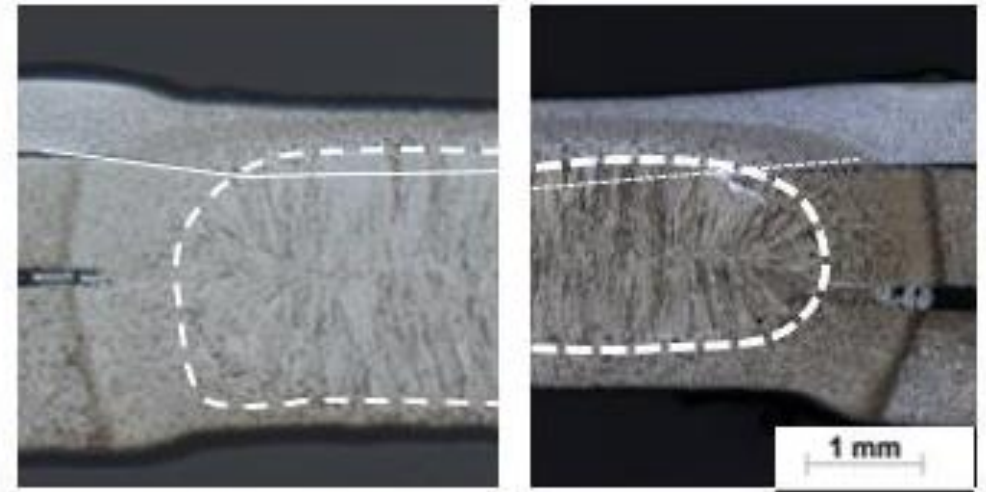


Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.  
Sohnstr. 65  
40237 Düsseldorf



fosta@stahlforschung.de  
www.stahlforschung.de



## Lokale Werkstoffbeeinflussung beim Formhärten zur Verbesserung der Fügbareit von Bauteilen aus 22MnB5

Local material influence on presshardened steel  
to improve joinability of 22MnB5 parts

Forschung für die Praxis P 1238/ IGF-Nr. 19797 BG

## **Forschungsprojekt P 1238 / IGF-Nr. 19797 BG**

### **Lokale Werkstoffbeeinflussung beim Formhärten zur Verbesserung der Fügbarkeit von Bauteilen aus 22MnB5**

Local material influence on presshardened steel to improve joinability of 22MnB5 parts

Leibniz Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM)  
Prof. Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens

Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, Lehrstuhl Fügetechnik, Universität Magdeburg  
Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

Verantwortlich für die FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.  
Dipl.-Ing. Rainer Salomon

Das IGF-Vorhaben 19797 BG der FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Das Vorhaben wurde vom Leibniz Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) sowie vom Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, Lehrstuhl Fügetechnik, Universität Magdeburg, durchgeführt.

## **Beteiligte am Projektbegleitenden Ausschuss:**

AP&T, ULRICEHAMN, SCHWEDEN  
ArcelorMittal Global R&D, ZELZATE, BELGIEN  
AUDI AG, Neckarsulm  
Benteler Automobiltechnik GmbH, Paderborn  
Böllhoff Verbindungstechnik GmbH, Bielefeld  
Harms & Wende GmbH & Co. KG, Hamburg  
HoDforming GmbH , Düsseldorf  
KARL-HEINZ KUMPF Schweißtechnik, Lennestadt  
KBW GmbH & Co. KG  
Karosseriebau Wagner, Rohrbach  
Kirchhoff Automotive Deutschland GmbH, Attendorn  
Mubea Tailor Rolled Blanks GmbH, Attendorn  
NIMAK GmbH, Wissen  
Richard Bergner Verbindungstechnik GmbH & Co. KG, Schwabach  
Schuler Pressen GmbH, Göppingen  
Volkswagen AG, Wolfsburg  
Vorrichtungsbau Giggel GmbH , Bösdorf

© 2021 Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., Düsseldorf

Bestell-Nr. P 1238  
ISBN 978-3-96780-017-3

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt. Alle Rechte, auch die der Übersetzung in andere Sprachen, bleiben vorbehalten. Ohne schriftliche Genehmigung der Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. sind Vervielfältigungen, Mikroverfilmungen und die Einspeicherung und Verarbeitung in elektronischen Systemen nicht gestattet.

## Kurzdarstellung

Das Ziel des Forschungsprojektes lag darin, die Fügbarkeit von formgehärteten Bauteilen aus 22MnB5, durch eine gezielte Einbringung von lokalen Ausdünnungen mit einhergehender Bildung von deformationsinduziertem Ferrit (DIF) zu erweitern. Neben der lokalen Verringerung der Materialdicke wurden punktuell die Werkstoffeigenschaften durch die gezielte Einbringung von DIF beeinflusst. Zu diesem Zweck erfolgten am I-FUM Hannover die Untersuchungen zum Formhärten lokal entfestigter Platinen. Der Fokus des IWF Magdeburg lag auf der Erweiterung der Fügbarkeit von Materialkombinationen mit 22MnB5 durch Widerstandspunktschweißen sowie dem Halbhohlstanzen.

Zu Beginn des Projektes wurden umfangreiche Versuche zur Ermittlung des Prozessfensters der Bildung von DIF, am Umformdilatometer durchgeführt. Die ermittelten Erkenntnisse der Dilatometerversuche wurden anschließend anhand von experimentellen Ausdünnungsversuchen validiert. Hierfür wurden Versuche an einer hydraulischen Doppelständerpresse durchgeführt, in dem bei einem konventionellen Formhärteprozess, Prägungen in die Platinen mittels einer Deformationsplatte eingebracht wurden. Die Durchgeführten Versuche haben gezeigt, dass mittels des konventionellen Formhärtens, aufgrund der langen Kontaktzeit der Deformationswerkzeuge mit den eingesetzten Platinen, es nicht möglich war ausreichende Prägepunkte mit der Bildung von DIF zu erzeugen. Aus diesem Grund wurden Modellversuche an einer Spindelpresse der Fa. Weingarten durchgeführt, bei dem, infolge der schlagartigen Stempelbewegung sehr kurze Kontaktzeiten möglich waren. Mit Hilfe der Versuche an der Spindelpresse konnte die Erzeugung von DIF in einem Umformprozess untersucht werden. Da eine Übertragung des verfolgten Ziels in einen Formhärteprozess nicht möglich war, wurde abschließend das Potential der DIF Erzeugung in einer numerischen Simulation untersucht.

FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V.

Mai 2021



## **Abstract**

The aim of the research project was to extend the joinability of hot-stamped components made of 22MnB5 by the targeted application of a local thinning. In addition to the local reduction of the material thickness, the material properties were influenced in this area by the formation of deformation-induced-ferrite (DIF). For this purpose, the IFUM Hannover carried out investigations on the hot-stamping of locally deformed blanks. The focus of the IMF Magdeburg was on the extension of the joinability of material combinations with 22MnB5 by resistance spot welding as well as self-pierce riveting.

At the beginning of the project, extensive tests were carried out on a forming dilatometer to determine the process window of DIF formation. The results of the dilatometer investigations were then validated by experimental thinning tests. For this purpose, experiments were carried out on a hydraulic double-column press of the Dunkes company, in which embossing was applied to the blanks by means of a deformation plate in a conventional hot-stamping process. The tests showed, that the conventional hot-stamping process is not suitable to obtain sufficient embossing areas in the sheet material together with the generation of DIF due to the long contact time during the forming and quenching process. Due to the fast punch movement, very short contact times were possible. With the help of the tests on the screw press the generation of DIF could be investigated in a forming process. Since it was not possible to transfer the DIF formation into a conventional hot-stamping process, the potential was finally examined in a numerical simulation.

FOSTA - Research Association for Steel Application

May 2021

## Inhaltsverzeichnis / Content

1	Einleitung / Introduction .....	23
2	Stand der Technik / State of the art .....	24
2.1	Bildung von deformationsinduziertem Ferrit Creation of deformation-induced ferrite.....	27
2.2	Fügetechnische Grundlagen .....	31
	Die Ergebnisse der Voruntersuchung weisen nach, dass eine Ausdünnung den Blechdickenbereich für eine qualitätsgerechte Schweißverbindung erweitert, ohne die sonst nötigen Veränderungen von Schweißparametern oder Anpassung der Elektrodenkappen .....	35
3	Zielsetzung / Objective .....	36
4	Versuchsplanung und Rahmenbedingungen / Approach and design of experiments .....	37
4.1	Vorgehensweise / Approach.....	37
4.1.1	Inhaltlicher Ablauf des Projektes / <i>Content of the project</i> .....	38
4.2	Versuchswerkstoffe und deren Charakterisierung / Test materials and characterisation .....	42
4.2.1	Verwendete Materialkombinationen für die Fügeversuche / Material combinations used for the joining tests.....	42
4.2.2	Werkstoff beim Formhärten / Material for hot stamping.....	43
4.2.3	Zusätzliche Werkstoffe für die Fügeversuche / Additional materials for the joining experiments.....	44
4.3	Versuchseinrichtungen / Test equipment .....	45
4.3.1	Formhärten am Forschungsinstitut 1/ Hot stamping process at Research Institute 1 .....	45
4.3.2	Formhärten am Forschungsinstitut 2 / Press-hardening process at Research Institute 2 .....	54
4.3.3	Widerstandspunktschweißen / Resistance Spot Welding.....	55
4.3.4	Halbhohlstanznieten / Riveting.....	56
4.4	Verwendete Prüfverfahren / Test methods .....	57
4.4.1	Qualitätskriterien für das Widerstandspunktschweißen / Quality requirements for resistance spot welding .....	57
4.4.2	Qualitätskriterien für das Stanznieten / Quality criterias for self-pierce riveting.....	58
4.4.3	Festigkeitsprüfung / Strength testing.....	59
4.4.4	Metallografische Untersuchung / Metallographic analysis.....	60

4.4.5	Verwendete Probengeometrien / Specimen geometry .....	61
5	Experimentelle Ergebnisse / Experimental Results .....	63
5.1	Auslegung und Aufbau eines Demonstratorwerkzeugs / Design and construction of a demonstrator tool.....	63
5.1.1	Konstruktion des Werkzeugs / Design of the forming tool .....	63
5.1.2	Numerische Prozessentwicklung / Numerical process development.....	65
5.2	Grundlagenuntersuchungen zur Bildung von DIF / Fundamental studies on the creation of DIF .....	74
5.2.1	Ermittlung des Prozessfensters zur Bildung von DIF / Determining the process window for the creation of DIF.....	75
5.2.2	Untersuchung der DIF-Bildung durch thermomechanische Dilatometerversuche / Investigation of DIF creation by thermo-mechanical dilatometer tests .....	76
5.3	Erforschung von Methoden zum Erzeugen von lokal entfestigten und ausgedünnten Proben / Investigation of methods for generating thinned and softened specimens .....	79
5.4	Einfluss der Presshärteparameter und die Blechdicke auf die Punktschweißbarkeit von artgleichen Schweißverbindungen / Influence of the press hardness parameters and the sheet thickness on the spot weldability .....	102
5.5	Fügen lokal ausgedünnter Proben / Joining of locally thinned specimens... 110	
5.5.1	Aufnahme des Ausgangszustandes / Recording the initial state .....	110
5.5.2	Analogieversuche zur Materialausdünnung / Analogy tests for material thinning .....	115
5.5.3	Einfluss der Materialausdünnung auf die Linsenentstehung / Influence of material thinning on nugget formation .....	127
5.6	Untersuchung zu Parameterfenstern beim Punktschweißen und Stanznieten / Investigation of parameter windows for spot welding and riveting .....	131
5.6.1	Analogieversuche zur Materialbeeinflussung für das Stanznieten / Analogy tests for influence of material for the riveting experiments... 131	
5.6.2	Optimierung der Schweißparameter und Störgrößen / Optimizing of the welding parameters and disturbance variables.....	134
5.6.3	Fügen der ausgedünnten und entfestigten Proben der FS1 / Joining the thinned and softened specimens.....	144
6	Zusammenfassung / Summary .....	149
7	Danksagung.....	151
8	Zusammenstellung aller Veröffentlichungen / List of publications related to the project .....	152

Literaturverzeichnis / Bibliography ..... 153

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Stahleichtbau am Beispiel der Rohkarosserie des VW Golf VII [ALS13].....	24
Abbildung 2-2: Prozessvarianten beim Formhärten nach [OLL10] .....	25
Abbildung 2-3: Schematischer Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung [Nie05] .....	26
Abbildung 2-4: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf eines direkten Formhärtevorgangs [Hei05] .....	26
Abbildung 2-5: Mechanische Eigenschaften moderner Stahlwerkstoffe [OLL10] .....	27
Abbildung 2-6: Kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm von 22MnB5 für (A) ohne Umformung und (B) mit einem Umformgrad von 0,1 des zuvor austenitisierten Materials bei 800 °C nach [Dri12] .....	28
Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Abhängigkeit des DIF-Anteils von (A) der Umformtemperatur, (B) dem Umformgrad, (C) der Umformgeschwindigkeit und (D) der Abkühlgeschwindigkeit in Anlehnung an [Min12].....	28
Abbildung 2-8: Geometrische Variablen zur Bestimmung einer 3-Blech-Verbindung [Ste].....	32
Abbildung 2-9: Einfluss der Festigkeit der Fügepartner auf eine Stanznietverbindung, rechts i.O., links n.i.O. durch Stauchung des Nietfußes.....	33
Abbildung 2-10: Dreiblechverbindung; links mit Verjüngung; rechts ohne Verjüngung .....	35
Abbildung 4-1: Angepasste Arbeitspakete des Forschungsprojektes.....	39
Abbildung 4-2: (A) Umformdilatometer im Zugmodus mit Probenabmessungen und (B) Temperatur-Zeit-Verlauf der Zugversuche mit Prozessvariablen.....	46
Abbildung 4-3: Übersichtsaufnahme des Plattenwerkzeugs (links); Deformationsplatte mit Deformationselementen (rechts).....	47
Abbildung 4-4: Hydraulische Doppelständerpresse der Fa. Dunkes .....	48
Abbildung 4-5: Im Pressenraum eingebaute Deformationsplatte mit Deformationselementen .....	48
Abbildung 4-6: Versuchsaufbau mit Deformationsplatte und konduktiver Erwärmung .....	49

Abbildung 4-7: Prozessfolge der Versuche mit Hilfe der induktiven Erwärmungsanlage; a) Ausgangszustand, b) induktive Erwärmung des Blechstreifens, c) Umformvorgang, d) deformierter Blechstreifen .....	50
Abbildung 4-8: Versuchsaufbau des Modellversuchs zur Erzeugung von DIF .....	52
Abbildung 4-9: Pressenraum der Spindelpresse mit eingebauten Werkzeugen.....	53
Abbildung 4-10: Temperaturmessung während des Ofenprozesses.....	54
Abbildung 4-11: Schematische Darstellung der Widerstandspunktschweißanlage ....	55
Abbildung 4-12: Darstellung der verwendeten Halbhohl-Nietzange RIVSET® Gen <sup>2</sup> .....	56
Abbildung 4-13: Untersuchte Materialdickenkombination und detaillierte Querschliffdarstellung.....	57
Abbildung 4-14: Qualitätskriterien des Halbhohlstanziets am Querschliff, in Anlehnung an DVS 3410.....	58
Abbildung 4-15: Probengeometrie für den Scherzugversuch: a) Schweißprobe, b) Nietprobe .....	59
Abbildung 4-16: Exemplarischer Mikroschliff deren geometrische Abmessungen .....	60
Abbildung 4-17: Charakterisierung der Al-Si-Beschichtung.....	61
Abbildung 4-18: Verwendete Probengeometrien.....	61
Abbildung 4-19: Verwendeten Flachzugprobe nach DIN 50125 zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der formgehärteten Bleche .....	62
Abbildung 5-1: Konstruktionsansicht des Demonstratorwerkzeuges mit den dazugehörigen Komponenten .....	63
Abbildung 5-2: Demonstratorwerkzeug mit Deformationselementen .....	64
Abbildung 5-3: Federbelastete Deformationselemente vor und nach der Umformung (schematisch) .....	64
Abbildung 5-4: (A) Simulationsmodell des Demonstrators für die Warmblechumformung mit Stempelgeschwindigkeit $v$ , Niederhalterkraft $F$ sowie Stempelweg $s$ und (B) experimentelle Fließkurven für 22MnB5 nach der Wärmebehandlung.....	65
Abbildung 5-5: Resultierende Temperaturverteilung (A) zu Beginn des Transfers und (B) nach 7 s.....	66
Abbildung 5-6: (A) Resultierende Temperaturverteilung und (B) Umformgradverteilung jeweils nach der Warmblechumformung.....	67

Abbildung 5-7: (A) Position der Prägestempel im Flansch des Demonstrators und (B) Geometrie des Stempels für die Prägungen .....	68
Abbildung 5-8: (A) Resultierende Verteilung des Umformgrads nach dem Prägen und (B) Nahaufnahme der Verteilung des Umformgrads .....	68
Abbildung 5-9: (A) Vergleich der Verteilung des Umformgrads und (B) Vergleich des Umformgrads, der maximalen Kraft sowie der Berechnungszeit für die Prägesimulationen in 3D und 2D .....	69
Abbildung 5-10: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Netzkonvergenzstudie in 2D .....	70
Abbildung 5-11: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation des Stempeldurchmessers .....	70
Abbildung 5-12: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation der Prägetiefe .....	71
Abbildung 5-13: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation des Stempelkantenradius .....	72
Abbildung 5-14: Abkühlversuche zur Ermittlung des Abkühlgradienten der verwendeten Proben .....	73
Abbildung 5-15: Abkühlverlauf der Blechplatten im Versuchsaufbau mit temperierten Werkzeugen auf 400 °C .....	74
Abbildung 5-16: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf des Formhärtens.....	75
Abbildung 5-17: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für das Ausgangsgefüge, die Variation des Umformgrads und der Abkühlgeschwindigkeit .....	76
Abbildung 5-18: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Umformgrade .....	77
Abbildung 5-19: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Umformtemperaturen .....	78
Abbildung 5-20: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten .....	79
Abbildung 5-21: Ergebnisse der ausgedünnten Proben mit Deformationsplatte.....	80
Abbildung 5-22: 3D-Profilometeraufnahmen der ausgedünnten Proben .....	81
Abbildung 5-23: Erforderliche Prägekräfte in Abhängigkeit der Ausdünnungstiefe....	83

Abbildung 5-24: Detailansicht der Werkzeugaktivflächen: a) Bombierung und Härte von 48 HRC; b) nicht bombiert, mit Anschlägen; c) Bombierung mit maximaler Härte von 54 HRC .....	83
Abbildung 5-25: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit „Bombierung“ .....	84
Abbildung 5-26: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit Anschlägen .....	85
Abbildung 5-27: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit Bombierung und maximaler Härte.....	85
Abbildung 5-28: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen (oben); Schliffbild durch einen ausgedünnten Punkt (unten) .....	86
Abbildung 5-29: Berechnung der Festigkeit und resultierende Lastverteilung .....	87
Abbildung 5-30: Werkzeuge für Umformversuche mit ein eingepressten Hartmetalleinsätzen aus Wolframcarbid.....	88
Abbildung 5-31: 3D-Profilometeraufnahmen der stempel- und matrizen seitigen Hartmetalleinsätze .....	88
Abbildung 5-32: Schliffbilder der Werkzeugiterationen; mit Bombierung (a), mit Anschlägen (b), mit maximaler Härte (c), mit Hartmetalleinsatz (d) .....	89
Abbildung 5-33: Draufsicht Prägepunkt mit Messpunkten und Restdicken .....	89
Abbildung 5-34: Temperatur-Abkühlkurve zur Erzeugung von DIF .....	90
Abbildung 5-35: Gefügaufnahmen der ausgedünnten Platine im Prägebereich.....	91
Abbildung 5-36: Zeit-Temperatur-Abkühlkurven der verschiedenen Versuchsabläufe DIF1 – DIF4 .....	92
Abbildung 5-37: Makrohärteverlauf der Probe DIF 3 .....	93
Abbildung 5-38: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 1 .....	95
Abbildung 5-39: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 1 .....	95
Abbildung 5-40: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 2.....	96
Abbildung 5-41: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 2 .....	96
Abbildung 5-42: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 3.....	97
Abbildung 5-43: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 3 .....	97
Abbildung 5-44: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 4.....	98
Abbildung 5-45: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 4 .....	99
Abbildung 5-46: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 5.....	99



Abbildung 5-47: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 5 .....	100
Abbildung 5-48: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 6 .....	101
Abbildung 5-49: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 6 .....	101
Abbildung 5-50: Aufheizkurven und Aufheizraten in Abhängigkeit von den Blehdicken und Temperaturen [Woh19] .....	102
Abbildung 5-51: Entwicklung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter und Blechstärken [Woh19].....	103
Abbildung 5-52: Exemplarische Zusammensetzung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter [Woh19].....	104
Abbildung 5-53: Zusammensetzung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter und Blechstärken [Woh19].....	105
Abbildung 5-54: Scherzugfestigkeiten und Streckgrenzen in Abhängigkeit der Blehdicke und Ofentemperaturen [Woh19].....	106
Abbildung 5-55: Erzielte Schweißbereiche für einen Mindestpunktdurchmesser von 4,9 mm für eine a) Blechdicke von 1,0 mm, b) Blechdicke von 1,5 mm und c) Blechdicke 2,0 mm [Woh19].....	107
Abbildung 5-56: a) Pareto-Diagramm der signifikanten Terme b) Haupteffekte [Woh19] .....	108
Abbildung 5-57: Parameterfenster für eine ausreichende Schweißseignung nach Drillet et al. [Dri12] und die ermittelten Schweißbereiche der Untersuchung a) Blehdicke 0,7 mm bis 1,5 mm b) Blechdicke > 1,5 mm [Woh19].....	109
Abbildung 5-58: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung auf die Anbindung der Außenhaut, links) DC06+ZE50/50P, rechts) HX340LAD+Z100 .....	110
Abbildung 5-59: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich .....	111
Abbildung 5-60: Materialdickenkombination 1 – Messung der Teilenergien während des Schweißens.....	112
Abbildung 5-61: Materialdickenkombination 1 – Einfluss einer Phosphatierung auf die Linseneindringtiefe (Querschliff / SORPAS-Simulation).....	112
Abbildung 5-62: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung auf die Anbindung der Außenhaut, a) HX340LAD+Z100 b) DC06+ZE50/50P .....	113

Abbildung 5-63: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich.....	114
Abbildung 5-64: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich.....	114
Abbildung 5-65: Materialdickenkombination 1 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Schweißbereich (Analogieversuch 1).....	117
Abbildung 5-66: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Scherzugkraft (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19] .....	118
Abbildung 5-67: Materialdickenkombination 1 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die Bruchenergie (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19] .....	118
Abbildung 5-68: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Schweißbereich (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19].....	119
Abbildung 5-69: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Scherzugkraft (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19] .....	120
Abbildung 5-70: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die Bruchenergie (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19] .....	121
Abbildung 5-71: Materialdickenkombination 3 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die mechanische Fügbarkeit (Analogieversuch 1).....	122
Abbildung 5-72: Materialdickenkombination 3 – Einfluss der Blechdicke auf die maximale Scherzugkraft beim Stanznieten (Analogieversuch 1) .....	122
Abbildung 5-73: Analogieversuch 2 – lokal gefräste Probe zur Simulation einer geprägten Ausdünnung (pressgehärteter Zustand).....	124
Abbildung 5-74: Materialdickenkombination 3 – Einfluss der Werkstoffdicke auf die mechanische Fügbarkeit (Analogieversuch 2).....	124
Abbildung 5-75: Analogieversuch 2 – lokal gefräste Probe zur Simulation einer geprägten Ausdünnung und der Einfluss auf den Schweißbereiches (pressgehärteter Zustand).....	125

Abbildung 5-76: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich .....	126
Abbildung 5-77: Materialdickenkombination 1 – Einfluss der Blechdicke auf das Linsenwachstum, beide Stufenabbruchversuche weisen identische Schweißparameter nach SEP1220-2 und 7,5 kA auf .....	127
Abbildung 5-78: Materialdickenkombination 1 – stat. Widerstandsmessung nach DVS 2929-1, vergleich des Einflusses der Blechdicke des 22MnB5+AS150 von 0,7 mm und 1,5 mm, in Anlehnung an [Ull19, Dvs14].....	128
Abbildung 5-79: Materialdickenkombination 1 – Einfluss der Materialdicke des 22MnB5 auf die Kontaktflächen vor dem Schweißen, in Anlehnung an [Ull19] .....	129
Abbildung 5-80: Materialdickenkombination 1 – Vergleich der Teilenergien in Abhängigkeit der Materialdicke während des Schweißens.....	130
Abbildung 5-81: Schematischer Prozessroute des Anlassens im Analogieversuch.....	131
Abbildung 5-82: Einfluss der Anlasstemperatur auf die Härte des 22MnB5 .....	132
Abbildung 5-83: Gegenüberstellung des Einflusses einer Blechdickenverringerung und Materialfestigkeit auf den Nietprozess, HD2- und HD3-Niete und Angabe der [Setz-/Niederhalterkraft] in kN .....	132
Abbildung 5-84: Materialdickenkombination 3 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich .....	133
Abbildung 5-85: Schematisches Vorgehen zur Optimierung der Schweißparameter [Woh20] .....	134
Abbildung 5-86: links) Bewegung der oberen Elektrode während des Schweißprozesses rechts) charakteristische Wegpunkte während der Schweißzeit, in Anlehnung an Killian et al. [Woh20; Kil94].....	135
Abbildung 5-87: Messungen der Teilspannungen während der Schweißzeit, in Anlehnung an Welding Journal [Ged87] .....	136
Abbildung 5-88: Ermittlung der Qualitätskriterien für den Ausgangszustand [Woh20] .....	136
Abbildung 5-89: Versuchsmatrix und die erzielte Linseneindringtiefe in Abhängigkeit vom Strom und Kraft [Woh20].....	137

Abbildung 5-90: Gegenüberstellung der Linsenentwicklung und Elektrodenwegverlauf, links) kritische Fügeebene (B1-B2); rechts) unkritische Fügeebene (B2-B3) bei $I_{max}$ mit 7,5 kA, $F_E=4.5$ kN und $t_s=380$ ms [Woh20].....	138
Abbildung 5-91: Theoretisches Konzept zur Optimierung der Schweißparameter [Woh20].....	139
Abbildung 5-92: Vergleich zwischen dem Ausgangszustand und dem optimierten Schweißparametersatz, links: Linsenausbildung, rechts: Schweißbereich [Woh20] .....	140
Abbildung 5-93: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Parametersatzes auf das Linsenwachstum, in Anlehnung an [Ull19].....	140
Abbildung 5-94: Gegenüberstellung des Einflusses von Störgrößen auf die Prozesssignale rechts) Elektrodenbewegung, links) Leistung bei $I_1= 6.8$ kA und $I_2 = 7.3$ kA, $F_E = 2.5$ kN und $t_{s1} = 160$ ms, $t_p = 50$ ms und $t_{s2} = 125$ ms [Woh20] ....	141
Abbildung 5-95: Gegenüberstellung des Einflusses von Störgrößen und Schweißparameter auf die Linseneindringtiefe, in Anlehnung an [Ull19] .....	142
Abbildung 5-96: Materialdickenkombination 1 – Einfluss eines Spaltes auf die Kontaktflächen vor dem Schweißen, in Anlehnung an [Ull19].....	143
Abbildung 5-97: Probenausdünnungen und dessen Einfluss auf die Schweißeignung / mechanische Fügbarkeit.....	145
Abbildung 5-98: Reproduzierbarkeit der Ausdünnung der FS1 (letzter Iterationsschritt).....	145
Abbildung 5-99: letzter Iterationsschritt zur Herstellung von ausgedünnten Proben und die Bewertung der Fügbarkeit.....	146
Abbildung 5-100: Härte-Mapping der letzten Iterationsstufe der ausgedünnten Probe.....	146
Abbildung 5-101: Gegenüberstellung des Querschliffes der geschweißten Materialdickenkombinationen.....	147
Abbildung 5-102: Gegenüberstellung des Querschliffes der mechanisch gefügten Materialkombination 3, Angabe der [Setz-/Niederhalterkraft] in kN .....	148

## List of figures

Figure 2-1: Lightweight steel construction using the body- in-white of the VW Golf VII [ALS13].....	24
Figure 2-2: Process variants for hot stamping according to [OLL10].....	25
Figure 2-3: Schematic influence of alloying elements on microstructure formation [Nie05].....	26
Figure 2-4: Schematic temperature-time curve of a direct hot stamping process [Hei05].....	26
Figure 2-5: Mechanical properties of modern steel materials [OLL10] .....	27
Figure 2-6: Continuous cooling transformation diagram of 22MnB5: (A) without deformation and (B) with a plastic strain of 0.1 at 800 °C of the austenitized material according to [Dri12].....	28
Figure 2-7: Schematic illustration of the DIF-fraction as a function of (A) the forming temperature, (B) the plastic strain, (C) the strain rate and (D) the cooling rate based on [Min12].....	28
Figure 4-1: Modified work packages of the research project .....	39
Figure 4-2: (A) Forming dilatometer in tension mode with specimen dimensions and (B) temperature-time-history of the tensile tests with variables of the process.....	46
Figure 4-3: Overview of the tool (left); deformation plate with deformation elements (right).....	47
Figure 4-4: Hydraulic press Dunkes .....	48
Figure 4-5: Deformation plate with deformation elements installed in the press chamber.....	48
Figure 4-6: Test setup with deformation plate and conductive heating.....	49
Figure 4-7: Process sequence of the tests using the conductive heating system; a) initial state, b) conductive heating of the sheet metal strip, c) forming process, d) deformed sheet metal strip .....	50
Figure 4-8: Experimental setup for the generation of DIF.....	52
Figure 4-9: Screw press with inserted tools.....	53
Figure 4-10: Temperature measurement during the furnace process.....	54
Figure 4-11: Schematic illustration of resistance spot welding equipment.....	55

Figure 4-12: Illustration of the self-pierce riveting machine RIVSET® Gen <sup>2</sup> used .....	56
Figure 4-13: Quality criteria of the self-pierce rivet in cross section, based on DVS 3410.....	58
Figure 4-14: Specimen geometry for the shear tensile test: a) welding specimen, b) riveting specimen .....	59
Figure 4-15: Exemplary cross-section with geometrical specifications, based on [Ade13].....	60
Figure 4-16: Characterization of the Al-Si coating.....	61
Figure 4-17: Used sample geometries of the joining tests, a) Overlapping b) Shear tensile .....	61
Figure 4-18: Used flat tensile specimen according to DIN 50125 to determine the mechanical properties of the hot stamped sheets .....	62
Figure 5-1: Design view of the demonstrator tool with important components .....	63
Figure 5-2: Design view of the demonstrator tool.....	64
Figure 5-3: Spring loaded deformation elements before and after forming (schematic).....	64
Figure 5-4: (A) Simulation model of the demonstrator for hot sheet metal forming with punch speed $v$ , holder force $F$ as well as punch displacement $s$ and (B) experimental flow curves for 22MnB5 after heat treatment .....	65
Figure 5-5: Resulting temperature distribution (A) at the beginning of the transfer and (B) after 7 s .....	66
Figure 5-6: (A) Resulting temperature distribution and (B) plastic strain distribution after hot sheet metal forming .....	67
Figure 5-7: (A) Position in the flange of the demonstrator and (B) geometry of the punch for the local thinning .....	68
Figure 5-8: (A) Resulting distribution of the plastic strain after hot thinning and (B) close-up of the plastic strain distribution.....	68
Figure 5-9: (A) Comparison of the plastic strain distribution and (B) comparison of the plastic strain, the maximum force as well as the calculation time for the thinning simulations in 3D and 2D.....	69
Figure 5-10: (A) Numerical results and (B) maximal force of the mesh convergence study in 2D.....	70

Figure 5-11: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the punch diameter.....	70
Figure 5-12: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the forming depth.....	71
Figure 5-13: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the punch edge radius .....	72
Figure 5-14: Cooling tests to determine the cooling gradient of the specimens.....	73
Figure 5-15: Cooling of the sheet metal blanks in the test set-up with tempered tools up to 400 °C .....	74
Figure 5-16: Schematic temperature-time curve of hot sheet metal forming .....	75
Figure 5-17: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for the initial microstructure, variation of the amount of plastic strain and of the cooling rate .....	76
Figure 5-18: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different amounts of plastic strain .....	77
Figure 5-19: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different forming temperatures.....	78
Figure 5-20: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different cooling rates .....	79
Figure 5-21: Results of thinned samples with deformation plate .....	80
Figure 5-22: 3D profilometer images of the thinned samples .....	81
Figure 5-23: Required stamping forces depending on the thinning depth .....	83
Figure 5-24: Detailed view of the tool active surfaces: a) camber and hardness of 48 HRC; b) not cambered, with stops; c) cambered with maximum hardness of 54 HRC.....	83
Figure 5-25: 3D-profilometer images of the tool surfaces with camber.....	84
Figure 5-26: 3D profilometer images of the tool surfaces .....	85
Figure 5-27: 3D profilometer images of tool surfaces with crowning and maximum hardness .....	85
Figure 5-28: 3D profilometer images of the tool surfaces (top); micrograph through a thinned point (bottom).....	86
Figure 5-29: Calculation of the strength and resulting load distribution .....	87

Figure 5-30: Tools for forming tests with a pressed-in hard-metal insert of tungsten carbide.....	88
Figure 5-31: 3D profilometer images of the carbide inserts on the punch and die .....	88
Figure 5-32: Micrographs of tool iterations; with crowning (a), with stops (b), with maximum hardness (c), with carbide insert (d).....	89
Figure 5-33: Top Embossing point with measuring points and residual thickness .....	89
Figure 5-34: Temperature-cooling curve for generating DIF .....	90
Figure 5-35: Microstructure images of the thinned out blank in the stamping area ....	91
Figure 5-36: Time-temperature cooling curves of the different test sequences DIF1 – DIF4.....	92
Figure 5-37: Macro hardness curve of the sample DIF 3 .....	93
Figure 5-38: Results of the hardness measurement specimen Test 1 .....	95
Figure 5-39: Micrographs of the sample with microstructure Test 1 .....	95
Figure 5-40: Sample Results of the hardness measurement Test 2 .....	96
Figure 5-41: Micrographs of the sample with microstructure Test 2.....	96
Figure 5-42: Results of the hardness measurement Test 3.....	97
Figure 5-43: Micrographs of the sample with microstructure Test 3.....	97
Figure 5-44: Results of the hardness measurement Test 4.....	98
Figure 5-45: Micrographs of the sample with microstructure Test 4.....	99
Figure 5-46: Results of the hardness measurement Test 5.....	99
Figure 5-47: Micrographs of the sample with microstructure Test 5.....	100
Figure 5-48: Results of the hardness measurement Test 6.....	101
Figure 5-49: Micrographs of the sample with microstructure Test 6.....	101
Figure 5-50: Heating curves and heating rates as a function of sheet thickness and temperature [Woh19].....	102
Figure 5-51: Development of the Al-Si coating for different furnace parameters and sheet thicknesses [Woh19] .....	103
Figure 5-52: Example of the Al-Si coating structure for different furnace parameters [Woh19].....	104
Figure 5-53: Structure of the Al-Si coating for different furnace parameters and sheet thicknesses [Woh19] .....	105
Figure 5-54: Measured shear tensile strength and yield strength as a function of sheet thickness and furnace temperatures [Woh19] .....	106



Figure 5-55: Achieved welding range for a minimum spot diameter of 4.9 mm for a) thickness of 1.0 mm, b) plate thickness of 1.5 mm and c) plate thickness of 2.0 mm [Woh19] .....	107
Figure 5-56: a) Pareto diagram of significant terms b) Main effects [Woh19] .....	108
Figure 5-57: Parameter window for sufficient weldability according to Drillet et al. [Dri12] and the determined weld ranges of the examination a) Plate thickness 0.7 mm to 1.5 mm b) Plate thickness > 1.5 mm [Woh19] .....	109
Figure 5-58: Material thickness combination 1 - Influence of material / coating on the joining of the outer sheet, left) DC06+ZE50/50P right) HX340LAD+Z100 .....	110
Figure 5-59: Material thickness combination 1 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range.....	111
Figure 5-60: Measurement of partial energies during welding of material thickness combination 1 .....	112
Figure 5-61: Material thickness combination 1 - Influence of phosphating on the nugget penetration depth (cross section / SORPAS-simulation) .....	112
Figure 5-62: Material thickness combination 2 - Influence of material / coating on the joining of the outer sheet, a) HX340LAD+Z100 b) DC06+ZE50/50P.....	113
Figure 5-63: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range.....	114
Figure 5-64: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range.....	114
Figure 5-65: Material thickness combination 1 - Variation of sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the welding range (analogy test 1).....	117
Figure 5-66: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the shear tensile force (analogy test 1), data by [Eck19] .....	118
Figure 5-67: Material thickness combination 1 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the fracture energy (analogy test 1), data by [Eck19] .....	118
Figure 5-68: Material thickness combination 2 - Variation of sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the welding range (analogy test 1), data by [Eck19]..	119

Figure 5-69: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the shear tensile force (analogy test 1), data by [Eck19] .....	120
Figure 5-70: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the fracture energy (analogy test 1), data by [Eck19] .....	121
Figure 5-71: Material thickness combination 3 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the mechanical joinability (analogy test 1).....	122
Figure 5-72: Material thickness combination 3 - Influence of the sheet thickness on the maximum shear tensile force during riveting .....	122
Figure 5-73: Material thickness combination 1 - locally milled sample to simulate an forged thinning (press hardened condition) .....	124
Figure 5-74: Material thickness combination 3 - Influence of the material thickness on the mechanical joinability (analogy test 2) .....	124
Figure 5-75: Analogy test 2 - locally milled sample to simulate thinning and the influence on the welding range (press hardened condition) .....	125
Figure 5-76: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range .....	126
Figure 5-77: Material thickness combination 1 - Influence of sheet thickness on nugget growth, both cross sections show identical welding parameters according to SEP1220-2 and 7.5 kA.....	127
Figure 5-78: Material thickness combination 1 - stat. resistance measurement acc. to DVS 2929-1, comparison of the influence of the sheet thickness of the 22MnB5+AS150 of 0.7 mm and 1.5 mm, acc. to [Ull19, Dvs14] .....	128
Figure 5-79: Material thickness combination 1 - influence of the material thickness of 22MnB5 on the contact surfaces before welding, acc. to [Ull19] .....	129
Figure 5-80: Material thickness combination 1 - Comparison of the partial energies as a function of the material thickness during welding.....	130
Figure 5-81: Schematic process route of tempering in analogy test.....	131
Figure 5-82: Influence of tempering temperature on the hardness of 22MnB5 .....	132
Figure 5-83: Comparison of the influence of a reduction in sheet thickness and material strength on the riveting process, HD2 and HD3 rivets and specification of the [setting force / hold down force] in kN .....	132

Figure 5-84: Material thickness combination 3 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range.....	133
Figure 5-85: Schematic procedure for optimizing the welding parameters [Woh20] .....	134
Figure 5-86: left) movement of the upper electrode during the welding process right) characteristic displacement during the welding time, based on Killian et al. [Woh20; Kil94] .....	135
Figure 5-87: Measurements of the partial voltages during the welding time, according to [Ged87] .....	136
Figure 5-88: Determination of the quality criteria for the initial state [Woh20].....	136
Figure 5-89: Test matrix and the achieved nugget penetration depth as a function of current and force [Woh20].....	137
Figure 5-90: Comparison of nugget development and electrode displacement, left) critical joining level (B1-B2); right) uncritical joining level (B2-B3) at $I_{max}$ with 7.5 kA, $F_E=4.5$ kN and $t_s=380$ ms [Woh20] .....	138
Figure 5-91: Theoretical concept for optimizing the welding parameters [Woh20] ..	139
Figure 5-92: Comparison between the initial state and the optimized welding parameter set, left: Lens formation, right: welding area [Woh20].....	140
Figure 5-93: Material thickness combination 1 - Influence of the welding parameters on nugget growth, in acc. to [Ull19] .....	140
Figure 5-94: Comparison of the influence of disturbance variables on the process signals right) electrode movement, left) power at $I_1= 6.8$ kA and $I_2 = 7.3$ kA, $F_E = 2.5$ kN and $t_{s1} = 160$ ms, $t_p = 50$ ms and $t_{s2} = 125$ ms [Woh20].....	141
Figure 5-95: Comparison of the influence of disturbance variables and welding parameters on the nugget penetration depth, acc. to [Ull19] .....	142
Figure 5-96: Material thickness combination 1 - Influence of a gap on the contact areas before welding, acc. to [Ull19].....	143
Figure 5-97: Specimen thinning and its influence on weldability / mechanical joining .....	145
Figure 5-98: Reproducibility of the thinning of FS1 (last iteration step) .....	145
Figure 5-99: Specimen thinning and the influence on weldability / mechanical joining .....	146
Figure 5-100: Hardness mapping of the last iteration stage of the local thinning ....	146

Figure 5-101: Comparison of the cross section of welded material thickness combinations ..... 147

Figure 5-102: Comparison of the cross section of the mechanically joined material combinations 3, and [setting force / hold down force] in kN..... 148

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Einflüsse zur Beeinflussung der Linsenausbildung .....	32
Tabelle 2-2: Maßnahmen zur Beeinflussung der Linsenposition [Slv12] .....	33
Tabelle 2-3: Materialien der 3-Blechverbindung .....	34
Tabelle 2-4: Verwendete Schweißparameter.....	34
Tabelle 4-1: Arbeitspakete des Forschungsprojektes lt. Forschungsantrag .....	38
Tabelle 4-2: Ausgewählte kritische Materialdickenkombinationen.....	42
Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung des 22MnB5 im Anlieferungszustand .....	43
Tabelle 4-4: Schichtdicke des Werkstoffes 22MnB5+AS150 im Anlieferungszustand .....	44
Tabelle 4-5: Chemische Zusammensetzung des HX340LAD.....	44
Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung des HX340LAD.....	45
Tabelle 4-7: Chemische Zusammensetzung des EN AW 6016 – Anlieferzustand T4 .....	45
Tabelle 4-8: Verwendete Blechdicken und Ofenparameter .....	54
Tabelle 4-9: Technische Daten der Versuchsschweißanlage .....	56
Tabelle 4-10: Technische Daten der Halbhohl Nietzange .....	57
Tabelle 4-11: Schweißparameter in Anlehnung an DIN EN ISO 18278-2 .....	58
Tabelle 4-12: Verwendeten Matrizen und Niettypen.....	59
Tabelle 5-1: Versuchsmatrix zur Erzeugung von DIF .....	92
Tabelle 5-2: Versuchsmatrix zur Parameterbestimmung bei der Einprägung von 0,25 mm.....	94
Tabelle 5-3: Vergleich der durchgeführten Analogieversuche zur Abbildung einer geprägten Ausdünnung .....	116
Tabelle 5-4: Anwendung von Nietsystemen in Abhängigkeit der Blechdicke und Härte.....	133
Tabelle 5-5: Einfluss einer Störgröße auf die durchschnittlichen Werte der statischen Versuchsplanung, in Anlehnung an [Ull19].....	142

## List of tables

Table 4-1: Schedule of the project .....	38
Table 4-2: Selected critical material thickness combinations .....	42
Table 4-3: Chemical composition of 22MnB5 in delivery condition .....	43
Table 4-4: Coating thickness of the material 22MnB5+AS150 in delivery condition.....	44
Table 4-5: Chemical composition of HX340LAD .....	44
Table 4-6: Chemical composition of HX340LAD/2 .....	45
Table 4-7: Chemical composition of EN AW 6016 - in delivery condition T4.....	45
Table 4-8: Used sheet thicknesses and furnace parameters .....	54
Table 4-9: Technical specifications of the test welding machine, according to [Sch20].....	56
Table 4-10: Investigated material thickness combination and cross section view [Sch20].....	57
Table 4-11: Welding parameters according to DIN EN ISO 18278-2 .....	58
Table 4-12: Rivet dies and rivets.....	59
Table 5-1: Test matrix for the generation of DIF.....	92
Table 5-2: Experimental matrix for parameter determination during the embossing of 0.25 mm.....	94
Table 5-3: Comparison of the analogy tests for the reproduction of a forged thinning.....	116
Table 5-4: Application of riveting systems depending on sheet thickness and hardness .....	133
Table 5-5: Influence of a disturbance variable on the average values of the design of experiments, in Anlehnung an [Ull19] .....	142

## Abkürzungsverzeichnis und Formelzeichen / Abbreviations and symbols

Abkürzung	Bedeutung
DIF	Deformationsinduzierter Ferrit
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.
EN	Europäische Norm
Fa.	Firma
KMU	Kleine und mittelständische Unternehmen
m%	Massenprozent
max.	maximal
min.	minimal
MP	Messpunkt
PbA	Projektbegleitender Ausschuss
KSR	Konstantstromregelung
MDK	Materialdickenkombination
LEH	Linseneindringtiefe

Lateinische Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
$A$	mm <sup>2</sup>	Querschnittsfläche
$A_0$	mm <sup>2</sup>	Ausgangsquerschnittsfläche
$A_{80}$	%	Bruchdehnung
$A_{C1}$	°C	Start-Temperatur für Austenitbildung
$A_{C3}$	°C	End-Temperatur für Austenitbildung
$F$	kN	Kraft
$k_f$	MPa	Fließspannung
$M_S$	°C	Start-Temperatur für Martensitbildung
$M_F$	°C	End-Temperatur für Martensitbildung
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze
$t$	s	Zeit (Spraydauer)
$\varphi$	-	Umformgrad

## 1 Einleitung / Introduction

Zur Einhaltung der gestiegenen Anforderungen im Bereich des Insassenschutzes sowie der Umsetzung von Leichtbauzielen werden in Ganzstahl- und Multimaterialkarosserien vermehrt höchstfeste Blechwerkstoffe und insbesondere das Verfahren des Formhärtens eingesetzt [Kuh12]. Formgehärtete Bauteile aus dem Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 weisen in der Regel Festigkeiten von bis zu 1.500 MPa auf. Das Verfahren zeichnet sich durch die Kombination des Umformprozesses mit einem Wärmebehandlungsvorgang aus. Dazu werden die Platinen zunächst in einem Ofen auf Austenitisierungstemperatur erwärmt und anschließend in ein gekühltes Umformwerkzeug transferiert. Aufgrund der gleichzeitigen Umformung und Abkühlung mit ausreichend hoher Abkühlrate werden Bauteile mit einem vollständigen martensitischen Gefüge generiert. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit von 22MnB5 beträgt dabei 27 K/s [Kar10]. Einsatz finden formgehärtete Bauteile hauptsächlich in Bereich der Fahrgastzelle, z.B. A-, B-Säule, Fußraumquerträger, Tunnel und Schweller (vgl. Abbildung 2-1) [Sei13]. Um das Einsatzgebiet formgehärteter Bauteile zu erweitern, ist eine prozesssichere Verbindungstechnik unerlässlich. Bisher werden ultrahochfeste Bauteile im Karosseriebau mit dem Verfahren des Widerstandspunktschweißens mit anderen Komponenten verbunden. Dabei treten Herausforderungen auf, wie zum Beispiel eine ungleichmäßige Schweißlinsenbildung mit fehlerhafter Anbindung bei Mehrblechverbindungen. Auch können mechanische Fügeverfahren, wie das Stanznieten, aufgrund der hohen Härte der formgehärteten Bauteile nur bei eingeschränkten Materialkombinationen oder einer Vorbehandlung des warmumgeformten Materials eingesetzt werden. Dazu wird häufig eine Anlassbehandlung durchgeführt, um die Festigkeit des Werkstoffes nach dem Formhärten zu senken. Dies stellt allerdings einen zusätzlichen Verfahrensschritt dar, welcher die Prozesszeit verlängert und Kosten erhöht. Ziel des Forschungsvorhabens ist es, die Fügbarkeit von formgehärteten Bauteilen aus 22MnB5 durch die gezielte Einbringung von lokalen Ausdünnungen, die mit einer Bildung von deformationsinduzierten Ferrit einhergehen, zu erweitern



## 2 Stand der Technik / State of the art

In der Automobilindustrie kam es in den vergangenen Jahren durch den Anstieg an Sicherheitsanforderungen und Fahrkomfort zu einer kontinuierlichen Zunahme des Fahrzeuggewichts [Drö10]. Um dieser Zunahme entgegenzuwirken, werden immer mehr Stahlwerkstoffe mit einer hohen Festigkeit eingesetzt, wodurch Blechdicken dünner ausgelegt und folglich die Masse reduziert werden kann. Speziell im Bereich der Fahrzeugkarosserie besteht die Herausforderung, trotz geringer Blechdicken, eine Sicherheit der Fahrgastzelle zu gewährleisten. Wegen der hohen Festigkeit im gehärteten Zustand von ultrahochfesten Stählen werden diese für Karosserieteile, wie z.B. A- und B-Säulen, Seitenaufprallträgern, Schwellern und Teilen der Bodengruppe, eingesetzt [Als13, Asp13]. In Abbildung 2-1 wird der Stahlleichtbau anhand einer Rohkarosserie des VW Golf VII dargestellt.

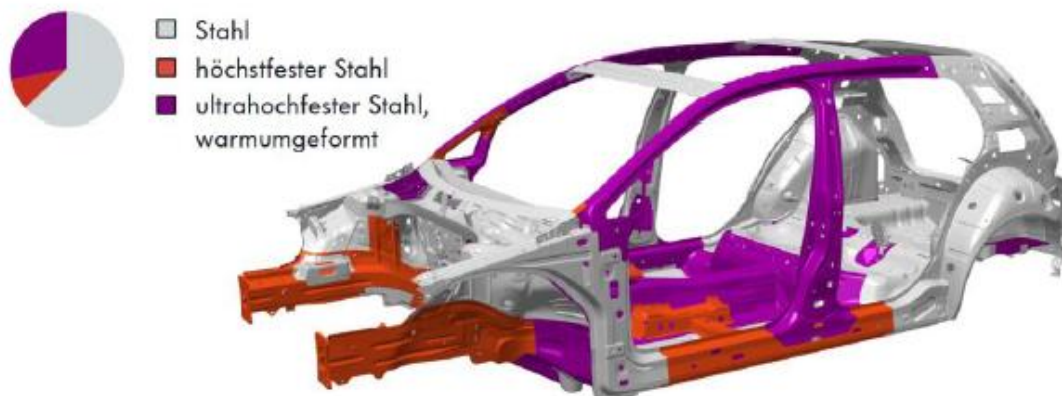


Abbildung 2-1: Stahlleichtbau am Beispiel der Rohkarosserie des VW Golf VII [Als13]

Figure 2-1: Lightweight steel construction using the body- in-white of the VW Golf VII [Als13]

Ein Ansatz ist die Herstellung solcher Bauteile mit Hilfe des Formhärteverfahrens. Das Formhärten ist eine Verfahrenskombination aus der Warmumformung und anschließender, kontrollierter Abkühlung im geschlossenen Werkzeug [Lec06].

Das Formhärten lässt sich grundsätzlich in zwei Verfahrensvarianten einteilen: Direktes und indirektes Formhärten. Abhängig von der Geometrie, den Produktionskosten und der verfügbaren Anlagentechnik werden Bauteile mit einem der beiden Verfahren hergestellt [Beh13a].

Bei dem direkten Verfahren wird die Umformung mit der Wärmebehandlung in einem Schritt durchgeführt [Gal13]. Zunächst werden aus einem Coil die Platinen herausgeschnitten. Danach wird das Blech in einem Ofen auf die Austenitisierungstemperatur ( $A_{c3}$ ; 900 °C – 950 °C) erwärmt und im Anschluss in ein gekühltes Werkzeug in der Presse transferiert. Aufgrund der Transferdauer liegt die Umformtemperatur zwischen 600 °C - 850 °C [Hei06]. Der letzte Schritt des direkten Formhärtens besteht darin, das Blech im geschlossenen Werkzeug umzuformen und gleichzeitig abzuschrecken. Bei dem hauptsächlich verwendeten Stahlwerkstoff 22MnB5 muss eine Abkühlrate von mindestens 27 K/s erreicht werden, damit eine

vollständige Ausbildung von Martensit erreicht wird. In Abbildung 2-2 werden die verschiedenen Prozessvarianten beim Formhärten dargestellt.

**Direkte Verfahrensvariante:**



**Indirekte Verfahrensvariante:**

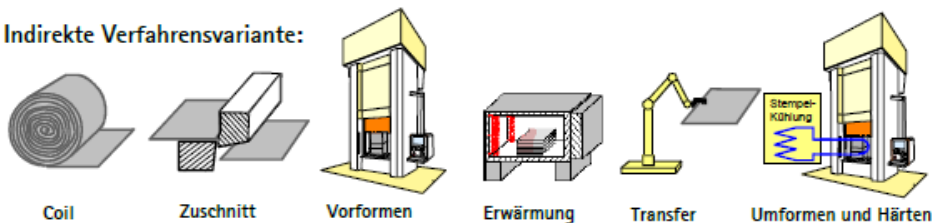


Abbildung 2-2: Prozessvarianten beim Formhärten nach [Oll10]

Figure 2-2: Process variants for hot stamping according to [Oll10]

Im Unterschied zum direkten Verfahren, wird beim indirekten Formhärten die Platine bei Raumtemperatur vorgeformt [Trö04], bis hin zu einer 100 % Fertigeometrie. Dem eigentlichen Härteprozess können mehrere Kaltumformungen vorgelagert werden [Hip13]. Anschließend ist der Ablauf derselbe wie beim direkten Verfahren. Zunächst wird das Bauteil auf die Austenitisierungstemperatur erwärmt. Nach dem Transfer in die Presse erfolgt die Fertigstellung der Endgeometrie mit Härteprozess. Durch den mehrstufigen Prozess können höhere Umformgrade erreicht werden. Gerade bei komplexen Bauteilen ist ein mehrstufiger Prozess zur Einhaltung der Formgebungsgrenzen erforderlich [Oll10]. Der Nachteil des indirekten Formhärten ist die Beschädigung der AISi-Beschichtung bei der Kaltumformung. Die AISi-Schicht dient dabei als Zunderschutz während der Austenitisierung. Deswegen wird für das indirekte Verfahren eine andere Schutzschicht benötigt [Tsc10]. Zink basierte Schutzschichten bieten neben dem Zunderschutz ebenfalls einen kathodischen Korrosionsschutz [Fri13]. Jedoch können Zn-Beschichtungen zu Makrorissen im Stahl führen, sobald flüssige Zn-Phasen in die Korngrenzen des Grundwerkstoffes eindiffundieren. Um den Fortschritt des Risses in den Stahl zu minimieren, werden Bleche mit Feuerverzinkung nur beim indirekten Formhärten eingesetzt [Kar10]. Der für das Formhärten fast ausschließlich verwendete Werkstoff ist der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5. Weitere Werkstoffe die genutzt werden, sind z.B. 19MnB4 oder 30MnB5 [Beh13a]. Die Legierungselemente Bor und Mangan gewährleisten trotz des niedrigen Kohlenstoffgehalts eine fast vollständige martensitische Gefügeumwandlung, da sie die Umwandlung in Ferrit oder Bainit verzögern [Vde93]. In Abbildung 2-3 ist schematisch der Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung dargestellt.

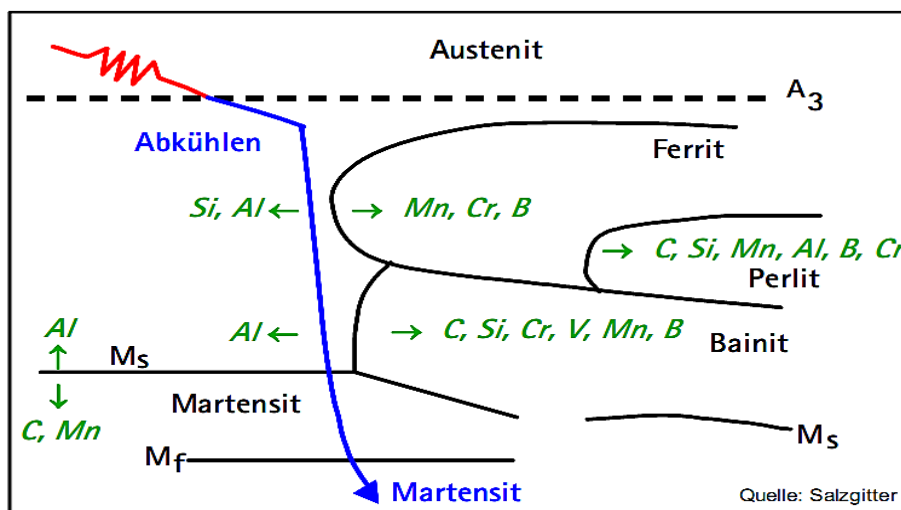


Abbildung 2-3: Schematischer Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung [Nie05]

Figure 2-3: Schematic influence of alloying elements on microstructure formation [Nie05]

Aufgrund der häufig genutzten Aluminium-Silizium-Schutzschicht (AlSi) ist es notwendig, die Platinen für eine gewisse Zeit (ca. 180 s) im Ofen auf Austenitisierungstemperatur zu halten, damit die Beschichtung vollständig in den Grundwerkstoff eindiffundiert [Stö13]. In Abbildung 2-4 ist der schematische Temperatur-Zeit-Verlauf eines direkten Formhärtevorgangs abgebildet.

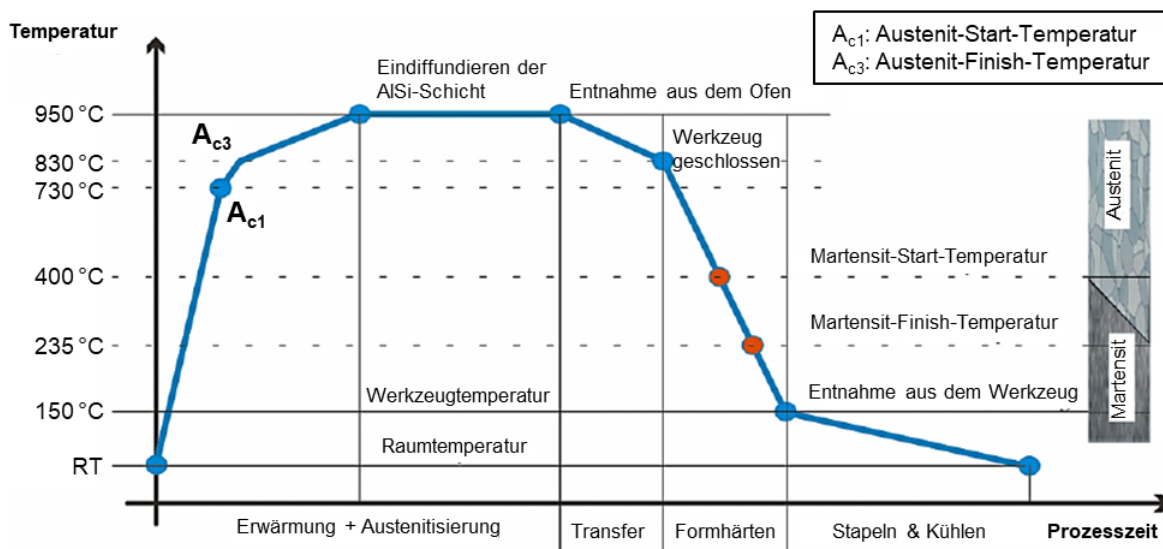


Abbildung 2-4: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf eines direkten Formhärtevorgangs [Hei05]

Figure 2-4: Schematic temperature-time curve of a direct hot stamping process [Hei05]

Der Stahl 22MnB5 hat vor dem Formhärteprozess eine Zugfestigkeit von  $R_m \approx 600 \text{ MPa}$  und eine Bruchdehnung von  $A \approx 20 \%$ . Wird bei dem Formhärteprozess die kritische Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 27 K/s im Werkzeug erreicht und somit eine vollständige martensitische Gefügeumwandlung erzielt, können

Zugfestigkeiten von mehr als 1.500 MPa bei einer Bruchdehnung von 5 % erreicht werden [Bro07, Zim11]. In Abbildung 2-5 sind die mechanischen Eigenschaften von modernen Stahlwerkstoffen dargestellt.

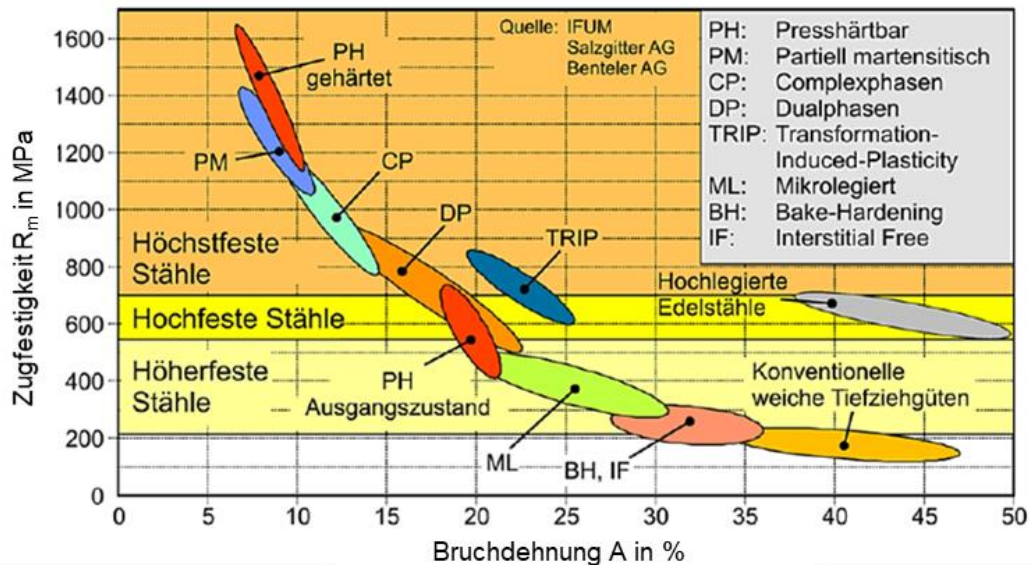


Abbildung 2-5: Mechanische Eigenschaften moderner Stahlwerkstoffe [Oll10]

Figure 2-5: Mechanical properties of modern steel materials [Oll10]

## 2.1 Bildung von deformationsinduziertem Ferrit Creation of deformation-induced ferrite

Durch eine Deformation des austenitisierten 22MnB5 werden die Phasengebiete im ZTU-Diagramm zu geringeren Zeiten bzw. höheren Abkühlraten hin verschoben [Nik15]. Für 22MnB5 wird somit bei einem Umformgrad von ca. 0,1 eine kritische Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s anstatt von 27 K/s nötig, um ein vollständig martensitisches Gefüge zu erreichen. Durch die Verschiebung der Phasengebiete resultiert die Abkühlrate von 27 K/s bei einem Umformgrad von ca. 0,1 hingegen in der zusätzlichen Bildung von Ferrit. Auf diese Weise gebildeter Ferrit wird auch deformationsinduzierter Ferrit (DIF) genannt. Die Zusammenhänge sind im Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm in Abbildung 2 6 dargestellt [Dri12]. Die Austenitisierungstemperatur für diese Messungen betrug 880 °C für 5 min, die Umformtemperatur 800 °C und die Umformgeschwindigkeit 0,1 s<sup>-1</sup>. Die Ferritumwandlung ist, im Gegensatz zur diffusionslosen Martensitbildung, eine diffusionsgesteuerte Phasentransformation, wobei durch die Umformung des Austenits ein Teil der Verformungsenergie in diesem gespeichert wird [Don09]. Dies bewirkt eine Absenkung der Keimbildungsenergie und führt damit zur Bildung von DIF. Dieser entsteht im Vergleich zu konventionellem Ferrit nicht durch Kornwachstum, sondern primär durch Keimbildung. Unter dem Aspekt der Umwandlungskinetik besteht daher ein signifikanter Unterschied zwischen DIF und dem üblich gebildeten Ferrit. Die

Senkung der Keimbildungsenergie durch eine Umformung bewirkt somit eine Begünstigung der DIF-Bildung [Don05].

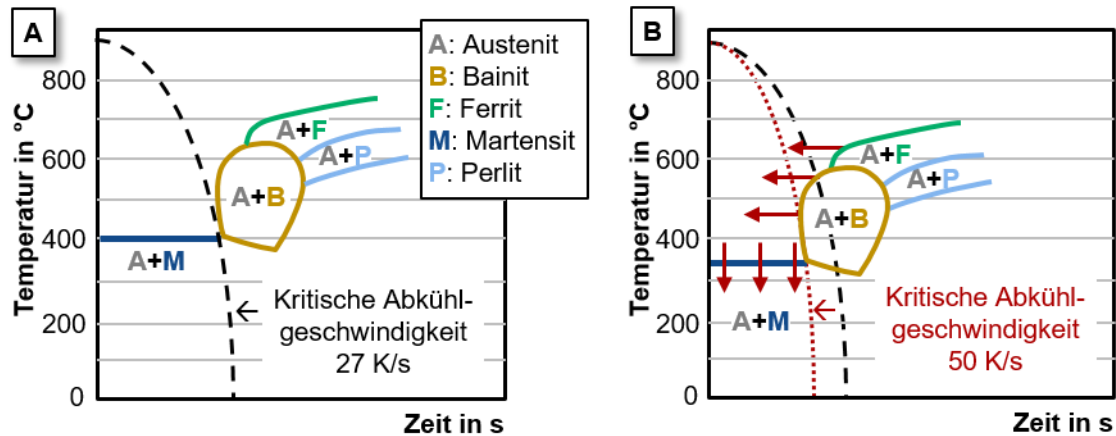


Abbildung 2-6: Kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm von 22MnB5 für (A) ohne Umformung und (B) mit einem Umformgrad von 0,1 des zuvor austenitisierten Materials bei 800 °C nach [Dri12]

Figure 2-6: Continuous cooling transformation diagram of 22MnB5: (A) without deformation and (B) with a plastic strain of 0.1 at 800 °C of the austenitized material according to [Dri12]

Die Bildung von DIF wird durch verschiedene Parameter wie die Umformtemperatur, den Umformgrad, die Umformgeschwindigkeit und die Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst. Die Abhängigkeit der DIF-Bildung von diesen Parametern ist schematisch in Abbildung 2 7 in Anlehnung an [Min12] dargestellt.

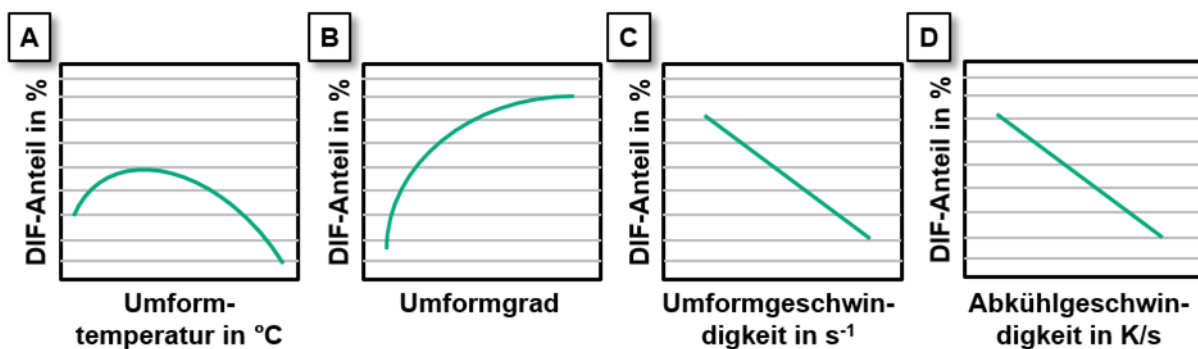


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Abhängigkeit des DIF-Anteils von (A) der Umformtemperatur, (B) dem Umformgrad, (C) der Umformgeschwindigkeit und (D) der Abkühlgeschwindigkeit in Anlehnung an [Min12]

Figure 2-7: Schematic illustration of the DIF-fraction as a function of (A) the forming temperature, (B) the plastic strain, (C) the strain rate and (D) the cooling rate based on [Min12]

### Einfluss der Umformtemperatur

Mit sinkender Umformtemperatur nimmt im Allgemeinen die Entstehung von DIF zu. Dies beruht auf der Zunahme der Fließspannung mit abnehmender Temperatur bei gleichbleibender Umformgeschwindigkeit und gleichem Umformgrad. Dadurch wird



mehr Energie benötigt, um das Material umzuformen, wodurch die im Austenit gespeicherte Verformungsenergie ansteigt.

Min et al. ermittelten durch Zugversuche bei einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C für 5 min und einer Umformgeschwindigkeit von 0,1 s<sup>-1</sup> für Umformtemperaturen zwischen 600 °C bis 800 °C die Bildung von deformationsinduzierten Ferrit. Dabei wurde bei Umformtemperaturen von 800 °C der niedrigste Ferritgehalt gemessen und bei 900 °C bildete sich kein DIF mehr aus. Für eine Abkühlrate von 30 K/s war die höchste Menge DIF bei einer Umformtemperatur von 700 °C vorhanden [Min12].

Von Abba et al. wurden Stauchversuche an Zylinderproben durchgeführt, die bei 900 °C für 5 min austenitisiert, um einen Umformgrad von 0,5 gestaucht und mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s abgeschreckt wurden. Die Umformtemperatur wurde zwischen 650 °C und 900 °C variiert. Im Anschluss wurde eine Untersuchung der Mikrohärteverteilung durchgeführt, um den Einfluss auf die DIF-Bildung festzustellen. Bei einer Umformgeschwindigkeit von 0,1 s<sup>-1</sup> wurde für eine Umformtemperatur von 900 °C ein nahezu vollständig martensitisches Gefüge festgestellt. Bis zur Umformtemperatur von 700 °C nahm der Bainitgehalt zu und die Härte in der Probe ab. Für eine Umformtemperatur von 650 °C wurde die geringste Härte und ein Ferritgehalt von 5 % festgestellt.

Helmholz et al. konnten ebenfalls eine Zunahme des DIF-Anteils durch eine Verringerung der Umformtemperatur von 800 °C auf 700 °C erreichen [Hel13]. Es wurden Zugproben bei 950 °C 5 min lang austenitisiert, um einen Umformgrad von 0,38 verformt und mit 50 K/s abgekühlt.

Mithilfe von nicht isothermen, uniaxialen Druckversuchen wurde der Einfluss der Umformtemperatur auf die Martensitumwandlung in [Nad07] untersucht. Die Austenitisierungstemperatur betrug 900 °C und die Austenitisierungszeit 5 min. Bei einer Umformgeschwindigkeit von 0,05 s<sup>-1</sup>, einem Umformgrad von 0,1 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s wurde die Umformtemperatur zwischen 600 °C bis 850 °C variiert. Da die Versuche nicht isotherm durchgeführt wurden und somit während des Versuchs eine Abkühlung stattfand, konnte keine Bildung von DIF festgestellt werden. Dennoch konnte beobachtet werden, dass durch die Verringerung der Umformtemperatur der Martensitgehalt abnahm und der Bainitgehalt stieg.

### *Einfluss des Umformgrads*

Durch eine Steigerung des Umformgrades nimmt die Bildung von DIF zu. Dies beruht zum einen auf der Zunahme der Versetzungen im Gefüge und damit einer Erhöhung der gespeicherten Verformungsenergie. Zum anderen nimmt bei gleichbleibender Umformgeschwindigkeit die Umformzeit mit steigender Umformung zu, was ebenfalls zu einem Anstieg der Diffusionszeit führt. Dadurch wird zu vermehrter Ferrit-Keimbildung und erhöhtem Ferrit-Wachstum beigetragen.

Min et al. untersuchten Proben bei einer Umformtemperatur von 700 °C, einer Umformgeschwindigkeit von 0,1 s<sup>-1</sup> sowie einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s und variierten den Umformgrad von 0,05 bis 0,4. Eine gesteigerte Menge von DIF konnte mit einer Erhöhung des Umformgrads festgestellt werden [Min12].

Somani et al. ermittelten mithilfe von Stauchversuchen eine Zunahme des Ferritgehalts von 22 % auf 48 % bei einer Steigerung des Umformgrads von 0,16 auf 0,39 für eine Austenitisierungstemperatur von 900 °C, eine Austenitisierungszeit von 5 min, eine Umformgeschwindigkeit von 0,08 s<sup>-1</sup>, einer kontinuierlichen Umformung zwischen 700 °C bis 800 °C und einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s [Som01].

Umformgrade zwischen 0,1 bis 0,5 wurden von Naderi et al. in [Nad07] untersucht, die Umformtemperatur betrug 800 °C, die Umformgeschwindigkeit 0,1 s<sup>-1</sup> und die Abkühlgeschwindigkeit 50 K/s. Hier konnte keine Bildung von DIF aufgrund der nicht isothermen Versuchsbedingungen beobachtet werden, jedoch nahm der Bainitgehalt mit Erhöhung des Umformgrads zu.

Sun et al. untersuchten den Einfluss des Umformgrads für Umformgrade zwischen 0 und 0,69 anhand von zylindrischen Stauchversuchen [Sun08]. Die Umformtemperatur betrug 780 °C und die Umformgeschwindigkeit 1 s<sup>-1</sup>. Die Abkühlung wurde mithilfe einer Luft-Wasser-Sprühkühlung durchgeführt. Mit der Steigerung des Umformgrads war eine Zunahme des DIF ersichtlich.

#### *Einfluss der Umformgeschwindigkeit*

Bei dem Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die DIF-Bildung sind zwei Effekte zu betrachten. Zum einen nimmt mit steigender Umformgeschwindigkeit die Fließspannung und somit die gespeicherte Energie zu, was die Bildung von DIF verstärkt. Andererseits wird durch die Erhöhung der Umformgeschwindigkeit die Umformzeit bei gleichem Umformgrad und damit die diffusionsgesteuerte DIF-Bildung stark reduziert. Die verkürzte Umformzeit hat jedoch einen signifikant stärkeren Einfluss auf die Bildung von DIF, sodass durch einen Anstieg der Umformgeschwindigkeit während der Umformung des Werkstücks die Bildung von Ferrit verringert wird. Vorausgesetzt wird dabei, dass die Umformtemperatur, der Umformgrad und die Abkühlgeschwindigkeit gleichbleiben.

Min et al. prüften Proben bei einem Umformgrad von 0,1 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s. Variiert wurden die Umformtemperatur von 600 °C bis 800 °C und die Umformgeschwindigkeit von 0,1 s<sup>-1</sup> bis 0,5 s<sup>-1</sup>. Für alle Umformtemperaturen konnte eine Abnahme des DIF-Anteils durch eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit festgestellt werden [Min12].

Eine Zunahme der Härte und somit auch des martensitischen Gefüges mit Erhöhung der Umformgeschwindigkeit konnte ebenfalls in [Abb12] durch Druckversuche festgestellt werden. Die Proben wurden um einen Umformgrad von 0,5 gestaucht, mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s abgeschreckt und die Umformgeschwindigkeit betrug 0,1 s<sup>-1</sup>, 1 s<sup>-1</sup> sowie 10 s<sup>-1</sup>.

In [Nad07] wurden Versuche bei einer Umformtemperatur von 700 °C mit einem Umformgrad von 0,4 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s durchgeführt, wobei die Umformgeschwindigkeit zwischen 0,05 s<sup>-1</sup> bis 1 s<sup>-1</sup> variiert wurde. Es konnte festgestellt werden, dass eine Abnahme des Bainitgehalts mit Zunahme der Umformgeschwindigkeit auftritt. Aufgrund der nicht isothermen Versuche, konnte kein DIF beobachtet werden.

### *Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit*

Mit der Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit kommt es zu einer deutlichen Verringerung der Ferrit-Volumenanteile. Dies liegt ebenfalls daran, dass es sich um einen diffusionsgesteuerten Prozess handelt. Der Zeitraum für die kontinuierliche Ferritumwandlung während der Abkühlphase nach der Umformung wird durch die Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit stark verkürzt. Somit ist der Anteil von konventionell erzeugtem Ferrit sehr gering. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten dominiert der DIF-Anteil den gesamten Ferritanteil. Bei kleinen Umformgraden in Kombination mit hohen Umformgeschwindigkeiten kann die Umformzeit auch für die Bildung von DIF zu gering sein.

Die Abkühlgeschwindigkeiten 30 K/s und 90 K/s wurden von Min et al. untersucht [Min12]. Bei einem Umformgrad von 0,1, einer Umformgeschwindigkeit von 0,1 s<sup>-1</sup> und einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 K/s konnte für die Umformtemperaturen 600 °C sowie 700 °C DIF festgestellt werden. Bei einer Erhöhung der Umformgeschwindigkeit auf 0,5 s<sup>-1</sup> und der Abkühlgeschwindigkeit auf 90 K/s wurde kein DIF mehr gebildet. Bei einer Erhöhung des Umformgrads auf Werte über 0,2 konnte wieder eine DIF-Bildung beobachtet werden.

Anhand von Zugproben konnte in [Hel13] eine Abnahme des DIF-Anteils durch eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit von 11 K/s auf 27,5 K/s und 50 K/s gezeigt werden. Der Umformgrad betrug 0,38, die Umformgeschwindigkeit 0,2 s<sup>-1</sup> und die Umformtemperatur 700 °C sowie 800 °C.

## **2.2 Fügetechnische Grundlagen**

Der aktuelle Trend in der Automobilindustrie führt aufgrund neuer Leichtbaukonzepte zu asymmetrischen Blechanordnungen, es entstehen Paarungen unterschiedlicher Werkstoffe, Materialdicken und Beschichtungskonzepte, die jeweils angepasste Prozessgrößen zum Fügen erfordern. Eines der wichtigsten Schweißverfahren zur Herstellung von Blechbauteilen in der Automobilindustrie ist das Widerstandspunktschweißen, mit dem Zwei- oder Dreiblechverbindungen in der Regel problemlos herstellbar sind, zumindest wenn es sich um ähnliche Blechdickenkombinationen handelt. Selbst unterschiedlich dicke Blechpaarungen lassen sich mit diesem Verfahren verbinden, wenn die Unterschiede einen gewissen Grenzwert nicht überschreiten. Bei Verbindungen aus unterschiedlichen Werkstoffen mit 22MnB5, bildet sich die Schweißlinse vorzugsweise in dem formgehärteten Bauteil aufgrund des höheren elektrischen Stoffwiderstand. Die Folge ist eine geringe Linseneindringtiefe im Fügepartner, wodurch der besser leitende Werkstoff nicht oder nur schwach angebunden wird. Für das Fügen einer Zweiblechverbindung existieren zahlreiche Merkblätter und Veröffentlichungen, in denen auf die Grundlagen, Einstellparameter, Anwendungsgrenzen und die Parameterfindung bei unterschiedlichen Blechdicken sowie das Schweißen von Blechen mit verschiedenen Beschichtungsarten eingegangen wird. Im Gegensatz dazu liegen für Dreiblechverbindungen noch keine Vorschriften vor. Die durchgeführte Literaturrecherche spiegelte dieses Bild wieder und brachte nur wenige Veröffentlichungen zu zweiseitigen Verbindungen hervor.



### Möglichkeiten zur Beeinflussung der Schweißlinse

Zahlreiche Untersuchungen der Einflussnahme auf die Formung der Schweißlinse wurden in der Vergangenheit bereits durchgeführt und zeigten mehrere Möglichkeiten auf. Eine ist die Beeinflussung des Kontaktwiderstandes. Allerdings fanden diese Untersuchungen nur unter Verwendung gleicher Materialien und Blechdicken statt. Von Stein [Ste17] wurde die folgende empirische Bestimmung der Blechdickenkombinationen entwickelt, die Aufschluss über die Herstellbarkeit von 3-Blech-Verbindungen gibt. Die Bedeutung der Variablen ist in Abbildung 2-8 dargestellt.

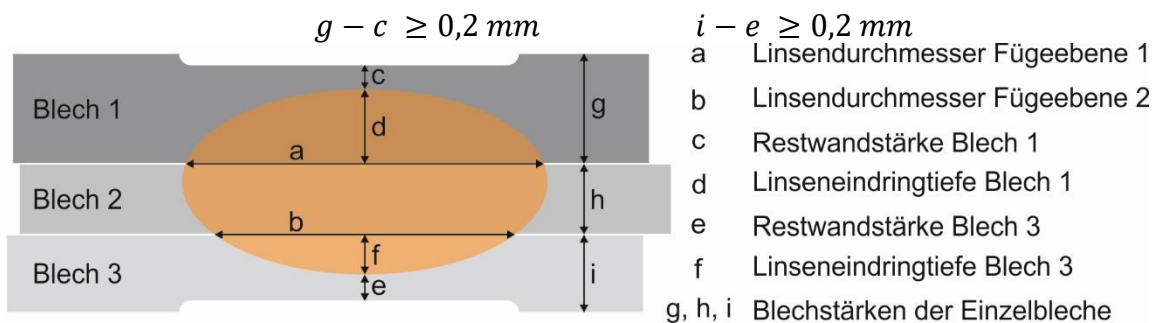


Abbildung 2-8: Geometrische Variablen zur Bestimmung einer 3-Blech-Verbindung [Ste17]

Es zeigt sich, dass für unterschiedliche Blechdickenkombinationen enge Grenzen gesetzt sind, die häufig überschritten werden, so dass weitere Maßnahmen zum prozesssicheren Schweißen erforderlich sind. Einflüsse auf die Linsenausprägung und Maßnahmen zur Beeinflussung sind in Tabelle 2-1 aufgeführt.

Tabelle 2-1: Einflüsse zur Beeinflussung der Linsenausprägung

Blechdickenunterschiede	Geringere Linseneinschmelztiefe im dünneren Blech
Blechwerkstoffe, Leitfähigkeit	Größere Ausbildung der Linse im Material mit der geringeren elektrischen und thermischen Leitfähigkeit
Metallische Überzüge	Schlechtere Linsenbildung im Bereich metallischer Überzüge durch Verringerung der Kontaktwiderstände
Schlecht leitende Schichten	Erhöhung des Kontaktwiderstandes durch Dicht- und Klebstoffe, wodurch eine höhere Einschmelztiefe generiert werden kann.
Formgehärtete Stähle	Linsenformung größtenteils im pressgehärteten Stahl, aufgrund seiner schlechten Leitfähigkeit und eines hohen Kontaktwiderstandes nach der Warmumformung

Aus den Einflussmöglichkeiten auf die Linsenausprägung gibt der Autor die in Tabelle 2-2 beispielhaft dargestellten Empfehlungen für die Praxis

Tabelle 2-2: Maßnahmen zur Beeinflussung der Linsenposition [Slv12]

Situation / Maßnahme	Änderung / Einstellung	Beeinflussung der Schmelze	Elektroden-eindrücktiefe	Bemerkung
Leitfähigkeit des Grundwerkstoffs	Höher	-		Materialeigenschaft
Oberflächenveredelung	Dicker, leitfähiger, Anzahl Schichten	-		Materialeigenschaft
Oberflächenveredelung, Zusatzschicht	Isolierende Tendenz	+	O	Material, Aufgabe
Schweißzeit	Länger	+	o/--	Einstellparameter
Elektrodenkraft	Geringer	+	++	Einstellparameter
Schweißstrom	Höher	+	-	Einstellparameter
Spritzer	Tritt auf	-	-	Fehler
Elektroden-geometrie	Spritzer, kleiner auf kritischer Seite	++	---	Anlagenvorbereitung
Elektroden-werkstoffe	Schlechter leitend, beidseitig gleich	++	-	Anlagenvorbereitung
Trafostufe	Hohe Trafostufe	+	O	Einstellparameter
Stromprogramm	Gleiche Pulse	--	O	Einstellparameter
Stromprogramm	Hoher Vorpuls	+	+/-	Einstellparameter
Kraftprogramm	Von niedriger Kraft auf hohe Kraft	++	-/--	Anlage speziell

### Stanznieten

Das Fügen von Mehrblechverbindungen durch ein rein mechanisches Fügeverfahren ist bisher nur in gewissen und meist unzureichenden Grenzen möglich. Mit konventionellen Stanznieten können bisher hochfeste Stähle mit einer Zugfestigkeit unter 590 MPa mit Aluminiumlegierungen verbunden werden (siehe Abbildung 2-9). Werkstoffkombinationen angepasste Werkzeuge können auch Stähle mit einer Festigkeit von bis zu 980 MPa gefügt werden.

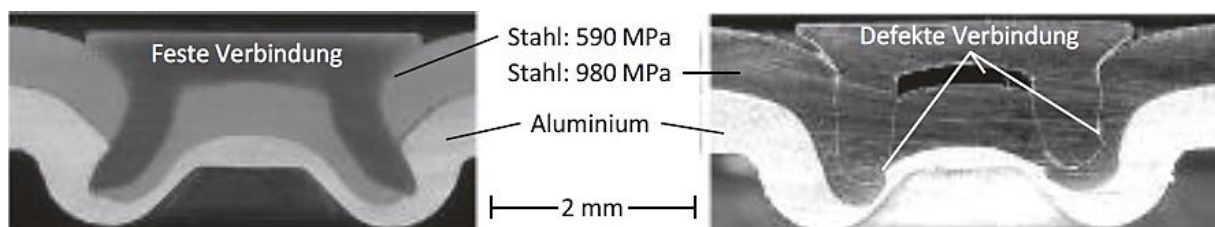


Abbildung 2-9: Einfluss der Festigkeit der Fügepartner auf eine Stanznietverbindung, rechts i.O., links n.i.O. durch Stauchung des Nietfußes

Beim Audi Q7 werden zurzeit folgende Materialkombinationen eingesetzt:

- Aluminium 1,7 mm – 22MnB5 1,0 mm – Aluminium 1,7 mm
- Aluminium 1,0 mm – 22MnB5 1,6 mm – Aluminium 2,0 mm

Konkrete Einschränkungen für die Aluminiumbleche existieren bisher nicht. Diese werden ausschließlich durch die maximale Nietlänge limitiert. Das matrizenseitige Aluminium muss ausreichend dick (ca. > 1,5 mm) sein, um den Stanzbutzen des 22MnB5 aufnehmen zu können. Das 22MnB5 sollte nicht dünner als 1mm sein, da sonst nicht gewährleistet ist, dass der Stanzbutzen definiert bricht bzw. nach dem Austanzen beim Verprägen nochmal bricht. Die maximale Dicke des 22MnB5 in so einer Verbindung beträgt ebenfalls 1,6 mm (Stanzkraft, Kopfauflage). Die angegebenen Materialdickenkombinationen lassen sich allerdings bisher nur mit einem Halbhohlsonderstanzniet fügen. Zu den Standzeiten können noch keine Aussagen aus dem Serienbetrieb abgeleitet werden, da diese Technologie erst seit 2015 im Einsatz ist. Zusätzlich zu den gegebenen Verfahrensgrenzen wie Materialfestigkeit und Dicke besteht die Gefahr einer Taschenbildung im Flanschbereich, wodurch es in Kombination mit Klebstoff zu einer ungenügenden Klebstoffanbindung kommen kann. Dementsprechend müssen Maßnahmen ergriffen werden, um die hohe Festigkeit in pressgehärteten Bauteilen partiell zu reduzieren. Das nachträgliche Wiedererwärmen des gehärteten Stahls ist eine dieser Möglichkeiten, stellt allerdings einen zusätzlichen Prozessschritt dar. Das partielle Anlassen des Materials kann beispielsweise durch einen Laser, aber auch durch induktive oder konduktive Erwärmung erfolgen.

#### *Eigene Vorarbeiten*

Für die Vorversuche wurde eine 3-Blechverbindung aus den in Tabelle 2-3 beschriebenen Materialien gefertigt. In den 22MnB5 wurde eine Ausdünnung mit einem Durchmesser von 8 mm und einer Tiefe von 0,5 mm, eingebracht. Das Presshärten der Platinen erfolgte bei 930°C für 6 min, unter Schutzgasspülung (Stickstoff 4.6), mit anschließender Abkühlung im Presswerkzeug. Die Widerstandspunktschweißparameter der Fügeoperation sind in Tabelle 2-4 zusammengefasst.

Tabelle 2-3: Materialien der 3-Blechverbindung

Bezeichnung / Aufgabe	Werkstoff	Dicke [mm]
Verstärkung (ohne / mit Ausdünnung)	22MnB5	1,5
Innenteil	HX 340 Z	1,5
Außenhaut	DC 04	0,7

Tabelle 2-4: Verwendete Schweißparameter

$I_{\text{Vorwärm}}$	4 kA
$t_{\text{Vorwärm}}$	300 ms
$t_{\text{Ausgleich}}$	60 ms
$I_s$	6,5 kA
$t_s$	500 ms
$F_{\text{Elektrode}}$	250 daN

Aus Abbildung 2-9 links ist eine deutliche Verschiebung der Schweißlinse, durch die partielle Verjüngung des Materials, erkennbar. Beim Fügen ohne Materialausdünnung kommt es dagegen zu keiner Anbindung der Außenhaut (vgl. Abbildung 2-9/Abbildung 2-10 rechts).

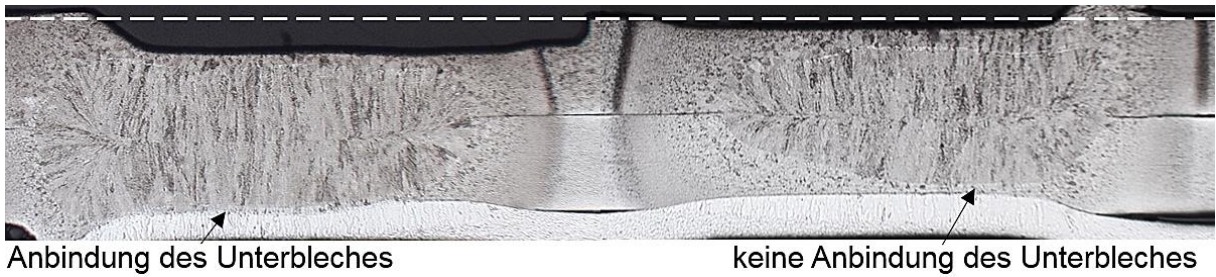


Abbildung 2-10: Dreiblechverbindung; links mit Verjüngung; rechts ohne Verjüngung

Die Ergebnisse der Voruntersuchung weisen nach, dass eine Ausdünnung den Blechdickenbereich für eine qualitätsgerechte Schweißverbindung erweitert, ohne die sonst nötigen Veränderungen von Schweißparametern oder Anpassung der Elektrodenkappen

### **3 Zielsetzung / Objective**

Das Forschungsziel bestand darin, die Fügbarkeit von formgehärteten Bauteilen aus 22MnB5 durch die gezielte Einbringung von lokalen Ausdünnungen und der Bildung von deformationsinduzierten Ferrit zu erweitern. Hierfür wurde ein Verfahren untersucht, mit dem die Bildung von deformationsinduziertem Ferrit gezielt genutzt werden kann, um mittels einer durch Prägen eingebrachten Verformung lokal duktilere Bereiche in pressgehärteten Bauteilen aus 22MnB5 mit lokal reduzierter Blechdicke erzeugen zu können. Das Verfahren soll dabei eine in situ Nutzung im Werkzeug ermöglichen. Um eine für die vorhandene Anlagentechnik geeignete Dimensionierung des entwickelten Prägewerkzeugs durchführen zu können, wurden die Prägestempel zunächst mittels einer numerischen Simulation ausgelegt. Anschließend wurde ein Werkzeug im Labormaßstab aufgebaut und experimentelle Versuchsreihen durchgeführt, um die Einflussfaktoren, wie z.B. Umformgrad, Umformtemperatur oder Abkühlrate auf die Bildung von verformungsinduziertem Ferrit und die mechanischen Eigenschaften des entstandenen Gefüges zu untersuchen. Für Blechkombinationen mit lokal veränderten Eigenschaften wurden Schweißbereiche ermittelt und die Prozessfenster mit denen unveränderter Bleche verglichen.

## **4 Versuchsplanung und Rahmenbedingungen / Approach and design of experiments**

Im Folgenden wird die erforderliche Versuchsplanung und deren Rahmenbedingungen dargestellt.

### **4.1 Vorgehensweise / Approach**

Im ersten Schritt wurde zunächst das Prozessfenster ermittelt, in dem deformationsinduzierter Ferrit im Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 gebildet werden kann. Hierzu wurden temperierte Zugversuche durchgeführt. Die Durchführung der Versuche erfolgte unter Variation der Umformtemperatur, der Abkühlrate und des Umformgrades. Die temperierten Zugversuche wurden an dem am IFUM vorhandenen Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805 A/D + T der Fa. Bähr durchgeführt. Anhand der ermittelten Ergebnisse wurden anschließend Versuchsplatten lokal deformiert und formgehärtet. Bevor die Platten deformiert wurden, erfolgte eine Austenitisierung bei 930 °C im Ofen. Anschließend wurden die Platten händisch in eine Presse transportiert. In dieser wird durch einen Stempel die entsprechende Deformation in das Blech eingebracht. Anschließend war die Klärung der fúgetechnischen Randbedingungen zur Blechausdünnung hinsichtlich Geometrie (Breite bzw. Tiefe des Eindrucks) sowie dem werkstofflichen Einfluss auf den Fúgeprozess erforderlich. Dazu wurden Probebleche mit unterschiedlichen Methoden des Ausdünnens hergestellt und untersucht. Mit den unterschiedlichen Probeblechen wurde die Möglichkeit zur Erweiterung der Fúgeprozessfenster beim Schweißen und Nieten durch die lokale Geometrie- und Werkstoffbeeinflussung ermittelt, um die Grenzen von Geometrie und Werkstoffeigenschaften festzulegen. Beim Widerstandsschweißen wurden dabei die Parameter Schweißstrom, -kraft und -zeit sowie die Elektrodenkappen hinsichtlich Arbeitsfläche und Verschleißzustand betrachtet. Beim Stanznieten wurden Nietform, Matrize und Setzparameter variiert. Die Verbindungsanalysen erfolgten mittels Metallografie und anhand von Festigkeitsprüfungen (statisch, schlagartig). Anschließend wurden die Zwischenergebnisse simulativ auf ein Bauteil mit Prägestempeln zur Einbringung von Ausdünnungen übertragen.

Der Zeitplan des Forschungsprojektes ist in Tabelle 4-1 dargestellt. Aufgrund der verzögerten Lieferung von Versuchswerkstoffen und den Ausfall der Schweißanlage wurde eine zweimonatige kostenneutrale Verlängerung der ursprünglichen Projektdauer beantragt und bewilligt.

Tabelle 4-1: Arbeitspakete des Forschungsprojektes lt. Forschungsantrag

Table 4-1: Schedule of the project

Arbeitspakete			2018				2019				2020		Umfang Arbeit (%)	Anpassung gegenüber Antrag				
geplant	X - durchgeführt	IFUM (FS 1)	II	III	IV	I	II	III	IV	I	II							
geplant	X - durchgeführt	IWF (FS 2)																
AP 1: Prozessfensterermittlung beim Formhärten	X	X	X	X											100			
AP 2: Erforschung von Methoden zum Formhärten und Fügen lokal entfestigter Platinen	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	100	Zusätzliche Prägwerkzeuge Werkstoffe / Simulationen /
AP 3: Untersuchung zu Parameterfenstern beim Punktschweißen und Stanznieten				X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	100	
AP 4.1: Konstruktion					X	X	X	X	X	X	X						100	
AP 4.2: Simulationsgestützte Prozessentwicklung			X	X	X	X	X	X									100	
AP 5: Inbetriebnahme des Demonstratorwerkzeuges und Herstellung von Fügeproben zur Eigenschaftsermittlung																	/	Der Arbeitsaufwand für die Arbeitspakete AP5 und AP6 ist in AP2 eingeflossen.
AP 6: Bauteilcharakterisierung / Erweiterung der Prozessfenster zum Fügen																	/	
AP 7: Bestimmung der Verbindungseigenschaften und Dokumentation der Ergebnisse														X	X	X	100	
														X	X	X	100	

Die experimentelle Erzeugung von DIF war mit großen Herausforderungen verbunden. Es hat sich herausgestellt, dass eine Umsetzung direkt im Formhärte-Werkzeug nicht möglich ist, weshalb dieses Demonstratorwerkzeug nicht mehr gebaut wurde (AP 5 und AP 6), vgl. Kapitel 5. Dieser Arbeitsaufwand wurde für die Werkzeugentwicklung zur Erzeugung von DIF in Einzelpunktproben verwendet.

Für die Entwicklung geeigneter Einzelpunktdeformationswerkzeuge zur Einbringung einer ebenen Ausdünnung, wurden zahlreiche numerische Untersuchungen durchgeführt. Ebenso wurden die eingesetzten Deformationswerkzeuge sukzessive optimiert. Hierfür wurden die Werkzeugoberflächen der Deformationswerkzeuge mit unterschiedlichen Prägegeometrien versehen, mit denen umfangreiche Versuche durchgeführt wurden. Da die gehärteten Werkzeuge aus 1.2367 nicht zum Erfolg führten, wurden Hartmetalleinsätze verwendet, welche komplexe und zeitintensive Fertigungsprozesse durchliefen.

#### 4.1.1 Inhaltlicher Ablauf des Projektes / Content of the project

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde das Versuchsprogramm angepasst. Dies war notwendig, da es aufgrund von auftretenden Herausforderungen, durch die ungewünschte Deformation der Versuchswerkzeuge während des Umformvorgangs und durch zu schnelles Abkühlen der Versuchsplatinen, zu

Schwierigkeiten in der Erzeugung von ausgedünnten und entfestigten Platinen kam. Die Abbildung stellt die angepassten Arbeitspakete des Forschungsprojektes dar. Im nachfolgenden Abschnitt wird detaillierter auf den Inhalt der einzelnen Arbeitspakete eingegangen.

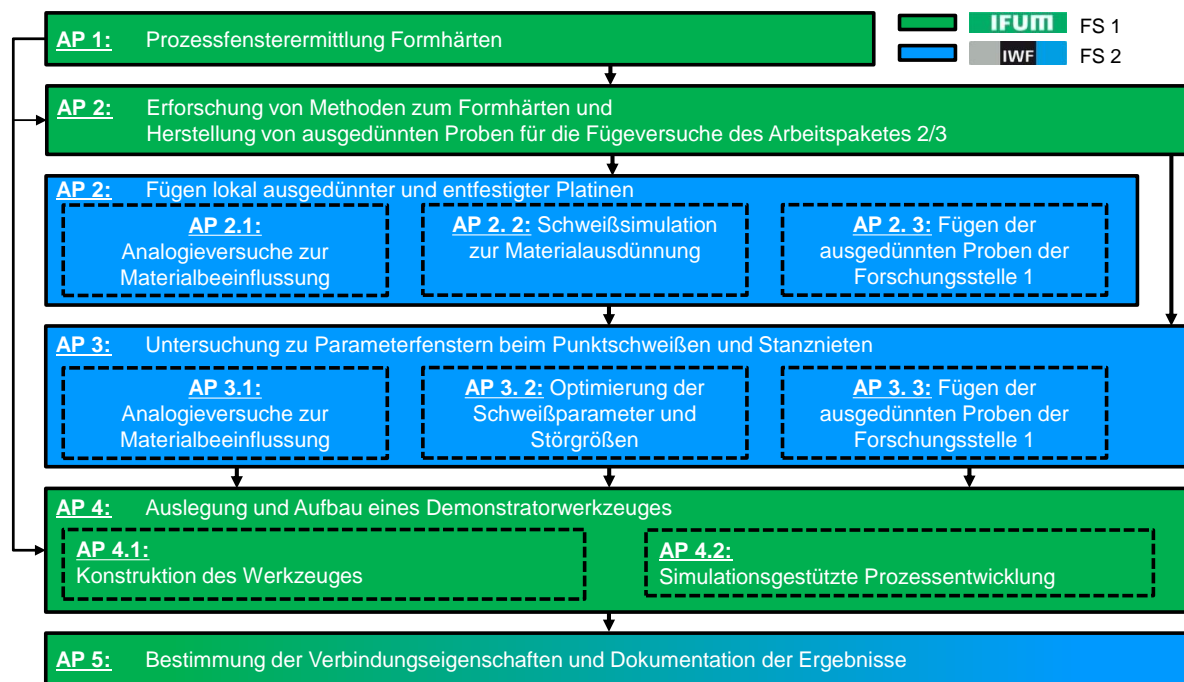


Abbildung 4-1: Angepasste Arbeitspakete des Forschungsprojektes

Figure 4-1: Modified work packages of the research project

#### AP 1: Prozessfensterermittlung beim Formhärten (FS1)

Zum Erreichen des Forschungszieles wurde zunächst das Prozessfenster, in dem deformationsinduzierter Ferrit im Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 gebildet werden kann ermittelt. Hierzu wurden temperierte Zugversuche durchgeführt. Die Durchführung der Versuche erfolgte unter Variation der Umformtemperatur, der Abkühlrate und des Umformgrades. Die temperierten Zugversuche wurden an dem am IFUM vorhandenen Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805 A/D + T der Fa. Bähr durchgeführt. Aufgrund der induktiven Erwärmung und der Möglichkeit der gezielten Abkühlung war eine genaue Temperaturführung möglich. Weiterhin ließ sich der zu erreichende Umformgrad einstellen. Hierbei wurden die Proben zunächst austenitisiert, auf die Umformtemperatur abgekühlt, umgeformt und anschließend definiert auf Raumtemperatur abgekühlt. Als Grundlage für die Wärmebehandlung wurde eine Austenitisierungsdauer von 6 min bei einer Temperatur von 930 °C vorgeschlagen. Es wurden drei Umformtemperaturen im Bereich von 600 bis 800 °C, drei Abkühlraten sowie drei Umformgrade bei einer prozessrelevanten Dehnrates untersucht. Für die Versuchsplanung und Auswertung wurden Methoden der statistischen Versuchsplanung angewendet. Die einzelnen Parameter konnten innerhalb des pbA diskutiert werden. Die hergestellten Proben wurden in Form von Quer- und Längsschliffen metallografisch untersucht. Hierbei wurde zum einen die bildanalytische



Bestimmung der Gefügebestandteile und zum anderen die Mikrohärteprüfung nach Vickers in den thermisch-mechanisch beanspruchten Bereichen durchgeführt. Ziel dieses Arbeitspaketes war es, Aussagen über die optimalen Prozessparameter (Umformtemperatur, Abkühlrate, erforderlicher Umformgrad) zur Bildung von deformationsinduziertem Ferrit zu treffen, die im weiteren Projektverlauf bei der Auslegung des Prozesses zur gezielten Einbringung von DIF im Flanschbereich berücksichtigt werden.

#### *AP 2: Erforschung von Methoden zum Formhärten (FS1)*

Anhand der in AP 1 ermittelten Ergebnisse wurden Versuchsplatten lokal deformiert und formgehärtet. Bevor die Platten deformiert wurden, erfolgte eine Austenitisierung im Ofen bei einer Temperatur von 930 °C für 6 Minuten. Anschließend wurden die Platten manuell in eine Presse transportiert. In dieser wurde durch dafür vorgesehene Deformationselemente die entsprechende Deformation in das Blech eingebracht. Für die Versuche zur lokalen Werkstoffbeeinflussung wurden zwei Versuchsabläufe an verschiedenen Versuchseinrichtungen durchgeführt, da die Versuchsdurchführung mit Deformationsplatte an der hydraulischen Doppelständerpresse, aufgrund der langen Kontaktzeit während der Abkühlung der Platine zu keiner Bildung von DIF geführt hat. Außerdem kam es aufgrund sehr hoher Pressenkräfte zu Deformationen auf der gehärteten Deformationsplatte, sodass kein ebener Prägepunkt erreicht werden konnte. Aus diesem Grund wurden weitere Versuche an der Spindelpresse der Fa. Weingarten durchgeführt, welche eine schlagartige Stempelbewegung und ein sofortiges zurückziehen des Pressenstößels erlaubte. Um konkrete Aussagen über die erforderlichen Prägekräfte treffen zu können wurde die eingesetzte Pressentechnik mit einer Kraftmessdose erweitert. Mit Hilfe der Kraftmessdose konnten die Prägekräfte für die eingebrachten Prägepunkte bestimmt werden. Auch die Versuche an der Spindelpresse stellten eine große Herausforderung dar, da die eingesetzten Werkzeuge zur Einbringung der Ausdünnung anfangs nicht die gewünschten Prägetiefen lieferten. Um die gewünschten Prägetiefen zu erhalten wurden die eingesetzten Werkzeugoberflächen kontinuierlich verändert und mit verschiedenen Bombierungen versehen. Mit Hilfe der Spindelpresse konnten zwar die gewünschten Prägegeometrien realisiert werden, jedoch kam es nach einigen Arbeitshüben erneut zu unerwünschtem Werkzeugversagen der gehärteten Deformationswerkzeuge. Die Deformation an der Prägegeometrie hatte negative Auswirkungen auf die Prägetiefe und die Bildung von DIF. Erst nach Optimierung der Versuchswerkzeuge mit Hartmetalleinsätzen konnte ein frühzeitiges Werkzeugversagen unterbunden werden. Hierfür wurden Hartmetalleinsätze mit der Prägegeometrie in die vorhandenen gehärteten Werkzeuge aus 1.2367 eingepresst. Mit Hilfe der Hartmetallwerkzeuge konnte die erforderliche Prägegeometrie erzeugt werden. Für die Einbringung von DIF musste eine definierte Abkühlroute gefahren werden. Die in AP1 ermittelten Prozessparameter zur Erzeugung von DIF wurden in die experimentellen Versuche integriert. Hierfür wurden die Prozessparameter wie Abkühlrate, Umformtemperatur kontinuierlich variiert. Die an die Umformung anschließende Abkühlung wurde durch Pressluftdüsen realisiert. Um den Einfluss der Abkühlrate untersuchen zu können wurde der Luftdruck zwischen 5 bar und 6 bar und die Kühldauer zwischen 10 Sekunden und 20 Sekunden variiert. Um die Bildung von deformationsinduziertem

Ferrit in den präparierten Proben nachzuweisen, wurden metallografische Untersuchungen durchgeführt. Die Einbringung einer Ausdünnung mit einhergehender lokaler Entfestigung der eingesetzten Platinen aus 22MnB5 stellte eine große Herausforderung dar. Für die Einbringung der gewünschten Ausdünnungstiefen waren sehr hohe Umformkräfte erforderlich, welche negative Auswirkungen auf die Festigkeiten der eingesetzten Deformationswerkzeuge hatten. Aufgrund der beschriebenen Schwierigkeiten, wie Werkzeugversagen durch Deformation konnten die benötigten Platinen erst verspätet versendet werden.

#### *AP 2: Erforschung von Methoden zum Fügen lokal entfestigter Platinen (FS2)*

Im Rahmen des Arbeitspaket 2 wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss zwei kritische Dreiblechverbindungen für das Widerstandspunktschweißen sowie eine kritische Zweiblechverbindung für das Stanznieten festgelegt. Die Ermittlung der Bereichsgrößen erfolgte in Anlehnung an das Stahl-Eisen-Prüfblatt (*SEP 1220-2*) sowie interner Industrienormen. Als Grundlage der nachfolgenden Untersuchungen diente die Charakterisierung des Ausgangszustandes, d. h. ohne lokale Werkstoffausdünnung und -beeinflussung. Daran anschließend erfolgte die Untersuchung des Effektes einer Materialausdünnung auf die zu erzielenden Bereichsgrößen des Fügeprozesses. Aufgrund von Verzögerungen in der Bereitstellung geeigneter ausgedünnter Proben, welche durch die zuvor beschriebenen Herausforderungen verursacht worden sind, wurden Analogieversuche zur Blechdurchdünnung durchgeführt. Hierzu wurden verschiedene Blechdicken des 22MnB5 (0,7/1,0/1,1/1,3/1,5 mm) verwendet. Ebenfalls wurde exemplarisch der Effekt einer lokalen Materialreduzierung durch Fräsungen mit den Tiefen von 0,25 mm und 0,5 mm erzeugt. Mithilfe der hergestellten Proben wurden die Schweißbereiche und Verbindungseigenschaften klassifiziert. Es wurde metallgraphisch der Einfluss einer Reduzierung der Materialdicke auf die zeitliche Linsenentwicklung untersucht. Um zusätzliche Erkenntnisse über die Linsenentwicklung von kritischen Mehrblechverbindungen zu erlangen, wurde ein Messsystem entwickelt, das die eingebrachten Energien je Fügeebene während des Schweißens ermittelt. Infolgedessen konnte für kritische Mehrblechverbindungen eine Schweißsimulation (*SORPAS®*) validiert werden. Ebenfalls wurden Versuche für das Halbhohlstanzen mit verschiedenen Niettypen durchgeführt, um den Ausgangszustand und den Effekt einer Materialausdünnung mittels metallgraphischer Untersuchungen zu charakterisieren.

#### *AP 3: Untersuchung zu Parameterfenstern beim Fügen (FS2)*

Im Rahmen des AP 3 wurden die fügetechnischen Randbedingungen der Prägung, d. h. der Geometrie und des werkstofflichen Einflusses, geklärt. Infolgedessen wurden die Schweiß- und Stanznietparameter für den Ausgangszustand optimiert, umso die Prozessfenster zu vergrößern. Die hergestellten Verbindungen wurden mittels Festigkeitsprüfung und metallgraphischen Untersuchungen charakterisiert. Aufgrund von Verzögerungen in der Bereitstellung geeigneter Proben, wurden Analogieversuche zur Blechdurchdünnung und des werkstofflichen Einflusses durchgeführt. Gemäß des Arbeitspaketes 2 wurden Ausdünnungen in verschiedenen Tiefen erzeugt. Für das Halbhohlstanzen wurden die generierten Proben bei verschiedenen Temperaturen

angelassen, sodass der werkstoffliche Einfluss abgebildet werden kann. Ergänzend zum Antrag wurde die Störgröße des Spaltes beim Widerstandspunktschweißen untersucht sowie eine Methodik zur analytischen Optimierung des Schweißprozesses auf Basis einer Prozessdatenanalyse entwickelt.

*AP 4: Auslegung und Aufbau eines Demonstratorwerkzeuges (FS1)*

Im Rahmen des AP4 wurde aufbauend auf den Ergebnissen der ersten Ausdünnungsversuche ein Demonstratorwerkzeug zur Einbringung einer lokalen Werkstoffbeeinflussung konstruiert. Aufgrund der ermittelten Versuchsergebnisse wurde das konstruierte Werkzeugkonzept simulativ ausgelegt, aber nicht in Fertigung gegeben.

## 4.2 Versuchswerkstoffe und deren Charakterisierung / Test materials and characterisation

### 4.2.1 Verwendete Materialkombinationen für die Fügeversuche / Material combinations used for the joining tests

Die fügetechnischen Untersuchungen fanden anhand von Musteranwendungen aus dem Automobilbau statt. Es wurden zwei repräsentative Materialdickenkombinationen (MDK) für das Widerstandspunktschweißen ausgewählt, die aus Sicht der Industrie mit einer ungenügenden Anbindung des Außenbleches einhergehen. Ebenfalls wurde eine Aluminium-Stahl-Verbindung gewählt, die aufgrund der hohen Materialhärte und -dicke, des 22MnB5+AS150, nur durch spezielle Niete gefügt werden kann. Die ausgewählten kritischen Fügeverbindungen sind in der Tabelle 4-2 gegenübergestellt.

Tabelle 4-2: Ausgewählte kritische Materialdickenkombinationen  
 Table 4-2: Selected critical material thickness combinations

Verfahren	Widerstandspunktschweißen				Halbhohlstanzenieten	
	MDK1		MDK2		MDK3	
Bezeichnung	Material	Dicke	Material	Dicke	Material	Dicke
Verstärkung (Ausdünnung)	22MnB5 +AS150	1,5 mm	22MnB5 +AS150	1,5 mm	22MnB5 +AS150	1,5 mm
Innenteil	HX340LAD+Z100	1,5 mm	22MnB5 +AS150	1,0 mm	EN AW 6016	2,0 mm
Außenhaut	DC06+ZE50/50P HX340LAD+Z100*	0,75 mm 0,70 mm	DC06+ZE50/50P HX340LAD+Z100*	0,75 mm 0,70 mm	* Erweitert hinsichtlich des Antrages	

Die Basis aller Materialdickenkombinationen bildete der borlegierte Vergütungsstahl 22MnB5+AS150 (1.5528) in einer Blechdicke von 1,5 mm. Zur Aufnahme des Ausgangszustandes erfolgte der Austenitisierungsprozess bei einer Ofentemperatur von 930 °C und einer Verweildauer von 6 min. Die anschließende Umformung

(Flachmatrize) ermöglichte eine kontrollierte Abkühlung des Werkstoffes, welches zu einem martensitischen Gefüge der Proben führte ( $482 \pm 5$  HV1).

Die Widerstandspunktschweißversuche wurden an den Materialdickenkombinationen (MDK1 / MDK2) durchgeführt, welche unterschiedliche Innenwerkstoffe und Beschichtungen aufwiesen. Ebenfalls wurde als Außenhaut sowohl ein galvanisch verzinkter DC06+ZE50/50P als auch ein feuerverzinkter HX340LAD+Z100 verwendet. Durch die Substitution der Außenhaut sollte der Einfluss der Beschichtungsart und einer Phosphatierung auf die Linsenausbildung der jeweiligen Schweißverbindungen untersucht werden. Die Halbhohlstanznietversuche wurden in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss an einer Zweiblechverbindung aus 22MnB5+AS150 und Aluminiumwerkstoff EN AW6016 durchgeführt.

#### 4.2.2 Werkstoff beim Formhärten / Material for hot stamping

Für die Untersuchungen beim Formhärten wurde ein borlegierter Vergütungsstahl 22MnB5+AS150 (1.5528) in verschiedenen Blechdicken verwendet. Die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes ist in der Tabelle 4-3 aufgeführt.

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung des 22MnB5 im Anlieferungszustand

Table 4-3: Chemical composition of 22MnB5 in delivery condition

22MnB5	Blechdicke	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	B	Fe
Soll (%)	1,5 mm	max. 0,250	max. 0,400	max. 1,350	max. 0,023	max. 0,010	max. 0,080	max. 0,250	max. 0,045	max. 0,004	Rest
AES (%)	1,0 mm	0,220	0,250	1,25	0,01	0,002	0,027	0,180	0,0344	<0,003	Rest
AES (%)	1,5 mm	0,210	0,240	1,23	0,01	0,002	0,031	0,2197	0,0363	<0,003	Rest

Die Beschichtung des Werkstoffs 22MnB5 ist eine Aluminium-Silizium-Beschichtung (AlSi). Zur Überprüfung der Auflagenmasse wurden Mikroschliffe im Anlieferungszustand angefertigt und anhand dessen die Dicke der Beschichtung gemessen. Die Messung erfolgte an zwei verschiedenen Blechdicken mit jeweils mehr als zehn Einzelmessungen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4-4 dargestellt und bestätigten, dass die Al-Si-Schichtdicken der Norm entsprechen.

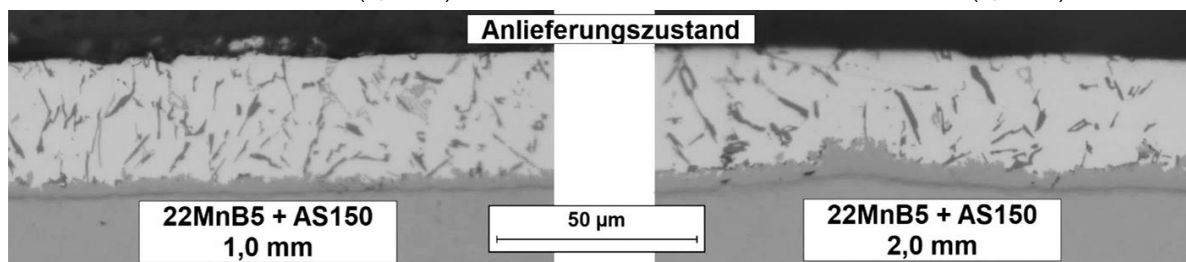
Tabelle 4-4: Schichtdicke des Werkstoffes 22MnB5+AS150 im Anlieferungszustand

Table 4-4: Coating thickness of the material 22MnB5+AS150 in delivery condition

Material Im Anlieferungszustand	Blechdicke in mm	Schichtdicke		Nach DIN EN 10346	
		in $\mu\text{m}$	Wert in $\mu\text{m}$	Bereich in $\mu\text{m}$	Bezeichnung
22MnB5+AS150	1,0 mm	$\pm$	25	19 – 33	AS150
22MnB5+AS150	1,5 mm	$25,53 \pm 2,26$	25	19 – 33	AS150
22MnB5+AS150	2,0 mm	$\pm$	25	19 – 33	AS150

22MnB5+AS150 (1,0 mm)

22MnB5+AS150 (2,0 mm)



#### 4.2.3 Zusätzliche Werkstoffe für die Fügeversuche / Additional materials for the joining experiments

Für die Untersuchungen zum Widerstandspunktschweißen wurden zusätzlich ein kaltumformbarer niedriglegierter HX340LAD+Z100 (1.0933) sowie der DC06+ZE50/50P (1.0873) verwendet. Beide Materialien werden häufig im Karosseriebau als Verstärkung bzw. Außenhaut verwendet. Die chemischen Zusammensetzungen für die beiden Materialien sind in Tabelle 4-5 dargestellt.

Tabelle 4-5: Chemische Zusammensetzung des HX340LAD

Table 4-5: Chemical composition of HX340LAD

	Methode	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	Cu	Fe
HX340 LAD	VDA239-100 (%)	Max. 0,12	Max. 0,5	Max. 1,40	Max. 0,030	Max. 0,025	Min. 0,015	Max. 0,150	Max. 0,09	k.A.	Rest
	AES (%)	0,06	0,12	0,36	0,043	0,008	0,041	0,001	0,05	0,094	Rest
DC06	VDA239-100 (%)	Max. 0,02	Max. 0,5	Max. 0,40	Max. 0,025	Max. 0,020	Max. 0,010	Max. 0,30	k.A.	0,20	Rest

Um die Auflagemassen des aufgetragenen Zinkes zu bestimmen, wurde das gravimetrische Verfahren zur Bestimmung der flächenbezogenen Masse nach DIN EN ISO 1460 angewandt. Zu diesem Zweck wurden die Proben in ein Gefäß mit 20%iger Salzsäure mit 3,5 mg/l Urotropin gelegt. Infolgedessen wurde die Zinkbeschichtung vollständig gelöst. Mithilfe der Massendifferenz, d. h. dem ermittelten Gewicht vor und nach dem Entzinken, konnte auf die Auflagemasse des Zinks geschlossen werden. Die Tabelle 4-6 stellt die Richtwerte der Normung mit den experimentellen Auflagenmassen gegenüber.

Table 4-6: Chemical composition of HX340LAD/2

Tabelle 4-6: Chemische Zusammensetzung des HX340LAD

Werkstoff	Verzinkungsart	Experiment		Nach VDA 239 - 100	
		Auflage- masse in g/m <sup>2</sup> je Seite	Schichtdicke in µm	Auflage- masse in g/m <sup>2</sup> je Seite	Schichtdicke in µm
HX340LAD	+Z100 (feuerverzinkt)	51,2 ± 0,076	7,2 ± 0,011	40 - 60	5,6 – 8,5
DC06	+ZE50/50P (elektrolytische Verzinkung, Phosphatiert)	33,4 ± 0,436	4,7 ± 0,061	29 - 49	4,1 – 6,9

Die Ergebnisse bestätigten, dass die ermittelten Auflagemassen der Zinkbeschichtungen denen der VDA 239-100 Norm entsprechen. Für die Untersuchungen des Halbhohlstanziens wurde zusätzlich der Aluminiumwerkstoff EN AW6016 (EN AW-Al Si1,2Mg0,4) verwendet. Die nachfolgenden Untersuchungen erfolgten im Anlieferungszustand T4.

Tabelle 4-7: Chemische Zusammensetzung des EN AW 6016 – Anlieferungszustand T4

Table 4-7: Chemical composition of EN AW 6016 - in delivery condition T4

	Method	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
EN AW 6016	DIN EN 573-3 (%)	1,0 - 1,5	Max. 0,5	Max. 0,2	Max. 0,02	0,25 - 0,6	Max. 0,1	Max. 0,2	Max. 0,15	Rest
	AES (%)	1,27	0,2598	0,065	0,135	0,393	0,02	0,01	0,028	Rest

## 4.3 Versuchseinrichtungen / Test equipment

### 4.3.1 Formhärten am Forschungsinstitut 1/ Hot stamping process at Research Institute 1

#### *Dilatometerversuche*

Zur Analyse des Einflusses verschiedener Parameter wie der Abkühlgeschwindigkeit  $\dot{T}_C$ , des Umformgrads  $\varphi$  und der Umformtemperatur  $T$  auf den Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 wurden dilatometrische Versuche mit dem Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805A/D+T der Firma TA Instruments im Zugbetrieb durchgeführt (Abbildung 4-2 A). Der Messbereich der Probe betrug 1,5 mm × 3 mm × 10 mm, wobei die Blechdicke 1,5 mm und die Länge 10 mm entsprach. Die Abmessungen der Probe sind ebenfalls in Abbildung 4-2 A dargestellt. Die Proben wurden mittels Wasserstrahl in Walzrichtung geschnitten und ein Thermolement wurde in der Mitte des Messbereichs aufgeschweißt, um die Temperatur der Probe zu regeln. Abbildung 4-2 B zeigt das Temperatur-Zeit-Profil der dilatometrischen Versuche in Anlehnung an die zuvor definierte Prozessroute des Formhärtens. Die Proben wurden im Dilatometer mit einer konstanten Aufheizrate von 15 °K/s auf 930 °C erwärmt und die Temperatur für 6 min konstant gehalten, um ein

gleichmäßig verteiltes austenitisches Gefüge im Material einzustellen. Anschließend wurden die Proben in unterschiedlichen Versuchsreihen auf die Umformtemperaturen  $T$  500 °C, 600 °C, 700 °C und 800 °C mit 15 °K/s abgekühlt sowie isotherm umgeformt. Der Umformgrad  $\varphi$  wurde zwischen 0 und 0,3 bei einer konstanten Umformrate von 0,2 s<sup>-1</sup> variiert. Um die Phasenumwandlung von Austenit in Martensit, Bainit, Perlit und Ferrit zu untersuchen, wurden die Abkühlgeschwindigkeiten  $\dot{T}_C$  20 °K/s, 30 °K/s, 50 °K/s und 80 °K/s gewählt. Für jede Parameterkombination wurden fünf Proben geprüft, um eine statistische Sicherheit zu gewährleisten. Die Variationsparameter wurden auf diese Weise realitätsnah gemäß der zuvor definierten, industriellen Prozessroute des Formhärtens von 22MnB5 eingestellt.

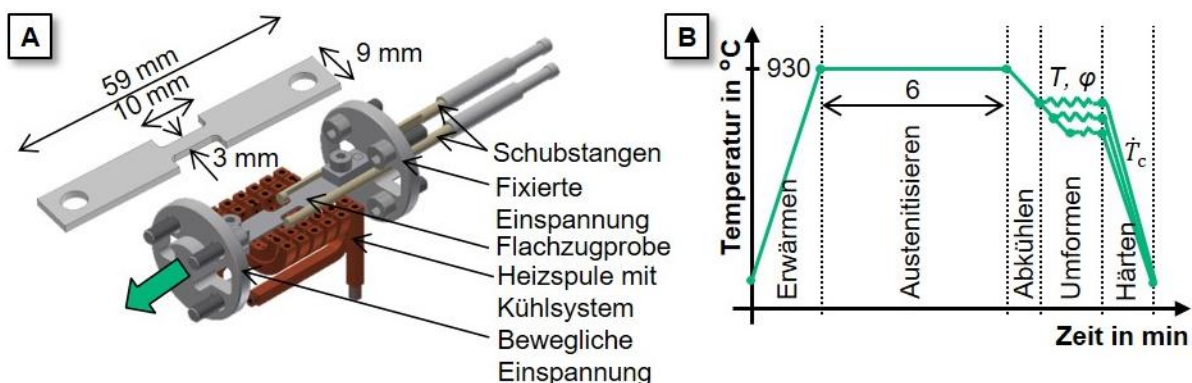


Abbildung 4-2: (A) Umformdilatometer im Zugmodus mit Probenabmessungen und (B) Temperatur-Zeit-Verlauf der Zugversuche mit Prozessvariablen

Figure 4-2: (A) Forming dilatometer in tension mode with specimen dimensions and (B) temperature-time-history of the tensile tests with variables of the process

Um die resultierende Mikrostruktur zu analysieren, wurden metallographische Untersuchungen der thermomechanisch behandelten Dilatometerproben durchgeführt. Die metallografischen Proben wurden aus der Mitte des Messbereichs der Dilatometerproben an der Position des Thermoelements durch Nasstrennschleifen entnommen. Anschließend wurden die Proben in Epoxidharz eingebettet und mit SiC-Papier der Körnung 2000 mm, 1200 mm und 500 mm, gefolgt von 3- $\mu$ m und 1- $\mu$ m Diamantpaste poliert. Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden mit dem optischen Mikroskop Polyvar Met der Firma Reichert-Jung durchgeführt. Eine 4 Gew.-% Salpetersäure-Alkohollösung (Nital) wurde verwendet, um die Mikrostruktur sichtbar zu machen. Außerdem wurde Härte nach Vickers mit dem Mikrohärtprüfgerät QNESS Q10 A+ der Firma QATM mit einer Prüfkraft von 1 N gemessen, was einem Härtewert von HV0,1 entspricht. Die Härte über die Dickenrichtung wurde an fünf Stellen in der Probenmitte gemessen und gemittelt.

#### Deformationsplatte

Im Rahmen des Arbeitspakets 2 wurden zur Herstellung von entfestigten Platinen experimentelle Versuche an der hydraulischen Doppelständerpresse der Fa. Dunkes durchgeführt. Die Einbringung des Prägepunktes mit einem definierten Prägedurchmesser von 20 mm, welche durch den projektbegleitenden Ausschuss vorgegeben wurde, wurde unter Verwendung einer Deformationsplatte mit integrierten

Deformationselementen realisiert. Die Deformationsplatte besteht aus einem Oberwerkzeug mit zwei in der Höhe unterschiedlichen Deformationselementen (0,5 mm und 0,75 mm) und einem Prägedurchmesser von 20 mm. Durch die unterschiedlichen Deformationselemente sollten zwei verschiedene Eindringtiefen realisiert werden. Beide Platten sind aus dem Kaltarbeitsstahl X153CrMoV12 (Werkstoff Nr.: 1.2379) gefertigt worden. Zum Schutz einer ungewollten Werkzeugdeformation wurde die eingesetzte Deformationsplatte auf 58 + 2 HRC gehärtet. Um den Einfluss der Abkühlrate untersuchen zu können, wurden die Ober- und Unterplatte auf einem Plattenwerkzeug mit oberflächennahen Kühlkanälen angebracht. In Abbildung 4-3 ist der Pressenraum mit eingebautem Plattenwerkzeug und eine hergestellte Platte mit Deformationselementen dargestellt.

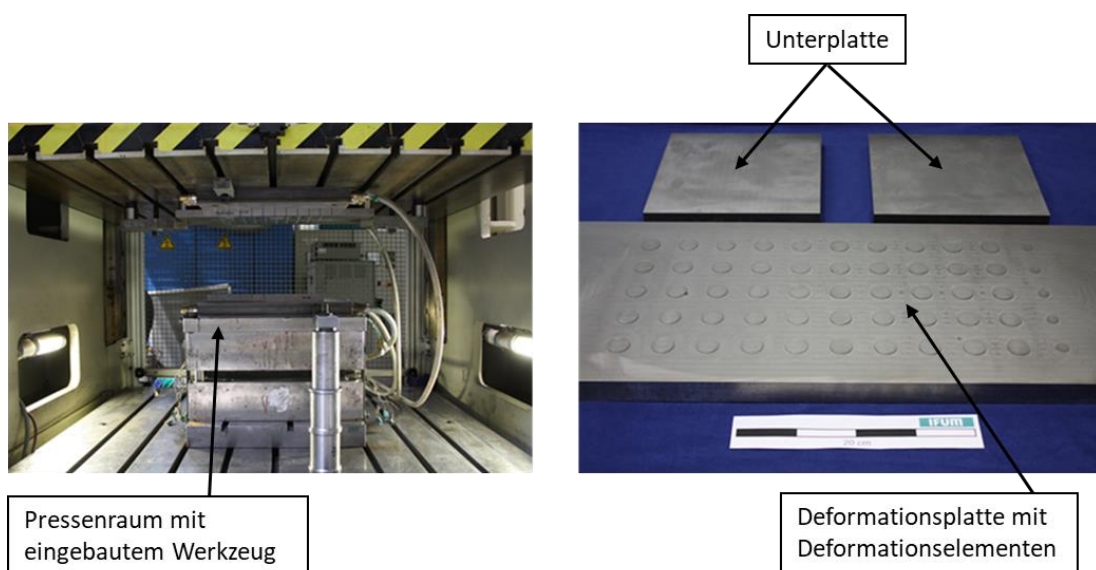


Abbildung 4-3: Übersichtsaufnahme des Plattenwerkzeugs (links); Deformationsplatte mit Deformationselementen (rechts)

Figure 4-3: Overview of the tool (left); deformation plate with deformation elements (right)

Bei der Durchführung der Versuche wurden zunächst Platinen in den Ofen gelegt und für sechs Minuten bei einer Ofentemperatur von 930 °C austenitisiert. Im Anschluss an die Austenitisierung wurde das Werkstück auf der Unterplatte positioniert. Um ein vorzeitiges Auskühlen der Platine zu unterbinden, wurden die Kanten der Platine umgebogen, sodass diese nicht eben auf dem Werkzeug auflag. Analog zu den ermittelten Prozessparametern aus AP1 (Umformtemperatur, Abkühlrate und Umformgrad) wurden die Versuche in der Presse durchgeführt. Die Einbringung der Deformation fand bei einer Umformtemperatur von 700 °C, 600 °C und 500 °C sowie einer maximalen Pressengeschwindigkeit statt. Die Umformtemperaturen wurden während des Versuchsablaufes, mithilfe von Thermoelementen überwacht. In Abbildung 4-4 ist die hydraulische Doppelständerpresse der Fa. Dunkes und der Pressenraum dargestellt.





#### Hydraulische Doppelständerpresse Fa. DUNKES

Stößelkraft: 2.500 kN  
Stößelhub: 600 mm  
Einbauhöhe: 1.000 mm  
Arbeitsgeschw.: 65 – 14 mm/s

#### Vielpunktziehkissen

Kraft je Zylinder: 63 kN  
Hub je Zylinder: 200 mm  
Gesamtziehkraft: 3.024 kN  
Tischfläche: 1.600 x 1.300 mm  
Rastermaß: ↔ 8 Reihen  
                  ↑↓ 6 Reihen

Abbildung 4-4: Hydraulische Doppelständerpresse der Fa. DUNKES

Figure 4-4: Hydraulic press DUNKES

Während der Durchführung der Versuche wurde die Einlegeposition der Blechproben kontinuierlich geändert. Somit konnte gewährleistet werden, dass jeweils unterschiedliche Deformationselemente die gewünschte Deformation einbringen, wodurch die Werkzeugbelastung reduziert werden konnte. In Abbildung 4-5 ist die Deformationsplatte mit Deformationselementen im eingebauten Zustand dargestellt.

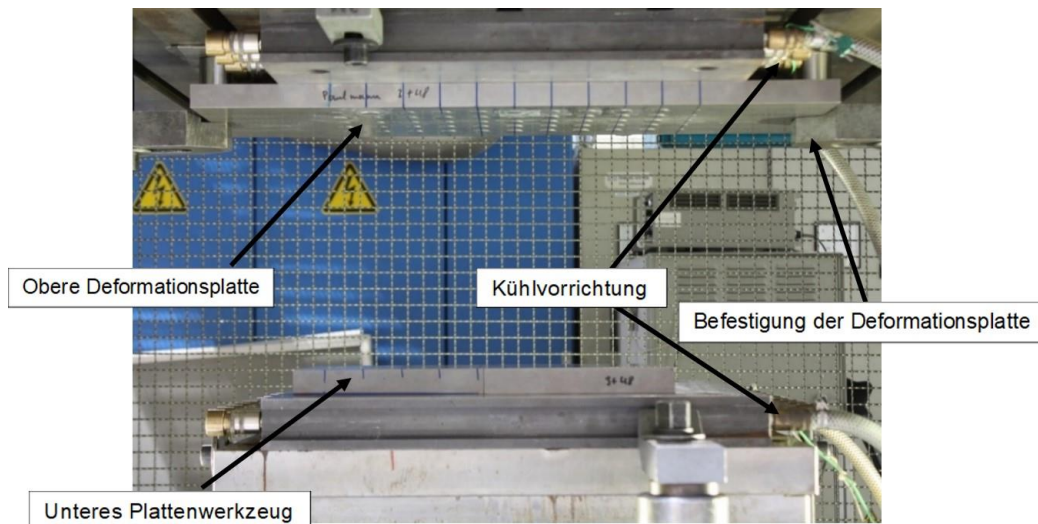


Abbildung 4-5: Im Pressenraum eingebaute Deformationsplatte mit Deformationselementen

Figure 4-5: Deformation plate with deformation elements installed in the press chamber

Mit diesem Versuchsaufbau konnte aufgrund der Transferzeit nur eine maximale Umformtemperatur von 700 °C erreicht werden. Durch den zu starken Wärmeentzug der gekühlten Werkzeuge konnte kein DIF erzeugt werden. Daher wurde ein neuer Versuchsstand aufgebaut, mit dem Umformtemperaturen bis zu 1100 °C ermöglicht wurden, um mehr Wärmeenergie einzubringen. Es kam eine konduktive Erwärmung

direkt in der Presse zum Einsatz, wobei die Transferzeit und die damit verbundene Abkühlung komplett entfällt. In Abbildung 4-6 ist der Versuchsaufbau dargestellt.

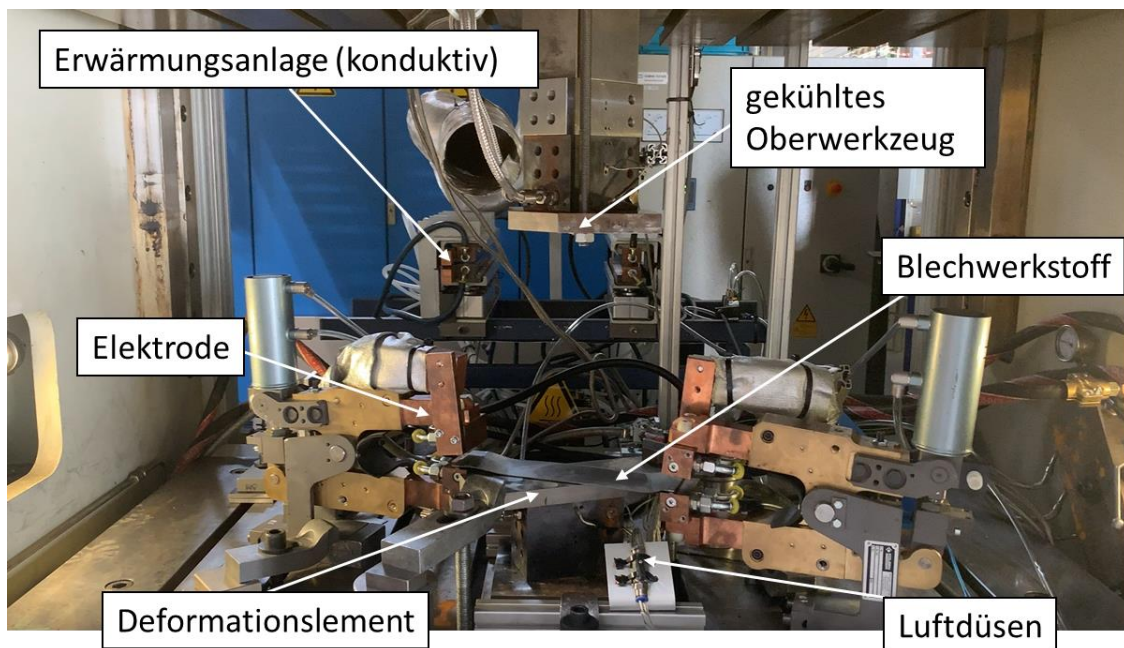


Abbildung 4-6: Versuchsaufbau mit Deformationsplatte und konduktiver Erwärmung

Figure 4-6: Test setup with deformation plate and conductive heating

Die konduktive Erwärmungsanlage besteht dabei aus einem Transformator, welche die Stromzufuhr realisiert. Mit Hilfe von Strombändern, welche mit Elektrodenzangen verbunden sind, wird der Strom für die Erwärmung in das Blech eingeleitet. So konnten die eingelegten Platinen ohne Temperaturverlust geprägt werden. In der Abbildung 4-7 ist die Prozessfolge der Versuche mit konduktiver Erwärmung dargestellt.

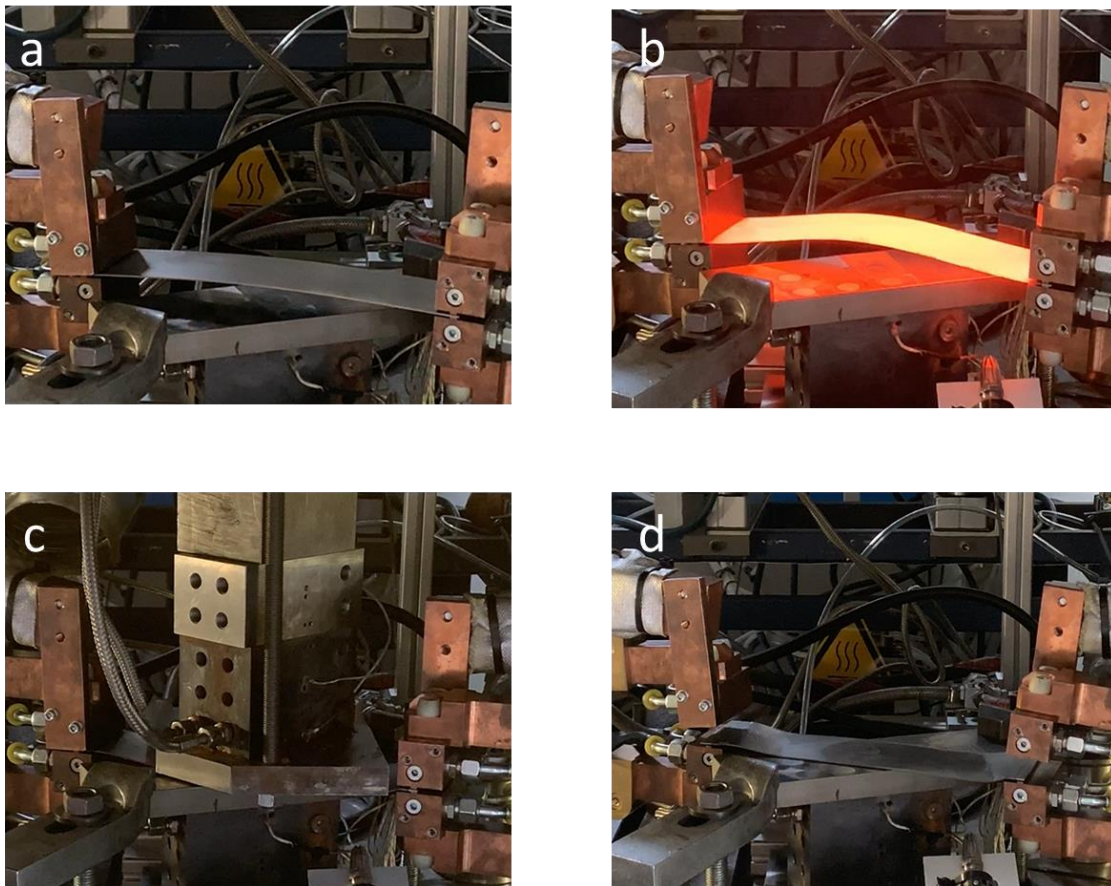


Abbildung 4-7: Prozessfolge der Versuche mit Hilfe der konduktiven Erwärmungsanlage; a) Ausgangszustand, b) konduktive Erwärmung des Blechstreifens, c) Umformvorgang, d) deformierter Blechstreifen

Figure 4-7: Process sequence of the tests using the conductive heating system; a) initial state, b) conductive heating of the sheet metal strip, c) forming process, d) deformed sheet metal strip

Um den Einfluss des schnellen Temperatúrauszuges aus den Platinen zu eliminieren wurden die Blechstreifen auf die Unterplatte gelegt. Durch das Einschalten der Hydraulik, sind die Elektrodenzangen zusammengefahren und haben die Blechplatte fixiert. Über die Elektrodenzangen wurde die Blechplatte binnen Sekunden auf die gewünschten Umformtemperaturen erwärmt. Durch die konduktive Erwärmungsanlage, welche direkt in die Presse eingesetzt wurde, konnte infolge des Wegfalls der Transportzeit vom Ofen, ohne Zeitverzug umgeformt werden. Somit wurden bei der Durchführung der Versuche Umformtemperaturen zwischen 600 °C und 1100 °C erreicht. Nachdem die gewünschte Umformtemperatur erreicht worden war, wurde die Presse zusammengefahren und die gewünschte Ausdünnung in das Blech geprägt. Mit Hilfe der integrierten Wasserkühlung in der Oberen Platte konnten die Blechproben nach der Umformung abgekühlt werden. Nach Einbringung der Ausdünnung und Kühlung der Platine für 9 s fuhr die Presse auseinander und die Blechplatte konnte entnommen werden.

Während der Durchführung der Versuche an der hydraulischen Doppelständerpresse haben sich bezüglich der Bildung von DIF einige Herausforderungen dargestellt.



Aufgrund der langen Kontaktzeit zwischen den Werkzeugen und der Platine während des Abkühlvorgangs und des damit verbundenen schnellen Temperatúrauszuges aus der Platine, konnte kein DIF erzeugt werden. Um diesen Herausforderungen entgegenzuwirken wurde daher ein neuer Versuchsansatz mit Hilfe einer Spindelpresse untersucht, die nur eine kurze Kontaktberührzeit ermöglicht.

#### *Modellversuch Spindelpresse*

Die experimentellen Versuche wurden an einer Spindelpresse der Fa. Weingarten durchgeführt. Die Spindelpresse ist eine energiegebundene Umformmaschine. Die eingebrachte Energie wird in diesem Fall als rotatorische Energie in einem Schwungrad gespeichert. Das Schwungrad ist mit einer Spindel verbunden, die die rotatorische Bewegung in eine geradlinige Abwärtsbewegung des Stößels umwandelt. Somit können schlagartige Energien erzeugt werden. Durch die schlagartige Einbringung der Energie in die Platine und das sofortige auseinanderfahren der Presse nach der Umformung kann die Bildung von DIF bei dieser Versuchsvariante untersucht werden.

Bei den vorigen Versuchen war die lange Kontaktzeit während des Abkühlvorgangs der limitierende Faktor für die Bildung von deformationsinduziertem Ferrit (DIF). Aufgrund des Werkzeugkontaktes mit der Platine wurde die, für die Bildung von DIF nötige Umformtemperatur nicht erreicht und es kam zum vorzeitigen Abkühlen der Platinen. Hierdurch kommt es zu einer raschen Bildung von Martensit. Somit konnte mit einem industrieähnlichen Formhärteprozess kein deformationsinduzierter Ferrit erzeugt werden. Bei dem neuen Ansatz handelt es sich um den Aufbau eines Modellversuchs, bei dem der ungewünscht schnelle Temperatúrauszug aufgrund der langen Kontaktzeit reduziert wird. Durch die schnelle Stempelbewegung und den sehr kurzen Werkzeugkontakt der Spindelpresse kann das erforderliche Temperatur-Zeit-Regime für die Erzeugung von DIF eingehalten werden. Ebenfalls muss während der Versuche eine Variation der Prozessparameter für die Erzeugung von DIF gewährleistet werden. Da die Abkühlrate des Werkstücks großen Einfluss auf die Bildung von DIF hat, wurden im Vorfeld unterschiedliche Abkühlraten durch den Einsatz von verschiedenen Medien wie z.B. Öl, Wasser, Druckluft und Sand überprüft. Des Weiteren wurden während der Versuche die Prozessparameter wie der Umformgrad, die Umformtemperatur und die Werkzeugtemperatur untersucht. In Abbildung 4-8 ist der Versuchsaufbau des Modellversuchs zur Erzeugung von DIF dargestellt.

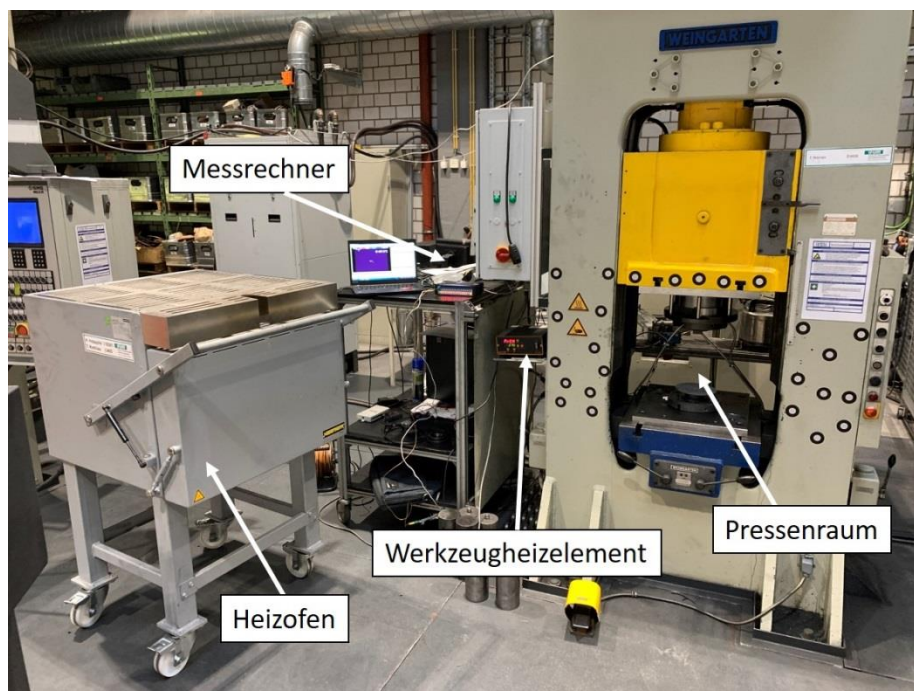


Abbildung 4-8: Versuchsaufbau des Modellversuchs zur Erzeugung von DIF

Figure 4-8: Experimental setup for the generation of DIF

Die Deformationswerkzeuge wurden im Pressenraum der Spindelpresse konzentrisch eingesetzt. Die Stempelgeometrie zur Erzeugung der Prägung befand sich auf der Oberfläche des Unterwerkzeuges. Das Oberwerkzeug besitzt eine ebene Oberfläche. Für die Erzeugung einer definierten Abkühlung stand ein automatisiert herausfahrender Arm mit Luftdüsen zur Verfügung. Dieser wurde nach jedem Schlag automatisch herausgefahren und kühlte die Probenoberfläche ab. Je nach Luftdruck und Blaszeit konnten Abkühlzeiten von 30 K/s – 50 K/s realisiert werden. In Abbildung 4-9 ist der Pressenraum der Spindelpresse mit eingebauten Werkzeugen dargestellt.

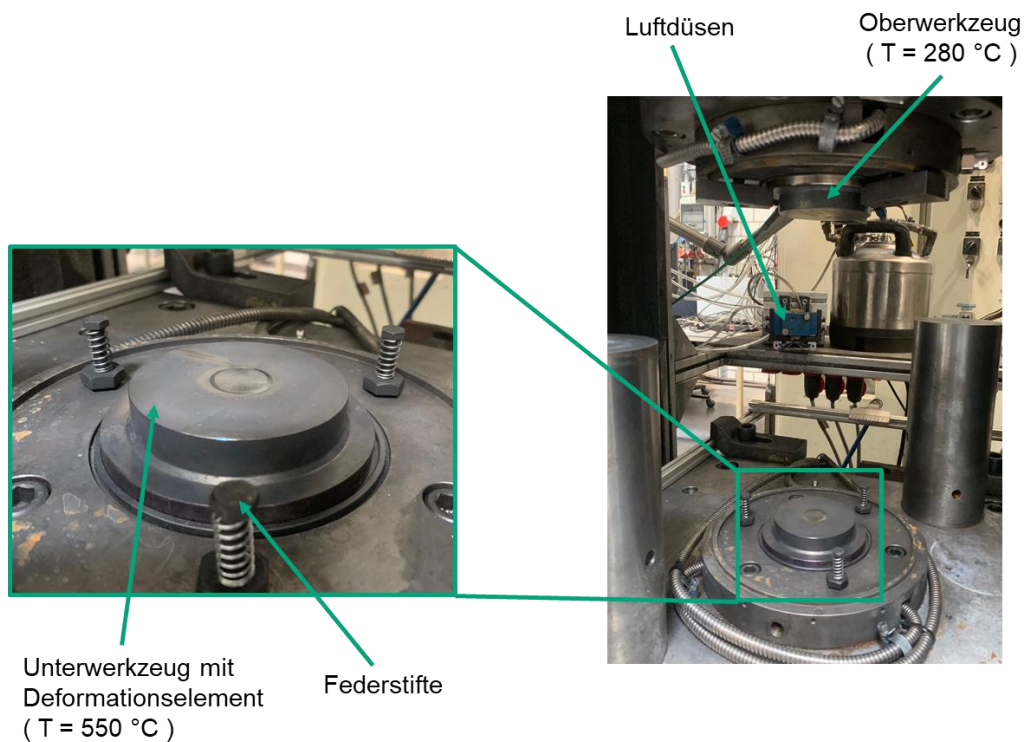


Abbildung 4-9: Pressenraum der Spindelpresse mit eingebauten Werkzeugen

Figure 4-9: Screw press with inserted tools

Um dem schnellen Wärmeauszug aus den geprägten Platinen entgegenzuwirken und die Abkühlrate zu reduzieren, wurden die Versuche mit beheizten Werkzeugen und Federstiften durchgeführt. Das Unterwerkzeug wurde bei den Versuchen im Ofen auf eine Temperatur von 550 °C erwärmt, wobei das Oberwerkzeug mit Hilfe von Heizpatronen auf eine Temperatur von 270 °C erwärmt wurde. Ohne die Erwärmung der Werkzeuge blieb die Bildung von deformationsinduziertem Ferrit völlig aus. Um Aussagen über die, für einen Prägepunkt benötigten Prozesskräfte treffen zu können, wurde der Versuchsaufbau an der Spindelpresse durch eine Kraftmessdose erweitert. Mit Hilfe der Kraftmessdose konnten die erforderlichen Prägekräfte aufgenommen werden. Als Werkstück wurden Ronden aus 22MnB5 mit einer Blechdicke von 1,5 mm und einem Durchmesser von 170 mm geschnitten. Um das Auswölben der Ronden nach den Versuchen zu unterbinden, wurden die Ronden definiert angeschnitten. Analog zu den bereits durchgeführten Versuchen wurden die Ronden im Ofen bei 930 °C austenitisiert und anschließend auf die Federstifte am Unterwerkzeug gelegt. Die Einbringung der Ausdünnung wurde ebenfalls bei unterschiedlichen Umformtemperaturen zwischen 600 °C und 800 °C durchgeführt. Neben den 45 mm x 45 mm Platinen wurden auch Kopf- und Scherzugproben ausgedünnt. Für die Kopfzugproben wurde eine Geometrie von 235 mm x 45 mm und für die Scherzugproben eine Geometrie von 105 mm x 45 mm verwendet. Im Anschluss an die Deformation wurden die Platinen beidseitig durch Luftdüsen und einer konstanten, definierten Abkühlrate von 40 K/s abgekühlt. Nach jeder Prägung wurde zur Kontrolle der Prägepunkt mittels eines Dickenmessgeräts gemessen, um eine immer gleichbleibende Prägung zu gewährleisten.

### 4.3.2 Formhärten am Forschungsinstitut 2 / Press-hardening process at Research Institute 2

Zur Aufnahme des Ausgangszustandes wurde der 22MnB5+AS150 in einem Kammerofen bei einer Temperatur von 930 °C und einer Ofenverweilzeit von 360 s austenitisiert. Nachfolgend wurde die Platine zum Umformwerkzeug transferiert. Die Umformung erfolgte mittels Flachmatrize, die eine kontrollierte Abkühlung des Werkstoffes bei einer Kraft von 70 kN gewährleistete. Eine detaillierte Darstellung des verwendeten Formhärteprozesses wurde im AiF-Projekt 18939 beschrieben.

Zur Bestimmung der Anforderungen an die im Umformprozess ausgedünnten Proben wurden Analogieversuche mit verschiedenen Blechdicken durchgeführt. Um den Einfluss der Ofentemperatur auf die Schweißseignung zu untersuchen, wurden die Ofentemperaturen und -verweilzeiten sowie Blechdicken variiert, siehe Tabelle 4-8.

Tabelle 4-8: Verwendete Blechdicken und Ofenparameter

Table 4-8: Used sheet thicknesses and furnace parameters

	Blechdicke	Ofentemperatur [°C]	Ofenzeiten [s]
22MnB5+ AS150	1,0 mm	880	240   480
		905	360
		930	240   480
	1,5 mm	880	360
		905	240   360   480
		930	360
	2,0 mm	880	240   480
		905	360
		930	240   480

Um eine Aussage über die Aufheizraten der Blechplatten, während des Ofenprozesses zu erlangen, wurden Temperaturmessungen in situ durchgeführt. Auf den Oberflächen der 22MnB5 wurden drei Temperaturelemente des Typs K aufgeschweißt, die zur Messung der Platinentemperatur diente, siehe Abbildung 4-10.

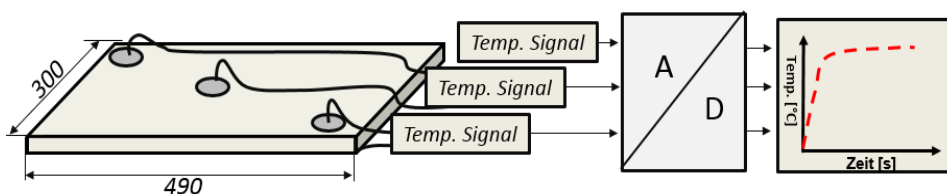


Abbildung 4-10: Temperaturmessung während des Ofenprozesses

Figure 4-10: Temperature measurement during the furnace process

Die ermittelten Temperatursignale wurden zeitsynchron an ein Analog / Digital – Wandler mit einer Abtastrate von 5 Hz erfasst. Im Anschluss wurden signifikante Bereiche im Temperatur-Zeit-Diagramm bestimmt, die Informationen über Umwandlungsvorgänge ( $Ac_3$ ) und der AlSi-Beschichtung ermöglichen.

### 4.3.3 Widerstandspunktschweißen / Resistance Spot Welding

Im Rahmen des Forschungsprojekts wurden für die Herstellung sämtlicher Schweißungen die Widerstandspunktschweißanlage der Firma NIMAK GmbH (*Deutschland*) verwendet. Wie der Abbildung 4-11 zu entnehmen ist, handelt es sich um eine Ständermaschine in C-förmiger Bauweise.

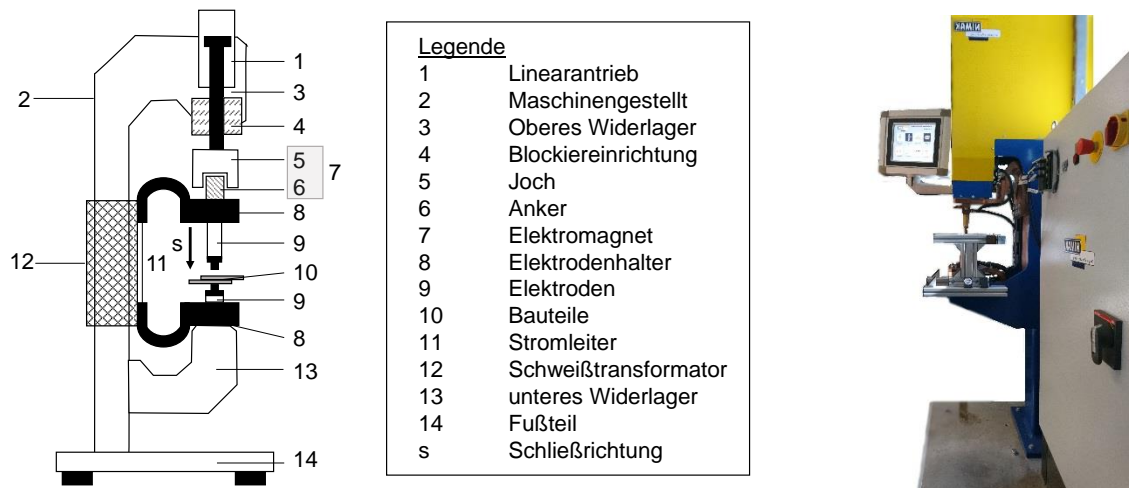


Abbildung 4-11: Schematische Darstellung der Widerstandspunktschweißanlage

Figure 4-11: Schematic illustration of resistance spot welding equipment

Zur Erzeugung des Schweißstromes agierte ein Mittelfrequenzgleichstrominverter, der ebenfalls die Konstantstromregelung (*KSR*) für jeden Schweißvorgang gewährleistete. Die Besonderheit der verwendeten Widerstandspunktschweißanlage lag in der Elektrodenzustellung und Krafterzeugung. Die Zustellung der oberen Elektrode erfolgte mittels Linearantrieb (1). Wohingegen die eigentliche Krafterzeugung durch einen Elektromagneten realisiert wurde (7). Die eingesetzte Technologie ermöglichte es die Anpresskraft der Elektroden sowie das Nachsetzverhalten während des Schweißvorganges schnell und dynamisch zu regeln. Weiterhin wurden an der Anlagenregelung die momentanen Messsignale des Schweißstromes und der Elektrodenkraft sowie –bewegung abgegriffen. Die technischen Daten der Schweißanlage sind in der Tabelle 4-9 zusammengefasst [Sch20].



Tabelle 4-9: Technische Daten der Versuchsschweißanlage, nach [Sch20]

Table 4-9: Technical specifications of the test welding machine, according to [Sch20]

Parameter:	Eigenschaft:
Anlagenhersteller	NIMAK GmbH
Bauweise der Anlage	Ständerbauweise (C-förmig)
Erzeugung des Schweißstromes	1000 Hz MFDC
Elektrodenzustellung	Linearantrieb
Schweißkraftherzeugung	magneticDRIVE®
max. Elektrodenkraft	10 kN
Kraftanstiegsgeschwindigkeit	10 kN/30 ms
Kraftwiederholgenauigkeit	+/- 10 N
eingestellte Kühlung der Elektroden	10,5 l/min
Ausgegebene Messgrößen	Schweißstrom, Elektrodenkraft und -bewegung

#### 4.3.4 Halbhohlstanznieten / Riveting

Sämtliche Halbhohlstanznietverbindungen wurden an der RIVSET® Gen<sup>2</sup> der Firma Böllhoff Verbindungstechnik GmbH (*Deutschland*) durchgeführt. Wie der Abbildung 4-12 zu entnehmen ist, handelt es sich um eine hydraulische Stanznietzange in C-förmiger Bauweise.

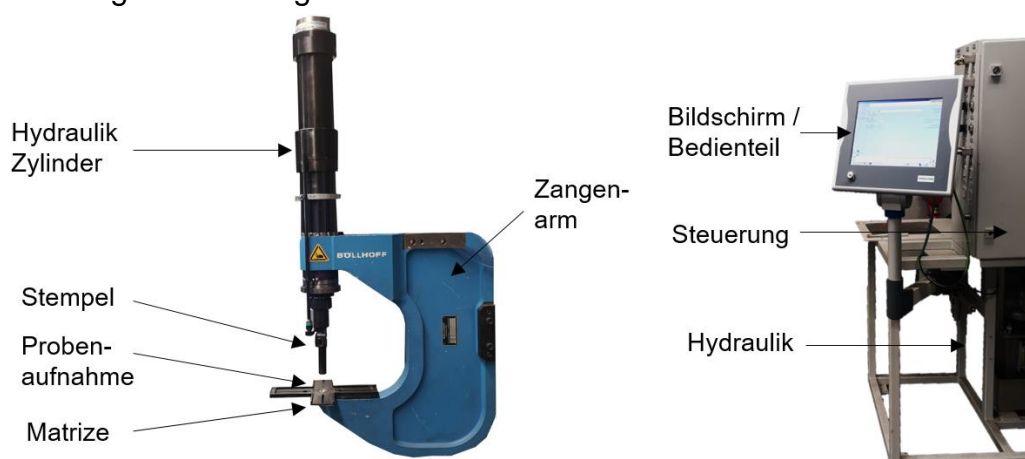


Abbildung 4-12: Darstellung der verwendeten Halbhohlstanznietzange RIVSET® Gen<sup>2</sup>

Figure 4-12: Illustration of the self-pierce riveting machine RIVSET® Gen<sup>2</sup> used

Die verwendete Nietzange eignete sich für das Fügen von Stählen mit einer Zugfestigkeit von 1600 MPa und einer Blechdicke von bis zu 1,8 mm in der Decklage. Für diesen Anwendungsfall muss ein spezieller RIVSET® HDX-Niet verwendet werden, der eine modifizierte Schneidengeometrie, Schaftdurchmesser und Festigkeit aufweist. Die nachfolgende Tabelle zeigt die technischen Daten der verwendeten Halbhohlstanznietzange.

Tabelle 4-10: Technische Daten der Halbhohl Nietzange, in Anlehnung an [Sch20]

Table 4-10: Investigated material thickness combination and cross section view [Sch20]

Parameter:	Eigenschaft:
Anlagenhersteller	Böllhoff Verbindungstechnik GmbH
Typenname	RIVSET® Gen <sup>2</sup>
Bauweise der Anlage	hydraulische Nietzange (C-förmig)
Niederhalterkraft	7,7 kN
Setzkraft	78,0 kN
Prozesszyklus	< 1,5 s / Niet
Kontrolle der Bauteil- / Niethöhe	+/- 0,25 mm
Möglicher Schaftdurchmesser	Ø 5,3 mm / Ø 6,5 mm
Matrizendom	Wechselbar

In den mechanischen Fügeuntersuchungen wurden sowohl die Stanzniete als auch die Matrizen variiert. Neben speziellen HDX-Nieten wurden auch C-, P-, HD2- und HD3-Niete genutzt, die für geringe Festigkeiten der Decklage ausgelegt wurden. Es diente der Überprüfung der formgehärteten lokal entfestigten Proben zur Substitution der speziellen Niete mit kostengünstigeren Nietsystemen. Die technischen Daten der Matrizen und Nietsystemen sind dem Anhang zu entnehmen.

#### 4.4 Verwendete Prüfverfahren / Test methods

##### 4.4.1 Qualitätskriterien für das Widerstandspunktschweißen / Quality requirements for resistance spot welding

Die Beurteilung der Schweißqualität erfolgte unter Berücksichtigung des Stahl-Eisen-Prüfblattes (SEP) 1220-2 Teil 2 sowie betriebsinterner Normen. Die nachfolgende Abbildung stellt exemplarisch eine Dreiblechverbindung mit den dazugehörigen Qualitätsanforderungen dar.

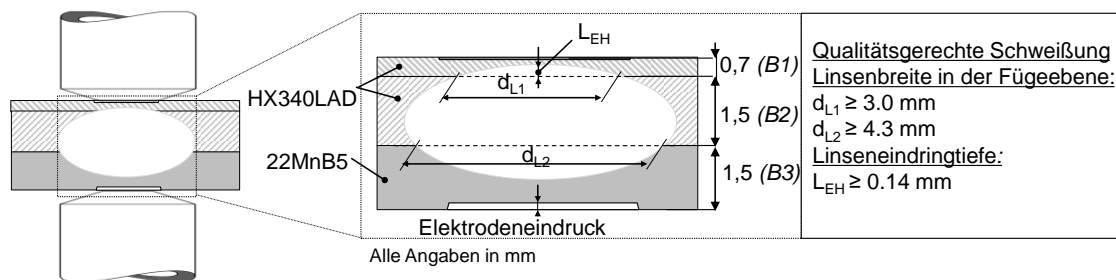


Abbildung 4-13: Untersuchte Materialdickenkombination und detaillierte Querschliffdarstellung

Figure 4-13: Investigated material thickness combination and cross section view

Bei den gewählten Materialdickenkombinationen (MDK) ist die Anbindung des dünnen Außenbleches (B1) problematisch, dass sich in dem ungünstigen Verhältnis der Blechdicken (B1/B2) begründen lässt [Din09]. Die folgenden Qualitätskriterien mussten für eine anforderungsgerechte Schweißung in jeder Fügeebene erfüllt werden: 1) Es muss eine Linseneindringtiefe ( $L_{EH}$ ) von mindestens 20 % der jeweiligen Blechdicke ( $t$ ) vorliegen. 2) Es musste mindestens ein Linsendurchmesser ( $d_{Lmin}$ ) von  $3,5\sqrt{t}$  erfüllt werden. Um die Stabilität des Schweißprozesses zu bestimmen, wurden Schweißbereichsdiagramme nach SEP 1220-2 ermittelt. Zur Aufstellung des

Schweißbereiches wurde eine Punktfolge mit ansteigenden Stromwerten bei konstanter Schweißzeit und Elektrodenkraft geschweißt. Sobald die vordefinierten Qualitätsanforderungen erreicht wurden, war die Mindestqualitätsanforderung ( $I_{min}$ ) erfüllt [Sal14]. Die obere Stromgrenze ( $I_{max}$ ) wurde durch das Entstehen von Grenzflächenspritzern limitiert. Aus der Differenz der unteren und oberen Stromgrenze wurde der Schweißbereich ( $I$ ) ermittelt [Sal14; Woh19]. Als Vergleichsbasis der Untersuchungen dienen die Schweißparameter nach DIN EN ISO 18278-2, die der nachfolgenden Tabelle zu entnehmen sind.

Tabelle 4-11: Schweißparameter in Anlehnung an DIN EN ISO 18278-2

Table 4-11: Welding parameters according to DIN EN ISO 18278-2

Elektrodenkraft $F_E$	Schweißzeit $t_s$	Vorhaltezeit / Nachhaltezeit	Anzahl der Impulse	Elektrodenform (DIN EN ISO 5821)
4,5 kN	380 ms	300 ms	1	F1-16-20-8-6-50

#### 4.4.2 Qualitätskriterien für das Stanznieten / Quality criterias for self-pierce riveting

Die Beurteilung der Nietverbindung erfolgte unter Berücksichtigung des DVS-Merkblattes 3410 sowie betriebsinterner Normen. Die nachfolgende Abbildung stellt exemplarisch eine Nietverbindung mit den dazugehörigen Qualitätsanforderungen dar.

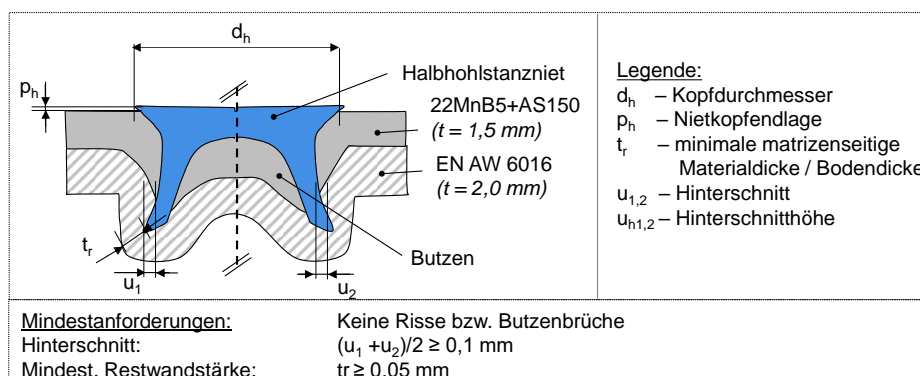


Abbildung 4-14: Qualitätskriterien des Halbhohlstanznietes am Querschliff, in Anlehnung an DVS 3410

Figure 4-13: Quality criteria of the self-pierce rivet in cross section, based on DVS 3410

Für die Halbhohlstanznietverbindungen musste stets gewährleistet werden, dass keine Risse innerhalb des Nietes bzw. Grundmaterials entstehen. Ebenfalls musste für eine anforderungsgerechte Fügeverbindung eine ausreichende Restwandstärke ( $t_r$ ) und Hinterschnitt ( $u_i$ ) vorliegen. Der Kopfüberstand ( $p_h$ ) des Nietes durfte am gefügten Bauteil nur eine geringe Abweichung von 1,0 mm besitzen. Ebenfalls durfte die Fügeverbindung eine Exzentrizität von maximal 0,4 mm zwischen Niet und Matrizenprägung aufweisen. In der nachfolgenden Tabelle sind die verwendeten Nietsysteme und Matrizen gegenübergestellt.

Tabelle 4-12: Verwendeten Matrizen und Niettypen

Table 4-12: Rivet dies and rivets

Konturbezeichnung	Matrizendurchmesser	Matrizentiefe	Domkontur	Verwendung
SM1200130	12,00 mm	2,5 mm	Ja	HDX-Niet
SM0950118	09,60 mm	1,6 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
SM1200208	11,50 mm	2,3 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
SM1000188	10,00 mm	2,0 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
SM1000111	10,20 mm	2,3 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
D108A020	09,85 mm	1,6 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
DZ1102050	11,40 mm	1,5 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
KA1102120	11,20 mm	2,0 mm	Ja	C5, HD2- und HD3-Niet
SM1000072	10,60 mm	1,6 mm	Nein	C5, HD2- und HD3-Niet
FM1002120	11,00 mm	2,0 mm	Nein	C5, HD2- und HD3-Niet
Typ des Nietes	Nenn Durchmesser	Nennlänge (mm)	Härte (DVS 3410)	
RIVSET® HDX	6,5 mm	5,0 / 6,0	H6 (555 ± 25 HV10)	
C - Typ	5,3 mm	4,0 / 4,5 / 5,0 / 6,0	H4 (480 ± 30 HV10)	
HD2 - Typ	5,3 mm	5,0 / 6,0	H4 (480 ± 30 HV10)	
HD3 - Typ	5,3 mm	5,5	H4 (480 ± 30 HV10)	

#### 4.4.3 Festigkeitsprüfung / Strength testing

Scherzugprüfungen wurden zur Bestimmung der Verbindungsfestigkeit durchgeführt. Die Scherzugprüfungen erfolgten nach den Vorgaben der DIN EN ISO 14273 [Din16]. An der unteren und oberen Grenze des Schweißbereiches wurden jeweils fünf Scherzugproben geschweißt [Sep11]. Ebenfalls wurden fünf Scherzugproben für die Proben des Halbhohlstanznietens erzeugt. Die verwendeten Probengeometrien sind in der nachfolgenden Abbildung dargestellt.

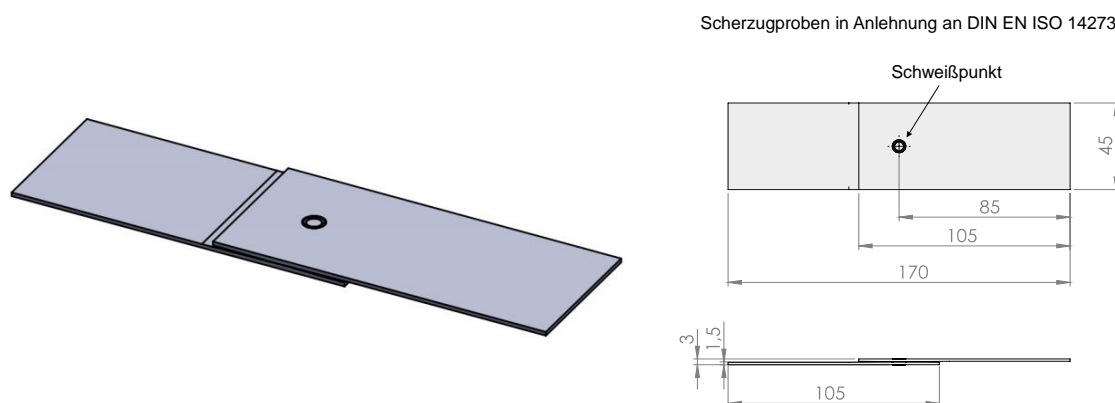


Abbildung 4-15: Probengeometrie für den Scherzugversuch: a) Schweißprobe, b) Nietprobe

Figure 4-14: Specimen geometry for the shear tensile test: a) welding specimen, b) riveting specimen

In den durchgeführten Versuchen handelte es sich um Einpunktproben, d. h. es wurde der Fügepunkt in der Mitte des Überlappungsbereiches gesetzt. Die Abbildung 4-15 zeigt sowohl die verschweißte und genietete Scherzugprobe und dessen Abmessungen. Die Scherzugprüfung erfolgt an der Materialprüfmaschine TC-

FR250SN.A4K der Firma Zwick GmbH & Co. KG. Zum Einspannen der Zugproben in die Klemmvorrichtung der Prüfmaschine werden Ausgleichsbleche verwendet [Sep11; Din16]. Zudem muss zwischen den Spannbacken eine freie vertikale Einspannlänge von 95 mm bzw. 90 mm gewährleistet sein. In der Versuchsdurchführung wurde die eingespannte Probe mit einer Prüfgeschwindigkeit von 10 mm / min auseinandergezogen. Infolge der ansteigenden Scherzugkraft wurde die Probe belastet und versagt schließlich. Als Ergebnis der Versuche wurde die aufgewendete Kraft der Maschine gegenüber dem Traversenweg dargestellt. Die eingebrachte Energie wurde durch den Flächeninhalt dieses Diagrammes ermittelt.

#### 4.4.4 Metallografische Untersuchung / Metallographic analysis

Die metallografischen Untersuchungen wurden für die Bestimmung der Schweißlinsengeometrie und Nietverbindung sowie zur Charakterisierung der Al-Si-Beschichtung verwendet. Für die Schliiffherstellung wurde senkrecht zur Blechoberfläche der Schweiß- / Nietpunkt in der Mitte nassgetrennt. Anschließend wurden die Proben warm eingebettet und in einem mehrstufigen Schleif- und Polierprozess bearbeitet. Zum Sichtbarmachen der Schweißlinse wurde die Schliiffebene mit 3 % - Nital geätzt. Die mikroskopische Untersuchung des Querschliffes erfolgt mit dem Auflichtmikroskop MEF4a der Firma *Leica Microsystems GmbH (Deutschland)*. An der unteren und oberen Grenze des Schweißbereiches wurden jeweils ein Mikroquerschliff angefertigt. Für jeden getätigten Querschliff wurden die geometrischen Abmessungen dokumentiert. Exemplarisch stellt die Abbildung 4-16 einen Mikroquerschliff dar, bei dem die Linsenabmessungen bestimmt wurden [Ade13].

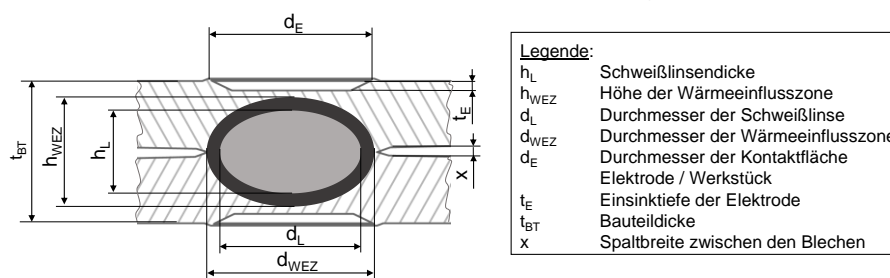


Abbildung 4-16: Exemplarischer Mikroschliff deren geometrische Abmessungen, in Anlehnung an [Ade13]

Figure 4-15: Exemplary cross-section with geometrical specifications, based on [Ade13]

Um den Einfluss des Formhärtens auf die Aluminium-Silizium Beschichtung zu charakterisieren, wurde eine 500-fache Vergrößerung der Schicht durchgeführt. Die Abbildung zeigt die zumessende Aluminium-Silizium Gesamtschicht, bei der an mindestens zehn Messpunkten die jeweiligen Schichtbestandteile bestimmt wurden. Für jeden zu untersuchenden Mikroquerschliff wurde dieses Vorgehen an drei unabhängigen Schichtbereichen wiederholt.

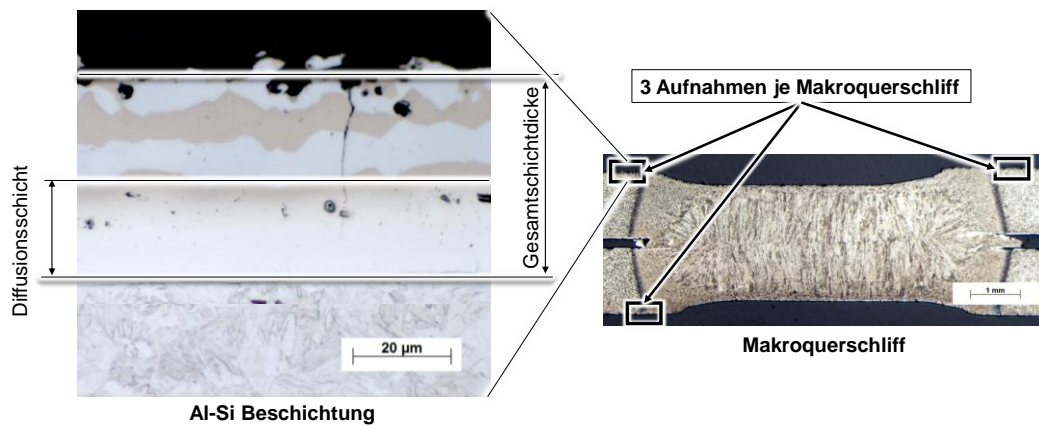


Abbildung 4-17: Charakterisierung der Al-Si-Beschichtung  
 Figure 4-16: Characterization of the Al-Si coating

#### 4.4.5 Verwendete Probengeometrien / Specimen geometry

Die Abbildung 4-18 zeigt die verwendeten Probengeometrien der durchzuführenden Fügeuntersuchungen. Zum einen wurden überlappende Proben nach SEP 1220 – Teil 2 verwendet und Scherzugproben in Anlehnung an DIN EN ISO 14273 genutzt [Sep11; Din16]. Zum anderen wurden Schlagzugproben nach DIN EN ISO genutzt.

Überlappende Proben nach SEP 1220 – Teil 2

Scherzugproben in Anlehnung an DIN EN ISO 14273

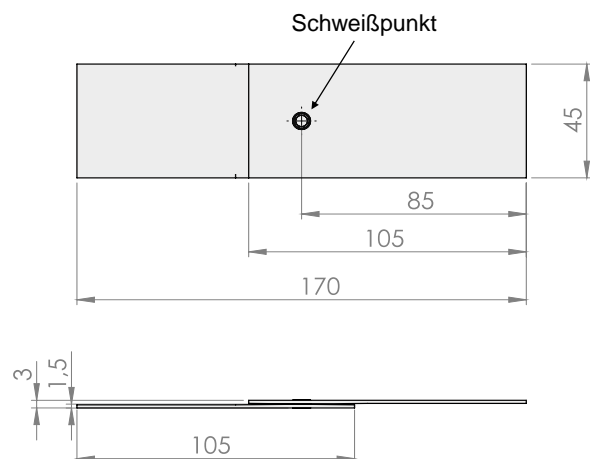
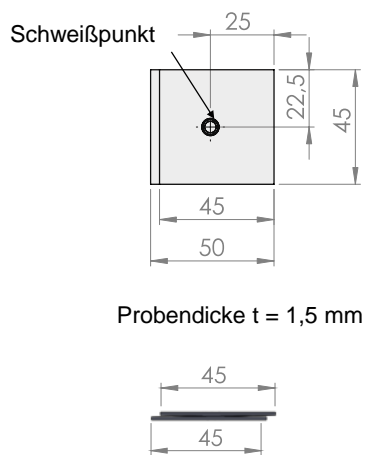


Abbildung 4-18: Verwendete Probengeometrien, a) Überlappende Proben b) Scherzugproben  
 Figure 4-17: Used sample geometries of the joining tests, a) Overlapping b) Shear tensile

Zur Ermittlung des Schweißbereiches, Nietversuche und dessen Schlifffanfertigung wurden überlappende Proben verwendet. Die Probe bestanden aus zwei Blechen ( $45 \text{ mm} \times 45 \text{ mm}$ ) die eine 40 mm Überlappung aufwiesen und mit einem Schweiß- / Nietpunkt mittig gefügt wurden. Für die Scherzugprüfung wurden Bleche mit einer Länge von 105 mm und einer Breite von 45 mm gefertigt.

Zur Überprüfung der mechanischen Eigenschaften der formgehärteten Bleche wurden Zugversuche nach DIN 50125 durchgeführt. Die Abbildung 4-19 stellt die verwendete Flachzugprobe dar.

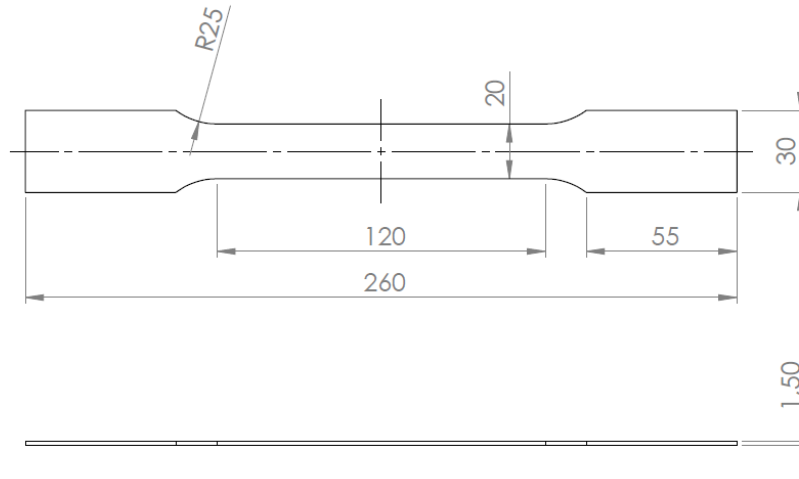


Abbildung 4-19: Verwendeten Flachzugprobe nach DIN 50125 zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der formgehärteten Bleche

Figure 4-18: Used flat tensile specimen according to DIN 50125 to determine the mechanical properties of the hot stamped sheets



## 5 Experimentelle Ergebnisse / Experimental Results

Im Folgenden werden die Ergebnisse der experimentellen Versuche dargestellt.

### 5.1 Auslegung und Aufbau eines Demonstratorwerkzeugs / Design and construction of a demonstrator tool

#### 5.1.1 Konstruktion des Werkzeugs / Design of the forming tool

Für die Einbringung von Deformationen zur lokalen Festigkeitsreduzierung während des Formhärteprozesses wurde ein Demonstratorwerkzeug konstruiert. Mit Hilfe des Werkzeugkonzeptes soll die Einbringung der nötigen Prägungen in einen Formhärteprozess integriert werden. Das Demonstratorwerkzeug besteht aus einer Ober-, Mittel- und Unterplatte, einem Stempel sowie einer Matrize und ist in der Geometrie einem B-Säulenfuß nachempfunden. In Abbildung 5-1 ist die Konstruktionsansicht des Demonstratorwerkzeuges dargestellt.

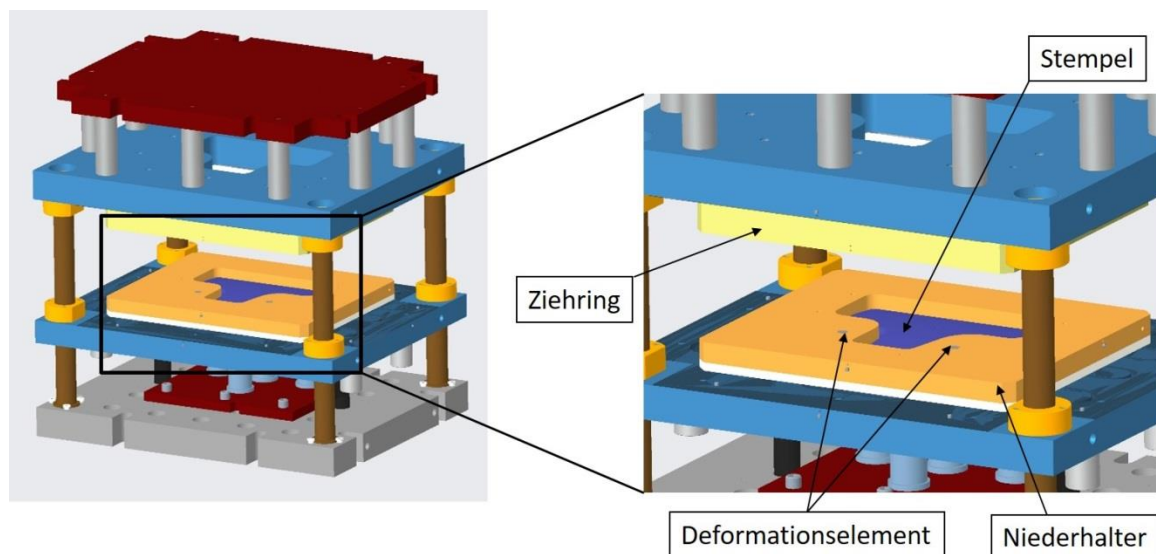


Abbildung 5-1: Konstruktionsansicht des Demonstratorwerkzeuges mit den dazugörigen Komponenten

Figure 5-1: Design view of the demonstrator tool with important components

Durch die integrierten Deformationselemente, welche unterhalb der Mittelplatte angebracht sind, sollte während des Schließens des Werkzeugs eine Deformation in der Platine erzeugt werden. Die Blechplatte aus 22MnB5 wird nach der Austenitisierung im Ofen auf die Mittelplatte gelegt, woraufhin die Presse zusammenfährt. Durch das Schließen der Werkzeugplatten und der Bewegung des Stempels findet die Formgebung in der Blechplatte statt. Nachdem die Formgebung abgeschlossen ist, werden durch die integrierten Deformationselemente, welche im



Flanschbereich liegen, die gewünschten Ausdünnungen in das Blech eingeleitet. Dies soll im unteren Totpunkt der Stößelbewegung stattfinden, um somit eine Beeinflussung durch Relativbewegungen zu vermeiden.

Die Deformationselemente, welche das Material im Flanschbereich ausdünnen, sind mit Federn vorbelastet. Beim Zusammenfahren werden die Federn gestaucht und die Stempel fahren aus, beim Auseinanderfahren der Presse werden die Federn entlastet und die Stempel fahren durch die Vorspannung selbstständig wieder ein. In der unteren Abbildung 5-2 ist die Konstruktionsansicht der Deformationselemente dargestellt.

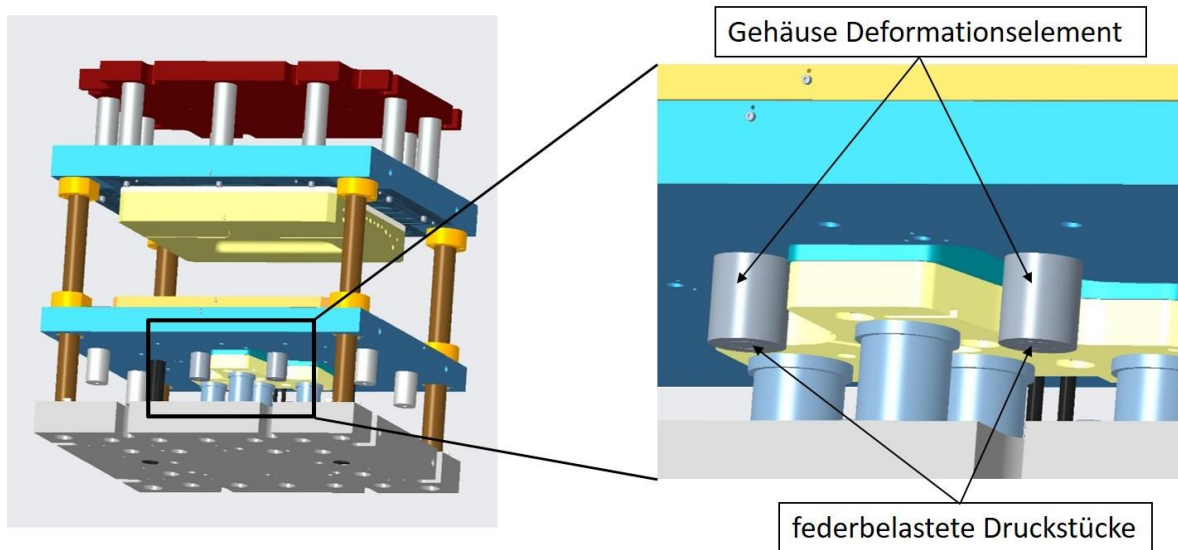


Abbildung 5-2: Demonstratorwerkzeug mit Deformationselementen

Figure 5-2: Design view of the demonstrator tool

Die Einstellung der unterschiedlichen Deformationstiefen kann durch Einsätze mit unterschiedlichen Höhen realisiert werden. Hierfür werden kleine Blöcke mit definierten Höhen, in die explizit hierfür vorgesehenen Nuten auf der Unterplatte platziert. Je nach Höhe können somit definierte Ausdünnungstiefen realisiert werden. In Abbildung 5-3 ist eine Detailansicht der federbelasteten Deformationselemente vor und nach der Umformung dargestellt.

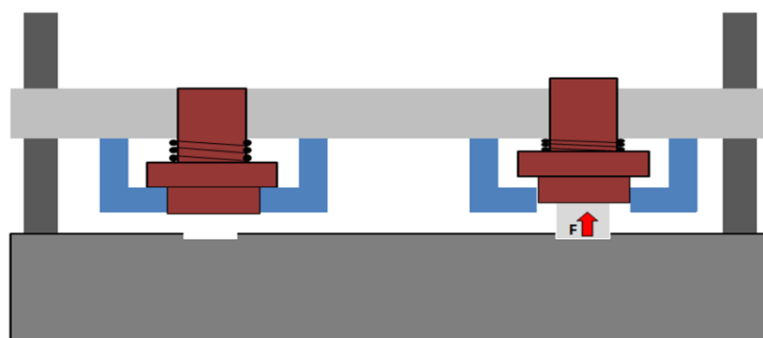


Abbildung 5-3: Federbelastete Deformationselemente vor und nach der Umformung (schematisch)

Figure 5-3: Spring loaded deformation elements before and after forming (schematic)

Zur Ermittlung der nötigen Prozessparameter für die Bauteilumformung und die Einbringung der Prägertiefen wurde das beschriebene Werkzeugkonzept numerisch ausgelegt.

### 5.1.2 Numerische Prozessentwicklung / Numerical process development

Die simulierte Formhärteprozessroute beinhaltet den Transfer vom Ofen zur Umformpresse und die Warmblechumformung. Darüber hinaus wurde der Prozess um das temperierte Prägen direkt nach der Warmblechumformung erweitert. Weiterhin wurde eine optimale Platzierung der Stempel für das Prägen im Flansch des Demonstrators analysiert. Darüber hinaus wurde eine mögliche Anzahl von Prägestempeln bewertet, da die notwendige Umformkraft für das Prägen die maximal bereitstellbare Umformkraft einer gängigen Umformpresse schnell übersteigen kann. Abschließend wurde die Geometrie der Prägestempel und deren Einfluss auf die maximale Umformkraft analysiert.

#### *Simulationsmodelle des Transfers und der Warmblechumformung*

Zunächst wurde ein zweistufiges Simulationsmodell bestehend aus einem Transferprozess und einer Warmblechumformung mit Simufact.Forming 15 erstellt. Zuerst wird dabei die vollaustenitisierte Platine mit einer Temperatur von 930 °C aus dem Ofen entnommen. Die Zeit für den Transfer und dem Verweilen im Werkzeug wurde mit 7 s abgeschätzt. Bei der Simulation des Abkühlvorgangs wurden Konvektion und Wärmestrahlung berücksichtigt. Das 3D-Simulationsmodell für die Warmblechumformung mit den dazugehörigen Randbedingungen ist in Abbildung 5-4 A dargestellt.

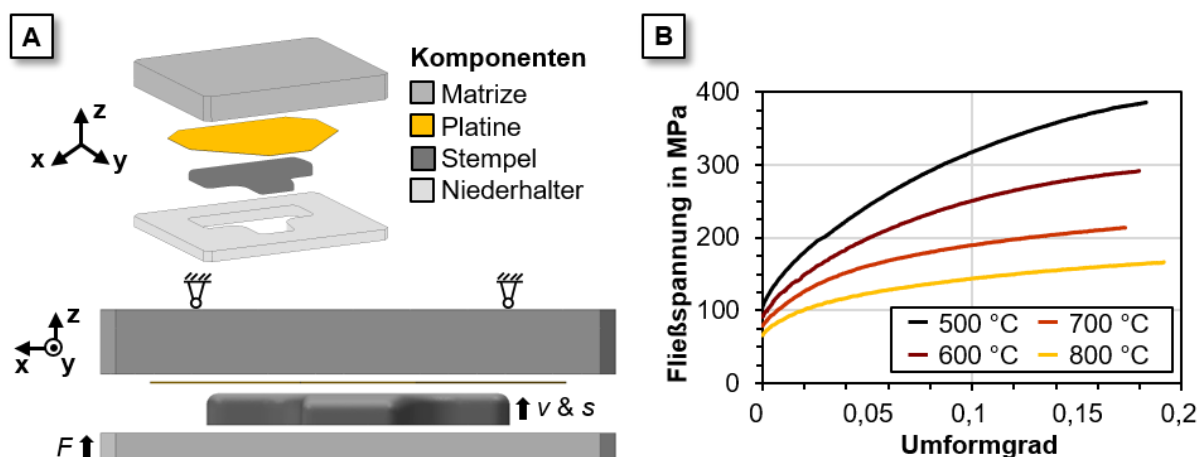


Abbildung 5-4: (A) Simulationsmodell des Demonstrators für die Warmblechumformung mit Stempelgeschwindigkeit  $v$ , Niederhalterkraft  $F$  sowie Stempelweg  $s$  und (B) experimentelle Fließkurven für 22MnB5 nach der Wärmebehandlung

Figure 5-4: (A) Simulation model of the demonstrator for hot sheet metal forming with punch speed  $v$ , holder force  $F$  as well as punch displacement  $s$  and (B) experimental flow curves for 22MnB5 after heat treatment

Die Geometrie des Demonstrators entsprach dem unteren Teil einer B-Säule. Das Modell umfasste die statische Matrize, die 1,5 mm dicke Platine und den Umformstempel. Der Stempel wurde um 30 mm in z-Richtung verfahren. Eine Werkzeugtemperatur von 150 °C wurde entsprechend des industriellen Anwendungsfalls einer stationären Serienfertigung definiert. Für die Modellierung der Reibung wurde das Coulomb-Reibgesetz verwendet und ein Reibungskoeffizient von 0,35 auf Grundlage der Datenbank in Simufact Forming 15 gewählt. Es wurde ein druckabhängiger Wärmeübergangskoeffizient nach [Oll10] verwendet. Die Platine wurde als elastisch-plastisch und die Werkzeuge als starre Körper mit Wärmeleitung modelliert. Zur Diskretisierung der Platinengeometrie wurden Solid-Shell-Elemente auf Basis der Hexaederform mit fünf Schalenschichten über die Blechdicke verwendet. Die Elementkantenlänge entsprach 4 mm. Für das Elastizitätsmodul des Platinenmaterials 22MnB5 wurde 210 GPa gewählt, für die Poissonzahl 0,3 und für die Dichte 7,8 kg/dm<sup>3</sup>. Das Fließverhalten des Platinenmaterials wurde mit dem Fließkriterium nach von Mises beschrieben. Das Formänderungsverhalten bei prozessrelevanten Temperaturen wurde mit Zugversuchen an dem Umformsimulator Gleeble 3800-GTC charakterisiert. Dazu wurden die Proben entsprechend der Prozessroute wärmebehandelt und anschließend bei den definierten Umformtemperaturen 500 °C-800 °C isotherm mit einer Umformgeschwindigkeit von 0,2 s<sup>-1</sup> bis zum Riss geprüft. Die entsprechenden Fließkurven sind in Abbildung 5-4 dargestellt. Die Werkstoffdaten für den Werkzeugstahl 1.2367 wurden der Simufact-Datenbank entnommen. Für die Berechnung der Modelle wurde ein impliziter Solver verwendet.

#### *Ergebnisse der Transfer- und der Warmblechumformsimulationen*

Die Temperaturverteilung nach dem Übergang vom Ofen zur Umformpresse ist in Abbildung 5-5 für die Platine dargestellt. Nach der Erwärmung auf 930 °C kühlt die Platine in 7 s Transferzeit durch Konvektion und Wärmestrahlung um ca. 200 °C auf ca. 729 °C ab. Am Rand der Platine ist eine stärkere Abkühlung festzustellen.

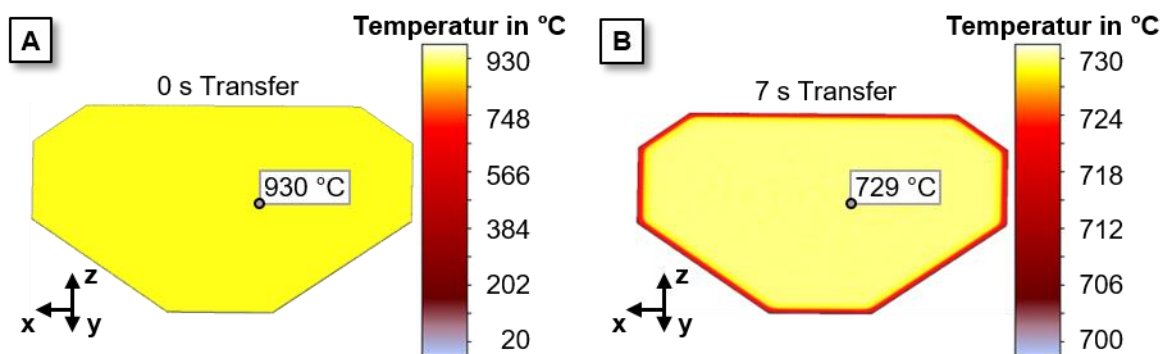


Abbildung 5-5: Resultierende Temperaturverteilung (A) zu Beginn des Transfers und (B) nach 7 s  
Figure 5-5: Resulting temperature distribution (A) at the beginning of the transfer and (B) after 7 s

In Abbildung 5-6 A ist die Temperaturverteilung des Demonstrators nach der Warmblechumformung dargestellt. Die niedrigste Temperatur befindet sich im Flansch des Demonstrators und beträgt ca. 600 °C. Des Weiteren wurde die Verteilung des

Umformgrads nach der Warmblechumformung analysiert und in Abbildung 5-6 B dargestellt. Der maximale Umformgrad beträgt ca. 0,38 und befindet sich am Radius des Stempels. Der Umformgrad im Flansch beträgt 0,02 bis 0,04. Da es keinen ebenen Bereich mit erhöhtem Umformgrad gibt, wurde die Lage der Prägestempel im Flansch so gewählt, dass eine Probenentnahme aus dem Demonstrator zur Prüfung der Prägungen im späteren Verlauf des Projekts gut möglich ist.

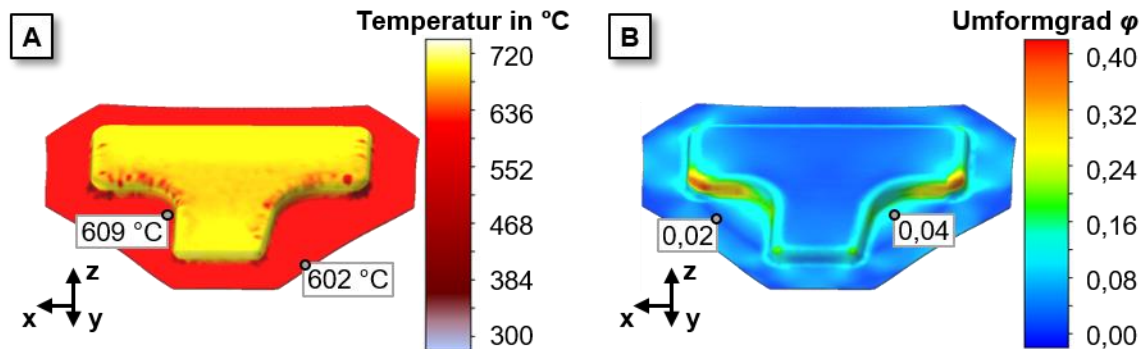


Abbildung 5-6: (A) Resultierende Temperaturverteilung und (B) Umformgradverteilung jeweils nach der Warmblechumformung

Figure 5-6: (A) Resulting temperature distribution and (B) plastic strain distribution after hot sheet metal forming

### *Simulationsmodell des Prägens*

Anschließend wurden die Simulationsmodelle um einen weiteren Prozessschritt zur Erzeugung einer lokalen Ausdünnung im Flansch erweitert. Die optimale Platzierung der Stempel für das Prägen wurde auf der Grundlage der Ergebnisse der Warmblechumformsimulation evaluiert. Die lokalen Prägungen wurden zentral im Flansch positioniert, wie in Abbildung 5-7 A dargestellt. Die Bauteilgeometrie wurde durch Hexaeder Solid-Elementen mit einer Elementkantenlänge von 4 mm diskretisiert. In den Bereichen der Prägungen wurde eine Verfeinerungsbox platziert, die eine lokale Elementkantenlänge von 0,5 mm erzeugt, um den Prägeprozess korrekt abbilden zu können. Der Prägestempel ist ein einfacher Zylinder mit einem Durchmesser  $D_{St}$  von 20 mm (Abbildung 5-7 B). Die Prägetiefe  $t_{Präg}$ , die der Eintauchtiefe des Prägestempels in den Flansch entspricht, wurde auf 0,5 mm festgelegt. Der Stempelkantenradius  $R_{St}$  wurde als scharfkantig mit 0,1 mm gewählt. Die Materialdaten und Randbedingungen wurden aus der vorherigen Umformstufe übernommen.

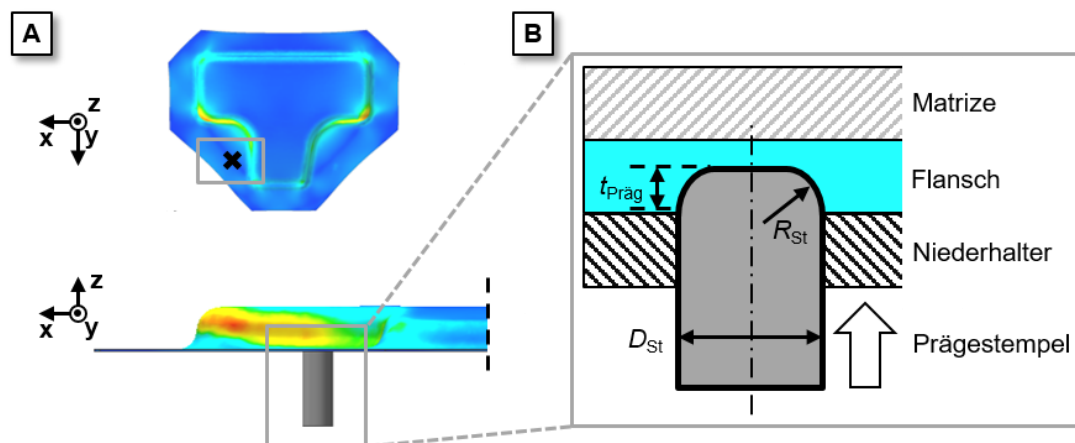


Abbildung 5-7: (A) Position der Prägestempel im Flansch des Demonstrators und (B) Geometrie des Stempels für die Prägungen

Figure 5-7: (A) Position in the flange of the demonstrator and (B) geometry of the punch for the local thinning

### Ergebnisse der Prägesimulationen

Die Verteilung des Umformgrads nach dem temperierten Prägen ist in Abbildung 5-8 dargestellt. Der Umformgrad nach einer Prägertiefe  $t_{\text{Präg}}$  von 0,5 mm beträgt ca. 0,37 und ist gleichmäßig über die Blechdicke der Prägung verteilt. Die berechnete, maximale Umformkraft zur Erzeugung einer Prägung beträgt 749 kN. Daher wurde abgeschätzt, dass experimentell zwar zwei Prägungen mit einer konventionellen Umformpresse (Hydraulische Doppelständerpresse der Firma DUNKES oder Spindelpresse Typ PSR 160 der Firma Weingarten jeweils mit 2500 kN Stößelkraft) erzeugt werden können.

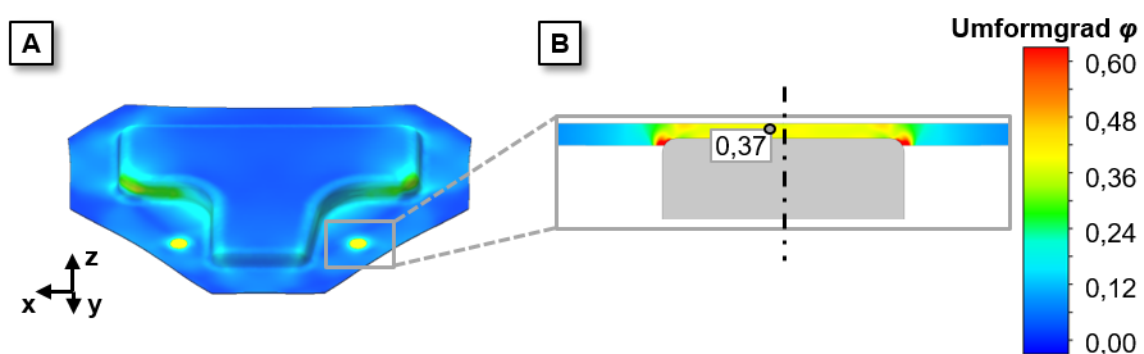


Abbildung 5-8: (A) Resultierende Verteilung des Umformgrads nach dem Prägen und (B) Nahaufnahme der Verteilung des Umformgrads

Figure 5-8: (A) Resulting distribution of the plastic strain after hot thinning and (B) close-up of the plastic strain distribution

### Analyse der Stempelgeometrie

Um in der folgenden Parameterstudie die Berechnungszeit zu optimieren, wurde zunächst geprüft, ob für die Prägungen im Flansch Rotationssymmetrie genutzt werden

kann und das 3D Modell in ein 2D Modell umgewandelt werden kann. Für die Vernetzung in 2D wurden der Advancing-Front-Algorithmus und Rechteckelemente verwendet. Ein Vergleich der Prägesimulationen in 3D und in 2D ist in Abbildung 5-9 zu sehen. Die Verteilung des Umformgrads ist ähnlich homogen für beide Simulationen und weist eine Differenz von weniger als 2 % auf. Auch die maximale Umformkraft der Prägesimulationen ist sehr ähnlich und unterscheidet sich um weniger als 3 %. Da die Abweichungen der Ergebnisse für die Simulationen in 3D und 2D insgesamt nur sehr gering ausfallen, wurde die Variante in 2D gewählt, um die Berechnungszeit von ca. 9,5 Stunden (3D Fall) auf 8 min zu reduzieren.

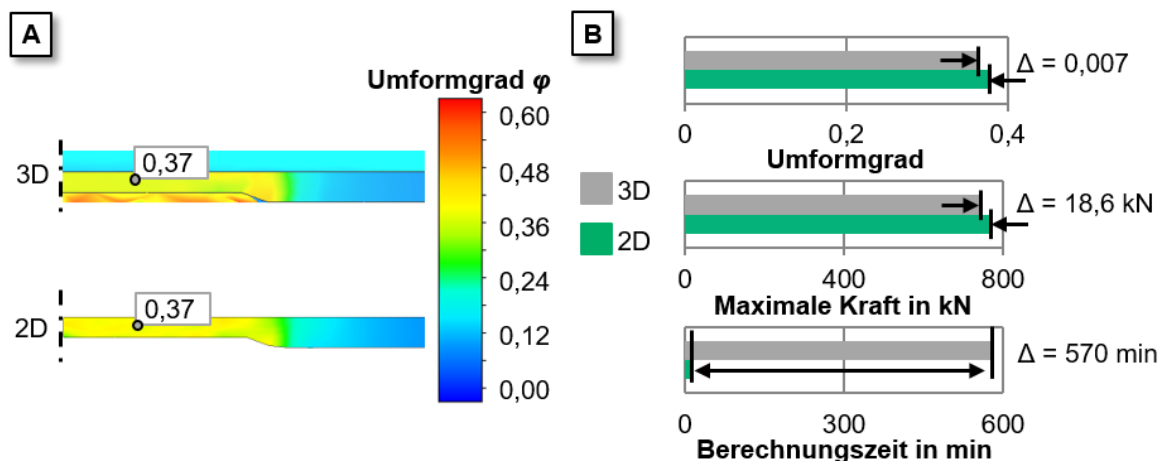


Abbildung 5-9: (A) Vergleich der Verteilung des Umformgrads und (B) Vergleich des Umformgrads, der maximalen Kraft sowie der Berechnungszeit für die Prägesimulationen in 3D und 2D

Figure 5-9: (A) Comparison of the plastic strain distribution and (B) comparison of the plastic strain, the maximum force as well as the calculation time for the thinning simulations in 3D and 2D

Außerdem wurde eine Konvergenzanalyse der Vernetzung in 2D durchgeführt, das Optimum zwischen Berechnungsgenauigkeit und -dauer zu ermitteln. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5-10 dargestellt. Die Verteilung des Umformgrads variiert nicht wesentlich bei einer eingestellten Elementkantenlänge von 0,2 mm bis 0,1 mm. Auch die maximale Umformkraft verändert sich bei dieser Variation um weniger als 1 %. Die Elementkantenlänge 0,5 mm im Vergleich zu 0,2 mm zeigt einen größeren Unterschied bezüglich der maximalen Umformkraft und die Verteilung des Umformgrads variiert ebenfalls stärker an der resultierenden Kante im Blech. Daher wird für die parametrische Untersuchung der Stempelgeometrie die Elementkantenlänge 0,2 mm verwendet.



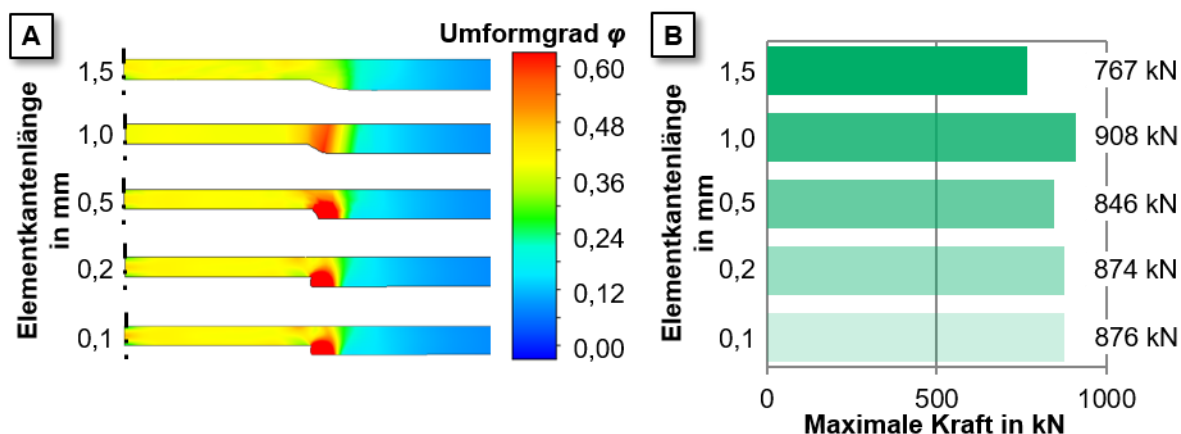


Abbildung 5-10: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Netzkonvergenzstudie in 2D  
Figure 5-10: (A) Numerical results and (B) maximal force of the mesh convergence study in 2D

#### Variation des Stempeldurchmessers

Zunächst wurde der Stempeldurchmesser  $D_{St}$  zwischen 10 mm und 30 mm variiert, um den Einfluss auf die maximale Umformkraft zu untersuchen. Die Prägetiefe  $t_{Präg}$  wurde konstant auf 0,5 mm eingestellt und der Stempelkantenradius  $R_{St}$  0,1 mm wurde als Worst-Case-Szenario (scharfkantig) eingestellt. Abbildung 5-11 zeigt die Umformgradverteilung und die maximale Umformkraft als Funktion des Stempeldurchmessers  $D_{St}$ . Es ist zu erkennen, dass für alle Stempeldurchmesser  $D_{St}$  ein einheitlicher Umformgrad von ca. 0,37 über die Blechdicke im umgeformten Bereich der Prägung erreicht wird. Darüber hinaus resultiert für alle Stempeldurchmesser  $D_{St}$  ein erhöhter Umformgrad an der geformten Kante aufgrund des geringen Stempelkantenradius  $R_{St}$ . Der quadratische Einfluss des Stempeldurchmessers  $D_{St}$  auf die maximale Kraft ist anhand der hohen Zunahme der Kraft festzustellen.

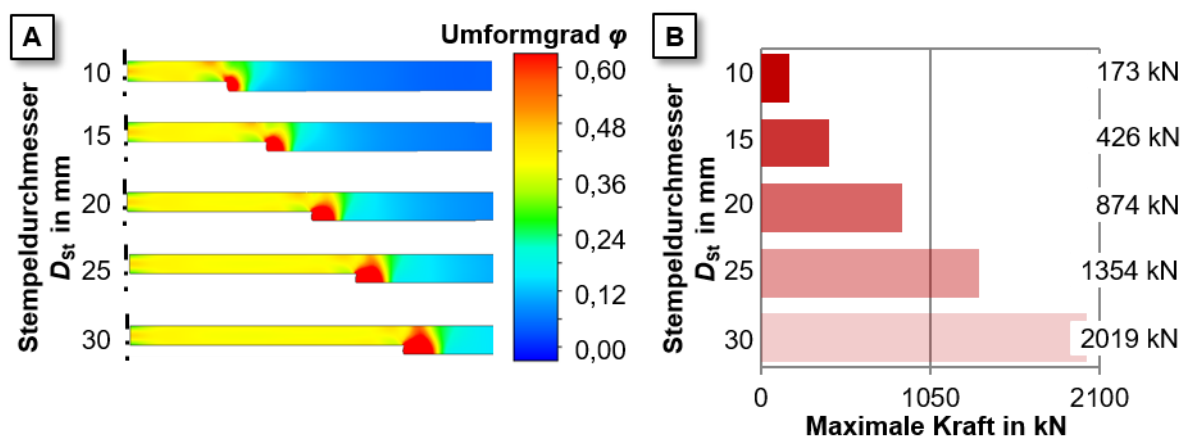


Abbildung 5-11: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation des Stempeldurchmessers

Figure 5-11: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the punch diameter

### Variation der Prägetiefe

Des Weiteren wurde der Einfluss der Prägetiefe  $t_{\text{Präg}}$  auf die maximale Umformkraft für Werte von 0,3 mm bis 0,7 mm untersucht. Es wurde ein Stempeldurchmesser  $D_{\text{St}}$  von 20 mm und ein Stempelkantenradius  $R_{\text{St}}$  von 0,1 mm verwendet. Der Umformgrad und die maximale Umformkraft sind in Abbildung 5-12 dargestellt. Der Umformgrad nimmt mit steigender Prägetiefe  $t_{\text{Präg}}$  zu, wobei die Verteilung des Umformgrads für jeden Fall gleichmäßig über die Blechdicke ist. Wie bei der Variation des Stempeldurchmessers  $D_{\text{St}}$  kann für alle Prägetiefen  $t_{\text{Präg}}$  ein erhöhter Umformgrad an der resultierenden Kante festgestellt werden. Mit steigender Prägetiefe  $t_{\text{Präg}}$  ist ein linearer Anstieg der maximalen Umformkraft feststellbar.

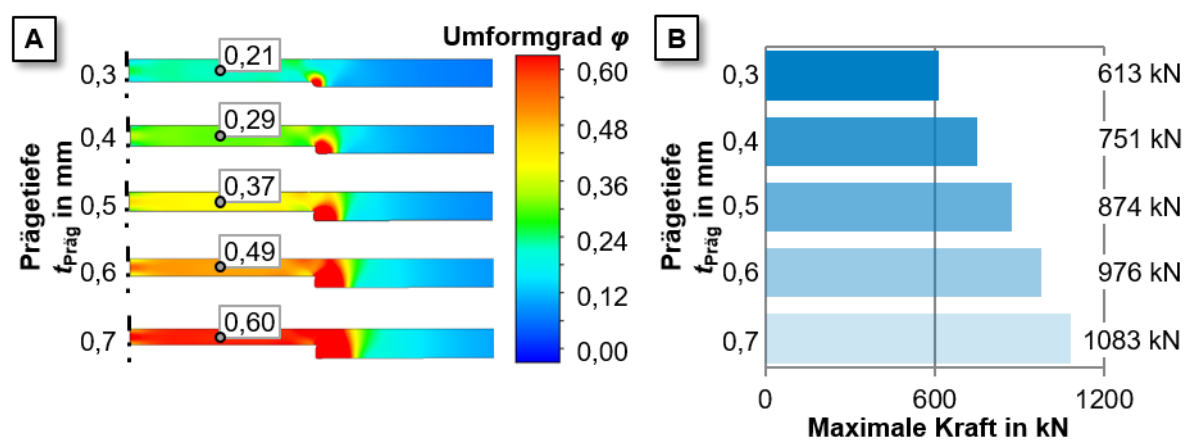


Abbildung 5-12: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation der Prägetiefe

Figure 5-12: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the forming depth

### Variation des Stempelkantenradius

Abschließend wurde der Einfluss des Stempelkantenradius  $R_{\text{St}}$  auf die maximale Umformkraft für Werte zwischen 0,1-3,0 mm untersucht. Der Stempeldurchmesser  $D_{\text{St}}$  betrug 20 mm und die Prägetiefe  $t_{\text{Präg}}$  0,5 mm. Die resultierenden Umformgrade und die maximale Umformkraft sind in Abbildung 5-13 dargestellt. Für alle Stempelkantenradien  $R_{\text{St}}$  wird eine gleichmäßige Verteilung des Umformgrads über die Blechdicke von ca. 0,37 erreicht. Auch hier ist ein erhöhter Umformgrad an der resultierenden Kante zu erkennen, der jedoch mit zunehmendem Stempelkantenradius  $R_{\text{St}}$  abnimmt. Durch die Erhöhung des Stempelkantenradius  $R_{\text{St}}$  wird die Umformkraft reduziert.



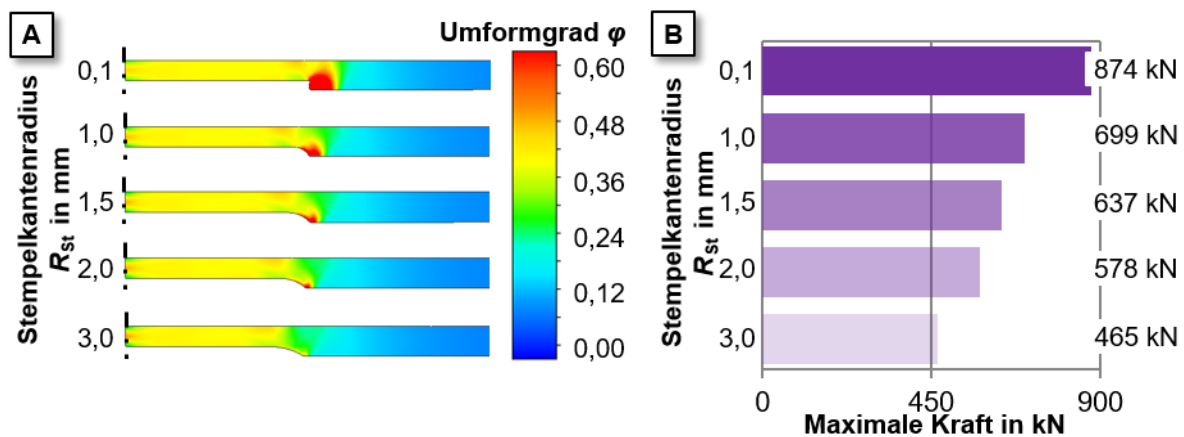


Abbildung 5-13: (A) Numerische Ergebnisse und (B) maximale Kraft der Variation des Stempelkantenradius

Figure 5-13: (A) Numerical results and (B) maximal force of the variation of the punch edge radius

#### *Fazit der numerischen Prozessentwicklung*

Die Temperatur im Flansch des Demonstrators nach einer Transferzeit von 7 s und einer Warmblechumformung beträgt ca. 600 °C und ist damit ausreichend, um formgehärtete Bauteile mit Einbringung von Prägungen im Flanscbereich erzeugen zu können. Es wurde abgeschätzt, dass zwei Prägungen mit einer konventionellen Umformpresse erzeugt werden können. Die Positionen der Prägungen wurden zentral im Flansch gewählt. Um auf einer vorhandenen Umformpresse mit einer maximalen Umformkraft von 1500 kN zwei Prägungen einbringen zu können und einer ebenen Fläche in der Prägung zum Fügen von ca. 18 mm zu haben, ergaben sich folgende Vorschläge für die Auslegung des Stempels für die Prägungen: Stempeldurchmesser  $D_{St}$  von 22 mm bei einem Stempelkantenradius  $R_{St}$  von 2,0 mm und einer Prägetiefe von  $t_{Präg}$  0,5 mm. Jedoch ist die Bildung von deformationsinduziertem Ferrit (DIF) in den eingebrachten lokalen Ausdünnungen, aufgrund der schnellen Abkühlung im geschlossenen Werkzeug nicht realisierbar. Durch die zu schnelle Abkühlung der Blechplatten im Werkzeug wird das erforderliche Temperatur-Zeit-Regime (vgl. Abbildung 5-36), welches zur Bildung von DIF notwendig ist nicht erreicht.

#### *Untersuchung des Abkühlverhaltens mit temperierten Werkzeugen*

Um die zu hohe Abkühlgeschwindigkeit im Formhärtewerkzeug zur Bildung von DIF zu reduzieren, wurde untersucht, ob die Werkzeugtemperatur angehoben werden kann. Hierfür wurden Versuche zur Untersuchung des Abkühlverlaufs von Platinen mit temperierten Werkzeugen durchgeführt, bei denen Ober- und Unterwerkzeug mittels Heizpatronen auf 400 °C erwärmt wurden. Eine Temperierung auf 400 °C wurde bewusst gewählt, da unterhalb dieser Temperatur sich in den Probenblechen noch ein martensitisches Gefüge ausbilden kann. Die zu untersuchenden Probenbleche wurden seitlich mit einem Mantelthermoelement (Typ K) versehen und im Ofen für 6 min auf 930 °C erwärmt. Anschließend wurde die Platine auf das Unterwerkzeug gelegt und im darauffolgenden Schritt das Oberwerkzeug heruntergefahren und gehalten, bis die Blechtemperatur die eingestellte Werkzeugtemperatur erreicht hat. Ziel der

Abkühlversuche war es, den maximalen Abkühlgradienten zu bestimmen, der sich aus der zeitlichen Ableitung des Temperaturverlaufs ergibt. Mit Hilfe des Abkühlgradienten ist festzustellen, ob mit den temperierten Werkzeugen und Anlagen die Möglichkeit gegeben ist, die gezielte Gefügestruktur des deformationsinduzierten Ferrits zu generieren. In Abbildung 5-14 ist der Versuchsaufbau der Abkühlversuche dargestellt.

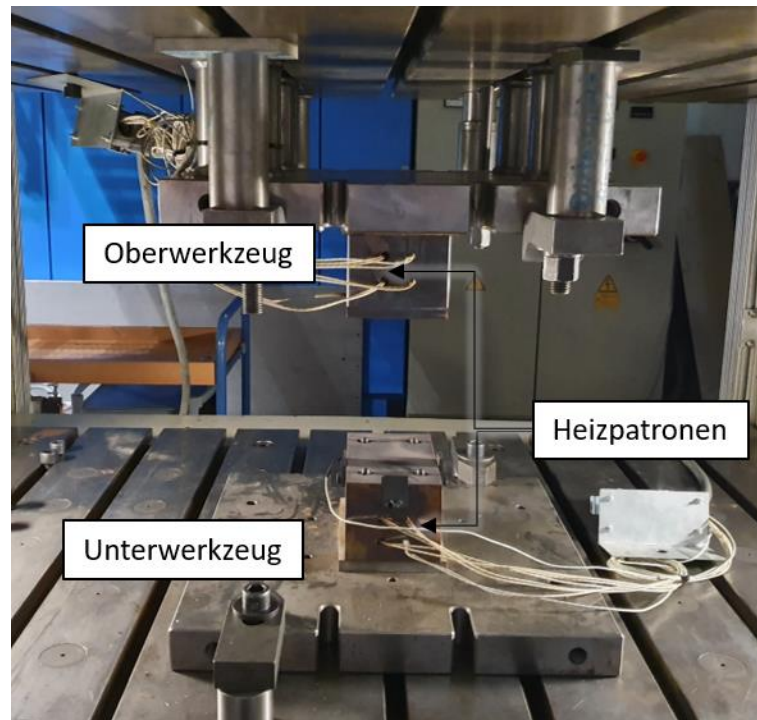


Abbildung 5-14: Abkühlversuche zur Ermittlung des Abkühlgradienten der verwendeten Proben

Figure 5-14: Cooling tests to determine the cooling gradient of the specimens

Der sich hieraus ergebende Temperaturverlauf ist in Abbildung 5-15 dargestellt. Gleichzeitig ist der Gradientenverlauf (Abkühlgeschwindigkeit), der die zeitliche Ableitung des Temperaturverlaufs darstellt, ebenfalls in der Abbildung illustriert. Die Ergebnisse der Abkühlversuche zeigen, dass beim Einlegen der Blechplatte auf die zuvor temperierten Werkzeuge, der Temperaturauszug aufgrund des Zusammenfahrens der Werkzeuge, deutlich über der maximal zulässigen Abkühlrate zur Erzeugung von DIF liegt. Die sich hieraus ergebenden Erkenntnisse zeigen, dass sich mit dem gegebenen Werkzeug- und Anlagenaufbau die nötige Abkühlrate stark überschritten wird, sodass laut dem ZTU-Diagramm ausschließlich eine martensitische Gefügestruktur erreicht werden kann.

Da zur Verringerung der Abkühlrate die Werkzeugtemperatur nicht weiter gesteigert werden kann, ist die Umsetzung in einem klassischen Formhärtewerkzeug nicht möglich. Zur Erzeugung von DIF ist eine kurze Kontaktberührzeit mit einer nachträglichen langsamen Abkühlung erforderlich, um geeignete Abkühlraten zu erzielen.

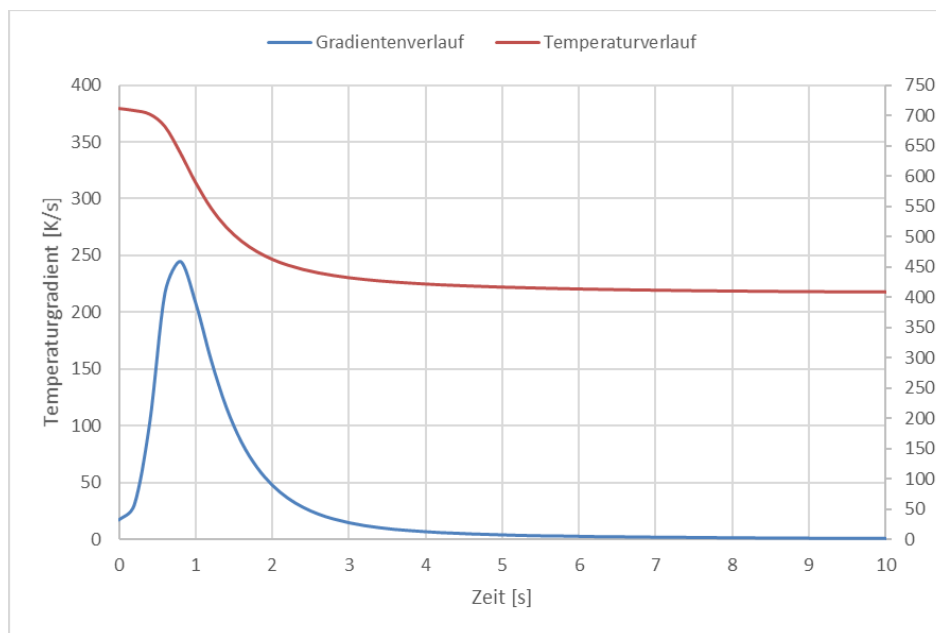


Abbildung 5-15: Abkühlverlauf der Blechplatinen im Versuchsaufbau mit temperierten Werkzeugen auf 400 °C

Figure 5-15: Cooling of the sheet metal blanks in the test set-up with tempered tools up to 400 °C

Nach Abschluss der experimentellen Versuche und der Erkenntnis über die notwendigen Prozessparameter zur Erzeugung von DIF und der gewünschten Prägegeometrie, ist die Realisierung des hier beschriebenen Demonstratorwerkzeuges nicht zielführend, da industrielle Prozessbedingungen eine Erzeugung von DIF, in konventionellen Formhärteprozessen nicht zulassen. Zum einen muss für die Erzeugung von DIF ein Pressenkonzept mit beheizten Werkzeugen (550 °C) und ein sofortiges zurückziehen der Stempel nach der Einbringung der Umformung gewährleistet werden, welche für Formhärteprozesse nicht verwendet werden können. Ohne das sofortige Anheben des Pressenstempels kühlt die eingelegte Platine vorzeitig ab und die Bildung von DIF bleibt somit aus. So eine kurze Kontaktberührzeit kann beispielsweise mit Spindelpressen erzeugt werden.

Ebenfalls müssen zur Einhaltung der gewünschten Materialdickenreduzierung auch hohe Umformkräfte eingestellt werden. Bei einem Bauteil, bei dem gleichzeitig mehrere Prägepunkte eingebracht werden, würden die erforderlichen Pressenkräfte mit herkömmlichen hydraulischen Pressen nicht aufgebracht werden können.

## 5.2 Grundlagenuntersuchungen zur Bildung von DIF / Fundamental studies on the creation of DIF

Für die Ermittlung des Prozessfensters zur Bildung von deformationsinduziertem Ferrit, wurden im ersten Schritt am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen Zugversuche am Umformdilatometer durchgeführt. Die ermittelten Parameter wurden im Anschluss in experimentellen Versuchen validiert.

### 5.2.1 Ermittlung des Prozessfensters zur Bildung von DIF / Determining the process window for the creation of DIF

Eine konventionelle Prozessroute des Formhärtens besteht aus dem Erwärmen und Austenitisieren in einem Ofen, dem Transfer vom Ofen zur Umformpresse, der Warmblechumformung und dem Härten im Umformwerkzeug (siehe Abbildung 2-2). In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss (PA) sind die Parameter des zu betrachtenden Formhärteprozesses festgelegt worden. Die Austenitisierungstemperatur  $T_{\text{aust}}$  betrug  $930\text{ °C}$  und die Austenitisierungszeit  $t_{\text{aust}}$   $6\text{ min}$ . Die Umformtemperatur  $T$  ergibt sich durch eine Abkühlung beim Transfer vom Ofen zu Presse. Die Umformgrade  $\varphi$  spiegeln die lokal eingebrachten Formänderungen bei der Umformung wieder. Die Umformrate  $\dot{\varphi}$  wurde als  $0,2\text{ s}^{-1}$  angenommen. Die Abkühlgeschwindigkeit  $\dot{T}_C$  ergab sich aus den Bauteiltemperaturen nach der Umformung. In Abbildung 5-16 ist der schematische Temperatur-Zeit-Verlauf des Formhärtens dargestellt.

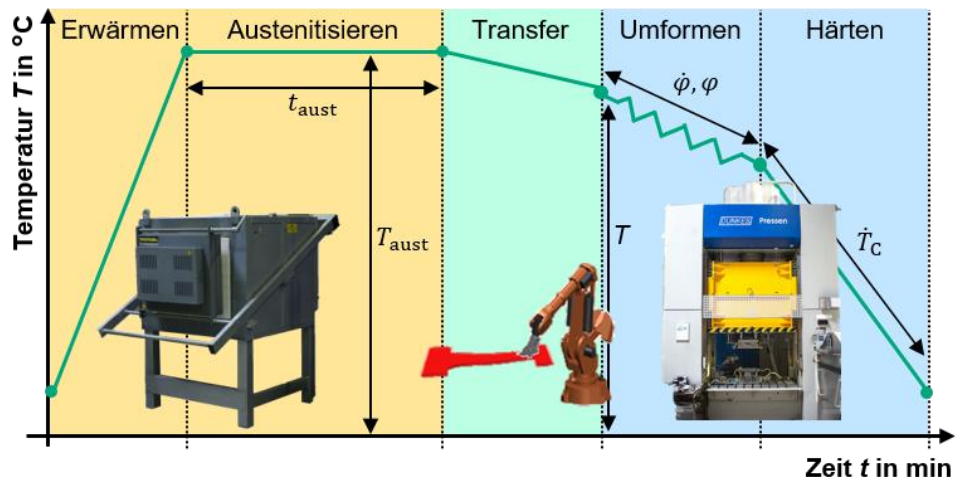


Abbildung 5-16: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf des Formhärtens

Figure 5-16: Schematic temperature-time curve of hot sheet metal forming

Im folgenden Abschnitt wurden nun die Prozessparameter Umformgrad, Umformtemperatur und Abkühlgeschwindigkeit mithilfe von thermomechanischen Dilatometerversuchen untersucht, um die DIF-Bildung in Bezug auf die Prozessroute zu untersuchen. In der Literatur sind, wie zuvor beschrieben, schon zahlreiche Untersuchungen durchgeführt worden, jedoch ist die vorliegende Prozessroute und somit die Wärmebehandlungsparameter im Vergleich dazu unterschiedlich. Neben den unterschiedlichen Wärmebehandlungsparametern sind durch Chargenschwankungen ebenfalls andere Ergebnisse zu erwarten.

### 5.2.2 Untersuchung der DIF-Bildung durch thermomechanische Dilatometerversuche / Investigation of DIF creation by thermo-mechanical dilatometer tests

#### Voruntersuchungen zum Nachweis des DIF-Effekts

Die ursprüngliche Mikrostruktur des 22MnB5 Blechs ist in Abbildung 2-3 A dargestellt. Eine feinkörnige ferritisch-perlitische Gefügestruktur ist sichtbar. Die Zugproben wurden zunächst, wie beschrieben, wärmebehandelt, wobei zuerst Parameter aus der Literatur getestet wurden, um den Effekt der DIF-Bildung aufzuzeigen. Daher wurde nach der Umformung bei 700 °C eine Abkühlgeschwindigkeit von 50 °K/s gewählt, die höher als die kritische (27 °K/s) ist und der Umformgrad wurde auf 0 sowie 0,3 festgelegt. Ohne Umformung wird eine vollständig martensitische Mikrostruktur erzielt (Abbildung 5-17 A). Bei einem Umformgrad von 0,3 ist die Bildung von DIF nachweisbar (weißer Bereich). In weiteren Versuchen wurde die Abkühlungsgeschwindigkeit mit 30 °K/s nur geringfügig höher als die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit eingestellt. Der Umformgrad wurde wiederum mit 0 sowie 0,3 festgelegt. Bei einer Abkühlrate von 30 K/s und ohne Umformung ist eine martensitische Struktur zu erkennen. Bei einer Erhöhung des Umformgrads auf 0,3 ist ein hohes Maß an DIF feststellbar. Die Erkenntnisse aus den optischen Analysen werden durch die Härtemessungen in Abbildung 5-17 B bestätigt. Die anfängliche Mikrohärtigkeit des unbehandelten Materials beträgt 189 HV<sub>0,1</sub> und steigt durch die Wärmebehandlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 °K/s auf 451 HV<sub>0,1</sub> an. Eine Umformung bei 700 °C mit einem Umformgrad von 0,3 reduziert die Mikrohärtigkeit auf 387 HV<sub>0,1</sub>. Wird die austenitisierte Probe mit 30 °K/s abgekühlt, beträgt die resultierende Mikrohärtigkeit 441 HV<sub>0,1</sub> und liegt damit geringfügig unter der mit 50 °K/s Abkühlung. Bei einem eingebrachten Umformgrad von 0,3 bei 700 °C und einer Abkühlgeschwindigkeit von 30 °K/s beträgt die Mikrohärtigkeit lediglich 283 HV<sub>0,1</sub> einschließlich eines hohen Anteils an DIF. Dies veranschaulicht sehr deutlich den DIF-Effekt und den Einfluss der Umformung auf die Ferritumwandlung.

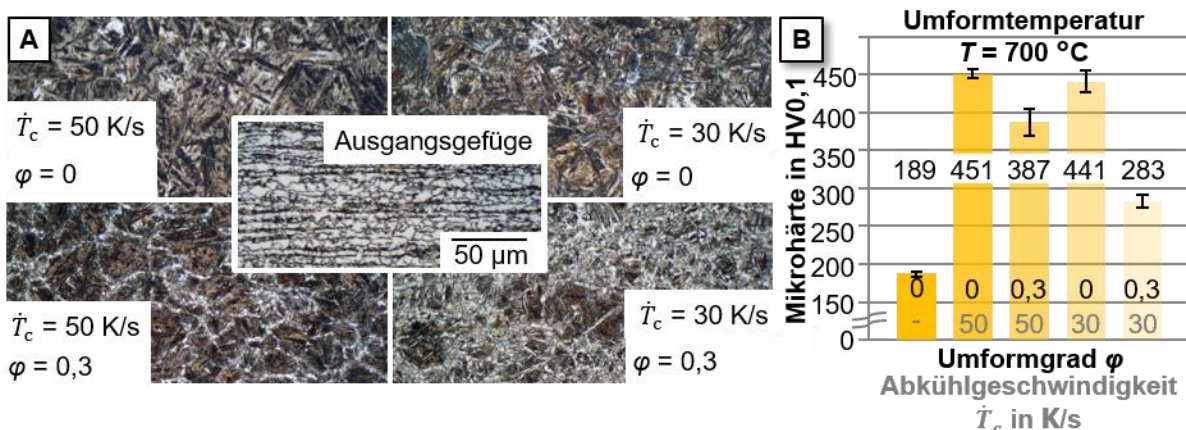


Abbildung 5-17: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für das Ausgangsgefüge, die Variation des Umformgrads und der Abkühlgeschwindigkeit

Figure 5-17: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for the initial microstructure, variation of the amount of plastic strain and of the cooling rate



### *Einfluss des Umformgrads*

Abbildung 5-18 A zeigt die Mikrostruktur der Proben nach der thermomechanischen Behandlung im Dilatometer für verschiedene Umformgrade bei einer konstanten Umformtemperatur von 600 °C und einer Abkühlgeschwindigkeit von 80 °K/s. Die Umformtemperatur wurde als 600 °C gewählt, da die Temperatur im Flansch eines Bauteils nach der Warmblechumformung je nach Prozess einen Temperaturbereich von 500-600 °C annehmen kann. Die höchste Abkühlgeschwindigkeit wurde aufgrund der maximalen Abkühlgeschwindigkeit des Umformdilatometers im Zugbetrieb mit 80 °K/s gewählt. Die Abkühlgeschwindigkeiten beim Formhärten können je nach Prozessroute 80 °K/s noch überschreiten. Ab einem Umformgrad von 0,2 ist in den Proben eine Kombination aus Martensit und DIF zu erkennen und bei Erhöhung des Umformgrads ist ein Anstieg des DIF (weißer Bereich) zu beobachten. Durch eine Erhöhung des Umformgrads von 0 auf 0,3 nimmt die Härte ab, was auf einen geringeren Gehalt der harten, martensitischen Phase hinweist (Abbildung 5-18 B). Auffällig ist ein starker Abfall der Härtewerte für Umformgrade von 0,1 auf 0,2. Daher sollte für die Prozessanwendung ein Umformgrad von mindestens 0,2 in Betracht gezogen werden. Höhere Umformgrade können zu sehr hohen Umformkräften führen.

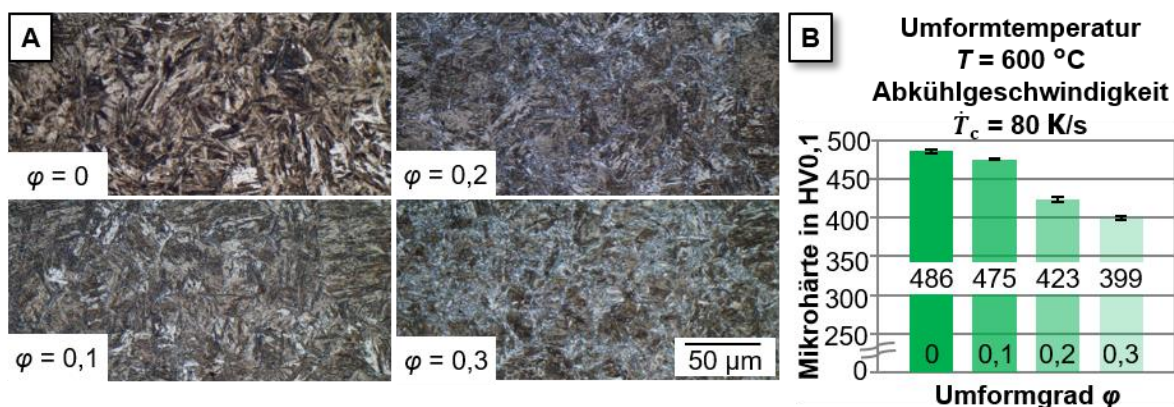


Abbildung 5-18: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Umformgrade

Figure 5-18: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different amounts of plastic strain

### *Einfluss der Umformtemperatur*

Bei einem Umformgrad von 0,2 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 80 °K/s wurde die Umformtemperatur zwischen 500-800 °C variiert. Die Schlibfbilder in Abbildung 5-19 A zeigen einen geringen Anstieg des DIF (weißer Bereich) bei einer Umformtemperatur von 800 °C auf 700 °C. Der Anteil des weißen Bereichs bleibt bei den niedrigeren Umformtemperaturen 600 °C und 500 °C nahezu konstant. Die Verringerung der Umformtemperatur führt zu einer stetigen Abnahme der mittleren Mikrohärtewerte von 486 HV0,1 auf 420 HV0,1 (Abbildung 5-19 B). Der Abfall der Mikrohärtigkeit ist bei 800 °C auf 700 °C am stärksten und beträgt 38 HV0,1. Bei den Umformtemperaturen von 700 °C bis 500 °C ist die Änderung der Härte sehr gering, bzw. aufgrund der statistischen Abweichung nahezu konstant. Daher sollte die

Umformtemperatur der Anwendung in der Umformpresse nach Möglichkeit 600-700 °C betragen, um einen hohen DIF-Anteil zu erzeugen und zeitgleich die Umformkräfte so gering wie möglich zu halten.

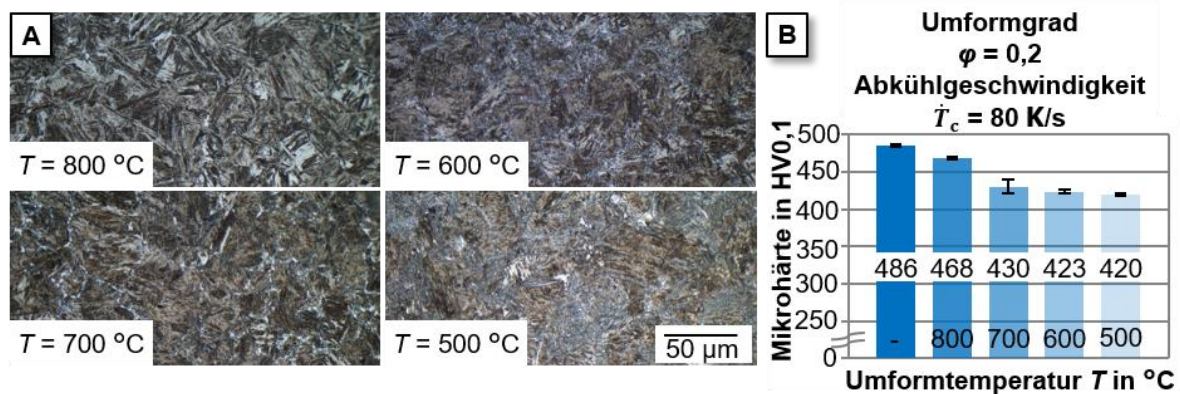


Abbildung 5-19: (A) Schlibbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Umformtemperaturen

Figure 5-19: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different forming temperatures

#### *Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit*

In Abbildung 5-20 A ist der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit dargestellt. Der Umformgrad betrug 0,2 und die Umformtemperatur 600 °C. Die Umformtemperatur und der Umformgrad wurden aufgrund der vorherigen Schlussfolgerungen gewählt. Die höchste Abkühlgeschwindigkeit wurde als 80 °K/s gewählt. Des Weiteren wurden 50 °K/s und 20 °K/s untersucht. Der Anteil des DIF steigt stark an, wenn die Abkühlgeschwindigkeit von 80 °K/s auf 20 °K/s sinkt, wie die metallographische Analyse der Proben zeigt. Zum Vergleich ist auch die Probe mit maximaler Härte (Abkühlgeschwindigkeit 80 °K/s, ohne Umformung) dargestellt. Der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit wird auch durch die Härtemessungen in Abbildung 5-20 B deutlich, da die Härte von 423 HV<sub>0,1</sub> auf 291 HV<sub>0,1</sub> bei einer Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit von 80 °K/s auf 20 °K/s sinkt. Ein starker Härteabfall wird durch eine Verringerung der Abkühlgeschwindigkeit von 50 °K/s auf 20 °K/s verursacht. Offensichtlich hat die Abkühlgeschwindigkeit den größten Einfluss auf die Phasenumwandlungen und die Bildung von DIF. Daher sollte für eine Anwendung in einer Umformpresse die Abkühlgeschwindigkeit höher als die kritische Abkühlgeschwindigkeit von 27 °K/s sein, um Martensit im Bauteil zu erzeugen, aber so niedrig wie möglich, um lokalen DIF in den gewünschten Bereichen zu erzeugen. Dies führt zu einem optimalen Prozessfenster für die Abkühlgeschwindigkeit zwischen 30-50 °K/s, wobei ein Umformgrad von mindestens 0,2 bei einer Umformtemperatur von 600 °C eingebracht werden sollte.

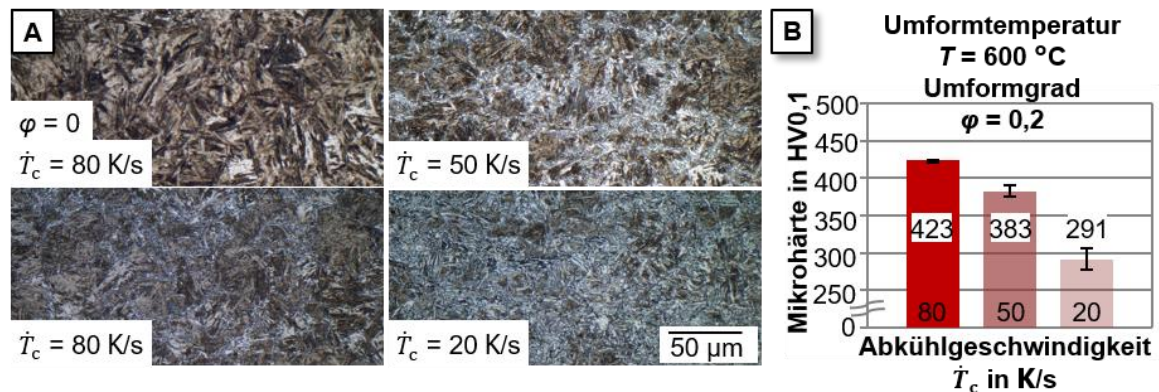


Abbildung 5-20: (A) Schlibfbilder und (B) Härte mit Standardabweichung für verschiedene Abkühlgeschwindigkeiten

Figure 5-20: (A) Micrographs and (B) hardness with standard deviation for different cooling rates

### Fazit der thermomechanischen Dilatometerversuche

Es wurde der Einfluss der Umformtemperatur, des Umformgrads und der Abkühlgeschwindigkeit auf die Entwicklung der Mikrostruktur von 22MnB5 durch Dilatometerversuche experimentell untersucht. Für die verschiedenen Parameter wurde ein Prozessfenster festgelegt. Die Höhe des Umformgrads beeinflusst die Bildung von DIF nach der Umformung positiv. Ein Umformgrad von mindestens 0,2 induziert eine ausreichende Reduzierung der Härte, die für eine weitere Verwendung beim mechanischen Fügen von mehreren Blechen geeignet sein sollte. Der Einfluss der Umformtemperatur wurde untersucht und eine Temperatur von etwa 600 °C ausgewählt. Weiterhin wurde eine Abkühlgeschwindigkeit zwischen 30-50 °K/s vorgeschlagen. Somit werden Bereiche im Bauteil ohne plastische Verformung gehärtet und mit plastischer Verformung weicher aufgrund der Bildung von DIF. Bei deutlich höheren Abkühlgeschwindigkeiten reduziert sich der Anteil des DIF deutlich. In den weiteren Untersuchungen werden diese Parameter verwendet.

### 5.3 Erforschung von Methoden zum Erzeugen von lokal entfestigten und ausgedünnten Proben / Investigation of methods for generating thinned and softened specimens

Die Versuche zur Einbringung der Deformation mit Hilfe der Deformationsplatte haben gezeigt, dass die Prägepunkte mit den gewünschten Prägetiefen nicht realisiert werden konnten. Bereits nach ersten Prägeversuchen wurde eine plastische Deformation auf der gehärteten Plattenoberfläche sowie an den Deformationselementen der oberen Platte festgestellt. Dies hatte negative Auswirkungen auf die Erzeugung der gewünschten Prägetiefe und letztendlich auf den erforderlichen Umformgrad. Durch die deformierte Platte wurde die Geometrie der erzeugten Prägepunkte negativ verändert. Die so erzeugten Ausdünnungen konnten nicht für weitere fägetechnischen Untersuchungen seitens des IWF genutzt werden. Optisch betrachtet, konnte im mittleren Prägebereich aller Proben eine Aufwölbung festgestellt werden. In den Randbereichen der ausgedünnten Proben konnte lediglich eine minimale Reduzierung der Blechdicke festgestellt werden. Um den Einfluss der Umformtemperatur und der



Eindringtiefe zu untersuchen, wurden die Ausdünnungen bei einer Umformtemperatur von 800 °C, 700 °C und 600 °C durchgeführt. Hierbei wurden die Ausdünnungstiefen von 0,5 mm und 0,75 mm verwendet. Nach Abschluss der Versuche wiesen die Proben im Bereich der Ausdünnung Risse auf. Die Entstehung von Rissen auf der Oberfläche ist möglicherweise damit zu begründen, dass der Wärmeauszug aus den Platinen extrem schnell vollzogen wird, sobald das Oberwerkzeug mit der Platine in Kontakt ist. Aufgrund des Zusammenfahrens und Haltens der Presse für 9 s (Abkühlphase) konnte das erforderliche Temperatur-Zeit-Regime nicht eingehalten werden. Die Wärme aus dem Blechwerkstoff wurde bereits beim Einbringen der Deformation entzogen. In Abbildung 5-21 sind exemplarisch ausgedünnte Proben dargestellt.

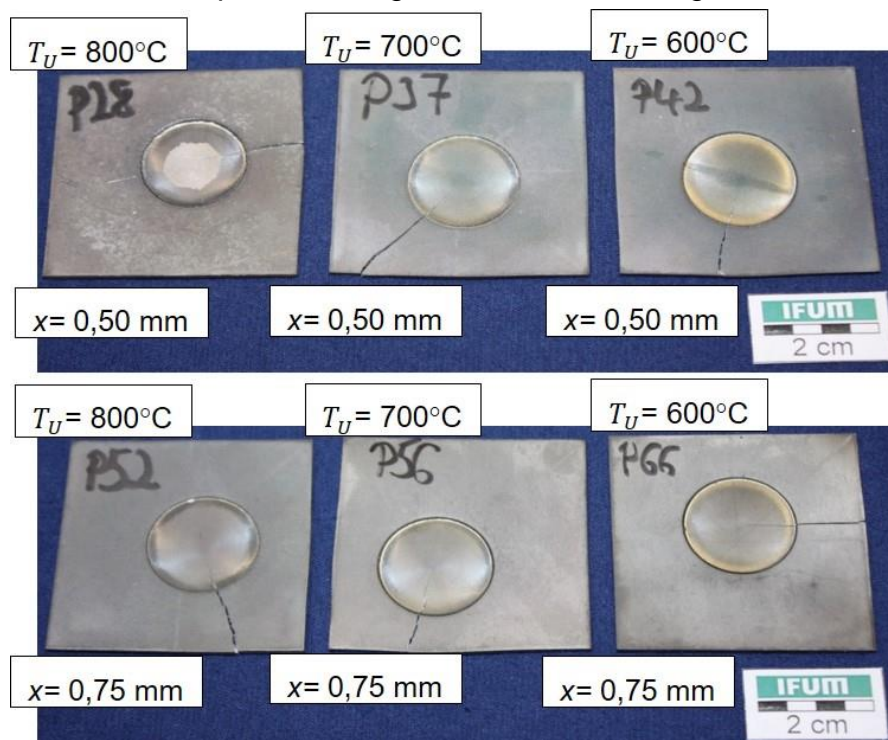


Abbildung 5-21: Ergebnisse der ausgedünnten Proben mit Deformationsplatte

Figure 5-21: Results of thinned samples with deformation plate

Es ist deutlich zu erkennen, dass alle Proben gerissen sind. Ausgehend von der Probenmitte breitet sich der Riss aus. Im Vergleich der Proben mit einer Ausdünnung von 0,5 mm und der Proben mit 0,75 mm konnte kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Bei anschließenden Härte- und Gefügemessungen wurden im Prägebereich Härten von ca. 700 HV gemessen. Dies ist damit zu begründen, dass bereits während der Umformung Martensit entstanden ist und dieser durch die eingebrachte Deformation verdichtet wurde.

In Abbildung 5-22 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der einzelnen Probenoberflächen mit den jeweiligen Ausdünnungen dargestellt. Aus der unteren Profilgrafik ist die Materialanhäufung in der Platinenmitte ersichtlich. Auch hier ist deutlich erkennbar, dass die Blechdicke in der Mitte des Prägepunkts zunimmt. Aufgrund der Reibung zwischen Deformationselement und Blechoberseite, kann das

Material nicht nach außen gedrängt werden. Nach der Untersuchung der Prägegeometrie wurden bei ausgewählten Proben Härtemessungen durchgeführt, um Aussagen über die Erzeugung von DIF zu treffen. Die Härtemessungen haben gezeigt, dass kein deformationsinduzierter Ferrit erzeugt wurde.

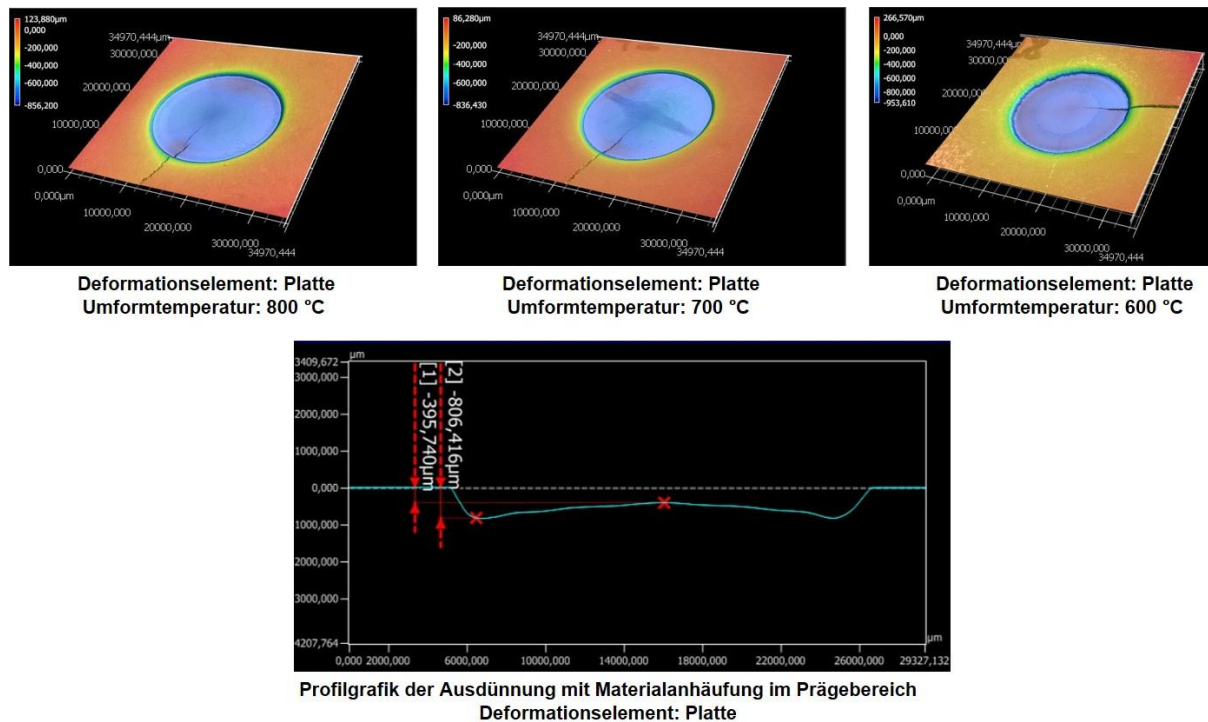


Abbildung 5-22: 3D-Profilometeraufnahmen der ausgedünnten Proben

Figure 5-22: 3D profilometer images of the thinned samples

*Ergebnisse der Ausdünnungsversuche mit Hilfe der konduktiven Erwärmungsanlage*  
Die Ausdünnungsversuche mit Hilfe des konduktiven Erwärmungskonzeptes haben gezeigt, dass trotz der Umformung in der hydraulischen Doppelständerpresse, kein DIF gebildet werden konnte. Die Versuche haben den Nachweis gebracht, dass der Temperatureuszug aus den Platinen durch die lange Kontaktzeit zwischen Ober- und Unterplatte resultiert. Aufgrund des schnellen Temperatureuszuges aus den Platinen konnte das für die Bildung von DIF erforderliche Temperatur-Zeit-Regime nicht eingehalten werden.

Mit Hilfe der hydraulischen Doppelständerpresse konnte weder der gewünschte Prägepunkt erzeugt, noch die Bildung von diffusionsinduziertem Ferrit (DIF) nachgewiesen werden. Für die Einbringung von DIF war der limitierende Faktor die lange Kontaktzeit (Abkühlung) beim Formhärteprozess. Aufgrund des Zusammenfahrens und Haltens der Presse war der Temperatureuszug aus den Platinen zu hoch, sodass die gewünschten Ergebnisse nicht erreicht werden konnten. Für die Erzeugung von DIF sollte, wie die Untersuchungen am Dilatometer gezeigt

haben, eine Umformung in Kombination mit einer sehr kurzen Kontaktzeit zwischen Werkzeug und Platine gewährleistet werden. Der Einsatz der hydraulischen Presse ist aufgrund der langen Kontaktzeit, welche üblich für einen Formhärteprozess ist, für die Erzeugung von DIF ungeeignet. Um diesen Problemen entgegenzuwirken, wurde ein Modellversuch an einer Spindelpresse aufgebaut und durchgeführt.

Um den Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Prägekräfte und der Abkühlrate zu untersuchen, wurden verschiedene Versuche mit kalten und erwärmten Werkzeugen durchgeführt. Für die Kraftmessung wurde der in Abbildung 4-9 dargestellte Versuchsaufbau, um eine Kraftmessdose erweitert. Die Kraftmessdose wurde hierfür in einen dafür vorgesehenen Bauraum oberhalb des Oberwerkzeuges in der Presse eingebaut und kalibriert. Bei der Versuchsvariante mit beheizten Werkzeugen wurden die Werkzeuge im Ofen und mit Heizpatronen erwärmt. Das untere Werkzeug wurde hierbei auf eine Temperatur von 550 °C und das Oberwerkzeug auf eine Temperatur von 270 °C erwärmt. Für die Ermittlung der Prägekräfte wurde die Ausdünnungstiefe kontinuierlich erhöht und die resultierenden Kräfte aufgenommen.

Bei den Prägekräften mit kalten und erwärmten Werkzeugen konnten signifikante Unterschiede festgestellt werden, siehe Abbildung 5-23. Bei der Versuchsdurchführung ohne Werkzeugerwärmung konnte bei einer Ausdünnung von 0,25 mm eine Prägekraft von 470 kN ermittelt werden. Die Prägekräfte steigen mit der Erhöhung der Ausdünnungstiefe nahezu linear an. Bei der gewünschten Ausdünnung von 0,5 mm, welche als Zielausdünnung gewählt wurde, wurde eine maximale Prägekraft von 1200 kN ermittelt. Dies entspricht nahezu einer Verdopplung der Prägekraft von 0,25 mm auf 0,5 mm Ausdünnung. Im Gegensatz dazu wurden deutlich geringere Prägekräfte mit beheizten Werkzeugen ermittelt. Bei einer Ausdünnung von 0,25 mm betrug die Prägekraft 380 kN und stieg bei 0,5 mm Ausdünnung auf 670 kN an. Der direkte Vergleich der Prägekräfte bei der Ausdünnung von 0,5 mm zeigt, dass die Kraft bei kalten Werkzeugen doppelt so hoch ist wie bei beheizten Werkzeugen. Die für die beheizten Werkzeuge ermittelten Prägekräfte von ca. 670 kN entsprechen den Ergebnissen der Simulation. In Abbildung 5-23 sind die einzelnen Prägekräfte in Abhängigkeit der Ausdünnungstiefen dargestellt.

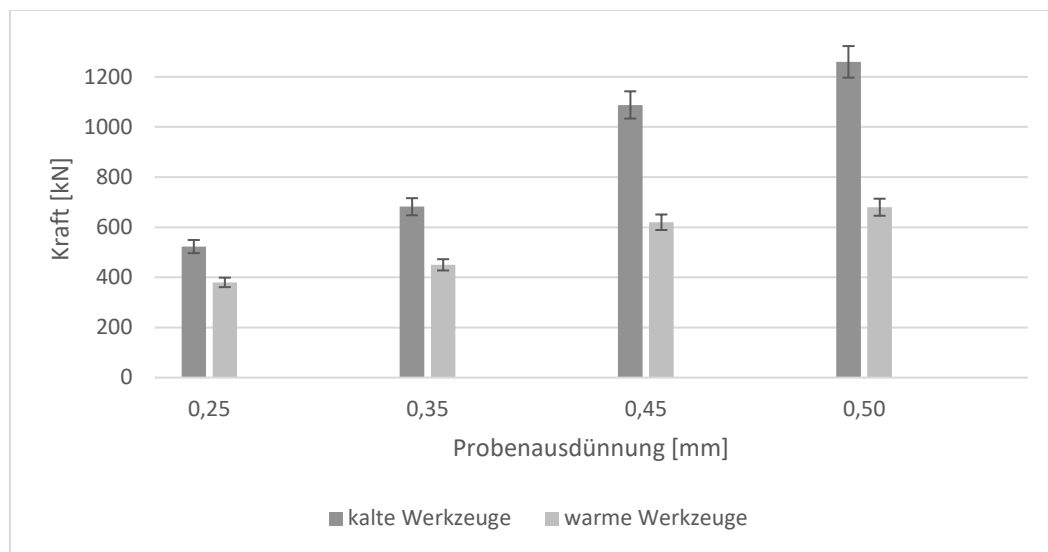


Abbildung 5-23: Erforderliche Prägekräfte in Abhängigkeit der Ausdünnungstiefe

Figure 5-23: Required stamping forces depending on the thinning depth

### Ergebnisse Modellversuch Spindelpresse

Für eine ordnungsgemäße Weiterverwendung der ausgedünnten Proben für nachgeschaltete Fügeversuche am IWF musste eine ebene Ausdünnung mit der Bildung von DIF gewährleistet werden. Die zunächst erzeugten Prägegeometrien waren für die fúgetechnischen Versuche unzureichend. Demzufolge wurden verschiedene Prägegeometrien numerisch untersucht und eine Vielzahl an Werkzeugiterationen durchgeführt. Dabei wurden bombierte Werkzeugoberflächen, Werkzeuge mit Anschlägen, Werkzeuge mit maximaler Härte (54 HRC) und Werkzeuge mit Bombierung sowie maximaler Härte (54 HRC) verwendet. In der Abbildung 5-24 sind die detaillierten Werkzeugoberflächen mit den jeweiligen Werkzeugiterationen dargestellt.

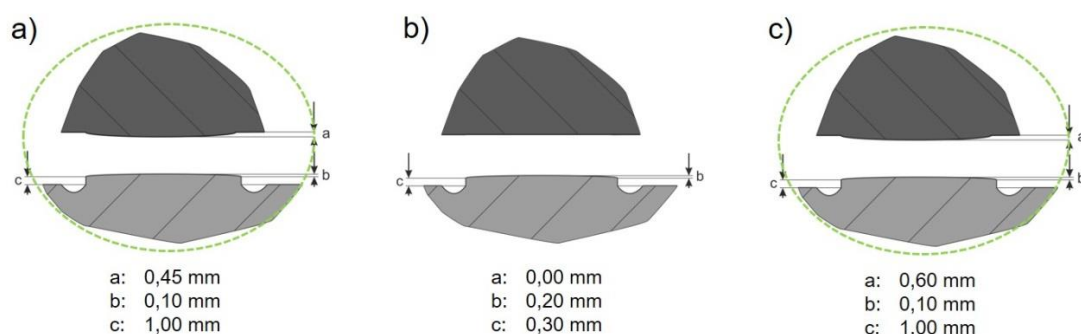


Abbildung 5-24: Detailansicht der Werkzeugaktivflächen: a) Bombierung und Härte von 48 HRC; b) nicht bombiert, mit Anschlägen; c) Bombierung mit maximaler Härte von 54 HRC

Figure 5-24: Detailed view of the tool active surfaces: a) camber and hardness of 48 HRC; b) not cambered, with stops; c) cambered with maximum hardness of 54 HRC

Bei der ersten Werkzeugiteration „Bombierung“ wurde das matrizenseitige Werkzeug mit einer Bombierung hergestellt. Dabei wurde die Ausgangshärte des Werkzeugwerkstoffs von 48 HRC verwendet. Bereits nach einem Hub konnte auf der Aktivfläche des Werkzeugs eine plastische Deformation festgestellt werden. Die somit erzeugte Punktprobe erreichte nicht die gewünschte Prälegeometrie. Die Deformationen auf den eingesetzten Werkzeugen spiegeln sich in den eingebrachten Ausdünnungen wider. In Abbildung 5-25 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen „Bombierung“ dargestellt.

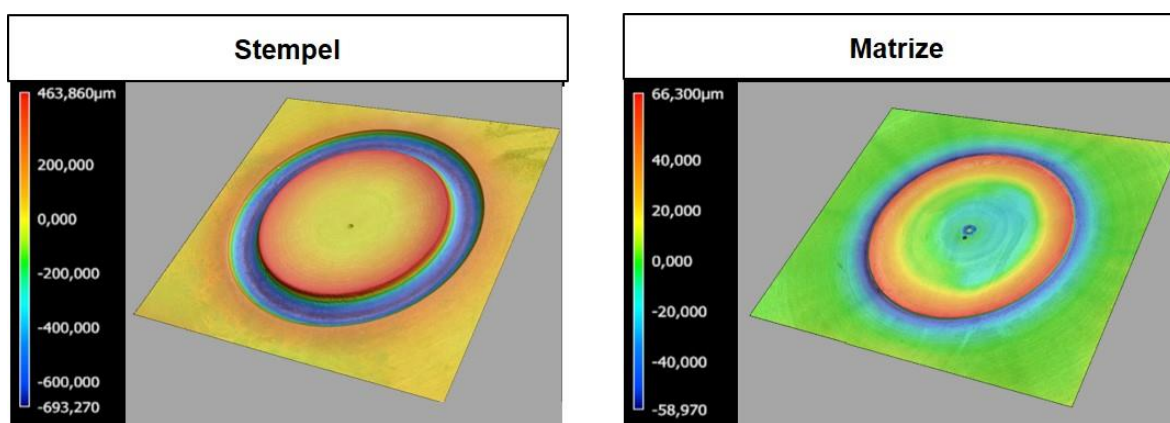


Abbildung 5-25: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit „Bombierung“

Figure 5-25: 3D-profilometer images of the tool surfaces with camber

Bei der zweiten Werkzeugiteration wurde gänzlich auf die Bombierung der matrizenseitigen Werkzeugoberfläche verzichtet. Um eine bessere Kraftverteilung gewährleisten zu können, wurden das Werkzeug mit Anschlägen konstruiert und gefertigt. Um der plastischen Deformation der Werkzeugoberflächen entgegenzuwirken, wurde das Werkzeug auf 54 HRC gehärtet. Die Ergebnisse haben gezeigt, dass die gewünschte Prälegeometrie auch bei dieser Iteration nicht erfolgreich war. Auf diese Weise konnte im mittleren Prägebereich lediglich eine Ausdünnung von 0,3 mm realisiert werden. In Abbildung 5-26 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeuge dargestellt.



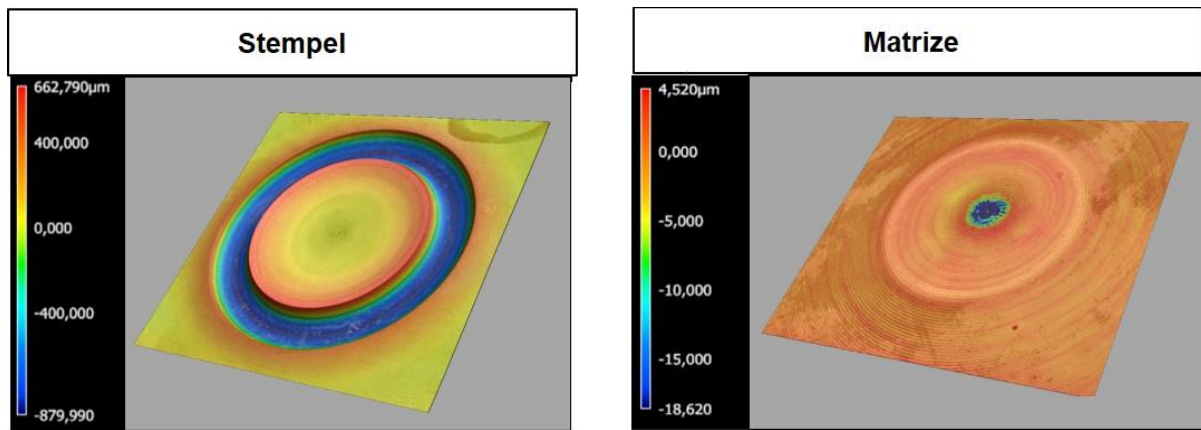


Abbildung 5-26: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit Anschlägen

Figure 5-26: 3D profilometer images of the tool surfaces

Im nächsten Schritt wurden die ersten beiden Werkzeugiterationen miteinander kombiniert. Die eingesetzten Werkzeuge wurden gehärtet und mit einer Bombierung versehen. Die Bombierung diente dazu, das Material im Mittelpunkt der Prägung nach außen zu drängen. Die maximal mögliche Härte sollte einer ungewünschten Werkzeugdeformation entgegenwirken. Bei diesen Werkzeugen konnten Prägepunkte hergestellt werden, welche zum Teil die geforderte Prägegeometrie erreichten. Alle Werkzeuge wurden jedoch nach 3-4 Prägewiederholungen deformiert. In Abbildung 5-27 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen „Bombierung und maximale Härte“ dargestellt.

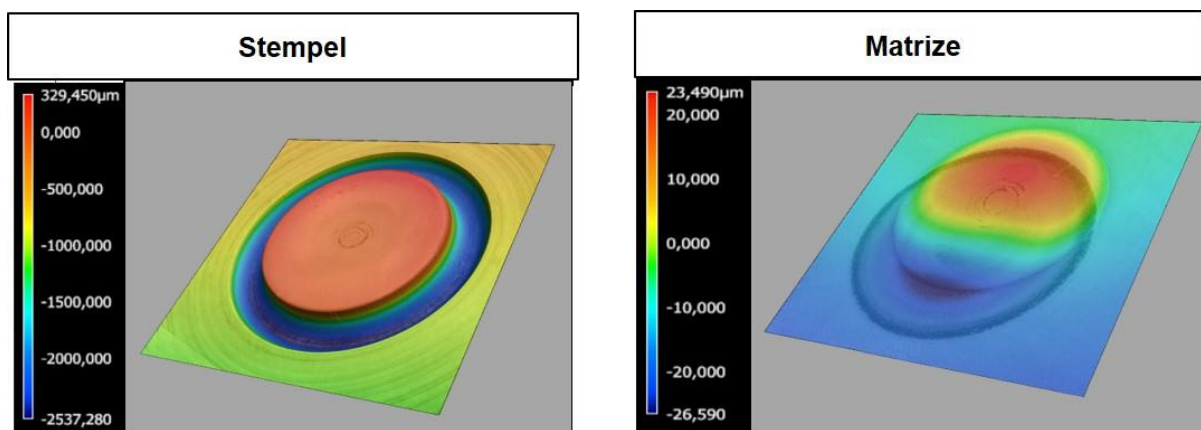


Abbildung 5-27: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen mit Bombierung und maximaler Härte

Figure 5-27: 3D profilometer images of tool surfaces with crowning and maximum hardness

Neben der Veränderung der Werkzeughärte und der Oberflächenbombierungen wurde in einem weiteren Schritt ein Werkzeug mit Verbrauchersicke gefertigt und auf die mögliche Eignung zur Erzeugung von ausreichenden Probenausdünnungen untersucht. Bei dem Werkzeug mit „Verbrauchersicke“ wurde die bisher verwendete Prägegeometrie signifikant verändert. Mit Hilfe der Verbrauchersicke sollte es möglich

sein, die Ausdünnung nicht wie bisher durch reine Druckbelastung zu erzeugen, sondern das Material durch Zugbeanspruchung auszudünnen. In Abbildung 5-28 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen und ein Schliffbild durch einen ausgedünnten Punkt dargestellt.

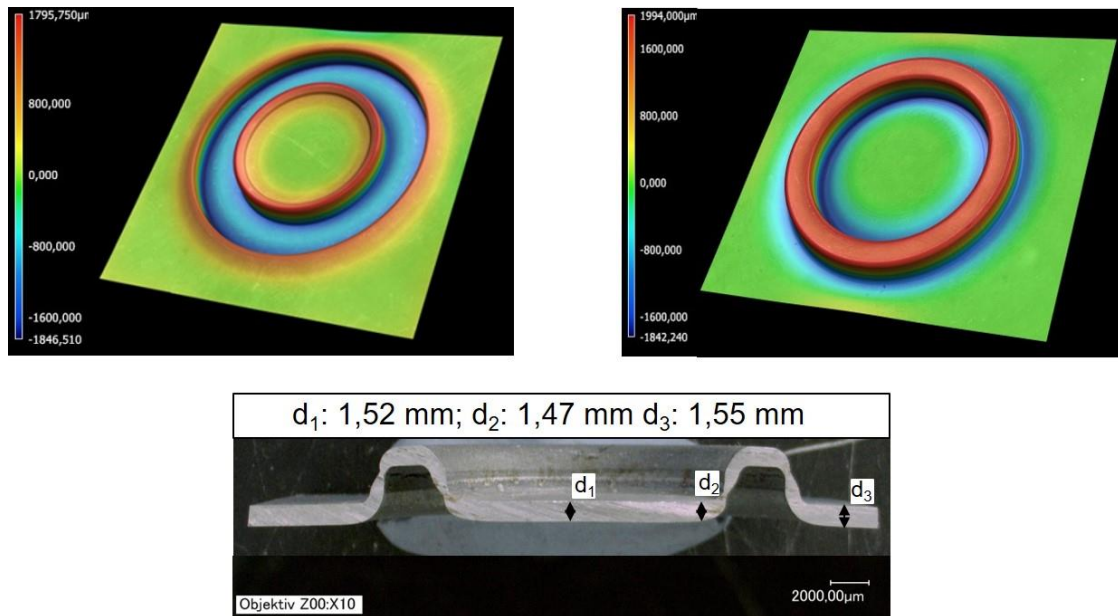


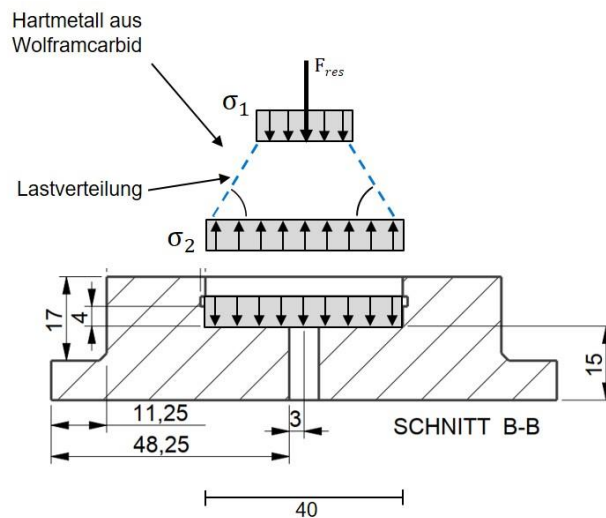
Abbildung 5-28: 3D-Profilometeraufnahmen der Werkzeugoberflächen (oben); Schliffbild durch einen ausgedünnten Punkt (unten)

Figure 5-28: 3D profilometer images of the tool surfaces (top); micrograph through a thinned point (bottom)

Mit Hilfe der Verbrauchersicken kam es nach der Durchführung der Ausdünnungsversuche zu keiner signifikanten Reduzierung der Probendicke an den relevanten Bereichen. Die Mitte des Prägebereichs wies eine Restdicke von  $d_1 = 1,52 \text{ mm}$  auf. Dies bedeutet, dass sich im Bereich der Prägemitte sogar Material angehäuft hat. Im Bereich der Verbrauchersicke konnte eine Restdicke von  $d_2 = 1,47 \text{ mm}$  ermittelt werden. Außerhalb der des Prägebereich konnte eine Restdicke der Probe von  $d_3 = 1,55 \text{ mm}$  gemessen werden. Auch in diesem Bereich kam es zu einer ungewollten Materialanhäufung. Der Einsatz von Werkzeugen mit Verbrauchersicken zeigte keine gewünschten Ergebnisse. Durch die Verbrauchersicke wurde das auszudünnende Material aufgrund der schlagartigen Spitzenbelastung in die Sicke eingeklemmt. Hierbei kam es zu einer hohen Dickenreduzierung des Bleches in den inneren Radienbereichen der Verbrauchersicken, wodurch das Material an diesen Stellen aufriss.

Mit Hilfe des Einsatzes von gehärtetem Warmarbeitsstahl konnte kein robuster Prozess zur Herstellung von Prägegeometrien erreicht werden. Aufgrund des schnellen Werkzeugversagens durch Deformation konnten die erforderlichen Prägertiefen nicht eingehalten werden. Aufgrund dessen wurde die Möglichkeit des Einsatzes von Hartmetall untersucht. Die Hartmetalleinsätze sollen eine ungewollte

Werkzeugdeformation während der einzelnen Hübe verhindern, bzw. verzögern. Hierfür wurden zunächst Festigkeitsberechnungen durchgeführt, um die generelle Anwendbarkeit der Hartmetallwerkzeugoberflächen zu prüfen. In der Abbildung 5-29 ist die Berechnung der Festigkeit und die resultierende Lastverteilung dargestellt.



$$\sigma_1 = \frac{F_{res}}{A_1} = \frac{600000 \text{ N}}{380 \text{ mm}^2} = 1579 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$$

$$\sigma_2 = \frac{F_{res}}{A_2} = \frac{600000 \text{ N}}{1265,6 \text{ mm}^2} = 477,5 \frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$$

$$R_{p0,2,550^\circ\text{C}} = 770 - 900 \text{ MPa}$$

$$\sigma_2 < R_{p0,2,550^\circ\text{C}}$$

- Keine plastische Deformation des Grundkörpers aus 1.2367 zu erwarten

Abbildung 5-29: Berechnung der Festigkeit und resultierende Lastverteilung

Figure 5-29: Calculation of the strength and resulting load distribution

Bei der Berechnung der Festigkeit für die oben aufgeführte Lastverteilung von 45° wurde die Streckgrenze des Werkzeugwerkstoffs aus 1.2367 bei einer Einsatztemperatur von 550 °C bestimmt. Im Anschluss wurde die mechanische Spannung resultierend aus der eingebrachten Kraft und der Kreisfläche des Hartmetalleinsatzes ermittelt. Nach einer Gegenüberstellung der ermittelten Werte war keine plastische Deformation des Grundkörpers aus 1.2367 zu erwarten. Nachdem die prinzipielle Eignung von Hartmetalleinsätzen bestimmt werden konnte, wurden diese in die Fertigung gegeben. Dabei wurden Hartmetalleinsätze in die konventionellen Werkzeuge eingepresst. In Abbildung 5-30 sind die für die Umformversuche eingesetzten Werkzeuge mit eingepressten Hartmetalleinsätzen aus Wolframcarbid dargestellt.



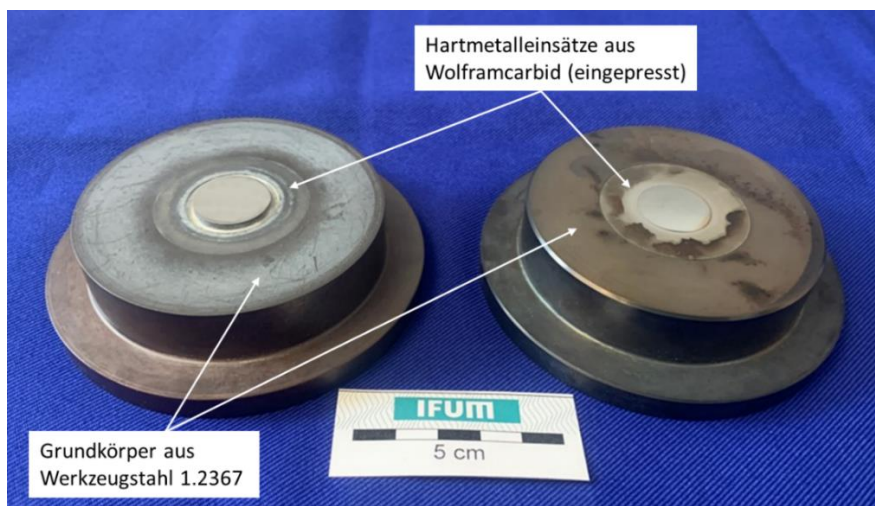


Abbildung 5-30: Werkzeuge für Umformversuche mit ein eingepressten Hartmetalleinsätzen aus Wolframcarbid

Figure 5-30: Tools for forming tests with a pressed-in hard-metal insert of tungsten carbide

Unter Verwendung der optimierten Versuchsparameter zur Erzeugung von deformationsinduziertem Ferrit wurden die Versuche erneut mit den Hartmetallwerkzeugen durchgeführt. Durch den Einsatz von Hartmetall aus Wolframcarbid konnte eine Deformation der Werkzeugoberfläche unterbunden werden. Aufgrund der hohen Härte mit einhergehender Sprödigkeit konnte nach mehreren Hüben ein Ausbrechen der Hartmetalleinsätze im Kantenbereich festgestellt werden. Das Ausbrechen im Kantenbereich ist auf die Werkzeugspitzenbelastung zurückzuführen. In Abbildung 5-31 sind die 3D-Profilometeraufnahmen der stempel- und matrizen seitigen Hartmetalleinsätze dargestellt.

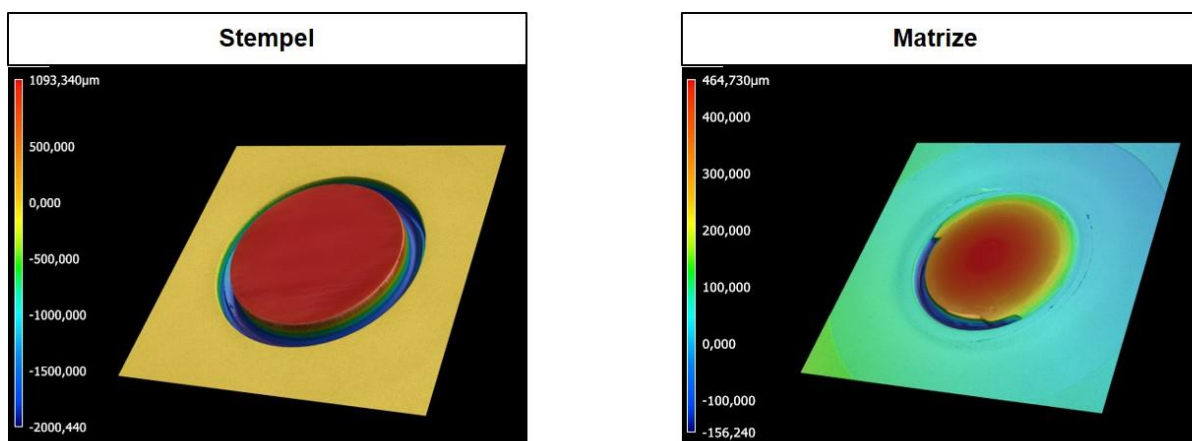


Abbildung 5-31: 3D-Profilometeraufnahmen der stempel- und matrizen seitigen Hartmetalleinsätze

Figure 5-31: 3D profilometer images of the carbide inserts on the punch and die

Für die weiteren Versuche wurde das Hartmetallwerkzeug optimiert. Für die Optimierung der Lastverteilung wurden die Kanten der Hartmetalleinsätze gebrochen, um dem Ausbrechen in den Kantenbereichen entgegenzuwirken. Mit dem optimierten

Hartmetallwerkzeug konnten die gewünschten Prägegeometrien mit ausreichenden Prägetiefen hergestellt werden. In Abbildung 5-32 sind die einzelnen Schlibfbilder der verschiedenen Werkzeugiterationen dargestellt.

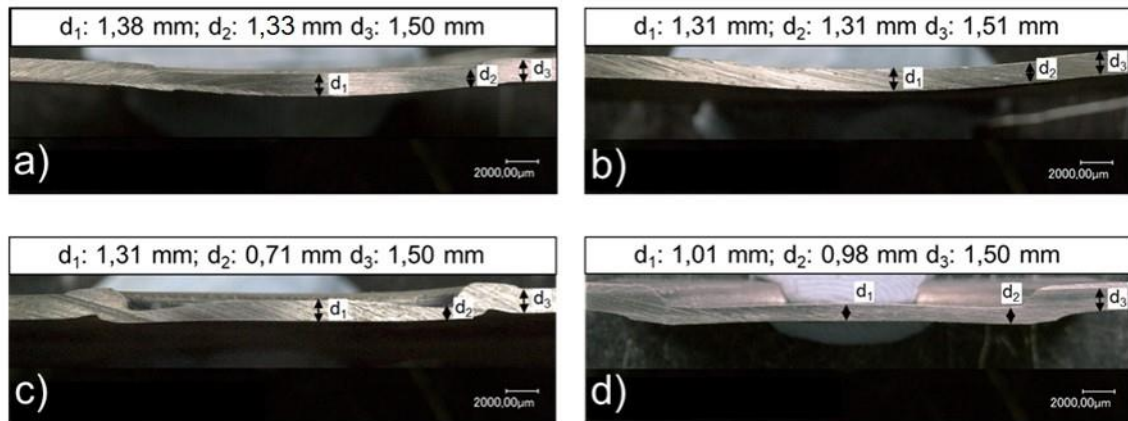
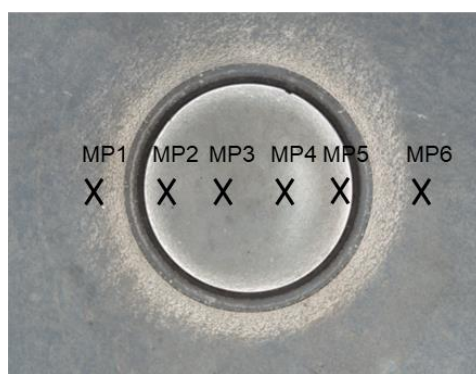


Abbildung 5-32: Schlibfbilder der Werkzeugiterationen; mit Bombierung (a), mit Anschlägen (b), mit maximaler Härte (c), mit Hartmetalleinsatz (d)

Figure 5-32: Micrographs of tool iterations; with crowning (a), with stops (b), with maximum hardness (c), with carbide insert (d)

Durch den Einsatz von Hartmetall konnte ein ebener Prägepunkt (Abbildung 5-32 d) mit einer nahezu konstanten Blechdicke von 0,98 mm erreicht werden. Der erreichte Prägepunkt konnte für die weiteren fūgetechnischen Untersuchungen zielfūhrend eingesetzt werden. In Abbildung 5-33 ist eine Draufsicht auf den gewünschten Prägepunkt mit Messpunkten und Prägetiefen dargestellt.



Messpunkt MP	Höhe in mm
1	1,51
2	1,00
3	1,01
4	1,00
5	0,99
6	1,51

Abbildung 5-33: Draufsicht Prägepunkt mit Messpunkten und Restdicken

Figure 5-33: Top Embossing point with measuring points and residual thickness

Nachdem die optimierten Hartmetallwerkzeuge die gewünschte Prägegeometrie mit ausreichenden Prägetiefen erzeugt haben, wurden die Prozessparameter zur Erzeugung von deformationsinduziertem Ferrit (DIF) untersucht. Hierfür wurden verschiedene Zeit-Temperatur Abkühlkurven abgefahren. Um einen signifikanten

Einfluss auf die Zeit-Temperatur Abkühlkurven zu erhalten, wurde der Druck der Luftkühlung sowie die Kühldauer variiert. In Abbildung 5-34 ist eine ermittelte Temperatur-Abkühlkurve für die Erzeugung von DIF dargestellt.

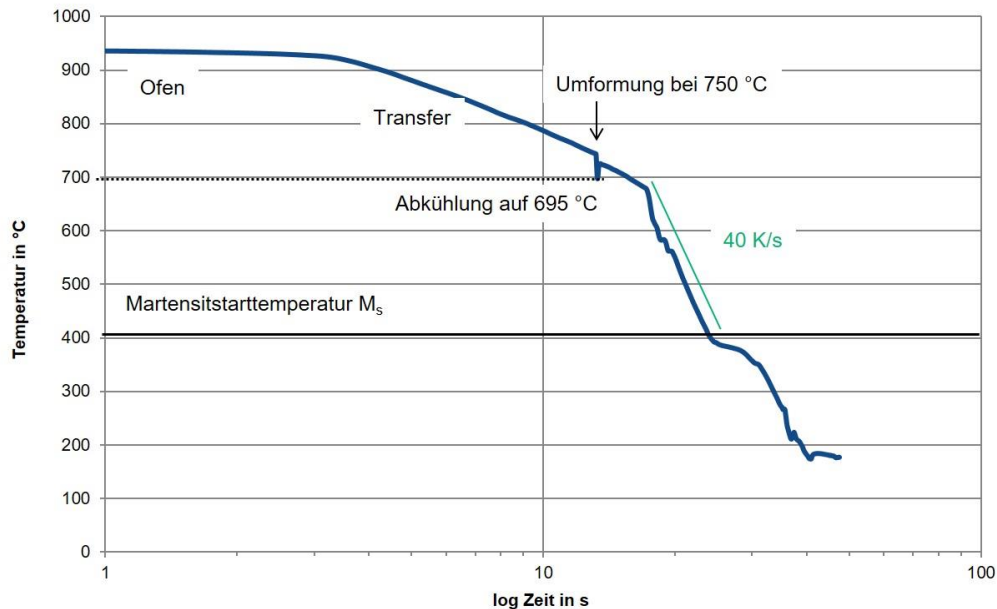


Abbildung 5-34: Temperatur-Abkühlkurve zur Erzeugung von DIF

Figure 5-34: Temperature-cooling curve for generating DIF

Die Ergebnisse der Modellversuche haben gezeigt, dass durch den Einsatz von beheizten Werkzeugen sowie des Einsatzes einer externen Druckluftkühlung die Abkühlrate positiv beeinflusst werden konnte. Es wurde eine Abkühlrate von 40 K/s erreicht, welche zur Erzeugung des deformationsinduzierten Ferrits (DIF) erforderlich ist. Aufgrund dieser Abkühlrate und der Umformung bei einer Temperatur von 750 °C konnte DIF erzeugt werden. Auffallend war jedoch, dass das erzeugte DIF nur in Bereichen mit hohen Umformgraden, wie z.B. am Außenbereich der Prägung, entstanden ist. In Abbildung 5-35 sind die Ergebnisse der Gefügaufnahmen einer ausgedünnten Platine im Bereich der Prägung dargestellt.

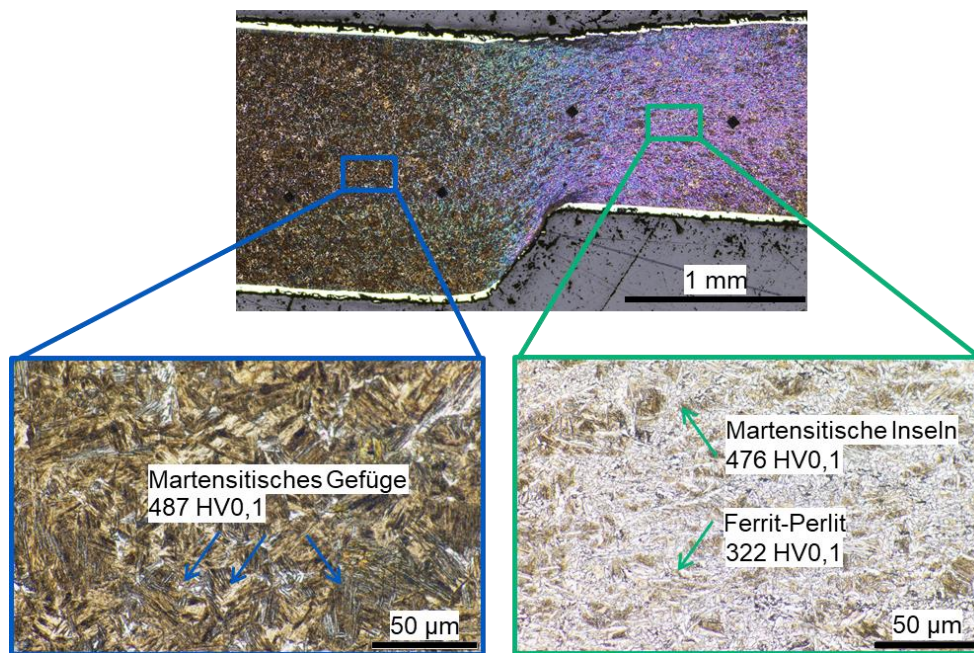


Abbildung 5-35: Gefügeaufnahmen der ausgedünnten Platine im Prägebereich

Figure 5-35: Microstructure images of the thinned out blank in the stamping area

Im nicht geprägten Außenbereich der Probe weist das Gefüge nach dem Formhärten keine Reduzierung der Härte auf. In diesem Bereich fand keine Deformation des Blechs statt und es entstand ein vollständig martensitisches Gefüge mit Härten von 487 HV<sub>0,1</sub>. Im Gegensatz dazu konnte im Bereich der Prägung eine Festigkeitsreduzierung aufgrund der eingebrachten Deformation erreicht werden. Hier konnten zwischen martensitischen Inseln auch ein Ferrit- und Perlitgefüge erzeugt werden, bei der die gemessene Härte 322 HV<sub>0,1</sub> betrug. Durch die erfolgreiche Erzeugung von DIF, konnte das Prozessfenster näher untersucht werden. Das Ziel war es, einen Prägepunkt mit vollständig deformationsinduziertem Ferrit und einer Härtereduzierung über den gesamten Prägebereich zu erzeugen. Hierfür wurde eine Versuchsmatrix mit unterschiedlichen Prozessparametern aufgestellt. In der unten aufgeführten Tabelle 5-1 ist die Versuchsmatrix zur Erzeugung des gewünschten deformationsinduzierten Ferrits dargestellt.



Tabelle 5-1: Versuchsmatrix zur Erzeugung von DIF  
Table 5-1: Test matrix for the generation of DIF

Versuchsablauf	Dauer Luftkühlung [s]	Luftdruck [bar]	Nach Ausdünnung
DIF 1	10	5	
DIF 2	20	5	
DIF 3	20	5	Anheben der Probe
DIF 4	20	5	Anheben der Probe mit zusätzlicher Druckluft
DIF 5	20	6	
DIF 6	20	6	Anheben der Probe

Bei den Versuchen mit unterschiedlichen Prozessparametern wurden Temperatur-Zeit-Abkühlkurven aufgenommen. In Abbildung 5-36 sind die Zeit-Temperatur-Abkühlkurven für die Versuchsabläufe DIF 1 bis DIF 4 dargestellt.

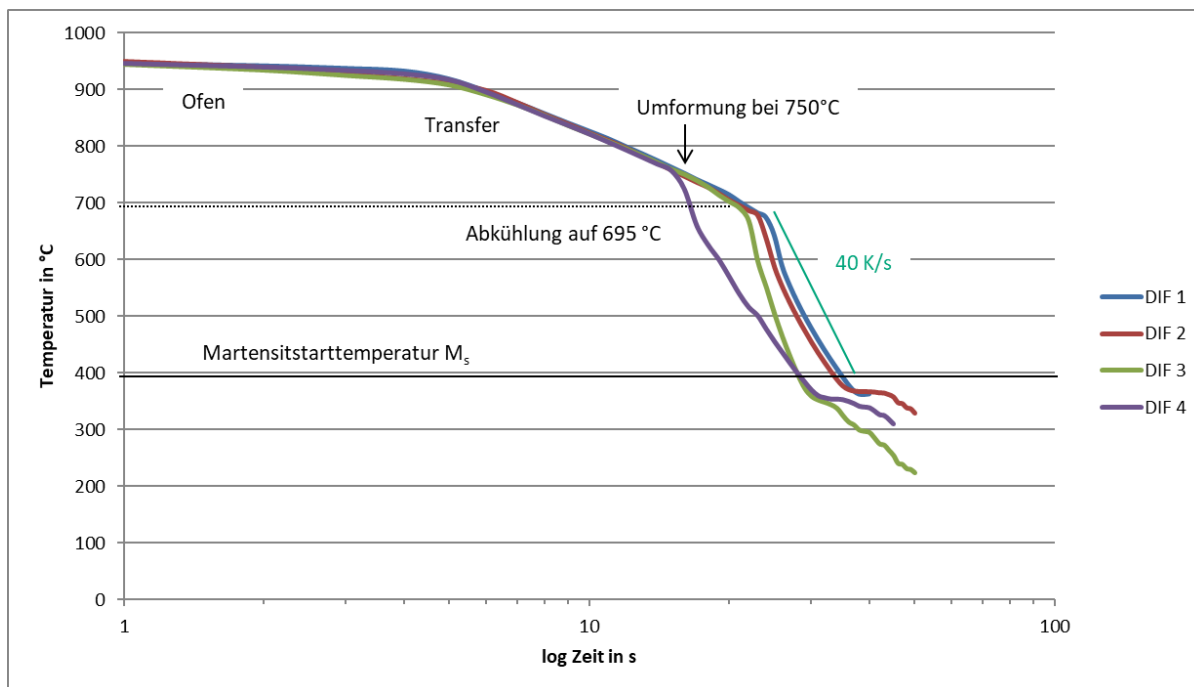


Abbildung 5-36: Zeit-Temperatur-Abkühlkurven der verschiedenen Versuchsabläufe DIF1 – DIF4  
Figure 5-36: Time-temperature cooling curves of the different test sequences DIF1 – DIF4

Entscheidende Parameter für die Bildung von DIF waren die Umformtemperatur und die Abkühlrate. Mit Hilfe der Versuche konnten durch die Variation der

Prozessparameter verschiedene Gegebenheiten für die Entstehung von DIF geschaffen werden. Die nachgeschalteten metallographischen Untersuchungen zeigen, dass bei einer Umformtemperatur von 750 °C und einer Abkühlrate von ca. 50 K/s (DIF 3) der gewünschte vollausgeprägte deformationsinduzierte Ferrit erzeugt wurde. Bei diesem Versuchsablauf wurde die Probe nach dem Ausdünnen mit einem Luftstrom von 5 bar für zwanzig Sekunden heruntergekühlt. Zusätzlich zur Druckluft wurde die Probe manuell vom heißen Unterwerkzeug angehoben. Anschließend wurde die Probe einer Härtemessung unterzogen. In Abbildung 5-37 ist der Makrohärteverlauf der Probe „DIF 3“ dargestellt.

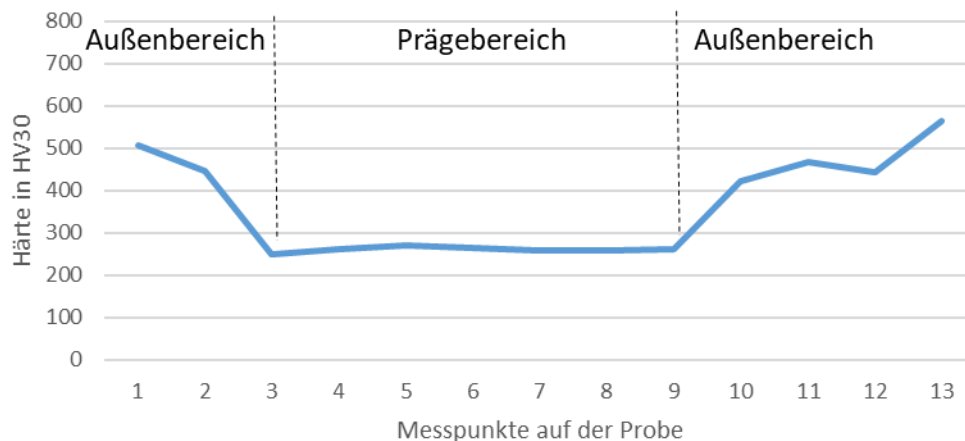


Abbildung 5-37: Makrohärteverlauf der Probe DIF 3

Figure 5-37: Macro hardness curve of the sample DIF 3

Es ist zu erkennen, dass die Probe im Prägebereich (Messpunkte 3 – 9) eine reduzierte Härte aufweist. Im Bereich der Prägung konnten Härtewerte von ca. 280 HV30 erzielt werden. In den Außenbereichen, in denen keine Deformation stattgefunden hat, lagen die Härtewerte bei ca. 500 HV 30, welche einem martensitischen Gefüge zu zuordnen sind.

In einem weiteren Versuch wurde die Fragestellung untersucht, ob bei einer geringeren Prägertiefe ebenfalls deformationsinduziertes Ferrit entsteht. Hierzu wurde am bestehenden Versuchsaufbau die Anschläge durch Unterlegung von Unterlegscheiben mit einer Dicke von 0,2 mm und 0,1 mm justiert. Die verwendeten Werkzeugeinsätze wurden erneut wie bei den Prägungen mit 0,5 mm temperiert. Das Werkzeug wurde nach Erreichen der Temperatur aus dem Ofen entnommen und im unteren Werkzeughalter eingesetzt.

### *Parameterbestimmung*

Bei einer Einprägung von 0,25 mm erfährt das Material einen unterschiedlichen Umformgrad als dies bei 0,5 mm der Fall ist. Aufgrund dessen wurden Parameter, die sich auf die Abkühlung beziehen, variiert und die Proben anschließend auf ihre Härte und Gefügestruktur untersucht.

Bei gleichbleibenden Werkzeug- und Probentemperaturen wurde der Luftdruck entweder auf 5 bar oder 6 bar eingestellt. Die Abkühlzeiten wurden ebenfalls anhand von zwei Zeiten untersucht. Für die Dauer der Abkühlung (Blaszeit) wurden 10 Sekunden und 20 Sekunden eingestellt. Als letzte Variable wurde der Weg zur Abkühldüse verändert. Dabei wurde entweder die Probe nach dem Prägen auf dem Unterwerkzeug liegen gelassen oder durch eine Zange näher zur Luftdüse angehoben. Die Proben- und Werkzeugtemperatur wurde hingegen nicht verändert.

Die durchgeführte Versuchsmatrix ist in Tabelle 5-2 zusammengefasst.

Tabelle 5-2: Versuchsmatrix zur Parameterbestimmung bei der Einprägung von 0,25 mm

Table 5-2: Experimental matrix for parameter determination during the embossing of 0.25 mm

Versuchs-Nr.	Luftdruck	Abkühlzeit	Abkühlweg variiert?
1:	5 bar	20 s	Ja
2:	5 bar	10 s	Ja
3:	6 bar	10 s	Ja
4:	6 bar	20 s	Ja
5:	6 bar	20 s	Nein
6:	5 bar	20 s	Nein

Auf die Ergebnisse der Härte und der Gefügeausbildung der Versuche aus Tabelle 5-2 wird im Folgenden eingegangen. Für die Untersuchung wurden die Prägepunkte aus dem Material mit einem Nasstrennschleifer herausgeschnitten. Basierend auf den Ergebnissen, werden für den weiteren Verlauf der Versuche die Parameter gewählt bei denen die niedrigste Härte und die höchste Ferritbildung festgestellt wurde.

#### *Probe 1*

Bei den Versuchen 1 bis 4 wurde der Abkühlweg variiert. Die Unterscheidung erfolgt durch eine Variation der untersuchten Luftdrücke und Abkühlzeiten. Für den ersten Versuch wurde ein Luftdruck von 5 bar und eine Abkühlzeit von 20 s eingestellt. Der sich hieraus ergebende Härteverlauf ist in Abbildung 5-38 dargestellt. Die Härtewerte zeigen eine zur Prägepunktmitte abnehmende Härte mit anschließend steigenden Werten. In diesem Fall wurde im Prägepunkt eine minimale Härte von 264 HV10 und eine maximale Härte von 334 HV10 ermittelt. Im Probenschliffbild ist der Bereich der Prägung gut durch seine hellere Schattierung zu erkennen, welches bereits makroskopisch darauf hindeutet, dass sich in diesem Bereich das Gefüge verändert haben muss.

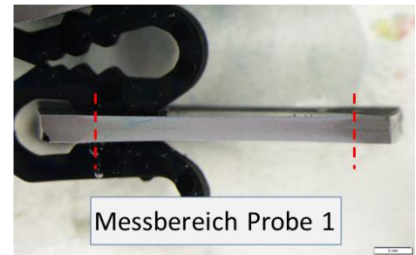
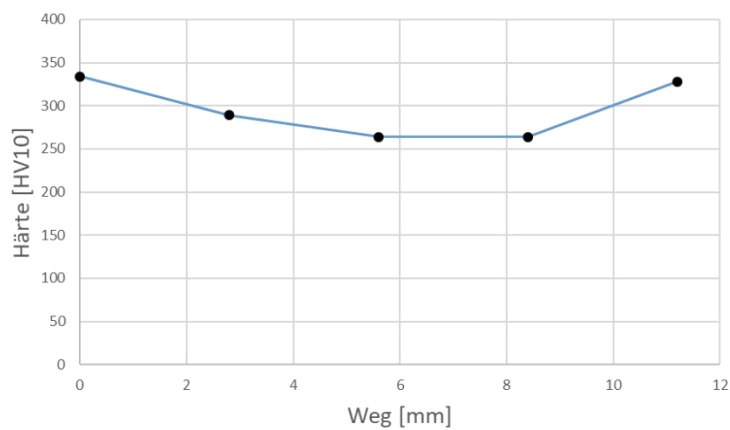


Abbildung 5-38: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 1  
Figure 5-38: Results of the hardness measurement specimen Test 1

Bei detaillierter Betrachtung des Gefüges durch ein Lichtmikroskop wird die Gefügezusammensetzung deutlicher. Bei einer 50-fachen Vergrößerung ist ein feines Gefüge zu sehen, in dem kleine dunkle Inseln fein verteilt sind. Eine 500-fache Vergrößerung zeigt dies noch deutlicher. In der unteren Abbildung sind die Schliffbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.

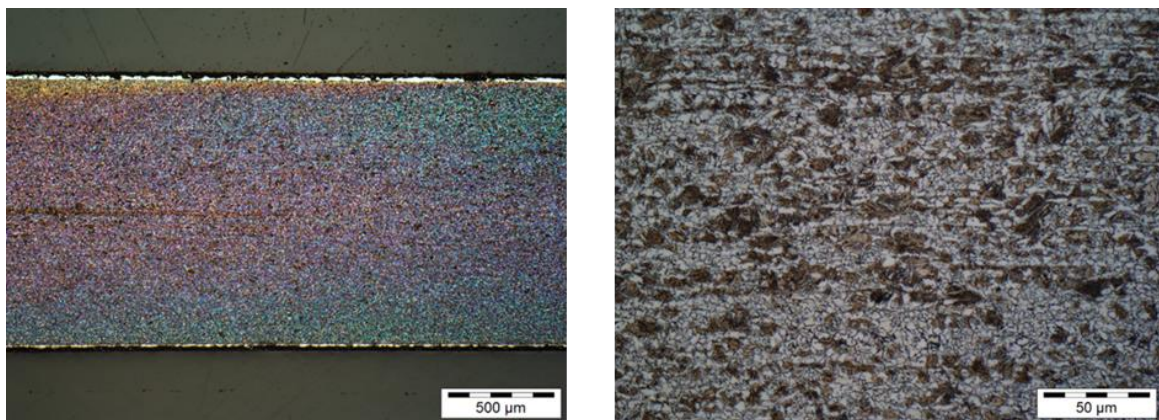


Abbildung 5-39: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 1  
Figure 5-39: Micrographs of the sample with microstructure Test 1

Die Ergebnisse zeigen, dass sich bei einem Luftdruck von 5 bar und einer Abkühlzeit von 20 s eine ferritische Gefügestruktur mit vereinzelt, fein verteilten Martensitinseln gebildet hat. Dies erklärt die deutliche Abnahme der Härte der Probe auf 264 HV10.

### Probe 2

Für den zweiten Versuch wurde die Abkühlzeit von 20 s auf 10 s reduziert. Die restlichen Parameter blieben unverändert. Bei der Betrachtung der Ergebnisse der Härteuntersuchung fällt ein deutlicher Unterschied zu den Ergebnissen der 1. Versuchsreihe auf. In diesem Fall wurde eine minimale Härte von 328 HV10 und eine



maximale Härte von 404 HV10 festgestellt. Auch im Schlibfbild der Probe fällt eine sich im Vergleich zur Versuchsreihe 1 veränderte Schattierung auf. Die dunkle Schattierung ist in dieser Versuchsreihe deutlicher im Bereich des Prägepunktes erkennbar. Dies deutete auf einen höheren Martensitanteil im Bereich des Prägepunktes hin.

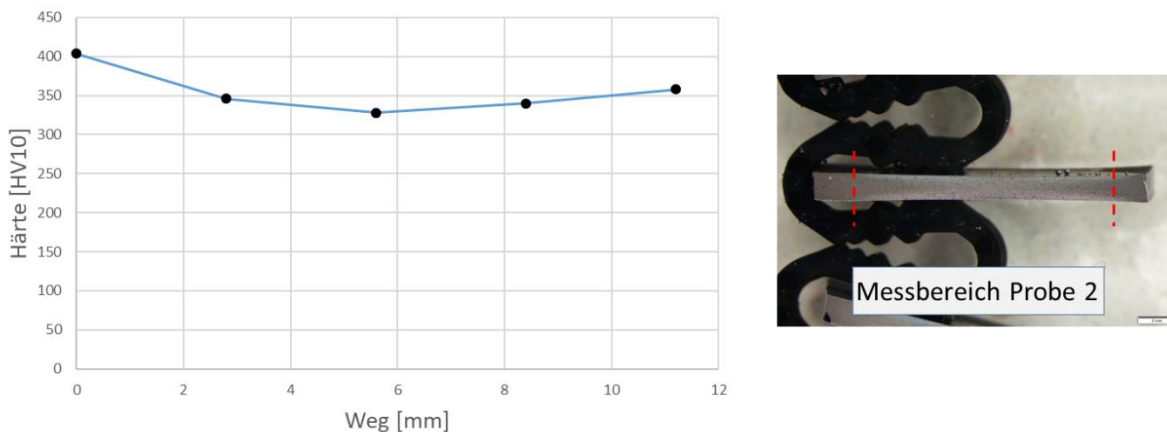


Abbildung 5-40: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 2

Figure 5-40: Sample Results of the hardness measurement Test 2

Die Gefügaufnahmen bei 50-facher Vergrößerung zeigen eine deutlich heterogene Gefügestruktur bei denen Martensit im Vergleich zur Versuchsreihe 1 einen deutlich höheren Flächenanteil hat. In der unteren Abbildung sind die Schlibfbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.

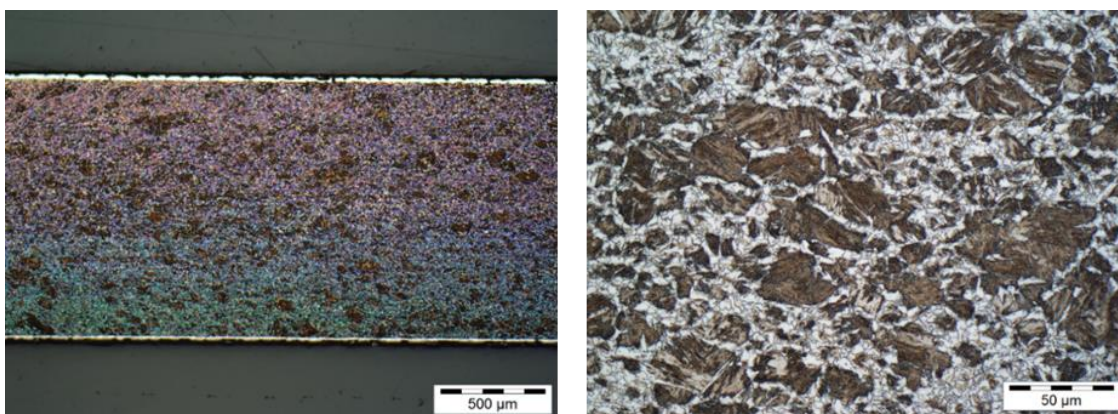


Abbildung 5-41: Schlibfbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 2

Figure 5-41: Micrographs of the sample with microstructure Test 2

Die geringe Abkühlzeit hat, wie die Ergebnisse zeigen, zwar zu einer Ferritbildung geführt, jedoch ist dies nicht im gleichen Ausmaß geschehen wie in der Versuchsreihe 1. Die Härtewerte sowie die Martensitprägung waren deutlich höher. Eine höhere Abkühlzeit ist somit zur Erzeugung von DIF signifikant.

### Probe 3

In der dritten Versuchsreihe wurde der Einfluss des Luftdrucks und somit der Einfluss der Abkühlrate auf die Gefügestruktur untersucht. Mit der Erhöhung des Luftdrucks von 5 bar auf 6 bar bei einer Abkühlzeit von zehn Sekunden ist ein Vergleich zur 2. Versuchsreihe somit gegeben.

Die Ergebnisse der Härteuntersuchung zeigen einen gleichen Härteverlauf wie bei der Versuchsreihe 1. Jedoch beträgt der minimale Härtewert hierbei 272 HV10 im Vergleich zu 328 HV10 bei der Versuchsreihe 2. Der höchste Härtewert liegt hier bei 355 HV10 im Vergleich 404 HV10.

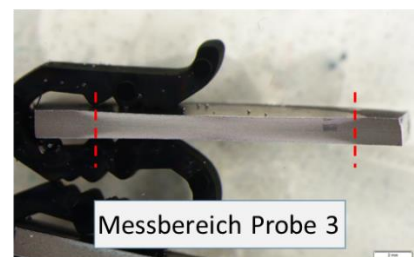
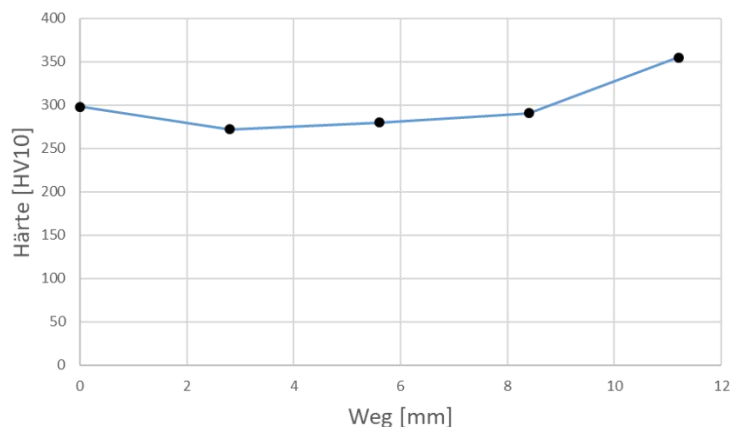


Abbildung 5-42: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 3

Figure 5-42: Results of the hardness measurement Test 3

Die Gefügaufnahmen zeigen ein ähnliches Bild wie die Versuchsreihe 1. Bei 50-facher Vergrößerung sind vereinzelt kleine Martensitinseln zu erkennen, die bei 500-facher Vergrößerung deutlicher werden. Die Anordnung und Verteilung dieser Inseln in der Gefügestruktur ähneln ebenfalls denen der Versuchsreihe 1. In der unteren Abbildung sind die Schlibfbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.

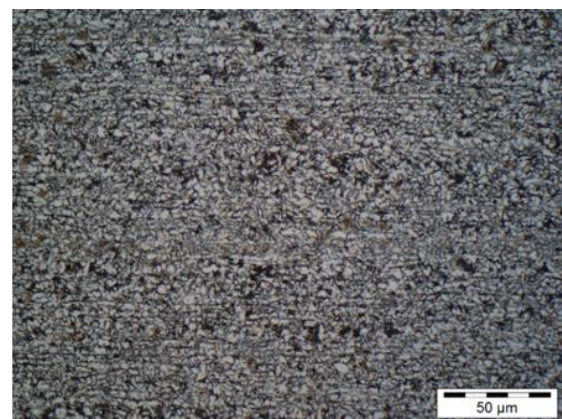
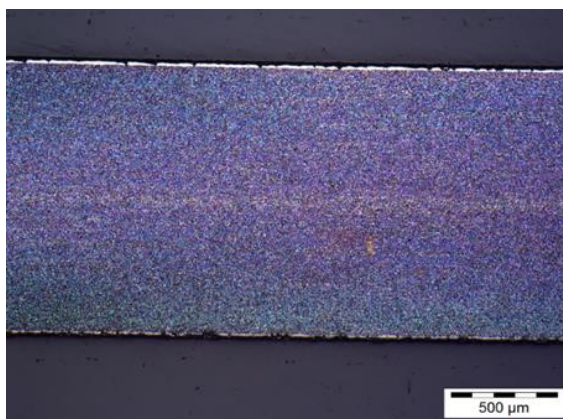


Abbildung 5-43: Schlibfbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 3

Figure 5-43: Micrographs of the sample with microstructure Test 3

Die Versuchsreihe 3 zeigt einen deutlichen Einfluss des Luftdrucks auf die Gefügestruktur der Proben. Die Härtewerte sowie die Gefügestruktur ähneln stark der Versuchsreihe 1, bei der mit weniger Luftdruck jedoch mit einer höheren Abkühlzeit gearbeitet wurde. Aus den bisherigen Ergebnissen kann darauf geschlossen werden, dass eine höhere Abkühlzeit und ein höherer Luftdruck zu geringeren Härten und vermehrter Ferritbildung führt. Um dies näher zu untersuchen, bietet es sich an bei einem Luftdruck von 6 bar die Abkühlzeit zu erhöhen und aus den Ergebnisse eine genauere Aussage zu formulieren.

#### Probe 4

Wie bereits aus dem vorherigen Absatz formuliert wird in dieser Versuchsreihe die Abkühlzeit erhöht, um die vorher getroffenen Aussagen zu überprüfen.

Mit Blick auf den Härteverlauf ist keine signifikante Änderung ersichtlich. Die Werte reichen hier von 277 HV10 bis 340 HV10. Diese ähneln sich mit der vorherigen 3. Versuchsreihe.

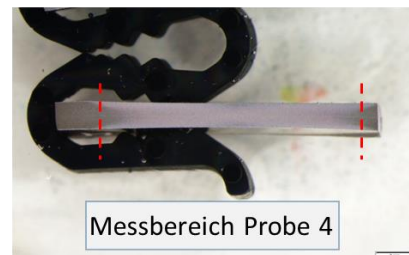
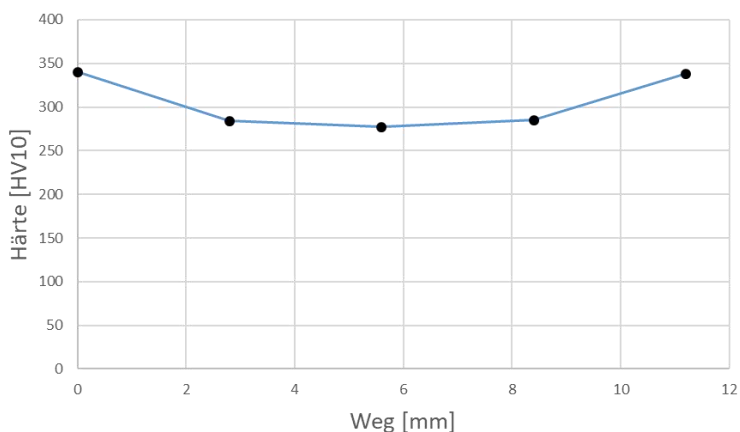


Abbildung 5-44: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 4

Figure 5-44: Results of the hardness measurement Test 4

Im Vergleich zu der vorherigen Versuchsreihe zeigen die Gefügaufnahmen ein gleiches Bild. Es ist keine signifikante Änderung zur Versuchsreihe 3 zu erkennen. In der unteren Abbildung sind die Schlifffbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.



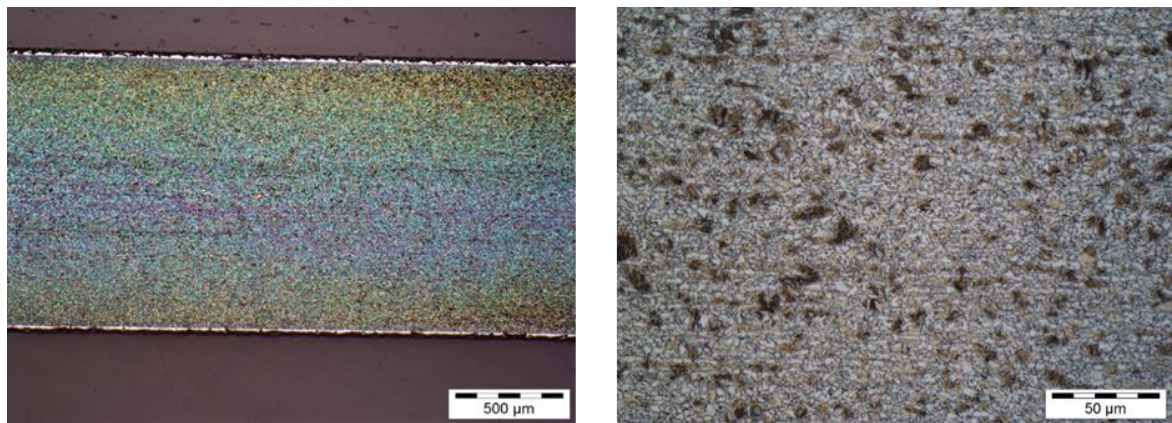


Abbildung 5-45: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 4

Figure 5-45: Micrographs of the sample with microstructure Test 4

Die Versuchsreihe 4 hat gezeigt, dass die in der Versuchsreihe 3 getroffenen Annahmen sich nicht bestätigt haben. Die Ergebnisse aus der Versuchsreihen 1, 3 und 4 weisen auf gleiche Gefügestrukturen und Härten hin. Geringere Härtewerte lassen sich durch die Variation des Abkühlweges nicht erreichen. In einem weiteren Ansatz wird im Folgenden dieser Parameter ebenfalls untersucht. Dabei werden die Luftdrücke zu 5 bar und 6 bar eingestellt und die Abkühlzeit auf 20 s festgelegt. Die Proben werden nach dem Prägen nicht angehoben und 10 mm über dem unteren Werkzeug gelassen.

### Probe 5

Mit den gleichen Parametern für Luftdruck und Abkühlzeit wie in Versuchsreihe 4, wurde in der Versuchsreihe 5 der Abkühlweg nicht variiert. Dem Schliffbild kann entnommen werden, dass sich erneut eine helle Schattierung im gleichen Bereich eingestellt hat wie in der vorherigen Versuchsreihe. Die Ergebnisse der Härteuntersuchungen zeigen signifikant geringere Härtewerte als bisher in allen Versuchsreihen festgestellt. Hier werden Härten von 211 HV10 bis 244 HV10 erreicht.

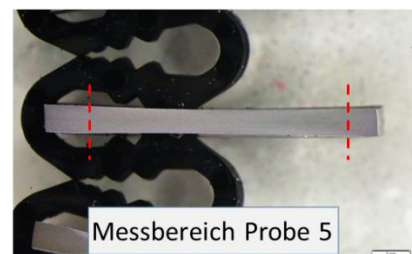
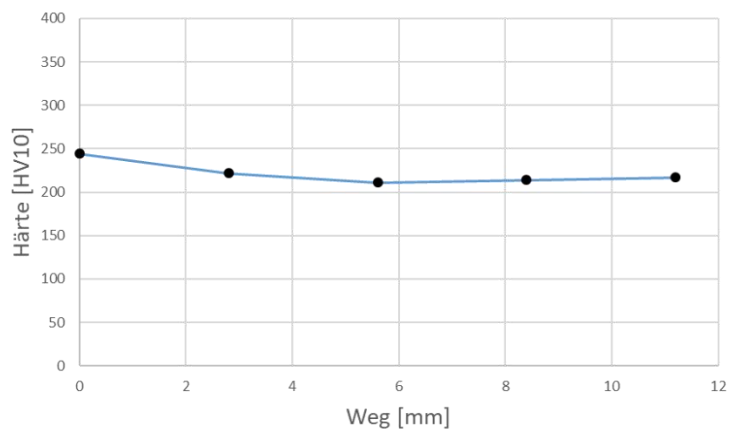


Abbildung 5-46: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 5

Figure 5-46: Results of the hardness measurement Test 5

Die Gefügeaufnahme bei 50-facher Vergrößerung zeigen keine deutlichen Änderungen der Gefügestruktur auf. Erst bei 500-facher Vergrößerung fällt auf, dass sich keine Martensitinseln gebildet haben. Es sind vereinzelte kleine dunkle Bereiche zu erkennen, welche eher auf die Bildung von Perlit hindeuten. In der Abbildung 5-47 sind die Schliffbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.

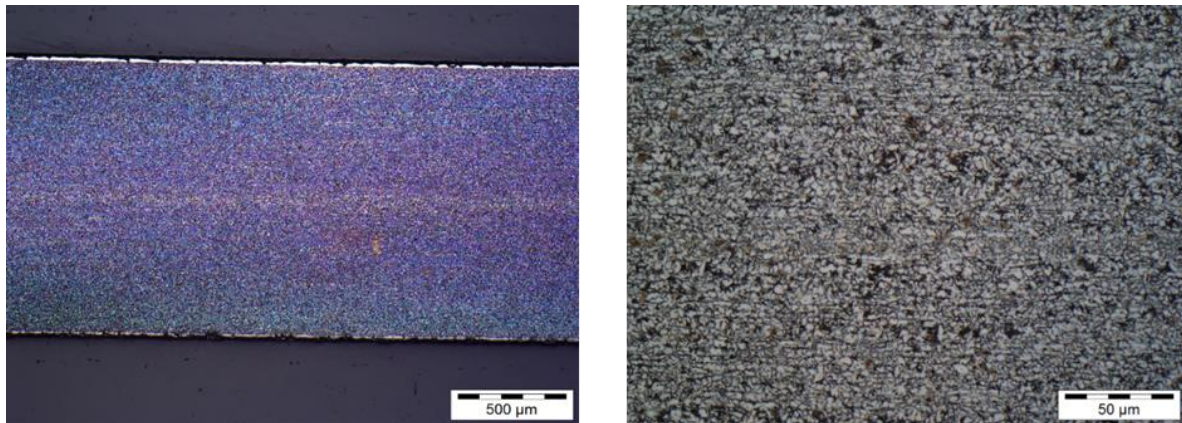


Abbildung 5-47: Schliffbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 5

Figure 5-47: Micrographs of the sample with microstructure Test 5

Durch den Abkühlweg konnte in dieser Versuchsreihe gezeigt werden, dass sich hierdurch die Härte signifikant verringern ließ. Die Gefügebilder haben gezeigt, dass sich hierdurch die Bildung von Martensit unterdrücken lässt und somit die geringe Härte erklären lässt. Weiterhin kann die Nähe der Probe zum warmen unteren Werkzeugeinsatz dazu geführt haben, dass die Abkühlung langsamer verlaufen ist und aus Perspektive des ZTU-Diagramms die kritische Abkühlrate weit unterschritten wurde.

#### *Probe 6*

In einer weiteren Untersuchung wurde der Luftdruck auf 5 bar reduziert. Die Abkühlzeit wurde wieder beibehalten und der Abkühlweg blieb ebenfalls konstant. Im Schliffbild ist im Vergleich zum vorherigen Versuch keine signifikante Änderung festzustellen. Die Härtewerte unterscheiden sich jedoch deutlich von der Versuchsreihe 5. Hierbei werden Härten von 281 HV10 bis 397 HV10 erreicht. Diese sind vergleichbar mit den Versuchsreihen 1,3 und 4.

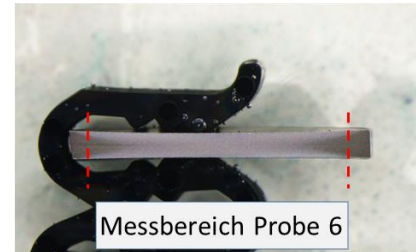
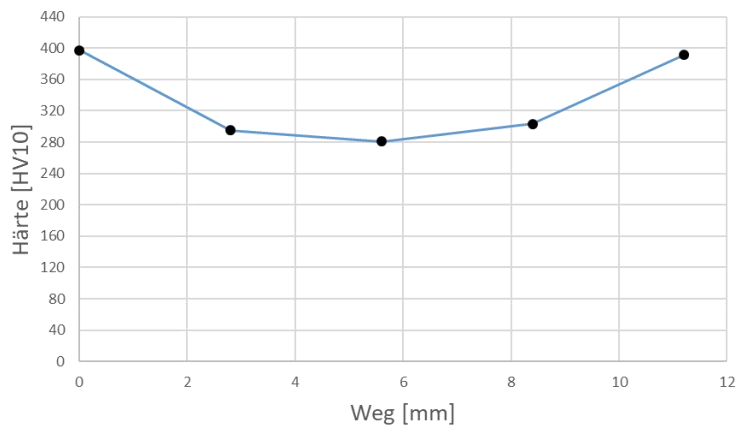


Abbildung 5-48: Ergebnisse der Härtemessung Versuch 6

Figure 5-48: Results of the hardness measurement Test 6

Bei Betrachtung der Gefügebilder fallen ebenfalls die Parallelen zu den Versuchsreihen 1,3 und 4 auf. Es sind bei 50-facher Vergrößerung bereits kleinere dunkle Inseln zu erkennen. Diese werden bei 500-facher Vergrößerung deutlich. Wie bereits in anderen Versuchsreihen sind die dunklen Bereiche als Martensit identifizierbar. In der Abbildung 5-49 sind die Schlibfbilder der Versuchsprobe mit Gefügestruktur dargestellt.

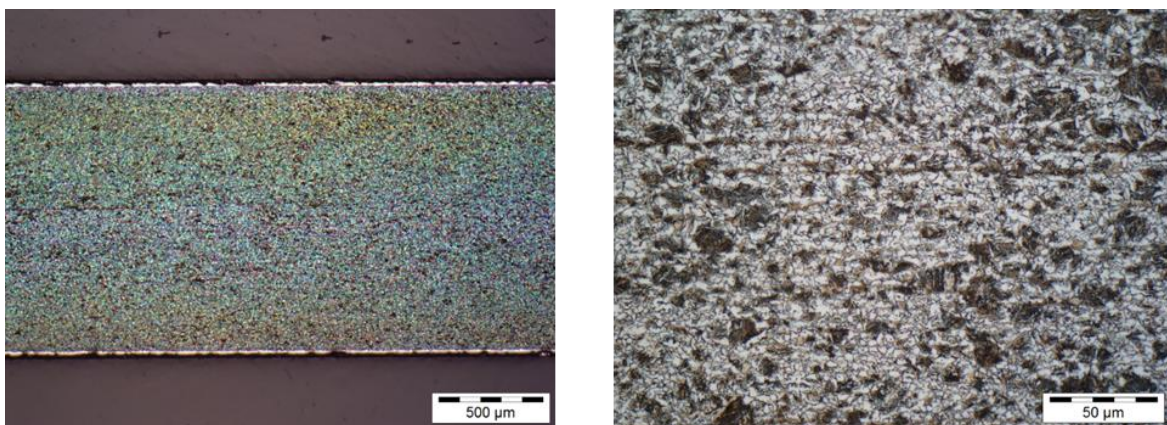


Abbildung 5-49: Schlibfbilder der Probe mit Gefügestruktur Versuch 6

Figure 5-49: Micrographs of the sample with microstructure Test 6

Die Ergebnisse dieser Versuchsreihe bestätigen nicht die Annahme der Versuchsreihe 5. Jedoch widerrufen sie die Annahme ebenfalls nicht. Zwar sollte durch eine geringe Luftkühlung die Abkühlrate geringer sein, wenn jedoch diese Abkühlrate es nicht schafft die Temperatur des Materials unter die Martensitstart-Temperatur ( $M_s$ -Temperatur) zu bringen, entsteht zwangsläufig Martensit. Der höhere Luftdruck im vorherigen Versuch hat wahrscheinlich dazu beigetragen, dass unterhalb der  $M_s$ -Temperatur gekühlt wurde und somit die Bildung von Martensit nicht hervorgerufen wurde.



## 5.4 Einfluss der Presshärteparameter und die Blechdicke auf die Punktschweißbeignung von artgleichen Schweißverbindungen / Influence of the press hardness parameters and the sheet thickness on the spot weldability

Aufgrund von Verzögerungen in der Bereitstellung von ausgedünnten Proben, wurden Analogieversuche mit unterschiedlichen Blechdicken des 22MnB5+AS150 durchgeführt. Nach Sherepenko et al. wird der Einfluss der Schweißbeignung signifikant durch die Ausprägung der AISi-Beschichtung beeinflusst. Um den Einfluss der AISi-Beschichtung im Analogieversuch zu reduzieren, musste zunächst der Einfluss der Presshärteparameter und der Blechdicke auf die Punktschweißbeignung untersucht werden. Die Grundlage der nachfolgenden Analogieversuche bildete die Charakterisierung der Presshärteparameter und der Blechdicke auf die Schweißbeignung von artgleichen 22MnB5+AS150 Schweißverbindungen. Der Abschnitt 5.4 wurde bereits in [Sch20, Woh19] veröffentlicht und wird in nachfolgenden abgedruckt wiedergeben.

### Untersuchung der Presshärteparameter auf die Schweißbeignung

Beim Aufheizen der unterschiedlichen Blechstärken ist davon auszugehen, dass sich die Aufheizdauer mit einer Zunahme der Blechdicke und der damit verbundenen Masse verlängert [Dvs78]. Um diesen Zusammenhang zu veranschaulichen, zeigt Abbildung 5-50 die Aufheizkurven und die Aufheizraten der untersuchten Blechdicken und Ofentemperaturen.

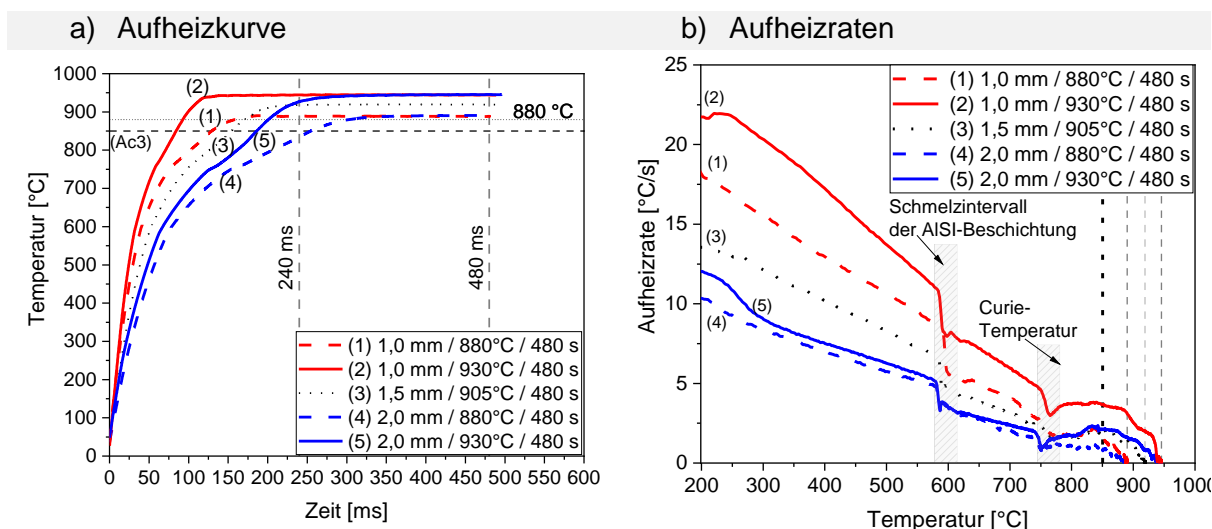


Abbildung 5-50: Aufheizkurven und Aufheizraten in Abhängigkeit von den Blechdicken und Temperaturen [Woh19]

Figure 5-50: Heating curves and heating rates as a function of sheet thickness and temperature [Woh19]

Es lässt sich erkennen, dass die benötigte Aufheizdauer im Ofen proportional zur Blechdicke ist. Je geringer die Blechdicke, desto schneller erreicht das Blech die Ofentemperatur. Wird exemplarisch eine Ofentemperatur von 880 °C betrachtet,

erreichte die Blechdicke von 1,0 mm nach rund 160 Sekunden die Ofentemperatur, wohingegen ein 2,0 mm Blech diese Temperatur erst nach 300 Sekunden erlangte. Somit kann die Austenitisierungstemperatur ( $Ac_3$ ), bei einer Ofenverweilzeit von 240 Sekunden und einer Probendicke von 2,0 mm, nicht erreicht werden.

Durch die Berechnung der Aufheizraten werden weitere Informationen über die Umwandlungsvorgänge des Gefüges und der AlSi-Beschichtung abgeleitet [Boš89]. Die Abbildung 5-50-b stellt die aufgenommenen Aufheizraten über die Proben-temperaturen dar. Es zeigt sich, dass die Aufheizrate antiproportional zur verwendeten Blechdicke ist. Bei allen Proben ist ein deutlicher Abfall der Aufheizrate bei einer Temperatur zwischen 570 °C bis 600 °C zu erkennen. Nach Ademaj et al. [Ade13] lässt sich dieses mit dem Schmelzintervall der AlSi-Beschichtung erklären, dass mit der Verringerung des Absorptionsgrads einhergeht. Ab diesem Temperaturbereich beginnt eine erhöhte Diffusionsaktivität, die sich auf das Erreichen der eutektischen Temperatur (573 °C) im Aluminium-Silizium-Phasendiagramm zurückführen lässt [Lia17]. Bei einer Temperatur bis 850 °C ergibt sich eine Erhöhung der Aufheizrate, die zum einen auf die Verfestigung der Beschichtung und zum anderen auf die Phasenumwandlung des 22MnB5 in ein vollständiges austenitisches Gefüge ( $Ac_3$ ) zurückzuführen lässt [Lia17]. Ebenfalls ist in den Aufheizraten zu erkennen, dass die Sensibilität, d. h. eine Differenz zwischen den Aufheizraten, gegenüber Parameteränderungen bei der 1,0 mm Blechdicke höher sind, als bei der 2,0 mm Blechdicke.

#### Untersuchung der AlSi-Schichtausbildung

Die Variation der Ofenparameter führte in der ursprünglichen AlSi-Beschichtung des 22MnB5 zur Ausbildung von intermetallischen Phasen in abweichenden Anteilen. Die erhaltenen Schichtausbildungen für die verwendeten Wärmebehandlungsparameter sind in Abbildung 5-51 dargestellt.

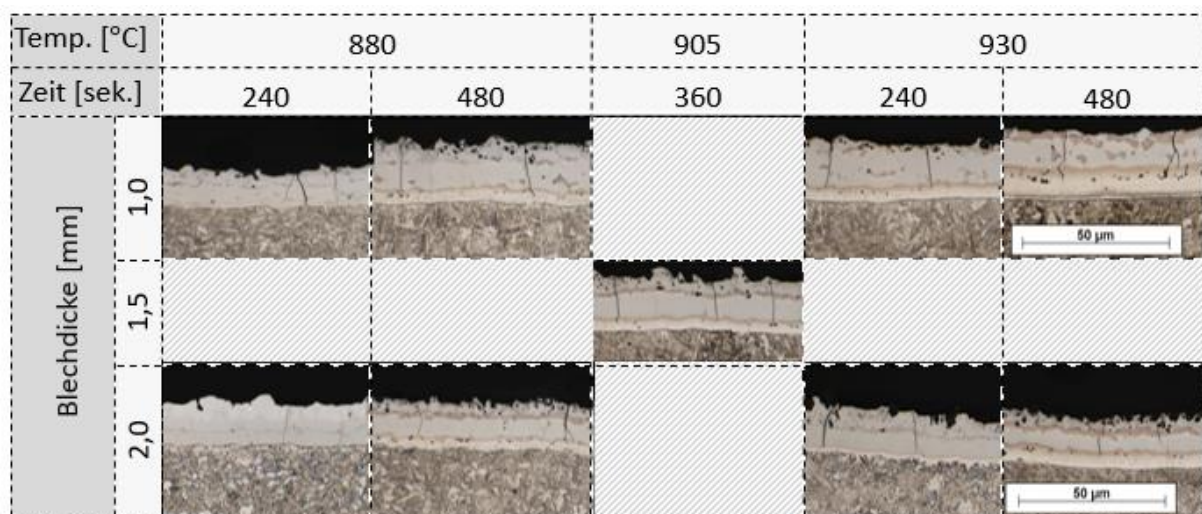


Abbildung 5-51: Entwicklung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter und Blechstärken [Woh19]

Figure 5-51: Development of the Al-Si coating for different furnace parameters and sheet thicknesses [Woh19]



Werden die entstandenen Beschichtungen anhand ihres Erscheinungsbildes verglichen, so sticht der Parametersatz (2,0 mm / 880 °C / 240 s) heraus. Diese strukturelle und farbliche Abweichung ist auf die nicht vollständige Umwandlung der metallischen Ausgangsbeschichtung in intermetallische Phasen zurückzuführen. Wie zuvor beschrieben, kam es bei diesem Parameter zu einer unzureichenden Wärmebehandlung unterhalb der Ac3-Temperatur. Ebenfalls ist die Umwandlung der Beschichtung in intermetallische Phasen durch die Diffusion von Eisen und Aluminium zwischen Substrat und Beschichtung unvollständig. Die Entwicklung der Schicht wird durch den Diffusionsprozess gesteuert und ist damit von der Blechdicke sowie der Ofentemperatur und -verweilzeit abhängig [She19]. Ein deutlicher Einfluss der Ofenverweilzeit ist im Aufbau der Beschichtungen zu erkennen. Mit einer steigenden Ofenverweilzeit oder Ofentemperatur ist ein Zuwachs der Interdiffusionsschicht sichtbar. Wird hingegen der Einfluss der Blechdicke betrachtet, so ist mit einer geringeren Materialstärke der Diffusionsprozess weiter fortgeschritten.

#### Quantifizierung der Schichtzusammensetzung

Die Beschreibung der Schichtungsentwicklung erfolgte nach der Methodik von Sherepenko et al. [She19]. Exemplarisch stellt die Abbildung 5-52 die Kennzeichnung der einzelnen Beschichtungsbestandteile in Anlehnung an Jenner et al. [Jen10] dar. Dabei werden die einzelnen Schichtbestandteile identifiziert und deren Anteil gewichtet.

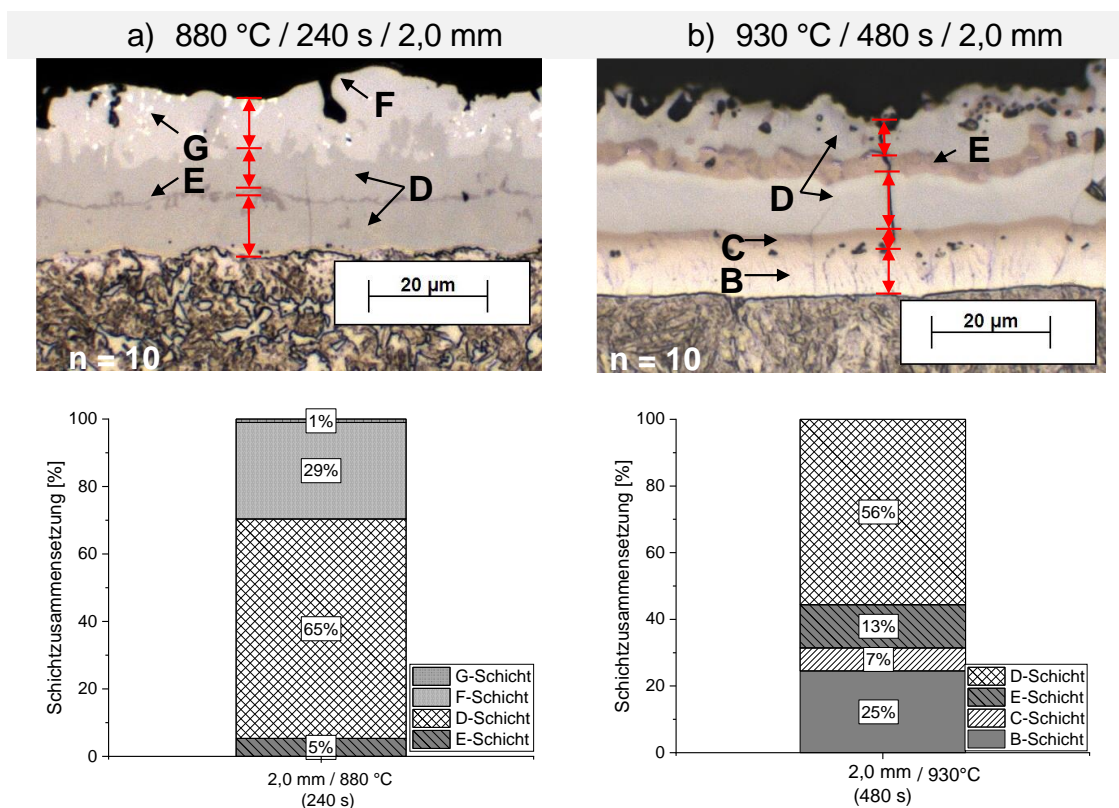


Abbildung 5-52: Exemplarische Zusammensetzung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter [Woh19]

Figure 5-52: Example of the Al-Si coating structure for different furnace parameters [Woh19]

Für den Parametersatz (2,0 mm / 880 °C / 240 s) sind vereinzelt in der Beschichtung metallische Al-Si-Anteile (Bereich G) erkennbar. Der Rest der Beschichtung besteht aus den Bereichen F – eine ternäre intermetallische  $Fe_2SiAl_7$  Phase und den Bereich D - eine intermetallische  $Fe_2Al_5$  Verbindung. Ebenfalls ist ein geringer Anteil aus einer Mischung aus ternärem intermetallischem  $Fe_2SiAl_2$  mit binärer FeAl oder  $Fe_3Al$  Phase erkennbar (Bereich E). Dieser Bereich entsteht durch die Anreicherung des F-Bereichs mit Eisen und dessen Umwandlung in das  $Fe_2Al_5$  (Bereich D) mit einer geringeren Si-Löslichkeit. Für die Probe des Parametersatzes (2,0 mm / 930 °C / 480 s) wird ein Zuwachs der E-Bereiche erkennbar. Das Wachstum der E-Region wird bei höheren Ofentemperaturen und einer fortschreitenden Ofenverweilzeit beobachtet. Das freie Silizium bildet die  $Fe_2SiAl_2$ -Phase in der Mitte des  $Fe_2Al_5$ . Die Bereiche B und C bilden sich an der Schnittstelle zwischen Substrat und der aluminiumreichen Beschichtung. Die Region C hat die gleiche Phasenzusammensetzung wie die Region E. Die Region B, der Interdiffusionsbereich zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl besteht aus  $\alpha$ -Fe und etwa 10 Gew.-% Al mit einer möglichen Anwesenheit der Fe-reichen intermetallischen Phase  $\alpha_1$  ( $Fe_3Al$ ). Die Abbildung 5-53 stellt den prozentualen AlSi-Schichtaufbau der wärmebehandelten Proben dar. [She19]

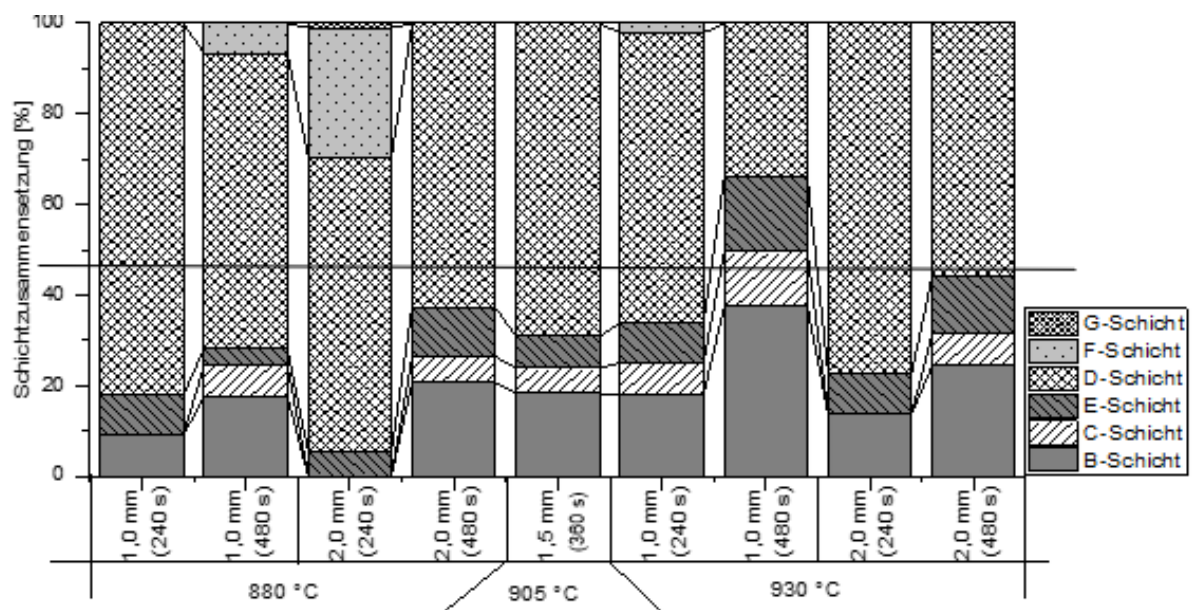


Abbildung 5-53: Zusammensetzung der Al-Si Beschichtung für verschiedene Ofenparameter und Blechstärken [Woh19]

Figure 5-53: Structure of the Al-Si coating for different furnace parameters and sheet thicknesses [Woh19]

Einen signifikanten Einfluss auf die Schweißleistung besitzt der Widerstand der einzelnen Schichtbestandteile. Nach Sherepenko et al. [She19] sind die B-, C- und E-Bereiche die hochwertigen Phasen der Beschichtung, die für eine ausreichende Schweißleistung einen Grenzwert von rund 51 Prozent an der Gesamtschicht nicht übersteigen dürfen. Der Anteil der Phasen B, C und E nimmt mit steigender Ofentemperatur und Ofenhaltezeit zu, während der Anteil der Phasen D, F und G abnimmt. Der höchste Anteil der Phasen BCE in der Schicht ist bei dem Parametersatz (1,0 mm/ 930 °C / 480 Sekunden) zu

verzeichnen, wobei diese 66,2 % der Gesamtschichtdicke ausmachen. Bei dem Parametersatz (2,0 mm / 880 °C / 240 Sekunden) machen diese lediglich 0,5 % aus.

### Ermittlung der Festigkeitswerte

Zur Überprüfung der warmumgeformten Proben auf dessen erzielten Festigkeiten wurden Zugversuche nach DIN 50125 durchgeführt [Din16]. Die Abbildung 5-54 zeigt die gemessenen Zugfestigkeiten  $R_m$  und Streckgrenzen  $R_{p0,2}$  der untersuchten Proben.

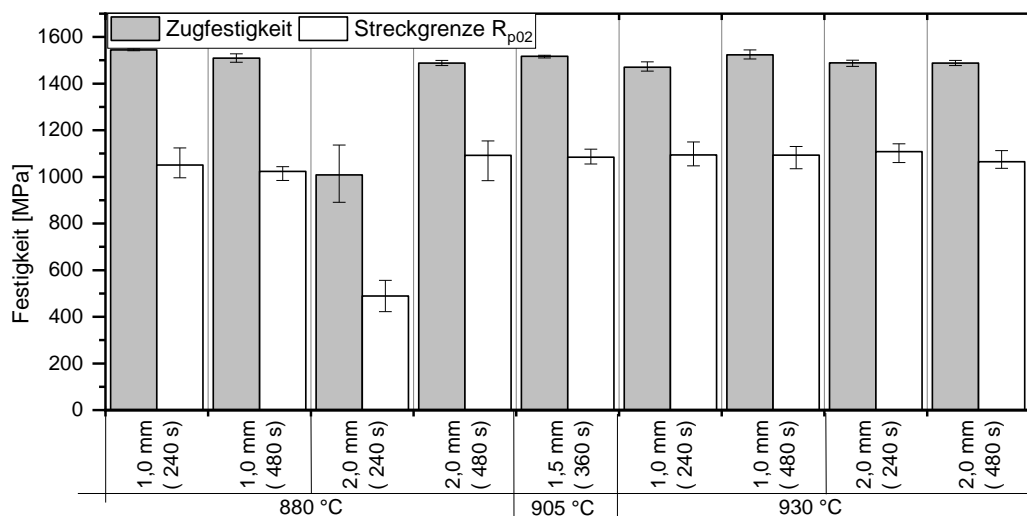


Abbildung 5-54: Scherzugfestigkeiten und Streckgrenzen in Abhängigkeit der Blechdicke und Ofentemperaturen [Woh19]

Figure 5-54: Measured shear tensile strength and yield strength as a function of sheet thickness and furnace temperatures [Woh19]

Es ist erkennbar, dass nur eine Probe einen geringeren Festigkeitswert als 1480 MPa aufweist. Dabei handelte es sich um ein 2,0 mm Blech, welches bei einer Ofenverweilzeit von 240 Sekunden und einer Temperatur von 880 °C wärmebehandelt wurde. Wie in den Aufheizkurven der Abbildung 5-50 zu erkennen ist, wurde bei diesem Parametersatz keine vollständige Austenitisierung (*Ac3-Temperatur*) erreicht, das in einer geringen Festigkeit resultiert.

### Ermittlung der Schweißseignung

Die Abbildung 5-55 stellt die erzielten Schweißbereiche der untersuchten Parametersätze für a) eine Blechdicke von 1,0 mm, b) von 1,5 mm und c) von 2,0 mm gegenüber. Es ist anzumerken, dass in der statistischen Versuchsplanung sechs Sternpunkte ergänzt wurden, um den Einfluss der variierten Parameter auf Schweißbereich genauer zu verifizieren.

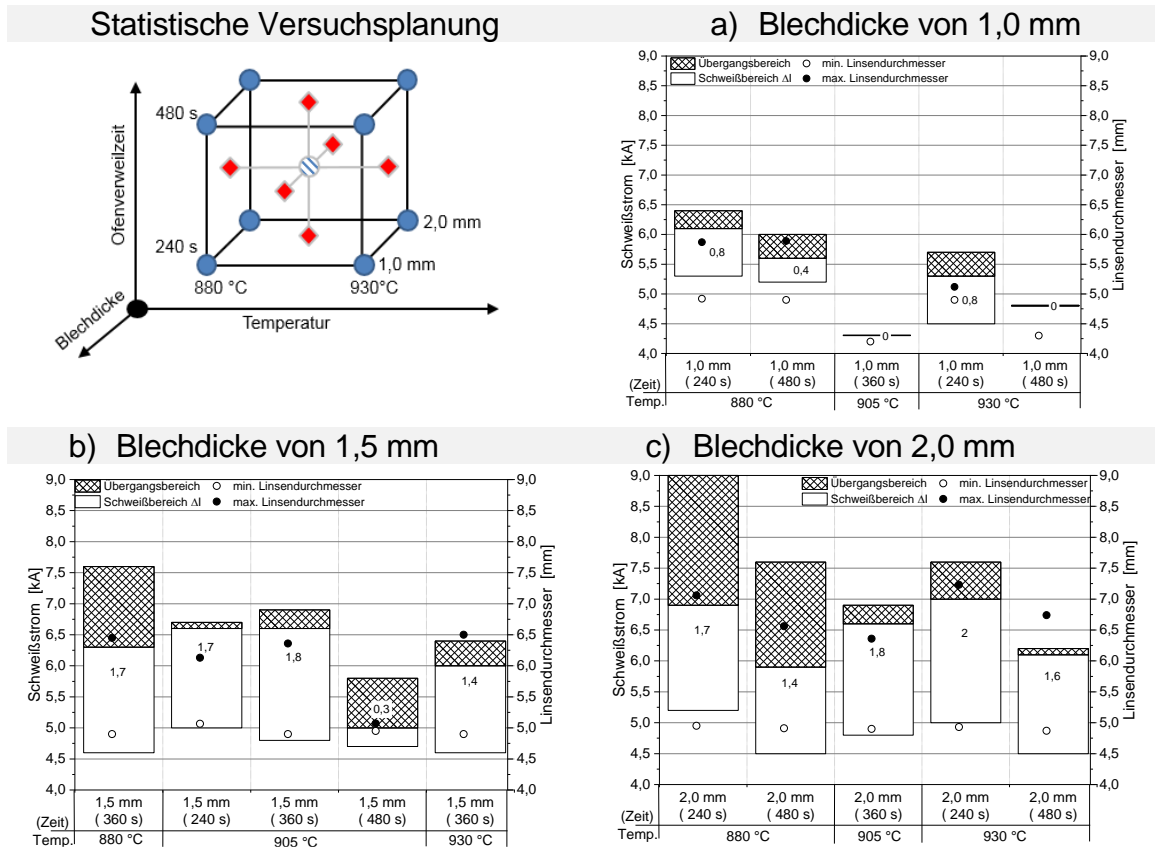


Abbildung 5-55: Erzielte Schweißbereiche für einen Mindestpunktdurchmesser von 4,9 mm für eine a) Blechdicke von 1,0 mm, b) Blechdicke von 1,5 mm und c) Blechdicke 2,0 mm [Woh19]

Figure 5-55: Achieved welding range for a minimum spot diameter of 4.9 mm for a) thickness of 1.0 mm, b) plate thickness of 1.5 mm and c) plate thickness of 2.0 mm [Woh19]

Es zeigt sich, dass die Parametersätze mit einer Blechdicke von 1,0 mm einen geringeren Schweißbereich aufzeigen, als die Proben der Dicke 2,0 mm. Eine Verlängerung der Ofenverweilzeit führte für alle Blechdicken zu einer Verschiebung des Mindestpunktdurchmessers zu geringeren Schweißströmen. Dieser Zusammenhang kann anhand der vorigen Schichtzusammensetzungen erklärt werden, da eine Verlängerung der Ofenzeiten mit einer Zunahme von hochohmigen Beschichtungsphasen einhergeht. Infolge der jouleschen Widerstandserwärmung wird die benötigte Energie zur Ausbildung des Mindestpunktdurchmessers bei einem niedrigeren Strömen erreicht.

#### Statistische Versuchsplanung

Zur Untersuchung der Effekte der einzelnen Parameter auf den Schweißbereich, wurde die statistische Versuchsplanung genutzt, die ein Konfidenzintervall von 90 Prozent unterliegt. Die Abbildung 5-56 stellt die Ergebnisse der Versuchsauswertung gegenüber.

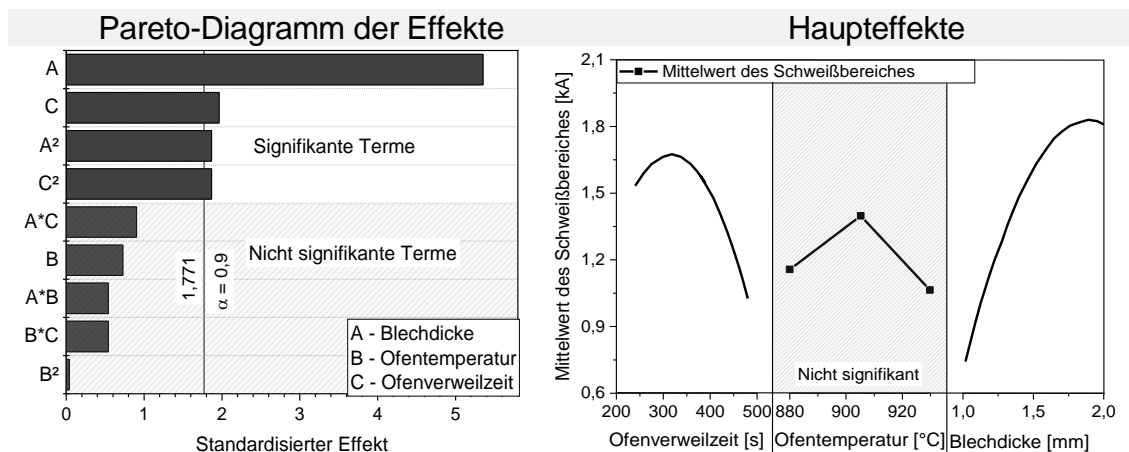


Abbildung 5-56: a) Pareto-Diagramm der signifikanten Terme b) Haupteffekte [Woh19]

Figure 5-56: a) Pareto diagram of significant terms b) Main effects [Woh19]

Mithilfe des Pareto-Diagrammes werden die signifikanten Terme und dessen Effekte auf den Schweißbereich sichtbar. Es ist in Abbildung 5-56-a zu erkennen, dass die Blechdicke (A, A<sup>2</sup>) gefolgt von der Ofenverweilzeit (C, C<sup>2</sup>) die größten lineare und quadratische Effekte auf den Schweißbereich besitzen. Werden die Effekte der Hauptparameter betrachtet, so führen eine längere Ofenverweilzeit und eine geringe Blechdicke zu einer Reduzierung der Prozesssicherheit. Im Vergleich zu den anderen Hauptparameter hat die Ofentemperatur einen geringeren Einfluss auf den erzielten Schweißbereich.

### Fazit der Untersuchungen

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der vorigen Untersuchungen zusammengefasst und miteinander verglichen. Die Abbildung 5-57 zeigt die nach Drillet et al. [Dri12] ermittelten Prozessfenster (*graues Feld*), die zum Erzeugen eines gut fügbaren pressgehärteten Blechzuschnittes der jeweiligen Blechdicke gelten. Da in [Dri12] eine ausreichende Schweißignung nicht genauer spezifiziert wurde, wird nach dem gängigen Industriestandard ein Mindestschweißbereich von > 1,2 kA verwendet. Zusätzlich sind die ermittelten Schweißbereiche dieser Veröffentlichung in die Abbildung 5-57 eingetragen. Hierbei stellt ein gefülltes Symbol eine ausreichende Schweißignung dar.

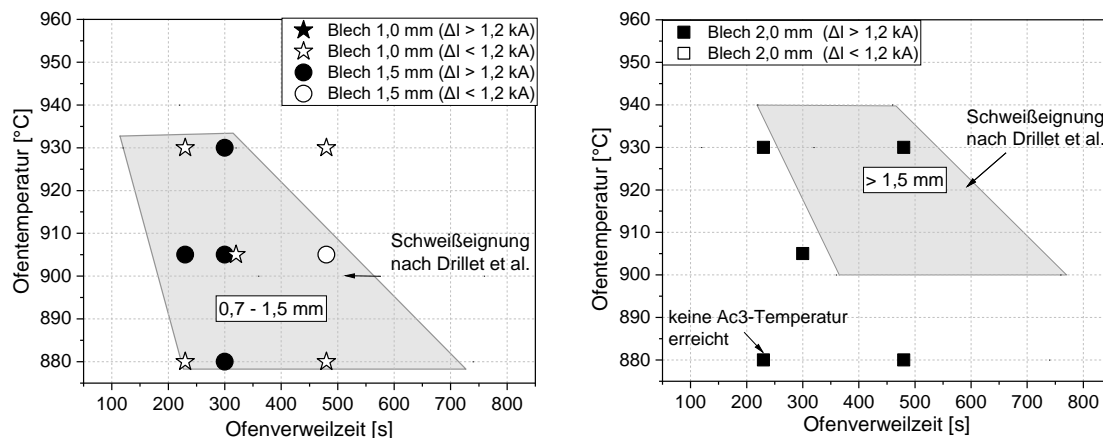


Abbildung 5-57: Parameterfenster für eine ausreichende Schweißseignung nach Drillet et al. [Dri12] und die ermittelten Schweißbereiche der Untersuchung a) Blechdicke 0,7 mm bis 1,5 mm b) Blechdicke  $> 1,5$  mm [Woh19]

Figure 5-57: Parameter window for sufficient weldability according to Drillet et al. [Dri12] and the determined weld ranges of the examination a) Plate thickness 0.7 mm to 1.5 mm b) Plate thickness  $> 1.5$  mm [Woh19]

Für eine Blechdicke von 1,0 mm (*Sternform*) wird sichtbar, dass kein Schweißbereich oberhalb von 1,2 kA lag, wodurch keine Schweißseignung erreicht wurde. Für eine Blechdicke von 2,0 mm (*Quaderform*) erfüllen alle ermittelten Parameter die Anforderung für eine ausreichende Schweißseignung. Anzumerken ist, dass bei einer Temperatur von 880 °C und einer Ofenverweilzeit von 230 Sekunden keine ausreichenden Festigkeiten des Grundmaterials erreicht wurden. Somit können die Grenzen des Parameterfeldes nach Drillet et al. [Dri12] für diese Untersuchungen erweitert werden. Zusätzlich zeigte sich, dass die Ofenaufheizrate einen signifikanten Einfluss auf den Diffusionsprozess in der AISi-Beschichtung und somit der Schweißseignung besitzt. Je geringer die Blechdicke, desto höher ist die Aufheizrate im Ofen und infolgedessen die Zeit bei dem die Blech die Ofentemperatur aufweist [Dri12; Boš89]. Zudem ist in den Aufheizraten zu erkennen, dass die Sensibilität gegenüber Parameteränderungen bei einer 1,0 mm Blechdicke höher ist, als bei einer Blechdicke von 2,0 mm. Dieser signifikante Zusammenhang, zwischen Blechdicke und Schweißbereich, wurde durch die statistische Auswertung bestätigt. Weitere Informationen zur Schweißseignung finden sich in der Untersuchung der Schichtzusammensetzung. Es zeigte sich, dass sich die Analysemethode von Sherepenko et al. [She19] auf andere Blechdicken des 22MnB5+AS150 übertragen lässt. Während des Schweißens können die hochhohmigen Schichtzusammensetzungen durch den jeweiligen Energieeintrag bei einer Stromstärke und Blechdicke bestätigt werden.



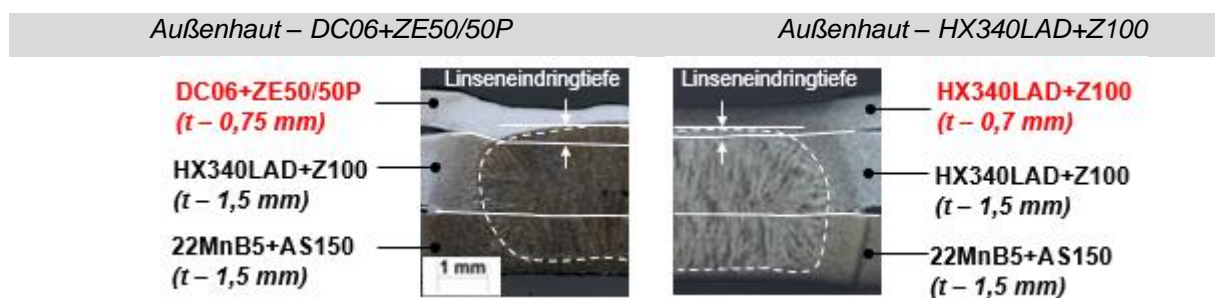
## 5.5 Fügen lokal ausgedünnter Proben / Joining of locally thinned specimens

### 5.5.1 Aufnahme des Ausgangszustandes / Recording the initial state

Als Grundlage der nachfolgenden Untersuchungen diene die Charakterisierung des Ausgangszustandes, d. h. ohne lokale Werkstoffausdünnung und -beeinflussung. Zusätzlich zum Antrag wurden für die Materialdickenkombinationen 1/2 das Material der Außenhaut variiert. Nachfolgend wurde auf die jeweilige Materialdickenkombination im Detail eingegangen. Daran anschließend erfolgte die Untersuchung des Effektes einer Materialausdünnung auf die zu erzielenden Bereichsgrößen beim Fügeprozess.

#### Materialdickenkombination 1 - Widerstandspunktschweißen

Die Aufnahme des Ausgangszustandes erfolgte mit den Parametern der DIN EN ISO 18278-2. Die Abbildung 5-58 stellt die Schlibilder der Materialdickenkombination 1 mit unterschiedlichen Werkstoffen und Beschichtungen der Außenhaut gegenüber.



Schweißparameter nach DIN EN ISO 18278-2			
Vorhalte / Nachhaltezeit	200 / 300 ms	Elektrodenkraft	4,5 kN
Schweißzeit / Schweißstrom	380 ms / ( $I_{max}$ )	Elektrodenform	F1-16-20-8-50-6

Abbildung 5-58: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung auf die Anbindung der Außenhaut, links) DC06+ZE50/50P, rechts) HX340LAD+Z100

Figure 5-58: Material thickness combination 1 - Influence of material / coating on the joining of the outer sheet, left) DC06+ZE50/50P right) HX340LAD+Z100

Die Querschliffe zeigen, dass im Ausgangszustand eine Anbindung des Außenbleches mit ausreichender Linseneindringtiefe für beide Kombinationen erzielt werden konnten. Werden die Linseneindringtiefen in das Außenblech verglichen, so wies der DC06+ZE50/50P eine um das 173 % größere Eindringtiefe gegenüber dem HX340LAD+Z100 auf. Zur Beurteilung der Prozesssicherheit wurden Schweißbereiche in Anlehnung an das SEP 1220-2 durchgeführt. Die Abbildung 5-59 stellt die ermittelten Schweißbereiche gegenüber.

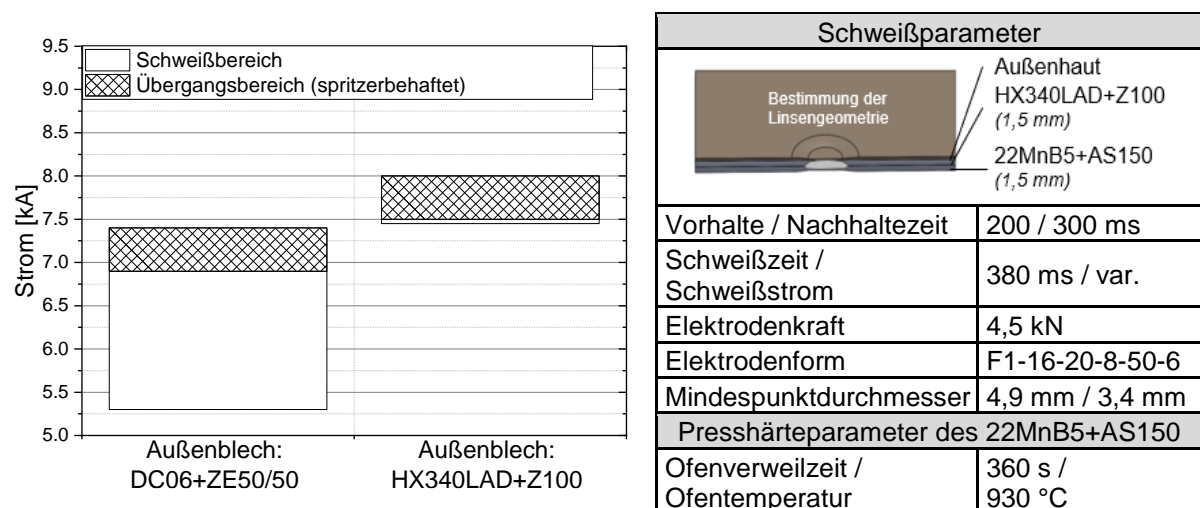


Abbildung 5-59: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich

Figure 5-59: Material thickness combination 1 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range

Für das Außenblech (DC06+ZE50/50P) wurde ein ausreichender Schweißbereich von 1,6 kA realisiert, wodurch die Materialkombinationen mit dem gewählten Außenblech als eine nicht kritische Mehrblechverbindung betrachtet werden kann. Durch die Substitution des Außenbleches mit dem Werkstoff HX340LAD+Z100 wurde eine kritische Materialdickenkombination ohne Schweißbereich erzeugt. Es konnte nur eine anforderungsgerechte Anbindung des Außenbleches bei einer Stromstärke von 7,5 kA erzielt werden. Für die nachfolgenden Untersuchungen wurde die Materialdickenkombination mit dem Außenblech aus HX340LAD+Z100 verwendet, da der Einfluss einer Materialausdünnung auf den Schweißbereich sensitiver abgebildet werden kann.

#### *Einfluss der Phosphatierung auf die Linseneindringtiefe*

Durch die Anwendung der dynamischen Teilenergiemessung wurde die Phosphatierung des DC06+ZE50/50P als Grund für die ausgeprägte Anbindung des Außenbleches identifiziert. Zur Visualisierung des Zusammenhangs sind in der Abbildung 5-60 exemplarisch die dynamischen Teilenergien in den Fügeebenen abgebildet.



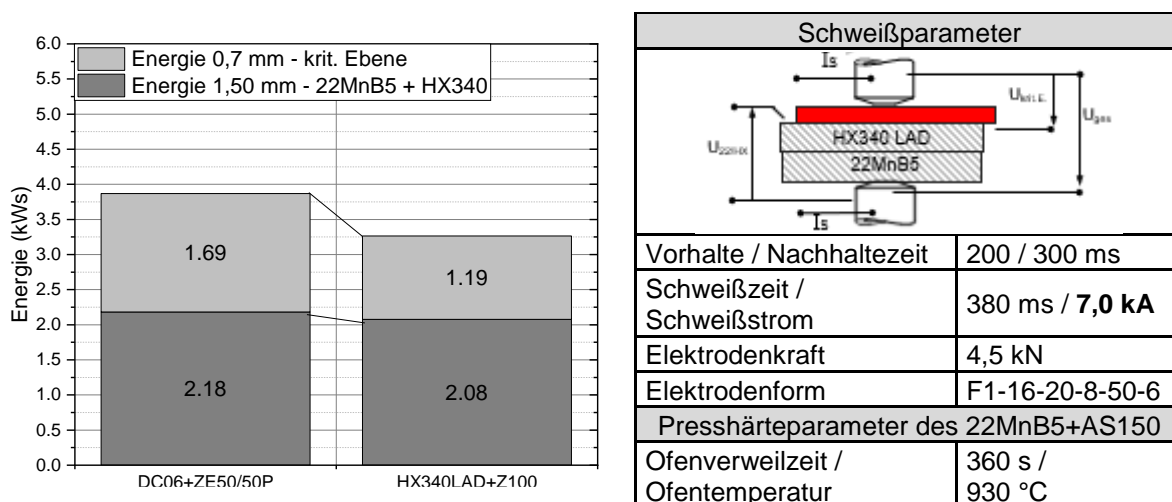


Abbildung 5-60: Materialdickenkombination 1 – Messung der Teilenergien während des Schweißens

Figure 5-60: Measurement of partial energies during welding of material thickness combination 1

Es zeigte sich, dass die Phosphatierung einen höheren Widerstand zu Beginn des Schweißens aufwies und somit einen höheren Energieeintrag generierte. Werden die Energie der kritischen Fügeebenen nach dem Schweißen verglichen, so wird erkennbar, dass die phosphatierte Außenhaut einen höheren Energieeintrag von 0,5 kW aufweist. Ebenfalls ist der gesamte Energieeintrag beim DC06+ZE50/50P um 18 % höher als beim HX340LAD+Z100. Um den Einfluss der Beschichtung auf den dynamischen Widerstand und der Linseneindringtiefe zu verdeutlichen, wurden Simulationen mittels SORPAS® 2D durchgeführt. Zur simulativen Modellierung der Phosphatierung wurde eine zusätzliche Phosphor-Beschichtung gewählt. Die Abbildung 5-61 stellt das Schlibbild mit den Ergebnissen der Simulation gegenüber.

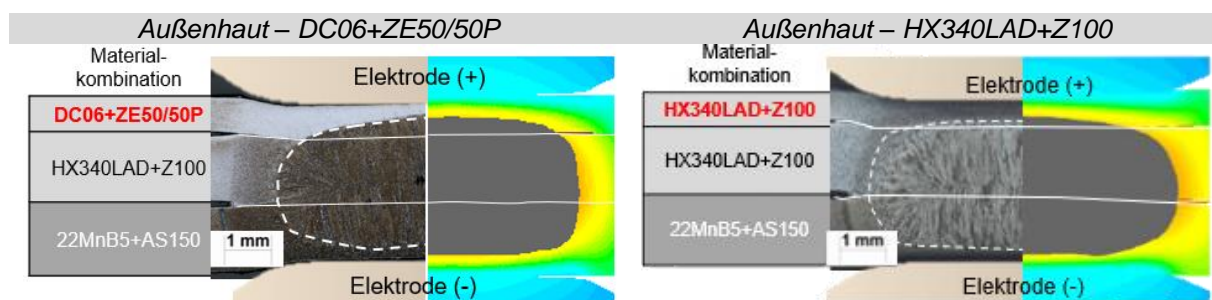


Abbildung 5-61: Materialdickenkombination 1 – Einfluss einer Phosphatierung auf die Linseneindringtiefe (Querschliff / SORPAS-Simulation)

Figure 5-61: Material thickness combination 1 - Influence of phosphating on the nugget penetration depth (cross section / SORPAS-simulation)

Die durchgeführten Simulationen mittels SORPAS® bekräftigten die Annahme, dass eine Phosphatierung zu einer Erhöhung des Widerstandes in der kritischen Fügeebene führte. Durch die joulesche Widerstandserwärmung entstand eine höhere Wärmemenge, dass zu einer größeren Linseneindringtiefe in das Außenblech führte.

*Materialdickenkombination 2 – Widerstandspunktschweißen*

Analog zur Materialdickenkombination 1 wurde der Ausgangszustand durch die Schweißparameter DIN EN ISO 18278-2 aufgenommen. Die Abbildung 5-62 stellt die Schliffbilder der Materialdickenkombination 2 mit unterschiedlichen Werkstoffen und Beschichtungen der Außenhaut gegenüber.

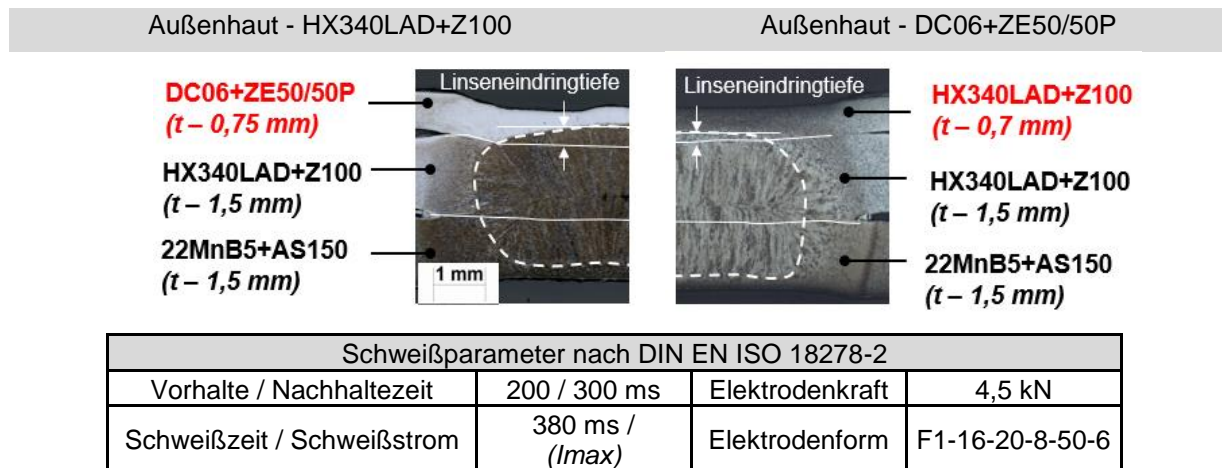


Abbildung 5-62: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung auf die Anbindung der Außenhaut, a) HX340LAD+Z100 b) DC06+ZE50/50P

Figure 5-62: Material thickness combination 2 - Influence of material / coating on the joining of the outer sheet, a) HX340LAD+Z100 b) DC06+ZE50/50P

Die Querschliffe zeigen, dass im Ausgangszustand eine Anbindung des Außenbleches mit ausreichender Linseneindringtiefe, d. h. 20 % der Blechdicke, für beide Kombinationen erzielt wurden. Werden die Linseneindringtiefen des Außenbleches verglichen, so weist der DC06+ZE50/50P eine um das 80 % größere Eindringtiefe gegenüber dem HX340LAD+Z100 auf. Im Gegensatz zur Materialdickenkombination 1 wirkte sich der Einfluss einer Phosphatierung geringer aus. Dieses lässt sich in der Fügeebene des 22MnB5+AS150 und der Außenhaut begründen. Gemäß dem AIF-Projekt 18.939 konnte gezeigt werden, dass ein signifikanter Einfluss der Al-Si-Schichtzusammensetzung und dessen Widerstand auf die Anbindung des Außenbleches gegeben ist. Hierdurch ist, im Vergleich zur Materialkombination 1, eine generelle Erhöhung des Widerstandes in der kritischen Fügeebene und somit eine vergrößerte Linseneindringtiefe zu erklären. Zur Beurteilung der Prozesssicherheit wurden Schweißbereiche in Anlehnung an das SEP 1220-2 durchgeführt. Die Abbildung 5-63 stellt die ermittelten Schweißbereiche gegenüber.

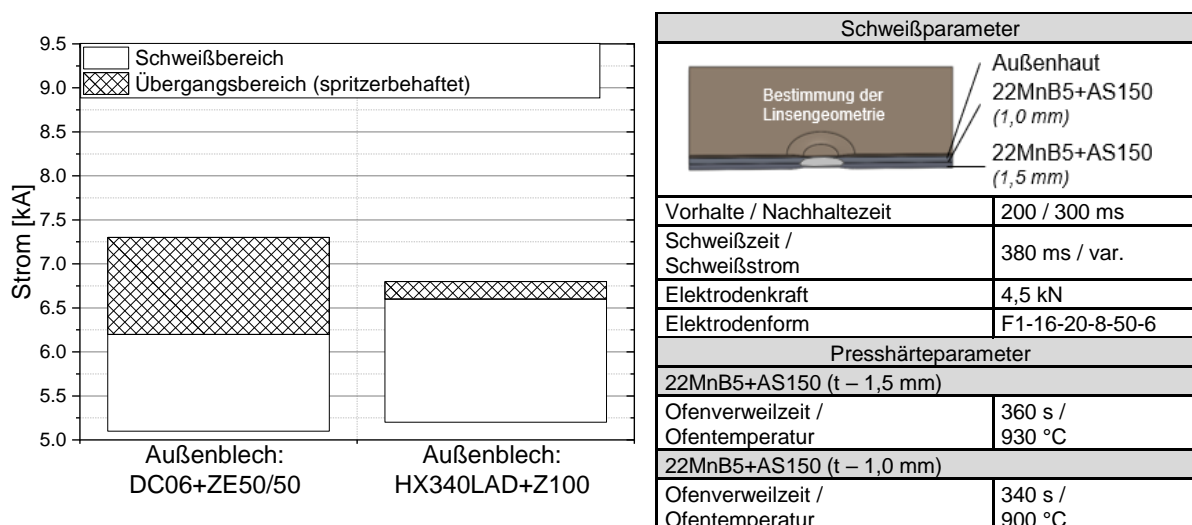


Abbildung 5-63: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich

Figure 5-63: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range

Für die Materialkombination 2 wurden Schweißbereiche von 1,1 kA (DC06+ZE50/50P) und 1,4 kA (HX340LAD+Z100) ermittelt. Die phosphatierte Außenhaut weist einen höheren Übergangsbereich auf, dass auf einen instabileren Prozess hindeutet. In diesem Bereich kann es zu spritzerfreien und spritzerbehafteten Schweißungen kommen. Für die nachfolgenden Untersuchungen wurde die Materialdickenkombination mit einem Außenblech aus HX340LAD+Z100 verwendet, da der Prozess geringeren Schwankungen unterliegt und somit der Einfluss einer Materialausdünnung sensitiver abgebildet werden kann.

### Materialdickenkombination 3 – Halbhohlstanznieten

Die Abbildung 5-64 stellt für den Ausgangszustand einen anforderungsgerechten Querschnitt der Materialdickenkombination 3 dar.



Abbildung 5-64: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich

Figure 5-64: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range

Es wurde festgestellt, dass eine prozesssichere Fügeverbindung (MDK3) durch die Verwendung von HDX-Niete möglich ist, welches durch das DVS-Merkblatt 3410 bekräftigt wird. Die Verwendung der kostengünstigeren C5- und HD2 Niete erzielten im pressgehärteten Ausgangszustand (22MnB5 - 1,5 mm) eine ungenügende

Fügeverbindung. Hierbei kam es zu Rissen und Deformationen im Niet bzw. es konnten keine ausreichenden Hinterschnitte realisiert werden.

#### *Fazit der Untersuchungen zum Ausgangszustand*

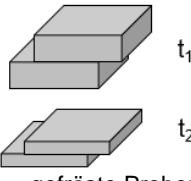
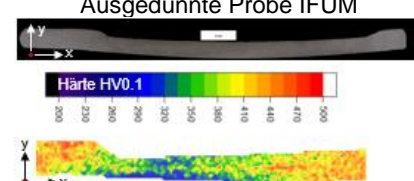
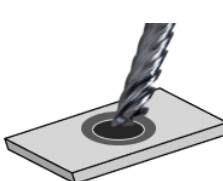
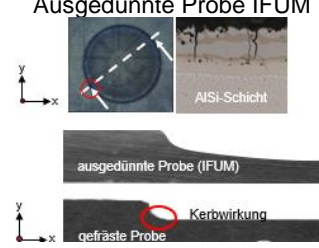
In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Untersuchungen zum Ausgangszustand zusammengefasst. Zunächst konnte gezeigt werden, dass eine Phosphatierung des dünnen Außenbleches einen positiven Einfluss auf die Linseneindringtiefe besitzt. Der Einfluss einer Phosphatierung auf die Linseneindringtiefe wurde durch dynamische Teilwiderstandsmessungen, Schweißsimulationen und Querschliffe validiert. Für die nachfolgenden Untersuchungen war es von Nöten, dass die gewählte Materialdickenkombination (MDK) im Ausgangszustand keinen Schweißbereich, bzw. eine ungenügende Anbindung des Außenbleches aufweist. Zu diesem Zweck wurde das phosphatierte Außenblech (DC+ZE50/50) durch ein verzinktes Außenblech (HX340LAD+Z100) substituiert. Es wurden für die MDK 1 kein Schweißbereich und für die MDK 2 ein Schweißbereich von 1,4 kA erzielt. Eine anforderungsgerechte Nietverbindung der MDK3 konnte nur durch die Verwendung von spezieller HDX-Niete gewährleistet werden.

#### **5.5.2 Analogieversuche zur Materialausdünnung / Analogy tests for material thinning**

In diesem Abschnitt erfolgte die Untersuchung des Effektes einer Materialausdünnung auf die zu erzielenden Bereichsgrößen beim Fügeprozess. Um Verzögerungen in der Projektlaufzeit zu verringern, wurden Analogieversuche zur Blechausdünnung durchgeführt. Anstelle von partiell eingebrachten Ausdünnungen durch die Forschungsstelle 1 wurden verschiedene Blechdicken des 22MnB5+AS150 (1,5 mm, 1,3 mm, 1,1 mm, 1,0 mm sowie 0,7 mm) verwendet. Dieses ermöglichte es, die Prozessgrenzen der Materialkombinationen zu bestimmen. Zusätzlich wurde ein zweiter Analogieversuch durchgeführt, anstelle einer Prägung wurden mittels Fräsungen die Materialausdünnungen nachgestellt. Die Tabelle 5-3 stellt die Analogieversuche mit den geprägten Proben gegenüber.

Tabelle 5-3: Vergleich der durchgeführten Analogieversuche zur Abbildung einer geprägten Ausdünnung

Table 5-3: Comparison of the analogy tests for the reproduction of a forged thinning

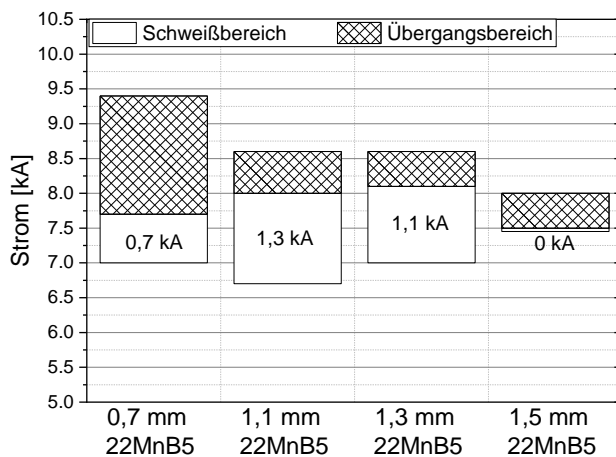
Analogieversuch	Defizite der Methode	Veranschaulichung
Variation der Blechdicken 	<b>Prägung:</b> - keine Abbildung der Prägung möglich (Härteverlauf / Geometrie) <b>Festigkeitsprüfung</b> - keine lokale Materialausdünnung, - keine lokale Gefügeveränderung, gemäß DIF	Ausgedünnte Probe IFUM 
gefräste Proben 	<b>Fügen:</b> - Einseitiges Entfernen der AlSi-Beschichtung <b>Festigkeitsprüfung</b> - ggf. Kerbwirkung (Fräsung), - keine lokale Gefügeveränderung, - Randentkohlung, wenn vor dem Presshärten gefräst wird (ohne Schutzatmosphäre / Schutzfolie)	Ausgedünnte Probe IFUM 

Es zeigt sich, dass beide Analogieversuche Defizite in der Abbildung der geprägten Proben aufwiesen. Durch die Variation der Blechdicken war es möglich, den Einfluss der AlSi-Beschichtung auf den Fügeprozess abzubilden. Hingehen konnten weder die Geometrie noch die Gefügeeigenschaften und der geprägten Probe abgebildet werden. Ein weiterer Nachteil dieses Analogieversuches lag in der Beurteilung der Tragfähigkeit, da sich die reduzierte Blechdicke auf die gesamte Probe auswirkte. Um dieser Problematik entgegenzuwirken, wurde eine lokale Materialreduzierung durch eine Fräsung erzeugt. Hierdurch wurde einseitig die AlSi-Beschichtung entfernt, dass für das Widerstandspunktschweißen mit einer Veränderung des Kontaktwiderstandes und Schweißignung einhergeht. Ebenfalls war es nicht möglich, die Härteverläufe der geprägten Proben abzubilden. Im Nachfolgenden wird zunächst eine Variation der Blechdicke betrachtet.

### 5.5.2.1 Analogieversuch 1: Variation der Blechdicke / Analogy test 1: Variation of the sheet thickness

#### Materialkombination 1

Um den Einfluss der Schweißparameter auf die Materialausdünnung zu minimieren, wurden für alle Blechdicken die Parameter des Ausgangszustandes und die Mindestpunktdurchmesser angewendet. Da die Schweißignung ebenfalls signifikant von der AlSi-Schichtzusammensetzung abhängt, wurden mittels statistischer Versuchsplanung die Ofenparameter in Abhängigkeit von der Blechdicke angepasst (siehe Abschnitt 5.3). Somit konnte der Einfluss der AlSi-Schichtausbildung auf den Schweißbereich signifikant reduziert werden. Die Abbildung 5-65 stellt die Schweißbereiche der MDK1 in Abhängigkeit der verwendeten Blechdicken gegenüber.



Analogieversuch:  
Variation der Blechdicke des 22MnB5+AS150,  
Die Schweißbereiche für das phosphatierte  
Außenblech sind dem Anhang zu entnehmen.

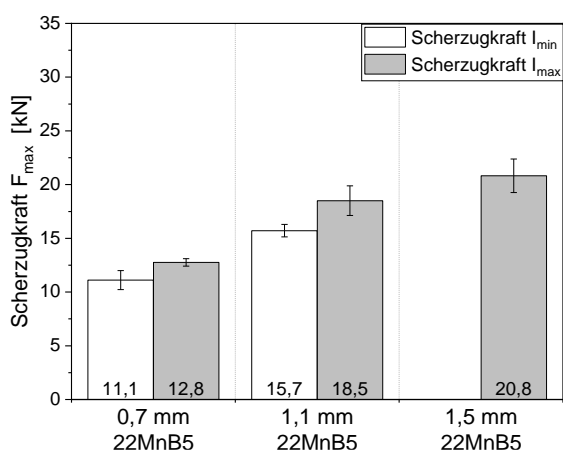
Schweißparameter	
	HX340LAD+Z100 (0,7 mm)
	HX340LAD+Z100 (1,5 mm)
	22MnB5+AS150 <i>(variabel)</i>
Vorhalte / Nachhaltezeit	200 / 300 ms
Schweißzeit / Schweißstrom	380 ms / var.
Elektrodenkraft	4,5 kN
Elektrodenform	F1-16-20-8-50-6
Mindestanforderungen	
Mindestpunktdurchmesser (22MnB5/HX340)	4,9 mm
Mindestpunktdurchmesser (HX340/HX340)	3,4 mm
Linseneindringtiefe (HX340)	0,14 mm

Abbildung 5-65: Materialdickenkombination 1 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Schweißbereich (Analogieversuch 1)

Figure 5-65: Material thickness combination 1 - Variation of sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the welding range (analogy test 1)

Es zeigt sich der Trend, dass eine Abnahme der Blechdicke (22MnB5) mit einer Zunahme des Schweißbereiches einhergeht. Mit einer geringeren Blechdicke verschiebt sich die untere Qualitätsgrenze zu niedrigeren Strömen. Der limitierende Faktor bei der Schweißbereichsermittlung lag nicht im Erzielen des jeweiligen Mindestpunktdurchmessers, sondern in dem Erreichen einer ausreichenden Linseneindringtiefe in das Außenblech. Werden für die Blechdicken von 1,1 mm und 1,5 mm exemplarisch die Linsendurchmesser bei  $I_{min}$  betrachtet, so weist das dickere Blech einen um 19 % größeren Linsendurchmesser auf. Eine Auflistung der Linsendurchmesser kann dem Anhang entnommen werden. Für drei Blechdicken des Analogieversuches 1 wurden an den Bereichsgrenzen die maximalen Scherzugkräfte ermittelt. Die ermittelten Scherzugkräfte und die ermittelten Linsendurchmesser wurden in Abbildung 5-66 dargestellt.



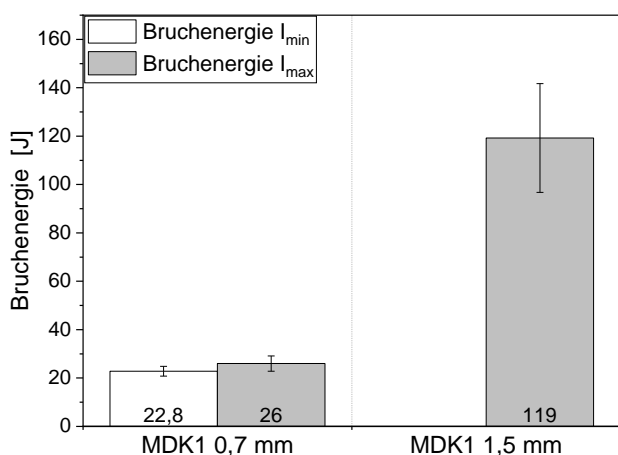


Scherzugversuch (10 mm / min)	
Außenblech (0,7 mm)	HX340LAD+Z100
Mittelblech (1,5 mm)	HX340LAD+Z100
Grundblech (var.)	22MnB5+AS150
Linsendurchmesser gem. der Schweißbereiche (Fügeebene - 22MnB5 / HX340)	
$I_{min}$ (22MnB5 - 0,7 mm)	5,6 mm
$I_{max}$ (22MnB5 - 0,7 mm)	6,3 mm
$I_{min}$ (22MnB5 - 1,1 mm)	5,9 mm
$I_{max}$ (22MnB5 - 1,1 mm)	6,9 mm
$I_{max}$ (22MnB5 - 1,5 mm)	$I_{min} = I_{max}$
$I_{max}$ (22MnB5 - 1,5 mm)	6,6 mm

Abbildung 5-66: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Scherzugkraft (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19]

Figure 5-66: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the shear tensile force (analogy test 1), data by [Eck19]

Es zeigt sich, dass eine reduzierte Blechdicke mit einer Abnahme der maximalen Scherzugkräfte einhergeht. Bei den unteren und oberen Qualitätsgrenzen ( $I_{min}/I_{max}$ ) wurden unterschiedliche kraftübertragenden Linsendurchmesser erzielt. Für die untere Grenze ( $I_{min}$ ) war ein linearer Zusammenhang zwischen Blechdicke und der erzielten max. Scherzugkraft feststellbar ( $R^2 = 0,999$ ). Die maximalen Scherzugkräfte wurden durch die erzielten Punktdurchmesser als auch durch die Blechdicke beeinflusst. Besonders an der oberen Grenze ( $I_{max}$ ) wurde der Einfluss des Punktdurchmessers in der scherzugbelasteten Fügeebene erkennbar. Der größte Linsendurchmesser wurde bei einer Blechdicke von 1,1 mm erreicht. Infolgedessen verringerte sich die Differenz zur max. Scherzugkraft bei einer Blechdicke von 1,5 mm. Zur dynamischen Ermittlung der Bruchenergie wurden Schlagscherzugversuche für die Materialdicken von 0,7 mm und 1,5 mm durchgeführt, siehe Abbildung 5-67.



Schlagscherzugversuch (n=5)	
Außenblech (0,7 mm)	HX340LAD+Z100
Mittelblech (1,5 mm)	HX340LAD+Z100
Grundblech (var.)	22MnB5+AS150
Linsendurchmesser gem. der Schweißbereiche (Fügeebene - 22MnB5 / HX340)	
$I_{min}$ (22MnB5 - 0,7 mm)	5,6 mm
$I_{max}$ (22MnB5 - 0,7 mm)	6,3 mm
$I_{max}$ (22MnB5 - 1,5 mm)	$I_{min} = I_{max}$
$I_{max}$ (22MnB5 - 1,5 mm)	6,6 mm

Abbildung 5-67: Materialdickenkombination 1 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die Bruchenergie (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19]

Figure 5-67: Material thickness combination 1 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the fracture energy (analogy test 1), data by [Eck19]



Aufgrund des Analogieversuches wurden Bleche verwendet, die keine lokale Ausdünnung besaßen. Somit dienen die durchgeführten Versuche zur Darstellung einer globalen Verringerung der Blechdicke. Es wurde an der oberen Qualitätsgrenze ( $I_{max}$ ) erkennbar, dass eine Reduzierung der Blechdicke ebenfalls zur Abnahme der Bruchenergie um 78 % führte. Einen signifikanten Einfluss auf die kinetische Energie des Pendels besitzt die Steifigkeit der gesamten Probe, die durch Reduzierung der Blechdicke beeinflusst wurde.

### Materialkombination 2 – Variation der Blechdicke

Die Abbildung 5-68 stellt die Schweißbereiche in Abhängigkeit der verwendeten Blechdicken für den Analogieversuch 1 gegenüber.

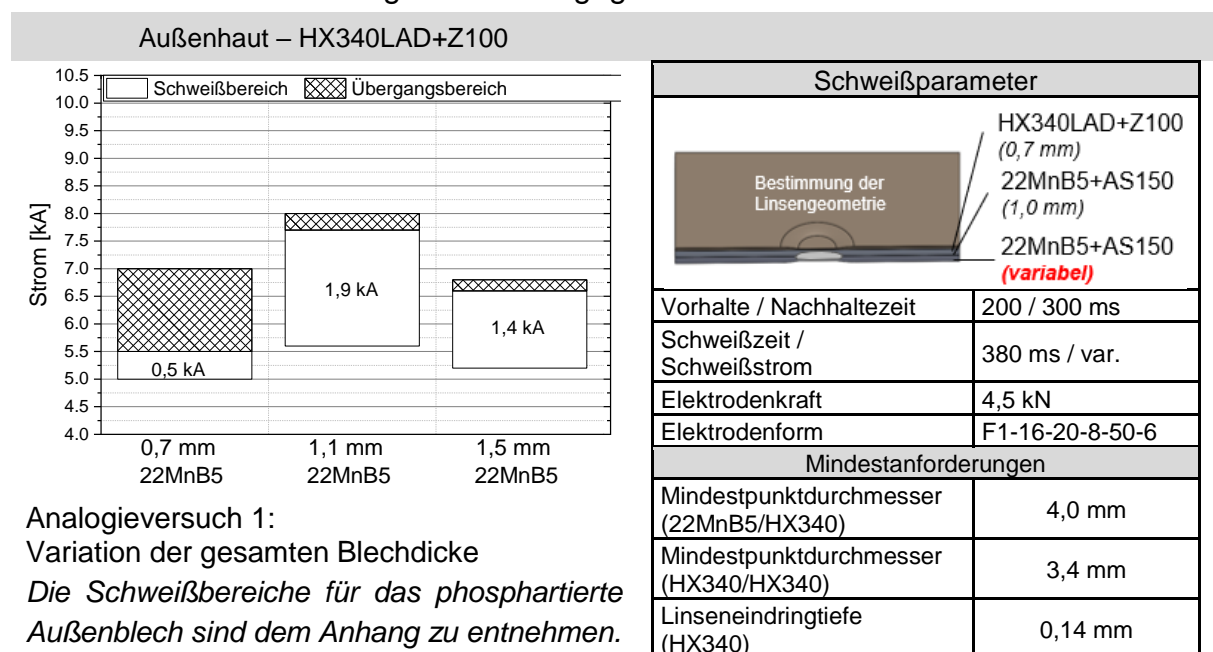


Abbildung 5-68: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Schweißbereich (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19]

Figure 5-68: Material thickness combination 2 - Variation of sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the welding range (analogy test 1), data by [Eck19]

Im Vergleich zur Materialdickenkombination 1 wurde bereits bei einer Blechdicke von 1,5 mm eine prozesssichere Fügeverbindung, d. h. einem Schweißbereich von größer als 1,2 kA, erzeugt. Durch die Abnahme der Blechdicke auf 1,1 mm vergrößerte sich der Schweißbereich von 1,4 kA auf 1,9 kA. Eine weitere Verringerung der Blechdicke auf 0,7 mm, führte zu einer Abnahme des Schweißbereiches auf 0,5 kA. Der limitierende Faktor bei der Schweißbereichsermittlung lag in der Kombination aus einer anforderungsgerechten Linseneindringtiefe und dem Erzielen eines Mindestpunktdurchmessers in der kritischen Fügeebene (22MnB5/HX340). Werden für die Blechdicken von 1,1 mm und 1,5 mm exemplarisch die Linsendurchmesser bei  $I_{min}$  betrachtet, so wies das dickere Blech einen um 14 % größeren Linsendurchmesser auf. Eine Auflistung der Linsendurchmesser kann dem Anhang entnommen werden. Für drei Blechdicken des Analogieversuches 1 wurden an den Bereichsgrenzen die

maximalen Scherzugkräfte ermittelt. Die ermittelten Scherzugkräfte und die ermittelten Linsendurchmesser werden in der nachfolgenden Abbildung dargestellt.

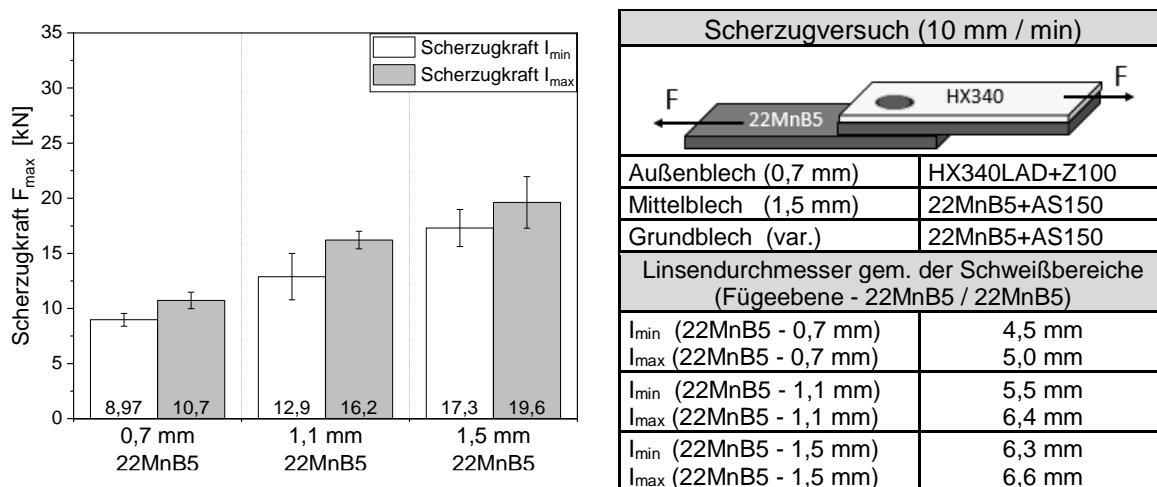


Abbildung 5-69: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf den Scherzugkraft (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19]

Figure 5-69: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the shear tensile force (analogy test 1), data by [Eck19]

Es wird deutlich, dass eine reduzierte Blechdicke mit einer Abnahme der maximalen Scherzugkräfte einhergeht. Bei den unteren und oberen Qualitätsgrenzen ( $I_{min}/I_{max}$ ) wurden unterschiedliche kraftübertragenden Linsendurchmesser erzielt. Für die untere Grenze ( $I_{min}$ ) war ein linearer Zusammenhang zwischen Blechdicke und der erzielten max. Scherzugkraft feststellbar ( $R^2 = 0,998$ ). Die maximalen Scherzugkräfte werden signifikant durch die erzielten Punktdurchmesser, wie auch durch die Blechdicke beeinflusst. Um den Einfluss des Punktdurchmessers auf die Scherzugkraft zu minimieren, wurden die Proben  $t = 1,1$  mm ( $d_{Lmax} = 6,4$  mm) und  $t = 1,5$  mm ( $d_{Lmin} = 6,3$  mm) miteinander verglichen. Die maximalen Scherzugkräfte betragen 16,2 kN bzw. 17,3 kN für eine Blechdicke von 1,1 mm und 1,5 mm. Infolgedessen konnte für diesen Sachverhalt der Einfluss einer Materialausdünnung auf die max. Scherzugkraft mit 1,1 kN angegeben werden. Zur dynamischen Ermittlung der Bruchenergie wurden Schlagscherzugversuche für die Materialdicken von 0,7 mm und 1,5 mm durchgeführt, siehe Abbildung 5-70.

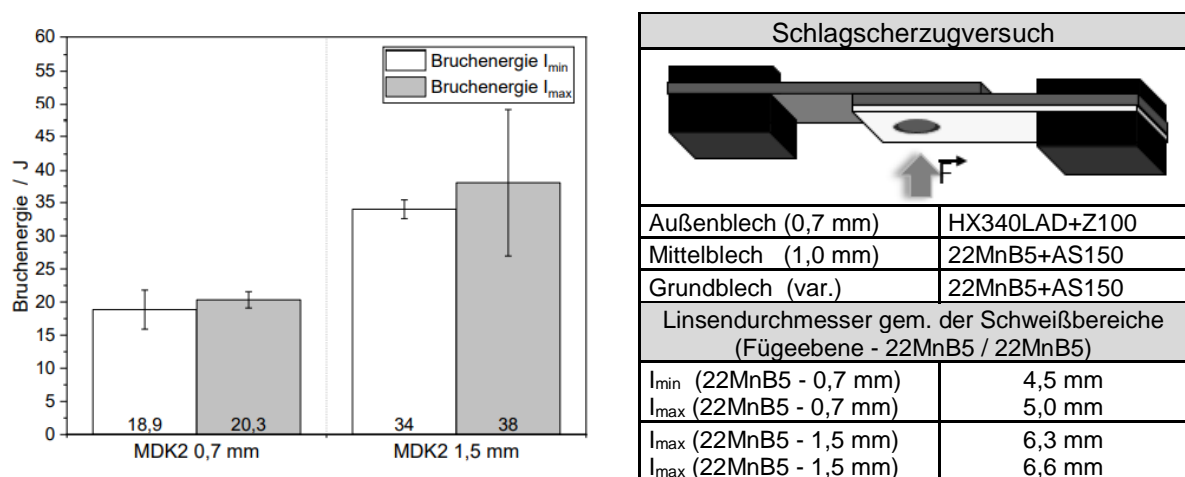


Abbildung 5-70: Materialdickenkombination 2 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die Bruchenergie (Analogieversuch 1), Daten von [Eck19]

Figure 5-70: Material thickness combination 2 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the fracture energy (analogy test 1), data by [Eck19]

Es wurden Bleche verwendet, die keine lokale Ausdünnung besaßen. Die durchgeführten Versuche dienen zur Darstellung einer globalen Verringerung der Blechdicke. Es wird an der oberen Qualitätsgrenze ( $I_{max}$ ) erkennbar, dass eine Reduzierung der Blechdicke zur Abnahme der Bruchenergie um 54 % führte. Einen signifikanten Einfluss auf die kinetische Energie des Pendels besaß die Steifigkeit der gesamten Probe, die durch Reduzierung der Blechdicke beeinflusst wurde. Verglichen mit der Materialkombination 1, nimmt die Bruchenergie im Ausgangszustand von 119 J auf 34 J ab. Dies lässt sich durch die Substitution des HX340LAD-Mittelbleches durch den Werkstoff 22MnB5 erklären. Aufgrund der hohen Festigkeit und geringen Bruchdehnung, kann die Fügeebene aus 22MnB5/22MnB5 nicht so hohe Bruchenergien aufnehmen, wie der mikrolegierte HX340LAD.

#### *Materialkombination 3 – Variation der Blechdicke*

Um den Einfluss der Niettypen auf die Materialausdünnung zu untersuchen, wurden für die Blechdicken im pressgehärteten Zustand variiert. Aus Gründen der Übersicht sind in der Abbildung 5-71 nur die Fügbarkeit in Abhängigkeit des Nietes und der Blechdicke dargestellt. Eine detaillierte Darstellung der metallografischen Untersuchungen sind dem Anhang zu entnehmen.

Niettyp		HDX	HD2	HD3	C
Abmessungen		6,5x5	5,3x5	5,3x5,5	5,3x5,0
Härte		H6	H4	H4	H4
Matrize		SM	SM		SM
		1200130	1200208		1000072
Blechdicke	1,5 mm	i.O.	n.i.O.	n.i.O.	n.i.O.
22MnB5	1,0 mm	i.O.	i.O.	i.O.	i.O.
	2,0 mm				

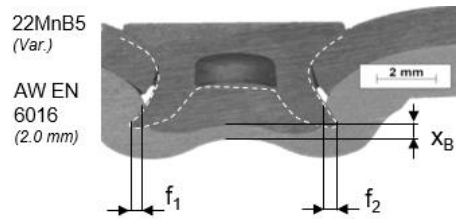
Legende:

i.O. – anforderungsgerechte Nietverbindung

n.i.O. – nicht anforderungsgerechte Nietverbindung

Wertetabelle zu den Qualitätsmerkmalen, siehe Anhang

Qualitätsmerkmale



Härte des 22MnB5+AS150:

1,0 mm – 495 ± 10,3 HV01

1,5 mm – 492 ± 8,6 HV01

Abbildung 5-71: Materialdickenkombination 3 – Variation der Blechdicke des 22MnB5 und dessen Einfluss auf die mechanische Fügbarkeit (Analogieversuch 1)

Figure 5-71: Material thickness combination 3 - Variation of the sheet thickness of 22MnB5 and its influence on the mechanical joinability (analogy test 1)

Es zeigt sich, dass die reine Materialreduzierung des pressgehärteten Werkstoffes zur Anwendung von alternativen Nietsystemen führt. Bei einer Blechdicke von 1,0 mm können alle Niettypen verwendet werden. Ebenfalls konnte gezeigt werden, dass die prozesssichere Verwendung eines HDX-Nietes bei einer Verringerung der Blechdicke von 2,0 mm auf 1,5 mm erzielt werden kann. In der nachfolgenden Abbildung ist exemplarisch der Einfluss der Blechdicke auf die mechanische Fügbarkeit dargestellt.

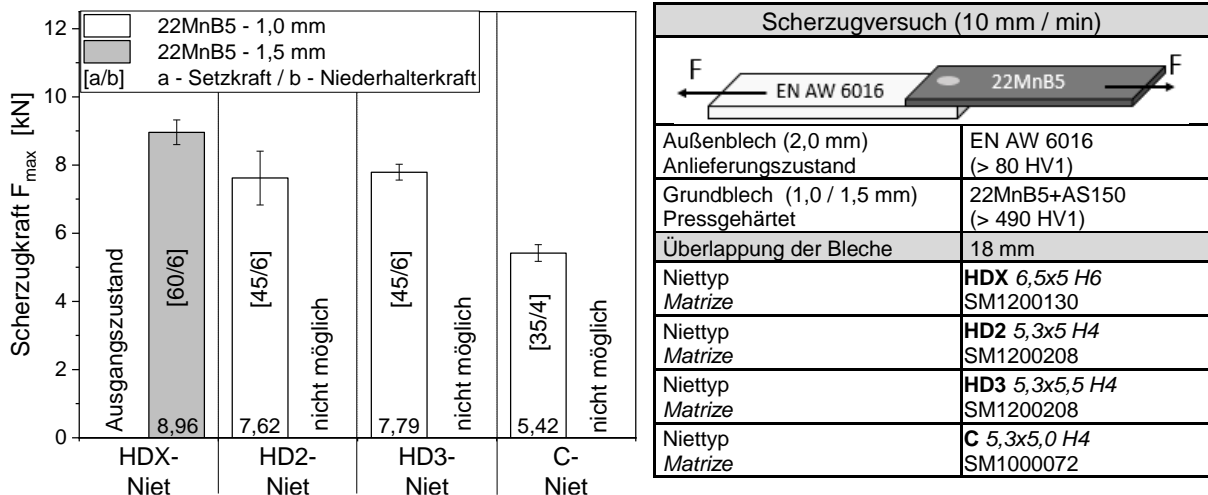


Abbildung 5-72: Materialdickenkombination 3 – Einfluss der Blechdicke auf die maximale Scherzugkraft beim Stanznieten (Analogieversuch 1)

Figure 5-72: Material thickness combination 3 - Influence of the sheet thickness on the maximum shear tensile force during riveting

Es wird sichtbar, dass im pressgehärteten Ausgangszustand (22MnB5 - 1,5 mm) nur eine anforderungsgerechte Nietverbindung mit dem HDX-Niet ermöglicht wird. Für diesen Zustand konnte eine maximale Scherzugkraft von 8,96 kN erzielt werden, die als Vergleichsbasis dient. Durch die Reduktion der Blechdicken auf 1,0 mm konnten die anderen Nietsysteme angewendet werden. Obwohl sich die Blechdicke bei der

Anwendung des HD2- und HD3-Niets um 33,3 % verringerte, nahm die maximale Scherzugkraft zum Ausgangszustand um nur 15 % bzw. 13 % ab. Beim C-Niet kam es zusätzlich zum Nietversagen, wodurch eine geringere maximale Scherzugkraft erzielt wurde.

#### *Fazit der Untersuchungen zum Analogieversuch 1*

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse zum Einfluss unterschiedlicher Materialdicken des 22MnB5 (>490 HV1) auf die Schweißseignung und mechanische Fügbarkeit zusammengefasst. Für die kritische Materialdickenkombination 1 konnte gezeigt werden, dass eine Reduzierung der Blechdicke mit einer Verbesserung der Linseneindringtiefe und somit einer Vergrößerung des Schweißbereiches einhergeht. Erst eine Verringerung des Bleches ermöglichte es, in einem Strombereich von 1,3 kA prozesssicher zu schweißen. Wird das mittlere HX340LAD-Blech durch ein 22MnB5 substituiert, wurde bereits im Ausgangszustand der Materialdickenkombination ein ausreichender Schweißbereich von 1,4 kA erlangt. Durch die Reduzierung der Blechdicke (1,1 mm) konnte der Schweißbereich nur marginal vergrößert werden. Ebenfalls wurden die erzeugten Schweißproben statisch und dynamisch belastet. Hierbei zeigte sich ein linearer Zusammenhang zwischen der Blechdicke und der erzielten quasistatischen maximalen Scherzugkraft. Die Reduzierung der Blechdicke des pressgehärteten 22MnB5 ermöglichte es, beim Halbhohlstanznieten alternative Nietsysteme zu verwenden. Der Einfluss der globalen Materialreduzierung auf den Scherzugversuch waren signifikanter geringer als beim Widerstandspunktschweißen, dass sich im Versagen des Aluminiums begründen lässt.

#### **5.5.2.2 Analogieversuch 2: Fügen von lokal gefrästen Proben / Analogy test 2: Joining of locally milled specimen**

Im Analogieversuch 2 wurden pressgehärtet Bleche mit einer lokal gefrästen Ausdünnung erzeugt. Dieses diente sowohl der Darstellung des Einflusses einer Materialreduzierung auf den Fügeprozess. Zu diesem Zweck wurden zunächst Proben mit den Abmessungen 45 x 45 mm erzeugt. Anschließend wurden die Proben im Anlieferungszustand mit einer gefrästen Ausdünnung mit einem Durchmesser von 18 mm und einer Frästiefe von 0,5 mm versehen, siehe Abbildung 5-73. Im Anschluss wurden die Proben mittels Verzunderungsschutzlack bestrichen und pressgehärtet. Im Anschluss wurde der Verzunderungsschutz mittels Strahlen von Glasperlen entfernt. Die Härteprüfung zeigte, dass es zu einem marginalen Härteabfall ( $Y \pm X$  HV1) im Bereich der Ausdünnung und mittleren Materialdicke kam.

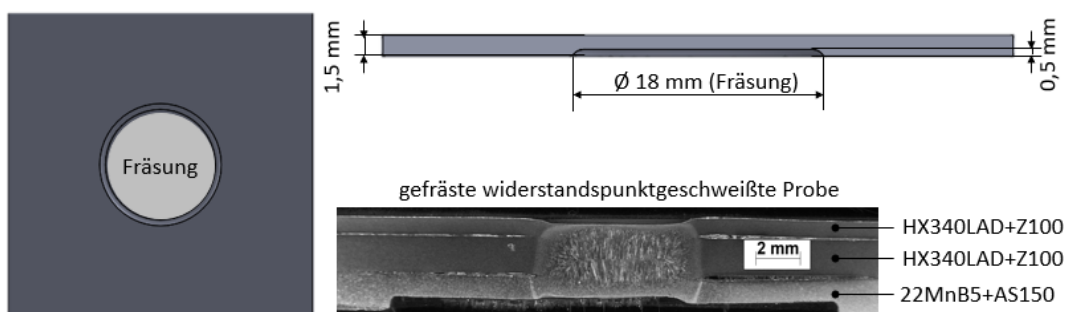


Abbildung 5-73: Analogieversuch 2 – lokal gefräste Probe zur Simulation einer geprägten Ausdünnung (pressgehärteter Zustand)

Figure 5-73: Material thickness combination 1 - locally milled sample to simulate an forged thinning (press hardened condition)

Es wird deutlich, dass durch die Fräsung eine Ausdünnung hergestellt werden konnte. Bedingt durch den Fräsprozess, wurde in der Mitte der Materialausdünnung eine Probenerhöhung von  $1,04 \pm 0,02$  mm erzeugt. Die Abbildung 5-74 stellt den Einfluss einer Materialausdünnung auf die mechanische Fügbarkeit eines HD2-Nietsystem dar.



Abbildung 5-74: Materialdickenkombination 3 – Einfluss der Werkstoffdicke auf die mechanische Fügbarkeit (Analogieversuch 2)

Figure 5-74: Material thickness combination 3 - Influence of the material thickness on the mechanical joinability (analogy test 2)

Es wurden die Ergebnisse und Schlussfolgerungen des 1. Analogieversuches bestätigt, d. h. es können durch eine Materialausdünnung alternative Nietsysteme im pressgehärteten Zustand verwendet werden. Im Vergleich zu den geprägten Proben wurde einseitig die AlSi-Beschichtung abgetragen, dass sich auf die Widerstandssituation des Punktschweißens auswirkte. Um diesen Zusammenhang zu verdeutlichen, wurde ein Schweißbereich gemäß SEP 1220-2 aufgenommen. Die Abbildung 5-75 vergleicht den Ausgangszustand mit einer Materialausdünnung des gefrästen 22MnB5.



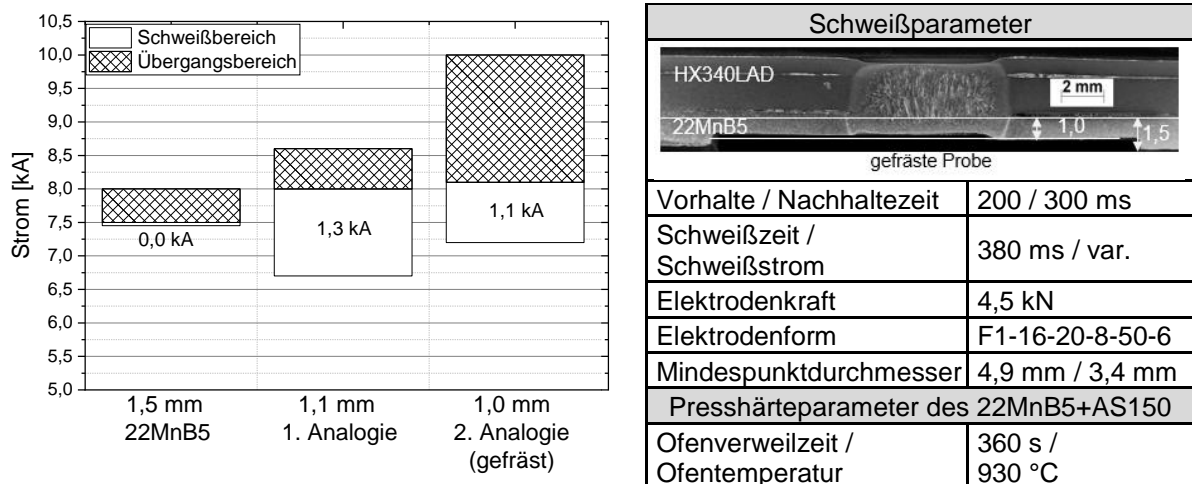


Abbildung 5-75: Analogieversuch 2 – lokal gefräste Probe zur Simulation einer geprägten Ausdünnung und der Einfluss auf den Schweißbereiches (pressgehärteter Zustand)

Figure 5-75: Analogy test 2 - locally milled sample to simulate thinning and the influence on the welding range (press hardened condition)

Es zeigt sich, dass durch eine gefräste Materialausdünnung (1,0 mm) der Schweißbereich bezüglich des Ausgangszustandes (1,5 mm) vergrößert wurde. Im Vergleich zum Analogieversuch 1 verschoben sich die Mindestanforderungen zu höheren Stromstärken. Eine mögliche Begründung liegt, in der einseitig entfernten AlSi-Beschichtung, die mit einer Reduzierung des Kontaktwiderstandes in der Elektroden/Blech-Ebene einhergeht. Ebenfalls wiesen die gefrästen Proben einen größeren Übergangsbereich auf, der auf einen instabilen Prozess hindeutet. Um den Einfluss einer lokalen Materialreduktion auf die maximale Scherzugkraft zu demonstrieren, wurden Opferblechproben hergestellt. Die Proben wurden nach dem Presshärten mit lokalen Ausdünnungen in unterschiedlichen Tiefen (0,3 mm, 0,5 mm) versehen. Hierbei sollte der Einfluss von Randentkohlungen auf die Proben minimiert werden. Die Abbildung 5-76 stellt die maximalen Scherzugkräfte der Opferblechversuche gegenüber.

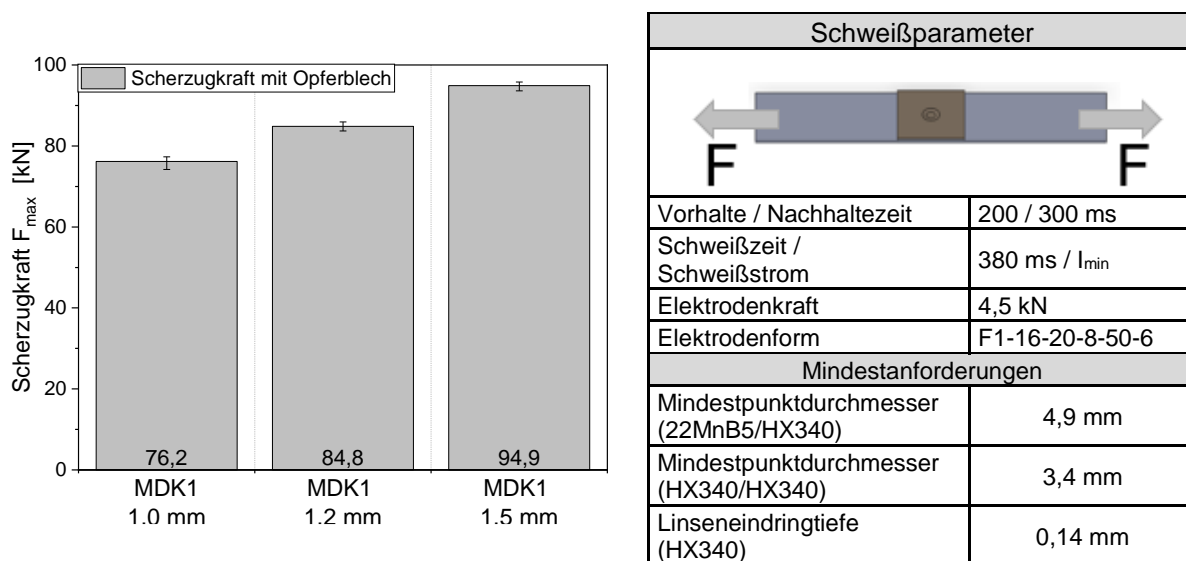


Abbildung 5-76: Materialdickenkombination 2 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich

Figure 5-76: Material thickness combination 2 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range

Für die jeweilige Materialausdünnung wurden die Schweißparameter zur Erfüllung der Mindestanforderungen gewählt. Als Prüfgeschwindigkeit bei den Scherzugversuchen wurde eine Geschwindigkeit von 10 mm/min verwendet. Es zeigte sich, dass eine lokale Blechdickenverringering von 0,3 mm und 0,5 mm mit einer Reduzierung der Scherzugkraft von 11 % bzw. 19 % einhergeht.

#### Fazit der Untersuchungen zum Analogieversuch 2

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse zum Einfluss unterschiedlicher Materialdicken des pressgehärteten 22MnB5 (>490 HV1) auf die Schweißeignung und mechanische Fügbarkeit des Analogieversuches 2 zusammengefasst. Die Ergebnisse des 1. Analogieversuches wurden durch den 2. Analogieversuche bekräftigt: Es konnte für die Materialdickenkombination 1 gezeigt werden, dass eine Reduzierung der Blechdicke mit einer Verbesserung der Linseneindringtiefe und somit einer Vergrößerung des Schweißbereiches einhergeht. Durch die Verringerung des Bleches wurde es ermöglicht, in einem Strombereich von 1,1 kA prozesssicher zu schweißen. Durch eine Materialverringering konnten die speziellen HDX-Niete durch alternative Nietsysteme substituiert werden. Ebenfalls wurden die erzeugten Schweißproben statisch im Opferblechversuch belastet. Die Belastungen während des Scherzugversuches wurden mittels me-go System visualisiert, um den Einfluss einer lokalen Materialdickenreduktion abzubilden. Hierbei zeigte sich ein linearer Zusammenhang zwischen der Blechdicke und der erzielten quasistatischen maximalen Scherzugkraft.

### 5.5.3 Einfluss der Materialausdünnung auf die Linsenentstehung / Influence of material thinning on nugget formation

Um den Einfluss einer Materialausdünnung auf die Linsenentwicklung abzubilden, wurden Stufenabbruchversuche nach verschiedenen Zeitintervallen durchgeführt. Zusätzlich wurde die Materialausdünnung mittels SORPAS® simuliert und gegenübergestellt. Die Abbildung 5-77 zeigt die Gegenüberstellung der zeitlichen Linsenentwicklung für die 22MnB5-Materialdicken von 1,5 mm und 0,7 mm. Die Materialausdünnung wurde gemäß dem Analogieversuch 1 durchgeführt, d. h. es wurden unterschiedliche Blechdicken verwendet.

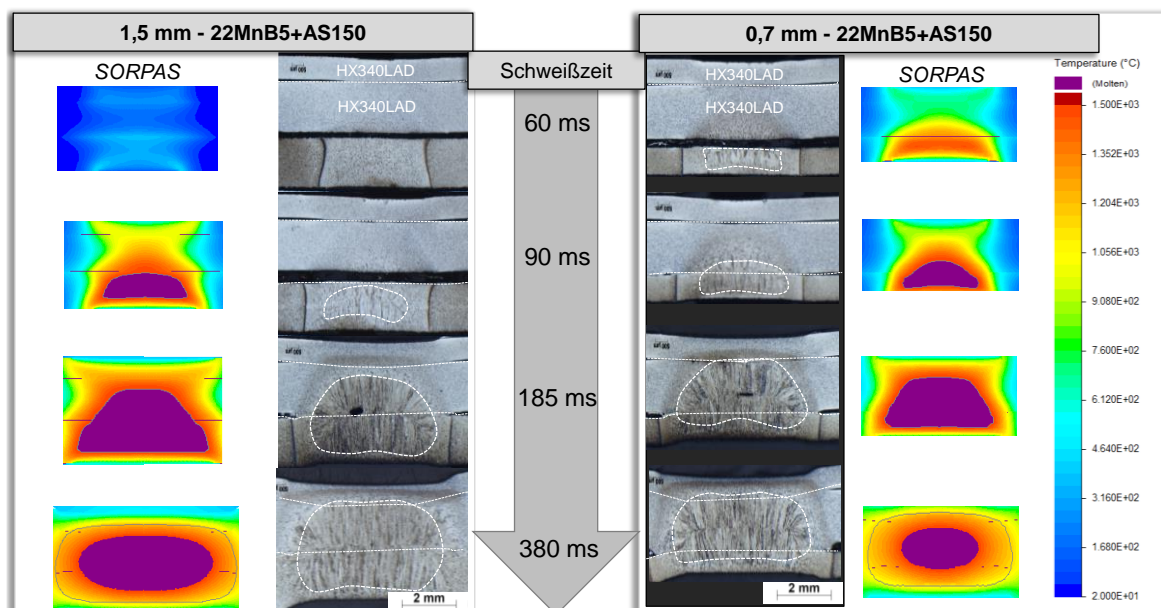


Abbildung 5-77: Materialdickenkombination 1 – Einfluss der Blechdicke auf das Linsenwachstum, beide Stufenabbruchversuche weisen identische Schweißparameter nach SEP1220-2 und 7,5 kA auf

Figure 5-77: Material thickness combination 1 - Influence of sheet thickness on nugget growth, both cross sections show identical welding parameters according to SEP1220-2 and 7.5 kA

Die Schlibfbilder zeigen, dass bei einer Materialdicke von 1,5 mm die Erstehung einer Schweißlinse ab 90 ms initialisiert wird. Wird hingegen die Substitution des 1,5 mm durch ein 0,7 mm dickes 22MnB5-Blech betrachtet, so kann eine Linsenentstehung bei 60 ms detektiert werden. Bei beiden Materialdickenkombinationen findet zunächst die Entwicklung der Schweißlinse im 22MnB5-Blech statt, das durch höhere Widerstandswerte des Werkstoffes und der Beschichtung begründet werden kann. Zusätzlich ist bei einer geringeren Blechdicke des 22MnB5 ein schnelleres Linsenwachstum in Richtung des mittleren Bleches zu beobachten. Es entwickelt sich zunächst die Schweißlinse vertikal und nachfolgend horizontal. Aus diesem Grund ist es unerlässlich, ein anfänglich schnelles Linsenwachstum in die horizontale Richtung zu ermöglichen. Am Ende der Schweißzeit weist die 0,7 mm Materialdickenkombination einen größeren Linsendurchmesser und Linseneindringtiefe in das dünnere HX340LAD – Blech auf, als beim Ausgangszustand. Die experimentellen Ergebnisse spiegelten sich in der durchgeführten Simulation wider. Um die verbesserte Schweißbeignung der ausgedünnten Materialdicken zu

validieren, wurden statische und dynamische Widerstandsmessungen und Kontaktflächenuntersuchungen durchgeführt. Zunächst wurden statische Widerstandsmessungen nach DVS 2929-1 an den 0,7 mm und 1,5 mm Materialdickenkombination durchgeführt [Dvs14]. Die Abbildung 5-78 stellt die statische Widerstandsmessung der Materialdickenkombinationen gegenüber.

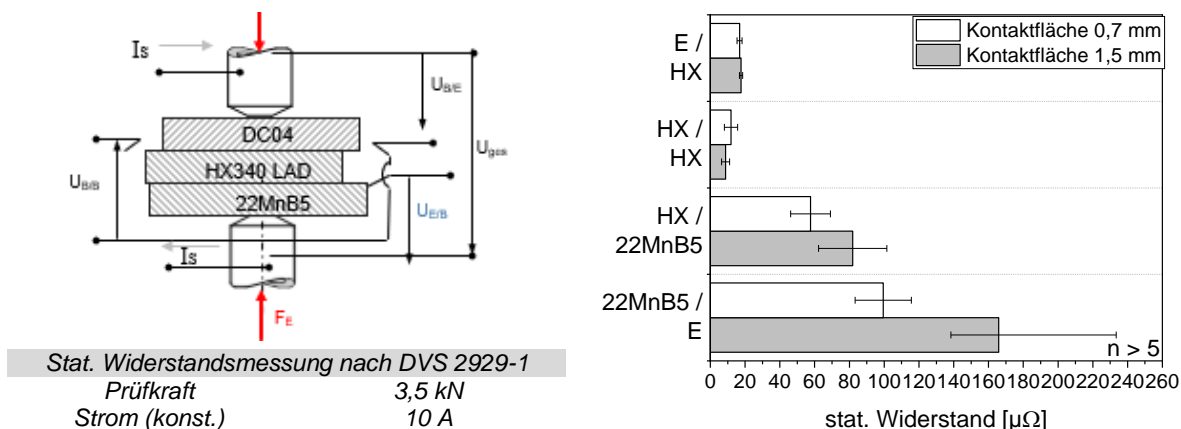


Abbildung 5-78: Materialdickenkombination 1 – stat. Widerstandsmessung nach DVS 2929-1, vergleich des Einflusses der Blechdicke des 22MnB5+AS150 von 0,7 mm und 1,5 mm, in Anlehnung an [Ull19, Dvs14]

Figure 5-78: Material thickness combination 1 - stat. resistance measurement acc. to DVS 2929-1, comparison of the influence of the sheet thickness of the 22MnB5+AS150 of 0.7 mm and 1.5 mm, acc. to [Ull19, Dvs14]

Es wird deutlich, dass in den Ebenen des 22MnB5 ein höherer Kontaktwiderstand vorliegt, als bei den kritischen Ebenen des dünnen HX340LAD-Außenbleches. Wird der Einfluss der Materialausdünnung in den Widerständen der Ebenen betrachtet, so zeigt sich, dass die 22MnB5-Ebene ohne Verringerung des Materials einen höheren Widerstand aufweist. Hingegen weist die kritische HX-Ebene einen höheren Widerstand in der ausgedünnten Materialdickenkombination auf. Um die statischen Widerstandswerte zu interpretieren, müssen zusätzlich die Kontaktflächen in der jeweiligen Ebene betrachtet werden. Anzumerken ist, dass der jeweilige Widerstandswert von der stromdurchflossenen Fläche abhängt, d. h. der Stromdichte. Die Abbildung 5-79 stellt, die Kontaktflächenmessung für die betrachteten Materialdickenkombinationen dar.

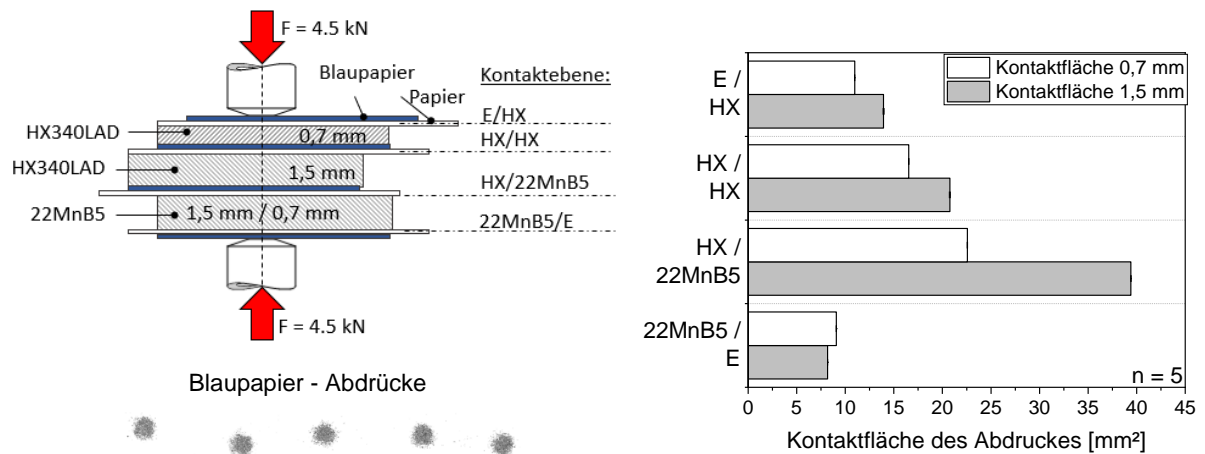


Abbildung 5-79: Materialdickenkombination 1 – Einfluss der Materialdicke des 22MnB5 auf die Kontaktflächen vor dem Schweißen, in Anlehnung an [Ull19]

Figure 5-79: Material thickness combination 1 - influence of the material thickness of 22MnB5 on the contact surfaces before welding, acc. to [Ull19]

Es wurden für eine Prüfkraft von 4,5 kN in jeder Kontaktfläche eine Kombination aus Blaupapier/Papier verwendet. Nachfolgend wurden die Abdrücke eingescannt und vermessen. Konträr zu den statischen Widerstandsmessungen weisen die ausgedünnten Proben in der kritischen HX340LAD- und HX340LAD/22MnB5-Ebene geringere Kontaktflächen auf, als im Ausgangszustand (1,5 mm). Einzig in der Ebene 22MnB5/Elektrode ist eine marginal größere Kontaktfläche bei einer 22MnB5-Blechdicke von 0,7 mm zu erkennen. Der Zusammenhang aus Widerstand und Kontaktfläche (Stromdichte), hat einen entscheidenden Einfluss auf die lokale Wärmekonzentration und somit Linsenausbildung. Infolgedessen lässt sich auch begründen, weswegen bei einer ausgedünnten Probe eine frühere Linseninitialisierung entsteht. Um diesen Sachverhalt nicht nur vor dem Schweißen zu betrachten, wurden dynamische Teilenergiemessungen während des Schweißens durchgeführt. In Abbildung 5-80 werden die Teilenergien für die Werkstoffe 22MnB5 und HX340LAD summiert dargestellt.

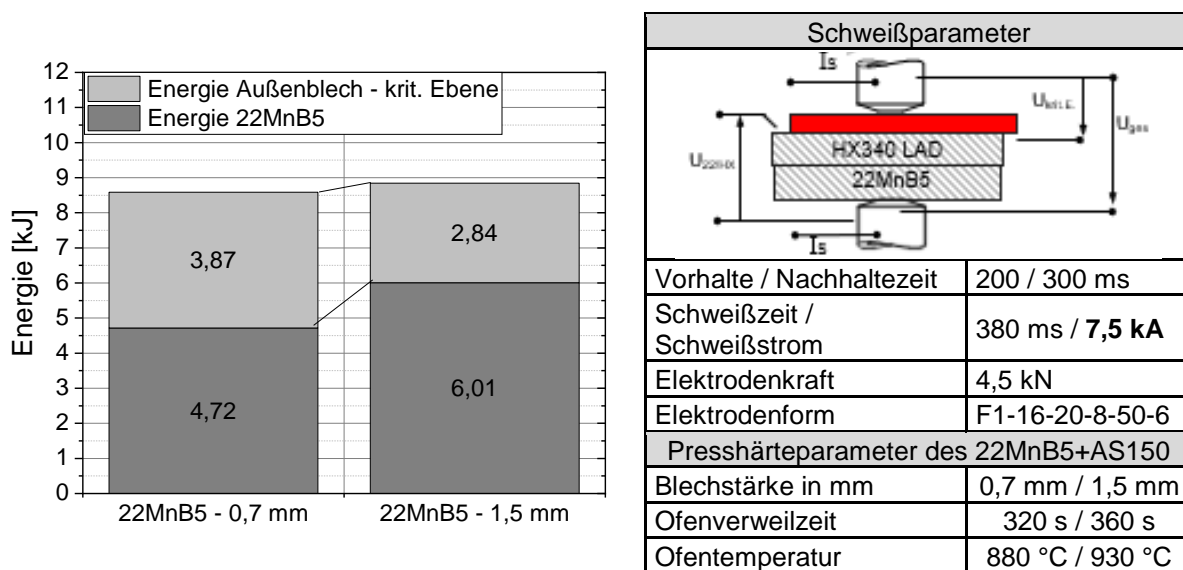


Abbildung 5-80: Materialdickenkombination 1 – Vergleich der Teilenergien in Abhängigkeit der Materialdicke während des Schweißens

Figure 5-80: Material thickness combination 1 - Comparison of the partial energies as a function of the material thickness during welding

Es wird deutlich, dass in der kritischen Fügeebene (HX340LAD+Z100) der 0,7 mm Materialdickenkombination der Energieeintrag um 36 % höher ist, als beim Ausgangszustand. Zusätzlich ist die Kontaktfläche bei den ausgedünnten Proben reduziert, wodurch sich der Energieeintrag verdichtet und die Linsenwachstum begünstigt wird, siehe Abbildung 5-77. Durch eine Verringerung der Blechdicke des 22MnB5+AS150 wird während des Schweißens der Stoffwiderstand reduziert, dieses zeigt sich ebenfalls in einem geringeren Energieeintrag beim ausgedünnten 22MnB5. Aufgrund der geringeren Blechdicke des 22MnB5 wächst die Linse schneller in das mittlere HX340LAD-Blech. Wird nur der Gesamtwiderstand betrachtet, so weist der Ausgangszustand einen höheren Energieeintrag auf, obwohl der Energieeintrag in der kritischen signifikant Fügeebene geringer ist.

#### Fazit zum Einfluss der Materialausdünnung auf die Linsenentstehung

Um den Einfluss einer Materialausdünnung auf die Linsenentwicklung abzubilden, wurden Stufenabbruchversuche nach verschiedenen Zeitintervallen durchgeführt. Zusätzlich wurde die Materialausdünnung für die Materialdickenkombination 1 mittels SORPAS® simuliert und gegenübergestellt. Für beide untersuchten Blechdicken wurde die Schweißlinse im inneren des 22MnB5 initialisiert. Es zeigte sich zudem, dass eine Materialreduzierung des 22MnB5 zu einer verbesserten Anbindung des dünnen Außenbleches führt. Zur Begründung dieses Sachverhaltes wurden die Kontaktflächen in den Fügeebenen, die statischen Widerstände vor dem Schweißen und die Teilwiderstände während des Schweißens aufgezeichnet. Es zeigte sich, dass zur Beurteilung des Einflusses einer Materialausdünnung, die ermittelten Teilenergien der einzelnen Fügeebenen verwendet werden können. Eine Verringerung des 22MnB5-Blechtes von 1,5 mm auf 0,7 mm führte zu einer besseren Anbindung des dünnen Außenbleches. Begründen lässt sich dieses durch die gemessenen Teilenergien und

Kontaktfläche. Aufgrund einer Verringerung der Blechdicke kommt es zu einer Reduzierung des Stoffwiderstandes und der generierten Energie des 22MnB5 um 21,5 %. Konträr dazu erhöht sich die generierte Energie in der kritischen Fügeebene (HX340LAD/HX340LAD) bei einer Materialausdünnung von 1,5 mm auf 0,7 mm um 36 %. Der generierte Energieeintrag ist abhängig vom Widerstand, der maßgeblich durch die stromdurchflossene Kontaktfläche beeinflusst wird. Hierbei zeigte sich, dass eine geringere Blechdicke des 22MnB5 zu einer geringeren Kontaktfläche in den Fügeebenen und somit zu einer höheren Stromdichte in diesen Ebenen führte.

## 5.6 Untersuchung zu Parameterfenstern beim Punktschweißen und Stanznieten / Investigation of parameter windows for spot welding and riveting

### 5.6.1 Analogieversuche zur Materialbeeinflussung für das Stanznieten / Analogy tests for influence of material for the riveting experiments

Um mittels Analogieversuch die Materialbeeinflussung auf den Prozess des Stanznietens abzubilden, wurden die Platinen unterschiedlicher Blechdicke nach dem Presshärten erneut angelassen. Die Abbildung 5-81 stellt die Prozessroute und die Anlassparameter des Analogieversuches dar.

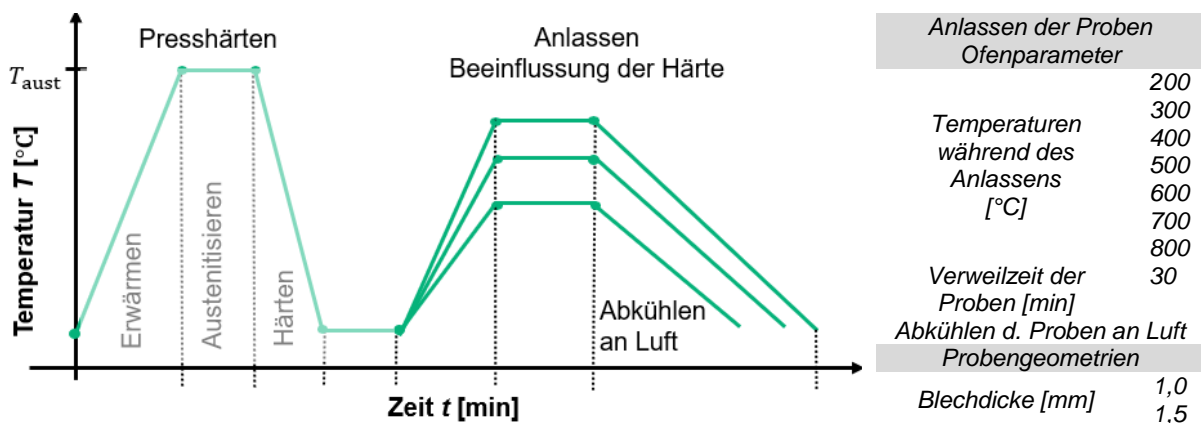
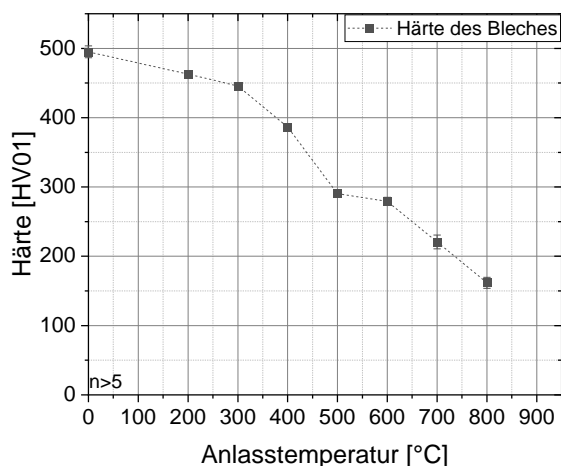


Abbildung 5-81: Schematischer Prozessroute des Anlassens im Analogieversuch

Figure 5-81: Schematic process route of tempering in analogy test

Für das Anlassen der Proben wurde eine Ofenverweilzeit von 30 Minuten gewählt. Die Ofentemperaturen wurden zwischen 200 °C und 800 °C variiert. Die Blechdicken des 22MnB5+AS150 betragen 1,0 mm und 1,5 mm. Nach dem Ofenprozess wurden die Proben an Luft und bei Raumtemperatur abgekühlt. In der nachfolgenden Abbildung sind die erzielten Härten nach dem Prozess des Anlassens dargestellt.





Anlassen der Proben Ofenparameter	
	200
	300
	400
Temperaturen während des Anlassens [°C]	500
	600
	700
	800
Verweilzeit der Proben [min]	30
Abkühlen d. Proben an Luft	
Probengeometrien	
Blechdicke [mm]	1,0
	1,5

Abbildung 5-82: Einfluss der Anlasstemperatur auf die Härte des 22MnB5

Figure 5-82: Influence of tempering temperature on the hardness of 22MnB5

Es wird deutlich, dass ab einer Anlasstemperatur von circa 400 °C fällt die Härte unter einen Wert von 400 HV1. Der Zusammenhang zwischen Anlasstemperatur und erzielter Härte ist degressiv. Um den Einfluss der Temperatur auf die mechanische Fügbarkeit zu bewerten, zeigt die Abbildung 5-83 den Einfluss der Härte auf die Anwendung von unterschiedlichen Nietsystemen.

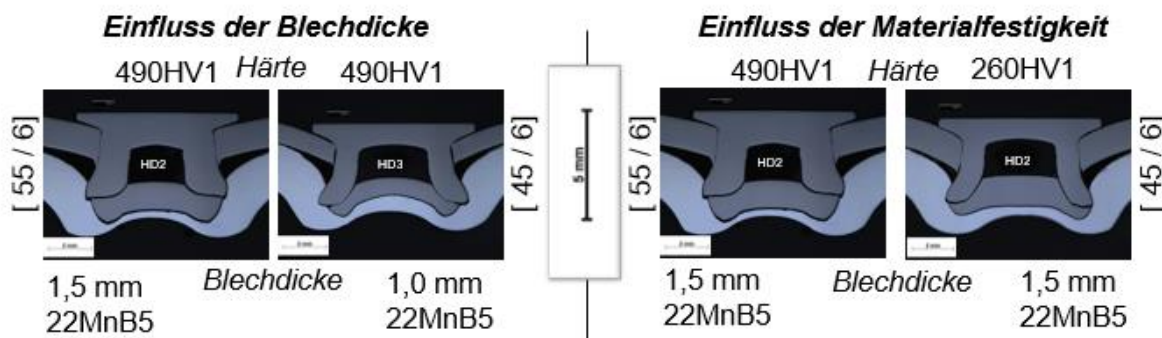


Abbildung 5-83: Gegenüberstellung des Einflusses einer Blechdickenverringerung und Materialfestigkeit auf den Nietprozess, HD2- und HD3-Niete und Angabe der [Setz-/Niederhalterkraft] in kN

Figure 5-83: Comparison of the influence of a reduction in sheet thickness and material strength on the riveting process, HD2 and HD3 rivets and specification of the [setting force / hold down force] in kN

Es zeigt sich in den Querschliffen, dass sowohl die Härte des Werkstoffes als auch die Blechdicke einen signifikanten Einfluss auf die mechanische Fügbarkeit des Nietes besitzt. Um diesen Zusammenhang zu verdeutlichen, stellt die Tabelle 5-4 den Einfluss von der Blechdicke und Härte auf die Anwendung des jeweiligen Nietsystems dar.

Tabelle 5-4: Anwendung von Nietsystemen in Abhängigkeit der Blechdicke und Härte  
Table 5-4: Application of riveting systems depending on sheet thickness and hardness

Härte [HV1]	Dicke [mm]	HDX-Niet (6.5x5.0)		HD2-Niet (5.3x5.0)		HD3-Niet (5.3x5.0)		C-Niet (5.3x5.0)	
		1,0 mm	1,5 mm	1,0 mm	1,5 mm	1,0 mm	1,5 mm	1,0 mm	1,5 mm
	490	i.O.		i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.	i.O.	n.i.O.
445			i.O.	(n.i.O.)	i.O.	(n.i.O.)	i.O.	(n.i.O.)	
386			i.O.	i.O.	i.O.	i.O.	i.O.	(n.i.O.)	
290			i.O.	i.O.	i.O.	i.O.	i.O.	i.O.	

Legende:  
i.O.: Anforderungsgerecht bei unterschiedlichen Parametern (3 unt. Kräfte)  
n.i.O.: nicht Anforderungsgerecht (n.i.O.): instabiler Prozess in Abhängigkeit vom Parametersatz

Materialkombination:  
22MnB5+AS150(1,0 mm/1,5 mm)  
EN AW 6016 (2,0 mm)

Wertetabelle, inkl. den Nietparametern ist dem Anhang zu entnehmen

Es zeigt sich, dass die Reduzierung der Materialdicke und Härte zur Anwendung von alternativen Nietsystemen führte. Bei einer Blechdicke von 1,0 mm können alle Niettypen verwendet werden. Hingegen konnten bei einer Blechdicke von 1,5 mm ab einem Härtewert von rund 290 HV1 (500 °C) neben den HDX-Niet auch die HD2-, HD3 und C5-Niet verwendet werden. In der nachfolgenden Abbildung ist exemplarisch der Einfluss der Blechdicke und Härte auf die maximale Scherzugfestigkeit dargestellt.

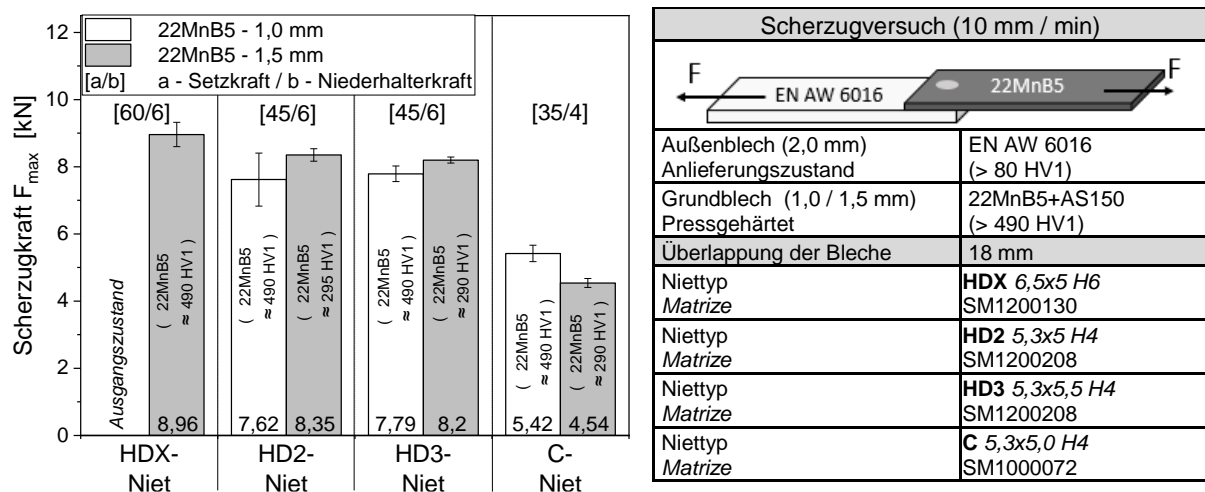


Abbildung 5-84: Materialdickenkombination 3 – Einfluss des Werkstoffes und der Beschichtung der Außenhaut auf den Schweißbereich

Figure 5-84: Material thickness combination 3 - influence of the material and the coating of the outer sheet to the weld range

Es wird sichtbar, dass im pressgehärteten Ausgangszustand (22MnB5 - 1,5 mm) nur eine anforderungsgerechte Nietverbindung mit dem HDX-Niet ermöglicht wird. Für diesen Zustand konnte eine maximale Scherzugkraft von 8,96 kN erzielt werden, die als Vergleichsbasis dient. Durch die Reduktion der Blechdicken auf 1,0 mm konnten im pressgehärteten Zustand anderen Nietsysteme angewendet werden. Obwohl sich die Blechdicke bei der Anwendung des HD2- und HD3-Niets um 33,3 % verringerte, nahm die maximale Scherzugkraft zum Ausgangszustand um nur 15 % bzw. 13 % ab. Für ein Beibehalten der Blechdicke von 1,5 mm mussten die Härtewerte des 22MnB5-Blechtes auf rund 290 HV1 angepasst werden. Bei der Anwendung des HD2- und HD3 verringerte sich die maximale Scherzugkraft um 7 % bzw. 9 %. Einzig die Verwendung

des C-Nietes reduzierte die maximale Scherzugkraft um 50 %, wobei es zu einem zusätzlichen Versagen des Nietes kam.

## 5.6.2 Optimierung der Schweißparameter und Störgrößen / Optimizing of the welding parameters and disturbance variables

Der Abschnitt 5.5.2 wurde teilweise in [Woh20, Beh20] veröffentlicht und wird nachfolgend abgedruckt wiedergeben.

### Vorgehensweise

Konventionell wird für jede Parametervariation ein Schweißbereich ermittelt, der zwischen 50 und 80 Schweißungen beinhaltet. Aufgrund des hohen Versuchsaufwandes wird eine Methodik benötigt, die den Aufwand zur Parametrisierung verringert. Um dieser Anforderung gerecht zu werden, wird eine Korrelation zwischen den Prozesssignalen und der erzielten Schweißqualität hergestellt. Die Abbildung 5-85 zeigt das schematische Vorgehen der nachfolgenden Untersuchungen auf.

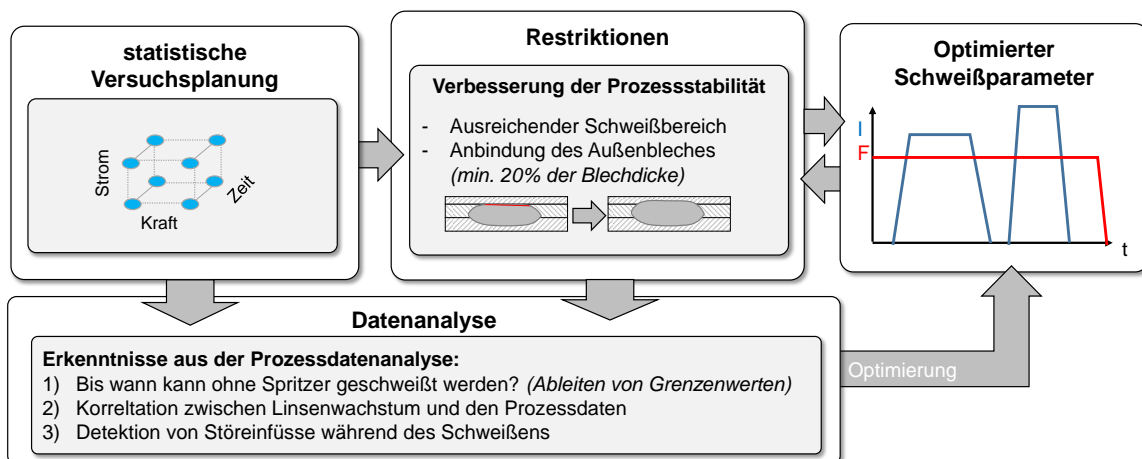


Abbildung 5-85: Schematisches Vorgehen zur Optimierung der Schweißparameter [Woh20]

Figure 5-85: Schematic procedure for optimizing the welding parameters [Woh20]

Mithilfe der statistischen Versuchsplanung wird der Einfluss der Schweißparameter auf die Linsengeometrie abgebildet. Für jeden dieser Schweißpunkte werden die Prozesssignale aufgezeichnet und in einer Datenbank abgelegt. Anschließend erfolgt die Verknüpfung zwischen den Prozessdaten und der ermittelten Schweißqualität. Anhand der aufgenommenen Signalverläufe werden Rückschlüsse auf das Linsenwachstum, Störeinflüsse und dem Entstehen von Schweißspritzern erlangt. Durch die Identifikation von signifikanten Kennwerten soll eine effiziente Methodik entwickelt werden, die eine analytische Optimierung der Schweißparameter vornimmt und die Prozessstabilität erhöht.

### Aufnahme der Prozesssignale, insb. den Elektrodenweg

Zur Korrelation der Elektrodenbewegung mit der Linsenausbildung werden charakteristische Punkte im Wegverlauf definiert. Dieses dient der Identifizierung von

signifikanten Kennwerten, welche für die Beurteilung des Schweißprozesses benötigt werden. Die Abbildung 5-86-A stellt einen typischen Verlauf des Elektrodenweges während des Schweißprozesses dar.

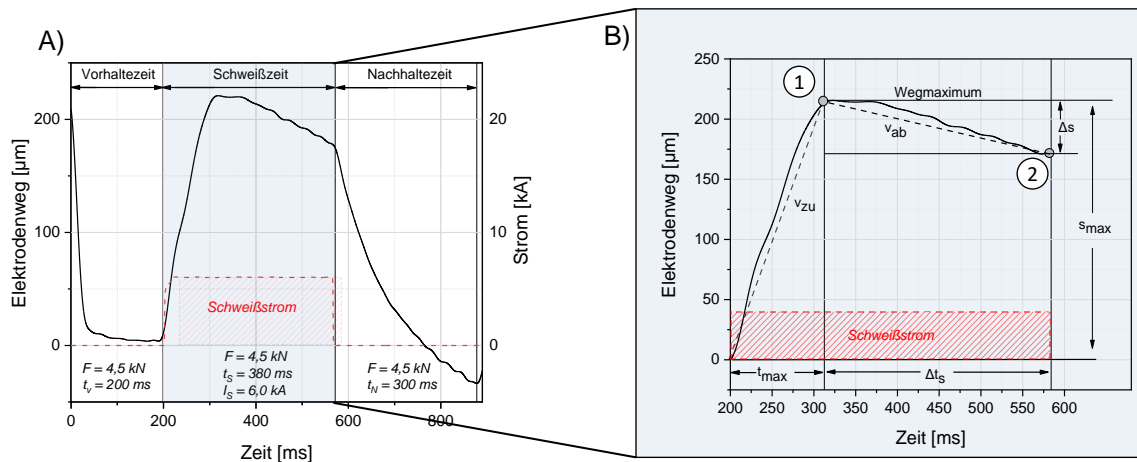


Abbildung 5-86: links) Bewegung der oberen Elektrode während des Schweißprozesses rechts) charakteristische Wegpunkte während der Schweißzeit, in Anlehnung an Killian et al. [Woh20; Kil94]

Figure 5-86: left) movement of the upper electrode during the welding process right) characteristic displacement during the welding time, based on Killian et al. [Woh20; Kil94]

Exemplarisch werden in dem Abbildung 5-86-B charakteristische Wegpunkte während der Schweißzeit definiert. Infolge der jouleschen Widerstandserwärmung expandiert der Werkstoff, das sich in einer vertikalen Verschiebung der oberen Elektrode widerspiegelt (1). Nach dem Erreichen des maximalen Elektrodenweges  $s_{\text{max}}$  zum Zeitpunkt  $t_{\text{max}}$  sinken die Elektroden in den erweichten Werkstoff ein (2). Die Differenz aus dem maximalen Elektrodenweg und dem Wegpunkt am Ende der Schweißzeit wird als Wegdelta  $\Delta s$  definiert. Die lineare Expansionsgeschwindigkeit  $v_{\text{zu}}$  ergibt sich aus dem Quotienten des maximalen Elektrodenweges  $s_{\text{max}}$  und dessen Zeitpunkt  $t_{\text{max}}$ . Die lineare Einsinkgeschwindigkeit  $v_{\text{ab}}$  der Elektrode wird durch den Quotienten aus  $\Delta s$  und  $\Delta t_s$  berechnet.

#### Analyse der dynamischen Teilleistungen

Zur Korrelation der Linsenausbildung bei Dreiblechverbindungen werden die Spannungsabfälle in den einzelnen Blechebenen während der Schweißzeit abgegriffen. Diese Methodik ermöglicht es, in den einzelnen Blechebenen die dynamische Teilleistung und die eingebrachte Energie zu ermitteln. In der nachfolgenden Abbildung wird das systematische Vorgehen zum Spannungsabgriff in Anlehnung an die statische Widerstandsmessung dargestellt [Ged87].

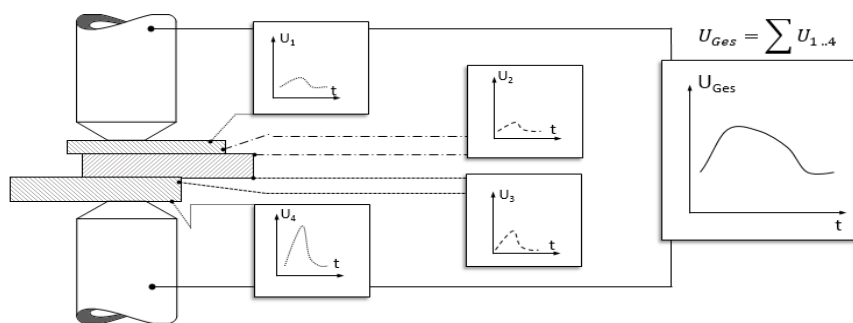


Abbildung 5-87: Messungen der Teilspannungen während der Schweißzeit, in Anlehnung an Welding Journal [Ged87]

Figure 5-87: Measurements of the partial voltages during the welding time, according to [Ged87]

Infolge des charakteristischen Spannungsverlaufes ist es möglich, auf die Ausbildung der Schweißlinse in den einzelnen Fügeebenen zu schließen. Hierdurch kann eine direkte Rückkopplung der Parametrisierung auf die jeweilige Linsenausbildung erreicht werden. Ebenfalls kann der Einfluss von Störgrößen (Spalt, Elektrodenversatz etc.) auf die Verbindungsqualität beurteilt werden.

### Ergebnisse

Die Aufnahme des Ausgangszustandes erfolgte nach den SEP-Parametern. In der Abbildung 5-88 wird der Schweißbereich des Referenzbereiches sowie die Linsengeometrie an der oberen Stromgrenze ( $I_{max}$ ) dargestellt.

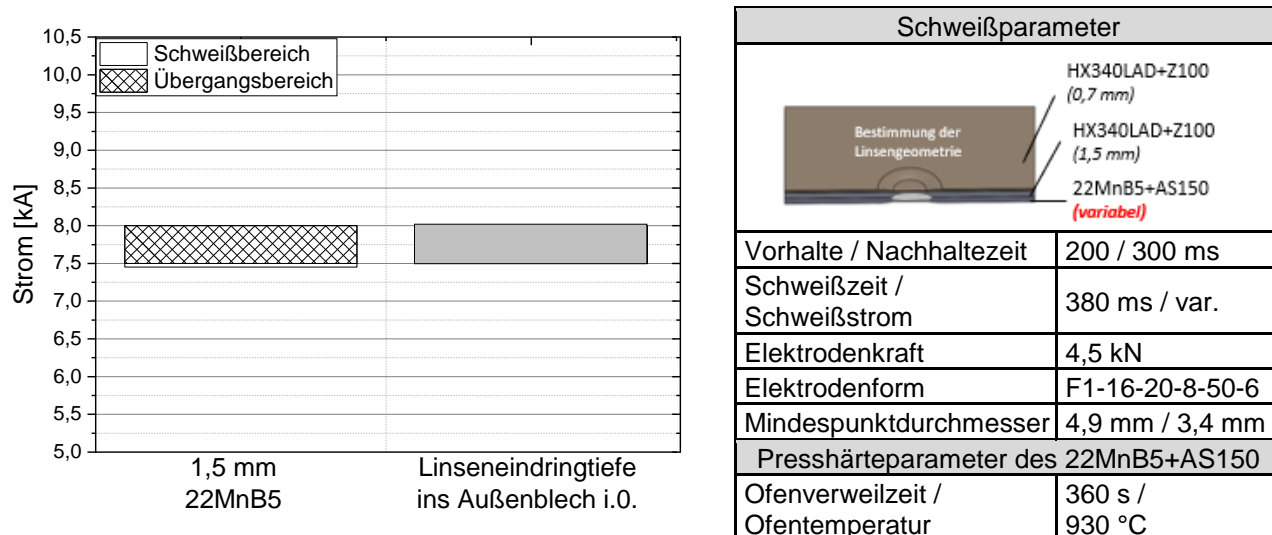


Abbildung 5-88: Ermittlung der Qualitätskriterien für den Ausgangszustand [Woh20]

Figure 5-88: Determination of the quality criteria for the initial state [Woh20]

Es zeigt sich, dass nur eine Anbindung des Außenbleches ( $B1$ ) bei einer Stromstärke ( $I_{max}$ ) von 7,5 kA erzielt wird. Bei diesem Schweißstrom weist die Schweißlinse in der Fügeebene  $B1-B2$  einen Durchmesser von 3,75 mm und in der Ebene  $B2-B3$  eine Breite von 5,7 mm auf. Die Linseneindringtiefe im dünnen Außenblech ( $L_{EH}$ ) erreicht 0,19 mm. Somit konnte nur bei einer Stromstärke von 7,5 kA eine qualitätsgerechte

Schweißung erzielt werden, d.h. der Schweißbereich beträgt null und die Parameterwahl kann als nicht prozesssicher bezeichnet werden.

### *Einfluss der konstanten Elektrodenkraft auf die Linseneindringtiefe*

Um den Einfluss der Schweißparameter auf die Anbindung des dünnen Außenbleches zu ermitteln, wurden mittels der statistischen Versuchsplanung die Stromstärke und die Elektrodenkraft variiert. Es wurde ein vollfaktorieller Versuchsplan mit 2 Faktoren auf jeweils 5 bzw. 3 Faktorstufen verwendet. Die Abbildung 5-89 zeigt die verwendeten Parameter und die jeweilige erzielte Linseneindringtiefe in der kritischen Fügeebene.

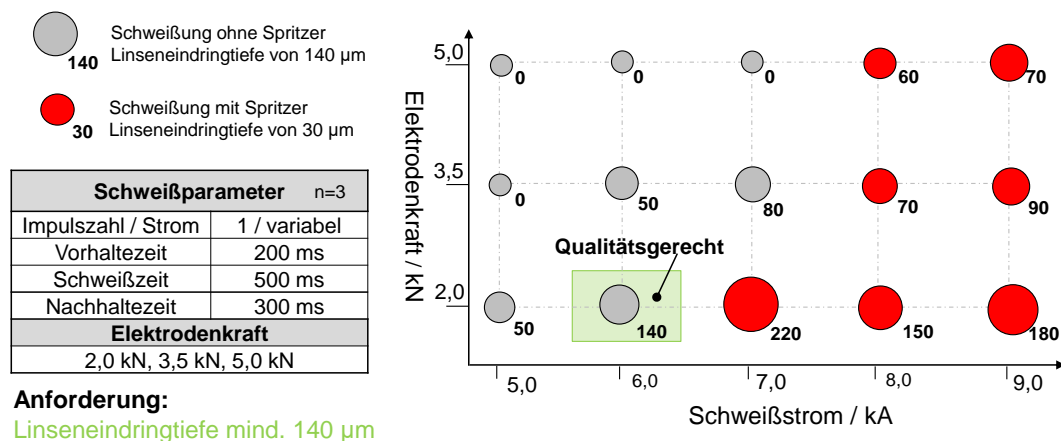


Abbildung 5-89: Versuchsmatrix und die erzielte Linseneindringtiefe in Abhängigkeit vom Strom und Kraft [Woh20]

Figure 5-89: Test matrix and the achieved nugget penetration depth as a function of current and force [Woh20]

Es wird erkennbar, dass mit Abnahme der Elektrodenkraft, die Linseneindringtiefe in das dünne Außenblech sowie die Wahrscheinlichkeit von Schweißspritzern zunimmt. Ein ausreichender Schweißbereich wird bei einer Elektrodenkraft von rund 2,5 kN erwartet. Durch die aufgezeichneten Prozessdaten wurden die Zeitpunkte der Schweißspritzer ermittelt. Infolgedessen konnte die Wahrscheinlichkeit berechnet werden, bis zu welchem Zeitpunkt ein hoher Schweißstrom in das Bauteil eingeleitet wird, ohne dass ein Spritzer entsteht. Diese Erkenntnisse sind unerlässlich für die Konzeption eines konstanten Vorimpulses.

### *Analyse der aufgezeichneten Prozessparameter*

Zur Entwicklung einer Methodik zur Parametrierung muss eine Korrelation zwischen den aufgezeichneten Prozessdaten und der erzielten Schweißqualität hergestellt werden. Die nachfolgende Abbildung zeigt die Gegenüberstellung der Linsenentwicklung und des aufgenommenen Elektrodenweges.



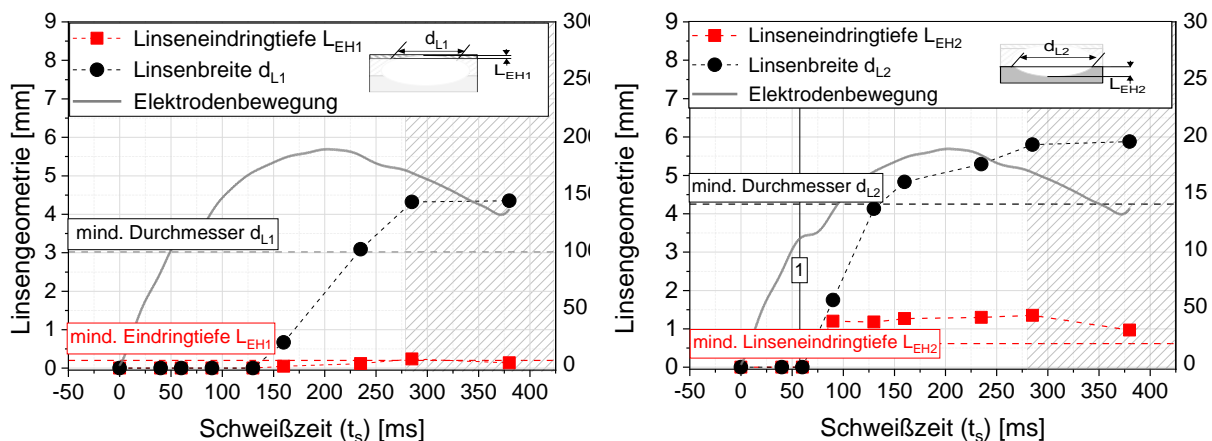


Abbildung 5-90: Gegenüberstellung der Linsenentwicklung und Elektrodenwegverlauf, links) kritische Fügeebene (B1-B2); rechts) unkritische Fügeebene (B2-B3) bei  $I_{max}$  mit 7,5 kA,  $F_E=4.5$  kN und  $t_s=380$  ms [Woh20]

Figure 5-90: Comparison of nugget development and electrode displacement, left) critical joining level (B1-B2); right) uncritical joining level (B2-B3) at  $I_{max}$  with 7.5 kA,  $F_E=4.5$  kN and  $t_s=380$  ms [Woh20]

In der Abbildung 5-90-links wird sichtbar, dass in der kritischen Fügeebene die Stagnation des Linsenwachstums mit einer raschen Abnahme des Elektrodenweges korreliert (*schraffierter Bereich*). Durch das Einsinken der Elektroden in den Werkstoff nimmt die Linseneindringtiefe in dem dünnen Außenblech ab. Es kann die Hypothese formuliert werden, dass die maximale Linseneindringtiefe nur erreicht wird, wenn kein signifikantes Einsinken der Elektroden während der Schweißzeit stattfindet. Die Abbildung 5-90-rechts stellt die zweite Fügeebene dar. Die Ausbildung der Schmelzlinse wird durch die Entstehung eines Plateaus (1) im Wegverlauf detektiert. In der Literatur [Woh18] werden diese Zusammenhänge für artgleiche Zweiblechverbindungen bekräftigt.

### Entstehung von Schweißspritzern

Der maximale Energieeintrag wird durch das Entstehen von Schweißspritzern limitiert. Bereits in anderen Veröffentlichungen [Woh19b; Woh18; Woh19c; Jan74] wurde gezeigt, dass Schweißspritzer durch drei charakteristische Kenngrößen des Elektrodenweges vorhergesagt werden können. Ein Schweißspritzer entsteht während der Schweißzeit, wenn:

- im Wegsignal die Expansionsgeschwindigkeit  $v_{zu}$  einen spezifischen Wert übersteigt,
- der Wegverlauf einen zu hohen Wert  $s_{max}$  erlangt,
- die Elektroden zu tief in den Werkstoff einsinken (*Wegdelta  $\Delta s$  überschreitet Grenzwert*).

Mithilfe der statistischen Versuchsplanung wurden die drei spezifischen Grenzwerte automatisch für die gewählte Materialdickenkombination ermittelt.

### Konzept zur Optimierung der Schweißparameter

Die Optimierung der Schweißparameter erfolgt durch die Aufteilung des Schweißprozesses in Vorimpuls, Pausenzeit und dem Hauptimpuls. Die Abbildung 5-91 stellt das entwickelte theoretische Konzept zur Optimierung der Schweißparameter dar.



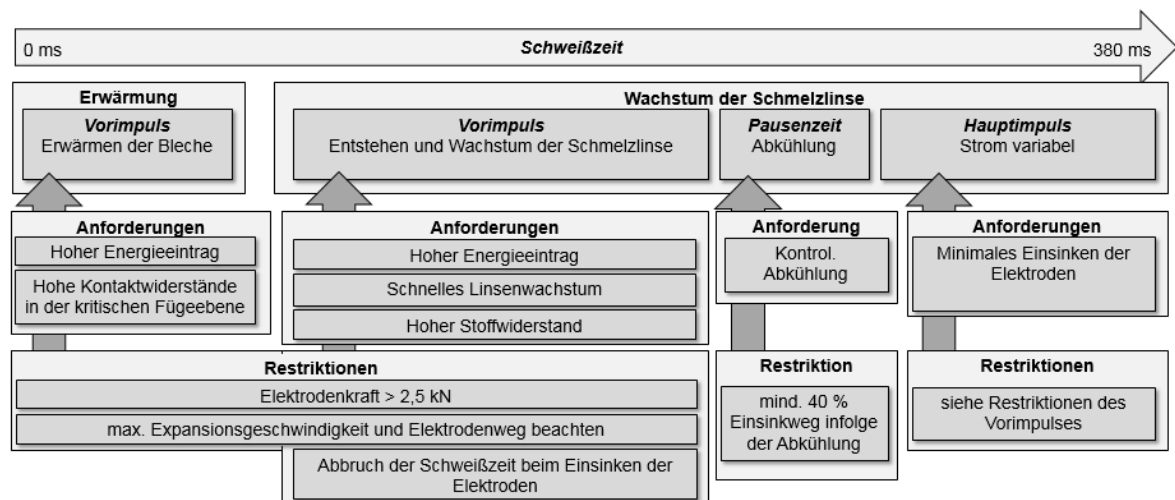


Abbildung 5-91: Theoretisches Konzept zur Optimierung der Schweißparameter [Woh20]

Figure 5-91: Theoretical concept for optimizing the welding parameters [Woh20]

Die Anforderung an den Vorimpuls ist es, ein maximales Linsenwachstum in horizontaler Richtung zu ermöglichen und somit den Schweißbereich im Hauptimpuls zu vergrößern. Bis zur Ausbildung der Schweißlinse, d. h. dem ersten Plateau im Wegsignal, muss ein hoher Kontaktwiderstand in der kritischen Fügezone erzeugt werden. Aus diesem Grund wird die Elektrodenkraft auf den Minimalwert von 2,5 kN eingestellt. Zur Wahl des Schweißstromes darf der ermittelte Grenzwert der maximalen Expansionsgeschwindigkeit nicht überschritten werden. Infolge des Entstehens der Schmelzlinse muss ebenfalls ein hoher Energieeintrag gewährleistet werden, sodass ein schnelles vertikales Linsenwachstum erreicht wird. Diese Anforderung kann durch die Anpassung des Schweißstromes und/oder der Elektrodenkraft geschehen. Als Regelparameter dienen die maximale Expansionsgeschwindigkeit sowie das Wegmaximum, vgl. Abschnitt 3.3. Der Vorimpuls wird abgebrochen, wenn die Elektroden zu tief in den Werkstoff einsinken. Um eine große Spannweite des Schweißstromes im Hauptimpuls zu gewährleisten, muss die maximal erreichte Wegexpansion um mindestens 40 % in der Pausenzeit reduziert werden. Der Hauptimpuls wird analog zum Vorimpuls ausgelegt. Der eingestellte Schweißstrom besitzt zunächst denselben Wert wie der optimierte Vorimpuls, wobei dieser bei der Schweißbereichsermittlung variiert wird.

### Praktische Umsetzung

Für die Umsetzung der analytischen Parametrisierung wurden die zuvor aufgestellten Restriktionen beachtet und über das Wegsignal eingestellt. Nach einigen Schweißversuchen wurde der optimierte Parametersatz mittels eines selbst entwickelten Algorithmus abgeleitet. Die Abbildung 5-92 stellt die Schweißbereiche und Parameter des Ausgangszustandes und des optimierten Schweißparametersatzes gegenüber.

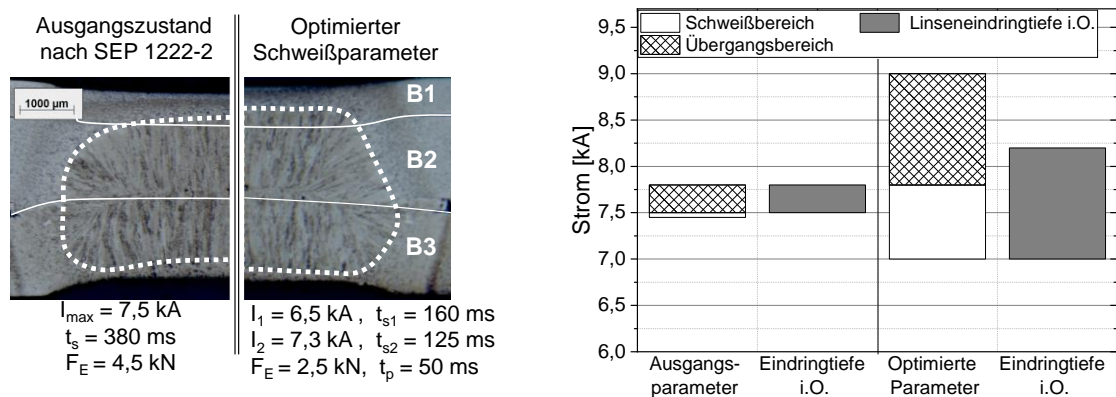


Abbildung 5-92: Vergleich zwischen dem Ausgangszustand und dem optimierten Schweißparametersatz, links: Linsenausbildung, rechts: Schweißbereich [Woh20]

Figure 5-92: Comparison between the initial state and the optimized welding parameter set, left: Lens formation, right: welding area [Woh20]

Es wird deutlich, dass sich der erzielte Schweißbereich gegenüber dem Ausgangszustand um 0,8 kA vergrößert hat. Ebenfalls konnte die Linseneindringtiefe in das dünne Außenblech auf 45 % der Blechdicke ( $LE_{H1}$ ) gesteigert werden. Durch den optimierten Parametersatz wurde der Elektrodeneindruck in den Werkstoff signifikant verringert. In Bezug auf den Ausgangszustand weist der Parametersatz eine kurze Schweißzeit auf, dass die Wirtschaftlichkeit des Schweißprozesses begünstigt. Zur Verdeutlichung der zeitlichen Linsenentwicklung wurden gemäß Abschnitt 5.4.3 Abbruchversuche während der Schweißzeit durchgeführt.

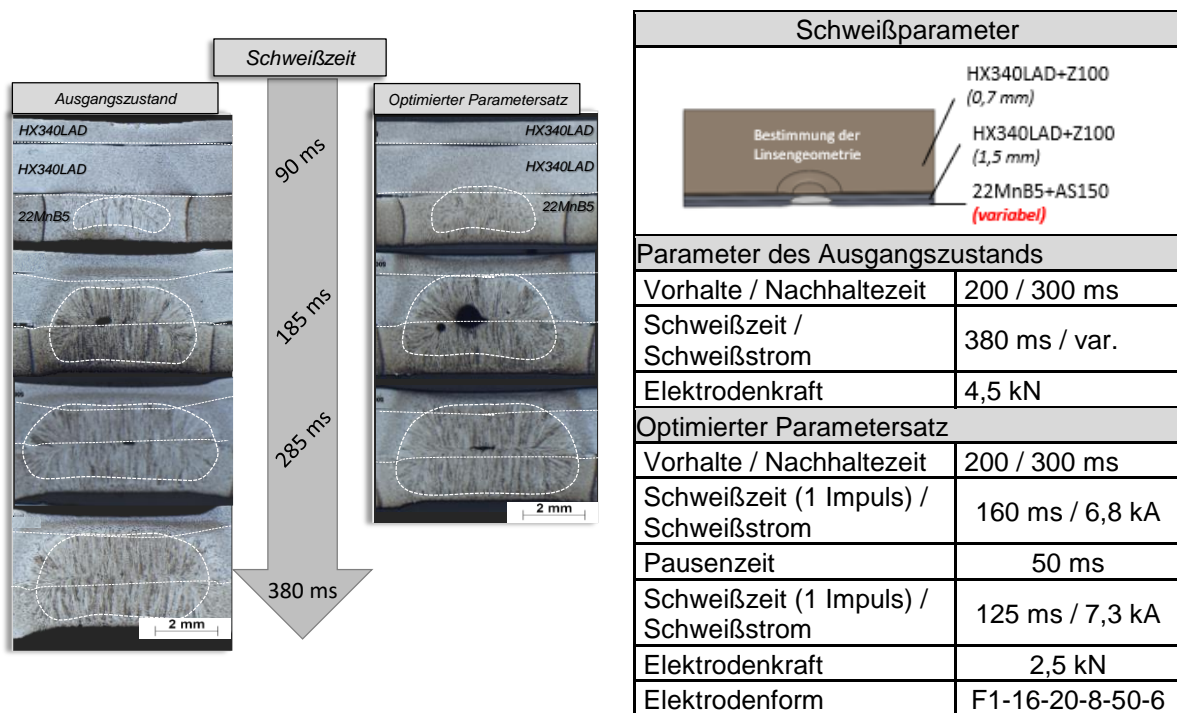


Abbildung 5-93: Materialdickenkombination 1 – Einfluss des Parametersatzes auf das Linsenwachstum, in Anlehnung an [Ull19]

Figure 5-93: Material thickness combination 1 - Influence of the welding parameters on nugget growth, in acc. to [Ull19]

Es zeigte sich beim optimierten Schweißparameter, dass sowohl eine frühere Linseninitialisierung als auch ein schnelleres vertikales Linsenwachstum stattfindet. Somit könnten schon nach 285 ms Schweißzeit eine anforderungsgerechte Linseneindringtiefe und -breite erreicht werden.

### Störgrößen während des Widerstandspunktschweißens

Zusätzlich wurden Störgrößen, wie ein Spalt in der Fugeebene zum dünnen Außenblech, ein Elektrodenversatz und eine Blechschiefstelle untersucht. Mithilfe der Datenanalyse wurden die Störgrößen erfasst. Hierbei zeigte sich, dass eine Detektion von Störgrößen mithilfe von Messsignalen möglich ist. Exemplarisch zeigt Abbildung 5-94 mögliche Störeinflüsse, die während des Schweißens durch die Elektrodenbewegung und der Leistung detektiert werden.

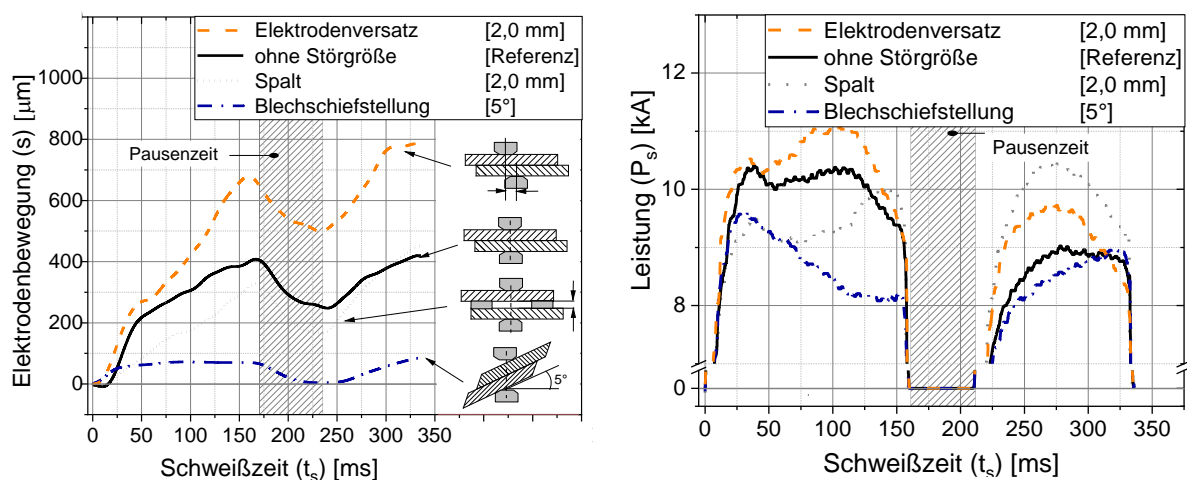


Abbildung 5-94: Gegenüberstellung des Einflusses von Störgrößen auf die Prozesssignale rechts) Elektrodenbewegung, links) Leistung bei  $I_1 = 6.8 \text{ kA}$  und  $I_2 = 7.3 \text{ kA}$ ,  $F_E = 2.5 \text{ kN}$  und  $t_{s1} = 160 \text{ ms}$ ,  $t_p = 50 \text{ ms}$  und  $t_{s2} = 125 \text{ ms}$  [Woh20]

Figure 5-94: Comparison of the influence of disturbance variables on the process signals right) electrode movement, left) power at  $I_1 = 6.8 \text{ kA}$  and  $I_2 = 7.3 \text{ kA}$ ,  $F_E = 2.5 \text{ kN}$  and  $t_{s1} = 160 \text{ ms}$ ,  $t_p = 50 \text{ ms}$  and  $t_{s2} = 125 \text{ ms}$  [Woh20]

Es wird erkennbar, dass sowohl mit der Elektrodenbewegung als auch mit der Leistung die Störeinflüsse detektiert werden können. Zukünftig dienen die Erkenntnisse aus der Datenanalyse zur automatischen Beurteilung und Führung des Widerstandsprozesses. Um exemplarisch die Störgröße des Spaltes und dessen Kompensation zu analysieren wurde eine statische Versuchsplanung durchgeführt.

# Experimentelle Ergebnisse / Experimental Results

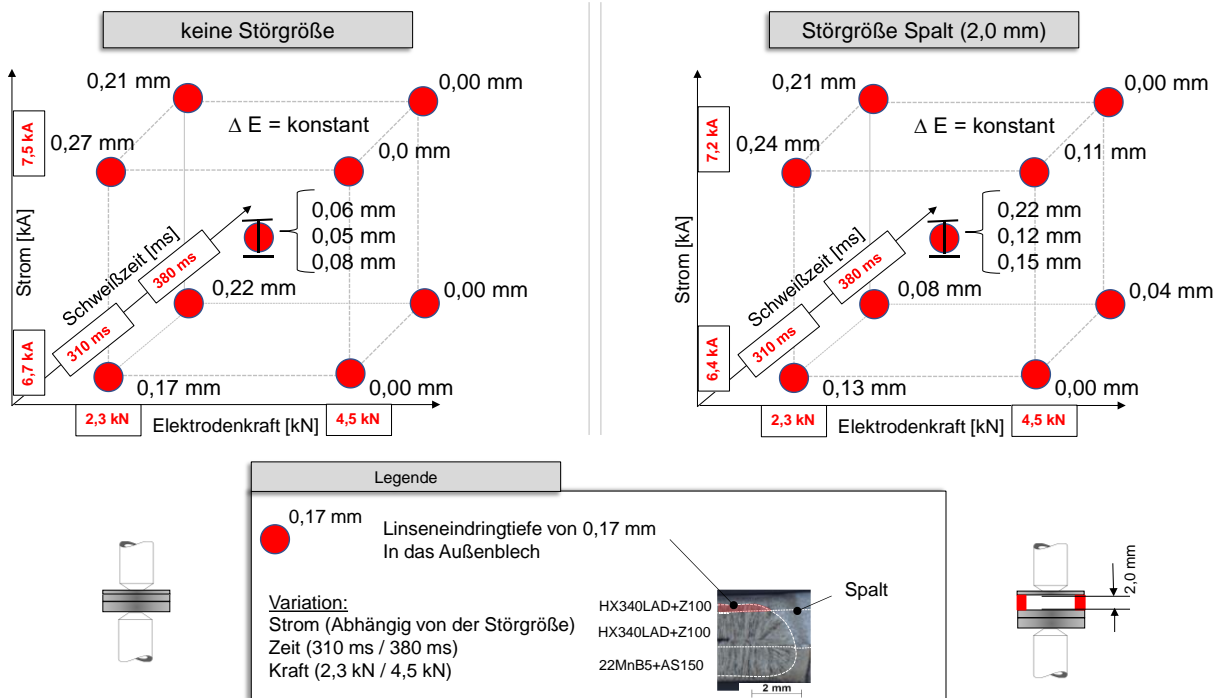


Abbildung 5-95: Gegenüberstellung des Einflusses von Störgrößen und Schweißparametern auf die Linseneindringtiefe, in Anlehnung an [UII19]

Figure 5-95: Comparison of the influence of disturbance variables and welding parameters on the nugget penetration depth, acc. to [UII19]

Es zeigt sich, dass mit einer Einbringung eines Spaltes, d. h. mit vier Stützen á 2,0 mm und einem Abstand zueinander von 35 mm, eine Anbindung des dünnen Außenbleches erzielt werden konnte. Wird die DoE des Ausgangszustands mit der Störgröße des Spaltes verglichen, so besaß die Elektrodenkraft den signifikantesten Einfluss auf die Anbindung der Außenhaut ( $\alpha = 0,90$ ). Zur Veranschaulichung eines Spaltes wurden aus den durchgeführten Versuchen der statistischen Versuchsplanung die Durchschnittswerte der jeweiligen 11 Versuche gebildet und die metallografischen Abmessungen in der nachfolgenden Tabelle gegenübergestellt.

Tabelle 5-5: Einfluss einer Störgröße auf die durchschnittlichen Werte der statischen Versuchsplanung, in Anlehnung an [UII19]

Table 5-5: Influence of a disturbance variable on the average values of the design of experiments, in Anlehnung an [UII19]

	Ausgangszustand	2,0 mm Spalt
Ø Linseneindringtiefe HX340	0,19 mm	0,14 mm
prozentuale Abweichung vom Ausgangszustand	0 %	-26,12 %
Ø Linsenbreite HX340	3,43 mm	4,13 mm
prozentuale Abweichung vom Ausgangszustand	0 %	20,42 %
Ø Linsenfläche	12,86 mm <sup>2</sup>	14,82 mm <sup>2</sup>
prozentuale Abweichung vom Ausgangszustand	0 %	15,25 %

Es wird deutlich, dass durch das Einbringen eines Spaltes (HX340/HX340) im Durchschnitt eine Vergrößerung der Linsenbreite und -fläche entstanden ist. Konträr verhielt sich die Linseneindringtiefe in das dünne Außenblech. Wenn ein Spalt vorliegt,

verringerte sich die Eindringtiefe in das Außenblech um durchschnittlich 26,12 %. Im Falle der Dreiblechverbindung ist dieses als kritisch zu bewerten, da eine zu geringe Anbindung des Außenbleches, d. h. geringer als 0,14 mm, als nicht anforderungsgerecht zu klassifizieren ist.

Werden in Abbildung 5-95 die Linseneindringtiefen bei einer Elektrodenkraft von 4,5 kN betrachtet, so kam es nur bei einem Spalt zu einer Anbindung des Außenbleches. Zur Begründung dieses Zusammenhangs wurden Kontaktflächenmessungen gemäß dem Abschnitt 5.4.3 durchgeführt. Die Abbildung 5-96 zeigt, den Einfluss der Störgröße und der gewählten Elektrodenkraft auf die Kontaktflächen in den verschiedenen Ebenen der Fügeverbindung.

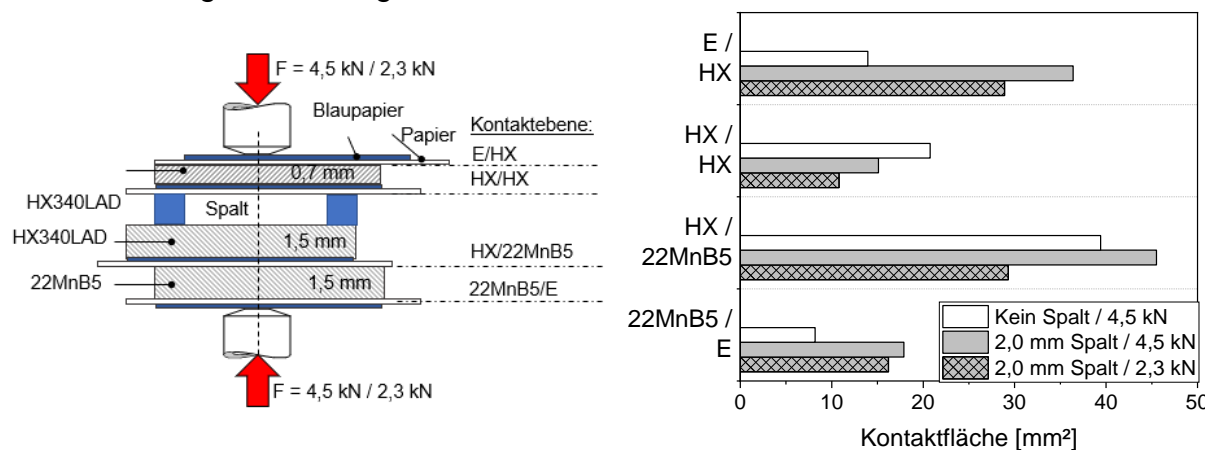


Abbildung 5-96: Materialdickenkombination 1 – Einfluss eines Spaltes auf die Kontaktflächen vor dem Schweißen, in Anlehnung an [Ull19]

Figure 5-96: Material thickness combination 1 - Influence of a gap on the contact areas before welding, acc. to [Ull19]

Nur die Anbindung des Außenbleches wurde bei einem Spalt und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN erreicht. Durch die Konstruktion des Spaltes legte sich das dünne Außenblech um die Elektrode, wodurch sich in dieser Ebene die Kontaktfläche erhöht. In der HX/HX-Ebene wurde aufgrund der Verformung des Bleches eine reduzierte Kontaktfläche abgebildet. Durch die verringerte Kontaktfläche wurde in dieser Ebene eine höhere Stromdichte erzielt, die mit einem erhöhten Energieeintrag einhergeht. Ebenfalls konnte die verringerte Linseneindringtiefe beim Spalt mithilfe der Kontaktflächenmessung vermutet werden. Aufgrund der erhöhten Kontaktfläche zwischen Elektrode und dem HX340 wurde mehr freigesetzte Energie über die Elektroden abgeführt, wodurch eine geringere Linseneindringtiefe aber eine größere Linsenbreite entstanden war. Um eine höhere Linseneindringtiefe in das dünne Außenblech zu erzielen, ist sowohl im Ausgangszustand als auch durch die Störgröße des Spaltes eine Reduzierung der Elektrodenkraft von Nöten. Mithilfe der statistischen Versuchsplanung wurde in dem untersuchten Parameterfenster die Elektrodenkraft als signifikantester Schweißparameter zur Vergrößerung der Linseneindringtiefe identifiziert.

### *Zusammenfassung*

Mithilfe der Prozessdatenanalyse wurden Kennwerte identifiziert, die eine systematische und effiziente Optimierung der Schweißparameter ermöglichen. Es zeigte sich, dass sich die Elektrodenbewegung als Führungsgrößen für die Parametrierung des Schweißprozesses eignet. Anhand einer kritischen Dreiblechverbindung aus dem Automobilbau wurde das systematische Vorgehen zur Verbesserung des Schweißprozesses aufgezeigt. Der Ausgangszustand wurde anhand der Schweißparameter nach SEP 1220-2 aufgenommen, wobei die geforderten Qualitätskriterien nicht erreicht wurden. Durch die Anwendung eines Optimierungsalgorithmus konnten die endgültigen Schweißparameter bereits nach wenigen Schweißungen ermittelt werden. Es wurde gezeigt, dass mittels des optimierten Parametersatzes die geforderten Qualitätskriterien erreicht werden konnten. Im nächsten Schritt soll geklärt werden, ob die dargestellte Methodik zur adaptiven Parametrisierung und Regelung des Widerstandspunktschweißprozesses eingesetzt werden kann. Hierbei sollen die Schweißparameter adaptiv in Bezug auf vorliegende Störgrößen angepasst werden. Mithilfe der statistischen Versuchsplanung wurde in dem untersuchten Parameterfenster die Elektrodenkraft als signifikantester Schweißparameter zur Vergrößerung der Linseneindringtiefe identifiziert. Somit konnte gezeigt werden, dass eine Reduzierung der Elektrodenkraft zur Kompensation eines Spaltes verwendet werden konnte. Es muss jedoch beachtet werden, dass die Wahrscheinlichkeit von Schweißspritzern steigt, wenn die Elektrodenkraft einen kritischen Wert unterschreitet. Somit kann ein Spalt nur bis zu einem bestimmten Maß mithilfe der Elektrodenkraft kompensiert werden.

### **5.6.3 Fügen der ausgedünnten und entfestigten Proben der FS1 / Joining the thinned and softened specimens**

In diesem Abschnitt erfolgen die fügetechnischen Untersuchungen der Proben, die von der Forschungsstelle 1 (FS1) hergestellt wurden. Wie in Abschnitt 5.2 beschrieben, kam es bei der Herstellung von geprägten Proben zu Herausforderungen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird nachfolgend detailliert auf Proben des letzten Iterationsschrittes der FS1 eingegangen. Es lag nur eine begrenzte Anzahl von Proben vor, sodass nur stichprobenartige Fügeversuche bei einer Ausdünnung von 0,5 mm durchgeführt werden konnten. Die Schlussfolgerungen aus den Analogieversuchen wurden auf die geprägten Proben angewendet. Zunächst wird auf das Anforderungsprofil für die Herstellung von geprägten Proben eingegangen.

#### *Iterationsstufen der geprägten Proben und das fügetechnische Anforderungsprofil*

In der nachfolgenden Abbildung werden die Iterationsschritte zur Herstellung der ausgedünnten Proben der Forschungsstelle 1 charakterisiert.



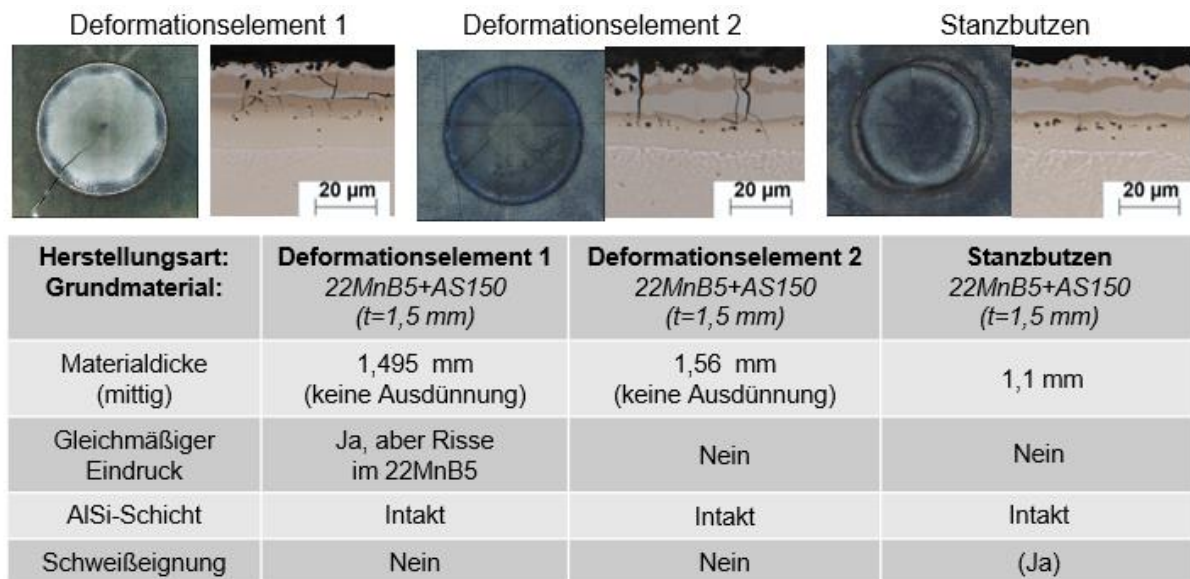


Abbildung 5-97: Probenausdünnungen und dessen Einfluss auf die Schweißignung / mechanische Fügbarkeit

Figure 5-97: Specimen thinning and its influence on weldability / mechanical joining

Es wird deutlich, dass durch die Anwendung eines Deformationselementes keine lokale Ausdünnung erzeugt wurde. Infolgedessen wurden diese Proben für weitere Fügeversuche nicht verwendet. Ebenfalls mussten die Proben eine gleichmäßige Prägung aufweisen, sodass reproduzierbare Fügeversuche ermöglicht werden. Diese Restriktion wurde bei keiner der bereitgestellten Proben erfüllt. Für die Schweißignung ist es entscheidend, dass die AlSi-Schicht nach dem Umformen vorhanden ist. Für die drei geprägten Proben wurde eine intakte AlSi-Beschichtung festgestellt. Am Ende der Bearbeitungszeit des Forschungsprojektes wurden durch die Forschungsstelle ausgedünnte Proben bereitgestellt, die eine reproduzierbare Ausdünnung aufwiesen. Die Abbildung 5-98 zeigt die Reproduzierbarkeit der Blechdicke, die in der Mitte der Ausdünnung ermittelt wurde.

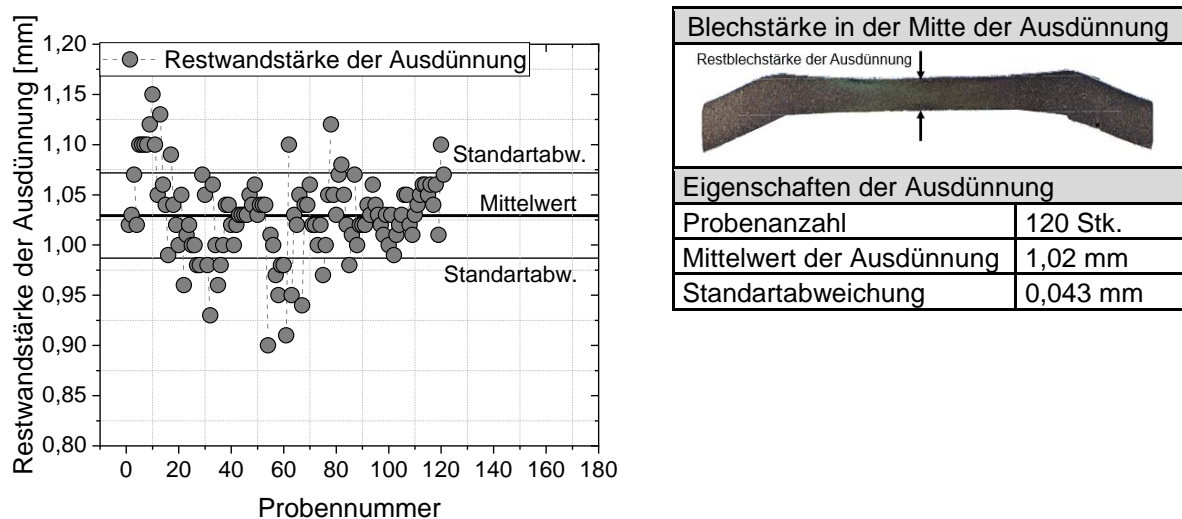


Abbildung 5-98: Reproduzierbarkeit der Ausdünnung der FS1 (letzter Iterationsschritt)

Figure 5-98: Reproducibility of the thinning of FS1 (last iteration step)

Es zeigt sich, dass die Proben im Mittelwert eine Restblechdicke von  $1,02 \pm 0,043$  mm aufwiesen. Proben die außerhalb der Standardabweichung lagen, wurden für die Fügeversuche nicht verwendet. Nachfolgend wurden die Proben auf dessen Geometrie und Beschichtung untersucht. Die Abbildung 5-99 stellt exemplarisch eine ausgedünnte Probe des letzten Iterationsschrittes dar.

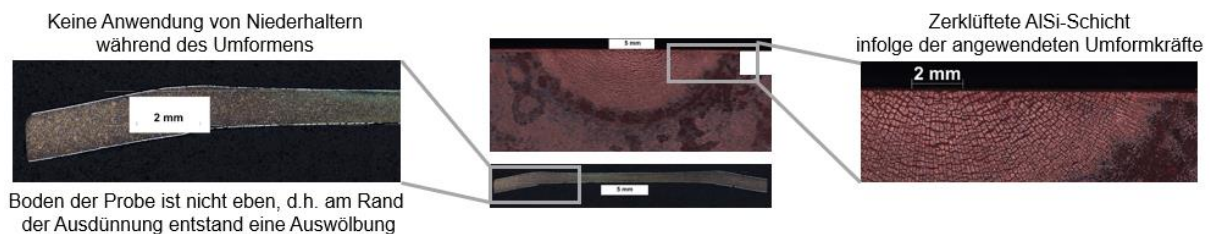


Abbildung 5-99: letzter Iterationsschritt zur Herstellung von ausgedünnten Proben und die Bewertung der Fügbarkeit

Figure 5-99: Specimen thinning and the influence on weldability / mechanical joining

Da kein Niederhalter verwendet wurde, kam es zu einer konvexen Probengeometrie, die verformte Ränder aufwies. Es spiegelte sich ebenfalls auf der Probenunterseite wider, wodurch eine Auswölbung an den Rändern des Stempelts entstanden. Diese Erscheinung beeinflusste die Fügbarkeit der Materialdickenkombinationen. Für das Widerstandspunktschweißen entstand in der Fügeebene des ausgedünnten Bleches ein Nebenschluss bzw. Spalt, wodurch das Linsenwachstum reduziert wird. Wird die AlSi-Beschichtung betrachtet, so wird deutlich, dass diese im Bereich der Umformung zerklüftet ist. Die Schweißseignung wird durch das Auftreten von Rissen in der Beschichtung negativ beeinflusst. Beim Halbhohlstanzen wirkt sich ebenfalls diese Anomalie der Ausdünnung auf die Fügbarkeit aus. Insbesondere das Halbhohlstanzen und der Anwendung von alternativ Nietsystemen wird eine lokal reduzierte Härte benötigt. Zur Charakterisierung der ausgedünnten Probe stellt die Abbildung 5-100 ein Härte-Mapping dar.

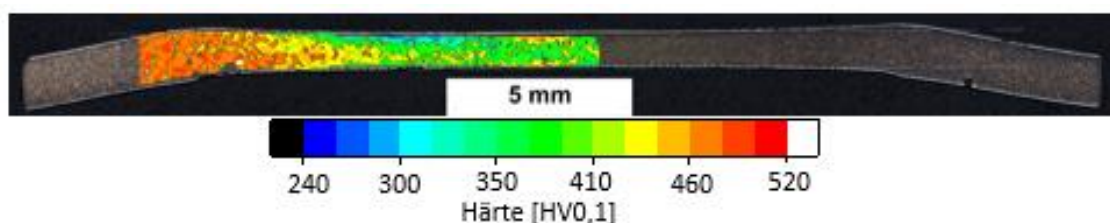


Abbildung 5-100: Härte-Mapping der letzten Iterationsstufe der ausgedünnten Probe

Figure 5-100: Hardness mapping of the last iteration stage of the local thinning

Im Bereich der Prägung wurde eine Reduzierung der Härte festgestellt. Es zeigte sich eine homogene Härteverteilung innerhalb des Eindruckes. Infolge der Analogieversuche wurde angenommen, dass alle untersuchten Nietsysteme ihre Anwendung finden können.

#### *Widerstandspunktschweißen von geprägten Proben*

Aufgrund von einer limitierten Anzahl von ausgedünnten Proben konnten nur stichprobenartige Schweißversuche für beide Materialdickenkombinationen durchgeführt werden. Vor den Fügeversuchen wurden die Proben durch das Strahlen von Glasperlen gereinigt. Dieses war von Nöten, da die Oberflächen Proben für die

Umformversuche mit 3M® Bornitrid EP und Con Traer G300 behandelt wurden. Die nachfolgende Abbildung stellt den Ausgangszustand und die geprägten Proben bei gleichen Schweißparametern gegenüber.

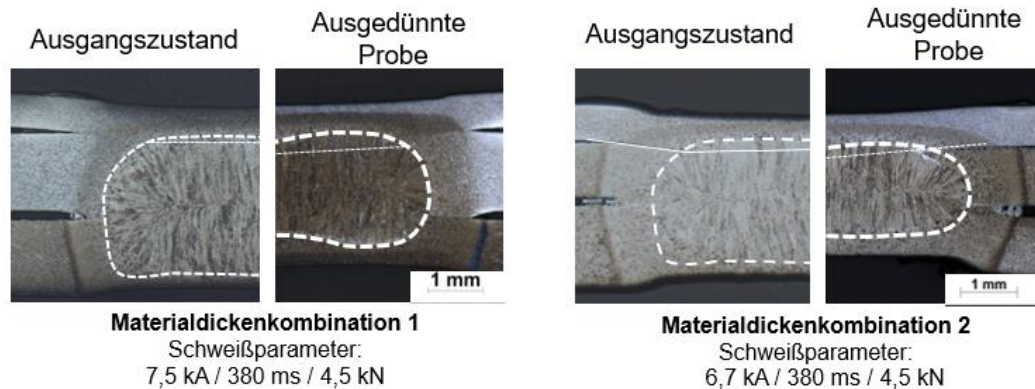


Abbildung 5-101: Gegenüberstellung des Querschliffes der geschweißten Materialdickenkombinationen

Figure 5-101: Comparison of the cross section of welded material thickness combinations

Bei der Materialdickenkombination 1 zeigte sich, dass für die geprägten Proben eine Vergrößerung der Linseneindringtiefe stattgefunden hat. Für diese Probe wurde die Auswölbung am Rand der Prägung durch eine lokale Folie isoliert. Ohne diese lokale Isolierung konnten keine anforderungsgerechten Linseneindringtiefen erreicht werden, da ein Nebenschluss im Radius von 10 mm entstanden ist. Für die Materialkombination 2 wurde keine Isolierung des Nebenschlusses durchgeführt. Infolgedessen wurde gegenüber dem Ausgangszustand eine reduzierte Linseneindringtiefe der ausgedünnten Probe festgestellt. Für weitere eingestellte Schweißstromwerte wurden für beide Materialdickenkombinationen instabile Prozesse festgestellt. Es wird vermutet, dass die zerklüftete AISi-Beschichtung die Stromdichte lokal zentriert, wodurch es zu einem Instabilen Prozess kommen kann. Das Strahlen der Oberfläche mittels Glasperlen verbesserte die Stabilität des Prozesses. In weiteren Untersuchungen müsste die AISi-Beschichtung entfernt werden, um den Einfluss der zerklüfteten Beschichtung auf den Schweißprozess zu klassifizieren.

#### *Halbhohlstanznieten von geprägten Proben*

Die Abbildung 5-102 stellt die Verwendung von verschiedenen Nietsystemen und Matrizen für die geprägten Proben dar.

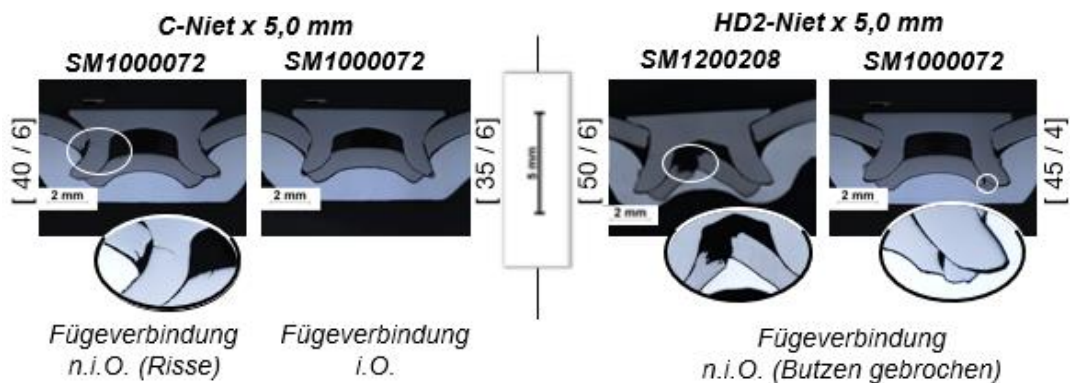


Abbildung 5-102: Gegenüberstellung des Querschliffes der mechanisch gefügten Materialkombination 3, Angabe der [Setz-/Niederhalterkraft] in kN

Figure 5-102: Comparison of the cross section of the mechanically joined material combinations 3, and [setting force / hold down force] in kN

Es wird erkennbar, dass es beim Halbhohlstanznieten zu Brüchen des Stanzbutzens kam. Einzig die Kombination aus einer Flachmatrize, dem C-Niet und einer geringer Setzkraft ermöglichten es, dass eine anforderungsgerechte Nietverbindung erzielt werden konnte. Es wird vermutet, dass durch die Erzeugung der Prägung und dem Anwenden von Umformkräften mit bis zu 1200 kN hohe Eigenspannungen ins Material induziert wurden. Infolgedessen kam es zu Brüchen des Stanzbutzens.

## 6 Zusammenfassung / Summary

Das Forschungsziel bestand darin, die Fügbarkeit von formgehärteten Bauteilen aus 22MnB5 durch die gezielte Einbringung von lokalen Ausdünnungen und der Bildung von deformationsinduziertem Ferrit (DIF) zu erweitern. Hierfür wurde zu Beginn des Projekts, zur Ermittlung des Prozessfensters für die Bildung von DIF, der Einfluss der Umformtemperatur, des Umformgrads und der Abkühlgeschwindigkeit auf die Mikrostruktur von 22MnB5 an einem Umformdilatometer untersucht. Im Anschluss an diese Versuche wurden metallographische Analysen sowie Mikrohärtmessungen durchgeführt. Die Ergebnisse der Dilatometerversuche haben gezeigt, dass der Umformgrad die DIF-Bildung von 22MnB5 positiv beeinflusst. Mit steigendem Umformgrad konnte ein höherer DIF-Anteil ermittelt werden. Jedoch ist hier zu erwähnen, dass die ermittelten Ergebnisse am Umformdilatometer durch eine reine isotherme Umformung entstanden, welche in industriellen Anwendungen mit herkömmlichen Pressen nicht realisierbar sind. Die Versuche haben ebenfalls gezeigt, dass die Entstehung von DIF zwischen einer Umformtemperatur von 600 °C und 750 °C stattfindet. Weiterhin muss die Abkühlgeschwindigkeit zwischen 30 °C/s und 50 °C/s liegen. Dadurch werden Bereiche im Bauteil, welche keine Umformung erfahren maximal gehärtet, während die umgeformten (geprägten) Bereiche eine Härtereduzierung aufweisen.

Aufbauend auf den Ergebnissen der Dilatometerversuche wurden Ausdünnungsversuche an der hydraulischen Presse der Firma Dunkes durchgeführt, um mit Hilfe einer Deformationsplatte die gewünschten Ausdünnungen mit der Bildung von DIF in das Material aus 22MnB5 einzubringen. Bei der Durchführung der Versuche wurde festgestellt, dass der limitierende Faktor zur Erzeugung von DIF die lange Kontaktzeit, während der Bauteilabkühlung im Formhärteprozess ist. Aufgrund des Kontakts zwischen Werkzeug und Platine wird während Umformbeginn eine Umformtemperatur erreicht, welche für die Bildung von DIF unzureichend ist, sodass sich ein Gefüge aus Martensit bildet. Zum anderen steigt durch die Bildung des Martensits die Härte der Platinen in einem solchen Maße an, dass die zur Ausdünnung eingebrachten Deformationselemente auf der Platte sich plastisch deformieren. Somit kam es aufgrund der Verformung der Platten sowie der Deformationselemente nicht zu der gewünschten Ausdünnung in den Platinen. Um diesen Herausforderungen entgegenzuwirken wurde ein neuer Versuchsaufbau gewählt. Hierfür wurden Versuche an der Spindelpresse der Fa. Weingarten, die eine schlagartige Stempelbewegung ausführt durchgeführt. Auch die Versuche an der Spindelpresse stellten große Herausforderungen dar. Die eingesetzten Umformwerkzeuge mit Prägegeometrien auf der Oberfläche lieferten anfangs, aufgrund von Werkzeugdeformation, nicht die gewünschten Prägetiefen. Aufgrund dessen wurden die Werkzeugoberflächen kontinuierlich verändert und mit verschiedenen Bombierungen versehen. Bei der ersten Werkzeugintegration ("Bombierung", 48HRC) wurde das Werkzeug nach wenigen Schlägen, wie auch bei den ersten Versuchen, deformiert. Um die ungewünschte plastische Werkzeugdeformation zu unterbinden, musste das Werkzeug gehärtet

werden. Die zweite Werkzeugintegration (keine "Bombierung", 54HRC) führte ebenfalls zu einer plastischen Werkzeugdeformation auf der Oberfläche, welche allerdings geringer ausfiel. Abgesehen von der Werkzeugdeformation konnte in dieser Iterationsstufe keine gewünschte Ausdünnung in die Proben eingebracht werden. Es stellte sich heraus, dass das Werkzeug zur Einbringung der Ausdünnung eine Bombierung der Werkzeugoberflächen benötigt. Die dritte Werkzeugintegration ("Bombierung", 54HRC) verformte sich ebenfalls nach einigen Arbeitshüben. Mit Hilfe der Spindelpresse konnten zwar im Anschluss die gewünschten Prägegeometrien realisiert werden, jedoch kam es nach einigen Arbeitshüben erneut zu unerwünschtem Werkzeugversagen der gehärteten Deformationswerkzeuge. Im letzten Schritt wurden Hartmetallwerkzeuge eingesetzt. Die Hartmetalleinsätze wurden dabei auf die zuvor eingesetzten und gehärteten Umformwerkzeuge eingepresst. Mit Hilfe der Hartmetallwerkzeuge konnte die erforderliche Prägegeometrie erzeugt werden.

Für die Einbringung von DIF musste eine definierte Abkühlroute gefahren werden. Die in AP1 ermittelten Prozessparameter zur Erzeugung von DIF wurden in die experimentellen Versuche integriert. Hierfür wurden die Prozessparameter wie Abkühlrate, Umformtemperatur kontinuierlich variiert. Die an die Umformung anschließende Abkühlung wurde durch Pressluftdüsen realisiert. Um den Einfluss der Abkühlrate untersuchen zu können wurde der Luftdruck zwischen 5 bar und 6 bar und die Blaszeit zwischen 10 Sekunden und 20 Sekunden variiert. Um die Einbringung von deformationsinduziertem Ferrit in den präparierten Proben nachzuweisen, wurden metallografische Untersuchungen durchgeführt. Die Einbringung einer Ausdünnung mit einhergehender lokaler Entfestigung der eingesetzten Platinen aus 22MnB5 stellte eine große Herausforderung dar. Für die Einbringung der gewünschten Ausdünnungstiefen waren sehr hohe Umformkräfte erforderlich, welche negative Auswirkungen auf die Festigkeiten der eingesetzten Deformationswerkzeuge hatten. Die Erzeugung des deformationsinduzierten Ferrits (DIF) konnte mit dem vorhandenen Versuchsaufbau wissenschaftlich realisiert werden, jedoch ist dies aufgrund der entstandenen Herausforderungen nicht industriell einsetzbar.

**Aus diesen Gründen konnte das Forschungsziel teilweise erreicht werden.**

## **7 Danksagung**

Das IGF-Vorhaben 19797BG der FOSTA – Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. wurde über die AiF im Rahmen des Programmes zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Das Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen und das Institut für Werkstoff- und Fügetechnik möchten ihren Dank an die Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. und die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) für die Finanzierung dieses Forschungsprojekts aussprechen.

An dieser Stelle möchten wir den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für ihr konstruktives und zielgerichtetes Engagement sowie für deren Beitrag zum erfolgreichen Abschluss dieses Projekts danken.



## **8 Zusammenstellung aller Veröffentlichungen / List of publications related to the project**

Bereits veröffentlichte Dokumente:

„Optimierung des Widerstandspunktschweißens auf Basis einer Prozessdatenanalyse“, 14. Magdeburger Maschinenbau-Tage, S. 269-79 (2019)

„Einfluss der Presshärteparameter und der Blechstärke auf die Punktschweißseignung warmumgeformter Stähle“, Tagungsband Erlanger Workshop Warmblechumformung, 75-90 (2019)

„Extension of the Conventional Press Hardening Process by Local Material Influence to Improve Joining Ability“, Procedia Manufacturing 47:1345-1352 (2020)

## Literaturverzeichnis / Bibliography

- [Abb12] Abbasi, M.; Saeed-Akbari, A.; et al.: The effect of strain rate and deformation temperature on the characteristics of isothermally hot compressed boron-alloyed steel. *Materials Science and Engineering A*, 538, S. 356 - 363, 2012
- [Abe09] Abe, Y.; Kato, T.; Mori, K.; Self-piercing riveting of high tensile strength steel and aluminium alloy sheets using conventional rivet and die; *Journal of Materials Processing Technology*; 2009
- [Ade13] Ademaj, A., Weidig, U., Steinhoff, K.: Phenomenological Thermo-Physical Approach on Process Monitoring in Hot Stamping of Coated Boron Steel. 4th International Conference Hot Sheet Metal CHS2 Forming of High-Performance Steel (2013), S. 239–248
- [Als13] Alsmann, M.; Clobes J.; Wicke T.: Leichtbau durch warmumgeformte Karosseriekomponenten - Herausforderungen in der Großserie. Konferenzbeitrag, Schuler Formhärte tag, 08.04.-09.04.2013, Waghäusel, 2013
- [Beh13a] Behrens, B.-A.; Schrödter, J.; et al.: Werkstoffcharakterisierung und Modellbildung, Schuler-Formhärte tag, 08./09.04.2013, Waghäusel
- [Beh20] Behrens, B.-A., Jüttner, S., Brunotte, K., Özkaya, F., Wohner, M. u. Stockburger, E.: Extension of the Conventional Press Hardening Process by Local Material Influence to Improve Joining Ability. *Procedia Manufacturing* 47 (2020), S. 1345–1352
- [Ber13] Georg Bergweiler: „Lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften von hochfesten Stählen“, Dissertation, Aachen, 2013
- [Bro07] Brosius, A.; Tekaya, A. E.; Geiger, Manfred; Merklein, Marion (Hrsg.); 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung: Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung; DFG ortsverteilte Forschergruppe 552; Erlangen, 22. November 2007, Bamberg. Meisenbach, 2007
- [Boš89] Bošnjaković, F. u. Knoche, K. F.: Technische Thermodynamik. Teil I. Heidelberg: Steinkopff 1989

- [Din09] DIN EN 573-3. Aluminium und Aluminiumlegierungen - Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug - Teil 3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen
- [Din16] DIN EN ISO 18278-2:2016-09. Widerstandsschweißen\_-Schweißbeignung\_- Teil\_2: Verfahren zum Bewerten der Eignung für das Widerstandspunktschweißen
- [Don05] Dong, H., Sun, X.: Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 9, S. 269 – 276, 2005
- [Don09] Dong, Han; Sun, Xinjun; Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels, in: Current Opinion in Solid State and Materials Science, 9, 2009
- [Dri12] Drillet, P.; Grigorieva, R.; et al.: Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings. Metallurgia Italiana, 2012
- [Drö10] Dröder, K.; Goede, M.: Leichtbaustrategien für zukünftige Fahrzeuggenerationen, Automobil Industrie, Ausgabe 203/2010
- [Dvs78] DVS-Merkblatt 2916:1978-07. Prüfen von Punktschweißungen
- [Dvs14] DVS Merkblatt DVS 2929-1. Messung des Übergangswiderstandes - Grundlagen, Messmethoden und -einrichtungen
- [Eck19] Eckert, C.: Untersuchung des Effektes einer lokalen Blechausdünnung auf die Schweißbeignung von asymmetrischen Mehrblechverbindungen. 2019
- [Fri13] Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik, Springer Verlag, Wiesbaden, 2013
- [Gal13] Galdos, L.; Sanz de Argandona, E.; Ortubay, R.: Towards the Generation of Tailored Tempered Components: Concept Definition and Process Parameters Optimization, IDDRG Conference 2013, S. 425-430, Zurich, Schweiz, 2013
- [Ged87] GEDEON, S. A., et al.: Measurement of dynamic electrical and mechanical properties of resistance spot welds. Welding Journal, 66 (1987) 12, S. 378-385
- [Hei06] Hein, P.; Kefferstein, R.; Dahan, Y.: Presshärten von USIBOR 1500 P: Simulationsbasierte Bauteil- und Prozessanalyse. Tagungsband, Internationale Konferenz, Neuere Entwicklungen in der Blechumformung. Universität Stuttgart, S. 171-183, 2006

- [Hel13] Helmholz, R.; Sunderkötter, C.; et al.: Unterstützung des Gefügeumwandlungsverhaltens in der Warmumformung unter Berücksichtigung einer Vorverformung. 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Tagungsband, S. 205 - 217, 2013
- [Hip13] Hippchen, Paul; Lipp, Arnulf; Grass, Hannes; Craighero, Philipp; Fleischer, Michael; Merklein, Marion; Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties, in: Journal of Materials Processing Technology, 228, 2013, S. 59–67
- [Jen10] Jenner, F., Walter, M. E., Mohan Iyengar, R. u. Hughes, R.: Evolution of Phases, Microstructure, and Surface Roughness during Heat Treatment of Aluminized Low Carbon Steel. Metallurgical and Materials Transactions A 41 (2010) 6, S. 1554–1563
- [Kar10] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. Journal of Materials Processing Technology, 210, S. 2103 – 2118, 2010
- [Kil94] Killian, M. L.; Orr, M. D.: Inter-electrode displacement monitoring and control (US 5558785), 1994
- [Kot15] Kotschote C.; Freudenberg P.; et al.: Einsatz von Verbindung höchstfester Stählen im Multi-Material-Mix der Audi ultra – Leichtbaukarosserie. 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Tagungsband, Meisenbach-Verlag, S. 133 – 150, 2015
- [Kuh12] Kuhn, D.: Karosserien entstehen zukünftig in Mischbauweise. MM Maschinenmarkt, <http://www.maschinenmarkt.vogel.de/themenkanale/konstruktion/werkstoffe/articles/386644/>
- [Lia17] Liang, W., Tao, W., Zhu, B. u. Zhang, Y.: Influence of heating parameters on properties of the Al-Si coating applied to hot stamping. Science China Technological Sciences 60 (2017) 7, S. 1088–1102
- [Min12] Min, J.; Lin, J.; et al.: On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels. Materials Science and Engineering: A, 550, S. 375 – 387, 2012
- [Nad07] Naderi, M.; Saeed-Akbar, A.; et al.: The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. Materials Science and Engineering A, 487, S. 445 – 455, 2007
- [Neu16] Neubauer M., Schriftverkehr, Audi, 2016
- [Nie05] Niemeyer, M.; Höfemann, M.: Entwicklungstrends bei höchstfesten und ultrahochfesten Stählen. Umformtechnik – Zukunftstechnologie mit

- Tradition. Vortrag auf dem 18. Umformtechnischen Kolloquium Hannover. 2005
- [Oll10] Olle, Philipp; Numerische und experimentelle Untersuchungen zum Presshärten, Garbsen, 2010 Univ.Hannover, Diss., 2010, Garbsen.
- [Sal14] Salzgitter Flachstahl: 22MnB5 - Borlegierter Vergütungsstahl 01/14, 2014.[https://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationsmaterial/produktinformationen/warmgewalzte\\_produkte/deu/22mnb5.pdf](https://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationsmaterial/produktinformationen/warmgewalzte_produkte/deu/22mnb5.pdf)
- [Sei13] Seidenstücker, T.: Die Golf-VII-Karosserie im Detail. Verkehrsunfall und Fahrzeugtechnik, Januar, 2013
- [Sep11] SEP 1220-2:2011-08. Stahl-Eisen-Prüfblatt: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feiblechen aus Stahl - Teil 2: Widerstandspunktschweißen.
- [Sch20] Schmidtke, M.: Einfluss der Presshärteparameter auf die Punktschweißignung von formgehärteten Stählen unterschiedlicher Blechdicken. 2020
- [She19] Sherepenko, O., Schreiber, V., Schischin, I. Wohner, M. u. Jüttner, S.: Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes auf die Widerstandspunktschweißbarkeit formgehärteter Bleche (IGF-Nr. 18.939 B). Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, LS Fügetechnik: Magdeburg
- [Slv10] SLV Duisburg GmbH, Abschlußbericht zum Forschungsvorhaben AIF und SLV Duisburg GmbH, Erarbeitung einer Technologie zum Herstellen von zweischnittigen Punktschweißverbindungen („3-Blech-Schweißung“), Juni 2010
- [Slv12] SLV Duisburg, Schlussbericht GSI und AIF, Möglichkeiten zur Beeinflussung der Linseneindringtiefe sowie der Linsenposition beim Widerstandspunktschweißen asymmetrischer Mehrblechkombinationen mit normal- und höherfesten Stahlblechen, Oktober 2012
- [Som01] Somani, M. C.; Karjalainen, L. P.; et al.: Dimensional changes and microstructural evolution in a B-bearing steel in the simulated forming and quenching process. ISIJ International, 41, S. 361 – 367, 2001
- [Ste] Stein, J.: Volkswagen AG Powerpoint-Präsentation
- [Stö13] Stöhr, T.: Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Erlangen, 2013

- [Sun08] Sun, X.; Dong, H.; et al.: Dynamically transformed ferrite fraction inferred from dilatometry measurements after deformation. *Materials Science and Engineering A*, 487, S. 93 – 98, 2008
- [Trö04] Tröster, T.; Rostek, W.: Innovative Warmumformung. Internationale Konferenz: Neuere Entwicklungen in der Blechumformung, Frankfurt, S. 51-65, 2004
- [Tsc10] Tschätsch, H.; Dietrich, J.: *Praxis der Umformtechnik: Arbeitsverfahren, Maschinen, Werkzeuge*. Springer Verlag, 2010
- [Ull19] Ullrich, M.: Untersuchung der Linsenentwicklung beim Widerstandsschweißen an artfremden Dreiblechverbindungen. Magdeburg 2019
- [Vde93] Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Ed.): *Steel: A Handbook for Materials Research and Engineering. Volume 2: Applications*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1993
- [Vol12a] Volkswagen AG, Offenlegungsschrift DE 10 2012 013 325 A1, 2012
- [Vol12b] Volkswagen AG, Offenlegungsschrift DE 10 2012 020 222 A1, 2012
- [Woh18] Wohner, M., Mitzschke, N. u. Jüttner, S.: Beurteilung von Schweißbereichen auf Basis einer Prozessdatenanalyse beim Widerstandspunktschweißen. *DVS Berichte Band 356 (2018)*, S. 8–17
- [Woh19a] Wohner, M., Schreiber, V., Sherepenko, O., Schmidtke, M. u. Jüttner, S.: Einfluss der Presshärteparameter und der Blechstärke auf die Punktschweißseignung warmumgeformter Stähle. *Erlanger Workshop Warmblechumformung 14. (2019)*, S. 75–90
- [Woh19b] Wohner, M.: Untersuchung des Effektes einer variablen Elektrodenkraft auf die Schweißqualität beim Widerstandspunktschweißen. München: GRIN Verlag 2019
- [Woh19c] Wohner, M., Mitzschke, N., Ullrich, M. u. Jüttner, S.: Optimierung des Widerstandspunktschweißen auf Basis einer Prozessdatenanalyse. Tagungsband - Magdeburg: Otto von Guericke Universität Magdeburg, Fakultät Maschinenbau, Institut für Mobile Systeme - Lehrstuhl Mechatronik. 14. Magdeburger Maschinenbau-Tage 2019 - Magdeburger Ingenieurtag - 24. und 25. September 2019, S. 269–279

- [Woh20] Wohner, M., Ullrich, M. u. Jüttner, S.: Online-Prozessüberwachung – Ein Ansatz zum Parametrieren von komplexen Mehrblechverbindungen beim Widerstandspunktschweißen. DVS-Congress (2020), S. 271–278
- [Zim11] Zimmermann, F.; Spörer, J.; et al.: Partial tempering of press hardened steels by direct flame impingement – the review of an alternative approach for tailored properties. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel – CHS<sup>2</sup>, 5. Internationale Konferenz, Toronto, S. 17 – 24, 2011