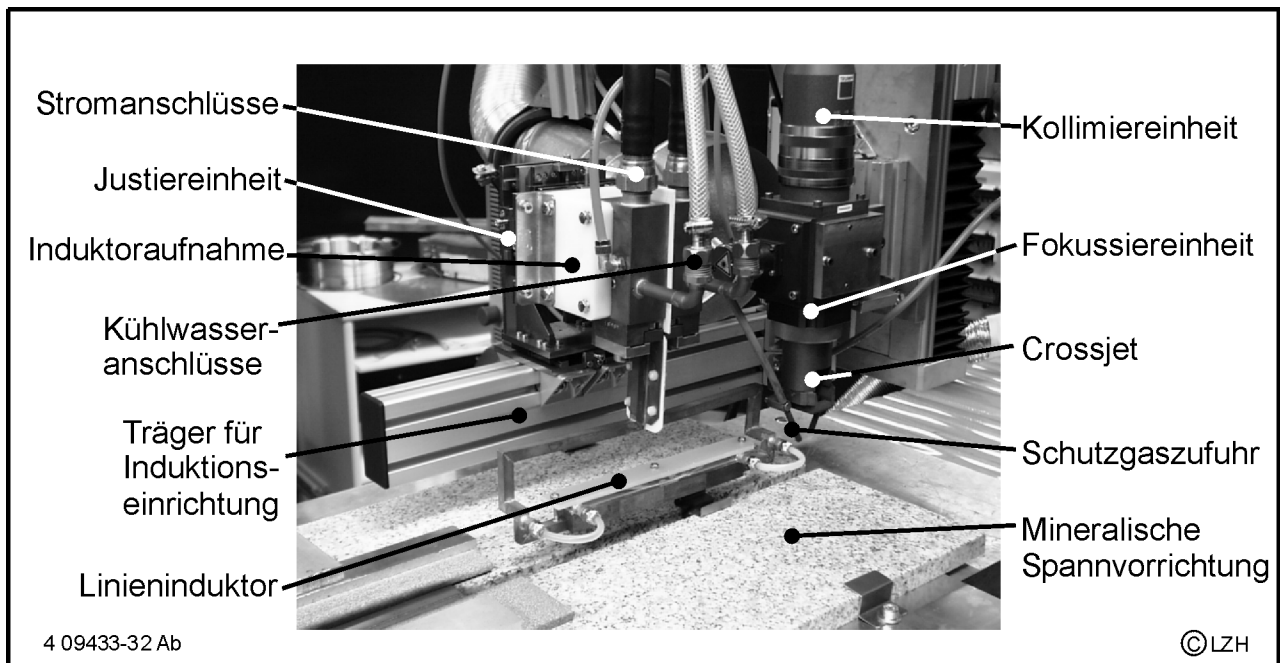


Bild 12: Versuchsaufbau zum seriellen induktiven Laserstrahlschweißen

Bei der Verkleinerung des Abstandes zwischen Induktor und Werkstück stehen verbesserten Koppelbedingungen für die induktive Erwärmung Einschränkungen der Fertigungssicherheit entgegen, da sich beim Schweißen verzinkter Bleche aufgeschmolzenes Zink als Welle unter dem Induktor konzentriert und bei zu geringem Abstand einen Kurzschluss zwischen Werkstück und Induktor verursacht. Ein weiterer Grund für den gewählten Abstand von $s_{IW} = 2 \text{ mm}$ ist der temporäre Verzug insbesondere bei geringen Blechstärken während der Wärmebehandlung

5.3 Temperaturmesssystem

Die Messung der Temperaturen während des Laserstrahlschweißens und der induktiven Nachwärmung ist von großem Interesse für die folgenden Untersuchungen, da der Zeit-Temperatur-Verlauf für die Gefügeausbildung bestimmend ist. Die Temperaturmessung über Quotientenpyrometer lässt sich durch Ansprechzeiten weniger Millisekunden und die berührungslose Messung auch bei den hohen Vorschubgeschwindigkeiten des Laserstrahlschweißens realisieren. Die Messung erfolgt sowohl von der Blechoberseite vor und nach dem Linieninduktor als auch von der Blechunterseite durch eine Öffnung in der Spannvorrichtung. Die Wärmestrahlung wird dabei über einen Aluminiumoberflächenspiegel umgelenkt und die Optiken des Pyrometers werden durch einen Druckluft-Cross-Jet vor Verschmutzung geschützt.

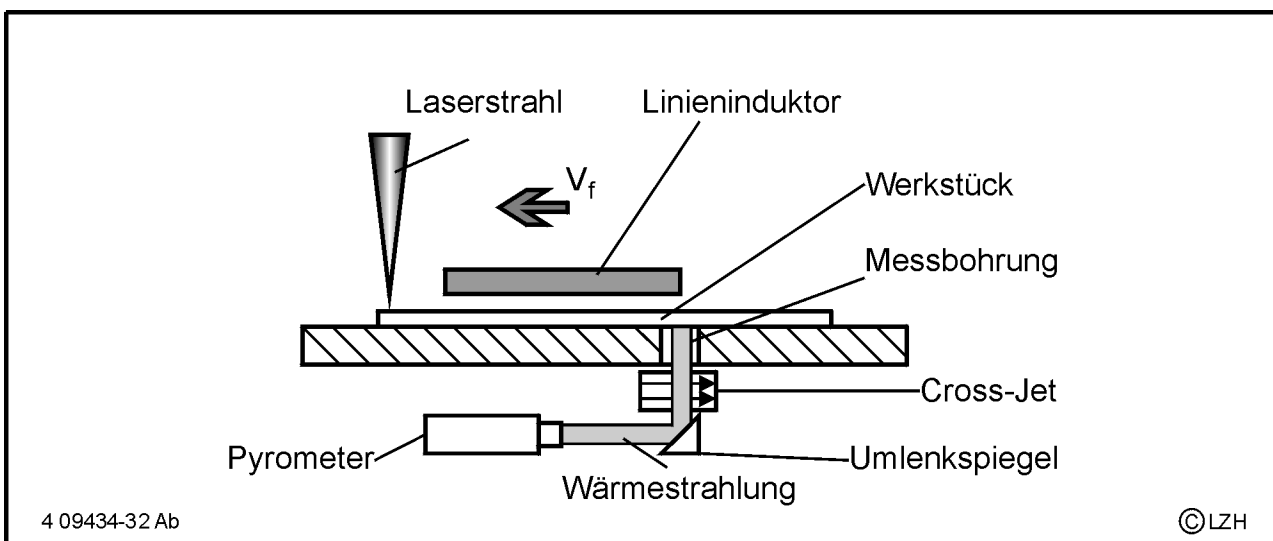


Bild 13: Prinzipieller Aufbau zur Temperaturmessung von der Blechunterseite

Das benutzte Quotientenpyrometer Maurer-QKTR 1075-1 ist ein Zweifarben-Pyrometer, das die absolute Temperatur eines Körpers aus der Wärmestromdichte seiner elektromagnetischen Strahlung bestimmt. Die Messung erfolgt in zwei überlappenden Spektralbereichen von $\lambda_1 = 1,4 - 1,75 \mu\text{m}$ und $\lambda_2 = 1,6 - 1,75 \mu\text{m}$. Die Gewichtung Messwerte der spektralen Leistungsdichte erfolgt nach dem Planck'schen Strahlungsgesetz unter der Annahme, dass der Emissionskoeffizient in diesem eng begrenzten Bereich konstant bleibt. Die Erfassung der Messsignale erfolgt über die Mess- und Regelsoftware TemCon^{©LZH} mit einem Messtakt von $f_M = 1 \text{ kHz}$. Das eingesetzte Pyrometer verfügt über einen Messbereich von 300 °C bis 900 °C und deckt damit den Bereich der in Bild 14 ermittelten Anlasstemperaturen bis zur Austenitisierungstemperatur ab. Die Messung der Temperaturen nach dem Schweißprozess erfolgt mit einer Thermokamera, deren Messgenauigkeit durch variierende Emissionskoeffizienten eingeschränkt ist.

5.4 Ermittlung der Anlasstemperaturen

Für eine Interpretation der gemessenen Temperaturen hinsichtlich der Anlasswirkung ist ein Bezug auf die Temperaturführung beim konventionellen Ofenansetzen notwendig. Die Berechnung des Anlassparameters von Hollomon und Jaffe [117, 118] berücksichtigt sowohl die zu haltende Temperatur als auch die Anlassedauer für diesen diffusionsgesteuerten Vorgang.

$$P = T (\lg t + c) \quad \text{Gl. 2}$$

Dabei ist P der Anlassparameter, T die Ofentemperatur, t die Haltezeit und c eine werkstoffabhängige Konstante, die bei Stählen im Bereich von 10 bis 20 liegt. Da bei der induktiven Nachwärmung keine konstante Temperatur gehalten wird, ist keine Angabe einer Haltezeit möglich. Im Bereich weniger Sekunden ist der Einfluss der Anlasszeit auf den Anlassparameter gering. Für eine a priori Abschätzung kann daher eine Referenzanlasszeit von $t_R = 1 \text{ s}$ gesetzt werden, so dass eine Umrechnung der Kurzzeitanlasstemperatur auf die Anlasszeit für die Vergütung im Ofen $t_O = 5000 \text{ s}$ möglich ist. Wie aus Bild 14 deutlich wird, ist eine Temperaturerhöhung um $\Delta T = 150 - 300 \text{ °C}$ für eine Übertragung der Ofenansatztemperaturen notwendig. Bei Kurzzeitanlassvorgängen mit Aufheizgeschwindigkeiten oberhalb von $\dot{T} > 50 \text{ K/s}$ ist in der angelassenen Zone mit Zugeigenspannungen zu rechnen. Da bei Laserstrahlschweißungen in der Regel

Zugeigenspannungen in Höhe der Zugfestigkeit auftreten, ergeben sich dadurch keine Einschränkungen für das Verfahren.

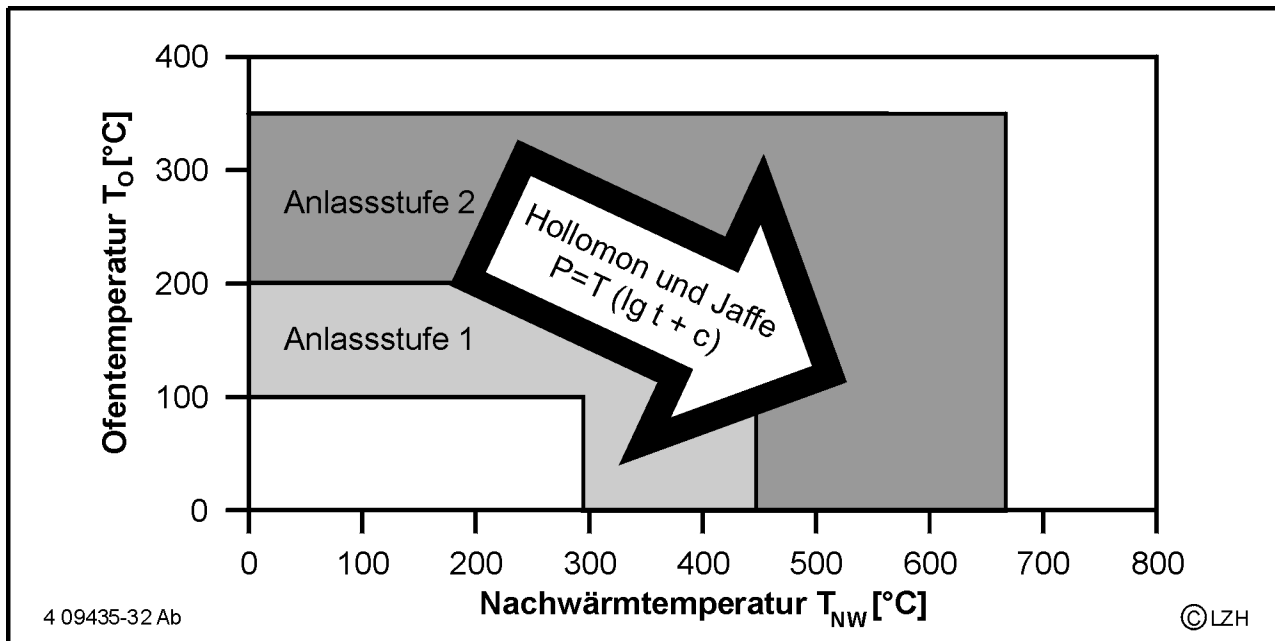


Bild 14: Berechnung der Anlasstemperaturen für das Kurzzeitanlassen

5.5 Prüftechnik

Die Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnähte bzw. der geschweißten Platine ist Ziel dieser Arbeit. Entsprechend dem Einsatz von Tailored Blanks in Kraftfahrzeugen sind sowohl statische als auch zyklische Kennwerte für die Laserschweißnähte zu ermitteln. Da die Schweißnähte in Tailored Blanks zunächst in Tiefziehprozessen für Karosserieteile hohen Umformgraden unterworfen werden, ist die Verbesserung des plastischen Dehnverhaltens das entscheidende Ziel dieser Arbeit. Für die Berechnung der Umformbarkeit eines Bauteils wird im Allgemeinen das Grenzformänderungsschaubild verwendet. Es fasst das Verhalten von Blechwerkstoffen für unterschiedliche Beanspruchungen zusammen und beruht auf der Annahme, dass das Versagen der Blechwerkstoffe allein durch den ebenen Spannungszustand bestimmt wird. Die Haupt- und Nebenformänderung werden über aufgeprägte Messraster bei angepassten Prüfgeometrien ermittelt. Der Vergleich dieser gemessenen örtlichen Dehnungen mit in Finite Elemente Simulation berechneten Formänderungen führt zur

Bestimmung plastischer Instabilitäten und der Ermittlung der Verfahrensgrenzen /119/, so dass die Umformbarkeit von Bauteilen rechnerisch bestimmt werden kann.

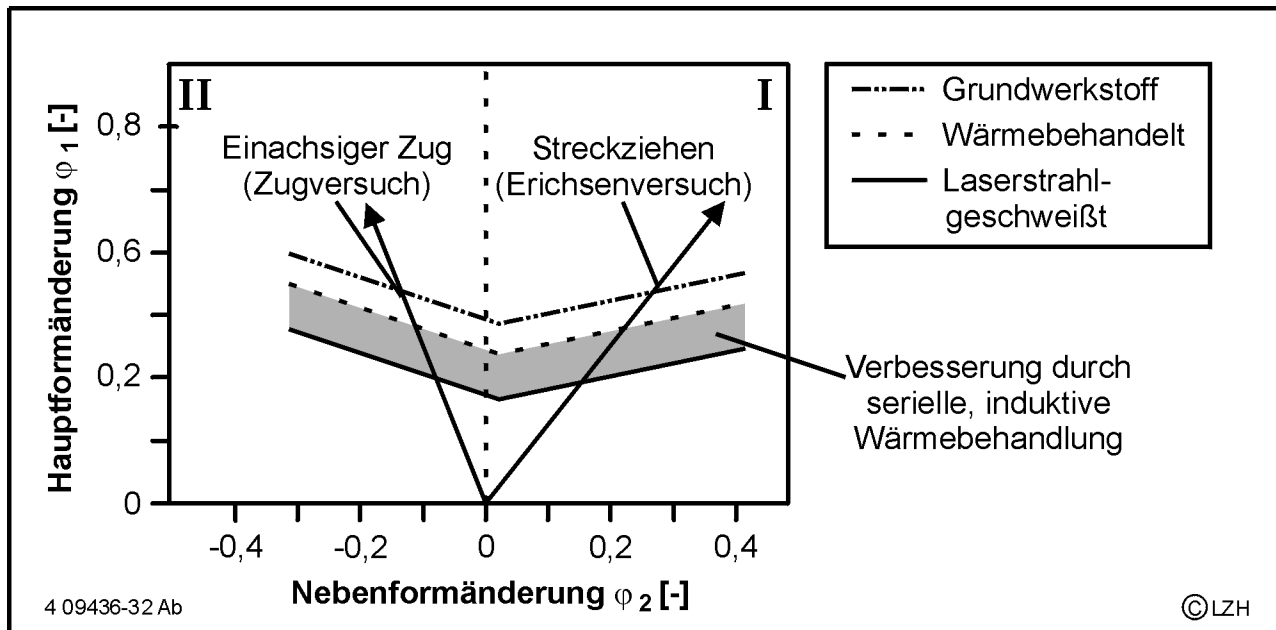


Bild 15: Dehnungsverhältnisse im Grenzformänderungsdiagramm

In Bild 15 ist der qualitative Verlauf der Grenzformänderung für laserstrahlgeschweißte Feinbleche dargestellt. Um in beiden Quadranten des Diagramms eine charakteristische Größe zur Bewertung der Beeinflussung der Eigenschaften durch die Wärmebehandlung nachzuweisen, werden Zug- sowie Erichsenversuche durchgeführt. Der Längszugversuch ist für die Ermittlung des Dehnvermögens aussagekräftig, da im Gegensatz zum Querszugversuch eine gleichmäßige Dehnung über den Probenquerschnitt erzwungen wird. Das Versagen beginnt daher stets im aufgehärteten Schweißgut der untersuchten niedriglegierten Stahlwerkstoffe. Der einachsige Zugversuch mit positiver Haupt und negativer Nebenformänderung liefert einen Kennwert im zweiten Quadranten des Grenzformänderungsschaubildes. Der Erichsenversuch (Bild 15) wird aufgrund des einfachen Aufbaus auch zur Qualitätssicherung bei der Automobilfertigung eingesetzt, wobei Schweißnähte 70% der Tiefung des weicheren bzw. dünneren Fügepartners erreichen müssen /120/. Die Belastung entspricht einem reibungs- und biegungsüberlagerten Streckziehen mit positiver Haupt- und Nebenformänderung, so dass ein Kennwert im ersten Quadranten des Diagramms geliefert wird. Die Auswertung erfolgt

dabei in Relation zu nicht geschweißten Referenzproben um den Einfluss der Reibung auf die Aussagen zu vermindern.

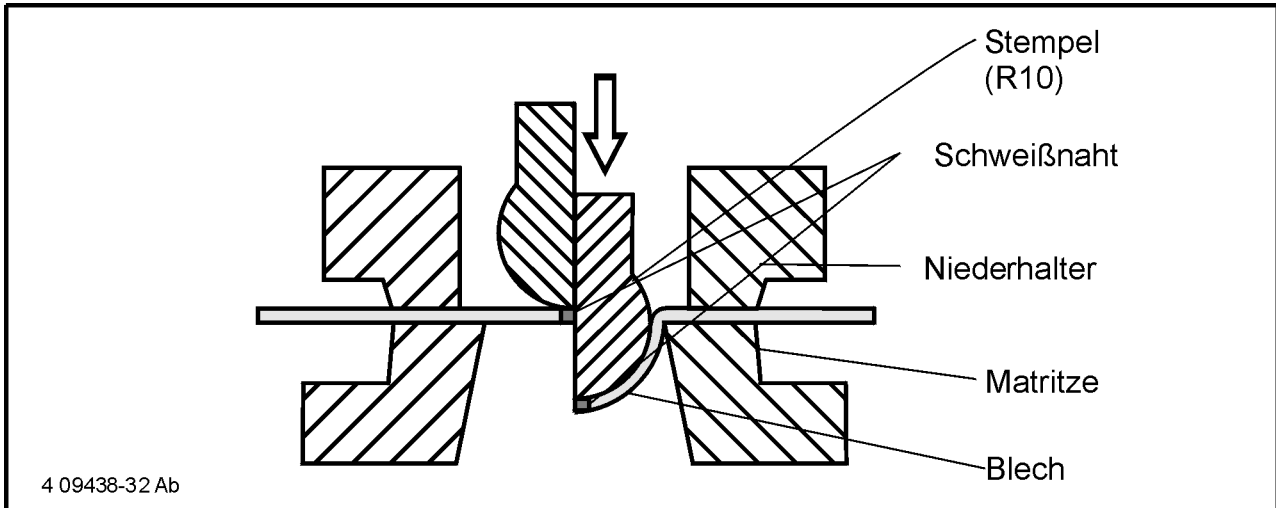


Bild 16: Prinzipskizze des Erichsenversuchs

Über die Bewertung anhand der beiden Untersuchungsmethoden erfolgt damit eine Abschätzung des Versagensverhaltens auch für komplexe Beanspruchungen. Die vollständige Bestimmung des Grenzformänderungsschaubildes über Nakazima- oder Marciniak-Tests kann anschließend mit der ermittelten optimalen Wärmeführung erfolgen. Dabei ist aufgrund der vielen notwendigen Kombinationen von Haupt- und Nebenformänderung eine Vielzahl angepasster Probengeometrien notwendig.

In Bild 17a ist die Probengeometrie der verwendeten Längszugprobe dargestellt. Für die Bestimmung der Dauerschwingfestigkeit wurde die in Bild 17b dargestellte Probengeometrie mit der Schweißnaht quer zur Zugrichtung verwendet. Die mechanische und metallurgische Kerbwirkung senkt die Schwingfestigkeit der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff bei höherfesten Stahlwerkstoffen unter die Kennwerte des Grundwerkstoffs, so dass der Anriss stets im Schweißgut bzw. der Wärmeeinflusszone auftritt.

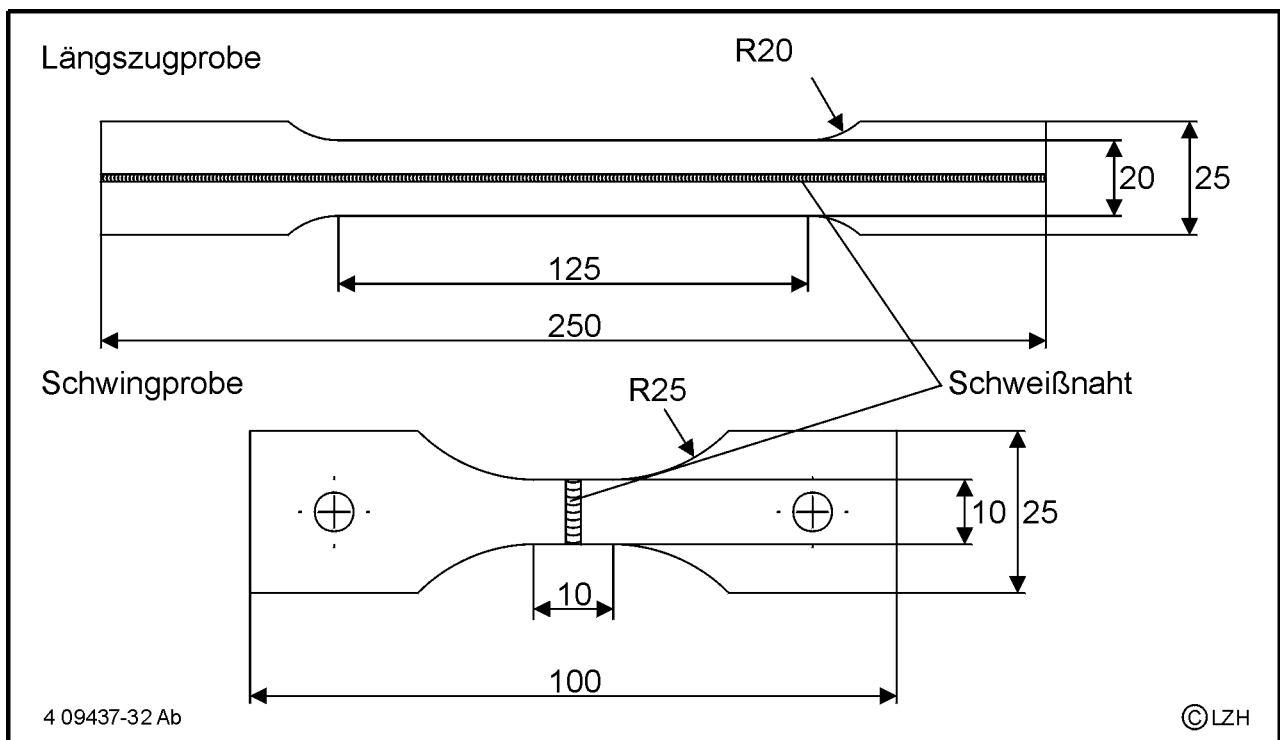


Bild 17: Probengeometrie für den Längszugversuch und den Schwingversuch

Röntgenographische Eigenspannungsmessung

Die aus dem Schweißprozess resultierenden Spannungen werden mittels röntgenographischer Eigenspannungsmessung ermittelt. Das Verfahren basiert auf der Beugung von Röntgenstrahlung an den Gitterebenen eines polykristallinen Werkstoffs, deren Abstand durch die Wellenlänge der Strahlung und den Winkel der maximalen Reflektion ermittelt werden kann.

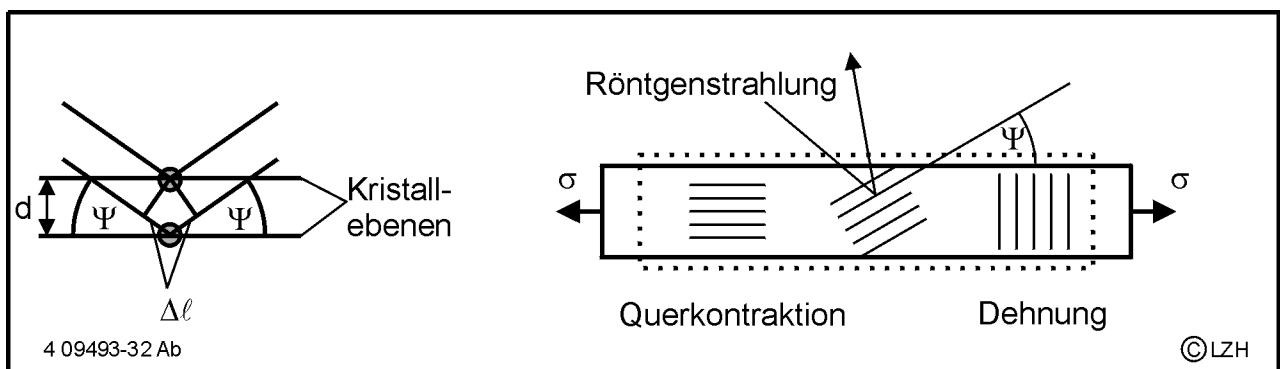


Bild 18: Messung der Gitterverspannung durch Beugung von Röntgenstrahlung

Zur Ermittlung der Eigenspannung werden die Linienlagen eines Gittertyps, bei Stahlwerkstoffen in der Regel die (100)-Ebene, ermittelt. Werden die berechneten Dehnungen über $\sin^2\Psi$ aufgetragen, so lassen sich die gesuchte Spannungskomponente σ , sowie die Hauptspannungssumme $\sigma_{11} + \sigma_{22}$ über die Steigung und den Ordinatenabschnitt bestimmen

$$\varepsilon_{\psi} = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} = \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sigma \cdot \sin^2 \Psi - \frac{\nu}{E} \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}), \quad \text{Gl. 3}$$

wobei d_0 der unverspannte Netzebenenabstand, d_{ψ} der gemessene Netzebenenabstand, E der Elastizitätsmodul und ν die Querkontraktion ist.

Da die Laserstrahlschweißnähte mit $b = 0,5 \text{ mm}$ schmaler als der Messfleck der Röntgenquelle von $d_R \approx 1,0 \text{ mm}$ ist, kann die Eigenspannung, bzw. deren Änderung durch die Wärmebehandlung, nicht direkt bestimmt werden. Im Rahmen dieser Arbeit werden daher die Halbwertsbreiten der gemessenen Reflektionspeaks an der (100)-Ebene des Eisengitters ausgewertet, die ein Maß für die Eigenspannungsdifferenzen innerhalb des Messbereiches darstellen. Liegt die Laserstrahlschweißnaht im Messbereich kann die Differenz der Eigenspannung zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht qualitativ bestimmt werden.

6 Versuchswerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Schweißnahteigenschaften niedriglegierter Stahlfeinblechwerkstoffe untersucht. Diese Werkstoffe zeichnen sich durch ein gutes Kosten/Eigenschaften-Verhältnis aus und werden daher in den meisten Kraftfahrzeugkarosserien verwendet. Auch die einfache Wiederverwertung im Rahmen der Stahlerzeugung ist bei steigenden Auflagen im Umweltschutz ein wichtiges Entscheidungskriterium. Aufgrund der hohen Abkühlgradienten beim Laserstrahlschweißen ist das Schweißgut i.A. martensitisch oder bainitisch, so dass insbesondere die Umformbarkeit der Fügezone deutlich unter dem Niveau des Grundwerkstoffs liegt.

6.1 Festigkeitssteigernde Mechanismen in metallischen Werkstoffen

Die Breite der Eigenschaften niedriglegierter Stahlwerkstoffe resultiert aus der konsequenten Nutzung der Verfestigungsmechanismen und der Kombination von Gefügeeigenschaften bei den mehrphasigen Werkstoffen. In Bild 19 sind die Möglichkeiten der Verfestigung dargestellt. Diese basieren stets auf der Behinderung von Versetzungsbewegungen über Fehlstellen und die resultierende Erhöhung der Festigkeit ist mit einer Verringerung der Umformbarkeit und einer Erhöhung des Streckgrenzenverhältnisses verbunden.

Die Mischkristallverfestigung über Substitutionsatome ist bei den untersuchten niedriglegierten Stählen von untergeordneter Bedeutung. Die Erhöhung der Festigkeit über interstitiell eingelagerte Atome, die die Bewegung der Versetzungen behindern, erfolgt neben Kohlenstoff mit Stickstoff und Phosphor. Bei Temperaturen um $T = 180\text{ °C}$ lagern sich die gelösten Atome an Versetzungen an und steigern damit die Festigkeit über den sogenannten Bake Hardening Effekt. Die härtesten Stähle besitzen nach einer Kaltverformung ein Bake-Hardening Verfestigungspotential im Bereich von $\Delta R_e = 100\text{ MPa}$, der Effekt wird bei der Kraftfahrzeugfertigung während des Lackeinbrennens aktiviert. Die Verfestigung über Korngrenzflächen wird über Mikrolegierungselemente wie Niob und Titan erreicht, die als Keimbildner wirken. Dieser Verfestigungsmechanismus wird über die Hall-Petch-Beziehung

$$R_{m,v} = R_m + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad \text{Gl. 3}$$

beschrieben, wobei k eine werkstoffabhängige Konstante und d der Korndurchmesser ist. Im Gegensatz zu den anderen Mechanismen führt dies auch zu einer Verbesserung der Verformbarkeit, da in den kleinen Kristallen eine günstige Verteilung der Gleitebenen vorherrscht und die Stahlbegleitelemente zum großen Teil auf den Korngrenzen konzentriert sind und die Kristalle aufgrund ihrer Reinheit gut verformbar sind.

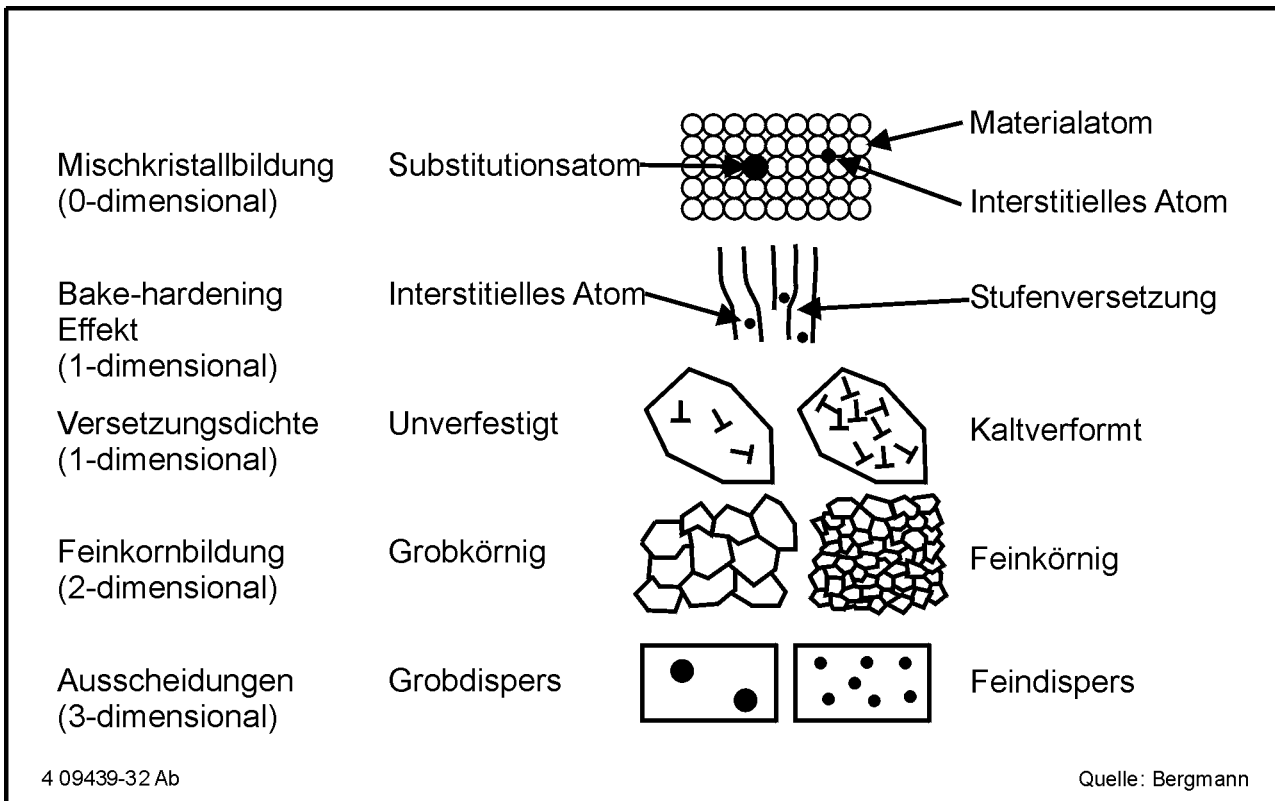


Bild 19: Verfestigungsmechanismen /131/

Die Blockierung von Versetzungsbewegungen über Ausscheidungen wird als dreidimensionaler Gitterfehler bezeichnet. Bei den untersuchten Stahlwerkstoffen bestehen diese Ausscheidungen in erster Linie aus Eisencarbiden, die bei Anlassvorgängen entstehen. Die entstehenden Karbidausscheidungen werden als Sekundärhärtung bezeichnet, verzögern den Festigkeitsabfall und senken die Umformbarkeit. Die Verfestigung beruht bei den kohärenten Ausscheidungen auf der zum Schneiden der Versetzung aufzubringenden Energie und bei inkohärenten Ausscheidungen auf der Bildung zusätzlicher Versetzungen über den Orowan-Mechanismus.

6.2 Gefüge und Gefügeeigenschaften in Stählen

In Abhängigkeit der Temperatur-Zeit-Zyklen und der chemischen Zusammensetzung kann das Gefüge von Stahlwerkstoffen in verschiedenen Konfigurationen vorliegen, die über einen weiten Bereich an Eigenschaften verfügen. Die Kombination der mikroskopischen Eigenschaften der einzelnen Phasen zu einem makroskopischen Werkstoff wird in den Mehrphasenstählen angewendet und ist für deren weiten Eigenschaftsbereich verantwortlich:

- **Ferrit** besitzt eine geringe Kohlenstofflöslichkeit und zeichnet sich durch gute Verformbarkeit aus. Die Härte reinen Ferrits beträgt bis maximal 150 HV.
- **Perlit** wird eutektoid aus Ferrit und Fe_3C gebildet. Die Härte dieser lamellaren Phase mit einem Kohlenstoffgehalt von ca. 0,85 % beträgt zwischen 200-300 HV.
- **Restaustenit** kann bei Raumtemperatur vorliegen, wenn dessen Stabilisierung mit Mangan und Kohlenstoff erfolgt. Die Härte kann nicht gemessen werden, da bei mechanischer Belastung eine Umwandlung in Martensit erfolgt.
- **Bainit** besteht aus Zwischenstufenferrit und Karbiden. Die Härte dieser Phase liegt zwischen 250 und 500 HV. Das untere Zwischenstufengefüge hat aufgrund der feinen Karbidverteilung sowohl gute Festigkeits- als auch Zähigkeitseigenschaften. Das obere Zwischenstufengefüge entsteht bei langsamerer Abkühlung und damit günstigeren Diffusionsbedingungen. Die daraus resultierende Diffusion des Kohlenstoffs zu den Korngrenzen führt zu kompakten Karbiden und schlechteren mechanischen Eigenschaften.
- **Martensit** entsteht bei hohen Abkühlgradienten durch diffusionsloses Umklappen aus Austenit. Nadeliger Martensit, der bei Kohlenstoffgehalten oberhalb $C = 0,6\%$ entsteht, ist mit bis zu 1000 HV extrem hart und spröde, das Streckgrenzenverhältnis beträgt $R_e/R_m \approx 1$. Massiver Martensit entsteht bei geringeren Kohlenstoffgehalten und ist bei geringeren Härtewerten bis ca. 400 HV noch verformbar. Beim Anlassen des Martensits werden nach Diffusionsvorgängen Karbide gebildet, so dass die Gitterverspannung nachlässt und die Verformbarkeit steigt. Dabei können mit geeigneter Wärmeführung die Eigenschaften des Bainits nahezu erreicht werden.

6.3 Stahlfeinblechgüten für den Automobilbau

In Bild 20 ist für Stahlsorten im Karosseriebau die Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit der unteren Streckgrenze dargestellt. Die Vielfalt der Eigenschaften ermöglicht den optimalen Einsatz der Blechgüten in Abhängigkeit des Anforderungsprofils. So können in Bereichen hoher benötigter Dehnfähigkeit die stark verfestigenden IF-Stähle (Interstitiell free) eingesetzt werden. Bereiche, die bei geringeren Umformgraden höhere Festigkeiten erreichen müssen, werden aus Bake-Hardening- (BH) oder mikrolegierten Feinkornstählen (PHZ, MZH) gefertigt. Der Bodenbereich von Kraftfahrzeugen ist Teil der Sicherheitszelle und muss sowohl hohe Festigkeiten aufweisen als auch Dehnreserven zum Einbringen von Sicken bieten. Diese Eigenschaften bieten Restaustenitstähle (TRIP).

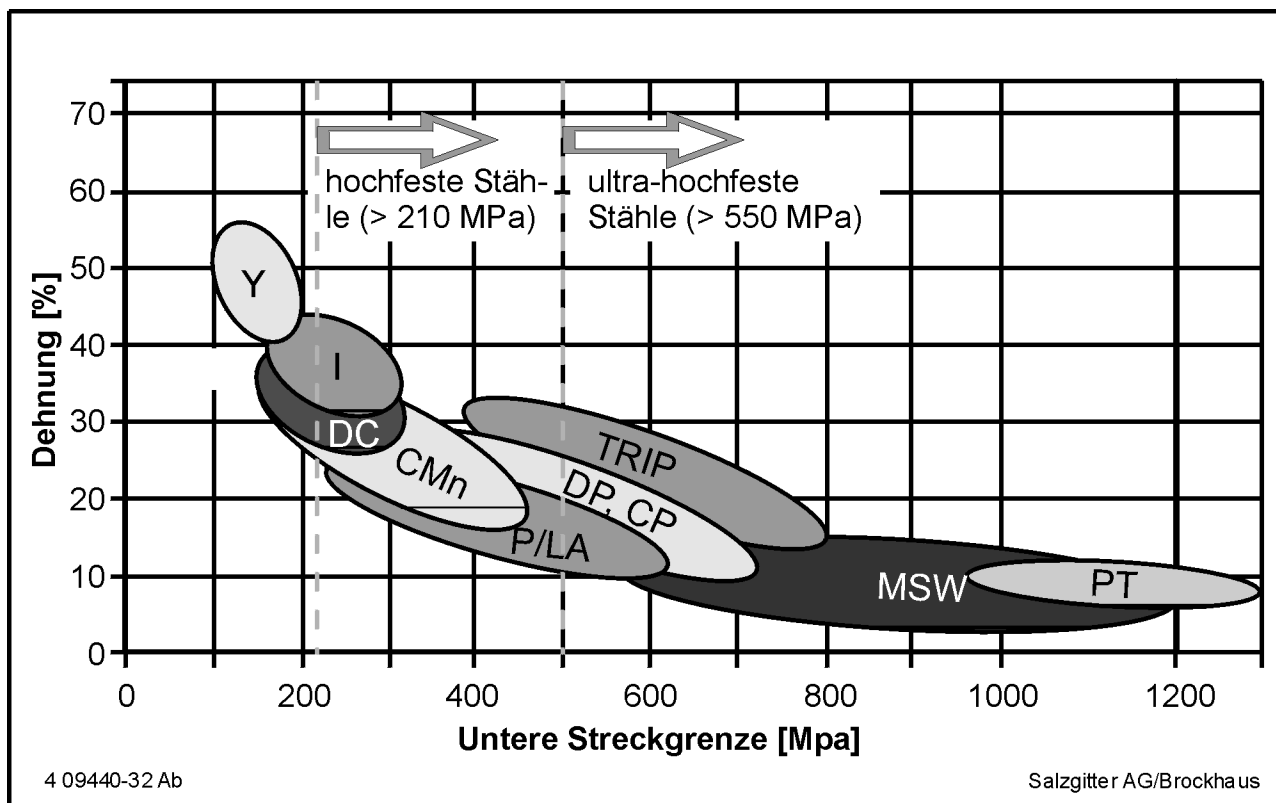


Bild 20: Feinblechgüten für den Automobilbau

Ein typischer Einsatzbereich von Stählen höchster Festigkeit wie Martensit-, Bainit-, oder Komplexphasenstahl (MSW, PT, CP) stellen Versteifungen der B-Säulen oder der Türen dar, deren Ziel die Lastverteilung im Crashfall ist, um die Insassen durch eine intakte Sicherheitszelle zu schützen.

6.4 Untersuchte Stahlwerkstoffe

Für eine umfassende Bewertung der seriellen, induktiven Nachwärmung muss das Spektrum der Versuchswerkstoffe von den derzeit serienmäßig eingesetzten weichen Sorten wie DC05 über die höherfesten Feinkornstähle und die mehrphasigen Stahlsorten bis zu den Bainitstählen gehen. Da eine optimale Konstruktion nur bei Verwendung aller Werkstoffe möglich ist, werden im Rahmen der Arbeit auch Werkstoffe untersucht, deren Fügezonen sich aufgrund der geringen Aufhärtungen gut verformen lassen wie beispielsweise DC05 und DP800. Diese Werkstoffe dürfen bei Schweißungen von Werkstoffkombinationen mit hochfesten Werkstoffen und einer auf diese angepassten induktiven Wärmebehandlung keine Entfestigungen zeigen.

6.4.1 Phosphorlegierter Tiefziehstahl DC05

Der Tiefziehstahl DC05 zeichnet sich durch ein hohes Dehnvermögen mit Gleichmaßdehnungen von $A_{80} \approx 25\%$ aus und wird daher in Karosseriebereichen eingesetzt, bei denen die Formgebung kritisch ist oder die hohe Genauigkeitsanforderungen erfüllen müssen, die durch die geringe Rückfederung gewährleistet werden. Die geringen Kohlenstoffanteile von $C \approx 0,03\%$ begrenzen die Aufhärtung beim Laserstrahlschweißen, eine Entfestigung des Stahls durch die induktive Wärmebehandlung muss jedoch für einen praktischen Einsatz ausgeschlossen werden. Die Dehngrenze des Stahl beträgt $R_{p0,2} < 160\text{ MPa}$, die Zugfestigkeit $R_m \approx 290\text{ MPa}$, die Analyse ist in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Analyse DC05 in wt. %, CE(IIW) = 0,06

Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %
DC05	0,03	0,01	0,19	0,007	0,006	0,004	0,04

Nach dem Walzen im Austenitgebiet wird der Stahl bei Temperaturen von 700-900°C aufgehaspelt. Die serielle induktive Wärmebehandlung erreicht vergleichbare Temperaturbereiche, so dass eine Entfestigung nicht zu erwarten ist.

6.4.2 Mikrolegierter Feinkornstahl H320LA

Der höherfeste Tiefziehstahl H340LA zählt zu den mikrolegierten Feinkornstählen, deren Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungen erzielt wird, die die Bewegung der Versetzungen behindern oder als Keimbildner wirken. Die Mikrolegierungselemente Titan, Niob und Vanadium unterscheiden sich hinsichtlich der Art ihrer Wirkung als verfestigendes Element in Stahl und erfordern auch unterschiedliche Prozessfenster, um jeweils ihre größte Wirkung zu erzielen. So muss im Hinblick auf die Anwendung ein Kompromiss zwischen Teilchenverfestigung und Kornfeinung erzielt werden. Bei dem Einsatz im Automobilbau ist das Verformungsvermögen entscheidend, so dass die Wirkung der Kornfeinung, wie in Tabelle 3 dargestellt, über einen größeren Niob-Anteil bei H320LA genutzt wird. Die Dehngrenze des Stahls beträgt $R_{p0,2} = 340$ MPa, die Zugfestigkeit $R_m = 440$ MPa. Das Gefüge von Laserstrahlschweißnähten des Werkstoffs ist massiv martensitisch und mäßig verformbar.

Tabelle 3: Analyse H320LA in wt. %, CE(IIW) = 0,22

Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Nb %	Ti %
H320LA	0,06	0,01	0,98	0,012	0,006	0,003	0,033	0,04	0,01

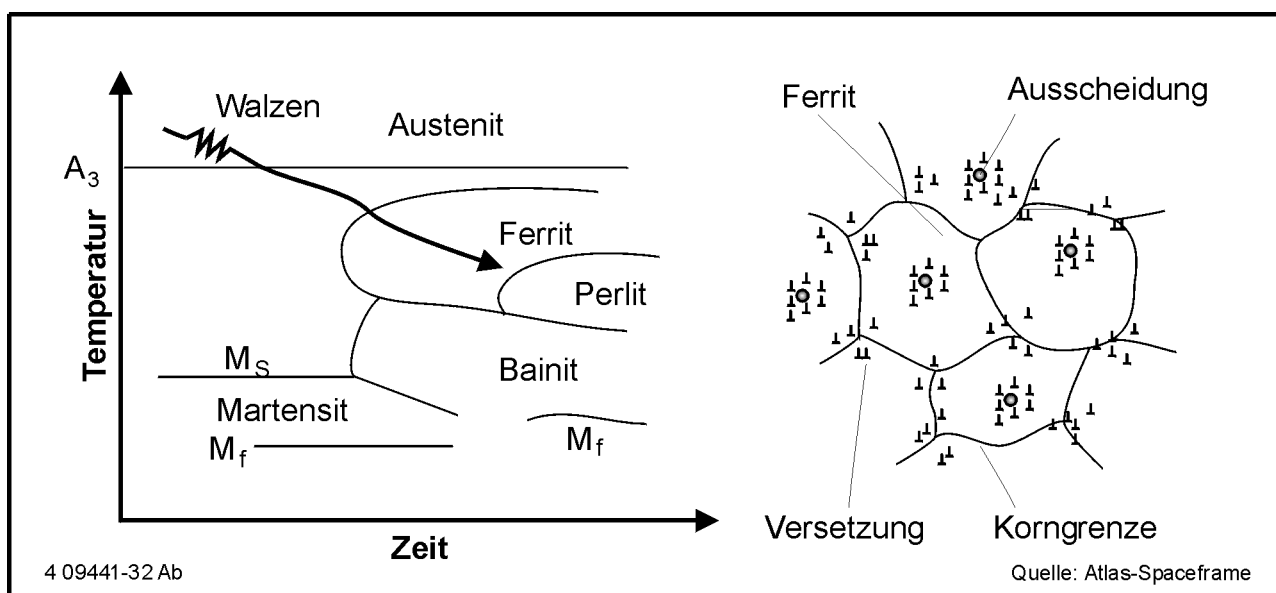


Bild 21: Qualitatives ZTU-Schaubild und schematischer Gefügebau H320LA /121/

In Bild 21 ist der Zeit-Temperatur-Verlauf der Herstellung mit dem Walzen im Austenitgebiet sowie eine schematische Darstellung des Gefüges dargestellt. Die Versetzungen stauen sich sowohl vor den Korngrenzen als auch im Bereich der Ausscheidungen auf. Die gute Dehnfähigkeit bei hoher Festigkeit beruht daher auf der Kombination von feindispersen Ausscheidungen und einer kleinen Korngröße.

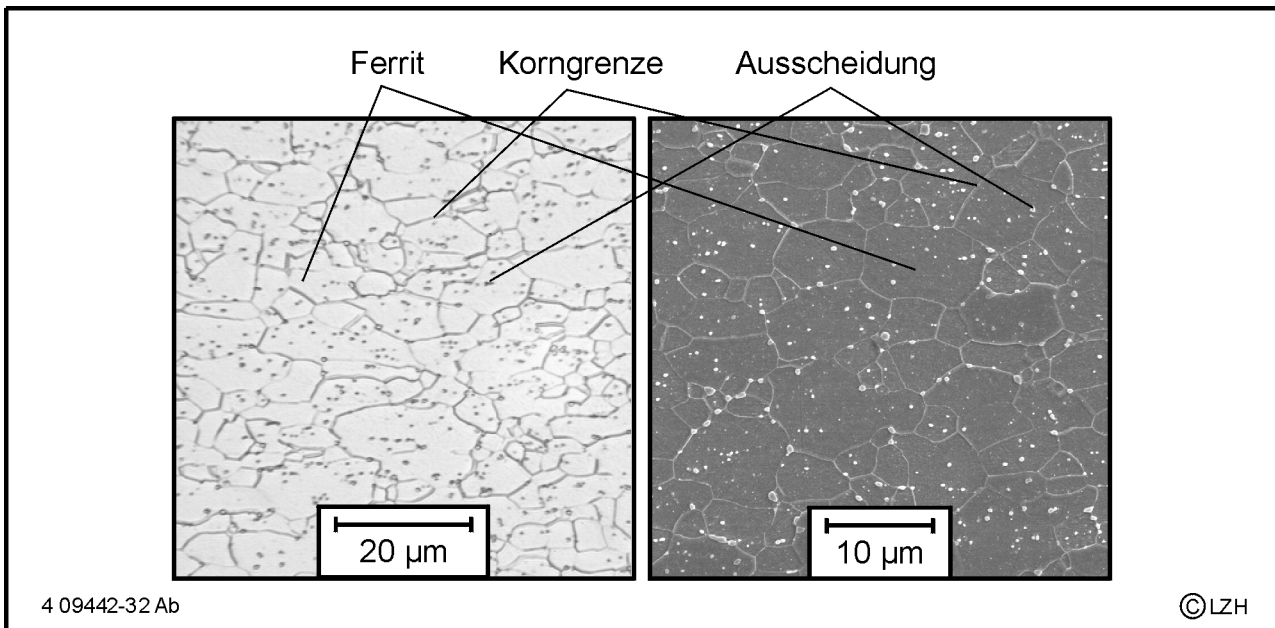


Bild 22: Metallographischer Schliff und REM-Aufnahme, Grundwerkstoff (H320LA)

Im metallographischen Schliff in Bild 22 werden neben den Ferritkörnern die Ausscheidungen sichtbar. Die REM-Aufnahme in stärkerer Vergrößerung macht deutlich, dass die Bildung von Perlit vollständig unterdrückt werden konnte. Eine Entfestigung des Grundwerkstoffes durch Erholungsvorgänge ist aufgrund der kurzen Wechselwirkungszeiten bei der seriellen induktiven Wärmebehandlung nicht zu erwarten, die vorhandenen Ausscheidungen sind thermisch stabil und sollten ebenfalls erhalten bleiben.

6.4.3 Dualphasenstahl H500X (DP800)

Das Konzept des Dualphasenstahls beruht auf der Kombination von Festigkeit der martensitischen Phase und Verformbarkeit der ferritischen Phase. Der entscheidende Fertigungsschritt ist das Glühen im $\alpha+\gamma$ -Gebiet. Der Unterschied in der Kohlenstofflöslichkeit zwischen der austenitischen und der ferritischen Phase führt dabei

zur Anreicherung des Kohlenstoffs bis zu $C = 0,5\%$ in den γ -Kristallen. Die daraus resultierenden unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen der Gefügebestandteile beeinflussen die Gitterumwandlungen signifikant, so dass in Bild 23 nur das ZTU-Schaubild der martensitischen Phase dargestellt ist. Das nach dem interkritischen Glühen vorliegende ferritische Phase erfährt keine weitere Umwandlung und liegt als duktiler Bestandteil auch bei Raumtemperatur im Gefüge vor.

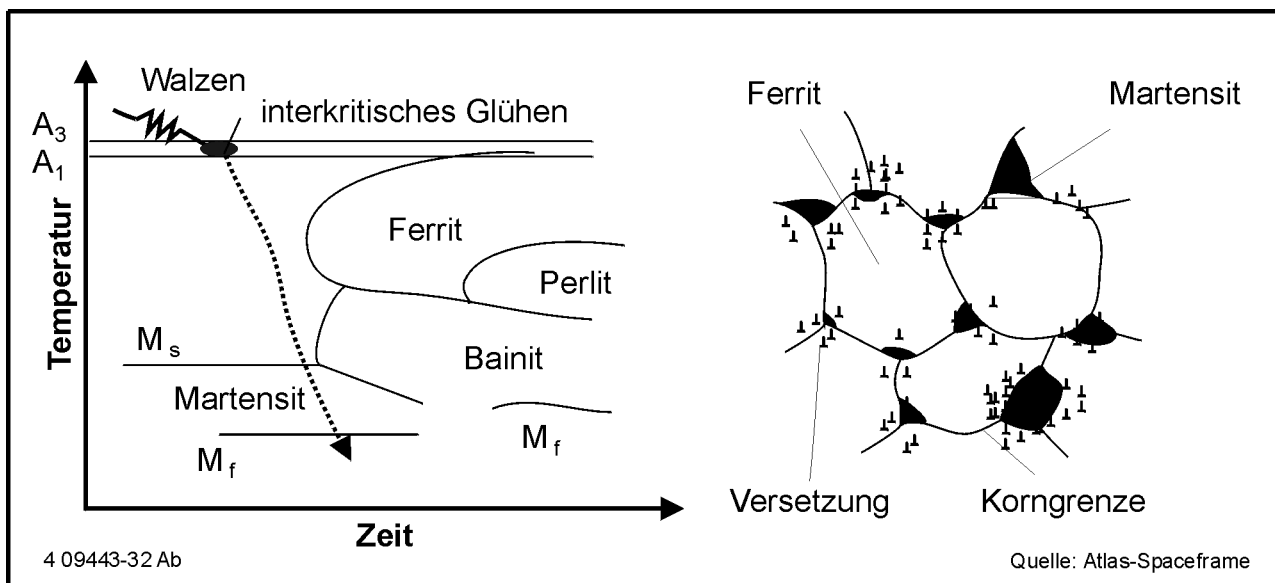


Bild 23: Qualitatives ZTU-Schaubild und schematischer Gefügebau DP800 /121/

Der hohe Kohlenstoffgehalt im Austenit verzögert die Bildung von Ferrit beim Abkühlen und bewirkt die vollständige Umwandlung in Martensit. Das Gefüge besteht damit aus kohlenstoffarmen Ferrit sowie etwa $2\ \mu\text{m}$ großen Martensitinseln, die in dieser Matrix eingebettet sind. Die Festigkeit des Werkstoffs wird dabei sowohl von der Korngröße als auch vom Anteil der martensitischen Phase beeinflusst, der zwischen 10 und 40 % liegt. Die martensitische Umwandlung ist mit einer Volumenvergrößerung von ca. 3% verbunden, die von der umgebenden Ferritmatrix aufgenommen wird und die Versetzungsdichte in der Umgebung der Martensitinseln erhöht. Diese zunächst unbehinderten Versetzungen bewegen sich bei einer Kaltverformung durch die Ferritkörner und werden erst durch Korngrenzen aufgehalten. Folge dieser zunächst freien Beweglichkeit ist das Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze der Dualphasen-Stähle. Die Zusammensetzung des Stahls ist in Tabelle 4 zusammengefasst. Die Dehngrenze des untersuchten Stahls DP800 beträgt $R_{p0,2} = 650\ \text{MPa}$, die Zugfestigkeit $R_m = 850\ \text{MPa}$. Das

Gefüge von Laserstrahlschweißnähten in DP800 ist trotz des Kohlenstoffäquivalentes von $CE(IIW) = 0,37$ in der Regel bainitisch und gut verformbar.

Tabelle 4: Analyse DP800 in wt. %, $CE(IIW) = 0,37$

Bezeichnung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Cr %	Ti %
DP800	0,067	0,15	1,26	0,013	0,004	0,006	0,049	0,49	0,002

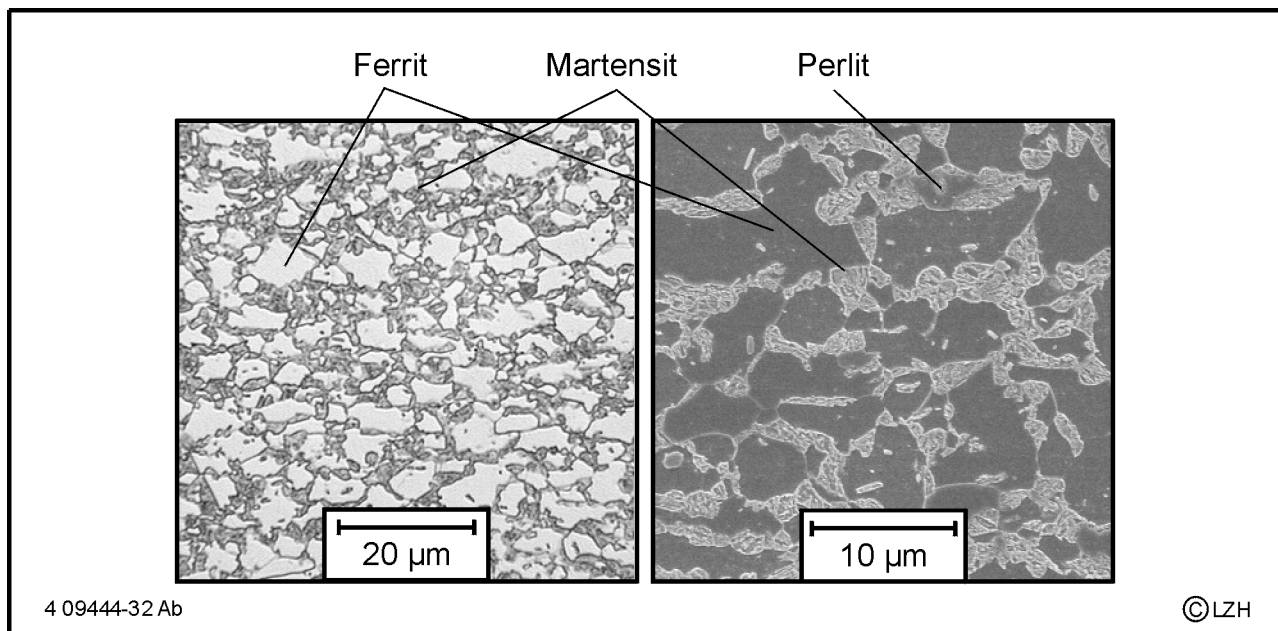


Bild 24: Metallographischer Schliff und REM-Aufnahme, Grundwerkstoff (DP800)

Im Schlichtbild des DP800 in Bild 24 ist erkennbar, dass die martensitischen Anteile von ca. 35 % entsprechend der hohen Festigkeit an der oberen Grenze für diese Werkstoffgruppe liegen. In den Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop wird deutlich, dass die Perlitbildung nicht vollständig unterdrückt werden konnte. Die im rechten Bild etwas undeutlich erscheinenden Körner sind feinstreifig perlitisch. Da der Werkstoff DP800 seine Festigkeit durch die Härte des Martensits erhält, ist beim seriellen Kurzzeitanlassen des Schweißgutes ein Anlasseffekt auch auf den Grundwerkstoff zu erwarten, wie er auch bereits beim Laserstrahlschweißen mit geringen Vorschubgeschwindigkeiten auftritt /122/. Der mögliche Parameterbereich wird weiterhin dadurch eingeschränkt, dass die DP-Werkstoffe nach dem Laserstrahlschweißen ein bainitisches Schweißgut aufweisen, dessen Anlassbeständigkeit deutlich über der des Martensits liegt.

6.4.4 Manganlegierter Restaustenitstahl RA-K 40/70 (TRIP700)

Die mechanisch-technologischen Eigenschaften von TRIP-Stahl (Umwandlungsinduzierte Plastizität) werden über einen gezielt eingestellten Restaustenitgehalt erreicht, der sich verformungsinduziert in Martensit umwandelt. Dieser Effekt ermöglicht große Dehnungsbeträge bei starker Verfestigung. In Bild 25 sind die Bedingungen zusammengefasst, die für dessen Entstehung notwendig sind. Martensit entsteht durch ein Umklappen des kubisch flächenzentrierten Gitters in die tetragonale Konfiguration des Martensits. Dabei dienen vorhandene Fehlstellen als Keime für diese elastische Verformung /123/. Entlang der Linie AB ist die Umwandlung athermisch, entlang der Linie A'B isotherm. Bei den TRIP-Stählen liegt die Raumtemperatur (RT) zwischen M_S^σ , der Grenze zwischen spannungs- und verformungsinduzierter Keimbildung sowie der oberen Temperaturgrenze zur Martensitbildung M_D , so dass die Umwandlung erst durch Fehlstellen gestartet wird, die bei der Verformung entstehen /124/.

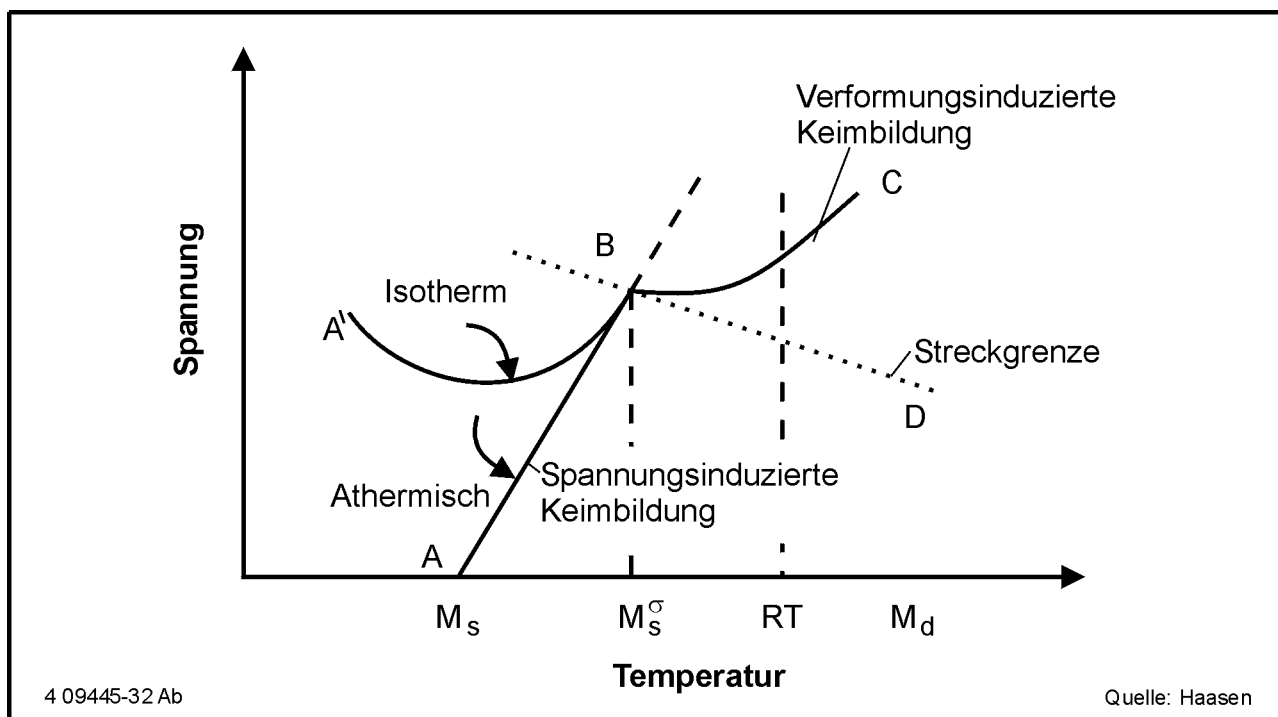


Bild 25: Entstehung von Verformungsmartensit /123/

Die Einstellung der Gefügeanteile erfolgt wie auch bei den Dualphasenstählen durch interkritisches Glühen und der damit verbundenen Konzentration von Mangan und Kohlenstoff im Austenit /125, 126, 127, 128, 129/. Die Abkühlung auf $T = 350-450\text{ °C}$

bewirkt eine Umwandlung eines Großteils der austenitischen Bereiche in Bainit, während die bereits ferritischen Anteile erhalten bleiben. Der Kohlenstoff konzentriert sich weiter im Restaustenit und steigert so dessen Stabilität bis zur Raumtemperatur. Der Restaustenitgehalt wird dabei in erster Linie durch die Austenitkorngröße und die damit veränderten Diffusionswege bei der Bainitbildung und den Ferritgehalt bestimmt.

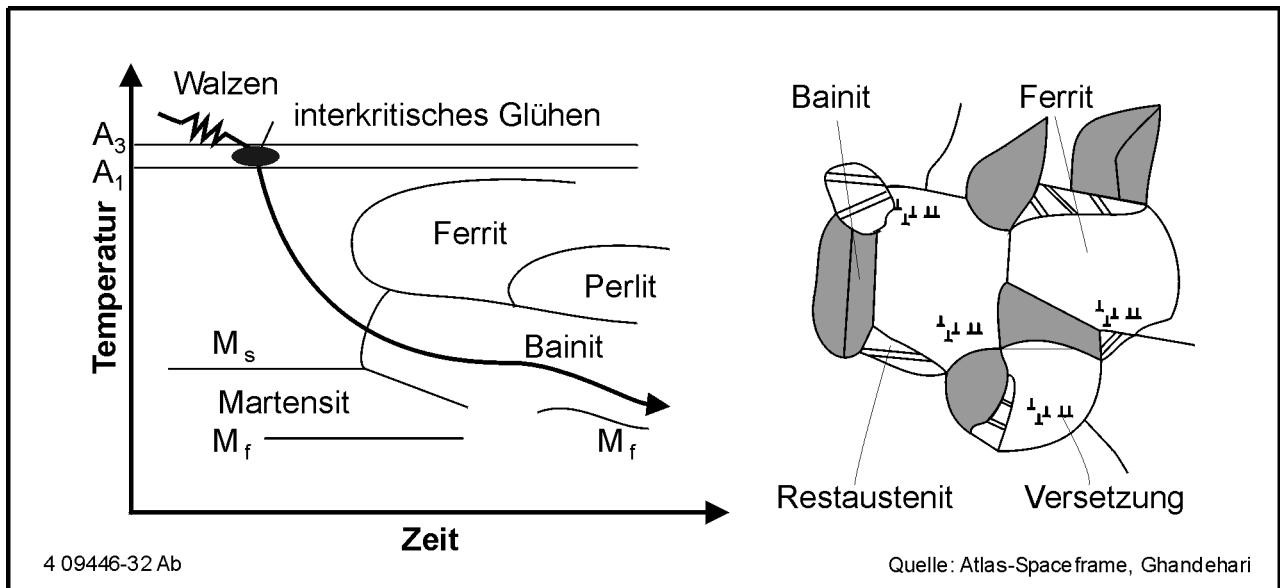


Bild 26: Qualitatives ZTU-Schaubild und schematischer Gefügeaufbau TRIP700 /121/

In Bild 26 ist die Mikrostruktur des Gefüges dargestellt, die zu je ca. 45% aus Ferrit und Bainit sowie 10% Restaustenit besteht. Wie bei den Dualphasenstählen bilden sich an den Korngrenzen Versetzungen, die eine ausgeprägte Streckgrenze verhindern. Die Analyse des verwendeten Werkstoffs in der Blechdicke $t = 0,65$ mm ist in Tabelle 5 zusammengefasst.

Tabelle 5: Analyse TRIP700 in wt. %, CE(IIW) = 0,50

Werkstoff	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cu %	Al %	N %	Cr %	Ni %
TRIP700	0,221	1,63	0,014	<0,0003	0,039	0,017	1,5	0,003	0,023	0,02

Da Ferrit und Restaustenit keinen Angriff durch Salpetersäure erfahren, sind diese Bestandteile in den hier dargestellten Querschliffaufnahmen nicht unterscheidbar. Die im linken Bild dunkle und im rechten Bild helle Phase ist Bainit. Der Grundwerkstoff ist damit

gut für die serielle induktive Nachwärmung geeignet, da bei den kurzen Wechselwirkungszeiten die eingestellte Mangan- und Kohlenstoffmischung erhalten bleibt, während das aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes stark aufgehärtete martensitische Schweißgut beim Laserstrahlschweißen eine gute Anlasswirkung zeigen kann. Untersuchungen mit Vor- und Nachwärmung über angepasste Schweißströme beim Punktschweißen haben bereits zu deutlich verbesserten mechanischen Eigenschaften /130/ bei angepassten Zeit-Temperatur-Verläufen geführt.

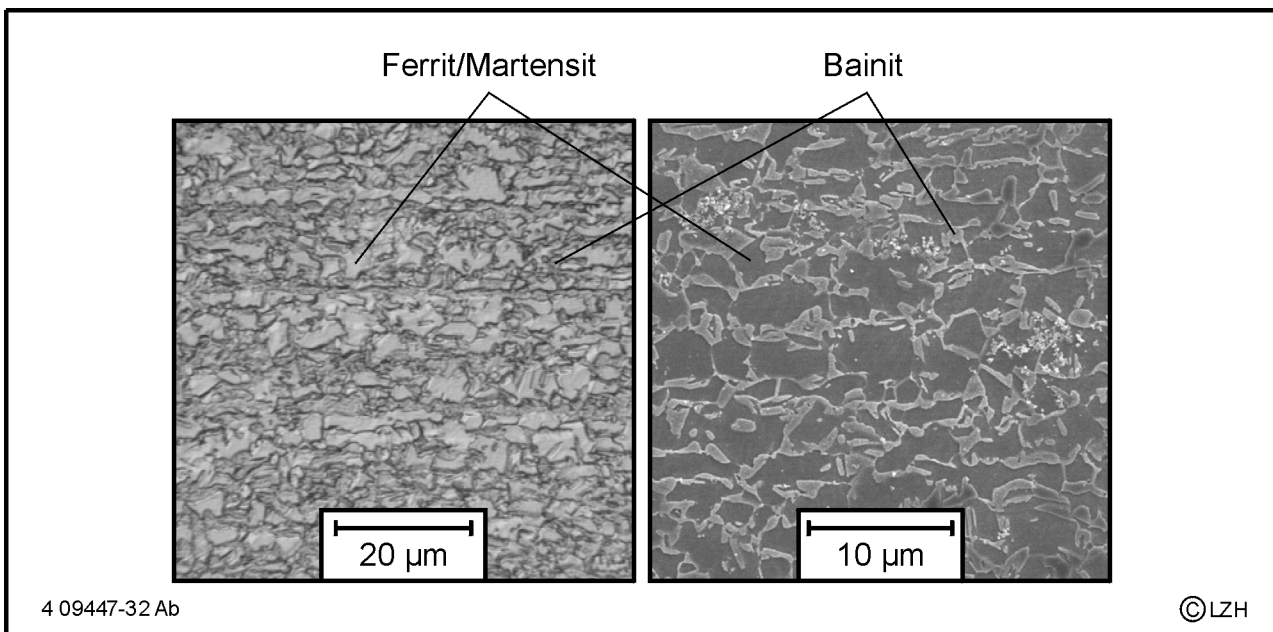


Bild 27: Metallgraphischer Schliff und REM-Aufnahme, Grundwerkstoff (TRIP700)

6.4.5 Bainitischer Federstahl C 60 S (PT120)

Grundlage für die Herstellung von bainitvergütetem Stahl ist eine ausreichende Durchhärbarkeit und eine ebenfalls ausreichende Bainitbildungsgeschwindigkeit. In Bild 28 ist der Temperatur-Zeit-Zyklus der Stahlerzeugung dargestellt. Aus dem Austenitgebiet wird rasch auf eine Temperatur knapp oberhalb der Martensitstarttemperatur abgekühlt, um eine Umwandlung in die Perlitstufe zu unterdrücken.

Das Abschrecken auf diese Haltetemperatur nur geringfügig oberhalb der Martensitstarttemperatur schränkt die Diffusion des Kohlenstoffs so weit ein, dass überwiegend unterer Bainit mit den entsprechenden guten mechanisch-technologischen Eigenschaften isotherm entsteht. Die Eigenschaften sind mit einem niedrig angelassenen

Vergütungsgefüge vergleichbar, die Zähigkeit und Duktilität sind bei gleicher Festigkeit etwas höher [131]. Beim seriellen, induktiven Kurzzeitanlassen der Laserstrahlschweißnähte kann daher nicht gleichzeitig die Festigkeit und das Umformvermögen des Grundwerkstoffs erreicht werden, so dass im Hinblick auf die Anwendung ein Kompromiss der mechanisch-technologischen Eigenschaften eingestellt werden muss. Die Anlassbeständigkeit des bainitischen Grundwerkstoffs ist gegenüber dem martensitischen Schweißgut höher, so dass ein gezieltes Anlassen des Schweißgutes grundsätzlich möglich ist.

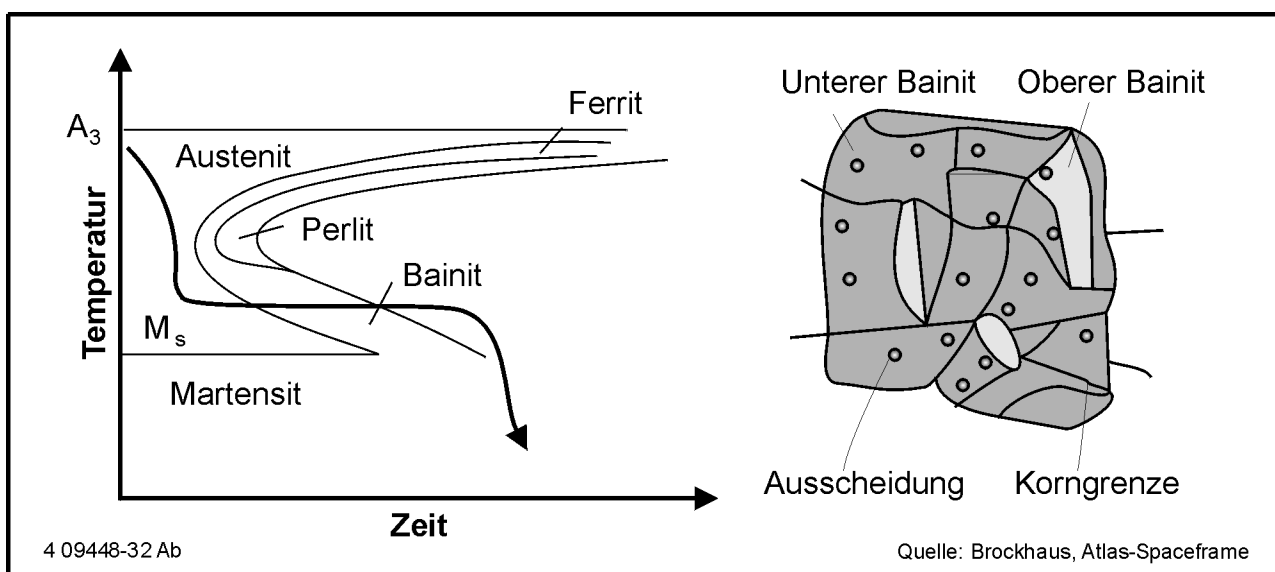


Bild 28: Herstellung und schematischer Gefügebau PT120 (C 60 S)

Bainitvergütete Stähle unter dem Handelsnamen PT-Band (PreTempered) erreichen Zugfestigkeiten zwischen $R_m = 900 \text{ MPa}$ und $R_m = 1500 \text{ MPa}$ bei Gleichmaßdehnungen bis $A_5 = 15\%$. Die Analyse des untersuchten Werkstoffs PT120 mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 1200 \text{ MPa}$ ist in

Tabelle 6 zusammengefasst /132/. Das Gefüge von Laserstrahlschweißnähten besteht in der Regel aus kubischem Martensit, der außerordentlich spröde ist. Geschweißte Bauteile brechen nach dem vollständigen Abkühlen der Schweißnähte spontan oder bei geringen plastischen Verformungen.

Tabelle 6: Analyse PT120 (C 60 S) in wt. %, CE(IIW) = 0,70

Werkstoff	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Al %	Cr %	Ni %
PT120	0,59	0,63	0,015	0,002	0,24	0,01	0,04	0,02

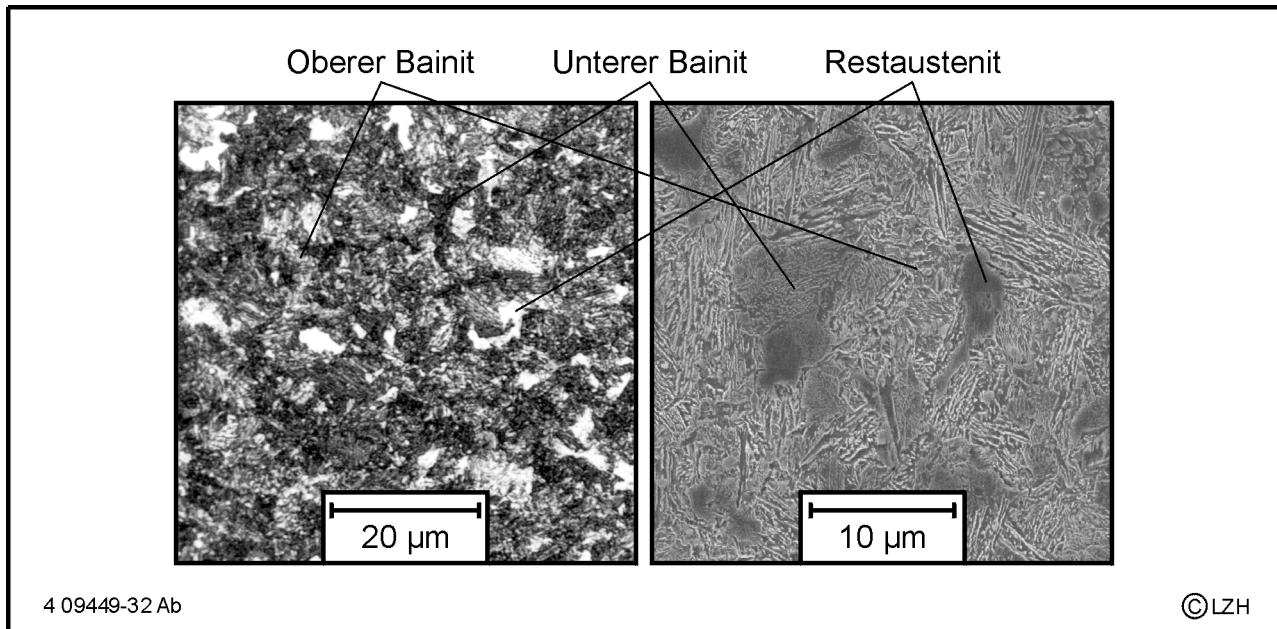


Bild 29: Metallographischer Schliff und REM-Aufnahme Grundwerkstoff (PT120 / C 60 S)

Im metallographischen Schliff in Bild 29 links ist das feinkörnige Grundwerkstoffgefüge sichtbar. Neben unterem Bainit und geringen Mengen Martensit ist auch Restaustenit detektierbar, der in der lichtmikroskopischen Aufnahme weiß und in der REM-Aufnahme dunkel erscheint.

7 Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Einflüsse auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften von artgleichen Schweißungen durch die serielle, induktive Nachwärmung untersucht. Die Schweißgeschwindigkeit wird für alle Werkstoffe auf $v_f = 9 \text{ m/min}$ festgelegt, um sowohl eine Übertragbarkeit auf die industrielle Fertigung als auch die Vergleichbarkeit der Werkstoffe untereinander sicherzustellen. Die Bewertung der Verfahrenseignung erfolgt anhand von Härtemessungen, Längszugversuchen, Erichsenprüfungen, Eigenspannungsmessungen sowie stichprobenartig an Schwingversuchen. Um veränderliche Fügespalte auszuschließen, werden Blindschweißungen untersucht, die stets in Walzrichtung ausgeführt wurden.

7.1 Einfluss der Wärmebehandlung auf die Werkstoff- und Nahteigenschaften

7.1.1 Tiefziehstahl DC05

Der Tiefziehstahl DC05 wird in der Fertigung von Kraftfahrzeugen vielfach eingesetzt. Bei der Verbesserung der Umformeigenschaften von Tailored Blanks über eine serielle induktive Nachwärmung ist daher zunächst sicherzustellen, dass die zusätzlich eingebrachte Wärme die Festigkeit sowie das Umformvermögen dieses Referenzwerkstoffs nicht verringert.

Der geringe Anteil an Begleitelementen führt zu einer nur begrenzten Aufhärtung der Laserstrahlschweißnaht mit gegenüber dem Grundwerkstoff geringfügiger Einschränkung der Umformbarkeit. Da dieser Effekt in erster Linie aus der Bildung von Wittmannstätten-Ferrit resultiert, kann eine Gefügeveränderung des Schweißgutes nur über längere Glühzeiten im Austenitgebiet mit anschließender langsamer Abkühlung erfolgen, so dass eine wirtschaftliche Anwendung nicht sinnvoll ist. Der ferritische Grundwerkstoff wird durch eine Wärmebehandlung unterhalb der A_{C3} -Temperatur ebenfalls nicht verändert, da die geringe Versetzungsdichte nicht zur Rekristallisation führt und die Wechselwirkungszeiten für eine Grobkornbildung in diesem Fall nicht ausreichend sind. Die Untersuchungen an diesem Werkstoff beschränken sich daher auf wenige Längs- und Querszugversuche mit hohen Induktorleistungen. Dabei ergeben sich keine signifikanten Veränderungen des Schweißgutes, das ohnehin nahezu dem Grundwerkstoff entspricht und dessen Schwingfestigkeit durch die Steigerung der Festigkeit übertrifft.

7.1.2 Mikrolegierter Feinkornstahl H320LA

Der Werkstoff H320LA zählt zu den höherfesten, mikrolegierten Feinkornstählen. Die im Vergleich zu DC05 verdoppelte Zugfestigkeit führt zu einem verstärkten Einsatz in der Fertigung von Karosserien. H320LA steht im Rahmen dieser Arbeit stellvertretend auch für vergleichbare Sorten wie H260 u.s.w., deren Herstellung in einem Zyklus analog zur Darstellung in Bild 21 erfolgt.

Das Kohlenstoffäquivalent von $CE = 0,16\%$ bewirkt ein martensitisches Schweißgut mit einer Härte von ca. 380 HV 0,2 gegenüber einer Grundwerkstoffhärte von ca. 150 HV 0,2 und einer Reduzierung der Bruch- sowie Gleichmaßdehnung im Längszugversuch auf ca. 60 % gegenüber den Kennwerten des Grundwerkstoffes. Für die Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9$ m/min ist bei der Blechdicke von $t = 1$ mm eine Laserleistung von $P_L = 2800$ W erforderlich.

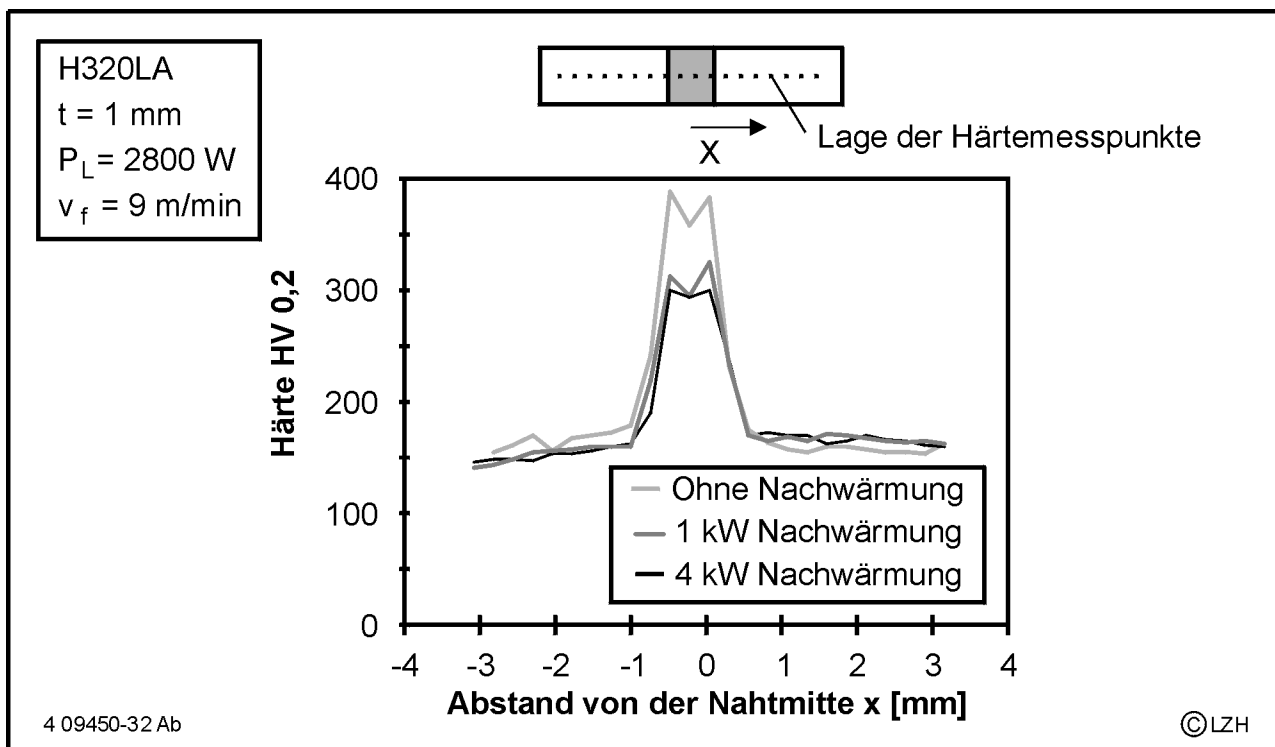


Bild 30: Härteverlauf bei verschiedenen Nachwärmleistungen (H320LA)

In Bild 30 ist der Verlauf der Härtewerte für verschiedene Nachwärmleistungen dargestellt. Die Härte der nicht nachgewärmten Schweißnaht übertrifft mit 390 HV 0,2 die für viele Schweißverbindungen geforderten 350 HV 0,2. Bereits geringe Nachwärmleistungen von $P_1 = 1$ kW, entsprechend Nachwärmtemperaturen im unteren Bereich der ersten

Anlassstufe, bewirken durch die geringe Anlassbeständigkeit des Schweißgutes eine deutliche Härtereduzierung. Die bei weiterem Anlassen auftretenden Karbidausscheidungen lassen die Härtewerte auch bei steigenden Anlassstemperaturen nicht deutlich unter 300 HV 0,2 absinken.

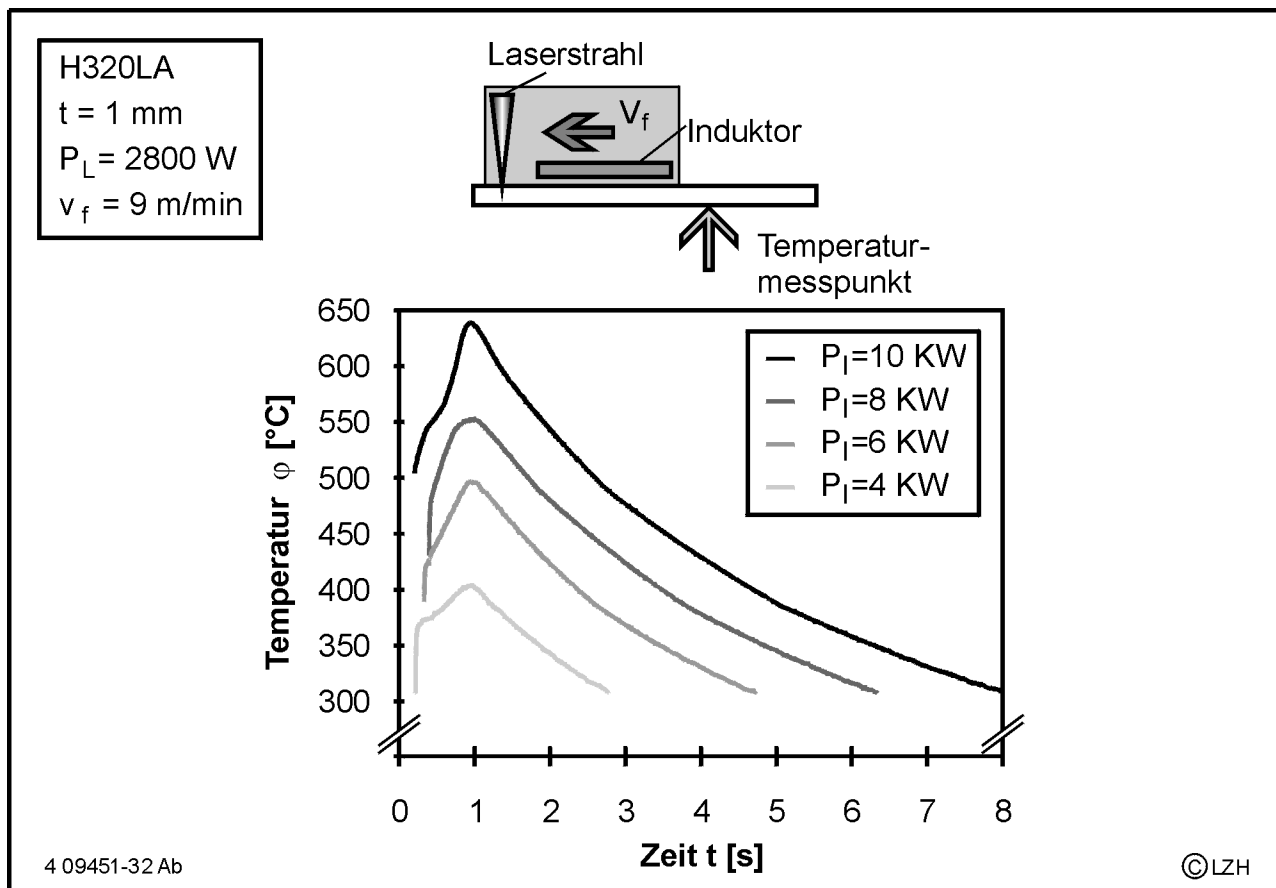


Bild 31: Temperaturverlauf bei verschiedenen Nachwärmleistungen (H320)

In Bild 31 ist das an der Blechunterseite pyrometrisch gemessene Temperaturprofil für verschiedene Nachwärmleistungen dargestellt. Mit Spitzentemperaturen zwischen 300 °C und 650 °C kann der gesamte notwendige Temperaturbereich abgedeckt werden. Werden die Temperaturen gemäß Bild 14 vom Kurzzeitanlassen auf die das konventionelle Anlassen im Ofen bei Haltezeiten von $T_O = 5000\text{s}$ umgerechnet, so beginnt die erste Anlassstufe, wie es auch die Härtereduzierungen zeigen, bereits bei $P_1 = 1 \text{ kW}$. Bei Induktoreinstellungen von bei $P_1 = 6 \text{ kW}$ wird die zweite Anlassstufe erreicht und es ist mit Karbidausscheidungen in den Schweißnähten zu rechnen.

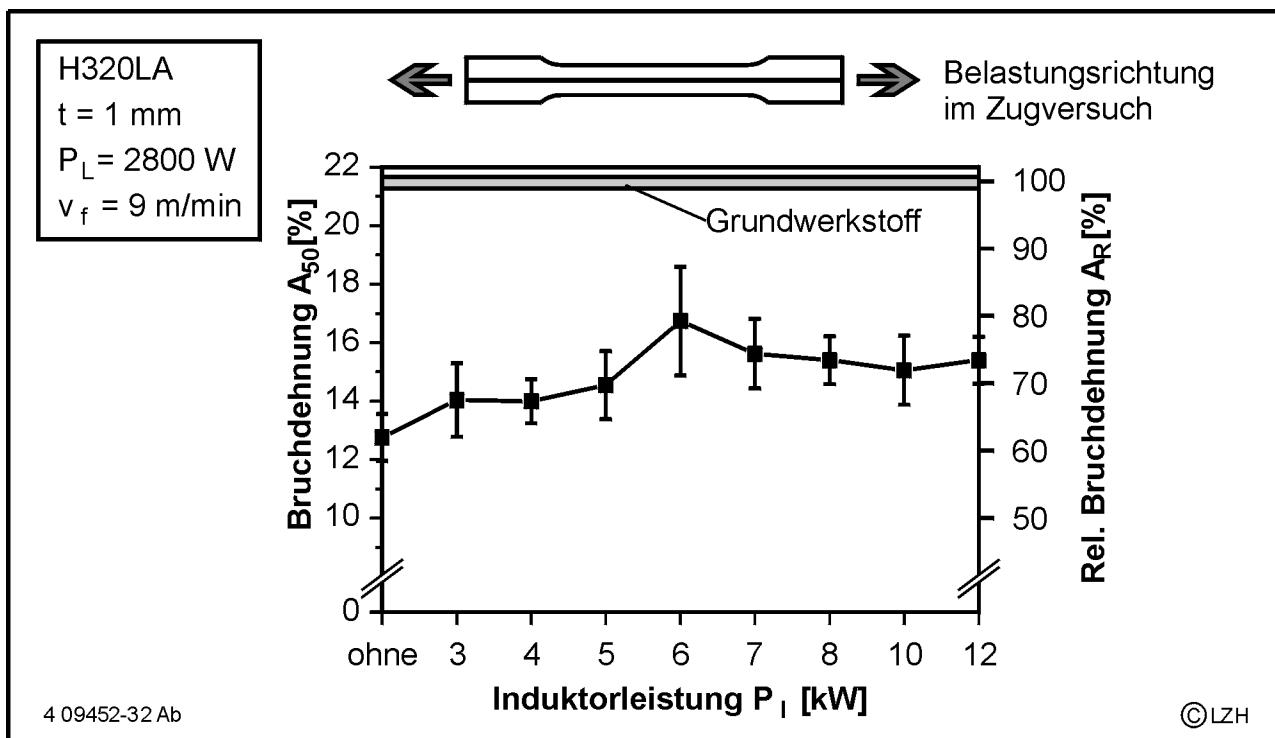


Bild 32: Bruchdehnung im Längszugversuch als Funktion der Induktorleistung (H320LA)

In Bild 32 ist der Einfluss des induktiven Kurzzeitanlassens auf die Bruchdehnung von H320LA im Längszugversuch dargestellt. Deutlich ist die Verringerung der Duktilität durch das Laserstrahlschweißen im Vergleich zu dem als grauer Balken dargestellten Grundwerkstoff zu erkennen. Als relative Bruchdehnung A_R wird das Verhältnis der Kennwerte der wärmebehandelten Schweißnähte zu den Grundwerkstoffkennwerten bezeichnet. In der Relation wird sichtbar, dass die serielle Nachwärmung eine Erhöhung der Bruchdehnung im Vergleich zur unbehandelten Laserstrahlschweißnaht von 60 % auf 80 % bewirkt. Erkennbar ist neben der Steigerung der Verformbarkeit auch eine Erhöhung der Streubreite durch die zusätzliche Wärmeeinbringung. Oberhalb einer Induktorleistung von $P_1 = 6$ kW nimmt die Bruchdehnung wieder ab, was in erster Linie auf die entstehenden Karbidausscheidungen zurückzuführen ist, die die Verformbarkeit verringern. Bei einer Umrechnung der Temperaturen gemäß Bild 14 entspricht diese Induktorleistung der Grenze zwischen erster und zweiter Anlasststufe bei konventioneller Ofenvergütung, wo dieser Effekt als Sekundärhärtung bezeichnet wird.

Ein weiterer Vorteil der Wärmebehandlung resultiert aus der erreichbaren Verringerung der Nahtfestigkeit und der damit homogenen Spannungs- und Dehnungsverteilung im umzuformenden Bauteil (Bild 31), da die höhere Festigkeit der Laserstrahlschweißnähte

gegenüber dem Grundwerkstoff zu einer ungleichmäßigen Kräfteinleitung und zu Verschiebungen der Schweißnähte quer zur Fließrichtung im Tiefziehteil führt. Bei der gleichzeitigen Verformung von Schweißnaht und Grundwerkstoff im Längszugversuch wird dies durch die Verringerung der Kraft, bzw. der über den Probenquerschnitt gemittelten Zugfestigkeit der wärmebehandelten Probe gegenüber der Laserschweißung deutlich. Die Erhöhung der Bruchdehnung durch die serielle, induktive Nachwärmung wird in Bild 31 durch das verzögerte Probenversagen der wärmebehandelten Probe sichtbar.

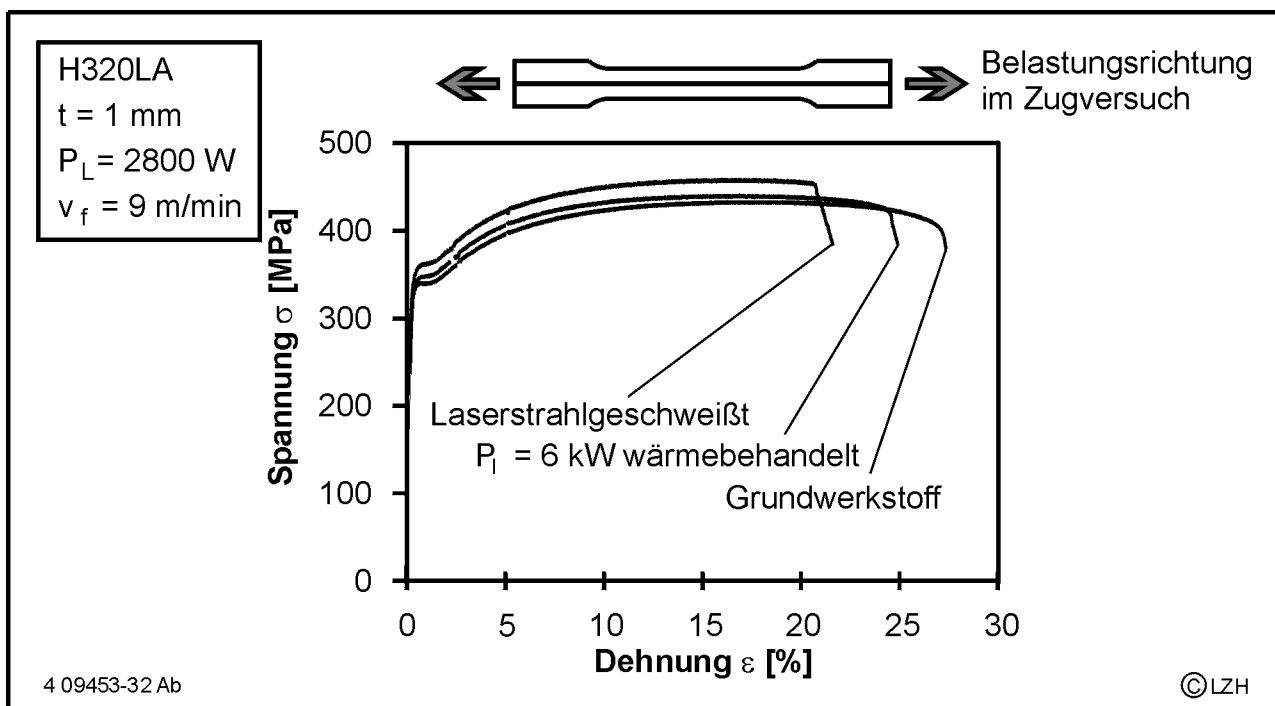


Bild 33: Spannungs-Dehnungs-Verlauf im Längszugversuch (H320LA)

Über eine Gewichtung der Flächenanteile von Schweißnaht und Grundwerkstoff nach Gleichung 4 und die gemessenen Festigkeiten Zugfestigkeiten bei der gegebenen Probenbreite von $b = 20$ mm von $R_m = 425$ MPa beim Grundwerkstoff, $R_m^* = 460$ MPa bei den laserstrahlgeschweißten Proben und $R_m^* = 450$ MPa bei den mit $P_1 = 6$ kW seriell nachgewärmten Proben kann eine Zugfestigkeit des Schweißgutes berechnet werden. In diesem Fall kann ein Abfall der Schweißgutfestigkeit von ca. $R_{m,SG} \approx 1150$ MPa auf ca. $R_{m,SG} \approx 950$ MPa bei Nachwärmleistungen oberhalb von $P_1 = 6$ kW ermittelt werden.

$$R_{m,SG} = \frac{R_m^* - A_{GW} \cdot R_{m,GW}}{A_{SG}} \quad \text{Gl. 4}$$

Aufgrund des geringen Nahtflächenanteils von $A_{SG} = 5\%$ der Probenquerschnittsfläche ist die Umrechnung mit einer hohen Unsicherheit behaftet.

Die Tiefung im Erichsenversuch ist für die laserstrahlgeschweißten Proben auf ca. 80 % des Grundwerkstoffniveaus abgesunken (Bild 34). Mit Hilfe der induktiven Nachwärmung kann dieser Kennwert auf 90 % des Wertes für den Grundwerkstoff angehoben werden. Die im Längszugversuch nachgewiesene Verringerung der Dehnfähigkeit bei Erreichen der zweiten Anlassstufe ist im Erichsenversuch nicht nachweisbar, da die weitere Verringerung der Schweißnahtfestigkeit den Anteil des verformten Grundwerkstoffs erhöht. Die Steigerung der Streckziehfähigkeit nimmt in diesem Bereich jedoch ab. Durch die verringerte Dehnfähigkeit der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff beginnt das Versagen bei der Erichsenprüfung stets quer zum Nahtverlauf.

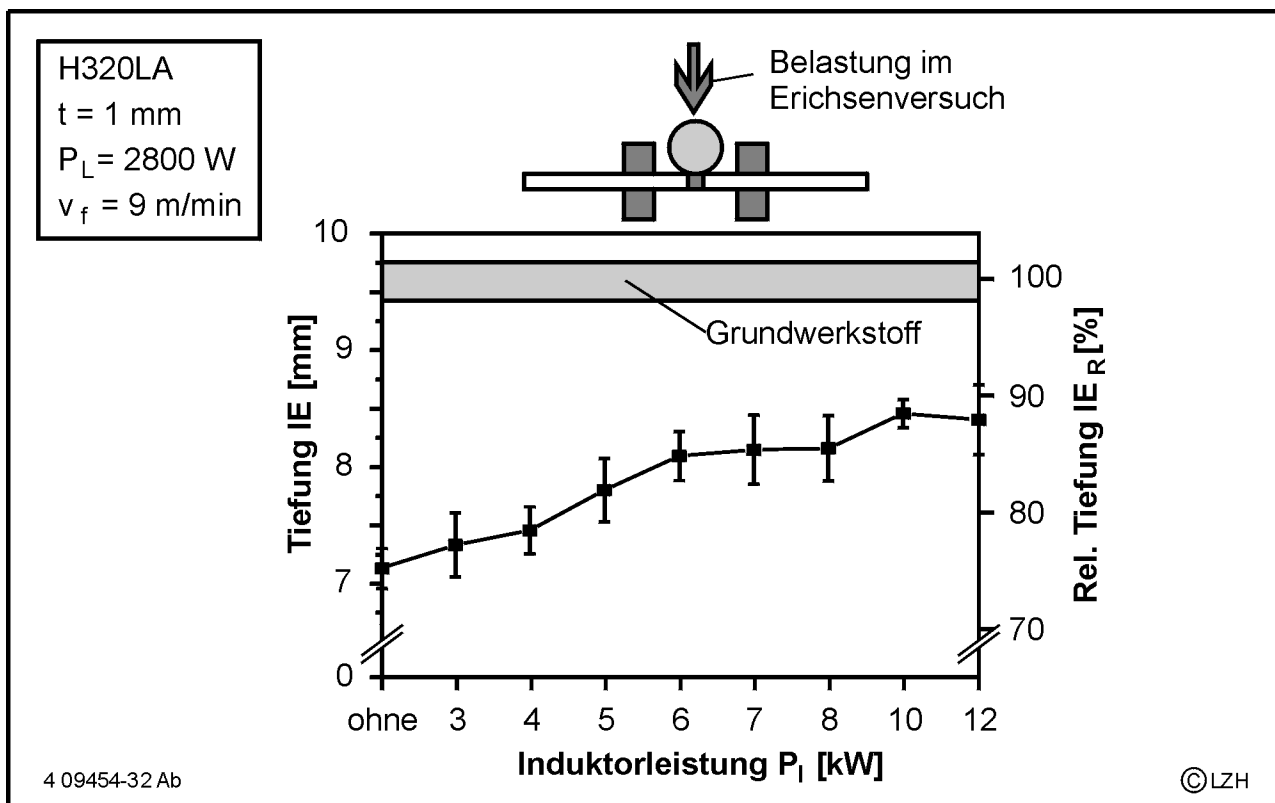


Bild 34: Erichsentiefung als Funktion der Nachwärmleistung (H320LA)

Die Vergrößerung des umgeformten Werkstoffbereiches wird auch bei der Betrachtung der Stempelkraft deutlich. Diese beträgt für den Grundwerkstoff $F_{\text{Stempel}} = 7,7 \text{ kN}$. Durch die zu verformenden hochfesten Schweißnahtbereiche steigt die Kraft für unbehandelte Schweißnähte bereits auf $F_{\text{Stempel}} = 8,7 \text{ kN}$. Das vergrößerte Verformungsvermögen durch

das induktive Anlassen verzögert den Anriss, erhöht damit den zu verformenden Grundwerkstoffanteil, so dass die Stempelkraft auf bis zu $F_{\text{Stempel}} = 9,6 \text{ kN}$ bei einer Induktorleistung von $P_I = 10 \text{ kW}$ steigt.

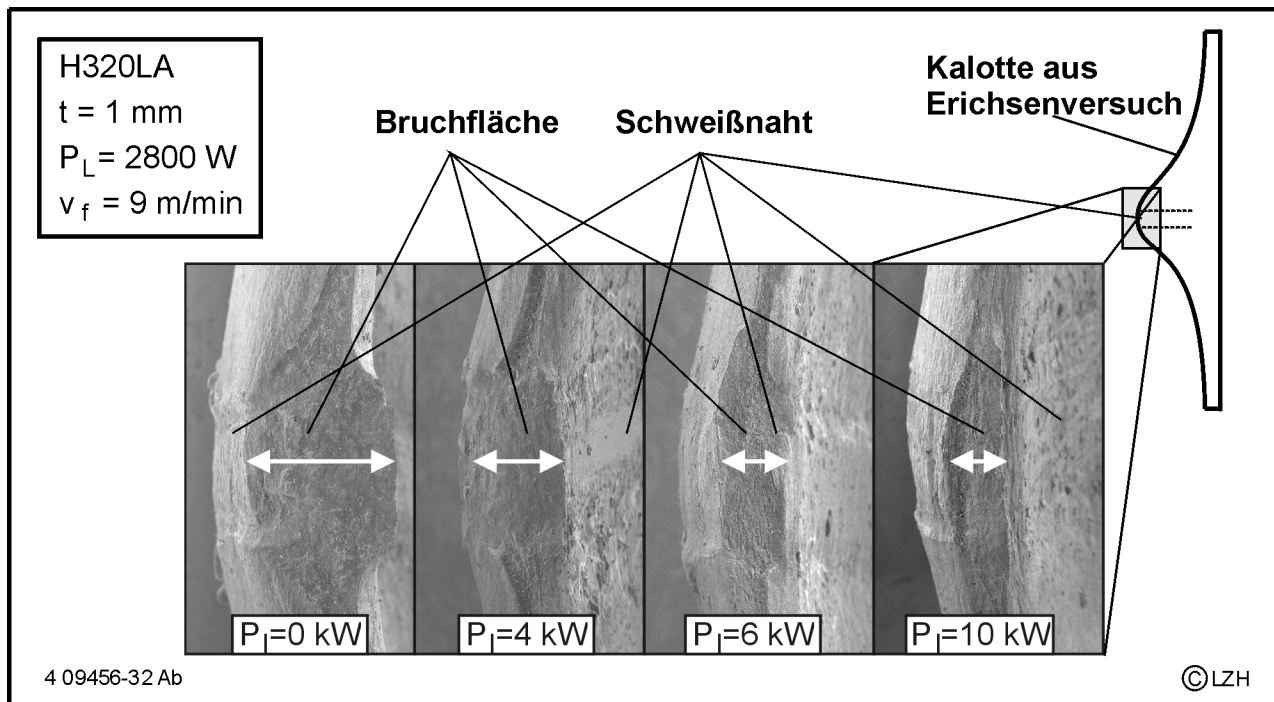


Bild 35: Bruchflächen aus dem Erichsenversuch (H320LA)

In Bild 35 sind Aufnahmen der Bruchflächen der versagten Erichsenproben zusammengestellt. Die Skizze auf der rechten Seite verdeutlicht den Bildausschnitt mit Blickrichtung auf die Bruchfläche. Die Verjüngungen der Bruchfläche oben und unten machen das Verformungsvermögen des Grundwerkstoffs deutlich. Die Verdickungen in der Bildmitte resultieren aus der verringerten Verformungsfähigkeit des Grundwerkstoffs. Jeweils auf der rechten Seite der Bruchfläche ist der Verlauf der Schweißnaht in der Innenseite der Kalotte zu sehen. Sichtbar wird die Veränderung der Einschnürung im Erichsenversuch in Abhängigkeit der Induktorleistung bzw. der Anlasstemperatur, die bei einer Induktorleistung von $P_I = 10 \text{ kW}$ das Niveau des Grundwerkstoffs nahezu erreicht. Die bei der Laserstrahlschweißnaht ohne Nachwärmung auftretenden Gewaltbruchanteile verringern sich und die Verformungswaben werden homogener. Werden die mit den weißen Pfeilen gekennzeichneten Abmessungen der Restbruchflächen vermessen, so folgt die in Bild 36 dargestellte Änderung der Brucheinschnürung, bei der die auf die Ausgangsblechdicke bezogene relative Nahthöhe als Funktion der Induktorleistung

aufgetragen ist. Werden geringe Nachwärmleistungen von bis zu $P_1 = 3 \text{ kW}$ eingesetzt, so ergeben sich keine Veränderungen gegenüber den unbehandelten Laserstrahlschweißnähten. Bei einer Steigerung der Nachwärmleistung auf bis zu $P_1 = 8 \text{ kW}$ nehmen die Dehnungsreserven kontinuierlich ab. Die weitere Erhöhung der Induktorleistung bewirkt keine signifikanten Veränderungen und bestätigt damit die Ergebnisse von Erichsen- und Zugversuchen.

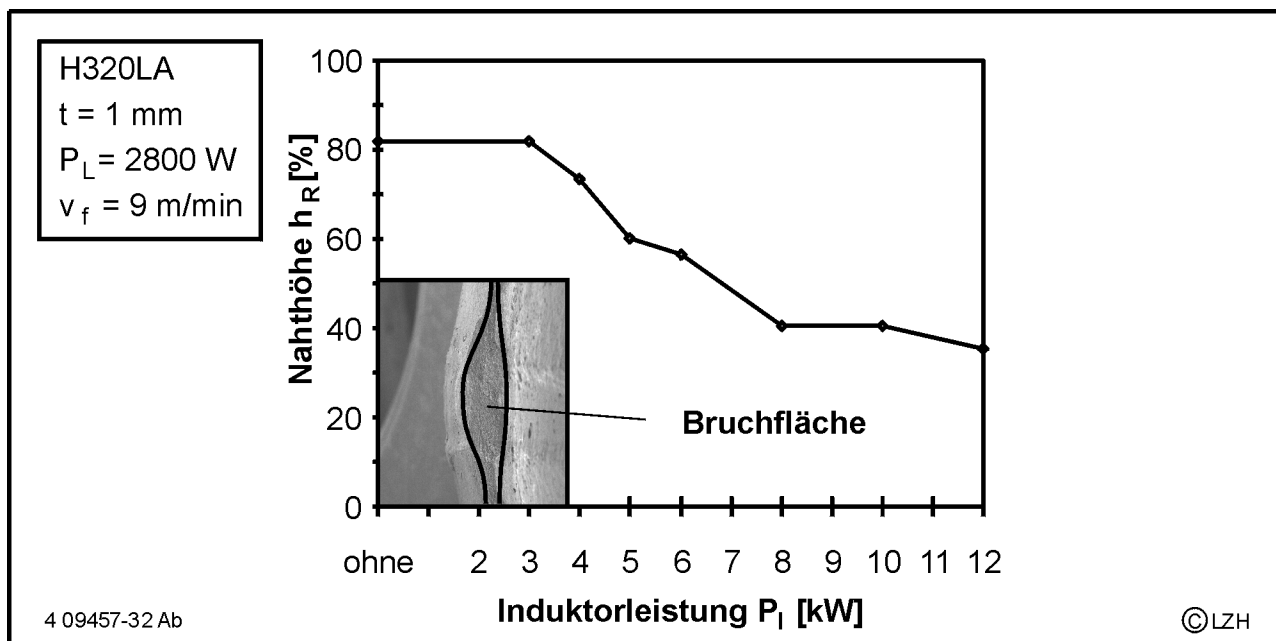


Bild 36: Restbruchfläche in Blechdickenrichtung als Funktion der Induktorleistung (H320LA)

In Laserstrahlschweißnähten treten aufgrund der hohen Abkühlgradienten Eigenspannungen in der Größenordnung der Zugfestigkeit auf, die in der Regel zu einer Verringerung der zyklischen Festigkeit führen. Die schmale Wärmeeinflusszone sowie die nur $b \approx 0,6 \text{ mm}$ breite Schweißnaht verhindern jedoch die quantitative Auswertung mit Hilfe der Röntgentechnik. Daher werden im Rahmen dieser Arbeit die lokalen Eigenspannungsdifferenzen betrachtet, die über die Halbwertsbreiten der Reflektionspeaks ermittelt werden können und in Bild 37 dargestellt sind. Sichtbar wird der Abbau der lokalen Spannungsunterschiede, der wie bei der Ausbildung der Bruchflächen bei einer Induktorleistung von $P_1 = 3 \text{ kW}$ beginnt. Bei Erreichen der zweiten Anlassstufe bei $P_1 = 6 \text{ kW}$ sind die lokalen Eigenspannungsdifferenzen deutlich reduziert. Die Steigerung auf $P_1 = 8 \text{ kW}$ führt zu keiner weiteren Reduzierung.

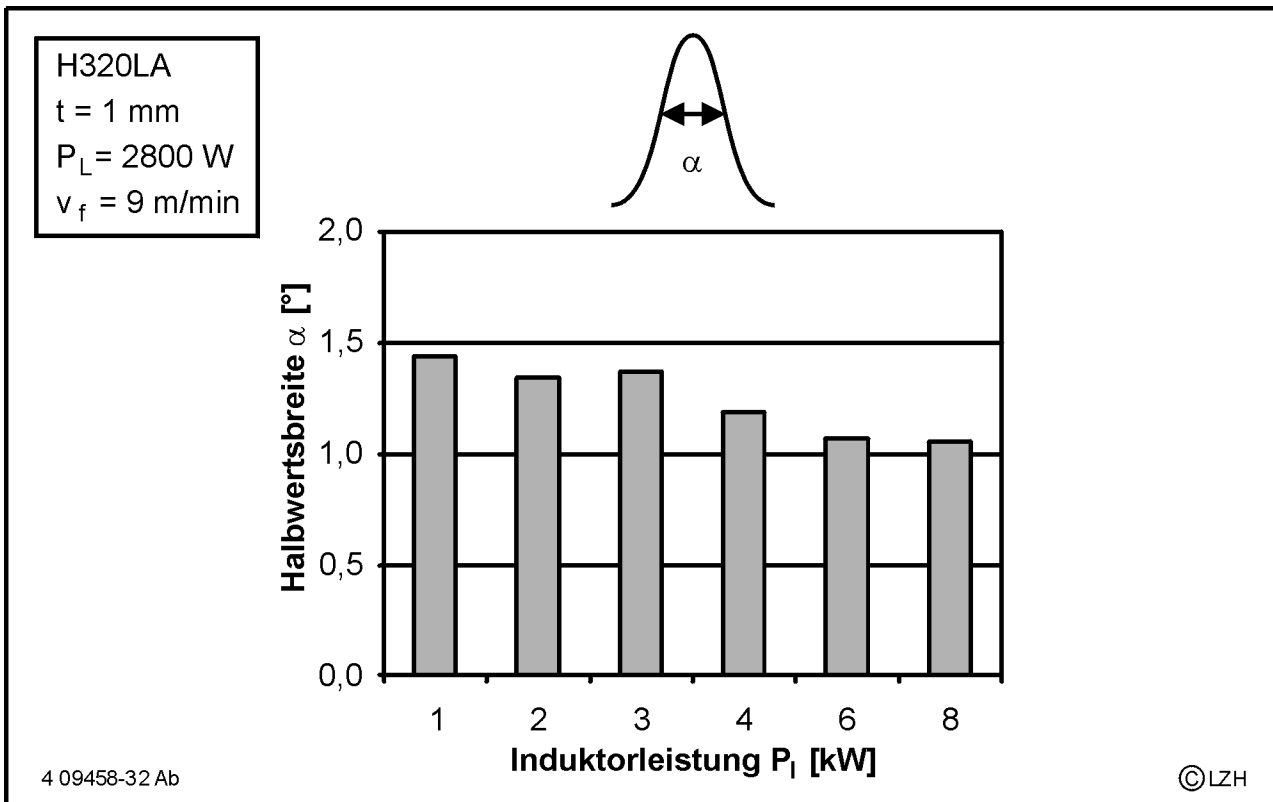


Bild 37. Halbwertsbreiten als in Abhängigkeit der Nachwärmleistung (H320LA)

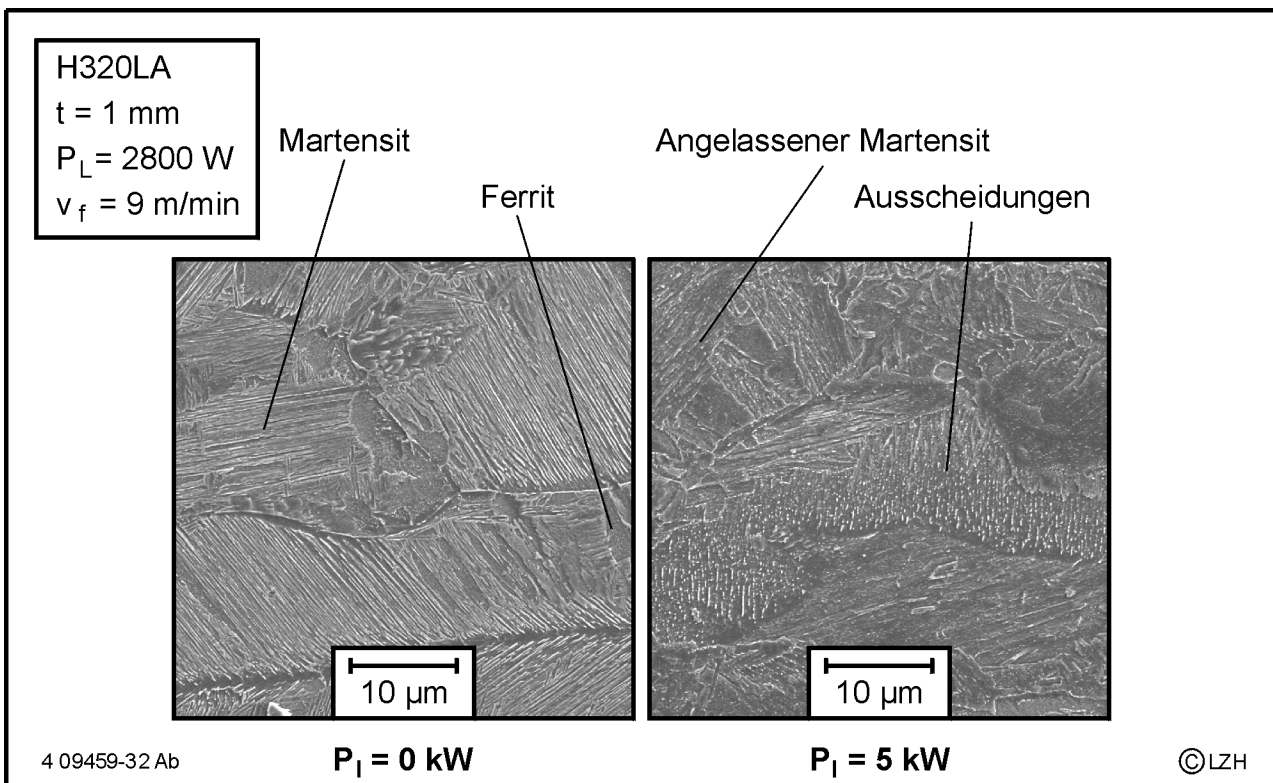


Bild 38: REM-Aufnahme, links Schweißgut ohne Wärmebehandlung, rechts Schweißgut mit Nachwärmung $P_i = 5 \text{ kW}$ (H320LA)

In Bild 38 wird der Unterschied zwischen unbehandeltem und induktiv angelassenem Schweißgut deutlich. Das Gefüge der laserstrahlgeschweißten Probe in der linken Bildhälfte ist nadelig martensitisch mit einzelnen ferritischen Bereichen. Durch die serielle induktive Nachwärmung wird der Martensit angelassen. Entsprechend der Grenze zur zweiten Anlassstufe werden bereits Zementitausscheidungen sichtbar, die den Härteabfall bei steigenden Induktorleistungen begrenzen.

Die serielle induktive Nachwärmung ist zur Verbesserung der Umformbarkeit des härtesten mikrolegierten Feinkornstahls H320LA geeignet. Das martensitische Schweißgut verringert die Umformbarkeit der geschweißten Bauteile je nach Belastung zwischen 20 und 40 %, so dass in kritischen Formgebungsbereichen ein Versagen der Bauteile auftreten kann. Das prozessintegrierte Kurzzeitanlassen reduziert den Unterschied auf 10 und 20% und lässt eine Schweißnahtführung auch in Bereichen großer Umformgrade zu.

7.1.3 Dualphasenstahl H500X (DP800)

Dualphasenstähle (DP) werden aufgrund ihrer hohen Festigkeit und befriedigenden Umformbarkeit bereits in der Karosseriefertigung eingesetzt. Da die Festigkeit des Werkstoffs vom Martensitanteil abhängt, ist die maximale Wärme, die bei der seriellen induktiven Nachwärmung eingebracht werden darf, von der Anlassbeständigkeit des Martensits im Grundwerkstoff abhängig um die Gebrauchseigenschaften des Werkstoffs nicht herabzusetzen. Die Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9 \text{ m/min}$ wurde bei der Blechdicke von $t = 1 \text{ mm}$ mit einer Laserleistung von $P_L = 2800 \text{ W}$ erreicht.

Entfestigungen durch das Anlassen der martensitischen Phase des Dualphasenstahls können im Querkzugversuch durch die Verschiebung des Anrisses aus dem Grundwerkstoff in die Wärmeeinflusszone nachgewiesen werden. In Bild 39 ist die Härteverringering in der Wärmeeinflusszone schon bei der Nachwärmleistung von $P_1 = 1 \text{ kW}$ sichtbar. Da diese Zone nur wenige $10 \mu\text{m}$ breit ist, überwiegt zunächst die Stützwirkung des härtesten Schweißgutes, so dass bis zu einer Nachwärmleistung von $P_1 = 3,5 \text{ kW}$ der Bruchbeginn lasertypisch im Grundwerkstoff beginnt.

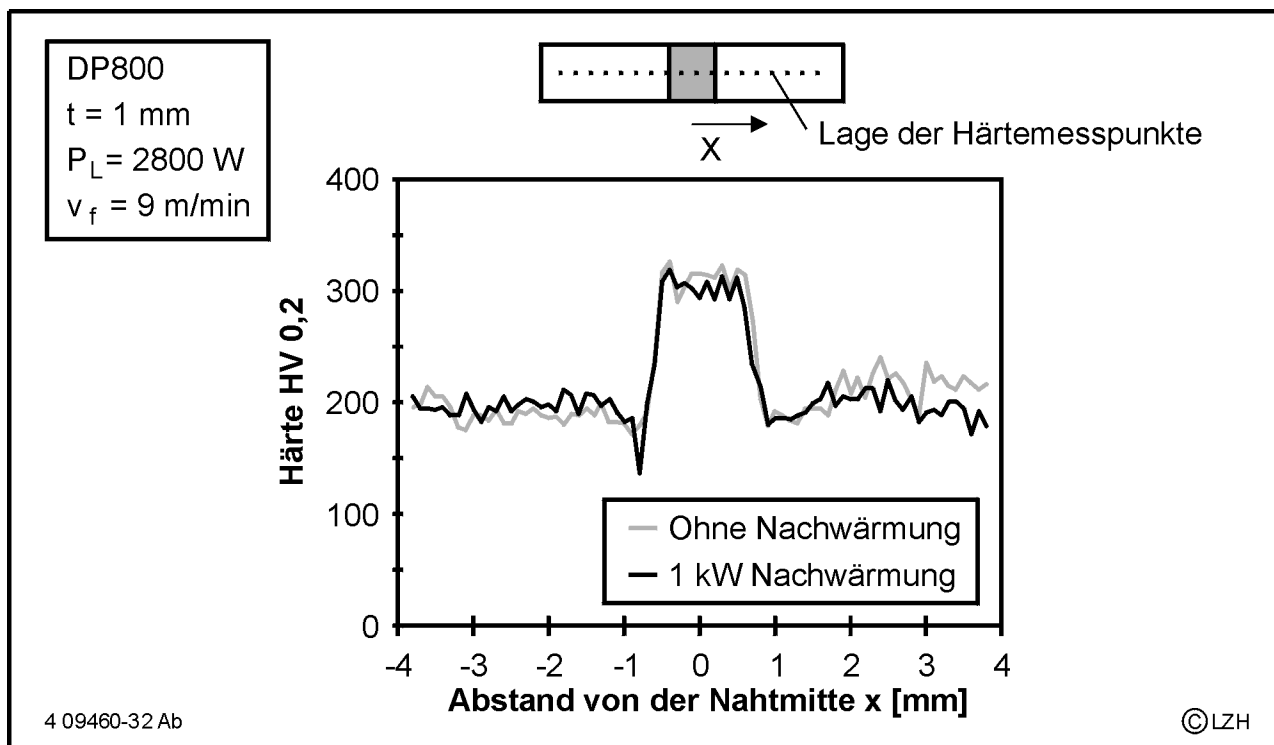


Bild 39: Härteverlauf über den Nahtquerschnitt (DP800)

Die Härte des Grundwerkstoffs liegt mit 200 HV 0,2 entsprechend der höheren Festigkeit über der Härte des Feinkornstahls H320LA. Die gegenüber dem Schweißgut von H320LA verringerte Härte resultiert aus dem in der Naht entstehenden bainitischen Gefüge, das in Bild 40 in der REM-Aufnahme sichtbar ist. Bainit ist deutlich anlassbeständiger als Martensit und eine signifikante Änderung der Eigenschaften ist erst über eine Austenitisierung und anschließende gesteuerte Abkühlung möglich, da Bainit bereits aus ferritischen Bereichen und Karbiden besteht. Die bainitische Umwandlung des Dualphasenstahl bei ähnlichen Abkühlbedingungen wie beim H320LA resultiert aus der um $\Delta M_S \approx 50$ K verringerten Martensitstarttemperatur und der um $\Delta M_F \approx 30$ K verringerten Martensitfinishtemperatur, die in erster Linie durch den erhöhten Mangengehalt des DP800 verursacht werden. In den REM-Aufnahmen wird deutlich, dass die Martensitbildung zugunsten des unteren Bainits unterdrückt wurde. Da die mechanisch-technologischen Eigenschaften des unteren Bainits sowohl hinsichtlich der Festigkeit als auch des Umformvermögen besser als die des angelassenen Martensits sind, konzentrieren sich die Untersuchungen für diesen Werkstoff in erster Linie auf mögliche Schädigungen des Grundwerkstoffs und der Wärmeeinflusszone durch die serielle, induktive Nachwärmung. In der REM-Aufnahme (Bild 40) ist das untere bainitische

Schweißgut mit den typischen Winkeln von $\alpha = 50-60^\circ$ zwischen den Karbidplatten zu sehen. Die Nachwärmung des Schweißgutes verbessert die Diffusionsbedingungen während des Abkühlens, so dass in der rechten Bildhälfte die Bereiche oberen Bainits mit ihrer nadeligen Struktur sichtbar werden. Vereinzelt treten auch Karbidausscheidungen auf.

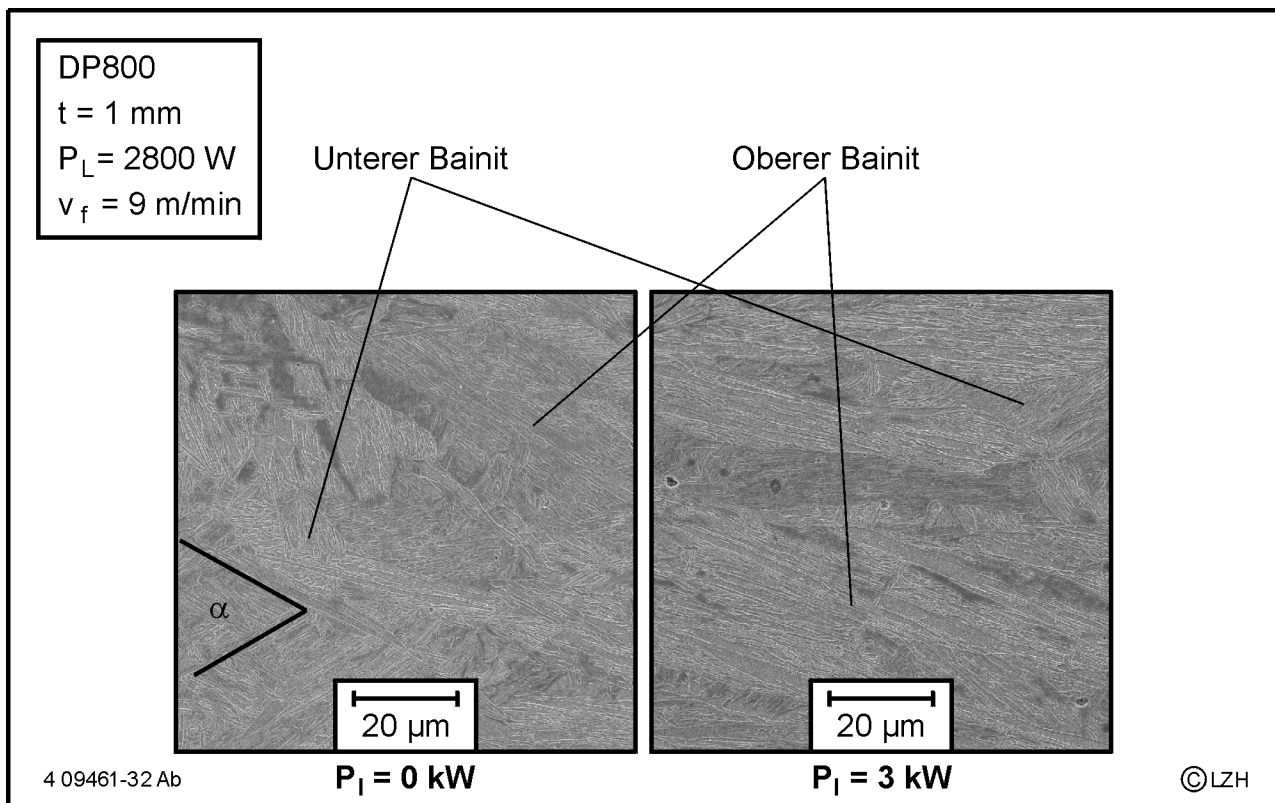


Bild 40: REM-Aufnahme, links Schweißgut ohne Nachwärmung, rechts $P_1 = 3 \text{ kW}$ (DP800)

In den Temperaturverläufen in Bild 31 und Bild 41 der seriellen induktiven Nachwärmung wird der Unterschied zwischen H320LA und DP800 bei gleicher Nachwärmleistung deutlich. Diese werden maßgeblich durch die unterschiedlichen Wärmeleitkoeffizienten von $\lambda_w = 0,25 \text{ W/cmK}$ für das ferritisch-martensitische Gefüge des Dualphasenstahls und die um den Faktor 2 größere Wärmeleitfähigkeit von $\lambda_w = 0,50 \text{ W/cmK}$ für das ferritisch-perlitische Gefüge des Feinkornstahls bestimmt. Daraus ergibt sich die um ca. $\Delta P_1 = 1 \text{ kW}$ verringerte Induktorleistung zum Erreichen eines vergleichbaren Zeit-Temperatur-Verlaufes und der entsprechenden Anlasswirkung, die sich bei dem beschriebenen bainitischen Schweißnahtgefüge auf den martensitischen

Grundwerkstoffanteil beschränkt und die mögliche Induktorleistung bei Verbindungsschweißungen begrenzt.

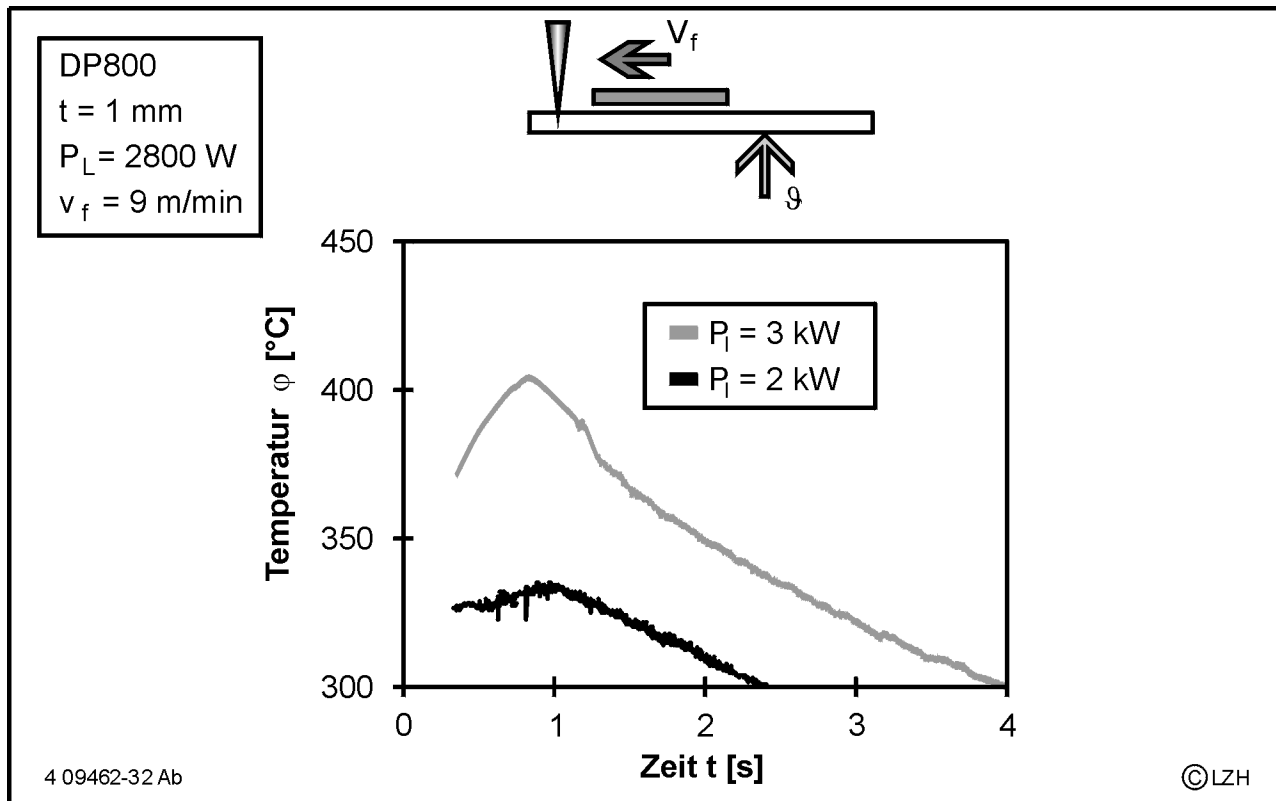


Bild 41: Temperaturverlauf bei verschiedenen Nachwärmleistungen DP800

Wird eine Schweißnaht in diesem Dualphasenstahl im Erichsenversuch getestet, so beginnt das Versagen stets in der Wärmeeinflusszone und der Anriss erfolgt entlang der Schweißnaht. Dies ist auf Anlasseffekte bereits durch das Laserstrahlschweißen und die daraus resultierende Verringerung der Grundwerkstofffestigkeit zurückzuführen. Die induktive Nachwärmung verstärkt diese Anlasswirkung auf die martensitischen Gefügeanteile des Grundwerkstoffs. Eine signifikante Verringerung der Festigkeit wird im Querschugversuch oberhalb einer Induktorleistung von $P_1 = 3 \text{ kW}$ und der daraus resultierenden Anlasstemperatur von $\vartheta = 400 \text{ °C}$ durch den Rissbeginn in der Wärmeeinflusszone deutlich.

Die Kennwerte beim Erichsenversuch erreichen ca. 80% des Grundwerkstoffniveaus und die Wärmebehandlung hat nur einen geringen Einfluss auf die Eigenschaften, der sich in erster Linie auf eine Verringerung der Streubreite auswirkt. Insbesondere bei kritischen

Umformungen kann diese verkleinerte Streuung die Fehlerrate in der Fertigung herabsetzen.

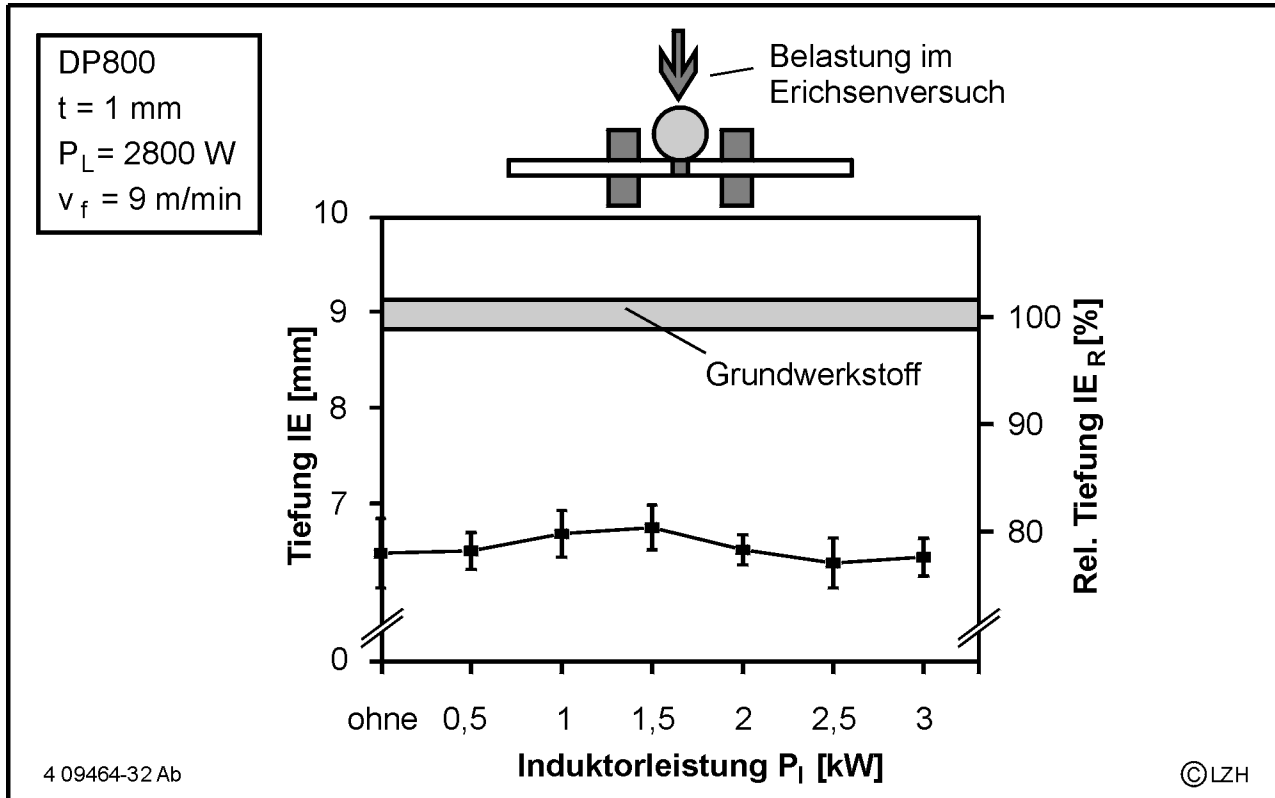


Bild 42: Tiefung als Funktion der Nachwärmleistung (DP800)

In Bild 43 ist sichtbar, dass Verbesserungen von Bruch- und Gleichmaßdehnung, die jeweils ca. 65 % der Grundwerkstoffwerte erreichen, durch die serielle induktive Nachwärmung nicht erzielt werden können. Dies ist auf das untere bainitische Schweißgut zurückzuführen, das eine hohe Anlassbeständigkeit und eine gute Verformbarkeit aufweist. Bei Induktorleistungen oberhalb $P_1 = 3$ kW sinken die Dehnungskennwerte durch die verstärkte Bildung von oberem Bainit in der Schweißnaht. Die zusätzliche Wärmequelle verbessert dabei die Diffusionsbedingungen für den Kohlenstoff und es bilden sich die größeren Karbide des oberen Bainits. Das damit gröbere Gefüge hat ein geringeres Verformungsvermögen als das der unbehandelten Schweißnaht und die Kennwerte sinken ab. Wie bei der Anlasswirkung auf den martensitischen Grundwerkstoffanteil bildet die Kurzzeitanlasstemperatur von $\vartheta = 400$ °C auch für die Veränderung des Umwandlungsverhaltens des Schweißgutes die obere Grenze.

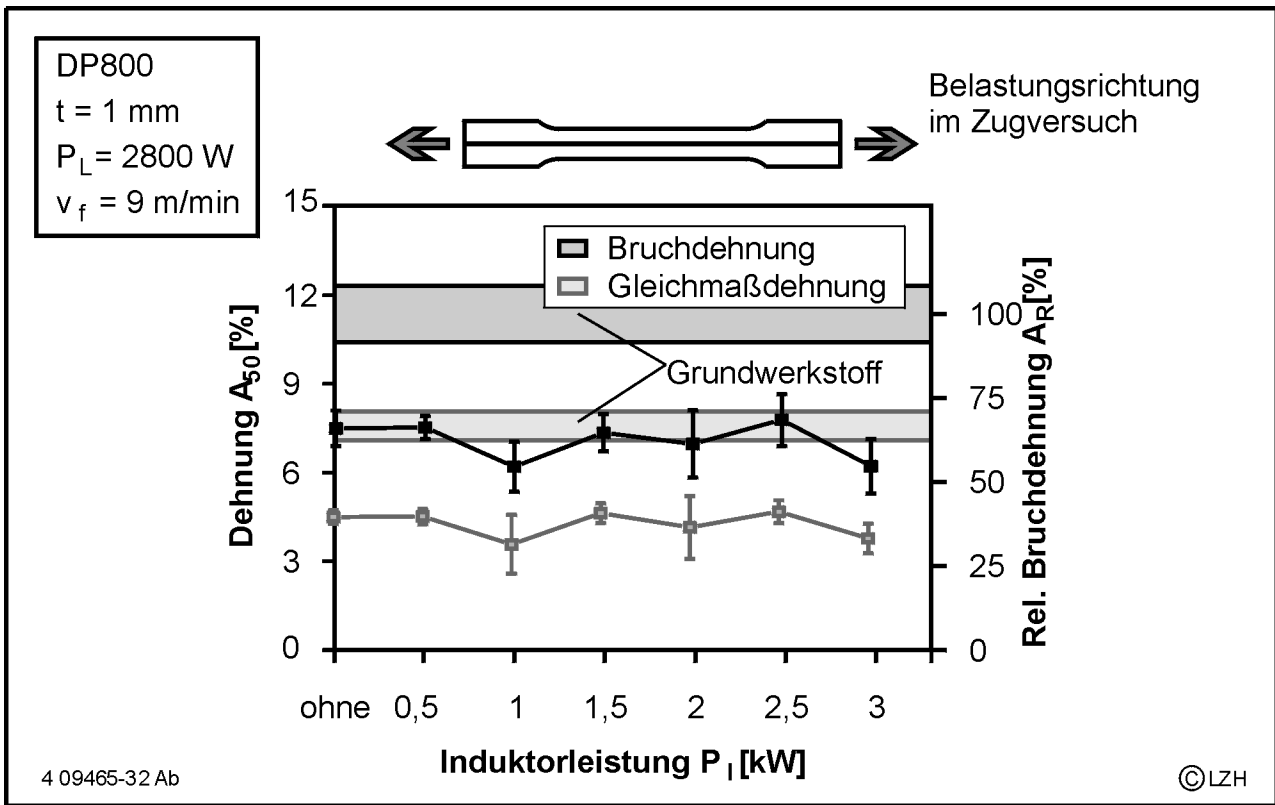


Bild 43: Gleichmaßdehnung als Funktion der Nachwärmleistung (DP800)

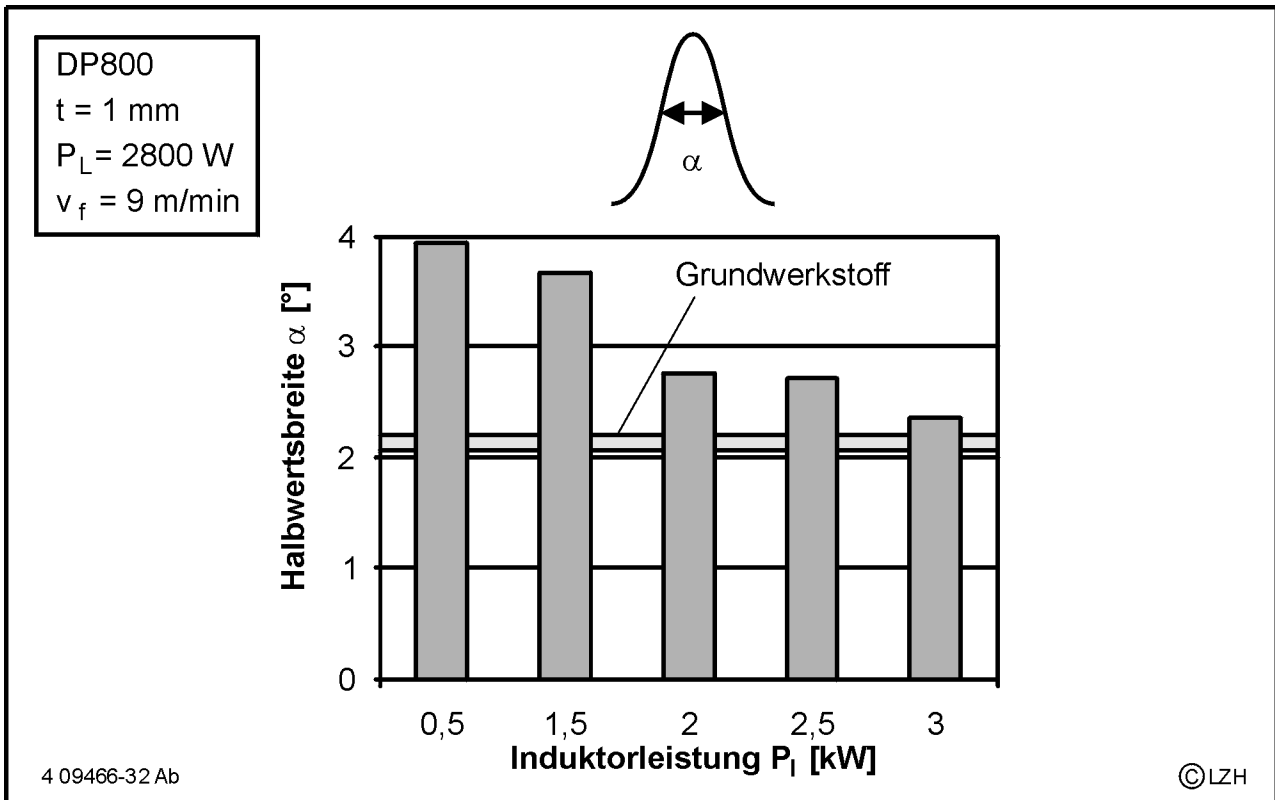


Bild 44: Eigenspannungen als Funktion der Nachwärmleistung (DP800)

In Bild 44 ist zu erkennen, dass die gemessenen Halbwertsbreiten gegenüber dem Feinkornstahl H320LA deutlich erhöht sind. Dies ist auf den aufgrund des über den Messbereich von ca. 1 mm erfassten zweiphasigen Grundwerkstoffgefüges zurückzuführen, da die unterschiedlichen Gitterabstände von Ferrit und Martensit gemessen werden. Bei steigender Induktorleistung werden die mikroskopischen Eigenspannungsdifferenzen abgebaut. Bei $P_1 = 3 \text{ kW}$ erreichen sie durch das Anlassen der martensitischen Grundwerkstoffphase und der verstärkten Bildung von oberem Bainit nahezu das Niveau des Grundwerkstoffs. Das Absinken der Halbwertsbreiten ist bei dem Dualphasenstahl daher nicht mit einer Verbesserung der Werkstoffeigenschaften gleichzusetzen.

Durch die bainitische Erstarrung des Schweißgutes kann nur ein geringer Einfluss auf die Schweißnahteigenschaften erzielt werden. Die durch die zusätzliche Wärmequelle verbesserten Diffusionsbedingungen erhöhen den Anteil des oberen Bainits gegenüber dem unteren Bainits der unbehandelten Schweißnaht, der über bessere mechanisch-technologischen Eigenschaften verfügt. Verbesserungen der Umformbarkeit können bei diesem Werkstoff nur für geringe Nachwärmleistungen und entsprechend geringe Nachwärmtemperaturen unter $T_A = 300^\circ\text{C}$ erzielt werden, die sich in erster Linie auf die Verringerung der Streuung der Kennwerte beschränken.

7.1.4 Manganlegierter Restaustenitstahl TRIP700

Restaustenitische Stähle wie der TRIP700 werden derzeit nicht in der Serienfertigung des Automobilbaus eingesetzt, da die durch den Kohlenstoffgehalt hohen Aufhärtungen eine deutlich verringerte Umformbarkeit bewirken. Die Vorteile des Grundwerkstoffs wie das große Verformungsvermögen und die hohe Festigkeit wurden in der ULSAB-AVC-Studie bereits nachgewiesen. Für das Laserstrahlschweißen mit einer Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9 \text{ m/min}$ ist bei der Blechdicke von $t = 0,65 \text{ mm}$ eine Laserleistung von $P_L = 2200 \text{ W}$ erforderlich.

In Bild 45 wird die Aufhärtung des Schweißgutes deutlich. Die erreichten $620 \text{ HV } 0,2$ entsprechen der Maximalhärte des Martensits bei dem Kohlenstoffgehalt von $C = 0,22 \%$. Aufgrund des im Vergleich zu härtbaren Stählen geringen Kohlenstoffgehaltes entsteht der in Bild 46 links sichtbare, trotz hoher Härte für diese Werte noch gut verformbare massive Martensit. Mit steigender Nachwärmleistung und Anlasstemperatur sinken die Härtewerte ab und erreichen bei $P_1 = 4 \text{ kW}$ das Minimum von $400 \text{ HV } 0,2$.

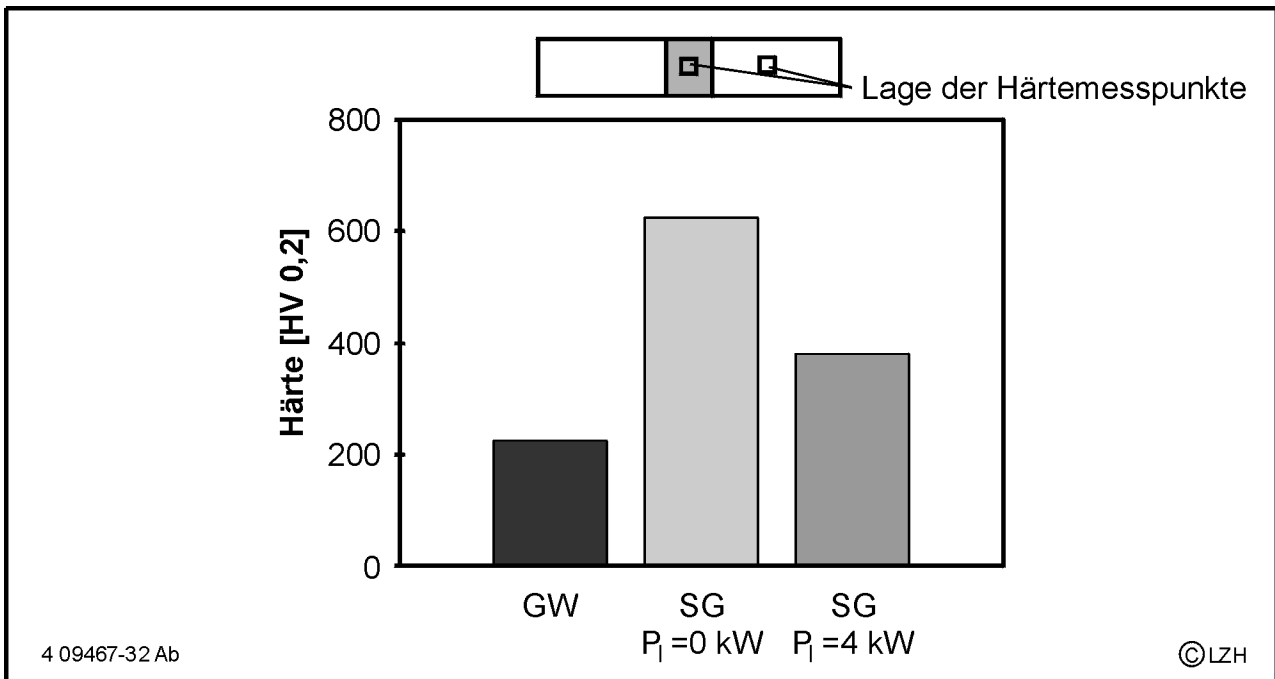


Bild 45: Härte der Gefüge (TRIP700)

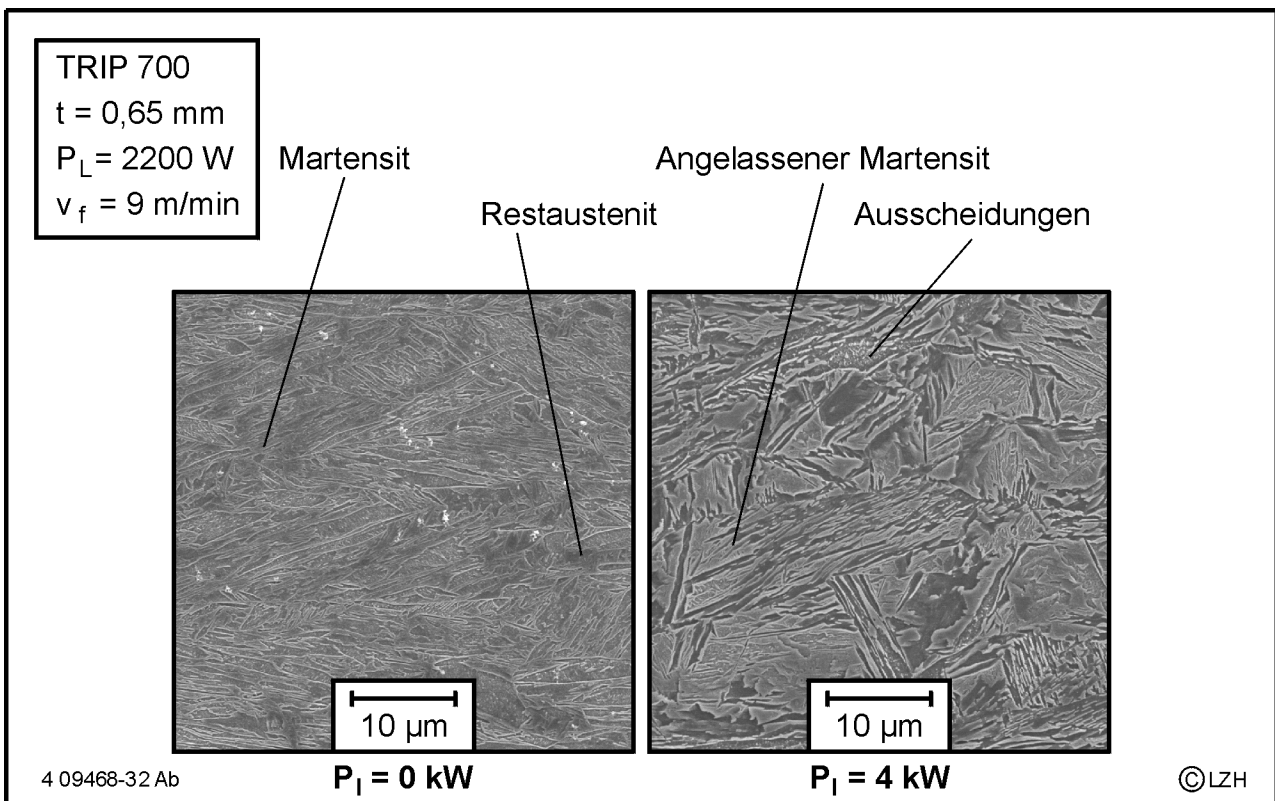


Bild 46: REM-Aufnahmen des Schweißgutes in TRIP700

In Bild 46 ist auf der linken Seite das Schweißnahtgefüge ohne Nachwärmung mit der Härte von 620 HV_{0,2} zu sehen. Neben dem massiven Martensit sind einzelne Inseln von Restaustenit sichtbar, die durch die schnelle Abkühlung und das Unterschreiten der Martensitfinishtemperatur vor der vollständigen Umwandlung entstehen. Das Anlassen des Gefüges bei einer Induktorleistung von $P_1 = 4 \text{ kW}$ verursacht eine geringfügige Vergrößerung der Körner und die Abrundung der Martensitnadeln, die den Anlasseffekt sichtbar machen. Größere Karbidausscheidungen treten erst bei Induktorleistungen oberhalb von $P_1 = 5 \text{ kW}$ und den weiter verbesserten Diffusionsbedingungen auf und bewirken die verringerten Dehnfähigkeiten oberhalb von Kurzzeitanlasstemperaturen von $T_A = 580^\circ\text{C}$.

Für die optimale Umformbarkeit der Schweißnähte sind Nachwärmleistungen von $P_1 = 4 \text{ kW}$ erforderlich, die gemäß Bild 50 einer Anlasstemperatur von ca. $T_A = 580^\circ\text{C}$ entsprechen. Das gegenüber dem Feinkornstahl H320LA erhöhte Temperaturniveau resultiert aus der vergrößerten Anlassbeständigkeit des Schweißgutes im TRIP-Stahl, die auf die erhöhten Anteile der Stahlbegleitelemente zurückzuführen ist.

In Bild 47 sind die Ergebnisse der Erichsenversuche an den nachgewärmten Schweißnähten zusammengefasst. Sichtbar wird die starke Reduzierung der Tiefung der laserstrahlgeschweißten Proben auf 58 % der Grundwerkstoffwerte. Bereits bei geringen Nachwärmleistungen steigt die Streckziehbarkeit bei verringerten Streuungen an und erreicht bei $P_1 = 4 \text{ kW}$ das Maximum von 77% der Grundwerkstoffwerte. Für die Unstetigkeit der Kurve bei der Induktorleistung von $P_1 = 3 \text{ kW}$ konnte keine Ursache gefunden werden. Bei Nachwärmleistungen oberhalb von $P_1 = 5 \text{ kW}$ mit der entsprechenden Nachwärmtemperatur von ca. $T_A = 650^\circ\text{C}$ sinken die Kennwerte durch Karbidausscheidungen im Schweißgut wieder ab. Die Ausscheidungen wirken als Sekundärhärtung und stellen Hindernisse für die Bewegung von Versetzungen dar, die die Duktilität verringern. Eine Veränderung oder Schädigung des Grundwerkstoffs ist in metallographischen Schliffen und REM-Aufnahmen nicht nachweisbar und wird bei dem in der Stahlherstellung eingestellten, entmischten Gefüge nicht erwartet. Die stärkeren Streuungen bei höheren Nachwärmleistungen resultieren auch aus Verwerfungen. Die nur $t = 0,65 \text{ mm}$ dicken Bleche können aufgrund des mit den Feldkonzentratoren 30 mm breiten Induktors nicht eng gespannt werden und verwerfen sich durch die zusätzliche Wärmeeinbringung, so dass der Wärmeeintrag ungleichmäßig wird. Nach vollständiger Abkühlung sind die Bleche wieder eben.

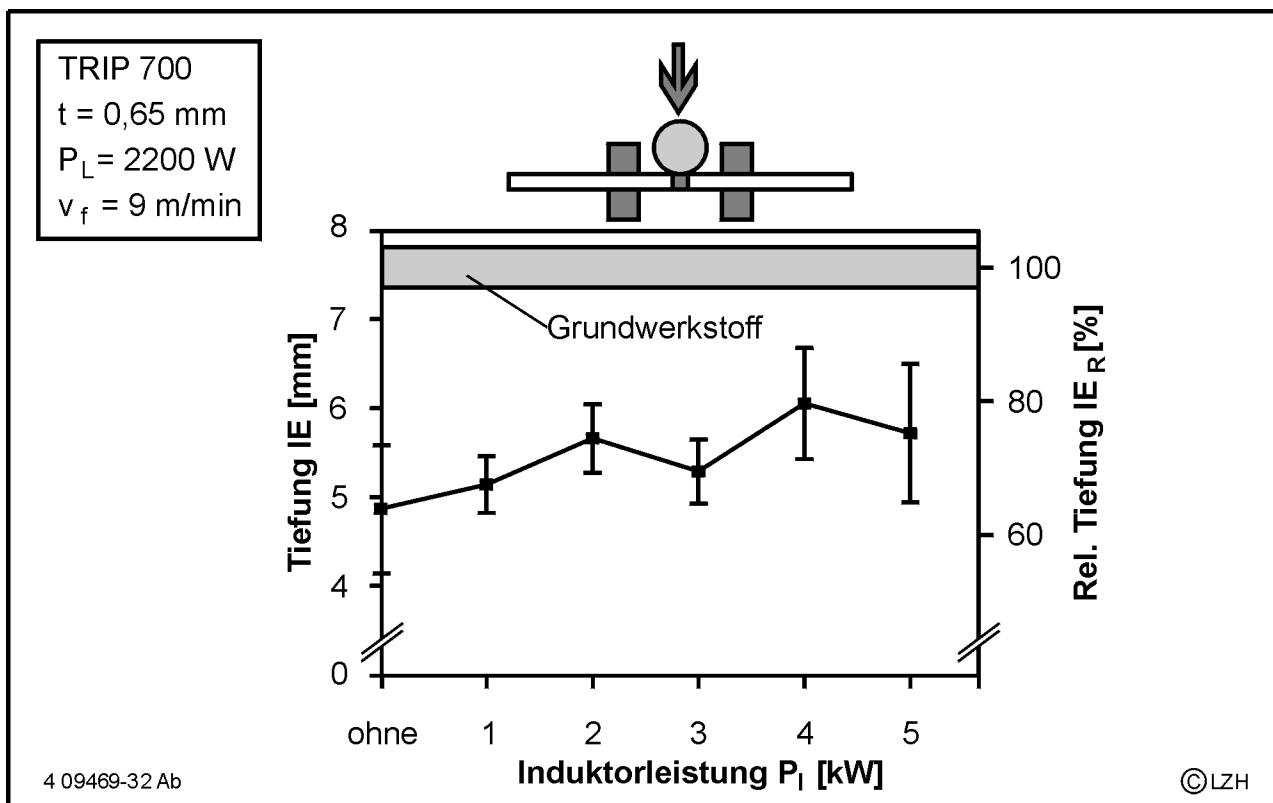


Bild 47: Erichsentiefung als Funktion der Nachwärmleistung (TRIP700)

In Bild 48 sind das hohe Dehnvermögen und die für Restaustenitstähle typische gleichmäßige und starke Verfestigung sichtbar, die zu einer guten und prozesssicheren Umformbarkeit führt. Im Längszugversuch muss die hochfeste Schweißnaht gemeinsam mit dem Grundwerkstoff verformt werden und die über den Probenquerschnitt gemittelte Festigkeit steigt deutlich an. Die beim Grundwerkstoff ausgeprägte Streckgrenze ist durch die Stützwirkung sowie die beginnende Verfestigung der Schweißnaht nur noch als Knick ohne deutliche Lüdersdehnung sichtbar. Durch die serielle induktive Nachwärmung der Schweißnähte wird die Festigkeit der Naht entsprechend der Härtereduzierung gesenkt und die Graphen liegen zwischen Grundwerkstoff und unbehandelter Schweißnaht. Bei $P_I = 4 \text{ kW}$ wird das Maximum der Dehnfähigkeit erreicht, wobei Gleichmaß- und Bruchdehnung stets gleich groß sind. Bei weiterer Steigerung der Induktorleistung treten vermehrt Ausscheidungen im Schweißgut auf, so dass die Dehnfähigkeit durch die Sekundärhärtung wieder absinkt.

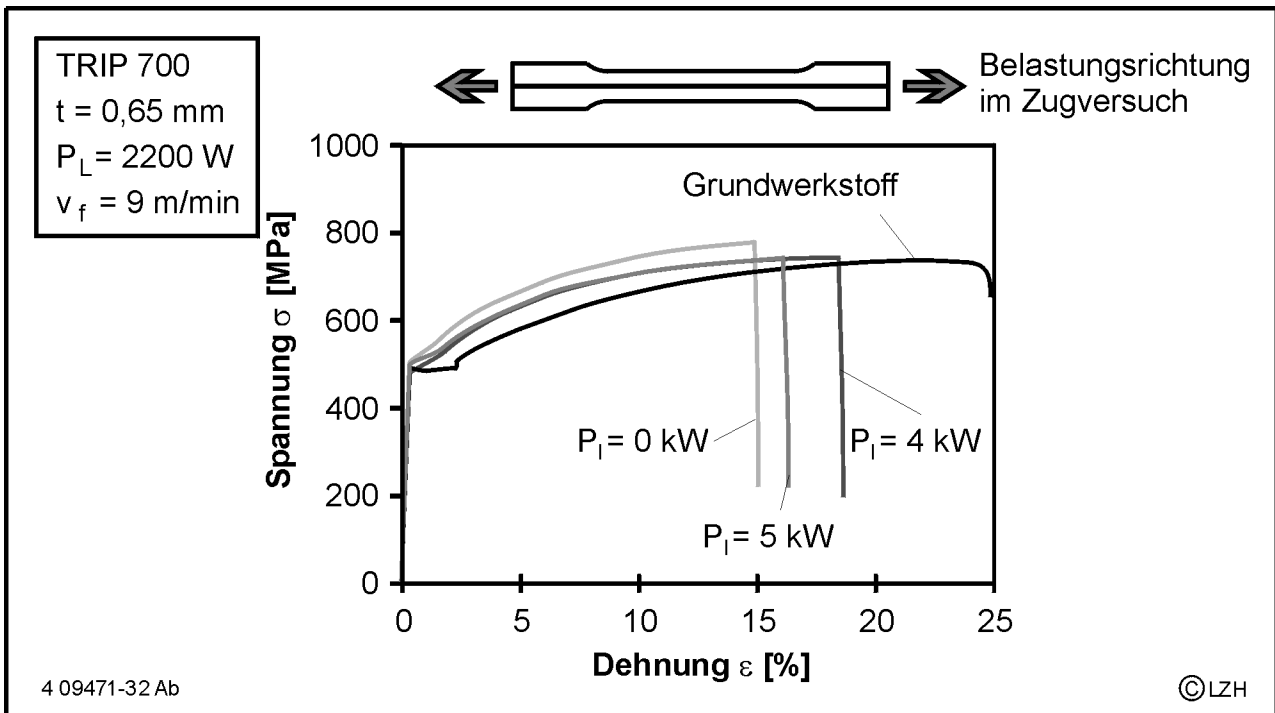


Bild 48: Spannungs-Dehnungs-Verlauf als Funktion der Induktorleistung (TRIP700)

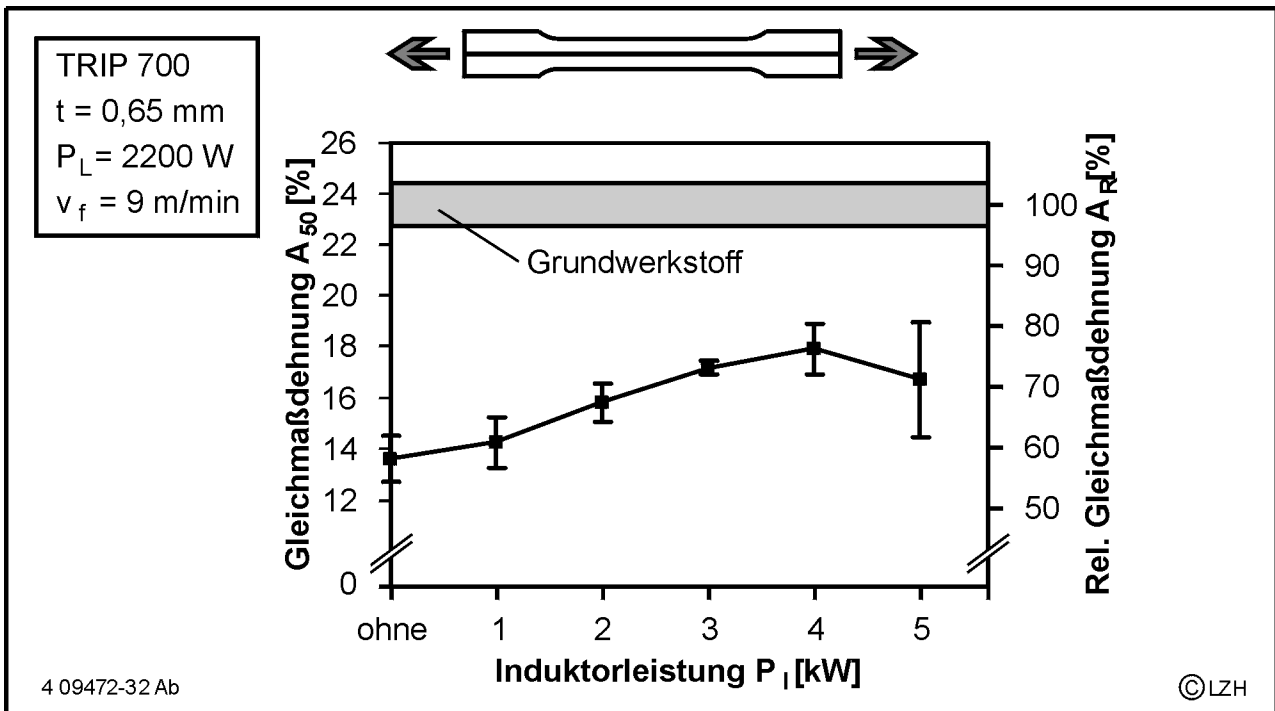


Bild 49: Gleichmaßdehnung als Funktion der Nachwärmleistung (TRIP700)

In Bild 49 sind die Untersuchungen der einachsigen Zugversuche zusammengefasst. Die Gleichmaßdehnung der laserstrahlgeschweißten Proben ist auf 60 % des

Grundwerkstoffwertes reduziert. Bereits bei geringen Induktorleistungen steigt die Dehnfähigkeit der Schweißnähte an. Die optimale Nachwärmtemperatur wird mit $T_A = 580 \text{ °C}$ bei $P_I = 4 \text{ kW}$ erreicht. Die Verringerung der Bruchdehnung oberhalb dieser Temperatur ist auf verstärkte Ausscheidungsbildung zurückzuführen.

In Bild 50 sind die Zeit-Temperaturverläufe der seriellen, induktiven Wärmebehandlung von $P_I = 3 \text{ kW}$ bis $P_I = 5 \text{ kW}$ dargestellt. Durch die geringe Blechdicke von $t = 0,65 \text{ mm}$ werden bereits bei geringen Induktorleistungen hohe Temperaturen erreicht. Für ein optimales Verformungsvermögen der Schweißnähte ist eine maximale Temperatur von $T_{NW} = 540 \text{ °C}$ notwendig. Eine weitere Steigerung der Nachwärmtemperatur führt zu Karbidausscheidungen in der Schweißnaht und senkt die Dehnfähigkeit wieder ab. Der in den Graphen sichtbare Haltepunkt bei ca. 420 °C resultiert aus der Wiedererstarrung des aufgeschmolzenen Zinks ($T_S = 419,6 \text{ °C}$) auf der Nahrückseite.

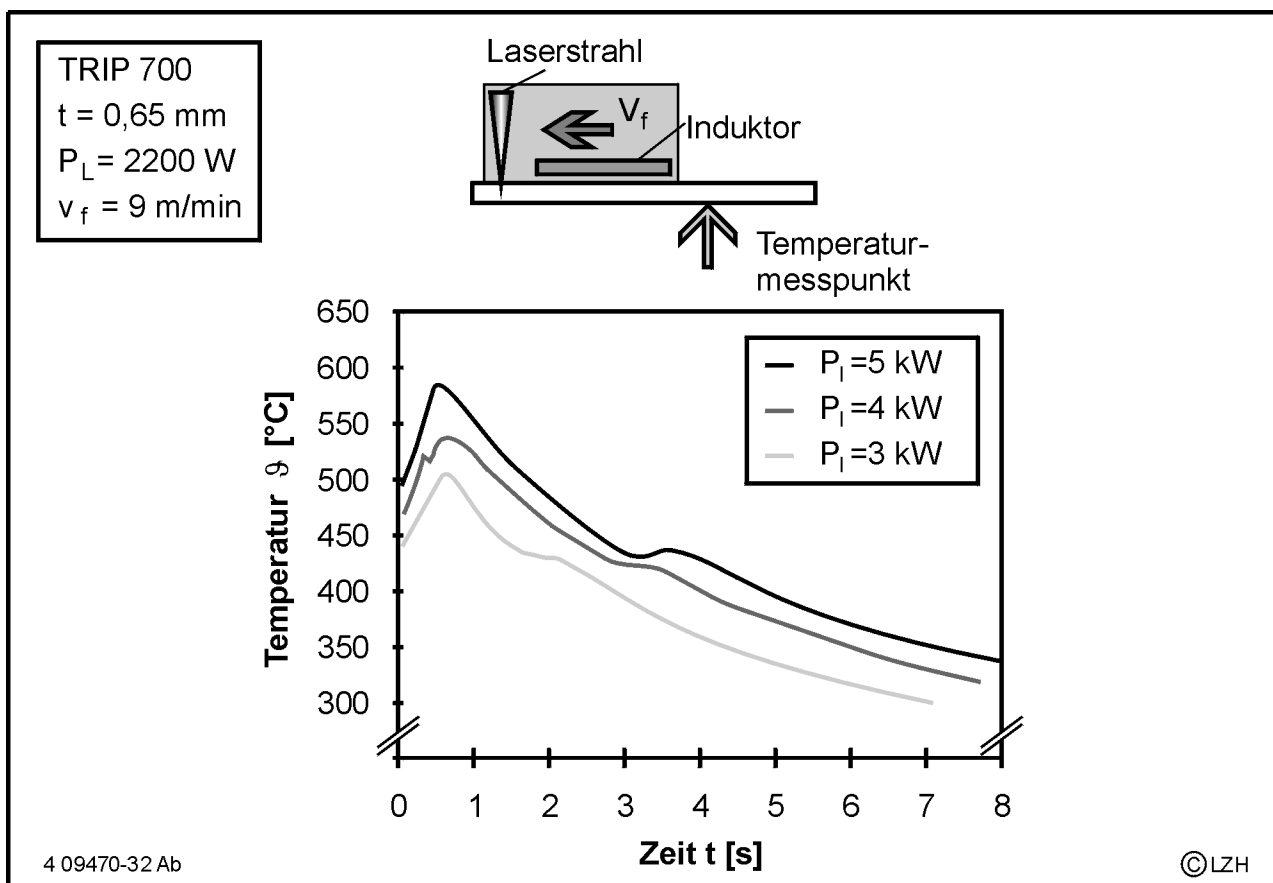


Bild 50: Zeit-Temperatur-Verläufe bei verschiedenen Induktorleistungen (TRIP700)

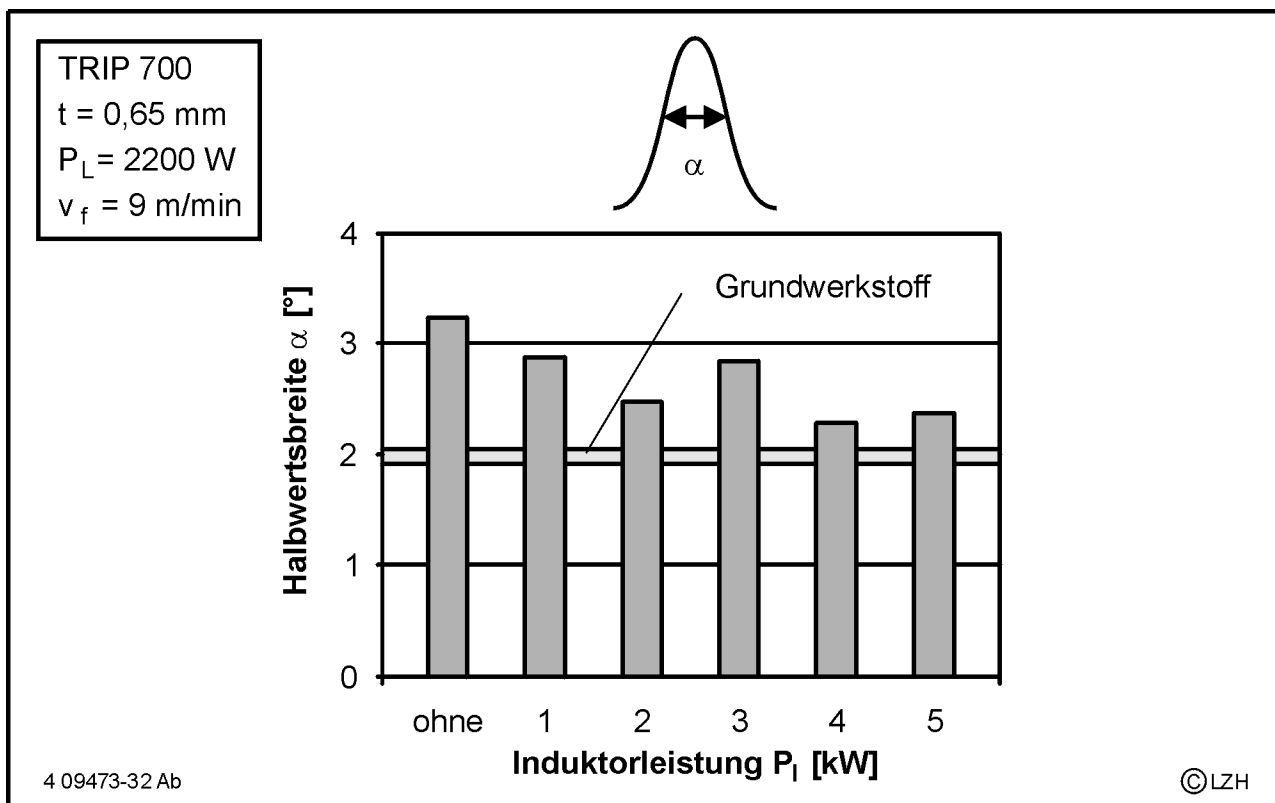


Bild 51: Eigenspannungen als Funktion der Nachwärmleistung (TRIP700)

Da die röntgenographische Eigenspannungsmessung in erster Linie die Verspannungen der Werkstückoberfläche erfasst, muss für die Messung zunächst die Zinkschicht des Restaustenitstahls entfernt werden. Um eine Beeinflussung des Werkstoffs durch mechanische Bearbeitung auszuschließen wurde die Beschichtung elektrolytisch abgetragen. In Bild 51 wird die Verringerung der mikroskopischen Eigenspannungen mit steigender Induktorleistung sichtbar, wobei das Niveau des Grundwerkstoffs nahezu erreicht wird. Die Messung der Halbwertsbreite bei $P_1 = 3 \text{ kW}$ passt wie bereits bei den mechanischen Kennwerten nicht in die Messreihe, der zugrundeliegende Effekt konnte jedoch mit den genutzten Verfahren nicht ermittelt werden. Die in den mechanisch-technologischen Versuchen ermittelte optimale Nachwärmleistung von $P_1 = 4 \text{ kW}$ stellt auch für die gemessenen mikroskopischen Eigenspannungsdifferenzen den geringsten Wert dar. Der Anstieg bei $P_1 = 5 \text{ kW}$ kann auf die Sekundärhärtung durch die Karbidausscheidungen zurückgeführt werden.

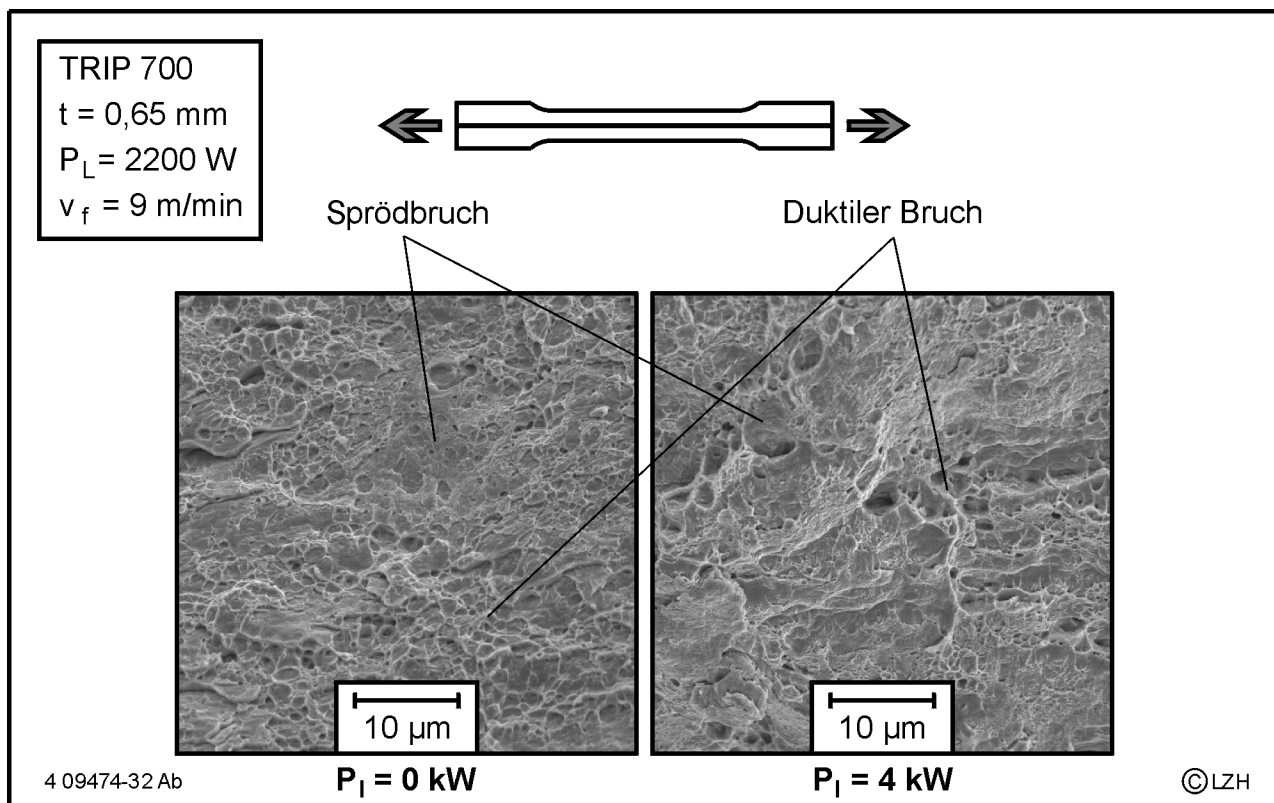


Bild 52: Bruchflächen des Schweißgutes von TRIP700

In den Aufnahmen der Bruchflächen aus dem Längszugversuch (Bild 52) sind neben den kleinen Verformungswaben auch Mischbruchanteile zu sehen. Durch die Wärmebehandlung treten die Waben plastischer hervor und werden außerdem entsprechend der Vergrößerung der Körner auch größer. Die Anteile glatter, spröde gebrochener Bereiche werden durch das serielle, induktive Anlassen verringert und bestätigt damit die Messungen aus dem mechanisch-technologischen Untersuchungen. Der Restaustenitstahl TRIP700 verfügt über eine hohe Dehnfähigkeit bei gleichzeitig großer Festigkeit. Einschränkungen im industriellen Einsatz des Werkstoffs entstehen bisher durch die starke Aufhärtung der Schweißnähte bis zu 620 HV 0,2. Da der Kohlenstoffgehalt von $C = 0,22\%$ zur Bildung von massivem Martensit führt, sind die Schweißnähte dennoch verformbar und erreichen ca. 60 % der Grundwerkstoffkennwerte. Mit der seriellen, induktiven Nachwärmung ist eine Verbesserung der Umformbarkeit auf 80 % des Grundwerkstoffniveaus möglich, so dass das Verfahren zu einem verstärkten Einsatz dieses Werkstoffs führen kann.

7.1.5 Bainitischer Federstahl PT120 (C 60 S)

Dieser bainitvergütete Stahl auf Basis von C 60 S (EN10132-4) gilt mit einem Kohlenstoffäquivalent von $CE = 0,7 \%$ als nicht schweißgeeignet. Für die Vorschubgeschwindigkeit von $v_f = 9 \text{ m/min}$ war bei der Blechdicke von $t = 0,3 \text{ mm}$ eine Laserleistung von $P_L = 1000 \text{ W}$ erforderlich. Beim Laserstrahlschweißen ohne Wärmebehandlung härtet der Werkstoff extrem auf und versagt bereits bei geringer Verformung.

In Bild 53 ist anhand der Härte des Grundwerkstoffs, des unbehandelten und des wärmenachbehandelten Schweißgutes dargestellt, dass die bei einem Kohlenstoffgehalt von $C = 0,6 \%$ mögliche Martensithärte von ca. $1000^\circ\text{HV } 0,2$ bei dem Zeit-Temperatur-Regime des Laserstrahlschweißens im Schweißgut nicht erreicht wird. Der aufgrund des hohen Kohlenstoffanteils dieses Werkstoffs nadelige Martensit des Schweißgutes ist trotz vergleichbarer Härtewerte deutlich spröder als der massive Martensit des Schweißgutes im Restaustenitstahl.

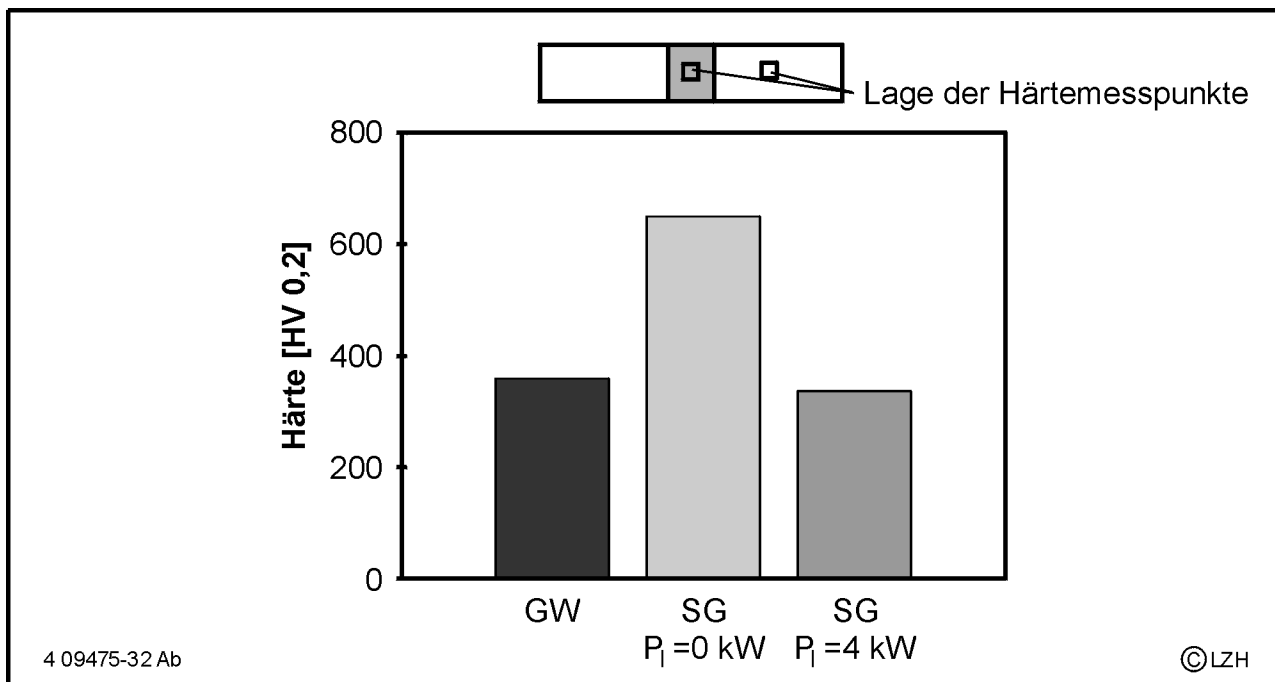


Bild 53: Härte der Gefügebereiche (PT120/C 60 S)

Durch die serielle induktive Wärmebehandlung ist eine Reduzierung der Härtewerte im Schweißgut bereits bei geringen Induktorleistungen und Anlasstemperaturen möglich. Das

Niveau des Grundwerkstoffs kann dabei auch unterschritten werden, wenn die Wärmebehandlung, wie in Bild 53 für eine Induktorleistung von $P_I = 4 \text{ kW}$ dargestellt, auf die maximale Umformbarkeit und nicht die optimale Festigkeit ausgelegt wird.

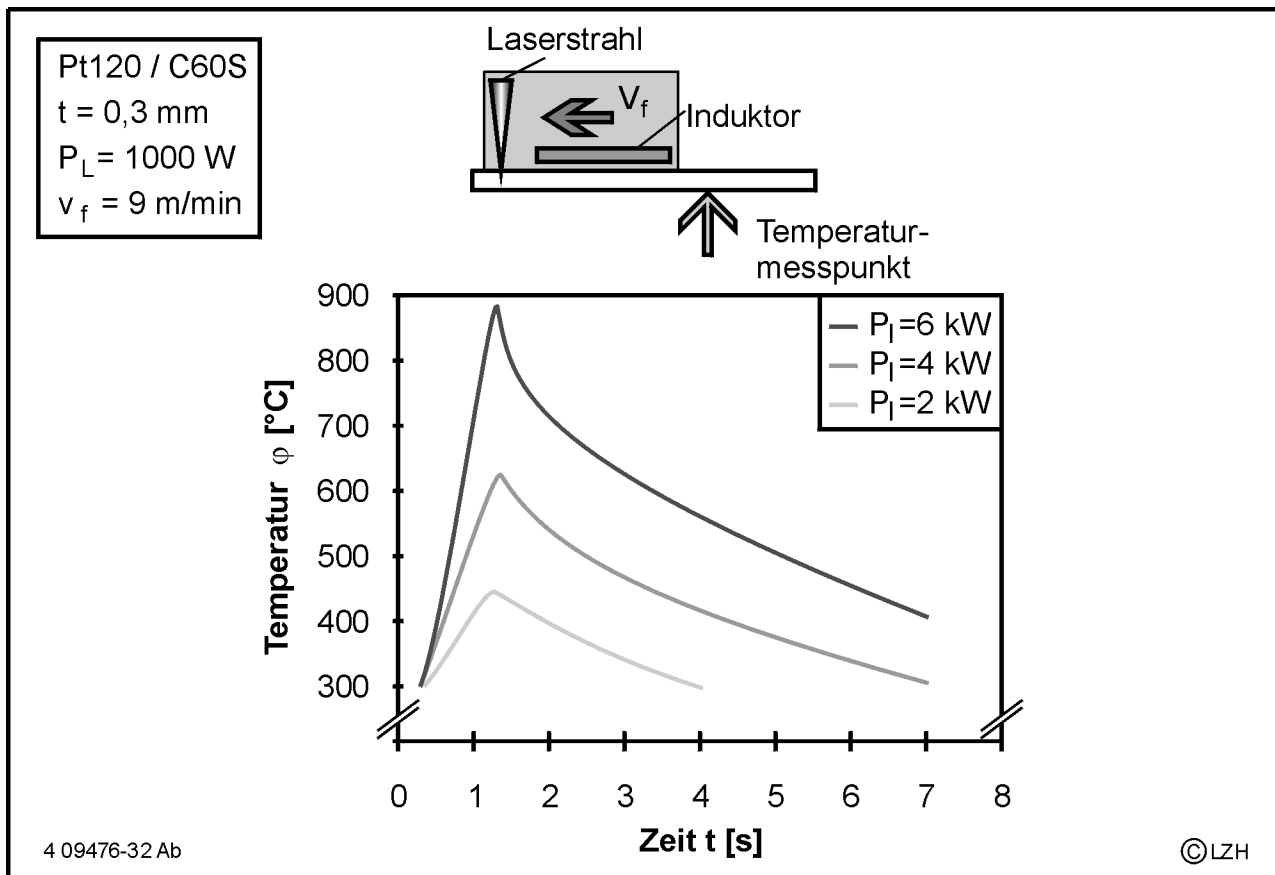


Bild 54: Zeit-Temperatur-Verlauf bei verschiedenen Induktorleistungen bei PT120

Durch die geringe Blechstärke von $t = 0,3 \text{ mm}$ können hohe Anlasstemperaturen bereits bei geringen Induktorleistungen eingestellt werden. Bei einer Nachwärmtemperatur von $T_A = 430 \text{ °C}$ wird der extrem spröde tetragonale Martensit bereits in kubischem Martensit umgewandelt und eine Umformung wird möglich. Die obere Grenze für ein duktiles Schweißgut liegt oberhalb der für den Gleichgewichtszustand geltenden Austensierungstemperatur von $A_{C1} \approx 720 \text{ °C}$, die bei Leistungen über $P_I = 5,5 \text{ kW}$ kurzzeitig erreicht wird. Die Gefügeaufnahmen am Ende dieses Kapitels zeigen auf, dass aufgrund der kurzen Wechselwirkungszeit erst bei einer Induktorleistung von $P_I = 7 \text{ kW}$ und Spitzentemperaturen von ca. 950 °C ein vollständiges Umwandeln des Gitters erfolgt und sich das aus der anschließenden Abkühlung resultierende martensitische Gefüge einstellt.

Im Längszugversuch an nicht behandelten Schweißnähten entstehen im Abstand weniger Millimeter Risse quer zur Zugrichtung, so dass eine quantitative Aussage über die Dehnfähigkeit nicht möglich ist. In Bild 55 wird dies durch ein Abknicken der Spannungs-Dehnungs-Kurve und deren unregelmäßigen Verlauf sichtbar. Die Anrisse beginnen dabei stets spröde und daher senkrecht zur Zugrichtung und werden im Grundwerkstoff duktil aufgefangen.

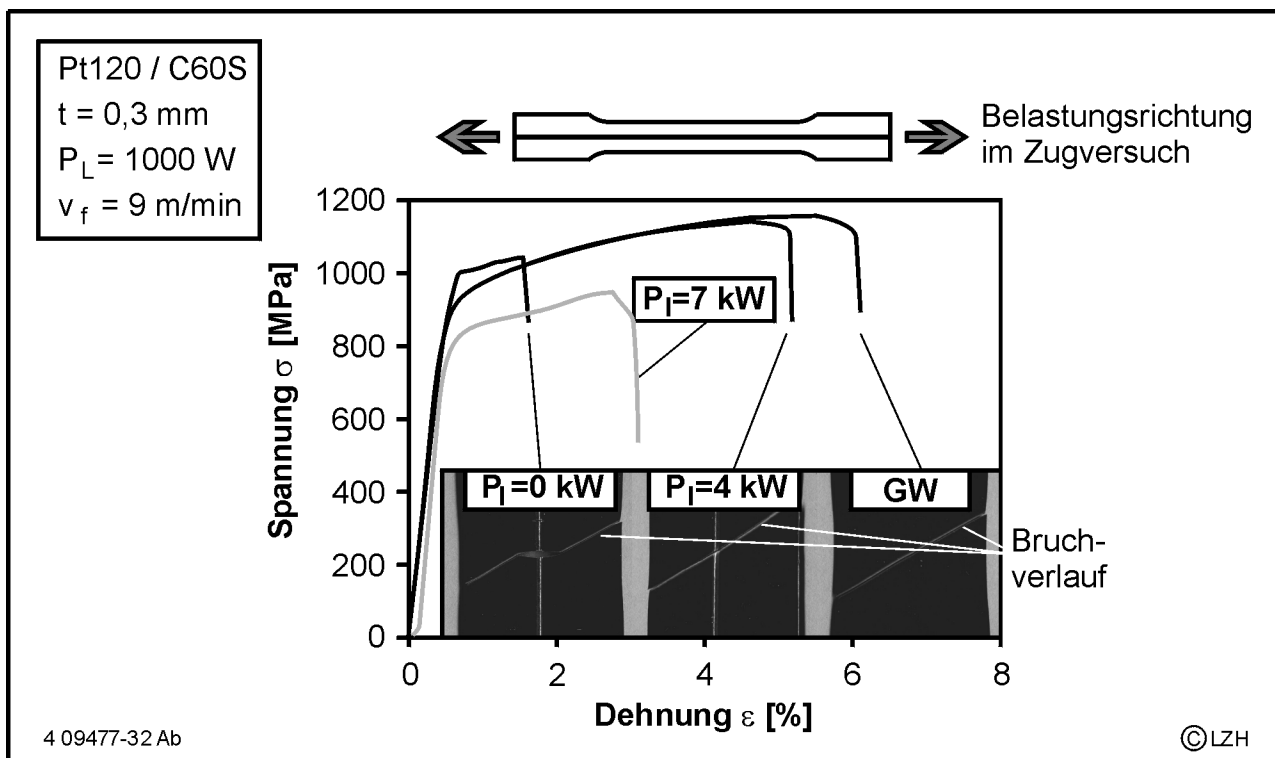


Bild 55: Spannungs-Dehnungs-Verlauf im Längszugversuch bei ausgewählten Induktorleistungen (PT120)

Wird die Schweißnaht im seriellen Prozess mit einer Induktorleistung von $P_I = 4 \text{ kW}$ wärmebehandelt, verbessert sich die Gleichmaßdehnung auf ca. 70% des Grundwerkstoffniveaus und die Bruchlage wie auch der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve ist mit dem Grundwerkstoff vergleichbar. Wird die Schweißnaht zu stark angelassen, so sinkt die Festigkeit deutlich unter das Grundwerkstoffniveau. Die Induktorleistung von $P_I = 7 \text{ kW}$ führt zu einer Spitzentemperatur von über 950°C , so dass das Schweißgut erneut austenitisiert wird. Nach der nachfolgenden Abkühlung besteht das Schweißgut aus Martensit und Troostit, so dass sich sowohl die Festigkeit als auch die Umformeigenschaften deutlich verschlechtern und das Versagen im Querzugversuch über

Mikrorisse in der Schweißnaht deutlich wird (Bild 59). Eine Verlagerung des Anrisses vom Schweißgut in die Wärmeeinflusszone oder den Grundwerkstoff konnte bei den Untersuchungen nicht festgestellt werden. Die Glühzeit ca. $t_K = 1,3$ s reicht demnach für eine Homogenisierung der Kohlenstoffkonzentration im Bainit nicht aus, so dass das Grundwerkstoffgefüge die Verformbarkeit beibehält.

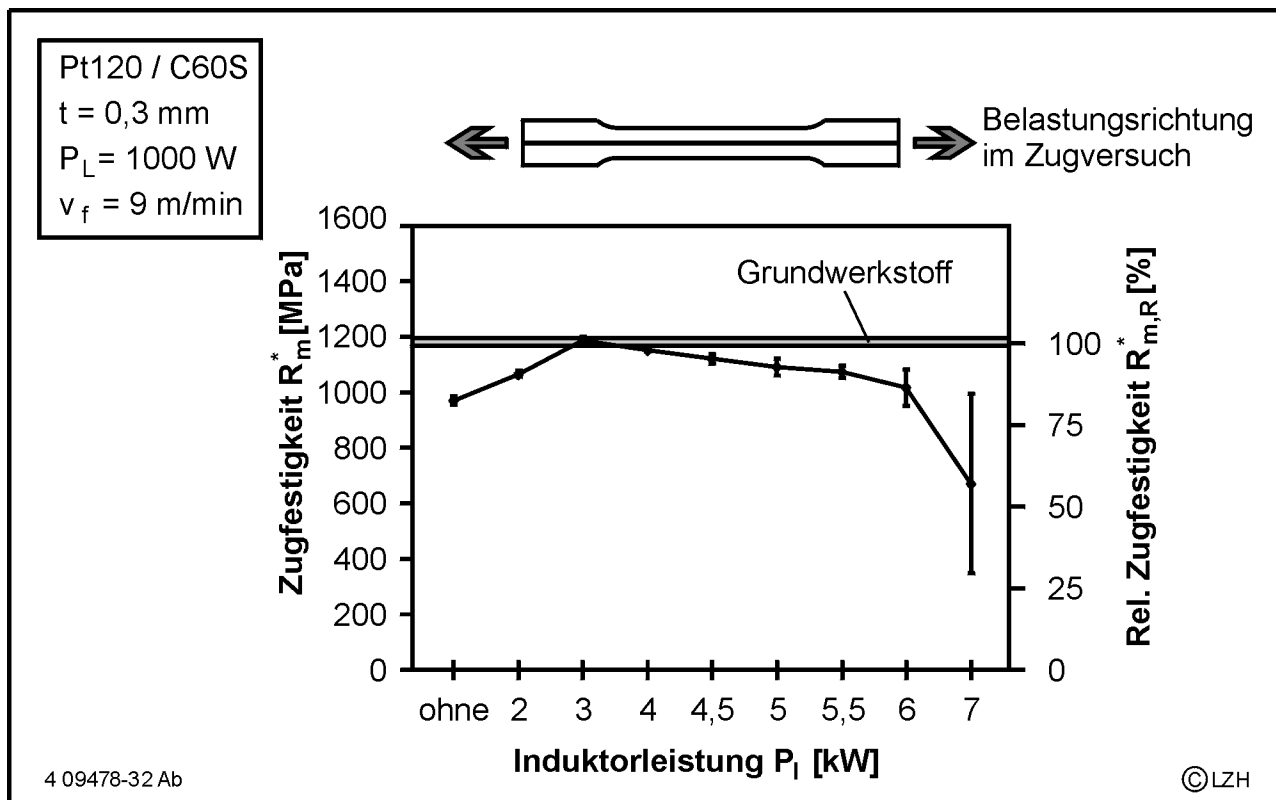


Bild 56: Zugfestigkeit im Längszugversuch als Funktion der Nachwärmleistung (PT120/C 60 S)

Die Entwicklung der über den Probenquerschnitt gemittelten Zugfestigkeit R_m^* bei unterschiedlichen Induktorleistungen ist in Bild 56 dargestellt. Die für Längszugversuche typische Erhöhung der gemittelten Festigkeit laserstrahlgeschweißter Proben gegenüber dem Grundwerkstoff ist nicht zu beobachten, da bereits bei kleinen Verformungen Querrisse in der Schweißnaht das Tragvermögen herabsetzen. Es wird deutlich, dass das angelassene Schweißgut mit steigender Nachwärmleistung zunächst bei $P_i = 3$ kW die Festigkeit des Grundwerkstoffes erreicht. Die weitere Steigerung der Anlasstemperatur verringert die statische Festigkeit bei gleichzeitiger Verbesserung des Umformvermögens.

Die Gleichmaß- und Bruchdehnungen zeigen eine vergleichbare Abhängigkeit wie die Festigkeit (Bild 57). Der optimale Bereich der Wärmebehandlung bei einachsigen Zugbelastungen in Schweißnahtichtung liegt im Bereich geringer Nachwärmleistungen bei Spitzentemperaturen von 500 – 600 °C, die auch aufgrund der vergrößerten Anlassbeständigkeit gegenüber den Werkstoffen mit geringerem Kohlenstoffgehalt höher als bei dem Feinkornstahl H320LA und dem Restaustenitstahl TRIP700 sind.

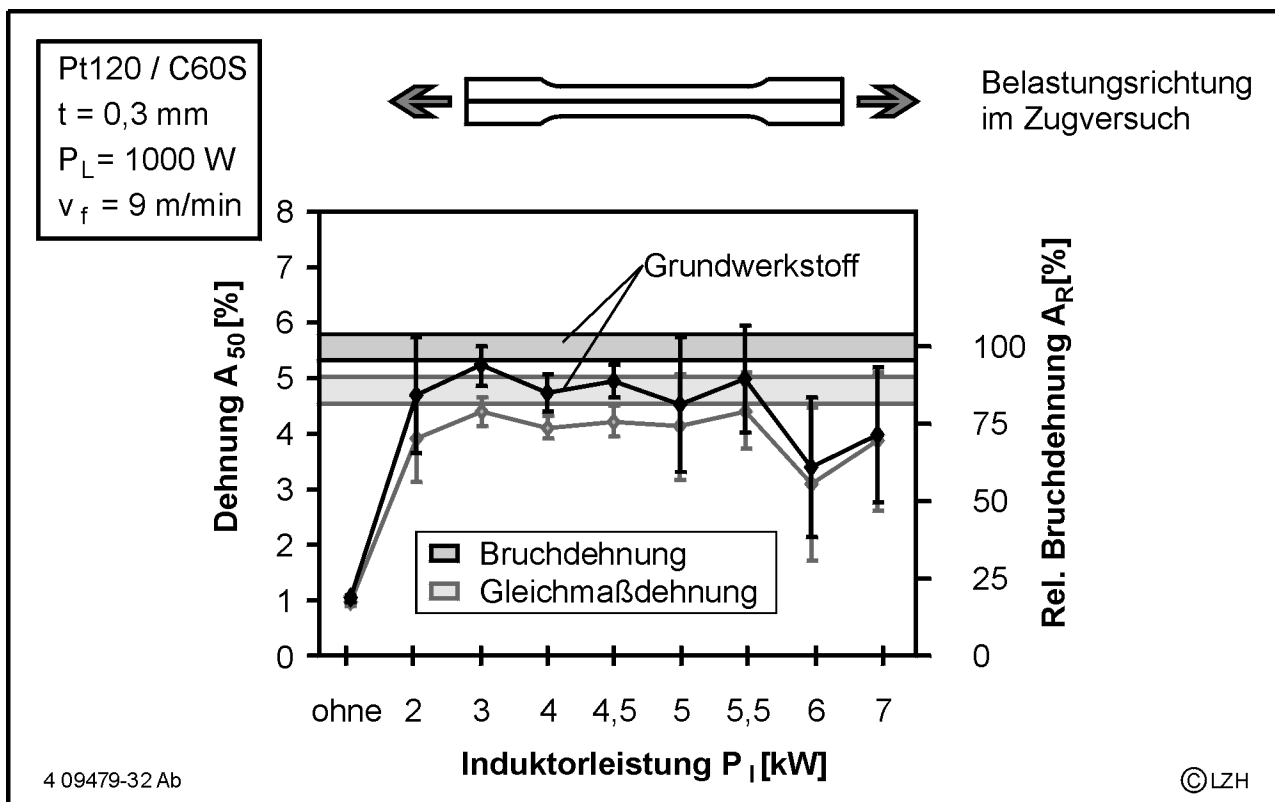


Bild 57: Gleichmaßdehnung als Funktion der Nachwärmleistung (PT120/C 60 S)

In Bild 58 ist die Änderung des Bruchbildes im Längszugversuch durch die Wärmebehandlung sichtbar. Die Bruchfläche der nicht nachgewärmten Probe verläuft entlang der Körner im Schweißgut, so dass die gerichtete Erstarrung deutlich zu erkennen ist. An den glatten Bruchflächen ist der reine Spröbruch zu sehen. Eine Nachwärmung mit $P_I = 5,5 \text{ kW}$, im Bild rechts zu sehen, führt zu einem duktilen Bruchverhalten. Die feine und gleichmäßige Wabenstruktur mit nur kleinen Spröbruchanteilen ist mit dem Bruchbild des Grundwerkstoffs vergleichbar, dessen Verformungsfähigkeit zum großen Teil erreicht werden kann.

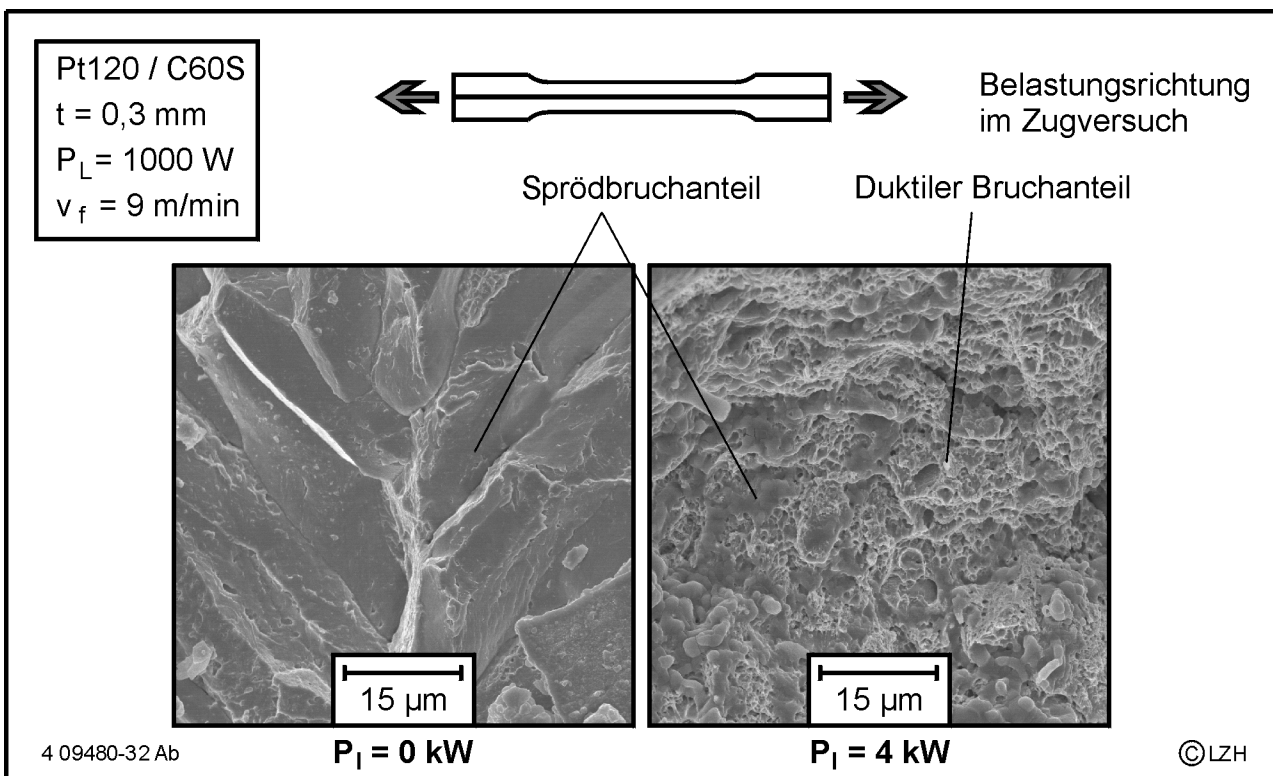


Bild 58: Bruchflächen des Schweißgutes im Zugversuch, links $P_1 = 0 \text{ kW}$, rechts $P_1 = 4 \text{ kW}$

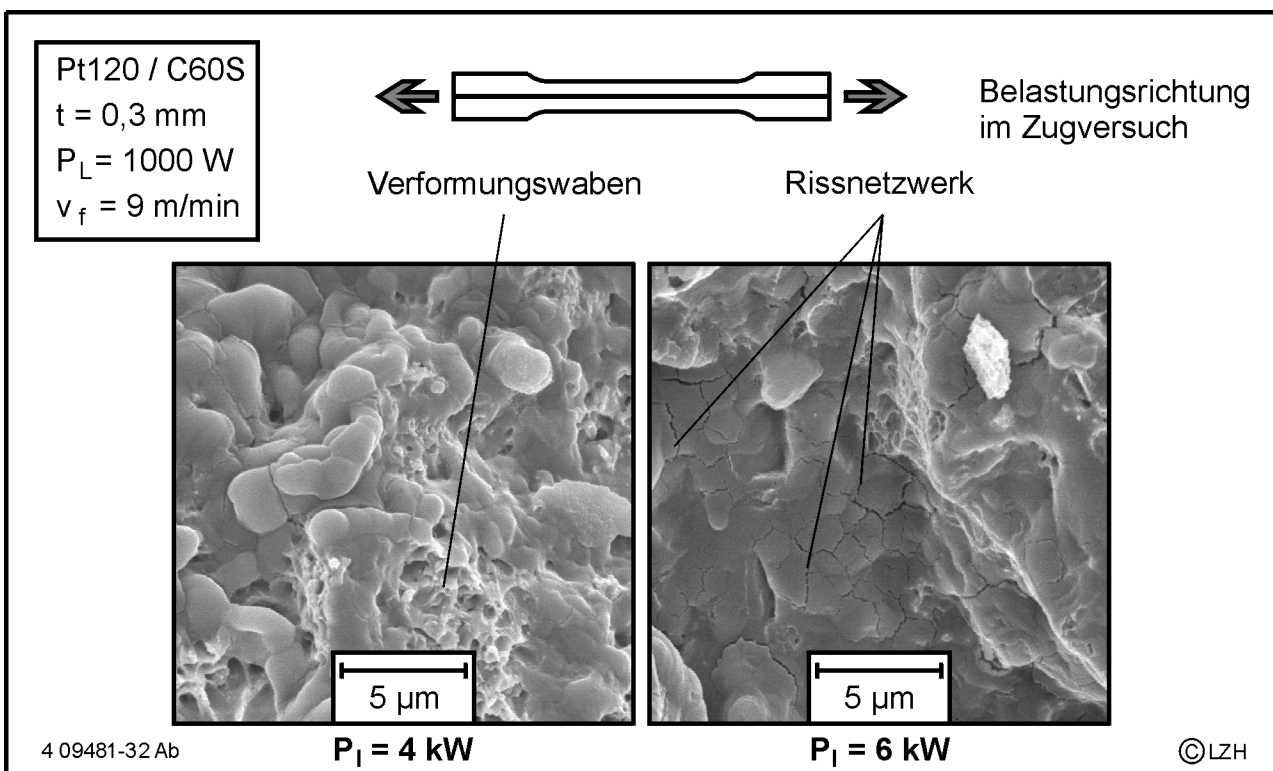


Bild 59: Detail der Bruchflächen im Schweißgut (links $P_1 = 4 \text{ kW}$ und rechts $P_1 = 6 \text{ kW}$)

In Bild 59 wird deutlich, dass bei einer Steigerung der Nachwärmtemperaturen bis in den Austenitierungsbereich beim Abkühlen erneut Martensit gebildet wird. Der Spröbruchanteil wird deutlich erhöht und es sind Rissnetzwerke zu erkennen. Die Schweißnaht versagt bei großen Streuungen bereits unter 50 % der Bruchdehnung des Grundwerkstoffes, dessen Festigkeit ebenfalls nicht erreicht wird. Eine vollständige Austenitisierung der Schweißnaht muss daher vermieden werden.

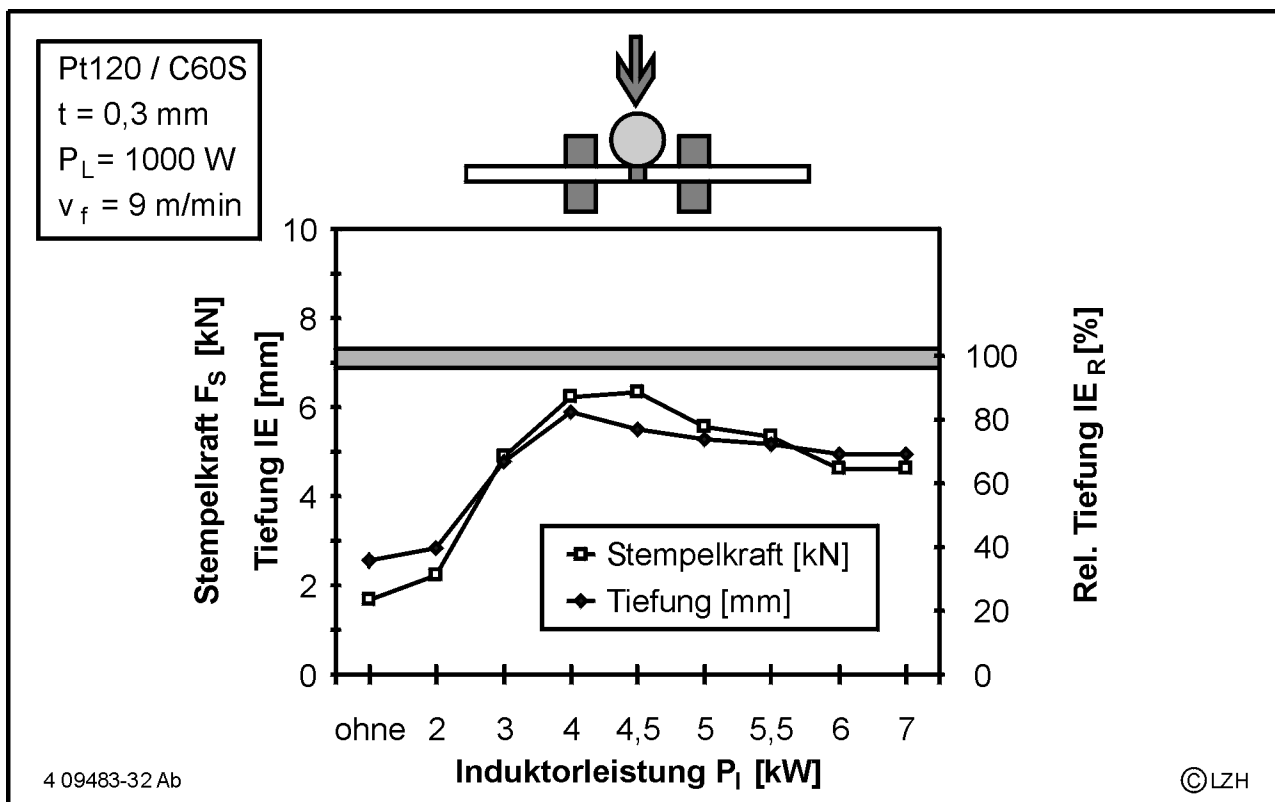


Bild 60: Erichsentiefung als Funktion der Nachwärmleistung (PT120)

Die Kennwerte der Erichsenprüfung erreichen bei $P_1 = 4$ kW ein nahezu gleichbleibendes Niveau von etwa 70 % des Grundwerkstoffkennwertes (Bild 60). Die optimale Anlasstemperatur für diese Streckziehbelastung liegt damit ca. 60 °C über der Einstellung für die einachsige Zugbelastung. Die verringerte Stempelkraft bei Nachwärmleistungen oberhalb $P_1 = 4$ kW ist auf die verringerte Festigkeit des entstehenden Mischgefüges zurückzuführen, dass bei der seriellen, induktiven Nachwärmung entsteht. Die Wärmebehandlung entspricht bei dieser Induktoreinstellung der zweiten Anlassstufe, wenn die pyrometrisch ermittelten Temperaturverläufe aus Bild 54 auf die Anlasszeit beim Ofenanlassen umgerechnet wird. Um ein mit dem bainitischen Grundwerkstoff

vergleichbares Werkstoffverhalten im Martensit zu erreichen, ist nach /131/ ein Anlassen in der ersten Stufe erforderlich. Die mit den dafür notwendigen Induktorleistungen erreichte Umwandlung von tetragonalem zu kubischem Martensit stellt für diesen Werkstoff jedoch nicht das Optimum hinsichtlich der Umformbarkeit dar. Der beste Kompromiss der mechanisch-technologischen Eigenschaften stellt sich bei höheren Anlasstemperaturen ein, wenn die Diffusionsbedingungen für ein mehrphasiges Gefüge (Bild 62) ausreichen.

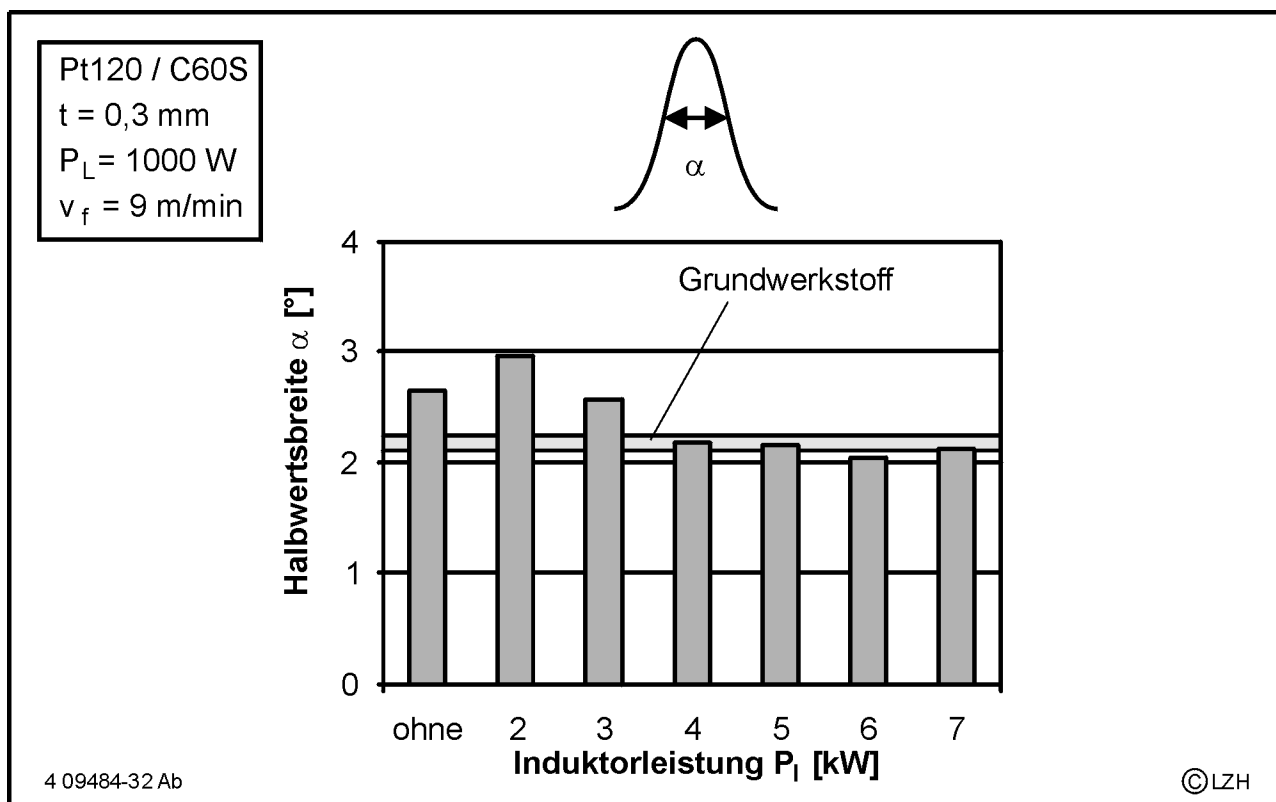


Bild 61: Eigenspannungen als Funktion der Nachwärmleistung (PT120)

In Bild 61 sind die Halbwertsbreiten aus der röntgenographischen Eigenspannungsmessung an induktiv nachgewärmten Schweißnähten den Werten des Grundwerkstoffs gegenübergestellt. Dieses Maß für die Eigenspannungsänderungen in der Größenordnung von Körnern steigt bei geringen Nachwärmleistungen von $P_1 = 2 \text{ kW}$ zunächst an, da das Anlassen des Martensits noch nicht vollständig erfolgt ist, so dass das Gefüge inhomogener wird. Erst Nachwärmleistungen im Bereich optimaler Umformbarkeit verringern die Halbwertsbreite und erreichen bei $P_1 \geq 4 \text{ kW}$ das Niveau des Grundwerkstoffs.

Die Gefügebilder in Bild 62 sind wegen der geringen Korngröße mit 1000 facher Vergrößerung aufgenommen. Das Gefüge besteht nach dem Laserstrahlschweißen zum großen Teil aus tetragonalem Martensit, der im oberen rechten Bild weiß erscheint. Das Anlassen mit nur $P_1 = 2 \text{ kW}$ bewirkt eine Umwandlung in kubischen Martensit. Die optimalen Schweißnahteigenschaften werden mit Nachwärmtemperaturen zwischen 550 und 750°C bei Induktorleistungen von $P_1 = 3 \text{ kW}$ bis $P_1 = 5 \text{ kW}$ erreicht. Das Gefüge besteht dann wie im Bild links unten aus angelassenem Martensit, Perlit und Ferrit. Die Gefügezusammensetzung resultiert aus der Abkühlung auf ca. 100°C zwischen dem Laserstrahlschweißen und der induktiven Nachwärmung, die zwischen der Martensitstart- ($M_s \approx 255^\circ\text{C}$) und der Martensitfinish-temperatur ($M_f \approx 40^\circ\text{C}$) liegt, so dass trotz für diesen Werkstoff kurzer $t_{8/5}$ -Zeiten ein Gefüge mit ferritischen und perlitischen Anteilen eingestellt werden kann. Wird bei der Nachwärmung die Austenitisierungstemperatur im Schweißgut überschritten ($P_1 = 7 \text{ kW}$), so bildet sich neben Troostit wieder Martensit. Dessen Härte von $700 \text{ HV } 0,2$ erhöht die Anfälligkeit für Mikrorisse, wie in den Bruchbildern in Bild 59 zu sehen.

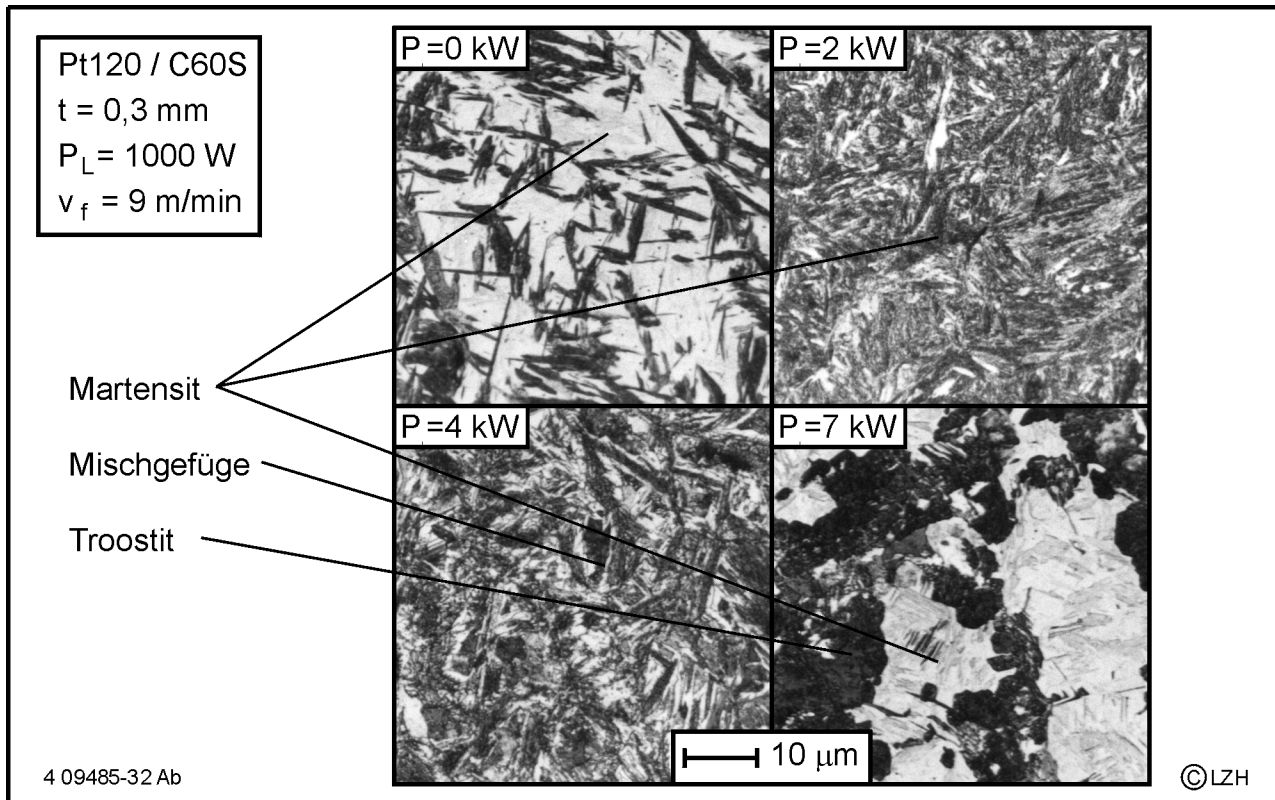


Bild 62: Gefüge im Schweißgut bei ausgewählten Nachwärmleistungen (PT120)

Für die exakte Bestimmung der Gefügebestandteile im Bereich der besten mechanischen Eigenschaften sind aufgrund der kleinen Korngrößen REM-Aufnahmen notwendig. In Bild 63 ist das Gefüge einer mit einer Induktorleistung von $P_1 = 5 \text{ kW}$ wärmebehandelten Schweißnaht in verschiedenen Vergrößerungen dargestellt.

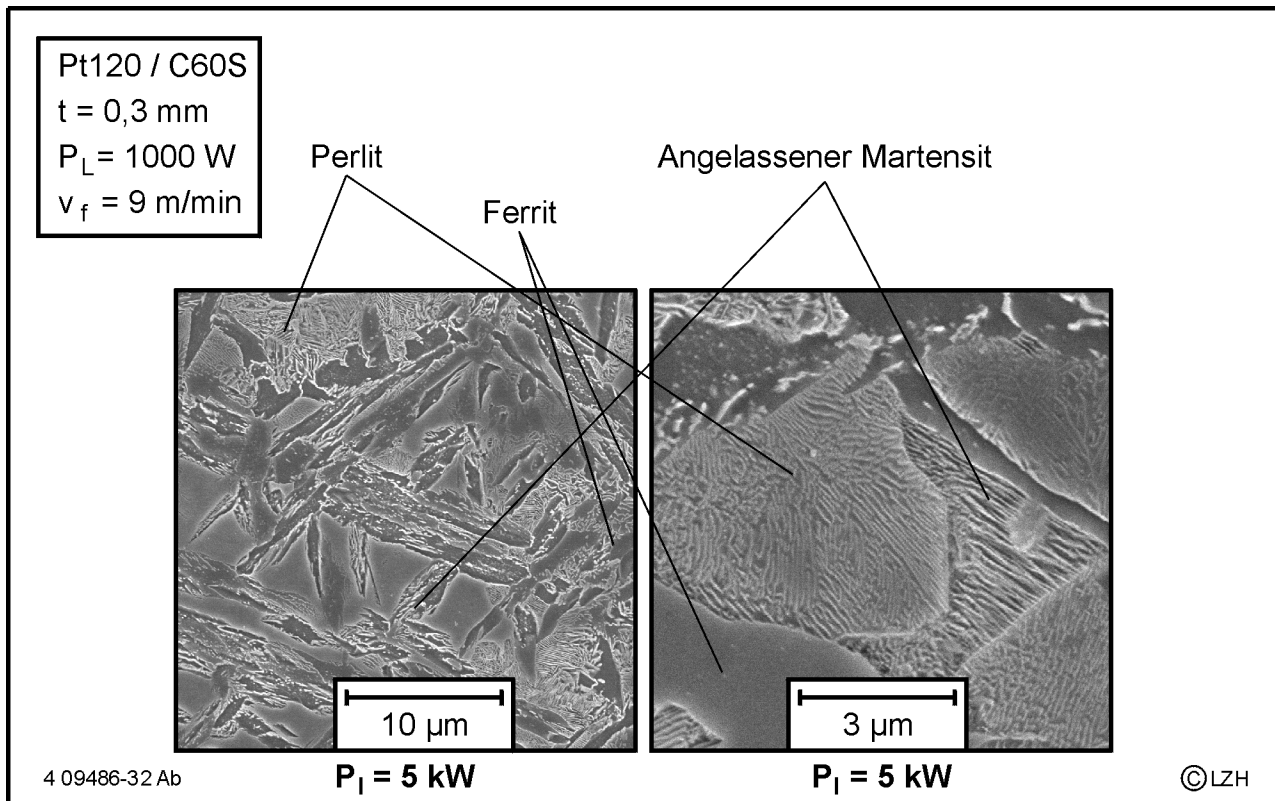


Bild 63: REM-Aufnahmen des Schweißgutes bei $P_1 = 5 \text{ kW}$ (PT120)

Im Bereich optimaler Nachwärmleistungen stellt sich das in Bild 63 sichtbare Mischgefüge ein. Die Ausschnittvergrößerung auf der rechten Bildseite zeigt links unten ein Ferritkorn, darüber den feinstreifigen Perlit sowie rechts darunter Martensitnadeln. Damit können die weißen Bereiche in Bild 62 links unten als Ferrit, die hellgrauen als Martensit und die dunkelgrauen Bereiche als Perlit identifiziert werden. Die guten Eigenschaften der Schweißnähte hinsichtlich Festigkeit und Umformvermögen resultieren sowohl aus der Feinkörnigkeit als auch der Kombination weicher und harter Phasen im Gefüge.

Laserstrahlschweißnähte im bainitischen Federstahl PT120 auf Basis von C 60 S zeigen ohne eine Wärmebehandlung bereits bei kleinen Verformungen Sprödbrüche, die einen technischen Einsatz ausschließen. Die Kombination von Verformbarkeit und Festigkeit des bainitischen Grundwerkstoffs kann durch angelassenen Martensit nicht erreicht werden, so

dass eine im Hinblick auf den Anwendungsfall optimierte Wärmebehandlung erfolgen muss. Im Bereich geringer Induktorleistungen und Anlasstemperaturen um $T_A = 500\text{ C}$ wird durch die Nachwärmung die Festigkeit des Grundwerkstoffs erreicht. Die besten mechanisch-technologischen Eigenschaften werden durch ein mehrphasiges Gefüge erzielt, das durch die unterbrochene Abkühlung im seriellen Laser-Induktor-Prozess eingestellt werden kann. Die dafür notwendigen Bedingungen werden durch Anlasstemperaturen zwischen $T_A = 600 - 800\text{ °C}$ und einer Pausenzeit von $t = 0,5\text{ s}$ zwischen den Prozessen erreicht. Die Umwandlung des Austenits in Martensit wird dabei unterbrochen, so dass ferritische und perlitische Bereiche neben dem angelassenen Martensit vorliegen. Die serielle, induktive Nachwärmung ist eine wirtschaftliche Möglichkeit, den Einsatz der bainitischen Federstähle auch in Tailored Blanks zu ermöglichen.

8 Verfahrenseignung bei Werkstoffkombinationen

8.1 Verfahrenspotential der untersuchten Werkstoffe

Tailored Blanks für Umformteile im Automobilbau bestehen in der Regel aus unterschiedlichen Werkstoffen und Blechdicken. Für eine Bewertung der Verfahrenseignung wird daher zunächst die Verfahrenseignung für die Werkstoffe zusammengefasst.

Die Bewertung von Schweißnähten wird häufig anhand von Härtemessungen vorgenommen. In Bild 64 sind die Vickershärten der Grundwerkstoffe denen der unbehandelten und der optimal wärmenachbehandelten Schweißnähte gegenübergestellt. Die Härte des bainitischen Schweißgutes des Dualphasenstahls korreliert nicht mit dem Kohlenstoffgehalt und das Anlassen hat, wie bei bainitischem Gefüge erwartet, keinen Einfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften. Bei den anderen Werkstoffen steigt die Härte mit dem Kohlenstoffgehalt, erreicht jedoch nicht die Härte reinen Martensits mit entsprechendem Kohlenstoffgehalt. Das Schweißgut des mikrolegierten Feinkornstahls H320LA liegt mit Härtewerten von 400 HV 0,2 oberhalb der in den Normen geforderten 350 HV 0,2 für Schweißgüter. Mit der seriellen, induktiven Nachwärmung kann dieser Wert unterschritten werden. Für den Restaustenitstahl TRIP700 wird als Grenze der Verformbarkeit ebenfalls 350 HV 0,2 diskutiert. Die reine Laserstrahlschweißung führt zu Aufhärtungen bis 620 HV 0,2, was auch mit der reduzierten Umformbarkeit korrespondiert. Bereits geringe Anlasstemperaturen von $T_A = 350 \text{ °C}$ reduzieren die Härte auf 450 HV 0,2. Eine Reduzierung auf 350 HV 0,2 wird bei Anlasstemperaturen oberhalb von $T_A = 550 \text{ °C}$ erreicht. Die Grundwerkstoffhärte des Bainitstahls PT120/C 60 S liegt mit 360 HV 0,2 bereits sehr hoch und entspricht den Näherungswerten aus DIN 50 150 für die Zugfestigkeit von $R_m = 1200 \text{ MPa}$.

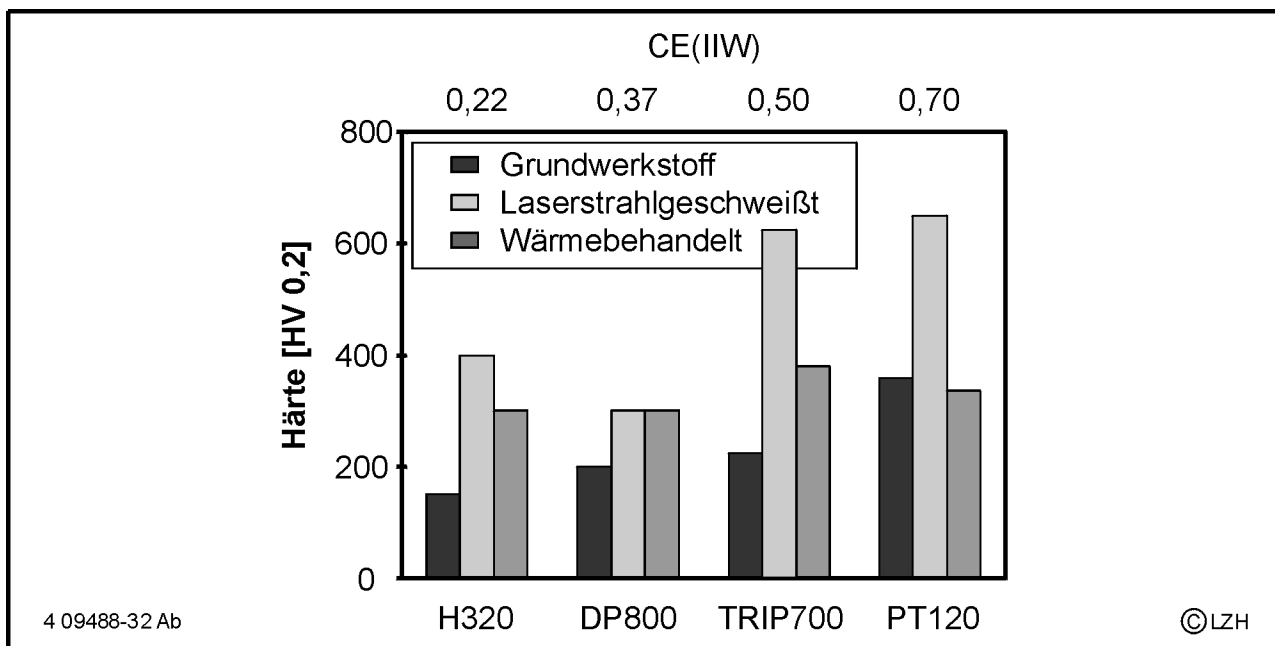


Bild 64: Härtereduzierung im Schweißgut

Das Schweißgut erreicht mit 650 HV 0,2 ohne Wärmebehandlung eine extreme Härte, die bereits bei geringen Belastungen zu Sprödbrüchen führt. Über die Wärmenachbehandlung werden die Härtewerte bis auf das Niveau des Grundwerkstoffs und darunter abgesenkt. Die gleichzeitige Reduzierung der Festigkeit ebenfalls unter das Niveau des Grundwerkstoffs muss toleriert werden, wenn die Umformbarkeit des Grundwerkstoffs erreicht werden muss.

In Bild 65 sind die Tiefungen aus den Erichsenversuchen für die untersuchten Werkstoffe zusammengefasst. Die Belastung der Schweißnähte entspricht einer reibungs- und biegungsüberlagerten Streckziehbelastung. Daher erreicht der PT120 mit einer Blechdicke von nur $t = 0,3$ mm mit den deutlich duktileren Werkstoffen H320 und DP800 mit der Blechdicke von $t = 1$ mm vergleichbare Tiefungswerte. Entscheidend für das Ergebnis ist neben der Verformbarkeit die gleichmäßige Verfestigung, so dass mit diesem Verfahren Schädigungen des Grundwerkstoffs durch die serielle induktive Nachwärmung nachgewiesen werden können. In dem Diagramm sind jedoch bei allen Werkstoffen Steigerungen der Tiefungswerte zu beobachten, so dass eine Schädigung ausgeschlossen werden kann, deren Wirkung stärker ist als die verbesserte Umformbarkeit der Schweißnähte.

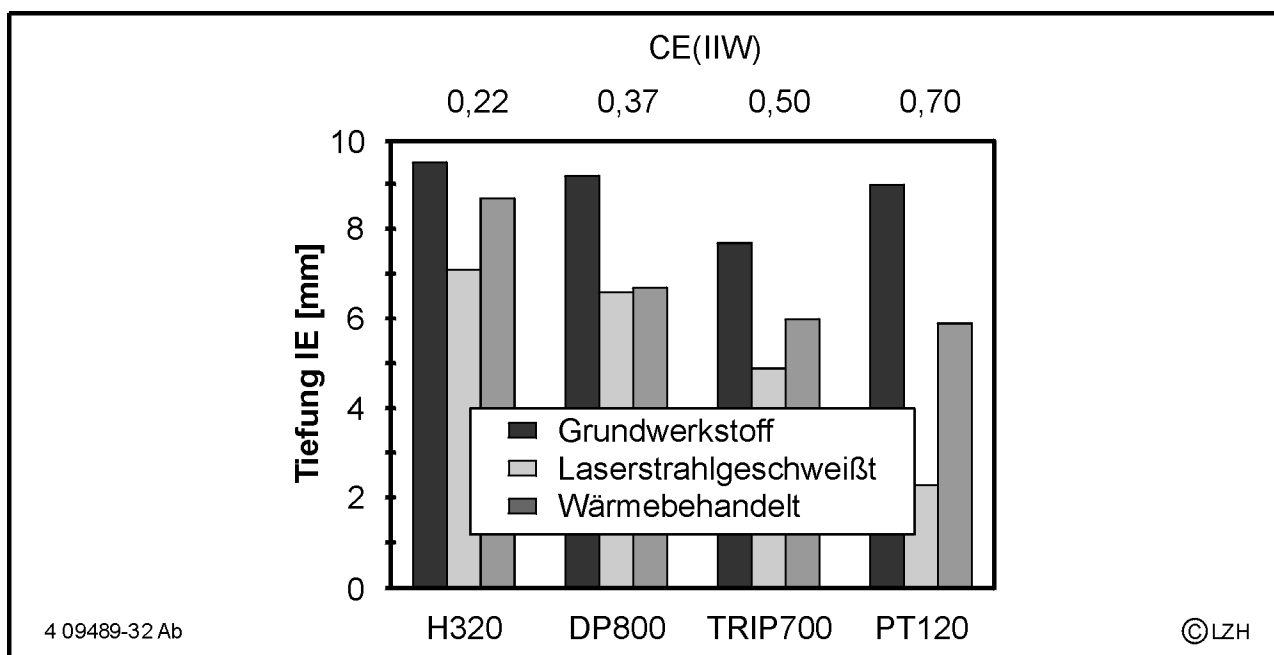


Bild 65: Erichsen-Tiefungen

Bei dem härtesten Feinkornstahl können durch die Wärmenachbehandlung die Tiefungswerte von ca. 80 % auf 95 % gesteigert werden. Bei dem bainitischen Schweißgut des DP800 sind nur geringfügige Verbesserungen der Eigenschaften möglich, bei dem Restaustenitstahl TRIP700 konnte die Streckziehfähigkeit von 60 % des Grundwerkstoffniveaus auf 80 % angehoben werden. Der Bainitstahl ist nach dem Laserstrahlschweißen nicht rissfrei verformbar, über die Wärmenachbehandlung kann das Grundwerkstoffniveau zu 70 % erreicht werden.

Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor für die Umformbarkeit ist ein möglichst geringer Festigkeitsunterschied zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff sowie die daraus resultierende gleichmäßige Kraffteinleitung in die Platine. In der Darstellung der über den Probenquerschnitt bei einer Probenbreite von $b = 20$ mm gemittelten Zugfestigkeit R_m^* wird deutlich, dass der zwischen 6 % und 8 % der Querschnittsfläche betragende Anteil der Laserstrahlschweißnaht die Längszugfestigkeit erhöht. Die Wärmenachbehandlung verringert über das Anlassen die Festigkeit bei H320LA und TRIP700, so dass eine Verbesserung des Tragverhaltens eintritt. Die Reduzierung der Zugfestigkeit bei DP800 deutet auf eine Festigkeitsreduzierung im Grundwerkstoff hin, die durch Stützwirkungen beim Erichsenversuch überdeckt wird. Die Schweißnaht des Bainitstahls reißt bereits bei kleinen Verformungen, so dass der tragende Querschnitt verringert wird und die beschriebene Steigerung der gemittelten Zugfestigkeit nicht erreicht werden kann. Die

Wärmenachbehandlung erhöht die gemittelte Festigkeit über die Verfestigung des Grundwerkstoffs bei größerer Dehnung, so dass die Grundwerkstofffestigkeit wieder erreicht wird.

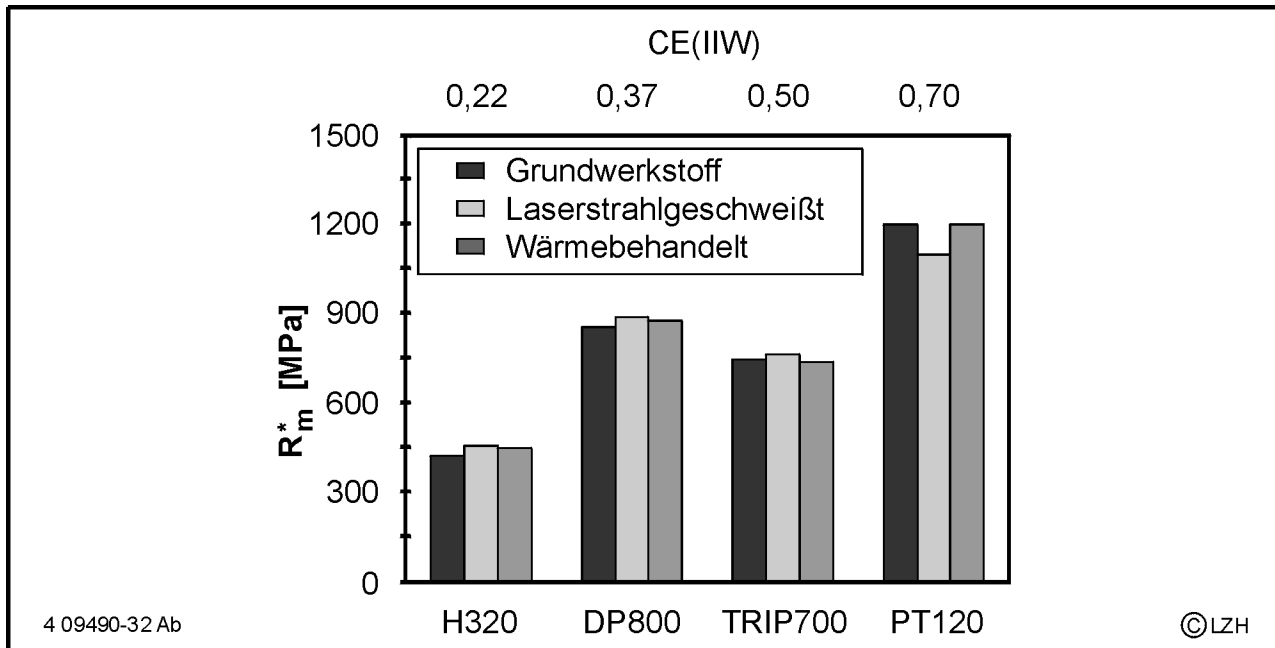


Bild 66: Mittlere Zugfestigkeiten im Längszugversuch

Wie in der Darstellung der mechanisch-technologischen Eigenschaften in Kapitel 7 deutlich wird, sind die für eine Schweißnahtoptimierung hinsichtlich einachsiger Zugbelastung erforderlichen Anlasstemperaturen gegenüber dem Streckziehen erhöht. Die Gleichmaßdehnung im Zugversuch kann nur über ein möglichst duktilen Schweißgut erhöht werden, während beim Streckziehen die Verfestigung sowie die verringerte Festigkeit des Schweißgutes über eine homogenere Kraffteinleitung einen großen Beitrag liefern. In Bild 67 sind die ermittelten Bruchdehnungen der Werkstoffe zusammengefasst. Deutlich wird auch hier, dass das bainitische Schweißgut des Dualphasenstahls keinen Anlasseffekt zeigt. Die Bruchdehnung bei dem höherfesten Feinkornstahl H320LA ist nach dem Laserstrahlschweißen auf ca. 60% der Grundwerkstoffwerte abgesunken. Mit der Wärmebehandlung bei einer Spitztemperatur von $T_A = 500 \text{ °C}$ erfolgt eine Steigerung auf 80 %.

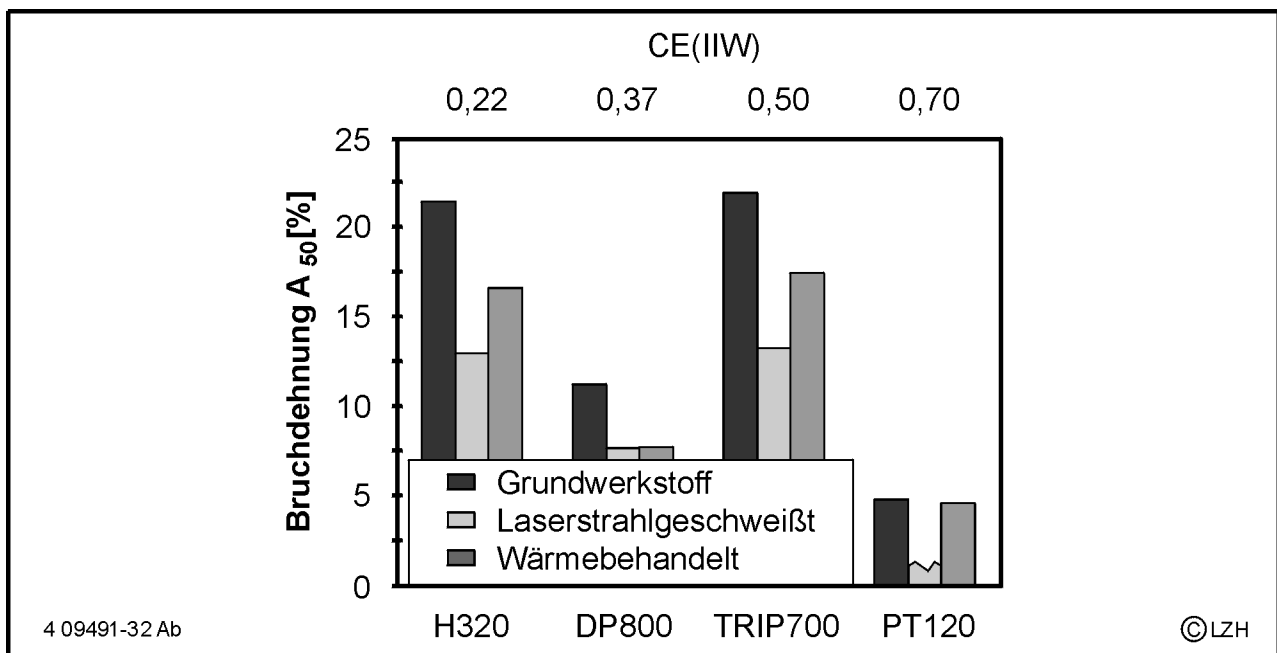


Bild 67: Bruchdehnungen im Längszugversuch bei den untersuchten Werkstoffen

Um vergleichbare Verbesserungen der Verformbarkeit bei dem TRIP-Stahl zu erreichen, muss die Anlasstemperatur entsprechend der leicht erhöhten Anlassbeständigkeit $T_A = 550 \text{ °C}$ betragen. Der bainitische Federstahl erreicht das Grundwerkstoffniveau nahezu vollständig. Dabei kann ein großer Bereich der Anlasstemperaturen von $T_A = 550 \text{ °C}$ bis $T_A = 700 \text{ °C}$ eingestellt werden.

8.2 Verfahrenspotential

Das Verfahrenspotential der seriellen, induktiven Nachwärmung von Laserstrahlschweißnähten kann aus der technisch realisierbaren Verbesserung, die in Bild 68 als Funktion der Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs dargestellt ist, und den zusätzlichen Anlagenkosten abgeleitet werden. Die notwendigen zusätzlichen Investitionen für das serielle, induktive Nachwärmen von Laserstrahlschweißnähten sollten im Verhältnis zur Tailored Blanks Schweißanlage errechnet werden und betragen mit ca. 50.000 € ungefähr 5-10 %.

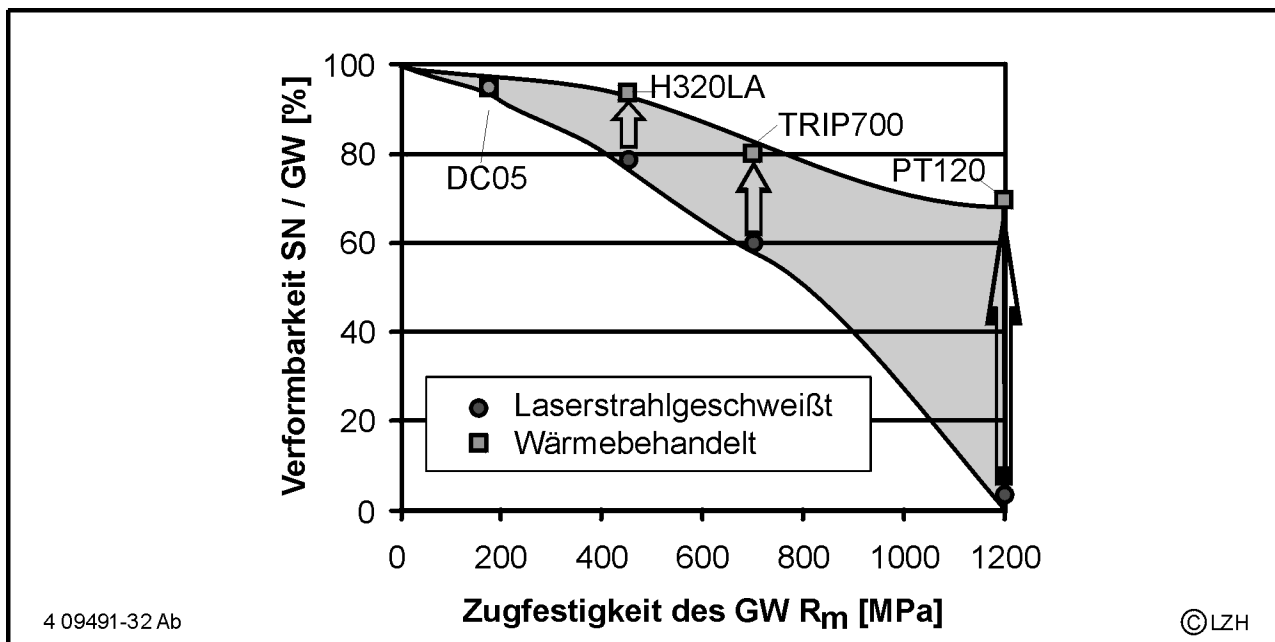


Bild 68: Verfahrenspotential bei den untersuchten Werkstoffen

Deutlich wird, dass bei konventionellen, weichen Tiefziehstählen wie DC05 nur geringe Einschränkungen der Verformbarkeit durch das Laserstrahlschweißen zu erwarten sind. Bei höherfesten Qualitäten wie dem H320LA und dem Restaustenitstahl TRIP700 ist eine Steigerung der Schweißnahtverformbarkeit von 70 % auf 90 % bzw. 60 % auf ca. 80% der Grundwerkstoffwerte durch die serielle, induktive Wärmebehandlung zu erreichen. Der bainitische Federstahl gilt mit einem Kohlenstoffäquivalent von $CE(IIW) = 0,7$ als nicht schweißgeeignet, was durch ein Versagen der unbehandelten Schweißnähte bereits bei geringen Verformungen sichtbar wird. Die serielle, induktive Wärmebehandlung steigert die Verformbarkeit auf ca. 70% der Grundwerkstoffkennwerte.

Das Schweißgut des untersuchten Dualphasenstahl ist in der Regel bainitisch, so dass eine Anlassbehandlung bei diesem Werkstoff keine Vorteile bringt und daher in das Diagramm nicht aufgenommen wird.

Die Vorteile des Verfahrens steigen mit höheren Festigkeiten und Kohlenstoffgehalten an, so dass insbesondere in dem steigenden Einsatz höher- und höchstfester Stahlwerkstoffe das Einsatzpotential für die serielle, induktive Nachwärmung von Laserstrahlschweißnähten zu sehen ist.

8.3 Ermittlung der Anlasstemperaturen

Tailored Blanks für Umformteile im Automobilbau bestehen in der Regel aus unterschiedlichen Werkstoffen und Blechdicken. Für einen Einsatz der seriellen, induktiven Nachwärmung von Laserstrahlschweißnähten ist daher neben der Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der artgleich geschweißten Werkstoffe die Existenz eines werkstoffübergreifenden Temperatur-Zeit-Regimes notwendig.

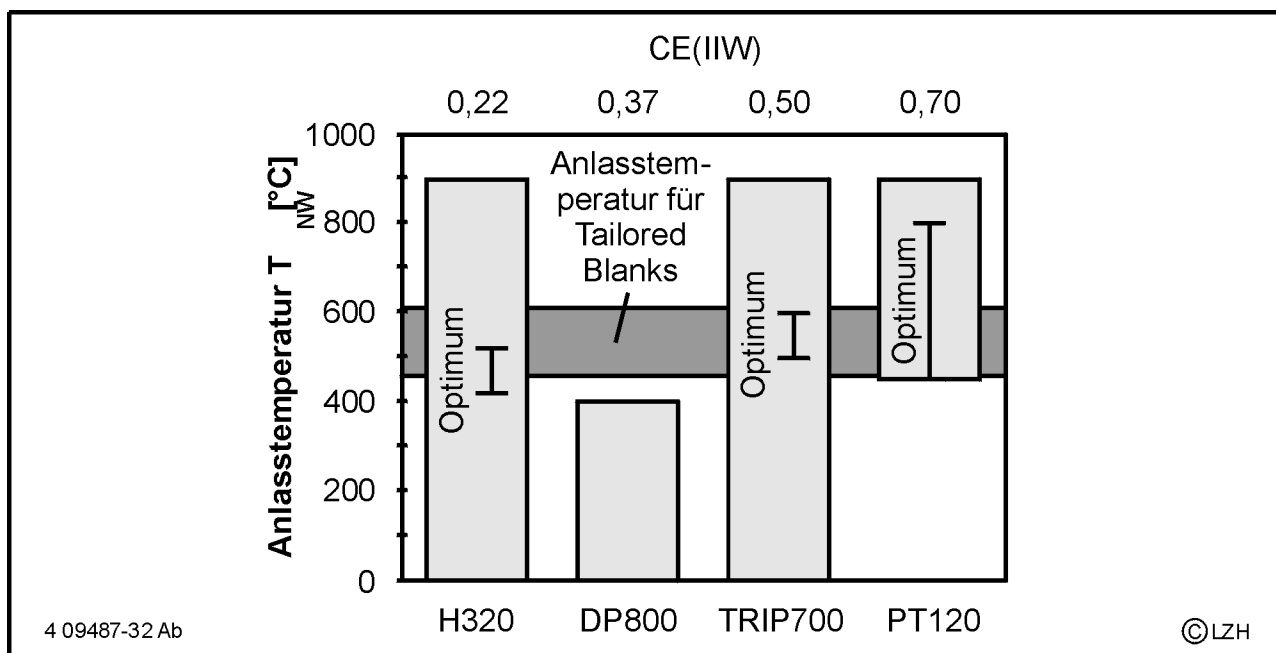


Bild 69: Anlasstemperaturen der Werkstoffe

In Bild 69 sind die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Anlasstemperaturen im Kurzzeitbereich für die untersuchten Werkstoffe zusammengefasst, deren Anordnung mit steigendem Kohlenstoffgehalt erfolgt. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Referenzwerkstoff DC05 werden bis zu Nachwärmtemperaturen unterhalb der

Austenitisierungsgrenze nicht beeinträchtigt, so dass dieser Werkstoff keine Einschränkungen für das Verfahren darstellt. Das Schweißgut des Dualphasenstahls DP800 ist nach dem Laserstrahlschweißen bainitisch, so dass die Wärmebehandlung die martensitische Phase des Grundwerkstoffs anlässt und so dessen Festigkeit bei Anlasstemperaturen oberhalb $T_A = 400\text{ °C}$ verringert, bevor eine Eigenschaftsverbesserung des bainitischen Schweißgutes erfolgen kann. Die Werkstoffe H320LA und TRIP700 sind bereits nach dem Laserstrahlschweißen umformbar, erreichen jedoch nur 60 – 80 % der geprüften Kennwerte des Grundwerkstoffs. Die möglichen Anlasstemperaturen beginnen daher bereits bei Raumtemperatur. Der Federstahl PT120 auf Basis von C 60 S, ist aufgrund der extremen Aufhärtung ohne Wärmenachbehandlung nicht verformbar, so dass eine Mindesttemperatur von $T_A = 400\text{ °C}$ erreicht werden muss. Die optimale Anlasstemperatur steigt mit dem Kohlenstoffgehalt, da auch die Anlassbeständigkeit mit dem Kohlenstoffgehalt ansteigt. Die Grundwerkstoffe von H320LA, TRIP700 und PT120 sind nahezu unempfindlich gegenüber hohen Anlasstemperaturen, so dass bis zur Austenitisierungstemperatur die mechanisch-technologischen Eigenschaften nicht unter das Niveau der Schweißnähte sinken. Mit Anlasstemperaturen von $T_A = 450 - 600\text{ °C}$ existiert ein gemeinsamer Temperaturbereich für die Wärmebehandlung der Schweißnähte im Bereich der zweiten Anlassstufe, so dass auch Kombinationsschweißungen verschiedener Werkstoffe hinsichtlich ihrer Umformbarkeit optimiert werden können. Die exakte Temperaturwahl muss dann auch im Hinblick auf die geforderten Umformoperationen erfolgen, da beispielsweise für die optimale Erhöhung der Streckziehfähigkeit um ca. 100 °C höhere Spitzentemperaturen als bei einachsiger Zugbelastung erforderlich sind. Da die Erwärmung der Fügezone durchgreifend erfolgt, ist eine Temperaturmessung auch von der Oberseite der Schweißnaht direkt nach dem Linieninduktor, dem Ort der Maximaltemperatur, zur Leistungsregelung des Prozesses möglich. Die serielle, induktive Wärmebehandlung von Werkstoffkombinationen ist damit grundsätzlich möglich, da die notwendigen Anlasstemperaturen nur wenig von den Werkstoffen abhängen. Die exakte Wahl der Temperaturen ist den Umformanforderungen anzupassen. In der Regel sollten dabei die Wärmebehandlungszyklen der härtesten Komponente des Verbundes eingestellt werden, da diese hinsichtlich ihrer Umformbarkeit eher als kritisch anzusehen ist.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Ausgehend von der Nachfrage nach hochfesten und umformbaren Stahlwerkstoffen wird im Rahmen dieser Arbeit die serielle, induktive Wärmebehandlung von Laserstrahlschweißnähten im Hinblick auf den Einsatz für Tailored Blanks betrachtet. Die induktive Erwärmung bietet in diesem Fall die Möglichkeit einer gezielten Energieeinbringung über das Volumen und damit ein gleichmäßiges Bearbeitungsergebnis im Schweißgut. Weiterhin stehen die bei der Wärmebehandlung im Durchlaufprozess notwendigen hohen Leistungen zur Verfügung.

Die hochfesten Werkstoffe verfügen über erhöhte Kohlenstoffäquivalente, die zu starken Aufhärtungen der Fügezonen und deutlichen Einschränkungen der Umformbarkeit führen, die jedoch über Anpassungen des Temperatur-Zeit-Regimes beim Schweißen verringert werden können. Grundsätzlich ist die Gefügeeinstellung in der aufgehärteten Schweißzone über eine Verlängerung der $t_{8/5}$ -Zeit möglich. Die hohen Vorschubgeschwindigkeiten des Laserprozesses würden jedoch zu kontrollierten Nachwärmstrecken von bereits 600 mm bei höherfesten Feinkornstählen und mehreren Metern bei ultra-hochfesten Stahlgüten und entsprechend langen $t_{8/5}$ -Zeiten führen. Im Rahmen dieser Arbeit wird das Kurzzeitanlassen im seriellen Laser-Induktor-Prozess untersucht, wobei für diesen diffusionsgesteuerten Vorgang gegenüber dem Ofenanneilen höhere Temperaturen bei Haltezeiten im Bereich einer Sekunde eingesetzt werden.

Für eine Bewertung des Verfahrens wird der konventionelle Tiefziehstahl DC05, der höherfeste Feinkornstahl H320LA, der Dualphasenstahl DP800, der Restaustenitstahl TRIP700 und ein Bandstahl aus bainitvergütetem C 60 S bei verschiedenen Temperaturführungen hinsichtlich ihrer Festigkeit, ihres Umformvermögens sowie exemplarisch der Schwingfestigkeit im Bereich der Fügezone untersucht.

Es wird nachgewiesen, dass mit dem seriellen, induktiven Nachwärmen der Laserstrahlschweißnähte eine signifikante Verbesserung der Umformbarkeit erreicht werden kann. Die Voraussetzungen für einen sinnvollen Einsatz der Technologie sind die martensitische Erstarrung der Laserstrahlschweißnähte sowie anlassbeständige Grundwerkstoffe. Daher sind bei dem konventionellen Tiefziehstahl DC05 mit widmannstättenschem Schweißgut und dem Dualphasenstahl mit bainitischem Schweißgut keine signifikanten Verbesserungen der Eigenschaften erzielbar. Weiterhin ist die martensitische Phase des Dualphasenstahls nicht anlassbeständig, so dass durch eine

zusätzliche Wärmeeinbringung Schädigungen des Grundwerkstoffs auftreten. Die optimalen Ergebnisse werden bei dem H320LA und dem TRIP700 über ein Anlassen des Martensits erreicht, wobei das Verhältnis der Tiefung im Erichsenversuch sowie der Bruch- und Gleichmaßdehnung von Schweißgut zu Grundwerkstoff von 60 auf 80% gesteigert werden konnte. Der Bainitstahl mit einem Kohlenstoffgehalt von $C = 0,6\%$ wandelt in der Zeit zwischen Laser- und Induktoreinwirkung nicht vollständig zu Martensit um, so dass auch ferritische und perlitische Gefügeanteile durch das serielle, induktive Nachwärmen realisiert werden können. Ausgehend von sprödem Verhalten der Laserstrahlschweißnähte können bei diesem Werkstoff zwischen 70%-100% der Grundwerkstoffkennwerte erreicht werden.

Die optimalen Duktilitätskennwerte werden abhängig von der Belastung bei unterschiedlichen Anlasstemperaturen erreicht, die mit $T_A = 450-600^\circ\text{C}$ für alle untersuchten Werkstoffe in einem ähnlichem Bereich liegen. Exemplarisch wurden B-Säulenverstärkungen mit einem Versuchswerkzeug erstellt, die aus laserstrahlgeschweißten und induktiv nachgewärmten Tailored Blanks aus TRIP700 und H320LA sowie DC05 und PT120 gefertigt wurden.

10 Literaturverzeichnis

- /1/ Brune, E.: Innovative Schutzgastechnologie ermöglicht Tiefschweißeffekt mit dem Diodenlaser. Maschinenbau Bd. 31 (2002) Nr. 2, S. 16/18.
- /2/ Kugler, P.; Schwarzmann, M.; Hoffmann, P.; Geiger, M.: Brazing with Diode Lasers. In: Proceedings SheetMetal (2000), S. 251/260.
- /3/ Danzer, W.: Eine Frage des Gases. Argon-CO₂-Prozessgas ermöglicht das Tiefschweißen mit dem Hochleistungsdiodenlaser. Maschinenmarkt (2002) Nr. 11, S. 44/45.
- /4/ Cleemann, L.: Schweißen mit CO₂-Hochleistungslasern. Handbuch zur Abschlusspräsentation Aachen, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1987.
- /5/ Cho, M. H.; Farson, D.; Lee, J. Y. Yoo, C. D.: Laser weld keyhole dynamics. Simulation and experiment. In: Proceedings Conference on Computer Technology in Welding (2002) Bd. 973, S. 289/296.
- /6/ Katayama, S; Mizutani, M; Matsunawa, A.: Development of porosity prevention procedures during laser welding. In: Proceedings of the SPIE (2003) Bd. 4831, S. 281/288.
- /7/ Eboo, M.; Steen, W.M.; Clarke, J.: Arc augmented laser welding. Metal Construction Bd. 11 (1979) Nr. 7, S. 322/342
- /8/ Diebold, T.P.; Albright, C.E.: Laser-GTA Welding of Aluminium Alloy 5052. Welding Journal Bd. 63 (1980) Nr. 6, S. 18/24.
- /9/ Matsuda, J.; Utsumi, A.; Katsumura, M.; Nagata, S.: TIG or MIG arc augmented Laser welding of thick mild steel plate. Joining and Materials (1988), Nr.7, S.31/40.
- /10/ Seyffarth, P.; Anders, B.; Hoffmann, J.: Combined laser beam arc welding. A high efficient welding technology. In: Proceedings of JOM-8 (1997), S. 120/129.
- /11/ Höfemann, M.; Szinyur, J.; Cordini, P.; Bormann, A.: Ansätze zur Prozessregelung beim Laser-MSG-Hybridschweißen. In Proceedings of EALA 2002, S. 319/344.
- /12/ Reinhart, G.; Härtl, J.; Lehner, C.: New Ways for a reliable laser beam welding process. In: Proceedings LANE 3 (2001), S. 687/696.

-
- /13/ Kusuda, H.; Takasago, T.; Natsumi, F.: Formability of tailored blanks. *Journal of Materials Processing Technology* Bd. 71 (1997) Nr. 1, S. 134-140.
- /14/ N.N. :ENV 1993-1-1:1994, Eurocode 3 (EC3), Design of steel structures. European Committee for Standardization.
- /15/ Elliot, S.: Electron beam welding of C/Mn steels - toughness and fatigue properties *Welding Journal* Bd. 63 (1984) Nr. 1, S. 8/16.
- /16/ Partanen, T.; Salminen, A.; Lihavainen, V. M.; Niemi, E.: Experimental and Theoretical Studies on Fatigue Strength of Laser Welded Butt Joints. *Welding in the World* Bd. 39 (1997) Nr. 2, S. 74/88.
- /17/ Haferkamp, H.; Bach, Fr.-W.; Burmester, I.; Höfemann, M.; Niemeyer, M.; Kreutzburg, K.: Maßgeschneiderte Bauteile mit dem Laserstrahlschweißen. *Werkstattstechnik* Bd. 87 (1997) Nr. 6., S. 299/303.
- /18/ Marquardt, C.; Hatscher, A.; Masendorf, R.; Zenner, H.: Schwingfestigkeit umgeformter Stahlfeinblechstrukturen. *MP Materialprüfung*, Bd. 44 (2002), Nr. 6, S. 246/252.
- /19/ Terasaki, T.; Kitamura, T.; Sobue, T.: Fatigue strength of laser-welded lap joints. *Welding International*, Bd. 16 (2002) Nr. 4, S. 293/298.
- /20/ Haferkamp, H. Ostendorf, A. Bunte, J.; Cordini, P.; Bormann, A.; Block, B.: Pedelnder Lichtstrahl. *Maschinenmarkt* (2003) Bd. 25, S. 44/47.
- /21/ Hillebrand, A.; Decker, I.; Wohlfahrt, H.: Optimizing welding processes by using FEM-tools. *Welding in the World* Bd. 34 (1994) Nr. 9, S. 393/394.
- /22/ Sudnik, W.; Erofev, W.; Radaj, D.: Computer modelling laser-beam welding: concept and realisation. *Welding International* Bd. 11 (1997) Nr. 3, S. 243/247.
- /23/ Seyfahrt, P.: Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. *Schweißtechnik*, Bd. 110 (1992) Düsseldorf: DVS-Verlag.
- /24/ Seyffarth, P.; Schmidt, R.; Demtschenko, W.-F.; Jasnau, U.: Simulation of microstructure-transformation-kinetics of unalloyed construction steel in case of fast thermal cycles. In: *Proceedings LANE 3* (2001), S. 645-652.
- /25/ Tsirkas, S. A.; Papanikos, P.; Kermanidis, T.: Numerical simulation of the laser welding process in butt-joint specimens. *Journal of Materials Processing Technology* Bd. 134 (2003) Nr. 1, S. 59/69.

-
- /26/ Fang, C.; Huang, C.; Chuang, T. H.: Residual stresses in laser welds. *Welding in Design and Fabrication* Bd. 75 (2002) Nr. 7, S. 34/37, 49/50.
- /27/ Stadtaus, M.; Voß, O.; Michailow, W.; Wohlfahrt, H.: Berechnung von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Eigenspannungen beim Schmelzschweißen. In: *Proceedings CADFEM USERES Meeting* Bd. 2 (2000) S. 2.15.3-1/12.
- /28/ Stadtaus, M.; Voß, O.; Michailow, W.; Wohlfahrt, H.: Berechnung von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Eigenspannungen beim Schmelzschweißen. *DVS-Berichte* Bd. 216 (2001) S. 315/321.
- /29/ Jin, X; Li, L; Zhang, Y.: A study on fresnel absorption and reflections in the keyhole in deep penetration laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics* Bd. 35 (2002) Nr. 18, S. 2304/2310.
- /30/ Gladkov, E. A.; Gavrilov, A. I.; Maloletkov, A. V.; Perkovski, R. A.: Dynamic nonlinear model of deep penetration laser welding. *Welding International* Bd. 16 (2002) Nr. 5, S. 398/404.
- /31/ Brüggemann, G., Schröder, M., Ude, J., Benziger, T.: Prediction of weld data using process control based on surface temperature measurement for plasma and laser welding of the duplex steel 1.4462. In: *Proceedings Welded structures in particular welded bridges* (1996), S. 365/375.
- /32/ Specker, W.: *Prozessüberwachung beim Schweißen mit Nd:YAG-Lasern*. Fortschritt-Berichte VDI Reihe 2 Nr. 614 Düsseldorf: VDI-Verlag 2002.
- /33/ Tönshoff, H.-K.; Ostendorf, A.; Güttler, R.; Specker, W.: Online monitoring and closed-loop control of laser welding processes. *VDI-Berichte* Bd. 1405 (1998) S. 603/612.
- /34/ Tönshoff, H.-K.; Ostendorf, A.; Specker, W.: *Qualitätssicherung beim Laserstrahlschweißen*. DVS-Berichte Bd. 221 (2002) S. 187/195.
- /35/ Overmeyer, L.: *Beitrag zur Prozeßkontrolle und -regelung beim Schneiden und Schweißen mit CO₂-Laserstrahlung*. Fortschritt-Berichte VDI Reihe 8 Nr. 570 Düsseldorf: VDI-Verlag 1996.
- /36/ Tönshoff, H.-K.; Ostendorf, A.; Hillers, O.; Kral, V.: Strategies for the quality inspection of laser welding processes based on a multiple sensor system. In: *Proceedings LANE01* (2001) S. 675/686.

-
- /37/ Benziger, T.; Brüggeman, G.; Orlick, H.: Überwachung von Laserschweißprozessen durch Analyse der Oberflächentemperaturverteilung und Schallemissionen. In: Proceedings Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung, Berichtsband Bd. 47 (1995) S. 677-685.
- /38/ Hendricks, M.: Qualitätsuntersuchungen an Laserstrahlschweißverbindungen un-, niedrig- und hochlegierter Stähle. Düsseldorf: DVS-Verlag 1991.
- /39/ Dilthey, U., Eichhorn, F., Hendricks, M., Schneegans, J., Jacobskötter, L.: Laserstrahlschweißen mit großer Einschweißtiefe und hoher Verfahrgeschwindigkeit. Abschlußbericht (1993).
- /40/ Grünberg, D.; Heidel, M.; Morgenthal, L.; Wiedemann, G.: Sensorgestütztes 3D-Laserstrahlschweißen mit CNC-Portalmaschinen. DVS-Berichte Bd. 170 (1995) S. 264/266.
- /41/ Barthel, K. Nahtverfolgungssystem für das Laserstrahlschweißen. Bleche, Rohre, Profile Bd. 42 (1995) Nr. 5, S. 336/337.
- /42/ Wesselmann, L.: Prozesssicher schweißen mit dem Nd:YAG-Laser. Blech InForm (2002) Nr. 3, Seite 59/61.
- /43/ Knabe, E.: Tailored Blanks mit umformtechnisch optimierten Schweißnähten: In: Proceedings Neuere Entwicklungen in der Blechumformung (1996), S. 337/352.
- /44/ Van der Hoeven, J.-M.; Rubben, K.; Lambert, F.; De Rycke, I.: Tailored Blanks – Blech modernsten Zuschnitts. In: Proceedings Neuere Entwicklungen in der Blechumformung (1997), S. 323/335.
- /45/ Hein, P.: Kürzere Prozesskette in der Blechumformung mit Hilfe des Lasers. Maschinenmarkt (1996) Nr. 46, S. 36/42.
- /46/ Stock, G.; Schulz-Marner, H.: Untersuchungen und Ergebnisse beim Tiefziehen mit unterschiedlichen Niederhalterformen. Bänder, Bleche, Rohre Bd. 38 (1997) Nr. 4, S. 16/23.
- /47/ Siegert, K.; Knabe, E.; Possehn, T.; Glasbrenner, B.: Optimierung des Ziehvorgangs beim Umformen geschweißter Bleche (Tailored Blanks). Werkstattstechnik Bd. 87 (1997) Nr. 6, S. 304/309.
- /48/ Possehn, T.: Segmentierte Niederhalter verhindern Risse. Werkzeugtechnische Maßnahmen beim Ziehen von Tailored Blanks. Industrieanzeiger Bd. 120 (1998) Nr. 29, S. 32/33.

-
- /49/ Scriven, P. J.; Brandon, J. A.; Williams, N. T.: Influence of weld orientation on forming limits diagram of similar/dissimilar thickness laser welded joints. *Ironmaking and Steelmaking* Bd.. 23 (1996) Nr. 2, S. 177/182.
- /50/ Scriven, P. J.; Brandon, J. A.; Williams, N. T.: Relative influence of sheet rolling direction and weld orientation on formability of laser welded steel sheet. *Ironmaking and Steelmaking* Bd. 24 (1997) Nr. 1, S. 79/83.
- /51/ Kususa, H.; Takasago, T.; Natsumi, F.: Formability of tailored blanks. *Journal of Materials Processing Technology* (1997), Nr. 71, S. 134/140.
- /52/ Kristensen, J. K.; Borggreen, K.: Evaluation of Laser Welds in Structural Steels. *International Journal for the Joining of Materials* Bd. 8 (1996), Nr. 2, S. 48/53.
- /53/ Dilthey, U.; Shu, X.: Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen der Werkstoffkombination Gusseisen mit Kugelgrafit/Stahl mit Nickelzusatzwerkstoff. *Schweißen und Schneiden* Bd. 45 (1993) Nr. 6, S. 317/319.
- /54/ Ghandehari, A.: Auswirkungen verschiedener Strahlschweißverfahren auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften moderner Karosseriestähle, *Aachener Berichte Fügetechnik* 2001.
- /55/ Dilthey, U.; Ghandehari, A.; Bleck, W.; Budak, I.: Mechanisch-technologische Eigenschaften strahlgeschweißter höher- und hochfester Karosseriestähle, *Zeitschrift für Metallkunde* Bd. 92 (2001), Nr. 2, S. 221/225.
- /56/ Haferkamp, H.; Bunte, J.; Meier, O.; Bormann, A.; Schatz, M.; Boese, B.: Process-integrated heat treatment of laser beam welded high-strength steel sheets. In: *Proceedings of the Second International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing* 2003. S. 183/189.
- /57/ Liu, Y. N., Kannatey-Asibu, E. Experimental study of dual-beam laser welding of AISI4140 steel. *Welding Journal* Bd. 76 (1997) Nr. 9, S. 342/348.
- /58/ Springorum, F. M.; Kaiser, P.; Haferkamp, H.; Cordini, P.: Tiefziehen lasergeschweißter Federstahlplatinen. *Stahl* (1999), Nr. 5, S. 49/51.
- /59/ Mädler, K.; Grosch, J.: Einfluss des induktiven Anlassens auf die Biegefestigkeit randschichtgehärteter Gefüge: *HTM* Bd. 56 (2001) S. 332/340.
- /60/ Draugelates, U.; Bouaaifi, B.; Daniel, S.: Auswirkungen auf die Nahteigenschaften von quetschnaht- und laserstrahlgeschweißten Feinblechen. *Schweißen und Schneiden* Bd. 52 (2000) Nr. 1, S. 24/31.

-
- /61/ Bach, Fr. W.; Bunte, J.; Cordini, P.; Bormann, A.: Verbessertes Umformverhalten durch serielle induktive Nachwärmung von Laserstrahlschweißnähten. Materialwissenschaften und Werkstofftechnik Bd. 33 (2002) Nr. 7, S. 410/414, 2002.
- /62/ Haferkamp, H.; Bormann, A.; Niemeyer, M.; Schmid, C.; Cordini, P.: Laserstrahlschweißen - vielfältige Fügetechnik für Blechwerkstoffe. In: Proceedings Industriekolloquium SFB362 (2000), S. 169/73.
- /63/ Haferkamp, H.; Bach, Fr.-W.; Goede, M.; Verseemann, R.; Bormann, A.; Szelagowski, A.; Zelt., M.: Hochleistungsstrahlverfahren für das Fügen von Feinblechen. In: Proceedings Industriekolloquium SFB362 (2002) S. 176/190.
- /64/ Jaroni, U.; Dohr, C.: Tailored Blanks – von der Marktnische zur weltweiten Produktion. Stahl und Eisen Bd. 118 (1998) Nr. 8, S. 35/38.
- /65/ N.N.: <http://www.thyssen-krupp-stahl.com>. 9.4.2003.
- /66/ Vochatzer, E.-M.: Funktionsoptimierung stärkt Stahleinsatz, VDI-Nachrichten (2001) Nr. 31, S. 14, 03.08.2001.
- /67/ Fünders. P.: Einsatz von hochfesten Stählen zur Gewichtsreduzierung im Karosseriebau. In: Proceedings Praxis-Forum Karosserie-Rohbau (1996), S. 193/208.
- /68/ Hartmann, G.; Müschenborn, W.; Schneider, C.; Simon, R.: Höherfeste Feinbleche und neue Blechkomponenten für den Automobilleichtbau. In: Proceedings Neue Entwicklungen in der Blechumformung (1996), S. 1/29.
- /69/ N.N.: Die neue Dimension im Karosseriebau - Das ultraleichte Stahl-Auto der Zukunft. Stahl (1995), Nr. 5, S. 22.
- /70/ N.N.: <http://www.worldautosteel.org/> 16.4.2003
- /71/ Jaroni, U.; Dohr, C.; von Löhneysen H.: Maßgeschneiderte Stahlerzeugnisse. Stahl (2000), Nr. 5, S. 32/35.
- /72/ Zimmer, E.: Tailored Blanks mit Laserschweißen, die maßgeschneiderte Platine und ihre Anwendung für die Leichtbauweise im Karosseriebau. In: Proceedings Praxis-Forum, Karosserie-Rohbau (1996), Bd. 96/14, Seite 99-110.
- /73/ N.N.: Thyssen-Krupp-Stahl AG: Produkte, Tailored Blanks. www.thyssen-krupp.de
- /74/ Waddel, W.; Davies, G. M.: Laser welded tailored Blanks in the automotive industry. Welding and Metal Fabrication Bd. 63 (1995) Nr. 3, S. 104/108.

-
- /75/ Hartmann, G.; Müschenborn, W.; Schneider, C.; Simon, R.: Höherfeste Feinbleche und neue Blechkomponenten für den Automobilbau. In: Proceedings Neuere Entwicklungen in der Blechumformung (1996) S. 1/29.
- /76/ Cordes, R.; Welsch, F.: Der neue VW-Polo – ein Beispiel für den modernen Karosserie-Leichtbau. In: Proceedings Entwicklungen im Karosseriebau, VDI-Berichte (2002) Nr. 1674, S. 3/17.
- /77/ Mertens-A.: Engineered Blanks. In: Proceedings 3. Industriekolloquium 'Fertigen in Feinblech', Leichtbau durch innovativen Werkstoffeinsatz (2002), S. 157/166.
- /78/ Vollertsen, F.; Geiger, M.: Lasereinsatz in Prozessketten der Blechumformung. Integrierte Produktion Bd. 139 (1997) Nr. 6, S. 25/30.
- /79/ Brachvogel, M.; Kettner, A.; Kriegler, L.; Sielaff, J.: Integration neuer Fertigungsverfahren für Karosserieträger – Betrachtung des Produktentstehungsprozesses und Bedeutung für die passive Sicherheit. Berichte aus dem IWU. Bd. 18 (2002) S. 331/352.
- /80/ Vermeulen, M.; Hertschap, K.; Gonzalez, P.; Cretteur, L.; Hoferlin, E.: Tailored double blanks: a semi-product for hydroforming of car body components. Berichte aus dem IWU. Bd. 18 (2002) S. 81/92.
- /81/ Mayer, H.; Venier, F.; Koglin, K.: Die ASF-Karosserie des Audi A8. Motortechnische Zeitschrift, Bd. 63 (2002) S. 94/100.
- /82/ Pohl, T.: Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen. Dissertation Erlangen (2002).
- /83/ Braun, R.; Roth, G.; Arnold, J.: Nd-YAG laser beam welding of 6013 aluminium alloy sheet using different filler powders. In: Proceedings Materials Science Forum (2002) Bd. 396-402, S. 1691/1996.
- /84/ Mundl, A.; Gradinger, R.: Leichtmetall-Fügen. Gießerei-Praxis (2002) Nr. 5, S. 15.
- /85/ Eibl, M.; Kaufmann, H.; Oberschelp, K.; Schmid, G.: Berechnung der Schwingfestigkeit von laserstrahlgeschweißten Dünoblechen aus Aluminium. DVM-Berichte (2001) Bd. 128, S. 249/266.
- /86/ Krull, P.; Nitschke-Pagel, T.; Wohlfahrt, H.: Neue Schweißverfahren für optimales Dauerschwingverhalten von Aluminiumlegierungen. DVM-Berichte (2001) Bd. 128, S. 313/318.

-
- /87/ Rhee, M. H.; Kim, Y. M.; Ryu, Y. M.; Hahn, C. S.; Ji, D. C.: Joining of multi-materials for automotive body structure. *Bare metals*, Bd. 21 (2002) Nr. 7, S. 60/63.
- /88/ Schubert, E.; Zerner, I.; Sepold, G.: Laser beam joining of material combinations for automotive applications. *Proceedings SPIE97* Bd. 3097 (1997), S. 212/221.
- /89/ Wagner, F.; Zerner, I.; Kreimeyer, M.; Sepold, G.: Phasenbildung beim Laserstrahlfügen von Fe/Al-Verbindungen. *DVS-Berichte* Bd. 212 (2001) S. 93/98.
- /90/ Pircher, H. et. al.: Lasergeschweißte Verbindungselemente aus Aluminium und Stahl. *Maschinenmarkt* Bd. 102 (1996) Nr. 15, S. 76/78.
- /91/ Hiraga, H.; Fukatsu, K.; Ogawa, K.; Nakayama, M.; Muto, Y.: Nd:YAG laser welding of pure titanium to stainless steel. *Welding International* Bd. 16 (2002) Nr. 8, S. 623/631.
- /92/ Schubert, S.: Fügen von Nichtrostenden höherfesten Edelstahlfeinblechen – Mischverbindungen. In: *Proceedings Dünoblechverarbeitung, Mischverbindungen – Innovative Lösungen für Leichtbaukonzepte* (2002) S. 75/78.
- /93/ Vollertsen, F.: Tailored Blanks. *Blech, Rohre, Profile* Bd. 42 (1995) Nr. 3, S. 172/178.
- /94/ Siegert, K.; Knabe, E.: <<Tailored Blanks>>- eine neue Technologie zum Automobilleichtbau. *Bleche, Rohre, Profile* Bd. 42 (1995) Nr. 3, S. 161/171.
- /95/ Behler, K.: s-Polarisationschweißen, Entwicklung eines neuartigen Laserstrahlschweißverfahrens unter Ausnutzung der polarisationsabhängigen Strahlungsabsorption. Aachen: Verlag Shaker 1994.
- /96/ Jacobskötter, L.: Laserstrahlschweißen thermomechanisch gewalzter Grobbleche in Dicken zwischen 10 mm und 30 mm. *Aachener Berichte Fügetechnik* 1995.
- /97/ Tolkemit, H. J.; Peters, B. M.: Qualitätssicherung beim Laserstrahlschweißen von Rohren. *Stahl* Bd. 1 (1992) Nr. 1, S. 84.
- /98/ Ehms, I.; Diltthey, U.: Beitrag zum Abbrennstumpfschweißen von interstitielfreien (IF) Stahlbändern. *DVS-Berichte* Bd. 170 (1995) S. 314/318.
- /99/ Hauger, A.; Kopp, R.: Durch Flexibles Walzen belastungsgerecht erzeugte Blechdickenprofile. *Fertigung* Bd. 23 (1995) Nr. 10, S. 40/42.
- /100/ Kleiner, M.; Chatti, S.; Heller, B.; Kopp, R.; Wiedner, C.; Böhlke, P.: Umformung und Weiterverarbeitung von flexibel gewalzten Stahlblechen (Tailor Rolled Blanks)

- für Leichtbaustrukturen. Forschung für die Praxis, Projekt der Studiengesellschaft Stahlanwendung P 468 (2002).
- /101/ Kopp, R.; Kleiner, M.; Krahn, M.; Krux, R.: Umformung von flexibel gewalzten Blechen mittels Wirkmedien. In: Proceedings Kolloquium Wirkmedien-Blechumformung (2001), S. 137/145.
- /102/ Ebert, A.; Hauger, A.; Kopp, R.: Leichtbau für die Automobiltechnik. Belastungsangepaßte Leichtbaustrukturen aus Tailored Rolled Blanks. RWTH Themen (1999) Heft 2, S. 70/75.
- /103/ Schwarz, N.; Kopp, R.; Ebert, A.; Hauger, A.: Flexibel gewalzte Bleche für belastungsangepasste Werkstücke. Werkstatt und Betrieb Bd. 131 (1998) Heft 5, S. 424/427.
- /104/ Bach, Fr. W.; Szlagowski, A.; Versemann, R.; Zelt, M.: Non-Vakuum-Elektronenstrahlschweißen - Ein leistungsstarkes Verfahren zum Fügen von Feinblechen. Werkstoffwissenschaftliche Schriftenreihe Bd. 52 (2002) S. 59/67.
- /105/ Bach, Fr. W.; Versemann, R.; Niemeyer, M.; Szlagowski, A.; Zelt, M.: Non-Vakuum-Elektronenstrahlschweißen an Al- und Mg-Feinblechen. In: Proceedings 5. Konferenz Strahltechnik Halle (2001), S. 46/53.
- /106/ N.N.: Wärme entsteht direkt im Werkstück. Merkblatt über Grundlagen der Induktionstechnik. Firma ELDC, 2000.
- /107/ Peter H.-J.: Grundsätze der Induktionserwärmung. Firmenschrift ELDEC Schwenk Induction GmbH. Berlin: 1998.
- /108/ Peter, H.-J.: Bewertung des Werkzeugs Induktionsspule. DVS Bd. 202 (2000), S. 11/17.
- /109/ N.N.: Induktiv unterstützte Lasermaterialbearbeitung. Broschüre IWS Dresden: 2000.
- /110/ Brenner, B.; Fux, V.: Induktiv unterstütztes Laserauftragschweißen. Stahl (1999), Nr.4, S. 48/50.
- /111/ Stiele, H.; Brenner, B.: Kombinierte Wärmebehandlung Laser-Induktionserwärmung. Stahl (2002) Nr. 6, S. 40/42.
- /112/ Nentwig, A. W. E.; Cramer, H.; Wackerbauer, G.: Beitrag zum Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Schweißreignung beim Laserstrahlschweißen von un-

- und niedriglegierten Stählen. In: Proceedings 4. Konferenz Strahltechnik Halle (1996) S. 120/123.
- /1113/ Brenner, B.; Standfuß, J.; Winderlich, B.: Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen zum rissfreien Fügen von härtbaren Stählen, DVS-Berichte Bd. 216 (2001) S. 289/297.
- /1114/ Ruge, J.: Handbuch der Schweißtechnik, Bd. 2: Verfahren und Fertigung. 2. Auflage, Berlin: Springer-Verlag 1993.
- /1115/ Brenner, B.; Gnann, R., Lynen, T.; Duschek, C.; Grüneberg, D.: Induktiver Zusatz – Induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen. Laser-Praxis (1998) Nr. 4, S. 26/29.
- /1116/ Winderlich, B.; Brenner, B.; Standfuß, J.; Fux, V.; Beyer, E.: Steigerung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen durch induktiv unterstütztes Laserstrahlschweißen. DVM-Berichte Bd. 128 (2001) S. 295/305.
- /1117/ Bargel, H.-J.; Schulze, S.: Werkstoffkunde. 5. Auflage, Düsseldorf: VDI-Verlag 1988.
- /1118/ Holomon, J. H., Jaffe, L. D.: Time-temperature Relations in Tempering Steel. Transactions AIME Bd. 162 (1945), S. 223/249.
- /1119/ Lange, K.: Umformtechnik – Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Band 3 Blechbearbeitung 2. Auflage, Berlin: Springer-Verlag 1990.
- /1120/ Dry, D.; Waddel, W.; Owen, D. R. J.: Determination of laser weld properties for finite element analysis of laser welded tailored blanks. Science and Technology of Welding and Joining Bd. 7 (2002) Nr. 1, S. 11/18.
- /1121/ N.N. <http://www.atlas-spaceframe.de>. 08.08.2003.
- /1122/ Ono, M.; Yoshitake, A.; Ohmura, M.: Laser weldability of high strength steel sheets in fabrication of tailor welded blanks. NKK Technical Review (2002) Nr. 86, S. 13/18.
- /1123/ Haasen, P.: Physikalische Metallkunde. 1. Auflage. Berlin: Springer Verlag 1974.
- /1124/ Haidemenopoulos, G.; Grujicic, M.; Olson, B.; Cohen, M.: Transformation microyielding of retained austenite. Acta Metall. Bd. 37 (1988) Nr. 6, S. 1677/1682.
- /1125/ Papamantellos, K.: Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stählen. Aachener Berichte Fügetechnik 1998.

-
- /126/ Evans, P. J.; Crawford, L.-K.; Jones, A.: High strength C-Mn steels for automotive applications. Ironmaking and steelmaking Bd. 34 (1997) Nr. 5 S. 361/367.
- /127/ Yashuhari, S.: Next generation high strength steel utilizing Transformation-induced-Plasticity (TRIP) Effect. Nippon steel Technical Report (1995) Nr. 64, S. 20/25.
- /128/ Badeshia, H.; Edmonds, D.: The bainite transformation in a silicon steel. Metall. Trans. Bd. 10 (1979) Nr. 7. S. 895/907.
- /129/ Zarei-Hanzaki, A.; Yue, S.: Ferrite formation characteristics in Si-Mn-TRIP steels. ISIJ International, Bd. 37(1997) Nr. 6, S. 583/589.
- /130/ Cretteur, L.; Koruk, A. I.; Tosai-Martinez, L.: Improvement of weldability of TRIP steels by use of in situ pre- and post-heat treatments. Steel Research Bd. 73 (2002) Nr. 6/7, S. 314/319.
- /131/ Bergmann, W.: Werkstofftechnik. Bd. 2: Anwendung. 2. Auflage. München: Carl Hanser Verlag 1991.
- /132/ Kaiser, P.: Hart, aber kalt umformbar – Wettbewerbsvorteile mit innovativen Federbandstählen. STAHL Formen – Fügen – Fertigen (1999) Nr. 1, S. 48/50.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Axel Bormann

Grünewaldstraße 10

30177 Hannover

geboren am 03.07.1970 in Hannover

deutsche Staatsangehörigkeit

ledig

Eltern: Wilfried Bormann, Marlene Brauns (geb. Langerbein)

Schulbildung

08/77-07/81

Grundschule Isernagen

08/81-07/83

Orientierungsstufe Burgwedel

08/83-06/90

Gymnasium Burgwedel

Zivildienst

07/90-09/91

Pflegedienst in der Neurologie des Krankenhauses
Nordstadt

Studium

10/91-12/98

Maschinenbaustudium an der Universität Hannover,
Fachrichtung: Entwicklung und Konstruktion
Schwerpunkte: Werkstofftechnik und
Technische Mechanik

Berufliche Tätigkeiten

Seit 01/99

Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Laser Zentrum
Hannover e.V.
Abteilung Werkstoff- und Prozesstechnik

Seit 01/00

Teilbereichsgeschäftsführung
SFB362 – Fertigen in Feinblech