

**Widerstandspunktschweißen partiell gehärteter Bauteile aus Al-Si-beschichtetem
Vergütungsstahl**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)**

von M.Sc. Oleksii Sherepenko
geb. am 14.10.1988 in Kyjiw
genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg
Gutachter:
Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner
Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier
Promotionskolloquium am 10.07.2020

“You're unlikely to discover something new without a lot of practice on old stuff, but further, you should get a heck of a lot of fun out of working out funny relations and interesting things.”

Richard P. Feynman

Kurzfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgten Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenschichten an Al-Si-beschichteten Bauteilen auf deren Schweißeignung in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen. Die Variationen der Schicht- und Werkstoffzustände des 22MnB5 bilden den Prozess des partiellen Presshärtens durch den Eingriff in den Ofenprozess nach. Die metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie einer Widerstandspunktschweißverbindung wurden experimentell und simulationstechnisch untersucht, um die Entstehungsmechanismen der Erweichungszone an der Schmelzlinie zu klären. Der Einfluss dieser Imperfektion auf die mechanischen Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindungen wurde an einem partiell gehärteten Bauteil untersucht.

Im Fall von Al-Si-beschichteten Proben konnte keine Korrelation zwischen dem gemessenen Übergangswiderstand und der Größe oder der Lage des Schweißbereiches festgestellt werden. Die Anwendung der Übergangswiderstände zur Abschätzung der Schweißeignung in Anlehnung an geltende Merkblätter (z. B. [1]) für Al-Si beschichtete pressgehärtete Bleche war nicht zielführend. Die Schweißeignung von Al-Si beschichteten partiell gehärteten Bauteilen konnte mit der Schichtentwicklung korreliert werden. Aus den umfangreichen metallographischen Untersuchungen und deren Abgleich mit der Literatur konnte ein Kriterium Σ_{BCE} zur Abschätzung der Schweißeignung, welches der Anteil hochhohmiger Phasen in der Oberflächenschichten berücksichtigt, alternativ zu den Widerstandsmessungen entwickelt werden.

Aus dem Abgleich zwischen rasterelektronenmikroskopischen und lichtmikroskopischen Aufnahmen sowie basierend auf Ergebnissen aus der Literatur wurde eine Vorlage zur Identifikation einzelner Bereiche der Al-Si-Schichten aufgezeigt, die eine Ermittlung des vorgeschlagenen Kriteriums Σ_{BCE} anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen erlaubt. Die Nutzung dieses Kriteriums ohne Notwendigkeit der ressourcenintensiven REM/EDX Untersuchungen ist vor allem für die industrielle Anwendung dieses Kriteriums von Vorteil.

Generell ist die Schweißeignung des Werkstoffes gegeben, wenn die Schichten keine metallischen Al-Si-Bestandteile beinhalten und der Anteil der hochhohmigen Phasen (Σ_{BCE}) nicht den empfohlenen Wert überschreitet.

Da der Anteil an hochhohmigen Phasen in der Schicht mit hohen Ofentemperaturen und langen Ofenhaltezeiten zunimmt, wird aus der Sicht der Schweißeignung pressgehärteter Bauteile empfohlen, die Wärmebehandlung bei möglichst niedrigen Ofentemperaturen und mit möglichst kurzen Ofenhaltezeiten durchzuführen, jedoch unter der Berücksichtigung, dass die Anwesenheit metallischer Al-Si-Schichtbestandteile zu vermeiden ist.

Generell werden pressgehärtete Bauteile in der Praxis mit verlängerten Schweißzeiten gefügt, um die Prozesssicherheit zu erhöhen. Diese Maßnahme führt zur Änderung der Wachstumskinetik einer Schmelzlinie die die Entstehung einer Erweichungszone an der Schmelzlinie (SL-EWZ) zur Folge hat. Laut Literaturrecherche sind die metallurgischen Mechanismen, die zur Entstehung dieser Zone führen, unklar. Ebenfalls unklar ist die Auswirkung, die diese Erweichungszone auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen hat.

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde außer der klassischen erweichten Zone in der WEZ der Schweißverbindungen eine erweichte Zone an der Schmelzlinie (SL-EWZ) durch hochauflösende Härtemappings nachgewiesen.

Die durchgeführten Untersuchungen zeigten eine klare Korrelation zwischen dem Linsenwachstum und der Erweichung an der Schmelzlinie. Bei Verlängerung der Schweißzeiten kam es zur Stagnation des Linsenwachstums im Schweißprozess. Als Folge war eine stärker ausgeprägte Erweichungszone an der Schmelzlinie bei längeren Schweißzeiten nachzuweisen.

Mithilfe eines Phasefeldmodells wurde die Entstehung der Erweichungszone durch die Entkohlung des Werkstoffes an der Schmelzlinie abgebildet. Dies korrelierte auch mit den durchgeführten Kohlenstoffmessungen. Die Entstehung von δ -Fe in dem entkohlten Bereich an der Schmelzlinie wurde simulativ abgebildet, dessen Anwesenheit konnte im Rahmen der durchgeführten lichtmikroskopischen Untersuchungen sowie und EBSD-Messungen jedoch nicht eindeutig bestätigt werden. Weitere Untersuchungen werden benötigt, um eine eindeutige Aussage über die Anwesenheit von δ -Fe an der Schmelzlinie zu bekommen.

Umfangreiche Untersuchungen der Festigkeit von Schweißverbindungen unter verschiedenen Belastungsarten und Richtungen wurden ebenfalls durchgeführt. Zum Nachweis der Auswirkungen des schweißbedingten Wärmeeintrags auf die Eigenschaften des Grundmaterials wurde eine spezielle Zugprobe mit Opferblech entwickelt. Hier zeigte sich ein zunehmender Einfluss des schweißbedingten Wärmeeintrags auf die mechanischen Verbindungseigenschaften mit zunehmender Härte des Grundmaterials.

Bei Belastung der Schweißverbindung auf Kopf- und Scherzug konnte die Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften mit einer stärkeren Ausprägung der Erweichungszone an der Schmelzlinie korreliert werden.

Abstract

Within the scope of this dissertation, investigations of the surface layer influence on weldability of Al-Si-coated components in different heat treatment conditions were carried out. The variations of the layer and material conditions of the 22MnB5 simulate the process of partial hot stamping by intervention in the furnace process. Metallurgical processes at the fusion boundary of a resistance spot weld were investigated experimentally and simulatively to clarify the formation mechanisms of the softening zone at the fusion boundary. The influence of this imperfection on the mechanical properties of the resistance spot welds, made on partially hardened components was investigated.

In the case of Al-Si coated samples no correlation between the measured static contact resistance and the size or position of the welding current range could be determined. Weldability of press-hardened components cannot be assessed by measuring of static contact resistance as recommended by [1] for Al-Si coated press-hardened sheets.

The weldability of Al-Si coated partially hardened components could be correlated with the layer development in the furnace process. Based on the extensive metallographic investigations and their comparison with the literature, a criterion, based upon the fraction of highly resistive intermetallic phases in the layer (Σ_{BCE}) for estimating the weldability was developed as an alternative to the contact resistance measurements.

Based on the comparison between scanning electron and light microscopy images and on results from the literature, a method for the identification of individual areas of the Al-Si layers was presented, which allows the proposed criterion Σ_{BCE} to be determined by light microscope investigations and thus allows for the industrial use of this criterion without the need for resource-intensive SEM/EDX investigations, which is particularly advantageous for the industrial application of this criterion.

In general, the investigated material can be defined as joinable if the layers do not contain metallic Al-Si components and the proportion of high-resistance phases (Σ_{BCE}) does not exceed the recommended value.

Since the proportion of high-resistance phases in the layer with high furnace temperatures and long furnace holding times is increasing, from the point of view of the production of weldable press-hardened components, it can be recommended to carry out the heat treatment at the lowest possible furnace temperatures and with the shortest possible furnace holding times, nonetheless the temperature and holding time must be sufficient for avoiding the presence of metallic Al-Si components in the surface layer.

In practice, press-hardened components are generally joined with longer welding times in order to increase process window (welding current range). This measure leads to a change in the nugget growth kinetics and, as a consequence, to the formation of a softened region at the fusion boundary (SL-EWZ). Literature review has shown that the metallurgical mechanisms leading to the formation of this zone are unclear. Also unclear is the effect of this softening zone on the mechanical properties of welded joints. In addition to the classical softened zone in the HAZ of the welded joints, a softened zone at the fusion boundary (SL-EWZ) was demonstrated by high-resolution hardness mappings within the scope of the conducted investigations.

A clear correlation between nugget growth and softening at the fusion boundary could be shown. When the welding times were extended, the nugget growth stagnated in the welding process, so that a more pronounced SL-EWZ at the fusion line was present for longer welding times.

With the help of a phase field model, the formation of the SL-EWZ by decarburization of the material at the fusion boundary was depicted, this also correlated with the carbon measurements at the fusion boundary. The formation of δ -Fe in the decarburized area at the fusion boundary was obtained from simulation, however its presence could not be clearly confirmed using the light microscopic investigations and EBSD-measurements. The hypothesis about the δ -Fe formation at the fusion boundary and its possible role in the development of the SL-EWZ could not be confirmed or rejected. Further investigations are required to make a clear statement about the presence of δ -Fe at the fusion boundary.

Extensive investigations of welded joints strength under different load types and directions were also carried out. To prove the effects of the heat input caused by welding on the properties of the base material, a special tensile test specimen, allowing for one-sided loading of a weld was developed. These investigations have shown an increasing influence of a welded joint on the mechanical properties of the welded part with increasing hardness of the base material.

When the welded joint was subjected to cross tension and tensile shear tests, a drop in mechanical properties could be observed, which can be correlated with a more severe softening zone at the fusion boundary.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	V
Abstract.....	VII
Inhaltsverzeichnis	X
Abbildungsverzeichnis.....	XIII
Abkürzungsverzeichnis.....	XVIII
1 Einleitung und Motivation	1
2 Stand der Wissenschaft und Technik	2
2.1 Presshärten und seine Derivate.....	2
2.1.1 Presshärten.....	2
2.1.2 Herstellung der Bauteile mit lokal angepassten Werkstoffeigenschaften.....	3
2.1.3 Schichtentwicklung beim Presshärten Al-Si-beschichteter Stähle	5
2.1.4 Elektrische Eigenschaften der Al-Fe-Si-Oberflächenschichten	9
2.2 Widerstandspunktschweißen höchstfester Stähle	11
2.2.1 Verfahrensgrundlagen	11
2.2.2 Experimentelle und simulative Betrachtungen Widerstände	12
2.2.3 Wärmeentwicklung im Schweißprozess und Wärmebilanz	14
2.2.4 Linsenwachstum beim Widerstandspunktschweißen	15
2.2.5 Metallurgische Prozesse beim Widerstandsschweißen	16
2.3 Widerstandspunktschweißseignung pressgehärteter Al-Si beschichteter Stähle.....	20
2.3.1 Schweißseignung Al-Si beschichteter Stähle	20
2.3.2 Strategien zur Erweiterung des Prozessfensters	23
2.4 Mechanisches Verhalten der Widerstandspunktschweißverbindungen aus höchstfesten Stählen	24
2.4.1 Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen	24
2.4.2 Mikrostrukturelle Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf das Bruchverhalten der Widerstandsschweißverbindungen	26
3 Ableitung der Wissenslücken	29
4 Ableitung des Arbeitsprogramms und des Lösungswegs	30
5 Versuchswerkstoffe	31
6 Versuchsprogramm	32
6.1 Einfluss der Beschichtung auf die Schweißseignung	32
6.2 Untersuchung der Entstehungsmechanismen der Erweichung an der Schmelzlinie	33
6.3 Auswirkungen der mikrostrukturellen Unregelmäßigkeiten in der WEZ auf das mechanische Verhalten der Widerstandspunktschweißverbindungen	33
7 Versuchsdurchführung und Versuchseinrichtungen.....	35
7.1 Prüfung der Grundwerkstoffeigenschaften	35
7.2 Presshärten	35
7.3 Metallographische Untersuchungen der Oberflächenschichten	36
7.3.1 Rasterelektronenmikroskopie und elektronendispersive Röntgenspektroskopie	36
7.3.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen.....	37

7.4	Ermittlung der Übergangswiderstände.....	37
7.5	Widerstandspunktschweißen	40
7.5.1	Widerstandspunktschweißanlagen	40
7.5.2	Energieeinbringungskonzepte	41
7.6	Ermittlung der Schweißbereiche	44
7.7	Härtemessungen.....	44
7.8	Messung der chemischen Zusammensetzung an der Schmelzlinie.....	46
7.8.1	Messung der Kohlenstoffverteilung mittels SIMS	46
7.8.2	EDX-Messungen des Aluminiumgehalts.....	46
7.9	Numerische Simulation des Widerstandspunktschweißprozesses	46
7.10	Simulation der metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie	48
7.11	Untersuchungen zur Verbindungsfestigkeit	50
7.11.1	Ermittlung mechanischer Eigenschaften der Fügeverbindungen	50
7.11.2	Beobachtete Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen	53
8	Ergebnisse und Diskussion.....	55
8.1	Einfluss der Oberflächenschichten auf die Schweißseignung.....	55
8.1.1	Änderung der Werkstoffeigenschaften im Ofenprozess	55
8.1.2	Entwicklung der Oberflächenschichten im Presshärteprozess	56
8.1.3	Übergangswiderstände.....	63
8.1.4	Schweißbereiche	64
8.1.5	Korrelation zwischen Übergangswiderständen und Schweißbereichen.....	65
8.1.6	Korrelation zwischen Schichtentwicklung und Schweißseignung	66
8.1.7	Dynamische Widerstandsverläufe	68
8.1.8	Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung	69
8.2	Einfluss der Elektrodenkappe und der Schweißanlage auf die Erweichung an der Schmelzlinie 71	
8.2.1	Einfluss der Elektrodenkappe auf das Linsenwachstum	71
8.2.2	Einfluss der Verbindungsgeometrie auf die Erweichung an der Schmelzlinie	71
8.3	Entstehung der Erweichungszone an der Schmelzlinie.....	72
8.3.1	Linsenwachstum	72
8.3.2	Kohlenstoffverteilung an der Schmelzlinie: Simulation und Experiment	73
8.3.3	Metallographische Untersuchungen und Härtemessungen	76
8.3.4	Einfluss von Aluminium auf die Erweichung an der Schmelzlinie	79
8.4	Einfluss der Wärmeeinflusszone auf mechanisch-technologische Eigenschaften der Schweißverbindungen	80
8.4.1	Wärmeentwicklung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes.....	80
8.4.2	Entwicklung der WEZ	81
8.4.3	Zugproben mit Opferblech	84
8.4.4	Kopfzugversuch	87
8.4.5	Scherzugversuch	88
8.4.6	Dynamischer Scherzugversuch	90

9	Zusammenfassung und Ausblick	92
10	Empfehlungen.....	95
11	Literaturverzeichnis.....	XX
Anhang	XXVIII

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Schematischer Ablauf des direkten Presshärtens nach [19].....	2
Abbildung 2: Abhängigkeit der Härte vom Kohlenstoffgehalt für wasserabgeschreckte Stähle [22, 27]	3
Abbildung 3: Links – eine schematische Darstellung einer partiell gehärteten B-Säule; Mitte – Härteverlauf im hochfesten Bereich (A), Übergangsbereich (B) und weichen Bereich (C) in Anlehnung an [31]; rechts – Gefügebilder und Festigkeitswerte aus eigenen Untersuchungen (8.1.1).....	4
Abbildung 4: Varianten des partiellen Presshärtens in Anlehnung an [30]	5
Abbildung 5: Zeitliche Entwicklung einer Al-Si-Schicht im Ofenprozess ($T_{\text{Ofen}} = 920 \text{ °C}$) nach Jener et al. [39] (a) – chemische Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche und intermetallischer Phasen; (b) – Dicke und Position dieser Bereiche in der Schicht.....	8
Abbildung 6: Abhängigkeit der Solidustemperatur von der chemischen Zusammensetzung im Al-Fe-System nach [40]	9
Abbildung 7: Überlagerung der spezifischen elektrischen Widerstände des Al-Fe Systems aus [43–45] sowie vom Stahlsubstrat [46] mit den chemischen Zusammensetzungen einzelner Schichtbereiche nach [39] in Anlehnung an [47].....	10
Abbildung 8: (a) - Widerstände und Verfahrensschema beim Widerstandspunktschweißen; (b) - schematische Temperaturverteilung nach [48], (c) - Widerstandsverlauf über der Stromflusszeit nach [49].....	11
Abbildung 9: Schematische Darstellung des dynamischen Widerstandsverlaufs im Schweißprozess nach [51, 52]	12
Abbildung 10: Phasen eines Widerstandspunktschweißprozesses und der Kontaktsituation in der Fügeebene mit der Schweißzeit nach [53].....	14
Abbildung 11: Wärmebilanz an der Schweißstelle [56]	15
Abbildung 12: Linsenentwicklung am Beispiel einer Dreiblechverbindung nach [58]: (a) – Entwicklung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit für einen Schweißstrom von 7 kA; (b) – Linsenwachstum über die Zeit mit Variation des Schweißstroms	16
Abbildung 13: Härteverlauf und Schlibbild einer Widerstandspunktschweißverbindung aus 22MnB5 mit dem Schweißparametersatz LT (vgl. Abschnitt 8.3.3).....	17
Abbildung 14: Typische Härteverläufe für Widerstandspunktschweißverbindungen an 22MnB5 mit verschiedenen GW-Zuständen (vgl. Abschnitt 8.4.2).....	18
Abbildung 15: Erweichungen an der Schmelzlinie beim 22MnB5 aus [15] (a) – Schweißzeit 750 ms (2 Impulse 350/400 ms); (b) – Schweißzeit 6960 ms (3 Impulse 350/400/6210 ms)	19
Abbildung 16: Prozessfenster des Presshärteprozesses [6] zur Herstellung schweißgeeigneter Bauteile	22
Abbildung 17: Schweißlinse in einer 3-Blechverbindung aus dem partiell gehärteten 22MnB5+AS150 mit einem dünnen Außenhautblech aus HX340LAD+Z100, geschweißt mit I_{min} aus [70]	22
Abbildung 18: Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen in Kopfzugversuch: Abgleich zwischen Sichtprüfung und Schlibbild aus [18]. (a-c) – Energieeinbringungskonzept ST; (d-f) – Energieeinbringungskonzept MT; (g-i) - Energieeinbringungskonzept LT	26

Abbildung 19: Bereichseinteilung zur Charakterisierung der Lage von Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf mechanische Eigenschaften nach [88]	27
Abbildung 20: Mikrostruktur des Materials und der Beschichtung im Anlieferungszustand, geätzt mit Nital (a) – 22MnB5+AS80; (b) – 22MnB5+AS150 nach [47]	31
Abbildung 21: Belastungsarten einer Widerstandspunktschweißverbindung (a) – Kopfzug-Beanspruchung; (b) – Scherbeanspruchung; (c) – einseitige Beanspruchung; (d) – Hochgeschwindigkeits-Zugbeanspruchung	34
Abbildung 22: Prinzipskizze der Zugversuch-Probe nach [97].....	35
Abbildung 23: Presshärteroute (a) – Ofen; (b) – Presse	36
Abbildung 24: Temperaturverläufe im Ofenprozess, gemessen in der Mitte der Platinen aus 22MnB5+AS80 nach [47]	36
Abbildung 25: Vermessung einzelner Schichtbereiche am Beispiel von 22MnB5+AS80/930 °C/6 min	37
Abbildung 26: Prinzipielle Skizze der Elektrodenkappe für Widerstandsmessungen nach [107]	38
Abbildung 27: Schematischer Messaufbau zur Bestimmung des statischen Kontaktwiderstandes	39
Abbildung 28: Widerstände für 22MnB5+AS80 ($t_{\text{Ofen}} = 6 \text{ min}$): (a) – gemessene einzelne Komponenten des Übergangswiderstandes, sowie der Gesamtwiderstand; (b) – die aus den Messwerten (a) errechnete Summe der Gesamtwiderstände Elektrode-Blech nach [47].....	39
Abbildung 29: MFDC-Ständeranlage in C-Bauweise Nimak-Magnetic Drive: (a) – Übersichtsaufnahme; (b) – Proben Tisch mit Probenhalter	40
Abbildung 30: (a) – Schweißanlage mit dem pneumatischen mechanischen System; (b) – Messaufbau	41
Abbildung 31: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess (Schweißparametersatz SE)	42
Abbildung 32: Schematische Darstellung der durchgeführten Härtemessungen (a) – Übersicht: 1 – Härtemapping, 2 – Z-Linienscan (Mikrohärtetraverse); (b) – Schnittlinien zur Abbildung der Härteminima an der Schmelzlinie aus einem Härtemapping mit den gekennzeichneten Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung nach [100].....	45
Abbildung 33: Härtemapping und Härteverläufe entlang der markierten Linien für die Schweißverbindung LT8.....	46
Abbildung 34: FE-Modellaufbau zur Ermittlung der Temperatur an der Schmelzlinie (a) – Elektrodenkappen (R15) und Bauteile mit FE-Netz;(b,c) – Temperaturverteilung bei einer Schweißzeit von 630 ms; (d) – Temperaturverlauf des markierten Knoten in der Nähe der Schmelzlinie nach [102]	47
Abbildung 35: Ausgangsbedingungen des Phasenfeldmodells (a) – Phasenverteilung und ROI; (b) – Temperaturverteilung zu Beginn der Simulation	49
Abbildung 36: (a) – ein quasibinäres Phasendiagramm für 22MnB5+AS150 mit den markierten kritischen Temperaturen T_1 - Solidustemperatur, T_2 - peritektische Temperatur und T_3 - Liquidustemperatur; (b) – Temperaturprofil aus der FE-Simulation sowie die linearisierte Temperaturprofile für das Phasenfeldmodell nach [102].	50
Abbildung 37: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit dem Pendelschlagwerk RKP 300.	52

Abbildung 38: Probengeometrie für den dynamischen Scherzugversuch: (a) – Prinzipskizze der Probe; (b) – Aufnahme einer geschweißten Probe.....	52
Abbildung 39: Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen beobachtete Bruchmodi in Anlehnung an [84–86]	53
Abbildung 40: Darstellung des Bruchverhaltens einer Probenserie am Beispiel einer Serie, geschweißt mit dem ST-Energieeinbringungskonzept geprüft unter Scherzugbelastung an AS150/800 °C/6 min (vgl. Abschnitt 8.4.5).....	54
Abbildung 41: Festigkeit nach dem Presshärten bei unterschiedlicher Ofentemperatur und -haltezeit für 22MnB5 mit 2 Beschichtungen AS80 und AS150. (a) Ofenhaltezeit von 4 min; (b) – Ofenhaltezeit von 6 min; (c) – Ofenhaltezeit von 10 Min nach [47]	55
Abbildung 42: Korrelation zwischen Festigkeit und Vickers-Härte für 22MnB5 mit zwei Beschichtungen AS80 und AS150 für unterschiedliche Haltezeiten und Temperaturen	56
Abbildung 43: BSE (a,d,g,j) und lichtmikroskopische (c,f,i,l) Aufnahmen mit den markierten Stellen der EDX-Messungen; (b,e,h,k) – chemische Zusammensetzungen der gemessenen Punkten / Flächen und Schichtbereiche nach [39]. (a-c) – 22MnB5+AS150 700°C/4min; (d-f) – 22MnB5+AS150 930°C/6min; (g-i) - 22MnB5+AS80 950C/10min; (j-l) - 22MnB5+AS150 950°C/20min nach [47].....	57
Abbildung 44: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS80 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [40] in Anlehnung an [47].....	58
Abbildung 45: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS150 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [39] in Anlehnung an [47].....	59
Abbildung 46: Entwicklung der Gesamtschichtdicke mit steigender Ofentemperatur nach [47].....	60
Abbildung 47: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si-Beschichtung mit steigender Ofentemperatur für 22MnB5+AS80: (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min nach [47].....	60
Abbildung 48: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si-Beschichtung im Ofenprozess für 22MnB5+AS150 (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min nach [47].....	61
Abbildung 49: (a) - Querschliff der Beschichtung AS150/20min/950 °C; (b) – prozentuale Phasenzusammensetzung der Diffusionsschicht nach [47]	62
Abbildung 50: Entwicklung der Summe der hochohmigen Schichtbereiche (Σ_{BCE}) mit steigender Ofentemperatur für verschiedene Ofenhaltezeiten für AS80 und AS150	62
Abbildung 51: Gemessene Teil- und Gesamtwiderstände der Versuchsbleche und deren Abhängigkeit von den Ofenparametern (a-c) - für 22MnB5+AS80; (d-f) – für 22MnB5+AS150 nach [47] .	63
Abbildung 52: Summe der Kontaktwiderstände $\Sigma_{RE/B}$ in Abhängigkeit vom WB-Zustand (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+AS150 nach [47].....	64
Abbildung 53: Änderung der Schweißbereiche für 22MnB5+AS80 mit steigender Ofentemperatur (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min in Anlehnung an [47]	64

Abbildung 54: Änderung der Schweißbereiche für 22MnB5+AS150 mit steigender Ofentemperatur (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min in Anlehnung an [47]	65
Abbildung 55: Schweißbereiche an einer Zweiblechverbindung aus unbeschichtetem 22MnB5 ($t_{\text{Ofen}} = 6 \text{ min}$)	65
Abbildung 56: Korrelation der Σ_{BCE} mit der Größe des Schweißbereiches nach [47]	67
Abbildung 57: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung, Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS150	68
Abbildung 58: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung, Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS80	68
Abbildung 59: Gemessene dynamische Widerstände für verschiedene WB-Zustände von AS150 in Anlehnung an [47]	69
Abbildung 60: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung (am Beispiel von AS150/930 °C /6 min)	70
Abbildung 61: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung für verschiedene WB-Zustände: (a) – mittlere Schweißzeit SE; (b) – Langzeitschweißen LT (am Beispiel von AS150).....	70
Abbildung 62: Änderung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit für Schweißparametersatz MT, geschweißt mit 2 Elektrodenkappen: R50 und R15 (aus der Simulation)	71
Abbildung 63: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnitlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS 2960 [100], geschweißt mit Elektrodenkappen R50 (Schweißanlage 1) und R15 (Schweißanlage 2)	72
Abbildung 64: Änderung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit: (a) – Ergebnisse der Stufenversuche für Energieeinbringungskonzepte ST und LT; (b) - Abgleich zwischen Simulation und Stufenversuch für Energieeinbringungskonzept MT nach [102] ...	73
Abbildung 65: Entwicklung der Phasen-Zusammensetzung im ausgewerteten Bereich (ROI) an der Schmelzlinie über der Schweißzeit (L: Schmelze, δ - δ -Ferrit; γ - Austenit) nach [102].....	74
Abbildung 66: Änderungen des Kohlenstoffgehaltes im ROI an der Schmelzlinie nach [102].....	75
Abbildung 67: Vergleich des gemessenen Kohlenstoffgehalts mit der simulierten Kohlenstoffverteilung an der Schmelzlinie nach [102].....	75
Abbildung 68: Härteverlauf und Schliffbild der Widerstandspunktschweißverbindung MT7 nach [102]	76
Abbildung 69: Z-Härteverläufe (Traversenmessungen) an Proben ST4, MT7 und LT8 nach [18].....	76
Abbildung 70: Querschliffe der Proben nach der Klemm-I Ätzung (a-c) – ST4; (d-f) – MT7; (g-i) – LT8 nach [18].....	77
Abbildung 71: (a) - Schliffbild der Probe M7 (Schweißzeit 630 ms) nach der Klemm I- Ätzung; (b) - Schliffbild (a) mit dem überlagerten Härtemapping; (c) – vergrößerte Ansicht des „Saumes“ an der Schmelzlinie nach [102]	78
Abbildung 72: Entwicklung der Erweichung an der Schmelzlinie mit fortschreitender Schweißzeit (a) – für das Energieeinbringungskonzept ST; (b) – für das Energieeinbringungskonzept MT; (c) – für Energieeinbringungskonzept LT mit den gekennzeichneten Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung nach [100]	79

Abbildung 73: (a-c) - Energieeinbringung in die Füge­stelle in Abhängigkeit von der Schweißzeit für 3 WB-Zustände mit einer Ofenhaltezeit von 6 min: (a) – Ofentemperatur 700 °C; (b) – Ofentemperatur 800 °C; Ofentemperatur 930 °C; (d) – gesamte eingebrachte Energie.....	80
Abbildung 74: Härteverläufe durch die Schweißverbindung für je drei WB-Zustände (a) – Energieeinbringungskonzept ST; (b) – Energieeinbringungskonzept SE; (c) – Energieeinbringungskonzept LT.....	82
Abbildung 75: Mikro­härtemappings für verschiedene WB-Zustände, geschweißt mit unterschiedlichen Energieeinbringungskonzepten, ST/700°C zeigt die Verteilung der Härteabdrücke	83
Abbildung 76: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnittlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS Merkblatt 2960 [100].....	84
Abbildung 77: Bruchverhalten der Proben mit Opferblech mit gekennzeichneten Bruchzonen	85
Abbildung 78: Bruchverhalten der Schweißverbindung mit Opferblech bei unterschiedlichen Probenbreiten; WB-Zustand 800 °C/6 min (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)	86
Abbildung 79: Ergebnisse der Zugversuche an Proben mit Opferblech (a-c) – WB 700 °C/6 min; (d-f) – WB 800 °C/6 min; (g-i) – WB 930 °C/6 min. (a, d, g) – Kraft-Weg-Verläufe der zerstörten Proben; (b, e, h) – maximale Zugkraft; (c, f, i) – Energieaufnahme.....	86
Abbildung 80: Ergebnisse des Kopfzugversuches: (a) – Kopfzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme...	87
Abbildung 81: Bruchverhalten im Kopfzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und der Energieeinbringungskonzepte, für die ein Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)	88
Abbildung 82: Ergebnisse des Scherzugversuchs: (a) – Scherzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme.	89
Abbildung 83: Bruchverhalten im Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für die ein Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)	90
Abbildung 84: Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch.....	90
Abbildung 85: Bruchverhalten im dynamischen Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)	91

Abkürzungsverzeichnis

AHSS	Höchstfester Stahl (Advanced High Strength Steel)
AS80	Aluminium-Silizium-Beschichtung mit 80 g/m ²
AS150	Aluminium-Silizium-Beschichtung mit 150 g/m ²
AWS	American Welding Society
AZ	Ausgangszustand
BDK	Blehdickenkombination
BSE	Rückstreuelektronen (back scattered electrons)
DP-Stahl	Dualphasenstahl
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
EBSD	Elektronenrückstreubeugung (Electron backscatter diffraction)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy)
FEM	Finite-Elemente-Methode
FK-WEZ	Feinkornzone der Wärmeeinflusszone
GW	Grundwerkstoff
GK-WEZ	Grobkornzone der Wärmeeinflusszone
HV	Vickers-Härte
if	Scherbruch (interface failure)
IK-WEZ	Interkritische Zone der Wärmeeinflusszone (intercritical heat affected zone)
krz-Gitter	Kubisch raumzentriertes Gitter
KSR	Konstant-Strom-Regelung
LM	Lichtmikroskopie
LT	Schweißparametersatz mit einer langen Schweißzeit (long-time welding)
MT	Schweißparametersatz mit einer mittleren Schweißzeit (medium-time welding)
pf	Ausknöpfung (plug failure)
ptf	Partieller Dickenbruch (partial thickness failure)
REM	Rasterelektronenmikroskopie
ROI	Bereich von Interesse (Region of Interest)
SK-WEZ	Subkritische Zone der Wärmeeinflusszone (subcritical heat affected zone)

SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
SIMS	Sekundärionen-Massenspektrometrie (Secondary-Ion Mass Spectrometry)
SE	Schweißparametersatz nach SEP 1220-2 (mittlere Schweißzeit)
ST	Schweißparametersatz mit einer kurzen Schweißzeit
SL-EWZ	Erweichungszone an der Schmelzlinie
SZTU-Schaubild	Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild
TC	Tailored Carburization
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie (Transmission electron microscopy)
TRB	Tailored Rolled Blanks
TWB	Tailored Welded Blanks
var	Variabel
WB	Wärmebehandlung
WEZ	Wärmeeinflusszone
XRD	Röntgenkristallographie (X-Ray Diffraction)

1 Einleitung und Motivation

Zur Realisierung von Leichtbaukonzepten in der Automobilindustrie steigt der Anteil von pressgehärteten Bauteilen an der Karosserie, insbesondere für sicherheitsrelevante Strukturbauteile [2]. Durch die Variation der Wärmebehandlungsparameter lassen sich die Eigenschaften dieser Bauteile bedarfsgerecht anpassen, um unterschiedliche Anforderungen hinsichtlich Festigkeit und Verformungsvermögen zu erzielen [2, 3]. Ein Beispiel hierfür sind partiell gehärtete Bauteile, bei denen durch die Variation der Ofendurchlaufzeit sowie unterschiedlicher Temperaturzonen in einem Bauteil verschiedene Werkstoffzustände erreicht werden [4, 5].

Beim Presshärten von 22MnB5 haben die Ofentemperatur und -zeit einen entscheidenden Einfluss auf die Schichtdicke und -zusammensetzung der Al-Si-Beschichtung und damit auch auf den Schweißprozess bzw. die Schweißeignung des Werkstoffes, wobei die Erhöhung der Ofentemperaturen und Ofenhaltezeiten zum Herabsetzen des Prozessfensters führt [6]. Die Ursachen dafür werden in der Literatur trotz einer großen Menge an vorhandenen Untersuchungen nicht ausführlich diskutiert [7, 8]. In der Praxis ist es oftmals unmöglich, eine Aussage über die Ofenhaltezeiten und -temperaturen zu treffen, die ein Bauteil im Presshärteprozess untergangen ist. Deshalb werden einfache Werkstattprüfungen herangezogen, um eine Aussage über die Schweißeignung des Bauteils zu treffen. In DVS Merkblatt 2935-3 [1] wird für diese Zwecke die Messung der Übergangswiderstände empfohlen, trotz Erkenntnissen aus der Literatur über eine schwache Korrelation zwischen Ofentemperatur, gemessenem Übergangswiderstand und Größe des Prozessfensters [9].

Um die negativen Einflüsse der Beschichtungen auf die Schweißeignung zu überwinden, werden die pressgehärteten Bauteile in der Praxis mit verlängerten Schweißzeiten gefügt [10], mit dem Ziel, das Prozessfenster zu erweitern. Dabei wird die Entfestigung der Bauteile durch die im Schweißprozess eingebrachte Wärme bei der Auslegung der Bauteile berücksichtigt [11–13]. Die Verlängerung der Schweißzeit führt außerdem zur Änderung der Wachstumskinetik einer Schmelzlinse und als Folge dessen zur Entstehung einer Erweichungszone an der Schmelzlinie (SL-EWZ) [12–16]. Die metallurgischen Mechanismen, die zur Entstehung dieser Zone führen, sind unklar [17, 18]. Ebenfalls unklar sind die Auswirkungen dieser Zone auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen.

In der Literatur sind einzelne Aspekte der beschriebenen Probleme geschildert, es fehlt aber ein integraler Untersuchungsansatz, der sich mit der Entstehung der Oberflächenschichten im Ofenprozess befasst und wie diese mit der Schweißeignung gehärteter Bleche korrelieren, sowie die Vorgänge beim Schweißen dieser Werkstoffe mit den produktionsrelevanten langen Schweißzeiten und die Wirkung der dadurch entstehenden Einflüsse auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen. Auf Basis reproduzierbarer Wärmebehandlungszustände unter kontrollierten Laborbedingungen, soll dieser Untersuchungsansatz durch die grundlegenden Untersuchungen der werkstofflichen Vorgängen und Abläufe beim Presshärten und Schweißen ein Verständnis der Interaktionen zwischen den einzelnen Produktionsschritten beschreiben, die im Endeffekt ein Potential und Strategien zur Optimierung der Produktionsprozesse zur Verbesserung der Schweißeignung partiell gehärteter Bauteile ermöglichen.

2 Stand der Wissenschaft und Technik

2.1 Presshärten und seine Derivate

2.1.1 Presshärten

In den letzten Jahrzehnten wurde ein Fertigungsverfahren zur Verarbeitung höchstfester Stahlbleche etabliert, das in der Fachliteratur sowohl Presshärten als auch Formhärten (engl. *presshardening* und *hot stamping*) genannt wird, und das Umformen in einer Presse mit dem gleichzeitigen Abschrecken kombiniert. Weiterhin wird der Begriff „Presshärten“ genutzt. Prinzipieller Ablauf des Presshärtens, dargestellt in der Abbildung 1, besteht aus Erwärmung der Bleche im Ofen oberhalb der Austenitisierungstemperatur gefolgt vom isothermen Halten der Bleche bis diese vollständig austenitisiert sind (ca. 2,5-12,5 min, je nach Blechstärke [6]) und dem Transport in eine Presse in der das Verformen und Abschrecken der Bleche erfolgt.

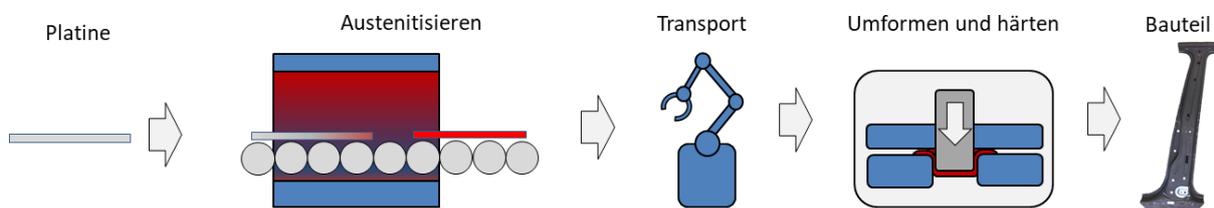


Abbildung 1: Schematischer Ablauf des direkten Presshärtens nach [19]

Die Starttemperatur des Verformungsvorgangs sowie die Abkühlgeschwindigkeit sind für den erfolgreichen Prozessablauf äußerst wichtig. Die für die martensitische Umwandlung kritische Abkühlgeschwindigkeit ist von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes abhängig. Übersteigt die Abkühlgeschwindigkeit des Bauteils in der Presse die kritische Abkühlgeschwindigkeit, kommt es zur Bildung eines verspannten krz -Gitters – des Martensits. Erfolgt die Abkühlung des Werkstoffes langsamer, können die Diffusionsprozesse stattfinden und die Atome bilden ein „konventionelles“ krz -Gitter. Kohlenstoff diffundiert ebenfalls und bildet eine Zwischenstufengefüge (Bainit) – feine Lamellen von Zementit (Fe_3C) in einer ferritischen Matrix. Bei noch langsameren Geschwindigkeiten bilden sich Ferrit oder Perlit.

Für den typischen presshärtenden Stahl 22MnB5 können in der Literatur kritische Abkühlgeschwindigkeiten zwischen 27°K/s [19] und 50°K/s [6, 20] gefunden werden. Dabei ist es wichtig zu berücksichtigen, dass die Verformung der Bauteile im Presshärteprozess die SZTU-Kurven in Richtung kürzerer Zeiten und geringerer Temperaturen verschiebt, wobei eine höhere Umformungsgeschwindigkeit zur stärkeren Verschiebung der Kurven führt [20, 21]. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit beim Presshärten mit einer wahren Dehnung von mehr als 10 % kann bis zu 50°C/s erreichen [6, 20].

Im vollständig martensitischen Zustand wird die Härte und Festigkeit des Werkstoffes vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst. Generell gelten Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0,2 wt.-% als nicht härtbar. Die Martensitbildung kann aber bei genügender Abkühlgeschwindigkeit und Unterkühlung erfolgen [22]. In den Untersuchungen von Grange et al. [22] wird die Abhängigkeit der maximal erreichbaren Härte vom Kohlenstoffgehalt gezeigt (Abbildung 2).

Da der Kohlenstoffgehalt für die Härte und Festigkeit der Bauteile ausschlaggebend ist, müssen die Halbzeuge, die in der Regel in Form von Platinen mit einer Blechdicke unter 3 mm vorliegen vor Verzunderung und Entkohlungserscheinungen im Ofenprozess geschützt werden. Dies wird mit einem temperaturbeständigen Überzug gewährleistet. In der Praxis kommen hierfür Zink- und Al-Si-Beschichtungen zum Einsatz. Ausführliche Beschreibungen der Beschichtungskonzepte sind in [23–26] zu finden.

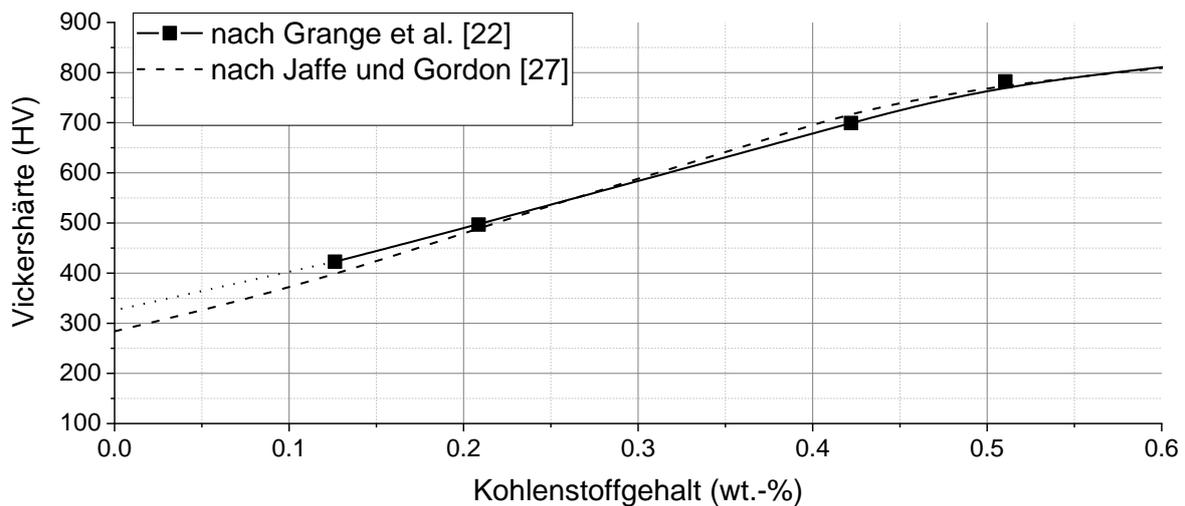


Abbildung 2: Abhängigkeit der Härte vom Kohlenstoffgehalt für wasserabgeschreckte Stähle [22, 27]

Während 22MnB5 ohne und mit Zn-Überzug im Anschluss einem Reinigungsprozess zum Konditionieren der Oberflächen unterzogen werden, besteht diese Notwendigkeit für das Al-Si-Konzept nicht.

2.1.2 Herstellung der Bauteile mit lokal angepassten Werkstoffeigenschaften

Zur Herstellung der Bauteile mit anwendungsangepassten Eigenschaften (Tailored Blanks) mit dem Ziel, Crashperformance sicherheitsrelevanter Komponenten weiterhin zu verbessern, haben sich zahlreiche Varianten in der industriellen Anwendungen etabliert, die in [3] detailliert beschrieben sind.

Die anwendungsgerechte Variation der Bauteileigenschaften kann am Beispiel einer B-Säule (Abbildung 3) veranschaulicht werden. Im oberen Bereich (A) ist die abgebildete B-Säule martensitisch. Der Bereich zeichnet sich durch hohe Härte und Festigkeit aus und ist für den Insassenschutz zuständig. Im unteren Bereich (C) hat das Bauteil das ferritisch-perlitische Gefüge und ist weich und duktil, um hohe Verformungen im Crashfall aufnehmen zu können. Die prozessbedingte Entstehung des Übergangsbereiches (B) ist dem Herstellungsprozess geschuldet und variiert je nach Herstellungsvariante in der Geometrie und Phasenzusammensetzung [28].

Neben technisch aufwändigen Verfahrensvarianten, wie lokale Aufkohlung – Tailored Carburization (TC), kann die Herstellung der Halbzeuge mit graduierten Eigenschaften z. B. durch Änderung der Halbzeugdicke - Tailored Rolled Blanks (TRB), oder durch Herstellung der Halbzeuge aus Werkstoffen mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung Tailored Welded Blanks (TWB) erfolgen [29].

Außerdem können die Bauteile mit lokal angepassten mechanischen Eigenschaften durch den Eingriff in den Presshärteprozess und somit durch lokale Einstellung der Bauteilgefüge hergestellt werden. Die auf diesem Wege hergestellten Bauteile werden in der Literatur [29] als „intrinsic Tailored Blanks“ bezeichnet. Die Gruppe der Verfahren zur Herstellung intrinsischer Tailored Blanks wird partielles Presshärten genannt.

Die drei meist verbreiteten Varianten zur Herstellung der partiell pressgehärteten Bauteile wurden in [29, 30] nach dem Zeitpunkt des Eingriffes in den Prozess klassifiziert und sind in der Abbildung 4 dargestellt. Durch die gezielte Temperaturführung im Ofenprozess (Verfahrensgruppe A mit dem Eingriff in den Herstellungsprozess vor dem Warmumformen) ist es möglich, die zu härtenden Bereiche des Bauteils oberhalb der Austenitierungstemperatur (AC_3) zu erwärmen. Die Bereiche, die weich und duktil bleiben sollen, werden unterhalb der AC_1 erhitzt, dadurch wird die Austenitierung dieser Bereiche vermieden. Im Abschreckprozess wandeln sich die vorher austenitisierten Bereiche in Martensit um. Die Bereiche, in denen die Austenitierung nicht stattgefunden hat, bleiben ferritisch-perlitisch. Die Übergangszone, die im Ofenprozess auf eine Temperatur zwischen AC_1 und AC_3 gebracht wurde, enthält in diesem Fall die Überreste von Ferrit und Perlit aus den Bereichen, die nicht austenitisiert worden sind sowie Martensit, der aus den im Ofenprozess austenitisierten Bereichen entsteht. Die praktische Umsetzung dieser Methode erfolgt z. B. durch lokales induktives Nachwärmen der Proben im Ofenprozess [4].

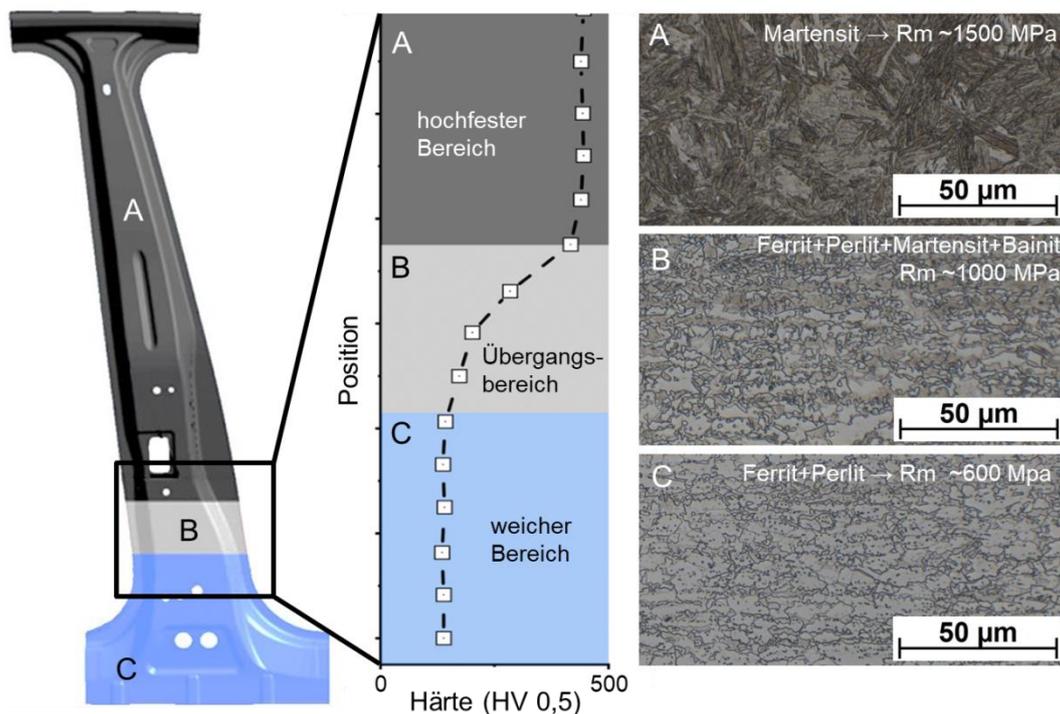


Abbildung 3: Links – eine schematische Darstellung einer partiell gehärteten B-Säule; Mitte – Härteverlauf im hochfesten Bereich (A), Übergangsbereich (B) und weichen Bereich (C) in Anlehnung an [31]; rechts – Gefügebilder und Festigkeitswerte aus eigenen Untersuchungen (8.1.1).

Zur Verfahrensgruppe B gehören die Prozessvarianten mit dem Eingriff in den Herstellungsprozess während der Warmumformung. Dies wird durch Einstellung der Werkzeugtemperatur beim

Warmumformen gemacht. Durch die gezielte Temperaturführung im Abschreckprozess werden innerhalb eines vorab vollständig austenitisierten Bauteils Bereiche eingestellt, die oberhalb der für die Martensitbildung kritischen Abkühlgeschwindigkeit abgekühlt werden (vgl. Abschnitt 2.1) und somit im ferritisch-perlitischen Zustand bleiben. In diesem Fall wird die Übergangszone Bainit beinhalten.

Bei der dritten Gruppe (C) wird das Bauteilgefüge lokal eingestellt. Dafür werden die Bereiche mit höheren Anforderungen an Duktilität nach dem konventionellen Härten angelassen. In der weichen Zone entstehen dadurch Ferrit und Perlit, der Übergangsbereich weist Anlassmartensit auf.

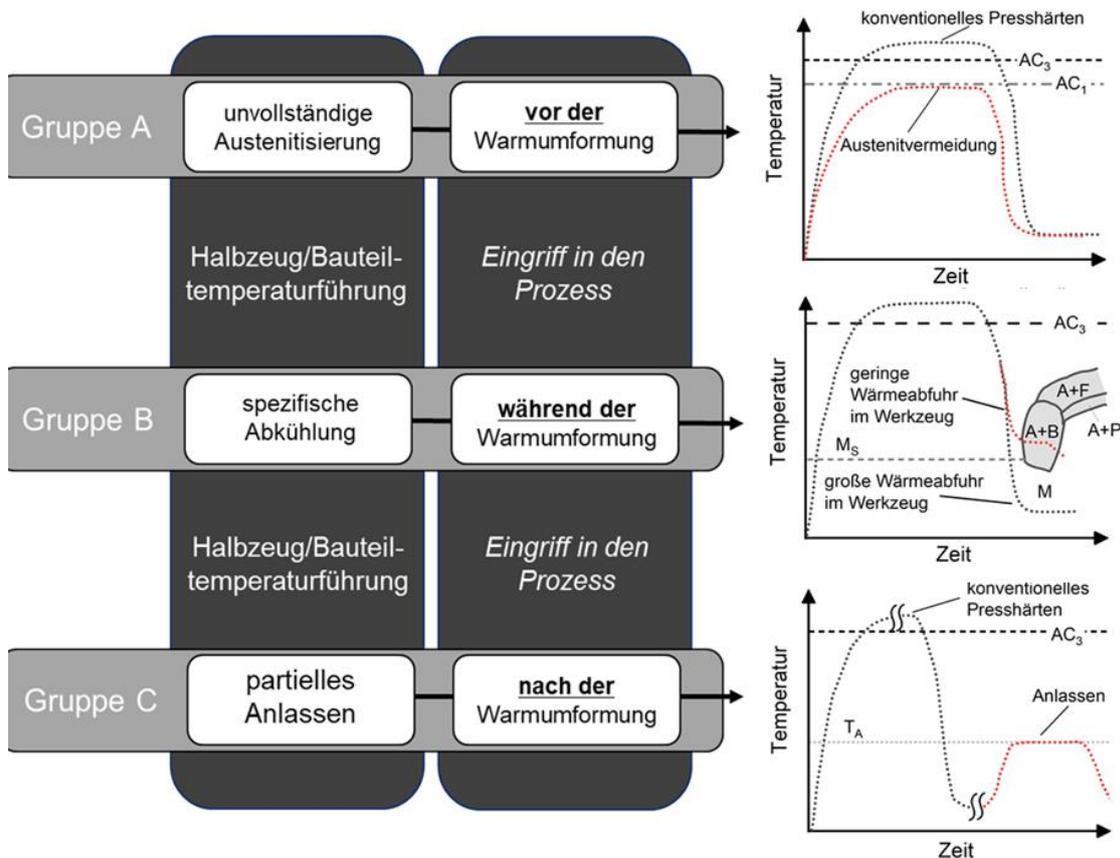


Abbildung 4: Varianten des partiellen Presshärtens in Anlehnung an [30]

Im Rahmen dieser Arbeit wird sich auf Untersuchungen des partiellen Presshärtens der Gruppe A, nämlich durch die partielle Austenitisierung konzentriert. In diesem Fall sind durch die Variation der Ofentemperatur wesentlich größere Änderungen der Oberflächenschichten und dadurch die größten Einflüsse auf die Widerstandspunktschweißignung des Werkstoffes (z. B. [8]) im Vergleich zu den Verfahren der Gruppe B [1] gegeben. Außerdem kann durch die Variation der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit, die zur Abbildung der partiellen Austenitisierung unter Laborbedingungen dienten, eine Menge an Erkenntnissen über den Einfluss der Ofenparameter auf die Schichtausbildung generiert werden, die auch für das konventionelle Presshärten wichtig sind.

2.1.3 Schichtentwicklung beim Presshärten Al-Si-beschichteter Stähle

Grundlegende Untersuchungen zur Phasenausbildung im Al-Si-Fe-System werden seit den 1920er Jahren durchgeführt, wie explizit beschrieben in [32]. Bedeutende fundamentale Untersuchungen

wurden von Takeda und Mutuzaki [33] gemacht. Die Autoren untersuchten eine breite Palette der Legierungszusammensetzungen bei Gleichgewichtsbedingungen mithilfe der thermischen Analyse und XRD und führten eine vollständige Klassifikation der auftretenden Phasen, sowie die Beschreibung der invarianten Reaktionen durch. Diese Klassifikation, ausführlich beschrieben in [34] in Anlehnung an [33] ist im Anhang A aufgeführt. Insgesamt wurden 19 invariante Reaktionen beschrieben, wodurch sechs ternäre intermetallische Phasen (τ_1 - τ_6) und zahlreiche binäre Phasen entstehen können.

Später präzisierten Stefaniyay et al. [35] die Al-Ecke des ternären Al-Si-Fe-Diagramms für Legierungen mit 4-14 wt.-% Si und 20-35 wt.-% Fe. Dabei wurden einzelne Phasen mithilfe von XRD analysiert und deren chemischen Zusammensetzungen mithilfe von EDX-Messungen ermittelt.

Gupta [34] und Maitra [36] führten umfangreiche Untersuchungen zur Phasenausbildung in einem Temperaturbereich zwischen 600 °C und 1115 °C durch.

Mit der Entwicklung von Al-Si-beschichteten Stählen konzentrierten sich mehrere Autoren auf die Phasenentwicklung in den Al-Si-Schichten bei den für das Presshärten typischen Temperaturzyklen. Es wurden Ofentemperaturen zwischen 880 °C und 1000 °C sowie Ofenhaltezeiten von 55 Sekunden bis zu mehreren Minuten untersucht (vgl. Tabelle 1).

Grigorieva et al. [37] untersuchten die Entwicklung der Al-Si Schichten auf einem 2,3 mm dicken Stahlsubstrat aus 22MnB5. Die Wärmebehandlung von Proben erfolgte bei einer konstanten Ofentemperatur von 900 °C mit Variation der Ofenhaltezeiten, so dass nach einer Minute die Proben auf ca. 615 °C, nach 2 min – auf ca. 830 °C erhitzt wurden und bei den Ofenhaltezeiten von 5 und 10 min die Zieltemperatur von 900 °C erreichten. Beruhend auf EDX-Messungen und deren Zuordnung zum ternären Al-Fe-Si-Phasendiagramm identifizierten die Autoren einzelne Phasen in der Beschichtung in Abhängigkeit von der Ofentemperatur und Haltezeit.

Windmann et al. [38] führten eine grundlegende Untersuchung der Phasenentwicklung in Al-Si-Schichten mit 140 g/m² auf 22MnB5 Substrat durch, wobei EBSD- und Synchrotron-Messungen zur Identifizierung einzelner Phasen genutzt wurden. Je nach Wärmebehandlungszustand (WB-Zustand), wurden bis zu 7 binäre und ternäre intermetallische Phasen in der Schicht identifiziert, die Anwesenheit von Al- und Si-Oxiden in der Nähe der Schichtoberfläche wurde nachgewiesen. Außerdem wurden die Angaben zu den chemischen Zusammensetzungen einzelner Phasen anhand der EDX-Messungen gemacht. Es wurde eine Modellvorstellung zur Beschreibung der Phasenumwandlungen im Al-Si-Fe-Schicht vorgeschlagen: zum Anfang des WB-Prozesses (bis zu einer Ofenhaltezeit von ca. 2 min) wird die Ausbildung der Schichten durch die Diffusion von Eisen aus dem Stahlsubstrat in Richtung der teilweise geschmolzenen Al-Si-Beschichtung definiert. Danach erfolgt die Diffusion von Al und Si in Richtung Stahlsubstrat, gefolgt von der Ausbildung Fe-reicher intermetallischer Phasen in der Schicht, was auch in [39] bestätigt wurde.

Kolaříková et al. [7] untersuchten die Änderung der Schichtmorphologie mit Änderung der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit für 22MnB5+AS mit der Schichtdicke von ca. 40 µm und versuchten diese mit der Widerstandspunktschweißbeignung in Verbindung zu setzen. Dabei wurde zwischen Si-reichen und Si-armen Schichtbereichen unterschieden, Angaben zu den Phasen in der Schicht wurden nicht gemacht.

Tabelle 1: Randbedingungen und Ergebnisse der Analysen von Al-Si Schichten auf Stahlsubstrat 22MnB5

Quelle	Werkstoff/Methode n	Wärmebehandlung	Phasenzuordnung/Aussagen
[37]	22MnB5+AS Schichtdicke ~30 µm Blechdicke t=2,3 mm REM/EDX Phasenzuordnung aus dem ternären Phasendiagramm	T _{Ofen} = 900 °C 1 min ~ 615 °C 2 min ~ 830 °C 5 min ~ 900 °C 10 min ~ 900 °C Kühlung mit Stahl-backen	Phasen: AZ (0 min): Al-Si (metallisch), Fe ₂ Al ₅ , FeAl ₃ ; τ ₅ ; τ ₆ Nach 2 min: Al-Si; FeAl ₃ ; τ ₆ ; τ ₁ +τ ₂ ; Al-Si+Fe. Nach 5 min: FeAl ₃ ; τ ₁ +τ ₂ ; Fe ₂ Al ₅ ; Fe ₃ Al+Fe Nach 10 min: Fe ₃ Al+Fe
[38]	22MnB5+AS140 Schichtdicke: 25-35 µm Blechdicke t=1,5 mm LM/REM/EDX/ Synchrotron/ EBSD Nanohärte	Aufheizgeschwindigkeit v _a =7.6 K/s T _{Ofen} =920 °C t _{Ofen} =1/2/4/6/10/20/30 min Stichversuche 950/1000 °C (Argon-Atmosphäre) Bleche wassergekühlt	AZ (0 min): Al ₈ Fe ₂ Si; Al ₅ Fe ₂ ; Al ₂ Fe ₃ Si ₃ t _{Ofen} < 2 min: Al + Al ₈ Fe ₂ Si → Al ₁₃ Fe ₄ + unbekannte AlFeSi-Schicht → Al ₅ Fe ₂ + Al ₂ Fe ₃ Si ₃ t _{Ofen} > 2 min Al ₅ Fe ₂ und Al ₂ Fe ₃ Si ₃ 2 min < t _{Ofen} < 6 min Al ₅ Fe ₂ /Al ₂ Fe ₃ Si ₃ → AlFe t _{Ofen} > 6 min Al ₅ Fe ₂ und AlFe t _{Ofen} >> 6 min (10, 20, 30 min) Al ₅ Fe ₂ ↓ AlFe↑
[7]	22MnB5+AS Schichtdicke: 40 µm Blechdicke t=1,2 mm LM+EDX Nanohärte	T _{Ofen} / t _{Ofen} = 880 °C/5,5min 900 °C/8min 910 °C/10 min Kühlung: k.a.	Identifizierung verschiedener Schichtbereiche (mit und ohne Si), Keine Phasenzuordnung. Wird vermutet, dass die Si-reichen Bereiche hochhohmig sind.
[40]	22MnB5+AS150 Blechdicke t=1,5 mm Lichtmikroskopie REM/EDX nur bei 940 °C/360s Phasenzuordnung anhand eines quasibinären Phasendiagramms Fe-Al+10Si	T _{Ofen} =880/900/ 920/940 °C t _{Ofen} =120; 240; 360 s Kühlung mit Stahl-backen	Die Beschichtung besteht aus binären Phasen, Silizium (unter 4%) ist in den binären Al-Fe Phasen gelöst: Phasen: FeAl; Fe ₃ Al; FeAl ₃ ; Fe ₂ Al ₅ ; Al ₂ Fe; *Blech ca. 25 °C heißer als eingestellte Ofentemperatur, Reale WB-Temperaturen ~905/925/945/965 °C
[39]	22MnB5+AS (30 µm) Blechdicke t=1,7mm REM/EDX + FIB Phasenzuordnung aus dem ternären Phasendiagramm	T _{Ofen} = 920 °C t _{Ofen} =55s/85s/105s/ 150s/240s/385s/ 565s/930s Kühlung mit Stahl-backen	Substrat (A)+ 6 Schichtbereiche B - G mit den möglichen zugehörigen Phasen definiert: FeAl; Fe ₃ Al; FeAl ₃ ; Fe ₂ SiAl ₂ ; Fe ₂ Al ₅ ; Fe ₂ SiAl ₇ ; Angaben zur chemischen Zusammensetzung für einzelne Schichtbereiche†
[41]	22MnB5+AS80 22MnB5+AS150 Blechdicke t= 1 mm; 1,8 mm LM, Mikrohärt	T _{Ofen} =900 °C t _{Ofen} (1,8 mm)= =3,5/6,5/8,5/13,5 min Kühlung für t = 1,8 mm mit 4,9 K/s t _{Ofen} (1,0 mm)= = 1,5/4,5/6,5/11,5 min Kühlung für t = 1,0 mm mit 9,4 K/s	Oberflächenschichten bestehen aus Bereiche L1 – L4, wobei die Interdiffusionszone L1 in 2 Bereiche geteilt wird, L11 und L12. L11 – αFe; L12 – AlFe; Bildung von Al ₃ Fe bei kurzen Ofenhaltezeiten Semiempirisches Modell des Schichtwachstums

Wie der Tabelle 1 zu entnehmen ist, sind die Angaben zu der Schichtmorphologie und zum Auftreten einzelner Phasen im für das Presshärten typischen Wärmebehandlungsprozess widersprüchlich. So wurde z. B. in [42] die Anwesenheit von FeAl in den Schichtbereichen unmittelbar am Stahlsubstrat bereits ab der Ofenhaltezeit von 2 min nachgewiesen. Yakubtsov und Sohmshetty [41] sowie Grigorieva et al. [37] besagten aber, dass bei kurzen Ofenhaltezeiten Fe₃Al in diesem Bereich zu finden war und die Entstehung von FeAl erst bei längeren Ofenhaltezeiten erfolgen konnte.

In seinen Untersuchungen machte Kaars [40] eine vereinfachte Betrachtung der beim Presshärten entstandenen Al-Schichten. Er vermutete dass die Schichten aus den binären Al-Fe-Phasen bestanden und das gemessene Si in diesen gelöst war, was den Betrachtungen von Jenner et al. [39] widerspricht. Zudem besteht kein Konsens bezüglich der Ausbildung der binären Phase Al₂Fe (gefunden von Kaars [40], nicht vorhanden nach Windmann et al. [42]) oder der Al₅Fe₂ (nachgewiesen nur von Windmann et al. [42]) sowie der ternären Phasen, die in der Schicht entstehen. Die Abmessungen dieser Phasen im Bereich weniger Mikrometer erschweren deren Nachweis.

Jenner et al. [39] haben eine anwendungsorientierte Schichtbeschreibung vorgeschlagen. Sie nahmen eine Einteilung der Schicht in 7 Bereiche auf Basis der Al-Si Beschichtung (Schichtdicke 30 µm), wärmebehandelt bei 920 °C mit verschiedenen Ofenhaltezeiten auf Basis von EDX-Messungen vor (Abbildung 5 (a)). Beginnend mit A – dem Substrat, wurden einzelne Schichtbereiche mit den Buchstaben B bis G nach ihrer Position und Zeit des Auftretens bezeichnet. Die G-Schicht bezeichnet dabei die Al-Si-Beschichtung im Ausgangszustand. Die Autoren bestimmten die Grenzen der chemischen Zusammensetzung einzelner Bereiche, was eine direkte Zuordnung anhand der EDX-Messungen ermöglicht.

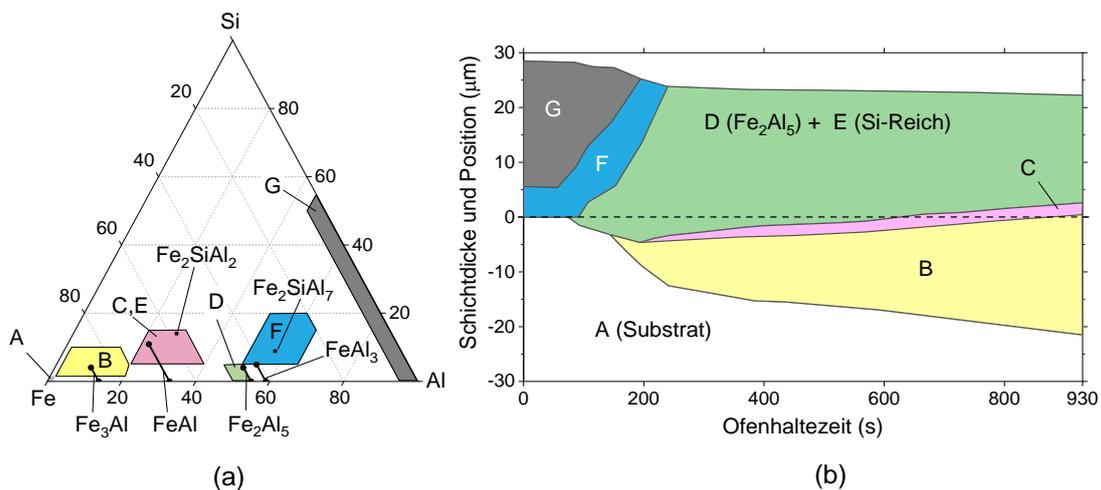


Abbildung 5: Zeitliche Entwicklung einer Al-Si-Schicht im Ofenprozess ($T_{\text{Ofen}} = 920 \text{ }^\circ\text{C}$) nach Jenner et al. [39] (a) – chemische Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche und intermetallischer Phasen; (b) – Dicke und Position dieser Bereiche in der Schicht

Die Entwicklung der Schichten im Ofenprozess nach Jenner et al. [39] ist in Abbildung 5 (b) dargestellt. Zu Beginn der Wärmebehandlung im Ofen bestand die Al-Si-Beschichtung aus metallischem Al-Si

(Schicht G) mit geringem Anteil an intermetallischen Phasen. Der Bereich G existierte bei niedrigen Ofenhaltezeiten bis ca. 170 s. Der Rest der Beschichtung bestand aus den Bereichen F, hauptsächlich die ternäre intermetallische Phase Fe_2SiAl_7 , und D, hauptsächlich die intermetallische Phase Fe_2Al_5 . Ab einer Ofenhaltezeit von ca. 170 s ist Bereich E, eine Mischung aus ternären intermetallischen Fe_2SiAl_2 mit der binären Phase FeAl oder Fe_3Al aufgetreten. Diese bildete sich aufgrund der Anreicherung von Bereich F mit Fe und wandelte sich in Fe_2Al_5 (Bereich D) mit niedriger Löslichkeit für Si. Deswegen bildete sich mit dem restlichen Si die Fe_2SiAl_2 -Phase in der Mitte von Fe_2Al_5 . Beginnend bei 170 s ist der Bereich E am Übergang zwischen Substrat und der Al-reichen Beschichtung aufgetreten, gefolgt vom Bereich C ab ca. 200 s. Bereich C hatte die gleiche Zusammensetzung wie Bereich E. Das Wachstum des Bereiches E konnte bei zunehmender Ofentemperatur und steigender Ofenhaltezeit beobachtet werden.

Bereich B, die Interdiffusionszone zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl bestand aus α -Fe mit ca. 10 wt.-% (ca. 15 at.-%) Al, der in Fe gelöst war und enthielt Anteile der Fe-reichen intermetallischen Phase Fe_3Al .

Yakubtsov und Sohmshetty [41] schlugen vor, diesen Bereich in den α -Fe-Bereich nahe dem Stahlsubstrat und einem Bereich bestehend aus AlFe zu unterteilen, welcher auf α -Fe folgt und einen höheren Al-Anteil aufweist. Da eine Unterscheidung der beiden Unterbereiche anhand des Lichtmikroskops schwierig ist, wird der gesamte Bereich in der vorliegenden Arbeit als B bezeichnet. Mit Erhöhung des Fe-Anteils in der Schicht steigt auch die Schmelztemperatur der Beschichtung, wie in Abbildung 6 dargestellt wird.

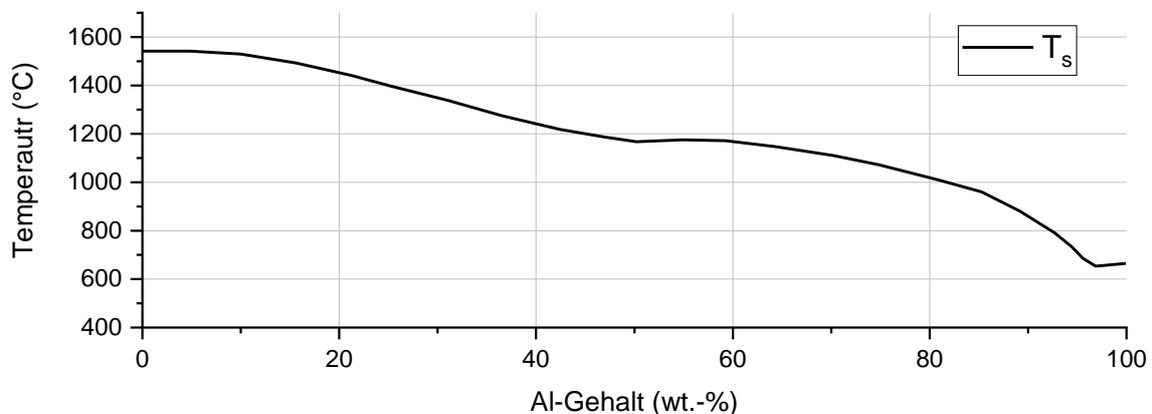


Abbildung 6: Abhängigkeit der Solidustemperatur von der chemischen Zusammensetzung im Al-Fe-System nach [40]

2.1.4 Elektrische Eigenschaften der Al-Fe-Si-Oberflächenschichten

Durch Änderungen der chemischen Zusammensetzung der Oberflächenschichten ändert sich deren spezifischer elektrischer Widerstand. Laut [43, 44] wächst der spezifische elektrische Widerstand (gemessen bei Raumtemperatur) stark mit zunehmendem Al-Anteil an. Maximum des spezifischen elektrischen Widerstands von ca. $180 \mu\Omega\cdot\text{cm}$ bei ungefähr 33 at.-% Al und zeigt eine starke Reduktion bei weiterer Zugabe von Aluminium. Anhand des Aluminiumgehaltes in den einzelnen Schichtbereichen können die spezifischen elektrischen Widerstände annähernd ermittelt werden (Abbildung 7).

Um die Bereiche der chemischen Zusammensetzung aus dem ternären Phasendiagramm übertragen zu können, wurden diese auf der jeweiligen Achse des Diagramms projiziert. Erfolgt dabei die Projektion auf die Al-Achse, wird der Siliziumgehalt in der Legierung zusammen mit dem Eisengehalt betrachtet. In diesem Fall liegt das Widerstandsmaximum an der Grenze zwischen den Bereichen B und C/E. Es kann eine berechnete Vermutung aufgestellt werden, dass die Bereiche B, C und E einen höheren spezifischen Widerstand im Vergleich zu den Bereichen D und F sowie im Vergleich zum Stahlsubstrat und der metallischen Al-Si-Schicht haben.

Im Rahmen einer umfangreichen Literaturrecherche konnten keine genauen Angaben zum spezifischen elektrischen Widerstand der Al-Fe-Legierungen mit Aluminiumgehalt von mehr als 50 at.-% Al sowie über elektrische Eigenschaften des Fe-Al-Si-Legierungssystems gefunden werden. Kolaříková et al. [7] stellten die Vermutung auf, dass Si aufgrund seiner niedrigen elektrischen Leitfähigkeit im Vergleich zu Fe und Al die Leitfähigkeit des Systems massiv verschlechtert, die Aussage wurde aber nicht experimentell überprüft.

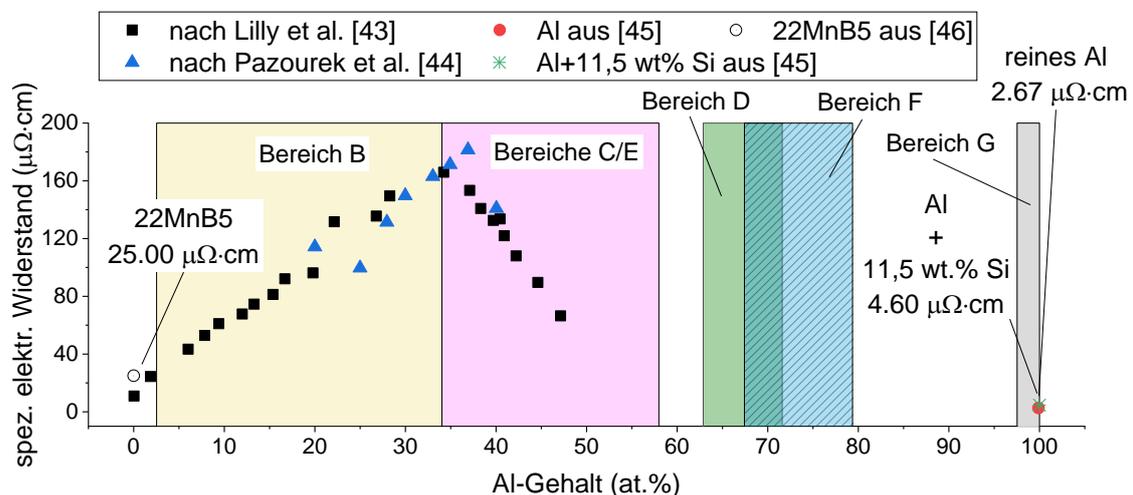


Abbildung 7: Überlagerung der spezifischen elektrischen Widerstände des Al-Fe Systems aus [43–45] sowie vom Stahlsubstrat [46] mit den chemischen Zusammensetzungen einzelner Schichtbereiche nach [39] in Anlehnung an [47]

Durch eine große Anzahl an intermetallischen Phasen im Al-Fe-Si-Legierungssystem, ist deren genaue Identifizierung nicht immer möglich, sogar mit Anwendung von Synchrotron-Messungen [38, 42] und EBSD [34]. Für 22MnB5+AS sind sich die Autoren über die auftretenden Phasen nicht einig, zudem ist die einheitliche Bezeichnung und Zuordnung einzelner Phasen in den Al-Si-Schichten auf 22MnB5 in der Literatur nicht vorhanden. Das von Jenner et al. [39] vorgeschlagene System mit Definition einzelner Schichtbereiche nach der chemischen Zusammensetzung stellt einen Kompromiss zwischen Genauigkeit und Aufwand bei der Schichtbeschreibung dar und wird im Rahmen dieser Arbeit verwendet. Generell können die Schichtbereiche in „hochohmige“ mit Aluminiumgehalt zwischen 5 at.-% und 50 at.-% und „leitfähige“ Bereiche mit niedrigen (Al < 5 at.-%) oder höheren (Al > 50 at.-%) Al-Gehalten unterteilt werden.

2.2 Widerstandspunktschweißen höchstfester Stähle

2.2.1 Verfahrensgrundlagen

Beim Widerstandspunktschweißen wird die Fügestelle über den Stromfluss zwischen zwei Elektroden bei der gleichzeitig wirkenden Kraft erwärmt und teilweise geschmolzen so dass eine unlösbar stoffschlüssige punktförmige Verbindung zwischen zwei oder mehreren sich überlappenden Blechen entsteht, wie schematisch in Abbildung 8 (a-b) dargestellt. Widerstandsschweißen wird vorrangig zum Fügen von Stahlblechen in verschiedenen Festigkeitsklassen in einem Dickenbereich zwischen 0,5 und 3 mm angewendet. Die Bleche können mit verschiedenen Überzügen versehen werden, einschließlich, aber nicht beschränkt auf Zn, Al-Si- und organische Beschichtungen.

Die Wärme, die für die Ausbildung der Schmelzlinse benötigt wird, entsteht über die konduktive Erwärmung des zu fügenden Werkstoffes unter Wirkung der Elektrodenkraft und kann mit dem Joule-Lenz-Gesetz beschrieben werden. Durchfließt ein Schweißstrom I_s einen Werkstoff mit dem elektrischen Widerstand R_g über eine Zeit t , so bewirkt dieser eine Vergrößerung der Wärmemenge im Werkstoff (Formel 1). Im Fall des Widerstandspunktschweißens wird das Gesetz mit Berücksichtigung der Kontaktwiderstände zwischen den Fügepartnern und Elektroden formuliert (Formel 1). Wie in Abbildung 8 (a, c) veranschaulicht, besteht der Gesamtwiderstand R_g aus der Summe der Stoffwiderstände der Fügepartner und Elektroden R_1, R_2 und R_5, R_6 sowie der Kontaktwiderstände auf den Kontaktflächen zwischen den Fügepartnern R_3, R_7 und R_4 .

$$Q_{zu} = \int_0^{t_w} I_s^2(t) \cdot R_g(t) dt \quad (1)$$

Diese Widerstände unterliegen während der Stromflusszeit t_w einer starken Veränderung. Kontaktwiderstände kollabieren in den ersten Millisekunden des Stromflusses, die Stoffwiderstände wachsen mit ansteigender Temperatur, so dass der Gesamtwiderstand einen charakteristischen Verlauf über den Schweißprozess hat, der oftmals als dynamischer Widerstand bezeichnet wird (Abbildung 8 (c)).

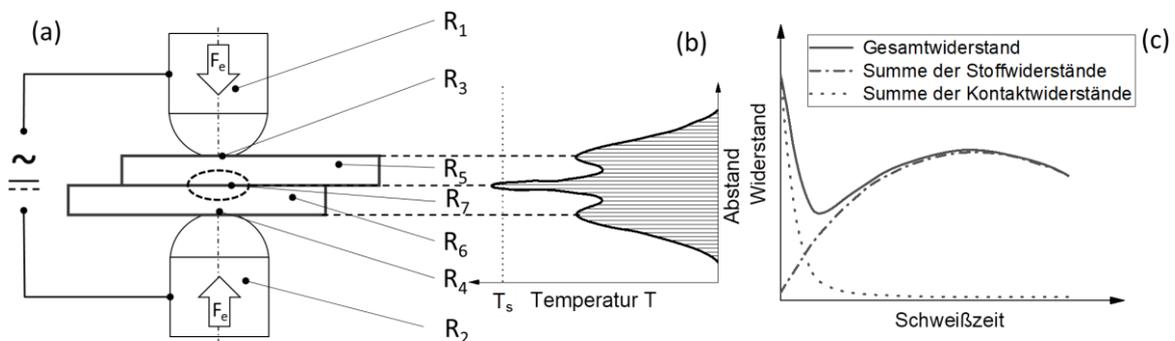


Abbildung 8: (a) - Widerstände und Verfahrensschema beim Widerstandspunktschweißen; (b) - schematische Temperaturverteilung nach [48], (c) - Widerstandsverlauf über der Stromflusszeit nach [49]

2.2.2 Experimentelle und simulative Betrachtungen Widerstände

Ein schematischer Verlauf des dynamischen Widerstands über die Schweißzeit für eine 2-Blechverbindung aus beschichteten pressgehärtetem Stahl, dargestellt in Abbildung 9, wird klassischerweise in 6 Bereiche unterteilt [50]. Zu Beginn der ersten Phase $t = 0$ befinden sich die Bleche im mechanischen Kontakt unter der Wirkung der Elektrodenkraft. Der Gesamtwiderstand besteht aus der Summe der Stoffwiderstände und der Kontaktwiderstände der Fügestelle, wobei die Kontaktwiderstände dominierend sind, wie ausführlich beschrieben in [40]. Durch Messung der Übergangswiderstände (vgl. Abschnitt 7.4) kann nur dieser Punkt erfasst werden.

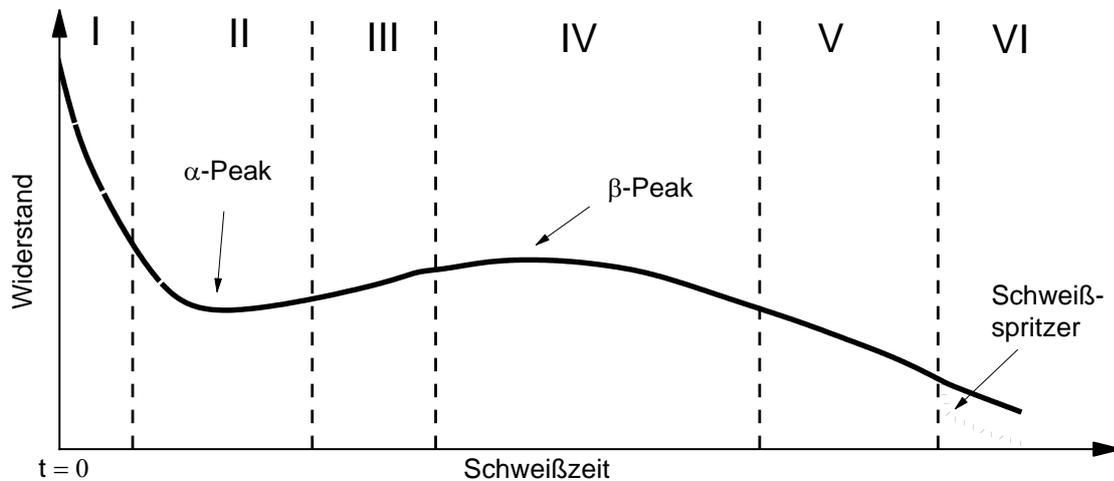


Abbildung 9: Schematische Darstellung des dynamischen Widerstandsverlaufs im Schweißprozess nach [51, 52]

Mit Beginn des Stromflusses erfolgt eine schnelle Erwärmung der Oberfläche, Oberflächenunebenheiten werden abgeflacht, die Verunreinigungen wie z. B. Oxide werden aus der Verbindungzone entfernt. Es kommt zur schnellen Reduktion der Kontaktwiderstände, der Gesamtwiderstand fällt dadurch ab. In der zweiten Phase steigt der gesamte Widerstand durch die Erwärmung der Fügestelle und dem damit verbundenen Anstieg des Stoffwiderstandes.

Durch partielles Anschmelzen der Oberflächenschichten bei der weiteren Erwärmung kommt es zum Abfall des Gesamtwiderstandes. Dadurch entsteht der charakteristische α -Peak im Widerstandsverlauf [40]. Für Al-Si-beschichtete Bleche beobachteten Ighodaro et al. [51] einen lokalen Peak im Widerstandsverlauf, den sie mit dem Erwärmen und Anschmelzen der Beschichtung erklärten. Durch die weitere Erwärmung in der Phase III wird der Werkstoff in der Nähe der Kontaktfläche so stark erwärmt und sein Stoffwiderstand demzufolge so stark erhöht, dass der im Widerstandsverlauf über den Kontaktwiderstand dominiert und für die Wärmeinbringung in die Schweißverbindung entscheidend ist. Durch die lokale Wärmeinbringung wird die Schmelztemperatur des Werkstoffes in der Nähe der Fügeebene überschritten, es kommt zur Entstehung der Schmelzlinse. Mit dem Wachstum des Schweißpunktes (Phase IV) verlängert sich der Strompfad durch die Anwesenheit der hochohmigen schmelzflüssigen Phase, was zusammen mit der weiteren Erwärmung des Werkstoffes in einem Anstieg

des Widerstandes resultiert. Die Kontaktfläche zwischen den beiden Fügepartnern wächst, die Elektrodenkappen sinken in das Blech ein (Verkürzung des Strompfades und Reduktion der Stromdichte), was zu einem Abfall des Gesamtwiderstandes beiträgt. Dadurch bildet sich der zweite charakteristische Peak im Widerstandsverlauf, als β -Peak bezeichnet [51]. Durch das weitere Wachstum des Schweißpunktes und Einsinken der Elektrodenkappen wird der Gesamtwiderstand weiterhin bis zum Ende des Schweißprozesses reduziert. Im Fall von Schweißspritzern – Austritt des geschmolzenen Werkstoffes aus der Schmelzlinse – sinken die Elektrodenkappen stark ein (Phase VI). Es wird ein starker Abfall des Widerstandes beobachtet [51].

Die Ergebnisse aus einem Simulationsmodell eines Widerstandspunktschweißprozesses an einem unbeschichteten niedriglegierten Stahl von Horie et al. [53], zeigten, dass die Erwärmung der Fügestelle nach einer Schweißzeit von ca. 7 ms nicht mehr durch die Kontaktwiderstände, sondern durch die Stoffwiderstände der kontaktierten Bleche bestimmt wurde. Es wurde vermutet, dass durch die Erwärmung der Kontaktfläche ein vollständiger metallischer Kontakt entstehen kann (ausführlich beschrieben in [40, 54, 55]) und dass dadurch die Kontaktwiderstände nicht mehr für die Erwärmung der Fügestelle relevant sind.

Abbildung 10 zeigt die Entstehung verschiedener Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung über die Schweißzeit. Bis ca. 6 ms befand sich der Punkt mit der maximalen Wärmeentwicklung im kontaktierten Bereich, in dem die Kontaktwiderstände dominierend waren (siehe Bereich 2, Abbildung 10 A). Dies entspricht der Phase I des Widerstandsverlaufes (Abbildung 9). Durch die starke Erwärmung in dieser Phase war nach ca. 6 ms Bereich 2 nicht mehr existent, der Kontakt zwischen den Blechen wandelte in einem vollständig kontaktierten plastisch verformten Bereich um (Bereich 3), welcher in [40] als „Randzone“ bezeichnet wurde (in der englischsprachigen Literatur wird der Bereich als „corona bond“ bezeichnet). Diese Prozesse entsprechen der Phase II des Widerstandsverlaufes (Abbildung 9).

Im vollständig kontaktierten Zustand ist am Übergang zwischen dem nicht kontaktierten Bereich 1 und Bereich 3 eine Spitze der Stromdichte entstanden. Diese war durch die Konzentration mechanischer Spannungen sowie durch Entstehung des Engwiderstandes aufgrund der Umlenkung von Stromflusslinien verursacht. Als Folge ist zwischen den Bereichen 1 und 3 eine Spitze der Wärmeentwicklung entstanden (Abbildung 10

Abbildung 10 B).

Ab Beginn der Entwicklung der Schmelzlinse (ab Phase III des Widerstandsverlaufes) muss berücksichtigt werden, dass die Metallschmelze einen höheren Stoffwiderstand im Vergleich zum festen Metall hat. So verteilt sich der Schweißstrom proportional zu den vorhandenen Widerständen und fließt bevorzugt durch den kontaktierten Bereich 3. Diese Tatsache führte zu einer intensiven Erwärmung des kontaktierten Bereiches und deren Aufschmelzen, was im Endeffekt das Wachstum der Schmelzlinse mit dem gleichzeitigen Wachstum des kontaktierten Bereiches verursachte. Nach wie vor befand sich die Spitze der Stromdichte am Rand des Bereiches 3 (Abbildung 10 C).

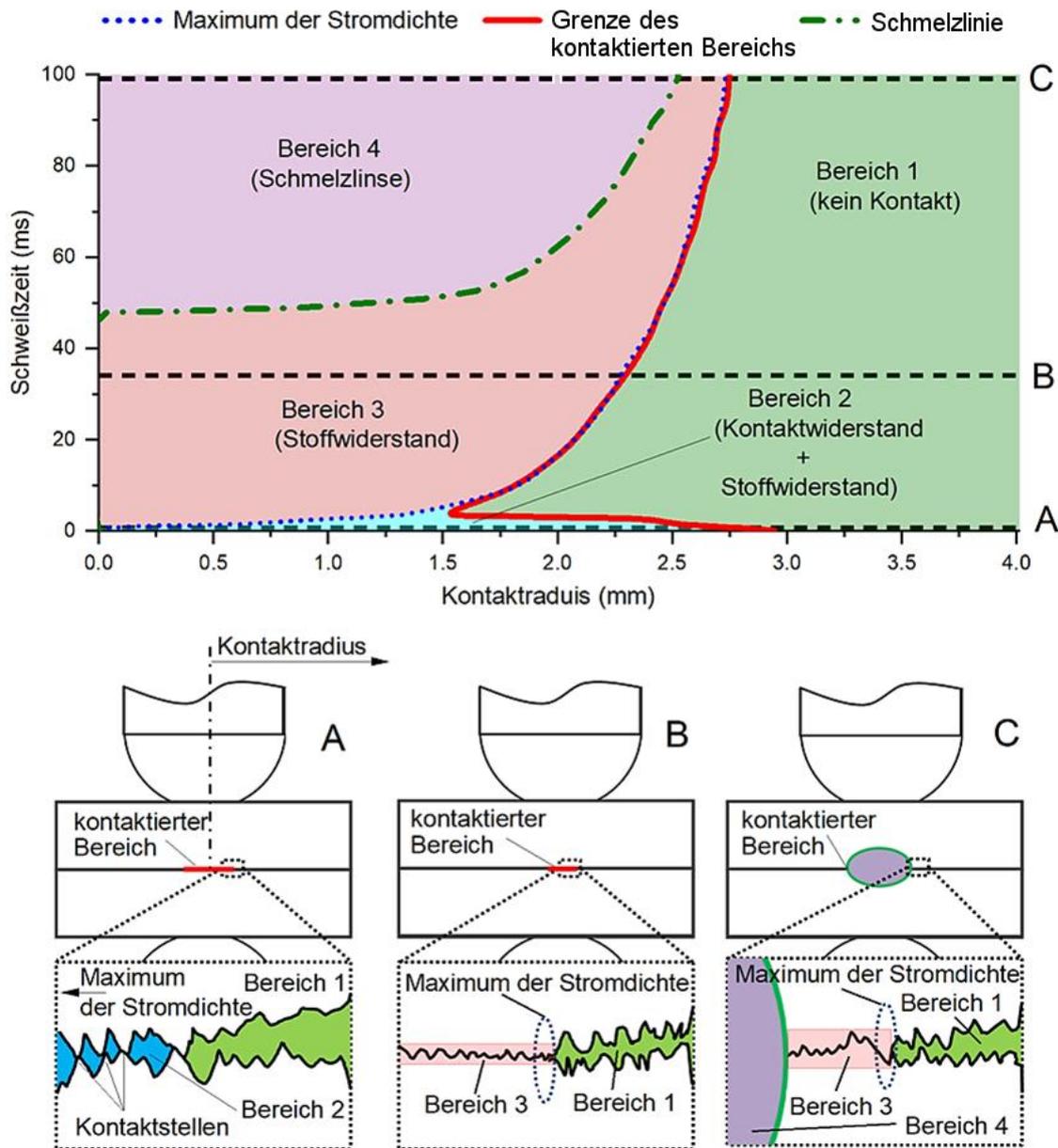
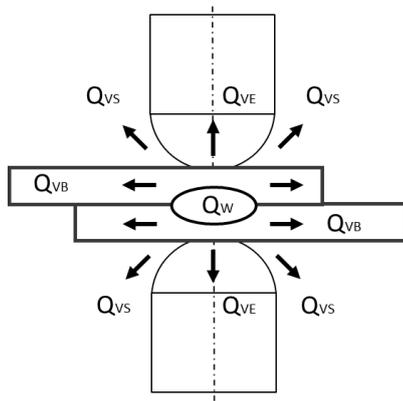


Abbildung 10: Phasen eines Widerstandspunktschweißprozesses und der Kontaktsituation in der Fügeebene mit der Schweißzeit nach [53]

2.2.3 Wärmeentwicklung im Schweißprozess und Wärmebilanz

Die gesamte eingebrachte Wärme Q_{ZU} (berechnet nach Formel 1) ist eine Summe der Wirkwärmemenge Q_W , die für die Entstehung der Schmelzlinse zuständig ist und der Verlustwärmemenge Q_V - Summe der Verlustwärmemengen durch die Ableitung in die Elektroden (Q_{VE}), Bleche (Q_{VB}) und Verlustwärmemenge durch Strahlung (Q_{VS}) (Formel 2).

Laut DVS Merkblatt 2902-1 [56] beträgt die Summe der Verlustwärmemengen Q_V zwischen 80 % und 90 % der eingebrachten Wärme und wird von der Wärmeleitfähigkeit der Bauteile und Elektrodenkappen, Elektrodenkappenform und Prozessparameter (Elektrodenkraft, Schweißzeit) stark beeinflusst.



$$Q_{zu} = Q_w + \Sigma Q_{VS} + \Sigma Q_{VB} + \Sigma Q_{VE} \quad (2)$$

Abbildung 11: Wärmebilanz an der Schweißstelle [56]

2.2.4 Linsenwachstum beim Widerstandspunktschweißen

Im Widerstandspunktschweißprozess wird mit dem Fortschritt der Schweißzeit eine Stagnation des Linsenwachstums beobachtet, bedingt durch folgende Faktoren:

- Minderung der in der Fügestelle eingebrachten Energie (im Fall vom Schweißen mit Konstant-Strom-Regelung KSR) durch Abfall des Gesamtwiderstandes
- Intensivierung der Kühlung der Fügestelle durch die Einsenkung der Elektrodenkappen in das Blech
- Vergrößerung des Wärmeflusses aus der Schmelze durch Vergrößerung der Linsenoberfläche [57]

Dies wurde in mehreren Studien experimentell und simulativ gezeigt [53, 57–59]. Der Zeitpunkt ab dem das Linsenwachstum sättigt, ist zudem richtungsabhängig, was in der Abbildung 12 (a) am Beispiel einer Dreiblechverbindung aus einem hochfesten Stahl mit (Streckgrenze 590 MPa) veranschaulicht ist. Dies deckt sich mit den Beobachtungen für 2-Blecheverbindungen an Al-Si beschichteten 22MnB5 (Abschnitt 8.3.1).

Ab dem Beginn der Linsenausbildung wurde ein schnelles Wachstum der Linsenhöhe beobachtet. Die Wachstumsphase endete nach ca. 16 ms, danach blieb die Linsenhöhe nahezu konstant. Für den Linsendurchmesser wurde ein schnelles Wachstum für ca. 52 ms ab Beginn der Linsenausbildung registriert, danach wurde ein langsames Linsenwachstum bis zum Ende des Schweißprozesses beobachtet. Eine Erhöhung des Energieeintrages (durch die Erhöhung des Schweißstroms) führte zur Verschiebung des Zeitpunktes, ab dem das Linsenwachstum begann, so dass sich bei der gleichen Schweißzeit die Phase des langsamen Linsenwachstums verlängert hat (Abbildung 12 (b)).

Diese Betrachtungen entsprechen den Berechnungen von Kim und Eagar [57], die eine Sättigung des Linsenwachstums in diametraler Richtung beschrieben. Bemerkenswert ist, dass die experimentell ermittelte Linsenhöhe eine leichte Verringerung nach ca. 200 ms aufwies. Dies kann laut [17] durch die starke Kühlung der Fügestelle mit der Elektrodenkappe bedingt werden. Simulativ wurde dieser Effekt nicht beobachtet.

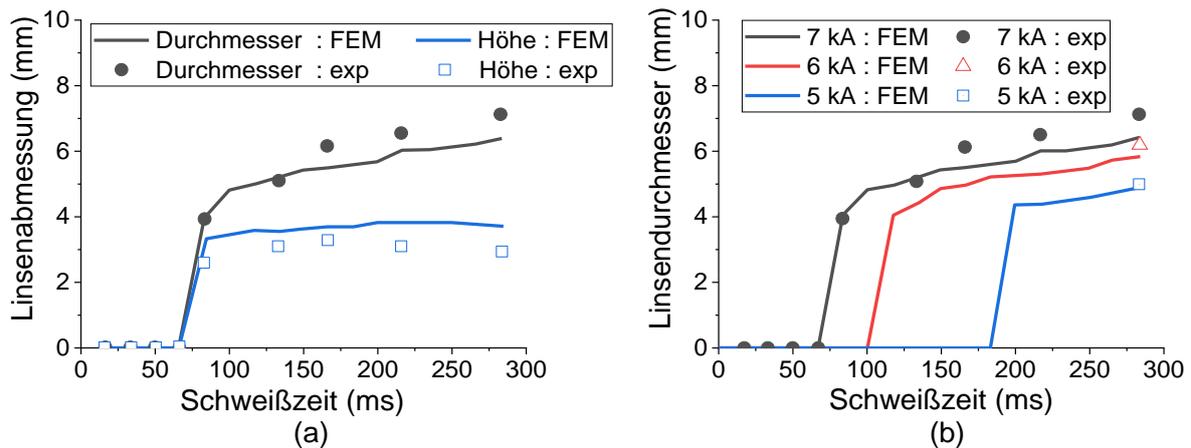


Abbildung 12: Linsenentwicklung am Beispiel einer Dreiblechverbindung nach [58]: (a) – Entwicklung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit für einen Schweißstrom von 7 kA; (b) – Linsenwachstum über die Zeit mit Variation des Schweißstroms

2.2.5 Metallurgische Prozesse beim Widerstandsschweißen

Entstehung der Wärmeeinflusszone

Martensitische Stähle stellen eine Besonderheit beim Schweißen dar, da es im Gegensatz zu ferritischen Stählen durch den Wärmeeintrag zu einer Entfestigung in der WEZ kommt.

Nach dem Presshärten besitzt der Werkstoff 22MnB5 ein martensitisches Gefüge. Typisch ist der in der Abbildung 13 dargestellte Härteverlauf in der WEZ. Die charakteristischen Bereiche der WEZ für Widerstandspunktschweißungen an 22MnB5, beschrieben von [60–62], von dem Grundwerkstoff bis zur Schmelzlinse sind die Anlasszone (Anlass-WEZ), auch subkritischer Bereich (SK-WEZ) genannt (von engl. subcritical HAZ), die teilaustenitisierte Zone oder interkritischer Bereich – IK-WEZ (von engl. intercritical region), die Feinkornzone FK-WEZ und die Grobkornzone GK-WEZ.

Außer diesen Bereichen muss noch ein partiell geschmolzener Bereich erwähnt werden, in dem die erreichten Temperaturen zwischen Liquidus- und Solidustemperatur liegen. Aufgrund der kleinen Abmessung dieses Bereiches für Widerstandspunktschweißungen, wird er bei der Beschreibung der WEZ vernachlässigt [60, 61], ist aber zum Verständnis der metallurgischen Vorgänge an der Schmelzlinie wichtig, wie im Abschnitt 8.4 gezeigt wird. Diesem Bereich folgt die Schmelzlinse, in der die Liquidustemperatur überschritten wird.

Beide WEZ-Bereiche Grob- und Feinkornzone werden im Schweißprozess oberhalb der Austenitisierungstemperatur AC_3 (830 °C für 22MnB5) erwärmt und vollständig austenitisiert. Durch die höhere maximale Temperatur in der GK-WEZ kommt es in diesem Bereich zum starken Kornwachstum. In der FK-WEZ resultiert die niedrigere maximale Temperatur in der Kornverfeinerung durch doppelte Rekristallisation. Während der raschen Abkühlung nach dem Schweißen wandeln beide WEZ Bereiche – GK- und FK-WEZ in Martensit um.

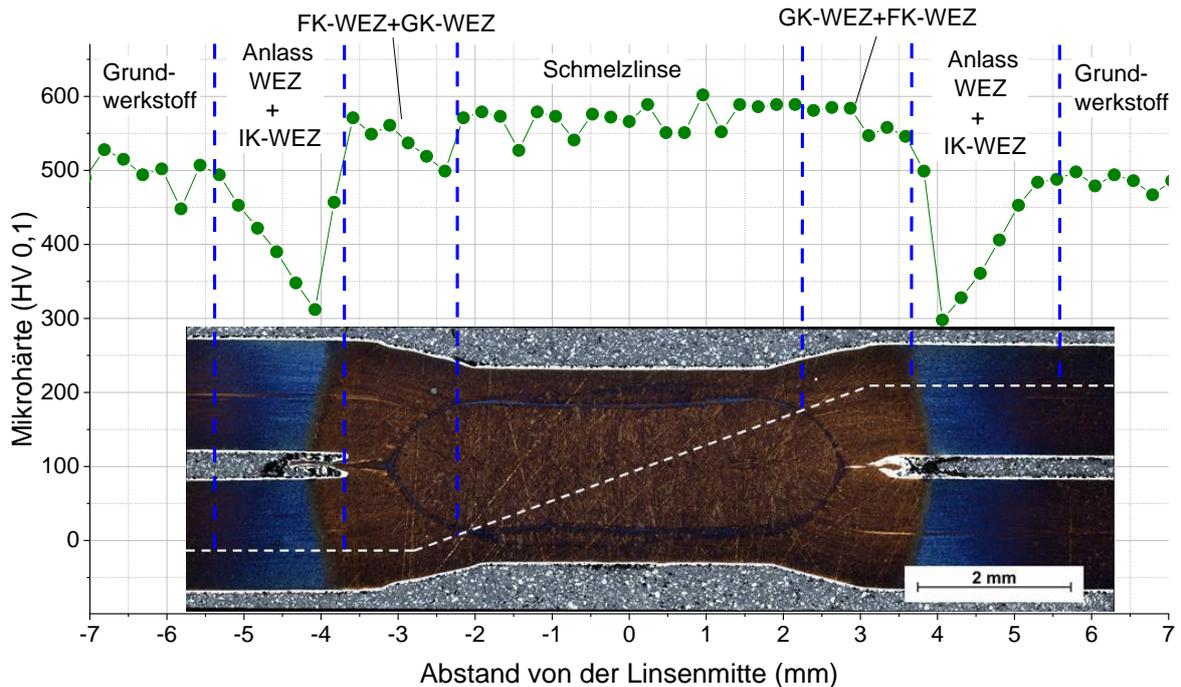


Abbildung 13: Härteverlauf und Schlibbild einer Widerstandspunktschweißverbindung aus 22MnB5 mit dem Schweißparametersatz LT (vgl. Abschnitt 8.3.3)

In der IK-WEZ wird der Werkstoff auf Temperaturen zwischen AC_1 und AC_3 erwärmt. Es erfolgt eine partielle Umwandlung von Martensit in Austenit, der nicht umgewandelte Martensit wird angelassen und wandelt teilweise in Ferrit um. Beim Abkühlen bildet sich in den vorher austenitisierten Bereichen Martensit, so dass das resultierende Gefüge in diesem Bereich eine Mischung aus Martensit, Anlassmartensit und Ferrit darstellt. In der SK-WEZ wird Martensit angelassen. Gegenüber der Schmelzlinse und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff zeichneten sich diese Zonen durch einen erheblichen Härteabfall aus [12, 60, 61] (vgl. Abbildung 13). Liegt der Grundwerkstoff im ferritisch-perlitischen Zustand vor, bildet sich keine erweichte Zone aus. Die im Schweißprozess austenitisierten Bereiche wandeln beim Abschrecken in Martensit um. Die Härte der WEZ unterscheidet sich in diesem Fall nicht von der Härte der Schmelzlinse (Abbildung 14).

Der Grad der lokalen Erweichung in der WEZ bestimmt neben den Eigenschaften der Schmelzlinse das Festigkeits- und Versagensverhalten der Bauteile. Bei der einseitigen Beanspruchung der Fügeverbindung auf Zug oder Biegung wie z. B. bei einem Crashfall mit Seitenaufprall, kommt es zu einer starken Konzentration der Verformung in der erweichten Zone [12], was auch in [15] nachgewiesen wurde. Bei anderen Belastungsarten und -richtungen versagt die Fügeverbindung nicht nur in der IK- und SK-WEZ oder in der Schmelzlinse [63], sondern auch entlang der Schmelzlinie wie im Abschnitt 2.4.2 beschrieben ist.

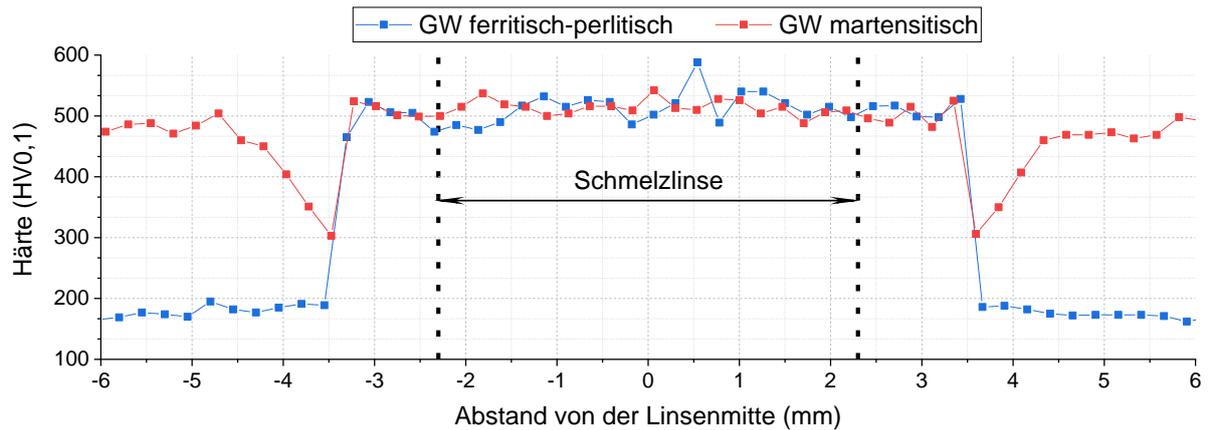


Abbildung 14: Typische Härteverläufe für Widerstandspunktschweißverbindungen an 22MnB5 mit verschiedenen GW-Zuständen (vgl. Abschnitt 8.4.2)

Erweichung an der Schmelzlinie

Neben der oben beschriebenen Erweichungszone in der IK- und SK-WEZ, ist in der Literatur eine Erweichung an der Schmelzlinie zwischen der Schmelzlinse und der WEZ beschrieben, die im Schlibbild in Form eines hellen Saumes erkennbar wird (Abbildung 15 (b)). Deren Einfluss auf das Bruchverhalten wird in Abschnitt 2.4.2 diskutiert.

Eine Erweichungszone an der Schmelzlinie, weiter bezeichnet als SL-EWZ, wurde zum ersten Mal von Sierlinger et al. in [14] für DP-Stähle erwähnt, die Autoren vermuteten die Anwesenheit von Ferrit in dem erweichten Saum. Es wurden jedoch keine Aussagen zu den Entstehungsmechanismen gemacht.

In [16] wurde die Anwesenheit der SL-EWZ für 22MnB5 beim Schweißen mit zwei Impulsen zu je 300 ms nachgewiesen. Es wurde auch über einen Härteabfall von ca. 50 % im Vergleich zur GK-WEZ und Schmelzlinie berichtet.

Zhixia et al. [64] beschrieben die Erweichung an der Schmelzlinie für pressgehärteten Al-Si-beschichteten Stahl, geschweißt mit Wechselstrom und einer Schweißzeit von 20 Zyklen (318 ms).

In ihren Untersuchungen zeigten Schuster, Sommer et al. [13, 15] mit Hilfe von Härtemessungen (Linien-scans mit HV 0,5) die Anwesenheit der SL-EWZ für lange ($t_s = 1950$ ms) und sehr lange ($t_s = 6960$ ms) Schweißzeiten (Abbildung 15 (b)) am Werkstoff 22MnB5+AS. Für Schweißverbindungen mit $t_s = 300$ ms wurden keine Erweichungen gefunden (Abbildung 15(a)). Es wurde ebenfalls gezeigt, dass die Zonenbreite sowie der Erweichungsgrad mit Verlängerung der Schweißzeit zunimmt. Dies wurde auch nachgewiesen in [18, 65]. Die Entstehungsmechanismen der Erweichungszone wurden auch in diesen Veröffentlichungen nicht diskutiert.

Li et al. [17] zeigten die Anwesenheit der SL-EWZ für DP590, geschweißt mit 1200 ms unter der Wirkung eines externen Magnetfeldes. Die Autoren vermuteten, dass die Erweichungszone durch die Diffusion von Kohlenstoff und weiteren Legierungselementen aus den an der Schmelzlinie liegenden Bereichen in Richtung der Schmelze verursacht wird, da deren Löslichkeit in der Schmelze höher ist. Dies wird durch die Bewegung der stromdurchflossenen Schmelze in der Schmelzlinse unter Wirkung von Lorenzkraften unterstützt. Es wurde ebenfalls eine Vermutung aufgestellt, dass die SL-EWZ Austenit und Bainit beinhaltet.

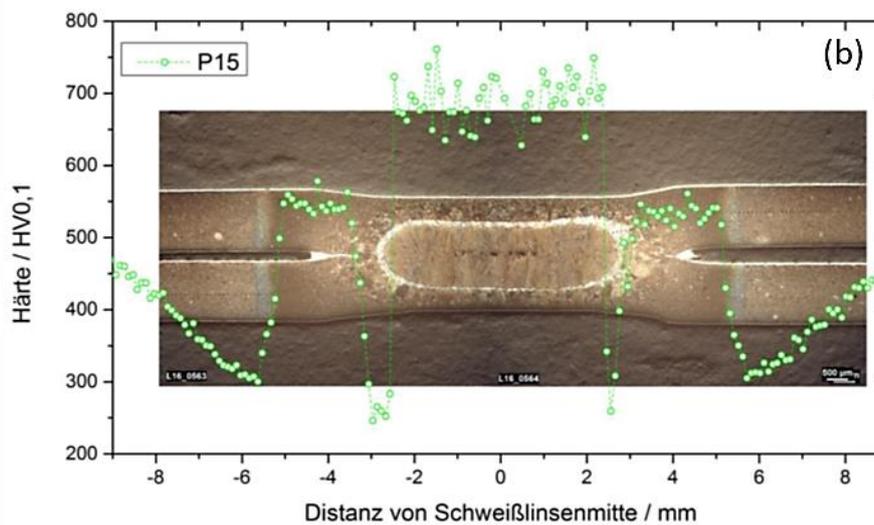
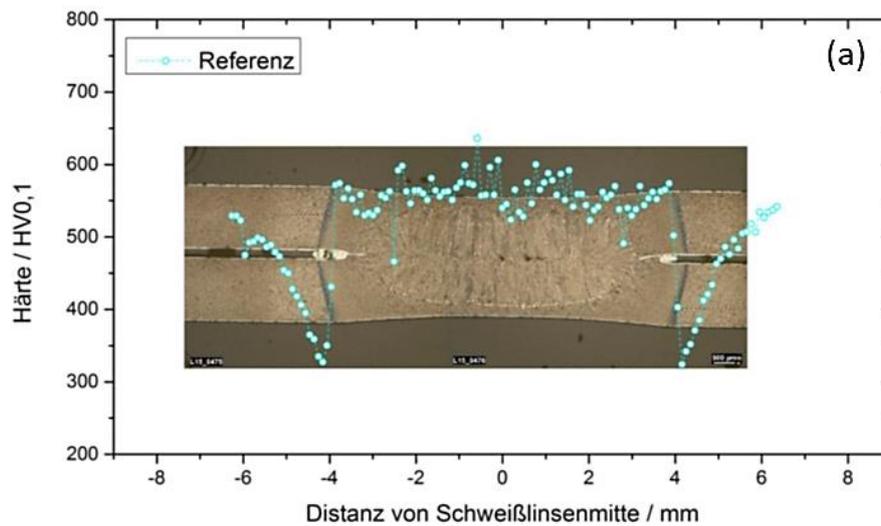


Abbildung 15: Erweichungen an der Schmelzlinie beim 22MnB5 aus [15] (a) – Schweißzeit 750 ms (2 Impulse 350/400 ms); (b) – Schweißzeit 6960 ms (3 Impulse 350/400/6210 ms)

Nach der Hypothese von [18] wird die Erweichung an der Schmelzlinie mit den metallurgischen Prozessen in Verbindung gebracht. Es wurde vermutet, dass die SL-EWZ durch die Entstehung von δ -Fe in schmelzliniennahen Bereichen verursacht werden kann. Stagniert das Wachstum der Schmelzlinse, so bewegt sich die Schmelzlinie nicht, was dazu führt, dass der Werkstoff in der Nähe der Schmelzlinie im Temperaturbereich oberhalb der peritektischen Temperatur und unterhalb der Solidustemperatur isotherm gehalten wird (vgl. Abschnitt 7.10). Dadurch kommt es zur Entstehung von δ -Fe an der Schmelzlinie. Da δ -Fe eine geringe maximale Kohlenstofflöslichkeit (0,09 gew.-% bei 1493 °C [45]) im Vergleich zur Schmelze (5,41 gew.-% bei 1600 °C [45]) sowie Austenit hat, führt seine Entstehung zur Entkohlung der Bereiche an der Schmelzlinie. Die Vermutung wurde durch die experimentelle Ermittlung des Kohlenstoffgehalts an der Schmelzlinie unterstützt. Ebenfalls erklärt diese Vermutung die beobachtete Intensivierung der Erweichung mit Verlängerung der Schweißzeit.

Zhao et al. [66] zeigten eine Anwesenheit der SL-EWZ für Proben, geschweißt mit einer Schweißzeit von 580 ms und ernannten die Entstehung von δ -Fe an der Schmelzlinie zum Grund für die Erweichung.

Die dafür zuständigen metallurgischen Mechanismen wurden nicht diskutiert und es wurden keine experimentellen Nachweise für die δ -Fe-Bildung gezeigt.

Lu et al. [61] bestritten die Anwesenheit der SL-EWZ in Schweißverbindungen an 22MnB5, geschweißt mit drei Impulsen von je 11 Zyklen (~183 ms) mit Pausen von 2 Zyklen (~33 ms) dazwischen. Die zur Detektion der Erweichungszone verwendete Linienscans mit HV 0,5 sind zu diesem Zweck nur bedingt geeignet. Sogar mithilfe von Linienscans mit HV 0,1 (wie beschrieben in den Abschnitten 8.3.3 und 8.4.2) konnte die Erweichung an der Schmelzlinie nicht detektiert werden, obwohl die Härtemappings an diesen Proben einen klaren Nachweis der Erweichungszone lieferten. Durch die relativ großen Diagonalen des Härteeindrucks und die dadurch bedingten großen minimalen Abstände zwischen den einzelnen Härteeindrücken kann nur eine stark ausgeprägte SL-EWZ mit dieser Härtemessmethode detektiert werden. Außerdem kann unter Berücksichtigung der relativ kurzen Schweißzeiten einzelner Impulse vermutet werden, dass die Erweichungszone in diesem Fall nicht stark genug ausgeprägt war, um detektiert zu werden.

Die Analyse der Literaturquellen zeigt, dass bei den Widerstandspunktschweißungen an hoch- und höchstfesten Stählen eine Erweichung an der Schmelzlinie auftritt (SL-EWZ), die von vielen Autoren in Verbindung mit den Diffusionsvorgängen an der Schmelzlinie gesehen wird. Die genauen Ursachen die, zur Entstehung dieser Erweichungszone führen, bleiben aber unklar. Um die Entstehungsmechanismen der SL-EWZ zu untersuchen, wurde eine Arbeitshypothese formuliert:

Im Widerstandspunktschweißprozess kommt es zur Sättigung des Linsenwachstums mit Fortschritt der Schweißzeit. Tritt die Sättigung des Linsenwachstums auf, so kann die Schmelzlinie idealisiert als räumlich stationär betrachtet werden. Bedingt durch die unterschiedliche Löslichkeit von Kohlenstoff zwischen der flüssigen und der festen Phase, wird Kohlenstoff in Richtung Schmelze diffundieren, sodass ein Bereich mit niedrigem Kohlenstoffgehalt an der Schmelzlinie entsteht. Der Werkstoff in der Nähe der Schmelzlinie befindet sich im peritektischen Bereich, die Entstehung von δ -Fe an der Schmelzlinie ist dementsprechend möglich. Das schnelle Abschrecken nach dem Schweißprozess verhindert die Umverteilung von Kohlenstoff. Infolgedessen entsteht an der Schmelzlinie ein entkohlter erweichter Bereich. Diese Hypothese erklärt die Beobachtungen aus der Literatur, die eine stärkere Ausprägung der SL-EWZ bei der längeren Schweißzeit beobachten (Abschnitt 2.2.5). Im Fall des Al-Si-beschichteten Werkstoffs kann die Entstehung von δ -Fe durch Al aus der Beschichtung unterstützt werden.

2.3 Widerstandspunktschweißung pressgehärteter Al-Si beschichteter Stähle

2.3.1 Schweißung Al-Si beschichteter Stähle

Neben der Schweißmöglichkeit, abhängig von den Fertigungsbedingungen, und der Punktschweißsicherheit, bestimmt durch die Konstruktion, stellt die Schweißung die dritte Komponente der Schweißbarkeit dar.

Die Schweißung wird vorwiegend durch die werkstofflichen Aspekte bestimmt. Diese Eigenschaft ist gegeben, wenn sich aufgrund der chemischen, mechanischen und physikalischen Werkstoffeigenschaften eine anforderungsgerechte Schweißverbindung herstellen lässt. Je weniger die

werkstoffbedingten Faktoren bei der Fertigung berücksichtigt werden müssen, desto besser ist die Schweißseignung des Werkstoffes [67].

Für das Widerstandspunktschweißen hat sich eine Methode zur quantitativen Bewertung der Schweißseignung auf Basis des in SEP 1220-2 [68] beschriebenen methodischen Vorgehens etabliert. Um die Schweißseignung zu quantifizieren wird die Größe des Prozessfensters genutzt, in dem ein sicheres Schweißergebnis erzielt wird. Durch die streng definierten Randbedingungen, wie Probengröße und Schweißparameter, ist ein Vergleich von verschiedenen Werkstoffen und Blechdicken bezüglich ihrer Schweißseignung möglich. Das Prozessfenster, auch Schweißbereich genannt, wird durch die Variation des Schweißstroms mit einer definierten Schrittgröße ermittelt. Weitere Schweißparameter werden nicht geändert, wie im Abschnitt 7.6 detailliert beschrieben. Die untere Grenze des Schweißbereiches ist durch die Stromeinstellung definiert, bei dem der Mindestpunktdurchmesser von $4\sqrt{t}$ erreicht wird. Die obere Grenze wird durch die maximale Stromeinstellung bestimmt, bei der die Schweißungen ohne Schweißspritzer noch möglich sind. So kann die Schweißseignung einer Blechdickenkombination (BDK) quantifiziert werden, wobei eine bessere Schweißseignung einem größeren Schweißbereich entspricht.

Für 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung ist aus der Literatur bekannt, dass es mit Erhöhung der Ofentemperatur und Verlängerung der Ofenhaltezeit zur Verschiebung der Schweißbereiche in Richtung kleinerer Schweißströme und einer Prozessfensterverkleinerung kommt [8, 9, 69, 70], wobei Kolaříková et al. [7] sowie Drillet et al. [6] die Schweißseignung mit der Schichtmorphologie korrelieren.

In [6] wurden die Prozessgrenzen für das Presshärten mit Berücksichtigung der Widerstandspunktschweißseignung des Werkstoffes empirisch abgeleitet, dargestellt in Abbildung 16. Es wurden auch Grenzen für den Schichtaufbau vorgeschlagen, welche eine optimale Widerstandspunktschweißseignung garantieren. So darf nach [6] die Interdiffusionszone (B) nicht größer als $15\ \mu\text{m}$ sein. Ebenfalls wurde empfohlen, dass die Si-reichen Schichten eine kontinuierliche Morphologie aufweisen sollen. Dazu wurden aber keine statistisch abgesicherten Beweise präsentiert, die Randbedingungen und Methoden, die zur Ableitung der o.g. Aussagen genutzt worden sind, wurden nicht ausführlich aufgeführt.

Laurenz und Ohse [9] zeigten eine Korrelation zwischen Ofenhaltezeit und Schweißseignung für 22MnB5+AS150. Es wurde gezeigt, dass der Übergangswiderstand mit der Ofenverweilzeit wächst, dieser kann aber nicht verwendet werden, um auf die Wärmebehandlung oder Schweißseignung des Werkstoffes zu schließen. Diese Betrachtungen wurden von Kuhlmann et al. [8] bestätigt. Kuhlmann et al. [8] zeigten außerdem, dass die Erhöhung der Ofentemperatur im Vergleich zur Verlängerung der Ofenhaltezeit einen stärkeren negativen Einfluss auf die Schweißseignung hatte. Ebenfalls vermuteten Kuhlmann et al. einen Zusammenhang zwischen Schweißseignung und Schichtausbildung, genaue Angaben zu der Natur dieses Zusammenhangs wurden aber nicht gemacht.

Kolaříková et al. [7] stellten eine Vermutung auf, dass die Entwicklung von Si-reichen Interdiffusionszonen in der Schicht einen wesentlichen negativen Einfluss auf die Widerstandspunktschweißseignung des Al-Si-beschichteten 22MnB5 haben kann, dies wurde jedoch nicht experimentell bestätigt.

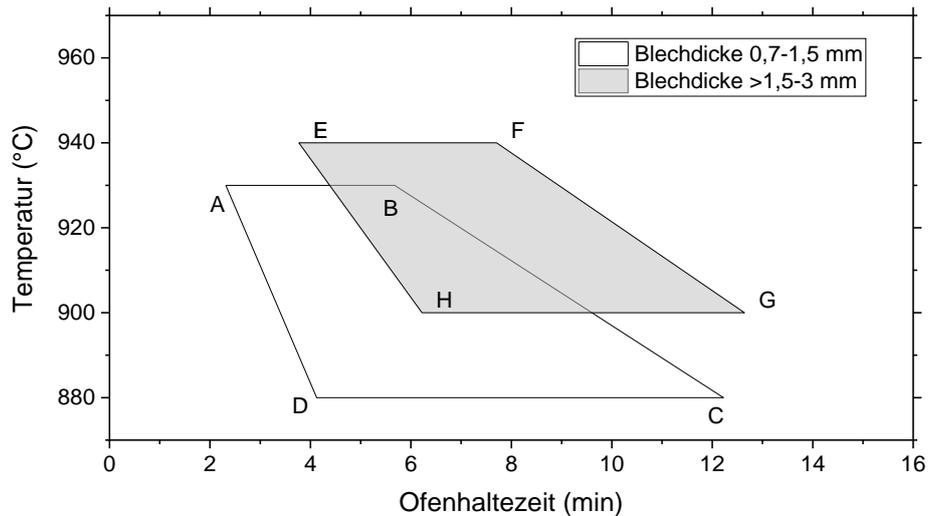


Abbildung 16: Prozessfenster des Presshärteprozesses [6] zur Herstellung schweißgeeigneter Bauteile

In [69, 70] wurde der Einfluss der Schichtentwicklung auf die Schweißeignung von Dreiblechverbindungen gezeigt. Die Autoren besagten, dass sich die Schweißeignung mit Erhöhung der Ofentemperatur und Haltezeit verschlechtert und korrelieren diese Tatsache mit der Entwicklung hochhohmiger Phasen in der Schicht. Gezeigt wird aber, dass die Anwesenheit niederhohmiger metallischer Al-Si-Schichtbestandteile zur mangelnden Linseneindringtiefe in das dünne Blech führt (Abbildung 17).

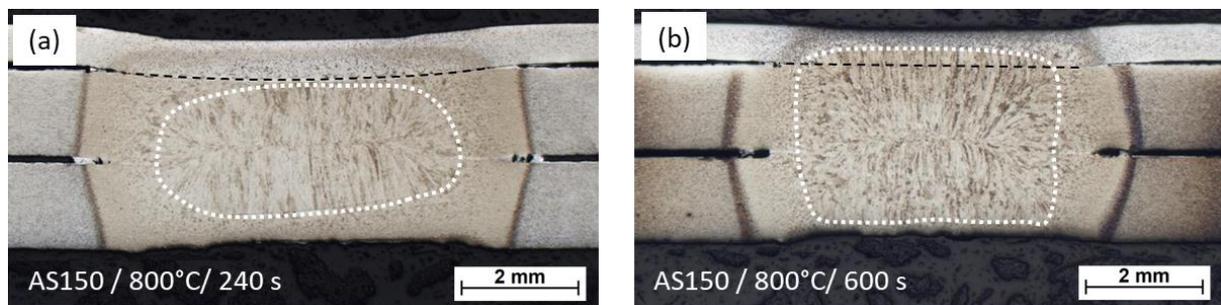


Abbildung 17: Schweißlinse in einer 3-Blechverbindung aus dem partiell gehärteten 22MnB5+AS150 mit einem dünnen Außenhautblech aus HX340LAD+Z100, geschweißt mit I_{min} aus [70]

Kaars berichtete, dass die statischen Übergangswiderstände für den Widerstandsschweißprozess wichtig sind da die Wärmeentwicklung in den ersten Millisekunden des Prozesses bestimmend ist und so den ganzen Schweißprozess beeinträchtigt. Im Gegensatz dazu zeigten Horie et al. [53], dass die Wärmeentwicklung im Schweißprozess in einem erwärmten und vollständig kontaktierten Bereich stattfindet (vgl. Abschnitt 2.2.2), dementsprechend können die Stoffwiderstände für die Wärmeentwicklung im Schweißprozess als kritischer bewertet werden.

In der Literatur wird ein klarer Zusammenhang zwischen Wärmebehandlung und Schweißeignung der Al-Si-beschichteten presshärtenden Stähle dargestellt. Dies wird durch Änderung der Oberflächenschichten [6–8] im Presshärteprozess begründet, es fehlt aber eine grundlegende

Erklärung der beobachteten Einflüsse sowie ein Kriterium zur Abschätzung der Schweißseignung anhand der Schichtausbildung.

Trotz der vorhandenen Aussagen über eine Abwesenheit der Korrelation zwischen den statisch gemessenen Widerständen und der Schweißseignung [8, 9, 51, 69] wird in DVS Merkblatt 2935-3 [1] empfohlen, die Schweißseignung vom pressgehärteten 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung anhand der statisch gemessenen Übergangswiderstände abzuschätzen. Es wird besagt, dass der Werkstoff schweißgeeignet sei, wenn der nach DVS Merkblatt 2929-1 [71] mittels Einblechmessung ermittelte Übergangswiderstand unter $800 \mu\Omega$ liegt.

Mit Berücksichtigung der oben beschriebenen Literaturangaben wird im Rahmen dieser Arbeit die genannte Korrelation zwischen Schichtentwicklung im Ofenprozess, Schweißseignung und statisch gemessenen Widerständen kritisch analysiert und überprüft.

2.3.2 Strategien zur Erweiterung des Prozessfensters

Da die Schweißbarkeit nicht nur durch werkstoffliche Aspekte beeinflusst wird, sondern auch von der Konstruktion und den Produktionsbedingungen abhängt, müssen bei der Fertigung auch diese Einflussfaktoren berücksichtigt werden. Trotz einer hohen Maßgenauigkeit pressgehärteter Bauteile kommt es im Karosseriebau zur Entstehung von geometrischen Störgrößen wie z. B. Spalten zwischen den zu fügenden Bauteilen. Auf der Anlagenseite können Elektrodenschiefstellung und fehlende Koaxialität zwischen den Elektroden entstehen. Dadurch kommt es neben den werkstofflichen Einflüssen zur Reduktion des Prozessfensters, was unter Produktionsbedingungen berücksichtigt werden muss.

Generell wird in [1] empfohlen, erhöhte Elektrodenkräfte sowie Mehrimpulsschweißungen zu nutzen, um das Prozessfenster unter Produktionsbedingungen zu erweitern. Außerdem wird dort die Verlängerung der Schweißzeit als eine dafür wirksame Maßnahme genannt. Bedingt durch die Konstruktion der üblich in der Produktion eingesetzten Schweißzangen, ermöglicht ein optimales Verhältnis zwischen Steifigkeit und Gewicht des Gestells in den seltensten Fällen Elektrodenkräfte von mehr als 5 kN [72].

Unter Berücksichtigung, dass längere Prozesse generell weniger von vorhandenen Störgrößen beeinträchtigt werden [73], konzentrierten sich mehrere Autoren auf die Entwicklung der Schweißparametersätze mit verlängerten Schweißzeiten, oft verbunden mit einer Strommodulation. So zeigte Meyer [72], dass eine Erhöhung des Prozessfensters durch den Einsatz der höheren Elektrodenkräfte in Kombination mit Verlängerung der Schweißzeit erfolgen kann. Wesling et al. [74] empfahlen dieselben Maßnahmen zur Erhöhung des Prozessfensters für Schweißverbindungen mit Spalt. In neusten Untersuchungen zeigten Holtschke und Jüttner [75], dass Kraftmodulation eine wirksame Maßnahme zur Erhöhung des Prozessfensters ist. Bedingt durch begrenzte Möglichkeiten zur Kraftmodulation unter Produktionsbedingungen, bleibt die Strommodulation, kombiniert mit einer Verlängerung der Schweißzeiten die bevorzugte Variante zur Vergrößerung des Prozessfensters. Park et al. [76] schlugen Schweißparametersätze mit bis zu drei Impulsen vor. Chabok et al. [77] benutzten zwei Impulse mit je 380 ms zum Schweißen von AHSS. In den Untersuchungen von Rosner et al. [78] kam ein Schweißparametersatz mit zwei Impulsen von 300 ms und 450 ms und einer gemeinsamen Schweißzeit von 750 ms für das Schweißen von 22MnB5 in Kombination mit Kleben zum Einsatz. Wink et al. [46]

verwendeten zwei Impulse mit je 300 ms als einen produktionsrelevanten Schweißparametersatz. Laurenz und Ohse [9] zeigten, dass für 22MnB5+AS150 Mehrimpulsschweißen und Wechselstromschweißen vorteilhaft sind. Die Verlängerung der Schweißzeit ist auch von Vorteil.

Schweißzeitverlängerung und Strommodulation (Mehrimpulsschweißen) werden nicht nur beim einfachen Parametrieren des Widerstandspunktschweißprozesses genutzt, sondern stellen auch ein Basisprinzip bei den intelligenten Qualitätsregelungssystemen dar [73, 79].

Die Verlängerung der Schweißzeiten (z. B. auf bis zu 2000 ms, wie beschrieben in [10]) und die damit verbundene Änderung der Linsenwachstumskinetik kann metallurgische Vorgänge an der Schmelzlinie zur Folge haben, die bis jetzt für kürzere Schweißzeiten nicht relevant waren, jedoch eine Ausbildung der Erweichungszone an der Schmelzlinie verursachen. Der Literatur ist eine klare Aussage über eine Korrelation zwischen der Schweißzeitverlängerung und der Erweichung an der Schmelzlinie zu entnehmen. Die Verlängerung der Schweißzeit führt zur Stagnation des Linsenwachstums und begünstigt dadurch Diffusionsprozesse an der Schmelzlinie, wodurch es zur Entstehung von weichen kohlenstoffarmen Phasen im genannten Bereich kommen kann (detailliert beschrieben im Abschnitt 8.3). Jedoch sind die beschriebenen Effekte in der Literatur als Hypothesen dargestellt, und eine Überprüfung der getroffenen Annahmen ist notwendig, um ein Verständnis der Einwirkung der Schweißzeit auf die metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie zu entwickeln.

Trotz einer relativ großen Anzahl an Erwähnungen dieser Erweichungszone in der Literatur, wird diese mit wenigen Ausnahmen als Nebenprodukt der Untersuchungen beschrieben, die sich anderen Problemstellungen widmen. Es fehlt ein integrierter Untersuchungsansatz, der sich mit den Entstehungsmechanismen dieser Zone bei produktionsrelevanten Schweißzeiten befasst und deren Auswirkung auf mechanisch-technologischen Eigenschaften der Fügeverbindungen bewertet.

2.4 Mechanisches Verhalten der Widerstandspunktschweißverbindungen aus höchstfesten Stählen

2.4.1 Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen

Historisch wurde hauptsächlich zwischen drei Brucharten: Scherbruch (interface failure), Ausknöpfbuch (plug failure) und Mischbruch unterschieden, wobei die Bruchart als Qualitätskriterium herangezogen wurde. Ein Scherbruch war dabei generell nicht zulässig. So unterschied Veit im Rahmen seiner Untersuchungen zum Bruchverhalten der Widerstandsschweißverbindungen [80, 81] zwischen Scherbruch, Ausknöpfbuch und partiellem Dickenbruch. Mit der Entwicklung von hoch- und höchstfesten Stählen kam es durch die hohe Steifigkeit des Grundwerkstoffs, eine komplexere chemische Zusammensetzung und damit verbundenen metallurgischen Vorgängen im Schweißgut (wie z. B. C-, P- und S-Seigerung [82]) dazu, dass ein Versagen der Proben im Scherbruch aufgetreten ist. Umfangreiche Untersuchungen [15, 83, 84] haben aber gezeigt, dass das Bruchverhalten nicht als Qualitätsmerkmal für hoch- und höchstfeste Stähle gilt und die binäre Klassifikation zur Beurteilung des Bruchverhaltens nicht mehr ausreicht. Wichtiger Meilenstein in der Beurteilung des Bruchverhaltens ist das AWS-Merkblatt D8.1 [85], in dem eine ausführliche Klassifizierung der Bruchmodi von Widerstandspunktschweißungen in 8 Hauptgruppen, jede von denen zusätzlich in 6 Untergruppen, abhängig vom Bruchverlauf erfolgte. Die resultierenden 48 Bruchvarianten erlauben eine ausführliche Beschreibung des Bruchverhaltens, sind jedoch aufgrund der hohen Komplexität praktisch schwer

umsetzbar. Das DVS Merkblatt 2916-1 [86] bietet eine vereinfachte Bruchartklassifikation, angelehnt an AWS D8.1, die praktikabler eingesetzt werden kann und trotzdem ausreichend ist, um die Bruchart der Widerstandspunktschweißverbindungen zu beschreiben. Diese basiert sich auf vier reinen Brucharten:

- Ausknöpfungbruch
- Scherbruch
- partieller Dickenbruch
- Haftschiweißung, oder „Nicht“- Schweißung.

Aus deren Kombinationen werden vier Mischformen abgeleitet:

- Ausknöpfungbruch mit Scherbruch
- Ausknöpfungbruch mit partiellem Dickenbruch
- Scherbruch mit partiellem Dickenbruch
- Ausknöpfungbruch mit Scherbruch und partiellem Dickenbruch.

In keinem der Merkblätter wird bei der Beschreibung des partiellen Dickenbruches zwischen den Verläufen der Bruchebene in der Schweißverbindung differenziert, wie z. B. in [18, 66, 84, 87]. Um die Bruchvorgänge der Fügestelle ausführlich zu beschreiben, ist eine solche Differenzierung notwendig. In den zuvor genannten Veröffentlichungen wird eine besondere Form des Bruches beschrieben (entweder als partieller Dickenbruch oder als Ausknöpfungbruch) – ein Versagen entlang der Schmelzlinie, in der Praxis auch als Linsengrenzbruch bezeichnet. In den durchgeführten Untersuchungen wurden verschiedene Formen des partiellen Dickenbruches beobachtet: partieller Dickenbruch durch die Schmelzlinse - ptf-a in Abbildung 18 d-f, und partieller Dickenbruch entlang der Schmelzlinie in Kombination mit dem Ausknöpfungbruch A (ptf-b in Abbildung 18 g-i). Diese Bruchform wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit mitbetrachtet, wie im Abschnitt 7.11.2 beschrieben.

Die Zuordnung der Bruchmodi kann in Anlehnung an vorherige Untersuchungen erfolgen [18], in denen ein Abgleich zwischen Schliffbild und Sichtprüfung durchgeführt wurde (Abbildung 18).

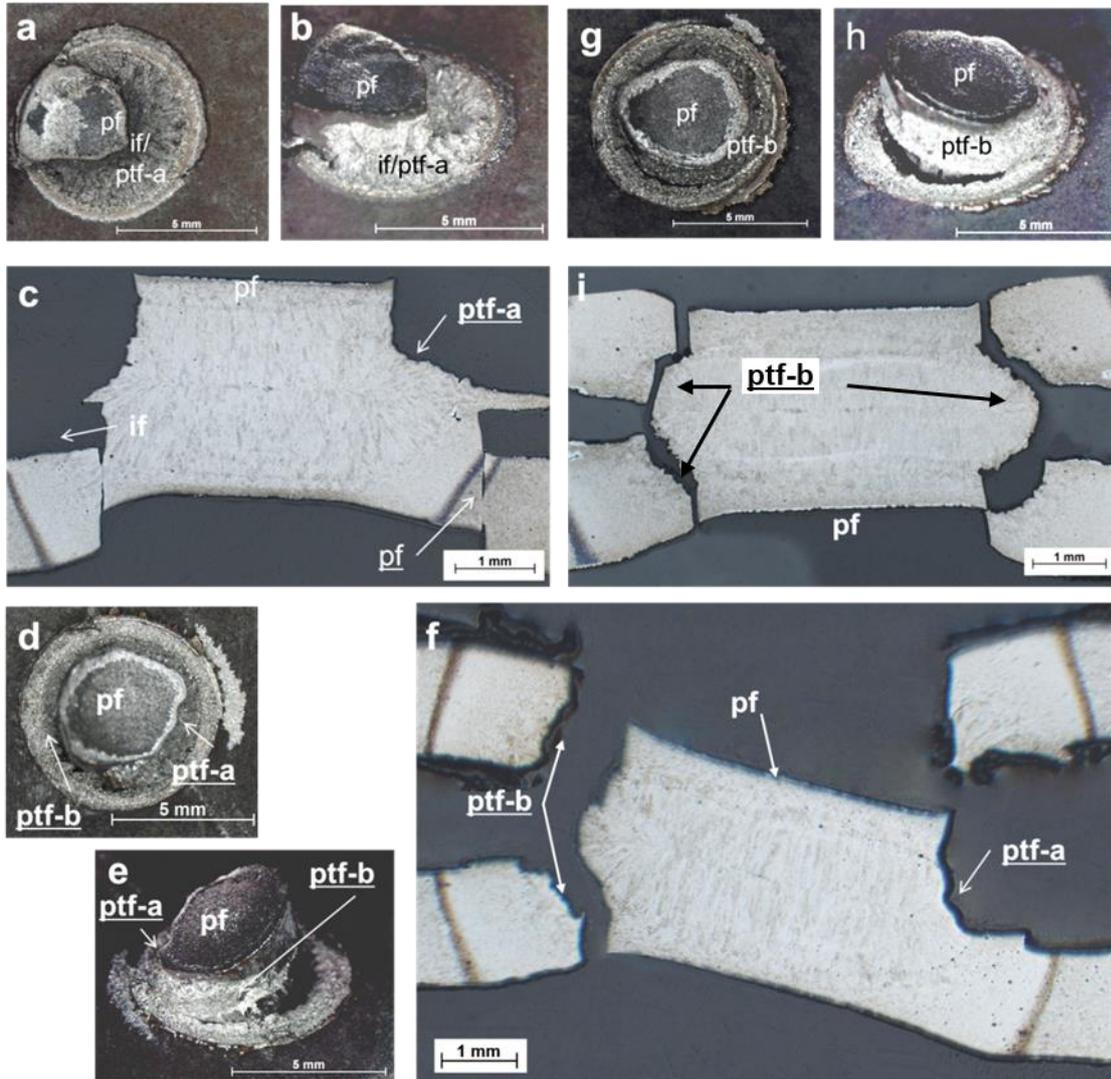


Abbildung 18: Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen in Kopfzugversuch: Abgleich zwischen Sichtprüfung und Schliffbild aus [18]. (a-c) – Energieeinbringungskonzept ST; (d-f) – Energieeinbringungskonzept MT; (g-i) - Energieeinbringungskonzept LT

2.4.2 Mikrostrukturelle Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf das Bruchverhalten der Widerstandsschweißverbindungen

Mikrostrukturelle Unregelmäßigkeiten an Widerstandspunktschweißverbindungen

Für geometrische Unregelmäßigkeiten wird im DVS Merkblatt 2960 [88] eine Abschätzung des Einflusses auf mechanische Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindung anhand deren Lage vorgeschlagen (Abbildung 19). Der Randbereich zwischen $1,1x$ des Elektrodeneindruckdurchmessers d_e und $0,9x$ des Linsendurchmessers d_n wird als kritischer Bereich gesehen. Die dort auftretenden Unregelmäßigkeiten haben den größten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung. Zwischen $0,9x$ und $0,5x$ d_n liegt der Übergangsbereich. In diesem wird der Einfluss der Unregelmäßigkeiten als weniger kritisch beschrieben. Im mittleren Bereich des Schweißpunktes (je $0,25x$ d_n von der Punktmitte) haben die Unregelmäßigkeiten einen geringen Einfluss auf die mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften. Obwohl die oben genannten Zonen für

geometrische Unregelmäßigkeiten abgeleitet wurden, dürfen die auch bei der Berücksichtigung mikrostruktureller Unregelmäßigkeiten verwendet werden. Bei Kopf- und Scherzugbelastung, wobei die Belastungen über die Schmelzlinse übertragen werden, erfolgt die Spannungskonzentration an der Spitze zwischen den Blechen [89]. Im Fall der einseitigen Belastung konzentrieren sich die Spannungen am Elektrodeneindruck. Ebenfalls gilt die Erweichungszone Anlass-WEZ als ein metallurgischer Spannungskonzentrator und wird zur Sollbruchstelle der Verbindung (vgl. Abschnitt 8.4.3).

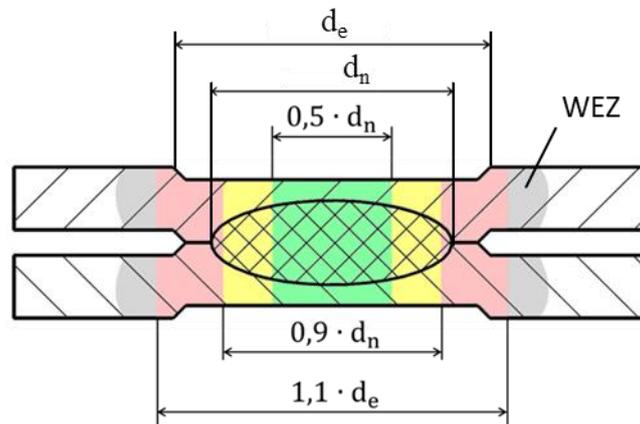


Abbildung 19: Bereichseinteilung zur Charakterisierung der Lage von Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf mechanische Eigenschaften nach [88]

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Wirkung der mikrostrukturellen Unregelmäßigkeiten auf das Bruchverhalten der Schweißverbindungen aus pressgehärtetem Stahl untersucht. Im Weiteren werden die in der Literatur vorhandenen Untersuchungen zum Einfluss der mikrostrukturellen Änderungen auf das Bruchverhalten aufgeführt.

Viele Autoren besagen, dass die klassische Erweichungszone in der WEZ auch beim Kopf/Scherzugversuch eine kritische Bruchstelle ist [63, 90–92]. Eller [12] zeigte ebenfalls, dass der Bruch der Widerstandspunktschweißverbindung in der erweichten WEZ stattfindet, untersuchte aber nur die einseitige Belastung der Fügeverbindung auf Zug.

Eftekharimilani et al. [93] zeigten einen Übergang von Scherbruch beim Schweißen mit einem Impuls (320 ms) zum Linsengrenzbruch beim Schweißen mit zwei Impulsen (2 x 320ms mit 40 ms Pause dazwischen). Im letzten Fall erfolgte der Bruch entlang der Schmelzlinie des sich im ersten Impuls gebildeten Schweißpunktes. Die Änderung des Bruchverhaltens wird durch die Homogenisierung der Verteilung von Legierungselementen innerhalb der Schmelzlinse erklärt, so dass der negative Einfluss der Seigerungen auf die mechanischen Eigenschaften der Schmelzlinse beseitigt wird.

Laut [66] versagen die Widerstandspunktschweißverbindungen beim Scherzugversuch bis zum Linsendurchmesser von $4\sqrt{t}$ (t = Blechdicke) ausschließlich im Scherbruch, bei den Linsendurchmessern zwischen $4\sqrt{t}$ und $5\sqrt{t}$ treten Scherbrüche und Linsengrenzbrüche mit Anteilen an Ausknöpfbruch und partiellem Dickenbruch durch die Schmelzlinse auf. Ist der Linsendurchmesser größer als $5\sqrt{t}$, versagen die Verbindungen ausschließlich im Linsengrenzbruch mit Ausknöpfanteilen. Vermehrtes Auftreten des ebensolchen Bruchmodus mit Erhöhung des Wärmeeintrages ist für 22MnB5 auch im Kopfzugversuch bekannt [84].

Laut Sommer et al. [13, 15] führt die Verlängerung der Schweißzeiten zum Versagen entlang der Schmelzlinie sogar bei einseitiger Belastung der Verbindung im Beuleversuch. Da die für die Entstehung der Erweichungszone benötigten Schweißzeiten nicht produktionsrelevant waren, wurden die Einflüsse der Erweichung auf das Bruchverhalten als nichtbedeutend betrachtet. Im Scher- und Kopfzugversuch wurde der Einfluss der erweichten Zone an der Schmelzlinie nicht untersucht.

Es fehlt ein integrierter Untersuchungskomplex, der sich mit der gezielten Provokation dieser Unregelmäßigkeit unter produktionsrelevanten Bedingungen und der Bewertung des Einflusses dieser auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen befasst. Ebenfalls fehlen Erkenntnisse über den Einfluss der Grundwerkstoffeigenschaften auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen mit der Erweichungszone an der Schmelzlinie zum Beispiel im Fall von partiell gehärteten Bauteilen.

Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit

In allen im Abschnitt 2.4.2 aufgeführten Quellen werden die Einflüsse der Unregelmäßigkeiten auf das Bruchverhalten für quasistatische Belastungen untersucht.

Die Belastungsgeschwindigkeit hat aber einen erheblichen Einfluss auf mechanisch-technologische Verbindungseigenschaften [94]. Im Scherzugversuch wurden wesentlich höhere Scherzugkräfte und Energieaufnahmen ermittelt. In den Untersuchungen an hoch- und höchstfesten Stählen zeigten den Uijl et al. [95], dass die dynamische Festigkeit wesentlich höher im Vergleich zur statisch gemessenen Festigkeit ist. Je nach Kohlenstoffäquivalent beträgt das Verhältnis zwischen den statisch und dynamisch gemessenen Scherzugfestigkeiten für die untersuchten Werkstoffe 0,65 bis 0,95 und nimmt mit zunehmendem Kohlenstoffäquivalent ab. Der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf das Bruchverhalten wird im Rahmen dieser Arbeit untersucht.

3 Ableitung der Wissenslücken

Aus der durchgeführten Literaturrecherche konnten folgende Wissenslücken abgeleitet werden:

- I. Obwohl mehrere grundlegende Untersuchungen zur Schichtentwicklung im Ofenprozess beim Presshärten vorliegen, sind Forschungsergebnisse, die eine Verbindung zwischen der Oberflächenschichtentwicklung und der Schweißseignung aufweisen, nur eingeschränkt vorhanden. Es existieren außerdem keine Kriterien, die die Schichtentwicklung im Presshärteprozess und die Schweißseignung in Verbindung setzen. Zudem wurden die vorhandenen Untersuchungen zur Schweißseignung im Temperaturbereich des klassischen Presshärtens (850 °C – 1000 °C) sowie im Ausgangszustand der Beschichtung durchgeführt. Es bestehen keine systematischen Untersuchungen, die den Temperaturbereich des partiellen Presshärtens durch partielle Austenitisierung bei der Herstellung der Tailored Heated Parts (700 °C – 950 °C) abdecken.
- II. Die Verlängerung der Schweißzeit und Schweißstrommodulation sind die gängigen industriell angewendeten Methoden zur Erweiterung des Prozessfensters. Die Anwendung dieser Methode verursacht eine Änderung der Wachstumskinetik der Schmelzlinien. Die Stagnation des Wachstums der Schmelzlinie ermöglicht metallurgische Prozesse an der Schmelzlinie, die bei den klassischen Betrachtungen des Widerstandsschweißens als kurzzeitigen Schweißprozess nicht bzw. kaum auftreten, sodass deren Wirkung vernachlässigt wird. Dadurch bildet sich neben der klassischen Erweichungszone in der WEZ ein weiterer erweichter Bereich an der Schmelzlinie zwischen der Wärmeeinflusszone und der Schmelzlinie. Ein klares Verständnis der Mechanismen, die diese Erweichung verursachen sowie Erkenntnisse über die Wirkung des erweichten Bereiches auf die Bauteileigenschaften liegen nicht vor.

Sollen die Wissenslücken I und II gefüllt werden, bleiben Fragen offen, aus denen eine dritte Wissenslücke zu erkennen ist:

- 1) Ist die Verlängerung der Schweißzeit eine wirksame Methode zur Erweiterung des Prozessfensters auch an partiell gehärteten Bauteilen?
- 2) Welche Wirkung haben die mit der Schweißzeitverlängerung verbundenen Änderungen an der Fügestelle wie die Änderung der WEZ und die Erweichung an der Schmelzlinie auf die mechanischen Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindungen?

4 Ableitung des Arbeitsprogramms und des Lösungswegs

Um die erkannten Wissenslücken zu füllen, wurden folgende Arbeitspakete formuliert:

Arbeitspaket I (Kapitel 8.1)

I-a) Die Entwicklung der Oberflächenschichten im Ofenprozess wird untersucht. Dabei werden die Ofentemperaturen und –haltezeiten in den fürs partielle Presshärten durch partielle Austenitisierung üblichen Temperaturbereich zwischen 700°C und 950 °C mit verschiedenen Ofenhaltezeiten durchgeführt. Die Untersuchungen der mechanischen Werkstoffeigenschaften erfolgen zur Qualifizierung des Presshärteprozesses. Metallographische Untersuchungen mithilfe von Rasterelektronenmikroskopie sowie Lichtmikroskopie und deren Abgleich mit der Literatur werden Erkenntnisse über die Entwicklung der Oberflächenschichten im Ofen liefern. Außerdem erfolgen Messungen der statischen Übergangswiderstände, um eine Möglichkeit zur Beurteilung des Schicht- und Werkstoffzustandes anhand der relativ einfachen Werkstattprüfung zu überprüfen.

I-b) Für die generierten Schichtzustände werden die Schweißbereiche ermittelt, mit dem Ziel, die Wirkung der im Presshärteprozess geänderten Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften auf das Prozessfenster zu klären. Um die Effekte der Änderungen von Grundwerkstoffeigenschaften und Schichtmorphologie auf die Schweißneigung zu unterscheiden, werden die Schweißbereiche für unbeschichtete Bleche mit unterschiedlichen Wärmebehandlungen ermittelt und mit den Schweißbereichen für beschichtete Bleche gegenübergestellt.

Ziel ist es, aus I-a und I-b ein Kriterium zur Abschätzung der Schweißneigung anhand der Schichtanalyse an pressgehärteten Bauteilen abzuleiten.

Im Rahmen dieses Arbeitspakets erfolgt auch eine Bewertung der Schweißzeitverlängerung als Maßnahme zur Erweiterung des Prozessfensters mit Fokus auf der Verbesserung der Schweißneigung partiell gehärteter Bauteile.

Arbeitspaket II (Kapitel 8.2 und 8.3)

Die metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie in Abhängigkeit der Energieeinbringung in die Fügestelle werden am Beispiel des komplett gehärteten Bauteilbereiches grundlegend untersucht. Die Entwicklung der Erweichungszone an der Schmelzlinie wird mithilfe einer Kombination aus FEM-Schweißprozesssimulation und Simulation der Gefügeumwandlungen mithilfe der Phasenfeldmethode zur Beschreibung der metallurgischen Prozesse beim Wachstum und der anschließenden Erstarrung der Schmelzlinse abgebildet. Zur Validierung der Simulationsergebnisse werden metallographische Untersuchungen und Härtemessungen, sowie Messungen der chemischen Zusammensetzung an der Schmelzlinie verwendet. Einflüsse der verwendeten Schweißanlage und der Elektrodengeometrie auf die Erweichung an der Schmelzlinie werden ebenfalls überprüft.

Arbeitspaket III (Kapitel 8.4)

Die Erkenntnisse über die Entstehungsmechanismen der SL-EWZ sollen erlauben, eine Erweichung an der Schmelzlinie gezielt zu provozieren. So werden Schweißverbindungen mit verschiedenen Erweichungsgraden an der Schmelzlinie mit Variation der Belastungsart und Belastungsrichtung zerstörend geprüft, um den Einfluss der Erweichung auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindungen im weichen, im vollständig gehärteten Bereich und im Übergangsbereich eines partiell gehärteten Bauteils zu beurteilen.

5 Versuchswerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit erfolgten alle Untersuchungen für Zweiblechverbindungen. Im Arbeitspaket I wurde 22MnB5 mit verschiedenen Al-Si-Schichtdicken untersucht: 80 g/m² (22MnB5+AS80, Blechdicke 1,45 mm) und 150 g/m² (22MnB5+AS150, Blechdicke 1,5 mm). Die chemischen Zusammensetzungen der Versuchswerkstoffe sind in Tabelle 2 dargestellt. Die Gefüge der Al-Si-beschichteten Blechen und der Al-Si Schichten im Ausgangszustand ist in Abbildung 20 gezeigt. Es ist zu erwarten, dass die Änderung der Schichtdicke zur Verlängerung der Diffusionswege führt und so die Kinetik der Diffusionsvorgänge im Ofenprozess ändert. Die durch Änderung der Diffusionsprozesse geänderte Schichtzusammensetzung wird zur Änderung der Schweißeignung des Werkstoffes führen. Diese Hypothese wird im Abschnitt 8.1.6 überprüft.

Im Rahmen des Arbeitspakets I wurden unbeschichtete Bleche aus 22MnB5 in einer Blechdicke von 1,5 mm verwendet, deren chemische Zusammensetzung ebenfalls in der Tabelle 2 aufgeführt ist.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzungen der Versuchswerkstoffe laut Herstellerangaben in gew.-%

Material	C	Mn	P	S	Si	Al	Ti	B	Fe
22MnB5+AS80	0,22	1,18	0,0109	0,002	0,259	0,03	0,04	0,0034	bal.
22MnB5+AS150	0,23	1,18	0,0109	0,0008	0,254	0,04	0,04	0,0032	
22MnB5 unb.	0,211	1,19	0,01	0,0008	0,157	0,047	0,033	0,0033	

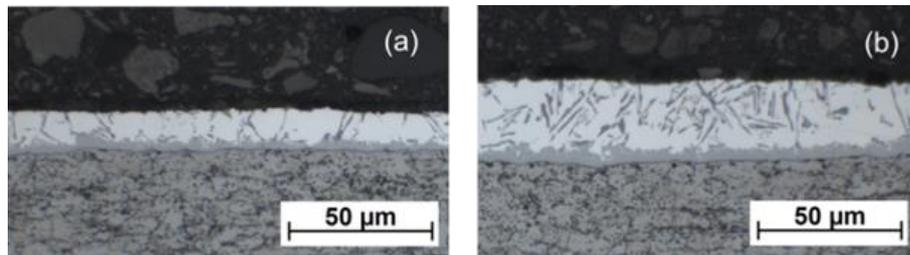


Abbildung 20: Mikrostruktur des Materials und der Beschichtung im Anlieferungszustand, geätzt mit Nital (a) – 22MnB5+AS80; (b) – 22MnB5+AS150 nach [47]

Tabelle 3: Mechanische Werkstoffeigenschaften im Ausgangszustand (eigene Untersuchungen)

Material	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A_g [%]	Mikrohärte [HV0,1]
22MnB5+AS80	428 ± 6	593 ± 10	15,2 ± 0,2	189 ± 4
22MnB5+AS150	415 ± 9	565 ± 8	15,3 ± 0,2	175 ± 11
22MnB5 unb.	376 ± 4	541 ± 7	15,2 ± 0,2	173 ± 3

6 Versuchsprogramm

6.1 Einfluss der Beschichtung auf die Schweißseignung

Im Rahmen dieses Kapitels kam Al-Si-beschichteter 22MnB5 mit 2 Beschichtungsdicken AS80 und AS150 zum Einsatz, um die Wirkung der Auflagedicke auf die Schichtentwicklung zu untersuchen. Durch Variation der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit wurde das partielle Presshärten mittels partiellem Austenitisierens unter Laborbedingungen abgebildet (Abschnitt 7.2), resultierend in verschiedenen mechanischen Eigenschaften der pressgehärteten Platinen. Es erfolgten Härtemessungen und die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften (Abschnitt 7.1) sowie eine metallographische Charakterisierung des Grundwerkstoffes und der Oberflächenschichten als Funktion der Wärmebehandlung für alle Zeit-Temperatur-Kombinationen. Das Ziel war, die Schichtentwicklung in Zusammenhang mit der Ofentemperatur und -haltezeit abzubilden (Abschnitt 7.3). Weiterhin wurden die statischen Übergangswiderstände für alle WB-Zustände gemessen und mit der Wärmebehandlung der Bleche korreliert. Zusätzlich erfolgte eine Messung der dynamischen Widerstandsverläufe für ausgewählte WB-Zustände (Abschnitt 7.4). Anschließend wurden Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2 [68], wie im Abschnitt 7.6 beschrieben, für ausgewählte WB-Zustände ermittelt, um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Schweißseignung zu beurteilen. Um den Einfluss der durch den Presshärteprozess geänderten Werkstofffestigkeit auf die Schweißseignung zu untersuchen, wurden Schweißbereiche für 2 WB-Zustände am unbeschichteten 22MnB5 ermittelt. Eine Übersicht der durchgeführten Untersuchungen ist in der Tabelle 4 gegeben.

Tabelle 4: Matrix der im Rahmen des Arbeitspakets I durchgeführten Untersuchungen

		Ofentemperatur [°C]						
		700	750	800	880	900	930	950
Ofenhaltezeit [min]	4	L/W/Ü/ B/E*/D*	L/W/Ü	L/W/Ü/B	L/W/Ü	L/W/Ü	L/W/Ü/B	L/W/Ü/B
	6	L/W/Ü/ B**	L/W/Ü/B /B**	L/W/Ü/B	L/W/Ü/B	L/W/Ü/B	L/W/Ü/ B**/E*	L/W/Ü/B
	10	L/W/Ü/ B/D*	L/W/Ü	L/W/Ü/B	L/W/Ü	L/W/Ü	L/W/Ü/B	L/W/Ü/ B/D*
	20							L*/B* /E*/D*

L – Metallographische Untersuchungen (lichtmikroskopisch); W – Ermittlung der GW-Eigenschaften; Ü – Messungen der Übergangswiderstände; B – Ermittlung der Schweißbereiche; E – Variation der Energieeinbringung; * nur für 22MnB5+AS150; ** - Stichversuche für 22MnB5 unbeschichtet
D – Messung der dynamischen Widerstände

6.2 Untersuchung der Entstehungsmechanismen der Erweichung an der Schmelzlinie

Zur Überprüfung der Arbeitshypothese über die Entstehung der Erweichungszone an der Schmelzlinie, formuliert im Abschnitt 2.2.5, wurde die Energieeinbringung im Schweißprozess variiert mit dem Ziel, Verbindungen mit gleichem Punktdurchmesser, aber mit unterschiedlicher Linsenwachstumskinetik zu erzeugen. Dabei werden drei Energieeinbringungskonzepte verwendet: mit kurzen, mittleren und langen Schweißzeiten (vgl. Abschnitt 7.5.2).

So soll mit abgebrochenen Schweißungen, auch bekannt als Stufenversuchen (Abschnitt 7.5.2), bei denen der Schweißprozess in Zeitstufen unterteilt und stufenweise abgebrochen wird, die Entwicklung der Schmelzlinse metallographisch untersucht werden.

Um die Entwicklung der Erweichung an der Schmelzlinie mit der Schweißzeit zu untersuchen, erfolgen an den im Stufenversuch erzeugten Proben hochauflösende Härtemappings (Abschnitt 7.7).

Für das Energieeinbringungskonzept mit der mittleren Schweißzeit erfolgt eine Simulation der Gefügeumwandlungen an der Schmelzlinie durch eine Kombination der FE-Schweißprozesssimulation (Abschnitt 7.9) mit einem Phasenfeldmodell (Abschnitt 7.10). Die durchgeführten Messungen des Kohlenstoffgehalts an der Schmelzlinie (Abschnitt 7.8.1), und die oben beschriebenen Härtemessungen erlauben einen Einblick in die für die Entstehung der SL-EWZ zuständigen Mechanismen zu bekommen. Durch das Legieren mit Aluminium wird die Ferritbildung unterstützt [29] wodurch es zur intensiveren Entstehung von δ -Fe kommen kann, vor allem am Übergang zwischen der Fügeebene und der Schmelzlinse in der Nähe der Haftzone. Um diesen Teil der Hypothese zu überprüfen, wurden Messungen der chemischen Zusammensetzungen mittels EDX im Querschliff einer Fügeverbindung durchgeführt (Abschnitt 7.8.2).

Es erfolgt auch eine Überprüfung der Wirkung der Elektrodengeometrien, die im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz kamen auf die Entwicklung der Schmelzlinse und als Folge auf die Entwicklung der Erweichungszone an der Schmelzlinie (vgl. Abschnitt 8.2).

Die genannten Untersuchungen erfolgen für Werkstoff im konventionell pressgehärteten Zustand (AS150/930 °C/6 min). Die Überprüfung der Übertragbarkeit erzeugter Erkenntnisse auf weitere WB-Zustände und Belastungsarten ist zusammen mit den Untersuchungen zum Einfluss der entstandenen Erweichungen auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindungen im Kapitel 8.4 beschrieben.

6.3 Auswirkungen der mikrostrukturellen Unregelmäßigkeiten in der WEZ auf das mechanische Verhalten der Widerstandspunktschweißverbindungen

Durch Variation der Energieeinbringung wurden unterschiedliche Erweichungszustände an der Schmelzlinie (SL-EWZ) und in der WEZ (SK- und IK-WEZ) der Schweißverbindungen eingestellt und zerstörend geprüft. Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde die Energieeinbringung an der Fugestelle variiert mit dem Ziel, die Wirkung der Energieeinbringung auf das Prozessfenster sowie auf die mechanischen Eigenschaften der Fügeverbindungen zu evaluieren.

Zur Beurteilung der Einflüsse von Wärmebehandlung des Grundwerkstoffes und Energieeinbringung im Schweißprozess auf mechanisch-technologische Eigenschaften der Verbindungen mit Berücksichtigung der Gefügeveränderungen in der WEZ, wie in Abschnitt 2.2.5 beschrieben, kamen als

Kompromiss zwischen Komplexität der Probenpräparation sowie Versuchsdurchführung und Aussagekraft sowie Vergleichbarkeit mit den vorherigen Untersuchungen Kopf- und Scherzugversuche zum Einsatz.

Um den Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf mechanische Eigenschaften sowie Bruchverhalten zu beurteilen, werden Scherzugversuche mit einer erhöhten Belastungsgeschwindigkeit durchgeführt. Um eine Degradation der mechanischen Eigenschaften durch SK- und IK-WEZ nachzuweisen, wurden Zugversuche an Proben unter einseitiger Belastung mit Opferblech durchgeführt, ähnlich wie in [12]. Alle vier Belastungsarten sind in Abbildung 21 dargestellt.

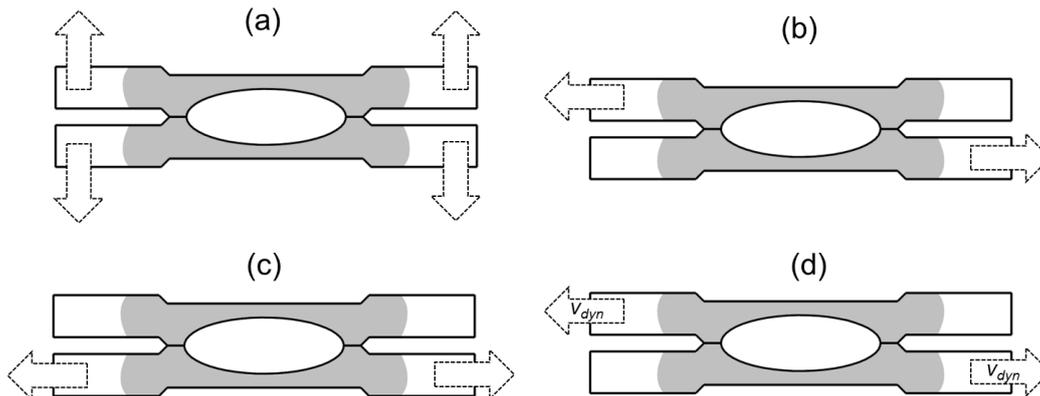


Abbildung 21: Belastungsarten einer Widerstandspunktschweißverbindung (a) – Kopfzugbeanspruchung; (b) – Scherbeanspruchung; (c) – einseitige Beanspruchung; (d) – Hochgeschwindigkeits-Zugbeanspruchung

Durch die Variation des Schweißstromes mit der anschließenden Meißelprüfung wurde für verschiedene WB-Zustände der gleiche Punktdurchmesser zwischen 5,6 und 5,8 mm eingestellt, so dass ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften zwischen verschiedenen Energieeinbringungskonzepten und WB-Zuständen möglich ist.

Die Untersuchungen werden an drei WB-Zuständen durchgeführt, die drei Zonen eines partiell gehärteten Bauteils repräsentieren: weichen Bereich (Ofentemperatur 700 °C), vollständig gehärteten Bereich (Ofentemperatur 930 °C) und Übergangsbereich (Ofentemperatur 800 °C) (vgl. Abschnitt 2.1.2). Die Ofenhaltezeit lag bei 6 min.

7 Versuchsdurchführung und Versuchseinrichtungen

7.1 Prüfung der Grundwerkstoffeigenschaften

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffes wurde der Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2017-02 [96] angewendet. Die Probengeometrie, entwickelt in [97], wurde abweichend von den Anforderungen der Norm benutzt, um sicher zu stellen, dass die Proben innerhalb des Prüfquerschnittes versagen.

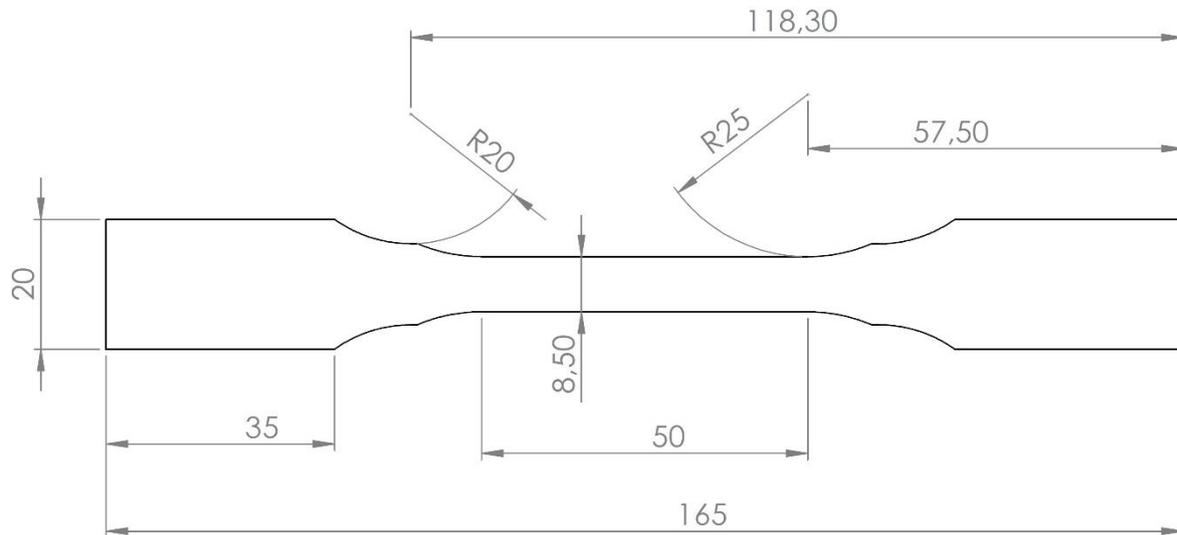


Abbildung 22: Prinzipskizze der Zugversuch-Probe nach [97]

7.2 Presshärten

Beide 22MnB5 Blecharten wurden unter Verwendung eines Ofens und einer Presse (Abbildung 23) im Handbetrieb pressgehärtet. Für jede der Al-Si-Beschichtungen wurden 21 WB-Zustände erzeugt. Zusätzlich erfolgten Stichversuche für 22MnB5+AS150 mit einer verlängerten Ofenhaltezeit von 20 min (vgl. Tabelle 4).

Um den Produktionsprozess von partiell pressgehärteten Bauteilen abzubilden, wurden Platinen mit einer Größe von 300 mm x 490 mm mit Alkohol gereinigt und im Ofen platziert, welcher zuvor auf die Arbeitstemperatur vorgeheizt wurde. Die Temperaturverläufe im Ofen, gemessen in der Mitte der Platine mittels Thermoelementen Typ K sind beispielhaft für 22MnB5+AS80 in der Abbildung 24 dargestellt. Die Bleche verblieben im Ofen für 4 min, 6 min und 10 min, sodass die jeweiligen Wärmebehandlungsvarianten erzeugt wurden. Danach wurden die Bleche in eine Presse überführt und mit einer Stempelkraft von 70 kN gepresst und für 60 s abgekühlt.

Die unbeschichteten Bleche wurden in eine Härtefolie gewickelt um die Oberfläche vor Oxidation zu schützen. Nach dem Presshärten wurden die Bleche mittels Abrasivstrahlen gereinigt (Edelkorund, Luftdruck 4,5 bar), um sicherzustellen, dass sich die Oberfläche im nichtoxidierten Zustand befindet.

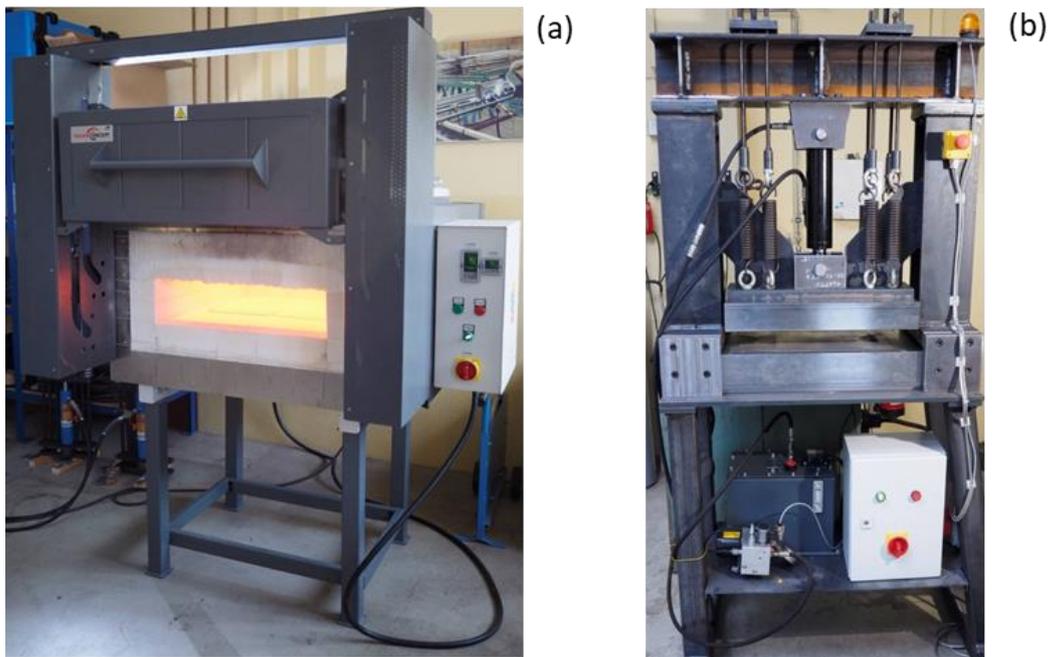


Abbildung 23: Presshärteroute (a) – Ofen; (b) – Presse

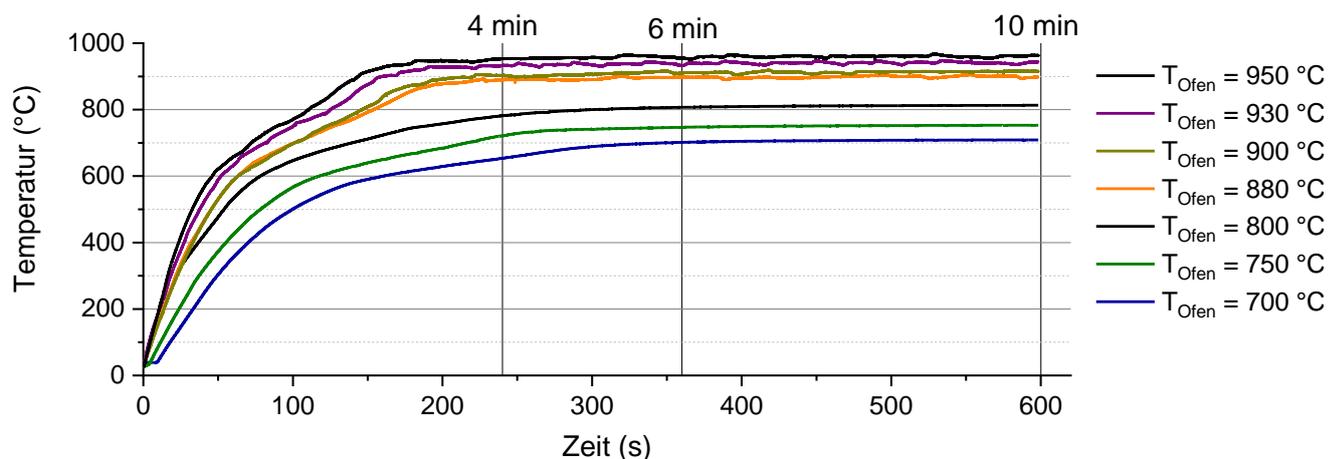


Abbildung 24: Temperaturverläufe im Ofenprozess, gemessen in der Mitte der Platinen aus 22MnB5+AS80 nach [47]

7.3 Metallographische Untersuchungen der Oberflächenschichten

7.3.1 Rasterelektronenmikroskopie und elektronendispersive Röntgenspektroskopie

Für die Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) und der Elementbestimmung mittels elektronendispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) wurden die Proben leitfähig eingebettet, geschliffen und mit dem Vibrationspoliergerät Bühler VibroMet2 poliert um die Kantenabrundung der Proben zu minimieren. Die Untersuchungen erfolgten im ungätzten Zustand.

Für die Untersuchung mittels REM wird ein FEI XL30 ESEM benutzt mit der Beschleunigungsspannung von 25 kV. Aufnahmen wurden mit dem Detektor der rückgestreuten Elektronen (BSE) gemacht. Bei

Verwendung des BSE Detektors ist der Materialkontrast deutlicher zu erkennen. Mittels EDX kann die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes gemessen und nach Abzug der Bremsstrahlung quantifiziert werden.

Ein direkter Vergleich zwischen LM und REM-Aufnahmen (BSE-Aufnahmen mit EDX-Messungen) erfolgte für folgende WB-Zustände:

- 700 °C/4 min – nur 22MnB5+AS150
- 930 °C/6 min – nur 22MnB5+AS150
- 950 °C/10 min – 22MnB5+AS150 und 22MnB5+AS80
- 950 °C/20 min – nur 22MnB5+AS150

Mit Verwendung der Literaturwerte zur chemischen Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche war eine Identifizierung der Schichtbestandteile nach Jenner et al. [39] auf lichtmikroskopischen Aufnahmen möglich. Dies liefert eine Grundlage zur Bewertung der Schichtzustände mithilfe der lichtmikroskopischen Untersuchungen und so die Ermittlung des im Rahmen dieser Arbeit vorgeschlagenen schichtmorphologie-basierten Qualitätskriteriums ohne aufwendige REM-Untersuchungen, was für die industrielle Umsetzung der vorgeschlagenen Methode zur Bewertung der Schweißseignung besonders vorteilhaft ist.

7.3.2 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Auf Basis der oben beschriebenen Zuordnung, wurden die einzelnen Schichtbereiche mithilfe der LM-Aufnahmen ausgemessen. Die Aufnahmen wurden mit 500-facher Vergrößerung gemacht. Für jedes Bild wurden 10 Linien senkrecht zur Beschichtung gezogen und die Beschichtungsbereiche, die in Verbindung mit der Linie gekommen sind, vermessen (Abbildung 25).

Dann wurden die Mittelwerte für die einzelnen Bestandteile berechnet. Anschließend wurde der prozentuale Anteil der einzelnen Bestandteile an der Gesamtschichtdicke berechnet. Die Anwesenheit der hochhohmigen intermetallischen Phasen in der Schicht (vgl. Abschnitt 2.1.4) kann die Entwicklung der Wärme im Schweißprozess beeinflussen und somit die Schweißseignung des Werkstoffes ändern. So wurde versucht den prozentualen Anteil dieser Phasen mit der Schweißseignung des Werkstoffes zu korrelieren, um daraus ein Kriterium zur Abschätzung der Schweißseignung ableiten zu können.

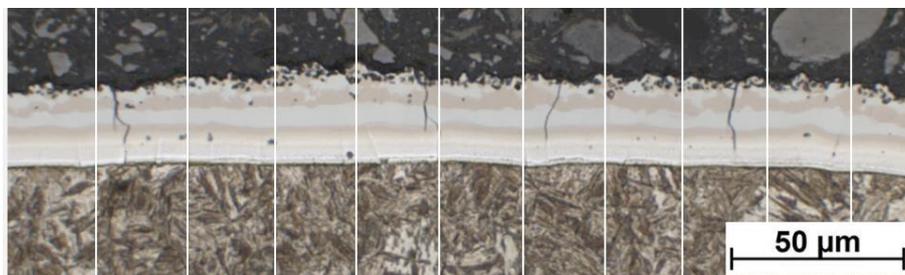


Abbildung 25: Vermessung einzelner Schichtbereiche am Beispiel von 22MnB5+AS80/930 °C/6 min

7.4 Ermittlung der Übergangswiderstände

Die Messung der statischen Widerstände erfolgte für das Al-Si-beschichtete Material im pressgehärteten Zustand in Anlehnung an DVS Merkblatt 2929-3 [98] an Proben mit 45 mm x 45 mm.

Für die Messung wurde ein Gleichstrom I_m von 10 A und eine Elektrodenkappe F0-16-20-8 (Abbildung 26) mit einer pneumatisch aufgebrauchten Elektrodenkraft F_E von 3,5 kN benutzt.

Das verwendete Messverfahren, schematisch dargestellt in Abbildung 27, erlaubt die Messung einzelner Spannungsabfälle und dadurch die Berechnung einzelner Widerstandskomponenten nach dem Ohmschen Gesetz:

- Gesamtwiderstand zwischen oberer Elektrode/Blech ($R_{E/B-o}$),
- Gesamtwiderstand am Übergang Blech/Blech ($R_{B/B}$) und
- Gesamtwiderstand zwischen unterer Elektrode/Blech ($R_{E/B-u}$).

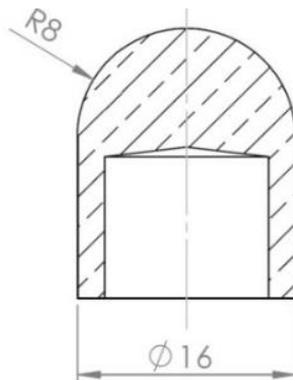


Abbildung 26: Prinzipielle Skizze der Elektrodenkappe für Widerstandsmessungen nach [47]

Der Gesamtwiderstand R_g , berechnet aus dem Messstrom I_m und der gemessenen Spannung zwischen den beiden Elektroden U_g (vgl. Abbildung 27), wird mit der Summe der einzelnen Gesamtwiderstände verglichen, um die Messmethode zu verifizieren.

Im DVS Merkblatt 2929-1 [71] wird zwischen dem Gesamtwiderstand, dem Systemwiderstand und dem Übergangswiderstand unterschieden. Der Übergangswiderstand wird dabei als Differenz zwischen dem Gesamtwiderstand und dem Systemwiderstand definiert.

Der Systemwiderstand, nach [71] an einem vergoldeten Kupferblech gemessen, besteht aus der Summe der

Stoffwiderstände des Opferbleches und der Elektroden sowie der Kontaktwiderstände in den Kontaktebenen obere Elektrode-Opferblech und Opferblech-untere Elektrode. Da die Stoffwiderstände der Kupferelektroden und des Opferbleches wegen eines sehr niedrigen spezifischen Widerstandes ($2,1 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ für CuCr1Zr [99]) klein sind und sich nicht ändern können, solange mit einem Elektrodenpaar und demselben Opferblech gemessen wird, können jegliche Änderungen der Systemwiderstände nur durch Änderung der Kontaktwiderstände verursacht werden.

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen erfolgte die Messung des Systemwiderstandes nur zur Kontrolle des Messsystems vor und nach jeder Versuchsreihe. Die Stoffwiderstände der Stahlbleche, die in die Messung des Gesamtwiderstandes miteinfließen sind bei Raumtemperatur sehr gering und werden bei der Messung vernachlässigt. Durch die aufgebrauchte Kraft werden die Elektroden und Bleche elastisch verformt, es entsteht ein kontaktierter Bereich, welcher vereinfacht als Zylinder zwischen den Elektrodenkappen dargestellt werden kann (Z in Abbildung 27).

Wird die Annahme getroffen, dass der Messstrom durch diesen Zylinder aus 22MnB5 mit dem spezifischen elektrischen Widerstand von $25 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ [46] fließt, dessen Durchmesser 2 mm und dessen Höhe der doppelten Blechdicke (3 mm) gleich ist, beträgt der Widerstand des Zylinders nur $2,4 \times 10^{-4} \mu\Omega$ und kann im Vergleich zu den gemessenen Gesamtwiderständen von 70-1600 $\mu\Omega$ vernachlässigt werden. Die Summe der gemessenen Gesamtwiderstände Elektrode-Blech wurde unter Benutzung von Formel 3 berechnet, als Übergangswiderstand Elektrode-Blech bezeichnet, und mit den empfohlenen Werten des Übergangswiderstandes aus [1] verglichen. Dort werden 800 $\mu\Omega$ für Al-Si-beschichtete Bleche im pressgehärteten Zustand als oberer Grenzwert angegeben.

Abbildung 28 zeigt ein Beispiel der gemessenen Widerstandskomponenten für 22MnB5+AS80 mit einer Ofenhaltezeit von 10 min sowie die daraus berechnete Summe der gemessenen Gesamtwiderstände Elektrode-Blech mit der gekennzeichneten Grenze des Übergangswiderstandes nach [1].

$$\sum R_{E/B} = R_{E/B-o} + R_{E/B-u} \quad (3)$$

Die Messungen des dynamischen Gesamtwiderstandes zwischen den Elektroden im Schweißprozess werden für AS150 in WB-Zuständen durchgeführt, die verschiedene Gruppen der Oberflächenschichtentwicklung repräsentieren (vgl. Abschnitt 8.1.2). Die erste Gruppe besitzt metallische Al-Si-Bereiche in der Schicht (WB 700 °C/4 min). In der zweiten Gruppe besteht die Schicht aus intermetallischen Phasen (WB 700 °C/10 min).

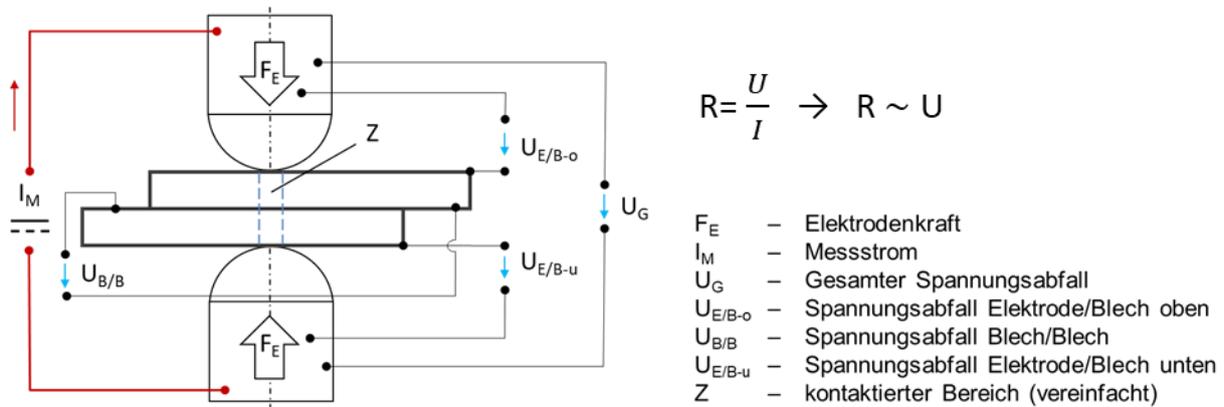


Abbildung 27: Schematischer Messaufbau zur Bestimmung des statischen Kontaktwiderstandes

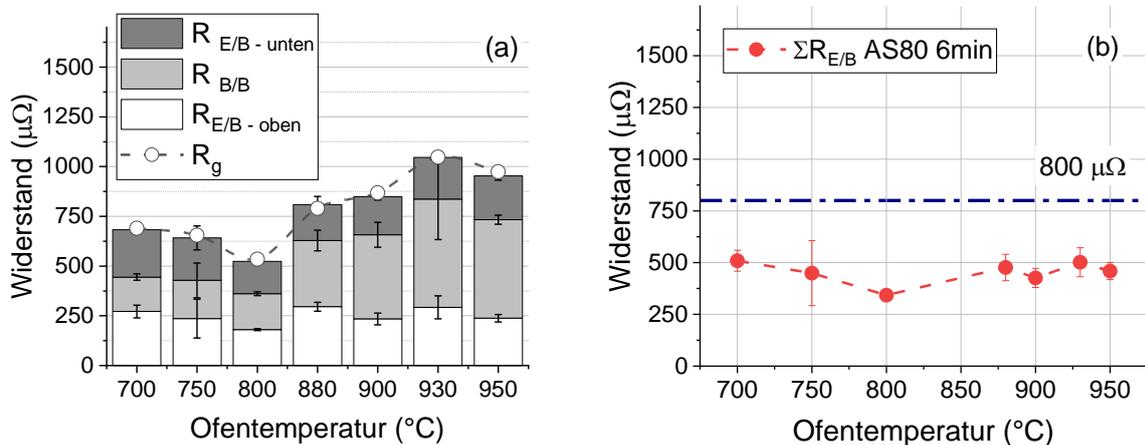


Abbildung 28: Widerstände für 22MnB5+AS80 ($t_{\text{Ofen}} = 6$ min): (a) – gemessene einzelne Komponenten des Übergangswiderstandes, sowie der Gesamtwiderstand; (b) – die aus den Messwerten (a) errechnete Summe der Gesamtwiderstände Elektrode-Blech nach [47]

Gruppe drei mit einem Anteil an hochohmigen intermetallischen Phasen (Bereiche B, C und E) zwischen 51 % und 84 % wurde durch den WB-Zustand mit 950 °C/10 min vertreten. Als Vertreter der Gruppe vier, für die die Schicht hauptsächlich aus hochohmigen intermetallischen Phasen (mehr als 84 %) besteht, wurde ein Wärmebehandlungszustand 950 °C/20 min ausgewählt. Pro WB-Zustand wurden 3

Messungen mit einem Schweißstrom I_{\min} durchgeführt und gemittelt, für den WB-Zustand mit 950 °C/20 min erfolgten die Messungen mit einem Schweißstrom von 4 kA.

7.5 Widerstandspunktschweißen

Die Widerstandsschweißversuche in der Arbeit wurden an zwei Schweißanlagen durchgeführt. Schweißanlage 1 – Nimak Magnetic Drive, versehen mit der Elektrodenkappe F1 – 16 – 20 – 8 – 50 – 6 in Anlehnung an DIN EIN ISO 5821:2011 (Anhang E) wurde zur Ermittlung der Schweißbereiche und zur Herstellung von Proben für die Festigkeitsuntersuchungen verwendet. Schweißanlage 2 – eine pneumatische C-Ständeranlage mit dem Inverter von Harms und Wende in Kombination mit der Elektrodenkappe F1 – 16 – 20 – 8 – 15 – 6 in Anlehnung an DIN EIN ISO 5821:2011 (Anhang E) kam bei den Untersuchungen zu den Entstehungsmechanismen von SL-EWZ zum Einsatz.

Da die durchgeführten Untersuchungen immer mit dem gleichen Punktdurchmessers der Schweißproben durchgeführt wurden, mussten die Schweißparameter anlagenspezifisch angepasst werden.

7.5.1 Widerstandspunktschweißanlagen

Schweißanlage 1

Die Ermittlung der Schweißbereiche (Abschnitte 8.1) und die Fertigung der Proben für die Festigkeitsuntersuchungen (Abschnitt 8.4) erfolgte mittels der Schweißanlage 1, detailliert beschrieben in [8]. Außer der präzisen Kräfteinstellung und der Möglichkeit der Kraftsteuerung im Schweißprozess mit dem MagneticDrive-System, zeichnet sich diese Anlage durch eine schnelle Stromanstiegsgeschwindigkeit aus. Abbildung 29 (a) zeigt die Anlage, in Abbildung 29 (b) ist der Probenstisch mit dem Probenhalter abgebildet.

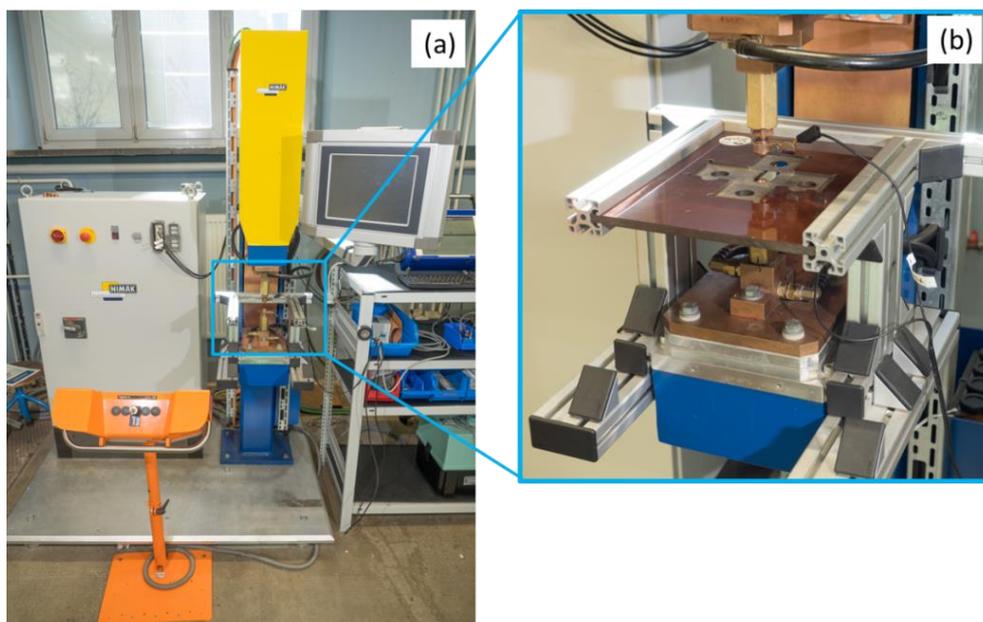


Abbildung 29: MFDC-Ständeranlage in C-Bauweise Nimak-Magnetic Drive: (a) – Übersichtsaufnahme; (b) – Probenstisch mit Probenhalter

Schweißanlage 2

Die Untersuchungen zur Entwicklung der Erweichung an der Schmelzlinie (SL-EWZ) erfolgten mit dem Einsatz der Ständeranlage in der C-Bauweise mit einem pneumatischen Kraftsystem und einem MFDC-Inverter von der Firma Harms und Wende (Abbildung 30).

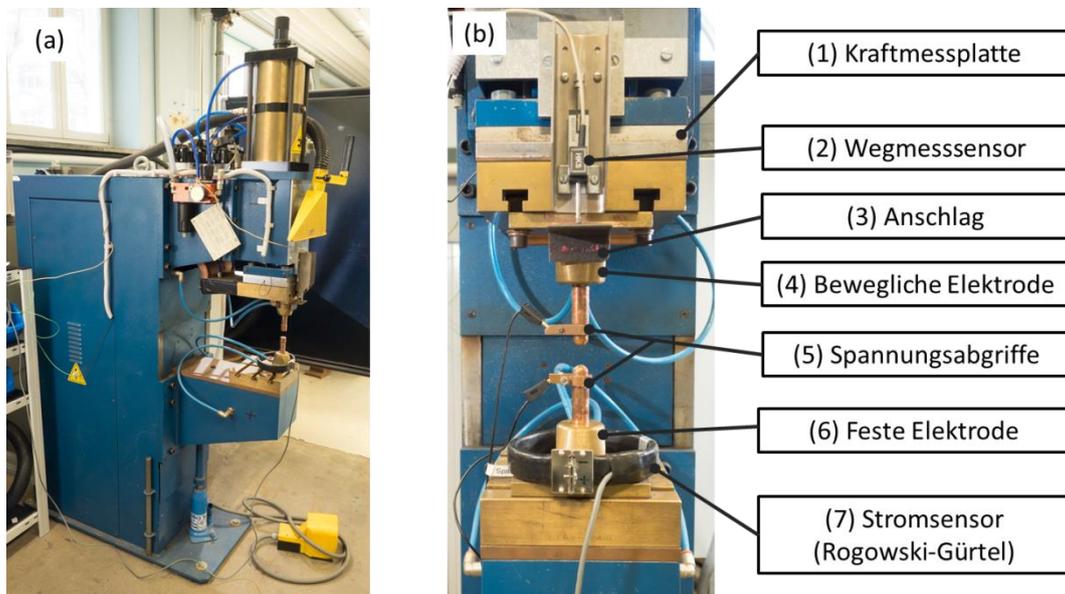


Abbildung 30: (a) – Schweißanlage mit dem pneumatischen mechanischen System; (b) – Messaufbau

7.5.2 Energieeinbringungskonzepte

Widerstandsschweißen mit der Schweißanlage 1

Um den Einfluss der Energieeinbringung auf die Größe und Lage des Schweißbereiches sowie auf die Entwicklung beider Erweichungszonen einer Widerstandspunktschweißverbindung (vgl. Abschnitt 2.2.5) zu zeigen, wurden drei Energieeinbringungskonzepte untersucht, die Kurzzeitschweißen, mittlere Schweißzeit und Langzeitschweißen abbilden. Ein Vertreter der mittleren Schweißzeit ist ein Schweißparametersatz nach SEP 1220-2 [68], der zum Schweißen von beschichteten Blechen mit einer Blechdicke von 1,5 mm zu verwenden ist (Einimpulsschweißen mit einer Schweißzeit von 380 ms).

Die Beurteilung der Schweißseignung von Zweiblechverbindungen erfolgte mit den Schweißparametern aus SEP 1220-2 [68] für den Blechdickenbereich zwischen 1,35 und 1,64 mm (Schweißparametersatz SE aus der Tabelle 5).

Gemessen wurden Schweißstrom, Schweißspannung, Elektrodenkraft sowie Elektrodenweg. Die Verläufe wurden mittels HKS WeldQAS aufgezeichnet. Der Prozessablauf für den Schweißstrom von 4 kA ist in der Abbildung 31 veranschaulicht. Aus den gemessenen Strom- und Spannungsverläufen konnte der dynamische Gesamtwiderstand zwischen den Elektroden (R_g) nach dem Ohm'schen Gesetz berechnet werden, und daraus – der gesamte Wärmeeintrag im Schweißprozess nach Formel 1.

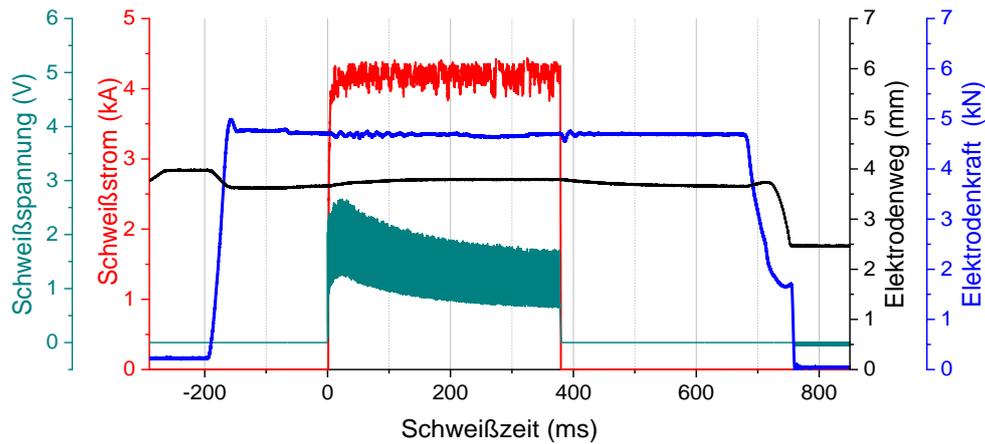


Abbildung 31: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess (Schweißparametersatz SE)

Um das Kurzzeitschweißen abzubilden, wurde die Schweißzeit aus SEP 1220-2 halbiert. Langzeitschweißen wurde mit einem Schweißparametersatz nach Rossner et al. [78] abgebildet. In diesem Schweißparametersatz sind zwei Impulse von 350 ms und 400 ms ohne Pausenzeit nacheinander angeordnet. Die Elektrodenkraft war entsprechend der Schweißzeitverlängerung reduziert. Die verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 5 aufgeführt.

Tabelle 5: Energieeinbringungskonzepte (Schweißanlage 1)

Energieeinbringungs- konzept Schweißparameter	ST (Kurzzeitschweißen)	SE (mittlere Schweißzeit)	LT (Langzeitschweißen)
Vorhaltezeit [ms]	200	200	200
Schweißzeit 1 [ms]	190	380	350
Schweißzeit 2 [ms]	-	-	400
Schweißstrom 1 [kA]	var	var	4,7
Schweißstrom 2 [kA]	-	-	var
Elektrodenkraft [kN]	4,5	4,5	3,5
Nachhaltezeit [ms]	200	200	200

Energieeinbringungskonzepte und Anpassung der Schweißparameter für Festigkeitsuntersuchungen

Um die Einflüsse der Wärmebehandlung des Grundwerkstoffes und der Energieeinbringung auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen zu untersuchen, wurden Proben mit den oben beschriebenen Energieeinbringungskonzepten gefertigt (vgl. Abschnitt 7.11).

Die Auswahl der Schweißparameter für diese Energieeinbringungskonzepte erfolgte iterativ. Ausgehend von einem Startparametersatz (Tabelle 5) wurden drei Schweißungen mit den gleichen Schweißstromeinstellungen gemacht, deren Punktdurchmesser mittels Meißelprüfung ermittelt wurden. Mit einem Iterationsschritt von 200 A wurde eine Schweißstromeinstellung gefunden, bei der der mittlere Punktdurchmesser, ermittelt anhand von drei Schweißungen, zwischen 5,6 und 5,8 mm lag. Die Schweißstromeinstellung wurde anschließend mit 3 weiteren Schweißungen überprüft. Die

Schweißparameter zur Herstellung der Proben für die zerstörende Prüfungen sind in Tabelle 6 dargestellt.

Tabelle 6: Ausgewählte Schweißstromeinstellungen zur Herstellung der Proben für mechanische Untersuchungen

Energieeinbringungs- konzept Wärmebehandlung	ST (Kurzzeitschweißen)	SE (mittlere Schweißzeit)	LT (Langzeitschweißen)
700 °C/6 min	8,2 kA	6,5 kA	5,1/6,0 kA
800 °C/6 min	6,2 kA	5,9 kA	4,7/5,2 kA
930 °C/6 min	5,9 kA	5,4 kA	4,7/5,0 kA

Widerstandsschweißen mit der Schweißanlage 2

Im Rahmen der Untersuchungen zur Entwicklung der SL-EWZ (Abschnitt 8.3) kamen drei Energieeinbringungskonzepte zum Einsatz. Zwei davon, ST und LT, wurden bereits zuvor beschrieben. Als Vertreter der mittleren Schweißzeit wurde das Energieeinbringungskonzept mit zwei Schweißstromimpulsen aus [46] genutzt - MT.

Anlagenbedingt wurden beim Schweißen mit der Schweißanlage 2 die Vor- und Nachhaltezeiten geändert. Die Stromstärken wurden ebenfalls angepasst, so dass der Punktdurchmesser zwischen 5,6 und 5,8 mm lag (Tabelle 7).

Tabelle 7: Schweißparameter für drei Energieeinbringungskonzepte ST, MT und LT (Schweißanlage 2)

Energieeinbringungs- konzept Schweißparameter	ST (Kurzzeitschweißen)	MT (mittlere Schweißzeit)	LT (Langzeitschweißen)
Vorhaltezeit [ms]	1000	1000	1000
Schweißzeit 1 [ms]	190	300	350
Pausenzeit [ms]	-	30	-
Schweißzeit 2 [ms]	-	300	400
Schweißstrom 1 [kA]	6,2	4,5	5,0
Schweißstrom 2 [kA]	-	5,5	5,5
Elektrodenkraft [kN]	4,5	3,5	3,5
Nachhaltezeit [ms]	1000	1000	1000

Stufenversuche (Schweißanlage 2)

Die Stufenversuche erfolgten, um die Linsenentwicklung im Schweißprozess und die damit verbundene Erweichung an der Schmelzlinie zu untersuchen. Die Schweißversuche wurden nach bestimmten Schweißzeiten unterbrochen, die in der Tabelle 8 aufgelistet sind. Danach wurden Querschliffe in Anlehnung an DVS Merkblatt 2916-4 [88] hergestellt und ausgemessen, um den Linsendurchmesser, die Linsenhöhe und die Linsenfläche zu bestimmen. Anschließend wurden diese Ergebnisse mit der FE-Simulation (für das Energieeinbringungskonzept MT) abgeglichen.

Um die Entwicklung der Erweichung an der Schmelzlinie zu veranschaulichen erfolgten an allen Schliffen hochauflösende Härtemappings (vgl. Abschnitt 7.7).

Tabelle 8: Schweißzeiten der unterbrochenen Untersuchungen

Probe	Schweißzeit [ms]	Probe	Schweißzeit [ms]	Probe	Schweißzeit [ms]
ST1	50	MT1	100	LT1	100
ST2	100	MT2	200	LT2	200
ST3	150	MT3	300	LT3	300
ST4	190	MT4	400	LT4	400
-	-	MT5	500	LT5	500
-	-	MT6	600	LT6	600
-	-	MT7	630	LT7	700
-	-	-	-	LT8	750

7.6 Ermittlung der Schweißbereiche

Um den Schweißbereich zu bestimmen, wurde der Prozess entsprechend SEP 1220-2 [68] genutzt. Dabei wurde die Schweißstromstärke nur im zweiten Impuls beginnend mit 4,0 kA variiert. Es erfolgten zwei Schweißungen pro Parametersatz. Wenn mindestens eine dieser Schweißungen spritzerfrei war, wurde der Schweißstrom um 0,2 kA erhöht und zwei weitere Schweißungen angefertigt. Dieser Vorgang wurde wiederholt, bis bei beiden Schweißungen Spritzer aufgetreten sind. Dieser Schweißstrom wird als vorläufige Spritzergrenze I_u bezeichnet. Anschließend wird der Schweißstrom in 0,1 kA Schritten verringert bis 3 aufeinanderfolgende Schweißungen bei gleicher Stromstärke spritzerfrei sind. Diese Stromstärke wird als I_{max} bezeichnet und bildet die obere Grenze des Schweißbereiches. Der Bereich zwischen I_u und I_{max} wird als instabil im Schweißbereichsdiagramm bezeichnet.

Die Bestimmung der minimalen Schweißstromstärke I_{min} erfolgte in Übereinstimmung mit SEP 1220-2. Ausgehend von einer Schweißstromstärke von 4,0 kA werden die Proben durch eine manuelle Meißelprüfung zerstört und der Punktdurchmesser ausgemessen. Überschreiten bei gleichem Schweißstrom beide Punktdurchmesser der jeweiligen Schnittebene den Mindestpunktdurchmesser ($4\sqrt{t}$, wobei t die Mindestblechdicke ist), so erfolgen drei weitere Schweißungen. Wird bei keinem dieser Schweißungen der Mindestpunktdurchmesser unterschritten, wird dieser Schweißstrom als Mindestschweißstrom I_{min} bezeichnet. Falls der Mindestpunktdurchmesser nicht erreicht wird, werden 3 neue Schweißverbindungen mit einem um 0,1 kA erhöhten Schweißstrom angefertigt und geprüft, bis der Schweißstrom erreicht wird, bei dem der Punktdurchmesser aller drei aufeinanderfolgenden Schweißungen den Mindestpunktdurchmesser überschreitet. Diese Stromeinstellung wird als Mindestschweißstrom I_{min} angenommen. Für Proben, welche mit I_{min} und I_{max} geschweißt wurden, wurden Querschliffe nach DVS Merkblatt 2916-4 [88] präpariert.

7.7 Härtemessungen

Zwei Arten von Härtemessungen kamen zur Anwendung, um den Einfluss des Wärmeeintrags auf die Entwicklung der Erweichungszone zu untersuchen: Härtemappings und Traversenmessungen mit dem Härteprüfer Qness Q60A+, wie in Abbildung 32 (a) veranschaulicht. Die feinauflösenden Härtemappings gaben eine Möglichkeit, die relativ schmale SL-EWZ sichtbar zu machen; mithilfe der Traversenmessungen mit einer niedrigeren Auflösung wurde die klassische Erweichungszone in der WEZ abgebildet (vgl. Abschnitt 8.3.3). Die Härtemappings wurden mit einer Schrittweite von 0,045 mm und einer Belastungsstufe HV 0,05 gemacht, um die Entwicklung der Erweichung an der SL zu

veranschaulichen. Die minimalen Härtewerte entlang der quer zu der Schmelzlinie positionierte Linien wurden ermittelt, um die Entwicklung der SL-EWZ zu veranschaulichen. Abbildung 32 (b) zeigt die Position dieser Linien mit Bezug auf die Klassifikation der Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung hinsichtlich Einfluss der Unregelmäßigkeiten auf die mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung nach DVS Merkblatt 2960 [100] (siehe Abschnitt 2.4.2).

So befindet sich die Linie A-B im Randbereich, in dem die Unregelmäßigkeiten einen besonders starken Einfluss auf mechanische Eigenschaften der Verbindung haben, C-D ist im Übergangsbereich positioniert (Einfluss der Unregelmäßigkeiten auf Verbindungsfestigkeit weniger kritisch), E-F repräsentiert den mittleren Bereich der Verbindung, in dem der Einfluss der Unregelmäßigkeiten vernachlässigt werden kann.

Abbildung 33 zeigt ein Härtemapping an einer Probe LT8 und die daraus extrahierten Linien A-B, C-D und E-F mit den gekennzeichneten Härte minima.

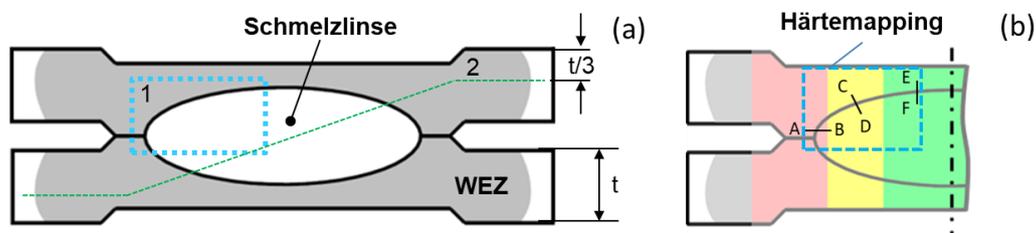


Abbildung 32: Schematische Darstellung der durchgeführten Härtemessungen (a) – Übersicht: 1 – Härtemapping, 2 – Z-Linienscan (Mikrohärtetraverse); (b) – Schnittlinien zur Abbildung der Härte minima an der Schmelzlinie aus einem Härtemapping mit den gekennzeichneten Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung nach [100]

Um die Gefügeausbildung in der WEZ mit Fokus auf mikrostrukturelle Änderungen an der Schmelzlinie zu charakterisieren, wurden die Proben ST4, MT7 und LT8 (vgl. Tabelle 8) nach den durchgeführten Härtemessungen neupräpariert, um die Härteeindrücke zu entfernen und anschließend mit 5%-Nital geätzt, gefolgt von einer Klemm-I Ätzung (diskutiert im Abschnitt 8.3.3).

Ebenfalls erfolgten die beschriebenen Härtemessungen bei den Untersuchungen zum Einfluss des GW- und Beschichtungszustandes auf die mechanischen Eigenschaften (Abschnitt 8.4).

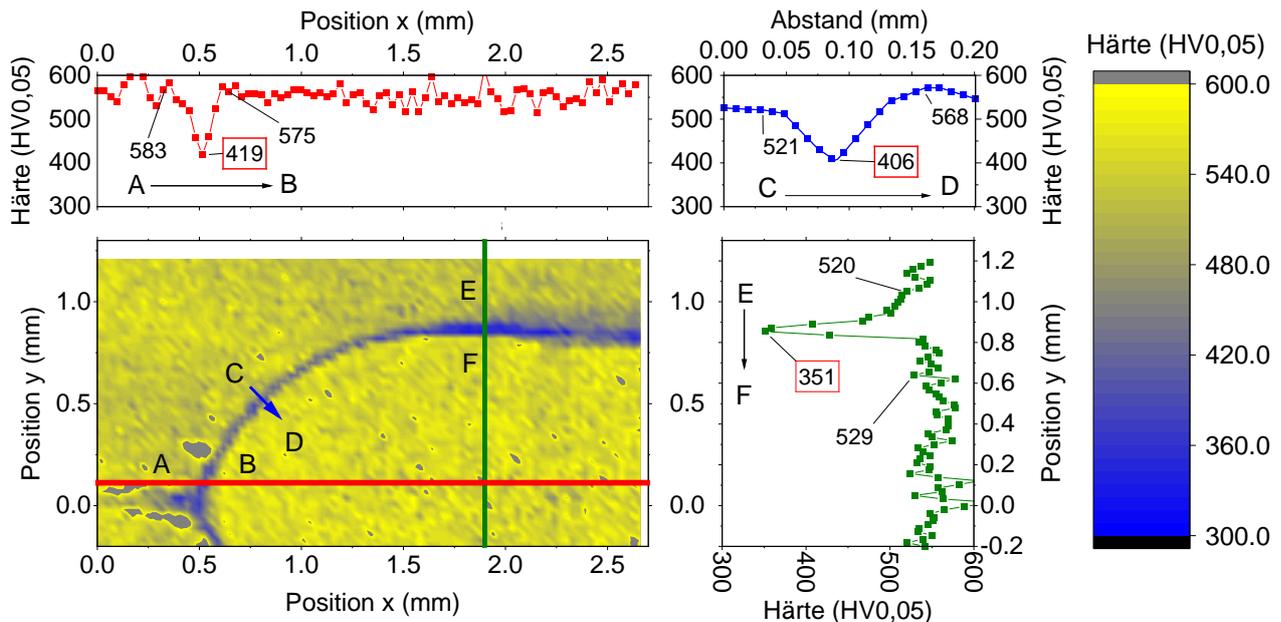


Abbildung 33: Härtemapping und Härteverläufe entlang der markierten Linien für die Schweißverbindung LT8

7.8 Messung der chemischen Zusammensetzung an der Schmelzlinie

7.8.1 Messung der Kohlenstoffverteilung mittels SIMS

Die Messungen des Kohlenstoffgehalts an der Schmelzlinie wurden am Fraunhofer-IST Braunschweig mittels Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS) mit Primärionen Cs^+ für eine Probe durchgeführt, die mit dem MT-Energieeinbringungskonzept (vgl. Tabelle 7) geschweißt wurde. Die analysierte Fläche betrug $560 \mu\text{m} \times 480 \mu\text{m}$. Von der Oberfläche der Probe wurden ca. $500 \text{ nm} - 600 \text{ nm}$ mit dem Ionenstrahl (Strahldurchmesser $10 \mu\text{m} - 20 \mu\text{m}$) entfernt. Zur Ermittlung des Kohlenstoffgehalts wurden die letzten 15 % des abgetragenen Volumens genutzt. Um einen Vergleich der gemessenen und simulierten Kohlenstoffverteilung zu ermöglichen, wurde die Kohlenstoffverteilung aus der Simulation mit dem Schritt von $10 \mu\text{m}$ gemittelt, was dem Schritt der SIMS-Messungen entspricht.

7.8.2 EDX-Messungen des Aluminiumgehalts

Die EDX-Messungen erfolgten im Querschliff einer Probe, geschweißt mit dem Schweißparametersatz MT (vgl. Tabelle 7), um die Anwesenheit von Aluminium im Bereich der Schmelzlinie zu überprüfen und seine möglichen Einflüsse auf die Entstehung von $\delta\text{-Fe}$ abzuschätzen. Die Messungen erfolgten mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops DualBeam FEI Scios mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV .

7.9 Numerische Simulation des Widerstandspunktschweißprozesses

Für die Simulation des Schweißprozesses wurde das kommerziell verfügbare Softwarepaket Sorpas 2D 11.6 der Firma Swantec verwendet. Die Oberflächenschichten bei pressgehärteten Bauteilen haben einen bedeutenden Einfluss auf die Wärmeentwicklung im Schweißprozess. Die mit der Schichtentwicklung verbundene Änderung der elektrischen Widerstände ist von vielen Faktoren

abhängig und ist deswegen schwer vorhersagbar. Es bestehen Ansätze, bei denen die aus dem Experiment ermittelten Übergangswiderstände in eine Simulation übernommen werden [40, 46], was jedoch mit einem erheblichen experimentellen Aufwand verbunden ist. Die verwendete Software bietet die Möglichkeit, eine iterative Anpassung der Widerstandswerte im Modell durchzuführen, um eine Abbildung der realen Kontaktsituation zu ermöglichen (detailliert beschrieben in [101]).

Um ebensolche Anpassung durchzuführen, wurde der im Schliff gemessene Linsendurchmesser der Software vorgegeben und mit dem aus der Simulation ermittelten Wert verglichen. Die Widerstände wurden iterativ in mehreren Durchläufen angepasst, bis der simulierte Linsendurchmesser mit dem experimentell ermittelten Linsendurchmesser übereinstimmte.

Die Schweißprozesssimulation erfolgte für das Energieeinbringungskonzept MT. Der Abgleich des Modells mit dem Schliff erfolgte anhand einer Probe, geschweißt mit den Schweißparametern aus der Tabelle 7. Das Modell wurde anschließend anhand der Ergebnisse aus den Stufenversuchen (vgl. Abschnitt 8.3.1) überprüft.

Ziel der Simulation war es, eine Temperaturgeschichte des Werkstoffes in der Nähe der Schmelzlinie abzubilden, die in das Phasenfeldmodell übertragen werden kann, um die metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie zu simulieren.

Außerdem, wurde anhand der Schweißprozesssimulation der Einfluss der Elektrodenkappe auf das Linsenwachstum bewertet. Zusätzlich zu der bereits beschriebenen Simulation, erfolgte eine Simulation des Schweißprozesses mit den gleichen Schweißparametern (Tabelle 7), aber mit Anwendung der Elektrodenkappe mit dem Radius der Arbeitsfläche von 50 mm.

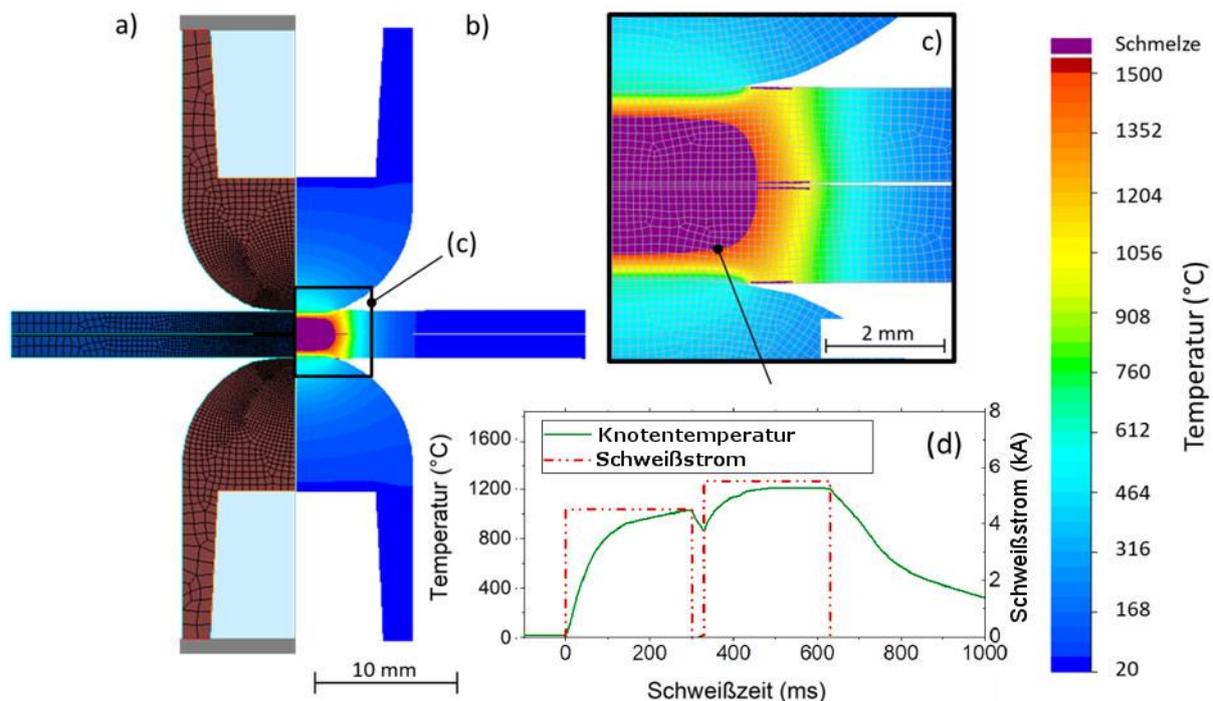


Abbildung 34: FE-Modellaufbau zur Ermittlung der Temperatur an der Schmelzlinie (a) – Elektrodenkappen (R15) und Bauteile mit FE-Netz;(b,c) – Temperaturverteilung bei einer Schweißzeit von 630 ms; (d) – Temperaturverlauf des markierten Knoten in der Nähe der Schmelzlinie nach [102]

Für die Berechnung der Temperaturgradienten wurden Knoten auf beiden Seiten der Schmelzlinie (einer im geschmolzenen und einer im festen Bereich) verwendet. Am Ende des Schweißprozesses (Schweißzeit von 630 ms) wurde aus der FE-Simulation der Abstand zwischen den Knoten und ihren Temperaturen ermittelt und für die Berechnung von Temperaturgradienten verwendet, wie in Tabelle 4 dargestellt. Für die Phasenfeldmodellierung von Phasenumwandlungen an der Schmelzlinie wurde ein gerundeter Temperaturgradient von 9000 K/cm verwendet.

Tabelle 9: Bestimmung des Temperaturgradienten an der Schmelzlinie

Phase	Temperatur bei $t_s = 630 \text{ ms}$ [K]	Knotenabstand [μm]	Temperaturgradient [K/cm]
Flüssig	1846	252	9059
Fest	1617		

7.10 Simulation der metallurgischen Prozesse an der Schmelzlinie

In der Software MICRESSTM wurde ein Phasenfeldmodell gekoppelt mit der thermodynamischen Datenbank ThermocalcTM entwickelt, mit dem die Erstarrung des Versuchswerkstoffes und die Phasenentwicklung im Schweißprozess simuliert werden kann, wie in [102, 103] detailliert beschrieben ist.

Für die Untersuchung des Erstarrungsverhaltens wurden die thermodynamischen Daten der Komponente einschließlich Phasendiagramm und Phasenwechselwirkung aus der Datenbank TCFE7 abgeleitet. Die Prozessparameter wie Temperaturgradient innerhalb der Domäne und Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit, wurden aus der FE-Simulation des Schweißprozesses abgeleitet (Abschnitt 7.9).

Die Triebkraft des Phasenübergangs wird durch die chemische freie Energie bestimmt, dabei werden sowohl das Temperaturfeld als auch das Konzentrationsfeld berücksichtigt [104]. Die Diffusionsrate der Elemente variiert innerhalb der verschiedenen Phasen und beeinflusst stark das Bildungs- und Verteilungsmuster der Phasen während des Erstarrungsprozesses.

Die Simulationsdomäne (Abbildung 35) wurde mit $60 \times 120 \mu\text{m}$ erzeugt, links und rechts wurden periodische Randbedingungen definiert, um die erzeugten Ergebnisse auf eine größere Domäne ausdehnen zu können. Um den Phasenübergang von der flüssigen zur festen Phase während der Aufheizung, des isothermen Haltens und der anschließenden raschen Abkühlung abzubilden, wurde die Entstehung der Kristallisationskeime anhand der herrschenden Unterkühlung bestimmt.

Die Überprüfung der chemischen Zusammensetzung und Temperatur wurde für jede Gitterzelle zu jedem Zeitpunkt durchgeführt, um die potenziellen Kristallisationskeime zu positionieren. Die Kristallisationskeime wurden zu jedem Zeitschritt auf Stabilität überprüft und die instabilen Keime wurden eliminiert. Mechanische Wechselwirkungen zwischen den Phasen würden die Entstehung der Phasengrenzen und damit das Erstarrungsmuster beeinflussen. Die zur Abbildung dieser Wechselwirkung benötigten Oberflächenenergien wurden aus der zuvor genannten thermodynamischen Datenbank übernommen.

Die chemische Zusammensetzung zu Beginn des Prozesses wurde entsprechend der vereinfachten GW-Zusammensetzung (Tabelle 10) eingestellt.

Das Phasenentwicklungsmuster hängt vom Phasendiagramm und der Interaktion zwischen den Phasen ab. Ein quasibinäres Phasendiagramm (Abbildung 36 (a)), welches die Basis für die Simulation darstellt, wurde von Thermocalc unter Verwendung der TCFE7-Datenbank für die chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffes 22MnB5+AS150 berechnet (Tabelle 10).

Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes für die Phasenfeldsimulation in gew.-%

C	Mn	Al	Fe
0,22	1,2	0,03	bal.

Abbildung 35 (a) zeigt die Position einzelner Phasen zu Beginn der Simulation. Der als ROI (engl. **R**egion **o**f **I**nterest) gekennzeichnete Bereich mit den Abmessungen von 60 μm x 45 μm in der Mitte der Simulationsdomäne wurde zur Untersuchung der Phasenentwicklung an der Schmelzlinie verwendet.

Der Anteil jeder Phase in der ROI wurde mittels Bildanalyse mit dem Softwarepaket ImageJ bestimmt. Abbildung 35 (b) stellt das Temperaturfeld zu Beginn des Simulationsprozesses dar.

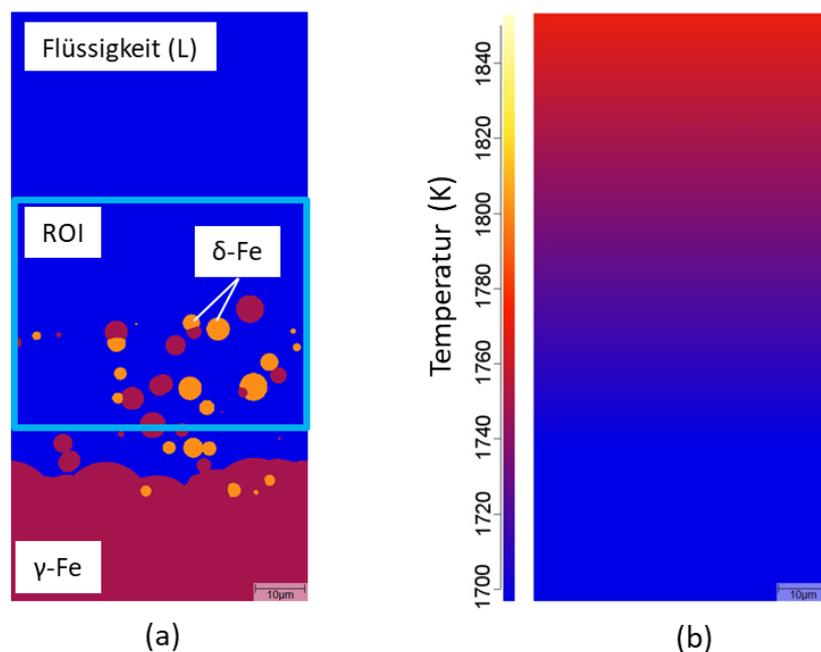


Abbildung 35: Ausgangsbedingungen des Phasenfeldmodells (a) – Phasenverteilung und ROI; (b) – Temperaturverteilung zu Beginn der Simulation nach [102]

Während des Schweißprozesses der Werkstoff in der Nähe der Schmelzlinse über die peritektische Temperatur (T_2), aber unter die Liquidustemperatur (T_3) erwärmt, so dass er bis zum Ende des Schweißprozesses in einem zweiphasigen L + δ Bereich bleibt (Abbildung 36 (b)). Ein Temperaturprofil wurde aus der FE-Schweißprozesssimulation ermittelt, um den Temperaturverlauf des beschriebenen Bereichs darzustellen. Um das Temperaturprofil in das Phasenfeldmodell zu implementieren, wurde es linearisiert, wie in Abbildung 36 (b) dargestellt.

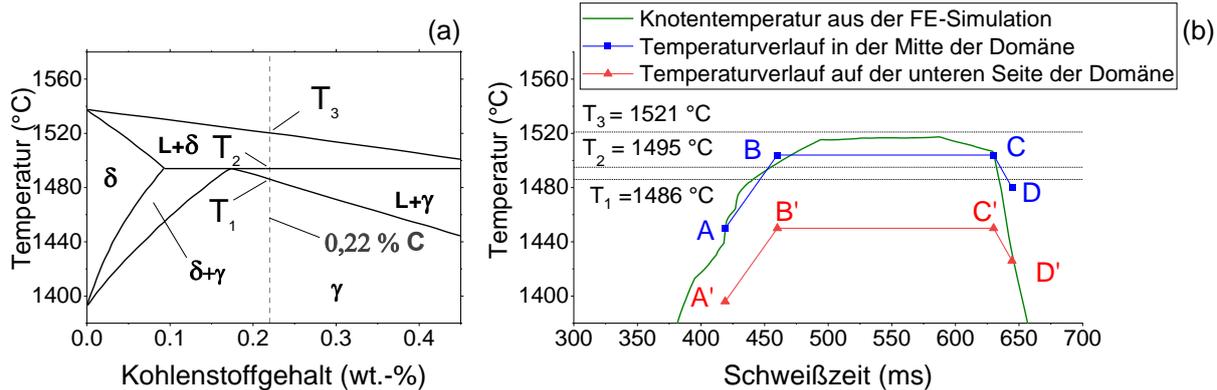


Abbildung 36: (a) – ein quasibinäres Phasendiagramm für 22MnB5+AS150 mit den markierten kritischen Temperaturen T_1 - Solidustemperatur, T_2 - peritektische Temperatur und T_3 - Liquidustemperatur; (b) – Temperaturprofil aus der FE-Simulation sowie die linearisierte Temperaturprofile für das Phasenfeldmodell nach [102].

Das Temperaturprofil besteht aus einer schnellen Erwärmung (A→B) von 1450 auf 1504 °C mit ca. 1,2 K/ms, gefolgt von einem Halten bei 1504 °C für 170 ms (B→C) und einer anschließenden Abkühlung mit 16 K/ms (C→D). Um dieses Temperaturprofil in der Mitte der Simulationsdomäne abzubilden, wurde mit Berücksichtigung des Temperaturgradienten von 9000 K/cm (0,9 K/μm) ein Temperaturprofil A'B'C'D' kalkuliert und auf der unteren Seite der Simulationsdomäne eingesetzt (Abbildung 35).

Tabelle 11: Charakteristische Punkte des linearisierten Temperaturprofils

Parameter	Punkt							
	A	A'	B	B'	C	C'	D	D'
Temperatur [°C]	1450	1396	1504	1450	1504	1450	1480	1426
Schweißzeit [ms]	419		460		630		644,5	
Simulationszeit [ms]	0		41		211		215	

7.11 Untersuchungen zur Verbindungsfestigkeit

7.11.1 Ermittlung mechanischer Eigenschaften der Fügeverbindungen

Zugversuch mit Opferblech

In [12] und [15] wurde eine einseitige Belastung der geschweißten Proben ausgeübt mit dem Ziel, den Einfluss der WEZ auf die mechanischen Eigenschaften des geschweißten Bauteils bei anwendungsspezifischen Belastungen zu untersuchen. Hierfür kamen Zugversuche von Proben mit einseitiger Belastung, geschweißt mit einem Opferblech, sowie Ausbeulversuche zur Anwendung.

Basierend auf diesen Betrachtungen erfolgte im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen die einseitige Belastung der Schweißverbindungen (Zugversuch mit Opferblech).

Die Probengeometrie wurde in Anlehnung an eine Scherzugversuch-Probe entwickelt. Die Einspannlänge betrug 95 mm, bei der Gesamtlänge der Probe von 235 mm wurde diese mit je 70 mm in den Einspannbacken der Zugmaschine befestigt, sodass das Rutschen der Proben im Zugversuch eliminiert werden konnte. Die Probenbreite wurde variiert, um den Einfluss der Flanschbreite auf die

Entfestigung durch Energieeinbringung im Schweißprozess bewerten zu können. Es wurden zwei Probenarten: „breit“ – mit der Probenbreite von 45 mm und „schmal“ - mit der Probenbreite von 25 mm geprüft (vgl. Anhang C). Dabei wurde der Einfluss der Schweißung auf die maximal übertragbaren Kräfte und die gesamte Energieaufnahme im Zugversuch in Abhängigkeit der Energieeinbringung und der Wärmebehandlung der Proben bewertet. Ziel der Untersuchungen war es, den Einfluss der WEZ auf das Bruchverhalten verschiedener Bereiche eines partiell gehärteten Bauteils zu bestimmen, bei denen die Zugkraft nicht über den Schweißpunkt übertragen wird. Pro WB-Zustand und Probenform wurden 5 Proben ohne Schweißverbindungen sowie 5 Proben für jedes Energieeinbringungskonzept hergestellt und mit der Zugmaschine Zwick Z250 geprüft.

Scher- und Kopfzugversuch

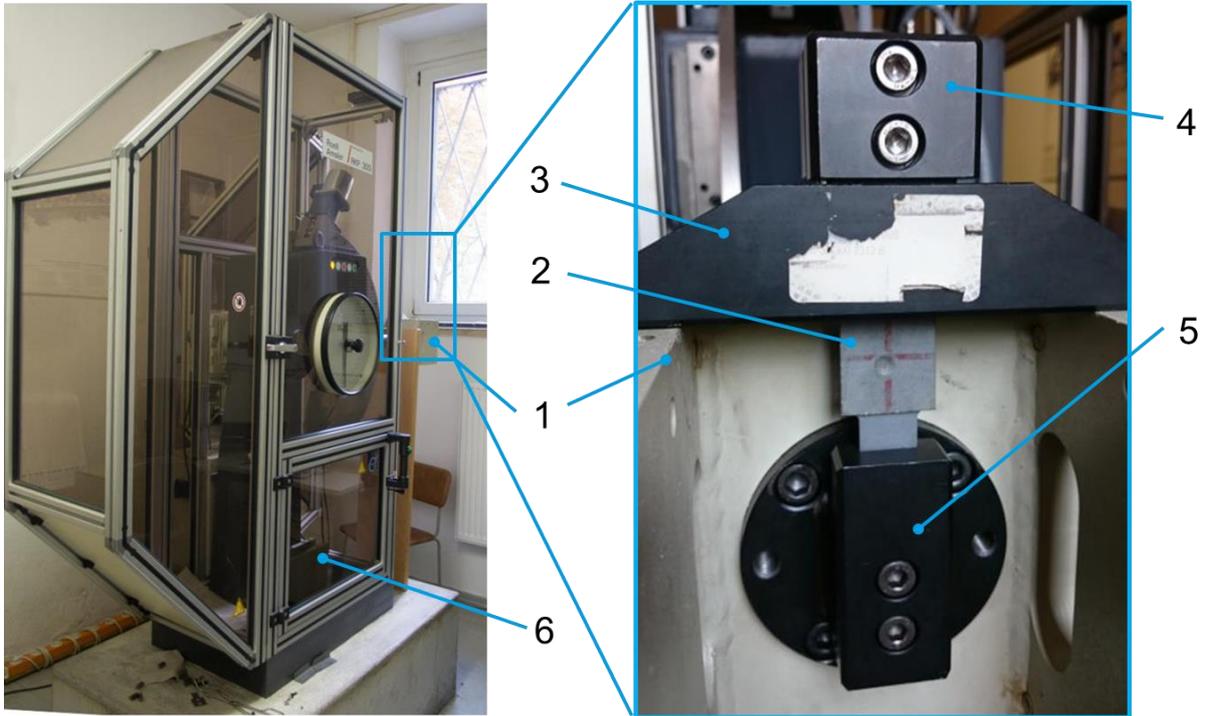
Scher- und Kopfzugversuche wurden in Anlehnung an DVS 2916-1 [105] mit Verwendung der genormten Probengeometrien und Belastungsgeschwindigkeit mit der Zugmaschine Zwick Z250 durchgeführt. Die Proben wurden auf den entsprechenden Halteplatten positioniert (Abbildung 29 (b)). Pro WB-Zustand und Energieeinbringungskonzept wurden 5 Proben gefertigt und geprüft. Ausgewertet wurden die Kopf- bzw. Scherzugfestigkeit sowie die gesamte Energieaufnahme.

Dynamischer Scherzugversuch

Der dynamische Scherzugversuch wurde mithilfe eines Pendelschlagwerkes Zwick RKP 300 mit einem 300 J - Hammer und einer theoretischen Aufprallgeschwindigkeit von 5,231 m/s durchgeführt (Abbildung 37). Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 38 dargestellt.

Die Probe (2) wurde fest mit dem Pendel (1) mithilfe einer „beweglichen“ Einspannvorrichtung (5) verbunden. Die andere Seite der Probe wurde mit dem „festen“ Probenhalter (4) und dem Anschlag (3) versehen. Im Versuch wurde die Probe zusammen mit dem Pendel beschleunigt bis der Anschlag mit dem Stopper (6) in Kontakt gekommen ist. Durch die kinetische Energie des Pendels wurde die Probe auf Zug belastet. Die kinetische Energie des Pendels, die zur Zerstörung der Probe benötigt wurde, wurde als Bruchenergie bezeichnet und dokumentiert.

Der Abgleich der Versuchsanlage mit einer externen Versuchsvorrichtung ist in [106] beschrieben. Die Versuche zeigten eine hohe Übereinstimmung.



1 – Pendel; 2 – Probe; 3 – Anschlag; 4 – Probenhalter;
 5 – Einspannvorrichtung; 6 - Stopper

Abbildung 37: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit dem Pendelschlagwerk RKP 300.

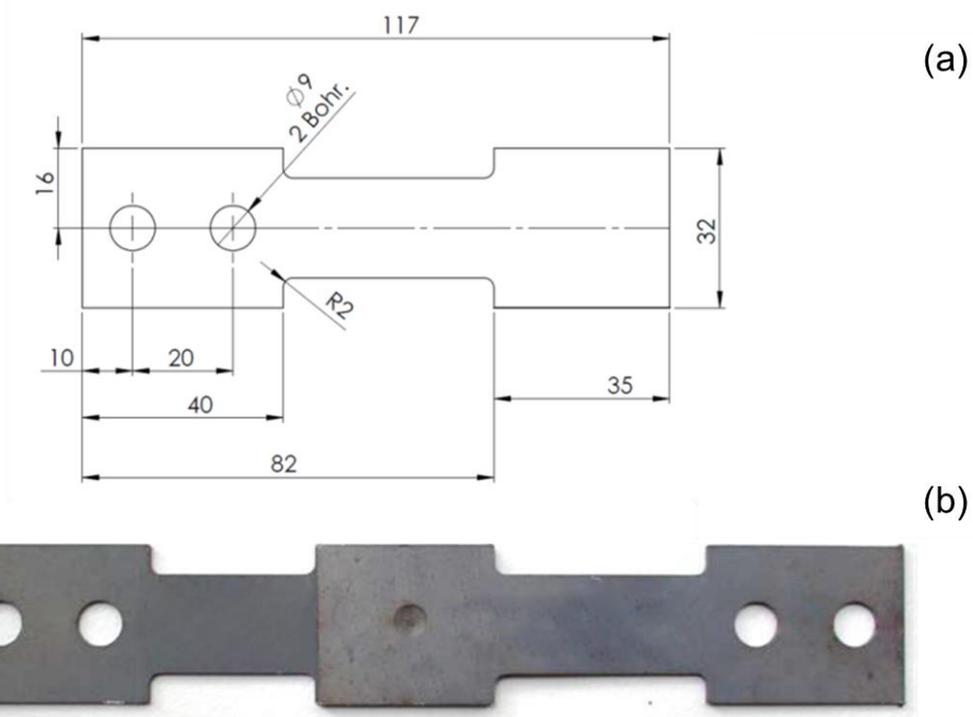


Abbildung 38: Probengeometrie für den dynamischen Scherzugversuch: (a) – Prinzipskizze der Probe; (b) – Aufnahme einer geschweißten Probe

7.11.2 Beobachtete Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde die Klassifizierung der Bruchmodi nach einem in der Abbildung 39 dargestellten Schema verwendet, das aus den bestehenden Regelwerken und Literaturquellen abgeleitet wurde. Neben den „einfachen“ Bruchmodi wie Scherbruch (E), Ausknöpfbruch (C) und Bruch im Grundwerkstoff außerhalb der WEZ (F), wurden auch verschiedene Formen des partiellen Dickenbruches beobachtet: partieller Dickenbruch durch die Schmelzlinse G - ptf-a und partieller Dickenbruch entlang der Schmelzlinie in Kombination mit dem Ausknöpfbruch A, wie in Abschnitt 2.4.1 detailliert beschrieben.

Weitere komplexe Bruchmodi wurden auch im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen vermehrt beobachtet: partieller Dickenbruch entlang der Schmelzlinie, kombiniert mit dem Scherbruch (B) und partieller Dickenbruch durch die Schmelzlinse kombiniert mit dem Ausknöpfbruch. Im Rahmen der durchgeführten Bruchanalysen wurden auch Versagensarten beobachtet, die je nach der betrachteten Schnittebene verschiedene Brucherscheinungen aufwiesen. So sind z. B. Kombinationen zwischen Scherbruch, Linsengrenzbruch mit Ausknöpfbruch (H) oder auch partiellem Dickenbruch entlang der Schmelzlinie in Kombination mit dem partiellen Dickenbruch durch die Schmelzlinse (I) aufgetreten.

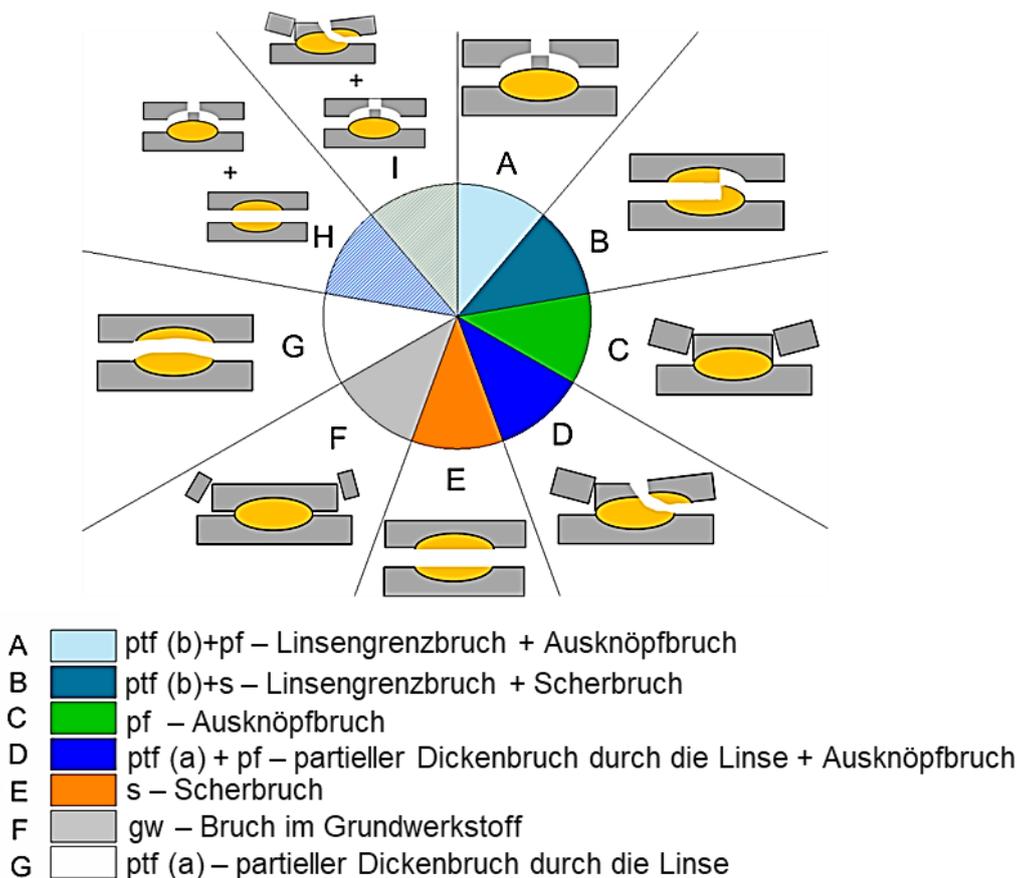


Abbildung 39: Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen beobachtete Bruchmodi in Anlehnung an [84–86]

Das Auftreten der Bruchmodi A, B, H und I weist darauf hin, dass die Erweichung an der Schmelzlinie eine Rolle im Bruchvorgang spielt. In allen anderen Fällen kann dies als unkritisch für den Bruchvorgang

bewertet werden. Um eine Varianz des Bruchverhaltens innerhalb jeder geprüften Serie abbilden zu können und so die Tendenzen zur Änderungen im Bruchverhalten abhängig von der Energieeinbringung, GW-Zustand und Belastungsart- und richtung zu veranschaulichen, wurde das Bruchverhalten jeder Probe innerhalb der Serie dokumentiert und dargestellt, wie in Abbildung 40 gezeigt. Dabei wird die Serie, bestehend aus 5 Proben, als ein Kreis dargestellt. Jedes Kreissegment repräsentiert eine Probe. Das Bruchverhalten wird entsprechend der Darstellung in Abbildung 39 farblich kodiert.

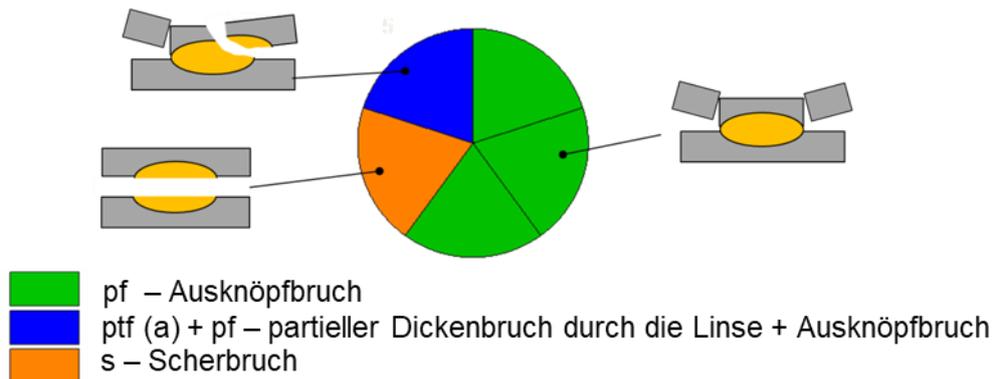


Abbildung 40: Darstellung des Bruchverhaltens einer Probenserie am Beispiel einer Serie, geschweißt mit dem ST-Energieeinbringungskonzept geprüft unter Scherzugbelastung an AS150/800 °C/6 min (vgl. Abschnitt 8.4.5)

8 Ergebnisse und Diskussion

8.1 Einfluss der Oberflächenschichten auf die Schweißseignung

8.1.1 Änderung der Werkstoffeigenschaften im Ofenprozess

Verschiedene Werkstofffestigkeiten wurden durch Variation von Ofentemperatur und -haltezeit erzeugt, wie es in Abbildung 41 zu sehen ist. Diese könnten den drei Zonen eines partiell gehärteten Bauteils zugeordnet werden. Bei einer niedrigen Ofentemperatur von 700 °C hatten beide Beschichtungsvarianten unabhängig von der Ofenhaltezeit eine geringe Festigkeit und Härte, die einem ferritisch-perlitischen Gefüge entsprechen.

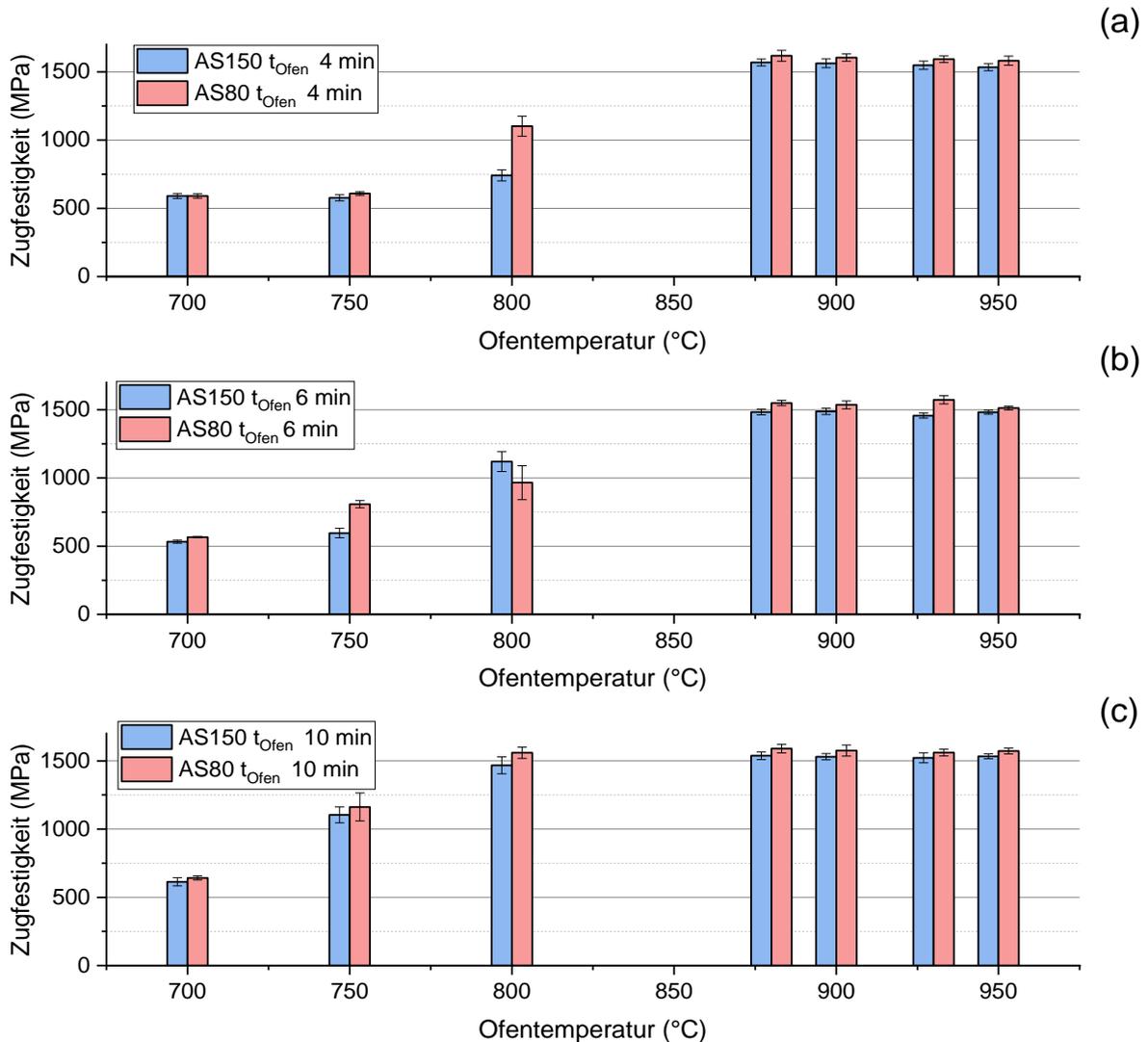


Abbildung 41: Festigkeit nach dem Presshärten bei unterschiedlicher Ofentemperatur und -haltezeit für 22MnB5 mit 2 Beschichtungen AS80 und AS150. (a) Ofenhaltezeit von 4 min; (b) – Ofenhaltezeit von 6 min; (c) – Ofenhaltezeit von 10 Min nach [47]

Für hohe Ofentemperaturen wurden beginnend mit der Ofentemperatur von 880 °C für Al-Si hohe Härten und hohe Zugfestigkeiten gemessen, das einer vollständigen Austenitisierung des Materials im Ofen entspricht. In diesem Temperaturbereich wurde kein Einfluss der Ofenhaltezeit auf die Materialeigenschaften beobachtet. Eine sogenannte "Übergangszone", in der das Material nicht vollständig austenitisiert wurde und Martensit, Restferrit und Bainit enthält (vgl. Abschnitt 2.1.2) wurde

im Temperaturbereich zwischen 750 °C und 800 °C beobachtet. In diesem Bereich hatte die Ofenhaltezeit einen wesentlichen Einfluss auf die Materialeigenschaften, wobei längere Ofenhaltezeiten zu höherer Zugfestigkeiten und höheren Mikrohärten führten.

Die Härte und die Zugfestigkeit zeigen eine nahezu lineare Korrelation (Abbildung 42) und stimmen mit den metallographischen Beobachtungen überein.

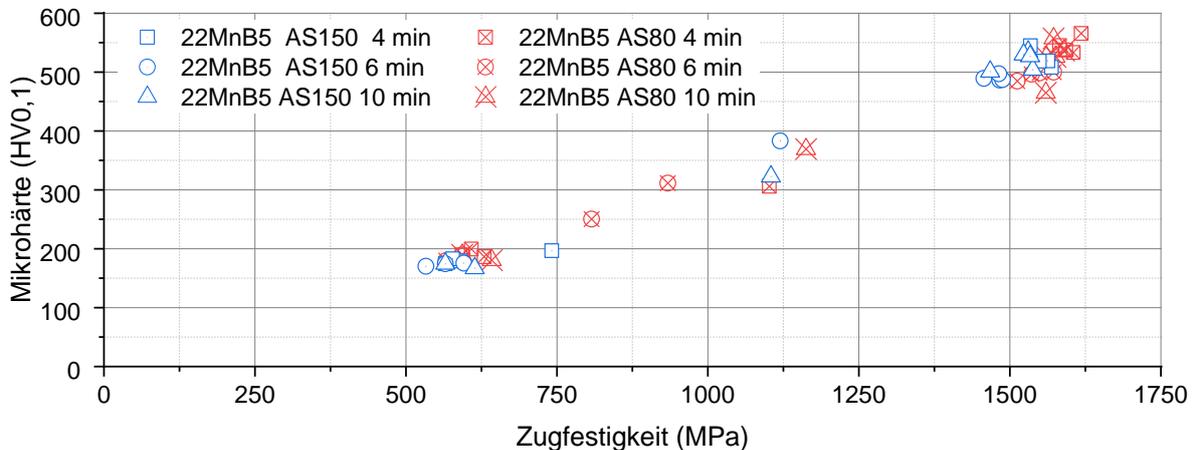


Abbildung 42: Korrelation zwischen Festigkeit und Vickers-Härte für 22MnB5 mit zwei Beschichtungen AS80 und AS150 für unterschiedliche Haltezeiten und Temperaturen

8.1.2 Entwicklung der Oberflächenschichten im Presshärteprozess

Der Vergleich der lichtmikroskopischen Aufnahmen mit den Ergebnissen der REM/EDX Untersuchungen und der in der Literatur vorhandenen chemischen Zusammensetzungen einzelner Schichtbereiche [39] erlaubt es, die Identifizierung dieser Bereiche anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen durchzuführen (Abbildung 43). Mitthilfe der lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden die Gesamtschichtdicke (vgl. Abbildung 46) sowie die prozentualen Anteile einzelner Schichtbereiche an der Gesamtschichtdicke (vgl. Abbildungen 47 und 48) ermittelt, ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.3.2.

Für den wärmebehandelten Zustand mit $T_{\text{Ofen}} = 700 \text{ °C}$, $t_{\text{Ofen}} = 4 \text{ min}$ (Abbildung 43 a-c) konnten vier Bereiche identifiziert werden: das Stahlsubstrat A (a_1), eine intermetallische Schicht D (a_2), eine intermetallische Schicht F (a_3) und die G-Schicht - metallische Al-Si-Beschichtung. Der gemessene Aluminiumgehalt im Spot a_2 ist etwas höher als der von Jenner et al. angegebene (Abbildung 43 (c)). Er lässt sich durch eine inhomogene Al-Verteilung in diesem Bereich erklären. Die BSE-Aufnahme Abbildung 43 (a) zeigt Unterschiede in Graustufen mit dunkleren Bereichen, die reicher an leichten Elementen (Al und Si) sind. Alle identifizierten Schichten sind im LM-Bild gut sichtbar (Abbildung 43 (b)). Abbildung 43 d-f zeigt den Schichtzustand mit $T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ °C}$, $t_{\text{Ofen}} = 6 \text{ min}$. Unter dieser Bedingung wurde eine Schichtstruktur mit mehreren intermetallischen Bereichen identifiziert. Die Zuordnung von Schichten entsprechend den EDX-Messungen (Abbildung 43 d-e) führte zu folgendem Schichtaufbau: der Bereich b_2 entspricht dem Bereich B, gefolgt von den Bereichen C (Punkt b_3) und D (b_4 und b_6) mit dem Bereich E (b_5). Dieser Schichtbereich ist inhomogen. Der Punkt b_7 markiert einen Partikel des Bereiches E, umgeben vom Bereich D. Die an der Stelle gemessene chemische Zusammensetzung entspricht nicht dem Bereich E nach Jenner et al. Der gemessene Al-Gehalt von b_7 ist höher im Vergleich

zum Literaturwert. Dies kann dadurch verursacht werden, dass das gemessene Volumen den umgebenden Bereich D mit höherem Al-Gehalt beinhaltet, weil die im Bereich D verteilten „Inseln“ des Bereiches E nur wenige Mikrometer groß sind. Betrachtet man die hellere Graustufenfarbe im BSE-Bild und die braune Färbung der "Inseln" im LM-Bild, so kontrastiert sie mit dem umgebenden Material. Anhand dessen und der Tatsache, dass der Bereich einen höheren Gehalt von Al und Si aufweist, wurde der Bereich dem Bereich E zugeordnet.

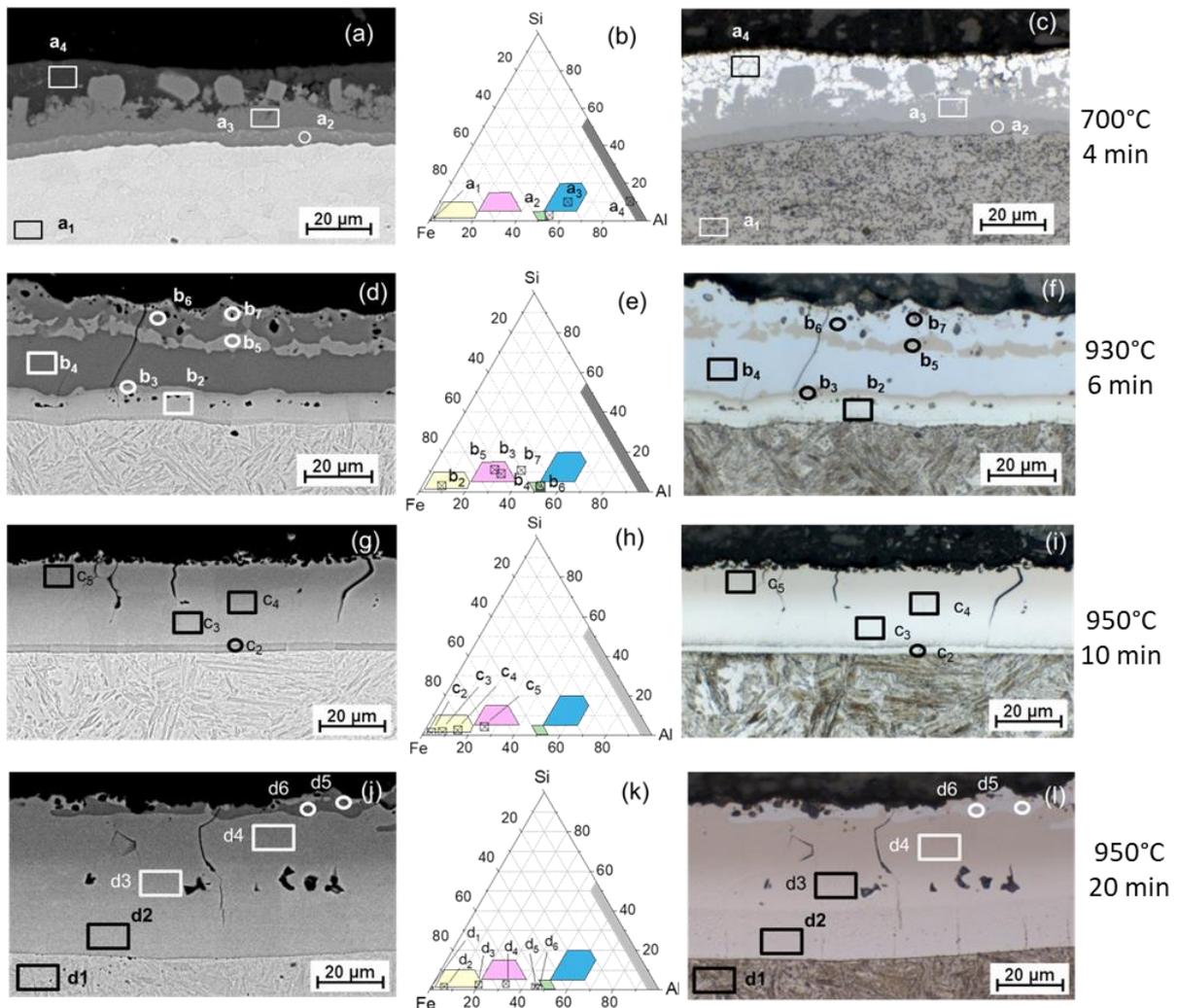


Abbildung 43: BSE (a,d,g,j) und lichtmikroskopische (c,f,i,l) Aufnahmen mit den markierten Stellen der EDX-Messungen; (b,e,h,k) – chemische Zusammensetzungen der gemessenen Punkte / Flächen und Schichtbereiche nach [39]. (a-c) – 22MnB5+AS150 700°C/4min; (d-f) – 22MnB5+AS150 930°C/6min; (g-i) – 22MnB5+AS80 950°C/10min; (j-l) – 22MnB5+AS150 950°C/20min nach [47]

Abbildung 43 g-i zeigt die durchgeführten Messungen für 22MnB5+AS80 mit $T_{\text{Ofen}} = 950 \text{ } ^\circ\text{C}$, $t_{\text{Ofen}} = 10 \text{ min}$. Hellere Bereiche der Schicht (hellgrau in der BSE-Aufnahme, gelb-grau in der LM-Aufnahme) konnten aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzungen dem Bereich B zugeordnet werden, der gemessene Punkt c₅ (dunkelgrau im BSE-Bild/hellbraunes im LM-Bild) konnte dem Bereich C zugeordnet werden.

Ein direkter Vergleich zwischen lichtmikroskopischem und BSE-Bild für 22MnB5+AS150, die 20 min bei 950 °C wärmebehandelt wurden, ist in Abbildung 43 j-l dargestellt. Die Schicht war nahezu vollständig durchdiffundiert und bestand aus den Bereichen B ($d_2 - d_3$) und C/E (d_4), die entsprechend 58 % und 32 % der Gesamtschichtdicke betrug (vgl. Abbildung 49). Nur ein geringer Anteil des Bereichs D (10 %) war in Form von "Inseln" im umgebenden Bereich C/E vorhanden.

Mit den zugeordneten Schichtbereichen wurden, wie bereits beschrieben, Messungen der Dicke verschiedener Schichtbereiche an lichtmikroskopischen Bildern durchgeführt. Die Schichtbereiche wurden in LM-Querschnittsaufnahmen für 22MnB5+AS80 (Abbildung 44) und +AS150 (Abbildung 45) markiert.

Die Veränderung der Gesamtschichtdicke mit der Ofentemperatur wird in Abbildung 46 dargestellt. Aus der Abbildung ist zu entnehmen, dass die Gesamtschichtdicke mit der Verlängerung der Ofenhaltezeit bis ca. 800 °C kaum Zuwachs aufwies, danach wuchs diese monoton bei AS80, bei AS150 fand die Schichtwachstum zwischen 800 °C und 900 °C statt, danach sättigte sich das Wachstum. Die Entwicklung der einzelnen Schichtbereiche mit zunehmender Temperatur und Zeit wird in Abbildung 47 für 22MnB5+AS80 und in Abbildung 48 für 22MnB5+AS150 gezeigt.

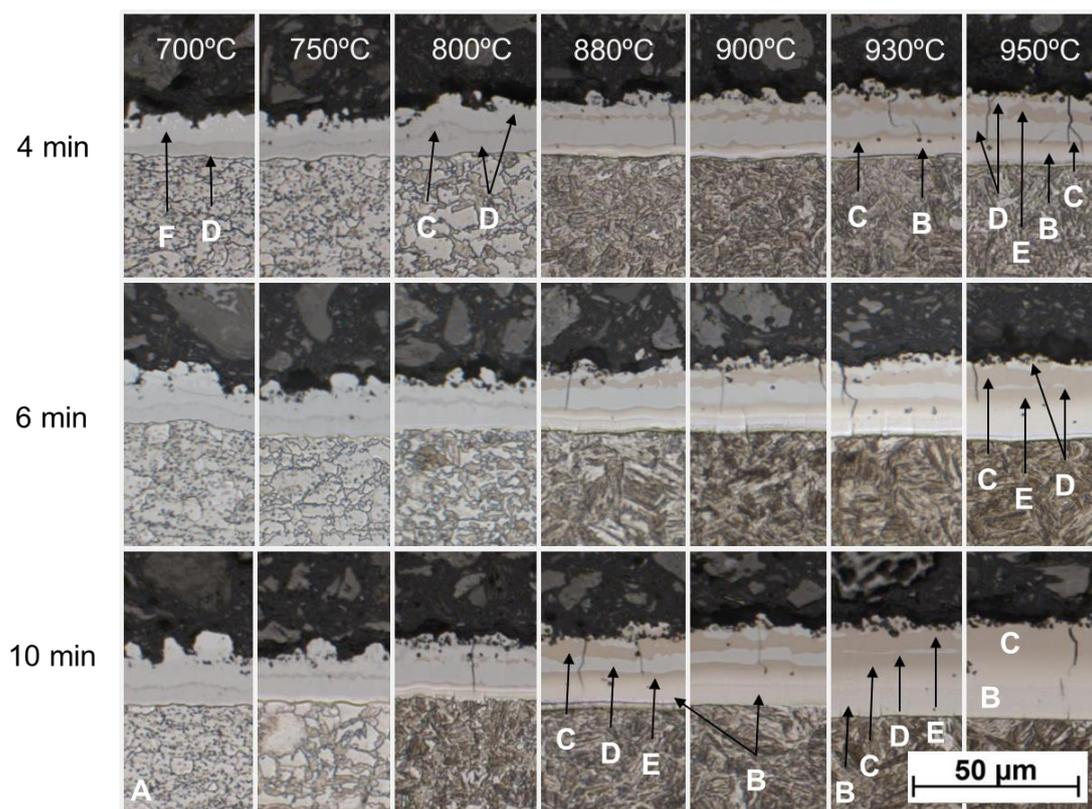


Abbildung 44: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS80 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [40] in Anlehnung an [47]

Vor Beginn der Wärmebehandlung im Ofen besteht die Al-Si-Beschichtungsschicht aus einer metallischen Al-Si-Legierung (Bereich G) mit geringem Anteil an intermetallischen Phasen (vgl. Abschnitt 5).

Die Entwicklung der Schicht wird durch den Diffusionsprozess gesteuert und ist daher abhängig von der Schichtdicke sowie der Ofentemperatur und den Haltezeiten. Je dünner die Schicht, desto weniger Zeit wird bei einer bestimmten Temperatur für die Diffusion benötigt. Höhere Haltetemperaturen führen zu einer Beschleunigung der Diffusionsprozesse in der Schicht [38]. Bei AS150 war der Bereich G (metallische Al-Si-Beschichtung) bei 700 °C und 750 °C mit einer Ofenhaltezeit von 4 min vorhanden. Der Bereich G ist bei 800 °C noch teilweise sichtbar. Bei 700 °C mit einer Ofenhaltezeit von 6 min war noch eine geringe Menge des Bereichs G vorhanden. Der Rest der Beschichtung bei diesen Temperaturen bestand aus den Bereichen F – hauptsächlich eine ternäre intermetallische Phase Fe_2SiAl_7 und D - hauptsächlich intermetallische Phase Fe_2Al_5 . Bei AS80 sind die Reste der metallischen Bestandteile in der Beschichtung, die 4 min lang bei 700°C wärmebehandelt wurde, im Schliff sichtbar (Abbildung 44). Aufgrund deren Morphologie (feinverteilte Inseln innerhalb des F-Bereichs) konnten diese nicht in die Auswertung der Schichtbestandteile einfließen (Abbildung 47).

Für beide Beschichtungen wurde die Entwicklung des Bereichs E, eine Mischung aus ternärem intermetallischem Fe_2SiAl_2 mit binärer Phase FeAl oder Fe_3Al , ab 700 °C und 10 min beobachtet. Nach [39, 107] entsteht der Bereich, weil der Schichtbereich F durch Diffusion mit Fe angereichert wird und in Fe_2Al_5 (Bereich D) umwandelt, der eine geringere Si-Löslichkeit aufweist. Das überschüssige Si bildet die Fe_2SiAl_2 -Phase in der Mitte des Fe_2Al_5 -Bereiches. Bereich E wuchs mit Erhöhung der Ofentemperaturen und Verlängerung der Ofenhaltezeiten.

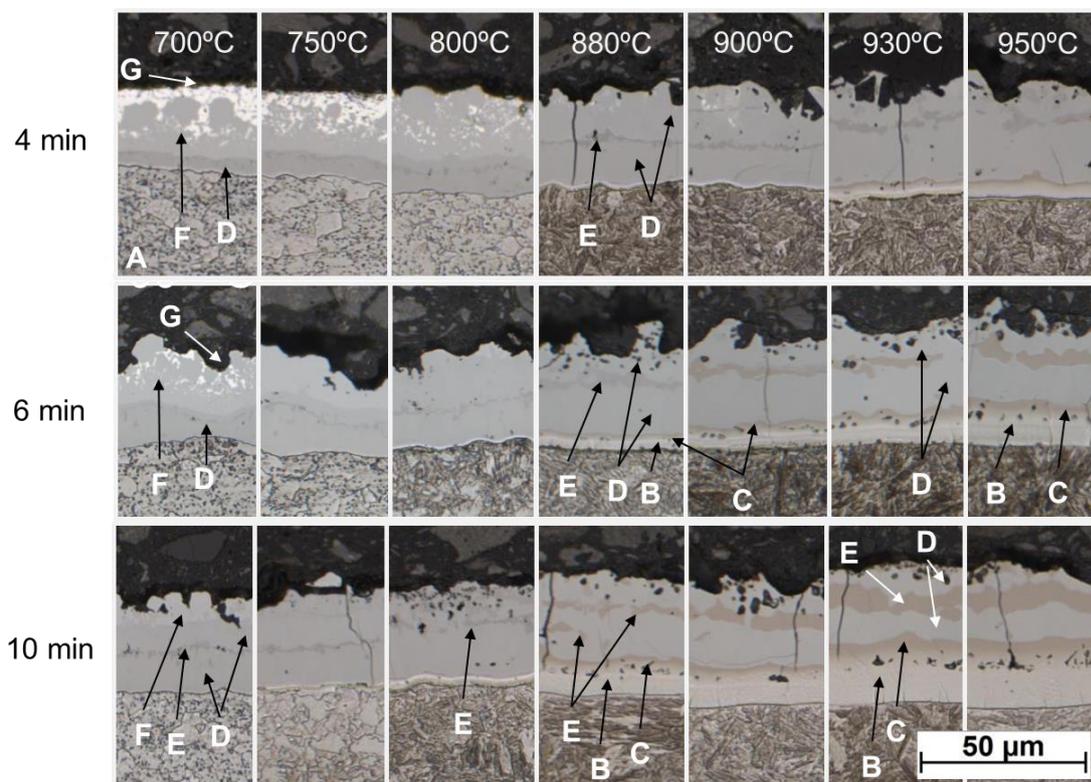


Abbildung 45: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS150 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [39] in Anlehnung an [47]

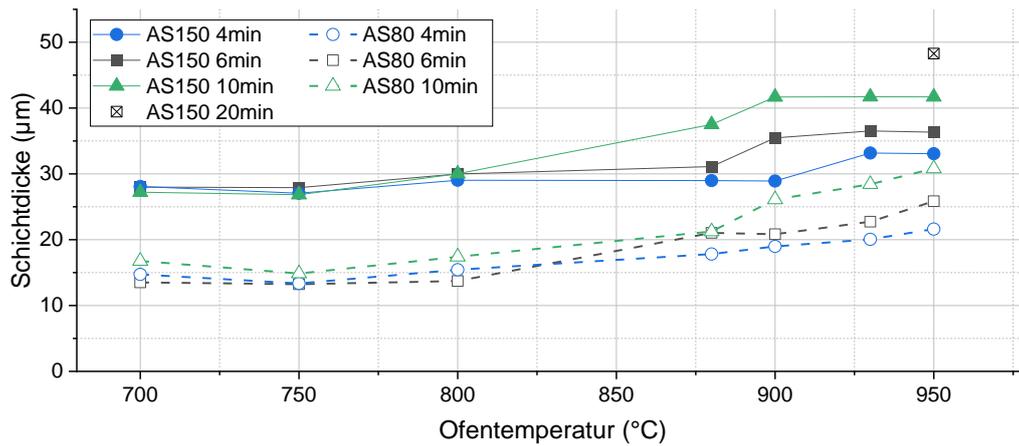


Abbildung 46: Entwicklung der Gesamtschichtdicke mit steigender Ofentemperatur nach [47]

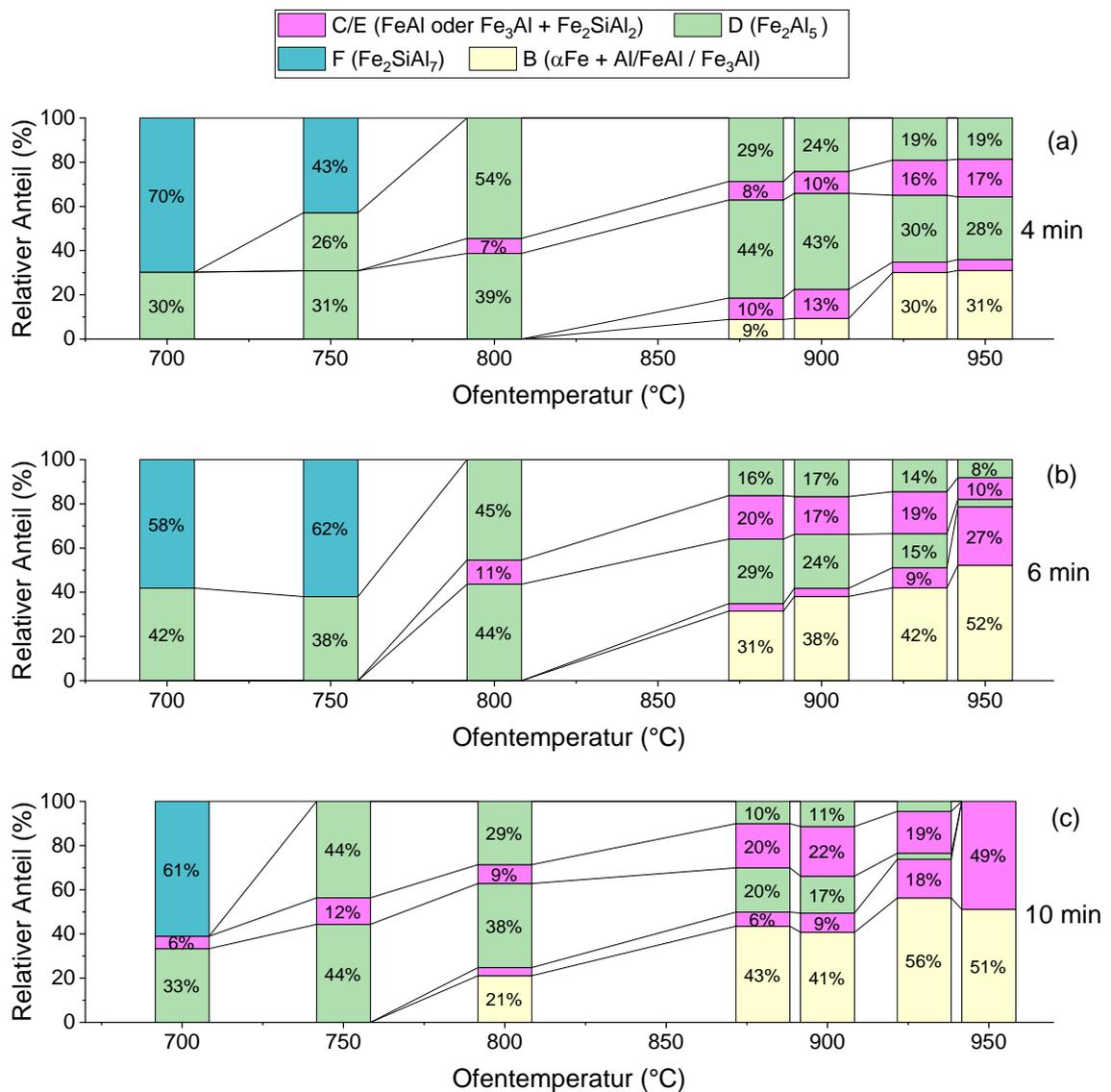


Abbildung 47: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si-Beschichtung mit steigender Ofentemperatur für 22MnB5+AS80: (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min nach [47]

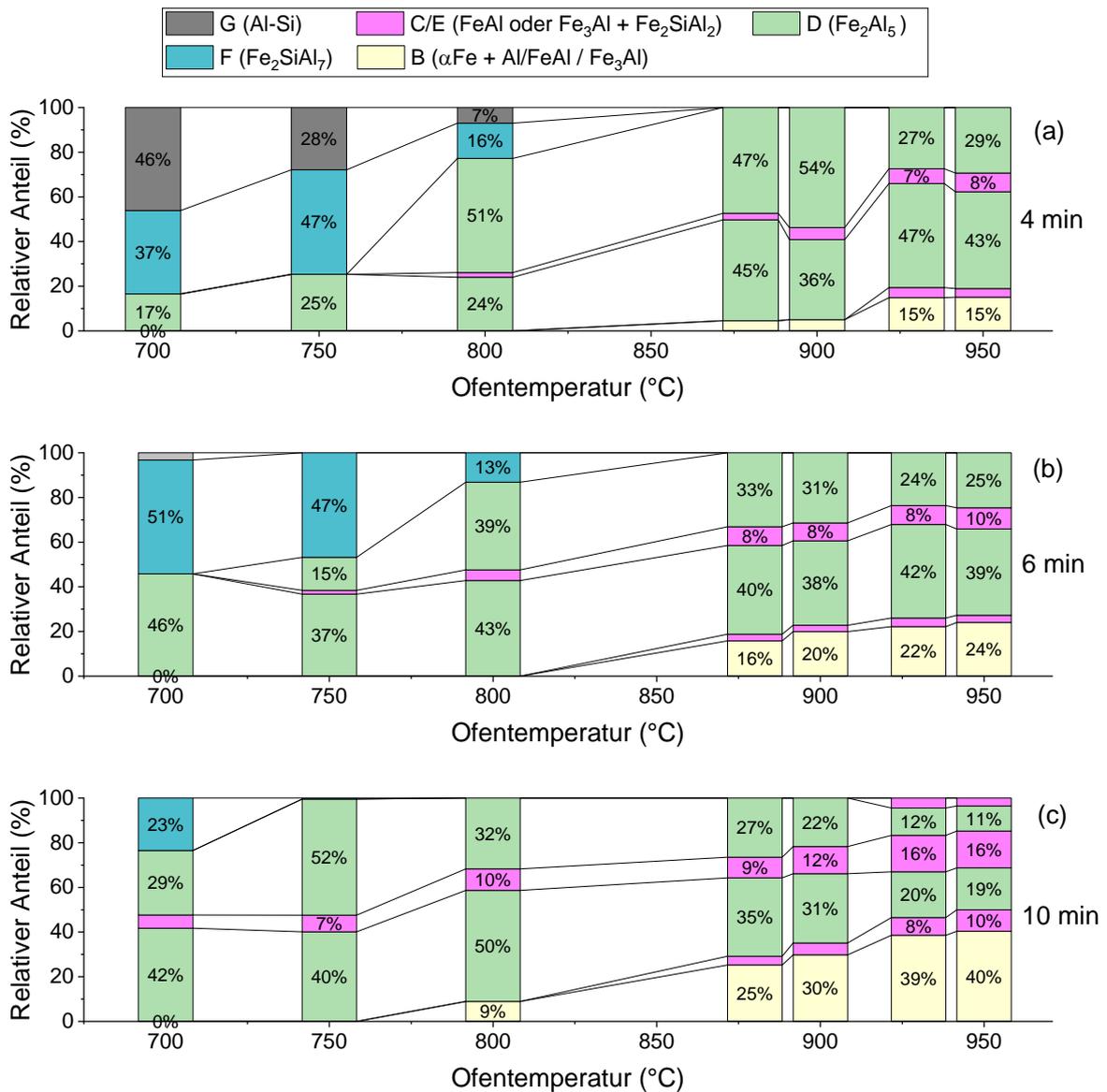


Abbildung 48: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si-Beschichtung im Ofenprozess für 22MnB5+AS150 (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min nach [47]

Beginnend mit 800 °C und 10 min bildeten sich die Bereiche B (für beide Beschichtungen) und C (für AS150 der beobachtete Beginn mit 880 °C) an der Schnittstelle zwischen dem Substrat und der aluminiumreichen Beschichtung. Der Bereich C hat die gleiche Phasenzusammensetzung wie der Bereich E. Der Bereich B, der Interdiffusionsbereich zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl besteht aus $\alpha\text{-Fe}$ und ~10 gew.-% (~15 at.-%) Al mit einem möglichen Vorkommen der Fe-reichen intermetallischen Phase Fe_3Al [40]. Bei höheren Temperaturen und Ofenhaltezeiten wurde das Wachstum der Bereiche E, C und B und die gleichzeitige Reduktion der D-Region durch Anreicherung der Beschichtung mit Fe beobachtet.

Für eine Ofenhaltezeit von 10 min bei 950 °C bestand die Schicht bei AS80 aus den zwei Bereichen B (51 %) und C (49 %). Bei AS150 war aufgrund seiner höheren Dicke eine relativ große Menge des

Bereichs D (30 %) in der Schicht vorhanden. Der Rest der Schicht bestand aus den Bereichen B, C und E. Für die Haltezeit von 20 min bei 950 °C ist der Oberflächenzustand für 22MnB5+AS150 (Abbildung 49) mit dem Schichtzustand von 22MnB5+AS80 vergleichbar. Die Schicht bei AS150 war im Vergleich zu AS80 (31 µm) dicker (48,3 µm) wie der Abbildung 46 zu entnehmen ist. Die prozentuale Phasenzusammensetzung ist aber ähnlich, wobei die Bereiche B und C/E 91 % der Schicht bei AS150 (Abbildung 49 (b)) und 99 % bei AS80 (Abbildung 47(c)) betragen.

Die Bereiche B, C und E besitzen einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand im Vergleich zu den anderen Schichtbestandteilen (vgl. Abschnitt 2.1.4). Um einen Zusammenhang zwischen den niederohmigen und hochohmigen Bereichen in der Schicht zu beschreiben wurde der prozentuale Anteil dieser Bereiche an der gesamten Schichtdicke Σ_{BCE} genutzt (Abbildung 50).

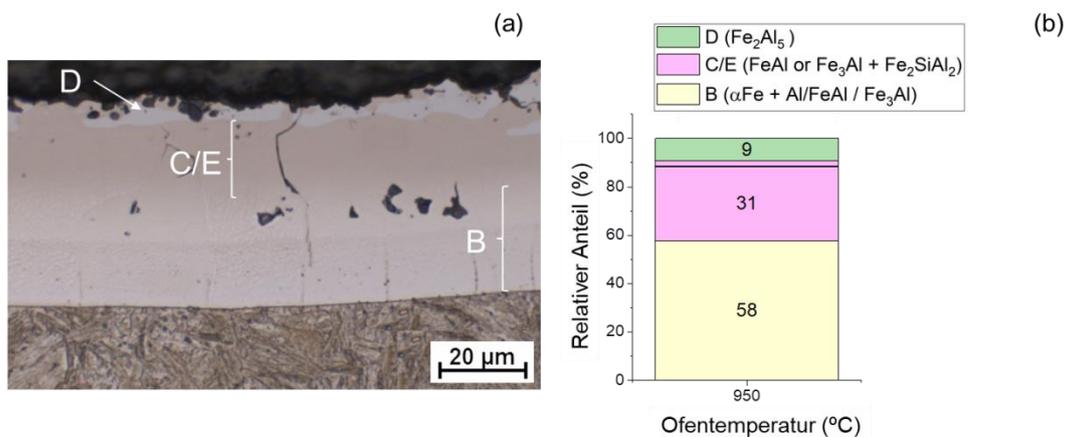


Abbildung 49: (a) - Querschliff der Beschichtung AS150/20min/950 °C; (b) – prozentuale Phasenzusammensetzung der Diffusionsschicht nach [47]

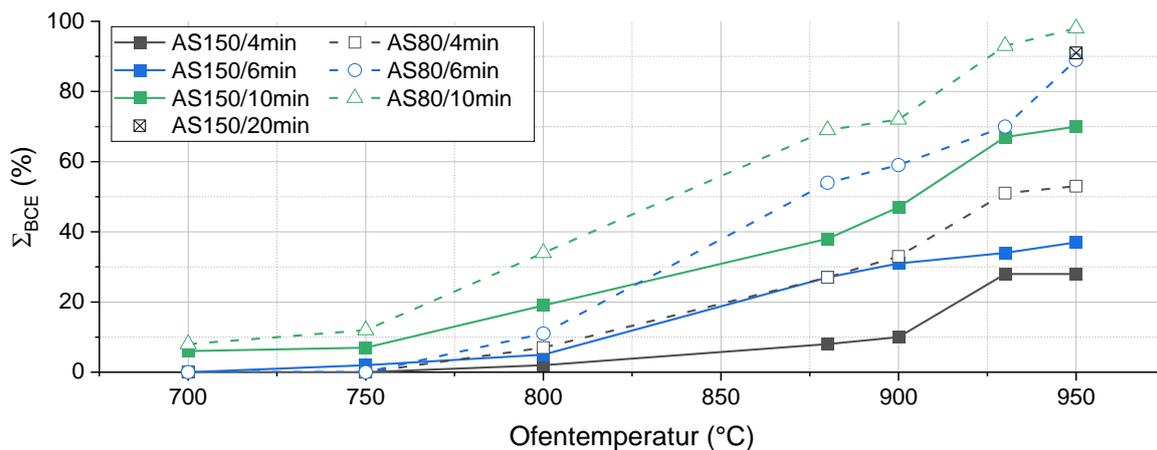


Abbildung 50: Entwicklung der Summe der hochohmigen Schichtbereiche (Σ_{BCE}) mit steigender Ofentemperatur für verschiedene Ofenhaltezeiten für AS80 und AS150

8.1.3 Übergangswiderstände

Im Rahmen der Untersuchungen wurden die statischen Gesamtwiderstände gemessen. Die Ergebnisse dieser Messungen sind in Abbildung 51 dargestellt. Über die Summe der einzelnen Widerstandskomponenten wurde der Gesamtwiderstand zwischen den beiden Elektroden ermittelt und mit dem gemessenen Gesamtwiderstand (R_g) verglichen. Aufgrund der hohen Korrelation zwischen den gemessenen Teil- und Gesamtwiderständen konnte die Messmethode verifiziert werden.

Es lässt sich für den untersuchten Werkstoff 22MnB5+AS80 (Abbildung 51 a-c) erkennen, dass mit steigender Ofentemperatur der Widerstand tendenziell stieg. Dieser Trend ist bei dem Werkstoff 22MnB5+AS150 nur bei der Ofenverweilzeit von 4 min zu erkennen. Bei den untersuchten Ofenverweilzeiten von 6 min und 10 min des Werkstoffs 22MnB5+AS150, konnte bei den Temperaturen 750 °C und 800 °C ein sehr hoher Anstieg der Widerstände beobachtet werden, ab einer Temperatur von 880 °C fielen diese wieder ab.

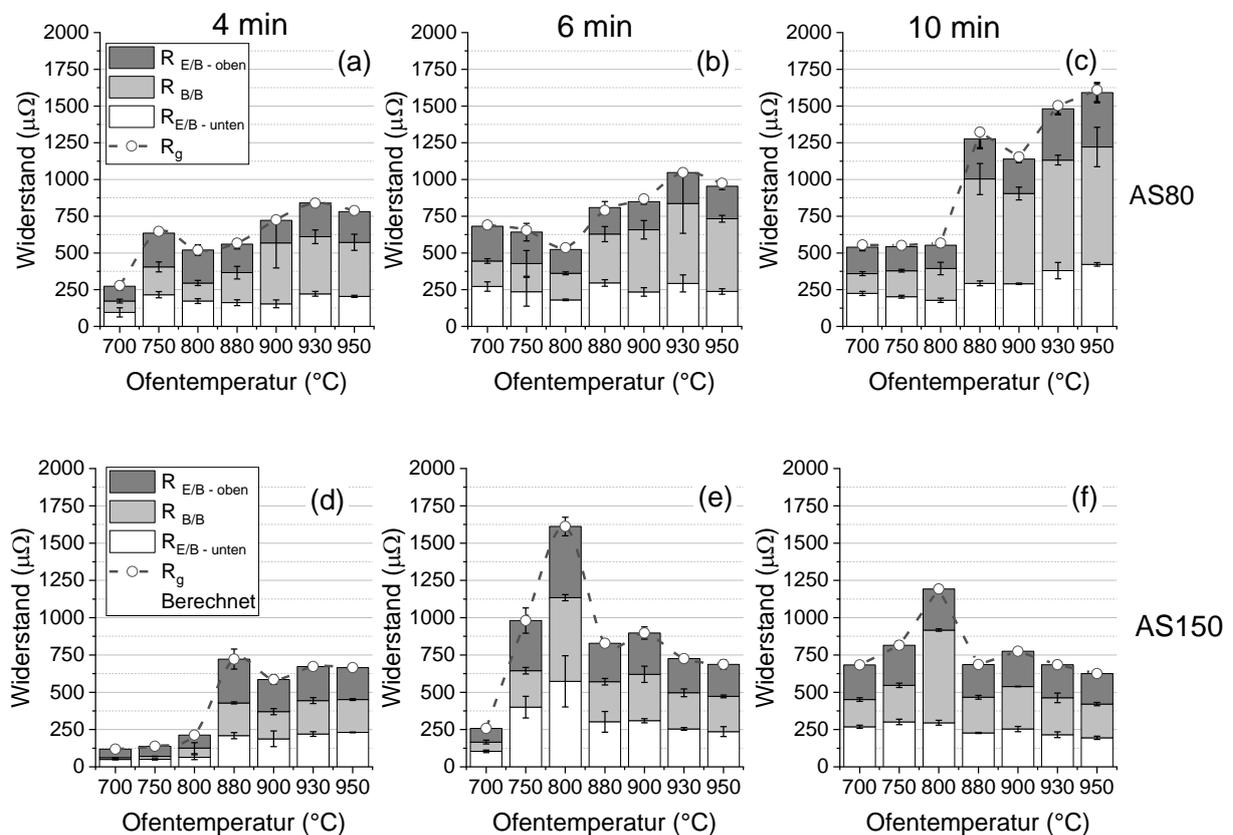


Abbildung 51: Gemessene Teil- und Gesamtwiderstände der Versuchsbleche und deren Abhängigkeit von den Ofenparametern (a-c) - für 22MnB5+AS80; (d-f) – für 22MnB5+AS150 nach [47]

Durch den Vergleich der statisch gemessenen Widerstände für beide Beschichtungskonzepte bei den Ofenverweilzeiten von 6 min und 10 min lässt sich eine hohe Divergenz erkennen. Sowohl für die Ofenhaltezeit von 6 min als auch für 10 min nahmen die Widerstände bei der Beschichtung AS80 tendenziell zu, wohingegen die Widerstände bei der Beschichtung AS150 nach einem Peak bei den Temperaturen von 750 °C und 800 °C einen fallenden Trend aufwiesen. Anhand dieser Erkenntnisse lässt sich somit keine eindeutige Korrelation zwischen den statischen Widerständen und der

Ofentemperatur erkennen. Ebenfalls existierte keine Korrelation zwischen den gemessenen Widerständen und der Dicke der Oberflächenschichten.

Anhand von Abbildung 52 kann der Vergleich der im DVS Merkblatt 2935-3 [1] empfohlenen und der gemessenen Werte ($\Sigma R_{E/B}$) nachvollzogen werden. Es ist zu erkennen, dass die gemessenen Widerstände den empfohlenen Wert von $800 \mu\Omega$ lediglich beim Werkstoff 22MnB5+AS150 bei einer Ofenhaltezeit von 6 min und einer Ofentemperatur von $800 \text{ }^\circ\text{C}$ überschritten.

Bei dem Werkstoff mit einer AS80 Beschichtung bei einer Ofenhaltezeit von 10 min und einer Temperatur von $950 \text{ }^\circ\text{C}$ erreichte die $\Sigma R_{E/B}$ die empfohlene Grenze von $800 \mu\Omega$. Bei den anderen untersuchten Ofenhaltezeiten und -temperaturen überschritten die Widerstände den Grenzwert nicht, so dass eine gute Schweißbeignung dieser Werkstoffzustände vermutet werden kann.

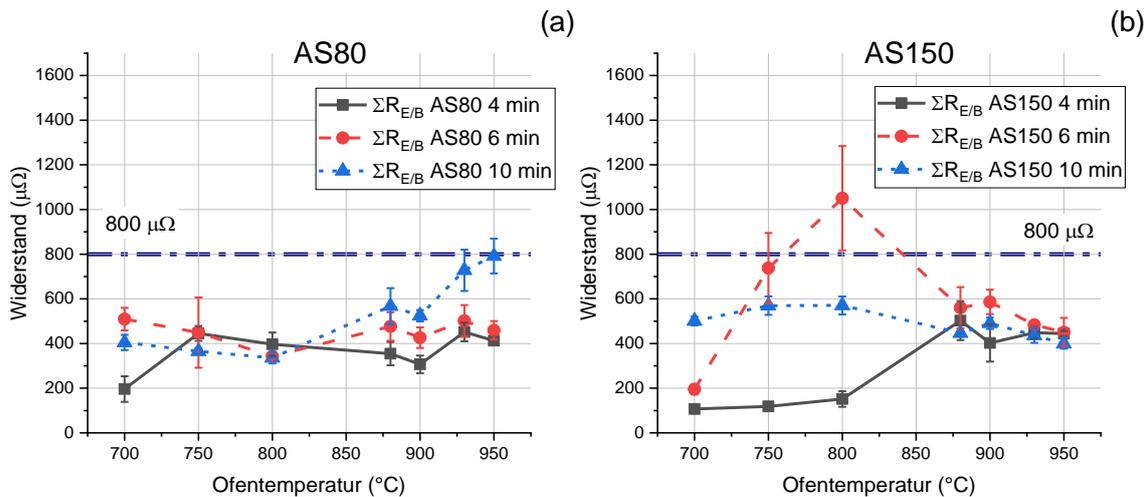


Abbildung 52: Summe der Kontaktwiderstände $\Sigma R_{E/B}$ in Abhängigkeit vom WB-Zustand (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+AS150 nach [47]

8.1.4 Schweißbereiche

Die nach SEP 1220-2 [68] ermittelten Schweißbereiche sind für AS80 in der Abbildung 53 und für AS150 in der Abbildung 54 dargestellt.

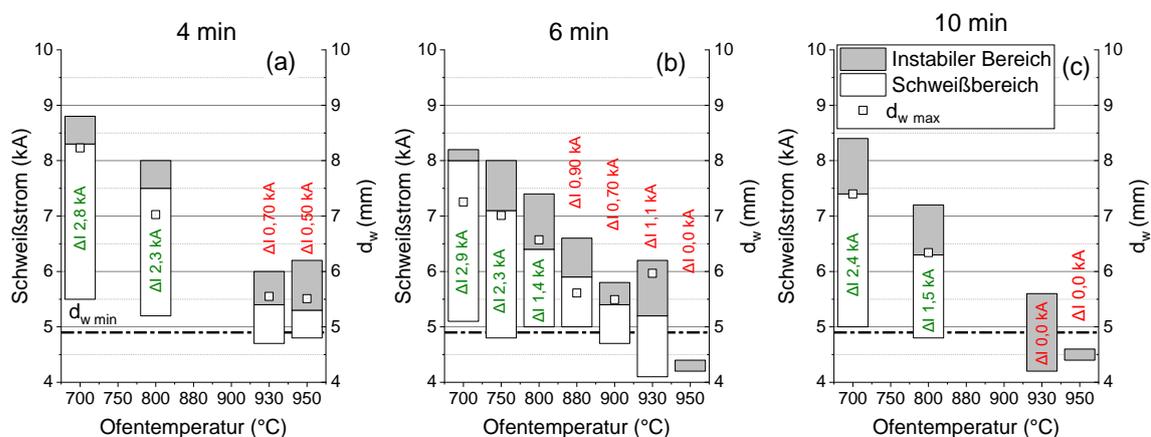


Abbildung 53: Änderung der Schweißbereiche für 22MnB5+AS80 mit steigender Ofentemperatur (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min in Anlehnung an [47]

Es ist ein klarer Trend zur Verschiebung der Schweißbereiche in Richtung zu niedrigeren Schweißströmen und deren Verringerung mit einer Erhöhung der Ofentemperatur und -haltezeit zu beobachten. Bei 22MnB5+AS80 ist der Trend ausgeprägter.

Es wurde eine Tendenz zum Abfall des Punktdurchmessers bei I_{max} mit Anstieg der Ofentemperatur für alle untersuchten Ofenhaltezeiten beobachtet. Bei der Ofentemperatur von 700 °C mit Ofenhaltezeiten von 4 min und 10 min wurden niedrige maximale Punktdurchmesser erreicht, das durch einen geringeren Wärmeeintrag aufgrund der Anwesenheit hochhohmiger Phasen in der Schicht erklärt werden kann (vgl. Abschnitt 8.1.2).

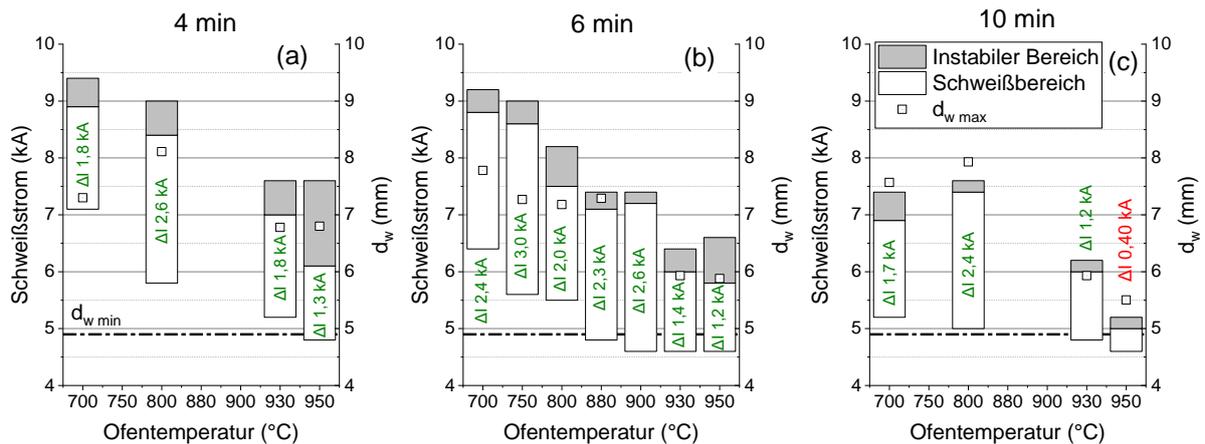


Abbildung 54: Änderung der Schweißbereiche für 22MnB5+AS150 mit steigender Ofentemperatur (a) – Ofenhaltezeit 4 min; (b) – Ofenhaltezeit 6 min; (c) – Ofenhaltezeit 10 min in Anlehnung an [47]

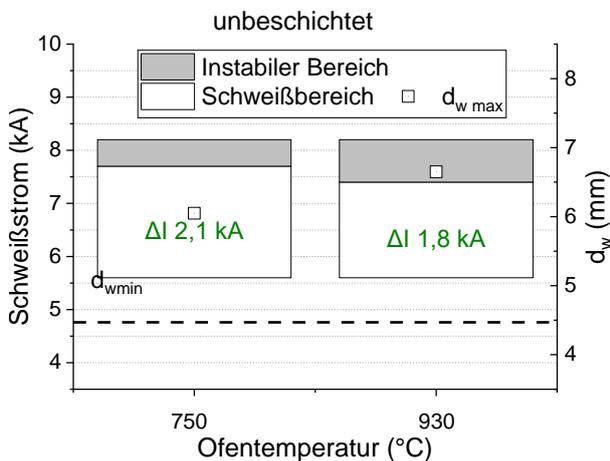


Abbildung 55: Schweißbereiche an einer Zweiblechverbindung aus unbeschichtetem 22MnB5 ($t_{Ofen} = 6$ min)

Im unbeschichteten Zustand waren die Größe und die Lage der ermittelten Schweißbereiche bei Blechen pressgehärtet mit 700 °C und 930 °C nahezu konstant (Abbildung 55). Die für beschichtete Bleche beobachtete Verschiebung der Schweißbereiche und Reduktion des $d_{w max}$ fand nicht statt. Es kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass die Änderung von Werkstoffeigenschaften im Presshärteprozess einen wesentlich geringeren Einfluss auf die Schweißseignung hat als die Oberflächenveränderung im Ofen. Dies stimmt mit den Aussagen von [1] überein.

8.1.5 Korrelation zwischen Übergangswiderständen und Schweißbereichen

Die Größe und Lage des Schweißbereiches lassen sich mit den statisch gemessenen Widerständen nur bedingt korrelieren. Im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und geringeren Ofenhaltezeiten, bei denen die Schichten aus leitfähigen Phasen bestehen, wurden sehr geringe Kontaktwiderstände

gemessen. Für diesen Werkstoffzustand war die untere Grenze der Schweißbereiche in Richtung hoher Schweißströme verschoben.

Oberhalb von 880 °C waren die gemessenen Übergangswiderstände ähnlich, hinsichtlich der Schweißbereiche waren jedoch große Unterschiede festzustellen (Abbildung 53 und Abbildung 54). Bei dem Werkstoff 22MnB5 + AS80 konnte bei allen untersuchten Ofenverweilzeiten bei der Ofentemperatur von 950 °C kein Schweißbereich aufgestellt werden, wohingegen der Werkstoff mit einer AS150-Beschichtung mit weitestgehend ähnlichen Widerstandswerten bei den Ofenhaltezeiten von 4 min und 6 min einen großen Schweißbereich aufwies. Für die Ofenhaltezeit von 10 min konnte bei der AS150-Beschichtung ebenfalls kein stabiler Schweißbereich aufgestellt werden.

Aus diesem Grund lässt sich schlussfolgern, dass statisch gemessene Übergangswiderstände nicht geeignet sind, um die Schweißeignung des pressgehärteten Al-Si-beschichteten Stahls zu beurteilen. Im Rahmen weiterer Untersuchungen soll die Oberflächenschichtentwicklung und deren Einfluss auf die dynamischen Widerstandsverläufe im Fokus liegen.

8.1.6 Korrelation zwischen Schichtentwicklung und Schweißeignung

Ein Zusammenhang zwischen der Schichtentwicklung und der Schweißeignung des Materials ist deutlich zu erkennen.

Nach den Simulationsergebnissen aus [53] (vgl. Abschnitt 2.2.2) beeinflusst der Übergangswiderstand die Wärmeentwicklung nur während der ersten Millisekunden der Schweißzeit. Nach der Bildung eines vollständig kontaktierten Bereichs in dem der Widerstand durch den temperaturabhängigen Materialwiderstand bestimmt wird, verlagert sich der Spitzenwert der Stromdichte in diesen Bereich, das zu einer intensiveren Wärmeentwicklung führt.

Wenn in der Schicht der niederohmige Bereich G vorhanden ist (vgl. Abschnitt 8.1.2), verursacht ein geringerer Widerstand zu Beginn des Schweißprozesses eine geringere Wärmeentwicklung, der Schweißbereich wird reduziert und in Richtung höherer Schweißströme verschoben. Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde nur eine leichte Reduzierung des Schweißbereiches beobachtet, jedoch kann der niedrige Übergangswiderstand in der Fügeebene die Linsenentwicklung beeinflussen und ist daher kritisch bei Dreiblechverbindungen mit dünnem Außenblech, bei denen die Linseneindringtiefe in das dünne Blech von großer Bedeutung ist [70].

Das Vorhandensein von hochohmigen intermetallischen Schichten im kontaktierten Bereich führte zu einer intensiveren Wärmeentwicklung. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass es dadurch zu einer Umverteilung des Schweißstroms mit einer höheren Stromdichte in der Mitte der Schweißverbindung kam und damit zu einer höheren Wärmeentwicklung. Hochohmige und somit weniger wärmeleitende Schichten an der Grenzfläche zwischen Elektrode und Blech führten zu einer stärkeren Wärmeentwicklung an der Grenzfläche und einer schlechteren Kühlung der Fügestelle im Schweißprozess, wie in [48] beschrieben.

Diese Effekte können ein schnelleres Linsenwachstum im Vergleich zum Wachstum des plastisch verformten kontaktierten Bereiches um die Schmelzlinse verursachen und als Folge zur Spritzerbildung bei niedrigeren Schweißströmen führen.

Die intensivere Wärmeentwicklung durch das Vorhandensein hochohmiger Oberflächenschichten und deren Einfluss auf die Linsenentwicklung stehen in guter Übereinstimmung mit den Messungen der

dynamischen Widerstände (Abschnitt 8.1.7) und den Untersuchungen zur Erweichung an der Schmelzlinie (Abschnitt 8.4). Jedoch sind weitere Untersuchungen notwendig, einschließlich Studien zur Entwicklung der Schmelzlinse mithilfe der metallographischen Untersuchungen (beschrieben z. B. im Abschnitt 7.5.2 für den vollständig gehärteten Zustand) mit dem Ziel, die Linsenentwicklung für verschiedene Oberflächenbeschichtungen und Wärmebehandlungen abzubilden und diese mit dem dynamischen Widerstand in Korrelation zu bringen, um den Einfluss der Oberflächenschicht auf die Schweißseignung vollständig zu klären.

In Anbetracht der Tatsache, dass die Schichtbereiche B,C,E im Vergleich zum Stahlsubstrat und ihrem Einfluss auf die Wärmeentwicklung beim Schweißen einen viel höheren Widerstand aufweisen, kann auf Basis der durchgeführten Untersuchungen ein Kriterium, dass das Verhältnis zwischen leitfähigen und hochohmigen Phasen in der Schicht zeigt zur Beurteilung der Schweißseignung herangezogen werden. Das Kriterium Σ_{BCE} wurde anhand der metallographischen Schichtanalysen nach dem Warmumformprozess ermittelt (Abschnitt 8.1.2) und mit der Größe des Schweißbereiches korreliert. Wie in der Abbildung 56 zu sehen ist, waren für die $\Sigma_{BCE} < 50\%$ Schweißbereiche für beide Beschichtungsvarianten höher als 1,2 kA. Für Schichten mit einer Σ_{BCE} zwischen 50 % und 80 % wurde eine Reduktion der Schweißbereiche beobachtet, so dass diese kleiner als 1,2 kA, aber größer als 0 kA waren. Für Schichtzustände, bei denen Σ_{BCE} von 80 % überschritten wurde, konnten keine Schweißbereiche ermittelt werden. Die Spritzer traten bereits bei einem Schweißstrom von 4 kA auf. Das Kriterium Σ_{BCE} berücksichtigt jedoch nicht die oben beschriebenen negativen Auswirkungen, die die Anwesenheit metallischer Al-Si-Schichtbestandteile (Bereich G) auf die Schweißseignung hat. Dementsprechend kann das Kriterium zur Beurteilung der Schweißseignung von WB-Zuständen verwendet werden, bei denen die Oberflächenschicht durchdiffundiert ist und ausschließlich aus intermetallischen Phasen besteht.

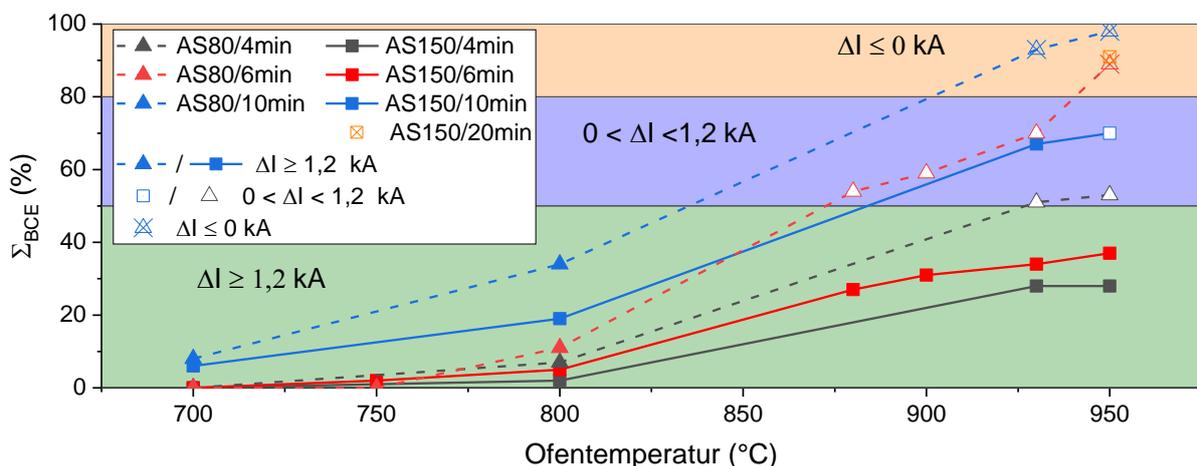


Abbildung 56: Korrelation der Σ_{BCE} mit der Größe des Schweißbereiches nach [47]

Wie in Abbildung 57 und Abbildung 58 zu erkennen ist, sahen die Oberflächen der pressgehärteten Bleche für die WB-Zustände AS150/950 °C/4 min und AS150/880 °C/6 min oder 900 °C/6min ähnlich aus. Es bestanden aber große Unterschiede in der Schweißseignung. Dies betraf z. B. auch die WB-Zustände AS80/800 °C, pressgehärtet mit 4 min, 6 min und 10 min, gekennzeichnet in Abbildung 58.

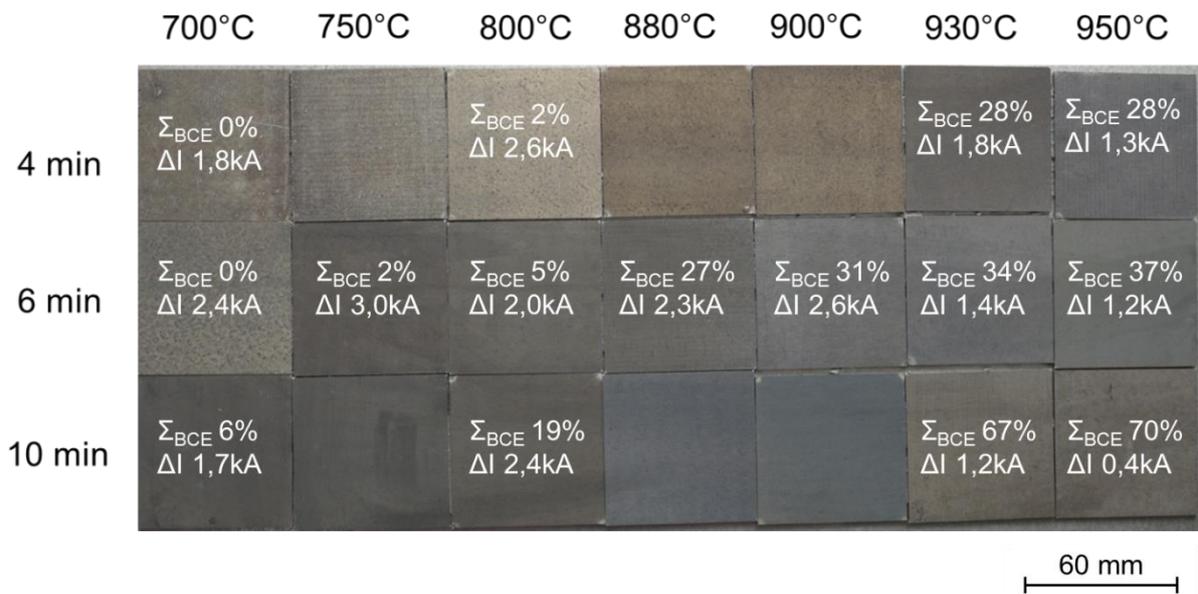


Abbildung 57: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung, Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS150

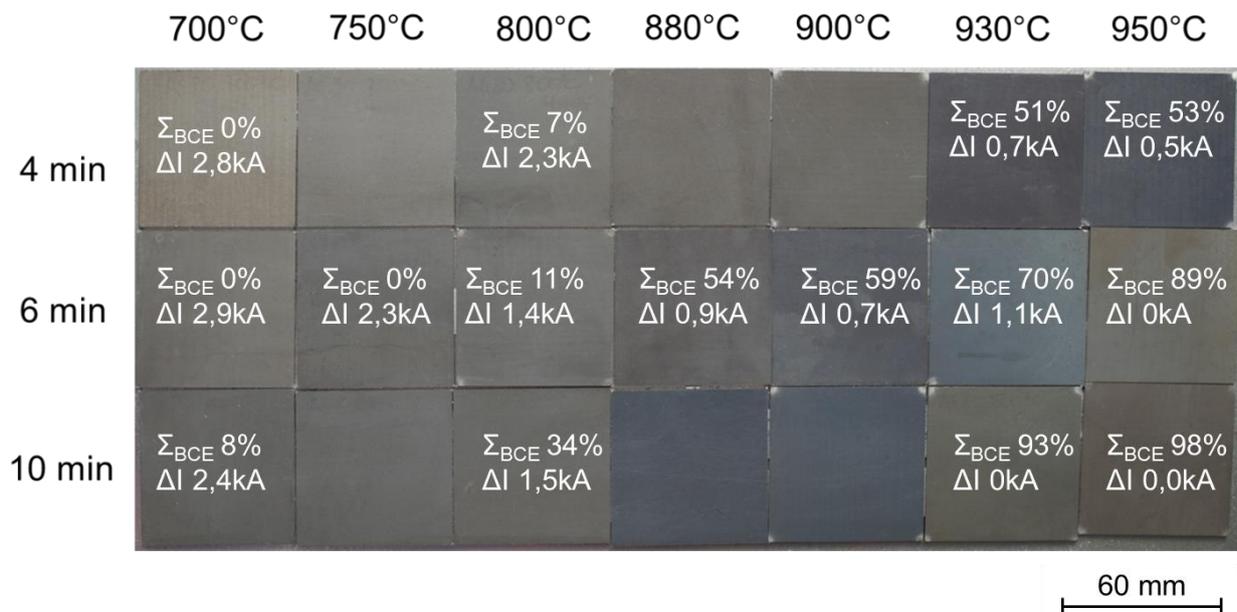


Abbildung 58: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung, Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS80

8.1.7 Dynamische Widerstandsverläufe

Die Ergebnisse der Messungen der dynamischen Widerstände, durchgeführt entsprechend der Beschreibung im Abschnitt 7.4, sind in Abbildung 59 dargestellt.

Grundsätzlich zeigte der dynamische Widerstand, ausführlich beschrieben in Abschnitt 2.2.2, für alle Schichtzustände einen ähnlichen Verlauf. Zu Beginn des Schweißprozesses fällt dieser bis zum Minimum, dem α -Peak. Der anschließende Anstieg des dynamischen Widerstands bis zum β -Peak erfolgt aufgrund der Erwärmung und der damit verbundenen Zunahme des Stoffwiderstandes.

Der erneute Abfall ist mit dem Linsenwachstum zu erklären (vgl. Abschnitt 2.2.2). Durch das Eindringen der Elektrodenkappen in das Blech ist der Abstand zwischen den Elektroden geringer geworden, die Kontaktfläche vergrößerte sich, was im Endeffekt zum Abfall der Stromdichte führte.

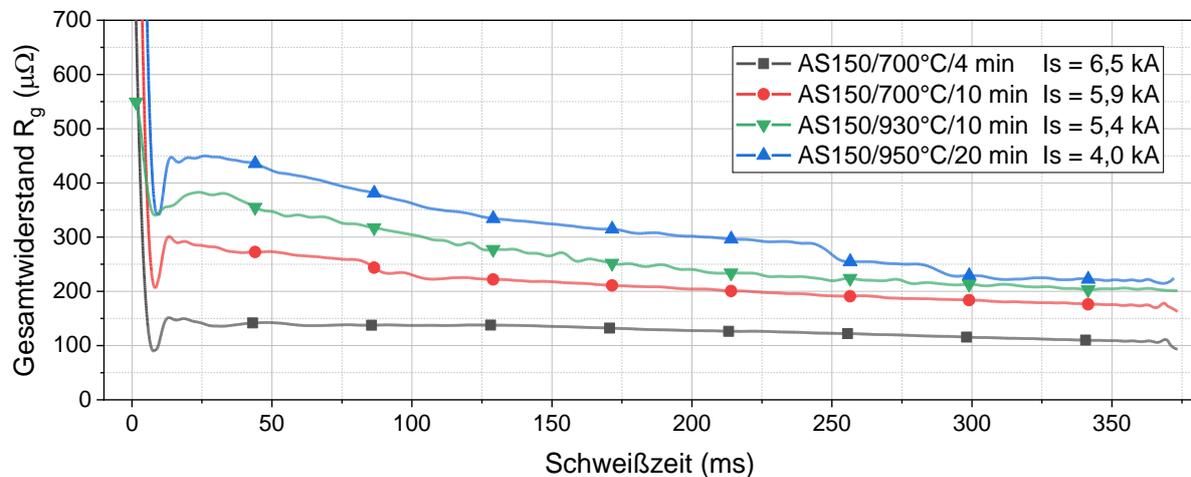


Abbildung 59: Gemessene dynamische Widerstände für verschiedene WB-Zustände von AS150 in Anlehnung an [47]

Die Lage des α -Peaks verschob sich zu höheren Werten mit steigender Ofentemperatur. Der β -Peak wurde ebenfalls zu höheren Werten verschoben und war stärker ausgeprägt. Diese Verschiebung der Widerstandswerte wurde auf die Phasenentwicklung in der Beschichtung zurückgeführt. Mit steigendem Anteil der Σ_{BCE} (Abbildung 56) stiegen die Widerstände der Oberflächenschichten, was zur intensiveren Wärmeentwicklung und zum Linsenwachstum im Schweißprozess führte. Die statischen Kontaktwiderstandsmessungen bildeten diesen Trend nicht ab, wie im Abschnitt 8.1.3 diskutiert wurde.

8.1.8 Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißbeignung

Um den Einfluss des Energieeinbringungskonzeptes auf die Schweißbeignung zu untersuchen, wurden die Schweißbereiche für AS150 im vollständig gehärteten Zustand (930 °C/6min) mit drei Energieeinbringungskonzepten ST, SE und LT in Anlehnung an SEP1220-2 ermittelt und verglichen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 60 zu sehen. Erwartungsgemäß, wurde für den Schweißparametersatz ST der kleinste Schweißbereich mit $\Delta I = 0,2$ kA ermittelt, mit steigender Schweißzeit wurde der Schweißbereich in Richtung niedrigerer Schweißströme verschoben und gleichzeitig vergrößert. Für SE betrug $\Delta I = 1,4$ kA, im Fall von LT betrug der Schweißbereich 2,2 kA. Ebenfalls zu beobachten war, dass die obere Qualitätsgrenze sich kaum verschoben hat, die Vergrößerung des Schweißbereiches erfolgte durch die Verschiebung der unteren Qualitätsgrenze in Richtung niedrigerer Schweißströme. Der instabile Bereich, in dem spritzerbehaftete und spritzerfreie Schweißungen möglich sind, hat sich ebenfalls vergrößert.

Um den Einfluss des Energieeinbringungskonzeptes auf die Schweißbeignung eines partiell gehärteten Bauteils zu untersuchen, wurden Schweißbereiche an 22MnB5+AS150 für drei WB-Zustände mit den Energieeinbringungskonzepten SE und LT ermittelt (vgl. Abschnitt 7.5.2). Wie in Abbildung 61 zu sehen

ist, werden die Schweißbereiche durch den Einsatz von Langzeitschweißen in Richtung niedrigere Ströme verschoben.

Für den WB-Zustand 700 °C/6 min (metallische Al-Si Bestandteile in der Schicht) blieb die Größe des Schweißbereiches beim Schweißen mit LT unverändert. Für den WB-Zustand 930 °C/6 min (Schicht intermetallisch, $\Sigma_{BCE} < 51\%$) wurde eine Erhöhung des Schweißbereiches um 0,8 kA (um 57 %) beobachtet. Für den WB-Zustand 950 °C/20 min (Schicht intermetallisch, $\Sigma_{BCE} < 87\%$) konnte keine Erweiterung des Schweißbereiches erreicht werden. Die Spritzerbildung wurde bereits bei 4 kA beobachtet. Bei dieser Stromeinstellung wurde der Mindestpunktdurchmesser von $4\sqrt{t}$ noch nicht erreicht.

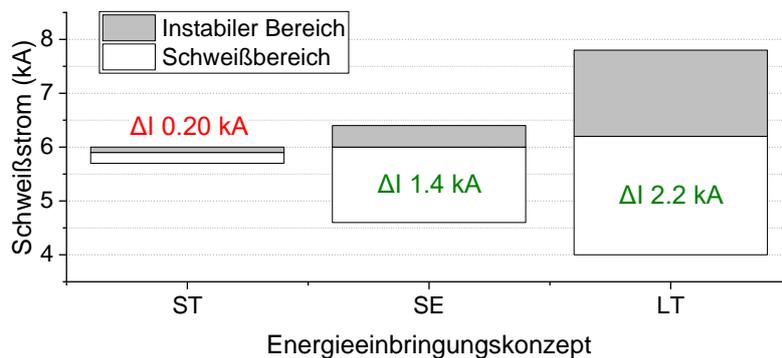


Abbildung 60: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung (am Beispiel von AS150/930 °C /6 min)

Im Vergleich zu SE, wurde beim Schweißen mit dem Schweißparametersatz LT eine größere Überschneidung der Schweißbereiche für WB-Zustände mit 700 und 930 °C erreicht. Für den Schweißparametersatz SE überschneiden sich die Schweißbereiche nicht, im Fall von LT lag der maximale Schweißstrom für 930°C/6min 0,7 kA oberhalb des minimalen Schweißstroms für den WB-Zustand 700 °C/6 min. Ein gemeinsamer Schweißbereich von 0,7 kA ist jedoch nicht ausreichend, um von einer guten Schweißseignung zu sprechen.

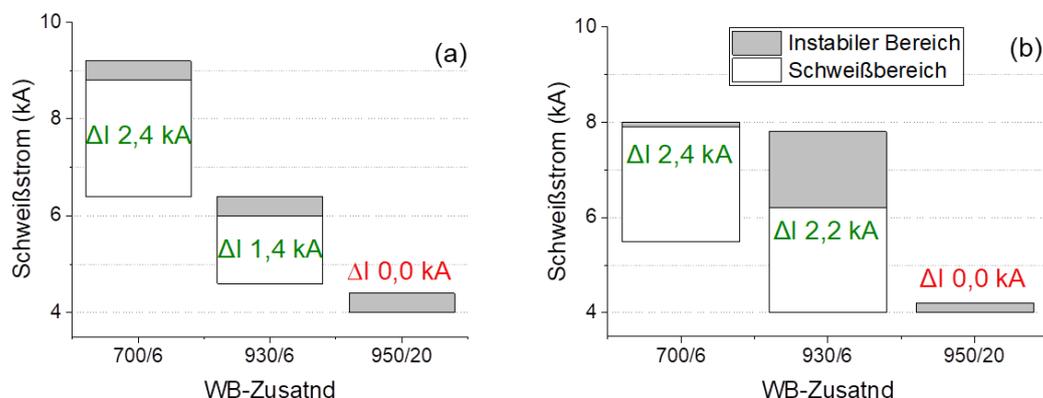


Abbildung 61: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung für verschiedene WB-Zustände: (a) – mittlere Schweißzeit SE; (b) – Langzeitschweißen LT (am Beispiel von AS150)

8.2 Einfluss der Elektrodenkappe und der Schweißanlage auf die Erweichung an der Schmelzlinse

8.2.1 Einfluss der Elektrodenkappe auf das Linsenwachstum

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen erfolgte eine Überprüfung der Wirkung beider verwendeter Elektrodengeometrien auf die Entwicklung der Schmelzlinse und als Folge auf die Entwicklung der Erweichungszone an der Schmelzlinie (vgl. Abschnitt 8.3). Die Untersuchungen erfolgten am Beispiel von 22MnB5+AS150 im vollständig gehärteten Zustand (930 °C/6 min) für den Schweißparametersatz MT (vgl. Abschnitt 7.5.2). Das simulierte Linsenwachstum, veranschaulicht in Abbildung 62, zeigt keine gravierenden Unterschiede zwischen den Elektrodenkappen R15 und R50 nach einer Schweißzeit von 200 ms.

Der Einsatz der Elektrodenkappe R50 führte bei gleichen Schweißparametern zu einer früheren Entstehung der Schmelzlinse im Vergleich zu R15. Die am Ende des Schweißprozesses erreichten Linsenhöhen und Linsendurchmesser sind für beide Elektrodenkappen nahezu gleich. Die Unterschiede im Linsenwachstum am Anfang des Schweißprozesses können durch die unterschiedliche Kontaktsituation anhand der geometrischen Unterschieden und als Folge durch unterschiedliche Widerstände in der Fügeebene verursacht werden. Weitere Untersuchungen und Abgleich mit den experimentellen Untersuchungen sind aber notwendig, um diese Aussage zu überprüfen.

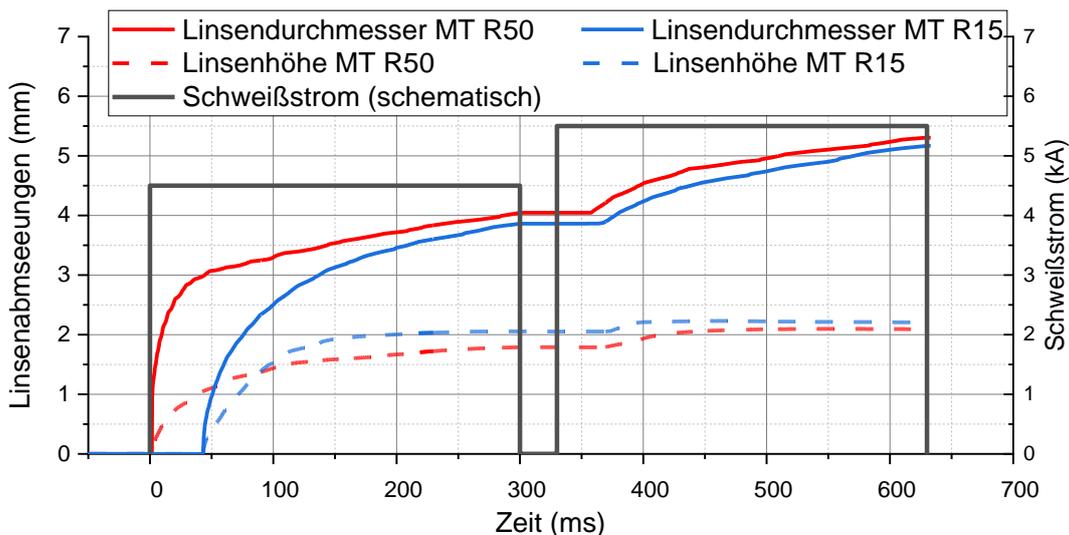


Abbildung 62: Änderung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit für Schweißparametersatz MT, geschweißt mit 2 Elektrodenkappen: R50 und R15 (aus der Simulation)

8.2.2 Einfluss der Verbindungsgeometrie auf die Erweichung an der Schmelzlinie

Aus den Simulationsergebnissen kann vermutet werden, dass die im Abschnitt 7.5 beschriebene Variation der Elektrodengeometrien keinen Einfluss auf die Entstehung von SL-EWZ hat. Um diese Aussage zu überprüfen und um zusätzlich den Einfluss der Schweißanlage und der anlagenspezifischen Anpassung der Schweißparameter auf die SL-EWZ-Entstehung ausschließen zu können, wurden die Härtewerte an der Schmelzlinie der Proben miteinander verglichen. Hierbei wurde mit den gleichen Energieeinbringungskonzepten (ST und LT) geschweißt, aber mit Verwendung der zwei Schweißanlagen und zwei Elektrodenkappenformen (vgl. Abschnitt 7.5).

Wie der Abbildung 63 zu entnehmen ist, sind nahezu keine Unterschiede in den an der Schmelzlinie gemessenen minimalen Härtewerten (vgl. Abschnitt 7.7) für Verbindungen mit unterschiedlichen Elektrodengeometrien und Schweißanlagen (vgl. Abschnitt 7.5) zu sehen. Es kann eine Schlussfolgerung gemacht werden, dass die im Rahmen dieser Arbeit vorgenommenen Änderungen der Elektrodengeometrie und Schweißanlage keinen Einfluss auf die Entstehung der Erweichungszone haben.

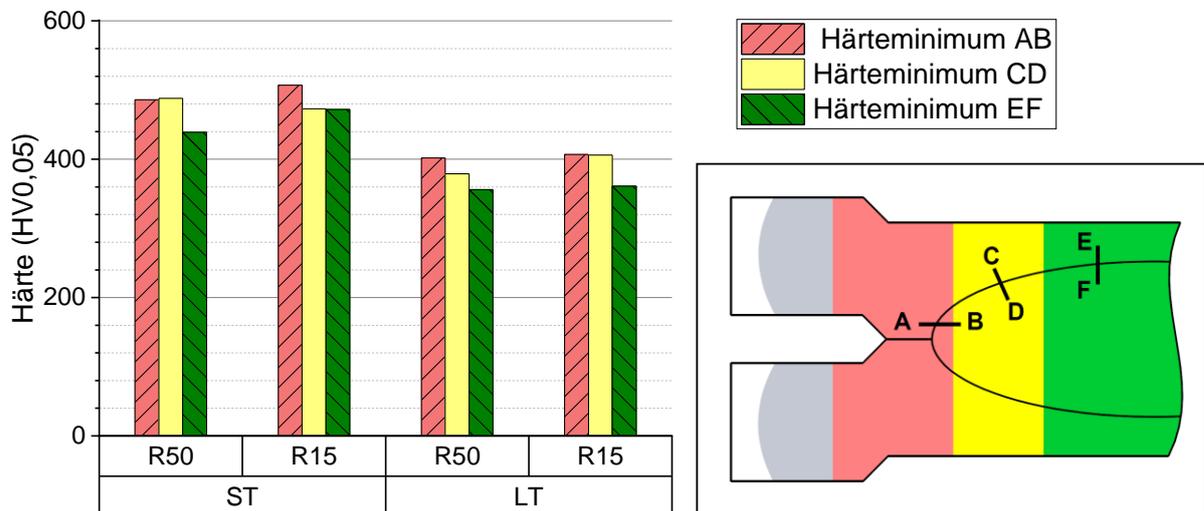


Abbildung 63: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnittlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS 2960 [100], geschweißt mit Elektrodenkappen R50 (Schweißanlage 1) und R15 (Schweißanlage 2)

8.3 Entstehung der Erweichungszone an der Schmelzlinie

8.3.1 Linsenwachstum

Die Ergebnisse des Stufenversuchs zeigen signifikante Unterschiede in der Linsenentwicklung zwischen dem Kurzzeitschweißen (ST) und beiden Energieeinbringungskonzepten mit längeren Schweißzeiten (Abbildung 64). Beim Kurzzeitschweißen (ST) begann das Wachstum der Schmelzlinse nicht vor einer Schweißzeit von 50 ms. Es wurde ein kontinuierliches Schmelzlinsenwachstum bis zum Ende des Schweißprozesses beobachtet. Beim Schweißen mit längeren Schweißzeiten (MT und LT) trat bei der Schweißzeit von 400 Millisekunden eine Sättigung im Wachstum des Linsendurchmessers auf, nur eine geringe Veränderung des Linsendurchmessers wurde danach beobachtet.

Bereits nach einer Schweißzeit von 100 ms hatte die Schmelzlinse seine maximale Höhe für alle drei Schweißparametersätze erreicht. Für den Schweißparametersatz ST blieb die Linsenhöhe konstant. Ab einer Schweißzeit von 200 ms wurden für die Energieeinbringungskonzepte LT und MT eine Reduzierung der Linsenhöhe beobachtet, wobei für MT ein geringfügiges Längenwachstum nach dem Beginn des 2. Impulses (ab 330 ms) registriert wurde. Am Stärksten nahm die Linsenhöhe in der Mitte der Schmelzlinse ab. Die Ursache dafür liegt an dem Eindringen der Elektrode in das Blech mit fortschreitender Schweißzeit. Damit verbunden war eine Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen der Elektrode und dem Blech und eine stärkere Kühlung unter der Elektrode [17].

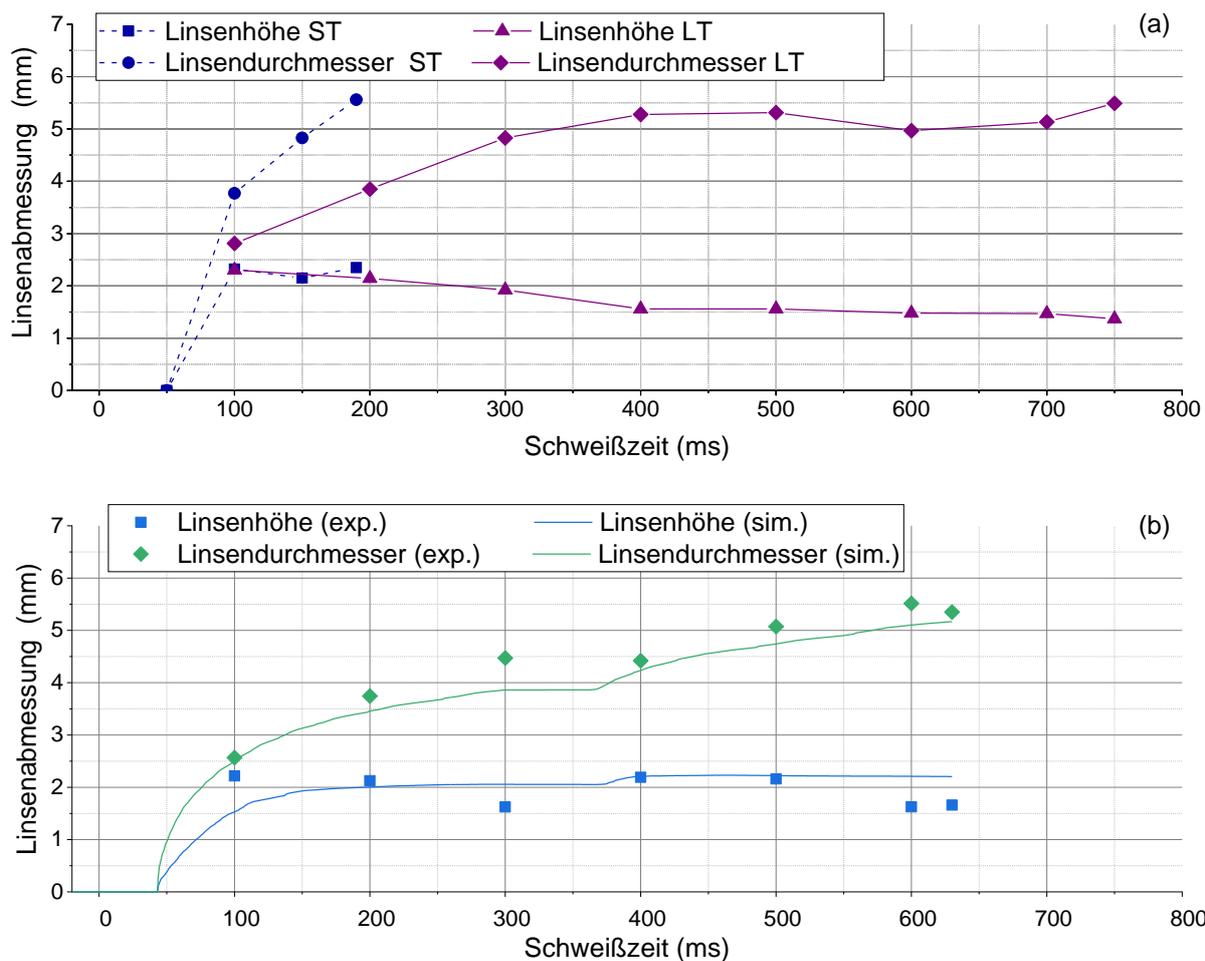


Abbildung 64: Änderung des Linsendurchmessers und der Linsenhöhe mit der Schweißzeit: (a) – Ergebnisse der Stufenversuche für Energieeinbringungskonzepte ST und LT; (b) - Abgleich zwischen Simulation und Stufenversuch für Energieeinbringungskonzept MT nach [102]

8.3.2 Kohlenstoffverteilung an der Schmelzlinie: Simulation und Experiment

Die Ergebnisse der Phasenfeldsimulation ermöglichen ein besseres Verständnis der metallurgischen Vorgänge an der Schmelzlinie einer Widerstandspunktschweißung zu bekommen, bei dem die Sättigung des Linsenwachstums erfolgt.

Wie in Abbildung 65 zu sehen, war der ausgewertete Bereich (ROI) während der Erwärmungsphase (1) vollständig austenitisch. Nachdem die Temperatur in der Mitte des ROI die peritektische Temperatur T_2 erreichte (2), war kein δ -Fe in der Mitte des ROI präsent, obwohl etwa 5,3 % δ -Fe an der oberen Seite des ROI vorhanden war. Nach der Sättigung des Linsenwachstums wurde das Material an der Schmelzlinie im L+ δ -Bereich über der peritektischen Temperatur T_2 isotherm gehalten, es fand die Umwandlungen $\gamma \rightarrow \delta$ und $L \rightarrow \delta$ statt. Der δ -Fe-Anteil an der Schmelzlinie ist von 16,5 % (Abbildung 65 (3)) auf 28,8 % (Abbildung 65 (7)) zugewachsen. Nach dem raschen Abschrecken des Werkstoffes unter die peritektische Temperatur (von 1504 auf 1480 °C mit 16 K/ms), reduzierte sich der Anteil an δ -Fe im ROI nur um 0,2 %, da durch schnelles Abschrecken keine Phasenumwandlung stattfinden konnte.

Wie der Abbildung 65 (8) zu entnehmen ist, war der Anteil an δ -Fe zum Ende des Schweißvorgangs noch 28,6 %.

Abbildung 66 zeigt die Kohlenstoffverteilung im ROI für die Zeitschritte, die in Abbildung 65 markiert sind. Es ist deutlich zu erkennen, dass der Kohlenstoffgehalt in δ -Fe wesentlich geringer als im γ -Fe und Schmelze ist. Es konnte zudem nahezu keine Veränderung des Kohlenstoffgehalts im δ -Fe mit der Schweißzeit beobachtet werden, er variierte zwischen 0,0704 und 0,077 gew.-%. Für γ -Fe in der Nähe der Schmelzlinie (am unteren Rand des ROI) konnte eine Reduktion im Kohlenstoffgehalt mit der Schweißzeit beobachtet werden, wie in der Abbildung 66 zu erkennen ist. Er senkte von 0,2305 gew.-% bei einer Schweißzeit von 433 ms (1) auf 0,151 gew.-% bei 630 ms (7) ab. Ein solches Verhalten kann durch eine Kohlenstoffdiffusion aufgrund einer höheren Löslichkeit von Kohlenstoff in Flüssigkeiten im Vergleich zu festen Phasen erklärt werden, wie in [17] vorgeschlagen (vgl. Abschnitt 2.2.5). Es ist jedoch zu beachten, dass das aktuelle Modell die Bewegung der Schmelze in der Schmelzlinse nicht berücksichtigt und somit den Beitrag dieses Mechanismus zur Kohlenstoffumverteilung an der Schmelzgrenze unterschätzt.

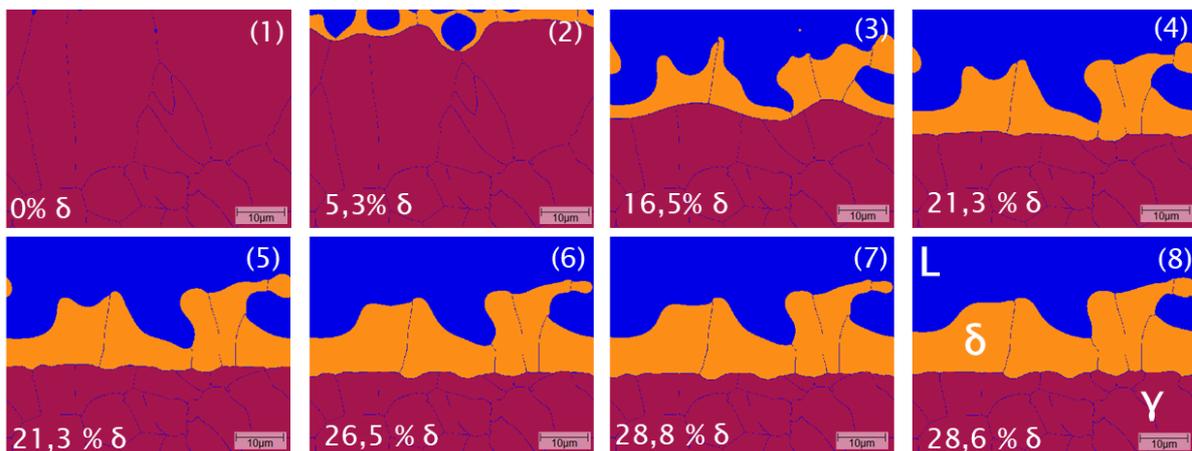
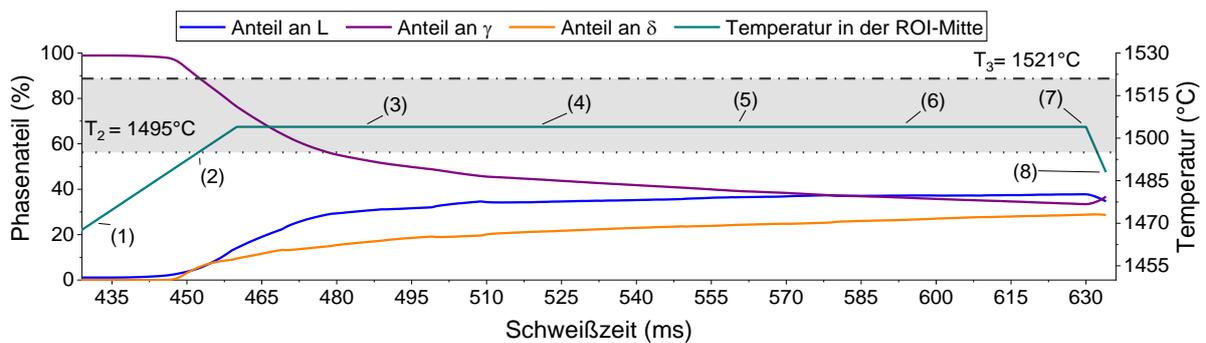


Abbildung 65: Entwicklung der Phasen-Zusammensetzung im ausgewerteten Bereich (ROI) an der Schmelzlinie über der Schweißzeit (L: Schmelze, δ - δ -Ferrit; γ - Austenit) nach [102]

Nach dem Abschalten des Schweißstroms kühlt die Schweißverbindung schnell ab. Die Abkühlung auf 1480 °C (15 °C unterhalb der peritektischen Temperatur) führte nicht zur Umverteilung von Kohlenstoff. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass bei der weiteren Abkühlung eine geringfügige Umverteilung von Kohlenstoff im Werkstoff unter Berücksichtigung seiner hohen Diffusionsfähigkeit stattfinden kann.

Jedoch kann diese aufgrund der schnellen Abkühlgeschwindigkeit und den dadurch bedingten geringen Diffusionszeiten vernachlässigt werden.

Aus den SIMS-Messungen der Kohlenstoffverteilung an der Schmelzlinie einer Schweißverbindung MT (Schweißzeit 630 ms) wurde ein kohlenstoffarmer Bereich mit einem Abfall des Kohlenstoffgehalts von 50 % im Vergleich zum Kohlenstoffgehalt in der WEZ ermittelt, wie in Abbildung 67 dargestellt. Die Position des kohlenstoffarmen Bereiches stimmt mit der Position der SL-EWZ überein.

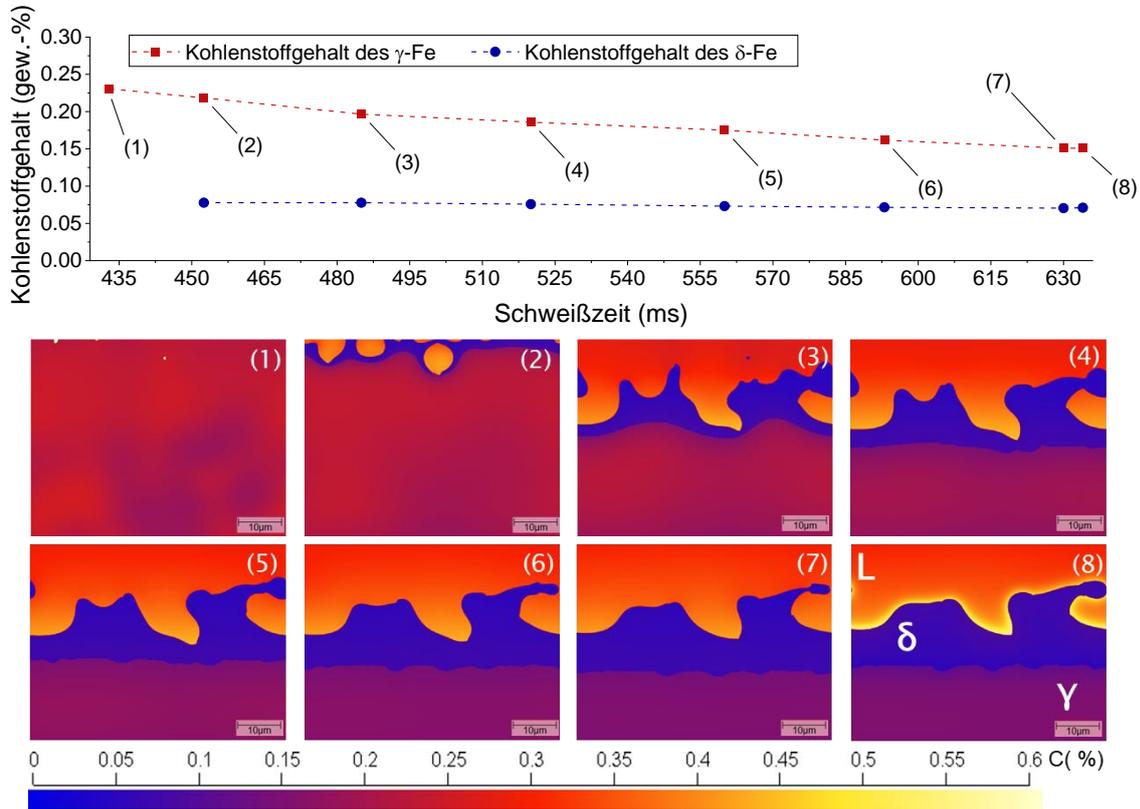


Abbildung 66: Änderungen des Kohlenstoffhaltes im ROI an der Schmelzlinie nach [102]

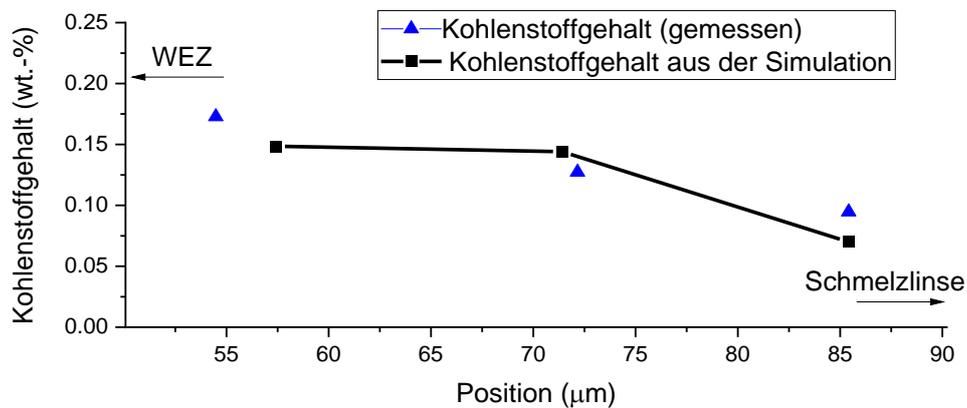


Abbildung 67: Vergleich des gemessenen Kohlenstoffgehalts mit der simulierten Kohlenstoffverteilung an der Schmelzlinie nach [102]

8.3.3 Metallographische Untersuchungen und Härtemessungen

Das beobachtete WEZ-Gefüge entspricht der Beschreibung im Abschnitt 2.2.5. Die metallographische Untersuchung einer Probe MT7 nach der Klemm-I Farbätzung weist eine blaugraue Färbung der IK-WEZ und der Anlass-WEZ auf. Dies korreliert mit den Härtemessungen (Abbildung 68).

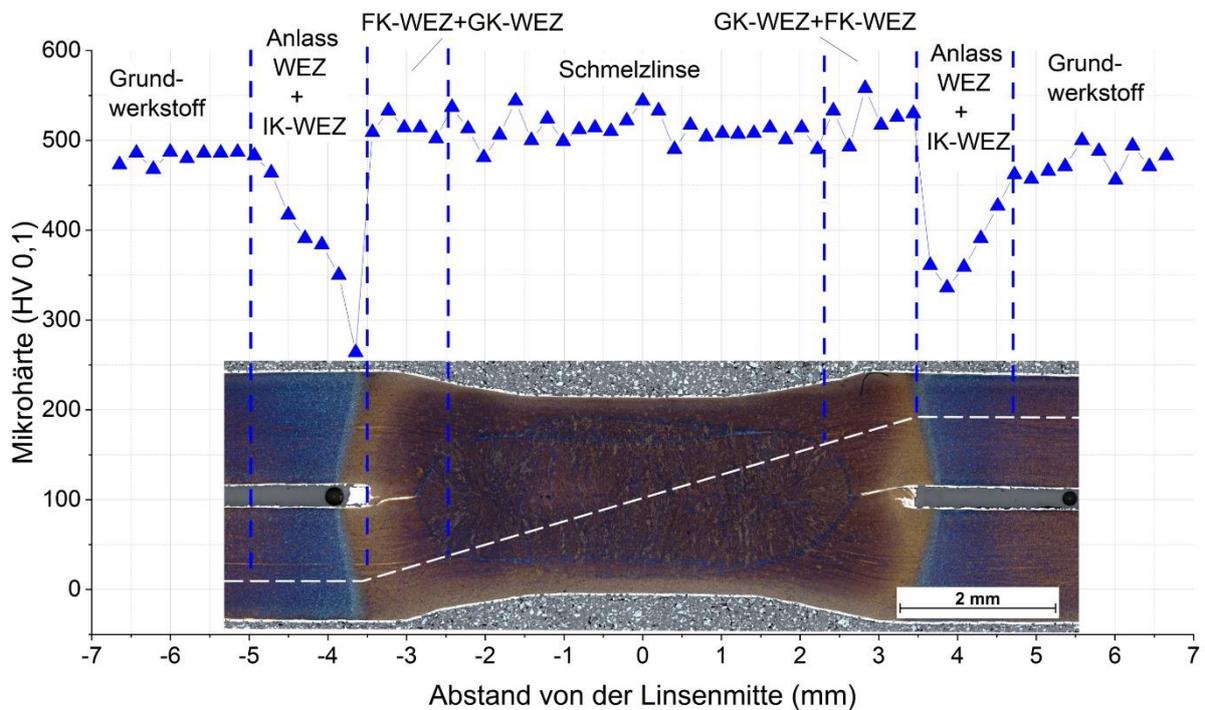


Abbildung 68: Härteverlauf und Schliffbild der Widerstandspunktschweißverbindung MT7 nach [102]

Die blau geätzten IK-WEZ und Anlass-WEZ bestehen aus Ferrit und angelassenem Martensit [60–62]. In diesen Bereichen wurde ein Härteabfall gemessen, die Härte verringerte sich dabei auf 250 HV 0,1. Die gemessenen Werte der martensitischen FK- und GK-WEZ sowie der Schmelzlinse und des Grundwerkstoffs, geätzt in braun-grau, lagen zwischen 480 und 550 HV 0,1. Die Härteverläufe für die Proben ST4 und LT8 (Abbildung 69) zeigten ein ähnliches Verhalten. Für diese Proben wurden ebenfalls die oben beschriebene Korrelation zwischen dem Härteverlauf (Abbildung 69) und den Ergebnissen der Farbätzung (Abbildung 70) beobachtet.

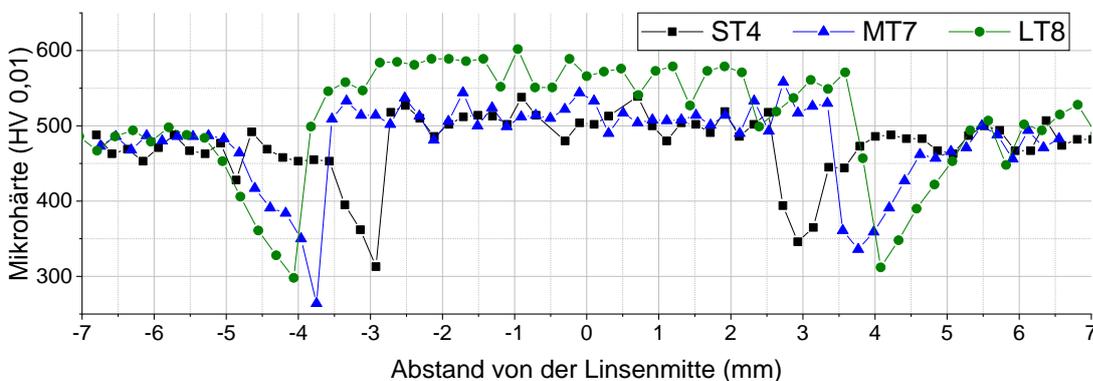


Abbildung 69: Z-Härteverläufe (Traversenmessungen) an Proben ST4, MT7 und LT8 nach [18]

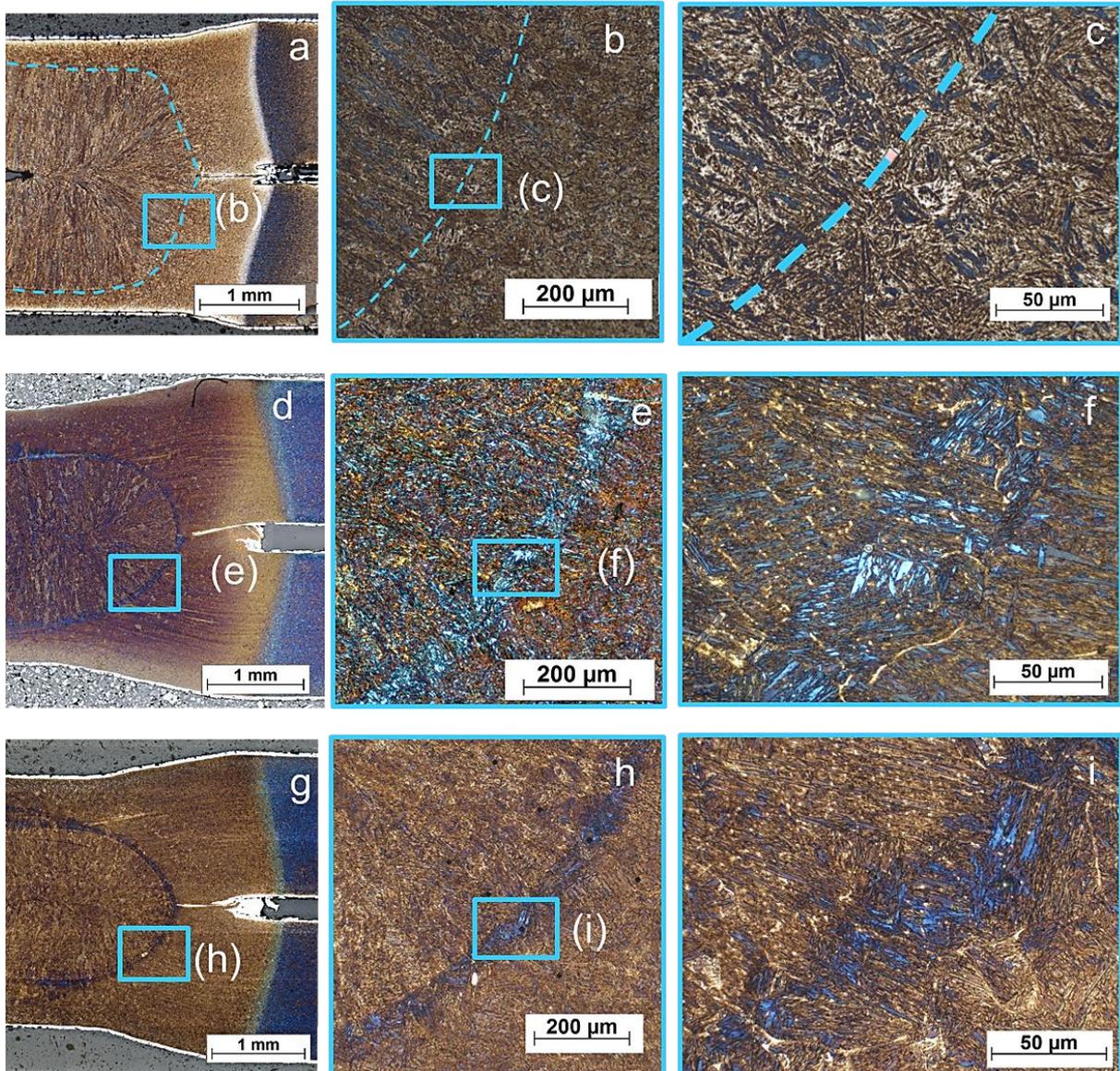


Abbildung 70: Querschliffe der Proben nach der Klemm-I-Ätzung (a-c) – ST4; (d-f) – MT7; (g-i) – LT8 nach [18].

Jedoch ist die Klemm I-Ätzung nicht nur gegenüber Gefügeveränderungen, sondern auch gegenüber Veränderungen in der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes empfindlich. Daher kann die Farbdifferenz nach dem Ätzen sowohl durch das Vorhandensein von Ferrit an der Schmelzlinie als auch durch den lokalen Kohlenstoffverlust in diesem Bereich verursacht werden.

Ein blau-grau geätzter Bereich wurde um die Schmelzlinie herum bei den Proben MT7 und LT8 beobachtet (Abbildung 70). ST4 wies diesen Bereich nicht auf.

Der erweichte Bereich an der Schmelzlinie kann durch eine häufig verwendete Traversenmessung, wie z. B. in [61], aufgrund der geringen Größe dieses Bereiches im Vergleich zum Schritt der Härtemessung und ggf. durch die Größe des Härteabdruckes nicht gemessen werden. Um den erweichten Bereich an der Schmelzgrenze zu erfassen, muss eine Messung mit geringem Abstand zwischen den Härteeindrücken verwendet werden [6, 7]. Die aus den durchgeführten Härtemappings extrahierten Härtewerte an der Schmelzlinie (Abbildung 72) zeigen einen klaren Beweis der Anwesenheit der SL-

EWZ. Die Traversenmessungen (Abbildung 71) können die Erweichung an der Schmelzlinie nicht auflösen. Die im Kapitel 8 beschriebenen Untersuchungen bestätigen diese Beobachtung.

Die Entwicklung der SL-EWZ zeigt eine Korrelation mit dem Linsenwachstum. Wie im Abschnitt 8.3.1 beschrieben, wächst die Schmelzlinse zu Beginn des Schweißprozesses intensiv in axialer Richtung, danach erfolgte das Linsenwachstum in radiale Richtung. Die Entwicklung der minimalen Härte mit der Schweißzeit, erfasst in drei Schnittebenen (Abbildung 72), zeigt, dass eine intensivere Erweichung unter der Elektrodenkappe (Schnitt E-F) beobachtet wurde. In diesem Bereich kam das Linsenwachstum früher in die Sättigungsphase, was zu einem längeren isothermen Halten des Werkstoffes an der Schmelzlinie führte.

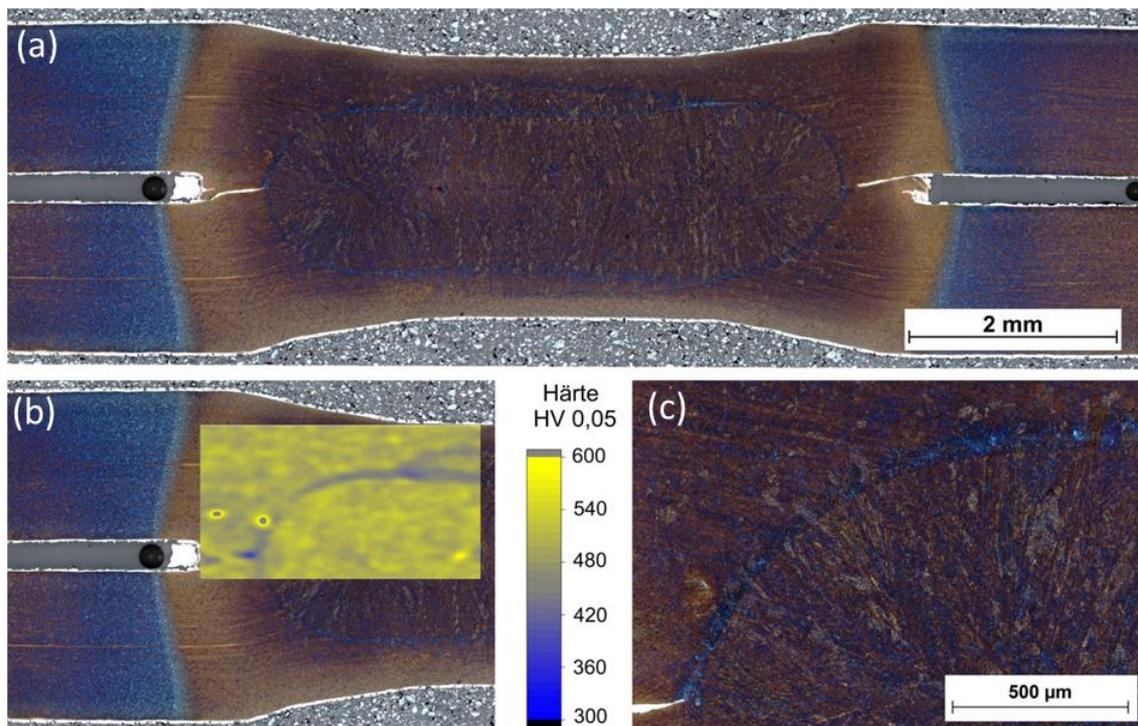


Abbildung 71: (a) - Schliffbild der Probe M7 (Schweißzeit 630 ms) nach der Klemm I- Ätzung; (b) - Schliffbild (a) mit dem überlagerten Härtemapping; (c) – vergrößerte Ansicht des „Saumes“ an der Schmelzlinie nach [102]

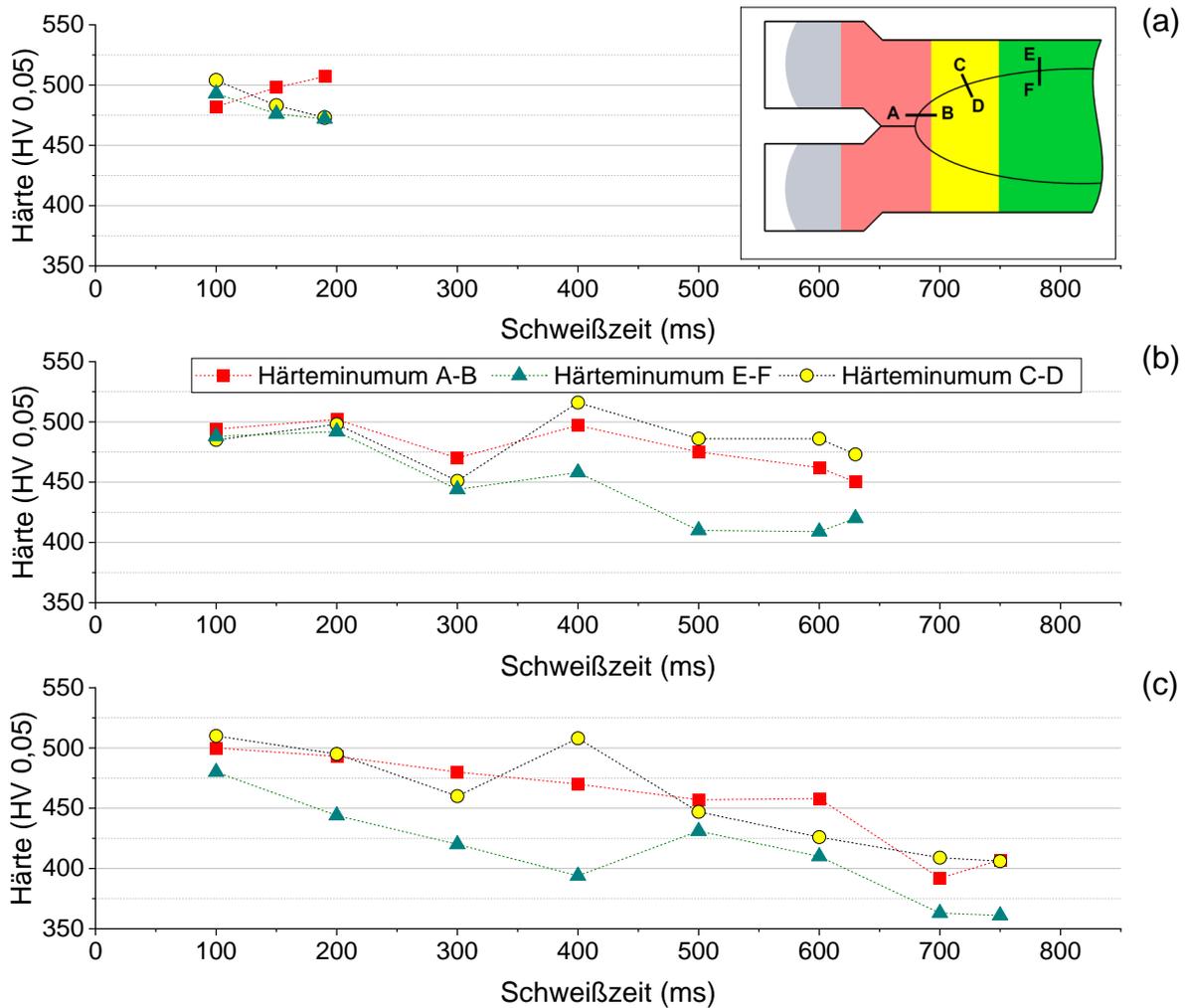


Abbildung 72: Entwicklung der Erweichung an der Schmelzlinie mit fortschreitender Schweißzeit (a) – für das Energieeinbringungskonzept ST; (b) – für das Energieeinbringungskonzept MT; (c) – für Energieeinbringungskonzept LT mit den gekennzeichneten Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung nach [100]

8.3.4 Einfluss von Aluminium auf die Erweichung an der Schmelzlinie

Anhand der EDX-Messungen im Querschliff der Probe MT7 (Anhang F) konnte gezeigt werden, dass der Aluminiumgehalt in allen drei Bereichen (WEZ, Schmelzlinie und Schmelzlinse) vernachlässigbar klein war ($< 0,1$ gew.-%). Aufgrund dessen kann die Hypothese über die Unterstützung der δ -Fe-Bildung durch Anwesenheit von Al aus der Al-Si-Beschichtung verworfen werden.

8.4 Einfluss der Wärmeeinflusszone auf mechanisch-technologische Eigenschaften der Schweißverbindungen

8.4.1 Wärmeentwicklung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes

Wie beschrieben im Abschnitt 7.5, wurden die dargestellten Untersuchungen an Schweißverbindungen mit dem gleichen Punktdurchmesser durchgeführt. Die Energieeinbringung wurde aus gemessenen Strom- und Spannungsverläufen von fünf aufeinanderfolgenden Schweißungen berechnet. Erwartungsgemäß, wurde ein Anstieg der eingebrachten Energie mit der Verlängerung der Schweißzeit beobachtet, das durch eine Erhöhung der Verlustwärmemenge mit Erhöhung der Schweißzeit erklärt werden kann (Abbildung 73).

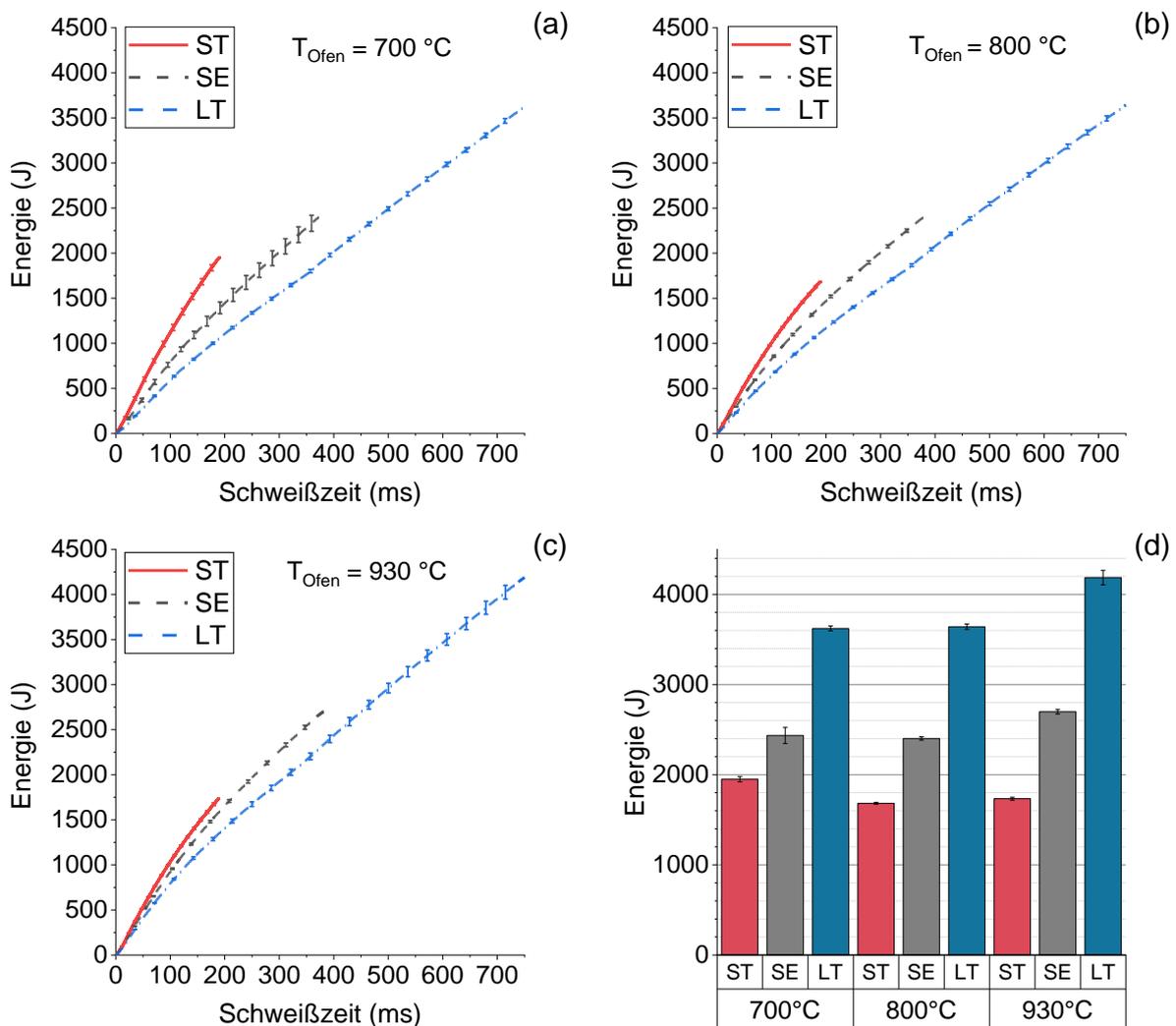


Abbildung 73: (a-c) - Energieeinbringung in die Fügestelle in Abhängigkeit von der Schweißzeit für 3 WB-Zustände mit einer Ofenhaltezeit von 6 min: (a) – Ofentemperatur 700 °C; (b) – Ofentemperatur 800 °C; Ofentemperatur 930 °C; (d) – gesamte eingebrachte Energie

Je nach WB-Zustand wurden für unterschiedliche Energieeinbringungskonzepte unterschiedliche Trends beobachtet. Im Fall des Kurzzeitschweißens (ST), wurde für Proben, die bei 700 °C wärmebehandelt wurden, die größte Energiemenge benötigt. Für Proben, mit einer Wärmebehandlung

mit 800 °C und 930 °C, war die zum Erreichen des Zielpunktdurchmessers benötigte Energiemenge geringer.

Dieses Verhalten kann durch eine Zusammenwirkung mehrerer Faktoren begründet werden, wie z. B. Änderungen in der Linsenwachstumskinetik und der Form der Schmelzlinse, das im Endeffekt das Volumen des geschmolzenen Werkstoffes beeinflusst, wodurch die für die Entstehung der Linse benötigte Menge sich ändert. Die Linsenentwicklung kann auch die Änderung der Elektrodeneindringtiefe mit der Schweißzeit beeinflussen. Ebenfalls können die beobachteten Effekte durch Änderungen der Wärmeentwicklung in den einzelnen Ebenen der Schweißverbindung (Elektrode-Blech, Blech-Blech, Blech-Elektrode) verursacht werden. Um die beobachteten Änderungen des Energieeintrages zu erklären, sind grundlegende Untersuchungen mit Berücksichtigung der o.g. Einflussfaktoren und deren Zusammenwirkungen notwendig.

8.4.2 Entwicklung der WEZ

Die klassische WEZ, beschrieben im Abschnitt 2.2.5, ändert sich erwartungsgemäß für verschiedene Energieeinbringungskonzepte und WB-Zustände, wie der Abbildung 74 zu entnehmen ist.

Da davon ausgegangen wird, dass die Unterschiede des Linsendurchmessers zwischen verschiedenen Energieeinbringungskonzepten zu vernachlässigen sind, kann der Rückschluss gezogen werden, dass es durch die Erhöhung des Wärmeeintrages zum starken Wachstum der FK- und GK- Bereiche der WEZ kam (beschrieben im Abschnitt 2.2.5).

Ebenfalls hat sich mit der Erhöhung des Wärmeeintrages die Breite der erweichten Zone in der WEZ erhöht (SK- und IK-WEZ), der Erweichungsgrad (Härteverlust) blieb aber konstant, das den Beobachtungen von [12] entspricht. Die minimalen gemessenen Härtewerte lagen im Bereich zwischen 300 und 350 HV 0,1.

Die Erweichungszone an der Schmelzlinie, die für die Energieeinbringungskonzepte SE und LT in den WB-Zuständen 800 °C/6 min und 930 °C/6min besonders stark ausgeprägt war und anhand von Härtemappings nachgewiesen werden konnte (vgl. Abbildung 75), konnte in den durchgeführten Linienscans nicht identifiziert werden. Dies kann durch einen im Vergleich zur Breite der SL-EWZ hohen Abstand zwischen den einzelnen Härteeindrücken erklärt werden. Im Rahmen der weiteren Untersuchungen der SL-EWZ kann die Durchführung von hochauflösenden Härtemappings oder Linienscans mit geringen Laststufen empfohlen werden. Eine weitere Möglichkeit, die SL-EWZ zu identifizieren besteht in der Anwendung manueller Härtemessungen, wie z. B. in [17, 18]

Im Fall des Kurzzeitschweißens war das Wachstum des Linsendurchmessers bis zum Ende der Schweißzeit beobachtet worden. Das Wachstum der Linsenhöhe stagnierte nach ca. 100 ms. Für die Energieeinbringungskonzepte mit mittleren und langen Schweißzeiten wurde die Stagnation nicht nur im Wachstum der Linsenhöhe, sondern auch im Wachstum des Linsendurchmessers (ab einer Schweißzeit von ca. 400 ms) beobachtet. Für diese Energieeinbringungskonzepte trat eine Erweichung an der Schmelzlinie auf, die durch die Diffusion von Kohlenstoff aus dem nicht geschmolzenen Bereich an der Schmelzlinie in Richtung der Schmelzlinse entsteht. Je früher es zur Stagnation des Längenwachstums auftrat, desto länger befand sich die Schmelzlinse an einer Stelle, was im Endeffekt zu längeren Diffusionszeiten führte und eine stärkere Ausprägung der SL-EWZ verursachte.

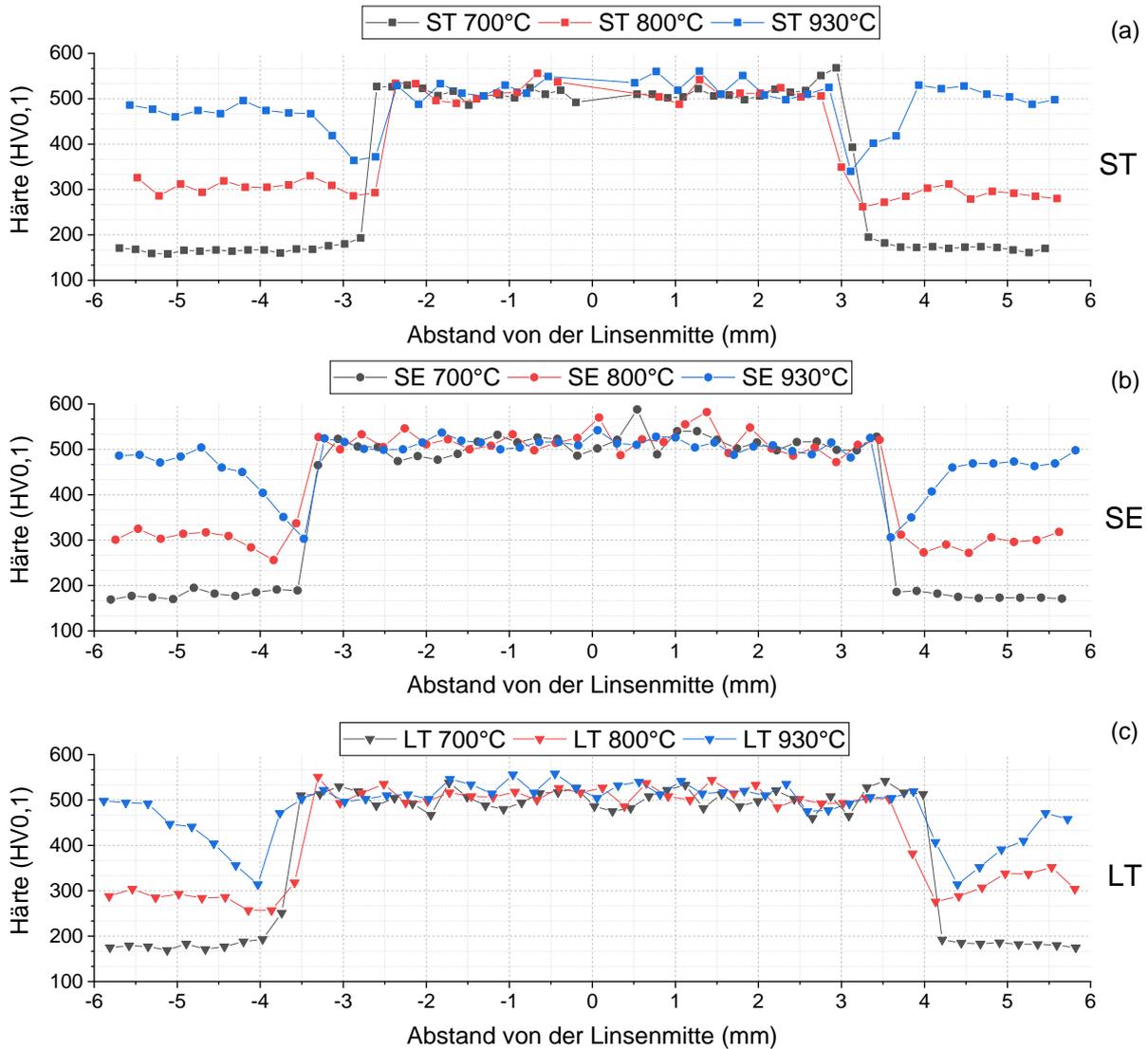


Abbildung 74: Härteverläufe durch die Schweißverbindung für je drei WB-Zustände (a) – Energieeinbringungskonzept ST; (b) – Energieeinbringungskonzept SE; (c) – Energieeinbringungskonzept LT

Erwartungsgemäß, wurden durch die Variation der Energieeinbringung unterschiedlich stark ausgeprägte Erweichungen an der Schmelzlinie provoziert (Abbildung 76), was die Erkenntnisse aus den in Kapitel 7 beschriebenen Untersuchungen bestätigt.

Abbildung 76 zeigt die minimal gemessenen Härten entlang der Schnittlinien AB, CD und EF, die den drei Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung, beschrieben in DVS 2916-4 [88], entsprechen. Dabei repräsentiert der Schnitt AB die Erweichung im Randbereich der Schweißverbindung, in der die stärkste Wirkung der Unregelmäßigkeit auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung zu erwarten ist. CD zeigt die Erweichung im Übergangsbereich, wo die Wirkung der Unregelmäßigkeiten weniger kritisch ist. Es ist kein Einfluss der Erweichung im Bereich E-F auf die mechanischen Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindungen zu erwarten (vgl. Abschnitt 2.4.2).

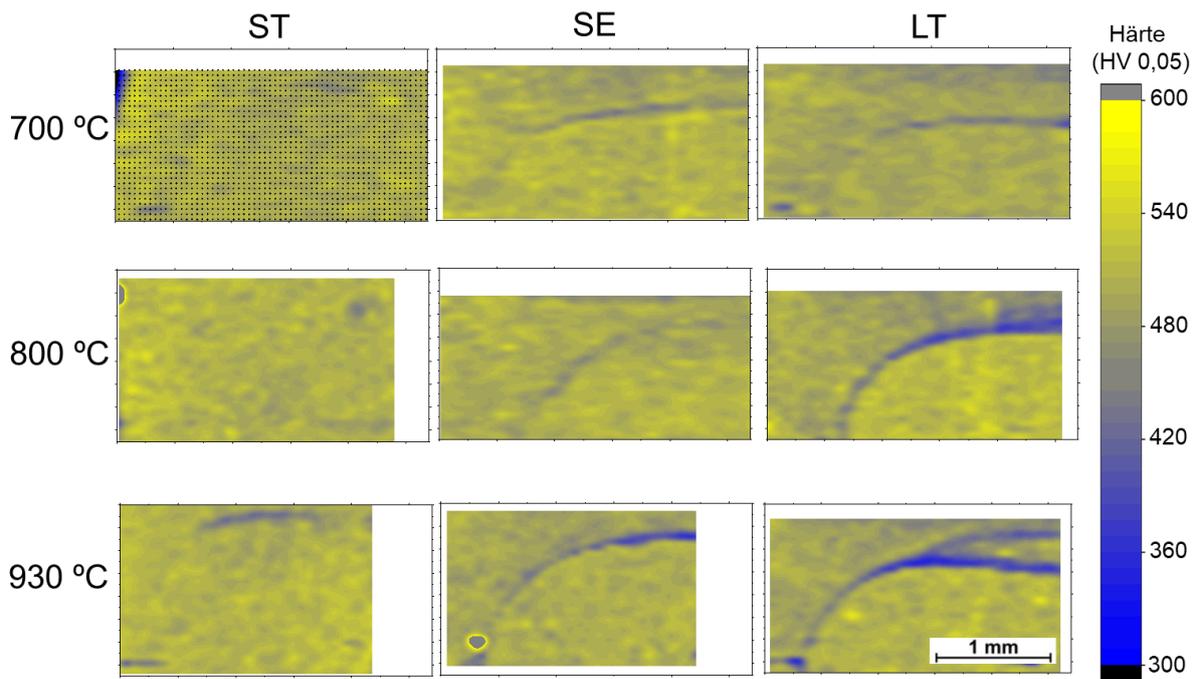


Abbildung 75: Mikrohärtemappings für verschiedene WB-Zustände, geschweißt mit unterschiedlichen Energieeinbringungskonzepten, ST/700°C zeigt die Verteilung der Härteabdrücke

Aus den Abbildungen 77 und 78 ist klar zu erkennen, dass die Erweichung an der Schmelzlinie am stärksten unter der Elektrodenkappe (Schnittlinie EF) ausgeprägt war. Im Bereich CD trat diese weniger stark auf, was mit dem oben beschriebenen Linsenwachstum korreliert. Im Randbereich der Schweißverbindung (AB) wurde immer die geringste Erweichung beobachtet.

Die Erweichung an der Schmelzlinie war für verschiedene WB-Zustände unterschiedlich stark ausgeprägt. So wurde im weichen Bereich ($T_{\text{Ofen}} = 700 \text{ °C}$) eine relativ geringe Erweichung an der Schmelzlinie beobachtet, bei einer T_{Ofen} von 800 °C ist diese stärker ausgeprägt. Die stärkste Erweichung in der SL-EWZ wurde für den vollständig gehärteten Zustand ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ °C}$) beobachtet. Diese Beobachtungen korrelieren mit den Messungen der Übergangswiderstände, die eine stärkere Energieeinbringung in Abhängigkeit von der Schichtausbildung zeigten (Anstieg der Energieeinbringungsgeschwindigkeit mit Erhöhung der Σ_{BCE}).

Im vollständig gehärteten Bereich, bei dem die hochhohmigen Schichten vorhanden waren ($T_{\text{Ofen}} 930 \text{ °C}$; $\Sigma_{\text{BCE}} (930 \text{ °C}) = 34 \%$), kam aufgrund der hohen Widerstände es zur starken Energieeinbringung. Es wurde ein schnelles Linsenwachstum anhand eines schnellen Abfalls des β -Peak im Widerstandsverlauf registriert.

Im Übergangsbereich ($T_{\text{Ofen}} = 800 \text{ °C}$, $\Sigma_{\text{BCE}} (800 \text{ °C}) = 5 \%$) wurde für die Energieeinbringungskonzepte ST und SE eine geringere Erweichung im Vergleich zum gehärteten Bereich (930 °C) nachgewiesen. Die Erweichung für das Energieeinbringungskonzept LT war stärker ausgeprägt. Der Härteabfall im kritischen Bereich (AB) war geringer als bei LT/930°C. In den Bereichen CD und EF war die Erweichung an der Schmelzlinie vergleichbar mit der für LT/930°C gemessenen.

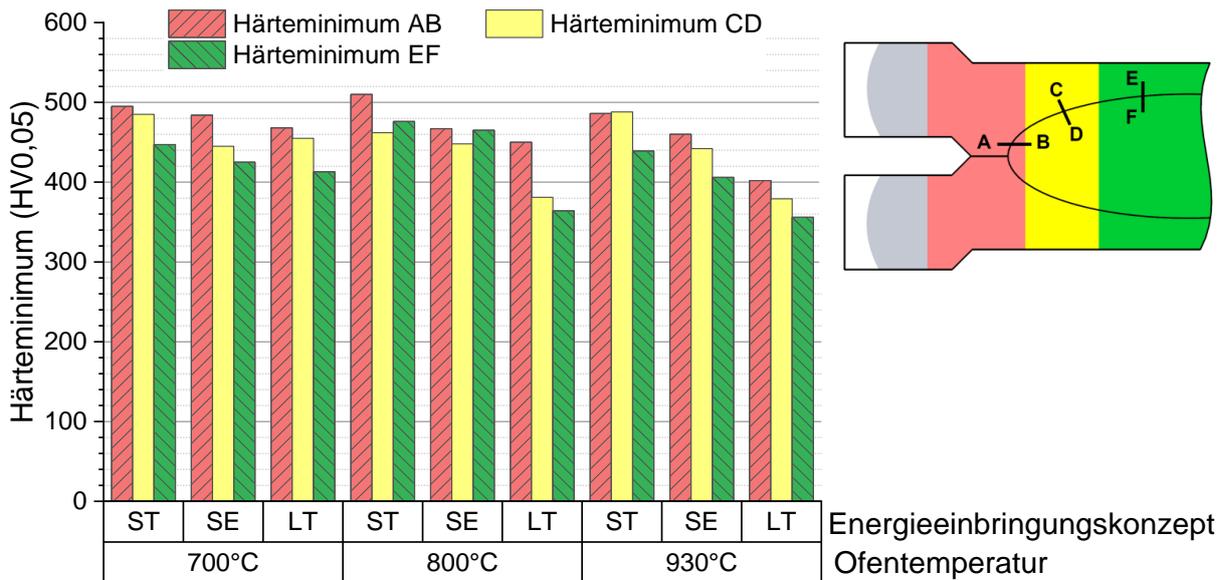


Abbildung 76: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnittlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS Merkblatt 2960 [100]

Im weichen Bereich ($T_{\text{Ofen}} 700 \text{ °C}$, die Schicht besteht aus leitfähigen intermetallischen Phasen und metallischen Al-Si-Schichten) wurde nur ein geringer Härteabfall für alle drei Energieeinbringungskonzepte nachgewiesen.

Im Weiteren werden die Einflüsse der SK- und der IK-WEZ sowie der Erweichungszone an der Schmelzlinie auf das Bruchverhalten der Schweißverbindungen untersucht.

8.4.3 Zugproben mit Opferblech

Bei Zugproben mit Opferblech wurden zwei Brucharten beobachtet. Der Bruch erfolgte entweder in der Erweichungszone der WEZ oder im Grundwerkstoff, weit von der Schweißverbindung entfernt (Abbildung 77). Abbildung 79 zeigt die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen. Erwartungsgemäß, wurde eine Erhöhung der maximal ertragbaren Kräfte und eine Reduktion der Energieaufnahme mit Erhöhung der Ofentemperatur beobachtet.

Mit der Erhöhung des Wärmeeintrags im Schweißprozess wurde keine signifikante Änderung der maximal ertragbaren Kräfte für alle WB-Zustände beobachtet. Die Verringerung der Energieaufnahme unterschied sich je nach WB-Zustand des Grundwerkstoffes (Abbildung 79).

So wurde für den WB-Zustand $700 \text{ °C}/6 \text{ min}$ (weicher Bereich eines partiell gehärteten Bauteils) ein Anstieg der Energieaufnahme durch die Erhöhung der Energieeinbringung für die breiten Proben beobachtet, im Fall einer schmalen Probe blieb die Energieaufnahme unverändert. Der Bruch erfolgte im Grundwerkstoff, außerhalb der WEZ. Das korreliert gut mit den Ergebnissen der Härtemessungen. In diesem WB-Zustand wurde keine Erweichung in der SK- und IK-WEZ gemessen, die FK- und GK-WEZ-Bereiche wiesen eine Aufhärtung auf (vgl. Abschnitt 8.4.2).

Für den WB-Zustand $800 \text{ °C}/6 \text{ min}$ (Übergangsbereich) kam es zur Reduktion der Energieaufnahme mit Erhöhung des Wärmeeintrags. Die Reduktion war für die breite Probe stärker ausgeprägt und korrelierte mit der Verschiebung der Bruchstelle vom GW zur WEZ (Abbildung 77 und Abbildung 78).

Für das Energieeinbringungskonzept ST wurde für beide Probenbreiten kaum eine Verringerung der Energieaufnahme im Vergleich zum Ausgangszustand gemessen (Bruch erfolgte im GW). Im Fall von Energieeinbringungskonzept SE kam es zu einer starken Reduktion der Energieaufnahme (-44 % für die breite Probe, -23 % für die schmale Probe), 4 von 5 geprüften Proben versagten dabei in der WEZ (Abbildung 78 und Abbildung 79).

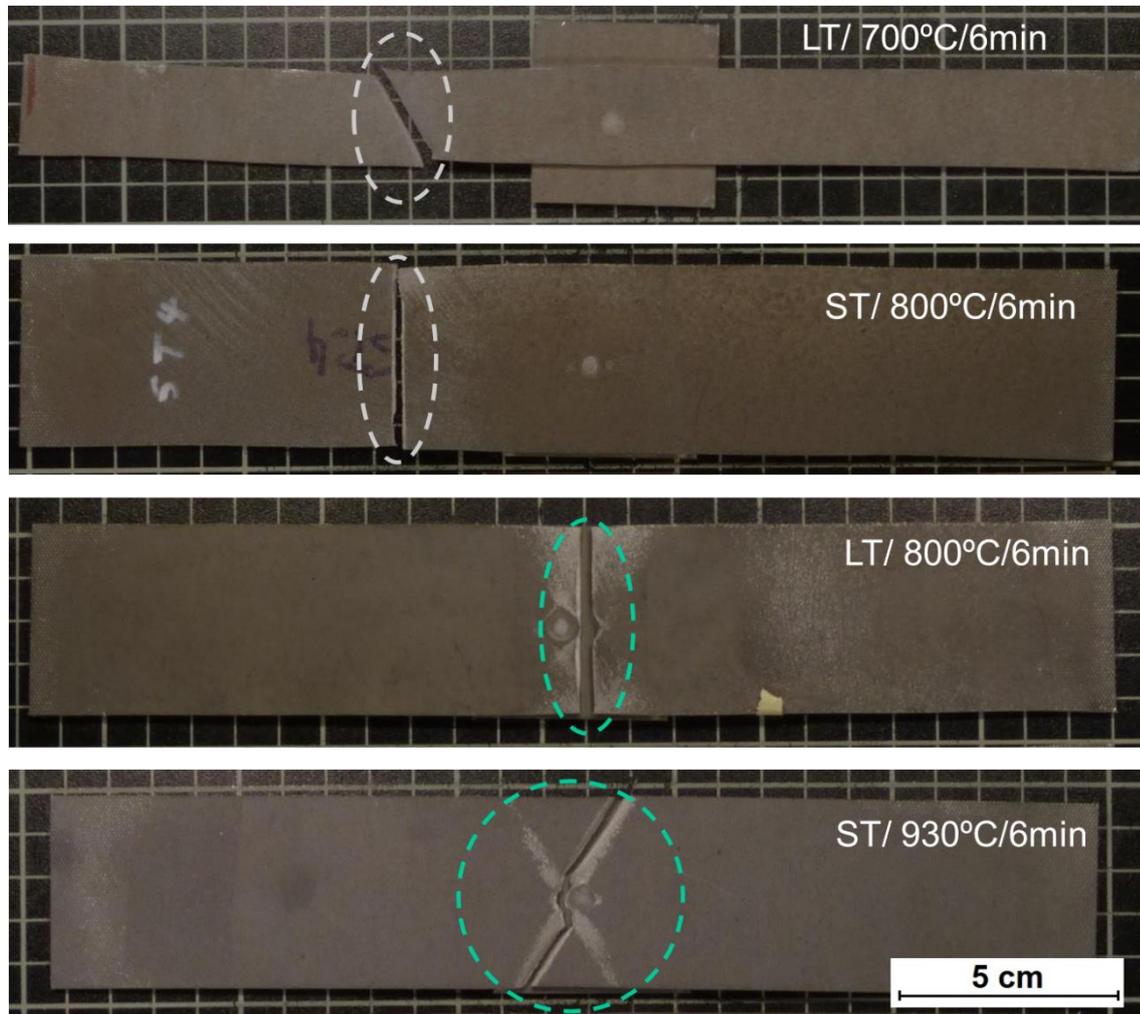


Abbildung 77: Bruchverhalten der Proben mit Opferblech mit gekennzeichneten Bruchzonen

Für das Energieeinbringungskonzept LT wurden Unterschiede im Bruchverhalten zwischen den schmalen (25 mm) und den breiten (45 mm) Proben beobachtet. Drei von fünf schmalen Proben versagten im Grundwerkstoff (Abbildung 78). Die Verringerung der Energieaufnahme war hierbei geringer als bei der größeren Probenbreite (Abbildung 79).

Bei dem WB-Zustand 930 °C/6 min, bei dem eine starke Erweichung in der SK- und IK-WEZ gemessen wurde, erfolgte der Bruch ausschließlich in der Wärmeeinflusszone (Abbildung 77). Es wurden eine geringfügige Reduktion der maximal übertragbaren Kräfte und eine starke Reduktion der Energieaufnahme bis zum Bruch der Probe registriert. So kam es bei Proben mit einer Schweißverbindung zur Reduktion der Energieaufnahme zwischen 55 % (ST/45 mm) und 63 %

(LT/45 mm). Für schmale Proben war die Verringerung der Energieaufnahme noch stärker. Er betrug 64 % bei ST/25 mm und 68 % bei LT/25 mm.

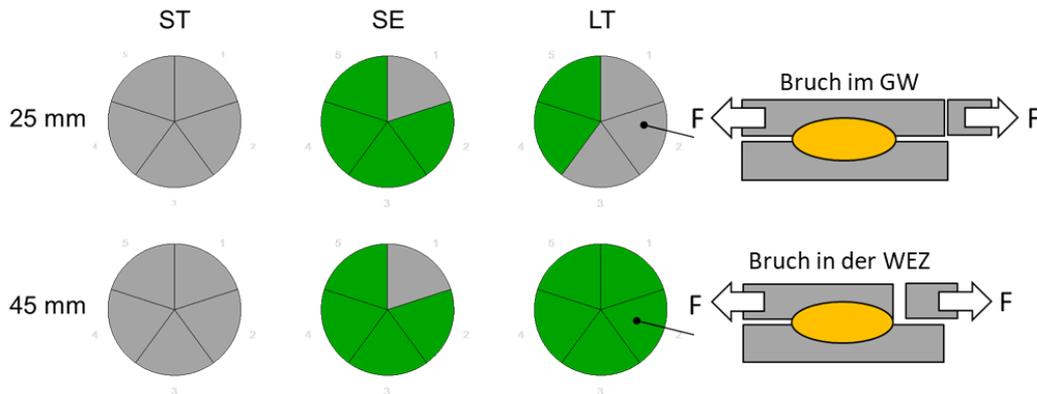


Abbildung 78: Bruchverhalten der Schweißverbindung mit Opferblech bei unterschiedlichen Probenbreiten; WB-Zustand 800 °C/6 min (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)

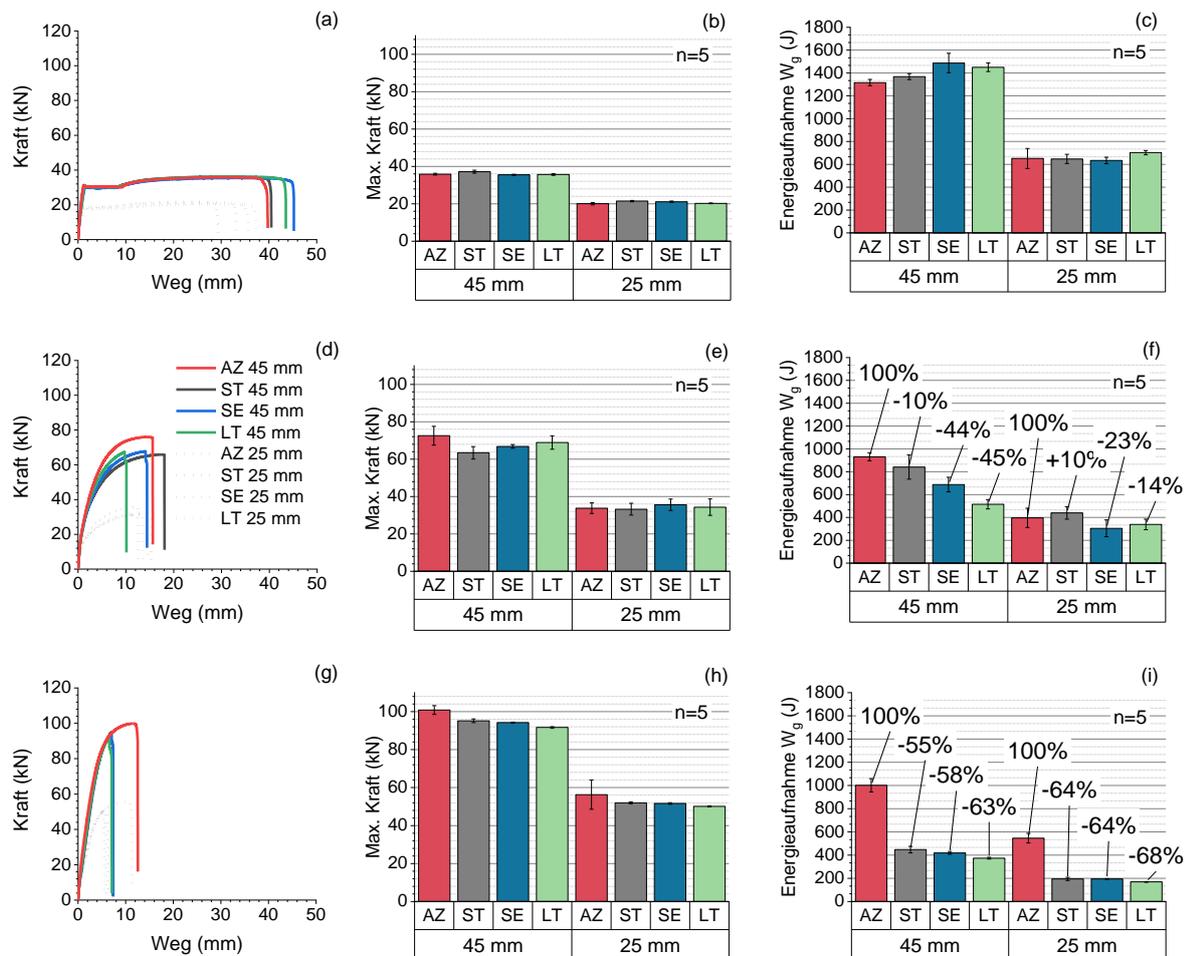


Abbildung 79: Ergebnisse der Zugversuche an Proben mit Opferblech (a-c) – WB 700 °C/6 min; (d-f) – WB 800 °C/6 min; (g-i) – WB 930 °C/6 min. (a, d, g) – Kraft-Weg-Verläufe der zerstörten Proben; (b, e, h) – maximale Zugkraft; (c, f, i) – Energieaufnahme

8.4.4 Kopfzugversuch

Die Ergebnisse des Kopfzugversuches sind in Abbildung 80 dargestellt. Für die Kopfzugbelastung konnte im Gegensatz zur einseitigen Belastung kein Einfluss der Wärmebehandlung auf die Verbindungsfestigkeit festgestellt werden (Abbildung 80 (a)). Die Energieaufnahmen für den gehärteten Zustand (930 °C) und den Übergangsbereich (800 °C) haben dieselbe Größenordnung. Für den weichen Werkstoffzustand (700 °C) wurden wesentlich höhere Energieaufnahmen gemessen (Abbildung 80 (b)).

Es wurde eine Tendenz zur Reduktion der Kopfzugfestigkeit mit Verlängerung der Schweißzeit (Veränderung des Energieeinbringungskonzeptes ST→SE→LT) für den weichen (700 °C) und vollständig gehärteten (930 °C) GW-Zustand beobachtet.

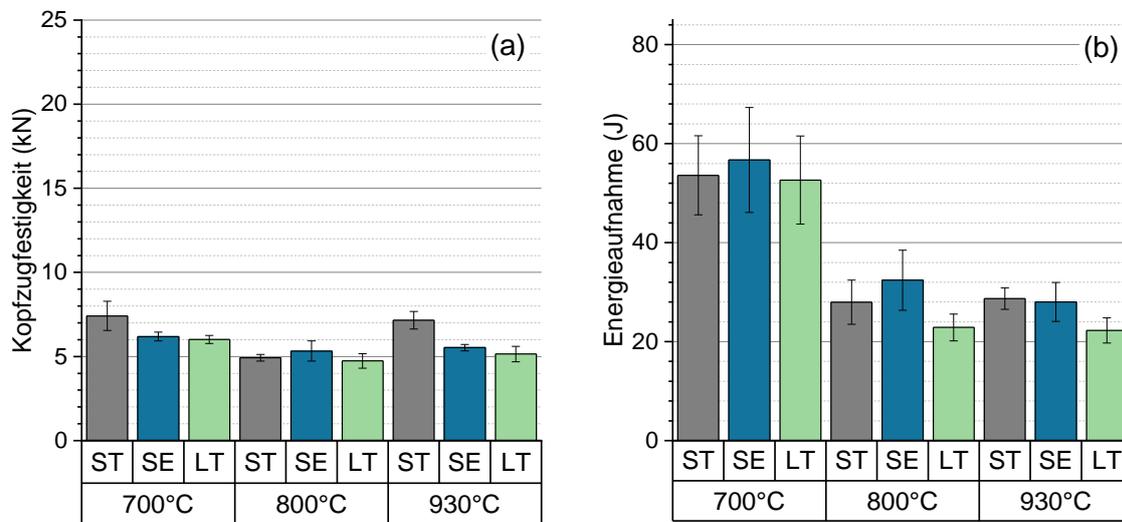


Abbildung 80: Ergebnisse des Kopfzugversuches: (a) – Kopfzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme

Für den Übergangsbereich (800 °C) lagen die Unterschiede in den Festigkeiten bei allen drei Energieeinbringungskonzepten im Streubereich.

Das Bruchverhalten der Proben änderte sich mit der Änderung des Energieeinbringungskonzeptes (Abbildung 81). Mit der Verlängerung der Schweißzeit (ST→SE→LT) trat der Bruch entlang der Schmelzlinie häufiger auf. Für die WB-Zustände mit 800 und 930 °C konnte das häufigere Auftreten des Bruches entlang der Schmelzlinie mit der Reduktion der Energieeinbringung korreliert werden. In diesen Zuständen wurde auch eine stärkere Erweichung an der Schmelzlinie festgestellt (vgl. Abbildung 75 und Abbildung 76). Für die weiche Zone des partiell gehärteten Bauteils (700 °C) konnte keine eindeutige Korrelation zwischen dem Bruchverhalten und der Änderung der Verbindungseigenschaften festgestellt werden.

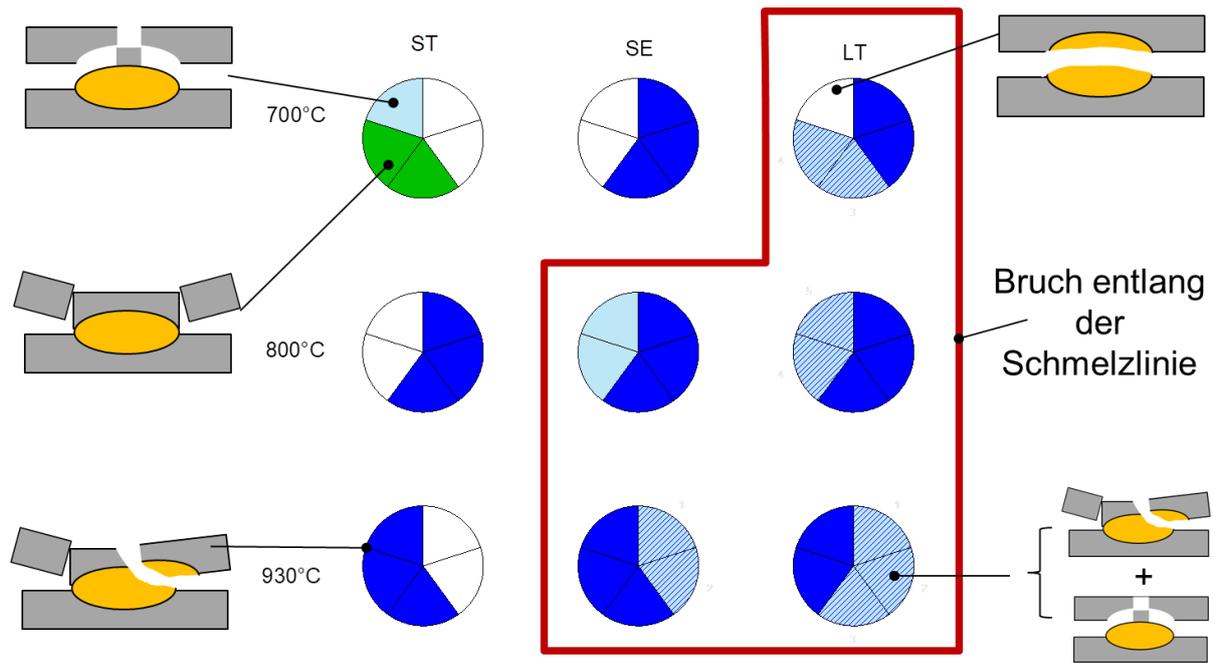


Abbildung 81: Bruchverhalten im Kopfzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und der Energieeinbringungskonzepte, für die ein Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)

8.4.5 Scherzugversuch

Im Scherzugversuch lagen die Unterschiede der ermittelten Festigkeiten für alle WB-Zustände im Streubereich (Abbildung 82). Für den WB-Zustand 700 °C/6 min (weicher Bereich) wurde ein geringfügiger Anstieg der Scherzugfestigkeit mit zunehmender Schweißzeit (Veränderung des Energieeinbringungskonzeptes ST→SE→LT) beobachtet. Für den Übergangsbereich und den gehärteten Bereich konnte kein Einfluss der Energieeinbringung im Schweißprozess auf die Scherzugfestigkeit festgestellt werden. Die Energieaufnahme zeigte eine Abhängigkeit vom WB-Zustand. So wurde für den weichen Bereich, ähnlich wie im Kopfzugversuch eine höhere Energieaufnahme festgestellt. In diesem Bereich wurde auch kein signifikanter Unterschied zwischen der Energieaufnahme bei der Variation des Energieeinbringungskonzeptes festgestellt, da die Variation der Energieaufnahme im Streubereich liegt.

Für den Übergangsbereich (800 °C) und den gehärteten Bereich (930 °C) wurden unterschiedliche Trends zur Änderung der Energieaufnahme mit der Änderung des Energieeinbringungskonzeptes beobachtet. Im Übergangsbereich waren die Energieaufnahmen für die Energieeinbringungskonzepte SE und LT annähernd gleich und wesentlich geringer im Vergleich zu ST. Im Gegensatz dazu, war im vollständig gehärteten Bereich die Energieaufnahme für diese zwei Energieeinbringungskonzepte höher, als die Energieaufnahme für ST. Diese Unterschiede können durch Unterschiede in der Härte und demzufolge in der Steifigkeit der Proben erklärt werden. Für bei 800 °C wärmebehandelte Proben war eine geringere Steifigkeit zu erwarten, da die Grundwerkstoffhärte bei 383 HV 0,1 lag. Für den vollständig gehärteten Bereich (930 °C) betrug die Härte 489 HV 0,1 (vgl. Abschnitt 8.1.1). Es kann vermutet werden, dass die geringere Steifigkeit der Probe zur stärkeren Verformung im

Scherzugversuch führen kann, was einen Anstieg der auf den Schweißpunkt wirkenden Kopfzugbelastung verursachte. Um diese Hypothese zu überprüfen sind weitere Untersuchungen mittels bildgebender Analyse im Scherzugversuch und deren Korrelation mit der Simulation notwendig. Beim Scherzugversuch wurde ebenfalls wie beim Kopfzugversuch eine Tendenz zum häufigeren Auftreten des Bruches entlang der Schmelzlinie mit Verlängerung der Schweißzeit (Veränderung des Energieeinbringungskonzeptes ST→SE→LT) beobachtet. Für das Energieeinbringungskonzept LT trat der Linsengrenzbruch in allen drei WB-Zuständen am häufigsten auf. Dies korreliert, wie zuvor beschrieben, mit der stärker ausgeprägten Erweichung an der Schmelzlinie (vgl. Abbildung 75 und Abbildung 76).

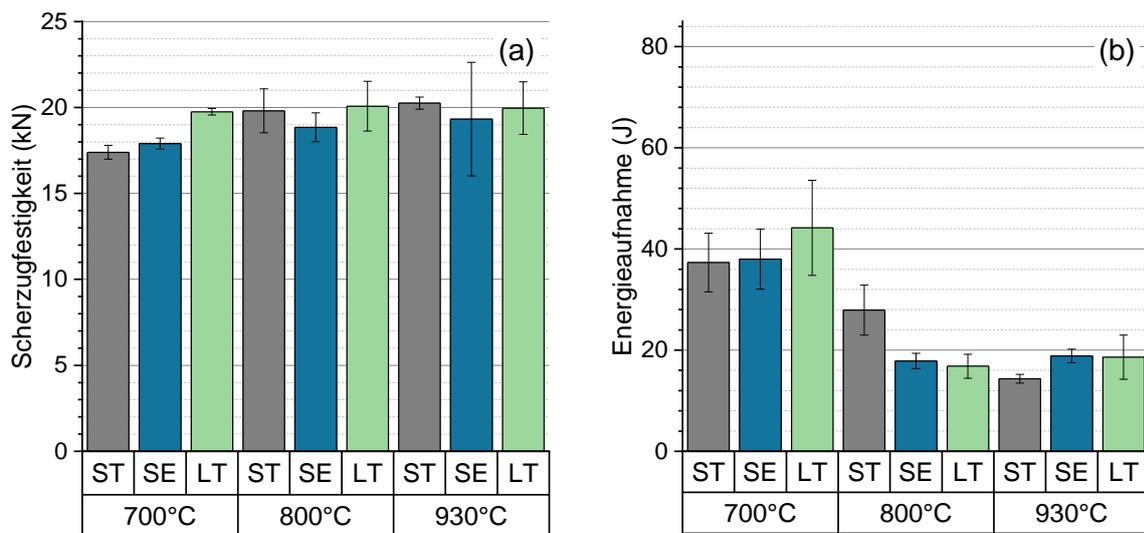


Abbildung 82: Ergebnisse des Scherzugversuchs: (a) – Scherzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme

Es konnte keine eindeutige Korrelation zwischen dem Bruchverhalten (Abbildung 83) und den ermittelten Festigkeiten und den Energieaufnahmen festgestellt werden (Abbildung 82). Dies liegt möglicherweise daran, dass die verwendete Methode zur Beschreibung des Bruchverhaltens nur zwischen verschiedenen Brucharten und der Häufigkeit deren Auftretens unterscheidet, ohne deren prozentualen Anteil an der gesamten Bruchfläche zu berücksichtigen.

Die Beobachtungen im Schliff bringen keine beanspruchbaren quantitativen Ergebnisse, da bei den Untersuchungen im Schliff nur eine Ebene der gebrochenen Probe betrachtet wird. Ungeeignet hierfür ist auch eine Analyse des Bruchverhaltens anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen, da hierbei eine genaue Unterscheidung zwischen den Bereichen der Probe mit verschiedenen Brucharten erschwert ist. Im Rahmen weiterer Untersuchungen kann eine Kombination aus Röntgentomographie zum Abbilden der komplizierten Bruchflächengeometrien, fraktographischer Analyse der Bruchflächen sowie der metallographischen Untersuchungen des Bruchverhaltens im Schliff empfohlen werden.

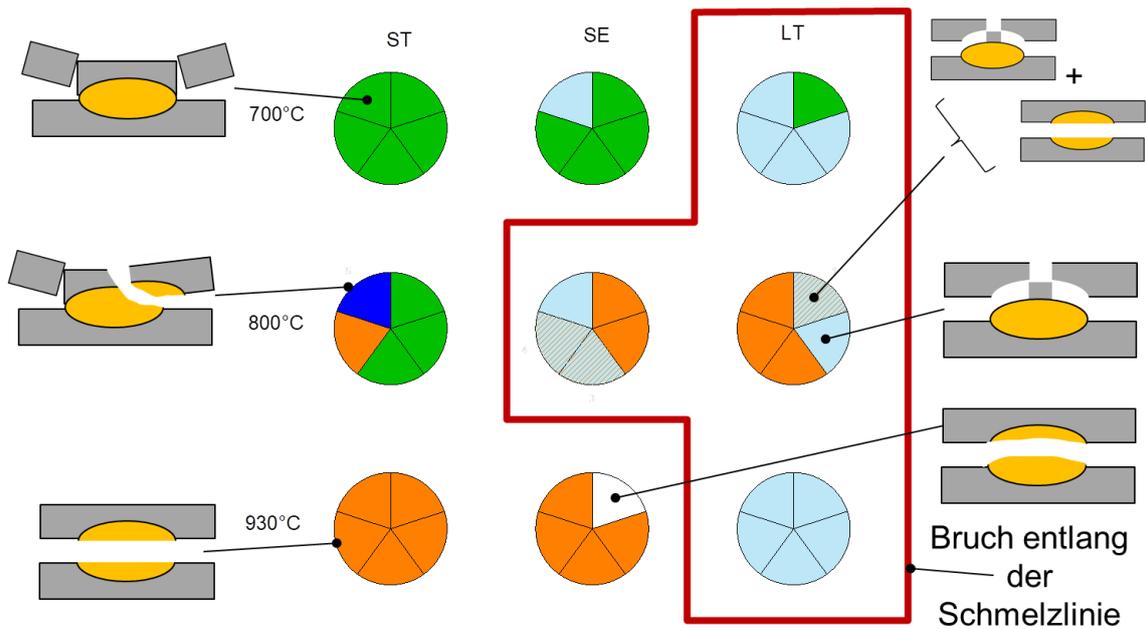


Abbildung 83: Bruchverhalten im Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für die ein Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)

8.4.6 Dynamischer Scherzugversuch

Im dynamischen Scherzugversuch wurden die Energieaufnahmen bis zum Bruch bestimmt, die in Abbildung 84 dargestellt sind. Es wurden die gleichen Tendenzen in den Änderungen der Energieaufnahme und des Bruchverhaltens wie beim quasistatischen Scherzugversuch beobachtet (Abschnitt 8.4.5). Der Anstieg der Belastungsgeschwindigkeit führte zur Erhöhung der Energieaufnahme, was die Beobachtungen von [95] bestätigt.

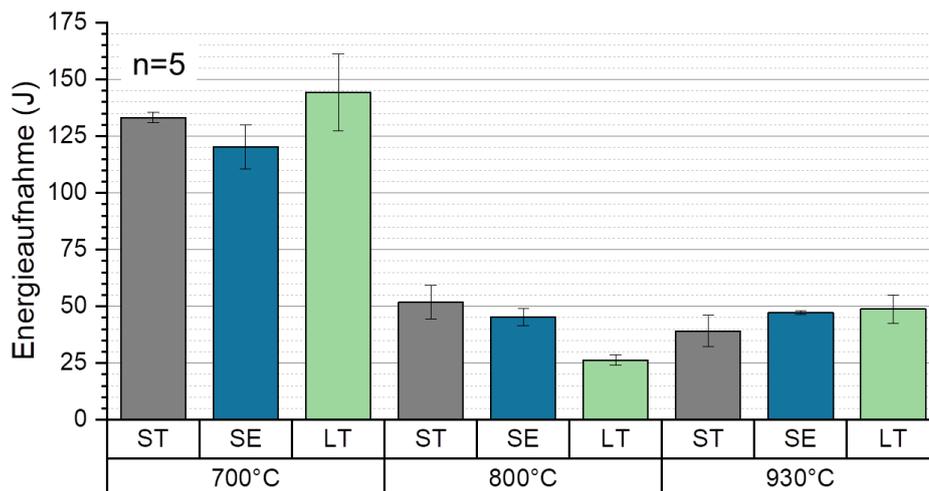


Abbildung 84: Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch

Brucharten mit einem Bruch entlang der Schmelzlinie traten im Vergleich zum quasistatischen Scherzugversuch häufiger auf (Abbildung 85), was durch eine geringere Steifigkeit der Probe und so mit einem höheren Anteil an Kopfzugbelastung im Vergleich zum quasistatischen Scherzugversuch

erklärt werden kann. Der Bruch entlang der Schmelzlinie trat bereits bei der geringeren Erweichung in der SL-EWZ auf. Diese Beobachtung sollte im Rahmen weiterer Untersuchungen überprüft werden. Ebenfalls wie beim quasistatischen Scher- und Kopfzugversuch konnte keine eindeutige Korrelation zwischen Energieaufnahme und Bruchverhalten festgestellt werden, wie in 8.4.5 diskutiert.

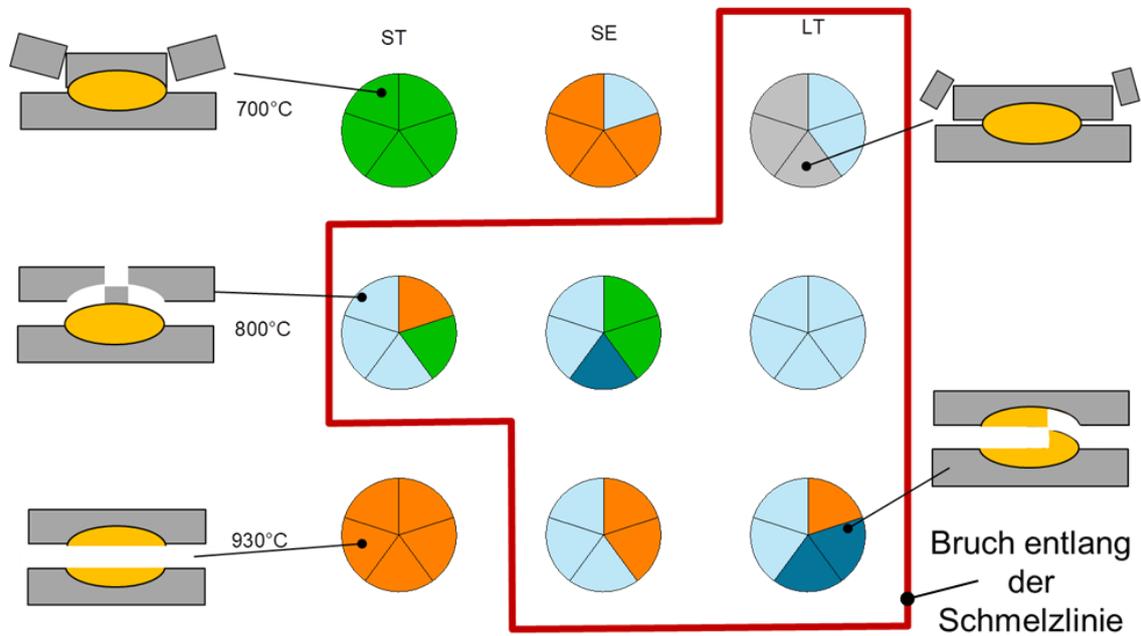


Abbildung 85: Bruchverhalten im dynamischen Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi ausführlich beschrieben in Abschnitt 7.11.2)

9 Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassend können die im Rahmen der Dissertation erzielten Erkenntnisse wie folgt dargestellt werden:

Im Fall von Al-Si-beschichteten Proben konnte keine Korrelation zwischen dem gemessenen Übergangswiderstand und der Größe oder der Lage des Schweißbereiches festgestellt werden. Die Anwendung der Übergangswiderstände zur Abschätzung der Schweißseignung nach DVS Merkblatt 2935-3 [1] wird für Al-Si beschichtete pressgehärtete Bleche nicht empfohlen.

Ebenfalls konnte im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen keine Korrelation zwischen der Farbe der Oberflächenschichten nach dem Presshärten und der Schweißseignung des Werkstoffes festgestellt werden.

Die Schweißseignung von Al-Si-beschichteten partiell gehärteten Bauteilen korreliert mit der Schichtentwicklung. Die Gefügeveränderung des Stahlsubstrates durch das Presshärten hatte jedoch keinen Einfluss auf die Schweißseignung.

Auf Basis der umfangreichen metallographischen Untersuchungen und deren Abgleich mit der Literatur konnte gezeigt werden, dass im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und –haltezeiten die Oberflächenschichten aus niederohmigen intermetallischen Phasen bestanden, die auch Reste der metallischen Al-Si-Schichten beinhalten konnten. Diese sind ebenfalls niederohmig.

Mit steigenden Ofentemperaturen und Ofenhaltezeiten bildeten sich intermetallische Phasen aus, die einen wesentlich höheren spezifischen elektrischen Widerstand im Vergleich zur metallischen Al-Si-Beschichtung und dem Stahlsubstrat haben. Die Anwesenheit dieser hochohmigen Phasen in der Schicht beeinflusste die Wärmeentwicklung im Schweißprozess und ließ sich mit der Größe des Schweißbereiches und so mit der Schweißseignung des Werkstoffes korrelieren. Absolute Messungen der Schichtdicken sowie die Dicke einzelner Schichtbereiche zeigten keine Korrelation zur Schweißseignung. Jedoch konnte der prozentuale Anteil hochohmiger Phasen an der Gesamtschichtdicke, der eine Relation zwischen den hochohmigen und niederohmigen Phasen in der Schicht beschreibt, zur Abschätzung der Schweißseignung des Werkstoffes verwendet werden. Auf dessen Basis wurde ein Kriterium zur Abschätzung der Schweißseignung alternativ zu den Widerstandsmessungen entwickelt (Σ_{BCE}).

Aus dem Abgleich zwischen REM/EDX und lichtmikroskopischen Aufnahmen sowie basierend auf Ergebnisse aus der Literatur wurde eine Vorlage zur Identifikation einzelner Bereiche der Al-Si-Schichten aufgezeigt, die eine Ermittlung des vorgeschlagenen Kriteriums Σ_{BCE} anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen erlaubt und somit die industrielle Nutzung dieses Kriteriums ohne Notwendigkeit der ressourcenintensiven REM-Untersuchungen ermöglicht.

Um den Einfluss der Energieeinbringung auf die Größe des Prozessfensters zu untersuchen, wurden drei Energieeinbringungskonzepte verwendet: Kurzzeitschweißen (ST), mittlere Schweißzeit (SE) und Langzeitschweißen (LT). Beim letzten Energieeinbringungskonzept wurde zusätzlich die Schweißkraft reduziert. Die Verlängerung der Schweißzeit und die Reduktion der Elektrodenkraft führte bei den Zweiblechverbindungen zur Erweiterung des Schweißbereiches im gut schweißgeeigneten WB-Zustand (Σ_{BCE} unter 50 %). Für den nicht schweißgeeigneten Schichtzustand (mit Σ_{BCE} von mehr als 80 %) führte die Verlängerung der Schweißzeit nicht zur Erweiterung des Prozessfensters.

Außer der klassischen erweichten Zone in der WEZ der Schweißverbindungen (SK- und IK-WEZ), wurde eine erweichte Zone an der Schmelzlinie (SL-EWZ) durch hochauflösende Härtemappings nachgewiesen. Ein Nachweis dieser Erweichungszone durch Linienscans war nicht möglich, was bei weiteren Untersuchungen dieser Zone berücksichtigt werden muss.

Die durchgeführten Untersuchungen zeigten eine klare Korrelation zwischen dem Linsenwachstum und der Erweichung an der Schmelzlinie. Bei Verlängerung der Schweißzeiten kam es zur Stagnation des Linsenwachstums im Schweißprozess und es wurde eine stärker ausgeprägte Erweichungszone an der Schmelzlinie für längere Schweißzeiten nachgewiesen.

Mithilfe eines Phasenfeldmodells und einer entsprechenden Simulation der Phasenentwicklung an der Schmelzlinie konnte gezeigt werden, dass die Entstehung der Erweichungszone durch die Entkohlung des Werkstoffes an der Schmelzlinie erklärt werden kann. Dies korrelierte auch mit den durchgeführten Kohlenstoffmessungen.

Die Entstehung von δ -Fe in dem entkohlten Bereich an der Schmelzlinie wurde simulativ abgebildet, seine Anwesenheit konnte im Rahmen der durchgeführten lichtmikroskopischen Untersuchungen nicht eindeutig bestätigt werden. Die in der SL-EWZ gemessenen Härtewerte entsprechen der Härte des kohlenstoffarmen Martensits nach Grange et al. [22]. Die durchgeführten Farbätzungen erlauben die Unterscheidung zwischen Ferrit und entkohltem Martensit ebenfalls nicht. Ein Versuch, beide Gefügearten anhand der EBSD-Messungen zu unterscheiden, war auch nicht erfolgreich.

Die Hypothese über die δ -Fe-Entstehung an der Schmelzlinie und seine mögliche Rolle in der Entwicklung der SL-EWZ konnte weder bestätigt noch widerlegt werden. Hierfür ist die Durchführung von TEM-Messungen notwendig, um eine eindeutige Aussage über die Anwesenheit von δ -Fe an der Schmelzlinie zu erhalten.

Längere Ofenhaltezeiten und höhere Ofentemperaturen, welche zu einem höheren Anteil an hochhohmigen intermetallischen Phasen in der Schicht führen und dadurch die Änderung der Energieeinbringung im Schweißprozess verursachen, führten zu einer stärkeren Erweichung an der Schmelzlinie. Die stärkste Erweichung an der Schmelzlinie wurde für Werkstoffzustände festgestellt, die einen vollständig gehärteten Bereich (wärmebehandelt mit 930 °C/6 min) oder einen Übergangsbereich (wärmebehandelt mit 800 °C/6 min) eines partiell gehärteten Bauteils repräsentieren. Im weichen Bereich des partiell gehärteten Bauteils (wärmebehandelt mit 700 °C/6min) führte die Verlängerung der Schweißzeit nur zur geringfügigen Intensivierung der Erweichung an der Schmelzlinie.

Der Einfluss dieser Unregelmäßigkeit auf das mechanische Verhalten der Widerstandspunktschweißverbindungen wurde für verschiedene Belastungsarten - einseitige Probenbelastung, Kopf- und Scherzugversuch - unter quasistatischer Belastung untersucht. Für den Scherzugversuch erfolgte außerdem die Belastung der Proben mit einer erhöhten Verformungsgeschwindigkeit.

Generell wurden Unterschiede im Bruchverhalten zwischen der Belastung eines Bauteils (Zugversuch mit Opferblech) und der Belastung der Schweißverbindung (Kopf-/Scherzugversuch) beobachtet. Der GW-Zustand spielte auch eine wichtige Rolle bei der Änderung des Bruchverhaltens.

Die negative Wirkung der Erweichungszonen in der SK- und IK-WEZ wurde nur im vollständig gehärteten Bereich und im Übergangsbereich eines partiell gehärteten Bauteils beobachtet.

Bei der einseitigen Belastung der Proben trat der Bruch im Grundwerkstoff oder in der SK-/IK-WEZ auf, die SL-EWZ war für den Bruch des Bauteiles unkritisch. Die SK- und IK-WEZ wirkten als eine Bruchstelle für den vollständig gehärteten Bereich und den Übergangsbereich. Der Bruch in der WEZ war mit einem starken Abfall der Energieaufnahme verbunden. Im weichen Bereich versagten die Proben im Grundwerkstoff. Es war kein negativer Einfluss der Schweißverbindung auf die Festigkeit oder die Energieaufnahme festzustellen.

Im Fall der Kopf-/Scherzugbelastung konnte eine Tendenz zum Bruch entlang der Schmelzlinie für Energieeinbringungskonzepte mit der stärker ausgeprägten SL-EWZ (geschweißt mit langer Schweißzeit) beobachtet werden.

Im Scherzugversuch kam es im Übergangsbereich (800 °C) und im gehärteten Bereich (930 °C) eines partiell gehärteten Bauteils zu unterschiedlichen mechanischen Verhalten der Proben während des Bruchvorgangs. So wurde im Übergangsbereich eine Reduktion der Energieaufnahme bei verlängerten Schweißzeiten beobachtet. Im gehärteten Bereich waren die Energieaufnahmen von Proben, die mit mittleren und langen Schweißzeiten geschweißt wurden, höher als die von den kurzzeitgeschweißten Proben.

Im Kopfzugversuch war ein stärkerer negativer Einfluss der Erweichung an der Schmelzlinie auf die Energieaufnahme im Bruchvorgang im Vergleich zum Scherzugversuch festzustellen. Vor allem war die Anwesenheit der SL-EWZ im Übergangsbereich und im vollständig gehärteten Bereich kritisch.

Im weichen Bereich wurde mittels Scher- und Kopfzugversuchs ein Anstieg der Festigkeit und der Energieaufnahme mit Verlängerung der Schweißzeit beobachtet. Dabei trat der Bruch entlang der Schmelzlinie mit Verlängerung der Schweißzeit häufiger auf.

Bei dem dynamischen Scherzugversuch wurden die gleichen Trends, wie bei dem quasistatischen Scherzugversuch beobachtet, jedoch wiesen die Versuche unter dynamischer Belastung im Vergleich zur quasistatischen wesentlich höheren Energieaufnahmen auf. Es wurde außerdem ein häufigeres Auftreten des Bruches entlang der Schmelzlinie beobachtet, was durch eine geringere Steifigkeit der Proben erklärt werden kann.

Im Allgemeinen kann mithilfe der verwendeten Methode die Änderung des Bruchverhaltens nicht mit den Festigkeitswerten eindeutig korreliert werden, da die durchgeführten Untersuchungen lediglich die Art des Bruchverhaltens und nicht die prozentualen Anteile jeder Bruchart an der Gesamtbruchfläche berücksichtigen. Solche Betrachtungen wären im Rahmen weiterer Untersuchungen notwendig.

10 Empfehlungen

Aus den in dieser Dissertation erzielten Erkenntnissen können folgende Empfehlungen zur Optimierung der Produktionsprozesse und zur Verbesserung der Schweißseignung von partiell gehärteten Bauteilen formuliert werden:

- Für den Werkstoff 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung ist keine Beurteilung der Schweißseignung anhand der Messung statischer elektrischer Widerstände oder der Bauteilfarbe möglich.
- Es besteht ein Zusammenhang zwischen der Schichtentwicklung im Ofenprozess und der Schweißseignung der Bleche. Mit steigenden Ofentemperaturen und Ofenhaltezeiten bilden sich intermetallische Phasen aus, die einen wesentlich höheren spezifischen elektrischen Widerstand im Vergleich zur metallischen Al-Si-Beschichtung und dem Stahlsubstrat haben. Die Anwesenheit dieser hochohmigen Phasen in der Schicht beeinflusst die Wärmeentwicklung im Schweißprozess und lässt sich mit der Größe des Schweißbereiches und somit auch mit der Schweißseignung des Werkstoffes korrelieren. Absolute Messungen der Schichtdicke sowie die Dicke einzelner Schichtbereiche zeigen keine Korrelation zu der Schweißseignung. Der prozentuale Anteil hochohmiger Phasen an der Gesamtschichtdicke, der eine Relation zwischen den hochohmigen und niederohmigen Phasen in der Schicht beschreibt, kann zur Abschätzung der Schweißseignung des Werkstoffes verwendet werden. Auf Basis dieses Kriteriums (Σ_{BCE}) kann eine Abschätzung der Schweißseignung alternativ zu den Widerstandsmessungen erfolgen.
- Die Dicke der Al-Si-Beschichtung im Lieferzustand beeinflusst die Diffusionsvorgänge in der Schicht, wodurch die Phasenentwicklung im Presshärteprozess beeinflusst wird. Somit hat die Schichtdicke im Ausgangszustand einen starken Einfluss auf die Schweißseignung gehärteter Bleche. Der Werkstoff 22MnB5+AS150 weist bei gleicher Wärmebehandlung eine bessere Schweißseignung auf als der Werkstoff 22MnB5+AS80.
- Aus Sicht der Erzeugung schweißgeeigneter pressgehärteter Bauteile wird empfohlen, die Bauteile mit einer dicken Al-Si-Schicht einzusetzen und deren Wärmebehandlung bei möglichst niedrigen Ofentemperaturen und mit möglichst kurzen Ofenhaltezeiten durchzuführen. Dabei ist jedoch zu berücksichtigen, dass die Anwesenheit metallischer Al-Si-Schichtbestandteile vermieden wird und die Anforderungen an die Bauteilfestigkeit erreicht werden.
- Eine Verlängerung der Schweißzeit über 380 ms führt, bedingt durch die Entkohlung der Bereiche an der Schmelzlinie, zur Entstehung einer Erweichungszone (SL-EWZ). Im Fall von Kopfbelastung verursacht diese Zone einen signifikanten Abfall der Energieaufnahme der Widerstandspunktschweißverbindungen. Bei jenen Schweißverbindungen, bei denen Kopfbelastung im Betrieb zu erwarten ist, soll die Erweichung an der Schmelzlinie berücksichtigt und nach Möglichkeit durch Anpassung der Schweißparameter (Verkürzung der Schweißzeit oder Schweißen mit mehreren kurzen Impulsen) vermieden werden.

11 Literaturverzeichnis

- [1] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2935-3. Widerstandspunktschweißen von Feiblechen aus niedrig legierten Stählen, Presshärtende Stähle (2019).
- [2] Merklein, M.; Johannes, M.; Lechner, M.; Kuppert, A.: A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. In: Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 2, S. 151–64.
- [3] Horn, A.; Merklein, M.: Fertigung funktionsoptimierter Bauteile beim Presshärten. In: Merklein, M.; Hell, H.; Horn, A. (Hrsg.): 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Erlangen 2018.
- [4] Lehmann, H.; Etzold, U.: Wärmebehandlungsanlage zum Thermischen Printen für das partielle Vergüten beim Presshärten. In: Merklein, M.; Hell, H.; Horn, A. (Hrsg.): 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Erlangen 2018.
- [5] Oppermann, A.; Seemann, P.: Experiences with Press Hardening Furnaces and Tailored Tempering Systems. In: Merklein, M.; Hell, H.; Horn, A. (Hrsg.): 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Erlangen 2018.
- [6] Drillet, P.; Spehner, D.; Kefferstein, R.: Coated Steel Strips, Methods of Making the Same, Methods of Using the Same, Stamping Blanks Prepared From the Same, Stamped Products Prepared From the Same, and Articles of Manufacture Which Contain Such a Stamped Product - European Patent Office - EP 2086755 B1. Abrufdatum 23.11.2018.
- [7] Kolaříková, M.; Kolařík, L.; Pilvousek, T.; Petr, J.: Mechanical Properties of Al-Si Galvanic Coating and its Influence on Resistance Weldability of 22MnB5 Steel. In: Defect and Diffusion Forum 368 (2016), S. 82–85.
- [8] Kuhlmann, M.; Mitzschke, Niels, Wohner, Maximilian; Jüttner, S.: Einfluss von Prozessbedingungen beim Formhärten auf die Verbindungseigenschaften gefügter Bauteile. In: Merklein, M.; Warmblechumformung, E. W. (Hrsg.): 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung : Erlangen, den 23. November 2017. Bamberg 2017.
- [9] Laurenz, R.; Ohse, P.: Einfluss der Ofenverweilzeit von metallisch überzogenem Warmumformstahl auf die Eignung zum Widerstandspunkt-, Buckel- und Lichtbogenbolzenschweißen. In: Schweißen und Schneiden 64 (2012) 10, S. 654–61.
- [10] Baryliszyn, P.: Widerstandspunktschweißen für große Bauteiltoleranzen. TU Dresden, Diss. Dresden 2015.
- [11] Biro, E.; Vignier, S.; Kaczynski, C.; Mcdermid, J. R.; Lucas, E.; Embury, J. D.; Zhou, Y. N.: Predicting Transient Softening in the Sub-Critical Heat-Affected Zone of Dual-Phase and Martensitic Steel Welds. In: ISIJ International 53 (2013) 1, S. 110–18.
- [12] Eller, T. K.: Modeling of tailor hardened boron steel for crash simulation. Twente Univ., Diss. Enschede 2016.

- [13] Schuster, L.; Sommer, S.: Characterization and modelling of soft zones around spot welds in high strength steels: Proceedings of the 5th international conference on steels in cars and trucks Steels in Cars and Trucks 2017.
- [14] Sierlinger, R.; Szinyur, S.; Ritsche, S.: Optimierung der Gebrauchseigenschaften von punktgeschweißten Verbindungen an Multiphasenstählen. In: DVS Media GmbH (Hrsg.): Treffpunkt Widerstandsschweißen. Vorträge der gleichnamigen Sondertagung in Duisburg am 26. und 27. Mai 2004. Duisburg 2004.
- [15] Sommer, S.; Schuster, L.; Meschut, G.; Weber, U.; Weihe, S.: Charakterisierung und Modellierung der Beeinflussung des Bauteilverhaltens durch Erweichungszonen an Schweißpunkten höchst- und ultrahochfester Stähle unter Crashbelastung. Abschlussbericht zum FOSTA P 1018 2017.
- [16] Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Schweißtechnische Verarbeitung höchstfester Stähle. Widerstandspunktschweißen unter Berücksichtigung fertigungs-bedingter Spalte: 34. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik. Vorträge der gleichnamigen Veranstaltung in Lichtenwalde vom 26. bis 28. September 2013. Düsseldorf 2014.
- [17] Li, Y. B.; Li, D. L.; David, S. A.; Lim, Y. C.; Feng, Z.: Microstructures of magnetically assisted dual-phase steel resistance spot welds. In: Science and Technology of Welding and Joining 21 (2016) 7, S. 555–63.
- [18] Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Transient softening at the fusion boundary in resistance spot welded ultra-high strength steel 22MnB5 and its impact on fracture processes. In: Welding in the World 63 (2019) 1, S. 151–59.
- [19] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. In: Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 15, S. 2103–18.
- [20] Drillet, P.; Grigorieva, R.; Leuillier, G.; Vietoris, T.: Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings. In: La Metallurgia Italiana (2012) 1.
- [21] Min, J.; Lin, J.; Min, Y. a.; Li, F.: On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels. In: Materials Science and Engineering: A 550 (2012), S. 375–87.
- [22] Grange, R. A.; Hribal, C. R.; Porter, L. F.: Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels. In: Metallurgical Transactions A 8 (1977) 11, S. 1775–85.
- [23] Banik, J.; Gerber, T.; Horstmann, J.: Hot forming state-of-the-art and trends. Automotive Circle International. Gothenburg 2011.
- [24] Köyer, M.; Horstmann, J.; Sikora, S.: Oberflächenveredelungen für die Warmumformung - Serienprodukte und Neuentwicklungen. In: Merklein, M. (Hrsg.): 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung.
- [25] Goedicke, S.; Sepeur, S.; Breyer, C.: Development of an anti scaling coating with active corrosion protection for hot sheet metal forming. In: Oldenburg, M. (Hrsg.): Hot sheet metal forming of high-performance steel - CHS2. 2011.
- [26] Braun, M.; Fritzsche, C.: Joining of hot-formed steel. In: Oldenburg, M. (Hrsg.): Hot sheet metal forming of high-performance steel - CHS2. 2011.
- [27] Jaffe, L. D.; Gordon, E.: Temperability of Steels. In: Transactions, American Society for Metals 49 (1957), S. 359.

- [28] Billur, E.: Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels. From a technological and business perspective. Cham 2019.
- [29] Heydt, J. v. d.; Both, C.; Keßler, M.: Trends in der Fügetechnik zur Herstellung von Hotform Blanks. In: Merklein, M.; Warmblechumformung, E. W. (Hrsg.): 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung : Erlangen, den 23. November 2017. Bamberg 2017.
- [30] Feuser, P. S.: Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge, Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung, Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2012. Bamberg 2012.
- [31] Banik, J.: Warmumformung im Automobilbau. Verfahren, Werkstoffe, Oberflächen. Landsberg/Lech 2012.
- [32] Effenberg, G.; Landolt, H.; Börnstein, R.; Martienssen, W.; Madelung, O.: Numerical data and functional relationships in science and technology. New series. Berlin 2005.
- [33] Takeda, S.; Mutuzaki, K.: The Equilibrium Diagram of Fe-Al-Si System. In: Tetsu-to-Hagane 26 (1940) 5, S. 335–61.
- [34] Gupta, S. P.: Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part I. In: Materials Characterization 49 (2002) 4, S. 269–91.
- [35] Stefányai, V.; Griger, Á.; Turmezey, T.: Intermetallic phases in the aluminium-side corner of the AlFeSi-alloy system. In: Journal of Materials Science 22 (1987) 2, S. 539–46.
- [36] Maitra, T.; Gupta, S. P.: Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part II. In: Materials Characterization 49 (2002) 4, S. 293–311.
- [37] Grigorieva, R.; Drillet, P.; Maigne, J. M.; Redjaïmia, A.: Phase Transformations in the Al-Si Coating during the Austenitization Step. In: Solid State Phenomena 172-174 (2011), S. 784–90.
- [38] Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. In: Surface and Coatings Technology 226 (2013), S. 130–39.
- [39] Jenner, F.; Walter, M. E.; Mohan Iyengar, R.; Hughes, R.: Evolution of Phases, Microstructure, and Surface Roughness during Heat Treatment of Aluminized Low Carbon Steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A 41 (2010) 6, S. 1554–63.
- [40] Kaars, J.: Zur Thermomechanik des Widerstandspunktschweißens von Vergütungsstahl am Blechstoß mit Spalt. TU Chemnitz, Diss. Chemnitz 2017.
- [41] Yakubtsov, I.; Sohmshtetty, R.: Evolution of Al-Si Coating Microstructure during Heat-Treatment of Usibor ® 1500. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 418 (2018), S. 12015.
- [42] Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content. In: Surface and Coatings Technology 246 (2014), S. 17–25.
- [43] Lilly, A. C.; Deevi, S. C.; Gibbs, Z. P.: Electrical properties of iron aluminides. In: Materials Science and Engineering: A 258 (1998) 1-2, S. 42–49.

- [44] Pazourek, A.; Pfeiler, W.; Šíma, V.: Dependence of electrical resistivity of Fe–Al alloys on composition. In: *Intermetallics* 18 (2010) 7, S. 1303–05.
- [45] Brandes, E. A.; Brook, G. B.; Smithells, C. J.: *Smithells metals reference book*, 7th ed / edited by E.A. Brandes and G.B. Brook. Oxford, Boston 1998.
- [46] Wink, H.-J.; Krätschmer M.: Charakterisierung und Modellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen in pressgehärteten Stählen. Teil II - Simulation des Schweißens. In: 11. LS-DYNA Forum. Ulm 2012.
- [47] Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Wohner, M.; Wernlein, P.; Mitzschke, N.; Jüttner, S.: Influence of surface layers on resistance spot joinability of partially hardened steel 22MnB5 with aluminum-silicon and zinc coatings. In: *Welding in the World* 64 (2020) 5, S. 755–71.
- [48] Saha, D. C.; Ji, C. W.; Park, Y. D.: Coating behaviour and nugget formation during resistance welding of hot forming steels. In: *Science and Technology of Welding & Joining* 20 (2015) 8, S. 708–20.
- [49] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien*, 3., bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg 2006.
- [50] Kimchi, M.; Phillips, D. H.: Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry. In: *Synthesis Lectures on Mechanical Engineering* 1 (2017) 2.
- [51] Ighodaro, O. L.-R.; Biro, E.; Zhou, Y. N.: Study and Applications of Dynamic Resistance Profiles During Resistance Spot Welding of Coated Hot-Stamping Steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 48 (2017) 2, S. 745–58.
- [52] Dickinson, D. W.; Franklin, J. E.; Stanya, A.: Characterization of spot welding behavior by dynamic electrical parameter monitoring. In: *Welding Journal* 59 (1980) 6, S. 170.
- [53] Horie, T.; Niho, T.; Hayashi, N.; Ishihara, D.: Cycles of triply coupled mechanical contact, current, and thermal conduction phenomena during resistance spot welding. In: *Welding in the World* 6 (2019) 3, S. 126.
- [54] Holm, R.: *Die technische Physik der elektrischen Kontakte*. Berlin, Heidelberg, s.l. 1941.
- [55] Rudolf, H.: *Widerstandspunktschweißen von Blech-Hohlprofil-Verbindungen an verzinkten Stahlblechen*. TU Dresden, Diss. Dresden 2007.
- [56] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2902-1. *Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke, Übersicht* (2001).
- [57] Kim, E. W.; Eagar, T. W.: Parametric Analysis of Resistance Spot Welding Lobe Curve. SAE technical paper 880278, SAE International, Warrendale, PA, USA, 1988.
- [58] Ma, N.; Murakawa, H.: Numerical and experimental study on nugget formation in resistance spot welding for three pieces of high strength steel sheets. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 14, S. 2045–52.
- [59] Geslain, E.; Rogeon, P.; Pierre, T.; Pouvreau, C.; Cretteur, L.: Coating effects on contact conditions in resistance spot weldability. In: *Journal of Materials Processing Technology* 253 (2018), S. 160–67.
- [60] Jong, Y.-S.; Lee, Y.-K.; Kim, D.-C.; Kang, M.-J.; Hwang, I.-S.; Lee, W.-B.: Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel Containing Boron. In: *Materials Transactions* 52 (2011) 6, S. 1330–33.

- [61] Lu, Y.; Peer, A.; Abke, T.; Kimchi, M.; Zhang, W.: Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding. In: *Materials & Design* 155 (2018), S. 170–84.
- [62] Liang, X.; Yuan, X.; Wang, H.; Li, X.; Li, C.; Pan, X.: Microstructure, mechanical properties and failure mechanisms of resistance spot welding joints between ultra high strength steel 22MnB5 and galvanized steel HSLA350. In: *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 17 (2016) 12, S. 1659–64.
- [63] Tamizi, M.; Pouranvari, M.; Movahedi, M.: Welding metallurgy of martensitic advanced high strength steels during resistance spot welding. In: *Science and Technology of Welding and Joining* (2016), S. 1–9.
- [64] Qiao, Z.; Li, H.; Li, L.; Ran, X.; Feng, L.: Microstructure and Properties of Spot Welded Joints of Hot-Stamped Ultra-High Strength Steel Used for Automotive Body Structures. In: *Metals* 9 (2019) 3, S. 285.
- [65] Sherepenko, O.; Holtschke, S. N.; Jüttner, S.: Microstructural Imperfections in the HAZ of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel 22MnB5 and Their Impact on Joint Fracture: Proceedings of the 5th international conference on steels in cars and trucks *Steels in Cars and Trucks* 2017.
- [66] Zhao, Y.; Zhang, Y.; Lai, X.: Analysis of Fracture Modes of Resistance Spot Welded Hot-Stamped Boron Steel. In: *Metals* 8 (2018) 10, S. 764.
- [67] Schulze, G.: *Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*. Berlin, Heidelberg 2004.
- [68] Deutsches Institut für Normung e.V.: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl - Teil 2: Widerstandspunktschweißen (2011) 1220-2. Berlin.
- [69] Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Luo, Y.; Wernlein, P.; Jüttner, S.: Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes auf die Punktschweißignung partiell gehärteter Bauteile mit Al-Si Beschichtungen. In: DVS Media GmbH (Hrsg.): 24. DVS-Sondertagung Widerstandsschweißen. Treffpunkt Widerstandsschweißen 2019.
- [70] Sherepenko, O.; Luo, Y.; Schreiber, V.; Mitzschke, N.; Wohner, M.; Jüttner, S.: Influence of Press-Hardening Process on Resistance Spot Weldability of 22MnB5 with Aluminum-Silicon Coating in a Three-Sheet Stack-Up for Automotive Applications. In: Luleå University of Technology (Hrsg.): Proceedings 7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel CHS2-2019.
- [71] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-1. Messung des Übergangswiderstands, Grundlagen, Messmethoden und -einrichtungen (2014).
- [72] Meyer, R.: Erhöhung der Prozesssicherheit durch Beherrschung der Bauteilabweichung beim Fügen im Karosseriebau. TU Dresden Diss. Dresden 2012.
- [73] Cho, Y. J.; Chang, I. S.; Lee, H. B.: Advanced Resistance Spot Welding Technologies. New Machine, Adaptive Control and FEM Simulation. In: *Materials Science Forum* 580-582 (2008), S. 367–70.
- [74] Keitel, S.; Wesling, V.: Untersuchungen zum Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus neuentwickelten höher- und höchstfesten Stahlwerkstoffen: Abschlussbericht zum AiF 12.618 N.

- [75] Proceedings of the 5th international conference on steels in cars and trucks Steels in Cars and Trucks 2017.
- [76] Park, Y. D.; Murugan, S. P.: Optimized resistance spot welding conditions for complex combinations. In: American Welding Society (Hrsg.): Sheet Metal Welding Conference XVIII 2018 2018.
- [77] Chabok, A.; van der Aa, E.; Basu, I.; Hosson, J. de; Pei, Y.: Effect of pulse scheme on the microstructural evolution, residual stress state and mechanical performance of resistance spot welded DP1000-GI steel. In: Science and Technology of Welding and Joining 23 (2018) 8, S. 649–58.
- [78] Rosner, M.: Kleben von verzinktem presshärtenden Stahl. In: DVS Media GmbH (Hrsg.): DVS Congress 2015. Grosse Schweißstechnische Tagung : DVS-Studentenkongress : Fügen von faserverstärkten Kunststoffen, anwendungsnahe Schweißsimulation, Schulung und Prüfung im DVS : IBESS - Forschungscluster "Bruchmechanik" : Vorträge der gleichnamigen Tagung im Rahmen von DVS Congress und DVS Expo in Nürnberg vom 15. bis 17. September 2015. Düsseldorf 2015.
- [79] N.N.: Untersuchung innovativer Geräte zur Qualitätssicherung beim Widerstandspunktschweißen. Abschlußbericht zum AiF-Nr. 13.568N (2006).
- [80] Veit, J.: Untersuchungen zum artgleichen Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen für den Automobilbau, TU Clausthal, Diss., 2013. Clausthal-Zellerfeld 2014.
- [81] Barthelmie, J.: Untersuchung zur Flüssigmetallversprödung beim Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen Stählen. TU Clausthal, Diss. 2017.
- [82] Amirthalingam, M.; Van Der Aa, E. M.; Kwakernaak, C.; M. Hermans, M. J.; Richardson, I. M.: Elemental segregation during resistance spot welding of boron containing advanced high strength steels. In: Welding in the World (2015).
- [83] Bouzekri, M.; Dancette, S.; Dupuy, T.; Lens, A.; Nait Oultit, B.; Massardier, V.; FabrÈgue, D.; Klocker, H.: An Investigation of Failure Types in High-Strength Steel Resistance Spot Welds. In: Welding in the World 54 (2010) 3-4, S. 3–14.
- [84] Huin, T.; Dancette, S.; FabrÈgue, D.; Dupuy, T.: Investigation of the Failure of Advanced High Strength Steels Heterogeneous Spot Welds. In: Metals 6 (2016) 5, S. 111.
- [85] Specification for automotive weld quality - resistance spot welding of steel D8.1M: 2007. Miami, FL.
- [86] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2916-1. Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke, Grundlagen, Vorbereitung und Durchführung (2014).
- [87] Russo Spina, P.; Maddis, M. de; D'Antonio, G.; Lombardi, F.: Weldability and Monitoring of Resistance Spot Welding of Q&P and TRIP Steels. In: Metals 6 (2016) 11, S. 270.
- [88] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: 2916-4. Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen, Metallografische Prüfung (2006). Düsseldorf.
- [89] Rezayat, H.; Ghassemi-Armaki, H.; Babu, S. S.: Effects of Heat Affected Zone Softening Extent on the strength of Advanced High Strength Steels Resistance Spot Weld. (Preprint) (2018).

- [90] Peer, A.; Lu, Y.; Abke, T.; Zhang, W.; Kimchi, M.: Investigation of the Subcritical Heat-affected Zone in Ultra-high Strength Steel Resistance Spot Welds 2016.
- [91] Peer, A.; Lu, Y.; Zhang, W.; Ji, C.; Park, Y.; Abke, T.; Malcolm, S.: Welding Solutions for Advanced High-Strength Steels 2017.
- [92] Rezayat, H.; Ghassemi-Armaki, H.; Bhat, S. P.; Sriram, S.; Babu, S. S.: Constitutive properties and plastic instabilities in the heat-affected zones of advanced high-strength steel spot welds. In: Journal of Materials Science 54 (2019) 7, S. 5825–43.
- [93] Eftekharimilani, P.; Van Der Aa, E. M.; Hermans, M.J.M.; Richardson, I. M.: Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel. In: Science and Technology of Welding and Joining 22 (2017) 7, S. 545–54.
- [94] Khan, M.I.; Kuntz, M.L.; Zhou, Y.: Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels. In: Science and Technology of Welding and Joining 13 (2008) 3, S. 294–304.
- [95] Uijl, N.; Moolevliet, T.; Mennes, A.; Ellen, A. A.; Smith, S.; Veldt, T.; Okada, T.; Nishibata, H.; Uchihara, M.; Fukui, K.: Performance of Resistance Spot-Welded Joints in Advanced High-Strength Steel in Static and Dynamic Tensile Tests. In: Welding in the World 56 (2012) 7-8, S. 51–63.
- [96] DIN EN ISO 6892-1:2017-02, Metallische Werkstoffe- Zugversuch- Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2016); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2016. Berlin.
- [97] Kuhlmann, M.; Jüttner, S.: Entwicklung einer neuen Technologie und neuartiger Werkzeug zur Herstellung von Prototypenbauteilen aus höchstfesten Stähle durch Formhärten ("ProForm"). KF 3173603RU4 2017.
- [98] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-3. Messung des Übergangswiderstands, Anwendung bei Stählen (2010).
- [99] Sherepenko, O.; Jüttner, S.; Betke, U.; Mathiszik, C.; Zschetzsche, J.; Füssel, U.: Partikelverstärkte Kupferlegierungen - physikalischen Eigenschaften und Einsatzpotential als Elektrodenkappenwerkstoffe zum Widerstandsschweißen. In: DVS Media GmbH (Hrsg.): Widerstandsschweißen Sondertagung in Duisburg. Düsseldorf 2016.
- [100] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2960. Unregelmäßigkeiten bei Widerstandspunktschweißverbindungen an Stahlwerkstoffen (2015).
- [101] Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Widerstandspunktschweißen von hochfesten Stählen mit Spalt: Simulation und experimentelle Herangehensweise: 38. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik. Vorträge der gleichnamigen Veranstaltung in Rabenau vom 6. bis 8. Oktober 2017. Düsseldorf 2019.
- [102] Sherepenko, O.; Kazemi, O.; Rosemann, P.; Wilke, M.; Halle, T.; Jüttner, S.: Transient Softening at the Fusion Boundary of Resistance Spot Welds: A Phase Field Simulation and Experimental Investigations for Al–Si-coated 22MnB5. In: Metals 10 (2020) 1, S. 10.
- [103] Kazemi, O.; Hasemann, G.; Krüger, M.; Halle, T.: Phase field simulation of a directional solidification of a ternary eutectic Mo-Si-B Alloy. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 118 (2016), S. 12028.

- [104] Kundin, J.; Mushongera, L.; Emmerich, H.: Phase-field modeling of microstructure formation during rapid solidification in Inconel 718 superalloy. In: *Acta Materialia* 95 (2015), S. 343–56.
- [105] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen. Zerstörende Prüfung, quasistatisch, DVS 2916-1 (2016) 2916-1. Düsseldorf.
- [106] Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Luo, Y.; Wohner, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes beim Widerstandspunktschweißen partiell formgehärteter Bauteile. Schlussbericht AiF 18.939B 2019.
- [107] Fan, D. W.; Cooman, B. C. de: State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. In: *steel research international* 83 (2012) 5, S. 412–33.

Anhang

Anhang A

Tabelle A1: Übersicht der Phasen im Fe-Al-Si Legierungssystem nach [34] aus [35]

U1	1120 °C L+ε ↔ α(Fe)+ξ	L+α+ξ		ε + α + ξ
U2	1115 °C L+ξ ↔ α+η	L+α+η		ξ+α+η
P1	1050 °C L+α+ρ ↔ τ ₁	L+α+τ ₁	L+ρ+τ ₁	α+ρ+τ ₁
U3	1030 °C L+α ↔ η+τ ₁	L+η+τ ₁		α+η+τ ₁
U4	1020 °C L+η ↔ θ+τ ₁	L+θ+τ ₁		η+θ+τ ₁
U5	1000 °C L+ρ ↔ ω+τ ₁	L+ω+τ ₁		ρ+ω+τ ₁
P2	940 °C L+θ+τ ₁ ↔ τ ₂	L+θ+τ ₂	L+τ ₁ +τ ₂	θ+τ ₁ +τ ₂
P3	935 °C L+τ ₁ +τ ₂ ↔ τ ₃	L+τ ₁ +τ ₃	L+τ ₂ +τ ₃	τ ₁ +τ ₂ +τ ₃
U6	885 °C L+τ ₁ ↔ ω+τ ₃	L+ω+τ ₃		τ ₁ +ω+τ ₃
U7	880 °C L+ω ↔ τ ₃ + (Si)	L+τ ₃ + (Si)		ω+τ ₃ + (Si)
P4	865 °C L+τ ₃ + (Si) ↔ τ ₄	L+τ ₃ +τ ₄	L+ (Si)+τ ₄	τ ₃ + (Si)+τ ₄
P5	855 °C L+θ+τ ₂ ↔ τ ₅	L+ θ+τ ₅	L+τ ₂ +τ ₅	θ+τ ₂ +τ ₅
U8	835 °C L+τ ₃ ↔ τ ₂ +τ ₄	L+τ ₂ +τ ₄		τ ₂ +τ ₃ +τ ₄
U9	790 °C L+τ ₂ ↔ τ ₄ +τ ₅	L+τ ₄ +τ ₅		τ ₂ +τ ₄ +τ ₅
P6	700 °C L+τ ₄ ↔ τ ₅ +τ ₆	L+τ ₄ +τ ₆	L+τ ₅ +τ ₆	τ ₄ +τ ₅ +τ ₆
U10	620 °C L+θ ↔ (Al)+τ ₅	L+(Al)+τ ₅		θ +(Al)+τ ₅
U11	615 °C L+τ ₅ ↔ (Al)+τ ₆	L+(Al)+τ ₆		τ ₅ +(Al)+τ ₆
U12	600 °C L+τ ₄ ↔ (Si)+τ ₆	L+τ ₆ + (Si)		τ ₄ +τ ₆ + (Si)
E1	573 °C L ↔ (Al)+τ ₆ + (Si)			τ ₆ + (Al)+ (Si)

θ – FeAl₃; η - Fe₂Al₅; ξ – FeAl₂; ε – Fe₂Al₃; α-FeAl oder αδ-(Fe); ρ FeSi; ω – FeSi₂

Anhang B

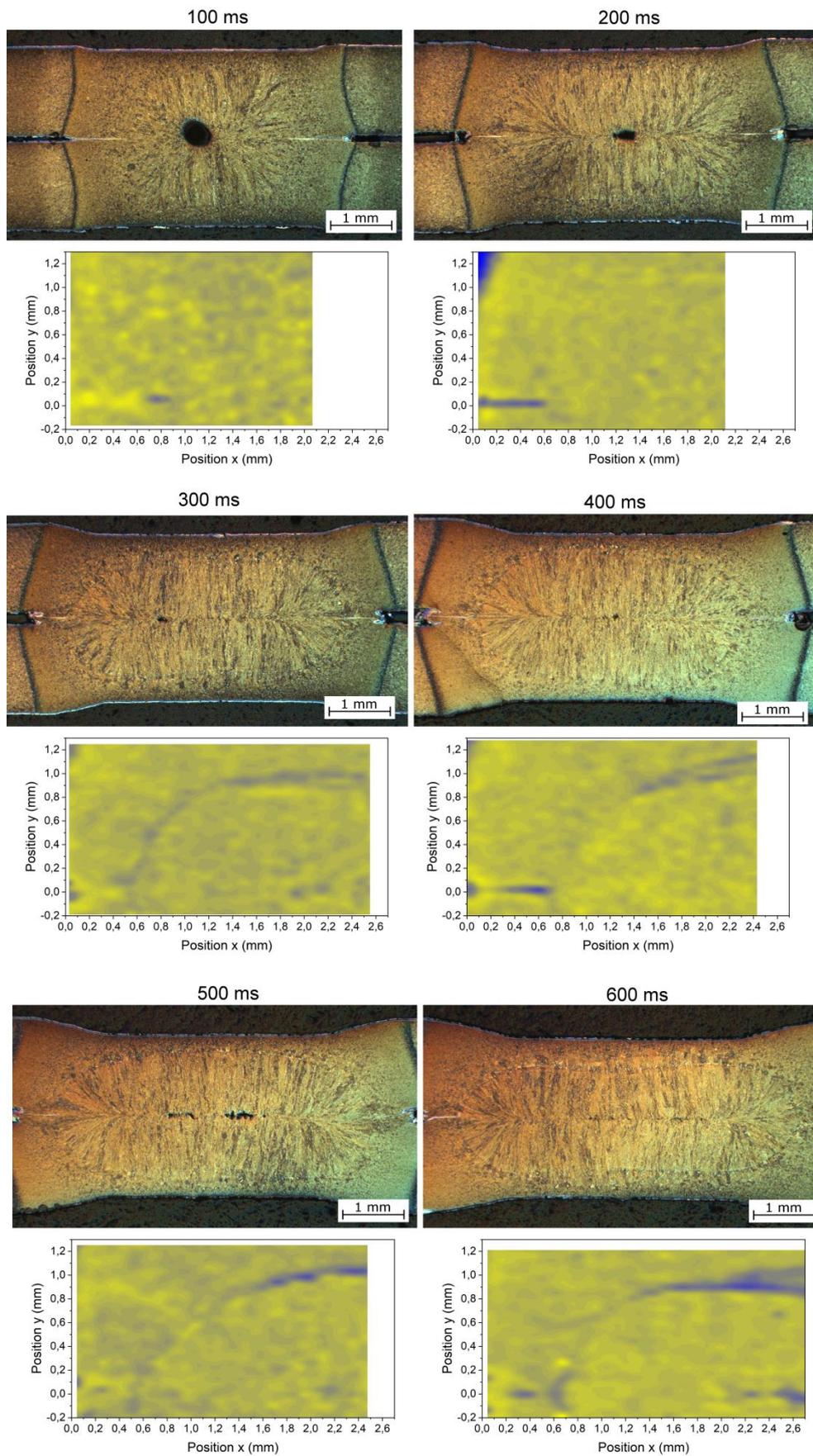


Abbildung B1: Härtemappings an Stufenversuchen der Probe MT7

Anhang C

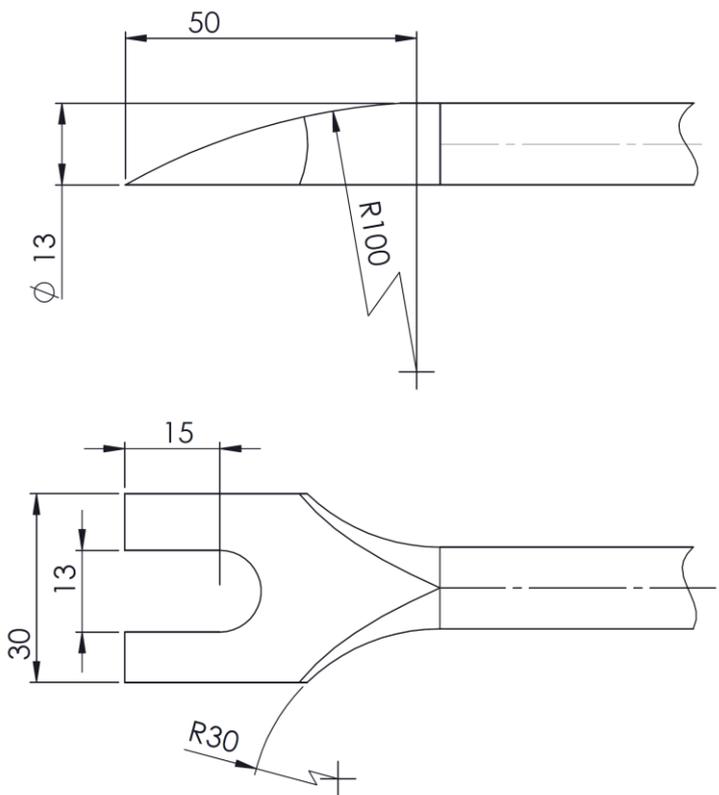


Abbildung C1: Geometrie des Meißels für die Meißelprüfung

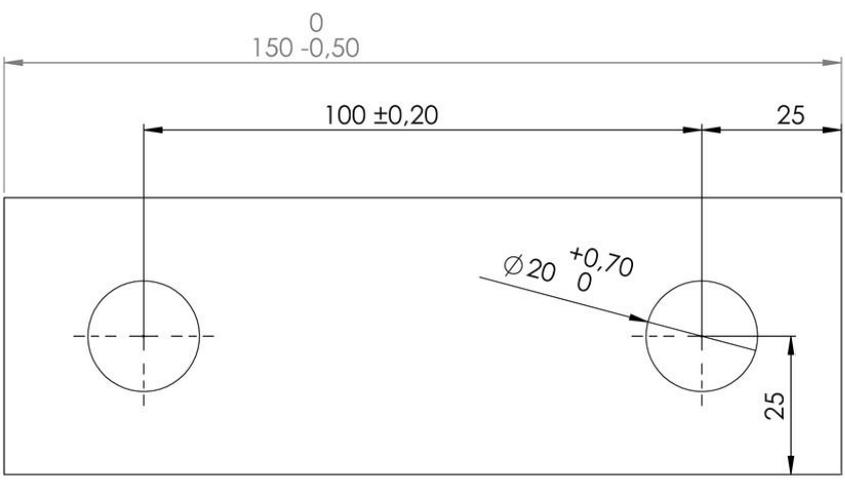


Abbildung C2: Geometrie der Probe für den Kopfzugversuch

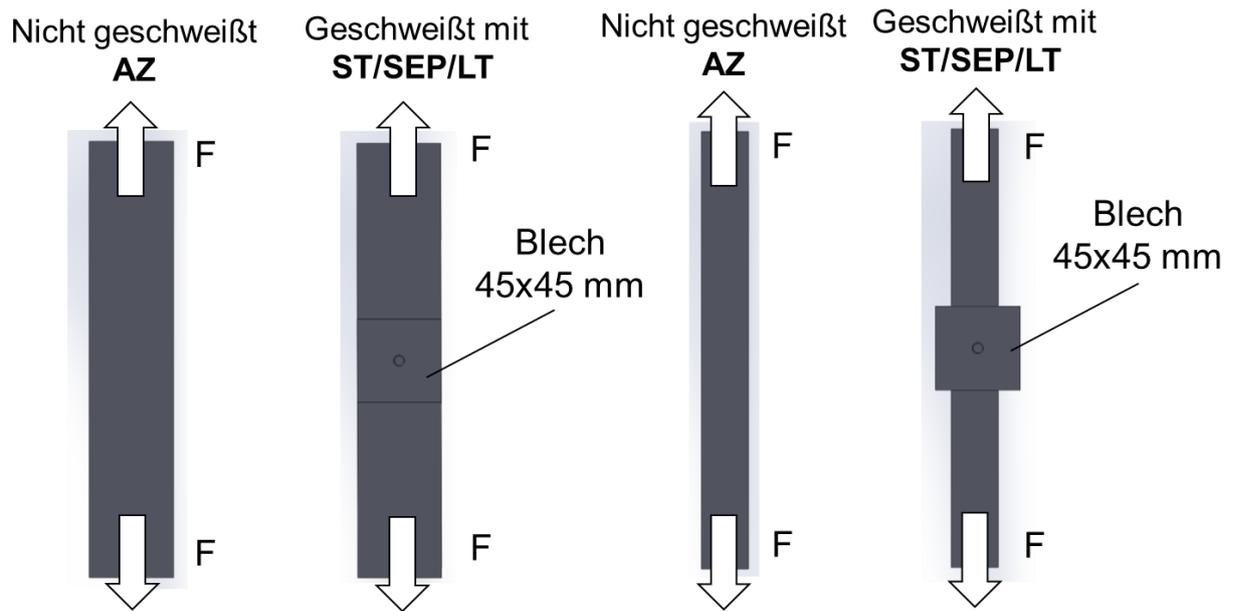


Abbildung C3: Übersicht der Probengeometrien und Probenvarianten für den Zugversuch mit einseitiger Belastung

Anhang D

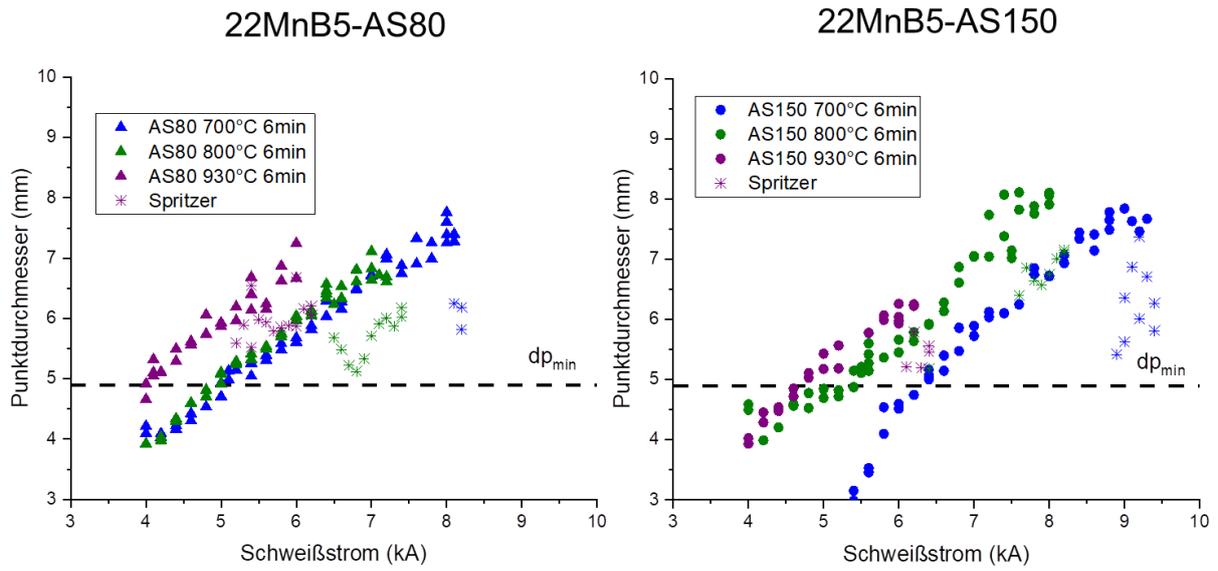


Abbildung D1: Wachstumskurven für ausgewählte Schweißbereiche

Anhang E

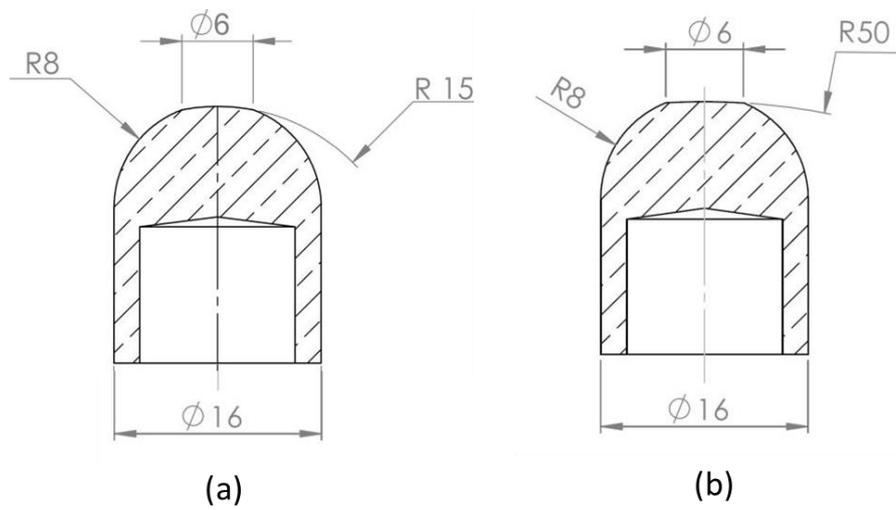
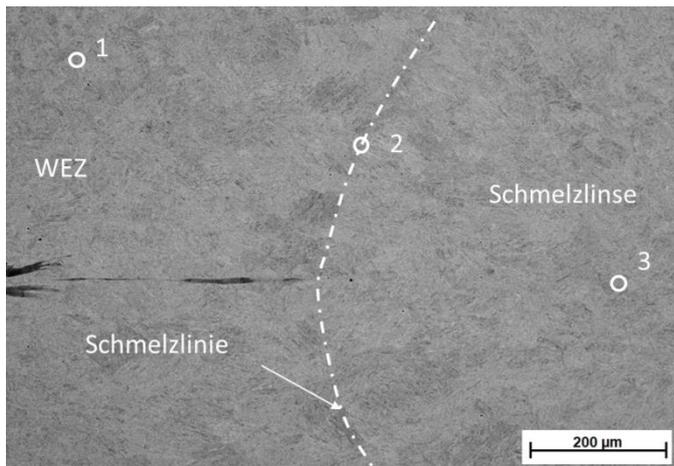


Abbildung E1: Prinzipielle Skizzen der Elektrodenkappen (a) – Radius der Abreitsfläche 15 mm (R15); (b) – Radius der Arbeitsfläche 50 mm (R50)

Anhang F



Chemische Zusammensetzung (wt.%)				
Position	Al	Si	Mn	Fe
1	0,0	0,2	1,3	98,4
2	0,0	0,2	1,2	98,5
3	0,0	0,2	1,3	98,5

Abbildung F1: Ergebnisse der EDX-Messungen im Querschliff einer Widerstandspunktschweißverbindung MT7: 1 – in der WEZ, 2 – an der Schmelzlinie; 3 – in der Schmelzlinse

Anhang G

Liste der Veröffentlichungen, die im Rahmen der Arbeit entstanden sind (Stand 31.01.2020):

Veröffentlichte Zeitschriftenartikel:

- Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Transient softening at the fusion boundary in resistance spot welded ultra-high strength steel 22MnB5 and its impact on fracture processes. In: *Welding in the World* 63 (2019) 1, S. 151–59. DOI: 10.1007/s40194-018-0633-3
- Sherepenko, O.; Kazemi, O.; Rosemann, P.; Wilke, M.; Halle, T.; Jüttner, S.: Transient Softening at the Fusion Boundary of Resistance Spot Welds: A Phase Field Simulation and Experimental Investigations for Al–Si-coated 22MnB5: *Metals*, 10 (2020), 1; DOI:10.3390/met10010010
- Zvorykina, A.; Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Novel projection welding technology for joining of steel-aluminum hybrid components—part 1: technology and its potential for industrial use. In: *Welding in the World* 60 (2019) 3, S. 613 DOI:10.1007/s40194-019-00833-x

Eingereichte Zeitschriftenartikel:

- Schreiber, V.; Sherepenko, O.; Schischin, I. ; Luo, Y.; Wohner, M; Jüttner, S.: Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes beim Widerstandspunktschweißen partiell formgehärteter Bauteile
Zeitschrift: *Schweißen und Schneiden*; Eingereicht am 16.09.2019
- Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I. ; Wohner, M; Wernlein, P; Mitzschke, N; Jüttner, S.: Influence of surface layers on resistance spot joinability of partially hardened steel 22MnB5 with aluminum-silicon and zinc coatings
Zeitschrift: *Welding in the World*; Eingereicht am 30.05.2019; angenommen am 02.02.2020

Tagungsbände und Konferenzbeiträge:

- Sherepenko, O.; Luo, Y.; Schreiber, V.; Mitzschke, N.; Wohner, M.: Influence of Press-Hardening Process on Resistance Spot Weldability of 22MnB5 with Aluminum-Silicon Coating in a Three-Sheet Stack-Up for Automotive Applications. In: Luleå University of Technology (Hrsg.): *Proceedings 7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel CHS2 -2019 (USB)*.
- Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Luo, Y.; Wernlein, P.; Jüttner, S.: Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes auf die Punktschweißseignung partiell gehärteter Bauteile mit Al-Si Beschichtungen. In: DVS Media GmbH (Hrsg.): 24. DVS-Sondertagung Widerstandsschweißen. *Treffpunkt Widerstandsschweißen 2019*.
- Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Widerstandspunktschweißen von hochfesten Stählen mit Spalt: Simulation und experimentelle Herangehensweise. In *DVS Berichte*, Bd. 342, 38. Assistentenseminar Fügetechnik: *DVS Berichte*, Band: 342, DVS Media GmbH, Hg., Düsseldorf: DVS Media GmbH, 2018. S. 159-168
- Sherepenko, O.; Holtschke, S. N.; Jüttner, S.: Microstructural Imperfections in the HAZ of Resistance Spot Welded Ultra High Strength Steel 22MnB5 and Their Impact on Joint Fracture: *Proceedings of the 5th international conference on steels in cars and trucks, Steels in Cars and Trucks 2017 (USB)*

Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Schweißtechnische Verarbeitung höchstfester Stähle. Widerstandspunktschweißen unter Berücksichtigung fertigungsbedingter Spalte: 34. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2013. Düsseldorf 2014 S. 11-15

Wohner, M.; Schreiber, V.; Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Einfluss der Presshärteparameter und der Blechstärke auf die Punktschweißignung warmumgeformter Stähle In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband zum 14. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2019, ISBN 978-3-00-064100-8, 2019, S. 75-90

Schlussberichte der Forschungsprojekte:

Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Luo, Y.; Wohner, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes beim Widerstandspunktschweißen partiell formgehärteter Bauteile. Schlussbericht zu IGF-Vorhaben IGF-Nr. 18.939B (2019)

Anhang H

Die am 30.05.2019 eingereichte Veröffentlichung Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I. ; Wohner, M; Wernlein, P; Mitzschke, N; Jüttner, S.: Influence of surface layers on resistance spot joinability of partially hardened steel 22MnB5 with aluminum-silicon and zinc coatings wurde am 11.03.2020 als „Sherepenko, O., Schreiber, V., Schischin, I. *et al.* Influence of surface layers on resistance spot joinability of partially hardened steel 22MnB5 with aluminum-silicon and zinc coatings. *Weld World* 64, 755–771 (2020). <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00864-9>“ veröffentlicht. Diese Veröffentlichung wurde in der Bibliografie der Dissertation unter der Nummer 47 nachträglich hinzugefügt, um die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Abbildungen gemäß den Bedingungen des Verlages zu beschriften.