Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen
der Technischen Universität München

Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme

Felix Zimmermann

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Michael Zäh

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Marion Merklein
   Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Die Dissertation wurde am 10.09.2014 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 17.11.2014 angenommen.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Verlauf meiner Industriepromotion bei der BMW Group am Standort Dingolfing in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München.

Mein besonderer Dank gilt *Herrn Prof. Dr.-Ing. W. Volk*, dem Ordinarius des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München, der neben der wissenschaftlichen Betreuung ebenfalls das Hauptreferat dieser Arbeit übernommen hat. Die stets konstruktive und engagierte Betreuung, das entgegengebrachte Vertrauen sowie die Unterstützung in fachlichen und organisatorischen Aspekten bildeten die Grundlage für das Gelingen meiner Arbeit.

Frau Prof. Dr.-Ing. M. Merklein, der Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, danke ich sehr herzlich für das Interesse an meiner wissenschaftlichen Arbeit, die wertvollen fachlichen Diskussionen und Denkanstöße und die Bereitschaftschaft zur Übernahme des Koreferats.

Herrn Prof. Dr.-Ing. M. Zäh, Ordinarius des Instituts für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München, danke ich ebenfalls sehr herzlich für das Interesse an meiner wissenschaftlichen Arbeit.

Ohne die stete fachliche, administrative und persönliche Unterstützung und Betreuung durch meinen Vorgesetzen und Mentor *Dr.-Ing. J. Spörer* wäre ein Abschluss der Arbeit in dieser Form nicht möglich gewesen. Weiterhin bedanke ich mich sehr herzlich für das uneingeschränkt entgegengebrachte Vertrauen, die persönliche Förderung, die Freiheit zur selbständigen Umsetzung des Projekts und die Möglichkeit für eine zukünftige Zusammenarbeit.

Der Erfolg der Arbeit ist außerdem im Wesentlichen in dem fachlich qualifizierten und angenehm kollegialen Umfeld der Fachabteilungen der Produkt und Prozessplanung Sonderverfahren und Projekt Nasspressen begründet, weshalb mein Dank allen Kollegen und Kolleginnen gilt, die mich im Verlaufe der vergangenen Jahre fachlich und persönlich unterstützt haben.

Weiterhin danke ich meinen engsten Schul- und Studienfreunden, die neben der notwendigen Motivation auch für die essentielle Dosis an Ablenkung sorgten.

Mein ganz besonderer und aufrichtiger Dank gilt meinen Brüdern *Lukas Zimmermann* und *Dr. med. Paul Zimmermann*, die immer da und durch ihre bedingungslose Verbundenheit als stete moralische und freundschaftliche Stütze in allen Lebenslagen fungieren.

Abschließend gilt mein ganz besonders herzlicher Dank *meinen Eltern*, die meinen akademischen Werdegang durch ihre stets wohlwollende und großzügige Unterstützung ermöglicht und durch ihre uneingeschränkte Rücksichtnahme und den steten Ansporn maßgeblich zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen haben, weshalb ich ihnen die vorliegende Arbeit widmen möchte.

Dingolfing, Februar 2014 Felix Zimmermann

Resümee

Die modernen Leichtbaustrategien des automobilen Karosseriebaus stehen vor einer Vielzahl von Herausforderungen. Stetig steigende Anforderungen an zu erreichende Leichtbaupotentiale hinsichtlich der Gesamtgewichtsreduktion bei gleichzeitiger Erhöhung der Produktleistungsfähigkeit und der passiven Sicherheit bilden die Kernanforderungen des Produktentwicklungsprozesses tragender Strukturkomponenten. Die Technologie des Presshärtens bietet die Möglichkeit zur Herstellung höchstfester Strukturteile bei gleichzeitiger Blechdickenreduktion. Durch die Integration definierter lokaler maßgeschneiderter Bauteileigenschaften – Tailored Properties – wird neben der Realisierung eines definierten Einknickens im Belastungsfall und einer Erhöhung der absorbierbaren Deformationsenergie ebenfalls der Entstehung und Ausbreitung unerwünschter Risse im Belastungsfall begegnet. Entsprechend einer Vielzahl weiterer innovativer Fertigungsstrategien stellt das partielle Anlassen mittels einer offenen Flammströmung einen vielversprechenden Ansatz dar, welcher sich vor allem durch seine hohe Flexibilität, die leichte Steuerbarkeit und den vergleichsweise geringen Invest auszeichnet. Die hohen Aufheizraten, der homogene Wärmeeintrag und die enorme Prozessstabilität garantieren eine gleichmäßige Anlasszone und einen stetig reproduzierbaren Weichbereich. Unter Verwendung spezifischer maximaler Anlasstemperaturen wird ein gezieltes Einstellen definierter mechanischer Kenngrößen und metallographischer Gefügestrukturen ermöglicht, während der kathodische Korrosionsschutz des Bauteils durch applizierte Werkstoffschichtsysteme erhalten bleibt. Inhomogene Temperaturverteilungen im Bauteil mit anschließender Luftabkühlung können zu thermischen Form- und Maßänderungen führen, weshalb ihnen mittels ausgewählter Anlassstrategien und simulativer Prozessoptimierung begegnet werden muss. Weiterhin kann das Ausknöpfverhalten vorliegender Punktschweißverbindungen signifikant beeinflusst und optimiert werden. Zusammenfassend betrachtet stellt der hoch flexible, kosteneffiziente und prozessstabile Fertigungsansatz zweifelslos eine Alternative zu den am Markt etablierten Prozessführungsstrategien zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in Presshärtebauteilen dar.

Executive Summary

The automotive body in white construction's modern lightweight strategies are confronted with a multitude of challenges. Constantly growing requirements for the achieving lightweight potentials, concerning the reduction of the gross vehicle weight with a simultaneous enhancement of the product's performance and the passive safety, are the main demands on the product engineering process of structural parts. The use of the press hardening technology offers the opportunity of producing ultra high strength parts with low sheet thicknesses at the same time. In order to prevent an acute collapse of the part in the case of forcible deformation press hardened parts with partial adjusted mechanical properties – Tailored Properties – are realized. Besides the realization of a directed deformation in the loading case and an enhancement of the absorbable deformation energy, the integration of soft-zones prevents the crack growth and spreading. Analogical to a multiplicity of innovative manufacturing strategies the partial tempering by a flame jet remarks a promising approach, which is characterized by its high flexibility, simple controllability and comparatively low capital investment. The high heating rates, the homogeneous heat input and the enormous process stability guarantee an uniform annealing zone and constant reproducible soft-zone. By exposing well-defined maximal annealing temperatures specific mechanical strength properties and metallographic micro-graphs are adjusted, while the applied coating's cathodic corrosion protection is preserved. Rising thermal stresses, caused by the non-uniform temperature distributions in the heat treated parts and the following air cooling could influence the part's dimensional stability, wherefore specificly selected annealing strategies and simulative process optimization are used. Furthermore the spot weld shear failure of present spot weld joints can be affected and optimized significantly. In summary, the highly flexible, cost-effective and stable processing manufacturing approach is an absolute alternative to all already on the market established manufacturing approaches for realizing partial adjusted mechanical properties in press hardened components.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis I

Verzeichnis der Kurzzeichen V

1 Einleitung 1

2 Stand der Technik 3

2.1 Entwicklung des Presshärtens im Bereich des Automobilbaus 3
2.2 Höchstfeste Stahlgüten in der Warmumformung 5
2.2.1 Substratwerkstoff 22MnB5 6
2.2.2 Beschichtungssysteme 9
2.3 Verfahrensstrategien Presshärten 14
2.3.1 Direktes Presshärten 15
2.3.2 Indirektes Presshärten 17
2.3.3 Ultraform_PHS-Technologie® 18
2.4 Maßgeschneiderte Eigenschaften in pressgehärteten Bauteilen 19
2.4.1 Motivation und Zielsetzung 19
2.4.2 Platinen mit maßgeschneiderten Eigenschaften 21
2.4.3 Partial Tempering 24
2.5 Einsatz offener Flamme in industrieller Fertigung 31
2.5.1 Grundlagen Autogentechnik 32
2.5.2 Wärmeübertragung Flamme - Stahl 33
2.5.3 Grundlagen des Flammrichtens 35

3 Zielsetzung der Arbeit 38

4 Partielles Anlassen mittels Flamme 40

4.1 Verfahrensentwicklung und Prozessintegration 40
4.2 Modellversuch partielles Anlassen mittels Flamme 41
4.2.1 Brennertechnologie 41
4.2.2 Versuchsaufbau 42
4.2.3 Versuchsdurchführung 44

5 Versuchswerkstoffe und experimentelle Methoden 48

5.1 Eingesetzte Versuchswerkstoffe 48
5.2 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung und Bauteilprüfung 50
5.2.1 Zugversuch 50
5.2.2 Biegeversuch 51
5.2.3 Härteprüfung 52
5.2.4 Metallographie 53
5.2.5 Optische Messtechnik 54
5.2.6 Technische Temperaturmessung 54
5.3 Methoden zur Oberflächen- und Beschichtungsanalytik 55
5.3.1 Korrosionswechseltest und Lackhaftung 55
5.3.2 Glimmentladungsspektroskopie 57
5.3.3 EDX-Mapping 58
5.4 Prüfmethoden zur Bewertung von Widerstandspunktschweißungen 58
5.4.1 Zerstörende Laborprüfung 59
5.4.2 Metallographische Analyse 60

6 Definition des Prozessfensters zum partiellen Anlassen mittels Flamme 61

6.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise 61
6.2 Einfluss elementarer Fertigungsparameter auf den resultierenden Temperatureintrag 62
6.2.1 Mischgaszufuhr Hydropox®-C Brenner 62
6.2.2 Einfluss der Brennerführung auf T_{max} 62
6.3 Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften 69
6.3.1 Ausgangszustand 69
6.3.2 Partielles Anlassen mittels Flamme 70

7 Analyse der Form- und Maßstabilität 82

7.1 Grundlegende Ursachen und Mechanismen der Maß- und Formänderung 82
7.2 Gezielte Prozessführung und simulative Optimierung 85
7.2.1 Modellversuch 86

7.2.2 Numerisches Grundlagenmodell 87
7.2.3 Quantifizierung des Verzugs und Validierung des Simulationsmodells 89

8 Oberflächenanalytik beschichteter Halbzeuge nach Wärmebehandlung 92

8.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise 92
8.2 Analyse applizierter Halbzeugschichtsysteme nach Beflammung 94
8.2.1 Einfluss der direkten Beflammung auf ZnFe-Diffusionsschicht (GI) 94
8.2.2 Analyse alternativer Beschichtungssysteme 99
8.3 KTL-Haftung und Korrosionsschutz nach Beflammung 104
8.3.1 ZnFe-Halbzeugschutzschicht für den indirekten Presshärteprozess 105
8.3.2 Alternative Schichtsysteme für den direkten und indirekten Prozess 109
8.4 Einfluss auf das Widerstandspunktschweißen 114

9 Analyse des partiellen Anlassens im Bereich thermischer Fügepunkte 117

9.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise 117
9.2 Eigenschaften der Schweißverbindung 119
9.3 Statische Zugprüfung 122
9.3.1 Kopfzug 123
9.3.2 Scherzug 125
9.3.3 Schälzug 128

10 Validierung der Eigenschaften und Erkenntnisse an der Realgeometrie 131

10.1 Bestätigung des Prozessfensters beim partiellen Anlassen der B-Säule 131
10.1.1 Analyse des Weichbereichs 132
10.1.2 Einfluss auf die Bauteiloberfläche und Korrosion 136
10.1.3 Verzug Verstärkung B-Säule 138
10.2 Verfahrensbewertung und Verfahrensvergleich 139

10.2.1 Verfahrensbewertung unter dem Großserienaspekt 140
10.2.2 Verfahrensvergleich mit alternativen Tailored Properties Strategien.....143

11 Zusammenfassung und Ausblick.....146

12 Verzeichnisse.....152

12.1 Abbildungsverzeichnis.....152
12.2 Tabellenverzeichnis.....158
12.3 Literaturverzeichnis.....160
12.4 Verwendete Normen, Richtlinien und Patente.....178

13 Anhang.....182

13.1 Verzeichnis betreuter studentischer Arbeiten.....182
13.2 Bewertungskriterien Korrosionsanalytik.....184

Verzeichnis der Kurzzeichen

Zeichen	Einheit	Beschreibung der Größe
A	[m^2]	beflammte Fläche
A_{50}	[%]	Bruchdehnung
A_{80}	[%]	Bruchdehnung
Ac_1	[°C]	Temperatur für Beginn der Austenitisierung (inhomogene Austenitisierung)
Ac_3	[°C]	Temperatur für Abschluss der Austenitisierung (homogene Austenitisierung)
A_g	[%]	Gleichmaßdehnung
Al		Aluminium
B		Bor
BT		Bauteil
C		Kohlenstoff
C_2H_2		Acetylen (Ethin)
C_3H_8		Propan
CH_4		Methan
CP		Complexphasen Stahl
Cr		Chrom
d_{mittel}	[mm]	arithmetischer Mittelwert der gemessenen Diagonalen Vickersabdruck
d	[mm]	Unterwanderungsbreite
d_0	[mm]	Breite des Anritzes
DFI		Direct Flame Impingement
DIC		differenzieller Interferenzkontrast
DP		Dualphasen-Stähle
E_{def}		Deformationsenergie, -arbeit
EDX		energy-dispersive X-ray spectroscopy
EM		Eigenspannungsrelaxations-Mechanismus
F	[N]	Prüfkraft (Härteprüfung)
Fe		Eisen
FEM		Finite Elemente Methode

Zeichen	Einheit	Beschreibung der Größe
F_{max}		maximale Zugkraft
GA		Galvannealed
GDO(E)S		Glow Discharge Optical (Emission) Spectroscopy
GI		Galvanized
GP		GammaProtect
H_2		Erdgas
i.N.		im Normzustand
kfz		kubisch flächenzentriert
KM		Knickmechanismus
KTL		Kathodische Tauchlackierung
L_0	[mm]	Messlänge
M_f		Martensit-Finishtemperatur
MFC		Mass Flow Controller
Mn		Mangan
MP		Messpunkt
MS		Martensitphasen Stahl
M_s	[°C]	Martensit-Starttemperatur
Ni		Nickel
O_2		Sauerstoff
P		Phosphor
PHS		Press Hardening Steel (Presshärten Stahl)
$\dot{Q}$	[W]	Wärmestrom
REM		Rasterelektronenmikroskop
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	Dehngrenze
RT		Raumtemperatur
S		Schwefel
s	[m]	Blechstärke
SG		Schweißgut
Si		Silizium

Zeichen	Einheit	Beschreibung der Größe
SM		Stauchmechanismus
T	[K]	Anlasstemperatur
t	[s]	Anlasszeit
T_1	[K]	Temperatur beflammte Oberfläche
T_2	[K]	Temperatur nicht beflammte Oberfläche
TGM		Temperatur-Gradienten-Mechanismus
Ti		Titan
T_{max}	[°C]	maximale Anlasstemperatur
TRB		Tailor Rolled Blank
TRIP		Restaustenit-Stahl
TWB		Tailor Welded Blank
U_d	[mm]	Unterrostung
$\dot{V}$	[m^3/h]	Volumenstrom
WEZ		Wärmeeinflusszone
Wkzg		Werkzeug
WU		Warmumformung
ε		Emissionskoeffizient
λ	[W/mK]	Wärmeleitungskoeffizient

1 Einleitung

Die Leichtbautechnologie bildet eine der Grundvoraussetzungen für die Funktionalität bestimmter Produkte und deren Alltagstauglichkeit. Weiterhin bietet der Leichtbau die Möglichkeit für technologische und wirtschaftliche Verbesserungen, die zu Wettbewerbsvorteilen des jeweiligen Produktes führen können [emob12-1]. Doch was beschreibt das Hyperonym Leichtbau? „Leichtbau ist zunächst eine Absichtserklärung: aus funktionalen oder ökonomischen Gründen das Gewicht zu reduzieren oder zu minimieren, ohne die Tragfähigkeit, die Steifigkeit oder andere Funktionen der Konstruktion zu schmälern [Wied07].“ Im Hinblick auf eine nachhaltige Steigerung der Ressourceneffizienz bietet der Leichtbau erhebliches Potential. Neben der direkten Materialeinsparung bei gefertigten Leichtbauprodukten wird eine Einsparung aufzuwendender Energien in der Nutzungsphase dieser technischen Lösungen erreicht, weshalb eine grundsätzliche Maxime des Leichtbaus die Reduzierung bewegter Massen ist. Eine Verminderung des Fahrzeuggesamtgewichts im Automobilbau senkt den Kraftstoffverbrauch und die Bremswege und ermöglicht eine Steigerung der Fahrdynamik und Sicherheit [emob12-1]. Grundsätzlich weisen Metalle den derzeit größten Markanteil im Bereich der Leichtbauwerkstoffe auf und werden zukünftig stets eine Schlüsselrolle im Bereich des Leichtbaus einnehmen [emob12-2].

Aufgrund stetig steigender Leichtbaubestrebungen des automobilen Karosseriebaus gewinnt die Technologie des Presshärtens zunehmend an Bedeutung. Die umfassende Marktanalyse von STEINHOFF prognostiziert einen weiteren Anstieg der Stückzahl pressgehärteter Bauteile auf mehr als 600 Mio. im Jahre 2015, verglichen mit weniger als 100 Mio. im Jahre 2006. Der durchschnittliche Gewichtsanteil von Presshärtebauteilen pro Fahrzeugkarosserie steigt damit um 7,9 % auf bis zu 9,0 % bis 2015 weiter an. Ein weiterer Punkt besteht darin, dass 2015 circa 72 % aller weltweit gefertigten Rohkarosserien über einen Presshärteteileumfang von mindestens 5 % verfügen werden [Stei12-1]. Analog dem aktuellen Stand der Technik werden komplexe Strukturteile, welche den höchsten Ansprüchen hinsichtlich passiver Sicherheit und Maßhaltigkeit genügen müssen, mittels des

Presshärtens unter Verwendung einer 22MnB5 Stahlgüte hergestellt [Laum07]. Der Einsatz pressgehärteter Bauteile eröffnet die Möglichkeit zur Herstellung höchstfester Komponenten mit Zugfestigkeiten von mehr als 1500 MPa bei gleichzeitiger Reduktion der Blechdicke, weshalb diese Bauteile bevorzugt ihren Einsatz im Bereich des Seitenaufprallschutzes finden. Aufgrund der geringen Duktilität dieser pressgehärteten Strukturteile, mit Bruchdehnungen von signifikant weniger als 10 %, und dem daraus resultierend geringen Energieabsorptionsvermögen werden pressgehärtete Strukturteile vorwiegend im Bereich des Seitengerippes und weniger im Bereich des Vorder- oder Hinterbaus eingesetzt. Um im Falle einer gewaltsamen Deformation ein plötzliches Bauteil- und Strukturversagen bestmöglich zu verhindern, liegt der Fokus aktueller Forschungsbestrebungen auf der Qualifizierung fertigungstechnischer Ansätze zur Herstellung pressgehärteter Bauteile mit partiell angepassten mechanischen Eigenschaften. Unter Beachtung dieser fundamentalen Crash-Anforderungen liegen Bereiche höchster mechanischer Festigkeit und jene mit der höchsten Energieabsorptionskapazität oft direkt nebeneinander [Feus10]. Neben der gezielt gelenkten Deformation der Bauteile im Belastungsfall, welche eine signifikante Erhöhung der passiven Sicherheit darstellt, hat die spezifische Lokalisierung der Weichbereiche im Bereich thermischer Fügeverbindungen einen signifikanten Einfluss auf das Schweißpunktversagen und die daraus resultierende Rissinitiierung im Bauteil [Laum10].

Grundsätzlich steht dem Anwender zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften eine Vielzahl fertigungstechnischer Lösungen zur Verfügung. Diese umfassen das Spektrum der Tailored Blanks, das Partial Tempering and Cooling sowie das Partial Annealing. Jeder Ansatz vereint spezifische Vor- und Nachteile in sich, weshalb die Entscheidung für einen Fertigungsansatz stets bauteilspezifisch getroffen werden muss. Der Fokus aktueller Forschungsarbeiten im Bereich des Presshärtens liegt, neben einer weiteren Detaillierung und Optimierung bekannter fertigungstechnischer Ansätze, ebenfalls auf der Generierung und Qualifizierung innovativer Lösungsansätze zur Integration maßgeschneiderter Bauteileigenschaften.

2 Stand der Technik

Das folgende Kapitel soll einen Überblick bezüglich der wissenschaftlichen Grundlagen im Bereich der Warmumformung höchstfester Bor-Mangan-Stähle geben. Einen wesentlichen Aspekt bildet die Technologie des Presshärtens, deren Verfahrensstrategien dargelegt, erläutert und verglichen werden. Eine enge Verknüpfung zum jeweiligen Fertigungsprozess besitzt der verwendete Warmumform-Stahl, weshalb dieser ebenfalls näher beschrieben wird. Durch die Integration maßgeschneiderter Bauteileigenschaften, sogenannte Tailored Properties, in pressgehärtete Strukturbauteile kann durch die Erhöhung des Energieabsorptionsvermögens und die gezielt gelenkte Deformation eine weitere Steigerung der passiven Sicherheit der Fahrgastzelle erreicht werden. Neben Forschungsarbeiten im Bereich der Materialentwicklung und der Prozesssimulation steht die Modifikation des traditionellen Presshärteprozesses im Fokus aktueller Entwicklungstrends im Automobilbau. Das partielle Anlassen pressgehärteter Strukturteile mittels Flamme zur Integration von Tailored Properties bildet die Kernthematik der vorliegenden Arbeit, weshalb ebenfalls kurz die Autogentechnik und deren industrielle Applikationen dargestellt werden.

2.1 Entwicklung des Presshärtens im Bereich des Automobilbaus

Dank der stetig steigenden Leichtbaubestrebungen, der Erhöhung der passiven Sicherheit und der Verbesserung der Crasheigenschaften ist der weitere Bedarf zur Herstellung von automobilen Strukturkomponenten aus ultra-höchstfesten Stahlgüten offenkundig [Åker06]. Saab Automobile AB verwendete bereits im Jahre 1984 zur Herstellung des Saab 9000 ein Bauteil aus gehärtetem Bor-Stahl [Berg08]. Die Anzahl pressgehärteter Bauteile stieg von 3 Mio. Teile/Jahr im Jahre 1987 auf 8 Mio. Teile/Jahr im Jahr 1997. Durch eine steigende Anzahl an pressgehärteten Strukturteilen in modernen Rohkarosserien seit dem Jahr 2000 stieg die Anzahl bis 2007 auf rund 107 Mio. Teile/Jahr und liegt heute bei mehr als 350 Mio. Teile/Jahr. Bis 2015 wird eine Kapazität von mehr als 600 Mio. Teile/Jahr prognosti-

ziert [Aspa08, Stei12-1, Zimm11]. Das Presshärten, dessen wachsendes Bauteilspektrum offensichtlich ist, zählt heute zu einer Schlüsseltechnologie des modernen Automobilbaus. In den Anfängen fanden warmumgeformte Bauteile ihren Einsatz vorzugsweise in Seitenaufprallträgern sowie in Crash-Management-Systemen des Front- und Heckbereichs. Die stete Erhöhung der passiven Sicherheit bei gleichzeitiger Optimierung des Leichtbaupotentials führte zu einem vermehrten Einsatz von pressgehärteten Strukturteilen im Bereich der Rohkarosserie, wie in Abbildung 2-1 an Hand ausgewählter BMW-Modelle aufgezeigt wird [Zimm11].

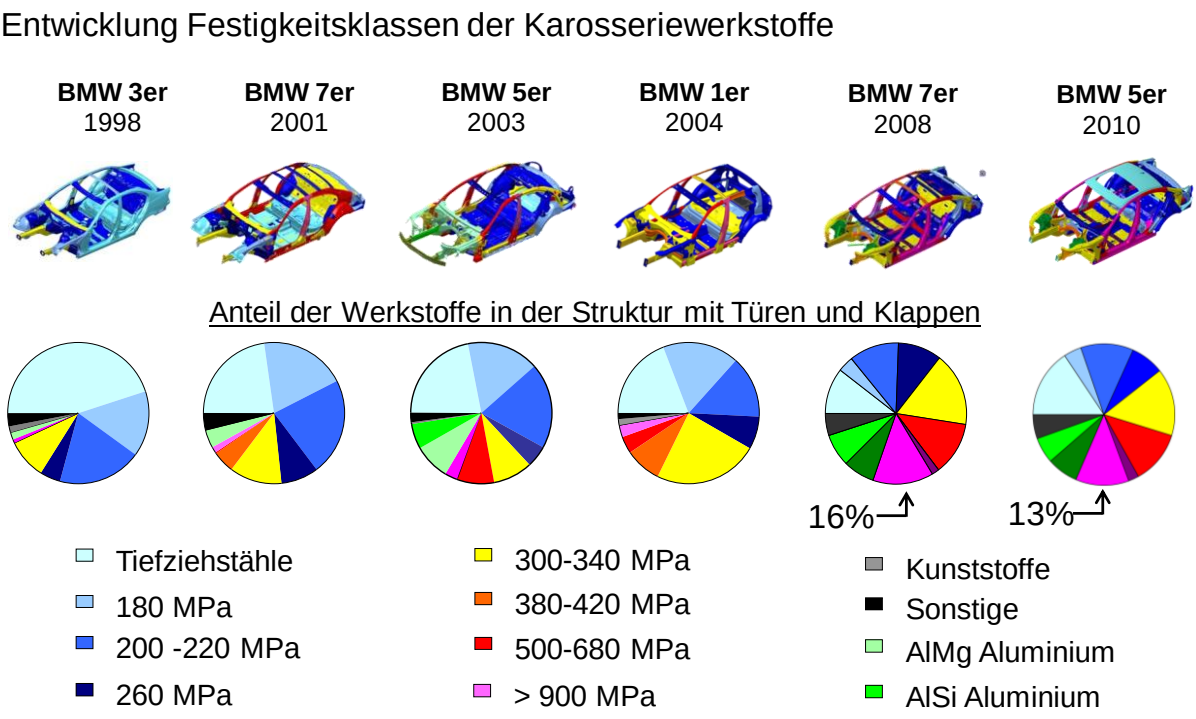


Abbildung 2-1: Veränderung der Festigkeitsklassen verwendeter Stahlgüten im Bereich der Rohkarosserie in ausgewählten BMW-Modellen [Zimm11]

Aktuelle Fahrzeugderivate der BMW Group besitzen einen Anteil an warmumgeformten Strukturteilen von mehr als 10 %. Durch den Einsatz von Presshärtebauteilen wurde im Bereich des BMW 7er eine Gewichtsreduktion von 23,2 kg erzielt [Zimm11]. Das typische Teilespektrum liegt in hoch belasteten Strukturbereichen, da die hohe Festigkeit und Struktursteifigkeit und die gleichzeitig geringe Deformation im Crashfall eine Erhöhung der passiven Sicherheit darstellt [Feus09].

A- und B-Säulen sowie Längsträger und Schweller bilden ein repräsentatives Teilespektrum bei der BMW Group [Zimm11]. Das Teilespektrum von pressgehärteten Bauteilen im Bereich der Rohkarosserien anderer Automobilhersteller wird in [Feus12-1] zusammengefasst und bestätigt einen analogen Einsatzbereich. Als weitere Bauteile sind äußere Dachrahmen, Tunnel, Querträger im Fußbereich, vordere und hintere Stoßfänger, vordere und hintere Querträger und diverse Türverstärkungen zu nennen [Feus12-1].

2.2 Höchstfeste Stahlgüten in der Warmumformung

Im Vergleich zu konventionellen Tiefziehstählen besitzen hoch- und höchstfeste Stahlgüten eine deutlich höhere Festigkeit, weshalb das typische Einsatzspektrum in crashrelevanten Bereichen der Rohkarosserie zu finden ist [Hoch12]. Analog [Fade06, Hoch12] handelt es sich hierbei bevorzugt um hochfeste Mehrphasenstähle, die ihre Festigkeit durch die gezielte Integration von Martensit- und Bainitphasen erreichen. Typische Vertreter sind Dualphasen-Stähle (DP), Restaustenit-Stähle (TRIP), Complexphasen-Stähle (CP) und Martensitphasen-Stähle (MS) [Fade06, Hoch12]. Mit steigender Festigkeit sinkt die Duktilität des Werkstoffs und damit das für die Kaltumformung notwendige Umformvermögen, was wiederum zu einer Einschränkung der Gestaltungsfreiheit bei der Bauteilauslegung führt. Gerade Strukturteile der Rohkarosserie besitzen hohe Anforderungen hinsichtlich komplexer geometrischer Ausprägungen. Eine Vielzahl an Arbeiten [Fade06, Feus12-1, Hoch12, Moer06, Paar08, Stoe12] bestätigt weiterhin, dass Werkstoffe hoher Festigkeiten bei der Kaltumformung einen erhöhten Werkzeugverschleiß sowie Rückfederungseffekte aufweisen, die sich negativ auf die Maß- und Formgenauigkeit und damit auf die Bauteilqualität auswirken. Durch die Verwendung des mikrolegierten Bor-Mangan-Stahls (22MnB5) können diese Probleme vermieden werden, da dieser in Verbindung mit dem fertigungstechnischen Ansatz des Presshärtens praktisch keine Rückfederung aufweist und Bauteile mit exzellenter Maßhaltigkeit hergestellt werden können [Moer06, Paar08, Stoe12, Wils06]. Der im Ausgangszustand ferritisch-perlitische 22MnB5 besitzt vor der Wärmebehandlung Zugfestigkeiten

von mehr als 480 MPa, typischerweise circa 600 MPa, und ist damit sehr gut kalt umformbar – siehe Abbildung 2-2. Entsprechend diverser Veröffentlichungen [Hoch12, Feus12-1, Karb10, Lech09, Paar08, Pfes08, Voes12] bewirkt die Austenitisierung eine erhebliche Steigerung der Bruchdehnung und einen Abfall der Festigkeiten, bevor durch die Härtung Zugfestigkeiten von mehr als 1500 MPa erreicht werden.

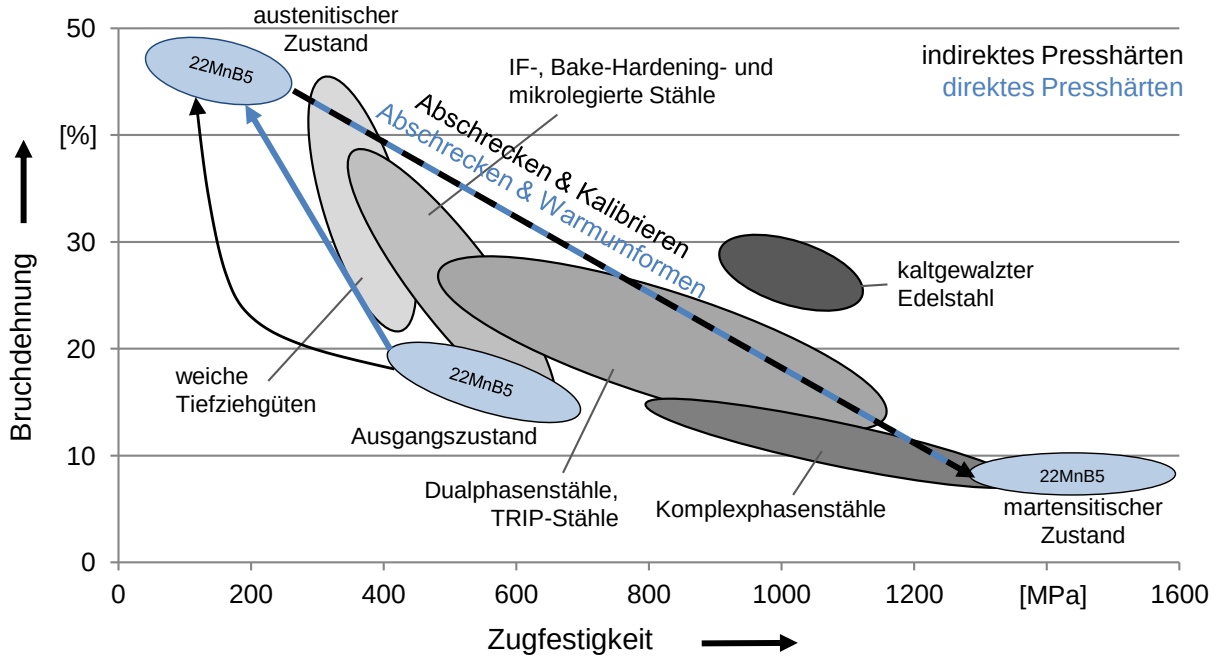


Abbildung 2-2: Bruchdehnung und Zugefestigkeit von 22MnB5 während des Presshärteprozesses im Vergleich zu hoch- und höchstfesten Stahlgüten nach [Feus12-1, Karb10, Pfes08]

2.2.1 Substratwerkstoff 22MnB5

Wird im Falle einer Crashbelastung eine hohe Bauteilfestigkeit bei gleichzeitig maximaler Intrusionssteifigkeit gewünscht, findet der mikrolegierte Bor-Mangan-Stahl 22MnB5 seinen Einsatz [Feus12-1]. Neben einem Kohlenstoffanteil von 0,2 % bis 0,25 % bilden Mangan (Mn), Silizium (Si) und Chrom (Cr) die wesentlichen Legierungsanteile des höchstfesten Vergütungsstahls [Fade06, Stoe12] – siehe

Tabelle 2-1 –, der als Warm- oder Kaltband verfügbar ist. Das Legierungselement Bor zeichnet sich durch die stärkste härtbarkeitssteigernde Wirkung aus, da es die Umwandlung in die weicheren metallographischen Phasen Ferrit und Perlit hemmt, wodurch eine martensitische Härtung auch bei geringen Abkühlgeschwindigkeiten gewährleistet ist [Berg00]. Weiterhin werden eine Reduktion des notwendigen Kohlenstoffäquivalents und damit eine Steigerung der Schweißbarkeit erreicht. Durch die definierte Menge Bor in Kombination mit dem geringen Kohlenstoffanteil können Härtewerte analog herkömmlicher Vergütungsstähle erreicht werden [Hoes06]. Mangan wirkt zusätzlich austenitstabilisierend [Berg00] und wie Chrom ebenfalls festigkeitssteigernd [Laum07, Pfes08].

22MnB5

Element	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Al**	**Ti**	**Cr**	**B**
Gew. % (max)	0,025	0,5	2,0	0,02	0,01	0,1	0,05	0,5	0,005

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung des mikrolegierten Stahls 22MnB5 nach [TKSE13, Voes12, GS 93005-19]

Zur Generierung der höchstfesten Eigenschaften des 22MnB5 ist eine spezifische Temperaturbehandlung notwendig. Die Grundlage bildet eine homogene Austenitisierung der Platine oder Vorform bei einer Ofentemperatur von 850 °C – 950 °C. Die werkstoffspezifischen Ofenverweilzeiten sind blechdicken- und beschichtungsabhängig und liegen in einem Zeitintervall von 4 bis 10 Minuten [Fade06, Arce12, Voes12, Wils06]. Nach der Wärmebehandlung erfolgt die Härtung des glühenden Werkstücks unter einer Abkühlrate von mindestens 27 K/s, um eine martensitische Gefügetransformation sicherzustellen und bainitische Gefügeanteile auszuschließen [Merk06]. Das Umwandlungsverhalten des metallographischen Gefüges wird von der plastischen Deformation des Werkstoffs beim Presshärten wesentlich beeinflusst. Die Erhöhung der inneren Energie des Werkstoffs führt zu einem Absenken der Martensit-Starttemperatur M_S und einer Verschiebung der Bainit- und Ferritphasen nach links auf der Zeitachse, was wiederum einen Anstieg der nötigen Abkühlrate zur Folge hat [Dril12, Feus12-1, Lech09]. Auf der Grundlage von Dilatometeranalysen zeigte [Ture07] einen verformungsinduzierten Anstieg auf 37 K/s. Die Erhöhung der

Dehngrenze und Zugfestigkeit sowie die damit einhergehende Verringerung der Bruchdehnung des Bor-Mangan-Stahls (Tabelle 2-2) resultieren aus der martensitischen Härtung.

22MnB5	**Dehngrenze $R_{p0,2}$** [MPa]	**Zugfestigkeit R_m** [MPa]	**Bruchdehnung**	
			A_{80} [%]	A_{50} [%]
ungehärtet (bei RT)	380 - 480	≥ 480	18	--
gehärtet (bei RT)	950 - 1250	1350 - 1600	≥ 5	≥ 5

Tabelle 2-2: Mechanische Eigenschaften des 22MnB5 im Ausgangszustand und nach der Härtung [TKSE13, Voes12, GS 93005-19]

Das rasche Abschrecken des Werkstoffs aus der Austenitphase bietet keine Zeit für perlitische oder bainitische Phasenumwandlungen. Nach dem Unterschreiten der Martensit-Starttemperatur M_s von 400 °C [TKSE13] erfolgt, ausgehend von einzelnen Keimen, ein diffusionsloses Umklappen kleiner Gitterbereiche. Der kubisch flächenzentrierte (kfz) Austenit wandelt sich in eine raumzentrierte, tetragonal verzerrte und damit nichtkubische Gefügestruktur, in welcher der gesamte Kohlenstoff des Austenits gebunden ist. Die an den Korngrenzen entstehenden Keime wachsen mit Schallgeschwindigkeit und erreichen nach $10^{-5} – 10^{-7}$ s ihre maximale Ausdehnung. Der Umklappvorgang des Gefüges wird als „koordinierte“ oder „militärische“ Umwandlung bezeichnet [Ilsc10]. Mit dem weiteren Unterschreiten der Martensit-Finishtemperatur M_f von 250 °C [Stoe12] ist die Phasentransformation vollständig abgeschlossen, weshalb analog [Wils06] eine Entformung des Bauteils ab 150 °C empfohlen wird.

2.2.2 Beschichtungssysteme

Die Austenitisierung unbeschichteter Bor-Mangan-Stähle unter Umgebungsluft erzeugt eine starke Verzunderung der Oberfläche und Randentkohlung des Werkstoffs. Die abrasiven Oxide führen im Presshärtewerkzeug zu starkem Verschleiß und damit zu verminderten Standzeiten. Zur Sicherstellung der Schweißbarkeit und Lackhaftung ist eine Oberflächenkonditionierung nach dem Presshärten unerlässlich. Unter Verwendung einer kontrollierten Schutzgasatmosphäre im Ofen ist eine Reduktion der Verzunderung möglich, jedoch nicht vollständig zu unterdrücken [Stei12-1, Wils06]. Auf modernen höchstfesten Vergütungsstählen werden verschiedenste Beschichtungssysteme appliziert, um die Leistungsfähigkeit während des Presshärteprozesses und in nachgeschalteten Prozessen stetig zu erhöhen, sowie die Eigenschaften des finalen Bauteils zu verbessern. Einen Überblick der funktionellen Anforderungen an Halbzeugbeschichtungen im Bereich Presshärten gibt Abbildung 2-3.

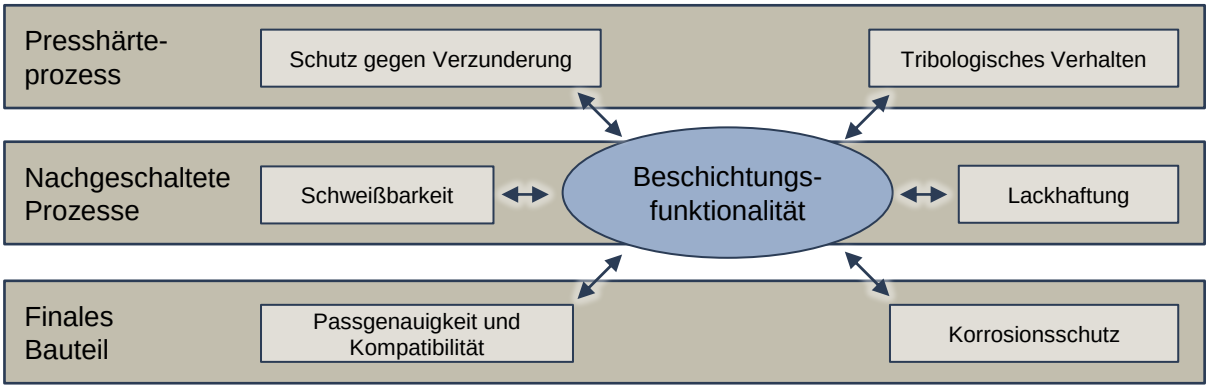


Abbildung 2-3: Funktionelle Anforderung an Halbzeugbeschichtungen für den Presshärteprozess nach [Stei12-1, Stei12-2]

Die Herausforderung bei der Einwicklung dieser Schichtsysteme besteht in dem Vereinen aller aufgeführten Aspekte in einer Halbzeugbeschichtung. Analog [Blec12] finden derzeit vorwiegend die AlSi-Beschichtung, verschiedene Zn-Beschichtungen und das x-tec®-Schutzsystem der Firma Nano X industrielle Anwendung.

Aluminium-Silizium-Beschichtung

Das industriell am weitesten verbreitete Halbzeug-Beschichtungssystem des direkten Presshärteprozesses, mit einer speziellen Abstimmung auf das Prozessfenster und entsprechender Stabilität im Falle von Prozessschwankungen, ist die feueraluminierte AlSi-Schicht [Karb10, Stein12-2]. Die mittels des Schmelztauchverfahrens aufgetragene Korrosionsschutzschicht besitzt eine Schichtdicke von 20 µm bis 25 µm, ein ursprüngliches Schichtgewicht von 150 g/m^2 [Lech09, Stein12-1, Wils06] und eine Zusammensetzung aus 87 % Aluminium (Al), 10 % Silizium (Si) und 3 % Eisen (Fe) [Bors09, Grig11]. Bedingt durch die Wärmebehandlung des Werksoffs im Ofen wird eine Legierungsreaktion zwischen der Beschichtung und dem Eisen des Substratwerkstoffs induziert, was zu einer aus verschiedenen intermetallischen Phasen bestehenden Fe-Al-Si-Schicht mit einer Schichtdicke von 35 µm bis 45 µm [Allé11] führt [Lech09, Karb10]. Die Schutzschicht, welche ein blaues oder graues Erscheinungsbild aufweist, ist haftend mit dem Substrat verbunden, besitzt gute Korrosionsschutzeigenschaften und schützt das Werkstück gegen Oxidation, Randentkohlung und Verzunderung [Wils06]. Die fünf intermetallischen Phasen enthalten, ausgehend von der Oberfläche mit weiterer Annäherung Richtung Grundwerkstoff, Al-Konzentrationen von jeweils circa 50 %, 30 %, 50 %, 30 % und 10 %, während die letzte Interdiffusionsschicht eine Dicke von maximal 15 µm aufweist [Allé11, Bors09]. Die hohe Härte dieser intermetallischen AlFe-Phasen führt zu vermehrtem Verschleiß in den Presshärtewerkzeugen [Fade09]. Trotz des niedrigen Schmelzpunktes von circa 600 °C findet die AlSi-Beschichtung ihren Einsatz im Bereich der Warmumformung. Der diffusionsbedingte Anstieg der Fe-Konzentration aus dem Substratwerkstoff bewirkt gleichzeitig einen Anstieg der Schmelztemperatur der ternären Randschicht während des Aufheizens. Wird eine Aufheizrate von 12 K/s [Wils06] nicht überschritten, ist sichergestellt, dass der Schmelzpunkt der resultierenden Fe-Al-Si-Schicht stets oberhalb der aktuellen Halbzeugoberflächentemperatur liegt, wodurch eine Ofenatmosphäre von 950 °C möglich ist [Lech09, Karb10, Wils06]. Zu kurze Glühzeiten bergen das Risiko einer unvollständigen Auflegierung der Beschichtung, was wiederum zu adhäsivem Verschleiß führen kann [Wils06]. Durch die guten Schweißeigenschaften und

Durchgangswiderstände von weniger als 1 mΩ nach dem Presshärten ist eine Oberflächenkonditionierung nicht notwendig [Blec12, Wils06]. Jedoch sind während des Austenitisierungsprozesses Anhaftungen an den Ofenrollen in der frühen hochviskosen Phase möglich. Die Infiltration resultierender Oxidmischungen zerstört die keramischen Ofenrollen, wodurch die Standzeit von Rollenherdöfen gemindert wird [Blec12, Lehm08].

Zink-Beschichtung

Die entwickelten Zink-Schichten für den Presshärteprozess bieten neben dem Schutz gegen Verzunderung und Randentkohlung bei der Austenitisierung weiterhin einen aktiven kathodischen Korrosionsschutz [Stein12-1, Stein12-2]. Zu den, den Markt bestimmenden Zn-Beschichtungen zählen die GI- (galvanized) und GA-Systeme (galvannealed) sowie die Zink-Nickel-Beschichtung von ThyssenKrupp, welche unter dem Markennamen GammaProtect® vertrieben wird.

Die voestalpine AG fertigt das bekannteste GI-Schichtsystem für den Presshärteprozess, das den Handelsnamen phs-ultraform® trägt. Mittels des Schmelztauchverfahrens wird dem Stahlband beidseitig ein Zinküberzug mit einem Zinkauflagengewicht von 70 g/m^2 je Seite appliziert, dessen Hauptbestandteil das Zink bildet. Aluminium, Eisen und weitere Beimengungen besitzen jeweils einen maximalen Masseanteil von 1 % [GS 93032-6]. Diese Rein-Zinkschicht [Blec12] wird industriell aktuell nur im Bereich des indirekten Presshärtens eingesetzt [Stei12-1, Stei12-2, Voes12]. Durch die Austenitisierung wird das Halbzeug feuerverzinkt [Laum07] und die Rein-Zinkschicht in eine ZnFe-Schicht umgewandelt. Aufgrund von Diffusionsprozessen steigt der Eisengehalt in der Schicht von < 1% auf 35 % bis 60 % und die Schichtdicke wächst von ursprünglich 9 µm bis 11 µm auf 20 µm bis 35 µm, was von FADERL und KENZAR eingehend untersucht und diskutiert wurde [Fade06, Fade09, Kenz07]. Der steigende Eisenanteil wirkt einschränkend auf den kathodischen Korrosionsschutz der Schicht [Blec12], jedoch liegt das Niveau des Nasskorrosionsverhaltens noch immer über dem vergleichbarer Zunderschutzschichten. Ursächlich

hierfür sind das erhöhte elektrochemische Potential der Schicht gegenüber dem Grundwerkstoff und die entstehenden stabilen Korrosionsprodukte [Fade08]. Im Vergleich zu Zn-beschichteten Halbzeugen der Kaltumformung wird die Zinkschicht des 22MnB5 während des Austenitisierungsprozesses hohen Temperaturen von mehr als 850 °C ausgesetzt. Analog [Fade06] liegt der Schmelzpunkt von Zn bei 420 °C und die thermische Stabilität der ZnFe-Phase bei Temperaturen < 780 °C. In Anlehnung an eine Vielzahl unterschiedlicher Veröffentlichungen [Blec12, Fade06, Fade09, Kenz07, Kim13] wird die Verdampfungstemperatur von Zn bei der Wärmebehandlung ebenfalls überschritten und erreicht analog FADERL bei 907 °C bereits einen Dampfdruck von 1 bar [Fade06]. Neben dem Aufschmelzen und Verdampfen des Zinks stellt das Wachstum von Zinkoxiden eine weitere Hausforderung dar [Schi04, Fade09]. Das Ablaufen und die Vaporisation der Zn-Schicht werden einerseits durch die stete Fe-Diffusion und dem damit einhergehenden ZnFe-Schichtwachstum verhindert. Anderseits bewirkt der kleine Anteil sauerstoffaffiner Beschichtungselemente, wie Aluminium, die Ausbildung einer schützenden Al-Oxidschicht an der Oberfläche, welche die darunterliegende Zinkschicht während der Austenitisierung und dem Presshärten vor äußeren Einflüssen schützt [Fade09, Kenz07]. Ab Temperaturen von mehr als 700 °C beginnt ein vermehrtes Wachstum von Zinkoxiden auf dieser schützenden Oxidschicht [Fade09] bis zu einer Schichtdicke von mehreren µm. Die damit einhergehende Erhöhung der Durchgangswiderstände macht einen sich anschließenden Oberflächenkonditionierungsprozess erforderlich, um die erforderliche Punktschweißbarkeit sicherzustellen [Fade09, Kurz11].

Die GA-Schichtsysteme (galvannealed) erhalten neben der Feuerverzinkung eine zusätzliche Wärmebehandlung. Die hierdurch induzierten Diffusionsvorgänge führen zu der charakteristischen ZnFe-Schicht mit einem Fe-Anteil von ungefähr 10 % [Adem13, Stei12-1]. Den vorwiegenden Einsatz findet diese Korrosionsschutzschicht im Bereich des direkten Presshärtens. Während der Austenitisierung treten entsprechend der GI-Schutzschicht intermetallische Phasentransformationen auf, die zur Ausbildung der charakteristischen Korrosionsschutzschicht führen. Weiterhin verfügt das Schichtsystem über eine gute Schweißbarkeit und Lackhaftung.

Auftretende Oxide müssen jedoch vor der weiteren Verarbeitung mittels einer Oberflächenkonditionierung entfernt werden [Stei12-1, Stei12-2]. Die GA-Schicht profitiert von der bereits existierenden ZnFe-Schicht, welche den Schmelzpunkt auf 665 °C ansteigen lässt, wodurch die Zusammensetzung und Erstarrung der Schmelzphase sowohl beim Aufheizen, als auch beim Abkühlen des Halbzeugs beeinflusst wird [Adem13, Gend11]. Auftretende Makro- und Mikrorisse nach dem direkten Presshärteschritt in der Zinkschicht verhindern jedoch einen großindustriellen Einsatz. Die wissenschaftlichen Zusammenhänge der Mikrorissproblematik werden von KOJIMA, KURZ und STEINHOFF in [Koji11, Kurz11, Stei12-1, Stei12-2] erläutert.

ZnNi-Beschichtung

Die aktive Korrosionsschutzschicht auf ZnNi-Basis, welche mit dem Patent [WO 11023418] geschützt ist, wurde von ThyssenKrupp Steel Europe entwickelt und ist für den direkten und indirekten Warmumformprozess geeignet. Während der Austenitisierung wird die hoch schmelzende Gammaphase der Beschichtung abgeschieden (Schmelzpunkt 881 °C), welche den benötigten Schutz gegen Verzunderung bietet. Im Temperaturfenster von 860 °C bis 920 °C diffundiert Eisen vom Grundwerkstoff in die Schicht und ersetzt in geringem Maße vorhandene Nickelelemente, wodurch die finale ZnNiFe-Schicht entsteht. Während der Wärmebehandlung wächst diese von 10 µm bis 12 µm auf eine Schichtdicke von 20 µm bis 25 µm [Blec12, Koey10, Koey11, Koey13]. Analog [Koey10, Stei12-1, Stei12-2] ist eine nachträgliche Strahlbehandlung zur Entfernung entstandener Mangan- und Zinkoxide nicht notwendig. Die ZnNiFe-Schicht besitzt einen Potentialunterschied zum Grundmaterial von 300 mV [Koey10], wodurch der kathodische Korrosionsschutz garantiert wird. Untersuchungen haben gezeigt, dass GammaProtect unbedenklich hinsichtlich einer Gesundheitsgefährdung einzustufen ist, weshalb bei der Verarbeitung keine mitarbeiterschutztechnischen Vorkehrungen notwendig werden.

x-tec®-Sytem

Die hybride anorganisch-organische Zunderschutzschicht der Firma Nano X, basierend auf einer organischen SiO_2-Basis und Aluminiumpartikel als Zunderschutz, wird unter dem Handelsnamen x-tec® vertrieben. Die Integration von Graphit-Partikel stellt die Warmumformbarkeit sicher, während dispers verteilte Wachs-Partikel die Kaltumformbarkeit garantieren [Goed08, Paar08, Stei07-2]. Die, mittels eines konventionellen Bandbeschichtungsverfahrens aufgetragene 6 µm bis 7 µm dicke, Schutzschicht besitzt hervorragende Reibeigenschaften, wodurch der Werkzeugverschleiß während der Kalt- und Warmumformung reduziert werden kann. Der zuverlässige Zunderschutz garantiert saubere und produktive Werkzeuge mit hoher Standzeit [Paar08]. Die x-tec®-Schichten der ersten und zweiten Generation zeigen hohe Durchgangswiderstände von 300 mΩ bzw. 10 mΩ sowie eine schlechte Lackhaftung, weshalb eine Entfernung der Beschichtung vor der weiteren Verarbeitung zwingend erforderlich ist [Goed08]. In der dritten x-tec®-Generation, welche seit 2009 entwickelt wird, sollen unter Beibehaltung der guten Umformeigenschaften die Durchgangswiderstände nochmals gesenkt werden, wodurch ein zusätzlicher Reinigungsschritt entfällt. Durch die Applikation von Magnesium Partikeln wird weiterhin ein aktiver kathodischer Korrosionsschutz angestrebt [Blec12, Goed08, Goed09].

2.3 Verfahrensstrategien Presshärten

Die Verfahrenstechnologie des Presshärtens von Warmumformstählen auf Bor-Mangan-Basis, die auch unter der Bezeichnung Formhärten bekannt ist, wurde Ende der 90er Jahre empirisch nach dem „Trial and Error-Prinzip“ befähigt und stellt heute eine Schlüsseltechnologie des modernen Karosserieleichtbaus dar [Aust02, Lech09]. Grundsätzlich wird zwischen dem direkten und indirekten Presshärten unterschieden, deren Verfahrensdefinition alle Prozessschritte vom Halbzeugbeschnitt bis zum Reinigen des finalen Bauteils beinhaltet [Feus12-1]. Das Presshärten umfasst drei grundlegende Prozessschritte: die Austenitisierung des Halbzeugs, das Warmformen

und Härten sowie die abschließende Bauteilbearbeitung und Oberflächenkonditionierung. Unabhängig von spezifischen Prozessmodifikationen können die Ansätze grundsätzlich anhand der verwendeten Halbzeugplatine oder des vorgeformten Werkstücks von einander differenziert werden [Lech09]. Unter Analyse der prozesstechnischen Aspekte Wirtschaftlichkeit, Designfreiheit und Geometriestabilität wurde seitens der voestalpine AG eine Modifikation des indirekten Prozesses entwickelt, welche bei diesen Herausforderungen eine noch bessere Leistungsfähigkeit besitzt. Weshalb im Rahmen der Warmumformung von formgehärteten Karosseriestrukturteilen diese sogenannte ultraform_PHS-Technologie® vermehrt ihren Einsatz findet und an Bedeutung gewinnt [Fade06].

2.3.1 Direktes Presshärten

Die Prozessschritte des direkten Presshärtens, welches synonym [Hoch12] auch als direkte Warmumformung bezeichnet wird, sind in Abbildung 2-4 schematisch dargestellt.

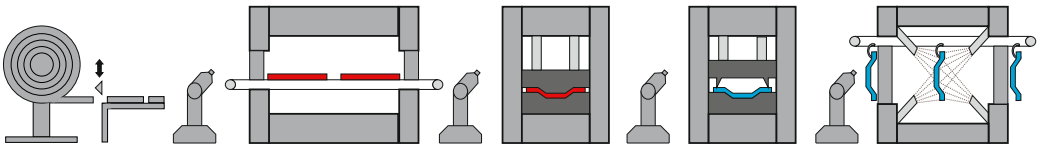


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Prozessschritte des direkten Presshärtens

Bei dieser einstufigen Prozessvariante werden die zurechtgeschnittenen, ebenen Blechplatinen zumeist automatisiert einem Durchlauf- bzw. Rollenherdofen zugeführt [Stei07-1], in welchem die Platinen unter einer blechdickenabhängigen Verweildauer bei Temperaturen von 850 °C - 950 °C homogen austenitisiert werden [Feus12-1, Ture06]. Die homogene Austenitisierung des Halbzeugs bildet die Grundlage der martensitischen Phasentransformation im Härteschritt. Anschließend wird die

glühende Platine vollautomatisiert vom Ofen zur hydraulischen Umformpresse transferiert. Die Zeitspanne vom Verlassen des Ofens bis zum Schließen des wassergekühlten Werkzeugs wird als Transferzeit bezeichnet und liegt in industriellen Prozessen bei 7 bis 15 Sekunden [Feus12-1]. Das Temperaturintervall der Umformung ergibt sich aus der finalen Temperatur der Wärmebehandlung im Ofen und der sich anschließenden Transferzeit. Üblicherweise liegt dieses zwischen 850 °C und 600 °C im Austenitgebiet, in welchem der Werkstoff über exzellente Umformeigenschaften verfügt und wodurch komplexe Geometrien in einem Zug realisiert werden können [Wils06]. Die Härtung im wassergekühlten Werkzeug, welche analog [Feus12-1] vorwiegend auf Konduktion zurückzuführen ist, findet im Wesentlichen nach der Umformung statt [Wils06]. Die minimal notwendige Abkühlgeschwindigkeit beträgt 27 K/s [Lech09]. Die tatsächlich resultierenden Abkühlraten zur Gewährleistung einer homogenen, diffusionslosen Martensitumwandlung liegen bei 50 K/s bis zu mehreren hundert K/s und sind abhängig von der Blechstärke, der Flächenpressung, der Werkzeugtemperatur und der Werkzeugzuhaltezeit, was in [Feus12-1, Lech09, Lenz06, Wils06] analysiert und diskutiert wird. Die gesamte Zykluszeit, die sich in Summe aus der Transferzeit, der Umformphase und der Werkzeugzuhaltezeit ergibt, liegt analog [Lech09, Paar07] bei 22 s - 25 s. Das pressgehärtete Bauteil wird bei Temperaturen von maximal 200 °C, bei welcher die martensitische Phasenumwandlung vollständig abgeschlossen ist, entnommen. Die weitere Abkühlung des Bauteils erfolgt durch Wärmeemission und Konvektion an der Umgebungsluft [Feus12-1]. Bevor das Bauteil dem Karosseriebau übergeben wird, erfolgt der Endbeschnitt mittels Laser oder spezifischer Hartschnittwerkzeuge [Feus12-1, Lech09, Vial11] sowie eine Oberflächenkonditionierung zur Entfernung von Oberflächenoxiden oder Verzunderungen bedingt durch die Wärmebehandlung. Das Befreien der Oberfläche von Oxiden wird durch einen abrasiven Strahlprozess mittels Stahlschrot, Korund, Glasgranulat oder Trockeneis sichergestellt [Kenz07].

2.3.2 Indirektes Presshärten

Der elementare Unterschied des indirekten Presshärtens zum direkten Prozess liegt in der Kaltumformung des Bauteils mittels konventioneller Blechumformung noch vor der zur Härtung notwendigen Wärmebehandlung. Die wesentlichen Prozessschritte sind in Abbildung 2-5 schematisch dargestellt.

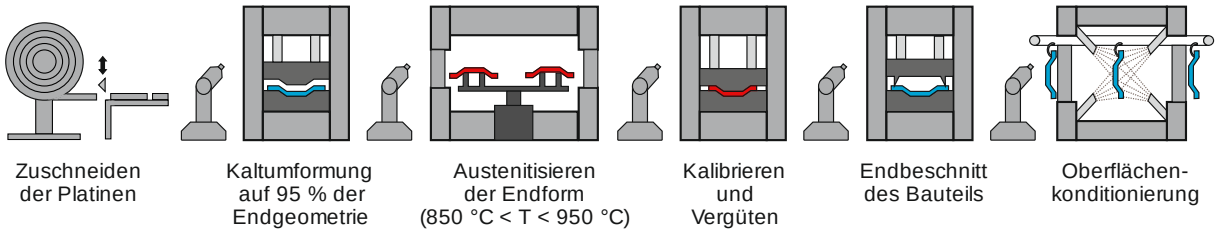


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der Prozessschritte des indirekten Presshärtens

Nach dem Platinenschnitt wird das Halbzeug in Abhängigkeit der gewünschten Bauteilkomplexität mittels 2 bis 5 Tiefziehstufen auf nahezu Endgeometrie vorgeformt, wodurch hohe Ziehtiefen bei gleichzeitig homogener Blechstärkenverteilung erreicht werden [Kenz07, Lech09]. Das vorgeformte Halbzeug wird voll automatisiert dem Durchlaufofen zur anschließenden Wärmebehandlung und Austenitisierung zugeführt. Der Einsatz spezieller Ofentechnologien mit Warenträgersystemen inklusive bauteilspezifischen Aufnahmen zum Transport der vorgeformten Halbzeuge [Fade06] garantiert eine definierte Zufuhr- und Entnahmeposition des Bauteils zum reibungslosen und positionsgenauen Teiletransfer [Feus12-1]. Die glühende Vorform wird im gekühlten zweiteiligen Werkzeug kalibriert und analog dem einstufigen Prozess vollständig martensitisch gehärtet. Der finale Bauteilbeschnitt mittels Laser oder Hartschnitt sowie die notwendige Oberflächenkonditionierung werden durchgeführt, bevor die pressgehärteten Strukturteile dem Karosseriebau übergeben werden. Neben der Herstellbarkeit komplexer Bauteilgeometrien besitzt der indirekte Prozess weitere Vorteile. Durch die Vorformung sind die Kontaktbedingungen zwischen Werkstück und Werkzeug nach optimaler Einarbeit des Werkzeugs klar definiert und gewährleisten eine homogene martensitische

Härtung [Feus12-1]. Weiterhin können durch die notwendige Kaltumformung die Kapazitäten bestehender konventioneller Pressenstraßen auch beim Presshärten gezielt ausgelastet werden [Dick08]. Die zusätzlichen Werkzeugsätze steigern jedoch die Bauteilkosten, weshalb indirekt pressgehärtete Strukturkomponenten als tendenziell kostenintensiver einzustufen sind [Feus12-1].

2.3.3 Ultraform_PHS-Technologie®

Unter der Motivation zinkbeschichtete pressgehärtete Strukturteile zu fertigen, präsentierte im Jahre 2004 [Fade06, Lech09] die voestalpine AG eine Weiterentwicklung des indirekten Presshärteprozesses, der in Kombination mit dem hauseigenen zinkbeschichteten Bor-Mangan-Stahl (Marktname: ultraform®) die Herstellung ultrahöchstfester Bauteile – inklusive aktivem Korrosionsschutz – ermöglicht. Die Grundlage der Weiterentwicklung zur ultraform_PHS-Technologie® (siehe Abbildung 2-6) bildet der indirekte Presshärteprozess. Nach dem Platinenschnitt erfolgt, unter Berücksichtigung der thermisch induzierten Ausdehnung, eine Vorformung mittels Kaltumformung auf nahezu Endgeometrie [Fade06]. Der finale Endbeschnitt wird zur Gänze vorgenommen, noch bevor das Halbzeug dem Ofen zugeführt wird. Die Endgeometrie wird nach der homogenen Austenitisierung im wassergekühlten Werkzeug beim finalen Kalibrieren und Härten fixiert.

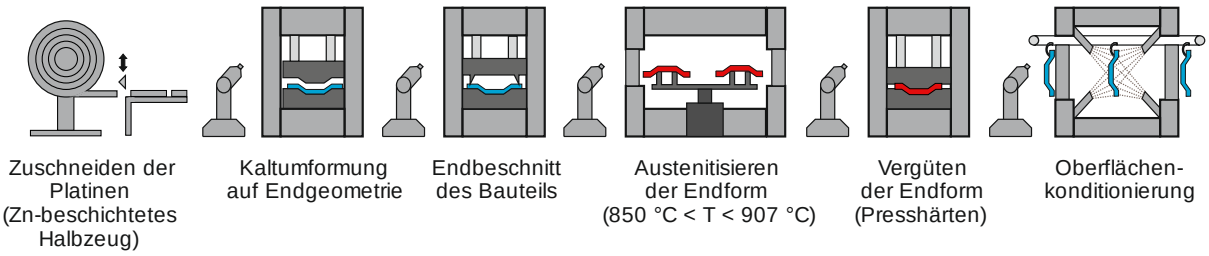


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung der Prozessschritte der ultraform_PHS-Technologie® der voestalpine AG

Entsprechend dem direkten und indirekten Presshärteprozess schließt die Prozesskette mit einer Oberflächenbehandlung und -konditionierung ab [Fade 05-1,

Fade05-2, Fade06, Lech09]. Aufgrund der Phasentransformation bei der Härtung und der damit verbundenen Maß- und Gestaltänderungen des Bauteils, ist eine toleranzkritische Auslegung der Strukturteile bei der Kaltumformung notwendig [Dick08]. Die Vorteile liegen, analog dem indirektem Prozess, in der Realisierbarkeit komplexer Bauteilgeometrien. Zusätzlich zeichnet sich die ultraform_PHS-Technologie® durch ihre sehr hohe Maßhaltigkeit, Reproduzierbarkeit und Prozesssicherheit aus [Fade06, Kenz07]. Die Einzigartigkeit des Verfahrens entsteht durch den dazugehörigen Werkstoff „ultraform“, dessen Zn-Beschichtung nach einer Kaltumformung, Austenitisierung und Härtung keine in das Substrat reichenden Mikrorisse aufweist und einen aktiven, kathodischen Korrosionsschutz bietet.

2.4 Maßgeschneiderte Eigenschaften in pressgehärteten Bauteilen

Der Trend neuester Entwicklungen im Bereich der Presshärtetechnologie verfolgt die Zielsetzung, maßgeschneiderte Bauteileigenschaften in pressgehärtete Bauteile zu integrieren. Neben den branchentypischen Begriffen der *Tailored Blanks* und *Hotform Blanks* [Lenz09] für maßgeschneiderte Halbzeuge wurden zur Nomenklatur partiell pressgehärteter Bauteile die Begriffe „*Tailored Tempered Bauteile*“ [Lenz07] und „*Tailored Tempered Parts*“ [Feus09] geprägt, welche mittels modifizierter partieller Wärmebehandlungsstrategien realisiert wurden. Diesen Termini übergeordnet werden die maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in pressgehärteten Strukturteilen als *Tailored Properties* bezeichnet.

2.4.1 Motivation und Zielsetzung

Der Einsatz pressgehärteter Strukturteile bietet die Möglichkeit zur Herstellung höchstfester Komponenten bei gleichzeitig minimaler Blechstärke, weshalb diese Bauteile vorzugsweise ihren Einsatz im Bereich der Rohkarosserie finden [Zimm13-1]. Die Erfahrung der vergangenen Jahre hat gezeigt, dass die eingesetzten ultra-höchstfesten Stahlgüten im Bereich höchstbelasteter Strukturkomponenten

ihre Leistungsgrenze erreichen. Ursächlich hierfür sind die geringen Bruchdehnungen der vollständig martensitisch gehärteten Bauteile von deutlich weniger als 10 %, weshalb die realisierbare Energieaufnahme infolge plastischer Deformation im Belastungsfall sehr klein ist [Feus11-1]. Ein weiterer Aspekt ist, dass Punktschweißverbindungen an pressgehärteten Bauteilen bei der Kraftübertragung in andere Strukturbereiche im Belastungsfall zum Ausknöpfbruch neigen. Hierbei entstehende Risse können ein abruptes Bauteilversagen initiieren [Feus12-1].

Durch die gezielte und definierte Integration weicher Bereiche in gehärtete Strukturteile kann im Analogschluss zu [Bani11, Feus10, Feus12-1, Glat09, Grie11, Lenz09, Neug11, Zimm13-1] das Energieabsorptionsvermögen der Bauteile deutlich erhöht werden. Das definierte und gelenkte Einknicken im Belastungsfall bewirkt ein gerichtetes Lenken der Lastpfade, wodurch der lebenserhaltende Käfig der Rohkarosserie länger stabil bleibt, was einer weiteren Erhöhung der passiven Sicherheit entspricht. Deshalb muss der Weichbereich vorab mittels Crashsimulationen hinsichtlich seiner mechanischen Anforderung und geometrischen Ausprägung spezifisch definiert und ausgelegt werden. Als Konsequenz dieser Anforderungen sind Bereiche mit höchstfesten Eigenschaften und Bereiche mit hohem Energieabsorptionsvermögen oft direkt nebeneinander angeordnet [Feus10, Lenz09]. Weiterhin reduzieren Weichbereiche die Kerbwirkung im Bereich form- und stoffschlüssiger Verbindungen, wodurch der Entstehung und Ausbreitung bruchinitiierender Risse entgegengewirkt werden kann.

Zur Integration von Tailored Properties stehen verschiedenste fertigungstechnische Ansätze zur Verfügung, welche sich jedoch alle in ihrem spezifischen Prozessfenster, den realisierbaren mechanischen Eigenschaften, der geometrischen Umsetzbarkeit hinsichtlich Form und Lage sowie der verfahrensspezifischen Übergangszone unterscheiden [Feus10]. Entsprechend [Stoe12] kann grundsätzlich zwischen zwei Fertigungsstrategien unterschieden werden: der Verwendung von Tailored Blanks oder dem Einsatz innovativer Wärmebehandlungsstrategien zur Realisierung von Tailored Properties.

2.4.2 Platinen mit maßgeschneiderten Eigenschaften

Tailored Blanks zählen zum aktuellen Stand der Technik im modernen Karosseriebau und finden ihre Anwendung bei einer Vielzahl von Automobilherstellern über verschiedenste Fahrzeugderivate hinweg. Zu den typischen Einsatzfeldern zählen die Verstärkung B-Säule, hintere Längsträger und Tunnelverstärkungen [Lenz07] sowie die Türinnenbleche. Wie [Fern11, Stei12-1] und [Stoe12] aufzeigen, muss in diesem Zusammenhang zwischen Tailor Welded Blanks (TWB) und Tailor Rolled Blanks (TRB) unterschieden werden. Die grundsätzliche Bestrebung beider Ansätze ist eine Anpassung der mechanischen Eigenschaften des finalen Bauteils bereits bei der Halbzeugherstellung.

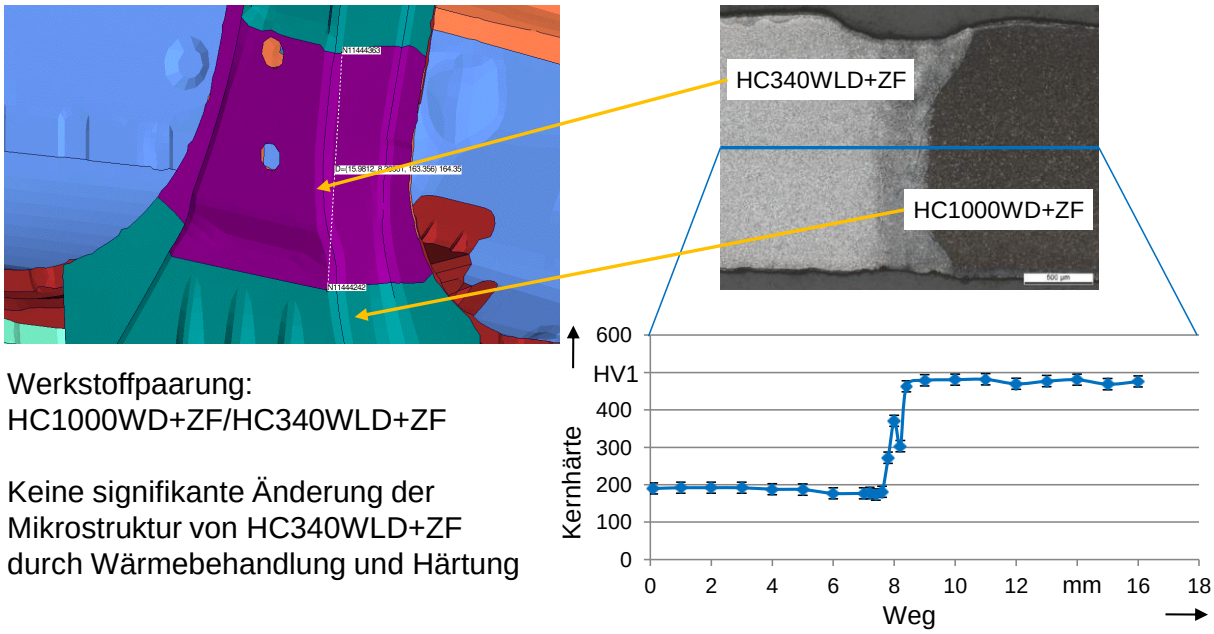
Tailor Welded Blanks

Zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften werden Platinen aus gleicher oder unterschiedlicher Blechstärke und identischer oder differierender Stahlgüte mittels einer Schweißnaht oder mehreren -nähten miteinander verbunden [Fern11, Stoe12, Zimm11]. Die Arbeiten von [Eber09, Feus12-1, Glat09, Grie11, Zimm11] unterstreichen, dass TWBs zum Stand der Technik aller deutschen OEMs im Bereich des Presshärtens zählen und bereits in der Großserie eingesetzt werden. Im Vergleich zu monolithischen Platinen ist durch die zusätzliche Lasernaht mit einer Kostenmehrung zu rechnen [Feus12-1]. Im Falle der PHS-Technologie wird auf eine Kombination aus dem härtbarem 22MnB5 und einem mikrolegiertem Stahl gesetzt. Typische mikrolegierte Stahlgüten in TWBs der Automobilindustrie sind H340LAD+AS [Lenz07], Ductibor® 500P [Arce13] und phs-ultraform 490 Z140 [Voes13]. Das ursprünglich ferritisch-perlitische Werkstoffgefüge wandelt sich bedingt durch die prozessbedingte Wärmebehandlung in eine metallographische Mikrostruktur aus Ferrit und Bainit, was jedoch nur in einer geringen Veränderung der mechanischen Kennwerte resultiert [Lenz07] – siehe Tabelle 2-3.

Werkstoff		Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung	
				A_{80} [%]	A_{50} [%]
phs-ultraform 1500 Z140	ungehärtet	380 – 480	≥ 480	18	--
	gehärtet	950 – 1250	1350 – 1600	≥ 5	≥ 5
phs-ultraform 490 z140	ungehärtet	340 – 420	410 – 510	21	--
	gehärtet	340 – 470	460 – 640	--	12

Tabelle 2-3: Veränderung der mechanischen Kenngrößen der TWB-Werkstoffpaarung phs-ultraform 490 Z140 und phs-ultraform 1500 Z140 während des Presshärteprozesses analog [GS 93032-6, Voes12, Voes13]

Ein Charakteristikum ist der schroffe Eigenschaftsübergang zwischen beiden Werkstoffen nach dem Presshärten, welcher im Bereich der Schweißnaht auf wenigen Millimetern überwunden werden muss. Dies ist beispielhaft in Abbildung 2-7 aufgezeigt. Bei der Auslegung und Herstellung der Nähte ist es das Ziel, geometrische und metallurgische Kerben zu vermeiden. Weiterhin muss der Eintrag von Beschichtungsrückständen in die Schweißschmelze vermieden werden, da dies metallurgisch zu einer Bauteilschwächung führen kann [Both12, Dein08, Lenz07]. Die Werkstoffauswahl im Bereich der TWBs ist begrenzt, weshalb nur ein geringer Spielraum bezüglich der resultierenden mechanischen Kennwerte im Weichbereich möglich ist. Die Flexibilität bei der Definition des Weichbereichs hinsichtlich Lokalisierung und geometrischer Ausdehnung ist ebenfalls begrenzt, da nicht-geradlinige Eigenschaftstrennungen schwer wirtschaftlich realisierbar sind. Weiterhin birgt die unbedingt notwendige und vordefinierte Lage der Schweißnaht im Werkzeug, sowohl bei der Kalt-, als auch bei der Warmumformung, eine weitere große Herausforderung [Feus12-1].



Werkstoffpaarung:
HC1000WD+ZF/HC340WLD+ZF

Keine signifikante Änderung der Mikrostruktur von HC340WLD+ZF durch Wärmebehandlung und Härtung

Abbildung 2-7 Darstellung eines Modellversuchs und Analyse zum Einsatz einer Werkstoffpaarung für ein TWB im Bereich der B-Säule [Zimm11]

Tailor Rolled Blanks

Bei einem flexiblen Walzprozess bei der Stahlherstellung werden im Halbzeug kontinuierliche Blechdickensprünge realisiert, weshalb TRBs aus einem einzigen Werkstoff bestehen. Grundsätzlich erhalten Bauteilregionen, die gesteigerte Festigkeiten erfordern, höhere Blechstärken [Fern11, Zimm11]. Ein fundamentaler Vorteil besteht in den homogenen Blechdicken- und damit einhergehenden Festigkeitsübergängen sowie dem Entfall der Schweißnaht der TWBs. Weiterhin besteht mehr Flexibilität in der Gestaltung der Übergangsbereiche im Hinblick auf deren Lokalisierung und Festigkeitsänderung, was wiederum die Designfreiheit gegenüber TWBs erhöht [Eber09, Zimm11]. Mubea realisiert mittels des Walzprozesses Blechdickenunterschiede von bis zu 50 % innerhalb eines Bauteils, bei walzbaren Blechdicken zwischen 0,7 mm und 7 mm [Mube13]. Die grundsätzliche Herausforderung für den Einsatz von TRBs im Bereich Presshärten besteht neben der exakten Positionierung der Platine oder Vorform im Werkzeug, in der Applizie-

rung einer Zunderschutzschicht auf dem Substratwerkstoff, welche dem Walzprozess standhält. Anderenfalls wird eine nachträgliche Beschichtung notwendig, was zusätzliche Kosten erzeugt. Eine Übersicht aktueller Serienanwendungen von TRBs im Bereich der Rohkarosserie von 2006 bis 2012 gibt [Pere13].

2.4.3 Partial Tempering

Beim partiellen Presshärten werden monolithische Presshärtebauteile aus dem Warmumformstahl 22MnB5 hergestellt, die an definierten Stellen maßgeschneiderte Bauteileigenschaften besitzen. Diese Eigenschaften werden im Gegensatz zu den Hotform Blanks nicht über die Blechdicke oder den Einsatz mikrolegierter Partnerwerkstoffe, sondern über eine gezielte Temperaturführung während des Presshärteprozesses realisiert. Die Schlagworte *Tailored Tempering* oder *intrinsische Verfahren* umfassen hierbei nicht einen spezifischen fertigungstechnischen Ansatz, sondern die Gesamtheit aller temperaturgeführten Prozessrouten zur Fertigung pressgehärteter Bauteile mit maßgeschneiderten Bauteileigenschaften – sogenannter Intrinsischer Tailored Blanks [Feus12-1, Merk09, Stoe12]. Die grundsätzlichen Vorteile des Tailored Tempering liegen im Entfall der konstruktiv kritischen Schweißnaht, der größeren Flexibilität hinsichtlich Lokalisierung und geometrischer Ausdehnung der Weichbereiche sowie dem großen Prozessfenster zur Generierung der geforderten mechanischen Kennwerte. Eine Diskussion der Vorteile hinsichtlich funktionaler Aspekte, mechanischer Bearbeitung und Kosten erfolgt in [Feus10]. Die in einer Vielzahl von Arbeiten [Bani11, Fern11, Feus10, Feus12-1, Glat09, Koll08, Stei07-1, Stoe09, Stoe12, Wils11, Zimm11] erörterten Prozessrouten und Wärmebehandlungsstrategie zur Generierung von Tailored Properties können analog FEUSER, MERKLEIN und WILSIUS [Feus09, Merk10, Wils06] in die Verfahrensgruppen partielles Austenitisieren, partielles Abkühlen und partielles Anlassen eingeteilt werden.

2.4.3.1 Partielles Austenitisieren

Die Voraussetzungen für pressgehärtete Bauteile mit Zugfestigkeiten von mehr als 1300 MPa sind eine homogene Austenitisierung des Bor-Mangan-Stahls 22MnB5 und eine Vergütung im Werkzeug, analog den vorgestellten Prozessbedingungen. Die partielle Austenitisierung steht im Hinblick auf den zeitlichen Ablauf der Wärmebehandlung des Presshärteprozesses am Prozessbeginn und bietet damit die erste Möglichkeit zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in den Intrinsischen Tailored Blanks noch vor der Warmumformung im Werkzeug [Hein12]. Das Prinzip beruht auf einer gezielten Temperaturführung in definierten Bauteilabschnitten unter Ac_1 und über Ac_3 zur partiellen Austenitisierung der Platine oder des Halbzeugs. Zur Realisierung sind verschiedene charakteristische Temperaturprofile (sieheAbbildung 2-8) und fertigungstechnische Ansätze denkbar.

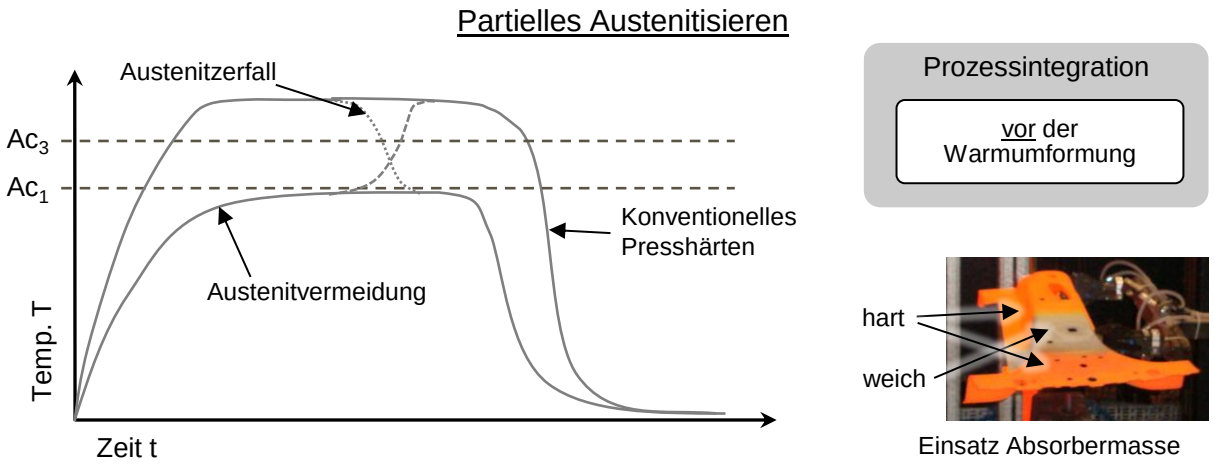


Abbildung 2-8 Schematische Temperaturverläufe des partiellen Austenitisierens im Bereich Presshärten nach [Feus11, Feus12-1, Zimm11]

Die wesentlichen Ansätze sind durch die Patente [EP 2143808 A1, EP 2264193 A1, DE 10208216 C1, WO 2010109012 A1] geschützt. Eine Diskussion aller großserientauglichen Fertigungsstrategien des partiellen Austenitisierens erfolgt in [Feus12-1, Hein12]. Ein hohes Potential hinsichtlich realisierbarer Geometrien, erreichbarer mechanischer Kennwerte und Prozessstabilität besitzt der Ansatz zur partiellen Austenitvermeidung der voestalpine AG [Kurz11, WO 2010109012 A1], welcher auch

ein partielles Härten vorgeformter Halbzeuge im indirekten Presshärteprozess ermöglicht. Während der Wärmebehandlung im Ofen wird dem glühenden Blech durch den Einsatz einer Absorbermasse, die direkten Kontakt zur Blechoberfläche besitzt, definiert Wärmeenergie entzogen, sodass die kritische Bauteiltemperatur von 750 °C (Ac_1) nicht überschritten wird. Durch die vermiedene Austenitisierung verbleibt der 22MnB5 in seinem ursprünglichen ferritisch-perlitischen Ausgangsgefüge, wodurch beim anschließenden Presshärten keine martensitische Härtung erfolgt. Die restliche Platine oder Vorform wird im Ofen oberhalb Ac_3 im Prozessfenster homogen austenitisiert, bevor eine Härtung im Werkzeug erfolgt [Feus12-1, Kurz11, Wils11, Zimm11]. Die Zugfestigkeit kann so von mehr als 1350 MPa auf ≤ 600 MPa reduziert und die Kernhärte von 450 MPa bis 470 MPa auf 160 MPa bis 180 MPa gesenkt werden [Kurz11]. Zwischen Hart- und Weichbereich bildet sich eine Übergangszone von circa 20 mm [Kurz11, Zimm11] aus. Da die Diffusionsprozesse der Zunderschutzschichten des Halbzeugs temperaturgesteuert ablaufen, können in Abhängigkeit des Temperaturprofils und des Beschichtungssystems lokal veränderte Oberflächeneigenschaften und Schichtdicken auftreten [Feus12-1]. In [Kurz11] werden die Auswirkungen auf die schützende Zn-Schicht für unterschiedliche Temperaturbereiche diskutiert. Durch die Kalibrierung der Bauteile, der ganzheitlichen Temperaturabfuhr und Abschreckung im Werkzeug zeichnen sich Intrinsische Tailored Blanks, die mittels partieller Austenitisierung gefertigt wurden, durch eine sehr gute Maßhaltigkeit aus.

Die gezielte Temperaturführung der Temperaturverläufe beim partiellen Austenitisieren ermöglicht die Realisierung nahezu aller mechanischen Kenngrößen von der vollständig ferritisch-perlitischen Austenitvermeidung bis hin zur homogenen martensitischen Härtung. Die erreichbaren Kennwerte und metallographischen Vorgänge bei einer Teilaustenitisierung zwischen Ac_1 und Ac_3 werden in [Glat09, Stoe09] diskutiert. Der vollständige Austenitzerfall oder die vollständige Austenitvermeidung zeigen jedoch die größte Prozessstabilität hinsichtlich der resultierenden mechanischen Kennwerte [Feus12-1].

2.4.3.2 Partielles Abkühlen

Nach der homogenen Austenitisierung des Bor-Mangan-Stahls und der Einhaltung der Transferzeit zum Werkzeug, stellt eine Abkühlrate von mindestens 27 K/s eine martensitische Härtung sicher [Merk06]. Durch eine gezielte Reduktion der Abkühlrate wird diese Phasentransformation verhindert und in Abhängigkeit der Abkühlrate durch duktilere bainitische, ferritisch-bainitische oder ferritisch-perlitische Metallgefüge ersetzt, was in [Bani11, Fern11, Feus12-2, Lenz09, Svec10] bestätigt wird. Der schematische Temperaturverlauf ist in Abbildung 2-9 dargestellt.

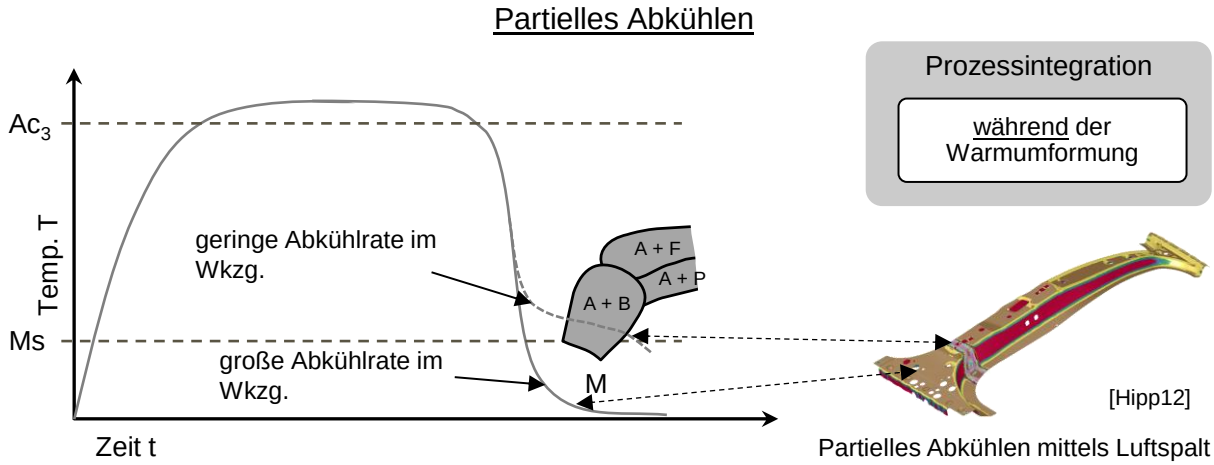


Abbildung 2-9 Schematischer Temperaturverlauf des partiellen Abkühlens im Bereich Presshärten nach [Feus11, Feus12-1, Hipp12]

Die Generierung von Tailored Properties in pressgehärteten Strukturteilen erfolgt somit durch eine lokale Reduktion der Abkühlrate im Werkzeug. Für das partielle Abkühlen im Werkzeug – häufig auch als Tailored Tempering bezeichnet [Lenz09, Siko11, Svec11] – stehen verschiedene Ansätze zur Verfügung. Im Fokus aktueller Forschungsbestrebungen steht der Einsatz lokal temperierter Werkzeugsegmente, wodurch eine rasche Abkühlung unter M_S gezielt verhindert werden kann. Die Arbeiten von BANIK, FEUSER, SIKORA und SVEC [Bani11, Feus12-1, Siko11, Svec11] beschreiben exemplarisch die Auswirkungen der Temperatur der beheizten Werkzeugsegmente und der Kontaktbedingungen sowie der Werkzeugzuhaltezeit und Flächenpressung auf die resultierenden mechanischen Kenngrößen und deren

Reproduzierbarkeit im Großserienprozess. Eine Werkzeugtemperatur von circa 550 °C senkt die Zugfestigkeit und Dehngrenze auf jeweils 640 MPa bzw. 460 MPa, während die Bruchdehnung (A_{80}) von ursprünglich 5 % auf 18 % ansteigt [Bani11]. Die Übergangszone besitzt eine Länge von 13 mm bis 14 mm [Svec10]. Dieser Ansatz zeichnet sich vor allem durch seine hohe Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit, angemessene Zykluszeiten, ein schnelles Erreichen eines stabilen Zustands sowie der Möglichkeit zur Realisierung komplexer Soft-Zone-Geometrien aus [Fern11, Feus12-1]. Das Abschrecken im Werkzeug kann weiterhin mittels gezielt eingebrachter Freistellungen oder Luftspalttaschen verhindert werden [Fern11, Zimm11]. Der fehlende Werkstück-Werkzeug-Kontakt bewirkt einen signifikanten Rückgang der Abkühlrate, welche mit steigender Luftspalttiefe stetig fällt, bis eine freie Abkühlung an Luft erreicht wird. Analysen zum partiellen Abkühlen mittels Luftspalt werden in [Svec10, Hipp12] präsentiert. Die Vorteile des Ansatzes liegen neben den stabilen Ausgangsbedingungen bis zum Zeitpunkt der Vergütung vor allem in den geringen Kosten bei der Integration in ein traditionelles Presshärtewerkzeug [Fern11]. Der Einsatz von Werkzeugstählen mit geringen Wärmeübergangskoeffizienten oder die Verwendung keramischer Einsätze [Fern11, Zimm11] sind weitere Ansätze zur gezielten Herabsetzung der Abkühlraten. Die Patente [DE 102008063985 A1, DE 102009042387 B4, DE 19723655 B4, WO 2006/038868 A1, WO 2006/128821 A1, WO 2007/1222230 A1] geben einen weiteren Überblick bezüglich des industriellen Forschungsstandes des partiellen Abkühlens.

Die Gewährleistung der geforderten Maßhaltigkeit der finalen partiell abgekühlten Bauteile ist eine große Herausforderung dieses fertigungstechnischen Ansatzes. Die bewusst reduzierten Abkühlraten an definierten Bereichen führen zur Entnahme von Bauteilen mit einer inhomogenen Temperaturverteilung nach der partiellen Vergütung im Werkzeug. Die bei der weiteren, ganzheitlichen Abkühlung der Bauteile auf Raumtemperatur entstehenden Wärmespannungen können bereichsspezifisch zu Form- und Maßänderungen im Bauteil führen, weshalb die Handhabung und kontrollierte Abkühlung der Bauteile eine weitere Herausforderung darstellen [Feus12-1].

2.4.3.3 Partielles Anlassen

Die Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in pressgehärteten Strukturteilen kann, neben den vorgestellten Ansätzen des partiellen Austenitisierens und des partiellen Abkühlens, nach der Warmumformung durch eine zusätzliche, lokal begrenzte Wärmebehandlung erreicht werden – dem partiellen Anlassen [LOKW11, Zimm13-1]. Das Anlassen ist eine traditionelle Wärmebehandlung zur Erhöhung der Duktilität und der Reduktion von Spannungen [Cha13], das die Crash-Eigenschaften im Bereich pressgehärteter Bor-Mangan-Stähle deutlich verbessert [Laum10]. Das Deformationsverhalten der Crashbelastung wird im Wesentlichen durch die Effizienz der Wärmebehandlung beeinflusst, welche primär von der Höhe der Anlasstemperatur und Haltedauer abhängt [Pfes08]. Die Kombination aus martensitischer Härtung und anschließendem Anlassen wird als Vergüten bezeichnet. In Abhängigkeit der Temperatur und Dauer der Wärmebehandlung findet erst eine Entspannung des Martensitgefüges, gefolgt von einer Diffusion beweglicher Kohlenstoffatome und damit einhergehender metallographischer Gefügeveränderungen statt [Barg12]. Hierbei wird analog [Barg12] zwischen den Anlassstufen 1 bis 3 unterschieden. Die erzeugten stabilen metallographischen Phasen führen zur Reduktion vorhandener Gitterverspannungen und Härtewerte, zu einem Anstieg der Zähigkeit sowie kleinen Volumenänderungen der atomaren Gitterstruktur [Glat09]. Die fertigungstechnische Realisierung erfolgt mittels Kammeröfen [Feus12-1], Induktions- oder Konduktions-Toolings, Laser, einem Tauchbad in flüssigem Zink oder Aluminium [Sigv11] oder dem Einsatz einer offenen Flamme [Zimm13-1]. Die Analyse mechanischer Kenngrößen, Härtewerte und metallographischer Gefüge des vergüteten 22MnB5 wurde bereits in [Glat09, Laum07, Laum10] detailliert beschrieben. Der Fokus lag hierbei auf einem Temperaturbereich von circa 300 °C bis 600 °C und einer Anlassdauer von mehreren Minuten, weshalb sich diese Erkenntnisse bevorzugt auf das partielle Anlassen mittels eines Kammerofens übertragen lassen. Diese Technologie ermöglicht jedoch nur die Realisierung eines geradlinig abgetrennten Weichbereichs, der einen relativ breiten Übergangsbereich aufweist [Feus12-1]. Das Anlassen mittels Laser, Induktion oder offener Flamme bewirkt maßgeschneiderte Bauteileigenschaften unabhängig der vorangegangenen

Prozesskette, ihrer Anzahl, Größe und Position sowie der verwendeten Stahlgüte und ihrer Beschichtung. Die Wärmequellen werden von einem oder mehreren Robotern über den anzulassenden Bereich geführt, während der Energieeintrag über die Leistung, die Verweilzeit und den Vorschub geregelt wird [Sigv11, Zimm13-1]. Der schematische Zeit-Temperatur-Verlauf ist in Abbildung 2-10 dargestellt. Im Anschluss an die verfahrenstypisch rapide erreichte Anlasstemperatur schließt sich ohne Haltezeit eine langsame Abkühlung auf Raumtemperatur an Luft an.

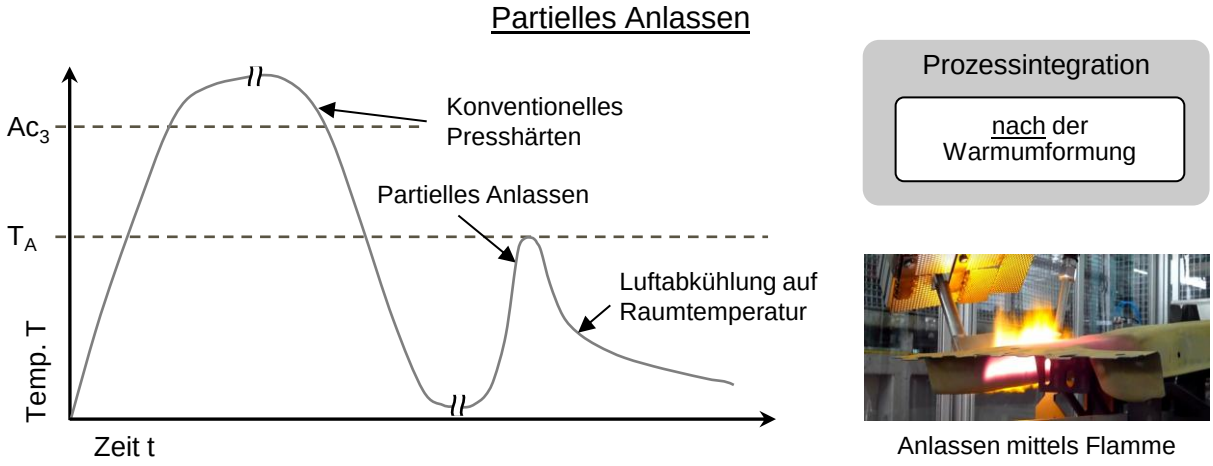


Abbildung 2-10: Schematischer Zeit-Temperatur-Verlauf des Bauteils oder Halbzeugs beim partiellen Anlassen nach [Feus11, Feus12-1]

Zur Einstellung der erforderlichen mechanischen Eigenschaften werden Anlasstemperaturen erreicht, welche die Ac_1- und sogar die Ac_3-Linie überschreiten können. Die induzierten metallographischen Gefügeveränderungen resultieren aus diffusionsgesteuerten Vorgängen, welche primär von der Anlasstemperatur abhängen. Der sehr viel größere Temperatureinfluss ist nur in beschränktem Maße durch die Zeit ausgleichbar. Ein pragmatischer Ansatz zur Beschreibung dieses Effekts ist der *Hollomon-Jaffe-Parameter P* [Barg12], welcher analog Gleichung (2.1) berechnet wird.

$$P = T \cdot (lg(t) + c) \quad (2.1)$$

T	*Anlasstemperatur [K]*
t	*Anlasszeit [s]*
c	*werkstoffabhängige Konstante*

Die Nachteile beider Anlassstrategien liegen im zusätzlichen Prozessschritt, welcher die finalen Bauteilkosten erhöht. Das nachgeschaltete Anlassen führt weiterhin zu thermischen Spannungen und Deformationen, welche bereichsspezifisch die Maßhaltigkeit und Eigenschaften der finalen Bauteile beeinflussen können [Feus12-1].

2.5 Einsatz offener Flamme in industrieller Fertigung

Die Flamme als Werkzeug der Autogentechnik, die ihre Wirkenergie durch die Verbrennung von Brenngasen erlangt, wird im Bereich verschiedenster thermischer Prozesse eingesetzt. Die Verwendung der Flamme als Werkzeug birgt verschiedene Vor- und Nachteile. Das energieliefernde Brenngas kann in Behältern unabhängig einer öffentlichen Energieversorgung gespeichert werden. Die Brennerversorgung über (lange) Schlauch- bzw. Leitungssysteme ist ohne größere Energieverluste möglich [Matt12, Matt06]. Das niedrige Brennergewicht, das vielfältige Einsatzspektrum, die Eignung für den Einsatz in Zwangslagen, die gute Spaltüberbrückbarkeit und die niedrigen Investitionskosten sind weitere Vorteile [Dilt06, Matt12, Matt06]. Durch die hohen Temperaturen ist im Bereich der Stahlbearbeitung jedoch mit einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften, Kornvergröberung und starkem Verzug zu rechnen [Dilt06]. Eine Einteilung der Fertigungsverfahren der Autogentechnik erfolgt analog DIN 8522:2009-12 in die 6 Hauptgruppen Urformen, Umformen, Trennen, Fügen, Beschichten und Stoffeigenschaft ändern [DIN 8522]. Typische Anwendungen aus diesen Bereichen sind das Gasschmelzschweißen, Brennschneiden, Flammspritzen, -richten, -löten, -wärmen, Randschichthärten und Oberflächenveredeln sowie eine Vielzahl spezifischer Wärmebehandlungen [DIN 8522, Lind13-1, Matt12, Stah09].

2.5.1 Grundlagen Autogentechnik

Die resultierende Teilmenge exothermischer chemischer Reaktionen bei einer Oxidation von Brennstoffen durch Oxidatoren wird als Verbrennung bezeichnet [Hirs13]. Hierbei kommt es zu einer Freisetzung thermischer Wirkenergie aus chemisch gebundener Energie. Zahlreiche Einflussgrößen wirken auf die entstehende Autogenflamme, deren Gestalt, Temperaturverteilung und chemischen Wirkung (neutral, oxidierend, reduzierend). Dies sind im Wesentlichen die beteiligten Prozessgase (Brenngase und Oxidatoren), deren Mischungsverhältnis, Gasdruck und Volumenstrom sowie die verwendete Brennertechnologie [Matt12]. Das bekannteste Brenngas der Autogentechnik ist Acetylen C_2H_2 (chemische Nomenklatur Ethin), das bei einem optimal abgestimmten Mischungsverhältnis mit Sauerstoff eine maximale Flammentemperatur in der Arbeitszone von circa 3180 °C erreicht. Weitere Brenngase sind Propan (C_3H_8) und Erdgas bzw. Methan (CH_4), die eine maximale Flammentemperatur von jeweils 2850 °C und 2750 °C besitzen. Wasserstoff (H_2) findet in der Autogentechnik nur noch selten Anwendung [Matt06, Matt12].

Die primären Einflussgrößen bei der Flammenerzeugung für den resultierenden Wärmeeintrag sind die Zündgeschwindigkeit sowie die Strömungsgeschwindigkeit und der Gasdruck, welche in direktem Zusammenhang zueinander stehen. Eine hohe Zündgeschwindigkeit ermöglicht eine hohe Strömungsgeschwindigkeit, welche wiederum durch den Gasdruck reguliert werden kann. Je höher der Volumenstrom, desto mehr Brenngasgemisch kann pro Zeitintervall verbrannt werden, während die resultierende Wärme im Werkstück wiederum von der verbrannten Gasmenge abhängt [Lind13-1]. Flammen hoher Strömungsgeschwindigkeit und Flammenleistung werden als „harte Flammen“ bezeichnet, wohingegen die Nomenklatur „weiche Flamme“ eine vergleichsweise leistungsarme Verbrennung mit geringer Strömungsgeschwindigkeit beschreibt [Matt06, Matt12]. Einen sekundären Einfluss besitzt der Heizwert des Brenngases, da dieser die exotherme Wärmeenergie der 2. Verbrennungsstufe in der Streuflamme beinhaltet, welche in der Autogentechnik nicht genutzt wird [Lind13-1]. Das Mischungsverhältnis des Brenngas-Oxidatoren-

Gemisches beeinflusst nicht nur die Zündgeschwindigkeit und maximale Flammentemperatur, sondern ebenfalls die chemischen Flammeneigenschaften [Matt12]. Wird dem Brenngas bei der Verbrennung genau die Menge an Sauerstoff offeriert, die zur vollständigen exothermen Umsetzung des Brenngases benötigt wird, entsteht eine neutrale Flamme. Durch eine Veränderung des Mischverhältnisses hinsichtlich Brenngas- oder Sauerstoffüberschuss wird eine reduzierende bzw. oxidierende Flamme herbeigeführt. Zur Vermeidung von Veränderungen der Schmelze wird Stahl mit einer neutralen Flamme geschweißt, während die reduzierende Flamme, bedingt durch den einhergehenden Kohlenstoffeintrag, dem Auftragschweißen oder Schweißen von Gusseisen dient. Kupfer-Zink-Legierungen werden mittels eines oxidierenden Mischverhältnisses geschweißt, damit der erhöhte O_2-Anteil der Porenbildung entgegenwirkt [Lind13-1, Matt12].

2.5.2 Wärmeübertragung Flamme - Stahl

Ein Teilgebiet der Wärmelehre bildet die Wärmeübertragung, welche die zugrundliegenden Gesetzmäßigkeiten beschreibt, denen der Wärmetransport zwischen Systemen unterschiedlicher Temperatur folgt [Boec11]. BÖCKH definiert die Wärmeübertragung als „Transfer der Energieform Wärme aufgrund einer Temperaturdifferenz“ [Boec11]. Wärmeleitung und Strahlung bilden die grundlegenden Mechanismen der Wärmeübertragung. In Stoffen, die einen Temperaturgradienten beinhalten, entsteht Wärmeleitung. Strahlung hingegen benötigt keinen stofflichen Träger. Hier liegt die Kausalität im Transfer elektromagnetischer Wellen von Oberfläche zu Oberfläche [Boec11].

Das Aufheizen mittels Flamme wird in verschiedensten industriellen Anwendungen eingesetzt, vorwiegend im Bereich der Metall- und Glasbearbeitung. Der Aufheizvorgang beinhaltet verschiedenste Mechanismen des Wärmetransfers, wie Konvektion, thermische Strahlung, thermochemische Wärmeabfuhr und Kondensation [Bauk96-1]. Zur Analyse dieses Sachverhalts wurden verschiedenste Modellversuche realisiert. In erster Linie wurde der Modellversuch einer normal zu einer ebenen

Oberfläche ausgerichteten Flamme untersucht, der überdies die höchste Praxisrelevanz besitzt [Bauk97] – siehe Abbildung 2-11.

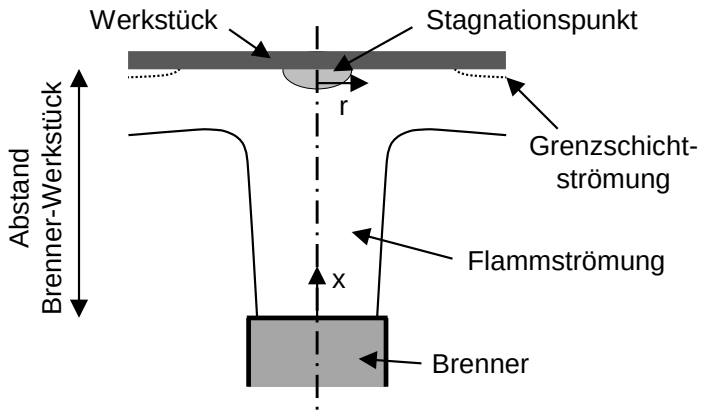


Abbildung 2-11: Schematische Darstellung einer senkrecht auftreffenden Flammströmung analog [Bauk97]

Das Gasströmungsregime zwischen der Brenneröffnung und dem Stagnationspunkt der Strömung wird als Freistrahlregion bezeichnet. Ob die Flammströmung bereits voll entwickelt ist, bevor sie auf das Ziel trifft, wird durch den Abstand des Brenners bestimmt. Den Kernbereich der Beflammungszone bildet der Stagnationsbereich, der sich durch einen hohen Druckgradienten auszeichnet, welcher durch den schnellen Abfall der Strömungsgeschwindigkeiten hervorgerufen wird. Im Bereich der radialen Umlenkung der Strömung entsteht eine Übergangszone, der eine Grenzschichtströmung entlang der Wand folgt, die wiederum von einer Gasströmung parallel zum Hindernis und außerhalb der Grenzschicht überlagert wird [Bauk97]. Der vorherrschende Mechanismus des Wärmetransfers dieses Modellversuchs ist die erzwungene Konvektion [Bauk96-2]. Die Wärmeübertragung der erzwungen Konvektion resultiert aus vorherrschenden Druckunterschieden und der vorherrschenden Strömung, die durch die äußere Druckdifferenz bewahrt wird [Boec11]. Eine detaillierte Beschreibung und Analyse der erzwungen Konvektion und weiterer Wärmeübergangsmechanismen von Flammströmungen wird in [Bauk96-1, Bauk96-2, Bauk97] vorgenommen, während DONG und KWOK [Dong02, Dong04, Dong07, Kwok05] zusätzlich die Interaktion mehrerer Fluidströme und den daraus resultierenden Wärmeübergang charakterisieren.

2.5.3 Grundlagen des Flammrichtens

DIN 8522 gibt eine Übersicht bezüglich der Fertigungsverfahren der Autogentechnik und ordnet das Flammrichten der Hauptgruppe 2 „Umformen“ zu, das mittels einer lokalen Erwärmung des Werkstücks eine gezielte Formänderung hervorruft [DIN 8522].

Durch eine lokal mittels Gasflamme durchgeführte Erwärmung der Werkstückoberfläche wird beim Überschreiten werkstoffspezifischer Minimaltemperaturen eine lokal begrenzte Erweichung und Herabsetzung der Fließgrenze des Werkstoffs erreicht. Die mit der Erwärmung einhergehende thermische Expansion des Werkstoffs wird an den angrenzenden kalten Werkstückbereichen, welche eine einspannende Wirkung erzielen, behindert, wodurch Druckspannungen aktiviert werden. Bei der Überschreitung der herabgesetzten Fließgrenze durch die wachsenden Druckspannungen kommt es zu einem plastischen Aufstauchen im beflammten Bereich. Die Volumenreduktion während der Abkühlung, die feste Einspannung durch die umgebenden kalten Werkstückbereiche sowie die erneut wachsende Fließspannung mit sinkender Temperatur führen zu einer Ausbildung von Zugkräften in den angrenzenden kalten Bereichen. Eine Ableitung dieser resultierenden Schrumpfkräfte in umgebende Werkstoffbereiche erzeugt die beabsichtigte Form- und Maßänderung des flammgerichteten Bauteils [Merk01], bei gleichzeitig auftretenden Zugeigenspannungen.

Dieses temperaturinduzierte Richtverfahren wird vorwiegend im Behälter-. Schienen-, Fahrzeug- und Schiffsbau eingesetzt, sowie im Bereich komplexer, mit Verzug behafteter, Schweißkonstruktionen. Als Richtwerkzeug dient ein mittels Brenngas-Sauerstoff-Gemisch betriebener Brenner. Aufgrund der homogenen Flammeigenschaften und hohen erreichbaren Flammtemperaturen ist Acetylen das bevorzugte Brenngas im Bereich dieser Anwendung [Krau97]. Das Aufstauchen der Richtstelle beim Erwärmen ist eine grundlegende Notwendigkeit an allen flammgerichteten Bauteilen. Dies garantiert die formgebenden Schrumpfkräfte. Falls die eigene Steifigkeit und Festigkeit des zu richtenden Bauteils oder der Konstruktion nicht ausreicht, wird die Behinderung der Wärmeausdehnung durch das gezielte

Spannen der Bauteile sowie die Verwendung von Lochplatten oder Portalen unterstützt. Da die wachsenden Schrumpfkräfte stets zu einer dimensionalen Verkürzung führen, ist die Richtstelle stets auf der zu langen Werkstückseite lokalisiert. Zur Behebung vorliegender Verzugsarten – wie Krümmungen, Verwerfungen, Verdrehungen, Wellen oder Beulen – oder zur definierten Formgebung dienen spezifische Flammrichtfiguren. Hierzu zählen der Wärmepunkt, Wärmestrich, Wärmekeil und deren Abwandlungen. In Abhängigkeit deren Wärmeeinbringung (einseitig oder durchgewärmt) ist die dimensionale Orientierung der Schrumpfung in Längs-, Quer- oder Dickenrichtung sowie der hervorgerufene Winkelverzug zu berücksichtigen [Pfei96]. Die angewandten Erwärmungsstrategien und -zonen können sich signifikant voneinander unterscheiden, jedoch identische Richtergebnisse erzielen [Pfei83]. In der Literatur wird weder definiert beschrieben, welche Strategie für welchen Anwendungsfall einzusetzen ist, noch liegen Erkenntnisse zur Quantifizierbarkeit des Richtergebnisses vor [Krau97]. Als elementarer Anhaltspunkt dienen lediglich die in der Literatur beschriebenen Glühfarben des Werkstücks, weshalb das Richtergebnis dieses Umformprozesses wesentlich vom Erfahrungsschatz des Werkers abhängt [Holz96].

Der Wärmeübergang Flamme – Stahl wurde bereits in Abschnitt 2.5.2 beschrieben. Im Bereich des Flammrichtens beruht der Wärmestrom ebenfalls auf der vorliegenden Temperaturdifferenz zwischen Werkstück und Flamme sowie dem vorliegenden Wärmeübergangskoeffizienten, welcher wesentlich durch die erzwungene Konvektion bestimmt wird. Im Bereich der Zwangskonvektion erreicht dieser einen Maximalbetrag von 0,01 W/Kcm^2 [Holz96], wodurch Aufheizraten zwischen 100 K/s und 500 K/s [Denn76] erzielt werden. Auftretende Parallelströmungen des Fluidstroms beim Auftreffen auf der Werkstückoberfläche verhindern eine lokal begrenzte Erwärmung, weshalb das Flammrichten im Bereich sehr großer Bauteile und Konstruktionen bei ausreichender Blechstärke (> 3 mm) Anwendung findet [Holz96].

Die stark temperaturabhängigen metallurgischen Eigenschaften des Stahls bilden die Grundlage des Flammrichtens. Die wesentlichen Beziehungen und Interaktionen

zwischen Temperatur, Festigkeit und den resultierenden Spannungen sind in [Pfei96] detailliert diskutiert. Grundsätzlich ist die Wärmebehandlung während des Aufheizens und Abkühlens unter Beachtung des zu richtenden Stahlwerkstoffs durchzuführen, sodass keine oder nur unwesentliche werkstoffliche Veränderungen hervorgerufen werden. In diesem Zusammenhang sei auf die untere und obere Temperaturgrenze des Flammrichtens verwiesen. Die untere Flammrichttemperatur beschreibt die Minimaltemperatur, welche einen ausreichenden Staudruck bei der behinderten Wärmeausdehnung erzeugt und gleichzeitig die Duktilität des Werkstoffs in dem Maße erhöht, dass ein Aufstauchen sichergestellt ist. Die obere Temperaturgrenze, auch als Flammricht-Spitzentemperatur bezeichnet, beschreibt die werkstoffspezifische Höchsttemperatur, welche zur Gewährleistung der Werkstoffeigenschaften des Bauteils nicht überschritten werden darf [Pfei96]. Weiterhin treten beim Flammrichten feuerverzinkter Stähle unter Verwendung einer definierten Temperaturführung keine unerwünschten Veränderungen des Werkstoffs und dessen Oberfläche auf [Geis93, Pfei96, Thie94]. Die Wärmebehandlung sollte hierbei stets unterhalb der Sublimationstemperatur des Zinks liegen [Krau97], während ein Aufschmelzen der Zn-Schicht dessen Schutzfunktion nicht beeinflusst [Thie94].

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass das Flammrichten, welches vorwiegend auf einer empirischen Arbeitsweise beruht, ein leistungsfähiges und in vielen Bereichen etabliertes Umformverfahren darstellt. Eine Definition und Auswahl spezifischer Flammrichtfiguren und Beflammungsstrategien wird durch die Kenntnis der zugrundeliegenden thermo-mechanischen Prozesse ermöglicht, sodass die jeweiligen Bauteile und Konstruktionen fallspezifisch gerichtet werden können. Bei Schweißkonstruktionen werden die vorhandenen Eigenspannungen durch das Flammrichten erheblich reduziert, was zu unkritischen Eigenspannungszuständen führt [Henn01].

3 Zielsetzung der Arbeit

Durch die stetig steigenden Leichtbaubestrebungen des modernen Karosseriebaus der Automobilindustrie finden vermehrt höherfeste und höchstfeste Stahlgüten ihren Einsatz im Bereich aktueller Karosseriekonzepte. Im Fokus derzeitiger Forschungsthematiken steht hierbei die Technologie des Presshärtens, die eine Herstellung höchstfester Strukturteile mit Zugfestigkeiten von bis zu 1500 MPa bei gleichzeitiger Reduktion der Blechdicke ermöglicht. Eine Optimierung der Crasheigenschaften dieser Presshärtebauteile, welche nach der Härtung eine Bruchdehnung von circa 8 % aufweisen, wird durch die Integration definierter duktiler Zonen realisiert. Neben dem Erreichen eines definierten Einknickens im Belastungsfall und einer Erhöhung der absorbierbaren Deformationsenergie sollen diese duktilen Bauteilabschnitte der Entstehung und Ausbreitung unerwünschter Risse im Belastungsfall entgegenwirken. In diesem Zusammenhang kommen *Tailored Blanks* oder monolithische *Tailored Tempered Parts* zum Einsatz. Die gezielte Prozessführung und -erweiterung dient der Herstellung der intrinsischen Blanks analog den Prozessrouten des *Partiellen Austenitisierens*, des *Partiellen Abkühlens* oder des *Partiellen Anlassens*.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der fertigungstechnische Ansatz des partiellen Anlassens von pressgehärteten Bauteilen mittels einer vorgemischten Erdgas-Sauerstoff-Flamme detailliert untersucht und bewertet. Dieser Fertigungsansatz zeichnet sich durch eine hohe Flexibilität hinsichtlich Größe, Form und Lage duktiler Bereiche, eine leichte Steuerbarkeit und eine vergleichsweise geringe Investition aus. Das Hauptziel ist die Analyse, Bewertung und Qualifizierung des partiellen Flammanlassens hinsichtlich seines Potentials zur Großserientauglichkeit. Der Identifikation der primären Prozessparameter folgt das Definieren des Prozessfensters zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften. Neben einem definierten Energie- und Wärmeeintrag, der Homogenität der Anlasszone und einem kontinuierlichen Übergangsbereich liegt der Fokus auf einer gezielten Veränderung der metallographischen Gefügestruktur und Einstellung anforderungsspezifischer mechanischer Kenngrößen. Die Oberflächengüte und der Korrosionsschutz der Bauteile sind ein essenzielles Qualitätsmerkmal zur Gewährleistung nachfolgender

Prozessschritte im automobilen Produktentstehungsprozess und zur Garantie einer hohen Produktlebensdauer, weshalb der Einfluss des Flammanlassens durch eine gezielte Oberflächen- und Korrosionsanalytik zu verifizieren ist. Das höchste Potential des partiellen Anlassens liegt in der gezielten Erhöhung der Duktilität sehr kleiner Geometriebereiche. Da das Deformations- und Ausknöpfverhalten von Punktschweißverbindungen in Presshärtebauteilen eine grundsätzliche Herausforderung im Belastungsfall darstellt, sind weiterhin die Auswirkungen des partiellen Anlassens mittels Flamme auf thermische Widerstandspunktschweißverbindungen gezielt zu untersuchen. Die Basis der Beschreibung unterschiedlicher Belastungsfälle bildet eine fundamentale Analyse des Deformationsverhaltens und der resultierenden Versagensmechanismen. Durch das Erzeugen thermischer Inhomogenitäten beim partiellen Anlassen und Abkühlen pressgehärteter Bauteile entstehen thermische Spannungen, welche im finalen Bauteil zu Maß- und Formänderungen und damit zu Verzug führen können. Die Herausforderung besteht in der Umsetzung einer geeigneten Prozessführung in Kombination mit simulativer Optimierung, um diese Anforderungen im Sinne einer industriellen Umsetzbarkeit zu berücksichtigen. Die Erkenntnisse der grundlegenden Untersuchungen dienen dem anschließenden Transfer zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften an einer Realgeometrie. Die Bestätigung des Prozessfensters, der Homogenität des erzeugten Weichbereichs, der Korrosionsbeständigkeit und der geometrischen Stabilität am Realbauteil sind maßgebend für eine Bewertung des Fertigungsansatzes unter Großserienaspekten.

4 Partielles Anlassen mittels Flamme

Das partielle Anlassen pressgehärteter Strukturteile im automobilen Karosseriebau ist ein sehr effizienter, flexibler und leicht steuerbarer fertigungstechnischer Ansatz zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften. In [Lokw11] wurden bereits erste Ergebnisse unter Verwendung eines Lasers und magnetischer Induktion präsentiert. Ein definierter, gezielt gesteuerter und lokal begrenzter Energie- und Wärmeeintrag in pressgehärtete Bauteile zur partiellen Erhöhung der Duktilität kann ebenfalls durch den Einsatz einer offenen Flamme erreicht werden, weshalb das partielle Anlassen mittels Flamme der Hauptgruppe 6 „Stoffeigenschaften ändern“ der Fertigungsverfahren der Autogentechnik nach DIN 8522:2009-12 zugeordnet werden muss [DIN 8522].

4.1 Verfahrensentwicklung und Prozessintegration

Durch Erweiterung der ursprünglichen Prozesskette um eine zusätzliche Wärmebehandlung nach dem Presshärten wird das partielle Anlassen realisiert. Dies ist unabhängig vom vorangegangenen Fertigungsansatz möglich, weshalb eine Integration in den direkten und indirekten Presshärteprozess sowie alle weiteren Prozessmodifikationen möglich ist – siehe Abbildung 4-1 [Zimm13-2].

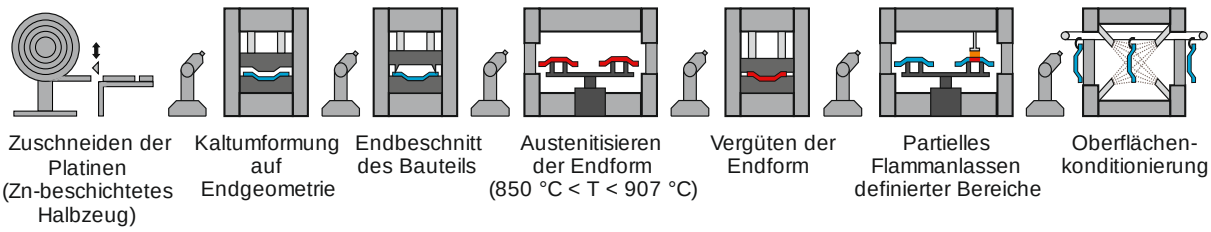


Abbildung 4-1: Erweiterung der Prozesskette der PHS_ultraform-Technologie zur Generierung von Tailored Properties mittels Flamme nach [Zimm13-2]

Weiterhin ist eine Inline- oder Offline-Integration in bereits bestehende Presshärteproduktionslinien umsetzbar. Zur Gewährleistung einer großserientauglichen

Schweißbarkeit müssen wachsende Oberflächenoxide, hervorgerufen durch die partielle Beflammung und die anschließende Luftabkühlung, durch eine Oberflächenkonditionierung entfernt werden. Essenziell ist die Auswahl des Brenngas-Sauerstoff-Gemisches, da die Brennerflamme je nach Brenngas unterschiedliche oxidierende Anteile besitzt [Lind13-1, Matt06, Thie89]. Der Fokus des partiellen Anlassens liegt vorzugsweise auf kleinen Geometriebereichen, da diese bedingt durch den homogenen Wärmeeintrag die hohen Aufheizraten und Vorschubgeschwindigkeiten, wiederholgenau und ohne Taktzeitverluste oder zusätzliche Prozesszeiten realisieren können. Durch das Aussparen der zusätzlichen Wärmebehandlung kann weiterhin nach dem ursprünglichen Presshärteprozess gefertigt werden [Zimm13-2].

4.2 Modellversuch partielles Anlassen mittels Flamme

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Anlassversuche mittels Flamme dienen der Ermittlung und Verifizierung elementarer Versuchsparameter, der Prozessfensterdefinition, der Analyse und Bewertung der Auswirkungen der Beflammung auf die Oberflächeneigenschaften sowie der Beschreibung und Beurteilung des Ausknöpfverhaltens partiell wärmebehandelter Punktschweißverbindungen an pressgehärteten Bauteilen. Zur Gewährleistung einer Versuchsdurchführung unter Serienbedingungen und stetig reproduzierbarer Anlassergebnisse muss die eingesetzte Brennertechnologie definiert gesteuert und geführt werden.

4.2.1 Brennertechnologie

Unabdingbar ist ein hoher und homogener Wärmeeintrag sowie Wärmeübergang, weshalb bei der Versuchsdurchführung analog [Bors13] die direkte Beflammung des Werkstücks (DFI – Direct Flame Impingement) mittels Hydropox®-C Brennern vorgenommen wird. Der Betrieb solcher Brennertechnologien erfordert grundsätzlich ein abgestimmtes Kontrollsystem aus elektronischer Steuerung, zentraler Mischeinheit inklusive exakter Druck- und Gasgemischregelung sowie einer

elektropneumatischen Brennersteuerung. Das vorgemischte Brenngas, die erhöhten Durchflussgeschwindigkeiten und der realisierbare verkürzte Brenner-Werkstückabstand erhöhen den thermischen Wirkungsgrad und Wärmetransfer im Vergleich zu konventionellen Brennertechnologien [Lind13-2]. Hierdurch wird eine Steigerung der Wärmeübergangsraten im Vergleich zu traditionellen vorgemischten bzw. selbstmischenden Brennersystemen um das 2- bis 3-fache bzw. 8- bis 10-fache erreicht [Lind13-2]. Die verwendeten wassergekühlten Mehrdüsenbrenner der durchgeführten Versuchsreihen sind in Tabelle 4-1 dargestellt.

Brennerart	**Typ**	**Flammenbreite**	**Durchfluss Mischgas**	**Brenngasgemisch**
Leistenbrenner	C-L2-150/75/4-w	150 mm	6 – 16 m^3/h (i.N.)	Erdgas-Sauerstoff
Leistenbrenner	C-L-50/4-w	50 mm	2,5 – 5 m^3/h (i.N.)	Erdgas-Sauerstoff
Rundbrenner	C-R-G4-25/40-w	Ø 25 mm	1,3 – 9 m^3/h (i.N.)	Erdgas-Sauerstoff

Tabelle 4-1: Verwendete Hydropox®-C Brenner der Modellversuche

4.2.2 Versuchsaufbau

Der in Abbildung 4-2 dargestellte Versuchsaufbau, bestehend aus Brennersystem, Brennersteuerung, Roboter und Bauteilaufnahme, bildet die Grundlage für alle Modellversuche zur Grundlagenforschung in dieser Arbeit. Die Hydropox®-C Leisten- und Rundbrenner werden durch ein speziell konstruiertes Tooling an einem Industrieroboter fixiert und durch einen weiteren selbstmischenden Zündbrenner überwacht. Da die zentrale Mischeinheit über zwei unabhängige Gasgemischleitungen verfügt, fasst das Tooling ebenfalls maximal zwei Brenner. Das Handling der Brenner und der Anlassflamme wird durch den 5-Achsen KUKA-Roboter (Typ: KR125/2) übernommen. Das Kühlaggregat der BKW K-W-V GmbH (Typ: WRK05/PC20) speist die wassergekühlten Brenner mit temperiertem Kühlwasser (40 °C - 50 °C) zur Gewährleistung einer gleichbleibenden homogenen Brennerleistung. Die Hydropox®-C Gasmischanlage offeriert zwei völlig unabhängige Mischleitungen zur Versorgung der zwei vormischenden Brenner.

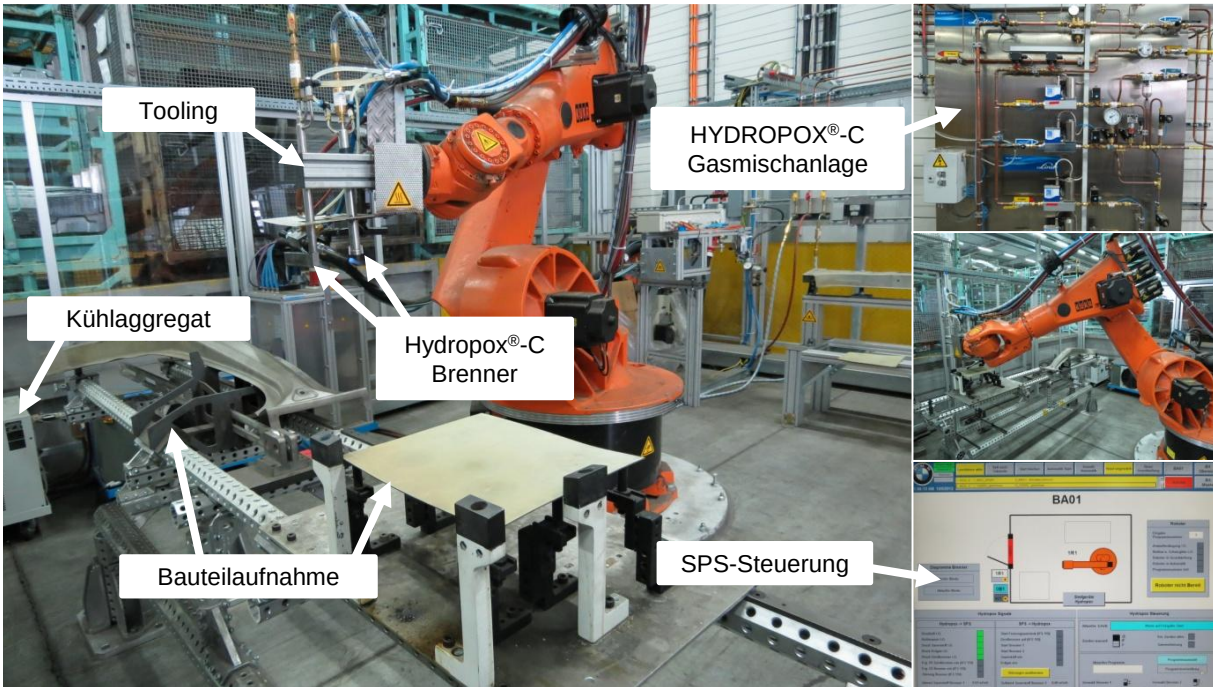


Abbildung 4-2: Aufbau der Versuchszelle zum partiellen Anlassen pressgehärteter Blechteile mittels Flamme analog [Zimm13-1]

Das Mischergebnis des Mischgases und die Homogenität der Fluidströmung der Brennerflamme werden durch Versorgungsdruck im Leitungssystem garantiert (Tabelle 4-2). Entsprechend der maximal möglichen Volumenströme ist eine Brennerversorgung für den gleichzeitigen Maximalbetrieb aller Brennertypen analog Tabelle 4-1 sichergestellt.

	Versorgungsdruck	**Volumenstrom für 2 Brenner**
Erdgas	3 bar Überdruck	Max. 12 m^3/h (i.N.)
Sauerstoff	Max. 6 bar Überdruck	Max. 25 m^3/h (i.N.)
Mischgas	---	Max. 37 m^3/h (i.N.)
Pressluft	8 bar Überdruck	---

Tabelle 4-2: Notwendiger Versorgungsdruck und maximale Volumenströme der Hydropox®-C Gasmischanlage

Die stöchiometrische Zusammensetzung des Mischgases und dessen Volumenstrom wird über den Fluidstrom in den Sauerstoff- und Erdgasleitungen der jeweiligen Brennerleitung unter Verwendung von Mass Flow Controllern (MFC) definiert. Die SPS-Steuerung des Systems dient – neben der vollständigen Systemüberwachung – dem steten Abgleich und der Regulierung definierter Soll- und Istwerte der O_2- und CH_4-Fluidströme der jeweiligen Mischgaseinheit. Mit Hilfe der Bauteilaufnahme können Versuchsplatinen, Prototypenbauteile und Serienbauteile definiert gelagert und positioniert werden, wodurch eine Reproduzierbarkeit der Versuchsbedingungen sichergestellt ist. Die Lagerung der vorab pressgehärteten Platinen oder Bauteile wird auf Stiftaufnahmen realisiert, sodass die angelassenen Bereiche vor unnötiger Abkühlung geschützt sind und eine kontinuierliche Luftabkühlung möglich ist.

4.2.3 Versuchsdurchführung

Die Reproduzierbarkeit der Modellversuche und der resultierenden Ergebnisse ist eine grundsätzliche Zielsetzung der Versuchsdurchführung. Deshalb müssen alle Aspekte, welche das angestrebte Versuchsergebnis beeinflussen, gezielt definiert, gesteuert, überwacht und dokumentiert werden. Im Rahmen dieses Modellversuchs, wird das gezielte partielle Anlassen pressgehärteter, ultra-höchstfester Stahlgüten mittels Flamme realisiert. Wesentliche Einflussgrößen bilden die Umgebungsatmosphäre, das Werkstück selbst, der Brenner, dessen Führung über das Werkstück und seine Versorgung mit einem definierten Mischgas.

Die Modellversuche werden in einem atmosphärisch offenen System unter Raumtemperatur durchgeführt. Als Mischgas findet ein Erdgas-Sauerstoff-Gas Verwendung, welches mittels der Hydropox®-C Gasmischanlage in unterschiedlichen stöchiometrischen Mischverhältnissen bereitgestellt werden kann. Die größte Flammleistung und Temperatur (circa 2750 °C) wird bei einem Mischverhältnis von 1:2 (Erdgas/Sauerstoff) erreicht [Matt06, Matt12], weshalb dies das primär verwendete Mischgasverhältnis bei der Versuchsdurchführung ist. Der brennerspezifische Volumenstrom (siehe Tabelle 4-1) definiert ebenfalls die Brennerleistung.

Im Hinblick auf eine hohe Aufheizrate und Homogenität der Flammströmung werden die Brenner vorwiegend bei maximalem Durchfluss betrieben. Die gehärteten Versuchsplatinen und Prototypenteile mit variierender Blechstärke und Oberflächenbeschichtung werden in der Bauteilaufnahme definiert positioniert und ungespannt gelagert. Der Anlassschritt erfolgt nach der Flammzündung des Brenners und erfolgtem Ist-Soll-Wert Abgleich der O_2- und CH_4-Volumenströme zur Gewährleistung einer stabilen und vollständig entwickelten Fluidströmung. Ein definiertes und gesteuertes Erhitzen und Anlassen des gehärteten Stahls wird durch zwei unterschiedliche Anlassstrategien bzw. Brennerführungen erreicht. Der definierte Wärmeeintrag wird entweder durch einen kontinuierlichen oder diskontinuierlichen Vorschub des Brenners über die anzulassende Fläche oder der Positionierung des Brenners über dem zu erwärmenden Bereich ohne Relativbewegung bis zum Erreichen der Zieltemperatur für einen stationären Erwärmungsprozess realisiert. Die Flammströmung trifft hierbei stets von nur einer Seite senkrecht auf das Blechteil. Der Brenner-Werkstück-Abstand beträgt analog der Herstellerempfehlung 40 mm. Die resultierenden Anlasstemperaturen werden sowohl mittels Thermodrähten als auch mittels thermographischer Aufnahmen erfasst. Die Thermodrähte (Typ K) werden hierzu an definierten Punkten an der nicht-beflammten Platinenoberfläche mittels Punktschweißungen fixiert. Der 8-kanalige Datenlogger der Firma Wachendorff (Typ: DCMTO00TC) ermöglicht entsprechend viele parallele Temperaturmessungen bei einer maximalen Messrate von 4 Hz. Die Thermographieaufnahmen mit dem Kamerasystem FLIR T640 werden ebenfalls von der nicht-beflammten Blechseite oder der beflammten Blechseite nach Brennerabschaltung realisiert, um eine Interaktion mit der Flammströmung auszuschließen. Der Emissionskoeffizient wurde mittels Referenzmessungen auf $\varepsilon = 0{,}95$ bestimmt.

Partielles Anlassen mittels Brennervorschub:

Beim Anlassen mittels Brennervorschub werden die in Tabelle 4-1 aufgeführten Leistenbrenner eingesetzt. Der Bewegungsvektor steht hierbei senkrecht auf der Brennerbreite und auf der orthogonal zum Werkstück ausgerichteten Brennerflamme.

Der normale Brenner-Werkstückabstand beträgt während der Brennerbewegung stets 40 mm. In Abhängigkeit der Anlassgeometrie und der Vorschubstrecke ist zum Einstellen einer konstanten Anlasstemperatur über die gesamte Anlasstrecke ein linearer oder nicht-linearer (beschleunigter) Bewegungsablauf notwendig – siehe Abbildung 4-3. Zur Realisierung von maximalen Bauteiltemperaturen zwischen 200 °C und 1000 °C liegen die Vorschubgeschwindigkeiten in Abhängigkeit der Blechdicke bei maximaler Brennerleistung zwischen 0,005 m/s und 0,07 m/s. Durch das einfache Handling können komplexe Geometrien sehr flexibel angelassen werden. Weiterhin besteht die Möglichkeit, mehrere Brenner in Reihe zu schalten, um den Energieeintrag und damit die notwendigen Vorschubgeschwindigkeiten gezielt zu erhöhen.

Abbildung 4-3: Partielles Anlassen einer Versuchsplatine unter konstantem, linearen Vorschub

Partielles Anlassen durch stationären Aufheizprozess:

Diese Anlassstrategie dient der Wärmebehandlung sehr kleiner Geometriebereiche, weshalb ein Fokus der Arbeit auf dem Geometriebereich der Wärmeeinflusszone von Schweißpunkten liegt. Der eingesetzte Rundbrenner besitzt eine homogene Flammenströmung mit einem Durchmesser von 25 mm. Der gezündete Brenner wird unter hoher Vorschubgeschwindigkeit orthogonal orientiert in Richtung Bauteil geführt und 40 mm über dem Werkstück positioniert – siehe Abbildung 4-4. Die Haltezeit in dieser Position ohne Relativbewegung ist abhängig von der zu erzielenden maximalen Anlasstemperatur. Ein Abschalten des Brenners oder dessen

Rückführung unter ebenfalls hohen Vorschubgeschwindigkeiten beendet den Aufheizvorgang. Die Haltezeiten liegen bei maximaler Brennerleistung in Abhängigkeit der Blechstärke und der angestrebten Temperaturen (200 °C bis 1000 °C) in einem Intervall von 0,25 s - 5 s.

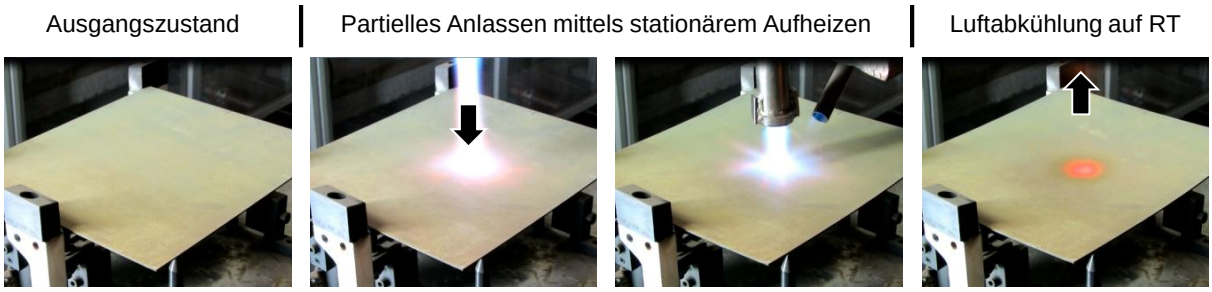


Abbildung 4-4: Partielles Anlassen einer Versuchsplatine mittels stationärem Aufheizprozess ohne Relativbewegung

5 Versuchswerkstoffe und experimentelle Methoden

Das vorliegende Kapitel beschreibt alle im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Versuchs- und Prototypenwerkstoffe, die wesentlichen Elemente der Probenvorbereitung und Versuchsteilherstellung sowie alle eingesetzten Methoden zur Bauteilcharakterisierung und Verfahrensbewertung. Der Schwerpunkt liegt auf den experimentellen Methoden zur Bestimmung mechanischer Werkstoffkenngrößen und metallographischer Analysen, der Oberflächen-, Beschichtungs- und Korrosionsanalytik sowie der zerstörenden und nicht-zerstörenden Prüfung von Punktschweißverbindungen. Diese experimentellen Methoden dienen der Verfahrenscharakterisierung und -bewertung zur Verifizierung der fertigungstechnischen Machbarkeit des Prozesses und dessen Auswirkungen auf angrenzende Operationen in der Prozesskette des Karosseriebaus.

5.1 Eingesetzte Versuchswerkstoffe

Die Automobilindustrie setzt bei der Herstellung von pressgehärteten Strukturteilen fast ausschließlich auf den Bor-Mangan-Stahl 22MnB5, welcher sich im ursprünglichen ferritisch-perlitischen Ausgangszustand durch eine sehr gute Kaltumformbarkeit auszeichnet. Im Anschluss an eine homogene Austenitisierung bei ungefähr 900 °C [Wils06] stellen im Werkzeug Abkühlraten von mehr als 27 K/s eine martensitische Härtung sicher [Merk06], wodurch Zugfestigkeiten von mehr als 1350 MPa (siehe Tabelle 2-2) erreicht werden. Im Mittelpunkt der durchgeführten Analysen und Untersuchungen steht der Zn-beschichtete 22MnB5 der voestalpine AG, welcher im indirekten Prozess verarbeitet wird und einen aktiven, kathodischen Korrosionsschutz bietet. Im Anlieferungszustand besitzt der CR380MB GI70/70 alle geforderten Eigenschaften nach GS93032-6, die auszugsweise in Tabelle 5-1 dargestellt sind. Die verwendete Blechstärke wurde in Abhängigkeit des jeweiligen Modellversuchs gewählt und liegt typischerweise zwischen 1,0 mm und 2,0 mm.

CR380MB GI70/70

Mechanische Kenngrößen			Zn-Beschichtung	
$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A80 [%]	Auflage/Seite [g/m^2]	Schichtdicke [µm]
380 - 480	≥ 500	≥ 18	63 - 77	9 - 11

Tabelle 5-1: Eigenschaften des Zn-beschichteten 22MnB5 von der voestalpine AG im Anlieferungszustand analog [GS93032-6]

Die Basis aller in dieser Arbeit vorgestellten Analysen hinsichtlich Prozessfensterdefinition, Verzugs-, Oberflächen- und Korrosionsanalytik sowie der Ergebnisvalidierung am Realbauteil bildet der pressgehärtete CR380MB G70/70, welcher analog [WS 01006] mit CR1000Y1300T-MB-GIF20 bezeichnet wird. Der unbehandelte CR380MB GI70/70 (siehe Tabelle 5-1) wird entsprechend dem von der voestalpine AG geforderten Prozessfenster bei einer Ofentemperatur von 910 °C homogen austenitisiert und anschließend in einem Massivwerkzeug unter Formschluss vollständig martensitisch gehärtet – siehe Tabelle 5-2.

CR1000Y1300T-MB-GIF20

Blechstärke [mm]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A80 [%]	A_g [%]	Biegewinkel [°] (siehe 5.2.2)	Kernhärte [HV10] (siehe 5.2.3)
1,0	1204 ± 36	1581 ± 35	5,1 ± 0,4	3,2 ± 0,3	65,4 ± 3,4	504,0 ± 13,23
1,5	1120 ± 13	1467 ± 4	5 ,2± 0,5	3,3 ± 0,4	63,6 ± 2,5	459,1 ± 6,28
2,0	1155 ± 20	1545 ± 25	6,0 ± 1,5	3,1 ± 0,2	52,2 ± 3,3	471,2 ± 10,38
Messungen	n = 5	n = 5	n = 5	n = 5	n = 5	6 Schliffe, je 8 MP

Tabelle 5-2: Nomenklatur, Mechanische Kennwerte und Kernhärte (HV10) des Zn-beschichteten Bor-Mangan-Stahls nach dem Presshärten

Die ganzheitliche Bewertung der Auswirkungen der Flammeinwirkung auf den Korrosionsschutz schließt die Analyse weiterer den Markt bestimmender Beschichtungssysteme und Stahlgüten mit ein. Hierzu werden die in Tabelle 5-3 aufgeführten Werkstoffe der Hersteller ArcelorMittal und ThyssenKrupp Steel verwendet. Bei der Bestimmung des Einflusses des partiellen Anlassens auf thermische Fügeverbindungen dient als Fügepartner der in [GS 93005-9] spezifizierte, höherfeste mikrolegierte Stahl HC420LAD+Z mit einer Blechstärke von 2,0 mm.

Hersteller	Bezeichnung	Schichtsystem	Blechdicke
ArcelorMittal	USIBOR 1500 AS150	AlSi	1,5 mm
	USIBOR 1500 GA130	Zn (galvannealed)	1,5 mm
ThyssenKrupp Steel	MBW 1500 GP	ZnNi (GammaProtect)	1,5 mm

Tabelle 5-3: Weitere Versuchswerkstoffe zur Verifizierung des Einflusses der Beflammung auf die Werkstückoberfläche und den Korrosionsschutz

5.2 Methoden zur Werkstoffcharakterisierung und Bauteilprüfung

Die Werkstoffprüfung ist ein sehr umfangreiches Fachgebiet, das verschiedenste Methoden zur Werkstoffcharakterisierung und Bauteilprüfung offeriert. In einer Vielzahl an Normen werden Methoden und Analysen zur Sicherung der Qualität von Produkten und Fertigungsprozessen, zur Schadensanalyse und zur Ermittlung spezifischer Werkstoffeigenschaften im Bereich der Forschung und Entwicklung definiert und beschrieben [Weiß12].

5.2.1 Zugversuch

Die Bestimmung mechanischer Gütewerte von Metallen und Nichtmetallen erfolgt mittels eines klassischen Prüfverfahrens, dem Zugversuch, welcher den statischen Festigkeitsprüfungen zugeordnet wird [Ruge13]. In Anbetracht dessen ist die Ermittlung der mechanischen Kenngrößen des pressgehärteten und angelassenen Bor-Mangan-Stahls der Versuchsteile mittels Zugversuchen in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 [DIN 6892-1] an Flachzugproben nach [DIN 50125] durchgeführt worden. Hierbei wird die genormte Flachzugprobe bis zum sich einstellenden Bruch gleichmäßig, biegungsfrei und stoßfrei gedehnt [Weiß12]. Die ausschließlich in der Stabachse wirkende Spannung ist gleic hmäßig über den Querschnitt verteilt. Neben den Beträgen der ebenen Anisotropie zählen analog WEIßBACH der Elastizitätsmodul, die Dehn- und Streckgrenze, die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung und Brucheinschnürung zu den typischen Werkstoffkennwerten des Zugversuchs. Das ermittelte

Spannungs-Dehnungs-Diagramm bildet die Grundlage des elastisch-plastischen Materialverhaltens. Zur Ermittlung der aufgeführten mechanischen Kenngrößen wird eine Universalprüfmaschine (Zwick 1485) mit kalibrierten Kraft-, Längen- und Breitenaufnehmern verwendet. Die warmumgeformten Flachzugproben werden bei Raumtemperatur mit einer Spannungszunahmegeschwindigkeit von 10 MPa/s, einer Dehngeschwindigkeit im Bereich $R_{p0,2}$ von 5 %L_0/min und einer Prüfgeschwindigkeit von 25 %L_0/min beaufschlagt. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A sind die primär untersuchten Kenngrößen in der vorliegenden Arbeit.

5.2.2 Biegeversuch

Eine charakteristische zerstörende Werkstoffprüfung im Bereich der Absicherung von Seitenaufprallkomponenten der Rohkarosserie stellt der 3-Punkt Biegeversuch dar. Hierbei wird auf die zu prüfende Werkstoffprobe mittels eines Biegestempels eine quasistatische Kraft aufgebracht, bis ein Versagen des Prüfkörpers eintritt. Die Probe wird durch die Biegung solange plastisch verformt, bis durch auftretende Risse eine Minderung der Prüfkraft festgestellt wird. Die Belastungsrichtung ist während der Prüfung konstant [Feus12-1]. Der Biegeversuch, welcher in DIN EN ISO 7438 [DIN 7438] beschrieben wird, dient der Kennwertermittlung vorwiegend im Bereich spröder Werkstoffe, wie Hartmetalle und Grauguss. Zähe Werkstoffe, welche sich durch ein hohes Umformvermögen auszeichnen, werden vollständig gefaltet, was einem technologischen Faltversuch entspricht [Barg12]. Kleinste Änderungen von Prozessgrößen und damit einhergehende Duktilitätsveränderungen des Werkstoffs werden mittels durchgeführter Zugversuche nicht immer mit ausreichender Genauigkeit erfasst [Feus12-1], wohingegen der Biegeversuch schon minimale Änderungen des Formänderungsvermögens des Werkstoffs zuverlässig anzeigt und dokumentiert [Laro10].

Während der Biegeprüfung werden der Stempelweg und die Stempelkraft erfasst und dokumentiert. Die Berechnung des sich einstellenden Biegewinkels erfolgt unter

Berücksichtigung des Rollenradius der Prüfvorrichtung, der Probenblechstärke und des Stempelwegs. Aufgrund der elastischen Rückfederung bei der Probenentlastung wird eine Winkelvermessung lediglich zur Ergebniskontrolle herangezogen.

5.2.3 Härteprüfung

Als Härte eines Werkstoffs wird „der Widerstand des Gefüges gegen das Eindringen eines härteren Prüfkörpers“ bezeichnet [Weiß12]. Die Angabe des Härtewertes erfordert stets die Nennung des Härteprüfverfahrens. Die durchgeführten Analysen zur Bewertung des partiellen Anlassens stützen sich auf die Härteprüfung nach Vickers. Das Eindringen eines Prüfkörpers unter statischer Belastung bildet die Grundlage des Messprinzips nach Vickers, das in DIN EN ISO 6507-1 beschrieben wird. Grundlage des Härtewerts, welcher nach Gleichung (5.1) berechnet wird, bildet die Eindruckfläche, welche während der Prüfung durch den Eindringkörper erzeugt wird. Als Eindringkörper wird eine stumpfe Diamantpyramide mit quadratischem Grundriss verwendet [Barg12]. Die analog [DIN 6507] durchgeführte Härteprüfung zeichnet sich durch seine universelle Anwendbarkeit aus und eignet sich für sehr weiche bis sehr harte Werkstoffgüten [Barge12].

$$HV = 0{,}102 \cdot \frac{F}{A} = 0{,}189 \cdot \frac{F}{{d_{mittel}}^2} \qquad (5.1)$$

F	*Prüfkraft [N]*
d_{mittel}	*arithmetischer Mittelwert der gemessen Diagonalen d_1 und d_2 [mm]*

Durch die sehr feine Auflösung des Messprinzips können lokale Härteverteilungen analysiert und Bauteileigenschaften hinsichtlich ihrer Homogenität gezielt bewertet werden. Weiterhin sind gezielt Rückschlüsse auf das Verschleißverhalten, die Festigkeit und das vorliegende metallographische Werkstoffgefüge der untersuchten Werkstoffprobe möglich [Feus12-1]. Zur Analyse und Bewertung dieser Aspekte wurden polierte Schliffe der Versuchsbleche und Prototypenteile geprüft. Hierzu wurde ein Härteprüfgerät der Firma Qness des Typs Q10A+ verwendet.

Die Härteprüfung nach Rockwell, welche in DIN EN ISO 6508-1 [DIN 6508] definiert ist, stellt ein weiteres statisches Härteprüfverfahren dar, dessen Messprinzip auf der Detektion der Eindringtiefe bei definierten Prüfkräften basiert. In Abhängigkeit des verwendeten Eindringkörpers, der Prüfvorkraft und Prüfkraft, dem Härtewert der Bezugsebenen und der Eindringtiefe ist die verwendete Variante der Rockwellverfahren definiert [Barg12]. Aufgrund der hohen Härte pressgehärteter Werkstoffe wird im Weiteren auf die Rockwellskala A (HRA) zurückgegriffen, die als Eindringkörper einen Diamantkegel (Kegelwinkel 120°, abgerundete Spitze) nutzt. Die gemessenen Härtewerte können direkt am Tiefenmessgerät der Messeinrichtung abgelesen werden [Weiß12], weshalb dieses Messprinzip in den folgenden Analysen der Bestimmung der Oberflächenhärte dient.

5.2.4 Metallographie

Die Analyse und Bewertung der Auswirkungen der zusätzlichen Wärmebehandlung mittels Flamme erfordert neben der Analyse der mechanischen Kennwerte und Kernhärtebeträge, auch die Aspekte hinsichtlich Schichtbetrachtungen und Gefügeanalysen, welche mittels eines Stereomikroskops (Zeiss; Discovery.20; Vergrößerung: 7,5 - 150-fach) und eines Auflichtmikroskops (Zeiss; Imager.M1m; Vergrößerung: 12,5 - 1000-fach) durchgeführt wurden.

In diesem Zusammenhang wurden Querschliffe aus Versuchsplatinen und Prototypenteilen entnommen und untersucht. Die Werkstoffproben wurden mittels Nassschleifen und Polieren unter Einsatz einer Diamantsuspension präpariert. Ein optimaler Kontrast zwischen Beschichtung und Substrat wurde bei der Schichtanalytik mittels eines differenziellen Interferenzkontrasts (DIC) realisiert. Die durch die Wärmebehandlung resultierenden metallographischen Werkstoffgefüge wurden durch eine Ätzung mittels 3%igem Nital (3 % Salpetersäure, 97 % Alkohol) visualisiert.

5.2.5 Optische Messtechnik

Durch den Kalibrierschritt beim finalen Härten zeichnen sich monolithisch pressgehärtete Bauteile durch ein hohes Maß an Form- und Maßgenauigkeit aus. Die Integration von Tailored Properties in die gehärteten Strukturteile durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung induziert Wärmespannungen, welche in den Strukturteilen zu Maß- und Formänderungen führen können. Zur Dokumentation dieser geometrischen Änderungen und Verifizierung der Ursachen des Verzugs wurden Versuchsplatinen und -bauteile optisch und damit berührungslos vermessen. Ein ATOS-Kamerasystem, welches das Prinzip der Triangulation nutzt, ermöglicht eine dreidimensionale Erfassung der Geometrie. Das Mehrkamerasystem der Firma GOM erfasst die Messdaten mittels Streifenprojektion und zählt deshalb zu den aktiven projektionsbasierten Verfahren.

5.2.6 Technische Temperaturmessung

Aus dem Blickwinkel der Messtechnik ist die Temperatur die physikalische Messgröße, welche den thermischen Energiegehalt eines Systems beschreibt und dessen Wärmeenergieinhalt (Wärmegrad) gradifiziert [Ehin13]. Zur Bewertung des Energieeintrags beim partiellen Flammanlassen wird die Temperaturmessung sowohl mittels elektrischer Berührungsthermometer (Thermoelement Typ K), als auch mittels berührungsloser optischer Temperaturmesstechnik (Wärmebildkamera) durchgeführt. Durch eine Temperaturänderung wird in den auf dem Seebeck-Effekt basierenden Thermoelementen eine Thermospannung induziert, welche eine sehr genaue Temperturmessung ermöglicht [Ehin13]. Die Thermopaare des Typs K (NiCr-NiAl), mit einem Temperaturbereich von -270 °C bis 1372 °C, zeichnen sich durch eine hohen Widerstand gegen Oxidation aus, weshalb ihr primärer Anwendungsbereich oberhalb von 500 °C liegt [Ehin13]. Die optische Temperaturmesstechnik nutzt die emittierte Wärmestrahlung des Strahlers und wandelt diese mittels spezifischer Sensoren in ein elektisches Signal, welches zur Darstellung der gemessen Temperatur genutzt wird. Das im Folgenden verwendetet Wärmebildka-

merasystem FLIR T640 ermöglicht eine rückwirkungsfreie Detektion des flächigen Temperatureintrags bis Temperaturen über 1300 °C. Mittels Referenzmessungen wurde für das vorliegende Werkstoffsystem ein Emissionskoeffizient von $\varepsilon = 0{,}9$ ermittelt und für die weitere Analytik definiert.

5.3 Methoden zur Oberflächen- und Beschichtungsanalytik

Der vorwiegende Einsatz von pressgehärteten Bauteilen im Nassbereich der Rohkarosserie stellt höchste Anforderungen an die Bauteiloberflächen und deren Korrosionsschutzwirkung. Die nachfolgend diskutierten Analysemethoden untersuchen und bewerten den Einfluss der Flamme auf den bestehenden Korrosionsschutz und dessen Lackhaftung. Das hohe katalytische Reaktionspotential der Flamme erfordert weiterhin eine chemische Analyse der Werkstückoberfläche zur Bewertung hervorgerufener Wechselwirkungen.

5.3.1 Korrosionswechseltest und Lackhaftung

VDA-Wechseltest

Die Beurteilung applizierter Korrosionsschutzschichten an Fahrzeugkomponenten wird unter Laborbedingungen mittels des VDA-Wechseltestes vorgenommen. Dieser bietet die Möglichkeit, Korrosionsvorgänge und -bilder unter zeitraffenden, forcierten Laborbedingungen nachzustellen, welche mit dem Fahrbetrieb assoziiert sind [VDA 621-415]. Die mit einem definierten Anritz versehenen Bauteile werden mit einem widerkehrenden siebentägigen Verlaufsdiagramm zyklisch geprüft – siehe Abbildung 5-1.

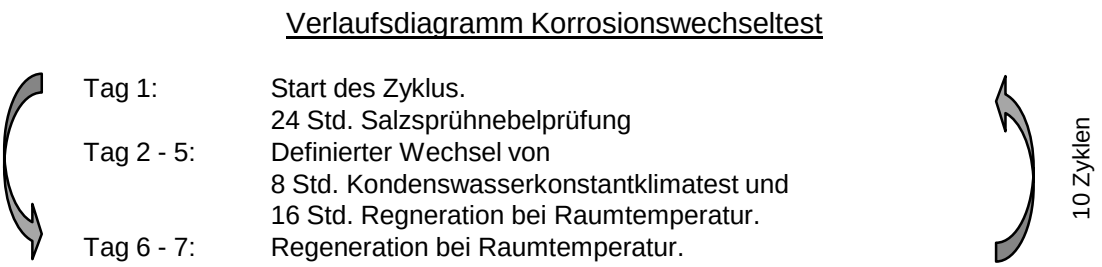


Abbildung 5-1: Verlaufsdiagramm des standardisierten Korrosionswechseltests

Nach Vollendung von 10 Zyklen des Verlaufsdiagramms und der Entfernung loser aufliegender Lackschichten im Anritzbereich wird die sichtbare Unterrostung U_d analog [VDA 621-415] festgestellt und entsprechend [GS 90011] bewertet. Die zugrunde liegende Klassifizierung der Unterrostung ist Tabelle 13-2 zu entnehmen.

$$U_d = \frac{d - d_0}{2} \qquad (5.2)$$

d *Gesamtbreite der unterrosteten Zone [mm]*
d_0 *Breite des ursprünglichen Anritzes [mm]*

KTL-Lackhaftung

In DIN EN ISO 2409 wird ein Prüfverfahren zur Analyse und Beurteilung des Widerstandes einer Beschichtung gegen deren Trennung vom darunterliegenden Substrat festgelegt, bei welchem ein bis zum Substrat reichendes Gitter durch die applizierte Beschichtung geschnitten wird [DIN 2409]. Die Lackhaftung stellt ein essentielles Qualitätskriterium im Automobilbau dar. Insbesondere an pressgehärtete Bauteile, welche häufig im Nassbereich der Rohkarosserie lokalisiert sind, werden hohe Anforderungen gestellt. Die Analyse und Bewertung wird analog [DIN 2409] umgesetzt. Unter Verwendung eines genormten Mehrschneidengerätes wird ein definierter Gitterschnitt aufgebracht und die Schichthaftung mittels einer Abschälung durch Klebeband geprüft. Die Bewertung der resultierenden Gitterschnitt-Kennwerte erfolgt unter Verwendung der Bewertungstabelle aus DIN EN ISO 2409:2013-06 Punkt 8 – siehe Abbildung 13-1. Bei Gitterschnitt-Kennwerten größer Gt0 muss der

Klebebandabzug wiederholt werden, bis am Haftungsergebnis keine Veränderung mehr hervorgerufen wird.

5.3.2 Glimmentladungsspektroskopie

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung metallischer Werkstoffe wird die Glimmentladungsspektroskopie (GDO(E)S: Glow Discharge Optical (Emission) Spectroscopy) eingesetzt, welche zusätzlich eine Tiefenprofilanalyse ermöglicht [Asam00]. Argonionen aus einem Glimmentladungsplasma werden zur Zerstäubung der ebenen Probe mittels eines Sputterprozesses verwendet. Abgesputterte Atome der Probe diffundieren in das vorliegende Plasma, wo eine Anregung dieser Atome durch Elektronenstöße oder andere Wechselwirkungen erfolgt. Die bei der Rückkehr in den Grundzustand ausgesendeten Lichtquanten werden durch ein optisches Emissionsspektrometer detektiert und analysiert. Hierbei verhalten sich der Linienintensitätsverlauf und die Elementkonzentration direkt proportional zueinander [Asam00, Thom12]. Durch eine zeitliche Detektion des Intensitätsverlaufs und entsprechende Kalibrierung der Abtragungsrate wird ein Konzentrations-Tiefenprofil der analysierten Elemente bestimmt, dessen Tiefenauflösung im Bereich von 5 - 10 % liegt [Thom12].

Die hohen Flammtemperaturen und die hohen erreichten Anlasstemperaturen stellen das Werkstück und dessen Beschichtung vor große Herausforderungen. Die Glimmentladungsspektroskopie dient der qualitativen und quantitativen Analyse der applizierten Werkstoffschutzsysteme zur Bewertung auftretender Oxidationsprozesse und Veränderungen der Korrosionsschutzwirkung durch die Visualisierung spezifischer Elemente entlang eines Tiefenprofils.

5.3.3 EDX-Mapping

Die lokale Elementzusammensetzung einer Probe kann mittels der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (engl. energy-dispersive X-ray spectroscopy) im REM bestimmt werden. Auftreffende hochbeschleunigte Elektronen treten mit den Atomen der Probe in Wechselwirkung, wodurch die Elektronen des Probekörpers auf ein höheres energetisches Niveau gehoben werden können. Dieser ionisierte Anregungszustand ist instabil. Bei der Auffüllung der freien energetischen Zustände und der damit verbundenen Rückkehr der Elektronen in ihren stabilen Zustand wird die zwischen den Schalen bestehende Energiedifferenz als elektromagnetische Strahlung emittiert. Die freigesetzten Röntgenquanten, welche mit einem geeigneten Detektor registriert werden, besitzen für den Übergang und das spezifische Atom eine charakteristische Energie. Halbleiterdetektoren ermöglichen die Bestimmung der Energie jedes einzelnen Röntgenquants, wodurch eine ortsaufgelöste Elementzusammensetzung der Probe realisiert wird [Thom12, Weiß12]. Diese Analysemethode diente der Beurteilung des Einflusses der Flammwirkung auf die chemische Zusammensetzung der Substratschutzschicht und der Identifikation von Oxidationsprodukten an der Probenoberfläche.

5.4 Prüfmethoden zur Bewertung von Widerstandspunktschweißungen

Ausgehend von den hohen Belastungen im Crashfall kann das maximale Deformationsvermögen der pressgehärteten Strukturteile häufig nicht hinreichend genutzt werden, da die notwendige Kraftweiterleitung in angrenzende Strukturbereiche durch ein Versagen der Fügeverbindung verhindert wird [Feus12-1]. Deshalb bildet die Verifizierung des Einflusses des partiellen Flammanlassens von pressgehärteten Bor-Mangan-Stählen auf die thermische Fügeverbindung eine Kernthematik der vorliegenden Arbeit. Im Bereich warmumgeformter Bauteile wird die Messung der Kontaktwiderstände als ein Maß für die ausgeprägte Oxid-Schichtdicke verwendet. Dieser Wert stellt einen sehr guten Indikator für die Punktschweißqualität beim thermischen Fügen dar [Fade09]. Zur Verifizierung der resultierenden Widerstände in

Abhängigkeit des Flammanlassens wurden entsprechende Messungen gemäß DVS-Merkblatt 2929-1 [DVS 2929-1] durchgeführt. Die Bewertung und Beurteilung von Punktschweißverbindungen erfolgt mittels zerstörungsfreier oder zerstörender Prüfung. Die zerstörungsfreie Prüfung, deren grundlegende Prüfungsverfahren in [DVS 2916-5] dargestellt sind, nimmt anteilig im industriellen Umfeld zwar den größeren Anteil ein [Fahr09], jedoch kann hiermit kein quantitatives Ergebnis bezüglich einer Veränderung der resultierenden Traglast bestimmt werden. Die zerstörende, quasistatische Prüfung unterscheidet weiterhin zwischen Werkstatt- und Laborprüfverfahren, während lediglich letztere vergleichbare, unter definierten und reproduzierbaren Prüfbedingungen generierte, Prüfergebnisse liefern [DVS 2916-1]. Metallographische Prüfungen validieren die generierten Ergebnisse.

5.4.1 Zerstörende Laborprüfung

Grundsätzlich muss berücksichtigt werden, dass die Abmaße der Prüfproben den spezifischen Normen oder Prüfvorschriften entsprechen bzw. exakt vereinbart sind [DVS 2916-1], da ansonsten mit einer signifikanten Streuung der Prüfergebnisse zu rechnen ist. Eine Aufstellung und Beschreibung der essentiellen, genormten Laborprüfungen ist [DVS 2916-1] zu entnehmen. Die durchgeführten Analysen beschränken sich auf den Kopf-, Scher- und Schälzug, da diese die primären Belastungsfälle der Punktschweißverbindungen im Bereich der eingesetzten pressgehärteten Strukturteile sind. Die Probenherstellung und -vorbereitung sowie die Zugprüfung des Schälzugs erfolgen analog DIN EN ISO 14270 [DIN 14270]. Grundlage des Kopf- und Scherzugs ist [GS 96012], welche im Falle des Kopfzuges nahezu identisch mit DIN EN ISO 14272 [DIN 14272] ist. Die BMW Group Spezifikation unterscheidet sich zur genormten Scherzugprüfung nach DIN EN ISO 14273 [DIN 14273] im Wesentlichen durch die Verbindung der Fügepartner mittels zweier Fügepunkte statt einem Fügepunkt. Die Zugprüfung erfolgte an einer Universalzugprüfmaschine, welche die Anforderungen nach ISO 7500-1 erfüllt, unter Dokumentation der Zugkraft und des Ziehweges.

5.4.2 Metallographische Analyse

Die fundierte Beurteilung der Ergebnisse der zerstörenden Laborprüfung der Punktschweißverbindungen wird durch die metallographische Analyse der Punktschweißverbindung gestützt. Die makroskopische Beurteilung der Schweißlinse, die mikroskopische Charakterisierung der metallographischen Gefügestruktur sowie die Härteprüfung im Kleinlasthärteprüfverfahren ermöglichen die Detektion von Unregelmäßigkeiten in der Schweißverbindung und eine Bewertung der Qualität der Fügeverbindung. Die metallographische Prüfung, der im Rahmen dieser Arbeit analysierten Punktschweißverbindungen, wurde entsprechend [DVS 2916-4] umgesetzt. Zusätzlich wurde ein paralleler Härteverlauf lediglich im gehärteten oder angelassenen 22MnB5 bestimmt, um die Ausprägung der Schweißlinse und der Wärmeeinflusszone im zentral zu analysierenden Werkstoff detaillierter zu beurteilen. Die Analysen zur makro- und mikroskopischen Charakterisierung sowie die Gefügeanalytik wurden an unbelasteten und bereits gezogenen Proben vorgenommen. Die Visualisierung der metallographischen Werkstoffgefüge wurde analog Abschnitt 5.2.4 realisiert.

6 Definition des Prozessfensters zum partiellen Anlassen mittels Flamme

Die Grundlage einer Überführung des partiellen Flammanlassens in die Großserie zur Genierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in pressgehärteten Strukturteilen ist ein definiertes und stetiges Prozessfenster, das durch die gezielte Einstellung elementarer Verfahrensparameter zuverlässig reproduzierbare Ergebnisse liefert. In diesem Zusammenhang werden die fertigungstechnisch relevanten Einflussfaktoren identifiziert, grundlegend analysiert und bewertet, bevor diese Erkenntnisse in Abschnitt 10 auf eine Realgeometrie übertragen werden.

6.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise

Die Umsetzbarkeit des partiellen Anlassens von pressgehärtetem Bor-Mangan-Stahl unter Verwendung der Lasertechnologie oder der magnetischen Induktion wurde bereits in Ansätzen in [LOKW11] betrachtet und bewertet. Durchgeführte Vorversuche mit einer vorgemischten Erdgas-Sauerstoff-Flamme bestätigen ebenfalls die resultierende maximale Anlasstemperatur T_{max} als primäre Einflussgröße auf die zu erzielende Entfestigung. Nach der Identifikation der mit dem Anlassergebnis direkt gekoppelten Verfahrensparameter erfolgt deren Analyse zur Sicherstellung einer gezielten Einstellbarkeit von T_{max} sowie einer homogenen Anlasszone. Für eine umfassende Prozessfensterbestimmung ist eine detaillierte Analyse der Auswirkung der Anlasstemperatur auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften zwingend notwendig. Die auftretenden Anforderungen und Belastungen im Crashfall des Fahrzeugs bilden die Grundlage der durchzuführenden Werkstoffanalysen [Feus12-1]. weshalb die Festigkeit, Bruchdehnung und die maximalen Biegewinkel des angelassenen 22MnB5 als Funktion von T_{max} analysiert und bewertet werden. Die Untersuchung der Oberflächen- und Kernhärte sowie der metallographischen Gefügestruktur dient, neben der Verifizierung der mechanischen Kenngrößen, der Beschreibung der Homogenität der Anlasszone und der Kontinuität des Übergangsbereichs.

6.2 Einfluss elementarer Fertigungsparameter auf den resultierenden Temperatureintrag

Die auf Raumtemperatur temperierten, pressgehärteten Versuchsplatinen werden unter Verwendung der in Tabelle 4-1 aufgeführten Hydropox®-C Brenner einer Wärmebehandlung unterzogen. Die auf das Blechteil einwirkende Flammströmung ist maßgeblich für die resultierende Anlasstemperatur verantwortlich. Die Speisung des Brenners und dessen Führung über den anzulassenden Bereich sind als die primären, fertigungstechnisch steuerbaren Einflussgrößen zu betrachten.

6.2.1 Mischgaszufuhr Hydropox®-C Brenner

Die vorliegende Autogenflamme, ihre Gestalt und Temperaturverteilung wird im Wesentlichen durch die verwendeten Prozessgase, deren Mischungsverhältnis, dem vorliegenden Gasdruck und Volumenstrom sowie der Brennertechnik bestimmt [Matt12]. Als Mischgas dient ein Erdgas-Sauerstoff-Gemisch, welches durch die HYDROPOX®-C Gasmischanlage bereitgestellt wird. Da neben der resultierenden Anlasstemperatur die Generierung eines homogenen Weichbereichs ein vorrangiges Verfahrensziel darstellt, ist eine vollständig entwickelte Flammströmung zwingend erforderlich. Vorversuche zeigten, dass diese Zielsetzung durch die Verwendung einer harten Flammströmung stetig und reproduzierbar erreicht wird. Der verwendete Brenner wird deshalb mit dem jeweilig spezifisch festgeschriebenen maximalen Volumenstrom Mischgas (siehe Tabelle 4-1) versorgt. Das Erdgas-Sauerstoff-Mischgas wird im stöchiometrischen Verhältnis 1:2 bereitgestellt, das, im Falle der oxidierenden Flammströmung, Flammtemperaturen von 2750 °C garantiert.

6.2.2 Einfluss der Brennerführung auf T_{max}

Da die systematische Zusammensetzung und Bereitstellung des Mischgases vorrangig der Generierung einer homogenen Flammströmung mit maximaler Leistung dient, wird die am Bauteil einzustellende Anlasstemperatur durch die

Führung der Flamme über das Werkstück gezielt eingestellt. Im Folgenden wird der Einfluss des Brenner-Werkstück-Abstands, der Vorschubgeschwindigkeit und Haltezeit des Brenners bei konstantem vertikalen Abstand sowie der einer Reihenschaltung mehrerer Brenner auf T_{max} analysiert und bewertet.

Vertikaler Brenner-Werkstück-Abstand

Grundsätzlich beruht der Wärmeübergang zwischen Flamme und Werkstück auf erzwungener Konvektion, die wesentlich durch die Ausbildung eines Stagnationsgebietes und damit einhergehender Druckgradienten bestimmt wird. Um diesen Effekt maximal auszunutzen, ist die Flammströmung orthogonal zum beflammten Werkstück auszurichten. Der Abstand zwischen Brenneröffnung und Werkstück, der als Freistrahlregion bezeichnet wird, hat einen wesentlichen Einfluss auf die Flammleistung. Zu kleine Abstände verhindern eine vollständige Flammentwicklung, während zu große Distanzen ebenfalls zu einem Leistungsabfall führen, da der Kernbereich der Flammströmung verlassen wird. Die Linde AG empfiehlt für die Verwendung ihrer vorgemischten Erdgas-Sauerstoff-Brennertechnologie einen axialen Arbeitsabstand von 40 mm [Lind13-2].

Abbildung 6-1 zeigt einen kontinuierlichen Abfall der T_{max}-Beträge für eine steigende Länge der Freistrahlregion. Der Abstand von 20 mm stellt das absolute Minimum für die verwendete Brennertechnologie dar. Die unzureichend entwickelte Flammströmung zeigt vermehrt Flammrückschläge, was einen kontinuierlichen Wärmeeintrag verhindert und damit zu den größten Standardabweichungen bei der maximalen Flammtemperatur von ± 26,01 °C führt. Die Flammwirkung des äußeren Flammmantels (Abstand 80 mm) zeigt ebenfalls hohe Standardabweichungen aufgrund der turbulenten Strömung und gleichzeitig die niedrigste Anlasstemperatur durch den fortschreitenden Abfall der Flammintensität.

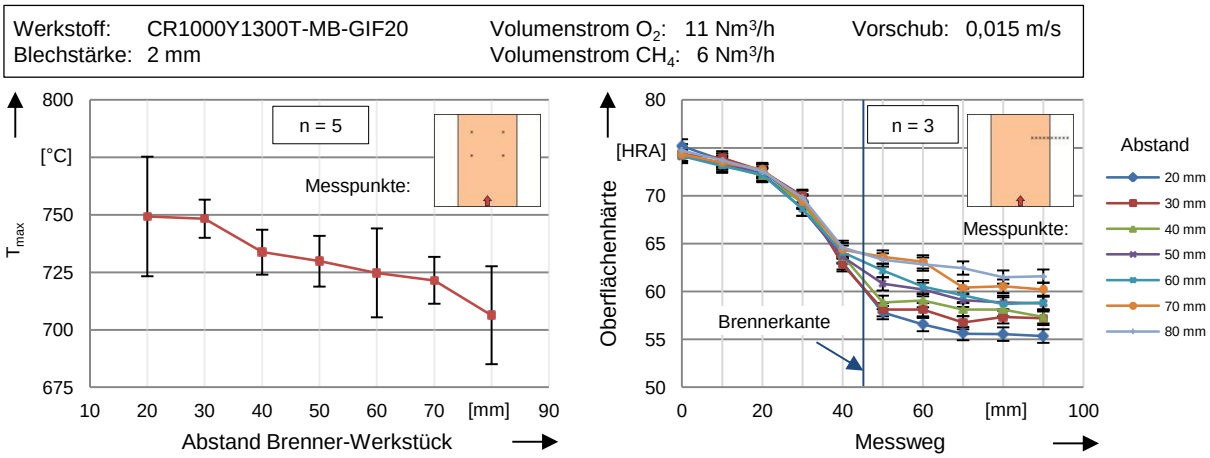


Abbildung 6-1: Einfluss des axialen Brenner-Werkstück-Abstands auf die maximale Anlasstemperatur und den Übergangsbereich der Anlasszone

Vergleichsweise hohe und stabile Bauteiltemperaturen werden im Bereich 30 - 40 mm erreicht. Da 30 mm sehr nahe am Grenzbereich des Minimalabstands der Brennertechnologie ist und während des Anlassens auftretende Maß- und Formänderungen diesen Abstand verringern können, wird der von der Linde AG empfohlenen Abstand von 40 mm für alle weiteren Versuchsreihen übernommen. Weiterhin kann mittels des Rockwell-Härteverlaufs an der Platinenoberfläche im Übergangsbereich aufgezeigt werden, dass eine Brennerfokussierung einen schärferen und definierteren Übergangsbereich bewirkt.

Vorschubgeschwindigkeit

Im Kapitel 4.2.3 wurde der Modellversuch zum partiellen Anlassen unter der Verwendung einer definierten Brennervorschubgeschwindigkeit vorgestellt. Mittels der Vorschubgeschwindigkeit wird die Verweildauer der Flamme über dem anzulassenden Gebiet und somit der Betrag der eingebrachten Wärmeenergie gesteuert. Die Zeit-Temperatur-Verläufe werden mittels Thermoelementen erfasst, welche an der unbeflammten Blechseite in der Spurmitte des Vorschubweges angeschweißt wurden. Abbildung 6-2 zeigt die maximalen Anlasstemperaturen in

Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit für drei ausgewählte Blechstärken. Eine definierte Kalibrierung der Anlasstemperatur ist zwingend notwendig, da diese primär für die induzierten Gefügetransformationen und Veränderung der mechanischen Kenngrößen verantwortlich ist und stetig reproduzierbar eingestellt werden muss.

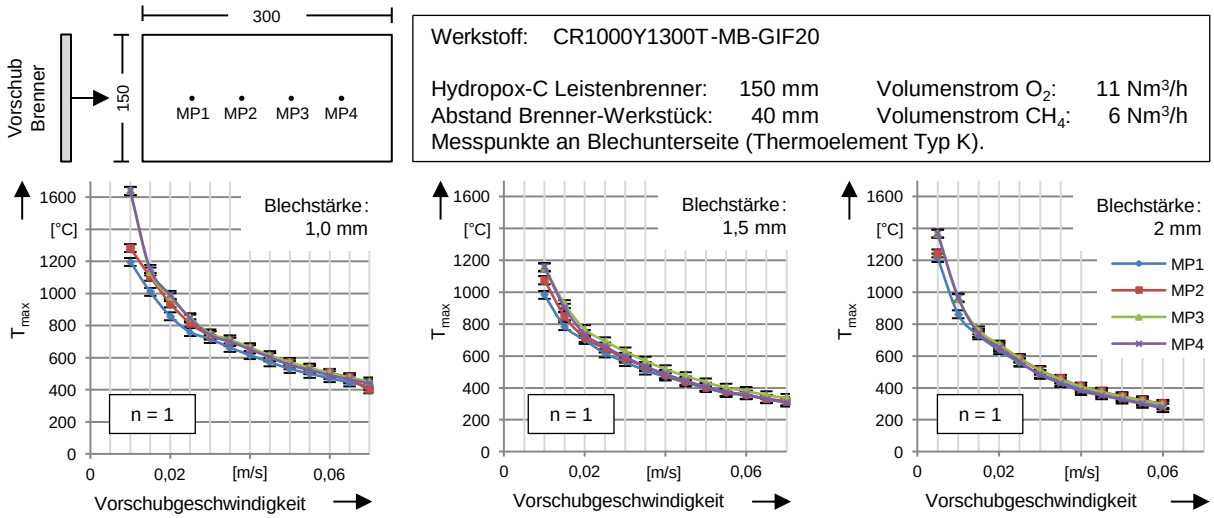


Abbildung 6-2: Maximale Anlasstemperaturen über einen definierten Anlassweg für verschieden Blechstärken

Auftretende Parallelströmungen außerhalb des Stagnationsbereichs liefern einen zusätzlichen Wärmeeintrag. Bis zu Bauteiltemperaturen von circa 700 °C liegen die Maximalwerte aller 4 analysierten Messpunkte für die jeweilige Vorschubgeschwindigkeit sehr eng beieinander, weshalb längere Anlasswege unter konstantem Vorschub realisiert werden können. Bei weiterer Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit schließt sich dem nahezu linearen Wachstum der maximalen Anlasstemperaturen unabhängig der Blechstärke ab circa 700 °C ein nahezu exponentieller Temperaturanstieg an. Die hohe Flammleistung führt bei Unterschreitung der minimalen Vorschubgeschwindigkeit zu einer Zerstörung des Werkstücks durch Oxidbildung, Randentkohlung und Aufschmelzen des Werkstoffs.

Die Auswertung der gemessenen maximalen Anlasstemperaturen an der nicht beflammten Werkstückseite zeigt unterschiedliche Beträge bei einer Variation der Blechstärke. Die Wärmeleitung durch das Werkstück folgt den Gesetzmäßigkeiten

der stationären Wärmeleitung, deren Grundlagen POLIFKE zusammenfasst – Gleichung (6.1) [Poli09].

$$\dot{Q} = A \frac{\lambda}{s} (T_1 - T_2) \qquad (6.1)$$

$\dot{Q}$	*Wärmestrom [W]*
A	*Beflammte Fläche [m^2]*
λ	*Wärmeleitungskoeffizient [W/m K]*
s	*Blechstärke [m]*
T_1	*Temperatur an beflammter Oberfläche [K]*
T_2	*Temperatur an nicht beflammter Oberfläche [K]*

Eine Erhöhung der Blechstärke führt damit zu einem größeren Temperarturgradienten innerhalb des Blechquerschnitts, welcher jedoch, aufgrund der geringen Blechstärke, für die zu erzielende Veränderung der mechanischen Kenngrößen vernachlässigbar gering ist. Ein simulativer Abgleich des Temperatureintrags (siehe Abschnitt 7.2.2) zeigt eine Temperaturdifferenz von 28 °C zwischen beflammter und nicht-beflammter Werkstückseite eines 1,5 mm starken Werkstücks, bei T_{max} = 782 °C (beflammt). Die gezielte Bereitstellung des Mischgases und die Kenntnis des temperaturabhängigen Wärmeleitungskoeffizienten [Hoch12] stellen eine spezifische Konfiguration und Kalibrierung der Anlasstemperatur sicher.

Haltezeit bei stationärem Aufheizprozess

Die stationäre Brennerführung mit definierter Haltezeit folgt den analogen Aufheizmechanismen wie das Aufheizen mittels Vorschub. Die zu erzielende Anlasstemperatur T_{max} wird über die Verweilzeit des Brenners in einem definierten axialen Abstand von 40 mm über dem Werkstück gesteuert. Durch die geringen Blechstärken und die hohe Leistungsdichte der Brennertechnologie werden Aufheizraten von mehreren 100 K/s erzeugt. Abbildung 6-3 zeigt den Anstieg der maximalen Anlasstemperaturen in Abhängigkeit der Verweilzeit des Brenners. Die niedrigen Standardabweichungen bestätigen die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse sowie den homogenen Wärmestrom zum Erhitzen der pressgehärteten Blechteile.

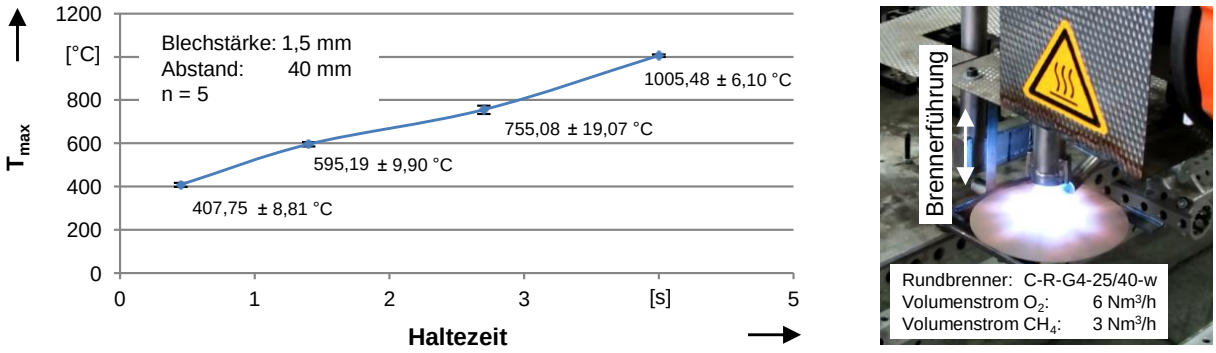


Abbildung 6-3: Resultierende maximale Anlasstemperaturen in Abhängigkeit der Haltezeit beim Anlassen einer pressgehärteten 22MnB5 Blechronde

Aus fertigungstechnischer Sicht stellen die hohen Aufheizraten eine große Herausforderung für die Technik der Brennerführung dar, da angefahrene Referenzpunkte eines Roboters selbst ein definiertes Zeitfenster benötigen, um systemseitig verarbeitet zu werden, bevor eine erneute Handlingsbewegung ausgeführt werden kann. Eine Verminderung der Brennerleistung durch Reduktion der Durchflussraten des Mischgases verringert die Aufheizraten, senkt jedoch die Homogenität der Flammströmung und des Anlassergebnisses. Angrenzende Werkstückbereiche werden durch Parallelströmungen erwärmt, jedoch nicht signifikant metallographisch verändert. Dieser Effekt muss bei weiteren Anlassbehandlungen des Werkstücks durch eine spezifische Anpassung der Haltezeiten des Brenners berücksichtig werden.

Erhöhung der Brennerleistung durch Reihenschaltung

Offene Flammen werden im industriellen Umfeld zur Einsparung von Zeit und Energie genutzt, da die erzwungene Konvektion bei der direkten Einwirkung der Flamme auf das Objekt zu einer signifikanten Erhöhung des Wärmetransfers führt [Meer91]. Der Effekt multipler, definiert angeordneter Flammströmungen dient der Erhitzung großflächiger Bereiche und der Vermeidung lokaler Temperaturspitzen [Kwok05]. Die Wärmetransfercharakteristiken multipler Flammströmungen unter-

scheiden sich deutlich von denen eines einzelnen Brenners durch auftretende Brenner-zu-Brenner Interaktionen, welche nicht durch Erkenntnisse aus dem Ein-Brenner-System bestimmt werden können [Can02, Hube94]. Analog [Dong02] führt die Interferenz auftretender Flammströmungen zu einer Reduktion des Wärmetransfers im Bereich der Wechselwirkung der Fluidströmungen. Je kleiner der Abstand zweier interagierender Brenner, desto stärker die Unterdrückung des Wärmetransfers [Dong02].

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ebenfalls der Effekt einer Reihenschaltung zweier Hydropox®-C Leistenbrenner auf das resultierende Anlassergebnis analysiert. Durch den aufgebrachten Vorschub der Brenner während des Anlassens sind Verschiebungen der Regionen des maximalen Wärmetransfers eher sekundär und haben keinen Einfluss auf die Homogenität des Anlassbereichs. Während eines Vorschubs werden beide Brenner auf der identischen Anlassspur über das Werkstück geführt, wodurch die doppelte Wärmemenge auf das Blechteil einwirkt und damit die Vorschubgeschwindigkeiten erheblich gesteigert werden können. Die maximale Bauteiltemperatur T_{max} steigt durch die zusätzliche Verwendung eines zweiten Brenners, welcher einen horizontalen Abstand von 130 mm zum ersten Brenner hat, bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,035 m/s von ursprünglich 420 °C auf 720 °C. Bei Verwendung nur eines Hydropox®-C Brenners sind zum Erreichen entsprechender Anlasstemperaturen Vorschubgeschwindigkeiten von maximal 0,02 m/s notwendig.

T_{max} in Abhängigkeit des horizontalen Brennerabstands

Abstand	[mm]	110	120	125	130	135	140	150
Vorschub	[m/s]	0,035	0,035	0,035	0,035	0,035	0,035	0,035
Blechstärke	[mm]	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
Mittelwert T_{max}	[°C]	619	621	610,3	718,5	632,5	627,5	648
Standardabw.	[°C]	± 28,7	± 7,0	± 31,1	± 3,0	± 45,3	± 32,8	± 23,1

Tabelle 6-1: Einfluss des horizontalen Brennerabstands auf T_{max} über die Anlassstrecke von 235 mm (4 Messpunkte)

Die Homogenität von T_{max} über die Anlasstrecke ist stark abhängig von der Interaktion der aufeinandertreffenden Fluidströme, was den in Tabelle 6-1

präsentierten T_{max}-Beträgen entnommen werden kann. Eine plausible Hypothese für die stark differierenden Standardabweichungen resultieren aus den starken Interferenzen und Turbulenzen in den aufeinandertreffenden Parallelströmungen.

6.3 Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften

Für eine gezielte Analyse und Bestimmung eines fertigungstechnischen Prozessfensters ist ein Versuchsumfeld zwingend notwendig, das sich durch eine leichte Kontrollierbarkeit, eine stabile Reproduzierbarkeit und realitätsnahe Rahmenbedingungen auszeichnet und weiterhin eine spezifische Wärmebehandlung der Werkstoffe von Versuchsplatinen und Prototypenteilen durch Steuerung definierter Verfahrensparameter ermöglicht [Feus12-1]. Die in Abschnitt 6.2 beschriebenen Einflussgrößen auf T_{max} werden deshalb konsequent überwacht und dokumentiert. Die Anforderungen an beschichtete warmumgeformte Stähle mit Tailored Properties sind in [WS 01009] beschrieben und dienen als Grundlage der Prozessfensterdefinition. Die in diesem Zusammenhang durchgeführten Analysen hinsichtlich der sich einstellenden mechanischen Kenngrößen, Biegewinkel, Kernhärteverläufe und metallographischen Werkstoffgefüge werden im Folgenden präsentiert.

6.3.1 Ausgangszustand

Die Analyse des Prozessfensters hinsichtlich aller essentiellen Werkstoffkenngrößen und -eigenschaften erfolgte unter Verwendung des Zn-beschichteten Bor-Mangan-Stahls der voestalpine AG, wie in [GS93032-6] beschrieben. Um Einflüsse der Blechstärke auszuschließen, wurden alle Analysen an Versuchsplatinen der Stärke 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm durchgeführt. Das Presshärten dieser Platinen erfolgte unter Berücksichtigung der spezifischen Fertigungsvorgaben, wodurch die Dehngrenze und Zugfestigkeit auf mehr als 1000 MPa und 1500 MPa gesteigert wurden, während die Bruchdehnung auf 5 % - 6 % sank [Zimm13-1]. Die exakten, mittels Zugversuchen ermittelten, Werkstoffkenngrößen sind in Tabelle 5-2

dargestellt und erfüllen die Anforderungen der Werkstoffspezifikation für warmumgeformte Bauteile der BMW Group (WS 01006). Die gehärteten Versuchsteile werden deshalb als Referenzplatinen verwendet, die den Ausgangszustand vor dem nachgeschalteten Anlassprozess definieren. Der gehärtete Bor-Mangan-Stahl zeigt ein nahezu homogenes martensitisches Gefüge nach dem Härteschritt, mit einem geringen Anteil an Zwischenstufe, welcher mit steigender Blechdicke minimal ansteigt – siehe Abbildung 6-4.

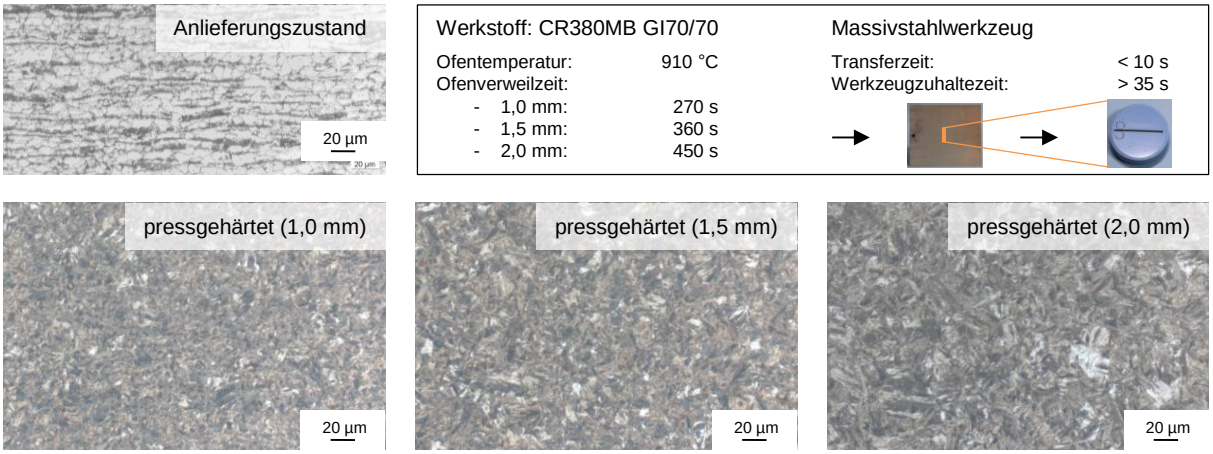


Abbildung 6-4: Metallographische Gefügebetrachtung der pressgehärteten Versuchsplatinen mit den Blechdicken 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm

6.3.2 Partielles Anlassen mittels Flamme

Zielsetzung der im Folgenden dargestellten Analysen ist die spezifische Untersuchung und Bewertung des Einflusses unterschiedlicher, mittels direkter Flammeinwirkung erzeugter, Anlasstemperaturen auf die mechanischen Eigenschaften und metallographischen Strukturen des gehärteten 22MnB5. Die Durchführung der Grundlagenversuche erfolgte analog des in Gliederungspunkt 4.2.3 beschriebenen Modellversuchs mit linearem Vorschub, unter Variation der Vorschubgeschwindigkeit und Blechdicke. Volumenströme von 6,0 m^3/h (CH_4) und 11 m^3/h (O_2) werden in der

Gasmischeinheit zu einem homogenen Mischgas zusammengeführt, wodurch die maximale Flammleistung und Homogenität sichergestellt wird. Der Werkstück-Brenner-Abstand ist konstant 40 mm.

6.3.2.1 Analyse Mechanische Kenngrößen und Biegewinkel

Ein besonderes Augenmerk liegt auf der gezielten und gesteuerten Veränderung der mechanischen Kenngrößen des gehärteten Bor-Mangan-Stahls, da somit belastungs- und anforderungsspezifisch Bauteileigenschaften generiert werden können. Eine weitere Anforderung an die temperaturgesteuerte Entfestigung und die Erhöhung der Duktilität ist eine hohe Reproduzierbarkeit eingestellter Kenngrößen, sodass geforderte Bauteilanforderung in einem festgeschriebenen Prozessfenster unter Serienbedingungen stabil erzielt werden können. Eine temperaturgesteuerte Entfestigung von pressgehärtetem 22MnB5 mittels Laser wurde in [LOKW11] nachgewiesen.

Abbildung 6-5 präsentiert die resultierenden mechanischen Kenngrößen eines angelassenen CR1000Y1300T-MB-GIF20 in Abhängigkeit der beaufschlagten maximalen Anlasstemperatur T_{max} und untersuchten Blechdicken, welche mittels Zugprüfungen analog DIN EN ISO 6892-1 und Abschnitt 5.2.1 durchgeführt wurden. Die Kennwertentwicklung der analysierten Kenngrößen ist direkt abhängig von T_{max}. Die unterschiedlichen Blechstärken zeigen für analoge Anlasstemperaturen identische mechanische Kenngrößen, weshalb ein Einfluss der Blechdicke für 1,0 mm bis 2,0 mm starke Bleche ausgeschlossen werden kann. Das 2,0 mm starke Blechteil besitzt nach einer Wärmebehandlung mit T_{max} = 397 °C eine Zugfestigkeit und Dehngrenze von 1283 ± 14 MPa und 1219 ± 15 MPa, während das Anlassen eines gehärteten 1,0 mm Blechteils in R_m = 1259 ± 15 MPa und $R_{p0,2}$ = 1215 ± 22 MPa resultiert [Zimm13-1].

Die Evaluation der Absolutbeträge der Bruchdehnung und Zugfestigkeit zeigt einen linearen Abfall dieser mechanischen Kenngrößen für eine steigende Anlasstemperatur bis 700 °C. Das Minimum der mechanischen Festigkeitskenngrößen liegt im

Temperaturintervall 750 °C bis 850 °C. Bei einer Temperatur von T_{max} = 793 °C erreicht die analysierte Versuchsreihe ihre spezifischen, minimalen Festigkeitswerte mit einer Zugfestigkeit R_m = 584 ± 4 MPa und Dehngrenze $R_{p0,2}$ = 420 ± 4 MPa. Die resultierenden Standardabweichungen bei n = 5 von stets maximal 22 MPa unterstreichen die Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit der Kennwerte, welche über eine gezielte Führung der Anlasstemperatur eingestellt werden können. Bei Überschreitung der Ac_3-Temperatur der 22MnB5-Stahlgüte (T_{max} > 850 °C) wird ein erneuter Anstieg von R_m und $R_{p0,2}$ detektiert. Dies resultiert aus der Austenitisierung des Werkstoffs beim Aufheizvorgang und einer inhomogenen Martensitbildung durch die steigenden Luftabkühlraten bei steigender Anlasstemperatur [Zimm13-1]. Die Zielwerte der Festigkeitskenngrößen aus WS 01009 werden im Temperaturintervall 750 °C - 850 °C mit ausreichender Sicherheit erreicht, weshalb dies als Prozessfenster für weiterführende Analysen definiert wird – siehe Abbildung 6-5.

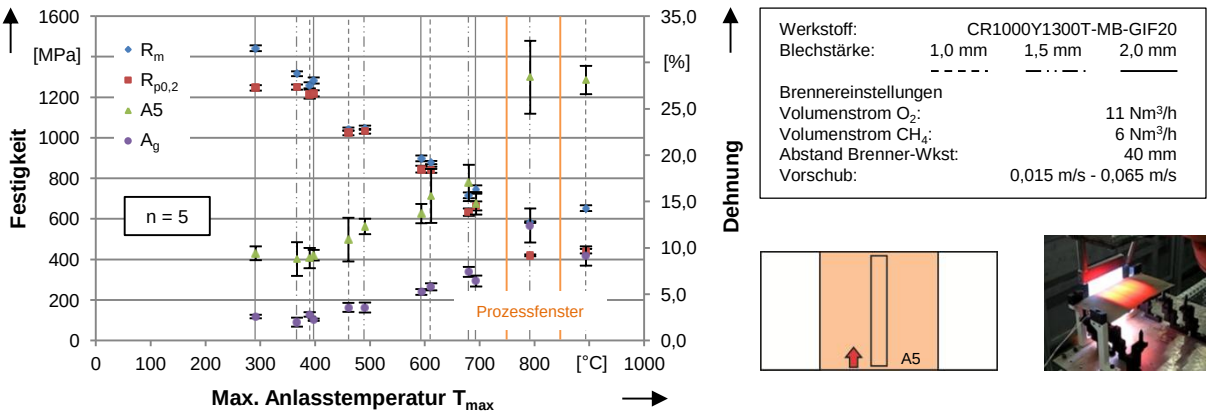


Abbildung 6-5: Mechanische Kenngrößen in Abhängigkeit der maximalen Anlasstemperatur und Blechdicke nach [Zimm13-1]

Parallel zur temperaturinduzierten Entfestigung des gehärteten 22MnB5 wächst die Duktilität und folglich die Bruchdehnung des wärmebehandelten Werkstoffs. Durch eine Wärmebehandlung bei T_{max} = 793 °C steigt die Bruchdehnung (A5) von ursprünglich 5,2 % auf 28,4 ± 4 % [Zimm13-1]. Ein Vergleich zu [LOKW11] bestätigt das Werkstoffverhalten. Nach der bei Höchstlast auftretenden Gleichmaßdehnung A_g der Probe beginnt die Einschnürung der Zugprobe, weshalb diese Dehnung eine elementare Kenngröße zur Bewertung des Crashverhaltens der Bauteile darstellt.

Durch den Anlassprozess der ursprünglich martensitisch gehärteten Teile steigt die Gleichmaßdehnung unabhängig der Blechstärke von ursprünglich 3,11 ± 0,33 % auf 12,4 ± 1,8 % bei T_{max} = 792 °C.

Eine Prognose des Materialverhaltens unter Crash-Belastung ist bei der Verwendung der Erkenntnisse aus dem Zugversuch nicht oder nur eingeschränkt möglich [Laum07], weshalb die Duktilität und das Formänderungsvermögen des Werkstoffs ergänzend durch den modifizierten 3-Punkt-Biegeversuch analog Abschnitt 5.2.2 bewertet werden. Der Einfluss der maximalen Anlasstemperatur auf die Biegewinkel und Prüfkräfte besitzt ebenfalls eine starke Ausprägung und ist für die jeweiligen Blechstärken aus Abbildung 6-6 zu entnehmen. Die Referenzwerte bilden die nicht beflammten Blechteile, deren Kenngrößenbeträge für eine Raumtemperatur von 20 °C aufgetragen wurden. Grundsätzlich ist keine Korrelation der sich einstellenden Biegewinkel von der Blechstärke erkennbar. Die notwendigen Prüfkräfte hingegen sind blechdickenspezifisch und steigen mit wachsendem Blechteilquerschnitt. Durch eine Anlasstemperatur von 894 °C kann der Biegewinkel der 1,0 mm Biegeprobe auf 192 % des ursprünglichen Betrags gesteigert werden und steigt damit von 65,4 ± 3,4° auf 125,4 ± 1,1°.

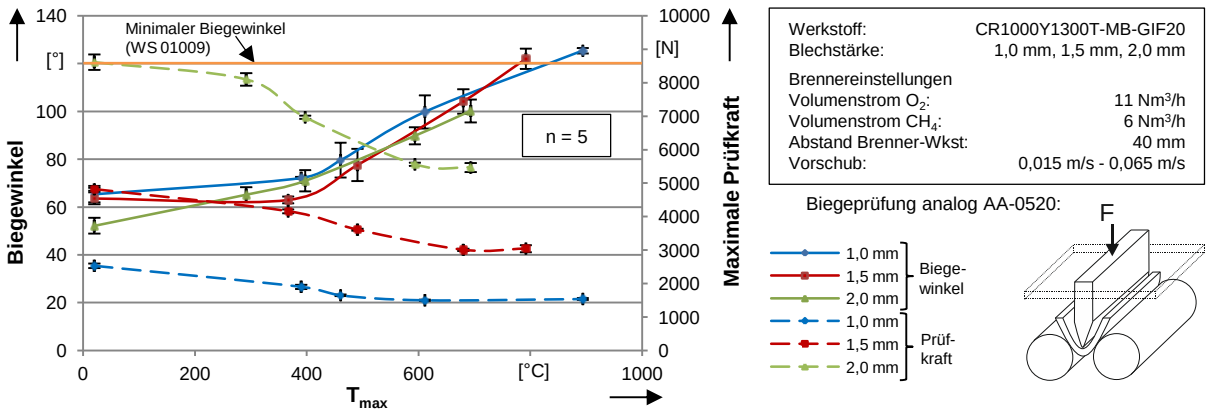


Abbildung 6-6: Prüfkraft des 3-Punkt-Biegeversuchs und resultierende Biegewinkel in Abhängigkeit von T_{max}

Im Temperaturintervall 350 °C - 450 °C ist ein signifikanter Anstieg der Biegewinkel und Abfall der maximalen Prüfkräfte zu festzustellen. Metallographische Analysen

zeigten in diesem Intervall einen Wechsel des primären Gefügestrukturanteils von Martensit zum Zwischenstufengefüge. Ab circa 600 °C verbleiben die aufgebrachten Prüfkräfte konstant auf ihrem jeweiligen Minimalniveau, während die maximalen Biegewinkel mit fortsteigender T_{max} weiterhin wachsen. Dies bedeutet eine Steigerung des Formänderungsvermögens bei konstanten Prozesskräften. Ab T_{max} > 800 °C werden die analog WS 01009 geforderten Biegewinkel von minimal 120 °C stetig erreicht.

6.3.2.2 Analyse der Kernhärte

Die Analysen der Kernhärte erfolgten analog DIN EN ISO 6507-1. Diese dienen der Bestätigung der mechanischen Kenngrößen, der Verifikation metallographischer Gefügeanalysen und der Analyse der Homogenität des Anlassbereichs sowie der Beschreibung des kontinuierlichen Übergangsbereichs zwischen gehärtetem Bauteil und Anlasszone. Vor der Entnahme von Werkstoffschliffen aus dem Kernbereich der Anlasszone wurden die gehärteten Versuchsplatinen mittels ausgewählter Vorschubgeschwindigkeiten definiert angelassen. Die Kernhärte der Ausgangsplatinen von circa 470 HV10 kann Tabelle 5-2 entnommen werden.

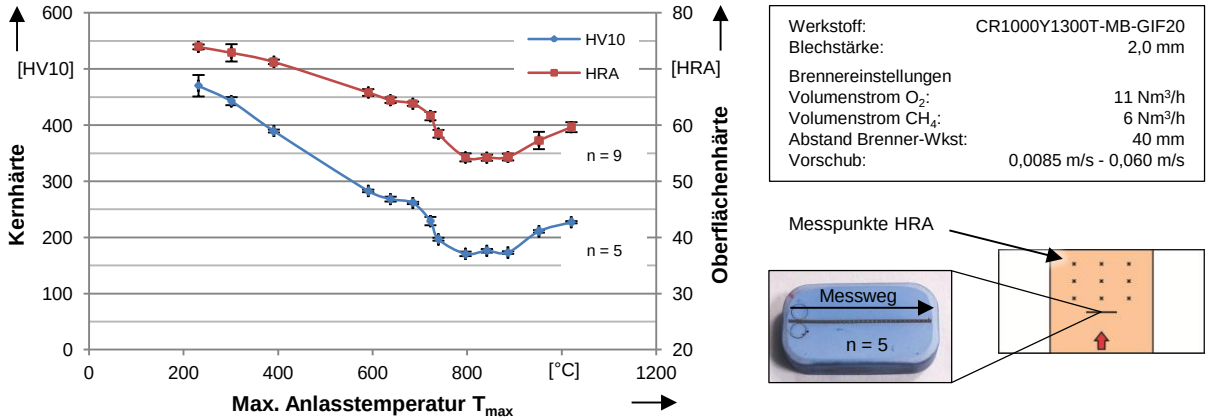


Abbildung 6-7: Entwicklung der Kern- und Oberflächenhärte einer pressgehärteten 22MnB5-Versuchsplatine (Blechdicke 2 mm) in Abhängigkeit der Anlasstemperatur T_{max} nach [Zimm13-1]

Der zusätzliche Wärmeeintrag führt zu einer Entspannung des martensitischen Gefüges, unterstützt und katalysiert die Rekristallisation und die metallographische Gefügetransformation der Mikrostruktur [Zimm13-1]. Mit steigender Maximaltemperatur fällt die Kernhärte nahezu linear bis zu einem lokalen Minimum, das bei circa 800 °C erreicht wird und damit im zuvor definierten Prozessfenster von 750 °C - 850 °C liegt – siehe Abbildung 6-7. Das mit T_{max} = 796 °C angelassene Werkstück besitzt eine Vickers-Härte von 170,6 ± 4,1 HV10, was einer Reduktion der Kernhärte von mehr als 300 HV10 zum gehärteten Ausgangszustand entspricht. Die hohe Kernhärtereduktion ist auf eine Gefügetransformation von einem ursprünglich martensitischen zu einem nahezu homogenen ferritischen Mikrogefüge zurückzuführen. Die geforderten Kennwerte der Werkstoffspezifikation von 150 HV10 - 200 HV10 und 48 HRA - 56 HRA sind ebenfalls gezielt einstellbar. Im Anlieferungszustand besitzt der unvergütete 22MnB5 analog [GS 93005-19] ein ferritisch-perlitisches Ausgangsgefüge mit einer Kernhärte von 170 HV10. Durch eine Wärmebehandlung im Prozessfenster wird der pressgehärtete Bor-Mangan-Stahl demzufolge nahezu in seinen ursprünglichen unvergüteten Anlieferungszustand retransformiert [Zimm13-1]. Ein Abgleich der Kernhärte mit der Oberflächenhärte, welche an neun definierten Messpunkten in der Anlasszone pro Platine ermittelt wurde, zeigt eine identische Kenngrößenkennlinie – siehe Abbildung 6-7. Bei Überschreitung der Ac_3-Temperatur wird für alle analysierten Blechstärken (1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm) ein Anstieg der Härte detektiert, welcher aus der erneuten Martensitbildung, bedingt durch die Austenitisierung [Lied05] und die steigenden Abkühlraten mit steigender Maximaltemperatur, resultiert. Die Kernhärteanalyse in [LOKW11] stützt diese Erkenntnisse.

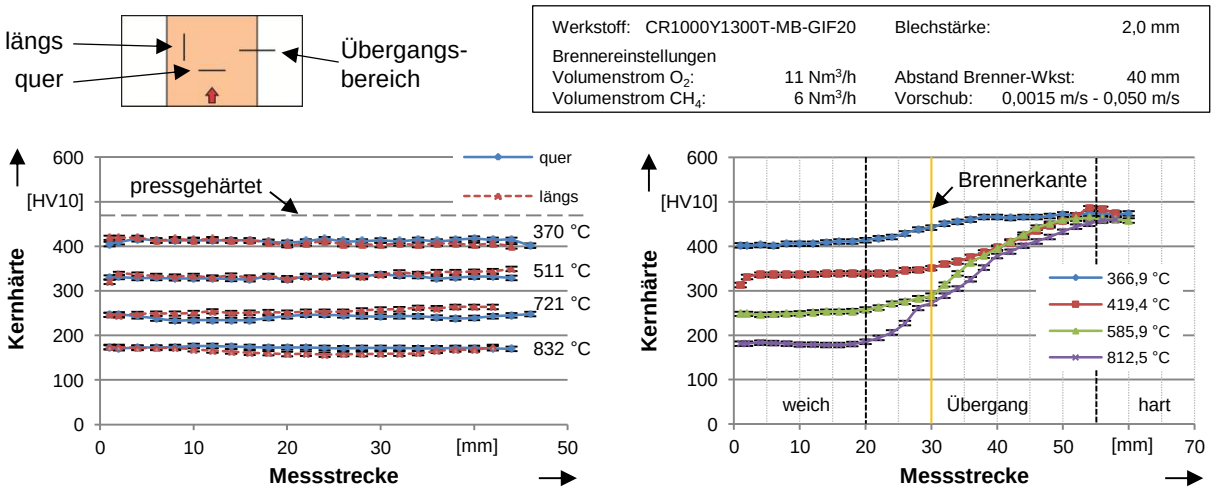


Abbildung 6-8: Nachweis der Homogenität der Anlasszone und eines kontinuierlichen Übergangsbereichs mittels Kernhärtemessung

Die Homogenität des Weichbereichs und dessen Übergangsbereich zum gehärteten Bauteilbereich werden ebenfalls mittels Kernhärtemessungen analysiert und bewertet. Die spezifische Wärmebehandlung mittels unterschiedlicher Maximaltemperaturen erzeugt, sowohl über die Brennerbreite hinweg, als auch in Vorschuborientierung, konstante und identische Kernhärtebeträge – siehe Abbildung 6-8. Die strömungsoptimierten Brenner garantieren einen homogenen Wärmeeintrag, welcher sich nachweislich mittels des Vorschubs über die Anlasszone ausbreitet.

Die Ausprägung der Übergangszone zwischen Hart- und Weichbereich ist primär abhängig von der Fertigungsstrategie zur Umsetzung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in warmumgeformten Bauteilen. Die Übergangszone besitzt eine typische Breite von weniger als 50 mm bis 150 mm, was wiederum längenspezifische Vor- und Nachteile in sich birgt. Grundsätzlich stehen jedoch die Umsetzung auftretender Bauteilbelastungen sowie die Erzielung eines gewünschten Deformationsverhaltens im Crashfall im Vordergrund. Eine breite Übergangszone besitzt einen geringen Eigenschafts- und Festigkeitsgradienten, wodurch lokale Spannungsspitzen im Belastungsfall ausgeschlossen werden. Das Mischgefüge der Übergangszone ist ein schwer definierbarer Werkstoffzustand und deshalb simulativ schwer abzubilden, weshalb eine möglichst kleine Übergangszone bevorzugt wird. Im Hinblick auf die hohen Bauteilanforderungen und die Großserienfertigung sind eine definierte Lage

und eine konstante, stetig reproduzierbare Breite der Übergangszone unumgänglich [Feus13-1]. Als Übergangszone wird im Folgenden der Bereich zwischen den in WS 01009 beschriebenen Härteniveaus definiert – siehe Abbildung 6-8. Die Länge und der Härtegradient des Übergangsbereichs steigen mit T_{max} und resultieren für eine Blechdicke von 1,5 mm und T_{max} ~ 800 °C in einer Länge von circa 35 mm. Weiterhin besteht zwischen der Blechdicke und der Länge der Übergangszone ein direkt proportionaler Zusammenhang. Die Reproduzierbarkeit der definierten Lage und Breite wurden ebenfalls bestätigt.

6.3.2.3 Metallographische Analyse

Das partielle Anlassen der pressgehärteten Bauteile dient einer lokal begrenzten definierten Wärmebehandlung zur Reduktion der Festigkeiten und gleichzeitiger Erhöhung der Duktilität. Durch die Wärmebehandlung wird die martensitische Gefügestruktur gezielt verändert, um maßgeschneiderte Bauteileigenschaften zu generieren. Die kombinierte Wärmebehandlung aus Härten und Anlassen wird als Vergüten bezeichnet [Barg12]. Der Ausgangszustand der Versuchsteile wurde in Abschnitt 6.3.1 definiert und dargestellt. Grundsätzlich steigt mit zunehmender Anlasstemperatur die Beweglichkeit der Kohlenstoff- und Eisenatome. Im Bereich der 1. Anlassstufe (100 °C - 200 °C) werden feinstverteilte Eisencarbide ausgeschieden, was zu einer Entspannung der tetragonal verzerrten Gitterstruktur führt. Weiterhin erfolgt eine Umwandlung zum weniger verspannten *kubischen Martensit* mit einhergehender Volumenreduktion [Barg12]. Die zu erwartende Kernhärtereduktion in dieser Anlassstufe ist gering [Barg12], was in Abbildung 6-9 Bild 1 bestätigt wird. Die weitere Steigerung von T_{max} durch eine Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit im Bereich der zweiten Anlassstufe erhöht die Beweglichkeit der C-Atome zusätzlich, wodurch eine feinverteilte Ausscheidung von Fe_3C bewirkt wird. Ab einer Temperatur von 350 °C koagulieren diese Partikel zu lichtmikroskopisch auflösbaren Partikeln [Barg12]. Diese Carbidausscheidungen erhöhen zunehmend den Anteil des Zwischenstufengefüges, während die Bestandteile an Martensit weiter reduziert werden. Eine Wärmebehandlung bei T_{max} = 685 °C erzeugt eine metallographische

Gefügestruktur aus primär Zwischenstufe, Martensit und Ferrit (< 5 %), wodurch bereits eine Härtereduktion von circa 45 % auf 261 HV10 erreicht wird. Mit weiter fortschreitender Erhöhung der Anlasstemperatur bis circa 850 °C steigt der prozentuale Gefügeanteil des Ferrits, bis zwischen 800 °C und 850 °C ein nahezu homogenes ferritisches Gefüge erreicht wird. Dieses enthält geringe, lichtmikroskopisch nicht auflösbare, Anteile von Zwischenstufen- und Martensitgefüge. Die detektierten Härtewerte von 170 HV10 - 175 HV10 stützen diese Erkenntnis.

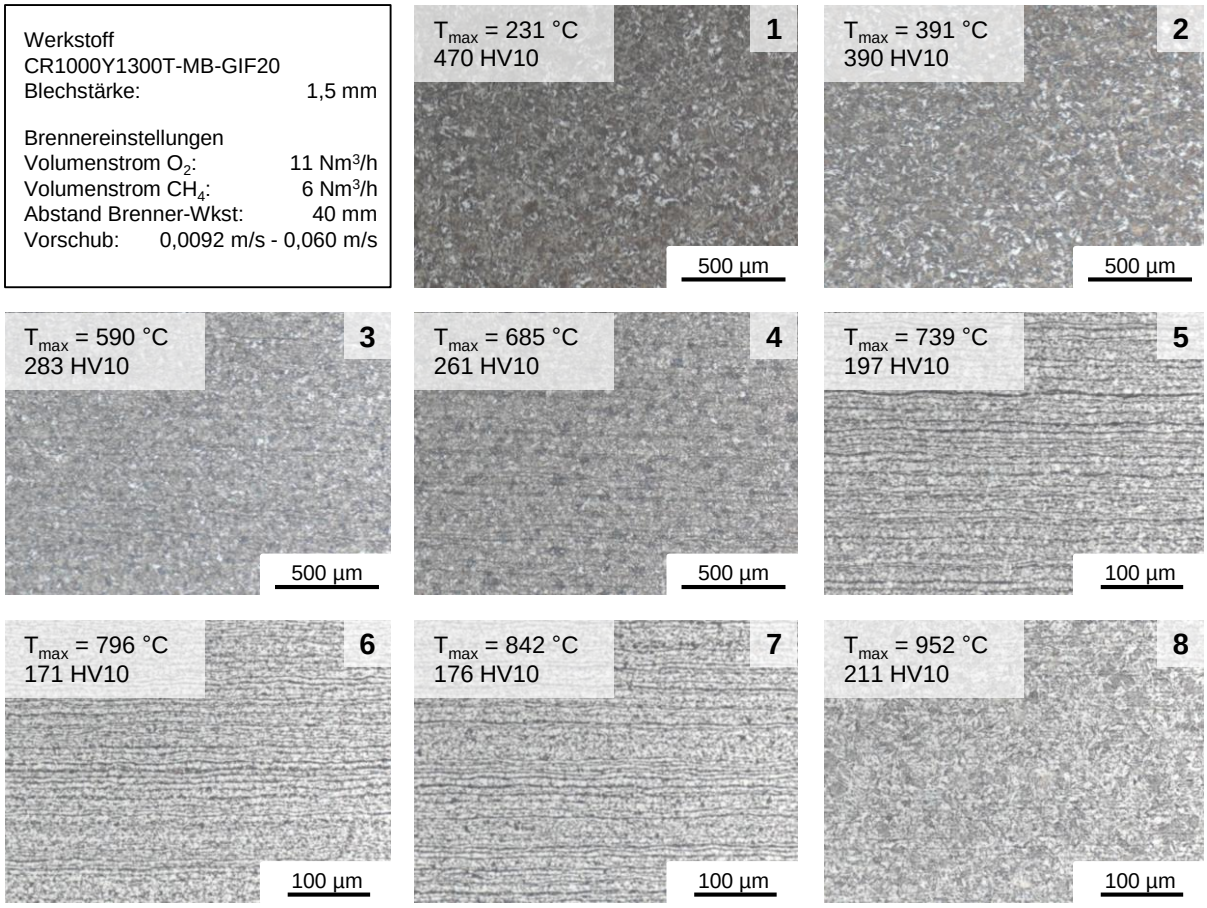


Abbildung 6-9: Metallographische Analyse der Mikrostruktur und Kernhärte in Abhängigkeit der maximalen Anlasstemperatur T_{max} nach [Zimm13-1]

Ab einer Temperatur von circa 850 °C steigt der Anteil an Zwischenstufengefüge und Martensit nach der Luftabkühlung ebenso wie die Kernhärte der Proben erneut an. Dies ist auf eine inhomogene Austenitisierung des Werkstoffs und einen ausreichend

hohen Abkühlgradienten bei der Luftabkühlung zurückzuführen. Die hohen Aufheizraten der Anlassbehandlung mittels Flamme verschieben die Umwandlungspunkte des Werkstoffs zu deutlich höheren Temperaturen, um eine inhomogene oder homogene Austenitisierung sicherzustellen [Barg12]. Durch den Ungleichgewichtszustand des martensitischen Gefüges und die darin gebundene höhere innere Energie werden die Ac_1 und Ac_3-Temperatur des gehärteten Blechteils im Vergleich zu Bleichteilen im ferritisch-perlitischen Ausgangszustand etwas herabgesetzt und liegen analog den metallographischen Analysen oberhalb von 850 °C.

6.3.2.4 Verwendung einer Brennerreihenschaltung

Multiple Flammströmungen werden im Allgemeinen sowohl für industrielle, als auch häusliche Anwendungen herangezogen. In Reihe angeordnete Flammströmungen können helfen, den für die Erwärmung benötigten Wärmetransfer zu erhöhen und lokale Überhitzungen zu vermeiden [Kwok05]. Dieser Sachverhalt wurde ebenfalls in einem Modellversuch verifiziert. Hierbei wurden Leistenbrenner des Typs C-L2-150/75/4-w in definiertem horizontalem Abstand unter konstantem Vorschub über eine ebene Versuchsplatine geführt. Neben einer Bewertung des Temperatureintrags und der Homogenität der Anlasszone wurden ebenfalls die Auswirkungen auf die mechanischen Kenngrößen und metallographischen Gefügestrukturen analysiert und bewertet.

Der Einsatz von multiplen Flammströmungen erhöht die Komplexität und Turbulenzen der resultierenden Flammströmungen, und der daraus resultierende Wärmeeintrag ist von einer Vielzahl von Faktoren abhängig. Der horizontale Brennerabstand beeinflusst signifikant die Homogenität der Flammströmung, die Ausbildung der Stagnationspunkte und den Wärmetransfer der Fluidströmung. Aufeinandertreffende Parallelströmungen führen zu Aufwindströmungen, welche sich durch starke Turbulenzen auszeichnen [Dong04] – sieheAbbildung 6-10. In Abhängigkeit des horizontalen Abstandes des Brenners können sekundäre Stagnationspunkte entstehen. Jedoch kann ein zu kleiner Brenner-zu-Brenner Abstand auch zur

Reduktion des lokalen Wärmetransfers führen [Dong04]. Unter dem Aspekt eines homogenen reproduzierbaren Temperatureintrags wurde für die Modellversuche ein horizontaler Brennerabstand von 130 mm ermittelt. Durch die Reihenschaltung der Brenner wird an jedem Punkt der Anlasszone eine mehrfache Anlassbehandlung vorgenommen. Es konnte keine Erhöhung der Aufheizrate detektiert werden, jedoch wird dem bereits erhitzten Bereich wesentlich länger Energie zugeführt, wodurch deutlich höhere maximale Anlasstemperaturen bei einem Vorschub vergleichsweise zur Ein-Brenner-Strategie generiert werden.

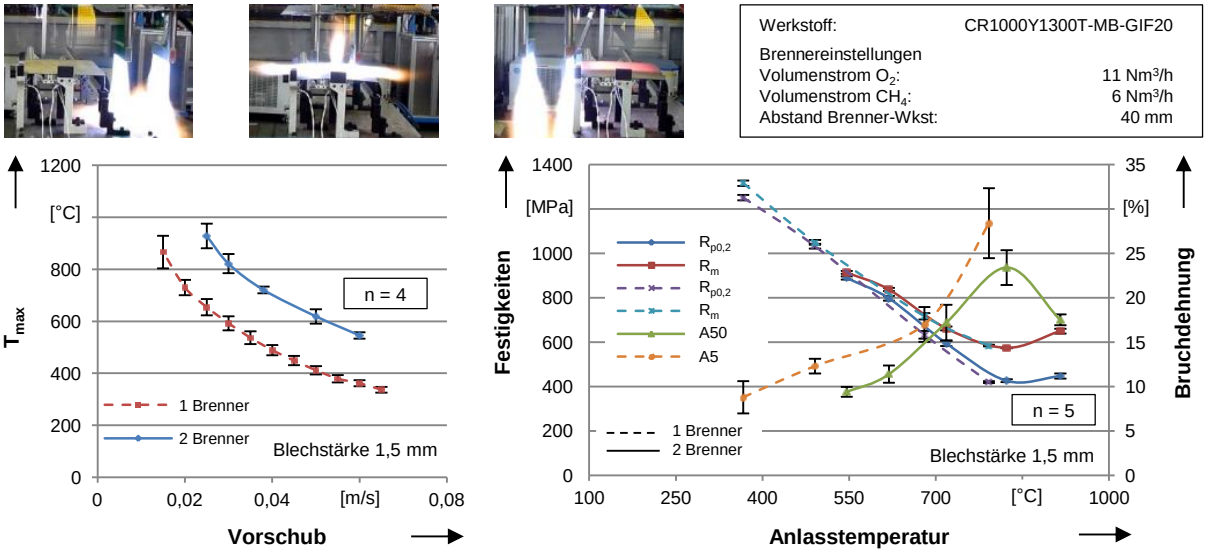


Abbildung 6-10: Resultierende maximale Anlasstemperaturen und mechanische Kenngrößen unter Verwendung zweier in Reihe geschalteter Leistenbrenner

Die Analyse und Bewertung der mechanischen Kenngrößen zeigte keine signifikanten Unterschiede zur bereits präsentierten Kennwertermittlung – siehe Abbildung 6-5 und Abbildung 6-10. Die bei circa 827 °C angelassenen Versuchsplatinen besitzen im Bereich der Anlasszone ein nahezu homogenes ferritisches Gefüge mit einer homogenen Kernhärteverteilung von durchschnittlich 167 ± 2,6 HV10 und 169 ± 1,9 HV10 in einer Orientierung längs und quer zum Brennervorschub. Die Übergangszone zum pressgehärteten Bereich beträgt 35 - 40 mm.

Aufgrund des höheren Energieeintrags sind schnellere Vorschubgeschwindigkeiten bei gleichem Anlassergebnis möglich, wodurch die Taktzeit pro Bauteil verringert werden kann. Die starken Turbulenzen zwischen den Fluidströmen sind bereits bei einer ebenen Platine schwer beherrschbar und im Hinblick auf eine fertigungstechnische Überführung an ein Realbauteil kaum realisierbar, weshalb der Ansatz einer Brennerreihenschaltung nur in einem horizontalen Abstand praktikabel ist, in welchem keine weitere Interaktion der Parallelströmungen mehr stattfindet.

7 Analyse der Form- und Maßstabilität

Die Umsetzung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in pressgehärteten Strukturteilen wirft eine Vielzahl an Herausforderungen auf. Neben dem Erreichen spezifischer mechanischer Kenngrößen und Oberflächengüten sowie einer homogenen Anlasszone ist eine stete Form- und Maßstabilität der gefertigten Strukturteile ein unerlässliches Kriterium des Karosseriebaus. Die fertigungstechnischen Ansätze des partiellen Abkühlens im Werkzeug und das partielle Anlassen zur Generierung lokaler maßgeschneiderter Bauteileigenschaften bedingen stets eine inhomogene Temperaturverteilung im Bauteil, gefolgt von einer Luftabkühlung, welche zu lokalen und gesamthaften Form- und Maßänderungen führen kann [Zimm13-3]. Um diesen Verzug vorab zu berücksichtigen und entgegenzuwirken, wird eine thermo-mechanische simulative Abbildung des Fertigungsansatzes durchgeführt. Im industriellen Umfeld dient die Finite-Elemente-Methode (FEM) der prozessstabilen und -sicheren Auslegung von Presshärtebauteilen [Hipp13]. Im Bereich der Bauteil- und Prozessauslegung sowie -absicherung ist die Finite-Elemente-Methode bereits fest etabliert und zählt damit zum Stand der Technik [Flei09]. Die simulative Umsetzung des Presshärteprozesses stellt, bedingt durch die Präsenz thermischer und mechanischer Aspekte, hohe Anforderungen an die thermisch-mechanisch gekoppelte Simulationsmethodik und deren Umsetzung im Bereich der automobilen Entwicklung [Hipp13]. Zielsetzung ist es, mittels einer thermisch-mechanisch gekoppelten Simulation den resultierenden Verzug des partiellen Anlassens zu prognostizieren, um vorab entsprechende Gegenmaßnahmen einleiten und verifizieren zu können.

7.1 Grundlegende Ursachen und Mechanismen der Maß- und Formänderung

Die Nomenklatur *Maßänderung* beschreibt die Änderung der Maße eines Werkstücks, während unter *Formänderung* die Veränderungen bestehender Winkelbeziehungen und Bauteilkrümmungen zu verstehen ist. Im Folgenden beschriebene Maß-

und/oder Formänderungen werden synonym mit dem Begriff *Verzug* beschrieben [Heeß03, LOKW11]. Die nichtthermische Volumenänderung, wie beispielsweise auftretende Gefügetransformationen, und die elastisch-plastisch Verformung bilden die grundlegenden Ursachen für Maß- und Formänderungen analysierter Stahlbauteile [Heeß03]. Könnte eine idealisierte Bauteilfertigung und Wärmebehandlung durchgeführt werden, so läge dennoch bei einer temperaturgetriebenen Veränderung der Mikrostruktur des metallographischen Gefüges stets eine Maß- oder kombinierte Maß- und Formänderung vor. Diesbezüglich wird von unvermeidbaren Maß- und Formänderungen gesprochen [Heeß03]. Mit der Zielsetzung einer definierten Veränderung des metallographischen Mikrogefüges zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften, hervorgerufen durch eine lokal begrenzte Wärmebehandlung, steht der fertigungstechnische Ansatz des partiellen Anlassens vor einer großen Herausforderung hinsichtlich der geometrischen Stabilität gefertigter Komponenten [Zimm13-3].

Der temperaturinduzierte Verzug beim partiellen Anlassen von pressgehärteten Bauteilen mittels Laser und Induktion wurde in [LOKW11] gezielt analysiert und bewertet. Es wurde nachgewiesen, dass die Maß- und Formänderungen der angelassenen Strukturteile in Abhängigkeit der Anlassstrategie, der Lokalisierung des Weichbereichs und dessen geometrischer Ausprägung differieren, jedoch für die jeweilige Parameterpaarung stetig identisch wiederkehrend sind. In Anlehnung an diese Erkenntnis durchgeführte Vorversuche mittels Flammanlassen an einer pressgehärteten B-Säule eines BMW 5er bestätigen diesen stetig identischen Verzug für den zu bewertenden Fertigungsansatz. Auftretende Maß- und Formänderungen werden im Bereich des Flammrichtens gezielt eingebracht, um vorzugsweise groß dimensionierte Stahlteile oder -konstruktionen auszurichten. Im Bereich der Profilumformung und der Makro- und Mikrotechnik findet das berührungslose Laserumformen von metallischen Werkstoffen Anwendung, welches mittels definierter Temperatureinträge, Erwärmungsmuster und -strategien Bauteile gezielt geometrisch formt. Repräsentative Beispiele sind die Arbeiten [Henn01, Holz96, Krau97, Merk01, Voll96]. Grundsätzlich ist der Verzug des partiellen Flammanlassens abhängig von den erzeugten thermischen Spannungen im Bauteil. Grundsätz-

lich gilt es, in Abhängigkeit des induzierten Temperaturfeldes in Blechdickenrichtung zwischen zwei Gruppen zu differenzieren [Merk01]:

- ohne Temperaturgradient ($dT/dz = 0$)
- mit Temperaturgradient ($dT/dz \neq 0$)

Die elementar bekannten, temperaturinduzierten Formgebungsmechanismen sind der Temperatur-Gradienten-Mechanismus (TGM), der Knickmechanismus (KM), der Stauchmechanismus (SM) und der Eigenspannungspunkt- bzw. Eigenspannungsrelaxations-Mechanismus (EM) [Voll93]. In Abhängigkeit der Brennerführung wird das Bauteil durch eine stationär einwirkende Flammströmung oder eine mit definiertem Vorschub geführte Flammströmung erhitzt.

Im Falle des **Temperatur-Gradienten-Mechanismuses** entspricht die Breite des eingebrachten Temperaturfeldes circa dem Betrag der Blechdicke. In Blechdickenrichtung liegt weiterhin ein steiler Temperaturgradient vor [Merk01]. Durch das Behindern der thermischen Expansion des sich erwärmenden Werkstoffs durch umgebende nicht erhitzte – und damit wesentlich kältere – Bauteilbereiche werden Druckspannungen aufgebaut, welche mit steigender Energie- und Temperaturzufuhr die temperaturbedingt sinkende Fließgrenze des Werkstoffs erreichen und zu plastischen Formänderungen führen [Kraus97]. Bei nicht ausreichender Festigkeit des Werkstoffs wächst eine Gegenbiegung des Bauteils zur Wärmequelle, bis plastisches Fließen eintritt. Im Verlauf der Abkühlung wird der gestauchte Bereich thermisch kontrahiert, woraufhin wachsende Zugspannungen eine bleibende Biegung umliegender Bereiche hin zur Wärmequelle hervorrufen [Henn01, Holz96, Merk01].

Besitzen die Breite des Weichbereichs und Blechdicke entsprechende Dimensionen und der Temperaturgradient in Blechdickenrichtung ist verschwindend gering, tritt der **Stauchmechanismus** auf. Das Aufstauchen erfolgt nahezu homogen über die Blechdicke, wodurch sich keine Biegung, sondern lediglich eine Verkürzung in Blechebenenrichtung einstellt [Krau97].

Unter dem Aspekt maßgeschneiderter Bauteileigenschaften ist der **Knickmechanismus** wesentlich für die Anwendung des partiellen Anlassens. Voraussetzung ist ein im Vergleich zur Blechstärke sehr bereites Temperaturfeld, bei gleichzeitig minimalem Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung. Die hohen Temperaturen und das ausgedehnte Temperaturfeld generieren eine Instabilität in der Blechebene. Steigende Druckspannungen aufgrund der thermischen Expansion bewirken ein lokales Ausknicken (engl. buckling), dessen Orientierung durch die Anfangsbedingungen bestimmt ist [Holz96, Krau97]. Die Richtung der erzeugten Aufwölbung wird durch eine ausreichende Anfangskrümmung festgelegt, wodurch die Biegerichtung eindeutig bestimmt ist [Holz96]. Die Orientierung kann weiterhin durch Eigenspannungen im Bauteil oder definiert aufgebrachte Vorspannungen beeinflusst werden.

7.2 Gezielte Prozessführung und simulative Optimierung

Beim partiellen Flammanlassen einer indirekt pressgehärteten B-Säule eines BMW 5er stellt sich unter Einhaltung konstanter Rahmenbedingungen der Anlassbehandlung ein stetig wiederkehrender, identischer Verzug ein. Die Größe und Lokalisierung des Weichbereichs, die maximale Anlasstemperatur sowie die durchgeführte Anlassfolge einzelner Geometriesektionen sind primär maßgebend für die final vorliegenden, stetig reproduzierbaren Maß- und Formänderungen der Bauteile. Die größten lokalen und am vollständigen Bauteil quantifizierten dimensionalen Veränderungen wurden durch eine Anlassbehandlung der Randbereiche, Flansche und vollständig vom Hartbereich umschlossener Geometrien hervorgerufen [Zimm13-3]. Die lokalen Form- und Maßänderungen sind auf den unter Abschnitt 7.1 beschriebenen Knickmechanismus zurückzuführen, während thermische Zugspannungen nach der Abkühlung den gesamthaften Verzug verursachen.

Die primäre Maxime bei der Definition und Auslegung der Weichbereiche ist die Gewährleistung der Crashanforderungen bei gleichzeitiger Realsierung der Form- und Maßstabilität. Diesem Anspruch muss deshalb mittels einer stabilen, homogenen

und leicht steuerbaren Brennertechnologie, einer gezielten Prozessführung und Anlassstrategie sowie simulativer Prozessoptimierung begegnet werden [Zimm13-3].

7.2.1 Modellversuch

Zur Verifizierung der resultierenden Maß- und Formabweichungen beim partiellen Anlassen mittels Flamme von pressgehärteten Bauteilen wurde ein Modellversuch erarbeitet. Ein simulativer Abgleich dieses Modellversuchs dient der Identifikation und Beschreibung der wesentlichen Einflussgrößen des Verzugs. Als Versuchsplatine dient eine pressgehärtete Blechronde des Werkstoffs CR1000Y1300T-MB-GIF20 mit einer Blechstärke von 1,5 mm und einem Rondendurchmesser von 150 mm. Diese ist auf drei Auflagepunkten frei liegend gelagert, sodass sich die Form- und Maßänderungen ungehindert einstellen können – siehe Abbildung 7-1.

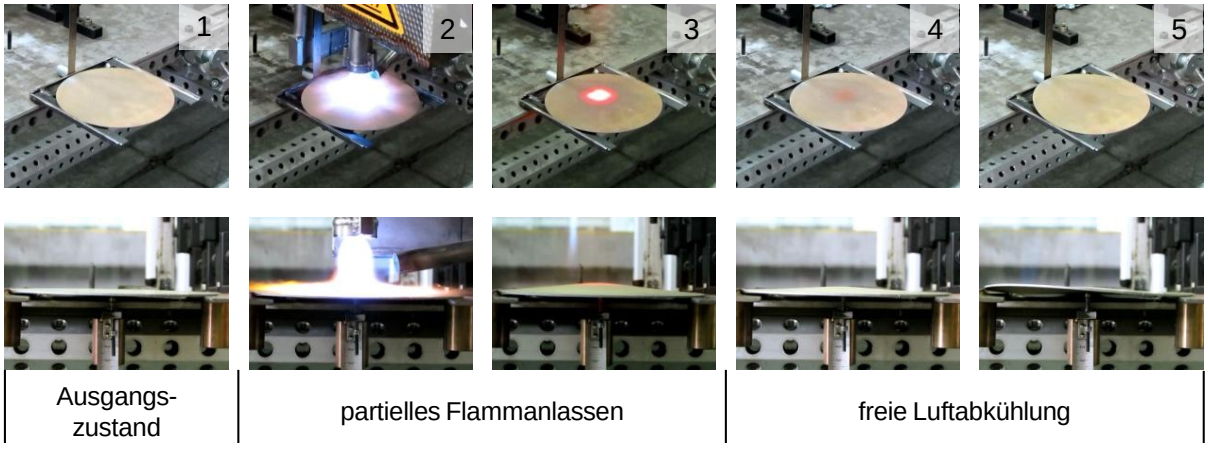


Abbildung 7-1: Maß- und Formänderung einer pressgehärteten Blechronde über den vollständigen Prozessschritt des partiellen Flammanlassens analog [Zimm13-3]

Die Blechunterseite liegt ausgenommen der Auflagepunkte vollständig frei, um eine ungehinderte Luftabkühlung zu gewährleisten. Die Versuchsdurchführung erfolgt analog Abschnitt 4.2.3 mittels eines stationären Aufheizprozesses. Der Hydropox®-C Rundbrenner des Typs C-R-G4-25/40-w wird mit einem Erdgas-Sauerstoff-Gemisch

(Verhältnis: 1:2) unter maximalem Durchfluss gespeist – siehe Tabelle 4-1. Dem Anlassen folgt eine freie Luftabkühlung bis zum Erreichen der Raumtemperatur. Mittels thermographischer Aufnahmen und definiert positionierten Thermoelementen (Typ K) wird der Temperatureintrag an der Blechunterseite dokumentiert und analysiert [Zimm13-3].

7.2.2 Numerisches Grundlagenmodell

Die simulative Nachbildung des Modellversuchs dient der Verifizierung des Temperaturfeldes im Verlauf des Aufheiz- und Abkühlvorgangs sowie der damit einhergehenden Maß- und Formänderungen. Das Simulationsmodell berücksichtigt alle Spannungszustände, die resultierenden elastischen und plastischen Verformungen und Verzugsmechanismen als Folge des durch die Anlassbehandlung hervorgerufenen Stauch- und Knickmechanismus. Die thermischen und mechanischen Eigenschaften werden durch eine thermisch-mechanisch gekoppelte Simulation mittels ABAQUS berücksichtigt. Dem implizit berechneten Modell liegt eine 3D-Vernetzung mittels Hexaeder-Elementen zugrunde. Eine Verkürzung der notwendigen Rechenzeiten wird durch die Reduktion des rotationssymmetrischen Modellversuchs auf die simulative Abbildung lediglich eines Quadranten der Blechronde erreicht – siehe Abbildung 7-2. Die statische Bestimmung erfolgt über eine Z-Lagerung am Rondenrand und eine doppelte Symmetriebedingung an den Rondenflanken [Zimm13-3]. Da hinsichtlich des aktuellen Standes der Technik keine vollständige thermo-mechanische Materialkarte des martensitisch gehärteten 22MnB5 dokumentiert ist, wurden dem Modell alle verfügbaren thermomechanischen Materialdaten und Kenngrößen implementiert, um zu verifizieren, ob durch diese Restriktion die resultierenden Form- und Maßänderungen quantitativ und qualitativ abgebildet werden können. Neben der Verwendung von [Hipp13, Hoch12, Lech09, Rohl96, Shap09, Stoe12] bilden aktuelle Erkenntnisse die Basis der maßgebenden temperaturabhängigen Kenngrößen. Hierzu zählen neben der Wärmeleitfähigkeit, der Dichte (analog 22Mn6), dem E-Modul und der Poisson-Zahl ebenfalls der Wärmeausdehnungskoeffizient, die spezifische Wärmekapazität, die Fließspannung

und plastische Dehnung sowie die Anisotropie des 22MnB5. Analog VOLK [Volk13] bilden eine genaue elastisch-plastische Werkstoffcharkerisierung und Beschreibung des anisotropen Materialverhaltens die Grundlage einer realitischen numerischen Analyse im Bereich der Blechumformung. Entsprechend der realen Anlassbehandlung mittels Flamme sind die Rechenoperationen des Modells in eine Aufheiz- und Abkühlphase gegliedert. Dem Aufheizprozess liegt ein definierter Wärmestrom zugrunde, welcher zur Abbildung eines kontinuierlichen Temperaturprofils über die Platinenbreite in mehrere radiale Sektionen gesplittet ist. Jeder Sektion werden spezifische Wärmestrombeträge zugeordnet, deren Referenz Temperaturmessungen am Realversuch bilden – siehe Abbildung 7-2.

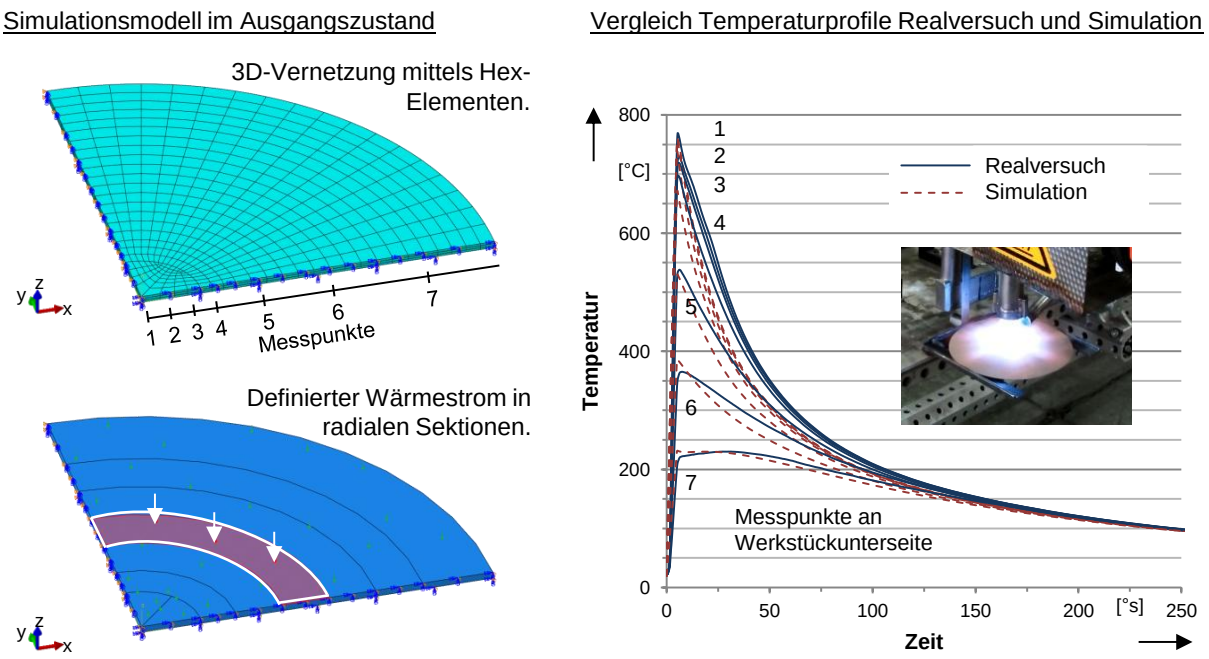


Abbildung 7-2: Aufbau und Randbedingungen Simulationsmodell sowie Abgleich der Temperaturprofile mit Realversuch (T_{max} = 800 °C) analog [Zimm13-3]

Aufgrund der Dominanz der einwirkenden Flammströmung während der Aufheizphase wird in diesem Prozessintervall eine Wärmeabstrahlung lediglich an der Blechunterseite implementiert. Der simulative Abgleich der Luftabkühlung auf Raumtemperatur wird unter Verwendung der Wärmestrahlung und Konvektion

sowohl an der Blechober-, also auch Unterseite realisiert, weshalb spezifische Emissions- und Konvektionskoeffizienten implementiert sind. Ein Abgleich der Temperaturkurven an definierten Messpunkten mit einem Realversuch bei T_{max} = 800 °C ist in Abbildung 7-2 dargestellt.

7.2.3 Quantifizierung des Verzugs und Validierung des Simulationsmodells

Für eine gezielte Prozessoptimierung mittels simulativer Unterstützung ist die quantitative und qualitative Prognose des Verzugs des finalen Werkstücks eine essentielle Voraussetzung, denn nur dann können kritische Anlassbereiche vorab identifiziert und vermieden werden. Die implementierten Werkstoffdaten stützen sich auf Analysen eines vorab nicht wärmebehandelten, ferritisch-perlitischen 22MnB5. Aufgrund der hohen Aufheizraten und Prozesstemperaturen sowie der rapiden Veränderung der metallographischen Gefügestruktur wird diese Randbedingung bewusst akzeptiert. Da im vorliegenden Modellversuch lediglich ein sehr kleiner Geometriebereich angelassen wird, sind die resultierenden Maß- und Formänderungen in x- und y-Richtung vernachlässigbar gering, weshalb die Z-Auslenkung im Fokus der Verzugsanalyse steht – siehe Abbildung 7-3.

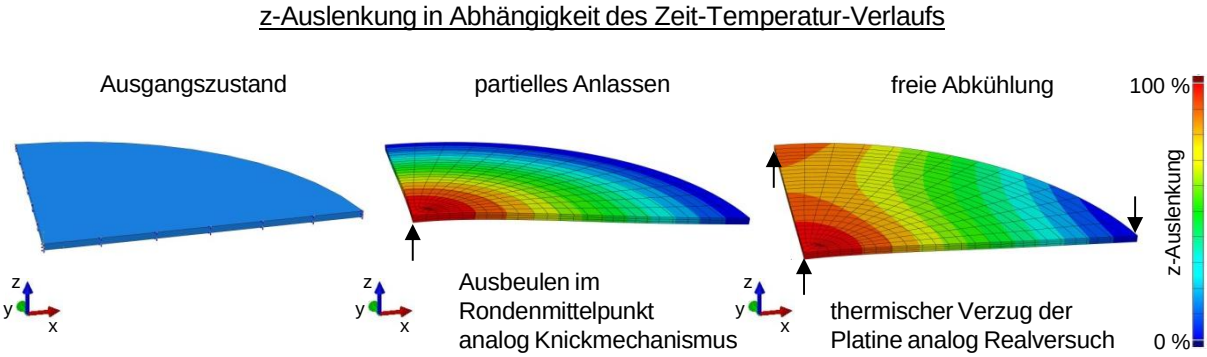


Abbildung 7-3: Quantitative Darstellung der Z-Verschiebung über alle Prozessphasen analog dem Realversuch nach [Zimm13-3]

Die thermische Expansion, der geringe Temperaturgradient über die Blechdicke und das große Verhältnis zwischen Anlassfläche und Blechstärke führen durch die hohen

Aufheizraten zu einem Ausbeulen im direkten Anlassbereich der Flamme während der Aufheizphase, was auf den beschriebenen Knickmechanismus zurückzuführen ist. Die beim Erreichen von T_{max} = 800 °C gemessene Maßänderung von circa 7 mm (n =5) wird durch eine Auslenkung des Mittelpunktes von 8,45 mm im FE-Modell bestätigt. Die thermische Kontraktion während der Abkühlphase reduziert die Auslenkung des Mittelpunktes, jedoch führen steigende thermische Spannungen zu einem signifikanten Verzug der Platine, dessen Maßabweichungen exemplarisch in Abbildung 7-4 präsentiert werden. Deutlich zu erkennen ist die Übereinstimmung der einzelnen Messpunkte sowie der vollständigen Platine.

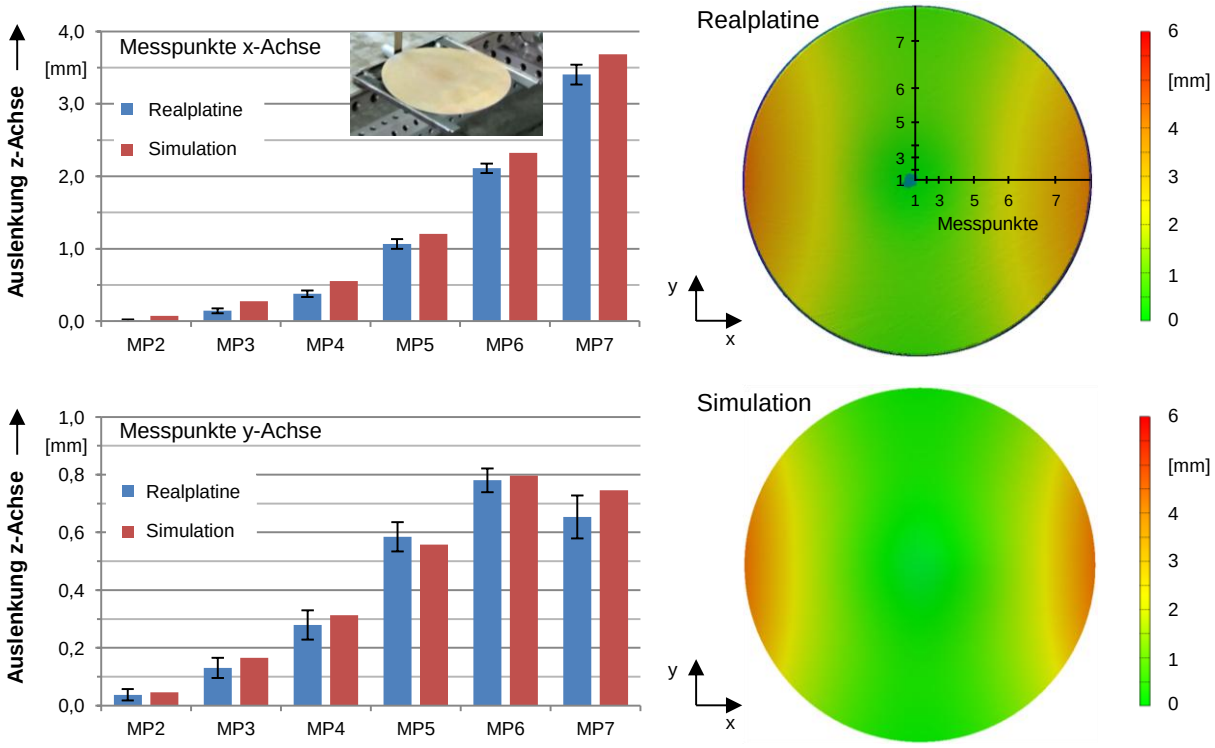


Abbildung 7-4: Vergleich der Maß- und Formänderungen in Realversuch und Simulation

Zur Verifizierung des resultierenden Verzugs und Validierung des FE-Modells wurden die Analysen und Berechnungen für die maximalen Anlasstemperaturen 400 °C, 600 °C und 1000 °C ermittelt.

Abgleich Verzug Realversuch (n = 5) und FE-Modell
Auslenkung z-Achse [mm]

MP x-Achse		MP1	MP2	MP3	MP4	MP5	MP6	MP7
400 °C	Real.	0	0,01 ± 0,03	0,05 ± 0,03	0,13 ± 0,04	0,29 ± 0,03	0,49 ± 0,04	0,67 ± 0,04
	Sim.	0	0,05	0,17	0,32	0,53	0,72	0,91
600 °C	Real.	0	0,03 ± 0,05	0,16 ± 0,09	0,35 ± 0,10	0,77 ± 0,07	1,31 ± 0,08	1,91 ± 0,14
	Sim.	0	0,07	0,24	0,48	0,98	1,56	2,19
800 °C	Real.	0	0,0 ± 0,02	0,14 ± 0,03	0,38 ± 0,04	1,07 ± 0,07	2,11 ± 0,06	3,40 ± 0,14
	Sim.	0	0,07	0,28	0,56	1,21	2,32	3,68
1000 °C	Real.	0	0,02 ± 0,01	0,14 ± 0,03	0,37 ± 0,05	1,02 ± 0,07	2,27 ± 0,09	3,88 ± 0,12
	Sim.	0	0,08	0,30	0,62	1,44	2,88	5,00

Tabelle 7-1: Vergleich der Maß- und Formänderungen für definierte Anlasstemperaturen im Realversuch (n = 5) und FE-Modell

Die Veränderung der stationären Haltezeit des Brenners zum Einstellen definierter Maximaltemperaturen wird lediglich durch eine Veränderung der Wirkzeit des Wärmestroms in allen radialen Sektionen umgesetzt, während alle weiteren implementierten Datensätze und Randbedingungen unverändert bleiben. Tabelle 7-1 zeigt eine Gegenüberstellung der gemessenen und berechneten Beträge der Z-Auslenkung an den in Abbildung 7-4 definierten Messpunkten der x-Achse. Die aufgezeigten Übereinstimmungen zeigen, dass eine qualitative und quantitative Prognose der durch das lokale Anlassen mittels Flamme hervorgerufenen Maß- und Formänderungen in ausreichender Näherung im Modellversuch abgebildet werden können. Zukünftige Analysen werden die Charakterisierung des martensitisch gehärteten 22MnB5 und die damit verbundenen elastischen und plastischen Festigkeitskenngrößen sowie die thermisch und metallographisch induzierte Volumenänderung in Abhängigkeit der Anlasstemperatur sicherstellen, um die simulative Unterstützung auf dem Feld des Produktentwicklungsprozesses und der Prozessoptimierung weiter auszubauen.

8 Oberflächenanalytik beschichteter Halbzeuge nach Wärmebehandlung

In Abhängigkeit der gewählten Fertigungsstrategie der Presshärtebauteile und der an diese Bauteile gestellten Anforderungen wird die notwendige Stahlgüte gewählt, welche sich im Bereich des Presshärtens vorzugsweise durch das dem 22MnB5 applizierte Beschichtungssystem unterscheidet. Die primären Eigenschaften dieser Schichtsysteme wurden in Abbildung 2-3 zusammengefasst und beeinflussen maßgeblich das gefertigte Bauteil. Der Fokus der Anforderungen an Halbzeugschutzschichten liegt analog [Sing13] neben dem Korrosionsschutz ebenfalls auf der Schweiß- und Fügbarkeit sowie den Lackhaftungseigenschaften der Bauteile. Das partielle Flammanlassen birgt durch seine direkte Flammeinwirkung und Flammtemperaturen von bis zu 2750 °C großes katalytisches Reaktionspotential in atmosphärischer Umgebung, weshalb der Einfluss auf die Oberflächenbeschichtungssysteme exakt analysiert und bewertet werden muss, um die geforderten Halbzeugeigenschaften garantieren zu können.

8.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise

Der Fokus der Verfahrensqualifikation und -entwicklung der vorliegenden Arbeit liegt auf der Erweiterung der PHS-Technologie, weshalb vorab die Analyse der GI (galvanized) Zn-Schicht des phs-ultraform® präsentiert wird. Die mikroskopische Schichtanalyse hinsichtlich Schichtdicke und auftretender Risse wurde durch ein REM-EDX Mapping und eine Glimmentladungsspektroskopie ergänzt, um die auftretende Elementphasen und chemische Veränderungen zu detektieren und zu bewerten. Die analysierten Platinen wurden analog Abschnitt 4.2.3 mittels Brennervorschub partiell flammangelassen. Zur Erfassung eines möglichst breiten Analysefensters erfolgte eine Variation der Blechstärke, der Vorschubgeschwindigkeit des unter maximaler Leistung betriebenen Brenners und damit der maximalen Anlasstemperatur T_{max}. In direktem Kontakt mit den temperaturinduzierten Veränderungen der applizierten Halbzeugbeschichtung stehen die KTL-Haftung und

der vorherrschende Korrosionsschutz – siehe Abbildung 8-1. Nach einer KTL-Beschichtung der Versuchsplatinen wurden definierte Anritze und Gitterschnitte eingebracht, gefolgt von einem zyklischen Korrosionswechseltest von 10 Zyklen nach VDA 621-415. Die Beurteilung und Eruierung der Ergebnisse der KTL-Lackhaftung erfolgte analog DIN EN ISO 2409, während die Analytik des korrosiven Angriffs entsprechend VDA 621-415 und Abschnitt 5.3.1 durchgeführt wurde. Die Schweißbarkeit der beschichteten Bor-Mangan-Stähle steht in direktem Zusammenhang mit der diffusionsgetriebenen und chemischen Veränderung der Halbzeugbeschichtung durch die Beflammung, weshalb dies unter Abschnitt 8.4 und Abschnitt 9.2 gesondert betrachtet wird.

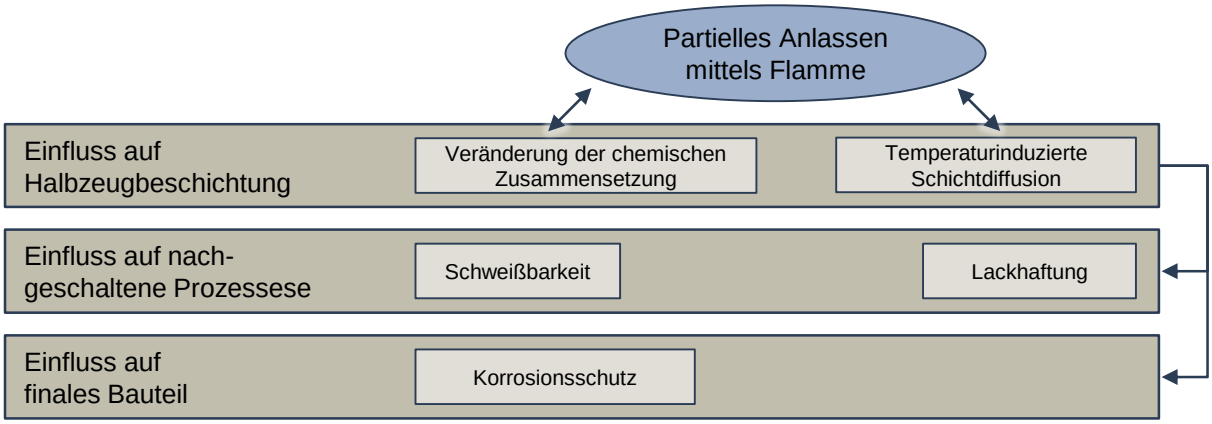


Abbildung 8-1: Zusammenhang zwischen dem partiellen Flammanlassen, der Halbzeugbeschichtung und der Auswirkungen auf Korrosion und Schweißbarkeit.

8.2 Analyse applizierter Halbzeugschichtsysteme nach Beflammung

Die Schichtanalyse einer konventionell im herstellerspezifischen Prozessfenster gehärteten Platine bildet die Referenz zur Bewertung des Einflusses des partiellen Anlassens mittels Flamme auf die Halbzeugschutzschicht. Der Fokus der Analysen liegt auf der Bewertung makro- und mikroskopisch detektierbarer Schichtveränderungen und damit auf dem Wachstum der Schichtdicke, auftretender Makro- und Mikrorisse, temperaturgesteuerter Diffusionsprozesse und chemischer Veränderungen der Grenzschicht [Zimm13-3]. Sowohl die pressgehärteten Referenzplatinen, als auch alle zusätzlich partiell angelassenen Platinen wurden vor den durchzuführenden Analysen einer Oberflächenkonditionierung mittels Schleuderradstrahlen unterzogen. Da AlSi-beschichtete Halbzeuge bei der Wärmebehandlung einen sehr guten Schutz gegen Oxidbildung aufweisen [Wils06], wurde im Falle der AlSi-beschichteten Versuchsteilen auf eine zusätzliche Oberflächenkonditionierung verzichtet.

8.2.1 Einfluss der direkten Beflammung auf ZnFe-Diffusionsschicht (GI)

Im Anlieferungszustand weist der PHS-ultraform® der voestalpine AG mit einer GI70/70-Schichtauflage eine ursprüngliche Schichtdicke von 9 - 11 µm auf. Neben dem Hauptelement Zink liegen in der Beschichtung noch weitere Elemente, wie Aluminium, Eisen und weitere Beimengungen vor, deren Anteil in Summe unter 1 % liegt [GS 93032-6]. Die spezifische Temperaturführung des Presshärteprozesses (Austenitisieren und martensitisches Härten) ruft temperaturinduzierte Diffusionsprozesse zwischen der Halbzeugbeschichtung und dem Substrat hervor, was zur Ausbildung einer 20 - 35 µm starken ZnFe-Diffusionsschicht führt [Fade06]. Die Ausbildung der Diffusionsschicht wird maßgeblich durch die definierten Aufheizsequenzen bestimmt, während der Einfluss der Haltezeit im Ofen eine untergeordnete Rolle darstellt [Fade09]. Längere Ofenzeiten führen blechdickenunabhängig lediglich zu einem weiteren Wachstum der Diffusionsschicht. Nach dem partiellen Anlassen der Zn-beschichteten Blechteile bei $T_{max} \approx 800$ °C und einer sich anschließenden

Luftabkühlung wurden bei der gesamt durchgeführten Analytik keine Unterschiede zwischen der direkt beflammten Seite und der nicht beflammten Gegenseite detektiert. Weiterhin traten keine als kritisch einzustufende Risse auf, welche weiter als 10 µm in den Grundwerkstoff hineinreichen. Die Anlassbehandlung induzierte weitere Diffusionsprozesse zwischen der Halbzeugbeschichtung und dem Substratwerkstoff. Der resultierende Schichtdickenzuwachs wurde an mindestens 3 Schliffen mit jeweils mindestens 10 Dickenmessungen verifiziert und beträgt im Mittel circa 1,0 µm – siehe Abbildung 8-2.

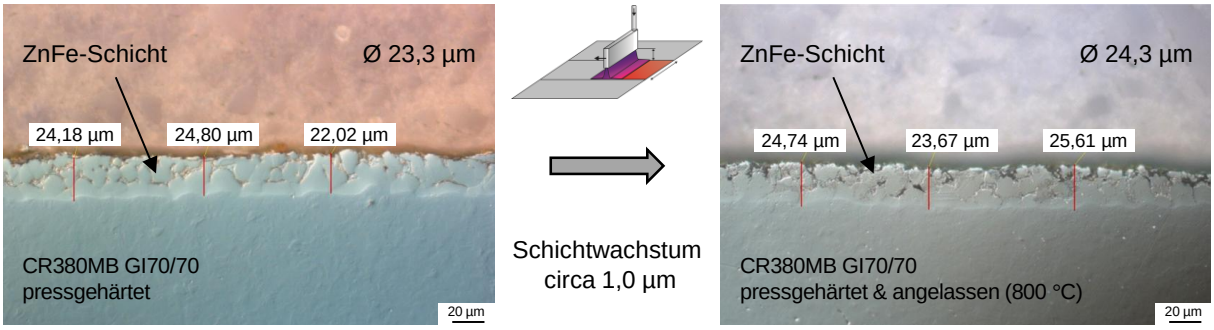


Abbildung 8-2: Schichtdickenanalyse der ZnFe-Schicht des PHS-ultraform® in Folge des partiellen Flammanlassens bei T_{max} = 800 °C und anschließender Luftabkühlung nach [Zimm13-3]

Das Ausbilden der in [Fade06, Fade09, Kenz07] beschriebenen charakteristischen ZnFe-Schichtstruktur ist essenziell für die aktive kathodische Korrosionsschutzwirkung und steht in direktem Zusammenhang zur Schweißbarkeit des Werkstoffs. Ein Charakteristikum der ZnFe-Schicht sind die sich während der Wärmebehandlung des Presshärtens bildenden ZnFe-Phasen [Fade09, Kenz07] sowie die Al_2O_3-Schicht, die das Zink vor Vaporisation schützt [Fade06]. Die Auswirkungen des Flammanlassens bei $T_{max} \approx 800$ °C auf diese elementaren Beschichtungsphasen wurden mittels eines REM-EDX Mapping untersucht – siehe Abbildung 8-3.

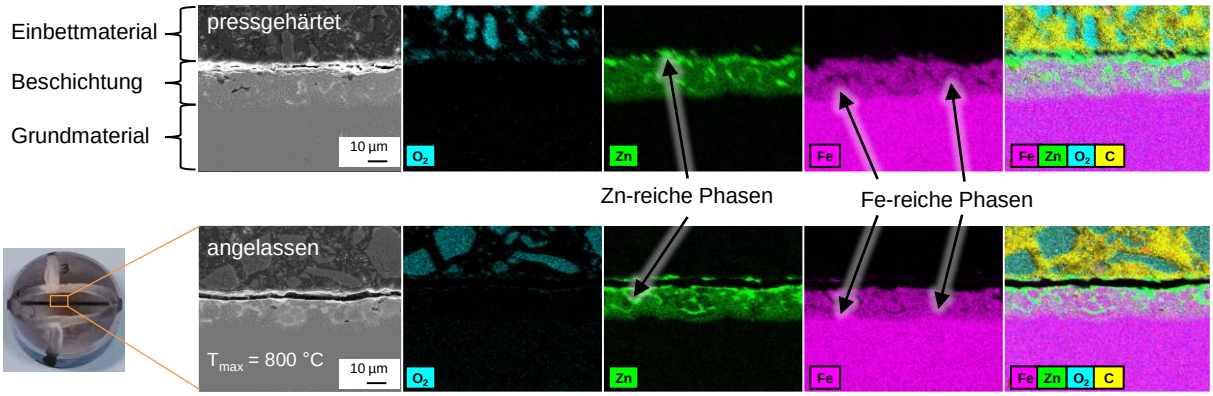


Abbildung 8-3: REM-EDX Mapping des Zn-beschichteten 22MnB5 im gehärteten und angelassenen Zustand nach der notwendigen Oberflächenkonditionierung

Durch den Anlassschritt wird keine Veränderung der Phasenstruktur der Halbzeugbeschichtung hervorgerufen und die Beschichtung weist weiterhin zinkreiche und zinkarme Phasenanteile auf. An den mit Schleuderrad gestrahlten Oberflächen konnte mittels des EDX-Mappings kein quantifizierbarer Oxideintrag detektiert werden.

Mittels der GDOES-Analyse (Glimmentladungsspektroskopie) wird die quantitative Elementverteilung entlang eines kalibrierten Tiefenprofils detektiert. Durch eine Kalibrierung des Schichtabtrags an Referenzteilen entspricht eine Tiefeneinheit circa 1 µm Schichttiefe. Dies ermöglicht die Beschreibung elementspezifischer Diffusionsprozesse zwischen Schicht und Substrat sowie die Analyse und Bewertung der infolge der Beflammung auftretenden chemischen Veränderungen der Randschicht. Die Analyse der ZnFe-Schutzschicht zeigt nach der Anlassbehandlung bei T_{max} = 800 °C nur geringe Veränderungen in der Elementverteilung, weshalb die während des Presshärteprozesses ausgebildete Diffusionsschicht als sehr temperaturstabil zu betrachten ist [Zimm13-3]. Durch das direkte Einwirken der Flamme auf die Beschichtungsoberfläche sinkt der maximale Zn-Anteil von ursprünglich circa 80 Gew.-% auf 72 Gew.-%. Weiterhin auftretende temperaturkatalysierte Diffusionsprozesse führen zu einem weiteren Schichtwachstum von 1 - 2 µm, wodurch die Kennlinien der Zn- und Fe-Elemente weiter in Richtung Grundwerkstoff

verschoben werden – siehe Abbildung 8-4. Der plateauähnliche Kernbereich zwischen 4 bis 12 Tiefeneinheiten des Zinks, mit einem leicht fallenden Zn-Anteil von 50 - 45 Gew.-%, bleibt unverändert. In [Sing13] wurde diesem Kernbereich der ZnFe-Schichten bei einem prozentualen Gewichtsanteil von 30 % bereits eine adäquate Korrosionsschutzwirkung zugesprochen. Die Verlagerung eines hohen Anteils von Mangan in Richtung der Beschichtungsoberfläche ist signifikant. Die zusätzlich steigende Konzentration an O_2 bis zu einer Schichttiefe von circa 5 µm steht im Zusammenhang mit sich bildenden Mangan-, Zink- und Aluminiumoxiden.

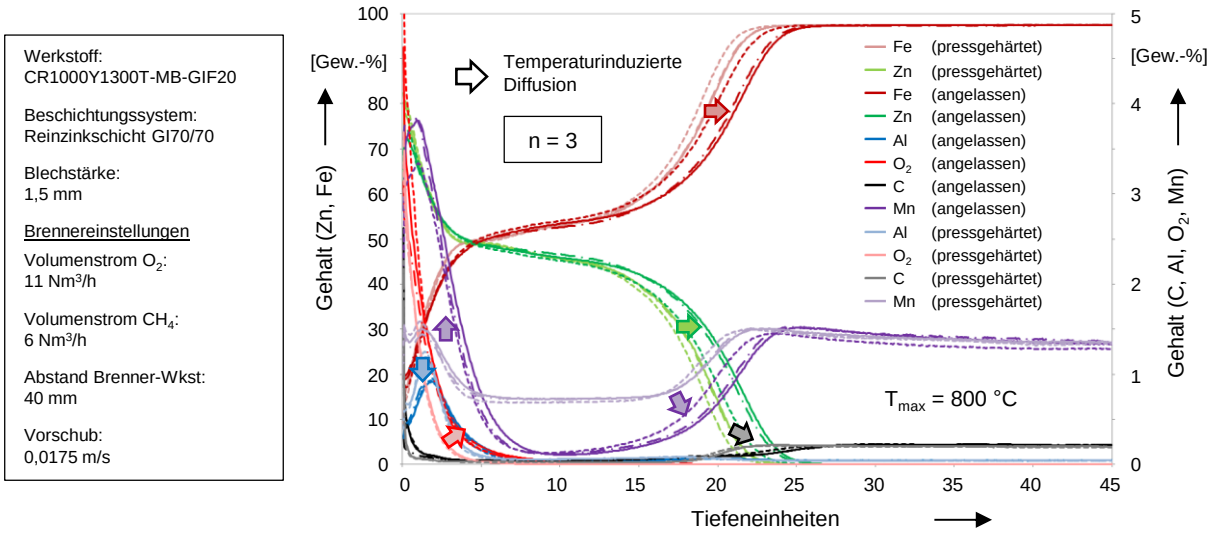


Abbildung 8-4: GDOES-Analyse einer pressgehärteten PHS-ultraform® Probe vor und nach dem Flammanlassen zur Bewertung der ZnFe-Schicht

Einfluss der Blechstärke und der maximalen Anlasstemperatur

Für eine umfassende Verifikation des Einflusses der direkten Flammeinwirkung wurden GDOES-Analysen an 1,0 mm und 2,0 mm starken, im Prozessfenster gehärteten, PHS-ultraform® Blechplatinen mit maximalen Anlasstemperaturen von 600 °C, 800 °C und 1000 °C durchgeführt. Hierbei variieren die Vorschubgeschwindigkeiten des Brenners zwischen 0,0087 m/s und 0,036 m/s, während das 2,0 mm starke Blechteil bei der höchsten Anlasstemperatur den kleinsten Vorschubge-

schwindigkeiten und damit den betragsmäßig größten Verweilzeiten unter Beflammung ausgesetzt ist. Grundsätzlich konnten keine signifikanten Veränderungen der Schichtdicke und Konzentration an Fe über das Tiefenprofil detektiert werden. Der Kernbereich des Zinkanteils im Schichttiefenbereich 5 µm - 15 µm bleibt über alle Blechdicken und Temperaturbereiche stabil bei circa 45 - 50 Gew.-%. Vereinzelt auftretende Zn-Diffusionen in Richtung Substratwerkstoff folgen keiner charakteristischen Verteilung. Unabhängig von der betrachteten T_{max} sinkt der maximale Zn-Gehalt in der Randschicht der ZnFe-Schicht des 1,0 mm und 2,0 mm Blechteils von ursprünglichen 87 Gew.-% und 83 Gew.-% auf Beträge zwischen 68 - 76 Gew.-% und 70 - 80 Gew.-%.

Die Auswirkungen des partiellen Anlassens mittels Flamme auf die Elemente Al und Mn der Korrosionsschutzschicht des 22MnB5 sind in Abbildung 8-5 präsentiert.

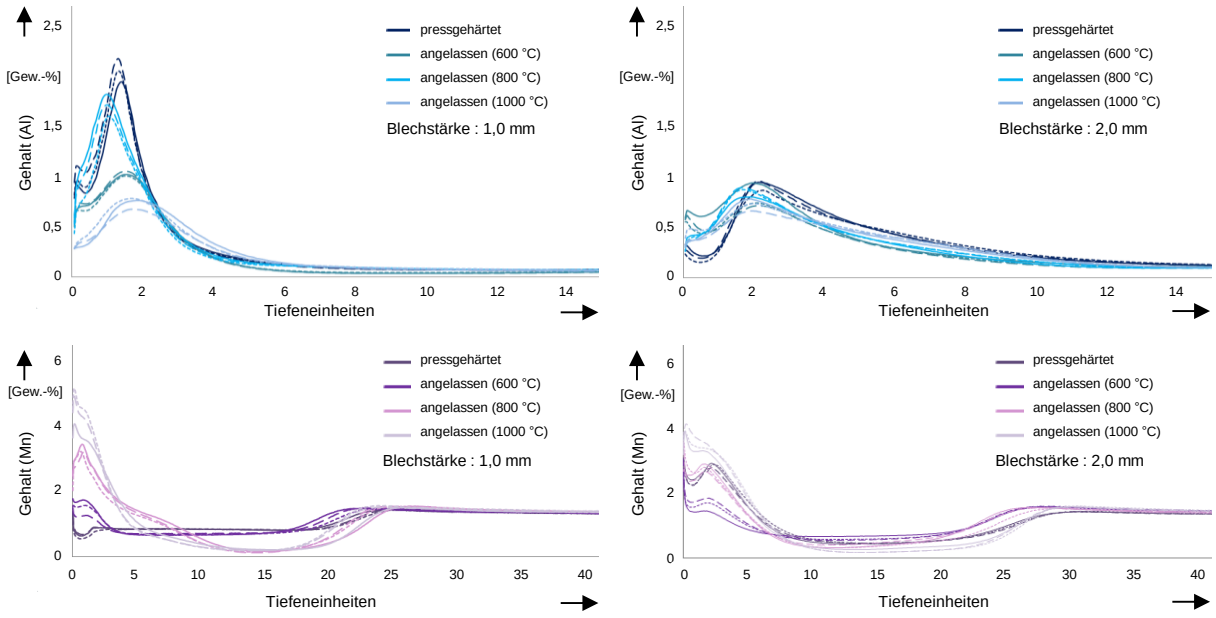


Abbildung 8-5: Verlauf des Elementgehalts von Mn und Al einer ZnFe-Diffusionsschicht des PHS-ultraform® unterschiedlicher Blechstärke vor und nach dem Flammanlassen bei ausgewählten maximalen Anlasstemperaturen

Hierbei ist ein deutlicher Einfluss der Blechdicke und Anlasstemperatur zu verzeichnen. Grundsätzlich führt eine Erhöhung von T_{max} zu einem Abfall der maximalen Al-Konzentrationen und einer Umverteilung des Mn-Gehalts, mit einem direkt proportional zur Anlasstemperatur steigenden Konzentrationsmaximum in circa 2 µm Schichttiefe. Die Versuchsplatinen mit einer Blechstärke von 2,0 mm zeigen deutlich geringere Veränderungen in der Elementverteilungsstruktur, da entsprechende Diffusionsvorgänge bereits durch die längeren Ofenglühzeiten zu vergleichsweise geringeren Blechstärken stattgefunden haben. Dies wird durch einen Vergleich der Kennlinien im pressgehärteten Zustand deutlich.

Bei der Analyse 2 mm starker, Zn-beschichteter Versuchsplatinen, welche mittels zwei in Reihe geschalteter Brenner auf T_{max} = 800 °C erhitzt wurden, konnten keine Unterschiede hinsichtlich chemischer Veränderungen der Randschicht und des Diffusionsverhaltens zu den mittels eines Brenners angelassenen Proben detektiert werden.

8.2.2 Analyse alternativer Beschichtungssysteme

Aus fertigungstechnischer Sicht ist das partielle Anlassen mittels Flamme ebenfalls auf den direkten Presshärteprozess übertragbar. Da unter Verwendung dieses Ansatzes jedoch andere Anforderungen an die Halbzeugbeschichtungssysteme hinsichtlich der Warmumformbarkeit gestellt werden, müssen die Auswirkungen des Flammanlassens auf diese alternativen Oberflächenschutzsysteme ebenfalls analysiert und bewertet werden. Unter diesem Aspekt wurden die in Tabelle 5-3 aufgeführten Werkstoffe, welche sich zum Teil noch im Entwicklungsstadium oder bereits im großindustriellen Einsatz befinden, im Prozessfenster pressgehärtet, partiell flammangelassen (T_{max} = 800 °C) und schließlich gezielt makro- und mikroskopisch sowie hinsichtlich chemischer Veränderungen analysiert und bewertet. Bei allen angelassenen Halbzeugen konnten keine Unterschiede zwischen beflammter und nicht-beflammter Werkstückseite identifiziert werden, weshalb im Folgenden stets lediglich die Werkstückseite mit direkter Flammeinwirkung

präsentiert und diskutiert wird. Eine analoge Übertragung der Ergebnisse ist jedoch möglich.

Beschichtungssysteme auf Zink-Basis

Werkstoff: USIBOR 1500 GA130®

Das *galvannealed* (GA) Zn-Schichtsystem wurde, wie die *galvanized* (GI) Reinzinkschicht, für den indirekten Presshärteprozess qualifiziert und bietet weiterhin die Einsatzmöglichkeit im direkten Prozess [Adem13, Stei12-1, Stei12-2]. Zum aktuellen Zeitpunkt ist jedoch keine Serienanwendung unter Anwendung des direkten Verfahrens bekannt. Die GA-Schichtsysteme (galvannealed) erhalten bei der Herstellung neben der Feuerverzinkung eine zusätzliche Wärmebehandlung, wodurch erste ZnFe-Phasentransformationen induziert werden. Eine Gegenüberstellung der Zn-Schutzschichten in [Adem13] zeigt, dass die im Verlaufe der Austenitisierung auftretenden Phasentransformationen und intermetallische Phasen der GA-Schicht ab einer Temperatur von 665 °C der GI-Zinkeisenschicht entsprechen, weshalb ein analoges Analytikergebnis bezüglich des nachgeschalteten Anlassschrittes zu erwarten ist.

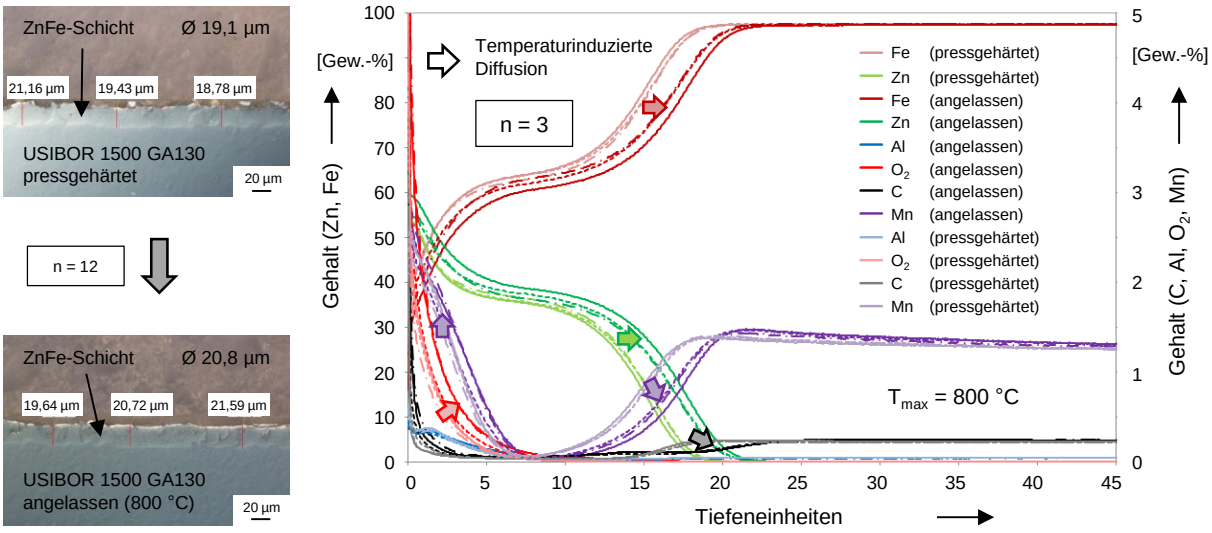


Abbildung 8-6: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten USIBOR 1500 GA130® vor und nach dem Flammanlassen

Die sehr homogene ZnFe-Diffusionsschicht des USIBOR 1500 GA130® – Blechstärke 1,5 mm – wächst durch das Anlassen mittels Flamme mit T_{max} = 800 °C von ursprünglich 19,1 µm um 1,7 µm auf 20,8 µm – siehe Abbildung 8-6. Die vergleichsweise geringere Gesamtschichtdicke ist auf das kleinere applizierte Flächengewicht der Beschichtung von circa 65 g/m^2 zurückzuführen. Das REM-EDX-Mapping zeigt eine homogene Elementverteilung im Kernbereich der Schicht. Zn-reiche Phasen werden lediglich in der direkten Randschicht detektiert. Weiterhin wurde keine signifikante Anlagerung von O_2-Molekülen an der Oberfläche festgestellt.

Mit Hilfe der Glimmentladungsspektroskopie konnte ein Wachstum der Diffusionsschicht von circa 2 µm bestätigt werden. Der Anlassschritt führt zu kleineren, durch die Anlassenergie katalysierte, Elementdiffusionen. Es findet keine Vaporisation der Zn-reichen Phasen der Randschicht statt, weshalb der maximale Zn-Anteil von circa 55 Gew.-% unverändert bleibt. Ebenfalls stabil bleibt der Kernbereich des Zinks in einer Schichttiefe von 3 - 12 µm bei leicht fallenden Beträgen von 40 - 35 Gew.-%. Durch wachsende Al-, Mn- und Zn-Oxide wird ein minimaler Anstieg der O_2-Konzentration verzeichnet.

Werkstoff: MBW 1500 GP®

Die kathodische Korrosionsschutzschicht auf ZnNi-Basis aus dem Hause ThyssenKrupp Steel Europe ist nach Herstellerangaben sowohl für den direkten als auch den indirekten Prozess geeignet [Koey10]. Die Wärmebehandlung des Presshärteprozesses generiert eine ZnNiFe-Schicht mit einer durchschnittlichen Dicke von 21,0 µm. Eine umfassende Schichtanalytik der ZnNiFe-Schicht nach dem Presshärten hinsichtlich Schichtaufbau, Phasenverteilung und chemischer Zusammensetzung wurde in [Kond11-1] durchgeführt und stützt die vorliegenden Ergebnisse. Weitere Diffusionsvorgänge durch das Anlassen bei T_{max} = 800 °C steigern diese um 3,7 µm, womit die erreichte Schichtdicke im Intervall 20 - 25 µm liegt, das analog [Koey13] die Schichtdicke der GammaProtect®-Beschichtung nach

der Austenitisierung beschreibt. Die REM-EDX Analyse zeigt Zn-reiche Phasen an der Beschichtungsoberfläche sowie im Kernbereich, der ebenfalls Fe-reiche Gebiete aufweist.

Die GDOES-Analyse der Substratschutzschicht bestätigt das Schichtwachstum infolge des Flammanlassens auf circa 25 µm. Die weitere Zn-Diffusion in Richtung Substrat wird einem Abfall des maximalen Elementgehalts von ursprünglich ~ 70 Gew.-% auf ~ 55 Gew.-% geschuldet. Die durch die erneute Energiezufuhr katalysierte Diffusion und die damit einhergehende Wanderung der Beschichtungselemente senken den Nickel-Gehalt bis zu einer Schichttiefe von ungefähr 8 µm signifikant – siehe Abbildung 8-7. Das Mangan des Grundwerkstoffs tritt durch die erneute Erwärmung weiter an die Randschicht hervor und bildet dort zusammen mit Zink, aufgrund ihrer hohen Sauerstoffaffinität, weitere Zn- und Mn-Oxide.

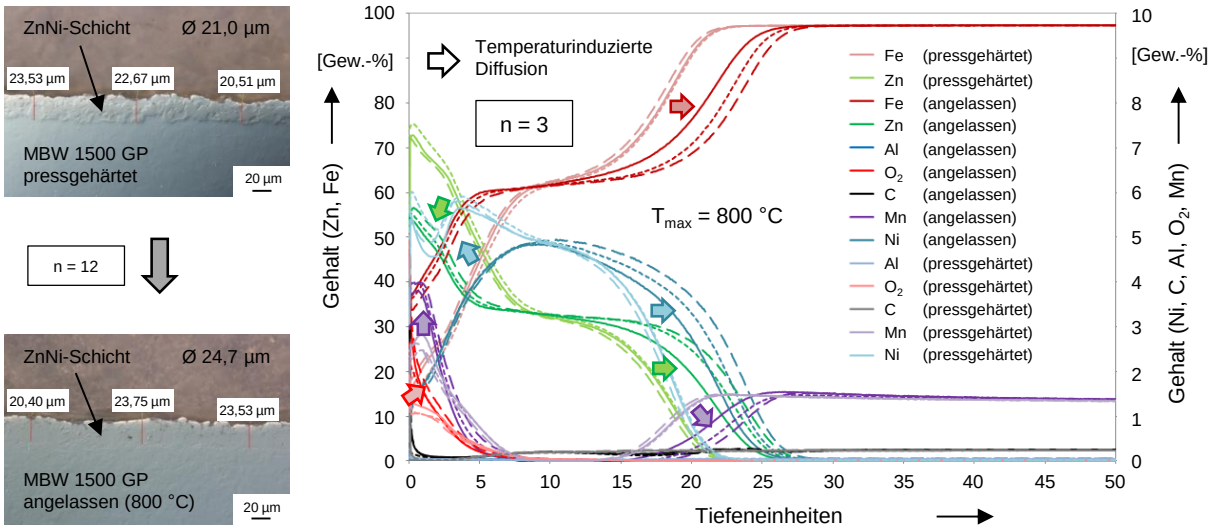


Abbildung 8-7: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten MBW 1500 GP® vor und nach dem Flammanlassen

Beschichtungssysteme auf AlSi-Basis

Werkstoff: USIBOR 1500 AS150®

Bei dem USIBOR 1500 AS150® handelt es um einen von Arcelor entwickelten, vorbeschichteten Bor-Mangan-Stahl mit einer applizierten AlSi-Beschichtung, die eine Schichtauflage von 75 g/m² pro Seite trägt [Wils06]. Die sich während des Presshärtens ausbildende AlSiFe-Schicht besitzt in Abhängigkeit der Ofenverweilzeit eine Schichtdicke von bis zu 35 - 45 µm [Allé11], die sich, wie in Abschnitt 2.2.2 zu sehen ist, aus Subschichten differierender Al-Konzentrationen zusammensetzt.

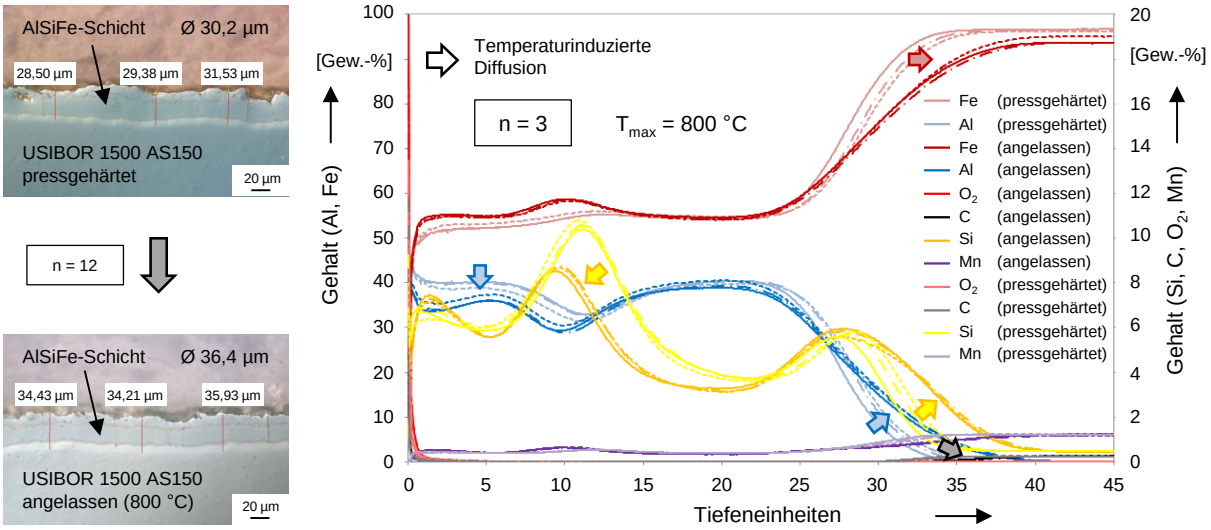


Abbildung 8-8: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten USIBOR 1500 AS150®vor und nach dem Flammanlassen

Durch das partielle Anlassen mittels Flamme wächst die AlSiFe-Schicht, der im Prozessfenster pressgehärteten Versuchsplatinen um durchschnittlich 6,2 µm auf 36,4 µm – Abbildung 8-8. Der Aggregatszustand der soliden AlSiFe-Verbindungen bleibt durch die hohen Flammtemperaturen von 2750 °C unverändert. Die ungereinigten Versuchsteile zeigen an der Oberfläche weder im REM-EDX Mapping, noch in der GDOES-Analyse ein durch die Beflammung hervorgerufenes Oxidwachstum. Bei beiden Analysen der Subschichtsysteme ist die Ausbildung unterschiedlicher Al- und Si-Konzentrationen zu beobachten. Die quantifizierbare Veränderung

entlang des Tiefenprofils durch die nachgeschaltete Anlassbehandlung bei T_{max} = 800 °C ist Abbildung 8-8 zu entnehmen. Hierbei findet lediglich eine Homogenisierung hinsichtlich geringerer Konzentrationssprünge zwischen den einzelnen Phasen statt. Die grundsätzliche Beschichtungsstruktur bleibt durch das Anlassen im definierten Prozessfenster unverändert.

8.3 KTL-Haftung und Korrosionsschutz nach Beflammung

In Abschnitt 2.2.2 wurden die funktionellen Anforderungen an Halbzeugbeschichtungen im Bereich des Presshärtens vom Ausgangszustand bis zum finalen Produkt beschrieben (siehe Abbildung 2-3). Zentrale Aspekte des finalen pressgehärteten Bauteils sind die KTL-Lackhaftung und der passive oder aktive Korrosionsschutz, welche ebenfalls nach dem partiellen Anlassen mittels Flamme zur Integration maßgeschneiderter Bauteileigenschaften in uneingeschränkter Form vorliegen müssen. In [Bors13] wurde bereits aufgezeigt, dass die DFI-Technologie (Direct Flame Impingement) keinen negativen Einfluss hinsichtlich der finalen Oberflächen- und Korrosionseigenschaften besitzt. Die Grundlage des Werkstofftests sowie der Analytik und Bewertung bilden VDA 621-415 und DIN EN ISO 2409. Hierbei ist eine Anpassung der Auswertemethodik der Beschichtungstests für warmumgeformte Bauteile notwendig.

Zwei Aspekte des Korrosionsverhaltens müssen grundsätzlich in Betracht gezogen werden. Der Erste, welcher als Sicherheitsaspekt gilt, ist die perforierende Korrosion oder Durchrostung. Der Zweite ist die kosmetische Korrosion, wie die Farbe des Rostprodukts und die resultierende Lackhaftung, welche, solange die Durchrostung nicht signifikant beeinflusst wird, lediglich einen eher ästhetischen Faktor darstellt [Fade09]. Bedingt durch die Diffusion von Fe-Elementen in die Halbzeugbeschichtung während des Austenitisierens und der nachgeschalteten Anlassbehandlung liegt bereits nach kürzester Korrosionsbelastungszeit Rotrost vor. Deshalb ist das übliche Kriterium der Rotrostbildung im Bereich der Halbzeugschutzsysteme des Presshärtens nicht anwendbar, da es sich lediglich um eine rein kosmetische

Korrosion der diffundierten Eisenelemente handelt und folglich nicht zwingend um einen korrosiven Substratangriff [Koey10]. Die Verifizierung der Unterrostung und des Korrosionsangriffs am Grundwerkstoff wurde anhand von Schliffproben vorgenommen. Die Unterwanderung U_d wird analog Gleichung (5.2) berechnet und wird als Bewertungskriterium für den Korrosionsschutz und die Opferwirkung der Beschichtung herangezogen [Zimm13-3].

8.3.1 ZnFe-Halbzeugschutzschicht für den indirekten Presshärteprozess

Das Potential der Reinzinkschicht des CR380MB GI70/70 nach dem Presshärten hinsichtlich der aktiven, kathodischen Korrosionsschutzwirkung wurde in [Fade06, Fade09] und [Kenz07] fundiert nachgewiesen. Nach 10 Wochen VDA-Wechseltest wurde die Lackhaftung am Gitterschnitt mit 0 - 1 (Skala 0 - 5) bewertet und eine Lackunterwanderung von stets weniger als 2,0 mm gemessen [Kenz07]. Dies ist ein Resultat des erhöhten elektrochemischen Potentials innerhalb dieser Schutzschicht sowie der stabileren Korrosionsprodukte [Fade08].

Nach Vollendung des Korrosionswechseltests nach 10 Zyklen erfolgte eine Analyse der Schliffe, welche durch die vorab eingebrachten Anritze gelegt wurden. Als Vergleichsreferenz wurden ebenfalls pressgehärtete Versuchsteile auf ihre Korrosionseigenschaften untersucht. Im Folgenden wird vorab exemplarisch das Ergebnis der Analysen anhand einer 1,5 mm starken, im definierten Prozessfenster bei circa 800 °C angelassenen Platine erörtert. Grundsätzlich konnten keine Unterschiede zwischen direkt beflammter und nicht-beflammter Werkstückoberfläche detektiert werden, weshalb im Weiteren lediglich die Ergebnisse der direkt mit der Flamme interagierenden Werkstückseite präsentiert werden.

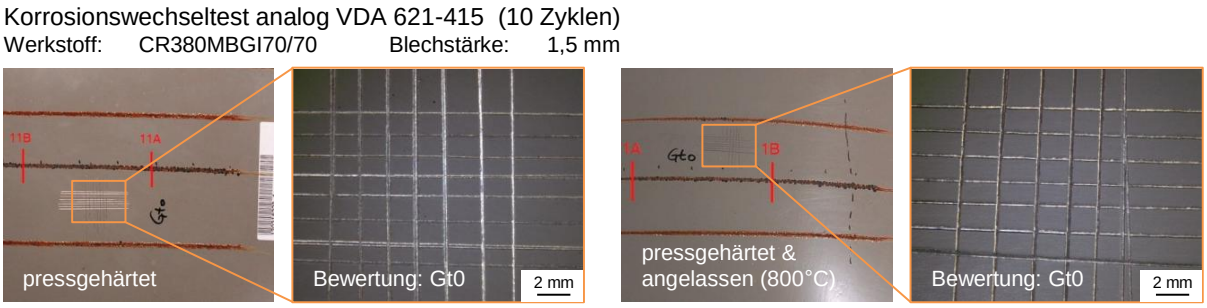
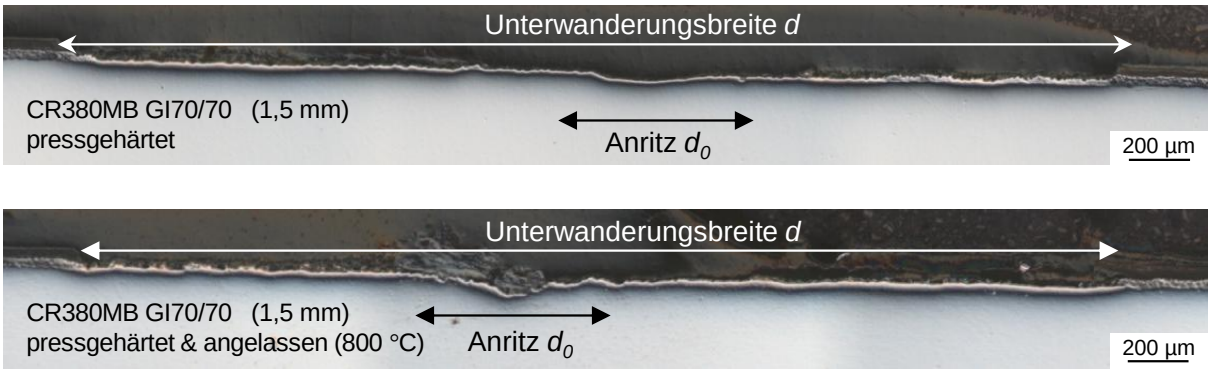


Abbildung 8-9: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnFe-Diffusionsschicht (GI) vor und nach dem Flammanlassen (T_{max} = 800 °C)

Abbildung 8-9 zeigt an beiden Versuchsteilen eine deutliche Rotrostbildung im Bereich der Anritze in der schützenden ZnFe-Diffusionsschicht. Die Gitterschnittprüfung nach DIN EN ISO 2409 zur Verifikation der KT-Lackhaftung der ursprünglich applizierten Zinkbeschichtung ist in beiden Fällen mit Gt0 zu bewerten (Skala: Gt0 - Gt5) und testiert damit sehr gute Lackhaftungseigenschaften [Zimm13-3].

Nach Abschluss des Korrosionswechseltests wurde an den Schliffen, im Bereich der vorab eingebrachten Anritze, die vorab vermessene Unterwanderungsbreite *d* (n = 7) der pressgehärteten und der angelassenen Versuchsteile mikroskopisch bestätigt. Hieraus ergibt sich eine mittlere Unterrostung im pressgehärteten Zustand von U_d = 0,82 mm und im flammangelassenen Zustand von U_d = 0,92 mm, was jeweils in Anlehnung an die Klassifizierung nach [GS 90011] einer sehr guten U 1 Bewertung (≤ 1,0 mm) entspricht. Unter dem sicherheitstechnischen Aspekt des perforierenden Korrosionsangriffs konnte am Grundwerkstoff der bei 800 °C beflammten Werkstückseite kein signifikanter korrosiver Angriff des Bor-Mangan-Stahls festgestellt werden. Die kathodische Korrosionsschutzwirkung der ZnFe-Diffusionsschicht bleibt demzufolge durch eine Beflammung im Prozessfenster, zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften, praktisch unbeeinflusst [Zimm13-3].



→ Aktiver kathodischer Korrosionsschutz nach dem Presshärten (oben) und zusätzlichem Anlassen (unten).

Abbildung 8-10: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des CR380MB GI70/70 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest [Zimm13-3]

Der aktive kathodische Korrosionsschutz, resultierend aus dem hohen elektrochemischen Potential des Zinks, wurde bei einer Schichtauflage von 75 g/m^2 pro Seite für die Blechstärken 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm in [Fade09] nachgewiesen. Im Bezug auf das partielle Anlassen mittels DFI, unter Verwendung eines definierten Vorschubs, sind je nach angestrebter Maximaltemperatur und verwendeter Blechstärke unterschiedliche Einwirkzeiten der Flammströmung auf der Werkstückoberfläche notwendig. Zur Verifizierung des Korrosionsschutzes nach dem Flammanlassen für das vollständige Einsatzspektrum wurden die Blechstärken 1,0 mm und 2,0 mm, welche bei 600 °C, 800 °C und 1000 °C angelassen wurden, hinsichtlich ihrer Lackhaftungseigenschaften und Korrosionsschutzwirkung analysiert und bewertet. Alle Versuchsteile zeigten nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest im Bereich der Anritze Rotrost. Alle Gitterschnitte wurden, analog der Resultate des 1,5 mm-Blechs, mit der Bestnote Gt0 klassifiziert. Die Unterrostung U_d, welche in direktem Zusammenhang zum eingebrachten Anritz steht, ist in Abbildung 8-11 dargestellt. Grundsätzlich kann keine Tendenz hinsichtlich der Anlasstemperatur oder Blechstärke festgestellt werden. Alle Unterrostungsbeträge liegen unter 2,0 mm und werden damit mit U 1 sowie U 2 klassifiziert, was den Anforderungen der Automobilindustrie an Karosserieteile im Nassbereich gerecht wird.

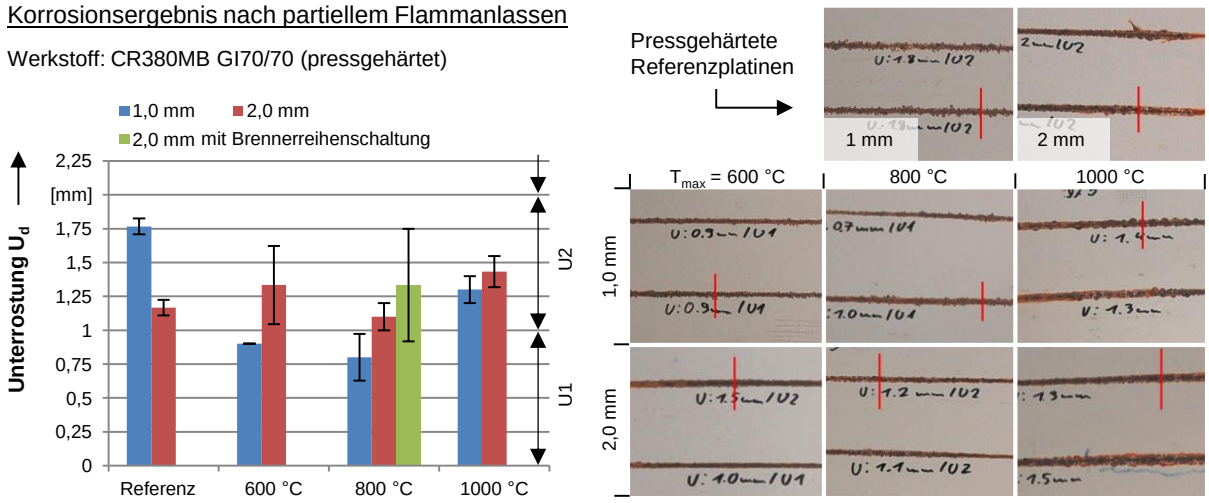


Abbildung 8-11: Analyse des korrosiven Angriffs in Abhängigkeit der Blechdicke und maximalen Anlasstemperatur hinsichtlich Unterrostung und KT-Lackhaftung

Die Vermessung des Korrosionsangriffs am Grundwerkstoff (Tabelle 8-1) zeigt, dass die kathodische Schutzwirkung der ZnFe-Schicht nicht immer ausreichend war. Die Ergebnisse korrelieren jedoch nicht signifikant mit der durchgeführten Anlassbehandlung mittels Flamme, da keine erkennbaren Tiefenunterschiede der perforierenden Korrosion zu den nicht angelassen Versuchsteilen erkennbar sind. Weiterhin kann keine Abhängigkeit der Tiefenbeträge von der einwirkenden Anlasstemperatur identifiziert werden.

Tiefe des korrosiven Angriffs am Substartwerkstoff nach Flammanlassen

T_{max}	keine Anlassbehandlung		600 °C		800 °C			1000 °C	
Blechstärke	1,0	2,0	1,0	2,0	1,0	2,0	2,0	1,0	2,0
im Bereich der Unterwanderung [µm]	20	94	< 10	63	< 10	64	38	36	41
im Bereich des Anritzes [µm]	33	145	< 10	136	< 10	66	74	190	81
Anzahl Brenner			1	1	1	1	2	1	1

Tabelle 8-1: Dokumentation der Tiefe des korrosiven Angriffs am Grundwerkstoff im Bereich des Anritzes und der Unterrostung

Der korrosive Angriff am Grundmaterial ist vielmehr stark abhängig von der Qualität und Tiefe des vorab eingebrachten Anritzes und des damit freiliegenden Substratbereichs, welcher durch die Opferwirkung des Zinks geschützt werden muss. Zur Bewertung der perforierenden Korrosion wird für weiterführende Analysen deshalb empfohlen, das händische Anritzen der Versuchsteile durch einen definierten Laserabtrag zu ersetzen.

8.3.2 Alternative Schichtsysteme für den direkten und indirekten Prozess

In Anlehnung an Abschnitt 8.2.2 werden die Halbzeuge aus Tabelle 5-3 auf ihr Korrosionsschutzpotential nach dem Anlassen mittels Flamme untersucht. Die Stahlgüten mit einer Blechstärke von 1,5 mm wurden unter konstantem Vorschub mittels eines Leistenbrenners (Typ: C-L2-150/75/4-w) bei maximaler Brennerleistung auf T_{max} = 800 °C erhitzt und anschließend mittels Luftabkühlung auf Raumtemperatur abgekühlt. Im Folgenden werden ausschließlich die direkt der Flammströmung ausgesetzten Werkstückseiten präsentiert. Die Ergebnisse können jedoch analog auf die Werkstückgegenseite übertragen werden, da keine Unterschiede festgestellt werden konnten.

<u>Aktive Korrosionsschutzschicht</u>

Werkstoff: USIBOR 1500 GA130

Die Korrosionsschutzwirkung GA-beschichteter Bor-Mangan-Stähle wurde bereits in [Gend11] spezifisch untersucht und beschrieben. Der vorliegende Rotrost nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest sowie die sehr gute Lackhaftung während der Gitterschnittprüfung konnten sowohl vor, als auch nach dem DFI bestätigt werden – siehe Abbildung 8-12.

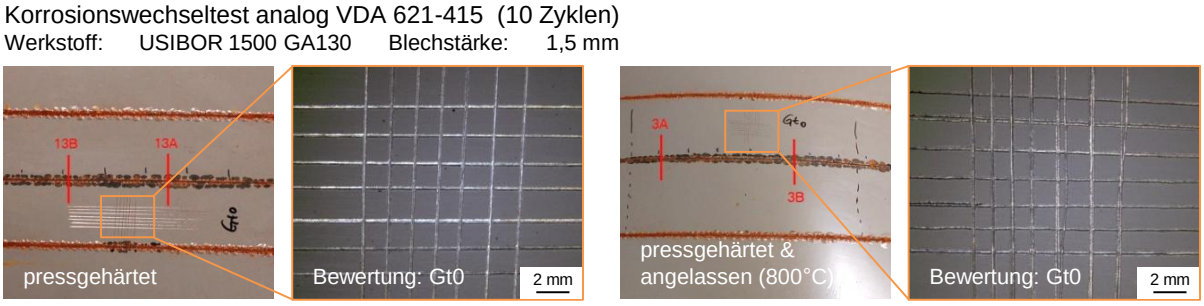


Abbildung 8-12: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnFe-Diffusionsschicht (GA) vor und nach dem Flammanlassen

Weiterhin zeigte [Gend11] einen steigenden Angriff des Grundmaterials mit steigender Ofenverweilzeit und Austenitisierungstemperatur auf, da dies zu einer Reduktion des verfügbaren metallischen Zinks in der Diffusionsschicht führt, das maßgeblich für die kathodische Schutzwirkung verantwortlich ist. Die GDOES-Analyse des Zn-Gehalts über das Tiefenprofil zeigte jedoch keinen signifikanten Zn-Verlust durch die nachgeschaltete Wärmebehandlung (Abbildung 8-6). Beide Schliffe in Abbildung 8-13 zeigen einen Angriff des USIBOR 1500 GA130 im Grundwerkstoff. Die Unterrostung U_d wurde im pressgehärtete Zustand auf 2,29 mm und im angelassenen Zustand auf 2,61 mm beziffert und mit jeweils U 3 klassifiziert.

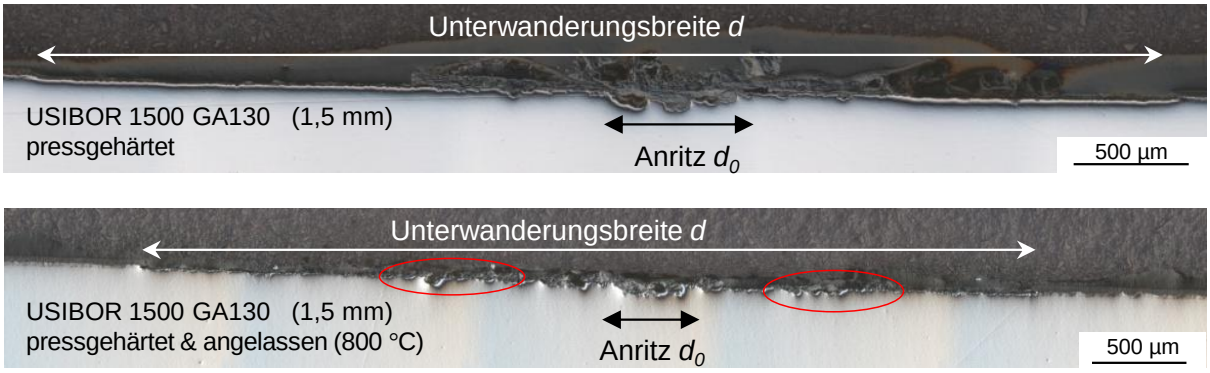


Abbildung 8-13: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des USIBOR 1500 GA130 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest

Werkstoff: MBW 1500 GP

Die ZnNiFe-Diffusionsschicht zeigt neben der zu vernachlässigenden Rotrostbildung sehr gute Lackhaftungseigenschaften (Gt0). Die von Köyer [Koey13] beschriebenen Ablösungserscheinungen des Beschichtungssystems konnten nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest weder im pressgehärteten, noch im angelassenen Zustand im Falle des Gitterschnitttests bestätigt werden.

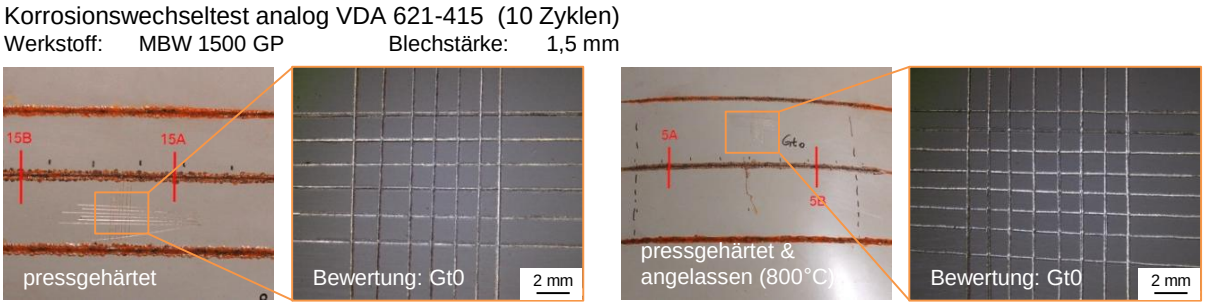


Abbildung 8-14: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnNiFe-Diffusionsschicht vor und nach dem Flammanlassen

Die Ergebnisse zur Evaluierung des kathodischen Korrosionsschutzes von GammaProtect nach dem Presshärten wurden ausführlich in [Koey13, Kond11-2] diskutiert. Das Flammanlassen hat bei einer resultierenden Anlasstemperatur von 800 °C keinen Einfluss auf die Unterrostung, welche mit U_d*(pressgehärtet)* = 1,96 mm und U_d*(angelassen)* = 1,64 mm beziffert wurde (n = 7), was einer U 2-Bewertung analog GS90011 entspricht. Weiterhin steht in beiden Fällen nicht genügend metallisches Zink für einen aktiven Korrosionsschutz zur Verfügung, was in einem korrosiven Angriff des Grundmaterials resultiert – siehe Abbildung 8-15.

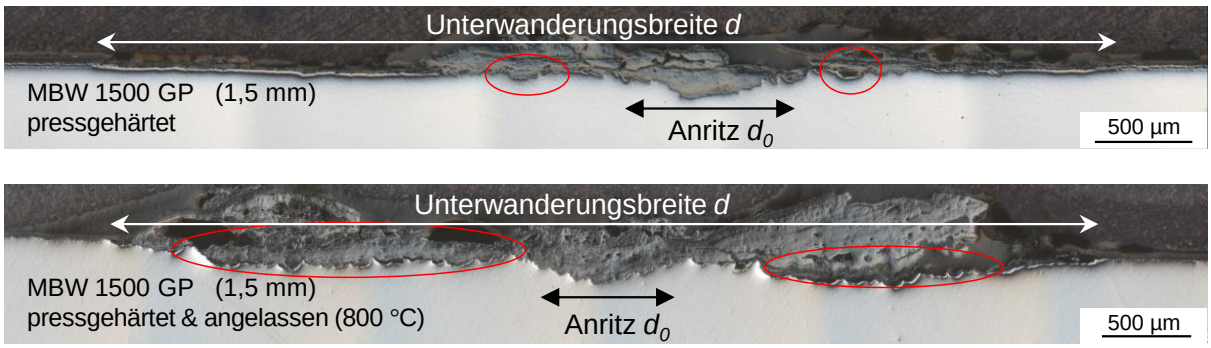


Abbildung 8-15: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des MBW 1500 GP des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest

Passive Korrosionsschutzschicht

Werkstoff: USIBOR 1500 AS150

Die auf einer Barrierewirkung basierende AlSi-Beschichtung, welche im direkten Prozess eingesetzt wird, ist im industriellen Umfeld fest verankert. In freiliegenden Kavitäten sich anlagernde Korrosionsprodukte bedingen einen Blockeffekt für eine weitere Sauerstoffdiffusion in Richtung Substrat, wodurch die fortschreitende Korrosionsrate deutlich limitiert wird [Allé11]. Ein Vergleich hinsichtlich Unterrostung des Beschichtungssystem und perforierendem Angriff des Werkstoffs zu zinkbasierenden GA- und GI-Schichten ist in [Allé11] gegeben. Neben der bekannten Rotrostbildung durch die vorliegende Eisendiffusion konnte keine Veränderung der KTL-Haftung beobachtet werden – Abbildung 8-16. Die Gitterschnittprüfung wurde analog DIN EN ISO 2409 jeweils mit Gt2-3 und Gt2 bewertet.

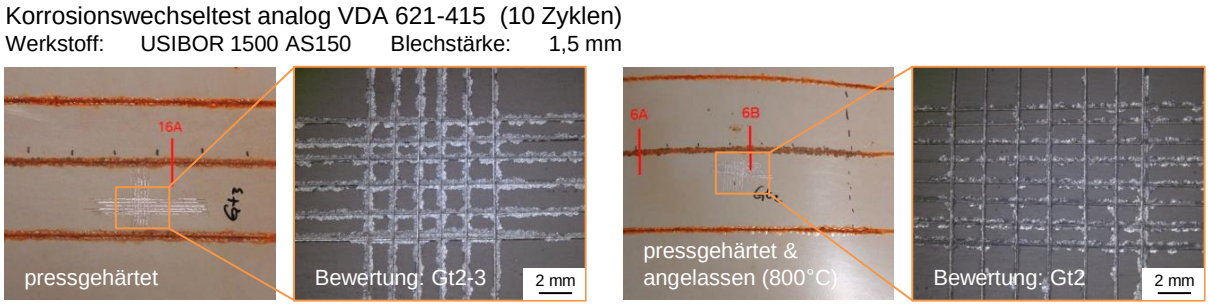


Abbildung 8-16: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an AlSiFe-Diffusionsschicht vor und nach dem Flammanlassen

Das durch den Anritz geschwächte AlSi-Beschichtungssystem gilt als anfällig bezüglich auftretender Unterrostung während des VDA-Wechseltests. Die Anlassbehandlung mittels Flamme führt unter diesem Aspekt jedoch zu keiner Veränderung. Am analysierten, pressgehärteten bzw. angelassenen Blechwerkstück wurden nahezu identische Unterwanderungsbreiten *d* gemessen, weshalb die berechnete Unterrostung des pressgehärteten Blechs, mit U_d = 1,32 mm, nur unwesentlich vom angelassenen, mit U_d = 1,69 mm, unterscheidet. Je nach Schutzwirkung der sich anlagernden Korrosionsprodukte besitzt die perforierende Korrosion am Grundwerkstoff unterschiedliche Intensitäten, weshalb diese in Abbildung 8-17 ebenfalls unterschiedlich stark ausgeprägt ist.

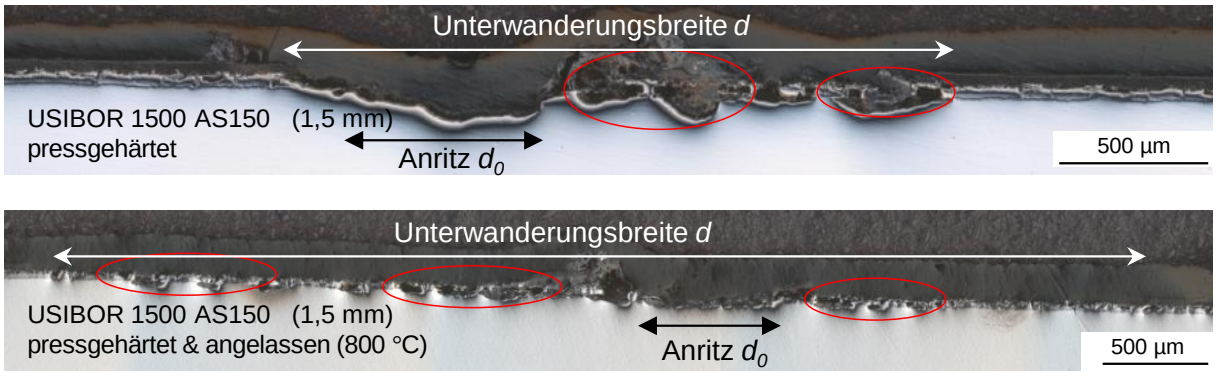


Abbildung 8-17: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des USIBOR 1500 AS150 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest

8.4 Einfluss auf das Widerstandspunktschweißen

Im Hinblick auf eine Unterdrückung der Zn-Vaporisation und signifikanter Oxidationsprozesse während der Wärmebehandlung des Presshärtens wird die Zn-Schicht durch die Ausbildung einer Al- und Zn-angereicherten Oxidschicht geschützt [Fade09]. Die Auswirkungen unterschiedlicher Blechstärken und Ofenverweilzeiten auf die sich ausbildende ZnFe-Schicht wurden in [Fade06, Fade09, Kenz07, Kurz11] ausführlich diskutiert, während die Veränderungen der ZnFe-Schicht durch das partielle Anlassen mittels Flamme in Abschnitt 8.2.1 präsentiert wurden. Zur Beschreibung der Oxidschichtdicke wird die Analyse der Übergangswiderstände herangezogen, welche gleichzeitig ein sehr guter Indikator der Qualität angestrebter Punktschweißverbindungen ist [Fade09]. Grundsätzlich zeigen luftgekühlte Musterteile, bei ansonsten identischen Fertigungsparametern, signifikant höhere Widerstandsbeträge als werkzeuggekühlte Musterteile. Obwohl sich das Oxidvolumen kaum unterscheidet, kann der Einfluss unterschiedlicher metallographischer Mikrostrukturen, hervorgerufen durch die langsame Luftabkühlung, ausgeschlossen werden [Kurz11]. Die Auswirkungen des partiellen Flammanlassens auf das Schichtwachstum und die Anreicherung von Sauerstoff in der Randschicht bis circa 5 µm Schichttiefe wurden fundiert analysiert und müssen auf ihren Einfluss bezüglich einer großserientauglichen Schweißbarkeit beurteilt werden. Hierzu wurde die Entwicklung der Durchgangswiderstände des CR380MB GI70/70 über die gesamte Prozesskette des Presshärtens, Flammanlassens und der Schleuderradstrahlreinigung der Versuchsteile analysiert und bewertet. Die Messung der resultierenden Widerstände wurde gemäß DVS-Merkblatt 2929-1 durchgeführt.

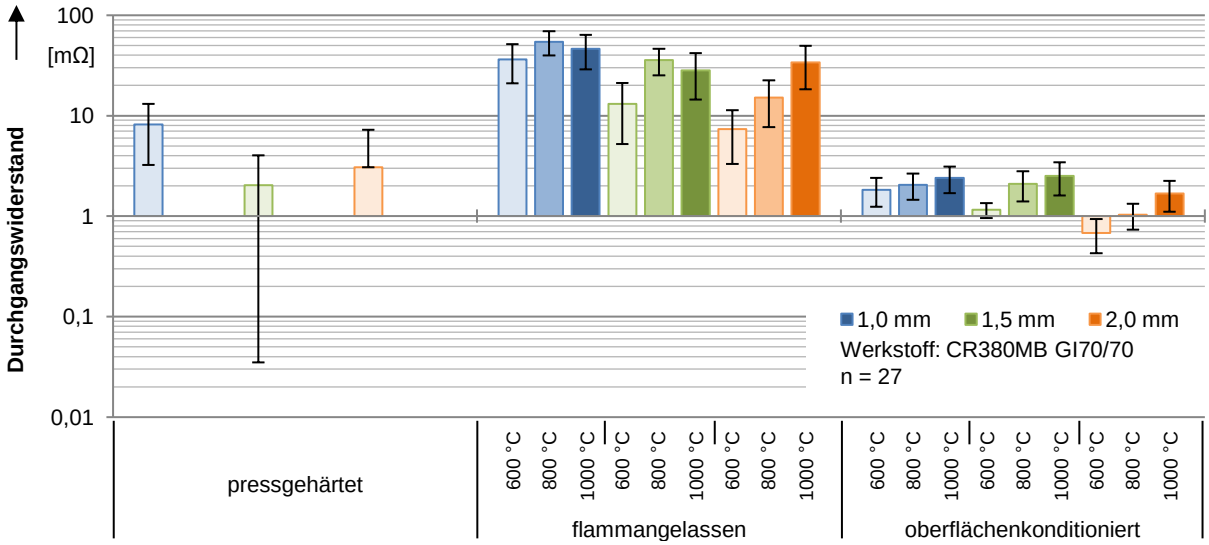


Abbildung 8-18: Entwicklung der Durchgangswiderstände des Zn-beschichteten 22MnB5 in Abhängigkeit der Blechdicke und T_{max}

Die in Abbildung 8-18 präsentierten Ergebnisse zeigen den signifikanten Einfluss des partiellen Flammanlassens auf die Durchgangswiderstände, deren Mittelwerte, je nach Wärmebehandlung und Blechstärke, Beträge zwischen 7,3 ± 4,0 mΩ und 54,4 ± 14,7 mΩ annehmen und damit um bis zu 65,8 mΩ ansteigen. Durch Optimierung der Parameter des Schleuderradstrahlprozesses, welcher die angelagerten Oberflächenoxide durch ein definiertes Strahlen mittels Stahlschrot reduziert, konnten die durch das Flammanlassen stark erhöhten Beträge signifikant reduziert werden. Die Beträge der im vorab definierten Prozessfenster auf 800 °C erhitzten Versuchsplatinen mit den Blechstärken 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm werden auf 2,05 ± 0,60 mΩ, 2,10 ± 0,70 mΩ und 1,03 ± 0,30 mΩ beziffert. Im gereinigten Zustand steigt für jede Blechstärke mit steigender maximaler Anlasstemperatur der Durchgangswiderstand. Weiterhin sinken die Kontaktwiderstände mit steigender Blechdicke bei gleicher Anlasstemperatur. Diese Beobachtung ist entgegen der eigentlichen Erwartung, da mit steigender Blechstärke die Ofenverweilzeit beim Presshärten ebenfalls steigt und die Vorschubgeschwindigkeit des Brenners zum Erreichen identischer Anlasstemperaturen sinkt. In [Kurz11] wurde jedoch bereits aufgezeigt, dass die Abhängigkeiten des Übergangswiderstands von der Blechdicke und der Abkühlstrategie als sehr komplex zu bewerten sind. Als

Ursache dieses Zusammenhangs wurde das Einpressen angelagerter Oxide in die weiche ZnFe-Diffusionsschicht beim Härteschritt identifiziert. Weshalb die Abnahme der Widerstandsbeträge mit steigender Blechdicke bei sonst gleichen Bedingungen in keinem Zusammenhang mit dem Anlassschritt oder der direkten Flammeinwirkung steht. Zwar steigen die Durchgangswiderstände durch das partielle Anlassen mittels Flamme im Vergleich zu traditionell pressgehärteten Werkstücken, deren Durchgangswiderstände analog [Fade09] für verschiedenste Ofenverweilzeiten stets unter 1,0 mΩ liegen, um 1 - 1,5 mΩ an; eine großserientaugliche Schweißbarkeit kann hierdurch jedoch nicht zwingend ausgeschlossen werden. Das Reinigungsergebnis der Oberflächenkonditionierung wurde weiterhin an definiert eingebrachten Schliffen und einer mikroskopischen Vermessung der Oxidschicht- und Diffusionsschichtdicke verifiziert. Die Ergebnisse sind zusammenfassend in Tabelle 8-2 dargestellt.

Schichtdicke der Oxid- und Diffusionsschicht über die Prozesskette in [µm]

Blechstärke	Schicht	Pressgehärtet	angelassen			gereinigt		
			600 °C	800 °C	1000 °C	600 °C	800 °C	1000 °C
1,0 mm	Oxid	5,1	4,0	6,1	4,3	2,8	5,3	4,4
	ZnFe	20,8	20,4	21,6	22,2	20,5	22,7	21,3
1,5 mm	Oxid	3,9	4,8	5,5	6,5	6,6	4,8	6,0
	ZnFe	20,0	20,0	27,1	22,9	22,3	22,5	22,4
2,0 mm	Oxid	4,3	3,8	5,4	6,5	3,3	4,2	5,7
	ZnFe	23,4	23,5	25,6	24,8	25,7	26,4	25,3

Tabelle 8-2: Mikroskopische Vermessung der Oxidschicht- und Diffusionsschichtdicke in Abhängigkeit der Blechstärke und Anlasstemperatur

9 Analyse des partiellen Anlassens im Bereich thermischer Fügepunkte

Neben dem gezielten Einknicken der Tailored Tempered Parts und der erhöhten Deformierbarkeit durch die lokale Duktilitätserhöhung stehen pressgehärtete Bauteile vor einer weiteren Herausforderung im Bereich der Crasheigenschaften. Eine Kernthematik stellt das Versagensverhalten der Fügeverbindungen von Presshärteteilen mit angrenzenden Karosseriekomponenten dar [Feus13]. Vor allem Punktschweißverbindungen, welche durch ihre Wärmeeinflusszone lokale Eigenschaftsveränderungen hervorrufen, sind fundiert zu analysieren. Neben einem direkten Einfluss der Wärmeeinflusszone auf den Versagensort der Bauteilverbindung steht diese ebenfalls in direktem Zusammenhang mit statischen Festigkeiten im Bereich des Kopf-, Scher- und Schälzugs [Feus13]. Eine gezielte Integration des Weichbereichs dient ebenfalls der Verminderung des Risswachstums und dessen Ausbreitung im Bereich höchstbelasteter Fügeverbindungen sowie einer positiven Beeinflussung des Ausknöpfverhaltens der Punktschweißverbindung [Zimm13-2]. Zur Analyse dieses Sachverhalts und der Verifizierung des Einflusses des partiellen Anlassens mittels Flamme wurden Kopf-, Scher- und Schälzugversuche durchgeführt, da diese die primären Belastungsfälle an pressgehärteten Strukturteilen im Belastungsfall beschreiben.

9.1 Methodische und experimentelle Vorgehensweise

Die unter reproduzierbaren Bedingungen durchgeführten Laborprüfungen wurden entsprechend Abschnitt 5.4.1 in Anlehnung an GS 96012 und DIN EN 14270, DIN EN 14272 und DIN EN 14273 realisiert. Die Probenabmaße wurden ebenfalls entsprechend dieser Dokumente definiert. Um den Einfluss des partiellen Anlassens und der metallographischen Werkstoff- und Festigkeitsveränderung auf das Festigkeits-, Deformations- und Versagensverhalten zu beurteilen, wurden die jeweiligen Proben unterschiedlichen partiellen Wärmebehandlungen unterzogen – siehe Abbildung 9-1.

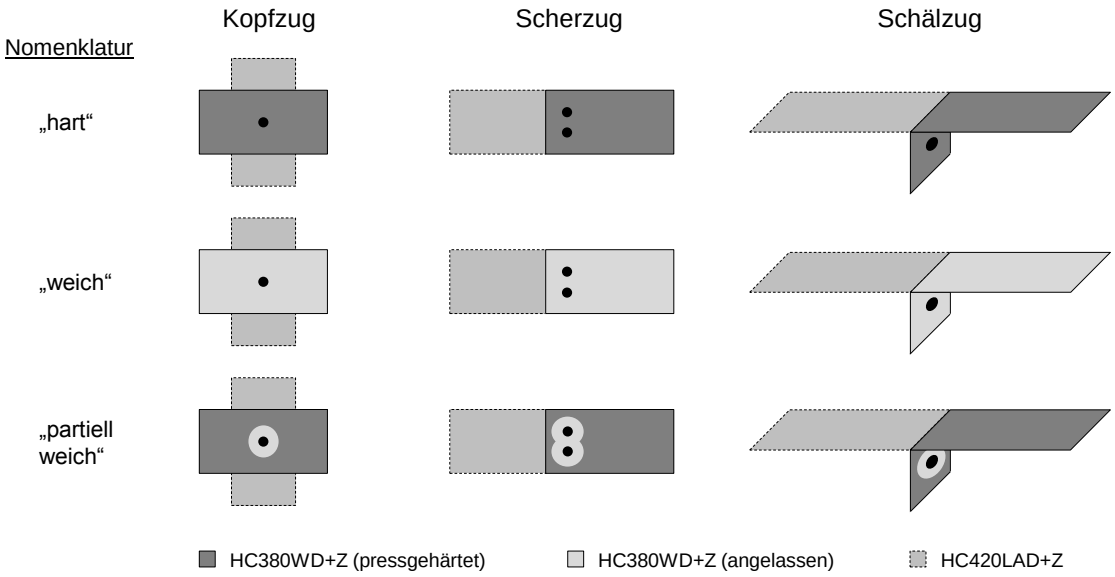


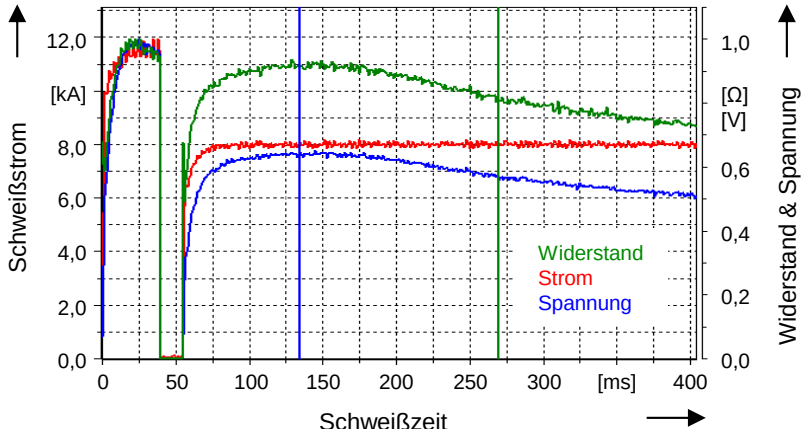
Abbildung 9-1: Probenvorbereitung der Kopf-, Scher- und Schälzugproben zur Bewertung des Versagens

Als Fügepartner dienen ein pressgehärteter bzw. (lokal) angelassener CR380MB GI70/70 gemäß Tabelle 5-1 (Blechstärke 1,5 mm) und ein unbehandelter, analog GS 93005-9 spezifizierter HC420LAD+Z der Blechstärke 2,0 mm. Das Anlassen der Werkstoffe erfolgt in Abhängigkeit des Weichbereichs mittels Vorschub oder mittels eines stationären Aufheizprozesses auf T_{max} = 800°C, jedoch stets vor der Oberflächenkonditionierung und Fügeoperation mittels Widerstandspunktschweißen. Zur Bewertung des Einflusses des Weichbereichs auf das Festigkeits- und Versagensverhalten der Zugproben, werden – wie in Abbildung 9-1 dargestellt – bei der Probenvorbereitung je Zugversuch drei spezifische Wärmebehandlungen am 22MnB5-Fügepartner vorgenommen. Der Einfluss des partiellen Anlassens mittels Flamme auf die Schweißbarkeit des wärmebehandelten 22MnB5 wurde in Abschnitt 8.4 vorgestellt. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse erstellte Schweißparameter garantierten ein stabiles, reproduzierbares Schweißergebnis. Bei unzureichend gereinigten Bauteilen auftretende Schweißspritzer werden erkannt und dem Probenumfang entnommen. Eine Bewertung der Schweißverbindung erfolgt analog Merkblatt DVS 2916-4 auf Grundlage metallographischer Analysen und Gefügebetrachtungen sowie Härtemessungen der Schweißverbindung an Schliffen mittels

Kleinlast-Härteprüfungen nach DIN EN ISO 6507. Die Bewertung der Auswirkung der partiellen Wärmebehandlung auf die resultierende Maximalkraft, der aufgenommenen Deformationsenergie und den vorliegenden Versagensmechanismen und Bruchmechaniken wird mittels der beschriebenen Zugprüfungen durchgeführt.

9.2 Eigenschaften der Schweißverbindung

Die Reproduzierbarkeit der Versuchsergebnisse sowie die Grundlage einer vergleichenden Diskussion der Ergebnisse stützen sich auf eine homogen und stets identisch ausgeprägte Schweißverbindung. Alle Zugproben wurden mittels einer großserientauglichen Punktschweißanlage, unter Verwendung der in Abbildung 9-2 dargestellten Schweißparameter gefügt.



Schweißeinrichtung

Abbildung 9-2: Schweißparameter inklusive Vorwärmimpuls

Die stoffschlüssige Verbindung aller in Abbildung 9-1 dargestellten Versuchsproben wurde vor der Versuchsdurchführung gezielt bewertet. Die Erkenntnisrückführung erfolgt an jeweils mindestens drei Proben (n = 3). Das Verhalten der Schweißverbindung ist im Wesentlich stark abhängig von dem entstehenden Werkstoffgefüge im Bereich der Schweißlinse, dessen Wärmeeinflusszone und dem unveränderten Gefüge der verschweißten Werkstoffe. Scharf begrenzte, signifikante Festigkeitsänderungen im Bereich der Schweißpunkte stellen im Belastungsfall metallurgische Kerben dar [Laum10]. Der im Bereich höchstfester Stahlgüten vorliegende

Festigkeitsabfall und die damit verbundene Kerbwirkung sind entsprechend groß. LAUMANN zeigte, dass lokal veränderte Steifigkeiten und reduzierte Wandstärken im Bereich der Fügestelle das Risiko des Materialversagens erhöhen. Dieser Effekt wurde ebenfalls von OHSE fundiert analysiert. Durch gezieltes Anlassen mittels Flamme im Bereich der Fügestelle sollen Spannungsspitzen und lokale metallurgische Kerben reduziert oder vermieden werden. Die in Abbildung 9-3 exemplarisch präsentierten Härteverläufe zeigen den charakteristischen Kurvenverlauf im Bereich des zentralen Schweißgutes (SG) und der Wärmeeinflusszone (WEZ). Verfahrenstypisch wird durch das Anlassen bei 800 °C die Härte von ursprünglich 460 HV1 auf weniger als 200 HV1 im Weichbereich abgesenkt. Im Schweißgut, das sich vorwiegend aus einem bainitisch-martensitischen Gefüge zusammensetzt, liegt eine Kernhärte von 380 - 405 HV1 vor. Durch hohe Abkühlraten nach dem Fügen liegen im Schweißgut Härtewerte von bis zu 470 HV1 vor.

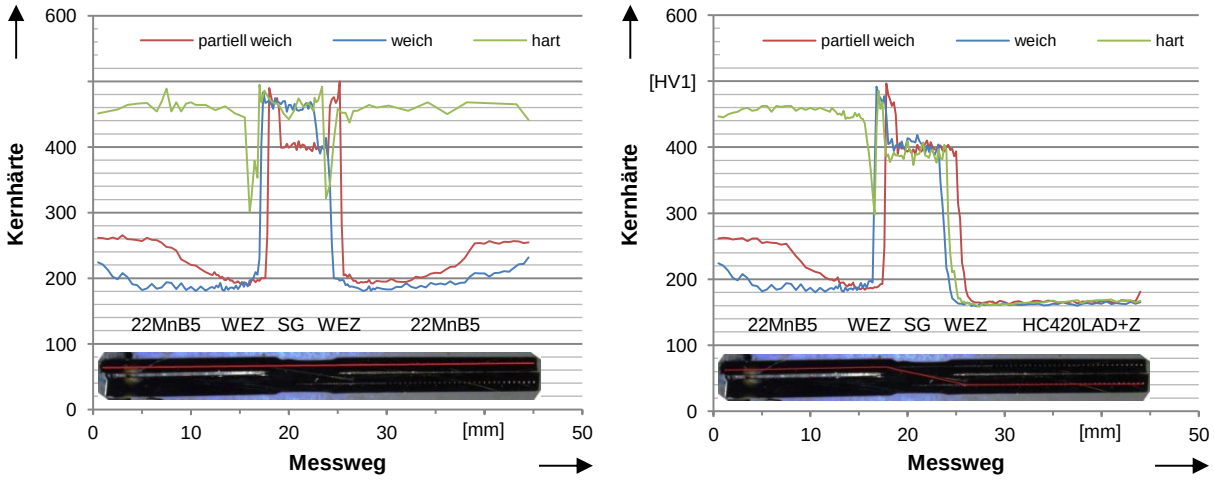


Abbildung 9-3: Härteverläufe der Schälzugproben im Bereich der Schweißpunkte (Anlasstemperatur T_{max} = 800°C)

Im Bereich der Wärmeeinflusszone des Schweißpunktes wurde stets eine Aufhärtung des Werkstoffs, von bis zu mehr als 500 HV1, detektiert. Die Breite der Wärmeeinflusszone wird durch das vorab durchgeführte Anlassen des Bor-Mangan-legierten Fügepartners nicht beeinflusst. Ein die Schweißlinse umgebender Ferritsaum ist ursächlich für den Härteabfall im Bereich der Wärmeeinflusszone des komplett gehärteten 22MnB5. Diese Härteänderung wird im Falle der angelassenen

Fügepartner durch die duktile Matrix kompensiert. Die exemplarisch dargestellten Härteverläufe der Schälzugproben sind repräsentativ für alle analysierten Zugproben. Identische Ergebnisse wurden im Bereich der Scher- und Kopfzugproben detektiert.

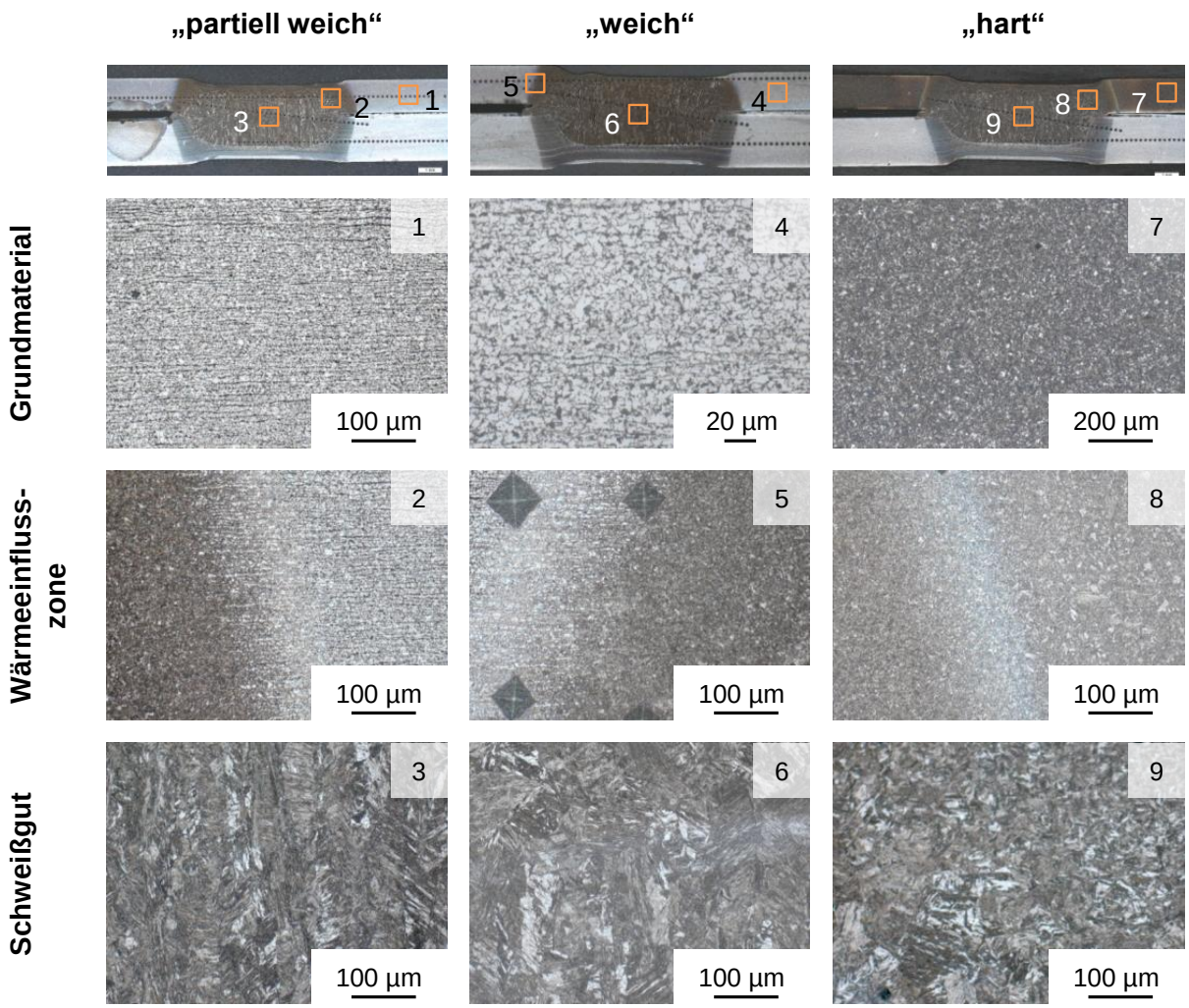


Abbildung 9-4: Metallurgische Analyse der thermischen Fügeverbindung in Abhängigkeit der Anlassbehandlung an ungezogenen Versuchsteilen

Die stetig reproduzierbaren Härteverläufe werden durch die definierte Entwicklung der metallographischen Werkstoffgefüge im Bereich der Schweißpunkte bestätigt. Die hohe Härte des Schweißgutes ist auf die bainitisch-martensitische Struktur, deren Ausprägung deutlich gröber ist als die des Grundwerkstoffes und der WEZ, zurückzuführen. Die Analysen in [Ohse08] bestätigen diesen Sachverhalt. Das

umgebende martensitische Gefüge des gehärteten oder das nahezu homogen ferritische Gefüge des angelassenen Bor-Mangan-Stahls entsprechen der durchgeführten Wärmebehandlung und damit den Erkenntnissen aus Kapitel 6.3.2.3. Der signifikante Härteabfall und schnelle Härteübergang am Rande der Wärmeeinflusszone der angelassenen Proben ist im scharf abgegrenzten Übergang zwischen den metallographischen Gefügen des Grundmaterials und der WEZ ersichtlich (Abbildung 9-4 Bild 2 und 5). Die Analyse der WEZ der vollständig gehärteten Proben zeigt ebenfalls einen hellen Bereich mit feinen duktilen Carbidausscheidungen, welche den aufgezeigten Härteabfall am Rande der Schweißlinse verursachen – Abbildung 9-4 Bild 8.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die thermische Fügeoperation mittels Punktschweißen zu einer materialschlüssigen Verbindung zwischen den Fügepartnern führt, die eine homogene und für jede vorab durchgeführte Wärmebehandlung stetig wiederkehrende metallographische Charakteristik aufweist.

9.3 Statische Zugprüfung

Der Vorteil der statischen Zugprüfung gegenüber den Werkstattversuchen, wie dem Meißelversuch und der Abrollprüfung, ist die Quantifizierbarkeit und Dokumentationsmöglichkeit der bei der Probenzerstörung aufzuwendenden Prüfkraft und des Prüfweges bei gleichzeitig hoher Reproduzierbarkeit. Trotz der Bestrebung, durch die Probengeometrie und Belastungsrichtung beim Kopf- und Scherzug die resultierenden Kräfte lediglich in Blechebenenrichtung oder senkrecht dazu auszurichten, ist bedingt durch die auftretende Probendeformation während des Prüfvorgangs stets eine nennenswerte Mischbeanspruchung vorhanden [Ohse08]. Unter dem Fokus des partiellen Anlassens der gehärteten Versuchsteile, einer damit einhergehenden Duktilitätserhöhung und Veränderung des Deformationsvermögens und -verhaltens gilt es, diesen Aspekt bei der Analyse und Bewertung gezielt zu berücksichtigen. Eine theoretische Aufarbeitung des Scher- und Kopfzuges punktgeschweißter

Zugproben hinsichtlich auftretender Probendeformationen, Verschiebungen der Wirkebene, wachsender Biegemomente und sekundärer Kraftrichtungen sowie der resultierenden Versagensmechanismen und Bruchbilder wird in [Ohse08, Somm09] präsentiert. Grundsätzlich wurde je Belastungsfall ein Probenumfang von $n = 20$ analysiert. Zur Bewertung der maximalen Zugkräfte und Umformarbeiten wurden jedoch ausschließlich Zugproben mit homogenen Punktschweißverbindungen ohne Schweißspritzer herangezogen.

9.3.1 Kopfzug

Die wirkende Kraft des Kopfzuges ist möglichst in Normalenrichtung senkrecht zur Schweißlinse zu orientieren. Die verwendete Verbindung der Fügepartner in Kreuzform soll die nicht realisierbare direkte Krafteinleitung in die Schweißlinse bestmöglich abbilden. Durch die elastische und plastische Verformung der Probe während des Zugversuchs treten neben der Kopfzugbelastung ebenfalls Schub- und Schälbeanspruchungen auf [Ohse08]. In Abhängigkeit der vorab durchgeführten Wärmebehandlung und dem damit verknüpften Formänderungsvermögen der Kopfzugprobe wachsen unterschiedliche Spannungszustände im Kerbgrund der Schweißlinse. Alle analysierten Kopfzugproben versagen, unabhängig ihrer Wärmebehandlung, durch einen Ausknöpfbruch des Schweißpunktes aus dem 1,5 mm starken 22MnB5. Im Falle der vollständig gehärteten Proben liegt der Ursprung des Risses in der Fügeebene und wandert über die WEZ zur Schweißlinse. Der hier vorliegende und in Abbildung 9-3 dargestellte Härteabfall ist somit ursächlich für das Bruchversagen. Damit liegt die Bruchfläche im Bereich der WEZ, weshalb dieser Ausknöpfbruch ebenfalls als Mischbruch deklariert werden kann – siehe Abbildung 9-5. Die Betrachtung der Bruchfläche bestätigt dies. Die Bruchflächen der angelassenen Proben liegen außerhalb der WEZ des Schweißpunktes, woraufhin die Durchmesser der ausgeknöpften Schweißpunkte signifikant größere Durchmesser besitzen. Die fraktographische Analyse der Bruchflächen zeigt in allen Fällen einen duktilen, verformungsreichen Gewaltbruch, dessen spezifische Wabenstruktur in Abhängigkeit der vorliegenden Duktilität an der Trennebene unterschiedlich stark

ausgeprägt ist. Weiterhin sind die auftretenden Einschnürungen im angelassenen Werkstück um die ausgeknöpfte Schweißlinse in den Schliffen erkennbar.

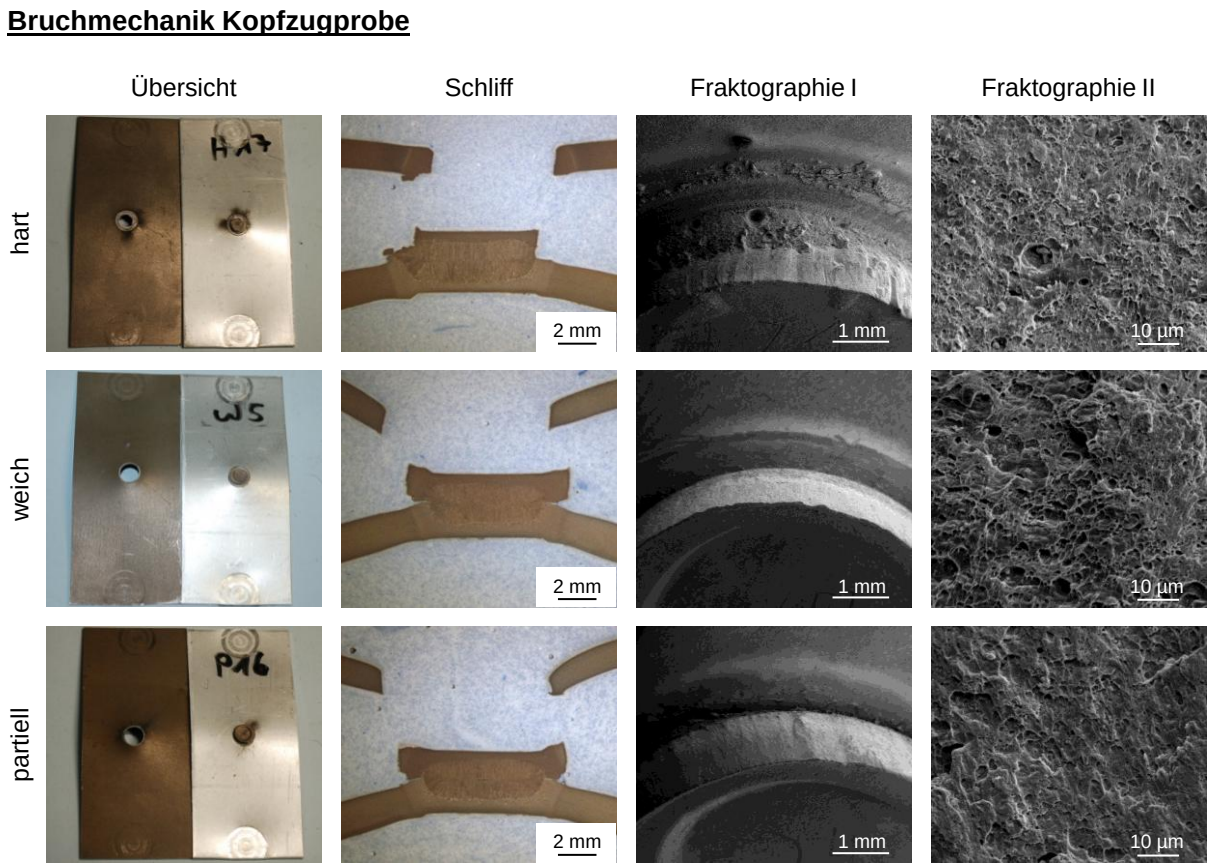


Abbildung 9-5: Bruch- und Versagensanalyse der Kopfzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Das Einleiten der Kopfzugbelastung im Bereich der Fügestelle wird zur Einschränkung möglicher Veränderungen der Belastungsrichtung analog DIN EN ISO 14272 und GS 96012 über eine Kreuzverbindung realisiert [Ohse08]. Die nach GS 96012 ausgelegten und verschweißten Bleche, mit einer jeweiligen Abmessung von 48x110 mm, werden kraftschlüssig in der Probenaufnahme verspannt und unter statischer Zugbelastung gezogen. In Abhängigkeit der Probendeformation bilden sich Zug- und Schubspannungen aus, deren Spannungsverteilung modellhaft in [Chao03] beschrieben wird. Die resultierenden Probendeformationen und Spannungszustände stehen in direktem Zusammenhang zum Formänderungsvermögen des Probekörpers. Die repräsentativen Kraft-Weg-Verläufe unter statischer Kopfzugbelastung sind

Abbildung 9-6 zu entnehmen. Charakteristisch ist der lineare Anstieg der Zugkraft mit steigendem Ziehweg bis zum Erreichen des Maximums, bei welchem die Zugprobe im Ausknöpfbruch versagt. Neben einer Steigerung der maximalen Zugkräfte von ursprünglich $F_{max, hart}$ = 9,22 ± 0,56 kN auf $F_{max, weich}$ = 11,25 ± 0,22 kN bzw. $F_{max, partiell}$ = 10,96 ± 0,48 kN wird durch das DFI der gehärteten Kopfzugproben eine signifikante Erhöhung der möglichen Deformationsarbeit erreicht. Diese wächst durch das vollständige Anlassen des gehärteten Fügepartners von durchschnittlich 78,16 ± 8,67 Nm um circa 54,2 % auf bis zu 120,56 ± 5,28 Nm sowie durch das partielle Anlassen im Bereich des Schweißpunktes um 20,6 % auf 94,24 ± 12,28 Nm.

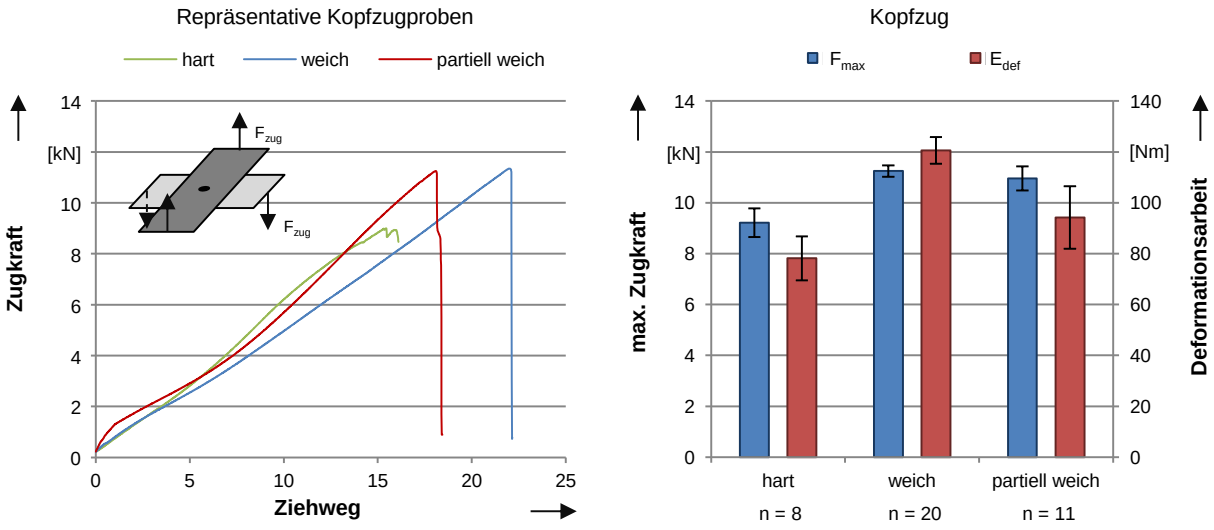


Abbildung 9-6: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Kopfzugbelastung

9.3.2 Scherzug

Während der Scherzugprüfung tritt erst eine elastische Probenausrichtung auf, welcher eine plastische Verformung folgt, um die Schweißlinse in Kraftwirkrichtung zu positionieren. Die wachsenden Schub- und Zugspannungen sowie daraus resultierende Biegemomente sind in [Ohse08] detailliert erläutert. In Abhängigkeit der durchgeführten Wärmebehandlung besitzen die Scherzugproben ein unterschiedli-

ches Potential hinsichtlich des elastischen und plastischen Deformationsvermögens, dessen Einfluss sich sowohl in den Kraft-Weg-Verläufen, als auch in den Versagensmechanismen der Versuchsteile widerspiegelt. Die pressgehärteten Zugproben versagen in einem Ausknöpfbruch der Schweißlinse, welcher ebenfalls Teile der WEZ beinhaltet (Mischbruch). Die „partiell weichen“ und „weichen“ Zugproben zeigen einen Ausknöpfbruch mit Fahnenbildung, ohne vollständige Probentrennung bis Prüfende (Abbildung 9-7).

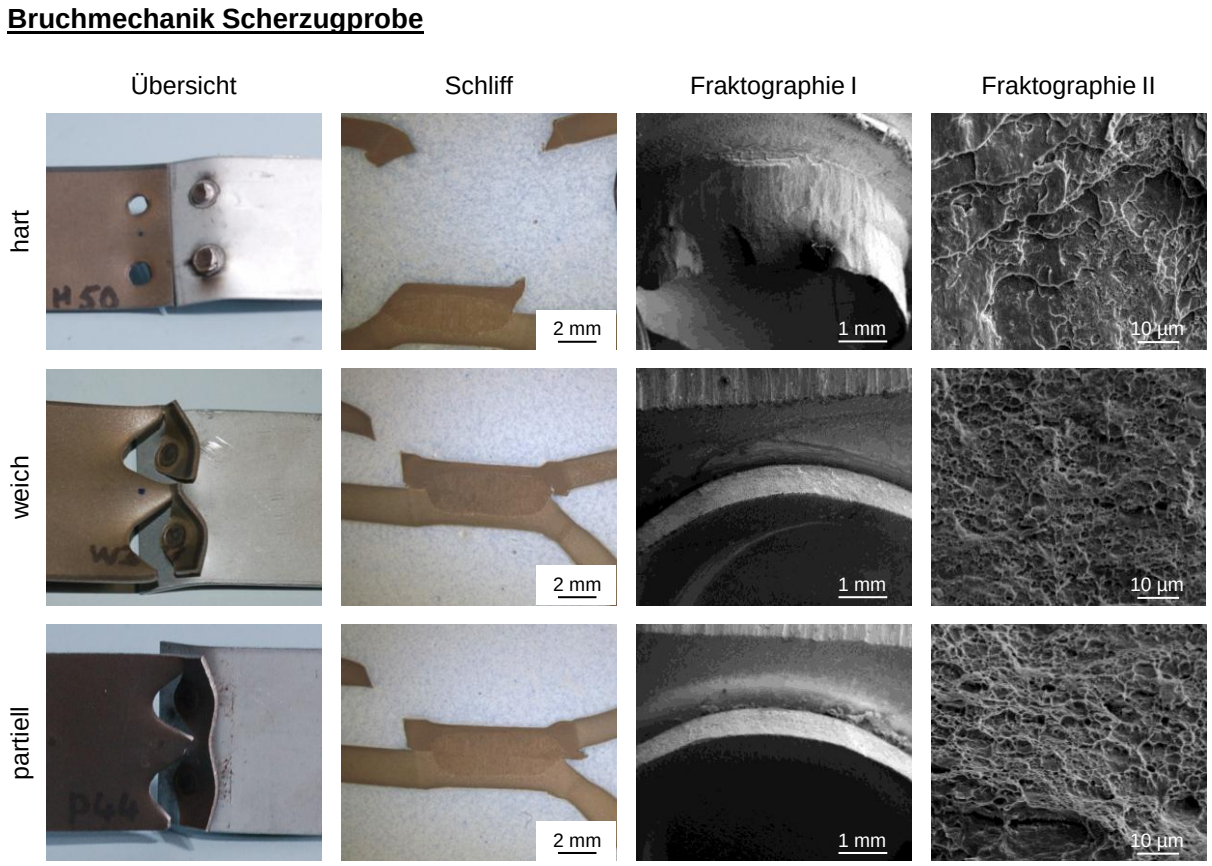


Abbildung 9-7: Bruch- und Versagensanalyse der Scherzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Der Ursprung dieser Brüche ist am Übergang der WEZ des Schweißpunktes zum angelassenen 22MnB5 lokalisiert und breitet sich um die Schweißlinse in Kraftwirkrichtung im Grundwerkstoff des borlegierten Fügepartners aus. Im Bereich des primären Risswachstums liegt eine Einschnürung des Werkstoffs vor. Die Analyse der Bruchfläche der „harten“ Probenreihe zeigt einen spröden Gewaltbruch mit

glatten Bruchflächen, was das plötzliche Bauteilversagen und den Ausknöpfbruch bestätigt. Durch die erhöhte Duktilität, resultierend aus der Anlassbehandlung, liegt den restlichen Proben ein duktiler Gewaltbruch mit einer der Schälbeanspruchung entsprechenden Wabenstruktur zugrunde.

Trotz einer Reduktion der Zugfestigkeit durch das Anlassen des gehärteten 22MnB5 von ursprünglich mehr als 1300 MPa auf weniger als 600 MPa werden bei den angelassen Zugproben nur unwesentlich kleinere maximale Scherzugkräfte detektiert, was Abbildung 9-8 zu entnehmen ist.

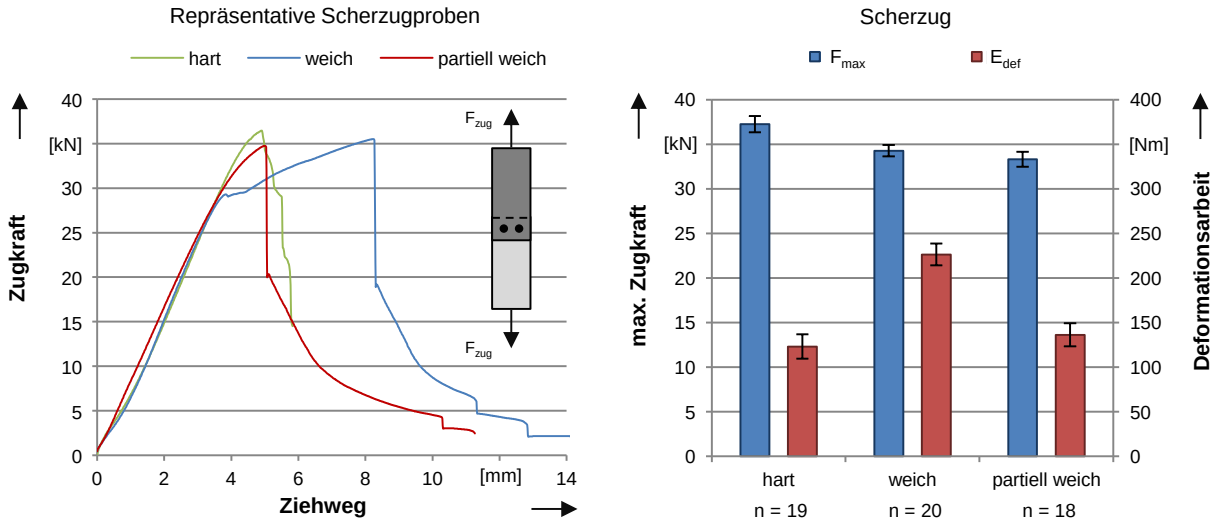


Abbildung 9-8: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Scherzugbelastung

Analog [Ohse08] durchläuft die Scherzugprobe mit steigender Zugbelastung verschiedene Phasen elastischer und plastischer Deformation bis zum Versagen der Fügeverbindung. Dieses Versagen kann auch vor dem Erreichen der finalen Phase einsetzen. Die plastische Verformung der Zugprobe, daraus resultierende Zug- und Schubspannungen in der Wirkebene und die Versagensmechanismen hängen wesentlich von der Duktilität und damit von der vorab durchgeführten Wärmebehandlung ab. Bei einer Zugkraft von nahezu 30 kN tritt eine erneute Ausrichtung aller Scherzugproben der Versuchsreihe „weich“ auf. Durch plastische Deformationen des

Prüfkörpers über dessen komplette Probenlänge steigt der Ziehweg bis zum Ausknöpfen des Schweißpunktes mit Fahnenbildung nochmals deutlich an, wodurch eine Erhöhung der Deformationsarbeit um 83,8 % auf 226,29 ± 12,26 Nm, im Vergleich zu den gehärten Zugproben mit E_{def} = 123,12 ± 3,65 Nm, erzielt wird. Die Kraft-Weg-Verläufe der homogen gehärteten und der partiell angelassen Scherzugproben sind nahezu identisch, jedoch kann durch das Ausschälen des Schweißpunktes und der anschließenden Fahnenbildung eine höhere Deformationsarbeit erreicht werden, da keine plötzliche Trennung der Fügepartner auftritt.

9.3.3 Schälzug

Der unter Zugbelastung auftretende Spannungszustand im Bereich der Fügestelle hängt im Falle der Schälzugprüfung ebenfalls stark von der plastischen Verformung und Ausrichtung der Schweißlinse in Zugrichtung ab. Weiterhin ist das Schweißergebnis eng mit dem Versagens- und Bruchverhalten der Fügeverbindung beim Schälzug verknüpft. Auftretende Schweißspritzer, hervorgerufen durch unzureichend gereinigte Versuchsteile, führen im Belastungsfall aller Schälzugproben zu einem vollständigen Ausknöpfbruch der Schweißlinse im 1,5 mm starken 22MnB5, unabhängig dessen vorab durchgeführter Wärmebehandlung. Der Ursprung des Materialversagens ist im Bereich des Schweißspritzers oder der Wärmeeinflusszone lokalisiert, weshalb stets ein Mischbruch auftritt. Optimale Schweißergebnisse resultieren unter der Schälbelastung in einem Anriss im Kerbgrund der Schweißlinse, der mit steigendem Ziehweg, durch ein sukzessives Herausschälen um die Schweißlinse, zu einem Ausknöpfbruch mit Fahne führt. Abbildung 9-9 ist zu entnehmen, dass im Falle der „harten“ Zugproben die Fahne aus dem mikrolegierten HC420LAD+Z, inklusive eines Teils der WEZ, gerissen wird, während das Versagen der „weichen“ und „partiell weichen“ Zugproben im flammangelassenen Bereich des 22MnB5 außerhalb der WEZ stattfindet. Die fraktographische Beurteilung der Bruchflächen zeigt bei den vollständig martensitisch gehärteten Blechproben im Bereich der Wärmeeinflusszone einen spröden Gewaltbruch, der mit Erreichen des Grundwerkstoffs in einen duktilen Gewaltbruch übergeht (Mischbruch). Die grobe

und orientierte Wabenstruktur ist typisch für den HC420LAD+Z und die anliegende Schälbeanspruchung. Bei den Proben der Versuchsreihen „weich“ und „partiell weich“ tritt stets ein duktiler Gewaltbruch auf.

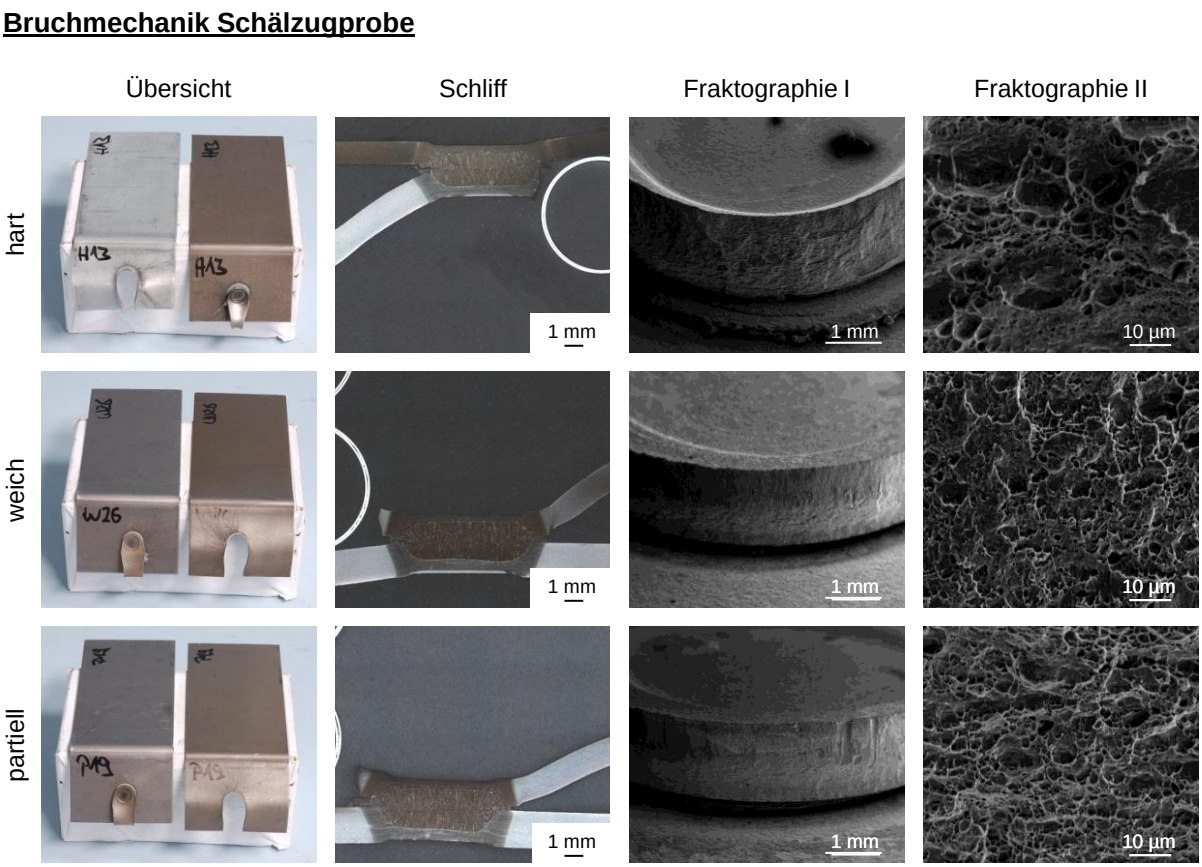


Abbildung 9-9: Bruch- und Versagensanalyse der Schälzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Die kurze, um 90° abgewinkelte Probenseite, auf welcher der Schweißpunkt lokalisiert ist, unterliegt bei der Schälzugprüfung den höchsten Belastungen, weshalb während der Zugprüfung der schwächere Fügepartner einer plastischen Deformation auf Höhe des Schweißpunktes unterliegt. Dies kann den Übersichtsaufnahmen aus Abbildung 9-9 entnommen werden. Trotz der vergleichsweise geringen maximalen Zugkräfte werden durch das sukzessive Herausschälen der Schweißpunkte mit Fahnenbildung relativ hohe Deformationsenergien detektiert, deren Beträge in Abbildung 9-10 graphisch präsentiert werden. Im Falle der Versuchsreihe „hart“ bleibt die Probengeometrie im Verlaufe der Zugprüfung lange stabil, weshalb erst mit

einsetzender Deformation des mikrolegierten Fügepartners Schub- und Zugspannungen zum Ausknöpfbruch führen. Bedingt durch die Blechstärke von 2,0 mm und Zugfestigkeiten von 470 - 590 MPa wird eine mittlere maximale Zugkraft von 3,87 ± 0,12 kN erreicht, während bei den angelassen Prüfkörpern (Blechdicke 1,5 mm) das Bauteilversagen bereits bei 2,43 ± 0,07 kN (weich) bzw. 2,46 ± 0,06 kN (partiell weich) einsetzt. Inhomogen ausgebildete Schweißlinsen und vorliegende Schweißspritzer im Bereich der vollständig gehärteten Zugproben knöpfen bei F_{max} = 3,36 ± 0,46 kN vollständig aus, da die Schweißverbindung die anliegende Schälbeanspruchung nicht aufrechterhalten kann. Die absorbierbare Energie sinkt hierdurch um 76,8 % auf 41,45 ± 9,95 Nm.

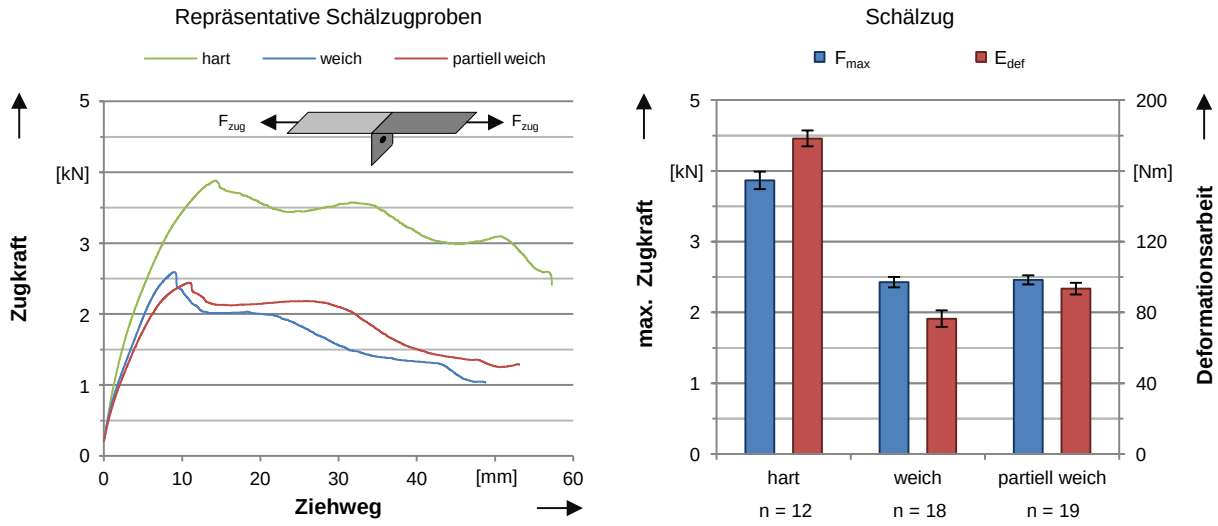


Abbildung 9-10: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Schälzugbelastung

10 Validierung der Eigenschaften und Erkenntnisse an der Realgeometrie

Pressgehärtete Bauteile zählen im modernen Karosseriebau zum Stand der Technik und sind durch ihre herausragenden Crasheigenschaften und dem erheblichen Leichtbaupotential ein Hauptbestandteil aktueller und zukünftiger Leichtbaukonzepte. Die Bestrebung zur Integration maßgeschneiderter Strukturteile und damit sogenannter Partial Tempered Parts obliegt der angestrebten Erhöhung der Flexibilität hinsichtlich der Lokalisierung der Weichbereiche sowie der Reduktion der Bauteilkosten. Unter diesem Aspekt wurde das partielle Flammanlassen in der vorliegenden Arbeit anhand von Probegeometrien hinsichtlich der Generierung definierter mechanischer Kenngrößen, der Auswirkungen auf Oberfläche und Verzug sowie des Einflusses auf thermische Fügeverbindungen bewertet. Die gewonnenen Erkenntnisse müssen auf eine Realgeometrie transferiert werden, um die Umsetzbarkeit des fertigungstechnischen Ansatzes im Bereich der Serienanwendung zu bestätigen.

10.1 Bestätigung des Prozessfensters beim partiellen Anlassen der B-Säule

Die pressgehärtete B-Säule, welche eine Schlüsselkomponente des Seitenaufprallschutzes darstellt, ist ein bevorzugtes Bauteil moderner Karosserien zur Integration maßgeschneiderter Bauteileigenschaften. Im Hinblick auf die Bestrebung ein definiertes Einknicken der B-Säule im Fußbereich bei vorliegender gewaltsamer Deformation zu gewährleisten und den lebenserhaltenden Schutzraum möglichst lange aufrecht zu erhalten, wird mittels des partiellen Flammanlassens ein Prototypenteil generiert, das über die komplette 3D-Kontur einen Weichbereich besitzt – siehe Abbildung 10-1. Als Basis dient eine monolithische pressgehärtete B-Säule eines aktuellen BMW 5er mit einer Blechstärke von 1,8 mm, welche während der Anlassbehandlung und Luftabkühlung frei auf Metallpins gelagert wird. Für die Wärmebehandlung des Weichbereichs wird der 150 mm breite Leistenbrenner des Typs C-L2-150/75/4-w in einem Abstand von 40 mm über die Kontur des

Werkstücks geführt, sodass die Flammströmung stets orthogonal zur Bauteiloberfläche gerichtet ist. Der Brenner wird durch ein Erdgas-Sauerstoff-Gemisch (Mischverhältnis 1:2), das sich aus den Volumenströmen $\dot{V}(O_2) = 11\,Nm^3/h$ und $\dot{V}(CH_4) = 6\,Nm^3/h$ zusammensetzt, gespeist. Das Anlassen der unterschiedlichen Konturbereiche erfolgt analog der Wärmebildaufnahmen bei einer homogenen Anlasstemperatur von circa 800 °C. Die Anlassfolge der Geometriesektionen, die notwendigen linearen und beschleunigten Vorschubgeschwindigkeiten und das Brennerhandling wurden in Vorversuchen gezielt analysiert, um ein optimales Anlassergebnis bei gleichzeitig minimalem Verzug zu gewährleisten. Eine große Herausforderung für einen homogenen Wärmeeintrag stellen in diesem Zusammenhang die konkaven und konvexen Konturbereiche sowie die langen Anlassstrecken dar. Die Anlasstemperatur wird sowohl mittels thermographischer Aufnahmen, als auch mittels Thermoelementen (Typ K) verifiziert.

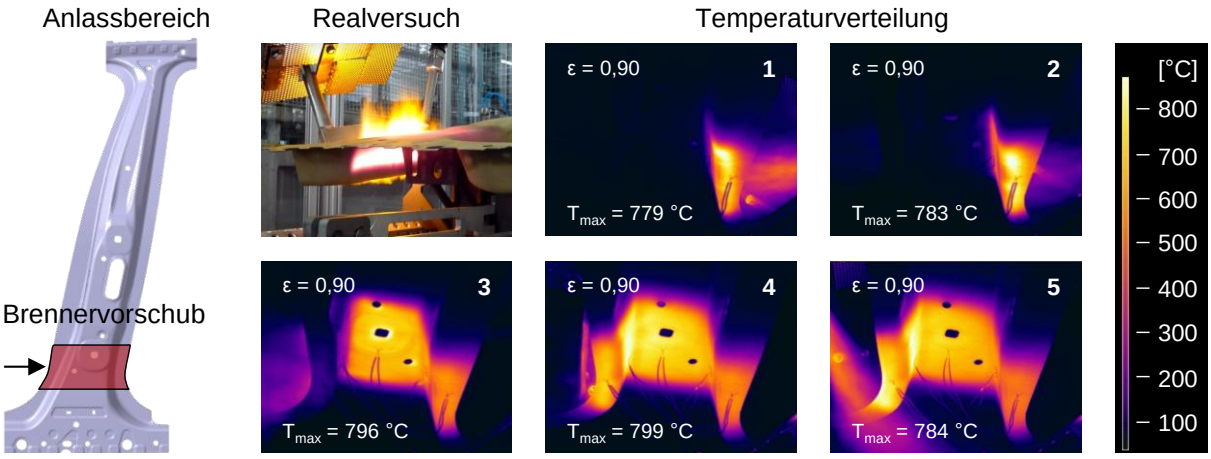


Abbildung 10-1: Modellversuch zur Validierung der Erkenntnisse im Bereich des partiellen Anlassens mittels Flamme an einer pressgehärteten B-Säule eines aktuellen BMW 5er

10.1.1 Analyse des Weichbereichs

In Abschnitt 6.3.2.1 wurde aufgezeigt, dass die sich einstellenden mechanischen Kenngrößen nach dem Anlassen lediglich von der maximalen Anlasstemperatur

abhängen und nicht von der vorliegenden Blechstärke, weshalb die ermittelten Kenngrößen einer 1,5 mm starken Blechplatine als Referenz für die weitere Analyse herangezogen werden. Beiden Versuchsreihen liegt eine maximale Anlasstemperatur T_{max} von circa 800 °C zugrunde.

Bestätigung der mechanischen Kenngrößen

Aufgrund geometrischer Ausprägungen und Funktionslöchern konnten der angelassenen B-Säule Zugproben (A50) lediglich im Bereich des Flansches und der Zarge entnommen werden. Die Zugprüfungen wurden analog Abschnitt 5.2.1 und damit DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt. Die in Anlehnung an DIN EN ISO 6507-1 realisierten Kernhärtemessungen im Weichbereich des Deckels zeigen eine homogene Härteverteilung. Eine Umwertung der Beträge zur Verifikation der mechanischen Kenngrößen gemäß DIN EN ISO 18265 [DIN 18265] bestätigt äquivalente Ergebnisse im Bereich des Deckels im Abgleich zu Zarge und Flansch und unterstreicht die Homogenität der Anlassbehandlung.

Mechanische Kenngrößen nach partiellem Anlassen pressgehärteter Versuchsteile

n = 5		Versuchsplatine	B-Säule		
$T_{max} \approx 800$ °C			Flansch	Zarge	Deckel
Blechstärke	[mm]	1,5	1,8	1,8	1,8
Zugfestigkeit R_m	[MPa]	584,2 ± 3,6	581,0 ± 8,4	576,2 ± 3,3	--
Dehngrenze $R_{p0,2}$	[MPa]	420,0 ± 4,4	399,0 ± 4,6	415,4 ± 5,5	--
Bruchdehnung	[%]	28,4 ± 3,9	20,2 ± 1,0	22,1 ± 1,6	--
Gleichmaßdehnung A_g	[%]	12,4 ± 1,8	13,3 ± 0,3	13,9 ± 0,4	--
Zugprobengeometrie	--	A5	A50	A50	--
Biegewinkel	[°]	122,0 ± 4,2	--	--	122,6 ± 2,0

Tabelle 10-1: Bestätigung der mechanischen Kenngrößen an pressgehärteter Realgeometrie bei $T_{max} \approx 800$ °C

Tabelle 10-1 zeigt eine Gegenüberstellung der in Abschnitt 6.3.2.1 an Versuchsplatinen ermittelten Kenngrößen und den bereichsspezifischen Kennwerten der angelassenen B-Säulen. Die Ergebnisse basieren auf einem statistischen Umfang von n = 5. Der Vergleich der Absolutbeträge zeigt eine signifikante Übereinstimmung aller Kenngrößen. Lediglich die Werte der Bruchdehnung differieren leicht, was mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die unterschiedliche Zugprobengeometrie zurückzuführen ist. Das partielle Anlassen mittels DFI kann demzufolge unter Beachtung eines

homogenen Temperatureintrags auf eine Realgeometrie übertragen werden und ermöglicht die Generierung von Weichbereichen unabhängig der vorliegenden geometrischen Ausprägung. Die kleinen Standardabweichungen belegen eine zuverlässige Reproduzierbarkeit der Kenngrößen und eine hohe Prozessstabilität, was die Grundlage für einen stabilen Großserienprozess darstellt.

Bestätigung der Kernhärteverläufe

In Anlehnung an Abschnitt 6.3.2.2 wurden zur Verifikation mechanischer Kenngrößen und metallographischer Gefügebetrachtungen Kernhärteanalysen gemäß DIN EN ISO 6507-1 durchgeführt. Die zugrundeliegenden Schliffe präsentieren die Härteverläufe über die gesamte Breite der Anlasszone im Bereich des Flansches, der Zarge und des Deckels, wodurch die Homogenität des Weichbereichs und die Kontinuität des Übergangszone unterstrichen werden. In Kapitel 6.3.2.2 wurde eine Reduktion der Kernhärte durch das partielle Flammanlassen bei T_{max} = 800 °C von ursprünglich 470 HV10 (pressgehärtet) auf circa 170 HV10 detektiert, welche am Realbauteil ebenfalls bestätigt werden kann.

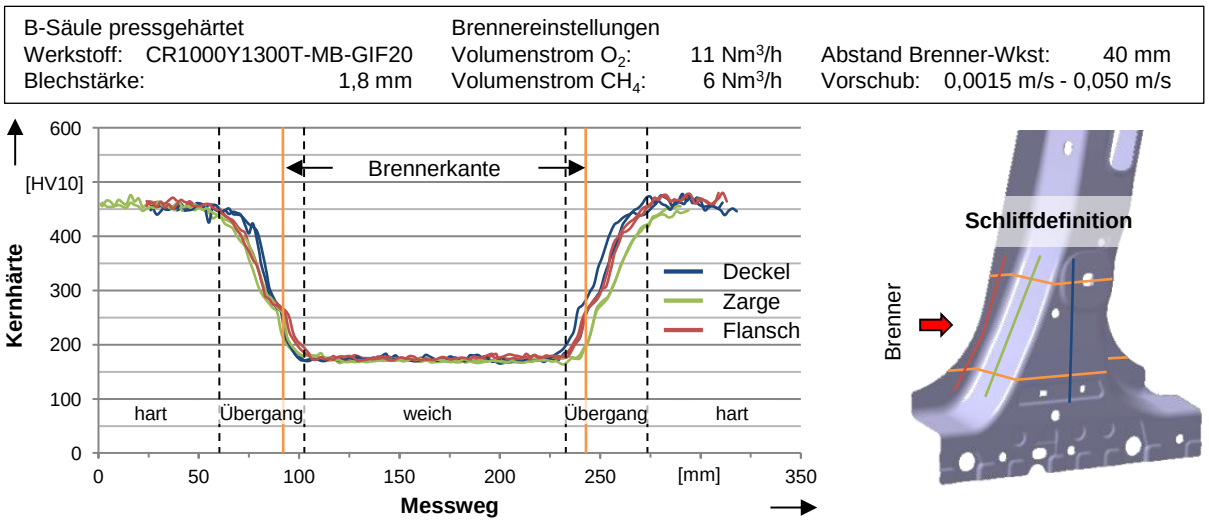


Abbildung 10-2: Kernhärteanalyse des Weichbereichs an partiell angelassener B-Säule bei T_{max} = 800 °C

Das konstante und reproduzierbare Kennwertminimum (siehe Abbildung 10-2) stellt sich unabhängig von der angelassenen Bauteilsektion ein. Als Übergangszone wurde der Bereich zwischen den in WS 01009 beschriebenen Härteniveaus definiert. Bei der Kernhärteanalyse wird ebenfalls bereichsunabhängig ein Übergangsbereich von circa 40 mm sowie das Erreichen des Härteminimums im Abstand von ungefähr 10 mm zur Brennerkante entsprechend der Analytik aus Abbildung 6-8 ermittelt. Aufgrund der wesentlich längeren Anlasswege und Beflammungszeiten ist ein minimaler Anstieg der Länge der Übergangszone von 5 mm zu beobachten.

Bestätigung der metallographischen Gefügeumwandlung

Zielsetzung des partiellen Anlassens ist es, mittels einer definierten Wärmebehandlung die ursprünglich martensitische Gefügestruktur gezielt zu verändern, um maßgeschneiderte Bauteileigenschaften zu generieren. Die in Abhängigkeit der Anlasstemperatur hervorgerufenen Transformationen der metallographischen Gefügestruktur wurden detailliert in Abschnitt 6.3.2.3 beschrieben. Mittels der Anlassbehandlung bei T_{max} = 800 °C wird eine maximale Entfestigung durch eine Umwandlung des ursprünglich martensitisch-bainitischen Werkstoffgefüges in eine nahezu homogen ferritische Gefügestruktur erreicht, was in Abbildung 10-3 unabhängig des analysierten Geometriebereichs nachgewiesen wird. Bei den präsentierten Gefügeaufnahmen handelt es sich um Ergebnisse eines Analyseumfangs von n = 3 Bauteilen. Der in der Übergangszone von hart zu weich ansteigende Temperaturgradient induziert, analog den Referenzplatinen, in Abhängigkeit der lokal vorherrschenden Anlasstemperatur ortsspezifische Gefügeumwandlungen. Zusammenfassend zeigen sich folgende metallographischen Gefügestrukturen:

- Martensit + geringer Anteil Zwischenstufe
- Martensit + steigender Anteil Zwischenstufe
- Zwischenstufe + Martensit + geringer Anteil Ferrit
- Ferrit + minimaler Anteil Zwischenstufe + Martensit (lichtmikroskopisch nicht auflösbar)

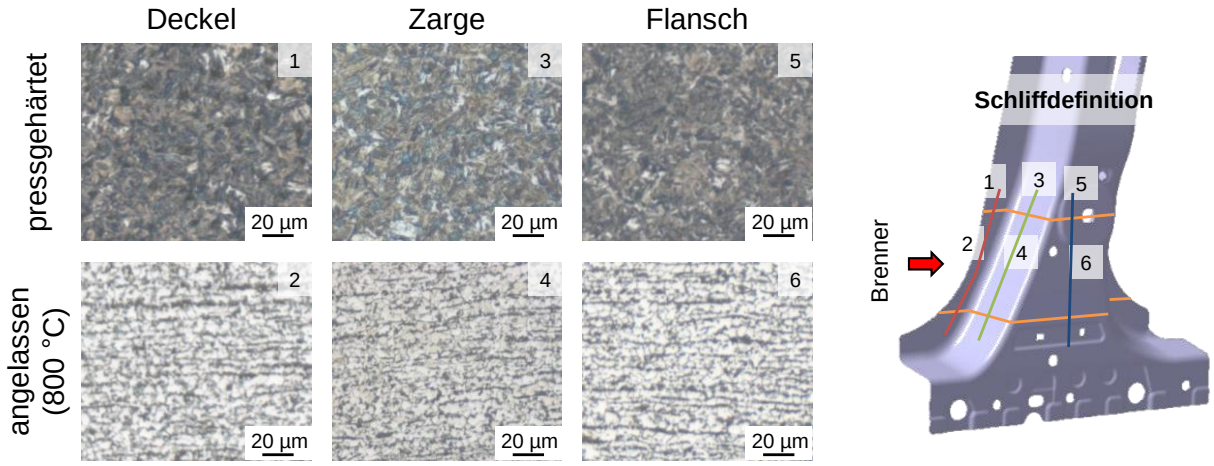


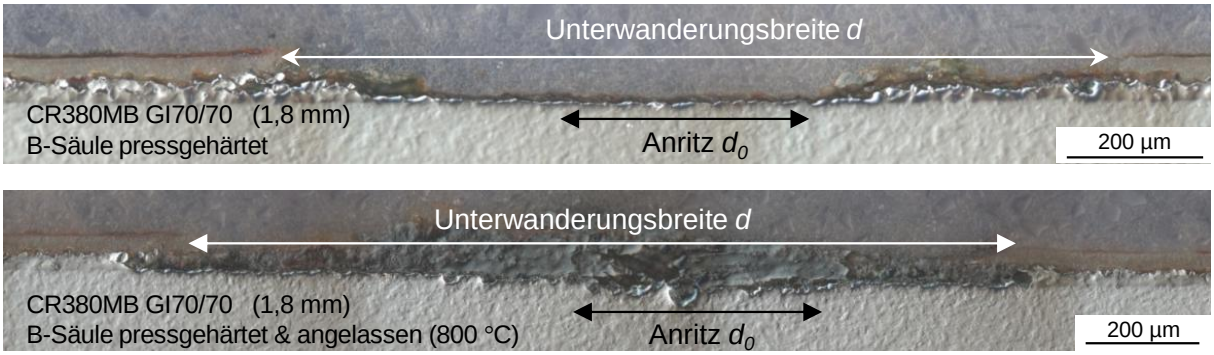
Abbildung 10-3: Partielles Flammanlassen einer pressgehärteten B-Säule bei T_{max} = 800 °C induziert Gefügetransformation in ein nahezu homogenes ferritisches Werkstoffgefüge

Ein Abgleich mit den Beträgen der Vickers-Härteanalysen bestätigt die Gefügetransformation sowie die ermittelten mechanischen Kenngrößen im Weichbereich der angelassenen B-Säule.

10.1.2 Einfluss auf die Bauteiloberfläche und Korrosion

Unabhängig von den maßgeschneiderten Eigenschaften einer B-Säule werden an dieses Strukturteil höchste Anforderungen hinsichtlich Lackhaftung und Korrosionsschutz gestellt, da diese im Nassbereich der Rohkarosserie liegen und ansonsten eine konstruktive Trockenlegung erfolgen müsste. Die grundlegenden Auswirkungen der Beflammung wurden bereits in Abschnitt 8.3 erörtert und werden nun erneut an dem vorliegenden Prototypenteil verifiziert. Alle generierten Korrosions- und KT-Lackhaftungsanalysen wurden separat in allen Kontursektionen des 3D-Profils analysiert und zeigten stets identische Analyseergebnisse. Sowohl an der lediglich pressgehärteten Referenzgeometrie, als auch im Bereich der beflammten Werkstückoberfläche liegt nach 10 Zyklen Korrosionswechseltest analog VDA 621-415 eine deutliche Rotrostbildung im Bereich der Anritze vor. Die in Anlehnung an DIN EN ISO 2409 durchgeführte Gitterschnittprüfung zur Bewertung

der KT-Lackhaftung bescheinigt in beiden Fällen (pressgehärtet und angelassen) sehr gute Lackeigenschaften und wurde mit Gt0 (Skala: Gt0 - Gt5) bewertet.



→ Aktiver, kathodischer Korrosionsschutz sowohl nach dem Presshärten, als auch nach dem Anlassen.

Abbildung 10-4: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des CR380MB GI70/70 der pressgehärteten oder angelassenen B-Säule nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest

Zur Bewertung des korrosiven Angriffs dient die Kenngröße der Unterwanderung U_d im Bereich des Anritzes nach Vollendung des VDA-Wechseltests. Pro Bauteil wurde an 3 Anritzen mit jeweils 7 Messungen die Unterwanderungsbreite *d* detektiert. Hierbei wurden im pressgehärteten und angelassenen Zustand mittlere Breiten von d_{press} = 1,24 mm und d_{ange} = 1,45 mm gemessen und anschließend exemplarisch bei Schliffanalysen mikroskopisch bestätigt. Die hieraus resultierende mittlere Unterrostung der pressgehärten Referenzprobe U_d = 0,37 mm und die mittlere Unterrostung des angelassenen Bauteils U_d = 0,48 mm werden analog [GS 90011] mit U 1 klassifiziert (≤ 1,0 mm). Somit wird der aktive Korrosionsschutz vor und nach der Flammeinwirkung am Realteil mit T_{max} = 800 °C bestätigt. Die mikroskopische Analyse der Bauteilschliffe im Bereich der Anritze zeigte eine perforierende Korrosion im Bereich des Anritzes von circa 45 µm; unabhängig der durchgeführten Wärmebehandlung. Gesamtheitlich betrachtet werden die Ergebnisse aus Abschnitt 8.3 ebenfalls am Realteil bestätigt.

10.1.3 Verzug Verstärkung B-Säule

Neben dem gezielten Erreichen definierter mechanischer Kenngrößen, Oberflächengüten und Korrosionsschutzkriterien stellt die finale Maßhaltigkeit der gefertigten Bauteile ein primäres Qualitätsmerkmal dar. Durch den homogenen Temperatureintrag der DFI-Technologie und den durch die geringen Blechstärken ermöglichten minimalen Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung beruht der sich einstellende Verzug primär auf dem Stauch- und Knickmechanismus und den daraus resultierenden Zugspannungen. Der Bauteilverzug ist direkt abhängig von der geometrischen Ausprägung und Lokalisierung des Weichbereichs und der angewendeten Anlassstrategie, welche die Abfolge der anzulassenden Geometriesektionen beschreibt. Eine Analyse des durch die zusätzliche Wärmebehandlung induzierten Verzugs der angelassenen B-Säule mit anschließender freier, ungespannter Luftabkühlung ist in Abbildung 10-5 dargestellt.

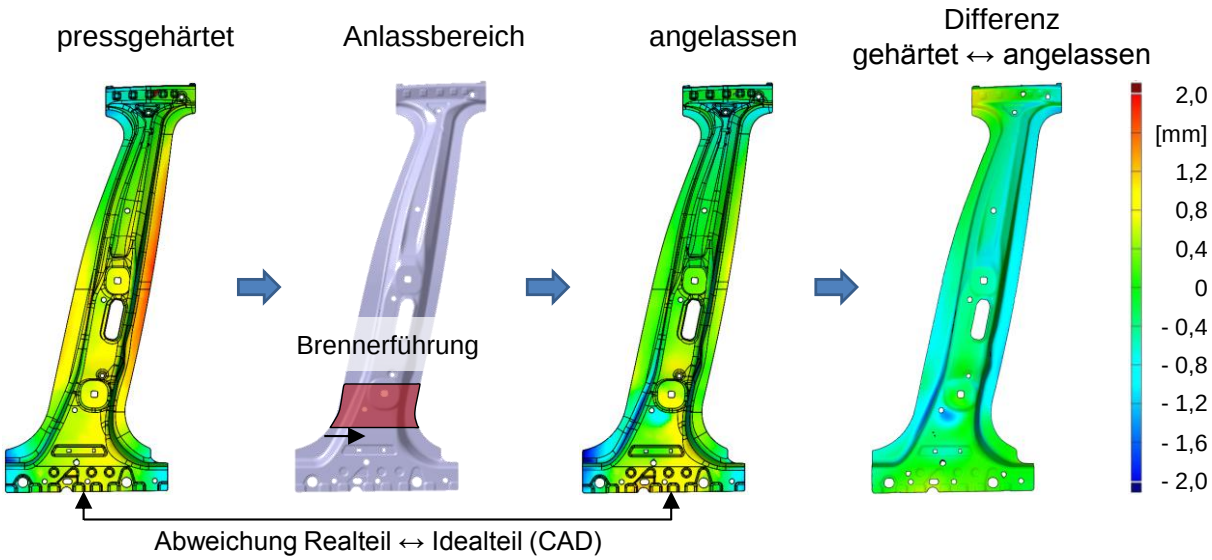


Abbildung 10-5: Exemplarische Darstellung der Analyse der Maßhaltigkeit der pressgehärteten und partiell angelassenen B-Säule nach freier ungespannter Luftabkühlung

Die kontinuierlich fortschreitende Wärmebehandlung der aneinander gereihten Geometriesektionen der 3D-Kontur ermöglicht ein stet wachsendes Temperaturprofil über die vollständige Bauteilbreite, wodurch induzierte Druck- und Zugspannungen

ebenfalls kontinuierlich und gleichmäßig ansteigen und sich teilweise zurückbilden können. Weiterhin minimiert der an der linken und rechten Bauteilflanke geometrisch offene Weichbereich die auftretenden Wärmespannungen und damit den finalen Bauteilverzug. Die während der Abkühlphase wachsenden Zugspannungen zwischen Weichbereich und pressgehärtetem Bauteil bedingen einen negativen Verzug im Bereich der Zarge und des Flansches. Im Bereich des Deckels wird ein lokales Faltenbeulen beobachtet, welches auf den Knickmechanismus zurückzuführen ist. Die Grundlage bildet die im Verhältnis zur Blechstärke großflächige Anlasszone bei gleichzeitig geringem Temperaturgradienten. Eine ganzheitliche Form- und Maßänderung der B-Säule, welche vorzugsweise an den Flügeln des Bauteils detektierbar ist, konnte durch die gezielte Optimierung der Anlassstrategie auf ein Minimum reduziert werden und liegt analog Abbildung 10-5 (Differenzanalyse) bei circa 1,0 mm.

In Kapitel 7.2 wurde aufgezeigt, dass mit Hilfe der simulativen Prozessoptimierung eine Verzugsprognose unter Verwendung der aufgezeigten Rahmenbedingungen möglich und zielführend ist. Ein Transfer dieser Erkenntnisse von der Modell- auf eine Realgeometrie ist sehr komplex, weshalb zur Genierung einer fundierten Verzugsprognose für das Anlassen der B-Säule das vorliegend Modell weiter detailliert werden muss. Für eine Bewertung des Fertigungsverfahrens unter fertigungstechnischen Gesichtspunkten, sowie im Hinblick auf weitere nachfolgende Prozessschritte, ist der Nachweis einer Herstellbarkeit einer toleranzkonformen angelassenen Realgeometrie jedoch primär ausreichend, weshalb im Rahmen dieser Arbeit auf einen Transfer des simulativen Grundlagenmodells verzichtet wurde.

10.2 Verfahrensbewertung und Verfahrensvergleich

Durch stetig steigende Anforderungen an das Leichtbaupotential der höchstfesten Strukturkomponenten und die stete Erhöhung der passiven Sicherheit stoßen konventionell gehärtete Bauteile zunehmend an ihre Grenzen. Der Grundstein für eine Erweiterung der fertigungstechnischen Möglichkeiten wurde durch eine Vielzahl

an Forschungsarbeiten im Bereich der thermomechanisch-metallurgischen Vorgänge sowie der Identifikation essentieller Prozesseinflussgrößen bei der Verarbeitung des Bor-Mangan-Stahls gelegt [Feus12-1]. Hierdurch wurde der Weg für eine Vielzahl möglicher Fertigungsansätze zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften eröffnet. In den vorangegangenen Kapiteln wurde der Ansatz des partiellen Anlassens mittels einer vorgemischten Erdgas-Sauerstoff-Flamme gezielt analysiert, diskutiert und bewertet.

10.2.1 Verfahrensbewertung unter dem Großserienaspekt

Neben der Beurteilung der fertigungstechnischen Machbarkeit und der fundierten Analyse und Bewertung hinsichtlich der erreichbaren mechanischen Kenngrößen, der Homogenität der Anlasszone, der Auswirkungen auf Oberfläche, Korrosion und KT-Lackhaftung und der Form- und Maßstabilität sowie der Auswirkungen auf thermische Fügepunkte muss das Potential des partiellen Anlassens mittels Flamme im Hinblick auf eine Umsetzbarkeit im Bereich der Großserie abgeschätzt werden. Ein wesentlicher Vorteil liegt in der leichten Steuerbarkeit der essentiellen Fertigungsparameter, wodurch eine Verfahrenskontrolle und -überwachung vereinfacht wird. Weiterhin werden hierdurch potentielle Produktionsstörungen minimiert und können bei Eintritt schnell behoben werden. Die wassergekühlte Hydropox®-C Brennertechnologie garantiert eine konstante Brennerleistung unabhängig der Brenndauer und der Frequenz des Einsatzes, wodurch groß- und kleinflächige Anlasszonen über ein hohes Produktionsvolumen bei gleichzeitig hoher Taktzeit zuverlässig generiert werden. Weiterhin ist im Vergleich zur Lasertechnologie keine Kapselung der Fertigungszone, sondern lediglich eine definierte Positionierung der Bauteile notwendig, was die Integration in bestehende Fertigungsstrukturen wesentlich vereinfacht. Die mittels erzwungener Konvektion erreichbaren Aufheizraten von 100 K/s bis 500 K/s, das definierte Prozessfenster von 750 °C - 800 °C und die Taktzeit des ursprünglichen Presshärteprozesses von ungefähr 20 s/BT bilden die primären Rahmenbedingungen des Fertigungskonzepts. In Abhängigkeit der Blechstärke liegt die notwendige Vorschubgeschwindigkeit des

Brenners bei circa 0,02 m/s, wodurch eine maximale Anlassstrecke pro Pressenhub von circa 400 mm erreicht werden kann. Ein Umsetzen des Brenners durch eine sich signifikant ändernde Konturlinie reduziert die Anlassstrecke zusätzlich. Der stationäre Aufheizprozess kleinster Anlassbereiche erreicht die geforderte Anlasstemperatur des Prozessfensters nach circa 4 s, womit maximal 3 bis 4 Weichbereiche pro Hub realisiert werden können. Größere Anlasszonen oder eine Vielzahl an angelassenen Fügepunkten und eine damit einhergehende Überschreitung der maximalen Taktzeit des Anlassprozesses von 20 s/BT können durch den Aufbau von Pufferlösungen und eine Erhöhung der Anzahl der Anlassstationen ausgeglichen werden. Dies steht in direktem Zusammenhang mit einem Anstieg des Investitionsumfangs und einer Erhöung der benötigten Produktionsfläche. Für den Anlassschritt des in Abschnitt 10.1 beschriebenen Modellversuchs zum Anlassen der vollständigen 3D-Geomtrie einer pressgehärteten B-Säule wird ein Zeitfenster von circa 35 s/BT benötigt, welchem sich eine Luftabkühlung von circa 560 s anschließt. Unter Annahme einer 4-fach-Fertigung pro Pressenhub sind mindestens sechs Anlassstationen notwendig. Ein schematisches Produktionskonzept zur Integration des partiellen Flammanlassens in den traditionellen Presshärteprozess, inklusive Layoutplanung, wird in Abbildung 10-6 präsentiert.

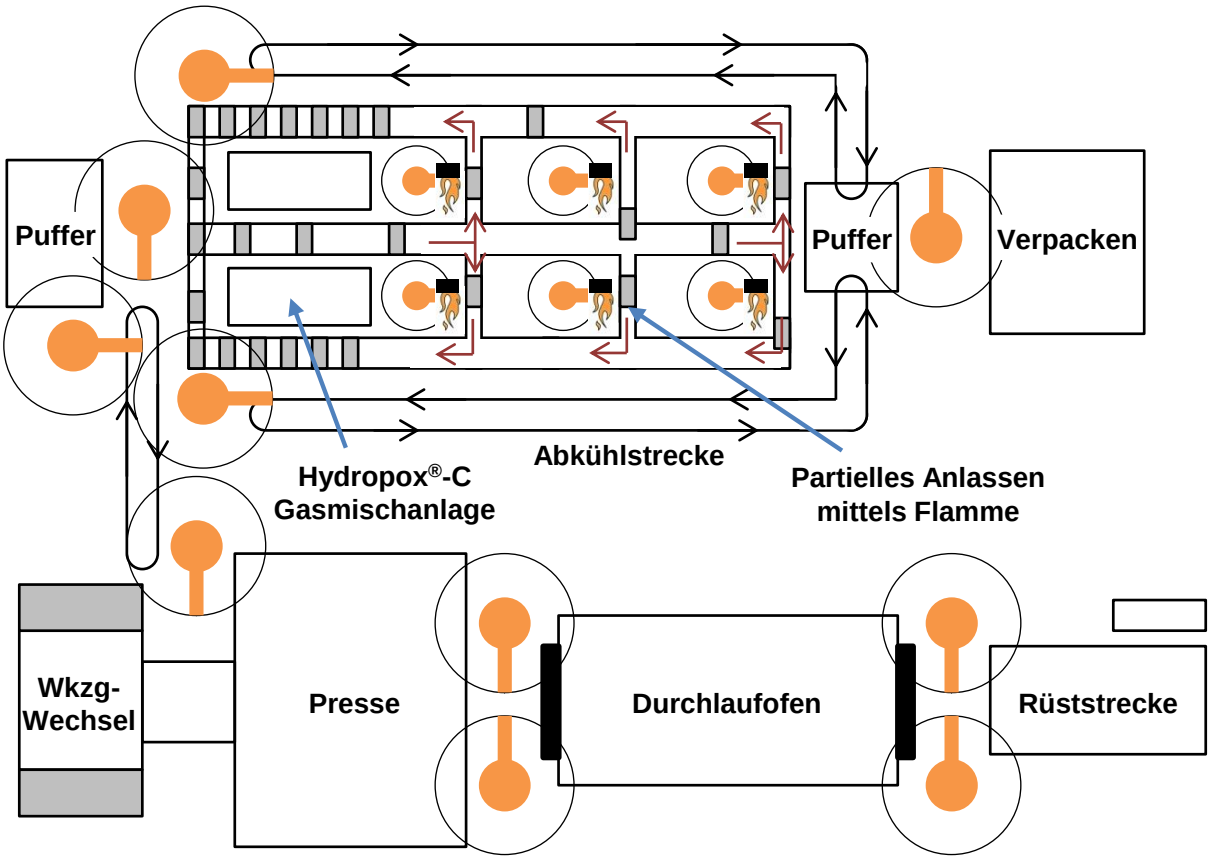


Abbildung 10-6: Erweiterung der ultraform_PHS-Technologie® um Fertigungseinheit zum partiellen Flammanlassen mittels Hydropox®-C Brennertechnologie

Die thermischen Inhomogenitäten in den ursprünglich pressgehärteten Strukturteilen nach dem partiellen Anlassschritt stellen den Produktentwicklungsprozess vor eine große Herausforderung zur Vermeidung unerwünschter Form- und Maßänderungen. Die Auslegung der Weichbereiche ist deshalb stets unter Berücksichtigung der notwendigen Randbedingungen hinsichtlich benötigter Kennwerte, Crashperformance, fertigungstechnischer Machbarkeit und der finalen Bauteilqualität anzustreben. Ein essentielles Hilfsmittel stellt in diesem Zusammenhang die simulative Bauteilentwicklung und Prozessoptimierung dar, da hierdurch kritische Anlasszonen frühzeitig identifiziert und kompensiert bzw. vermieden werden können. Weiterhin ist das Handling der lokal erwärmten Strukturteile während des Abkühlvorgangs mit höchster Präzision durchzuführen, da die lokale Verminderung der Festigkeiten die

gesamte Bauteilsteifigkeit in Abhängigkeit der Anlasszone erheblich reduzieren kann. Zn-beschichtete Stahlgüten werden nach dem Anlassen einem Oberflächenkonditionierungsprozess zugeführt. Die durch die Beflammung lokal erhöhten Durchgangswiderstände erfordern eine Optimierung der Reinigungsparameter im Bereich der Anlasszone, um im Karosseriebau eine großserientaugliche Schweißbarkeit sicherzustellen. Zusammenfassend besitzt das partielle Anlassen von Presshärtebauteilen mittels der Hydropox®-C Brennertechnologie erhebliches Potential zur Umsetzung im Rahmen der Großserienproduktion und zeichnet sich primär durch seine leichte Steuerbarkeit, die hohe Prozessstabilität und Flexibilität sowie die Möglichkeit der Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften mittels der maximalen Anlasstemperatur aus.

10.2.2 Verfahrensvergleich mit alternativen Tailored Properties Strategien

Die Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften erfolgt mittels spezifischer Fertigungsstrategien, deren unterschiedliche Ansätze in Abschnitt 2.4 ausführlich diskutiert wurden. Jeder technologische Ansatz besitzt spezifische Vor- und Nachteile, weshalb stets bauteil- und anwendungsspezifisch die fertigungstechnisch und wirtschaftlich attraktivste Fertigungsstrategie gewählt werden muss. Tabelle 10-2 präsentiert eine Nutzenmatrix, welche die im automobilen Umfeld am weitesten verbreiten Ansätze aus den Bereichen der Tailored Blanks und des partiellen Austenitisierens, Abkühlens und Anlassens vergleichend gegenüberstellt. Neben der Gewichtung (Werte 1 bis 3) der Verfahrenscharakteristika wird eine technologiespezifische Wertung von *sehr schlecht* (Wert 1) bis *sehr gut* (Wert 5) vorgenommen. Tailor Welded Blanks zeigen bei nahezu allen Bewertungsaspekten gute bis sehr gute Ergebnisse. Das Verschweißen der Platinen birgt jedoch eine hohe Inflexibilität in der anwendungsspezifischen Auslegung der Weichbereiche. Der Vergleich mit den alternativen Tailored Tempering Verfahren zeigt ein sehr gutes Ergebnis des partiellen Flammanlassens. Dieser Ansatz garantiert eine hohe Prozessstabilität aufgrund des homogenen Wärmeeintrags, des stabilen und breiten Arbeitsbereichs und der leichten Steuerbarkeit. Neben vergleichsweise geringen Investitionskosten

für Anlagentechnik können analog Abschnitt 6.3 spezifisch geforderte Kenngrößen mittels der maximalen Anlasstemperatur gezielt eingestellt werden.

Bewertungsmatrix aktueller Fertigungsansätze Tailored Properties

	Gewichtung	TWB	Absorber-masse	beheiztes Wkzg	Laser-anlassen	Flamm-anlassen
Invest Anlagentechnik	2	5	2	3	3	4
Bauteilspezifische Zusatzkosten	1	5	2	3	3	3
Prozessstabilität	3	4	4	3	4	4
Aufrechterhaltung der Taktzeit	3	5	4	4	3	3
Generierung maßgeschneiderter Kennwerte	2	3	3	4	5	5
Flexibilität	3	1	3	3	4	5
Verzug finales Bauteil	3	4	4	3	2	2
Bauteileigen-spannungen	2	5	5	2	2	2
Schweißbarkeit	3	4	4	4	3	3
Korrosionsschutz	3	5	5	5	5	5
Verwendung von Zn-Schicht	2	5	5	5	5	5
KT-Lackhaftung	3	4	4	4	4	4
Bewertungsergebnis	Σ Summe:	122	116	109	108	113

Tabelle 10-2: Zusammenfassung und Bewertung aktueller Fertigungsstrategien zur Generierung von Tailored Properties in Presshärtebauteilen

Der größte Vorteil der partiellen Anlassverfahren besteht in der Flexibilität des Gesamtsystems, während die Einhaltung vorgegebener Taktzeiten primär von der geometrischen Ausprägung der Weichbereiche abhängt. Inhomogene Temperatur-verteilungen im Bauteil bei der Verwendung beheizter Werkzeuge und dem lokalen Anlassen induzieren thermische Spannungen und können bei der sich anschließen-den Luftabkühlung und dem Bauteilhandling zu Form- und Maßänderungen führen. Weiterhin verkleinern die leicht erhöhten Durchgangswiderstände von circa 2 mΩ das Prozessfenster der Schweißparameter und liegen nahe am Grenzwert für eine Absicherung unter Großserienbedingungen. Im Hinblick auf die Realisierung maßgeschneiderter Eigenschaften in sehr kleinen geometrischen Ausprägungen minimieren sich die Negationen hinsichtlich Taktzeit, Bauteileigenspannungen und

Verzug, weshalb dies das primäre Anwendungsfeld des hochflexiblen partiellen Anlassens mittels Flamme darstellen sollte.

Die Matrix zeigt ein Bewertungsergebnis unter Großserienaspekten, jedoch muss der jeweilige Fertigungsansatz ebenfalls unter wirtschaftswissenschaftlichen Gesichtspunkten bewertet werden. Die Ermittlung der finalen Bauteilkosten basiert auf Berücksichtigung einer Vielzahl an Kostenpositionen. Hierzu zählen beispielsweise Investitionskosten, Personalkosten, Energiekosten, Materialkosten, Flächenkosten, Inflationskosten und Verzinsungskosten. Die bauteilspezifische Technologiewahl stellt damit stets einen Kompromiss aus fertigungstechnischen und finanzwissenschaftlichen Aspekten dar.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Die primäre Maxime des modernen automobilen Leichtbaus ist eine konsequente Erhöhung der passiven Sicherheit bei gleichzeitiger Reduktion des Fahrzeuggesamtgewichts. Die im Bereich der Rohkarosserie eingesetzten pressgehärteten Strukturteile ermöglichen den Einsatz höchstfester Stahlgüten mit Festigkeiten von bis zu 1500 MPa bei gleichzeitiger Reduktion der Blechstärke. Die martensitische Härtung des 22MnB5 aus dem Austenitgebiet im Bereich des direkten und indirekten Presshärtens garantiert höchste Festigkeitskennwerte, führt jedoch weiterhin zu einer Reduktion der ursprünglichen Duktilität des Werkstoffs, was sich in Bruchdehnungsbeträgen von circa 6 % und Biegewinkeln von ungefähr 60 ° zeigt. Im Bereich aktueller Karosseriekonzepte stößt der Einsatz monolithische pressgehärteter Strukturteile zunehmend an seine Einsatzgrenzen. Im Hinblick auf die Vermeidung eines plötzlichen Strukturversagens des Bauteils im Falle gewaltsamer Deformation werden neben den höchstfesten Bauteilsektionen ebenfalls duktile Bereiche benötigt, welche im Crashfall auftretende kinetische Energien aufnehmen und mittels plastischer Deformation abbauen können. Neben dem Erreichen eines definierten Einknickens im Belastungsfall wirken diese duktilen Bauteilabschnitte ebenfalls der Entstehung und Ausbreitung unerwünschter Risse im Belastungsfall entgegen. Diese Anforderungen werden mittels *Tailored Blanks* oder monolithischen *Tailored Tempered Parts* realisiert. Die gezielte Prozessführung und -erweiterung dient der Herstellung der intrinsischen Blanks analog den Prozessrouten des *Partiellen Austenitisierens*, des *Partiellen Abkühlens* oder des *Partiellen Anlassens*.

Im Fokus der vorliegenden Arbeit liegt der Ansatz des partiellen Anlassens mittels Flamme, welcher sich neben der homogenen Anlasszone und den hohen Aufheizraten ebenfalls durch seine hohe Flexibilität, die leichte Steuerbarkeit und den vergleichsweis geringen Invest auszeichnet. Dieser innovative Ansatz wird im Folgenden hinsichtlich seiner fertigungstechnischen Umsetzbarkeit im Bereich der Großserie gezielt analysiert und bewertet. Der Temperatureintrag wird unter Verwendung einer spezifisch entwickelten Hydropox®-C Brennertechnologie mittels Direct Flame Impingement (DFI) realisiert. Das Anlassergebnis ist primär durch die

Speisung des Brenners hinsichtlich Gasdruck und Brenngas-Sauerstoff-Gemisch sowie die Brennerführung und die Orientierung der Flammströmung zum Werkstück bestimmt. Die Flammströmung des Erdgas-Sauerstoff-Gemisches (Mischverhältnis 1:2) besitzt eine maximale Flammtemperatur von 2750 °C, ist stets orthogonal zum anzulassenden Werkstück orientiert und wird in einem konstanten Arbeitsabstand von 40 mm über das Werkstück geführt. Die Vorschubgeschwindigkeit oder die stationäre Haltezeit dienen der Einstellung der gewünschten maximalen Anlasstemperatur.

Mittels des partiellen Flammanlassens pressgehärteter Stähle kann ein gezieltes Einstellen geforderter lokaler maßgeschneiderter Bauteileigenschaften umgesetzt werden. Die ursprünglichen Festigkeitswerte fallen unabhängig der Blechstärke mit steigender T_{max} bis 700 °C annähernd linear ab, bis bei circa 800 °C das absolute Minimum erreicht wird. Die Reduktion der Zugfestigkeit beträgt circa 60 % des ursprünglichen Betrags und sinkt damit von 1500 MPa auf 580 MPa. Durch die simultane Duktilitätserhöhung steigt die Bruchdehnung und Gleichmaßdehnung auf bis zu 28,4 % und 12,4 %. Eine Überschreitung des zwischen 750 - 850 °C definierten Prozessfensters zur maximalen Entfestigung führt, bedingt durch steigende Abkühlraten mit steigender Anlasstemperatur und eine inhomogene Austenitisierung, zu einem erneuten Festigkeitsanstieg und Duktilitätsverlust. Die temperaturinduzierte metallographische Gefügetransformation vom pressgehärten martensitischen Ausgangsfüge zu einer nahezu homogenen ferritischen Gefügestruktur bei T_{max} = 800 °C reduziert die ursprüngliche Kernhärte um 300 HV10 auf circa 170 HV10 unabhängig der betrachteten Blechstärke. Der gleichmäßige, vorwiegend auf erzwungener Konvektion beruhende Temperatureintrag erzeugt eine homogene Anlasszone, die einen Übergangsbereich von circa 35 mm zum weiterhin gehärteten Bauteilbereich besitzt.

Ein essentielles Qualitätskriterium des Karosseriebaus ist die ausnahmslose Form- und Maßstabilität der zu verbauenden Strukturteile. Das partielle Anlassen der Presshärtebauteile steht im Fokus des Bauteilverzugs vor einer großen Herausforderung. Die bewusste Transformation der metallographischen Gefügestruktur zur

Generierung maßgeschneiderter Festigkeits- und Duktilitätskennwerte erzeugt bereits eine nicht-thermische Volumenänderung, bedingt durch die temperaturinduzierte Änderung der atomaren Struktur. Die auftretende thermische Expansion und Volumenreduktion während des Aufheiz- und Abkühlvorgangs sowie die Veränderung der Festigkeitskenngrößen und wachsende Spannungszustände im Bereich der Anlasszone führen zu elastischen und plastischen Verformungen. Aufgrund der geringen Blechstärken und dem vernachlässigbar kleinen Temperaturgradienten in Blechdickenrichtung ist die vorliegende Verformung in Abhängigkeit der Fläche der wärmebehandelten Zone primär auf den Stauch- und Knickmechanismus zurückzuführen. Sowohl partiell angelassenen Versuchsteile, als auch lokal wärmebehandelte Realbauteile zeigen in Abhängigkeit der Anlasstemperatur, der Anlassstrategie und -folge sowie der geometrischen Ausprägung und Lokalisierung der Anlasszone individuell spezifische, jedoch für die jeweilige Parameterpaarung stetig wiederkehrende Form- und Maßänderungen. Unter Verwendung einer Vielzahl dem Markt zugänglicher, temperaturabhängiger Werkstoffkenngrößen und -charakteristika der 22MnB5-Stahlgüte wurde anhand eines Modellversuchs nachgewiesen, dass die auftretende Form-und Maßänderung der Referenzgeometrie quantitativ und qualitativ mittels einer thermo-mechanisch gekoppelten Simulation prognostiziert werden kann. Dies bildet die Grundlage für eine gezielte Prozessführung durch simulative Optimierung sowie die Möglichkeit zur präventiven Abschätzung kritischer Anlassbereiche im Produktentwicklungsprozess.

Ein weiteres Qualitätskriterium ist die Aufrechterhaltung aller vorliegenden Oberflächenanforderungen unabhängig der fertigungstechnischen Realisierung der maßgeschneiderten Bauteileigenschaften. Die direkte Interaktion zwischen Flammströmung und Stahl sowie die hohen Flammtemperaturen bieten ein hohes katalytisches Reaktionspotential an der Werkstoffoberfläche. Im Mittelpunkt der Analytik steht der Zn-beschichtete CR380MB GI70/70 (galvanized), welcher nach dem indirekten Presshärten eine ZnFe-Diffusionsschicht aufweist, die sich durch einen aktiven Korrosionsschutz und durch eine gute Schweißbarkeit nach einer Oberflächenkonditionierung auszeichnet. Die fundierte Schichtanalytik mittels mikroskopischer Schichtbetrachtung, REM-EDX Mapping und GDOES-Analyse

detektiert in Abhängigkeit der Flammeinwirkzeiten temperaturinduzierte Elementdiffusionen, der primären Beschichtungs- und Substratelemente, welche zu einem Anstieg der Diffusionsschichtdicke führen. Die charakteristische Phasenstruktur der Diffusionsschicht bleibt unverändert. Eine Sublimation des diffusionsgebundenen Zinks kann ebenfalls ausgeschlossen werden. Nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest wurde kein Einfluss der Flammeinwirkung auf die KTL-Lackhaftung und den Korrosionsschutz detektiert. Weiterhin besteht kein Unterschied zwischen beflammter und nicht-beflammter Werkstückseite. Zur Absicherung der fertigungstechnischen Umsetzbarkeit in allen Prozessrouten des Presshärtens wurde die identische Analytik an AlSi-, ZnFe (GA)- und ZnNi-Schichtsystemen verifiziert. Die Ergebnisse sind in den Kapiteln 8.2.2 und 8.3.2 zusammengefasst. Auf Grundlage des Zn-beschichteten PHS-ultraform wurde die Schweißbarkeit nach dem DFI unter Betrachtung der Durchgangswiderstände bewertet. Die Oxide im Bereich der Oberfläche und Grenzschicht, welche nach dem Anlassschritt eine starke Erhöhung der Durchgangswiderstände hervorrufen, können durch einen optimierten Oberflächenkonditionierungsprozess für alle Blechstärken auf Beträge von weniger als 2,8 mΩ reduziert werden.

Neben der Verbesserung der Crasheigenschaften pressgehärteter Strukturteile durch eine definierte lokale Duktilitätserhöhung bildet das Versagensverhalten der Fügeverbindungen von Presshärteteilen mit angrenzenden Rohkarosseriekomponenten eine weitere Kernthematik [Feus13]. Zur Verifikation dieses Aspektes wurde der Einfluss des (partiellen) Flammanlassens auf die Homogenität der thermischen Fügeverbindung, die Versagensmechanismen und Bruchcharakteristika sowie die ertragbaren Festigkeitskenngrößen und Deformationsenergien unter den Belastungsfällen des Kopf-, Scher- und Schälzuges analysiert und bewertet. In Abhängigkeit des Belastungszustandes werden im Bereich der Schweißverbindung unterschiedlichste Spannungszustände hervorgerufen, welche in unterschiedlichen Versagensmechanismen resultieren. Schweißspritzerfreie, homogene Fügeverbindungen zeigen bei ansonsten identischen Rahmenbedingungen stetig wiederkehrende Ergebnisse. Die Bruchmechanik und das Ausknöpfverhalten des Schweißpunktes der pressgehärteten und angelassenen Zugproben unterscheiden sich signifikant.

Die vollständig und die lokal im Bereich des Schweißpunktes angelassenen Versuchsteile liefern hingegen stets vergleichbare Ergebnisse. Grundsätzlich wird durch den Anlassschritt das spröde Ausknöpfverhalten durch eine duktile Bruchmechanik ersetzt. Im Bereich des Kopf- und Scherzuges kann durch das Ausrichten der vollständig angelassen Zugprobe während der statischen Zugprüfung weiterhin eine Erhöhung der ertragbaren Deformationsenergie erzielt werden.

Im Hinblick auf einen Einsatz der DFI-Technologie zur Generierung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften im Bereich der Großserie wurden alle Erkenntnisse der Grundlagenforschung zur Herstellung eines Prototypenbauteils herangezogen. Zielsetzung war die Umsetzung eines seriennahen Bauteils, welches einen homogenen Weichbereich mit maximaler Entfestigung und Duktilitätserhöhung aufweist und gleichzeitig alle essentiellen Qualitätsansprüche an ein pressgehärtetes Strukturteil des modernen Rohkarosserieleichtbaus im Hinblick auf alle Anforderungen angrenzender Prozessschritte erfüllt. Der homogene Weichbereich einer lokal bei $T_{max} = 800$ °C angelassenen monolithisch pressgehärteten B-Säule ist charakterisiert durch ein ferritisches Mikrogefüge – anteilig eines Minimalbetrages an Zwischenstufengefüge –, eine Zugfestigkeit von weniger als 600 MPa, eine Bruchdehnung (A50) von mehr als 20 % sowie eine Kernhärte von circa 170 HV10. Entsprechend den an Versuchsplatinen generierten Erkenntnissen liegt ein Übergangsbereich von 35 mm vor. Hinsichtlich potentieller Auswirkungen der Beflammung auf die vorliegende ZnFe-Schutzschicht des Substratwerkstoffs ist die KT-Lackhaftung und Unterrostung nach der Wärmebehandlung und 10 Zyklen VDA-Wechseltest mit Gt0 und U 1 zu bewerten und zeigt damit einen sehr guten passiven Korrosionsschutz. Alle Analyseergebnisse wurden in jeder Geometriesektion der angelassenen 3D-Kontur bestätigt, weshalb der vorgestellte Anlassprozess auf jegliche geometrische Ausprägung pressgehärteter Strukturteile übertragen werden kann. Die resultierenden Maß- und Formänderungen des maßgeschneiderten Bauteils konnten durch die Definition des Weichbereichs unter spezifischen Anforderungen hinsichtlich des Crashpotentials und der fertigungstechnischen Umsetzung sowie durch die Entwicklung einer anforderungsgerechten Anlassstrategie auf ein ausreichendes Minimum reduziert werden.

In Anbetracht aller erhobenen Daten und vorliegenden Ergebnisse wurde das Potential des partiellen Anlassens pressgehärteter Stahlgüten mittels Direct Flame Impingement (DFI) zur Generierung lokaler maßgeschneiderter Bauteileigenschaften aufgezeigt. Das gezielte Einstellen definierter mechanischer Kenngrößen wird mittels einer temperaturinduzierten Transformation des metallographischen Gefüges erreicht. Die generierten mechanischen Kenngrößen stehen in direkten Zusammenhang zur maximalen Anlasstemperatur. Der homogene Weichbereich und die kontinuierliche Übergangszone sind charakteristisch für das Anlassergebnis mittels der DFI-Technologie. Trotz des hohen katalytischen Potentials der direkt einwirkenden Flammströmung sind die Auswirkungen auf bestehende ZnFe- (GI) und AlSi-Schutzschichten des Substrats vernachlässigbar gering. Auftretende Maß- und Formänderungen können mittels simulativer Prozessoptimierung identifiziert und prognistiziert werden, was einen anforderungsgerechten Produktentwicklungsprozess ermöglicht. Das gezielte Anlassen im Bereich thermischer Fügepunkte und die damit einhergehende Duktilitätserhöhung ermöglichen eine signifikante Veränderung der Bruchmechanik und Probendeformation in Abhängigkeit des Belastungsfalls. Der vorgestellte und vergleichsweise günstige, leicht steuerbare und extrem flexible Fertigungsansatz kann sowohl in- als auch offline in bestehende Fertigungsstrukturlinien integriert werden und stellt definitiv eine Alternative zu bekannten Lösungsansätzen mittels Laser oder Induktion dar [Zimm13-1]. Alle aufgezeigten Verfahrenscharakteristika unterstreichen die fertigungstechnische Fähigkeit des partiellen Anlassens pressgehärteter Bauteile mittels Flamme, das somit anwendungsspezifisch eine Alternative hohen Potentials zu den bereits etablierten Fertigungsverfahren des *Partiellen Austenitsierens* und *Abkühlens* darstellt.

12 Verzeichnisse

12.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Veränderung der Festigkeitsklassen verwendeter Stahlgüten im Bereich der Rohkarosserie in ausgewählten BMW-Modellen [Zimm11] 4

Abbildung 2-2: Bruchdehnung und Zugefestigkeit von 22MnB5 während des Presshärteprozesses im Vergleich zu hoch- und höchstfesten Stahlgüten nach [Feus12-1, Karb10, Pfes08] 6

Abbildung 2-3: Funktionelle Anforderung an Halbzeugbeschichtungen für den Presshärteprozess nach [Stei12-1, Stei12-2] 9

Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Prozessschritte des direkten Presshärtens 15

Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der Prozessschritte des indirekten Presshärtens 17

Abbildung 2-6: Schematische Darstellung der Prozessschritte der ultraform_PHS-Technologie® der voestalpine AG 18

Abbildung 2-7 Darstellung eines Modellversuchs und Analyse zum Einsatz einer Werkstoffpaarung für ein TWB im Bereich der B-Säule [Zimm11] 23

Abbildung 2-8 Schematische Temperaturverläufe des partiellen Austenitisierens im Bereich Presshärten nach [Feus11, Feus12-1, Zimm11] 25

Abbildung 2-9 Schematischer Temperaturverlauf des partiellen Abkühlens im Bereich Presshärten nach [Feus11, Feus12-1, Hipp12] 27

Abbildung 2-10: Schematischer Zeit-Temperatur-Verlauf des Bauteils oder Halbzeugs beim partiellen Anlassen nach [Feus11, Feus12-1] 30

Abbildung 2-11: Schematische Darstellung einer senkrecht auftreffenden Flammströmung analog [Bauk97] 34

Abbildung 4-1: Erweiterung der Prozesskette der PHS_ultraform-Technologie zur Generierung von Tailored Properties mittels Flamme nach [Zimm13-2] 40

Abbildung 4-2: Aufbau der Versuchszelle zum partiellen Anlassen pressgehärteter Blechteile mittels Flamme analog [Zimm13-1] 43

Abbildung 4-3: Partielles Anlassen einer Versuchsplatine unter konstantem, linearen Vorschub 46

Abbildung 4-4: Partielles Anlassen einer Versuchsplatine mittels stationärem Aufheizprozess ohne Relativbewegung 47

Abbildung 5-1: Verlaufsdiagramm des standardisierten Korrosionswechseltests 56

Abbildung 6-1: Einfluss des axialen Brenner-Werkstück-Abstands auf die maximale Anlasstemperatur und den Übergangsbereich der Anlasszone 64

Abbildung 6-2: Maximale Anlasstemperaturen über einen definierten Anlassweg für verschieden Blechstärken 65

Abbildung 6-3: Resultierende maximale Anlasstemperaturen in Abhängigkeit der Haltezeit beim Anlassen einer pressgehärteten 22MnB5 Blechronde 67

Abbildung 6-4: Metallographische Gefügebetrachtung der pressgehärteten Versuchsplatinen mit den Blechdicken 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm 70

Abbildung 6-5: Mechanische Kenngrößen in Abhängigkeit der maximalen Anlasstemperatur und Blechdicke nach [Zimm13-1] 72

Abbildung 6-6: Prüfkraft des 3-Punkt-Biegeversuchs und resultierende Biegewinkel in Abhängigkeit von T_{max} 73

Abbildung 6-7: Entwicklung der Kern- und Oberflächenhärte einer pressgehärteten 22MnB5-Versuchsplatine (Blechdicke 2 mm) in Abhängigkeit der Anlasstemperatur T_{max} nach [Zimm13-1] 74

Abbildung 6-8: Nachweis der Homogenität der Anlasszone und eines kontinuierlichen Übergangsbereichs mittels Kernhärtemessung 76

Abbildung 6-9: Metallographische Analyse der Mikrostruktur und Kernhärte in Abhängigkeit der maximalen Anlasstemperatur T_{max} nach [Zimm13-1] 78

Abbildung 6-10: Resultierende maximale Anlasstemperaturen und mechanische Kenngrößen unter Verwendung zweier in Reihe geschalteter Leistenbrenner 80

Abbildung 7-1: Maß- und Formänderung einer pressgehärteten Blechronde über den vollständigen Prozessschritt des partiellen Flammanlassens analog [Zimm13-3] 86

Abbildung 7-2: Aufbau und Randbedingungen Simulationsmodell sowie Abgleich der Temperaturprofile mit Realversuch (T_{max} = 800 °C) analog [Zimm13-3] 88

Abbildung 7-3: Quantitative Darstellung der Z-Verschiebung über alle Prozessphasen analog dem Realversuch nach [Zimm13-3] 89

Abbildung 7-4: Vergleich der Maß- und Formänderungen in Realversuch und Simulation 90

Abbildung 8-1: Zusammenhang zwischen dem partiellen Flammanlassen, der Halbzeugbeschichtung und der Auswirkungen auf Korrosion und Schweißbarkeit. 93

Abbildung 8-2: Schichtdickenanalyse der ZnFe-Schicht des PHS-ultraform® in Folge des partiellen Flammanlassens bei T_{max} = 800 °C und anschließender Luftabkühlung nach [Zimm13-3] 95

Abbildung 8-3: REM-EDX Mapping des Zn-beschichteten 22MnB5 im gehärteten und angelassenen Zustand nach der notwendigen Oberflächenkonditionierung 96

Abbildung 8-4: GDOES-Analyse einer pressgehärteten PHS-ultraform® Probe vor und nach dem Flammanlassen zur Bewertung der ZnFe-Schicht 97

Abbildung 8-5: Verlauf des Elementgehalts von Mn und Al einer ZnFe-Diffusionsschicht des PHS-ultraform® unterschiedlicher Blechstärke vor und nach dem Flammanlassen bei ausgewählten maximalen Anlasstemperaturen 98

Abbildung 8-6: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten USIBOR 1500 GA130® vor und nach dem Flammanlassen 100

Abbildung 8-7: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten MBW 1500 GP® vor und nach dem Flammanlassen 102

Abbildung 8-8: Schichtdickenmessung und GDOES-Analyse eines 1,5 mm starken, pressgehärteten USIBOR 1500 AS150® vor und nach dem Flammanlassen 103

Abbildung 8-9: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnFe-Diffusionsschicht (GI) vor und nach dem Flammanlassen (T_{max} = 800 °C) 106

Abbildung 8-10: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des CR380MB GI70/70 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest [Zimm13-3] 107

Abbildung 8-11: Analyse des korrosiven Angriffs in Abhängigkeit der Blechdicke und maximalen Anlasstemperatur hinsichtlich Unterrostung und KT-Lackhaftung 108

Abbildung 8-12: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnFe-Diffusionsschicht (GA) vor und nach dem Flammanlassen 110

Abbildung 8-13: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des USIBOR 1500 GA130 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest ... 110

Abbildung 8-14: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an ZnNiFe-Diffusionsschicht vor und nach dem Flammanlassen ... 111

Abbildung 8-15: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des MBW 1500 GP des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest 112

Abbildung 8-16: Gitterschnittprüfung nach 10 Zyklen VDA Wechseltest an AlSiFe-Diffusionsschicht vor und nach dem Flammanlassen 113

Abbildung 8-17: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des USIBOR 1500 AS150 des pressgehärteten oder angelassenen Werkstücks nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest ... 113

Abbildung 8-18: Entwicklung der Durchgangswiderstände des Zn-beschichteten 22MnB5 in Abhängigkeit der Blechdicke und T_{max} 115

Abbildung 9-1: Probenvorbereitung der Kopf-, Scher- und Schälzugproben zur Bewertung des Versagens 118

Abbildung 9-2: Schweißparameter inklusive Vorwärmimpuls 119

Abbildung 9-3: Härteverläufe der Schälzugproben im Bereich der Schweißpunkte (Anlasstemperatur T_{max} = 800°C) 120

Abbildung 9-4: Metallurgische Analyse der thermischen Fügeverbindung in Abhängigkeit der Anlassbehandlung an ungezogenen Versuchsteilen 121

Abbildung 9-5: Bruch- und Versagensanalyse der Kopfzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung 124

Abbildung 9-6: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Kopfzugbelastung 125

Abbildung 9-7: Bruch- und Versagensanalyse der Scherzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung 126

Abbildung 9-8: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Scherzugbelastung 127

Abbildung 9-9: Bruch- und Versagensanalyse der Schälzugproben in Abhängigkeit der Wärmebehandlung 129

Abbildung 9-10: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe und Darstellung der durchschnittlichen maximalen Zugkräfte und Deformationsarbeiten unter Schälzugbelastung 130

Abbildung 10-1: Modellversuch zur Validierung der Erkenntnisse im Bereich des partiellen Anlassens mittels Flamme an einer pressgehärteten B-Säule eines aktuellen BMW 5er....132

Abbildung 10-2: Kernhärteanalyse des Weichbereichs an partiell angelassener B-Säule bei T_{max} = 800 °C 134

Abbildung 10-3: Partielles Flammanlassen einer pressgehärteten B-Säule bei T_{max} = 800 °C induziert Gefügetransformation in ein nahezu homogenes ferritisches Werkstoffgefüge 136

Abbildung 10-4: Schliffbetrachtung der ZnFe-Diffusionsschicht des CR380MB GI70/70 der pressgehärteten oder angelassenen B-Säule nach 10 Zyklen VDA-Wechseltest 137

Abbildung 10-5: Exemplarische Darstellung der Analyse der Maßhaltigkeit der pressgehärteten und partiell angelassenen B-Säule nach freier ungespannter Luftabkühlung 138

Abbildung 10-6: Erweiterung der ultraform_PHS-Technologie® um Fertigungseinheit zum partiellen Flammanlassen mittels Hydropox®-C Brennertechnologie 142

Abbildung 13-1: Bewertungstabelle der KTL-Lackhaftung analog DIN EN ISO 2409.....185

12.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung des mikrolegierten Stahls 22MnB5 nach [TKSE13, Voes12, GS 93005-19] 7

Tabelle 2-2: Mechanische Eigenschaften des 22MnB5 im Ausgangszustand und nach der Härtung [TKSE13, Voes12, GS 93005-19].....8

Tabelle 2-3: Veränderung der mechanischen Kenngrößen der TWB-Werkstoffpaarung phs-ultraform 490 Z140 und phs-ultraform 1500 Z140 während des Presshärteprozesses analog [GS 93032-6, Voes12, Voes13].....22

Tabelle 4-1: Verwendete Hydropox®-C Brenner der Modellversuche 42

Tabelle 4-2: Notwendiger Versorgungsdruck und maximale Volumenströme der Hydropox®-C Gasmischanlage 43

Tabelle 5-1: Eigenschaften des Zn-beschichteten 22MnB5 von der voestalpine AG im Anlieferungszustand analog [GS93032-6].....49

Tabelle 5-2: Nomenklatur, Mechanische Kennwerte und Kernhärte (HV10) des Zn-beschichteten Bor-Mangan-Stahls nach dem Presshärten.....49

Tabelle 5-3: Weitere Versuchswerkstoffe zur Verifizierung des Einflusses der Beflammung auf die Werkstückoberfläche und den Korrosionsschutz 50

Tabelle 6-1: Einfluss des horizontalen Brennerabstands auf T_{max} über die Anlassstrecke von 235 mm (4 Messpunkte) 68

Tabelle 7-1: Vergleich der Maß- und Formänderungen für definierte Anlasstemperaturen im Realversuch (n = 5) und FE-Modell.....91

Tabelle 8-1: Dokumentation der Tiefe des korrosiven Angriffs am Grundwerkstoff im Bereich des Anritzes und der Unterrostung 108

Tabelle 8-2: Mikroskopische Vermessung der Oxidschicht- und Diffusionsschichtdicke in Abhängigkeit der Blechstärke und Anlasstemperatur.....116

Tabelle 10-1: Bestätigung der mechanischen Kenngrößen an pressgehärteter Realgeometrie bei $T_{max} \approx 800$ °C 133

Tabelle 10-2: Zusammenfassung und Bewertung aktueller Fertigungsstrategien zur Generierung von Tailored Properties in Presshärtebauteilen 144

Tabelle 13-1: Liste unter fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors entstandener Studien(abschluss)arbeiten in den Jahren 2011 bis 2014 183

Tabelle 13-2 Klassifizierung des Unterrostungsgrades U_d nach erfolgtem Korrosionswechseltest 184

12.3 Literaturverzeichnis

[Adem13] Ademaj, A., Weidig, U., Steinhoff, K.:
Phenomenological Thermo-Physical Approach on Process Monitoring in Hot Stamping of Coated Boron Steel
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 239-248, 2013

[Åker06] Åkerström, P.:
Modeling and simulation of hot stamping
Doctoral These, Luleå University of Technology, Sweden, 2006

[Allé11] Allély, C., Petitjean, J., Vietoris, T.:
Corrosion Resistance of Zinc Based and Aluminized Coatings on Press-Hardened Steels for Automotive
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 153-160, 2011

[Arce12] N.N.
Datenblatt: Warmumformstähle – höchstfeste Stähle, Usibor® 1500 P, Ductibor® 500 P; ArcelorMittal, Januar 2012

[Arce13] N.N.
Produktinformation: Usibor® 1500P and Ductibor® 500P the ultimate tool for weight and cost reduction; ArcelorMittal, August 2013

[Asam00] Asam, T.:
Tiefenprofilanalytik mit der Glimmentladungsspektroskopie (GDO(E)S)
VDI Seminar: Angewandte Oberflächen-, Grenzflächen- und Dünnschichtanalytik, München, 2000

[Aspa08] Aspacher, J.:
Form hardening concepts
Proceedings - 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel,
GRIPS media GmbH, Kassel, S. 77-81, 2008

[Aust02] Austerhoff, N., Rostek, W.:
Hot Stamping und Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen am Beispiel von Karosserie- und Fahrwerksbauteilen
Stahl-Spaceframes contra Schalenbauweise, Tagungsband zur 5. Europäischen Karosserie-Leichtbau-Konferenz,
Bad Nauheim/Frankfurt, S. 1-10, 2002

[Barg12] Bargel, H.-J., Schulze, G.:
Werkstoffkunde
11., bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012

[Bani11] Banik, J., Lenze, F.-J., Sikora, S., Laurenz, R.:
Tailored Properties – A Pivotal Question for Hot Forming
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 13-20, 2011

[Bauk96-1] Baukal, C., E., Gebhart, B.:
A review of Empirical flame impingement heat transfer correlations
International Journal Heat and Fluid Flow 17, Elsevier Science Inc., S. 386-396, 1996

[Bauk96-2] Baukal, C., E.:
Heat Transfer from Flames Impinging Normal to a Plane Surface
Dissertation University Pennsylvania, Philadelphia, 1996

[Bauk97] Baukal, C., E., Gebhart, B.:
Surface Condition Effects on Flame Impingement Heat Transfer
Experimental Thermal and Fluid Science 1997, Elsevier Science Inc., S.323-335, 1997

[Berg00] Bergmann, W.:
Werkstofftechnik Teil 1: Grundlagen, 3., neubearbeitete Auflage
Carl Hanser Verlag München Wien, 2000

[Berg08] Berglund, G.:
The history of hardening of boron steel in northern Sweden
Proceedings - 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel,
GRIPS media GmbH, Kassel, S. 175-177, 2008

[Blec12] Bleck, W., Fürbeth, W.:
Entwicklung von innovativen nanopartikelbasierten Korrosionsschutzschichten für die Herstellung hochfester Stahlbauteile mittels Formhärten (Presshärten)
Schlussbericht des geförderten Vorhabens 16437 N der AiF-Forschungsvereinigung GfKORR e.V. (12/2009 – 5/2012), Aachen, 2012

[Boec11] Böckh, P., Wetzel, T.:
Wärmeübertragung – Grundlagen und Praxis
4., bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011

[Bors09] Borsetto, F., Ghiotti, A., Burschi, S.:
Investigation of the high strength steel Al-Si coating during hot stamping operations
Sheet Metal 2009, Key Engineering Materials 410-411, S. 289-296

[Bors13] Bors, M., Prokoph, S.:
Direct Flame Impingement – A New Way to Increase Efficiency in Hot Forming of Press-Hardened UHS Steels
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 205-212, 2013

[Both12] Both, C., Brandt, M., Breuer, A.:
Tailor Welded Solutions – Flexible und robuste Leichtbaulösungen in der Warmumformung
Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2012, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 53, 2012

[Can02] Can, M., Etemoglu, A., B., Avci, A.:
Experimental study of convective heat transfer under arrays of impinging air jets from slots and circular holes
International Journal of Heat and Mass Transfer 38, Elsevier Science Ltd., S. 251-259, 2002

[Cha13] Cha, S. H., Nam, J. D., Ahn, M. S., Seo, P. K., Won, K. W., Kim, B. M.:
Annealing Optimization to Make Tailored-Properties of Body-In-White-Part
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 111-118, 2013

[Chao03] Chao, Y., J.:
Failure mode of spot welds: interfacial versus pullout
Science and Technology of Welding and Joining, Volume 8, S. 133-137, 2003

[Denn76] Dennin, G.:
Einfluss des Flammrichtens auf das Verformungsverhalten und die Korrosionsbeständigkeit von Grobblechen aus unlegierten und legierten Stählen
Schweißen und Schneiden, Jahrgang 28 (11), Bochum, S. 421-425, 1976

[Dein08] Deinzer, G., Stich, A., Lamprecht, K., Schmid, G., Rauscher, M., Merklein, M., Lechler, J.:
Presshärten von Tailor Welded Blanks: Werkstoffauswahl, Eigenschaften und Verbindungstechnik
Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-21, 2008

[Dick08] Dick, P., Schweiker, T., Mattes, U., Faust, A.:
Warmumformung bei Daimler – Ein heiß diskutiertes Verfahren
Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 41-56, 2008

[Dilt06] Dilthey, U.:
Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, Schweiß- und Schneidtechnologien
3., bearbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006

[Dong02] Dong, L., L., Leung, C., W., Cheung, C., S.:
Heat transfer of a row of three butane/air Flame jets impinging on a flat plate
International Journal of Heat and Mass Transfer 46, Elsevier Science Ltd., S. 113-125, 2002

[Dong04] Dong, L., L., Leung, C., W., Cheung, C., S.:
Heat transfer and wall pressure characteristics of a twin premixed butane/air flame jets
International Journal of Heat and Mass Transfer 47, Elsevier Science Ltd., S. 489-500, 2004

[Dong07] Dong, L., L., Cheung, C., S. Leung, C., W.:
Heat transfer characteristics of an impinging inverse diffusion flame jet. Part II: Impinging flame structure and impingement heat transfer
International Journal of Heat and Mass Transfer 50, Elsevier Science Ltd., S. 5124-5138, 2007

[Dril12] Drillet, P., Grigorieva, R., Leuillier, G., Vietoris, T.:
Study of Cracks Propagation Inside the Steel on Press Hardened Steel Zinc Based Coatings
La Metallurgia Italia, S. 1-8, 2012

[Eber09] Eberlein, W.:
Vergleich verschiedener Stahl- und Designkonzepte für Verstärkung B-Säule
Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 173-184, 2009

[Ehin13] Ehinger, K., Flach, D., Gellrich, L., Horlebein, E., Huck, R., Ilgner, H., Kayser, T., Müller, H., Schädlich, H., Schüssler, A., Staab, U.:
Industrielle Temperatur-Messtechnik – Grundlagen und Praxis
ABB Automation Products GmbH, 2013

[emob12-1] e-mobil BW – Landesagentur für Elektromobilität und Brennstoffzellentechnologie Baden-Würtemberg GmbH
Leichtbau in Mobilität und Fertigung – ökologische Aspekte
e-mobil BW GmbH, Ministerium für Finanzen und Wirtschaft Baden-Württemberg, Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg, Fraunhofer-Institut für Produktionstechnik und Automatisierung IPA, Fraunhofer-Institut für Bauphysik IBP, Fraunhofer-Institut für Toxikologie und Experimentelle Medizin ITEM, 2012

[emob12-2] e-mobil BW – Landesagentur für Elektromobilität und Brennstoffzellentechnologie Baden-Würtemberg GmbH
Leichtbau in Mobilität und Fertigung – Chancen für Baden-Würtemberg
e-mobil BW GmbH, Fraunhofer-Institut für Produktionstechnik und Automatisierung (IPA), Universität Stuttgart, Institut für Werkzeugmaschinen (IfW), Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V. (DLR), Institut für Fahrzeugkonzepte, 2012

[Fade05-1] Faderl, J., Vehof, R.:
Press Hardening Steel (PHS): A new coating and process technology
Steel – Future for the Automotive Industry. Tagungsband zur internationalen Konferenz Steel in Cars and Trucks 2005, Wiesbaden, Deutschland; Verlag Stahleisen GmbH, S. 172-178

[Fade05-2] Faderl, J., Vehof, R.:
Presshärtender Stahl (PHS) von voestalpine: Innovation bei Beschichtung und Prozess
Tagungsband Fünftes Industriekolloquium SFB 362 (2005), Aachen, Deutschland, S. 189-194

[Fade06] Faderl, J.: Radlmayr, K. M.:
ultraform und ultraform_PHS – Innovation made by voestalpine
Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2006, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 130-149, 2006

[Fade08] Faderl, J.:
Thinner zinc-based coatings with improved corrosion protection – a contraction?
Proceedings of 2nd International Conference Steels in Cars and Trucks, Wiesbaden, 2008

[Fade09] Faderl, J., Kolnberger, S., Kurz, T., Luckeneder, G., Manzenreiter, T., Rosner, M.:
phs-ultraform – Continuous galvanizing meets press-hardening
Proceedings – 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 283-292, 2009

[Fahr09] Fahrenwaldt, H. J., Schuler, V.:
Praxiswissen Schweißtechnik – Werkstoffe, Prozesse, Fertigung
3., aktualisierte Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2009

[Fern11] Fernández, B., Zarate, J., García, I., Varela, S.:
Tailor Strategies in Press Hardening
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 437-445, 2011

[Feus09] Feuser, P., Schweiker, T.:
Tailored Tempered Parts – Presshärtbauteile mit maßgeschneiderten Bauteileigenschaften
Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 127-142, 2009

[Feus10] Feuser, P. S., Schweiker, T.:
Tailored Tempered Parts – Einsatzpotentiale und funktionale Untersuchung
Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2010, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-14, 2010

[Feus11-1] Feuser, P. S.:
Simulation eines partiellen Presshärteprozesses unter Berücksichtigung thermomechanischer und metallurgischer Zusammenhänge
Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2011, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 37-57, 2011

[Feus11-2] Feuser, P., Schweiker, T., Merklein, M.:
Partially Hot-formed Parts from 22MnB5 – Process Window, Material Characteristics and Component Test Results
Proceedings ICTP, Aachen, S. 408-413, 2011

[Feus12-1] Feuser, P. S.:
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 226, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, 2012

[Feus12-2] Feuser, P.:
Prozessbetrachtung beim partiellen Presshärten mit beheizten Umformwerkzeugen
Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2012, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 31-52, 2012

[Feus13] Feuser, P., Bold, J.:
Presshärten bei Daimler - noch immer ein heißes Thema
Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2013, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 185-204, 2013

[Flei09] Fleischer, M.:
Absicherung der virtuellen Prozesskette für Folgeoperationen in der Umformtechnik
Schriftenreihe des Lehrstuhls für Statik TU München, Band 12, Shaker Verlag, Aachen, 2009

[Geis93] Geiss, H., Weirich, G., Wilwerding, A.:
Auch feuerverzinkter Stahl läßt sich flammrichten
Schweißen und Schneiden, Jahrgang 45 (9), Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, S. 555-561, 1993

[Gend11] van Genderen, M. J., Verloop, W. C., Loiseaux, J., Hensen, G. C.:
Zinc-Coated Boron Steel, ZnX®: Direct Hot Forming for Automotive Applications
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 145-152, 2011

[Glat09] Glatzer, M., Stöhr, T., Merklein, M., Sikora, S., Lamprecht, K., Deinzer, G.:
Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungsrouten auf die Robustheit der mechanischen Eigenschaften des Stahls 22MnB5
Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 85-105, 2009

[Goed08] Goedicke, S., Sepeur, S., Frenzer, G., Breyer, C.:
Wet chemical coating materials for hot sheet metal forming – anti scaling and corrosion protection
Proceedings – 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel,
GRIPS media GmbH, Kassel, S. 37-44, 2008

[Goed09] Goedicke, S., Sepeur, S., Breyer C., Köyer, M., Lewandowski, J.:
Development of an anti scaling coating with active corrosion protection for hot sheet metal forming
Proceedings – 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 265-271, 2009

[Grie11] Griesbach, B., Neudel, C., Bader, K. M.:
Fertigungstechnologien partiell pressgehärteter Bauteile für die ultra-Leichtbauklasse
Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2011, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 15-35, 2011

[Grig11] Grigorieva, R, Drillet, P., Mataigne, J.-M., Redjaïmia, A. :
Phase transformation in the Al-Si coating during the austenitization step
Solid State Phenomena Vols. 172-174, 2011, S. 784-790

[Heeß03] Heeß, K.:
Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung von Stählen, Grundlagen – Ursachen – Praxisbeispiele
2. überarbeitete und erweiterte Auflage, expert verlag, Renningen, 2003

[Hein12] Heinemann, S., Haars, K.-U., Kotzian, M., Vietor, T.:
Gezielte Eigenschaftseinstellung von hochfesten Stählen, mittels partieller Austenitisierung, für den Einsatz in der Großserie
Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2012, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 169-176, 2012

[Henn01] Hennige, T.:
Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 105, Hrsg.: Geiger, M., Feldmann, K., Meisenbach, Bamberg, 2001

[Hipp12] Hippchen, P., Fleischer, M., Merklein, M., Lipp, A.:
Simulation des PHS-Prozesses
Vortrag 11. LS-DYNA Forum 2012, Ulm, 2012

[Hipp13] Hippchen, P., Merklein, M., Lipp, A., Fleischer, M., Grass, H.:
Thermo-mechanisch-metallphysikalisch gekoppelte FE-Simulation des indirekten Presshärteprozesses mit dem Ziel der Geometrie- und Eigenschaftsprognose
Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2013, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 95-109, 2013

[Hirs13] Hirsch, C.:
Vorlesungsskript Thermodynamik II – Verbrennung
Lehrstuhl für Thermodynamik der Technischen Universität München, Sommersemester 2013

[Hoch12] Hochholdinger, B.:
Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten
Dissertation Nr. 20680, ETH Zürich, 2012

[Hoes06] N.N.:
Warmgewalzte, borlegierte Stähle – Die starke Alternative mit wirtschaftlichem Fokus
Unternehmensbroschüre Hoesch Hohenlimburg GmbH, 2006

[Holz96] Holzer, S.:
Berührungslose Formgebung mit Laserstrahlung
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 57, Hrsg.: Geiger, M., Feldmann, K., 1996

[Hube94] Huber, A., M., Viskanta, R.:
Effect of jet-jet spacing on convective heat transfer to confined, impinging arrays of axisymmetric air jets
International Journal of Heat and Mass Transfer 37, Elsevier Science Ltd., S. 2859-2869, 1994

[Ilsc10] Ilschner, B., Singer, R. F.:
Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge, Technologien
5. Auflage, Springer, Heidelberg, 2010

[Karb10] Karbasian, H., Tekkaya, A. E.:
A review on hot stamping
Journal of Materials Processing Technology 210, Elsevier 2010

[Kenz07] Kenzar, K., Manzenreiter, T., Fadel, J., Radlmayr, K. M.:
Formhärten von feuerverzinktem 22MnB5; ein stabiler und reproduzierbarer Prozess
Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 131-148, 2007

[Kim13] Kim, S., Son, I., Kim, D., Kim, S.:
Cracking Issues of Zn Coated Press Hardening Steel in Direct Hot Press Forming
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 537-544, 2013

[Koey10] Köyer, M., Horstmann, J., Sikora, S., Wuttke, T., Zaspel, I., Lenze, F.-J.:
Oberflächenveredelungen für die Warmumformung – Serienprodukte und Neuentwicklungen
Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2010, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 15-28, 2010

[Koey11] Köyer, M., Kuhn, P., Kondratiuk, J., Meurer, M.:
New Coatings for hot pressforming
Proceedings 3rd International Conference Steels in Cars and Trucks, Salzburg, S. 426-433, 2011

[Koey13] Koeyer, M., Banik, J., Graff, S., Lenze, F.-J., Parma, G., Sikora, S.:
Zinc Alloy Coating for the Hot Forming Process
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 363-370, 2013

[Koji11] Kojima, N., Nishibata, T., Imai, K., Akioka, K., Hikita, K., Hayashi, K., Kikuchi, H.:
Metallurgical Behaviour of Uncoated and Galvannealed Boron Steels in Hot Stamping Process
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 511-518, 2011

[Koll08] Kolleck, R., Veit, R.:
Möglichkeiten zur lokalen Beeinflussung der Bauteilfestigkeit beim Presshärten
Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 65-72, 2008

[Kond11-1] Kondratiuk, J., Kuhn, P., Labrenz, E., Bischoff, C.:
Zinc coatings for hot sheet metal forming: Comparison of phase evolution and microstructure during heat treatment
Journal Surface & Coatings Technology 205, Elsevier, S.4141-4153, 2011

[Kond11-2] Kondratiuk, J.,Kuhn, P., Köyer, M., Meurer, M., Horstmann, J., Lenze, F-J.:
A new coating solution for hot press forming
8th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet – Galvatech 2011, Genova: International zinc association, 2011

[Krau97] Kraus, J.:
Laserstrahlumformen von Profilen
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 69, Hrsg.: Geiger, M., Feldmann, K., Meisenbach, Bamberg, 1997

[Kurz11] Kurz, T., Rosner, M., Manzenreiter, T., Hartmann, D., Sommer, A., Kelsch, R., Ademaj, A.:
Trends and Developments in the Usability and Production of Press-Hardened Components with Cathodic Corrosion Protection
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 491-498, 2011

[Kwok05] Kwok, L., C., Leung, C., W., Cheung, C.S.:
Heat transfer characteristics of an array of impinging pre-mixed slot flame jets
International Journal of Heat and Mass Transfer 48, Elsevier Science Ltd., S. 1727-1738, 2005

[Laro10] Larour, P., Pauli, H., Kurz, T., Hebesberger, T.:
Influence of post uniform tensile and bending properties on the crash behavior of AHSS and press hardening steel grades
Proceedings of tools and technologies for the processing of ultra-high strength steels, IDDRG 50th anniversary conference, Hrsg.: Kolleck, R., Graz, Österreich, S. 27-36, 2010

[Laum07] Laumann, T., Pfestorf, M.:
Potential verzinkter Warmumformteile für den Einsatz in der Rohkarosserie
Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 149-162, 2007

[Laum10] Laumann, T.:
Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 209, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, 2010

[Lech09] Lechler, J.:
Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Mangan-Stählen
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 200, Hrsg.: Geiger, M., Feldmann, K., Meisenbach, Bamberg, 2009

[Lehm08] Lehmann, H., Schwartz, R.:
Rollenherdöfen für das Presshärten
Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 57-64, 2008

[Lenz06] Lenze, F.-J., Sikora, S.:
Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmgeformten höchstfesten Stahlwerkstoffen
Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2006, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-12, 2006

[Lenz07] Lenze, F.-J., Bian, J., Sikora, S.:
Einsatz pressgehärteter Stähle im Karosseriebau: Stand und Trends der Entwicklung
Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 13-22, 2007

[Lenz09] Lenze, F.-J., Sikora, S., Banik, J., Gerber, T., Laurenz, R.:
Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz presshärtbarer Stähle
Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-16, 2009

[Lied05] Liedtke, D.:
Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren
Merkblatt 450, Stahl-Informations-Zentrum, 2005

[Lind13-1] N.N.:
Acetylen. Es gibt kein besseres Brenngas für die Autogentechnik.
Informationsbroschüre Linde AG – Linde Gases Division, 2013

[Lind13-2] N.N.:
HYDROPOX®. Optimal glass surface treatment with pre-mixing hydrogen/oxygen burners.
Informationsbroschüre Linde AG – Linde Gases Devision, 2013

[LOKW11] N.N.:
LOKWAB Abschlussbericht: Lokale Wärmebehandlung von Blechwerkstoffen zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften
BMBF-Rahmenkonzept “Forschung für die Produktion von morgen”; Förderer: Bundesministerium für Bildung und Forschung; Betreuung: PTKA Projekträger Karlsruhe; Dortmund, 2011

[Matt06] Matthes, K.-J., Richter, E.:
Schweißtechnik, Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen
3., verbesserte Auflage, Carl-Hanser-Verlag, München, 2006

[Matt12] Matthes, K.-J.:
Schweißtechnik, Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen
5., neu bearbeitete Auflage, Carl-Hanser-Verlag, München, 2012

[Meer91] Van der Meer, T., H.:
Stagnation point heat transfer from turbulent low Reynolds number jets and flame jets
Experimental Thermal and Fluid Science 4, Elsevier Science Ltd., S. 115-126, 1991

[Merk01] Merklein, M.:
Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen – Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 116, Hrsg.: Geiger, M., Feldmann, K., Meisenbach, Bamberg, 2001

[Merk06] Merklein, M., Lechler, J., Geiger, M.:
Characterization of the flow properties of the quenchable ultra high strength steel 22MnB5
Annals of the CIRP 55/1, S. 229-232, 2006

[Merk09] Merklein, M., Lechler, J., Svec, T.:
Verformungsabhängiges Umwandlungsverhalten von presshärtbaren Bor-Mangan-Stählen
Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 143-161, 2009

[Merk10] Merklein, M., Lechler, J., Stöhr, T, Svec, T.:
Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im Presshärtprozess
Eisen und Stahl 130 (2010) 6, Hrsg.: Stahlinstitut VDEh, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, S. 51-57, 2010

[Moer06] Mörsdorf, W.:
Moderne Werkstoffe und ihre Anwendung in der Karosserieentwicklung
Tagungsband Internationale Konferenz „Neue Entwicklungen in der Blechumformung“ Stuttgart, S. 1-11, 2006

[Mube13] Mubea
Flexibles Walzen – Tailor Rolles Blanks® für die Industrie
Unternehmensbrochure Mubea, Muhr und Bender KG, Attendorn, 2013

[Neug11] Neugebauer, R., Göschel, A., Schieck, F., Rautenstrauch, A., Mosel, A., Cai, H.:
Enhancement of Process Stability and Part Quality for the Press Hardening of Sheet Metal
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 229-236, 2011

[Ohse08] Ohse, P.:
Versagensverhalten von Widerstandspunkt-Schweißverbindungen höherfester Stahlwerkstoffe
Aachener Berichte Fügetechnik, Hrsg.: Dilthey, U., Band 2, Shaker Verlag, 2008

[Paar07] Paar, U., Valls, I.:
Werkzeugstähle und Strategie für die Warmumformung und Hartbeschneiden
Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 73-92, 2007

[Paar08] Paar, U., Becker, H.-H., Alsmann, M.:
Press-hardened components from Kassel – chances and challenges
Proceedings - 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel,
GRIPS media GmbH, Kassel, S. 153-163, 2008

[Pere13] Perez-Santiago, R., Billur, E., Ademaj, A., Sarmiento, C., Berlanga, R., Altan, T.:
Hot Stamping a B-Pillar with Tailored Properties : Experiments and Preliminary Simulation Results
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 83-90, 2013

[Pfei83] Pfeiffer, R. :
Richten und Umformen mit Flamme
Die Schweißtechnische Praxis – Band 10
Deutscher Verlag für Schweißtechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf, 1983

[Pfei96] Pfeiffer, R. :
Handbuch der Flammrichttechnik
Fachbuchreihe Schweißtechnik – Band 124
Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag, Düsseldorf, 1996

[Pfes08] Pfestorf, M., Laumann, T.:
Potentiale verzinkter warm umgeformter Stähle
Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 23-40, 2008

[Poli09] Polifke, W., Kopitz, J.:
Wärmeübertragung – Grundlagen, analytische und numerische Methoden
2. aktualisierte Auflage, Pearson Studium, München, 2009

[Rohl96] Rohloff, H., Zastera, A.:
Physikalische Eigenschaften gebräuchlicher Stähle – Daten für Hersteller und Anwender
Betriebsforschungsinstitut VDEh-Institut für angewandte Forschung GmbH, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1996

[Ruge13] Ruge, J., Wohlfahrt, J.:
Technologie der Werkstoffe – Herstellung, Verarbeitung, Einsatz
9. überarbeitete und aktualisierte Auflage, Springer Vieweg Verlag, 2013

[Schi04] Schießl, G., Possehn, T., Heller, T., Sikora, S.:
manufacturing a roof frame from ultrahigh-strength steel materials by hot stamping
Proceedings IDDRG 2004, Sindelfingen, S. 158-166

[Shap09] Shapiro, A. B.:
Using LS-Dyna for Hot Stamping
7th European LS-DYNA Conference, Livermore, CA, USA, 2009

[Sigv11] Sigvant, M., Fermér, M., Hedegärd, O., Johansson, R., Nyström, P.:
Improved Ductility and Spot Weld Strength by Local Annealing of Hot-Formed Steel
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 387-396, 2011

[Siko11] Sikora, S., Banik, J., Graff, S., Laurenz, R., Lenze, F.-J.:
Tailored Tempering – Maßgeschneiderte Werkstoffeigenschaften für warmumgeformte Bauteile
Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2011, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-14, 2011

[Sing13] Singh, J., P., Hall, J., N., Coryell, J., J.:
Challenges with Zinc-Coated Press Hardened Steels
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 433-444, 2013

[Somm09] Sommer, S.:
Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Punktschweißverbindungen unter monoton ansteigender Belastung
Schriftenreihe Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnik Band 49, Shaker Verlag, Aachen, 2009

[Stah09] N.N.:
Wärmebehandlung von Stahl – Randschichthärten
Merkbaltt 236, Stahl-Informations-Zentrum im Stahl-Zentrum, Düsseldorf, 2009

[Stei07-1] Steinhoff, K., Maikranz-Valentin, M., Weidig, U., Paar, U., Gücker, E.:
Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften durch neuartige thermo-mechanische Prozessstrategien in der Warmblechumformung
Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 1-12, 2007

[Stei07-2] Stienhoff, K.:
Anwendungszentrum Metallformgebung – Forschungs- und Entwicklungskompetenz von der Idee bis zur Serienreife
Hessen-Nanotech NEWS, Ausgabe 1, 2007

[Stei12-1] Steinhoff, K., Schupfer, M., Ademaj, A., Weidig, U.:
All about Press Hardening – An Overview on Technology and Markets
Proceedings – 2nd International Seminar on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel,
EuroBLECH Hannover, S. 64-89, 2012

[Stei12-2] Steinhoff, K., Ademaj, A., Prokoph, S., Schupfer, M., Weidig, U.:
Marktentwicklung und Technologietrends in der Warmumformung von höchstfesten Stahlgüten
Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2012, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 85-112, 2012

[Stoe09] Stoehr, T., Lechler, J., Merklein, M.:
Investigations on different strategies for influencing the microstructural properties with respect to partial hot stamping
Proceedings – 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 273-281, 2009

[Stoe12] Stöhr, T.:
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
Fertigungstechnik – Erlangen, Band 235, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, 2012

[Svec10] Svec, T., Merklein, M.:
Auswirkungen spezifischer Abkühlbedingungen auf den Wärmeübergang bei Presshärteprozessen
Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2010, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 121-140, 2010

[Svec11] Svec, T., Merklein, M.:
Tailored Tempering – Heat Transfer and Resulting Properties in Dependency of Tool Temperatures
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 21-29, 2011

[Thie89] Thieme, G.:
Fachkunde für Schweißer – Grundausbildung im Schweißen des Stahls
Band 1, 24. Auflage, VEB-Verlag Technik, Berlin, 1989

[Thie94] Thiele, W.-R., Weirich, G.:
Flammrichten – Grundlagen, Werkstoffverhalten, Praxis
Schweißen im Anlagen- und Behälterbau, DVS-Berichte 159,
S. 34-40, 1994

[Thom12] Thomas, D.:
In situ Spannungs- und Strukturanalyse von Molybdän- und $CuInS_2$-Dünnschichten mitteks Röntgendiffraktion
Schriftenreihe des HZB - Dissertation, HZB-B 33, Institut für Angewandte Materialforschung, Helmholz-Zentrum Berlin, 2012

[TKSE13] N.N.:
Datenblatt: Mangan-Bor-Stähle MBW – Für die Warmumformung
ThyssenKrupp Steel Europe, Februar 2013

[Ture06] Turetta, A., Bruschi, S., Ghiotti, A.:
Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations
Journal of Material Processing Technology 177, S. 396-400, 2006

[Ture07] Turetta, A., Bruschi, S., Ghiotti, A.:
Investigation of 22MnB5 mechanical phase transformation behaviour at high temperature
Tagungsband IDDRG Conference 2007, Hrsg.: Tisza, M., Györ, Ungarn, S. 147-157, 2007

[Vial11] Viale, D., Jousserand, P., Cesar, B., Baron, G.:
Optimization of cutting tools to process ultra high strength steels; comparison of cold work tool steel lifetimes during laboratory tests and industrial applications
Proceedings of tools and technologies for processing ultra high strength materials, Graz, 2011

[Voes12] N.N. :
Datenblatt : Feuerverzinktes Stahlband, phs-ultraform 1500 Z140, Voestalpine Steel Division; Dezember 2012

[Voes13] N.N.:
Datenblatt: Feuerverzinktes Stahlband, phs-ultraform 490 Z140, Voestalpine Steel Division; Februar 2013

[Volk13] Volk, W., Kim, J. K., Suh, J., Hoffmann, H.:
Anisotropic plasticity model coupled with strain dependent plastic strain and stress ratios
CIRP Annals – Manufacturing Technology 62, Elsevier Science Ltd., S. 283-286, 2013

[Voll93] Vollertsen, F., Geiger, M.:
Laserstrahlbiegen von Eisen- und NE-Legierungen
Blech Rohre Profile 40 (9), S. 666-670, 1993

[Voll96] Vollertsen , F.:
Laserstrahlumformen – Lasergestützte Formgebung: Verfahren, Mechanismen, Modellierung
Meisenbach, Bamberg, 1996

[Weiß12] Weißbach, W.:
Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung
18., überarbeitete Auflage, Vieweg + Teubner Verlag, 2012

[Wied07] Wiedemann, J.:
Leichtbau, Elemente und Konstruktion
3. Auflage, Springer Vieweg Verlag, 2007

[Wils06] Wilsius, J., Hein, P., Kefferstein, R.:
Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500 P
Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2006, Hrsg.: Geiger, M., Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 82-101, 2006

[Wils11] Wilsius, J., Tavernier, B., Abou-Khalil, D.:
Experimental and Numerical Investigation of Various Hot Stamped B-Pillar Concepts Based on Usibor® 1500P
Proceedings – 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel,
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 427-435, 2011

[Zimm11] Zimmermann, F., Volk, W., Spörer, J., Pfestorf, M.:
Aktuelle Anwendungen im Bereich der Warmumformung höchstfester Stahlgüten im Karosseriebau und zukünftige Trends
Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2011, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 81-94, 2011

[Zimm13-1] Zimmermann, F., Spörer, J., Volk, W.:
Partial Tempering of Press Hardened Car Body Parts by a Premixed Oxygen-Methane Flame Jet
Proceedings – 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Luleå, Schweden
Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, S. 267-274, 2013

[Zimm13-2] Zimmermann, F., Spörer, J., Schwarzbauer, T., Volk, W.:
Indirect Press Hardened Car Body Parts with Tailored Properties by Partial Tempering, using a Premixed Oxygen-Methane Flame Jet
Proceedings 6th Forming Technology Forum 2013, Herrsching, 2013

[Zimm13-3] Zimmermann, F., Spörer, J., Maier-Komor, P., Rank, G., Volk, W.:
Partielles Flammanlassen von pressgehärteten Stählen und die Auswirkungen auf Oberfläche und Verzug
Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2013, Hrsg.: Merklein, M., Meisenbach, Bamberg, S. 35-48, 2013

12.4 Verwendete Normen, Richtlinien und Patente

[DE 102008 063985 A1] Hartmann, D., Hägele, T.:
Verfahren und Vorrichtung zum Erzeugen partiell gehärteter Stahlblechbauteile
Offenlegungsschrift, Anmelder: voestalpine Automotive GmbH, Linz, Österreich, 2010

[DE 102009 042387 B4] Hartmann, D., Pfestorf, M., Nessel, F., Kleinhans, S.:
Verfahren zum Herstellen partiell gehärteter Bauteile aus Stahlblech
Patent, Anmelder: BMW AG, voestalpine Automotive GmbH, 2013

[DE 10208 216 C1] Krogmeier, J., Böke, J.:
Verfahren zur Herstellung eines metallischen Bauteils
Patent, Anmelder: Benteler Automobiltechnik GmbH, 2002

[DE 19723 655 B4] Lundström, E.:
Verfahren zur Herstellung von Stahlblechprodukten
Patent, Anmelder: SSAB HardTech AB, Luleå, Schweden, 2007

[DIN 2409] DIN EN ISO 2409:2013-06:
Beschichtungsstoffe – Gitterschnittprüfung
Deutsches Institut für Normung e. V., 2013

[DIN 6507] DIN EN ISO 6507-1:2005:
Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren
Deutsches Institut für Normung e. V., 2005

[DIN 6508] DIN EN ISO 6508-1:2005
Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Rockwell – Teil 1: Prüfverfahren
Deutsches Institut für Normung e. V., 2005

[DIN 6892] DIN EN ISO 6892-1:2009:
Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur
Deutsches Institut für Normung e. V., 2009

[DIN 7438] DIN EN ISO 7438:2005-10:
Metallische Werkstoffe – Biegeversuch
Deutsches Institut für Normung e. V., 2005

[DIN 8522] DIN 8522: 2009-12:
Fertigungsverfahren der Autogentechnik – Übersicht
Deutsches Institut für Normung e. V., 2009

[DIN 14270] DIN EN ISO 14270:2001:
Probenmaße und Verfahren für die mechanisierte Schälprüfung an Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln
Deutsches Institut für Normung e. V., 2002

[DIN 14272] DIN EN ISO 14272:2001:
Probenmaße und Verfahren für die Kopfzugprüfung an Widerstandspunkt- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln
Deutsches Institut für Normung e. V., 2002

[DIN 14273] DIN EN ISO 14273:2001:
Probenmaße und Verfahren für die Scherzugprüfung an Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen mit geprägten Buckeln
Deutsches Institut für Normung e. V., 2002

[DIN 18265] DIN EN ISO 18265
Metallische Werkstoffe – Umwertung von Härtewerten
Deutsches Institut für Normung e. V., 2004

[DIN 50125] DIN 50125:2009-07:
Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben
Deutsches Institut für Normung e. V., 2009

[DVS 2916-1] DVS Merkblatt: DVS 2916-1:
Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen – Zerstörende Prüfung, quasistatisch
Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V., Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Widerstandsschweißen“, 2009

[DVS 2916-4] DVS Merkblatt: DVS 2916-4:
Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen – Metallographische Prüfung
Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V., Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Widerstandsschweißen“, 2006

[DVS 2916-5] DVS Merkblatt: DVS 2916-5:
Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen – Zerstörungsfrei Prüfung
Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V., Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Widerstandsschweißen“, 2006

[DVS 2929-1] DVS Merkblatt: DVS 2929-1:
Messung des Übergangswiderstandes – Grundlagen, Messmethoden und –einrichtungen
Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V., Ausschuss für Technik, Arbeitsgruppe „Widerstandsschweißen“, 2007

[EP 2143808 A1] Pellmann, M., Böke, J.:
Partielles Warmumformen und Härten mittels Infrarotlampenerwärmung
Patent, Anmelder: Benteler Automobiltechnik GmbH, 2010

[EP 2264193 A1] Ebert, F., Wölfer, B., Glueck, B.:
Herstellung eines partiell pressgehärteten Blechbauteils
Patent, Anmelder: BMW AG, 2010

[GS 90011] BMW Group Standard GS 90011
Beschichtung von Teilen aus metallischen Werkstoffen mit organischen Materialien
Anforderungen und Prüfung, 02/2010

[GS 93005-9] BMW Group Standard GS 93005-9
Stähle für Karosseriebau – Kaltgewalzte mikrolegierte Stähle
Gütenorm, Technische Lieferbedingungen, 12/2009

[GS 93005-19] BMW Group Standard GS 93005-19
Stähle für Karosseriebau, Stähle für die direkte und indirekte Warmumformung
Gütenorm, Technische Lieferbedingungen, 12/2008

[GS 93032-6] BMW Group Standard GS 93032-6
Stähle für Karosseriebau, Stähle für die direkte und indirekte Warmumformung
Gütenorm, Technische Lieferbedingungen, 02/2012

[GS 96012] BMW Group Standard GS 96012
Fügetechnik, Scherzugprüfung und Kopfzugprüfung – Probenmaße, Prüfungen
BMW Group 10/2005

[WO 11023 418] Kuhn, P., Meurer, M., Kondratiuk, J., Warnecke, W., Schüler, W.:
Verfahren zum Herstellen eines mit einem metallischen, vor Korrosion schützenden Überzug versehenen Stahlbauteils und Stahlbauteil
Patent, Anmelder: ThyssenKrupp Steel Europe AG, 2011

[WO 2006/ 038868 A1] Bodin, H.:
A method of hot stamping and hardening a metal sheet
Patent, Anmelder: Gestamp Hardtech AB, 2006

[WO 2006/ 128821 A1] Beenken H., Heller, T., Lenze, F.-J., Sikora, S.:
Verfahren zum Herstellen eines Metallbauteils mit aneinander angrenzenden Abschnitten unterschiedlicher Materialeigenschaften, mittels Presshärten
Patent, Anmelder: ThyssenKrupp Steel AG, 2006

[WO 2007/ 1222230 A1] Lenze, F.-J., Sikora, S.:
Vorrichtung und Verfahren zum Umformen von Platinen aus höher- und höchstfesten Stählen
Patent, Anmelder: ThyssenKrupp Steel AG, 2007

[WO 2010 109012 A1] Sommer, A., Hartmann, D., Hägele, T.:
Verfahren zum Herstellen partiell gehärteter Stahlbauteile
Patent, Anmelder: Voestalpine Automotive GmbH, 2010

[WS 01006] BMW Werkstoffspezifikation WS 01006
Werkstoffe für Bauteile aus warmumgeformten Stählen mit ZnFe-Beschichtung
BMW Group 02/2012

[WS 01009] BMW Werkstoffspezifikation WS 01009
Beschichtete warmumgeformte Stähle mit Tailored Properties
BMW Group 02/2012

[VDA 621-415] Prüfblatt VDA 621-415
Anstrichtechnische Prüfung – Prüfung des Korrosionsschutzes von Kraftfahrzeuglackierungen bei zyklisch wechselnder Beanspruchung
Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA), Februar 1982

13 Anhang

13.1 Verzeichnis betreuter studentischer Arbeiten

Im Rahmen dieser Dissertation entstanden im Fachbereich der Produkt- & Prozessplanung der Technologie Umformen in den Abteilungen Sonderverfahren (TP-614) und Projekt Nasspressen (TP-61-P) in den Jahren 2011 bis 2014 unter wesentlicher, fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors die in Tabelle 13-1 aufgeführten studentischen Arbeiten, in welchen verschiedenste Fragestellungen und Thematiken des partiellen Anlassens mittels Flamme von pressgehärteten Bauteilen analysiert, diskutiert und bewertet wurden und deren Ergebnisse in Teilen in das vorliegende Dokument eingeflossen sind. Der Autor dankt allen Studierenden für ihr Engagement bei der tatkräftigen Unterstützung dieser wissenschaftlichen Arbeit.

Studierende(r)	Studien(abschluss)arbeit
Degel, P.	**Quantifizierung und Analyse des resultierenden Verzugs pressgehärteter Bauteile nach dem partiellen Anlassens mittels Flamme** Bachelorarbeit an der Hochschule Trier, Fachbereich Umweltplanung/Umwelttechnik, abgegeben am 17.05.2013 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 10.1 und 10.1.3 sowie in die Abbildungen Abbildung 10-1 und Abbildung 10-5
Eger, K.	**Analyse des resultierenden Verzugs pressgehärteter Bauteile beim partiellen Anlassen mittels Flamme und Abgleich mit der numerischen Simulation** Masterarbeit an der Friedrich Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, abgegeben am 31.03.2013 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 7.2.2 und 7.2.3 sowie in die Abbildungen Abbildung 7-2 und Abbildung 7-4
Hornberger, S.	**Einfluss spezifischer Halte- und Spannkonzepte auf resultierende Form- und Maßänderungen pressgehärteter Strukturbauteile nach dem partiellen Flammanlassen** Masterarbeit an der HAW Landshut, Fakultät Maschinenbau, abgegeben am 28.04.2014 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 10.1 und 10.1.3 sowie in die Abbildungen Abbildung 10-1 und Abbildung 10-5
Mertens, G.	**Analyse des partiellen Anlassens pressgehärteter Bauteile auf resultierende Durchgangswiderstände** Bachelorarbeit an der FH Aachen; Fachbereich Maschinenbau und Mechatronik, abgegeben am 02.09.2013 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 8.4

Rank, G.	**Analyse und Qualifizierung wichtiger Verfahrensparameter eines innovativen fertigungstechnischen Ansatzes (FHT-Verfahren) im Bereich warm umgeformter Karosseriebauteile hinsichtlich Werkstoffgefüge und Oberflächenqualität** Masterarbeit an der Technischen Hochschule Nürnberg; Fakultät Werkstofftechnik, abgegeben am 25.04.2013 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 8.2 und 8.3 sowie in die Abbildungen Abbildung 8-2 bis Abbildung 8-17
Rauhaus, M.	**Analyse des Versagensverhaltens von Punktschweißverbindungen partiell angelassenen, pressgehärteten Bauteilen** Masterarbeit an der TU Ilmenau, Fakultät für Maschinenbau; FG Metallische Werkstoffe und Verbundwerkstoffe, Abgabe voraussichtlich Oktober/November 2014 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 9.2 und 9.3.3 sowie in die Abbildungen Abbildung 9-3, Abbildung 9-4, Abbildung 9-9 und Abbildung 9-10
Schwarzbauer, T.	**Untersuchung mechanischer und thermischer Verbindungen von FHT-bearbeiteten Bauteilen** Bachelorarbeit an der Hochschule für angewandte Wissenschaften – Fachhochschule Deggendorf; Fakultät Maschinenbau und Mechatronik, abgegeben am 08.03.2013 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 9.2, 9.3.1 und 9.3.2 sowie in die Abbildungen Abbildung 9-2 und Abbildung 9-5Abbildung 9-8
Sener, K.	**Quantifizierung und Optimierung wichtiger Verfahrensparameter des FHT-Verfahrens zur Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften (Tailored Properties) von PHS-Bauteilen in der Rohkarosserie** Masterarbeit an der Universität Kassel; Institut für Werkstofftechnik / Metallische Werkstoffe, abgegeben am 19.12.2012 Ergebnisse in Teilen eingeflossen in Abschnitt 6.3.2.4 sowie in Abbildung 6-10.

Tabelle 13-1: Liste unter fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors entstandener Studien(abschluss)arbeiten in den Jahren 2011 bis 2014

13.2 Bewertungskriterien Korrosionsanalytik

Klassifizierung des Unterrostungsgrades

Die Bewertung der Unterrostung bei dem analog [VDA 621-415] durchgeführten Korrosionswechseltests erfolgt in Anlehnung an die in Tabelle 13-2 dargestellte Klassifizierung nach [GS 90011]. Die Mindestanforderung im Bereich der Automobilindustrie liegt bei ≤ U 2.

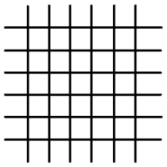
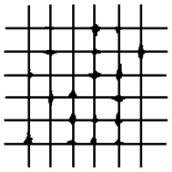
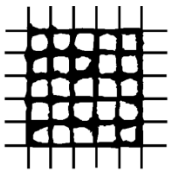
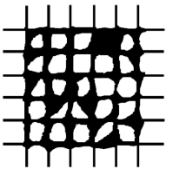
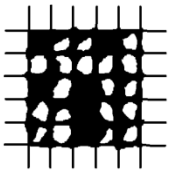
Bewertung Unterrostung U_d analog GS 90011

Note	U_d [mm]
U 1	< 1
U 2	1 – 2
U 3	2 – 3
U 4	> 3

Tabelle 13-2 Klassifizierung des Unterrostungsgrades U_d nach erfolgtem Korrosionswechseltest

Klassifizierung der Lackhaftung

Die KTL-Lackhaftung stellt ein essentielles Bewertungskriterium der kosmetischen Korrosion dar. Zur Bewertung der Lackhaftung wird die Gitterschnittfläche analog [DIN 2409] nach erfolgter Probenvorbereitung bei guter Beleuchtung sorgfältig visuell beurteilt. Hierzu empfielt sich eine Betrachtung aus diversen Blick- und Beleuchtungswinkeln. Eine Klassifizierung erfolgt analog Abbildung 13-1. Die dargestellten Skizzen dienen hierbei als Vergleichshilfen.

Gitterschnitt-Kennwert (Gt)	Beschreibung	**Aussehen der Oberfläche im Bereich des Gitterschnittes, an der Abplatzung aufgetreten ist*** (Beispiel für sechs parallele Schnitte)
0	Die Schnittränder sind vollkommen glatt; keines der Quadrate des Gitters ist abgeplatzt.	
1	An den Schnittpunkten der Gitterlinien sind kleine Splitter der Beschichtung abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche nicht größer als 5 % der Gitterschnittfläche.	
2	Die Beschichtung ist längs der Schnittränder und/oder an den Schnittpunkten der Gitterlinien abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer als 5 %, aber nicht größer als 15 % der Gitterschnittfläche.	
3	Die Beschichtung ist längs der Schnittränder teilweise oder ganz in breiten Streifen abgeplatzt, und/oder einige Quadrate sind teilweise oder ganz abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer als 15 %, aber nicht größer als 35 % der Gitterschnittfläche.	
4	Die Beschichtung ist längs der Schnittränder in breiten Streifen abgeplatzt, und/oder einige Quadrate sind ganz oder teilweise abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer als 35 %, aber nicht größer als 65 % der Gitterschnittfläche.	
5	Jedes Abplatzen, das nicht mehr als Gitterschnitt-kennwert 4 eingestuft werden kann.	----

* Die Bilder sind Beispiele für einen Gitterschnitt innerhalb der Kennwertstufe. Die Prozentangaben beruhen auf dem durch die Bilder vermittelten visuellen Eindruck, und dieselben Prozentangaben werden mittels digitaler Bildanalyse nicht unbedingt wiedergegeben.

Abbildung 13-1: Bewertungstabelle der KTL-Lackhaftung analog DIN EN ISO 2409