

Schlussbericht

zu IGF-Vorhaben Nr. AiF 18.939B

Thema

Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes auf die Widerstandspunktschweißbarkeit formgehärteter Bleche

Berichtszeitraum

01.12.2016 - 30.04.2019

Forschungsvereinigung

Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS

Forschungseinrichtung(en)

Otto-von- Guericke Universität Magdeburg,
Institut für Werkstoff- und Fügetechnik,
Lehrstuhl Fügetechnik

Magdeburg, 10.10.2019

Ort, Datum

Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

Name und Unterschrift aller Projektleiterinnen und Projektleiter der
Forschungseinrichtung(en)

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

Autoren:

Oleksii Sherepenko, Vincent Schreiber, Iwan Schischin, Maximilian Wohner, Sven Jüttner

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 18.939 B / DVS-Nr. 04.060) der Forschungsvereinigung, Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS, Aachener Str. 172, 40223 Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Unterstützung sei gedankt.

Die Autoren bedanken sich bei den mitwirkenden Studenten, die durch ihre Studien- und Abschlussarbeiten zum Gelingen des Vorhabens beigetragen haben:

Vincent Schreiber	Masterarbeit
Christian Hartwig	Masterarbeit
Yupeng Luo	Masterprojektarbeit
Iwan Schischin, Philipp Wernlein	Masterprojektarbeit
Hauke Wirries	Bachelorarbeit

Außerdem sei an dieser Stelle den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die materielle Unterstützung und die wertvollen fachlichen Hinweise gedankt.

Unser Dank gilt:

Dr. Alexander Harms (Projektpate) Chris Frohwein Markus Tuchtfeld Nima Eslami	Volkswagen AG
Benedikt Goeddecke Jens Böhmer Dr. Leonardo Batista	Mubea TRB GmbH, Attendorn
Ralf Bothfeld Nicolas Stocks	Harms & Wende GmbH & Co. KG
Bernd Rödder	NIMAK GmbH, Wissen
Dr. Tino Adam	Sondermaschinenbau Calvörde, Calvörde
Karl-Heinz Kumpf	Kumpf-Schweißtechnik, Lennestadt
Stefan Schünemann	IKAM GmbH, Magdeburg
Dr. Hans-Jürgen Rusch	Kapkon GmbH, Bad Salzuflen

Fritz Ebner	MEPROTEC GmbH , Marchtrenk
Dr. Wenqi Zhang	SWANTEC Software and Engineering ApS
Dr. Robert Sierlinger Thomas Manzenreiter	voestalpine Stahl GmbH
Jörg-Felix Maier	voestalpine Automotive Components Schwäbisch Gmünd GmbH & Co. KG
Laurent Cretteur Yohan Merdji	ArcelorMittal, Montataire Cedex
Bernd Giggel Benjamin Schlosser	Vorrichtungsbau Giggel GmbH
Dr. Olaf Schwedler	MKM Hettstedt GmbH
Christian Sinner	Bertrandt GmbH, Tappenbeck
Christian Dahmen Marc Horlacher	Kirchhoff Automotive GmbH, Attendorn
Peter Weber Harry Werner	GEDIA GmbH, Attendorn
Robert Laurenz	Thyssenkrupp Steel Europe, Dortmund
Stefan Schreiber	GSI SLV Duisburg
Dr. Christian Fritzsche	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Salzgitter
Lilia Schuster	Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	2
Inhaltsverzeichnis	4
Abbildungsverzeichnis	7
Tabellenverzeichnis	13
Abkürzungsverzeichnis	14
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	15
1.1 Wirtschaftliche Bedeutung der angestrebten Forschungsergebnisse für KMU	16
2 Stand der Forschung und Entwicklung	18
2.1 Press- bzw. Formhärten	18
2.2 Überzugskonzepte	19
2.3 Entwicklung der Oberflächenschichten im Ofenprozess	20
2.3.1 Aluminium-Silizium beschichteter 22MnB5	20
2.3.2 Zink beschichteter 22MnB5	21
2.3.3 Elektrische Eigenschaften der Oberflächenschichten	22
2.4 Widerstandspunktschweißen	23
2.5 Einfluss der Überzugskonzepte auf die RP-Schweißseignung	25
2.6 WEZ der Widerstandspunktschweißverbindungen an pressgehärteten Stahl	28
2.7 Mikrostrukturelle Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf das Bruchverhalten der Widerstandsschweißverbindungen	30
2.8 Verschleiß der Elektrodenkappen	31
3 Arbeitshypothese	33
4 Forschungsziele	33
5 Versuchswerkstoffe und Blechdickenkombinationen	34
5.1 Versuchswerkstoffe	34
5.2 Blechdickenkombinationen	35
6 Versuchsprogramm	36
6.1 Inhaltlicher und zeitlicher Projektplan	36
6.1.1 Zeitplan	36
6.1.2 Inhaltlicher Ablauf des Projektes: Arbeitspakete	36
7 Versuchsdurchführung	41
7.1 Presshärten	41
7.1.1 Reinigen der pressgehärteten Blechen	42
7.2 Ermittlung mechanischer Werkstoffeigenschaften	42

7.2.1	Zugversuch	43
7.2.2	Plättchenbiegeversuch	44
7.3	Metallographische Untersuchungen der Oberflächenschichten	44
7.3.1	Rasterelektronenmikroskopie und EDX	44
7.3.2	Lichtmikroskopische Untersuchungen	45
7.4	Widerstandsmessungen	46
7.4.1	Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes	46
7.4.2	Messung der Übergangswiderstände	46
7.5	Widerstandspunktschweißen	49
7.5.1	Bestimmung der Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2	50
7.5.2	Schweißparameter für die Zweiblechverbindungen	51
7.5.3	Schweißparameter für die Dreiblechverbindungen	52
7.5.4	Ermittlung des Verschleißes der Elektrodenkappen	53
7.6	Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Punktschweißverbindungen	54
7.6.1	Energieeinbringungskonzepte. Anpassung der Schweißparameter.	54
7.6.2	Härtemessungen	55
7.6.3	Zugproben mit Opferblech	56
7.6.4	Scher- und Kopfzugversuch	57
7.6.5	Dynamischer Scherzugversuch	57
7.6.6	Beobachtete Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen	59
8	Ergebnisse	62
8.1	Mechanische Werkstoffeigenschaften	62
8.2	Spezifische elektrische Widerstände	63
8.3	Schichtentwicklung	63
8.3.1	Aluminium-Silizium Beschichtungen	63
8.3.2	Zink Beschichtung	70
8.4	Übergangswiderstände	72
8.5	Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2	74
8.5.1	Zweiblechverbindungen	74
8.5.2	Dreiblechverbindungen	76
8.6	Korrelation zwischen den statisch gemessenen Widerständen und Schweißbereichen	

8.7	Korrelation zwischen Schweißbereich und Schichtentwicklung für Al-Si Beschichtungen	81
8.7.1	Zweiblechverbindungen	81
8.7.2	Dreiblechverbindungen	83
8.8	Dynamische Widerstände.....	86
8.8.1	Zweiblechverbindungen	86
8.8.2	Dreiblechverbindungen	87
8.8.1	Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung	89
8.1	Verschleiß der Elektrodenkappen.....	91
8.2	Untersuchung der mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften.....	92
8.2.1	Entwicklung der WEZ.....	92
8.2.1	Zugproben mit Opferblech.....	95
8.2.2	Kopfzugversuch	98
8.2.3	Scherzugversuch	100
8.2.4	Dynamischer Scherzugversuch.....	102
9	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit Zielsetzungen.....	104
10	Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen	107
11	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittlere Unternehmen.....	108
12	Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft.....	109
12.1	Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen	109
12.2	Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach Abschluss des Vorhabens	110
12.3	Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts	112
13	Literatur	113
	Anhang A.....	119
	Anhang B	121
	Anhang C	122
	Anhang D	123
	Anhang E	124
	Anhang F.....	126

Abbildungsverzeichnis

Bild 1: Dreiblech Schweißverbindung von partiellgehärteten 22MnB5 mit einem dünnen Außenblech und mangelhafter Linseneindringtiefe in das dünne Blech.	15
Bild 2: Schwankung des Schweißbereiches durch die Verschiebung der Spritzergrenze bei einer 3-Blechverbindung aus formgehärteten 22MnB5 mit Al-Si Beschichtung auf Basis von Versuchsreihen, die mit unterschiedlichen Bauteilchargen durchgeführt wurden.	16
<i>Bild 3: Schematischer Ablauf des Presshärtens nach [6]</i>	<i>18</i>
Bild 4: Darstellung einer partiell gehärteten B-Säule mit unterschiedlichen Festigkeitsbereichen [13]	19
Bild 5: Zeitliche Entwicklung einer Al-Si Schicht im Ofenprozess nach [23] (a) – chemische Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche und intermetallischen Phasen; (b) – Dicke und Position dieser Bereiche in Schicht.	21
Bild 6: Änderung des Zn-Gehaltes in einer Zn-Beschichtung im Presshärteprozess aus [29]	22
Bild 7: Überlagerung der spezifischen Elektrischen Widerständen in dem Al-Fe System aus [31, 32] mit den chemischen Zusammensetzungen einzelner Schichtbereiche nach [23] ...	23
Bild 8: (a) - Widerstände und Verfahrenscharakter beim Widerstandspunktschweißen; (b) - Temperaturverteilung nach [38], (c) - Widerstandsverlauf über der Stromflusszeit nach [36] mit den gekennzeichneten charakteristischen Wendepunkten α - und β -Peak [39]	24
Bild 9: Schweißbereiche für verschiedene Zonen eines TTP aus 22MnB5+Z140 [41]	26
Bild 10: Übergangswiderstand für verschiedene Blechdicken und Ofenverweilzeiten (Ofentemperatur 910 °C) für 22MnB5+Z140 [5]	26
Bild 11: REM-Aufnahme des Elektrodeneindruckes an einem Stahlblech aus 22MnB5 mit Al-Si Beschichtung. a - Wärmeinflusszone, b - Elektrodenrand, c – Übergangsbereich, d - Elektroden-eindruck, e - unbeeinflusster Bereich	27
Bild 12: Linsendurchmesser und Scherzugkraft mit Festigkeit im quasistatischen Scherzugversuch für (a) - 22MnB5; (b) - 22MnB5 +AS150. (Alle Proben geschweißt mit den gleichen Schweißparameter).	27
Bild 13: Härteverlauf und Schliffbild einer Widerstandspunktschweißverbindung aus 22MnB5 mit einem Zweiimpuls-Schweißparametersatz (MT aus [43])	28
Bild 14: Typische Härteverläufe an einer Widerstandspunktschweißverbindung mit verschiedenen GW-Zuständen (vgl. Abschnitt 8.2.1)	29
Bild 15: Bereichseinteilung zur Charakterisierung der Lage von Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf mechanische Eigenschaften nach [53]	30
Bild 16: Pilzbildung bei einer Elektrodenkappe (Anode) nach 1600 Schweißungen an HX340 LAD+Z (Blechdicke 2 mm) aus [55]. (a) – Längenänderung der Elektrodenkappe, (b) – Topografie einer Elektrodenkappe, erfasst mittels Konfokalmikroskopie; (c) - Querschnitt der Elektrodenkappe	31
Bild 17: Plateaubildung bei einer Elektrodenkappe (Anode) nach 822 Schweißungen an 22MnB5+AS150 (Blechdicke 1 mm) im pressgehärteten zustand. (a) – Längenänderung der Elektrodenkappe, (b) – Topografie einer Elektrodenkappe, erfasst mittels Konfokalmikroskopie; (c) - Querschnitt der Elektrodenkappe aus [57]	32

Bild 18: Mikrostruktur des Materials und der Beschichtung im Anlieferungszustand (a) – 22MnB5+AS80; (b) – 22MnB5+AS150; (c) - 22MnB5+Z140. (a,b) – geätzt mit Nital; (c) – im polierten Zustand	34
Bild 19: Belastungsarten einer Widerstandspunktschweißverbindung (a) – Kopfzug-Beanspruchung; (b) – Scherbeanspruchung; (c) – einseitige Beanspruchung; (d) – Hochgeschwindigkeits-Zugbeanspruchung.....	40
Bild 20: Presshärteroute (a) – Ofen; (b) – Presse	41
Bild 21: Temperaturverläufe im Ofen, gemessen in der Mitte der Platine (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+Z140.....	41
Bild 22: unbeschichteter 22MnB5 in einer Härtefolie nach dem Presshärten	42
Bild 23: Probenentnahme aus einer pressgehärteten Platine	43
Bild 24: Geometrie der Zugversuch-Probe nach [59]	43
Bild 25: Beispiel für einen Vergleich der REM Untersuchung (a) mit einer Lichtmikroskopischen Aufnahme (b) sowie Zuordnung der in (a) und (b) gekennzeichneten Bereichen zu den Schichtbereichen nach Jenner et al [23] (c) für 22MnB5+AS150, pressgehärtet mit 4 Minuten bei 700°C.	45
Bild 26: Vermessung einzelner Schichtbereiche am Beispiel von 22MnB5+AS80/930°C/6 min .	46
Bild 27: (a) - Versuchsaufbau für die 4-Leitermessung der spezifischen elektrischen Widerständen (b) – Formel zur Errechnung des spezifischen elektrischen Widerstandes	46
Bild 28: Geometrie der für Widerstandsmessungen angewendeten Elektrodenkappen	47
Bild 29: Schematischer Messaufbau zur Bestimmung des statischen Kontaktwiderstandes	47
Bild 30: Widerstände für 22MnB5+Z140: (a) – gemessene einzelne Komponenten des Übergangswiderstandes, sowie der Gesamtwiderstand; (b) – die aus den Messwerte (a) errechnete Summe der Gesamtwiderstände Elektrode-Blech.....	48
Bild 31: MFDC-Ständeranlage in C-Bauweise Nimak-Magnetic Drive (a) – Übersichtsaufnahme; (b) – Proben Tisch mit dem Probenhalter.....	49
Bild 32: Elektrodenkappe F1-16-20-8-50-6 nach DIN EN ISO 5821:2009 : (a) – Skizze; (b) – Schlibfbild einer gefrästen Elektrodenkappe aus [55].....	50
Bild 33: Schematischer Aufbau einer Dreiblechverbindung mit eingezeichneten Fügeebenen FE1 und FE2, Linseneindringtiefe in das dünne Blech, Elektrodeneiddrucktiefe und Polarität	51
Bild 34: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess an eine 2-Blechverbindung.....	52
Bild 35: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess an eine 3-Blechverbindung.....	52
Bild 36: Messung der Kappenprofils mittels Carl Zeiss SmartZoom Mikroskop. (a) – lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme; (b) – über Fokus-Stacking Funktion gemessene Kappenprofil; (c) – Profilschnitt in der Mitte der Elektrodenkappe.	53
Bild 37: Schematische Darstellung der durchgeführten Härtemessungen (a) – Übersicht: 1 – Härtemapping, 2 – Z-Linienscan (Mikrohärtetraverse); (b) – Schnittlinien zur Abbildung	

der Härteminima an der Schmelzlinie aus einer Härtemapping mit den gekennzeichneten Zonen der Widerstandspunktschweißverbindung nach [53]	56
Bild 38: HD-Härtemapping und Härteverläufe entlang der markierten Linien für eine Schweißverbindung LT (WB 930°C/6min) mit den gekennzeichneten Härteminima in der SL-EWZ.....	56
Bild 39: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit dem Pendelschlagwerk RKP 300 (IWF).....	57
Bild 40: Probengeometrie für den dynamischen Scherzugversuch(a) – Probenskizze; (b) – Probe für Versuche im Pendelschlagwerk; (c) – Probe für Versuche mit der servohydraulischen Anlage	58
Bild 41: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit der hydraulischen Anlage (VW)	58
Bild 42: Abgleich der Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch zwischen dem Pendelschlagwerk (IWF) und einer externen servohydraulischen Schnellzerreißmaschine (VW).....	59
Bild 43: Die beobachtete Bruchmodi in Anlehnung an [71–73].....	60
Bild 44: Darstellung des Bruchverhaltens einer Probenserie am Beispiel einer S, geschweißt mit dem ST-Energieeinbringungskonzept geprüft unter Scherzugbelastung an AS150/800 °C/6 min (vgl. Abschnitt 8.2.3)	60
Bild 45: Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen: Abgleich zwischen Sichtprüfung und Schlifbild aus [43].....	61
Bild 46: Änderung der Werkstoffeigenschaften nach dem Presshärten mit der Ofentemperatur für den untersuchten Werkstoff mit drei Beschichtungsvarianten (a) – Änderung der Festigkeit mit Ofentemperatur und -haltezeit; (b) – Korrelation zwischen Festigkeit und Mikrohärte.....	62
Bild 47: Gemessene spezifische elektrische Widerstände	63
Bild 48: 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 [23]. (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 930°C/20min	64
Bild 49: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS80 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [23].....	65
Bild 50: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS150 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [23].....	66
Bild 51: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si Beschichtung mit steigender Ofentemperatur für 22MnB5+AS80: (a) – Ofenhaltezeit 4 Minuten; (b) – Ofenhaltezeit 6 Minuten; (c) – Ofenhaltezeit 10 Minuten	67
Bild 52: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si Beschichtung im Ofenprozess für 22MnB5+AS150 (a) – Ofenhaltezeit 4 Minuten; (b) – Ofenhaltezeit 6 Minuten; (c) – Ofenhaltezeit 10 Minuten	68

Bild 53: (a) - Querschliff der Beschichtung AS150/20min/950°C; (b) – prozentuale Phasenzusammensetzung der Diffusionsschicht	69
Bild 54: Entwicklung der Gesamtschichtdicke mit steigender Ofentemperatur	69
Bild 55: Entwicklung der Summe der hochhohmigen Schichtbereiche (Σ_{BCE}) mit steigender Ofentemperatur für verschiedene Ofenhaltezeiten für AS80 und AS150	70
Bild 56: Schichtdickenveränderung von 22MnB5 Z140 Proben in Abhängigkeit von der Temperatur	71
Bild 57: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+Z140 mit den gekennzeichneten Phasen (in Anlehnung an unveröffentlichte Untersuchungen bei voestalpine Stahl)	71
Bild 58: Statische Übergangswiderstände in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS80 (a,b,c); 22MnB5+AS150 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)	73
Bild 59: Summe der Widerstände zwischen Elektrode und Blech ($\Sigma R_{E/B}$) für die untersuchten Ofentemperaturen und -verweilzeiten (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+AS150; (c) – für 22MnB5+Z140	74
Bild 60: Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS150 (a,b,c); 22MnB5+AS80 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)	75
Bild 61: Schweißbereiche an einer Zweiblechverbindung aus unbeschichteten 22MnB5 (t_{Ofen} 6 Minuten)	76
Bild 62: Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS150 (a,b,c); 22MnB5+AS80 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)	77
Bild 63: Korrelation zwischen statisch gemessene Widerständen und Schweißbereichen für Zn-beschichtete Bleche am Beispiel der Ofenhaltezeiten von 4 (a,c,e) und 10 (b,d,f) Minuten (a, b) – Übergangswiderstände, (c,d) – Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen; (e,f) - Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen	79
Bild 64: Korrelation zwischen statisch gemessenen Widerständen und Schweißbereichen für Al-Si beschichtete Bleche am Beispiel der Ofenhaltezeiten von 6 Minuten für AS80 (a,c,e) und AS150 (b,d,f); (a, b) – Übergangswiderstände, (c, d) – Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen; (e, f) - Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen	80
Bild 65: Korrelation der Σ_{BCE} mit der Größe des Schweißbereiches für 2-Blechverbindungen ..	82
Bild 66: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS150	83
Bild 67 Korrelation zwischen Oberflächenfärbung Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS80	83
Bild 68: Querschliff der Schweißung bei I_{min} (a) - 22MnB5+AS150 (800°C/4min) - kein Eindringen der Linse in das dünne Blech; (b) - 22MnB5+AS150 (800°C/10min) - ausreichende Linseneindringtiefe in das dünne Blech.....	84
Bild 69: Schweißbereiche und der Linseneindringtiefe ins Dünoblech (p_u) für Dreiblechverbindungen abhängig von der Ofenhaltezeit für beide Beschichtungskonzepte: (a,c,e) - für 22MnB5+AS80; (b,d,f) - für 22MnB5+AS150; (a,b)	

- Ofenhaltezeit 4 Minuten; (c,d) - Ofenhaltezeit 6 Minuten; (e,f) – Ofenhaltezeit 10 Minuten.....	85
Bild 70: Entwicklung der Σ_{BCE} mit der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit und deren Korrelation mit der Größe des Schweißbereiches	86
Bild 71: Gemessene dynamische Widerstände (a) – für 22MnB5+AS150; (b) – 22MnB5+Z140	86
Bild 72: Vergleich der gemittelten dynamischen Widerstände(a) – für 22MnB5+AS150; (b) – für 22MnB5+AS80	88
Bild 73: Vergleich der gemittelten dynamischen Widerstände für 22MnB5+Z140	89
Bild 74: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung (am Beispiel von AS150/930°C/6min).....	90
Bild 75: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißseignung für verschiedenen WB-Zustände: (a) – mittlere Schweißzeit SE; (b) – Langzeitschweißen LT	90
Bild 76: Längenänderung der Elektrodenkappen über die Anzahl der geschweißten Punkte	91
Bild 77: Ergebnisse der Profilmessungen an Elektrodenkappen, jeweils Anoden. (a) - 22MnB5+AS150 WB: 700°C/4min; (b) - 22MnB5+AS150 WB: 950°C/10min	92
Bild 78: Härteverläufe durch die Schweißverbindung für je drei WB-Zustände (a) – Energieeinbringungskonzept ST ; (b) – Energieeinbringungskonzept SE; (c) Energieeinbringungskonzept LT.....	93
Bild 79: Mikrohärtemappings für verschiedenen WB-Zuständen, geschweißt mit unterschiedlichen Energieeinbringungskonzepten, ST/700°C zeigt die Verteilung der Härteabdrücke.	94
Bild 80: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnittlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS 2916-4 [69]	95
Bild 81: Bruchverhalten der Proben mit Opferblech mit gekennzeichneten Bruchzonen	96
Bild 82: Bruchverhalten der Schweißverbindung mit Opferblech bei unterschiedlichen Probenbreiten; WB-Zustand 800 °C/6 min	97
Bild 83: Ergebnisse des Zugversuche Proben mit Opferblech (a-c) – WB 700°C/6min; (d-f) – WB 800°C/6min; (g-i) – WB 930°C/6min. (a, d, g) – Kraft-Weg Verläufe der zerstörten Proben; (b, e, h) – maximale Zugkraft; (c,f,i) – Energieaufnahme	98
Bild 84: Ergebnisse des Kopfzugversuches: (a) – Kopfzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme....	99
Bild 85: Bruchverhalten im Kopfzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6)	99
Bild 86: Ergebnisse des Scherzugversuchs: (a) – Scherzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme	101
Bild 87: Bruchverhalten im Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6).....	102
Bild 88: Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch.....	103
Bild 89: Bruchverhalten im dynamischen Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6).....	103

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Beschichtungsvarianten für 22MnB5 nach [3, 5].....	20
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Materialien in wt% laut Herstellerangaben.....	34
Tabelle 3: Mechanische Werkstoffeigenschaften im Ausgangszustand (eigene Untersuchungen)	34
Tabelle 4: Untersuchte Blechdickenkombinationen.....	35
Tabelle 5: Zeitplan des Projektes.....	36
Tabelle 6: Matrix der Wärmebehandlungen zur Abbildung des partiellen Formhärtens mit partiellen Austenitisieren	37
Tabelle 7: Widerstandsmessungen im AP3.....	38
Tabelle 8: Versuchsmatrix zur Bestimmung der Schweißbereiche an 2-Blechverbindungen (AP4)	38
Tabelle 9: Versuchsmatrix zur Bestimmung der Schweißbereiche an 3-Blechverbindungen (AP5)	39
Tabelle 10: Versuchsmatrix im AP6.....	40
Tabelle 11: Übersicht der durchgeführten REM-Untersuchungen.....	44
Tabelle 12: Schweißparameter für 2-Blechverbindungen nach SEP 1220-2	52
Tabelle 13: Schweißparameter für 3-Blechverbindungen.....	53
Tabelle 14: Schweißparameter der 3 Energieeinbringungskonzepte.....	54
Tabelle 15: Ausgewählte Schweißstromeinstellungen zur Herstellung von Schweißungen mit gleichem Punktdurchmesser bei unterschiedlichem Wärmeeintrag	55

Abkürzungsverzeichnis

WEZ	Wärmeeinflusszone
GK-WEZ	Grobkornzone der Wärmeeinflusszone
FK-WEZ	Feinkornzone der Wärmeeinflusszone
IK-WEZ	Interkritische Zone der Wärmeeinflusszone
SC-WEZ	Subkritische Zone der Wärmeeinflusszone
SL-EWZ	Erweichungszone an der Schmelzlinie
GW	Grundwerkstoff
BDK	Blehdickenkombination
REM	Rasterelektronenmikroskopie
LM	Lichtmikroskopie
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

Im Automobilbau werden im Rahmen des stofflichen Leichtbaus in wachsendem Maß formgehärtete Stähle hauptsächlich für crashrelevante Bauteile eingesetzt. Aufgrund funktionaler und fügetechnischer Vorteile finden zunehmend auch partiell formgehärtete Bauteile Anwendung [1]. Auch für diese Variante wird der borlegierte Vergütungsstahl 22MnB5 eingesetzt, der serienmäßig unbeschichtet oder mit unterschiedlichen Überzügen auf Basis Al-Si und Zn zur Verfügung steht. Die Art, Dicke und Zusammensetzung der Überzüge werden durch die verwendete Presshärtetechnologien (direkt / indirekt) und die entsprechenden Ofenparameter (Ofentemperatur, Ofendurchlaufzeit) bestimmt [2].

Die Motivation für den Forschungsantrag ergibt sich aus der Abhängigkeit der Schweißbeignung von dem jeweils vorliegenden Oberflächenschichtzustands des Bauteils. Beim Wärmebehandeln der formgehärteten Bauteile bilden sich in der Serienproduktion Bereiche mit unterschiedlichen Diffusionsschichtdicken und Schichtzusammensetzungen aus. Dieser Effekt ist in stärkerem Maße bei partiell gehärteten Bauteilen zu beobachten, insbesondere bei denen, deren Festigkeit durch unterschiedliche Temperaturen während der Wärmebehandlung im Ofen eingestellt wird. Hierbei ist von erheblichen schwankenden Schichtdicken auszugehen, die wiederum Unterschiede in den Übergangswiderständen verursachen [3].

Für das Widerstandspunktschweißen an formgehärteten Bauteilen mit AlSi-Überzug wurde beispielsweise ermittelt, dass sich mit einer zunehmenden Diffusionsschichtdicke die Übergangswiderstände signifikant erhöhen, was wiederum zu einer Reduzierung der Schweißbereiche und der Standmenge der Elektrodenkappen führt [4]. Eine Abhängigkeit des FeZn-Überzuges von den Presshärtebedingungen ist auch für Zn-beschichtetes Blech (+Z140) bekannt [5]. Aus diesem Grund werden Bauteile mit zinkhaltigen Schichtsystemen nach dem Presshärteprozess zusätzlich partikel- bzw. mit Trockeneis gestrahlt, um die Schweißbarkeit zu gewährleisten.

Neben dem Überzug als primäre Einflussgröße beim Punktschweißen formgehärteter Bleche ist als weitere Einflussgröße das Gefüge bzw. die Festigkeit des Grundwerkstoffes zu nennen. Insbesondere bei den partiell gehärteten Bauteilen aus 22MnB5 treten mehrere Gefügezonen und Festigkeitsbereiche auf. Voruntersuchungen an der Forschungsstelle (s. 2.3.5) haben gezeigt, dass diese unterschiedlichen mechanisch-technologischen Güterwerte das Bruchverhalten der Punktschweißverbindungen bei unveränderten Widerstandsschweißparametern wesentlich beeinflussen.



Bild 1: Dreiblech Schweißverbindung von partiellgehärteten 22MnB5 mit einem dünnen Außenblech und mangelhafter Linseneindringtiefe in das dünne Blech.

Da in den meisten Anwendungen zwei- oder dreischnittige asymmetrische Widerstandsschweißverbindungen in Verbindung mit dem (partiell) formgehärteten Material anzufertigen sind (Bild 1), ist bei Änderungen des Übergangswiderstands mit einer Schmelzliniensverschiebung zu rechnen. Damit wird der Schweißbereich durch die lokale Festigkeit, die Blechdicke und den lokalen Zustand der Oberflächenschicht beeinflusst. Die aufgeführten Einflussgrößen können unter Produktionsbedingungen trotz Anwendung adaptiver Regelungen dazu führen, dass die Prozesssicherheit nicht gewährleistet wird bzw. dass die Punktschweißungen nicht den festgelegten Qualitätsanforderungen entsprechen.

Bild 2 zeigt den Einfluss des Formhärteprozesses auf den Schweißbereich an einer Dreiblechverbindung.

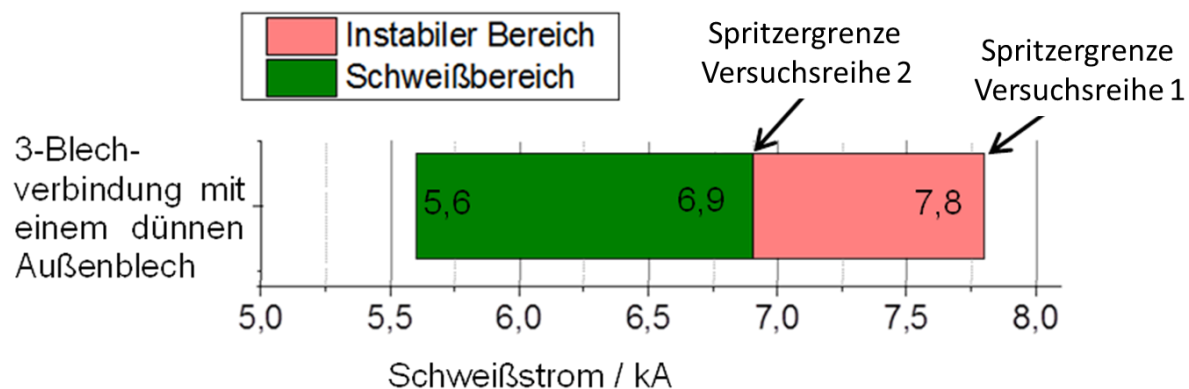


Bild 2: Schwankung des Schweißbereiches durch die Verschiebung der Spritzergrenze bei einer 3-Blechverbindung aus formgehärteten 22MnB5 mit Al-Si Beschichtung auf Basis von Versuchsreihen, die mit unterschiedlichen Bauteilchargen durchgeführt wurden.

1.1 Wirtschaftliche Bedeutung der angestrebten Forschungsergebnisse für KMU

Die Nutzung der Forschungsergebnisse ist in Unternehmen zu erwarten, die in der Automobil- und Automobilzulieferindustrie, besonders aber in der Entwicklung und Herstellung von Schweißanlagen, Technologien und zugehöriger Qualitätssicherung tätig sind. Die Ergebnisse der Untersuchungen stehen den Unternehmen als Zwischenberichte und unmittelbar nach Erstellung des Abschlussberichtes vollständig zur Verfügung. Darüber hinaus fließen die Erkenntnisse mittelfristig in bestehende DVS-Merkblätter, bzw. in das international gültige Regelwerk ein und stehen so auch den Unternehmen außerhalb der Automobilhersteller zur Verfügung (z.B. DVS-Merkblatt 2935-3 „Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus niedrig legierten Stählen – Presshärtende Stähle“). Insgesamt tragen die Ergebnisse des Forschungsvorhabens zu einer Erhöhung der Sicherheit bei der Verarbeitung (partiell) pressgehärteter Bauteile bei, helfen somit unnötige Fehler bei der Fertigung zu vermeiden und daraus entstehende Kosten zu reduzieren.

Darüber hinaus ist das partielle Presshärten nach heutigem Stand als eine Technologie zu betrachten, die erst im Begriff ist Einzug in die Produktionslinien der Zuliefererindustrie zu finden,

so dass die Ergebnisse des Vorhabens in jedem Fall zu einer nachhaltigen Minimierung des Ausschusses und somit zu Wettbewerbsvorteilen führen.

Zahlreiche kmU sind heute als Zulieferer für den Automobilbau tätig und besitzen nur stark eingeschränkte Kapazitäten für eigene FuE-Arbeiten oder die Optimierung bestehender Fertigungsprozesse. Ebenso werden kleine und mittelständige Unternehmen durch die Mitarbeit im PA oder anhand der aus dem Forschungsprojekt gewonnenen Erkenntnisse in die Lage versetzt, Investitionsaufwände für die Durchführung der im Projekt behandelten Inhalte abschätzen und ggf. umsetzen zu können. Aus dem resultierenden Wissensvorsprung profitieren Lieferanten für Widerstandsschweißequipment (Stromquellen, Schweißzangen, Elektroden etc.) oder auch von qualitätssichernden Systemen (z.B. IQR – Integrierte Qualitätsregelung), die aus den getroffenen Erkenntnissen Eingangsdaten für weitere Entwicklungen bereitgestellt bekommen.

Die Forschungsergebnisse zur Widerstandspunktschweißbarkeit von partiell gehärteten Bauteilen aus höchstfestem Vergütungsstahl können in Schweißanweisungen sowie Verarbeitungs- und Konstruktionsvorgaben einfließen. Hier ist von einem Zeithorizont von einem Jahr nach Projektende und geringen Investitionskosten auszugehen. Eine weitere Umsetzung der Ergebnisse ist in qualitätssichernden Regelalgorithmen von Herstellern für Widerstandsschweißgeräte mit einem Zeithorizont von zwei Jahren nach Projektende geplant. Die Investitionskosten sind hier ebenfalls gering bis mittel.

2 Stand der Forschung und Entwicklung

2.1 Press- bzw. Formhärten

Das Fertigungsverfahren Press- bzw. Formhärten verbindet die Vorteile der *Warmumformung*, zur Herstellung komplexer Umformgeometrien, mit dem *Härten* zur Realisierung höchster Festigkeit aufgrund einer Martensitbildung. So wird bei dem Werkstoff 22MnB5 im gehärteten Zustand eine Zugfestigkeit bis zu 1600 MPa erreicht. Der Presshärteprozess ist eine temperatur- und zeitabhängige Abfolge von Prozessstufen (*Bild 3*) [6–8].

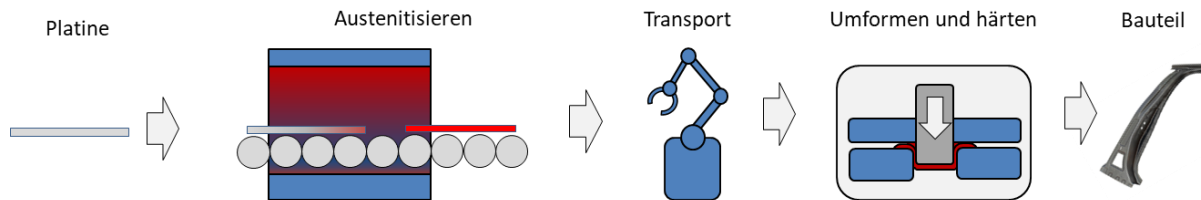


Bild 3: Schematischer Ablauf des Presshärtens nach [6]

Nach dem Platinenzuschnitt werden die Blechabschnitte auf Temperaturen oberhalb A_{c3} (ca. 830 °C) erwärmt und so lange gehalten, bis eine vollständige Austenitisierung sichergestellt ist. Im nächsten Prozessschritt wird das austenitisierte Blech aus dem Ofen entnommen, zur Presse transportiert und dort in das Umformwerkzeug eingelegt. Um den Temperaturverlust beim Transport zu kompensieren, liegt die Ofentemperatur mit etwa 950 °C um 120 °C höher als die A_{c3} -Temperatur. Das Umformen erfolgt in einem gekühlten Werkzeug. Zur Erreichung der vollständigen Martensitumwandlung ist die kritische Abkühlgeschwindigkeit von 27 K/s zu überschreiten [6, 9]. Nach heutigem Stand können mit gekühlten Werkzeugen die Gefügeumwandlung innerhalb von zwei Sekunden realisiert werden. Das Werkzeug bleibt solange geschlossen, bis die Martensitumwandlung beendet ist [10].

Nachteilig bei den voll gehärteten Bauteilen ist die nur geringe erreichbare Bruchdehnung von $< 8\%$. Um die Duktilität zu erhöhen und eigenschaftsangepasste crashrelevante Bauteile herzustellen findet zunehmend das partielle Formhärten Anwendung. Es erlaubt lokale Festigkeiten zwischen 500 bis 1600 MPa . Bild 4 zeigt beispielsweise eine partiell gehärtete B-Säule aus unbeschichtetem 22MnB5. Ziel des partiellen Formhärtens ist die Realisierung von Bauteilbereichen mit geringerer Festigkeit und höherer Bruchdehnung, um im Crashfall höhere plastische Deformationen zu ermöglichen. Sie tragen somit wesentlich zum sekundären Insassenschutz bei und relativieren so den Nachteil der homogen pressgehärteten Bauteile [11, 12].

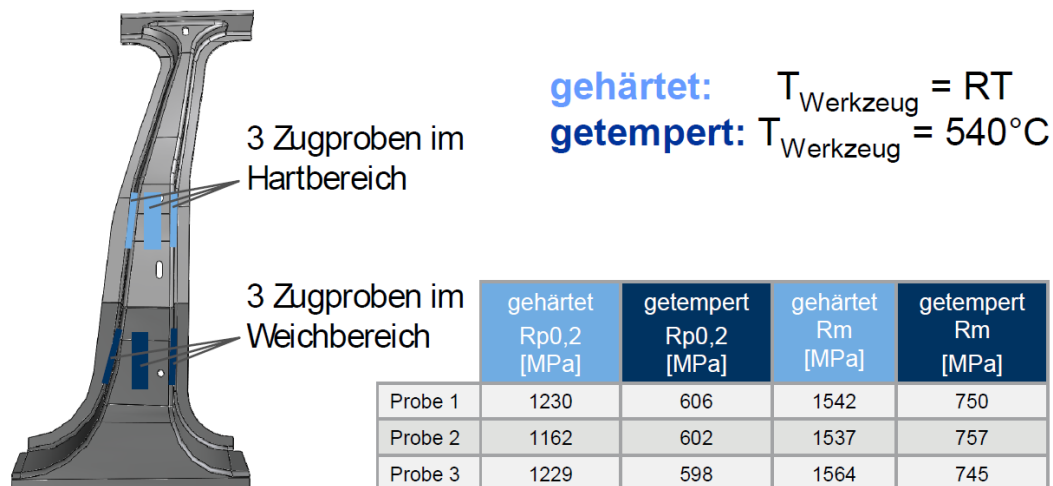


Bild 4: Darstellung einer partiell gehärteten B-Säule mit unterschiedlichen Festigkeitsbereichen [13]

Zur Herstellung derartiger Teile wurde u.a. das Tailored Tempering entwickelt [14, 15]. Dieses Konzept basiert auf unterschiedlichen Abkühlverläufen innerhalb des Werkzeugs, durch unterschiedliche Temperaturzonen. So wird das gleichmäßig erwärmte Blech beim Umformen unterschiedlich schnell abgekühlt und gezielt in Bereichen nicht gehärtet.

In dem Projekt sollen insbesondere Verfahrensvarianten untersucht werden, bei denen die Temperaturverteilung im Ofen variiert und so die Schichtausbildung beeinflusst wird. Hierzu gibt es unterschiedliche Ofenkonzepte [16, 17], mit denen die Platine schon vor dem Eintritt in das Umformwerkzeug die Austenitisierungstemperatur unterschritten hat, um in diesem Bereich ein duktiles Materialverhalten zu realisieren.

2.2 Überzugskonzepte

Zur Vermeidung einer Verzunderung und Entkohlungserscheinungen bei hohen Temperaturen im Ofendurchlauf wird der Grundwerkstoff 22MnB5 mit einem temperaturbeständigen Überzug versehen. In der Praxis kommen hierfür die in Tabelle 1 genannten unterschiedlichen Konzepte zum Einsatz. Ausführliche Beschreibungen der Beschichtungskonzepte sind in [3, 18–21] zu finden.

Während 22MnB5 ohne und mit Zn-Überzug im Anschluss einem Reinigungsprozess zum Konditionieren der Oberflächen unterzogen werden, besteht diese Notwendigkeit für das AS-Konzept nicht. Aus den unterschiedlichen Anforderungen an den Oberflächenzustand resultieren differenzierte Reinigungsmethoden, die zwischen Schleuderradstrahlen mit Stahlkies (22MnB5 ohne Überzug) und Trockeneisstrahlen (+Z140) variieren. Nach erfolgtem Strahlprozess ist ein temporärer Korrosionsschutz für Lagerung und Transport zu gewährleisten. Hierfür sind spezielle Konservierungsöle in der vorgegebenen Menge von 1,2-3,0 g/m² aufzutragen [22]. Im Anschluss ist die Schweißbarkeit der Bauteile inklusive aller Reinigungs- und Beölungsmaßnahmen durch die Messung des Übergangswiderstands nach DVS-Merkblatt 2929-3 nachzuweisen. Im DVS 2935-3 [23] sind maximalen Werte der Übergangswiderstände bei Einzelblechmessung empfohlen: für 22MnB5 mit Al-Si Beschichtung dürfen die gemessene Widerstände den Wert von 800 μΩ nicht überschreiten; bei den Zn-beschichteten Bleche darf der Übergangswiderstand nicht größer als 1000 μΩ sein (Tabelle 1).

Tabelle 1: Beschichtungsvarianten für 22MnB5 nach [3, 5]

Überzug	Auflage	Zunder- schutz	Nachbe- handlung	Schweiß- eignung	Korrosionsschutz
unbeschichtet	-	Nein	Strahlen	Ja	nicht vorhanden
feueraluminiiert	80- 150 g/m ²	Ja	Keine	Ja	Barriere
feuerverzinkt	140- 200 g/m ²	Ja	Strahlen	Ja	aktiv
Elo-verzinkt	unbekannt	Ja	Strahlen	nein	aktiv

2.3 Entwicklung der Oberflächenschichten im Ofenprozess

2.3.1 Aluminium-Silizium beschichteter 22MnB5

Die Al-Si-Fe Legierungssysteme wurden seit 1920 untersucht [22]. Mit der Entwicklung der Al-Si Beschichtungen für presshärtable Stähle wurde eine große Menge an Erkenntnisse über die Entwicklung der Intermetallischen Phasen bei den fürs presshärten typischen Zeit-Temperaturverläufen generiert [23–28]. Einige der auftretenden Phasen wurden identifiziert und beschrieben, Anwesenheit und Entstehungsmechanismen anderer Phasen (wie z.B. FeAl₂) werden bis jetzt diskutiert [25].

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen erfolgte die Beschreibung der Beschichtungsbestandteile basierend auf den Untersuchungen von Jenner et al. [23] sowie Yakubtsov und Sohmshetty [26], die einen pragmatischen Weg bei der Beschreibung der Schichtentwicklung im Ofenprozess beschritten haben. Die Autoren [23] schlagen für die Al-Si Beschichtung, wärmebehandelt bei 925°C mit verschiedenen Ofenhaltezeiten, eine Einteilung in 7 Bereiche basierend auf den EDX-Messungen, vor (Bild 5). Beginnend mit A – dem Substrat, werden diese mit den Buchstaben B-G nach ihrer Position und nach ihrem Auftreten bezeichnet. Die G-Schicht bezeichnet die ursprüngliche Al-Si-Beschichtung.

Der Bereich G existiert bei niedrigen Ofenhaltezeiten bis ca. 170 s. Der Rest der Beschichtung besteht aus Bereichen F, hauptsächlich eine ternäre intermetallische Phase Fe₂SiAl₇ und D, hauptsächlich eine intermetallische Phase Fe₂Al₅. Ab 170 s tritt Bereich E, eine Mischung aus ternären intermetallischen Fe₂SiAl₂ mit der binären Phase FeAl oder Fe₃Al. Diese bildet sich aufgrund der Anreicherung von Bereich F mit Fe und wandelt sich in Fe₂Al₅ (Bereich D) mit niedriger Löslichkeit für Si. Deswegen bildet sich mit dem Rest Si die Fe₂SiAl₂ Phase in der Mitte von Fe₂Al₅. Das Wachstum des Bereiches E kann bei zunehmender Ofentemperatur und steigender Ofenhaltezeit beobachtet werden.

Beginnend bei 170 s tritt der Bereich E am Übergang zwischen Substrat und der Al-reichen Beschichtung auf, gefolgt vom Bereich C ab ca. 200 s. Bereich C hat die gleiche Zusammensetzung wie Bereich E. Bereich B, die Interdiffusionszone zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl besteht aus α-Fe und ca. 10 wt% (ca. 15 at.%) Al und den möglichen Anteilen der Fe-reichen intermetallischen Phase Fe₃Al. Yakubtsov und Sohmshetty [26] unterteilen diesen Bereich in den α-Fe Bereich nahe dem Stahlsubstrat und einem Bereich bestehend aus AlFe, wel-

chen auf α -Fe folgt und einen höheren Al-Anteil aufweist. Da eine Unterscheidung der beiden Unterbereiche anhand des Lichtmikroskops schwierig ist, wird dieser Bereich als B bezeichnet.

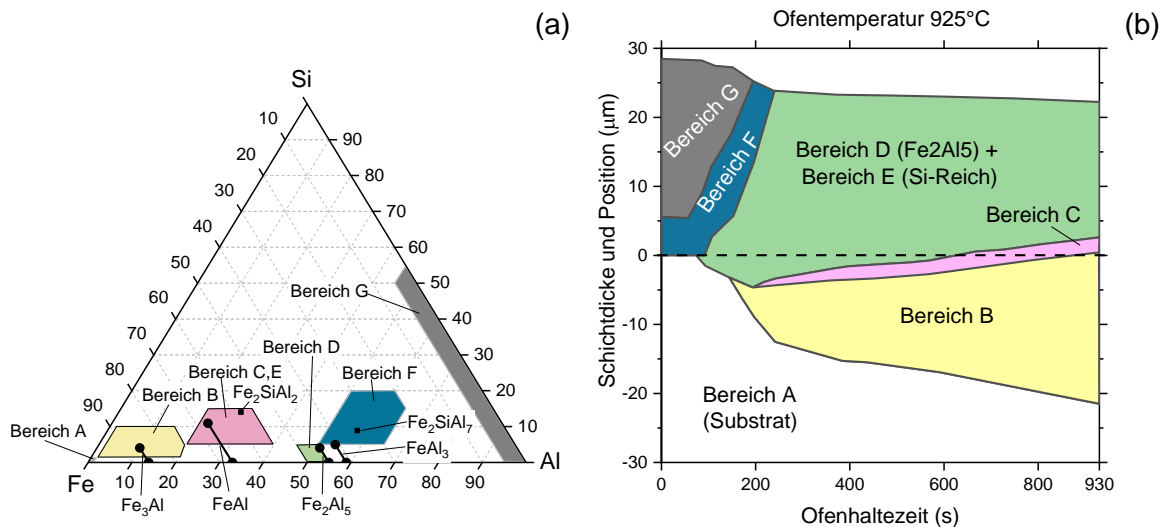


Bild 5: Zeitliche Entwicklung einer Al-Si Schicht im Ofenprozess nach [23] (a) – chemische Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche und intermetallischen Phasen; (b) – Dicke und Position dieser Bereiche in Schicht.

Die Autoren geben Bereiche der chemischen Zusammensetzungen für einzelnen Schichtbereichen an (Bild 5 (a)), so dass die Zuordnung mithilfe von EDX-Messungen möglich ist.

2.3.2 Zink beschichteter 22MnB5

Grundlegende Untersuchungen zur Entwicklung von Zn-schichten im Ofen zeigen dass es im Ofenprozess zur Ausbildung der Fe-Zn Phasen sowie zur starken Oxidbildung auf der Bauteiloberfläche kommt [29]. Die untersuchte GA Zn-Beschichtung, im Ausgangszustand bestehend aus δ und Γ/Γ_1 -Phasen wandeln im Ofenprozess in α -FeZn und Γ -Phasen sowie ZnO Oxyde. Verlängerung der Ofenhaltezeit tritt eine zunehmende Oxidation der Beschichtung auf, Zn diffundiert aus der Beschichtung in Richtung der Beschichtungsoberfläche und verbindet sich dort mit Sauerstoff aus der Luftatmosphäre.

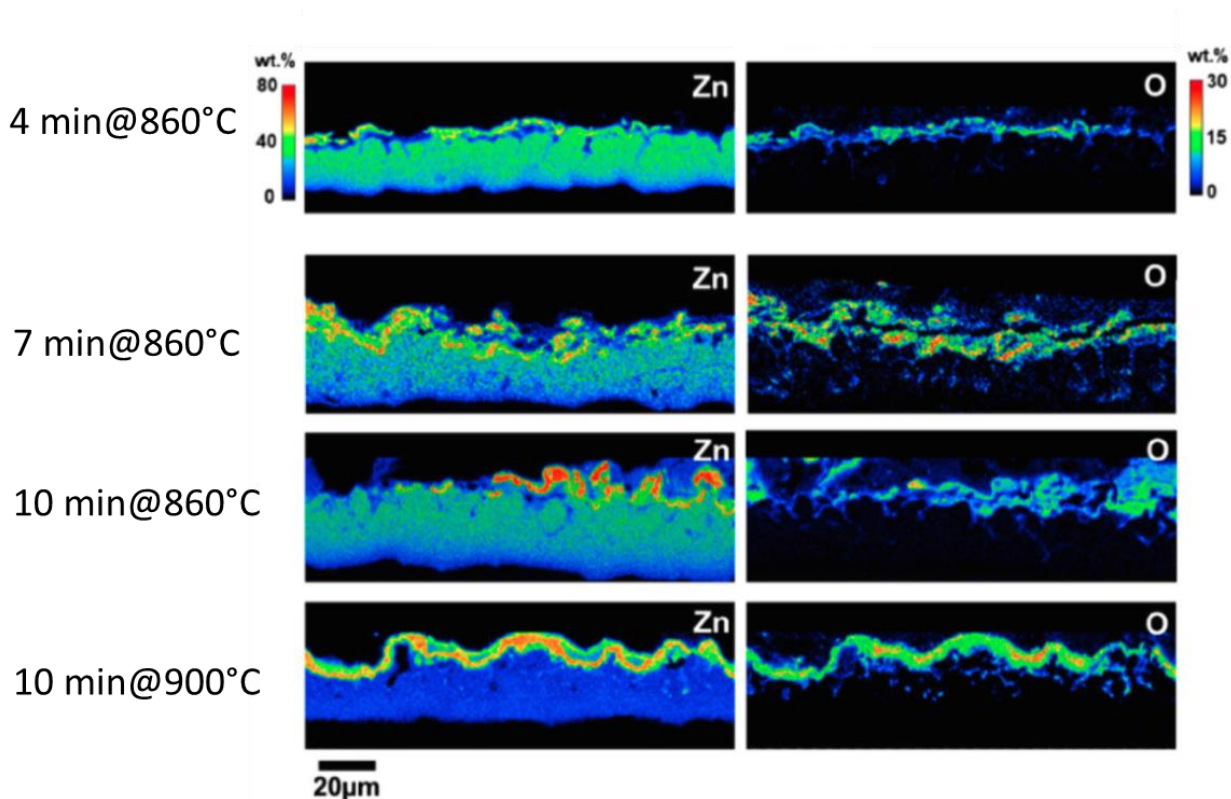


Bild 6: Änderung des Zn-Gehaltes in einer Zn-Beschichtung im Presshärteprozess aus [29]

Rosner und Manzenreiter [30] machen eine Identifizierung einzelner Phasen in der Beschichtung mithilfe der EDX-Messungen und deren Korrelation mit lichtmikroskopischen Aufnahmen für variierten Ofentemperaturen bei einer Ofenhaltezeit von 6 Minuten. Diese Untersuchungen zur Identifikation von Phasen werden im Rahmen dieses Projektes genutzt. Die untersuchte GI-Beschichtung besteht im Ausgangszustand aus δ -ZnFe und Zn-Schicht wandelt im Ofen komplett in δ -ZnFe um und weist ab der Ofentemperatur von 700 °C eine dünne Schicht der Γ -ZnFe Phase an der Grenze zum Stahlsubstrat auf. Mit Erhöhung der Ofentemperatur wächst der Anteil an Γ -ZnFe, weitere Diffusion von Zn in Richtung der Oberfläche führt zur Verarmung der Schicht an Zn und deren Umwandlung in α -Fe mit geringen Anteilen an Zn.

2.3.3 Elektrische Eigenschaften der Oberflächenschichten

Aluminium-Silizium Schicht

Durch Änderungen der chemischen Zusammensetzung der Oberflächenschichten ändert sich der elektrische Widerstand. Laut [31, 32] wächst der spezifische elektrische Widerstand bei Raumtemperatur stark mit zunehmendem Al-Anteil (Maximum des spezifischen elektrischen Widerstands von ca. 180 $\mu\Omega/\text{cm}$ bei ungefähr 33 at.% Al) an und zeigt einen starken Abfall bei weiterer Al Zugabe. Anhand des Al-Gehaltes in den einzelnen Phasen können die spezifischen elektrischen Widerstände der jeweiligen Schichtbereiche annähernd ermittelt werden.

Um die Bereiche der chemischen Zusammensetzung aus dem ternären Diagramm übertragen zu können, werden diese auf die jeweilige Achse des Diagramms projiziert. Erfolgt dabei die Projektion auf die Al-Achse, wird der Si-gehalt in der Legierung zusammen mit dem Fe-Gehalt

betrachtet. In diesem Fall liegt das Widerstandsmaximum an der Grenze zwischen Bereichen B und C/E. Es kann eine berechtigte Vermutung aufgestellt werden, dass Bereiche B, C und E einen höheren spezifischen Widerstand im Vergleich zu Bereichen D und F sowie im Vergleich zum Stahlsubstrat und metallischen Al-Si Schicht haben.

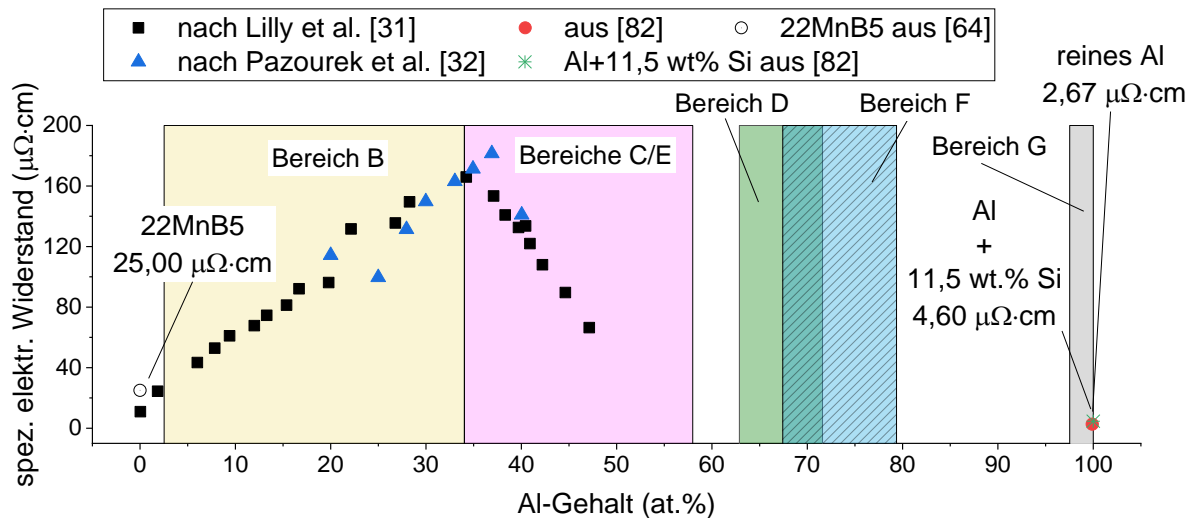


Bild 7: Überlagerung der spezifischen Elektrischen Widerständen in dem Al-Fe System aus [31, 32] mit den chemischen Zusammensetzungen einzelner Schichtbereiche nach [23]

Zn-Schicht

Elektrische Eigenschaften der Zn-Schichten im pressgehärteten Zustand werden für hohe Presshärte-temperaturen durch die Anwesenheit von Zn-Oxide bestimmt, die einen hohen elektrischen Widerstand haben [30, 33]. Bei niedrigeren Temperaturen (bis 800°C) [30] ist die Oxidation nicht aktiv genug, um einen maßgeblichen Einfluss auf die elektrischen Eigenschaften der Schichten zu haben. Die Autoren von [34] besagen, dass hohe Widerstandswerte von δ -ZnFe 311 μΩ/cm neben den Oxidschichten einen wesentlichen Beitrag zur Erhöhung des elektrischen Widerstandes der Schichten liefern.

Die statisch gemessene Übergangswiderstände wachsen stark mit zunehmender Ofentemperatur im Presshärteprozess und können laut DVS 2935-3 [35] zur Abschätzung der Schweißleistung pressgehärteter Bauteile verwendet werden.

2.4 Widerstandspunktschweißen

Beim Widerstandspunktschweißen entstehen zwischen zwei oder mehreren sich überlappenden Blechen durch einen Stromfluss über zwei Elektroden stoffschlüssige, punktförmige Fügeverbindungen.

Das Einsatzgebiet des Widerstandspunktschweißens umfasst vorrangig Stahlbleche in einem Dickenbereich von 0,5 mm bis 3,0 mm. Als Werkstoffe kommen dabei überwiegend verzinkte hochfeste Bleche zum Einsatz. Auch niedriglegierte Stähle mit und ohne Verzinkung und verstärkt auch höchstfeste Stähle mit organischer Beschichtung werden mit diesem Verfahren gefügt. [36, 37]

Die Ausbildung der Fügezone beruht auf einer konduktiven Widerstandserwärmung der zu fùgenden Werkstoffe unter Kraftereinwirkung der Elektroden. Durchfließt ein elektrischer Strom I einen Werkstoff mit dem elektrischen Widerstand R über eine bestimmte Zeit, so bewirkt dieser eine Vergrößerung der Wärmemenge im Werkstoff. Diese Wärmezunahme unterliegt während der Stromflusszeit t_w einer zeitlichen Veränderung und lässt sich nach Formel 1 beschreiben.

Der Gesamtwiderstand übt somit einen erheblichen Einfluss auf die Ausbildung der Schweißlinse aus. Er lässt sich aufteilen in die Stoffwiderstände R_1 , R_2 , R_5 , R_6 und die Kontaktwiderstände R_3 , R_4 , R_7 (Bild 8 (a)) und verändert sich im Verlauf des Schweißprozesses (Bild 8 (c)). Für das Punktschweißen von konventionellen Stahlblechgüten ergibt sich eine Wärmeverteilung nach Bild 8 (b).

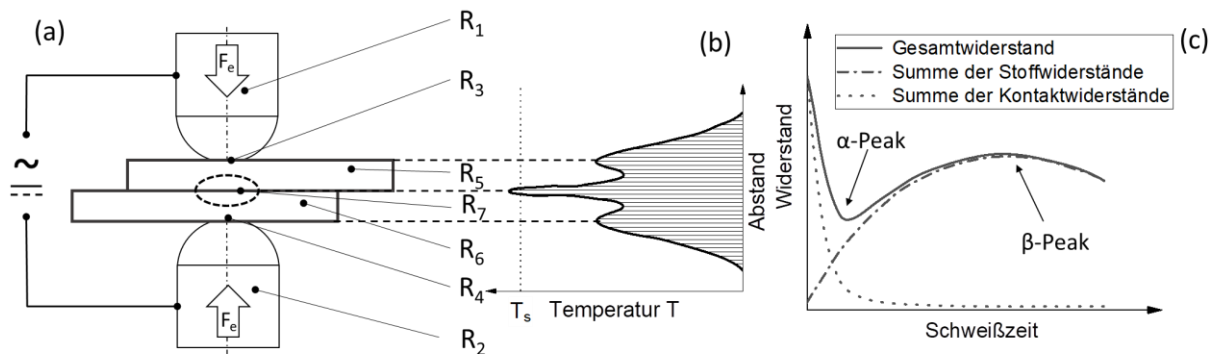


Bild 8: (a) - Widerstände und Verfahrenscharakter beim Widerstandspunktschweißen; (b) - Temperaturverteilung nach [38], (c) - Widerstandsverlauf über der Stromflusszeit nach [36] mit den gekennzeichneten charakteristischen Wendepunkten α - und β -Peak [39]

Der Gesamtwiderstand teilt sich unterschiedlich stark auf die Einzelwiderstände auf. Dort, wo der größte elektrische Widerstand auftritt, erfolgt die größte Erwärmung, welche zum Aufschmelzen der Werkstoffe und zur Ausbildung einer Schweißlinse führt. Zum Prozessbeginn sind die Übergangswiderstände, hervorgerufen durch die Morphologie der Oberfläche, entscheidend. Mit zunehmendem Prozessfortschritt dominiert der Einfluss der Stoffwiderstände. Bild 8 (c) zeigt schematisch den Widerstandsverlauf. Die Punktschweißelektroden müssen bei artgleichen Verbindungen über einen möglichst geringen elektrischen Widerstand verfügen und zugleich eine hohe Warmfestigkeit aufweisen, beim Schweißen von hoch- und Höchstfesten Stählen kommen in der Regel Elektrodenkappen aus CuCr1Zr zum Einsatz.

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

Um den Widerstand an die vielfältigen Schweißaufgaben anzupassen, können die Kontaktflächenengröße oder der Stoffwiderstand der Elektroden verändert werden. Weiterhin ermöglicht die Elektrodenkraft F_{El} eine Beeinflussung der Kontaktwiderstände.

Neben dem Gesamtwiderstand und der Elektrodenkraft gehören nach Formel (1) noch die Stromstärke I und die Stromflusszeit t_w zu den Prozessparametern des Widerstandspunktschweißens. Einen wesentlichen Einfluss auf die Prozessparameter besitzt die Punktschweißeinrichtung, die aus einem Kraftsystem und einem elektrischen System besteht.

Widerstandsverlauf im Widerstandspunktschweißprozess, auch dynamischen Widerstand genannt, zeichnet sich durch zwei charakteristische Umkehrpunkte, nämlich α -Peak und β -Peak (Bild 8 (c)), detailliert beschrieben in [39].

2.5 Einfluss der Überzugskonzepte auf die RP-Schweißeignung

Zur Gewährleistung einer guten Schweißbarkeit wird bei Al-Si-Überzügen eine max. Schichtdicke von 40 μm gefordert, die bei Ofenverweilzeiten von 6 min und Ofentemperaturen von 900° bis 950 °C garantiert werden kann [40]. In diesem Fall besteht generell die Eignung zum RP-Schweißen. Die erreichbaren Schweißbereiche artgleicher Schweißungen liegen bei etwa $\Delta I = 1,4 \text{ kA}$, jedoch wird der Schweißbereich wesentlich durch den Beschichtungsaufbau beeinflusst. Dieser Zusammenhang zwischen Ofenverweilzeit, Schichtdicke und Schweißbereich von 22MnB5+AS150 wurde in [4] untersucht. Es konnte beispielsweise bei Ofenverweilzeiten von über 10 min kein Schweißbereich mehr erzielt werden, bei 6 min Ofenverweilzeit betrug der Schweißbereich nur ca. 0,5 kA.

Bei den Zn-Schichten bewirken zunehmende Ofenverweilzeiten ähnlich wie bei den AS-Überzügen eine Zunahme des Übergangswiderstandes [4, 5]. Die Schweißeignung von formgehärteten 22MnB5 mit Zn-Ni-Überzug wird aufgrund der höheren Schmelztemperatur, der geringeren Überzugsdicke und des Vorhandenseins der harten γ -Zn-Ni-Fe-Phase als nicht so gut eingestuft. Für das Widerstandspunktschweißen wird ein Schweißbereich von etwa 1 kA angegeben, die Elektrodenstandmenge, ermittelt nach SEP 1220-2, wird als ausreichend eingestuft. [3, 18] Die Ni-haltigen Schichtsysteme werden aber aufgrund der derzeit fehlenden Akzeptanz seitens der Automobilindustrie nicht betrachtet.

Grundlegende Untersuchungen und praktische Versuche zur Schweißbarkeit partiell gehärteter Bauteile wurden in [41] u. a. zum Widerstandspunktschweißen an 1,0 mm dicken Blechen aus 22MnB5+Z140 unter Anwendung von zwei Schweißstromimpulsen durchgeführt. Mit einem Wert von $I = 6,7 \text{ kA}$ (200 A unter der Spritzergrenze) für den 2. Stromimpuls wurde 400 Schweißpunkte gefertigt, jeweils 175 in der harten und weichen Zone und 75 in der Übergangzone des partiell gehärteten Bauteils. Danach sind 50 Schweißpunkte jeder Zone mit dem Meißel-Test geprüft und vermessen worden. Die statistische Analyse ergab, dass die Punktdurchmesser nur sehr gering streuten (5,2 bis 5,5 mm). Unter Berücksichtigung aller drei Zonen hat sich ein Schweißbereich von 1,7 kA ergeben (Bild 9). Bei dieser Untersuchung wurden jedoch nur artgleiche Verbindungen gefertigt, bei denen eine Änderung des Übergangswiderstands eher geringe Auswirkungen auf den Schweißbereich hat. Bei einer Mehrblechverbindung mit verzinkten Blechen ist jedoch eine Verschiebung der Schmelzlinse zu erwarten.

Ein wesentliches Merkmal zur Beschreibung der Beschichtungen beim Schweißen sind deren physikalische Eigenschaften. Während die Beschichtungen beim Verschweißen verzinkter Feinbleche aufgrund der geringen Schmelz- und Verdampfungstemperatur schon nach kurzer Schweißzeit aufgelöst wird, bleibt die gegen Verzunderung beständige Schicht formgehärteter Bauteile während des gesamten Schweißvorgangs erhalten und beeinflusst so deutlich länger

den Schweißprozess. *Bild 11* zeigt den Bereich eines Elektrodeneindrucks nach dem Schweißen mit AlSi-Beschichtung aus eigenen Untersuchungen. Die Schicht besitzt im ausgehärteten Zustand eine Härte von bis zu 1000 HV und ist entsprechend schlecht verformbar [42].

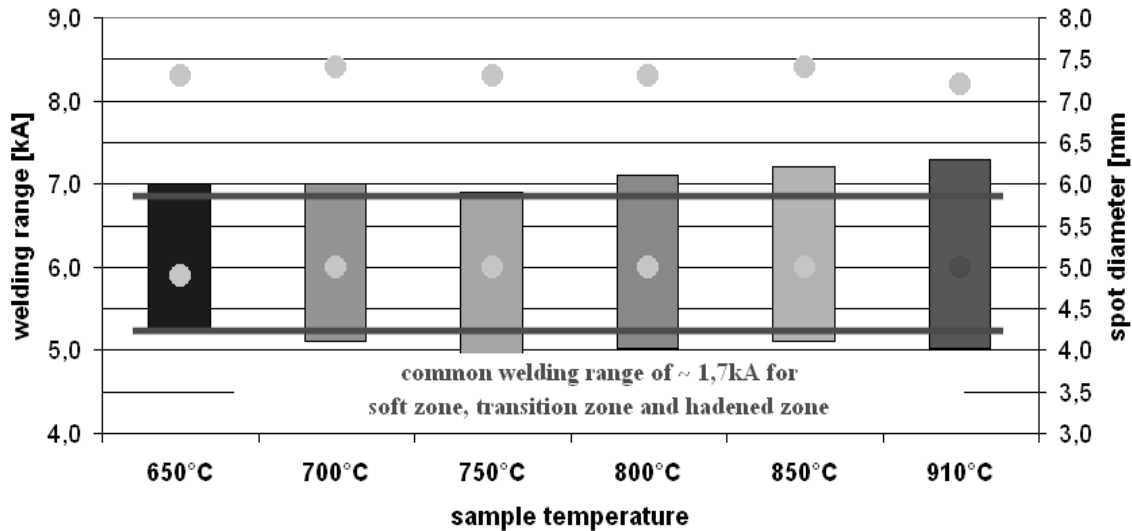


Bild 9: Schweißbereiche für verschiedene Zonen eines TTP aus 22MnB5+Z140 [41]

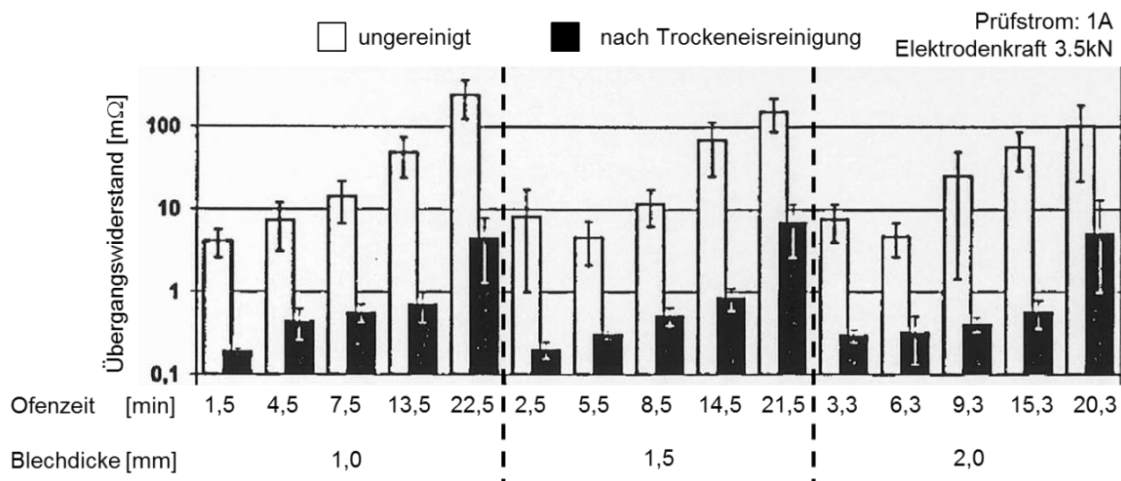


Bild 10: Übergangswiderstand für verschiedene Blechdicken und Ofenverweilzeiten (Ofentemperatur 910 °C) für 22MnB5+Z140 [5]

Im Rahmen eigener Voruntersuchungen wurden Scherzugproben hergestellt und quasistatisch geprüft. Wie das Bild 12 zeigt, ist sowohl bei dem 22MnB5 ohne, als auch mit AS-Überzug eine Zunahme der Scherzugfestigkeit in Abhängigkeit von der Ofentemperatur zu beobachten. Deutlich wird auch, dass beim unbeschichteten Material der Schweißlinsendurchmesser nahezu unabhängig von der Ofentemperatur ist, wogegen bei 22MnB5+AS150 diese mit der Ofentemperatur signifikant zunehmen und sich die aus Scherzugversuchen resultierenden Scherzugkräfte erhöhen.

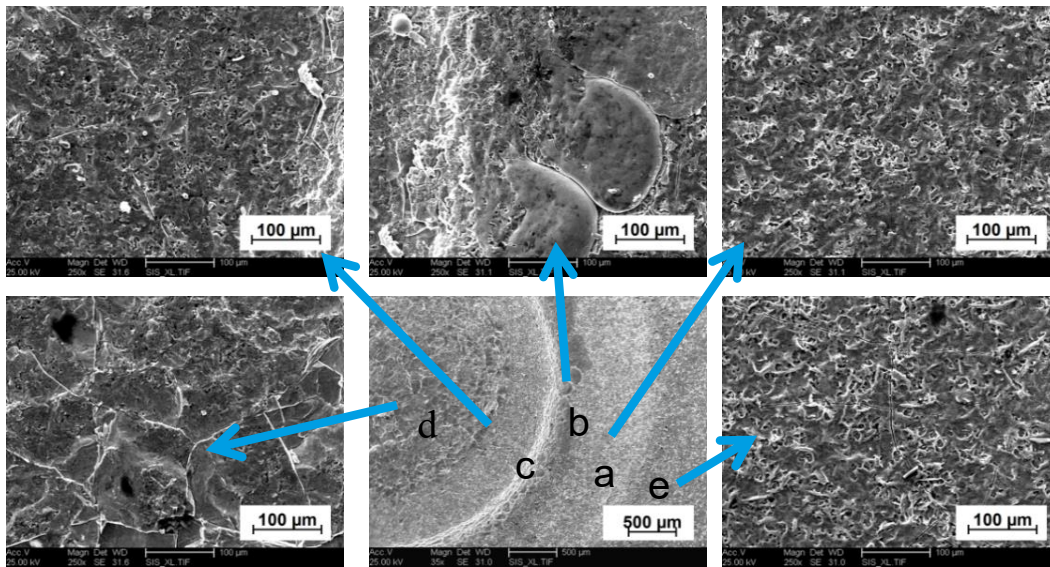
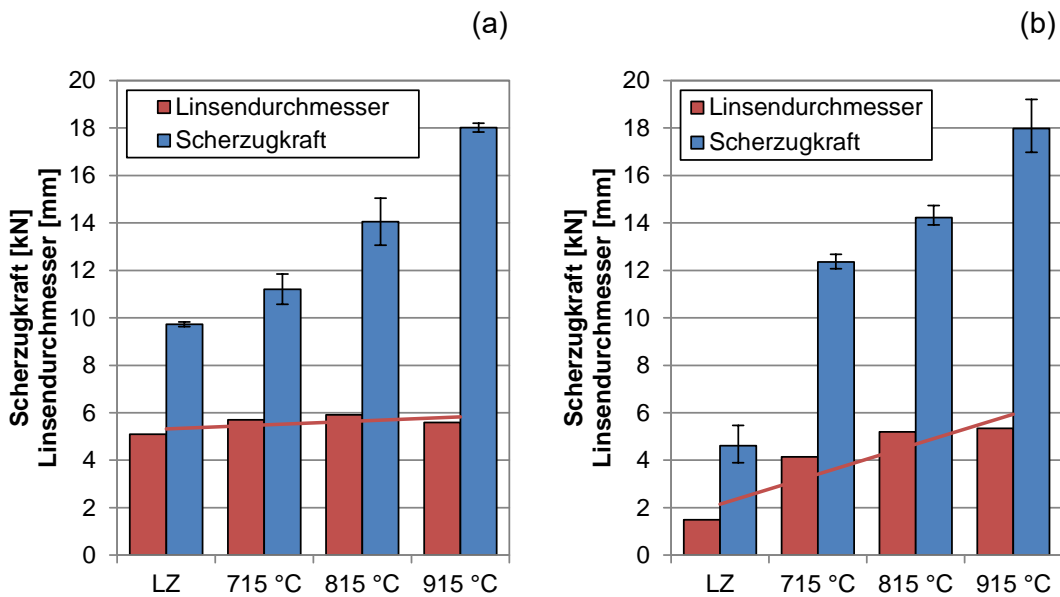


Bild 11: REM-Aufnahme des Elektrodeneindrucks an einem Stahlblech aus 22MnB5 mit Al-Si Beschichtung. a - Wärmeinflusszone, b - Elektrodenrand, c – Übergangsbereich, d - Elektroden-eindruck, e - unbeeinflusster Bereich



22MnB5	Lieferzustand	Ofentemperatur (°C)		
		715	815	915
ohne Überzug	AB	MB	SB	SB
+AS150	SB	SB	AB	MB

Bild 12: Linsendurchmesser und Scherzugkraft mit Festigkeit im quasistatischen Scherzugversuch für (a) - 22MnB5; (b) - 22MnB5 +AS150. (Alle Proben geschweißt mit den gleichen Schweißparametern).

2.6 WEZ der Widerstandspunktschweißverbindungen an pressgehärteten Stahl

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 im Bild 13 dargestellten Härteverlauf in der WEZ.

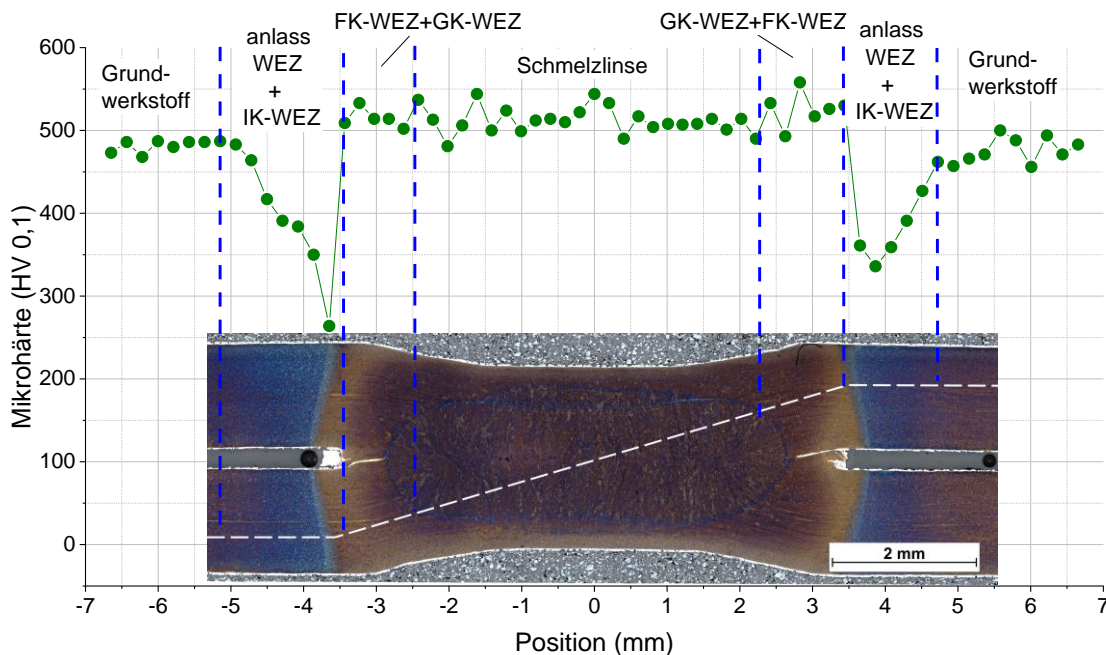


Bild 13: Härteverlauf und Schlibbild einer Widerstandspunktschweißverbindung aus 22MnB5 mit einem Zweiimpuls-Schweißparametersatz (MT aus [43])

Die charakteristische Bereiche der WEZ für Widerstandspunktschweißungen an 22MnB5, beschrieben von [44–46], aufgelistet von Grundwerkstoff bis zur Schmelzlinse, sind die Anlasszone auch genannt subkritischer Bereich SK-WEZ (von engl. subcritical HAZ), teilaustenitisierte Zone oder interkritischer Bereich - IK-WEZ (von engl. intercritical region), Feinkornzone FK-WEZ und Grobkornzone GK-WEZ. Außer diesen Bereichen muss noch ein partiell geschmolzener Bereich erwähnt werden, in dem die erreichte Temperaturen zwischen Liquidus- und Solidustemperatur liegen, aufgrund den kleinen Abmessungen dieses Bereiches für Widerstandspunktschweißungen, bedingt durch hohen Temperaturgradienten, wird der Bereich bei der Beschreibung der WEZ in der Regel vernachlässigt [44, 45], ist aber zum Verständnis der Metallurgischen Vorgängen an der Schmelzlinie äußerst wichtig, wie in [43] gezeigt wurde. Der Bereich wird von der Schmelzlinie gefolgt, ab der die Liquidustemperatur überschritten wird. Beide WEZ-Bereiche Grob- und Feinkornzone werden im Schweißprozess oberhalb der Austenitisierungstemperatur AC_3 (830°C) erwärmt und vollständig austenitisiert. Durch höhere maximale Temperatur in der GK-WEZ, welche näher zum Schmelzpunkt liegt, kommt es in dem Bereich zu starkem Korn-

wachstum, im 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. Im IK-WEZ wird der Werkstoff auf Temperaturen zwischen AC_1 und AC_3 erwärmt. Es erfolgt die 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, angelassenen Martensit und Ferrit darstellt. Gegenüber der Schmelzlinse und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff zeichnet sich diese Zone durch einen erheblichen Härteabfall aus [44, 45, 47] (vgl. Bild 13)

Der Grad der lokalen Erweichung in der WEZ bestimmt das Festigkeits- und Versagensverhalten der Bauteile. Bei der einseitigen Beanspruchung der Fügeverbindung auf Zug/Biegung wie z.B. bei einem Crashfall mit Seitenaufprall, kommt es durch eine Biegebeanspruchung zu einer starken Verformung in der erweichten Zone [48], was auch in [47] nachgewiesen wurde. Bei anderen Belastungsarten und -richtungen versagt die Fügeverbindung außerhalb der IK- und SC-WEZ (vgl. Abschnitt 8.2).

Befindet sich der Grundwerkstoff im unvollständigen bzw. nichtgehärteten Zustand (weiche Zone und Übergangsbereich der partiell gehärteten Bauteilen), wird die WEZ, die oberhalb der AC_3 erwärmt wurde, gehärtet und es entsteht kein Härteabfall in SC- und IK-WEZ (vgl. Bild 14), was auch in den Untersuchungen von [47] bestätigt wurde.

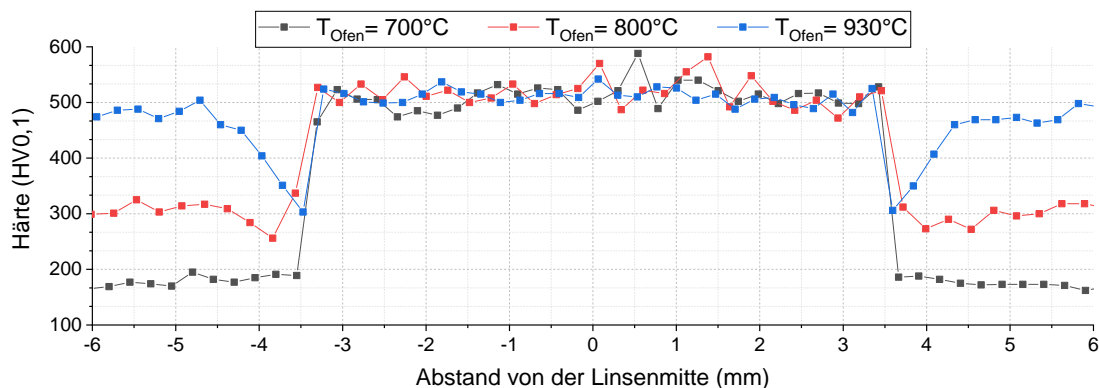


Bild 14: Typische Härteverläufe an einer Widerstandspunktschweißverbindung mit verschiedenen GW-Zuständen (vgl. Abschnitt 8.2.1)

Dadurch, dass Linsenwachstum im Widerstandspunktschweißprozess mit der Schweißzeit sättigt, kann es je nach Energieeintrag dazu kommen, dass die Schmelzlinie sich für eine gewisse Zeit nicht bewegt, was zur Diffusion von Kohlenstoff in die Schmelze führt [43, 49] und die Entstehung einer kohlenstoffverarmter Zone an der Schmelzlinie verursacht, in der ein Härteabfall nachgewiesen wurde [43, 50].

Die Anwesenheit der Zone wurde für 22MnB5 im Pressgehärteten ($930^{\circ}C/6min$) Zustand in [43, 50–52] erwähnt, in [43, 50] zeigen die Autoren den Einfluss dieser Zone auf das Bruchverhalten der Schweißverbindungen, wobei die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Verbindungen kaum beeinflusst werden. Der Einfluss dieser Zone wird im Rahmen dieses Projektes mitberücksichtigt.

Im Rahmen der umfangreichen Literaturrecherche konnten keine Untersuchungen zur Beurteilung des Einflusses einer WEZ in den partiell gehärteten Bauteilen, hergestellt durch partielles Austenitisieren, gefunden werden.

2.7 Mikrostrukturelle Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf das Bruchverhalten der Widerstandsschweißverbindungen

Für geometrischen Unregelmäßigkeiten wird im DVS-Merkblatt 2960 [53] eine Abschätzung des Einflusses auf mechanischen Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindung anhand deren Lage vorgeschlagen (Bild 15). Der Randbereich zwischen $1,1$ des Elektrodeneindrucks d_e und $0,9$ des Linsendurchmessers d_n wird als kritischer Bereich gesehen. Die dort auftretenden Unregelmäßigkeiten haben den größten Einfluss auf mechanischen Eigenschaften der Verbindung. Zwischen $0,9$ und $0,5$ d_n liegt der Übergangsbereich. In diesem wird Einfluss der Unregelmäßigkeiten als weniger kritisch beschrieben. Im mittleren Bereich des Schweißpunktes (je $0,25$ d_n von der Punktmitte) haben die Unregelmäßigkeiten 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 der Kopf- und Scherzugbelastung, wobei die Belastungen über der Schmelzlinse übertragen werden, erfolgt die Spannungskonzentration an der Spitze zwischen den Blechen [54]. Im Fall der einseitigen Belastung werden die Spannungen am Elektrodeneindruck konzentriert. Ebenfalls gilt die Erweichungszone SC-WEZ als ein metallurgischer Spannungskonzentrator und wird zur Sollbruchstelle der Verbindung (vgl. Abschnitt 8.2.1).

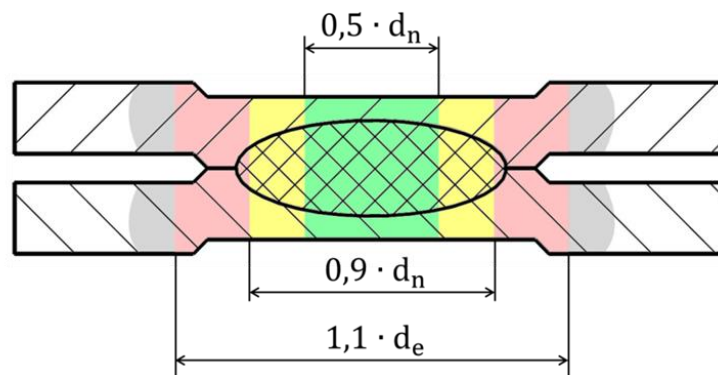


Bild 15: Bereichseinteilung zur Charakterisierung der Lage von Unregelmäßigkeiten und deren Einfluss auf mechanische Eigenschaften nach [53]

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

2.8 Verschleiß der Elektrodenkappen

Verschleiß der Elektrodenkappen wurde für ausgewählte WB-Zuständen basierend auf Erkenntnissen aus dem Forschungsprojekt AiF 18.456B [55] bewertet. Dort beschreiben die Autoren zwei Verschleißmechanismen der Elektrodenkappen. Der erste Mechanismus ist die Pilzbildung – radiales Fließen der Elektrodenkappe und teilweise Materialverlust durch Verformung der Elektrodenkappe und seine Haftschweißung mit der Blechoberfläche sowie gegenseitige Diffusion zwischen Elektrodenkappe und Blech, die eine Abnahme der Elektrodenkappenlänge mit der gleichzeitigen Zunahme der Elektrodenarbeitsfläche zur Folge hat (Bild 16). Der zweite Mechanismus – sogenannte Plateaubildung, auch beschrieben in [56] als ein Verschleißmechanismus für pressgehärtete Al-Si beschichtete Stähle.

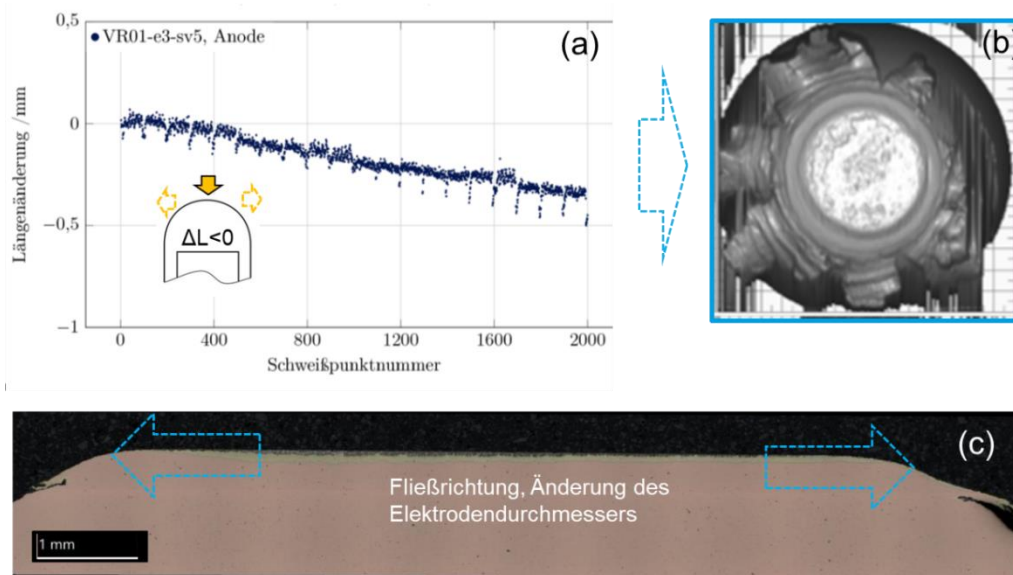


Bild 16: Pilzbildung bei einer Elektrodenkappe (Anode) nach 1600 Schweißungen an HX340 LAD+Z (Blechdicke 2 mm) aus [55]. (a) – Längenänderung der Elektrodenkappe, (b) – Topografie einer Elektrodenkappe, erfasst mittels Konfokalmikroskopie; (c) - Querschnitt der Elektrodenkappe

Plateaubildung passiert durch das axiale Fließen der Elektrodenkappe. In den ca. ersten 100 Schweißpunkten wurde eine Verlängerung der Elektrodenkappe beobachtet, nach dieser Punktzahl hat sich das Plateau vollständig ausgebildet, die Kappe wird aber durch die Wirkung des ersten Verschleißmechanismus verkürzt (vgl. Bild 17), die Form des Plateaus bleibt unverändert. Die Messungen der Elektrodenkappenlänge sind über das anlageninterne Wegmesssystem möglich, wobei die Elektrodenlängenänderung zwischen den zwei aufeinanderfolgenden Schweißungen ermittelt werden kann.

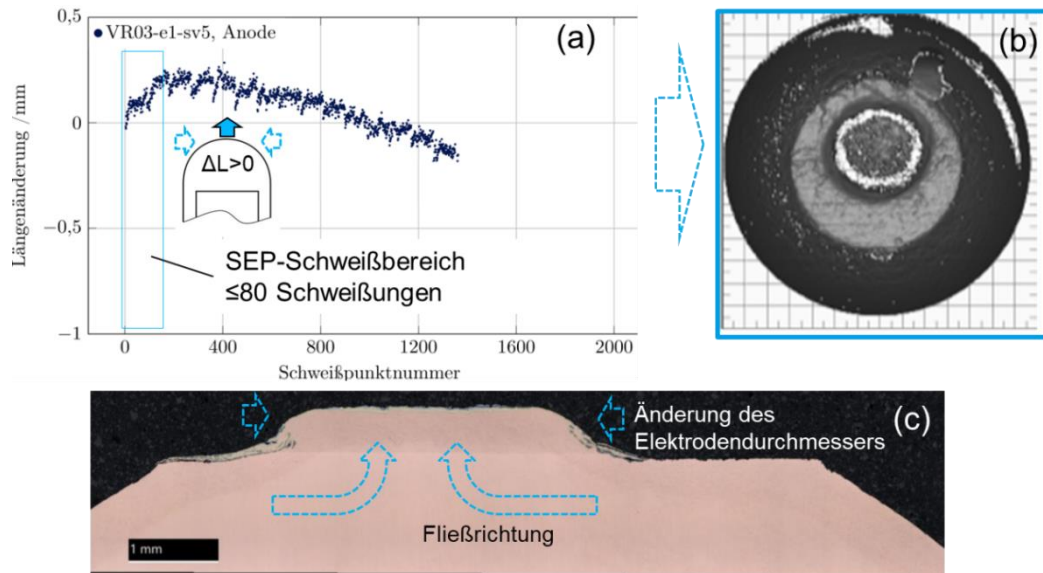


Bild 17: Plateaubildung bei einer Elektrodenkappe (Anode) nach 822 Schweißungen an 22MnB5+AS150 (Blechdicke 1 mm) im pressgehärteten Zustand. (a) – Längenänderung der Elektrodenkappe, (b) – Topografie einer Elektrodenkappe, erfasst mittels Konfokalmikroskopie; (c) - Querschnitt der Elektrodenkappe aus [57]

3 Arbeitshypothese

Um die in Abschnitt 2 formulierten Fragen zu beantworten wird die folgende, aus zwei Teilen bestehende, Arbeitshypothese formuliert:

Teil 1: die unterschiedlichen Überzugskonzepte und Prozessverläufe beim partiellen Formhärten führen zu Unterschieden im Gefüge, somit zu differenzierten mechanischen Eigenschaften und zur Entstehung von Oberflächenschichten in unterschiedlichen Dicken und Oberflächenqualitäten. Dies verursacht Änderungen der Übergangs- und Werkstoffwiderstände in den verschiedenen Zonen von partiell formgehärteten Bauteilen. Die Folge sind Schwankungen der Schweißbereiche und somit eine Senkung der Prozessinstabilität.

Teil 2: Anhand von gemessenen Prozessparametern (Strom- Spannungs- und dynamische Widerstandsverläufe) kann auf die jeweilige vorliegende Werkstoff- und Beschichtungssituation zurückgeschlossen werden, um so Grundlagen für eine auf partiell gehärteten Bauteile adaptierte Qualitätsregelung abzuleiten. Dabei soll auch der Einfluss des Elektrodenverschleißes berücksichtigt werden.

4 Forschungsziele

Im Rahmen des Versuchsvorhabens werden folgenden Ergebnisse angestrebt:

- weiterführende Klärung der werkstofflichen Vorgänge beim Widerstandspunktschweißen des formgehärteten Stahles 22MnB5 in unterschiedlichen Oberflächen- und Gefügeständen beim Herstellen ausgewählter 2- und 3-Blechverbindungen,
- Aussagen zu den erreichbaren mechanischen Verbindungseigenschaften (Härte, Kräfte, Bruchdehnungen) und dem Versagensverhalten bei statischer und schlagartiger Belastung,
- Ermittlung der elektrischen Widerstände in Abhängigkeit unterschiedlicher Überzugskonzepte, Auflagedicken und Gefügestrukturen,
- Einfluss dieser Widerstände auf das Schweißergebnis und Ableitung von Grenzwerten für die Zustände der Beschichtungen aus Sicht der Schweißeignung,
- Aussagen zum überzugsabhängigen Verschleiß an den Cu-Elektroden
- Bestimmung von Eingangsdaten für die Prozesssimulation unterschiedlicher Schichteigenschaften für die simulationsbasierte Parametervorhersage.

5 Versuchswerkstoffe und Blechdickenkombinationen

5.1 Versuchswerkstoffe

Für die beschriebenen Untersuchungen wurden Stahlbleche aus presshärtablem Mangan-Bor-stahl 22MnB5, beschichtet mit Aluminium-Silizium mit 80 g/m² – AS80 (Blechdicke 1,45 mm) und 150 g/m² – AS150 (Blechdicke 1,5 mm) in Kombination mit einem dünnen Stahlblech einer Tiefziehgüte für typische Anwendungen im Außenblech der Karosserie – HX340LAD, zinkbeschichtet mit 100 g/m² (Blechdicke 0,7 mm), verwendet. Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Versuchswerkstoffe ist in Tabelle 2 aufgelistet. Die Mikrostruktur und die Beschichtung sind im Anlieferungszustand für die drei 22MnB5 Blechen in Bild 18 dargestellt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Materialien in wt% laut Herstellerangaben

Material	C	Mn	P	S	Si	Al	Ti	B
HX340LAD+Z100	0,079	0,339	0,009	0,0056	0,009	0,057	0,001	0,0002
22MnB5+AS80	0,22	1,18	0,0109	0,002	0,259	0,03	0,04	0,0034
22MnB5+AS150	0,23	1,18	0,0109	0,0008	0,254	0,04	0,04	0,0032
22MnB5+Z140	0,211	1,22	0,013	0,0007	0,202	0,034	0,03	0,0029
22MnB5 unb.	0,211	1,19	0,01	0,0008	0,157	0,047	0,033	0,0033

Tabelle 3: Mechanische Werkstoffeigenschaften im Ausgangszustand (eigene Untersuchungen)

Material	Streckgrenze Rp 0,2 [MPa]	Zugfestigkeit Rm [MPa]	Bruchdehnung Ag [%]	Mikrohärte [HV0,1]
HX340LAD+Z100	385±14	472±15	18,9±0,4	158±5
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+Z140	417±6	589 ± 7	14,3±0,3	189 ± 13
22MnB5 unb.	376±4	541±7	15,2±0,2	173±3

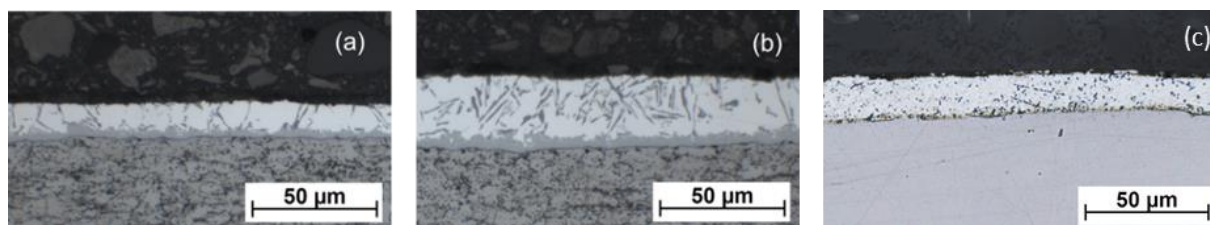


Bild 18: Mikrostruktur des Materials und der Beschichtung im Anlieferungszustand (a) – 22MnB5+AS80; (b) – 22MnB5+AS150; (c) - 22MnB5+Z140. (a,b) – geätzt mit Nital; (c) – im polierten Zustand

5.2 Blechdickenkombinationen

Die in der Tabelle 4 aufgeführten 2- und 3-Blechdickenkombinationen wurden im Rahmen des Forschungsprojektes in Absprach mit der PbA ausgewählt, um die Einflüsse des Ofenprozesses auf die Schweißbeignung des Werkstoffes zu beurteilen.

Tabelle 4: Untersuchte Blechdickenkombinationen

	Oberes Blech (+)	Mittleres Blech	Unteres Blech (-)
Zweiblechverbindung	22MnB5+AS80		22MnB5+AS80
	22MnB5+AS150		22MnB5+AS150
	22MnB5+Z140		22MnB5+Z140
	22MnB5 unb.*		22MnB5 unb.*
Dreiblechverbindung	HX340LAD+Z100	22MnB5+AS80	22MnB5+AS80
	HX340LAD+Z100	22MnB5+AS150	22MnB5+AS150
	HX340LAD+Z100	22MnB5+Z140	22MnB5+Z140

* - Stichversuche

6 Versuchsprogramm

6.1 Inhaltlicher und zeitlicher Projektplan

6.1.1 Zeitplan

Der Projektplan ist in Tabelle 5 dargestellt. Bedingt durch die verzögerte Lieferung der Versuchswerkstoffe und Ausfall der Versuchsanlagen (Ausfall der Presse im August 2017, Ausfall des REM 30.03-14.04.2018) wurde eine fünfmonatige kostenneutrale Verlängerung der ursprünglichen Projektdauer beantragt und bewilligt.

Tabelle 5: Zeitplan des Projektes

Arbeitspakete		Projektzeit	2017												2018												2019								
			12	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	1	2	3	4				
1	Charakterisierung der Versuchsmaterialien / Anpassung der bestehenden Presshärteroute zur Herstellung partiell pressgehärteter Platinen																																		
2	Erzeugung verschiedener Werkstoff- und Oberflächenzustände																																		
3	Bestimmung der Stoff- und Übergangswiderstände der in AP 2 erzeugten Feinbleche																																		
4	Untersuchungen zur Auswirkung der verschiedenen Werkstoff- und Oberflächenzustände auf die Schweißung – 2-Blechverbindungen																																		
5	Untersuchungen zur Auswirkung der verschiedenen Werkstoff- und Oberflächenzustände auf die Schweißbarkeit der 3-Blechverbindungen																																		
6	Ermittlung des Einflusses der Oberflächen- und Gefügeveränderungen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der erzeugten Punktschweißverbindungen																																		
7	Ableitung von Grenzwerten für Schichtzustände zu QS																																		
8	Erarbeitung Ergebnisdokumentation für den Schlussbericht																																		
		geplant	Bearbeitungszeitraum																																

6.1.2 Inhaltlicher Ablauf des Projektes: Arbeitspakete

Im Laufe der durchgeführten Untersuchungen erfolgte eine Präzisierung der beantragten Arbeitspakete in Absprache mit dem Projektbegleitenden Ausschuss, außerdem wurden einzelne Teile der Arbeitshypothesen verworfen, so dass das Arbeitsprogramm angepasst werden musste. Im Weiteren werden diese Änderungen in einem inhaltlichen Projektplan beschrieben.

AP1 Charakterisierung der Versuchsmaterialien / Anpassung der bestehenden Presshärteroute zur Herstellung partiell pressgehärteter Platinen

Im Rahmen des Arbeitspakets erfolgte Charakterisierung der Versuchswerkstoffe im Ausgangszustand Sicherstellung der unterschiedlichen Routen zum partiellen Formhärten von 22MnB5 mit unterschiedlichen Beschichtungen (Auswahl der Temperaturen für AP2, Messungen der Temperaturgeschichten im Ofenprozess, Anpassung der Presshärteroute am IWF).

AP2: Erzeugung verschiedener Werkstoff- und Oberflächenzustände

Im Rahmen dieses Arbeitspakets erfolgte eine Generierung von Probeblechen mit unterschiedlichen Wärmebehandlungen durch Variation der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit (Tabelle 6) um das Partielle Formhärten mittels partiellen Austenitisieren zu simulieren, resultierend in verschiedenen mechanischen Eigenschaften. Es erfolgte Ermittlung der Werkstoffeigenschaften (vgl. Abschnitt 7.2) sowie metallographische Charakterisierung der Schichtausbildung in Abhängigkeit der Wärmebehandlung (vgl. Abschnitt 7.1) für alle Zeit-Temperatur Kombinationen.

Für jede der Al-Si Beschichtung wurden 21 WB-Zustände erzeugt Zusätzlich erfolgten Stichversuche für 22MnB5+AS150 mit verlängerten Ofenhaltezeiten von 15 und 20 Minuten. Für die Zn-beschichteten Bleche wurden 16 WB-Zustände erzeugt (Tabelle 6).

Tabelle 6: Matrix der Wärmebehandlungen zur Abbildung des partiellen Formhärtens mit partiellen Austenitisieren

Ofenhaltezeit (min)	22MnB5+AS80 / 22MnB5+AS150								22MnB5+Z140			
	700	750	800	880	900	930	950	700	750	800	850	
4	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
6	X*	X	X	X	X	X	X	X*	X	X	X	X
10	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
20**	X**						X**					
	700	750	800	880	900	930	950	700	750	800	850	
Ofentemperatur (°C)												

X: geplante Kombinationen; * - Stichversuch für 22MnB5 UB; ** - nur für 22MnB5+AS150

AP3: Bestimmung der Stoff- und Übergangswiderstände der in AP 2 erzeugten Feinbleche

Im Rahmen des Arbeitspakets wurde die am IWF vorhandene Anlagentechnik zur Widerstandsmessungen angepasst und es erfolgte Ermittlung der statischen und dynamischen Übergangswiderständen in Anlehnung an DVS 2929-1 und 2929-3 in Abhängigkeit von Schichtart und -ausprägung, Oberflächenzustand sowie spezifischen elektrischen Widerständen in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes (Tabelle 7), wie beschrieben im Abschnitt 7.4. Die Messung spezifischer elektrischer Widerstände erfolgte nur für die Ofenhaltezeit von 6 Minuten.

Tabelle 7: Widerstandsmessungen im AP3

Ofenhaltezeit (min)	X	22MnB5+AS80 / 22MnB5+AS150						22MnB5+Z140				
	4	Ü/D ^{2**} /D ³	Ü	Ü/D ³	Ü	Ü	Ü/D ³	Ü	Ü/D ³	Ü	Ü/D ³	Ü/D ³
	6	Ü/R	Ü/R	Ü/R/ D ³	Ü/R	Ü/R	Ü/R/ D ³	Ü/R	Ü/R/ D ³	Ü/R	Ü/R/ D ³	Ü/R/ D ³
	10	Ü/D ^{2**} /D ³	Ü	Ü/D ³	Ü	Ü	Ü/D ³	Ü/D ^{2**}	Ü/D ³	Ü	Ü/D ³	Ü/D ³
	20**	X						X				
X	700	750	800	880	900	930	950	700	750	800	850	
Ofentemperatur (°C)												

Ü – Messung der Übergangswiderstände; R – Messung der spezifischen Stoffwiderstände; D² – Messung der dynamische Widerständen an 2-Blechverbindungen; D³ – Messung der dynamischen Widerständen an 3-Blechverbindungen; ** - nur für 22MnB5+AS150

AP4: Untersuchungen zur Auswirkung der verschiedenen Werkstoff- und Oberflächenzustände auf die Schweißseignung – 2-Blechverbindungen

Um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Schweißseignung zu beurteilen, wurden Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2, wie beschrieben im Abschnitt 7.5.1, für ausgewählten Ofentemperaturen und Ofenhaltezeiten (Tabelle 8). Zusätzlich, um den Einfluss der durch den Presshärteprozess geänderten Werkstofffestigkeit auf die Schweißseignung wurden Schweißbereiche für 2 WB-Zustände am unbeschichteten 22MnB5 ermittelt.

Tabelle 8: Versuchsmatrix zur Bestimmung der Schweißbereiche an 2-Blechverbindungen (AP4)

Ofenhaltezeit (min)	X	22MnB5+AS80 / 22MnB5+AS150						22MnB5+Z140				
	4	B		B			B	B	B	B	B	B
	6	B/B*	B	B	B	B	B/B*	B	B	B	B	B
	10	B		B			B	B	B	B	B	B
	20**	X						S**	X			
X	700	750	800	880	900	930	950	700	750	800	850	
Ofentemperatur (°C)												

B – Ermittlung der Schweißbereiche; * - Stichversuche für 22MnB5 UB; ** - nur für 22MnB5+AS150

AP5: Untersuchungen zur Auswirkung der verschiedenen Werkstoff- und Oberflächenzustände auf die Schweißbarkeit von 3-Blechverbindungen

Einfluss der Wärmebehandlung auf Widerstandspunktschweißung der Dreiblechverbindungen erfolgte für WB-Zustände, dargestellt in der Tabelle 9.

Tabelle 9: Versuchsmatrix zur Bestimmung der Schweißbereiche an 3-Blechverbindungen (AP5)

Ofenhaltezeit (min)	X	22MnB5+AS80 / 22MnB5+AS150						22MnB5+Z140			
	4	B		B			B		B		B
	6	B		B			B		B		B
	10	B		B			B		B		B
	20**	X						X			
	X	700	750	800	880	900	930	950	700	750	800
Ofentemperatur (°C)											

B – Ermittlung der Schweißbereiche

AP6: Ermittlung des Einflusses der Oberflächen- und Gefügeveränderungen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der erzeugten Punktschweißverbindungen

Die Beurteilung der Einflüsse von Wärmebehandlung des Grundwerkstoffes und Energieeinbringung im Schweißprozess auf mechanisch-technologische Eigenschaften der Verbindungen mit Berücksichtigung der Gefügeveränderungen in der WEZ, beschrieben in Abschnitt 2.6 erfolgte mittels quasistatischen Kopf- und Scherzugversuch sowie dynamischen Scherzugversuch, um Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf Verbindungseigenschaften beurteilen zu können. Um eine Degradation der mechanischen Eigenschaften durch SC- und IK-WEZ zu untersuchen, wurden Zugversuche an Proben unter der Einseitigen Belastung mit Opferblech, ähnlich wie in [47] angefertigt.

Drei WB-Zustände (Tabelle 10) wurden ausgewählt, die drei Zonen eines partiell gehärteten Bauteils repräsentieren (vgl. Abschnitt sowieso). Die Ofenhaltezeit lag bei 6 Minuten.

Außer der Wärmebehandlung, wurde im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen die Energieeinbringung an der Fugestelle variiert mit dem Ziel, die Wirkung der Energieeinbringung auf das Prozessfenster sowie auf mechanischen Eigenschaften der Fügeverbindungen zu evaluieren. Es wurden drei Energieeinbringungskonzepte ausgewählt: Kurzzeitschweißen, mittlere Schweißzeit und Langzeitschweißen (vgl. Abschnitt 7.6.1).

Durch Variation des Schweißstromes und mit der anschließenden Meißelprüfung wurde für verschiedene WB-Zustände der gleiche Punktdurchmesser zwischen 5,6 und 5,8 mm eingestellt (beschreiben im Abschnitt 7.6.1), so dass ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften zwischen verschiedenen Energieeinbringungskonzepte und WB-Zustände möglich ist.

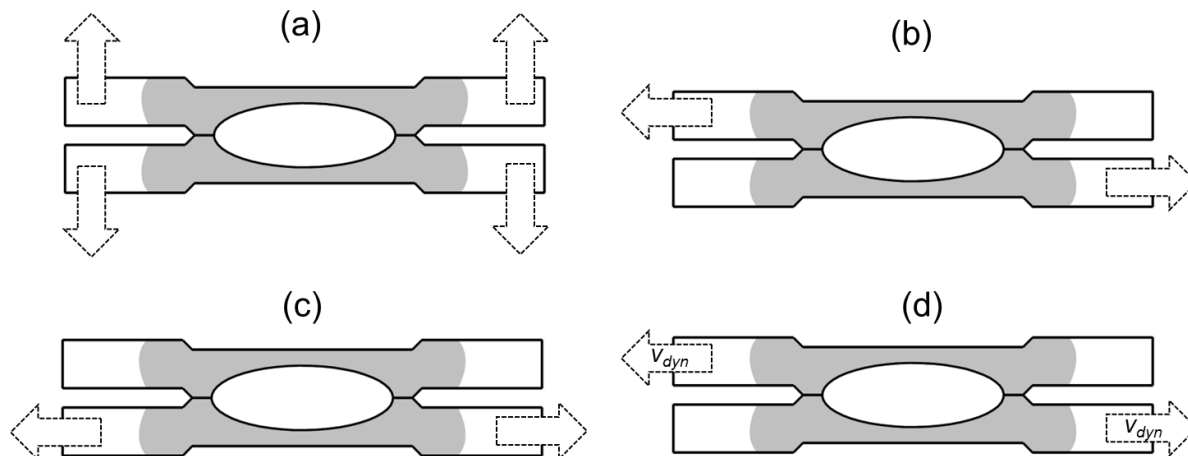


Bild 19: Belastungsarten einer Widerstandspunktschweißverbindung (a) – Kopfzugbeanspruchung; (b) – Scherbeanspruchung; (c) – einseitige Beanspruchung; (d) – Hochgeschwindigkeits-Zugbeanspruchung

Tabelle 10: Versuchsmatrix im AP6

		22MnB5+AS150						
		700	750	800	880	900	930	950
Ofenhaltezeit (min)	4							
	6	X/S		X			X/S	
	10							
	15**	/						S
	20**	/						
		Ofentemperatur (°C)						

X – Ermittlung der Verbindungseigenschaften; S – Ermittlung der Schweißbereiche

AP7: Ableitung von Grenzwerten für Schichtzustände zur QS

Aus der Analyse der im Rahmen der Arbeitspaketen 2 bis 5 erzeugten Daten konnten für die Zn-Beschichtung Empfehlungen des DVS-Merkblattes 2935-3 bestätigt werden (bestehende Korrelation zwischen dem statisch gemessenen Übergangswiderstand und Schweißbereiche); für 22MnB5+AS, bei dem die Empfehlungen von DVS 2935-3 nicht bestätigt wurden, wurde, basierend auf umfangreichen metallographischen Untersuchungen im AP2 und deren Korrelation mit den ermittelten Schweißbereichen ein Kriterium entwickelt, das eine Abschätzung der Schweiß-eignung anhand der Schichtmorphologie ermöglicht.

7 Versuchsdurchführung

7.1 Presshärten

Das Presshärten erfolgte unter Verwendung eines Ofens und einer Presse, die im Bild 20 dargestellt sind. Um den Produktionsprozess von partiell pressgehärteten Bauteilen abzubilden, wurden Bleche mit einer Größe von 300 x 490 mm mit Alkohol gereinigt und in den Ofen platziert, welcher zuvor auf die Arbeitstemperatur vorgeheizt wurde. Die Bleche verblieben im Ofen für 4, 6 und 10 Minuten, danach wurden sie in eine Presse überführt und mit einer Stempelkraft von 70 kN gepresst und für 60 s abgekühlt.

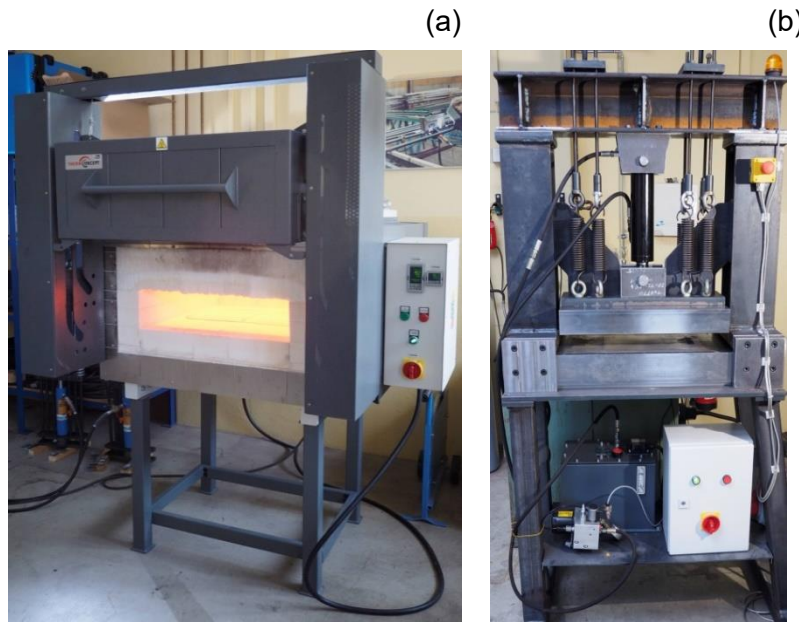


Bild 20: Presshärteroute (a) – Ofen; (b) – Presse

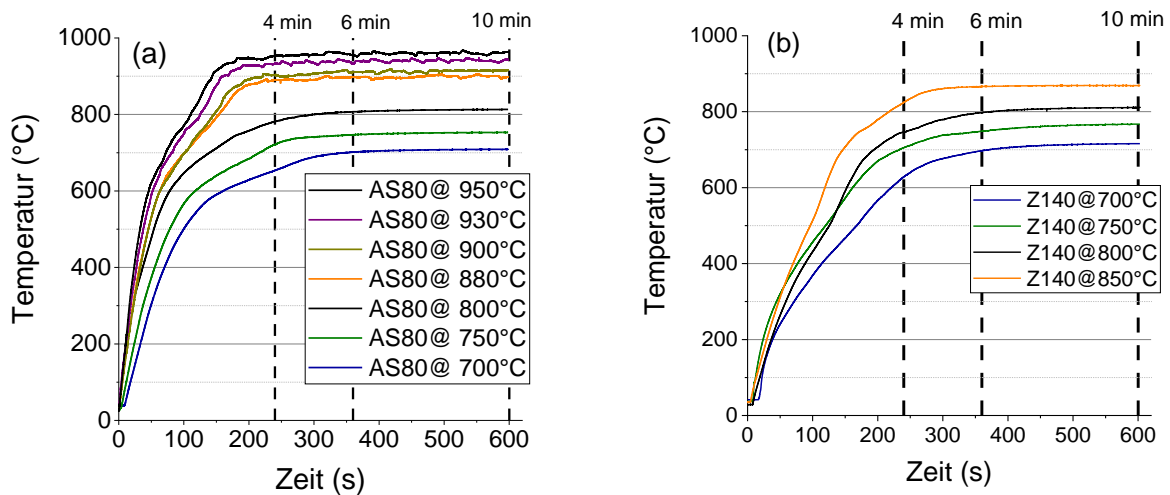


Bild 21: Temperaturverläufe im Ofen, gemessen in der Mitte der Platine (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+Z140

Unbeschichtete 22MnB5 wurde in Platinen mit den Abmessungen von 300x300 mm zugeschnitten. Um die Probenoberfläche vor Oxidation zu schützen, erfolgte das Presshärten in einer hochlegierten Härtefolie (von Arnold Schröder GmbH), Die Platine wurde in der Folien eingewickelt, die Seiten wurden gefalzt, so dass eine luftdichte Verbindung hergestellt wurde. Die Platine in der Härtefolie ist im Bild 22 dargestellt.



Bild 22: unbeschichteter 22MnB5 in einer Härtefolie nach dem Presshärten

Trotz der Anwesenheit der Härtefolie zwischen der Presse und dem Blech, wurde eine für die Martensitbildung ausreichende Abkühlgeschwindigkeit erreicht. Die Härte der Platine im wärmebehandelten Zustand mit Ofentemperatur von 930°C lag bei 485 HV10.

7.1.1 *Reinigen der pressgehärteten Blechen*

Für die Reinigung der Bleche stand ein Druckluftstrahler von der Firma Castoline zur Verfügung. Die Reinigung erfolgte im Handbetrieb. Aus der Variation der Strahlmittel und Prozessparameter, detailliert beschrieben in [58], wurden optimale Reinigungsbedingungen gewählt.

Die Zn-Bleche wurden mit Glaskugeln (Korndurchmesser 300-500 µm) mit einem Luftdruck von 4,5 bar gereinigt. Die Reinigung nichtbeschichteter Platinen erfolgte mit Korund (Korndurchmesser 1,5 mm) mit einem Luftdruck von 4 bar.

Nach jeder zehnten gereinigten Platine wurde der Strahlmittel ersetzt, um Einfluss des Strahlmittelverschleißes auf das Reinigungsprozess zu minimieren. Die Aufnahmen der Platinenoberfläche vor und nach dem Reinigen sind im Anhang B zu finden

7.2 **Ermittlung mechanischer Werkstoffeigenschaften**

Aus den Platinen wurden die Proben für Plättchenbiegeversuch und Zugversuch entnommen, wie im Bild 23 schematisch dargestellt ist. Aus einem Blech mit den Abmessungen von ca. 490x300 wurden 22 Proben für Plättchenbiegeversuch und 15 Zugversuch-Proben für jeden WB-Zustand mit dem Laser ausgeschnitten.

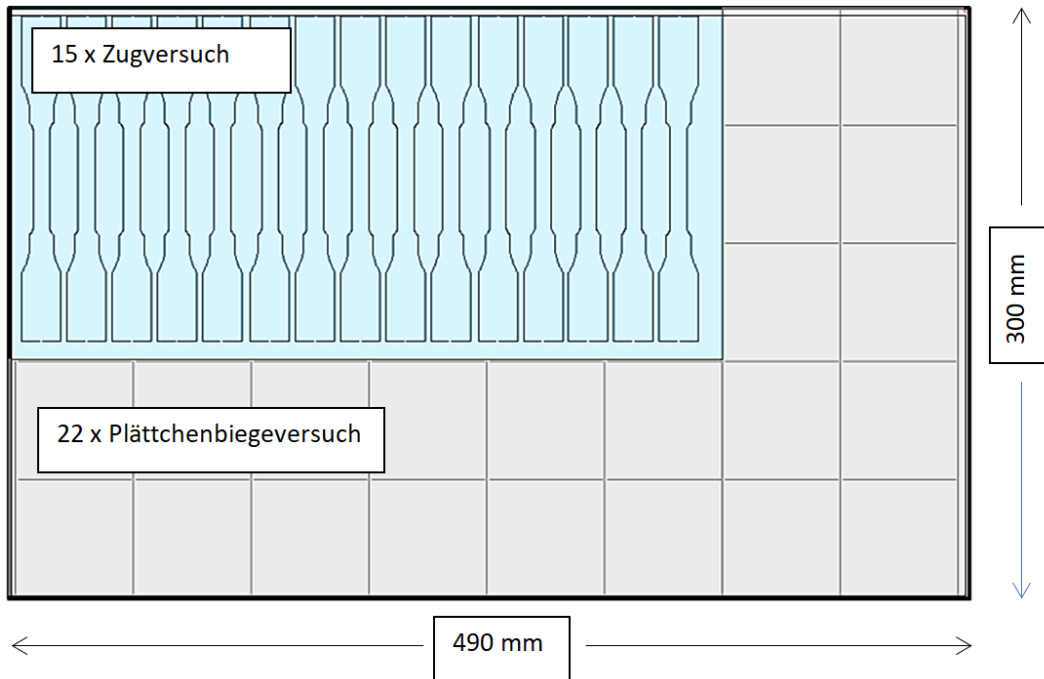


Bild 23: Probenentnahme aus einer pressgehärteten Platine

7.2.1 Zugversuch

Zugversuch in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1:2017-02 wurde Zwick-Z250 Stand-Prüfmaschine unter Anwendung der Probengeometrie aus den vorherigen Untersuchungen [59] durchgeführt (Bild 24). Die Probengeometrie mit Einschnürung sorgt dafür, dass der Bruch der Probe innerhalb eines Prüfquerschnittes erfolgt.

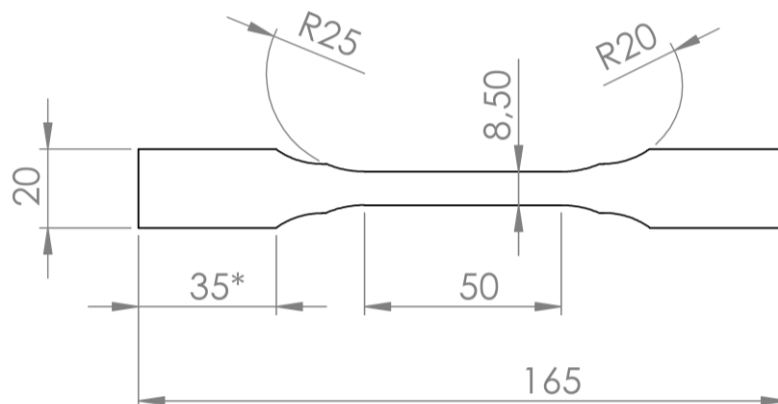


Bild 24: Geometrie der Zugversuch-Probe nach [59]

7.2.2 Plättchenbiegeversuch

Für den Plättchen-Biegeversuch wird ebenfalls die Stand-Prüfmaschine Z250 von Zwick genutzt. Bei diesem Versuch wurde eine Biegeprobe mit den Abmessungen von 60x60 mm in der Prüfeinrichtung ohne Schmierstoffe und auf drehbar gelagerten Auflagerrollen gebogen, bis ein Kraftabfall von 50 N registriert wurde. Stempelweg und Kraft werden maschinenseitig erfasst [60]. Die Berechnung des Biegewinkels α beim Kraftmaximum erfolgt anhand der Vorschubbewegung des Biegestempels. Berechnungsformeln aus [60] sowie die Abbildung der Versuchsvorrichtung sind im Anhang A zu finden.

7.3 Metallographische Untersuchungen der Oberflächenschichten

7.3.1 Rasterelektronenmikroskopie und EDX

Für die Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) und der Elementbestimmung mittels elektronendispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) wurden die Proben leitfähig eingebettet, geschliffen und Poliert mit dem Vibrationspoliergerät Bühler VibroMet 2 um die Kantenabrundung der Probe zu minimieren. Untersuchungen erfolgten im ungeätzten Zustand.

Für die Untersuchung mittels REM wird ein FEI XL30 ESEM benutzt mit der Beschleunigungsspannung von 25 kV. Aufnahmen wurden sowohl mit dem BSE Detektor, aus rückgestreuten Elektronen, als auch mit SE Detektor, aus Sekundärelektronen, angefertigt. Bei Verwendung des BSE Detektors ist der Materialkontrast deutlicher zu erkennen.

Mittels elektronendispersiver Röntgenspektroskopie EDX kann die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes gemessen und nach Abzug der Bremsstrahlung quantifiziert werden. Einen Überblick über die auf diese Weise untersuchten Proben gibt Tabelle 11.

Tabelle 11: Übersicht der durchgeführten REM-Untersuchungen

Ofenhaltezeit (min)	4	R						
	6			R			R	
	10							R*
	20							R
	X	700	750	800	880	900	930	950
Ofentemperatur (°C)								

R – REM+EDX für AS150; R* - REM+EDX für AS80

Es erfolgte ein direkter Vergleich zwischen LM und REM-Aufnahmen (BSE-Aufnahmen mit EDX-Messungen). Ein Beispiel solches Vergleichs für 22MnB5+AS150 mit 4 Minuten bei 700°C ist in Bild 25 dargestellt. Es ist anhand der EDX-Messungen (Bild 25 (c)) ersichtlich, dass die Beschichtung in diesem Wärmebehandlungszustand aus dem nichtdiffundierten metallischen Al-Si Schicht (e4) - Bereich G sowie aus Bereichen F (intermetallische Phase Fe_2SiAl_7) und D (inter-

metallische Phase Fe_2Al_5). Ein Kontrast zwischen den einzelnen Schichtbereichen ist in der BSE Aufnahme sowie auf der LM-Aufnahme gut zu erkennen. Al-Si Schicht (G) hat in der LM-Aufnahme eine ausgeprägte metallische Färbung (grau-weiß), in der BSE-Aufnahme erscheint dieser Schichtbereich dunkelgrau, wesentlich dunkler im Vergleich zum Stahls substrat und den eisenreichen Schichtbereichen F und D aufgrund des wesentlich höheren Gehalt an leichten Elementen Al und Si. Schichtbereiche F (hellgrau in BSE und LM) und D (Dunkelgrau in BSE und LM) könne auch gut unterschieden werden.

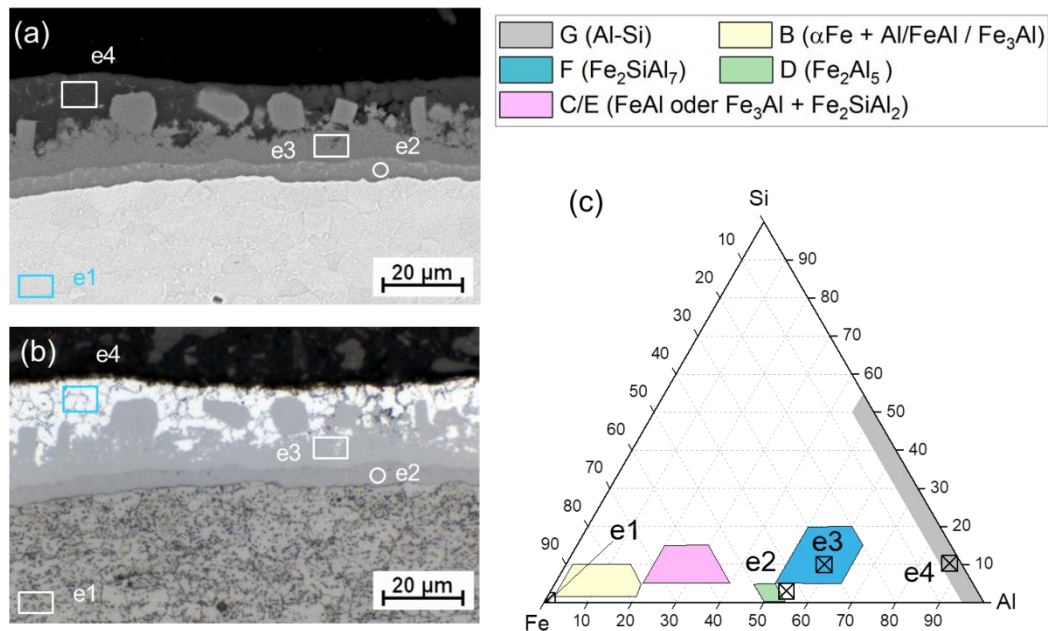


Bild 25: Beispiel für einen Vergleich der REM Untersuchung (a) mit einer Lichtmikroskopischen Aufnahme (b) sowie Zuordnung der in (a) und (b) gekennzeichneten Bereiche zu den Schichtbereichen nach Jenner et al [23] (c) für 22MnB5+AS150, pressgehärtet mit 4 Minuten bei 700°C.

Mit Verwendung der Literaturwerte zur chemischen Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche (s. Abschnitt 2.3.1) war eine Identifizierung der Schichtbestandteile nach Jenner et al. [23] auf lichtmikroskopischen Aufnahmen möglich. Dies liefert eine Grundlage zur Bewertung der Schichtzustände mithilfe der lichtmikroskopischen Untersuchungen und so die Ermittlung der im Rahmen dieses Projektes vorgeschlagenen Schichtmorphologie-basierten Qualitätskriterium ohne aufwendigen REM-Untersuchungen, was für die KMUs ohne Zugang zum teuren Gerätetechnik 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 mit 500-facher Vergrößerung der Beschichtung gemacht, für jedes Bild wurden 10 Linien senkrecht zur Beschichtung gezogen und die Beschichtungsbereiche, die in Verbindung mit der Linie gekommen sind, vermessen (Bild 26). Dann werden die Mittelwerte für die einzelnen Bestandteile berechnet, anschließend wurde der prozentuale Anteil der einzelnen Bestandteile in der Gesamtschichtdicke berechnet.

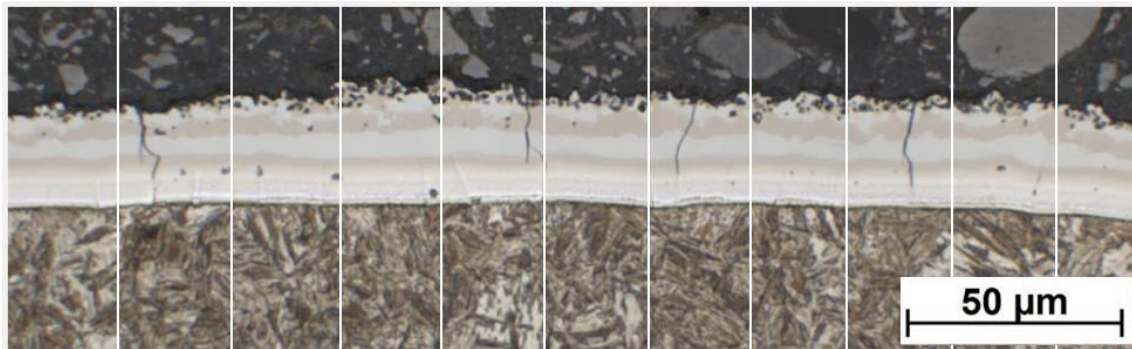


Bild 26: Vermessung einzelner Schichtbereiche am Beispiel von 22MnB5+AS80/930°C/6 min

7.4 Widerstandsmessungen

7.4.1 Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes

Im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung wurden spezifische elektrische Widerstände in Abhängigkeit des WB-Zustandes für Ofenhaltezeit von 6 Minuten unter Anwendung der 4-Leiter-Methode gemessen (Bild 27). Die Messungen erfolgten für 22MnB5 mit beiden Al-Si Beschichtungen sowie für Zn-beschichtete Proben. Beschichtungen wurden vor der Messung abgeschliffen. Pro WB-Zustand wurden 5 Messungen durchgeführt.

Aus der Messungen der fließenden Stromstärke I_E und Spannung U wurde der Widerstand berechnet. Unter Anwendung des Ohm'schen Gesetzes in Verbindung mit dem Querschnitt A und der Länge l des Probekörpers wurde somit auf den spezifisch elektrischen Widerstand ρ geschlossen (Bild 27 (b)).

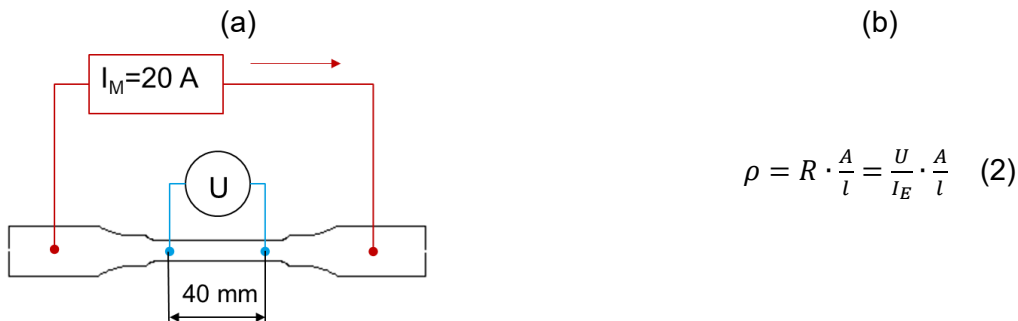


Bild 27: (a) - Versuchsaufbau für die 4-Leitermessung der spezifischen elektrischen Widerständen (b) – Formel zur Errechnung des spezifischen elektrischen Widerstandes

7.4.2 Messung der Übergangswiderstände

Die Messung der statischen Widerstände erfolgte für das Al-Si beschichtete Material im pressgehärteten Zustand in Anlehnung an DVS 2929-3 [61] an Proben mit 45x45 mm. Für die Mes-

sung wurde ein Gleichstrom I_M von 10 A und eine Elektrodenkappe F0-16-20 (Bild 28) mit einer pneumatisch aufgebrachtene Elektrodenkraft F_E von 3,5 kN benutzt.

Das Messverfahren, schematisch dargestellt in Bild 29, erlaubt die Messung einzelner Spannungsabfälle und dadurch die Berechnung einzelner Widerstandskomponenten:

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

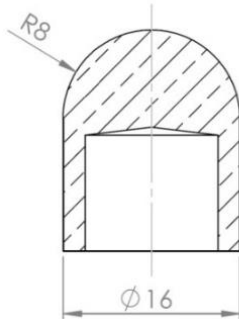


Bild 28: Geometrie der für Widerstandsmessungen angewendeten Elektrodenkappen

Der Gesamtwiderstand (R_g), gemessen zwischen den beiden Elektroden (Bild 29), wurde mit der Summe der einzelnen Gesamtwiderstände verglichen, um die Messmethode zu verifizieren.

Im DVS 2929-1 [62] 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 [62] 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 [63]) klein sind und sich nicht ändern können, solange es mit einem Elektrodenpaar und demselben Opferblech gemessen wird, können jegliche Änderungen der Systemwiderstände nur durch Änderung der Kontaktwiderstände verursacht werden.

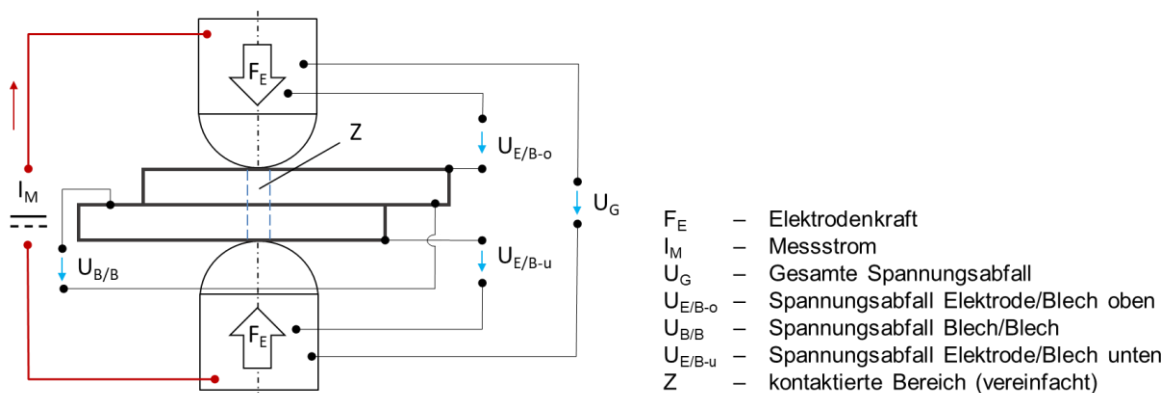


Bild 29: Schematischer Messaufbau zur Bestimmung des statischen Kontaktwiderstandes

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 wer-

den die Elektroden und Bleche elastisch verformt, es entsteht ein kontaktierter Bereich, welcher vereinfacht als Zylinder zwischen den Elektrodenkappen dargestellt werden kann (Z im Bild 29). Wird eine Annahme getroffen, dass der Messstrom durch diesen Zylinder aus 22MnB5 mit dem spezifischen elektrischen Widerstand von $25 \mu\Omega\cdot\text{cm}$ [64] fließt, dessen Durchmesser 2 mm und die 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 [35] verglichen. Dort werden 800 $\mu\Omega$ für Al-Si und 1000 $\mu\Omega$ für Zn Beschichtung im pressgehärteten Zustand als oberer Grenzwert angegeben.

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

Bild 5 zeigt ein Beispiel der gemessenen Widerstandskomponenten für 22MnB5+Z140 mit der Ofenhaltezeit von 10 Minuten sowie die daraus berechnete Summe der gemessenen Gesamtwiderstände Elektrode-Blech mit der gekennzeichneten Grenze des Übergangswiderstandes nach [35].

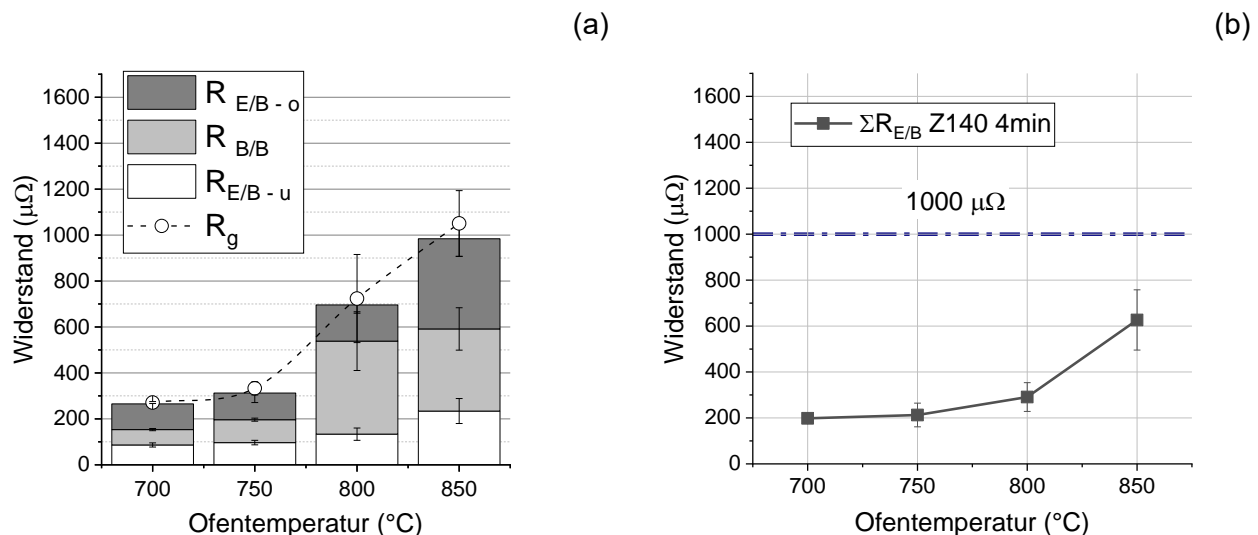


Bild 30: Widerstände für 22MnB5+Z140: (a) – gemessene einzelne Komponenten des Übergangswiderstandes, sowie der Gesamtwiderstand; (b) – die aus den Messwerte (a) errechnete Summe der Gesamtwiderstände Elektrode-Blech.

Messungen des dynamischen Gesamtwiderstandes im Schweißprozess zwischen den Elektroden (R_g) (Bild 29) wurden für sowohl an 2- als auch an 3-Blechverbindungen durchgeführt (Tabelle 7).

Für 2-Blechverbindungen erfolgten die Messungen für AS150 und Z140 in WB-Zustände durchgeführt, die für Al-Si Beschichtung verschiedene Gruppen der Oberflächenschichtentwicklung repräsentieren und für Zn-beschichteten Proben Werkstoffzustände unterhalb und oberhalb der in DVS 2935-3 angegebene Grenze von 1000 $\mu\Omega$ darstellen.

Für AS150 wurden 4 Gruppen vermessen. Die erste Gruppe mit vorhandenen metallischen Al-Si-Bereiche in der Schicht (WB 700°C/4 min). Die zweite Gruppe, in der die Schicht aus intermetallischen Phasen besteht (WB 700°C/10 min). Gruppe 3, in der hochohmige intermetallische Phasen (Bereiche B, C und E) mit dem Anteil zwischen 51 und 84 % wurde durch den WB-Zustand mit 950 °C/10 Minuten vertreten; Gruppe 4, für die die Schicht hauptsächlich aus hochohmigen intermetallischen Phasen (mehr als 84 %) besteht – WB 950 °C/20min (vgl. Abschnitt 8.3.1).

Für Zn-beschichteten Blechen erfolgten Messungen des Gesamtwiderstandes für WB-Zustände mit 700°C/4min, 700°C/10min (beide WB-Zustände mit den statisch gemessenen $\Sigma R_{E/B}$ unter 1000 $\mu\Omega$) und 850°C/10min mit dem gemessenen $\Sigma R_{E/B}$ von mehr als 1000 $\mu\Omega$ (vgl. Abschnitt 8.4)

Pro WB-Zustand wurden 3 Messungen mit einem Schweißstrom I_{min} gemacht und gemittelt, für AS150/ 950 °C/20min erfolgten die Messungen mit einem Schweißstrom von 4 kA.

Analyse der dynamischen Widerstandsverläufe erfolgte auch für 3-Blechverbindungen. Dabei erfolgte die Analyse der Widerstandsänderung im Vorimpuls (Schweißzeit 120 ms, Schweißstrom 7,0 kA), in dem die größten Änderungen des Widerstandes gemessen wurden.

7.5 Widerstandspunktschweißen

Das Widerstandspunktschweißen erfolgte an einer C-Ständer Anlage von Nimak Magnetic Drive (Bild 31), detaillierter beschrieben in [65], mit einer magnetischen Kräfteinheit.

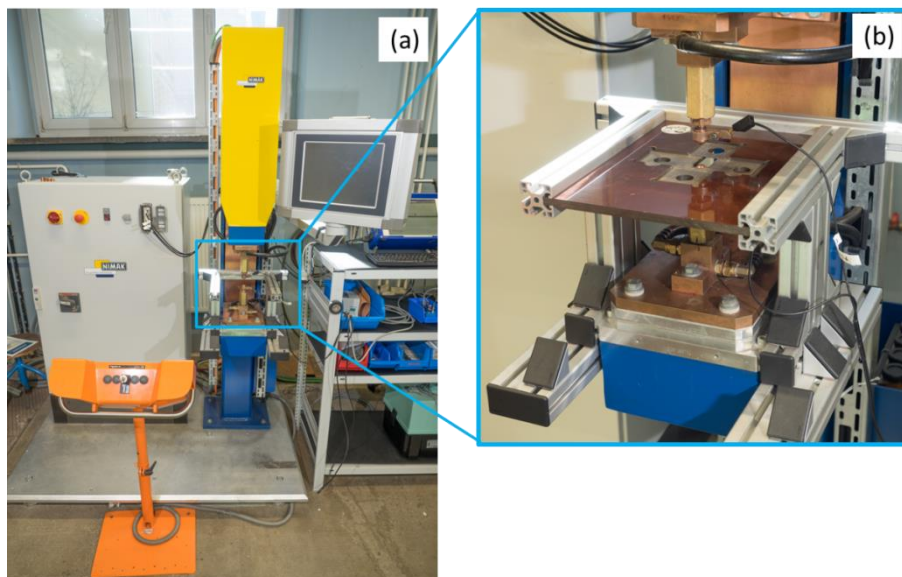


Bild 31: MFDC-Ständeranlage in C-Bauweise Nimak-Magnetic Drive (a) – Übersichtsaufnahme; (b) – Probentisch mit dem Probenhalter

Für die Schweißversuche wurden indirekt gekühlte Elektrodenkappen aus CuCr1Zr verwendet. Vor der Ermittlung des Schweißbereichs, wurden die Elektroden gefräst, um die Elektrodengeometrie F1-16-20-8-50-6 nach DIN EN ISO 5821:2009 zu erzeugen (Bild 32).

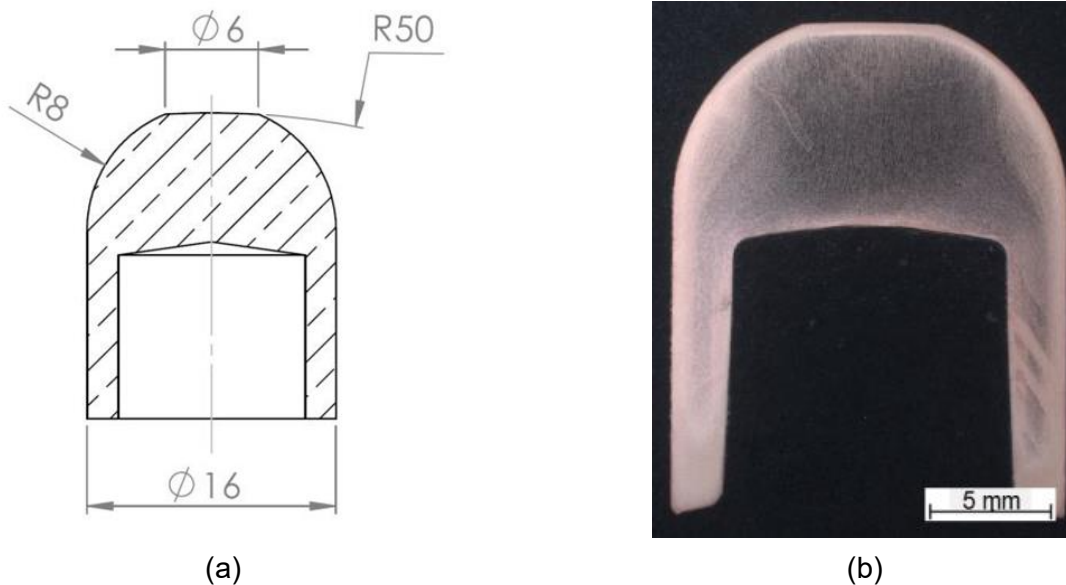


Bild 32: Elektrodenkappe F1-16-20-8-50-6 nach DIN EN ISO 5821:2009 : (a) – Skizze; (b) – Schliffbild einer gefrästen Elektrodenkappe aus [55]

7.5.1 Bestimmung der Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2

Um den Schweißbereich zu bestimmen, wurde der Prozess entsprechend SEP 1220-2 benutzt. 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} genannt 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} erfolgt in Übereinstimmung mit SEP 1220-2. Ausgehend von einer Schweißstromstärke von 4,0 kA werden die Proben durch manuelle Meißelprüfung nach DVS 2916-1 zerstört (Meißelgeometrie s. Anhang E) und der Punktdurchmesser ausgemessen. Überschreiten bei gleichem Schweißstrom beide Punktdurchmesser der jeweiligen Schnittebene den Mindestpunktdurchmesser ($4x\sqrt{t}$, t = Mindestblechdicke), so erfolgen drei weitere Schweißungen. Wird bei keinem dieser Schweißungen der Mindestpunktdurchmesser unterschritten, so wird dieser Schweißstrom als Mindestschweißstrom I_{min} bezeichnet. Wird der Mindestpunktdurchmesser nicht erreicht, werden 3 neue Schweißungen mit einem um 0,1 kA erhöhten Schweißstrom gemacht und geprüft, bis der Schweißstrom erreicht wird, bei dem Punktdurchmesser aller drei aufeinanderfolgenden Schweißungen den Mindestpunktdurchmesser überschreitet. Diese Stromeinstellung wird als Mindestschweißstrom I_{min} angenommen.

Für Zweiblechverbindungen war die Ermittlung von I_{\min} einfacher, da die Prüfung nur in eine Fügeebene erfolgte.

Für Proben, welche mit I_{\min} und I_{\max} geschweißt wurden, wurden Querschliffe nach einem Verfahren in Übereinstimmung mit der DVS 2916-4 präpariert. Für Dreiblechverbindungen wurde der Linsendurchmesser in beiden Fügeebenen, sowie die Linseneindringtiefe in das dünnere Blech und die Elektrodeneindringtiefe wurden bestimmt (Bild 33).

An Zweiblechverbindungen wurden der Linsendurchmesser und die Elektrodeneindringtiefe gemessen.

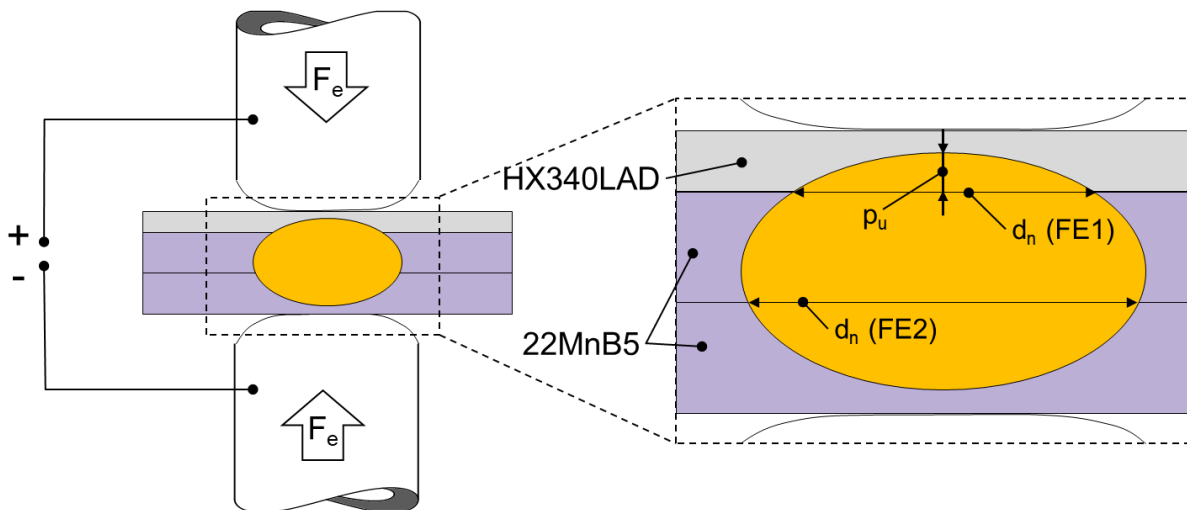


Bild 33: Schematischer Aufbau einer Dreiblechverbindung mit eingezeichneten Fügeebenen FE1 und FE2, Linseneindringtiefe in das dünne Blech, Elektrodeneindringtiefe und Polarität

7.5.2 Schweißparameter für die Zweiblechverbindungen

Die Beurteilung der Schweißbeignung von Zweiblechverbindungen erfolgte mit den Schweißparametern aus SEP 1220-2 [66] für den Blechdickenbereich zwischen 1,35 und 1,64 mm, dargestellt in der Tabelle 12 .

Gemessen wurden Schweißstrom, Schweißspannung, Elektrodenkraft und Elektrodenweg und aufgezeichnet mittels HKS WeldQAS. Der Prozessablauf für den Schweißstrom von 4 kA, ist in Bild 34 veranschaulicht.

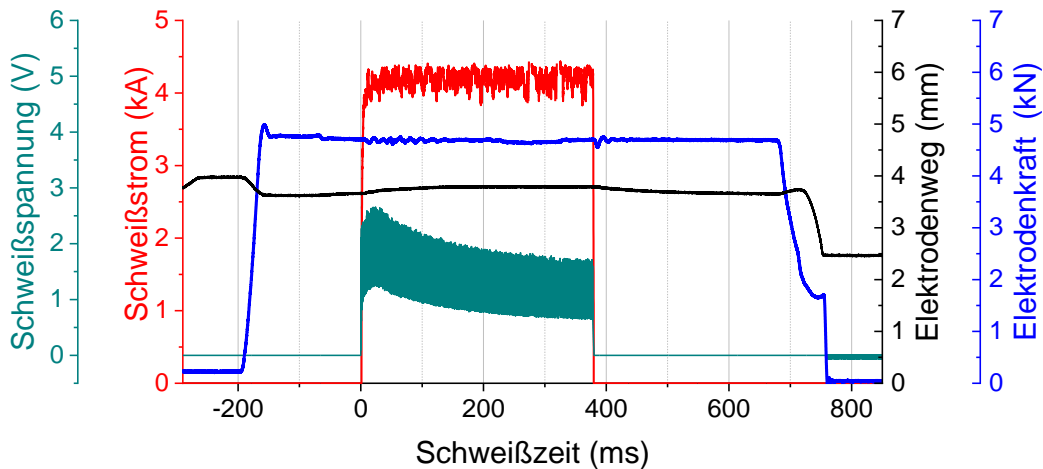


Bild 34: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess an eine 2-Blechverbindung

Tabelle 12: Schweißparameter für 2-Blechverbindungennach SEP 1220-2

Vorhaltezeit [ms]	Schweißzeit [ms]	Schweißstrom [kA]	Elektrodenkraft [kN]	Haltezeit [ms]
200	380	4,0 - I_u	4,5	200

7.5.3 Schweißparameter für die Dreiblechverbindungen

Die Schweißparameter wurden ausgewählt, um einen industrierelevanten Ansatz des Schweißens von Dreiblechverbindungen widerzuspiegeln, zum Beispiel [67]. Ein kurzer Impuls mit hohem Schweißstrom gefolgt von einem langen Schweißimpuls wurde benutzt, vgl. Tabelle 13.

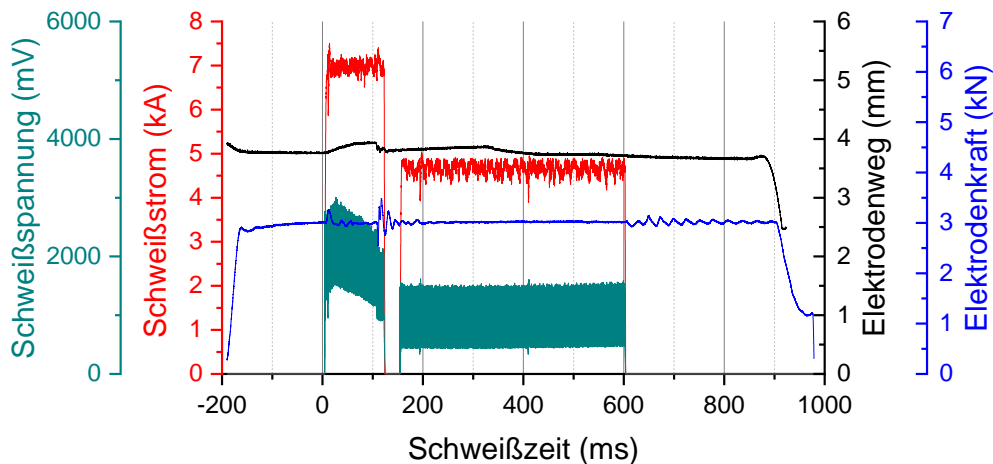


Bild 35: Verläufe von Schweißstrom und -spannung, Elektrodenkraft und -weg im Widerstandspunktschweißprozess an eine 3-Blechverbindung

Tabelle 13 Schweißparameter für 3-Blechverbindungen

Vorhaltezeit [ms]	Schweißzeit 1 [ms]	Pausenzeit	Schweißzeit 2 [ms]	Schweißstrom 1 [kA]	Schweißstrom 2 [kA]	Elektrodenkraft [kN]	Haltezeit [ms]
200	120	30	420	7,0	4,0 - I_u	3,0	200

7.5.4 Ermittlung des Verschleißes der Elektrodenkappen

Wie in Abschnitt 2.8 beschrieben, wurde im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen zwischen zwei Verschleißarten der Elektrodenkappen unterschieden: Pilzbildung und Plateaubildung. Pilzbildung zeichnet sich durch die Verkürzung der Elektrodenkappe aus, im Fall vom Plateaubildung wurde eine Verlängerung der Elektrodenkappe in den ca. ersten aufeinanderfolgenden 100 Schweißungen beobachtet. Die Längenänderung der Elektrodenkappen (welche auf das Verschleißmechanismus verweist) kann daher aus der Analyse der Wegverläufe ermittelt werden (detailliert beschrieben in [57]).

Um die Betrachtungen aus den Elektrodenwegmessungen abzusichern, wurden zusätzlich Messungen der Elektrodenkappenprofile für ausgewählte WB-Zustände mithilfe von Carl Zeiss Smartzoom Mikroskop durchgeführt. Eine automatisierte Fokus-Stacking Funktion ermöglicht eine hochauflösende Aufnahme der Oberflächentopographien (Bild 36). Die Aufnahmen wurden mit einer 400x-Vergrößerung gemacht dabei wurde die Lage des Fokuspunktes um ca. 500-1000 μm variiert.

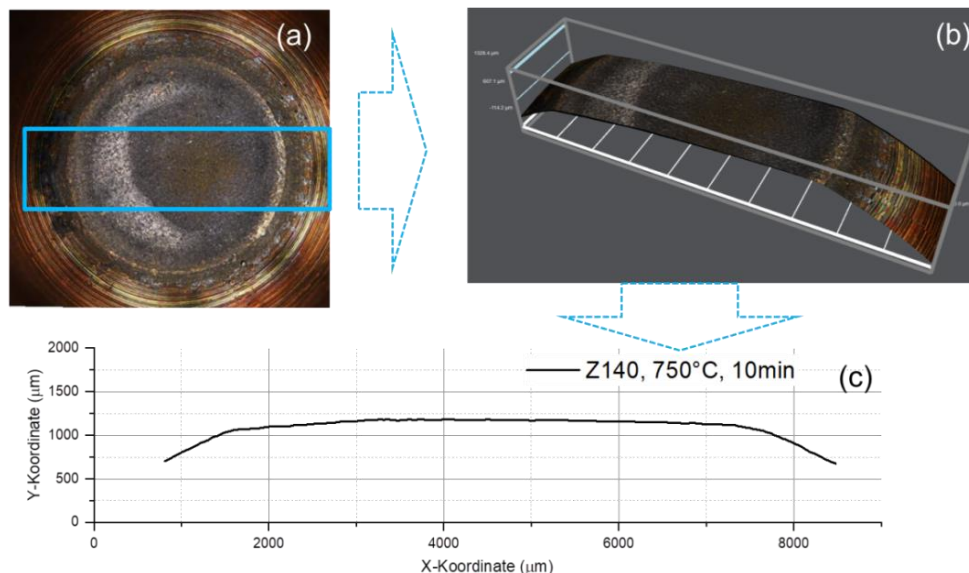


Bild 36: Messung der Kappenprofile mittels Carl Zeiss SmartZoom Mikroskop. (a) – lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme; (b) – über Fokus-Stacking Funktion gemessene Kappenprofil; (c) – Profilschnitt in der Mitte der Elektrodenkappe.

Nur ein Teil der Elektrodenkappe wurde auf diese Art aufgenommen, um die Messzeit zu reduzieren (Bild 36(a,b)). Anschließend erfolgte die Berechnung des Kappenprofils mithilfe eines CarlZeiss ZEN Softwarepaketes und deren Auswertung in einem Softwarepaket Origin Pro 2018 (Bild 36(c)).

Die Messungen der Kappenoberfläche und deren Abgleich mit den Wegmessungen erfolgten im Stichversuch für Elektrodenkappen, die zur Ermittlung der Schweißbereiche an Zweiblechverbindungen aus 22MnB5+AS150 950°C/10min sowie 22MnB5+AS150 700/4min genutzt wurden (vgl. Abschnitt 8.5.1).

7.6 Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Punktschweißverbindungen

7.6.1 Energieeinbringungskonzepte. Anpassung der Schweißparameter.

Um die Einflüsse der Wärmebehandlung des Grundwerkstoffes und der Energieeinbringung auf mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen zu bestimmen, wurden die in der Tabelle 14 dargestellte Energieeinbringungskonzepte verwendet, die Kurzzeitschweißen, mittlere Schweißzeit und Langzeitschweißen abbilden. Ein Vertreter der mittleren Schweißzeit ist ein Schweißparametersatz nach SEP 1220-2 [66], der zum Schweißen von beschichtenden Blechen mit der Blechdicke von 1,5 mm zu verwenden ist (Einimpulsschweißen mit einer Schweißzeit von 380 ms). Um Kurzzeitschweißen abzubilden, wurde die Schweißzeit aus SEP 1220-2 halbiert. Langzeitschweißen wurde mit einem Schweißparametersatz nach Rossner et al. [68] abgebildet, auch verwendet in den Untersuchungen, beschrieben in [35]. In diesem Schweißparametersatz sind zwei Impulse von 350 und 400 ms ohne Pausenzeit nacheinander eingeordnet, die Elektrodenkraft ist entsprechend der Schweißzeitverlängerung reduziert.

Tabelle 14: Schweißparameter der 3 Energieeinbringungskonzepte

Energieeinbringungskonzept	ST	SE	LT
Schweißparameter			
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

Die Ermittlung der Schweißparameter für die erwähnten Energieeinbringungskonzepte erfolgte iterativ mit dem Ziel, gleiche Schweißpunktdurchmesser zu erhalten. Ausgehend von einem Startparametersatz (Tabelle 14) wurden drei Schweißungen mit den gleichen Schweißstromeinstellungen hergestellt und deren Punktdurchmessern mittels Meißelprüfung ermittelt. Iterativ

wurde der Schweißstrom ermittelt, bei dem der in der Meißelprüfung bestimmte mittlere Punktdurchmesser von drei Schweißungen mit der gleichen Schweißstromeinstellung zwischen 5,6 und 5,8 mm lag, die Schweißstromeinstellung wurde anschließend mit 3 weiteren Schweißungen überprüft. Die Schweißparameter zur Herstellung der Proben sind in der Tabelle 15 dargestellt.

Tabelle 15: Ausgewählte Schweißstromeinstellungen zur Herstellung von Schweißungen mit gleichem Punktdurchmesser bei unterschiedlichem Wärmeeintrag

Wärmebehandlung	Energieeinbringungskonzept		
	ST	SE	LT
700°C/ 6min	8,2 kA	6,5 kA	5,1/6,0 kA
800°C/ 6min	6,2 kA	5,9 kA	4,7/5,2 kA
930°C/ 6min	5,9 kA	5,4 kA	4,7/5,0 kA

Diese Schweißparameter wurden zur Herstellung von Proben für quasistatischen Scher- und Kopfzugversuchen, sowie Zugversuch mit der einseitigen Blechbeanspruchung und dynamischen Scherzugversuch.

7.6.2 Härtemessungen

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurden zwei Arten von Härtemessungen durchgeführt: Härtemappings und Traversenmessungen mit dem Härteprüfer Qness Q60A+, wie in Bild 37(a) veranschaulicht ist. Die Härtemappings wurden mit einem Schritt von 0,045 mm und eine Belastungsstufe HV 0,05 gemacht. Um die Entwicklung der Erweichung an der SL in zu veranschaulichen, wurden die minimale Härtewerte entlang der quer zu der Schmelzlinie positionierte Linien genutzt. Bild 37 (b) zeigt die Position dieser Linien mit Bezug auf Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung, unterteilt nach Einfluss der Unregelmäßigkeiten auf mechanische Eigenschaften der Schweißverbindung nach DVS 2916-4 [69]. 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 den der Einfluss der Unregelmäßigkeiten vernachlässigt werden kann .

Bild 38 zeigt ein Härtemapping an einer Probe LT und die daraus extrahierte Linien A-B, C-D und E-F mit den gekennzeichneten Härteminima.

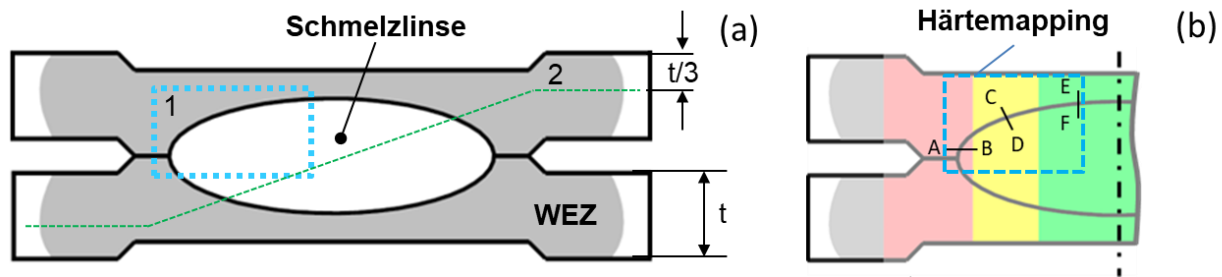


Bild 37: Schematische Darstellung der durchgeführten Härtemessungen (a) – Übersicht: 1 – Härtemapping, 2 – Z-Linienscan (Mikrohärtetraverse); (b) – Schnittlinien zur Abbildung der Härteminima an der Schmelzlinie aus einer Härtemapping mit den gekennzeichneten Zonen der Widerstandspunktschweißverbindung nach [53]

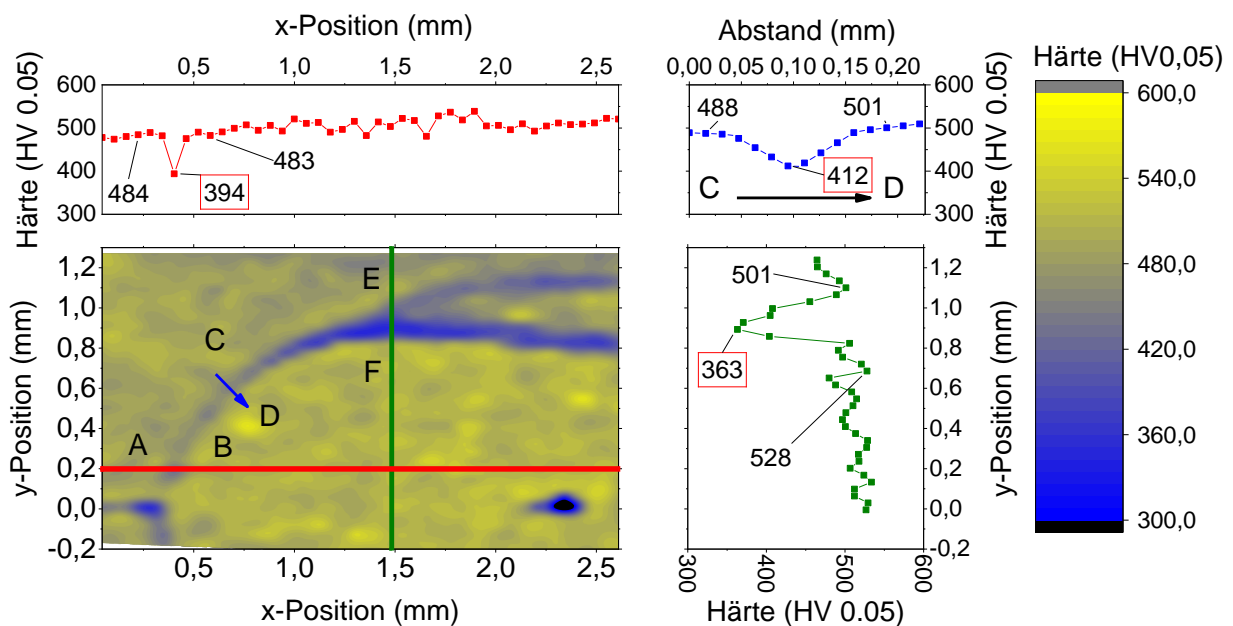


Bild 38: HD-Härtemapping und Härteverläufe entlang der markierten Linien für eine Schweißverbindung LT (WB 930°C/6min) mit den gekennzeichneten Härteminima in der SL-EWZ

7.6.3 Zugproben mit Opferblech

Zur Bewertung des schweißbedingten Wärmeeintrags auf das Versagensverhalten der Proben wurde eine Probengeometrie auf Basis einer Scherzugprobe (Probenbreite 45 mm) entwickelt (vgl. Anhang E). Außerdem wurde eine Versuchsreihe mit den „schmalen“ Proben durchgeführt (Probenbreite 25 mm) um der Einfluss der Schweißverbindung im Flanscbereich zu beurteilen.

Ziel der Untersuchungen war es, der Einfluss der WEZ auf das Bruchverhalten verschiedener Bereich 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 jeden Energieeinbringungskonzept hergestellt und mit der Zugmaschine Zwick Z250 geprüft

(vgl. Abschnitt 6.1.2, AP6), dabei wurde die gesamte Energieaufnahme aus dem gemessenen Traversenweg bestimmt und die maximale erreichte Kraft gemessen.

7.6.4 Scher- und Kopfzugversuch

Scher- und Kopfzugversuch wurden in Anlehnung an DVS 2916-1 [70] mit Verwendung der genormten Probengeometrien und Belastungsgeschwindigkeit mit der Zugmaschine Zwick Z250 durchgeführt. Die Proben wurden auf den entsprechenden Halteplatten positioniert (Bild 31 (b)). Pro WB-Zustand und Energieeinbringungskonzept wurden 5 Proben gefertigt und geprüft.

7.6.5 Dynamischer Scherzugversuch

Dynamischer Scherzugversuch wurde mithilfe eines Pendelschlagwerkes Zwick RKP 300 mit einem 300J Hammer und einer theoretischen Aufprallgeschwindigkeit von 5,231 m/s. (Bild 39) durchgeführt. Mit dieser Versuchsanlage war nur die Ermittlung der Gesamtenergieaufnahme im Bruchprozess möglich (Kraftmessung war nicht möglich).

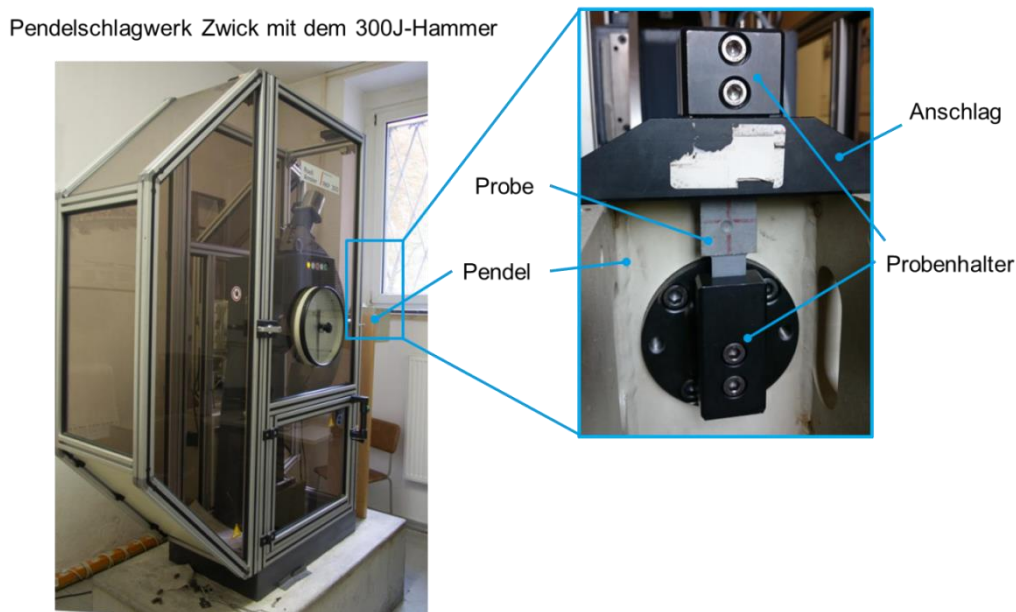


Bild 39: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit dem Pendelschlagwerk RKP 300 (IWF)

Außerdem können dadurch, dass die Probe zusammen mit dem Anschlag und Probenhalter auf dem Pendel befestigt wird (Bild 39), die Ergebnisse des Versuches durch Änderung des Hammergewichts verfälscht werden. Um die Wirkung dieser Abweichung auf die Versuchsergebnisse zu überprüfen, wurden zwei Versuchsreihen mit je 5 Proben, pressgehärtet mit 930°C/6min und geschweißt mit dem Schweißparametersatz LT, mit dem Pendelschlagwerk und mit einer externen servohydraulischen Schnellzerreißmaschine, versehen mit einer Kraftmesszelle und Wegmessung über DIC getestet und miteinander verglichen.

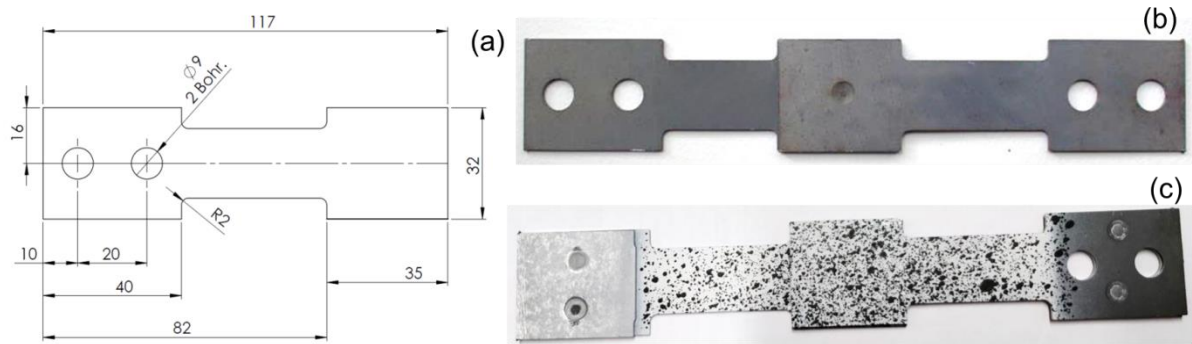


Bild 40: Probengeometrie für den dynamischen Scherzugversuch(a) – Probenskizze; (b) – Probe für Versuche im Pendelschlagwerk; (c) – Probe für Versuche mit der servohydraulischen Anlage

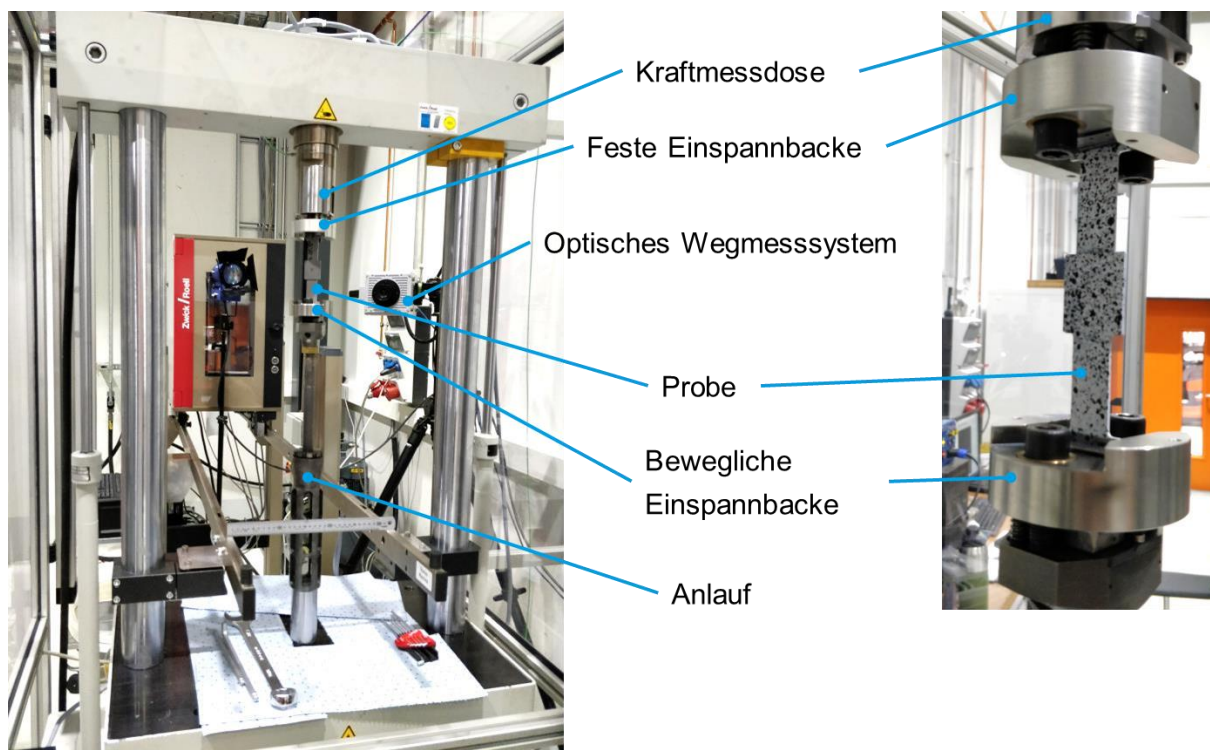


Bild 41: Versuchsaufbau beim Dynamischen Scherzugversuch mit der hydraulischen Anlage (VW)

Die Proben für das Pendelschlagwerk wurden ohne Ausgleichsbleche geprüft, die Proben, welche mittels einer Schnellzerreißmaschine geprüft wurden, wurden mit Ausgleichsblechen sowie mit dem stochastischen Muster für DIC-Messungen versehen (Bild 40).

Ein Vergleich der Energieaufnahmen (Bild 42), ermittelt mit den beiden Versuchsanlagen zeigt eine geringfügige Abweichung, die im Streubereich liegt. Die mit dem Pendelschlagwerk ermittelte Energieaufnahme ist 6% geringer als die Energieaufnahme, gemessen mit der Servohydraulischen Schnellzerreißmaschine. Das Bruchverhalten der geprüften Proben war auch ähnlich.

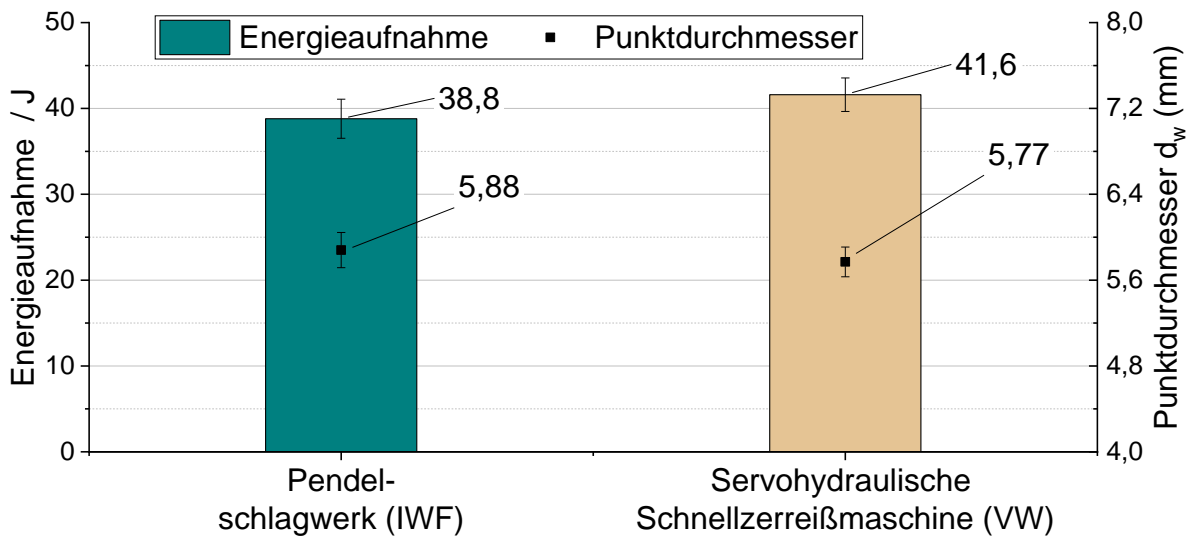


Bild 42: Abgleich der Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch zwischen dem Pendelschlagwerk (IWF) und einer externen servohydraulischen Schnellzerreißmaschine (VW)

7.6.6 Beobachtete Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurde die Klassifizierung der Bruchmodi nach einem im Bild 43 dargestellten Schema, abgeleitet aus den bestehenden Regelwerken und Literaturquellen, verwendet. Neben den „einfachen“ Bruchmodi wie Scherbruch (E), Ausknopfbruch (C) und Bruch im Grundwerkstoff außerhalb von WEZ (F), wurden auch verschiedenen Formen des partiellen Dickenbruches beobachtet: partieller Dickenbruch durch die Schmelzlinse G - ptf-a im Bild 45 d-f, und partieller Dickenbruch entlang der Schmelzlinie in Kombination mit dem Ausknopfbruch A (ptf-b im Bild 45 g-i). 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 Schmelzlinie kombiniert mit dem Ausknopfbruch. Im Rahmen der durchgeführten Bruchanalysen wurden auch Versagensarten beobachtet, die je nach der betrachteten Schnittebene verschiedene Brucherscheinungen aufwiesen. So waren z.B. eine Kombination zwischen Scherbruch, Linsengrenzbruch mit Ausknopfbruch (H) oder auch Partielle Dickenbruch entlang der Schmelzlinie in Kombination mit dem partiellen Dickenbruch durch die Schmelzlinse (I) aufgetreten.

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 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 der Bruchverhalten jeder Probe innerhalb der Serie dokumentiert und Dargestellt, wie in Bild 44 veranschaulicht ist. Dabei wird die Serie, bestehend aus 5 Proben, als ein Kreis dargestellt, jedes Kreissegment repräsentiert eine Probe, der Bruchverhalten wird entsprechend der Darstellung in Bild 43 farblich kodiert.

Die Zuordnung der Bruchmodi erfolgte in Anlehnung an vorherige Untersuchungen [43], in denen ein Abgleich zwischen Schliffbild und Sichtprüfung durchgeführt wurde (Bild 45).

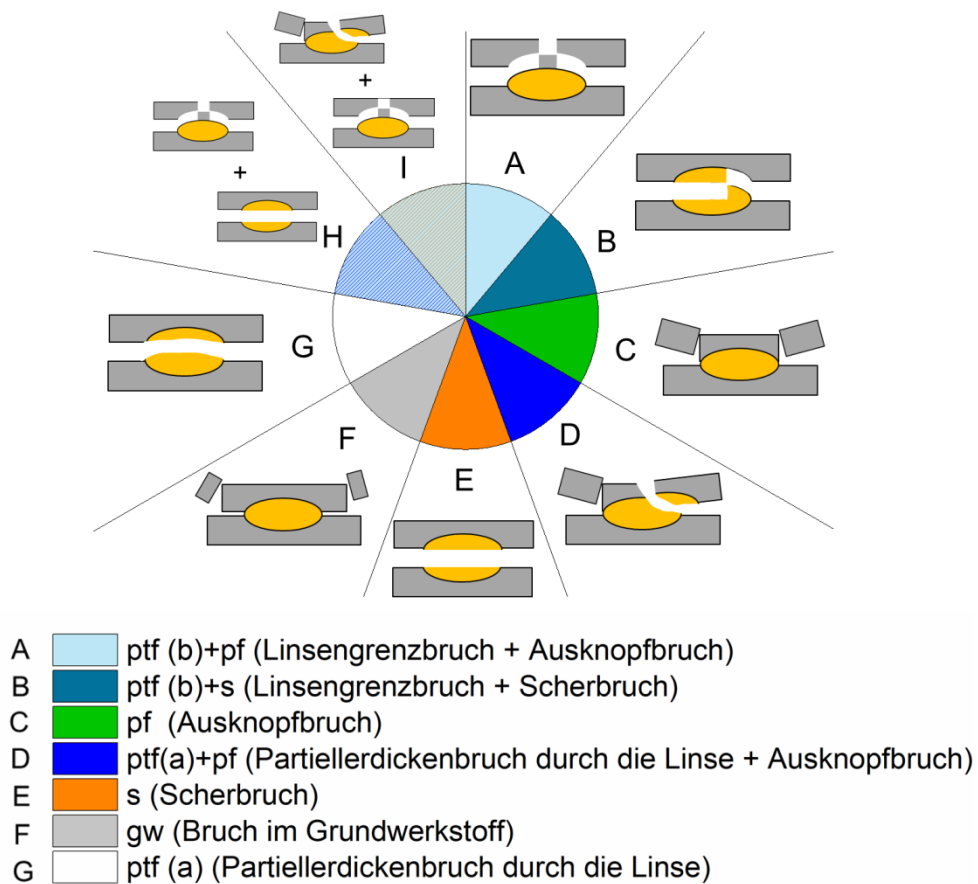


Bild 43: Die beobachtete Bruchmodi in Anlehnung an [71–73]

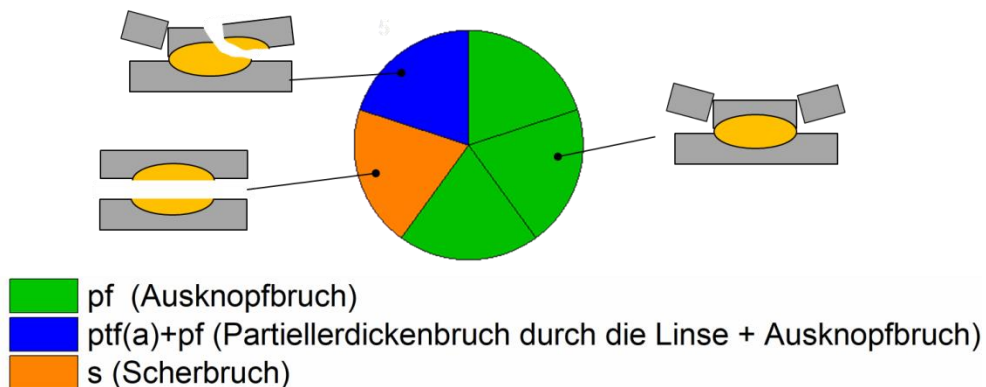


Bild 44: Darstellung des Bruchverhaltens einer Probenserie am Beispiel einer S, geschweißt mit dem ST-Energieeinbringungskonzept geprüft unter Scherzugbelastung an AS150/800 °C/6 min (vgl. Abschnitt 8.2.3)

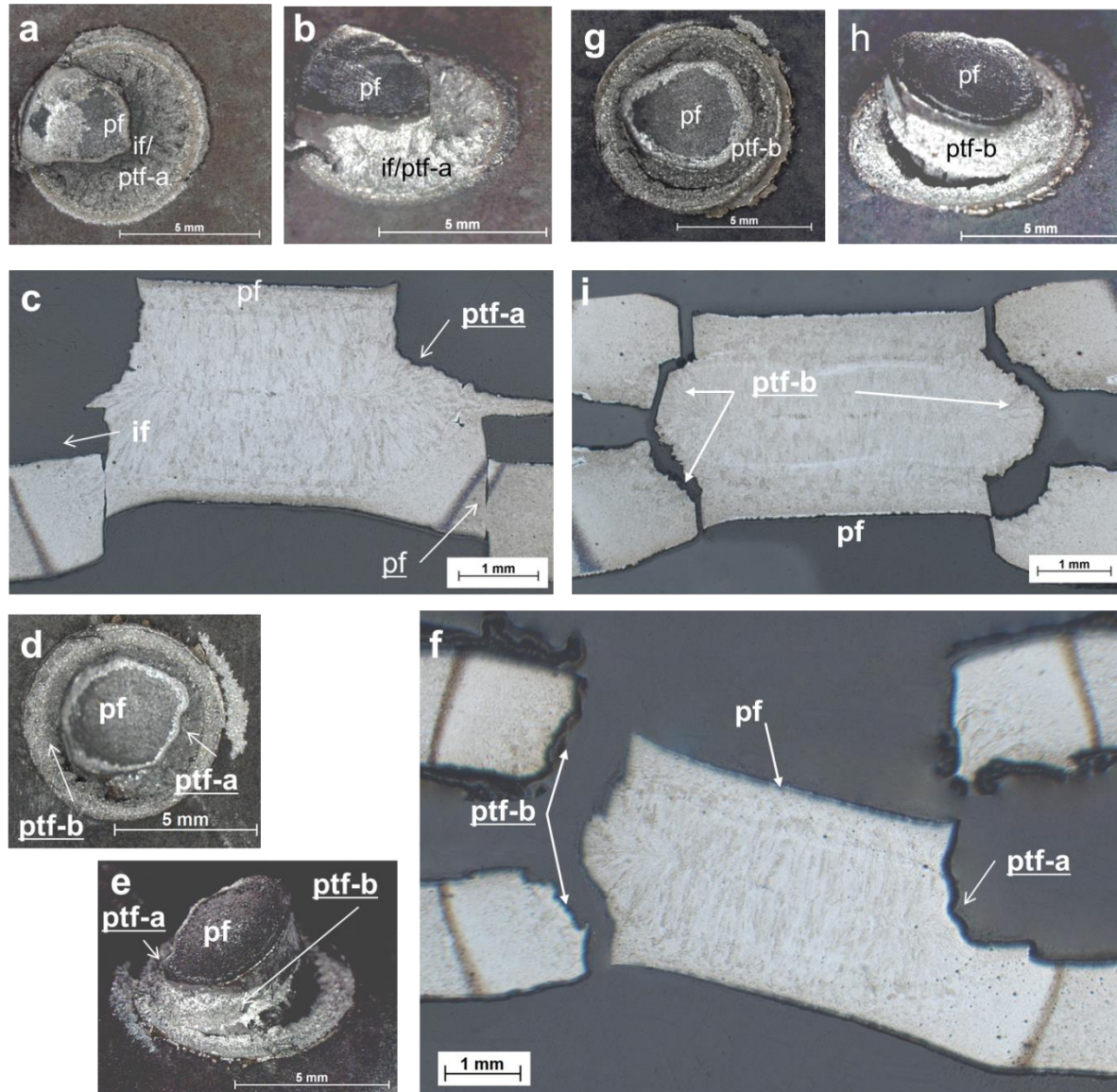


Bild 45: Bruchmodi der Widerstandspunktschweißverbindungen: Abgleich zwischen Sichtprüfung und Schliffbild aus [43]

8 Ergebnisse

8.1 Mechanische Werkstoffeigenschaften

Verschiedene Werkstoffestigkeiten wurden durch Variation von Ofentemperatur und -haltezeit erzeugt, wie im Bild 46 zu sehen ist. Diese können den drei Zonen eines partiell gehärteten Bauteils zugeordnet werden. Bei einer niedrigen Ofentemperatur von 700 °C hatten beide Versuchswerkstoffe unabhängig von der Ofenhaltezeit eine geringe Festigkeit und Härte, die einem ferritisch-perlitischen Gefüge entspricht.

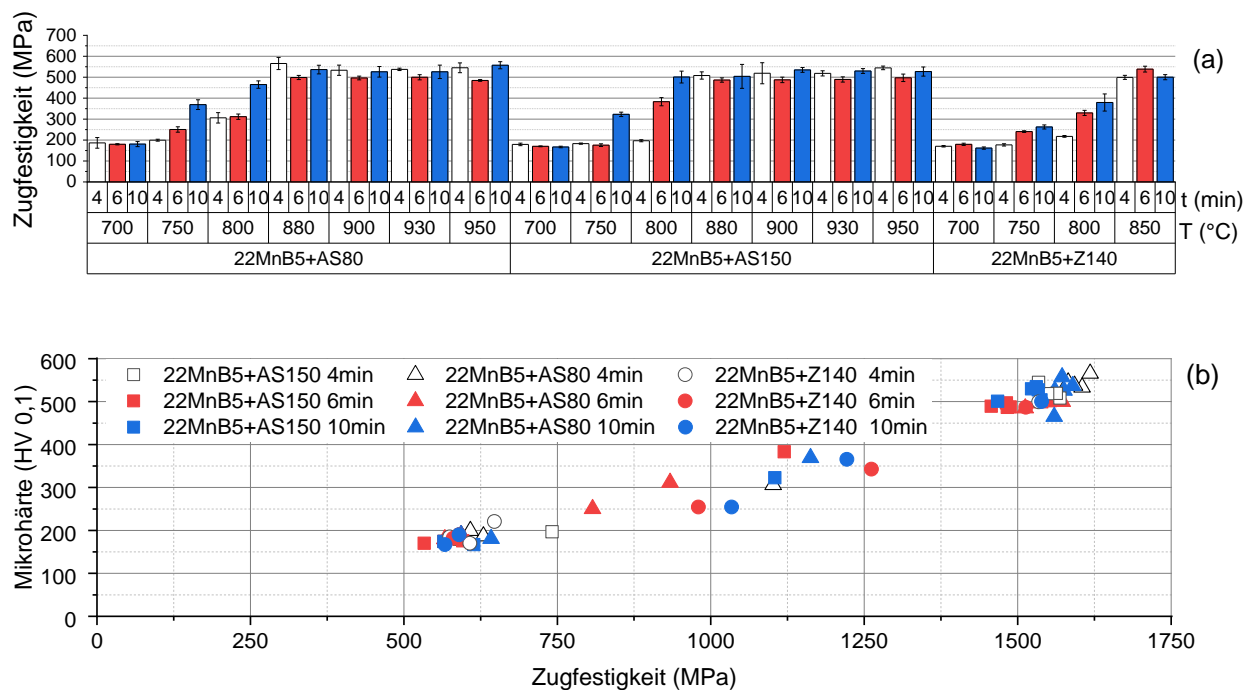


Bild 46: Änderung der Werkstoffeigenschaften nach dem Presshärten mit der Ofentemperatur für den untersuchten Werkstoff mit drei Beschichtungsvarianten (a) – Änderung der Festigkeit mit Ofentemperatur und -haltezeit; (b) – Korrelation zwischen Festigkeit und Mikrohärtigkeit

Für hohe Ofentemperaturen wurden beginnend mit der Ofentemperatur von 880 °C für Al-Si (850 °C für Zn-Beschichtung) hohe Härte und hohe Zugfestigkeit gemessen, was 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), wurde im Temperaturbereich zwischen 750 und 800 °C beobachtet. In diesem Bereich hatte die Ofenhaltezeit einen wesentlichen Einfluss auf die Materialeigenschaften, wobei längere Ofenhaltezeiten zu höherer Zugfestigkeit und höherer Mikrohärtigkeit führten.

Die Härte und die Zugfestigkeit zeigen eine nahezu lineare Korrelation (Bild 46 (b)) und stimmen mit den metallographischen Beobachtungen überein.

8.2 Spezifische elektrische Widerstände

Die gemessenen spezifischen elektrischen Widerstände (vgl. 7.4.1), gemessen für eine Ofenhaltezeit von 6 Minuten sind in Bild 47 dargestellt. Alle gemessenen Werte liegen zwischen 0,2 und 0,27 $\mu\Omega\text{m}$. Für 22MnB5+AS80 wurde die Erhöhung des Widerstandes bereits bei 700 °C beobachtet. Die Widerstände von 22MnB5+Z140 und +AS150 weisen einen geringfügigen Anstieg mit der Erhöhung der Ofentemperatur von 700 auf 800 °C auf, was mit der Entstehung von Martensit und dem Zuwachs des elektrischen Widerstandes anhand der damit verbundene Zunahme des Volumenanteils an Subkorngrenzen und der Versetzungsdichte verbunden werden kann [74].

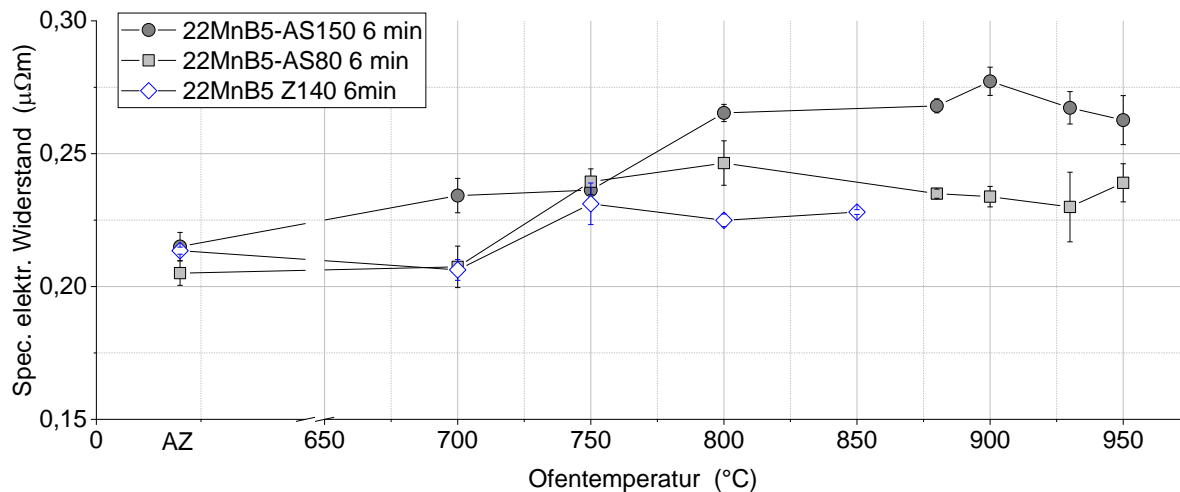


Bild 47: Gemessene spezifische elektrische Widerstände

8.3 Schichtentwicklung

8.3.1 Aluminium-Silizium Beschichtungen

Der Vergleich der lichtmikroskopischen Aufnahmen mit den Ergebnissen der REM/EDX Untersuchungen und der in der Literatur vorhandene chemischen Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche [23] erlaubt es, die Identifizierung dieser Bereiche anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen durchzuführen (Bild 48).

Für den wärmebehandelten Zustand mit $T_{\text{Ofen}} 700 \text{ °C}$, $t_{\text{Ofen}} 4 \text{ Minuten}$ (Bild 48 a-c) konnten vier Bereiche in der Schicht identifiziert werden: Stahlsubstrat A (a1), eine intermetallische Schicht D (a2), intermetallische Schicht F (a3) und die G-Schicht - metallische Al-Si-Beschichtung. Der gemessene Aluminiumgehalt im Spot a2 ist etwas höher als der von Jenner et al. angegebene (Bild 48 (c)). Sie lässt sich durch eine inhomogene Al-Verteilung in dem Bereich erklären. Das BSE-Aufnahme Bild 48 (a) zeigt Unterschiede in Graustufen mit dunkleren Bereichen, die reicher an hellen Elementen sind (Al und Si). Alle identifizierten Schichten sind im LM-Bild gut sichtbar (Bild 48 (b)).

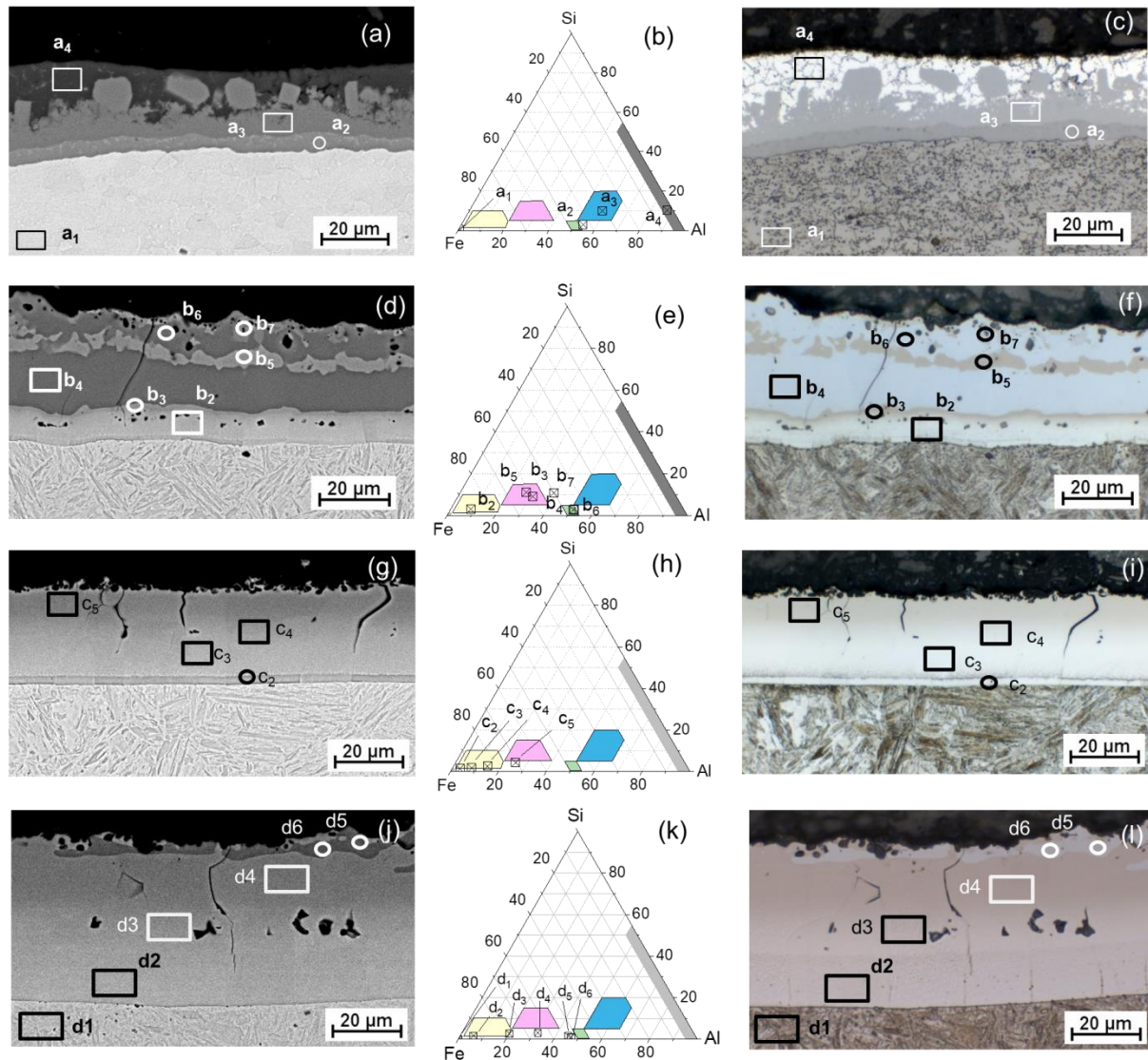


Bild 48: BSE (a,d,g,j) und lichtmikroskopische (c,f,i,l) Aufnahmen mit den markierten Stellen der EDX-Messungen; (b,e,h,k) – chemische Zusammensetzungen der gemessenen Punkten/Flächen und Schichtbereiche nach [23]. (a-c) – 22MnB5+AS150 700°C/4min; (d-f) – 22MnB5+AS150 930°C/6min; (g-i) - 22MnB5+AS80 950°C/10min; (j-l) - 22MnB5+AS150 930°C/20min

Bild 48 d-f zeigt den Schichtzustand mit $T_{\text{Ofen}} 930 \text{ } ^\circ\text{C}$, $t_{\text{Ofen}} 6 \text{ Minuten}$. Unter dieser Bedingung wurde eine Schichtstruktur mit mehreren intermetallischen Bereichen identifiziert. Die Zuordnung von Schichten nach den EDX-Messungen (Bild 48 d-e) führt zu folgendem Schichtaufbau. Der Bereich b2 entspricht dem Bereich B, gefolgt von den Bereichen C (Punkt b3) und D (b4 und b6) mit dem Bereich E (b5). Diese Region ist inhomogen, (b7) markiert ein Partikel des Bereiches E, umgeben vom Bereich D. Die an der Stelle gemessene chemische Zusammensetzung entspricht nicht den Bereich E nach Jenner et al., (b7 hat einen höheren Al-Gehalt). Dies kann dadurch verursacht werden, dass das gemessene Volumen den umgebenden Bereich D mit hö-

herem Al-Gehalt beinhaltet weil die im Bereich D verteilten „Inseln“ des Bereiches E nur wenigen Mikrometern 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, wird der Bereich dem Bereich E zugeordnet. Bild 48 g-i zeigt die durchgeführten Messungen für 22MnB5+AS80 mit $T_{\text{Ofen}} 950\text{ °C}$, $t_{\text{Ofen}} 10\text{ Minuten}$. Hellere Bereiche der Schicht (hellgrau in der BSE-Aufnahme, gelb-graue in der LM-Aufnahme) können aufgrund ihrer chemischen Zusammensetzung dem Bereich B zugeordnet werden, der gemessene Punkt c5 (dunkelgrau im BSE-Bild/hellbraun im LM-Bild) kann dem Bereich C zugeordnet werden.

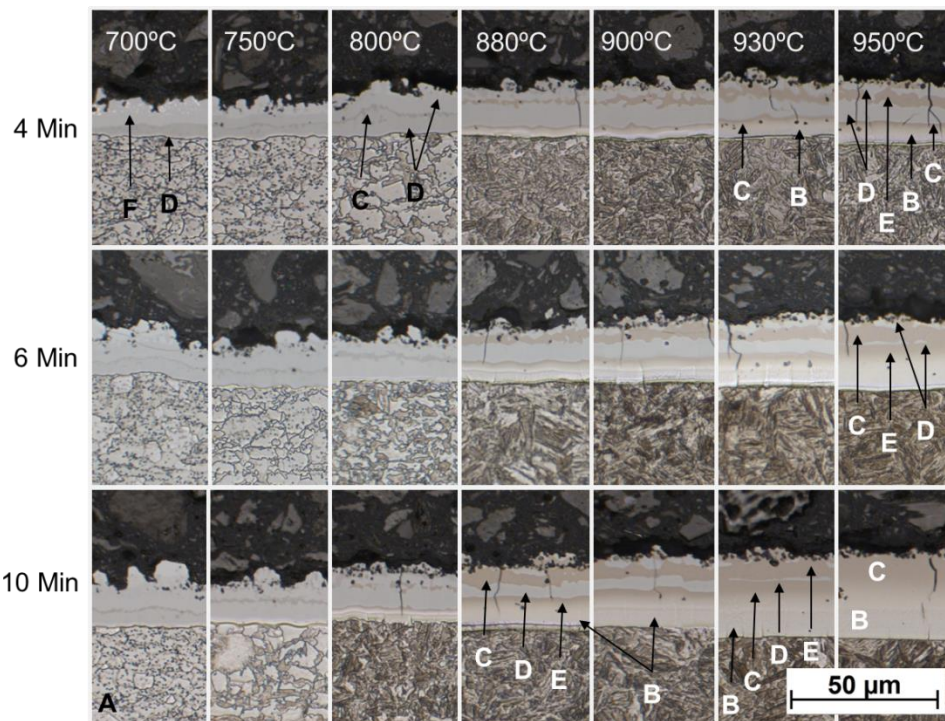


Bild 49: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS80 mit den gekennzeichneten Schichtbereichen nach [23]

Ein direkter Vergleich zwischen lichtmikroskopischer Aufnahme und BSE-Bild für 22MnB5+AS150, die 20 Minuten bei 950 °C wärmebehandelt wurden, ist in Bild 48 j-l dargestellt. Die Schicht ist nahezu vollständig durchdiffundiert und besteht aus den Bereichen B (d2 - d3) und C/E (d4), die entsprechend 58 und 32% der Gesamtschichtdicke betragen (vgl. Bild 53) nur ein geringer Anteil des Bereichs D (10%) ist 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. Schichtbereiche werden in LM-Querschnittsaufnahmen für 22MnB5+AS80 (Bild 49) und +AS150 (Bild 50) markiert. Die Veränderung der Gesamtschichtdicke mit der Ofentemperatur ist in Bild 54 dargestellt,

die Entwicklung der einzelnen Schichtbereiche mit Temperatur und Zeit ist in Bild 51 für 22MnB5+AS80 und in Bild 52 für 22MnB5+AS150 gezeigt. Bild 53 zeigt ein Schlifffbild und Beschichtungszusammensetzung für 22MnB5+AS150 950 °C/20 min

Vor Beginn der Wärmebehandlung im Ofen besteht die Al-Si-Beschichtungsschicht aus metallischem Al-Si-Legierung (Bereich G) mit geringem Anteil an intermetallischen Phasen (vgl. Abschnitt 5.1).

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 Haltezeiten führen zu einer Beschleunigung der Diffusionsprozesse in der Schicht [75]. Für AS150 war der Bereich G (metallische Al-Si-Beschichtung) bei 700 °C und 750 °C mit Ofenhaltezeiten von 4 Minuten vorhanden, teilweise noch sichtbar bei 800 °C. Bei 700 °C mit einer Ofenhaltezeit von 6 Minuten war noch eine geringe Menge an Bereich 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 . Für AS80 waren noch die Reste der metallischen Bestandteile in der Beschichtung, wärmebehandelt mit 4 min bei 700°C im Schlift sichtbar (Bild 49). Aufgrund deren Morphologie (feinverteilte Inseln innerhalb des F-Bereichs) flossen diese nicht in die Auswertung der Schichtbestandteile ein (Bild 51).

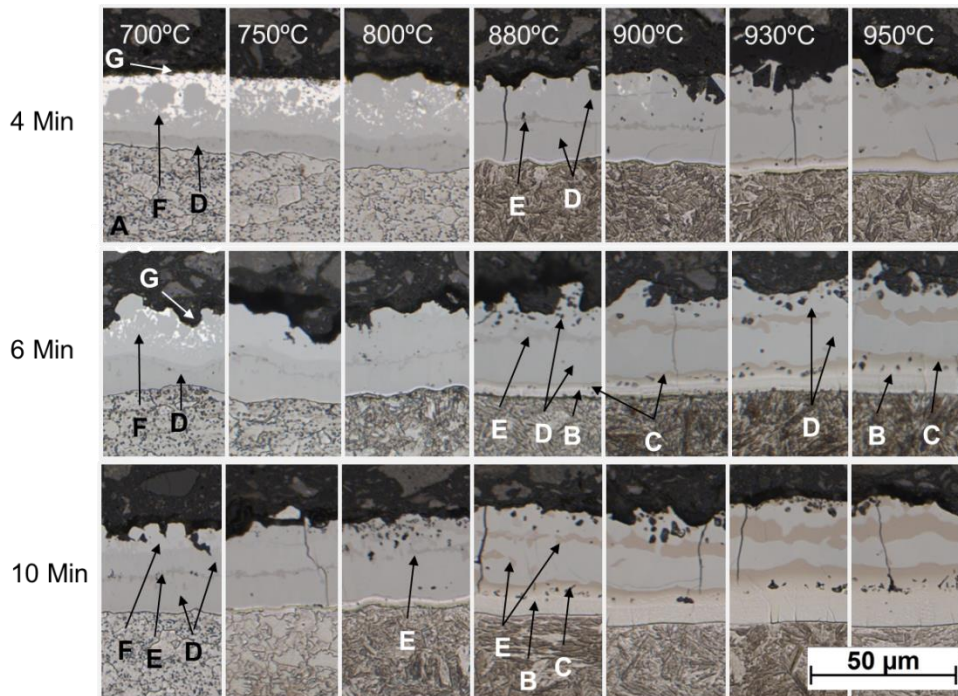


Bild 50: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+AS150 mit den gekennzeichneten Schichtberiechen nach [23]

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 Minuten beobachtet. Nach [23, 76] entsteht der Bereich, weil der Schichtbereiche F durch Diffusion mit Fe angereichert wird und in Fe_2Al_5 (Bereiche 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.

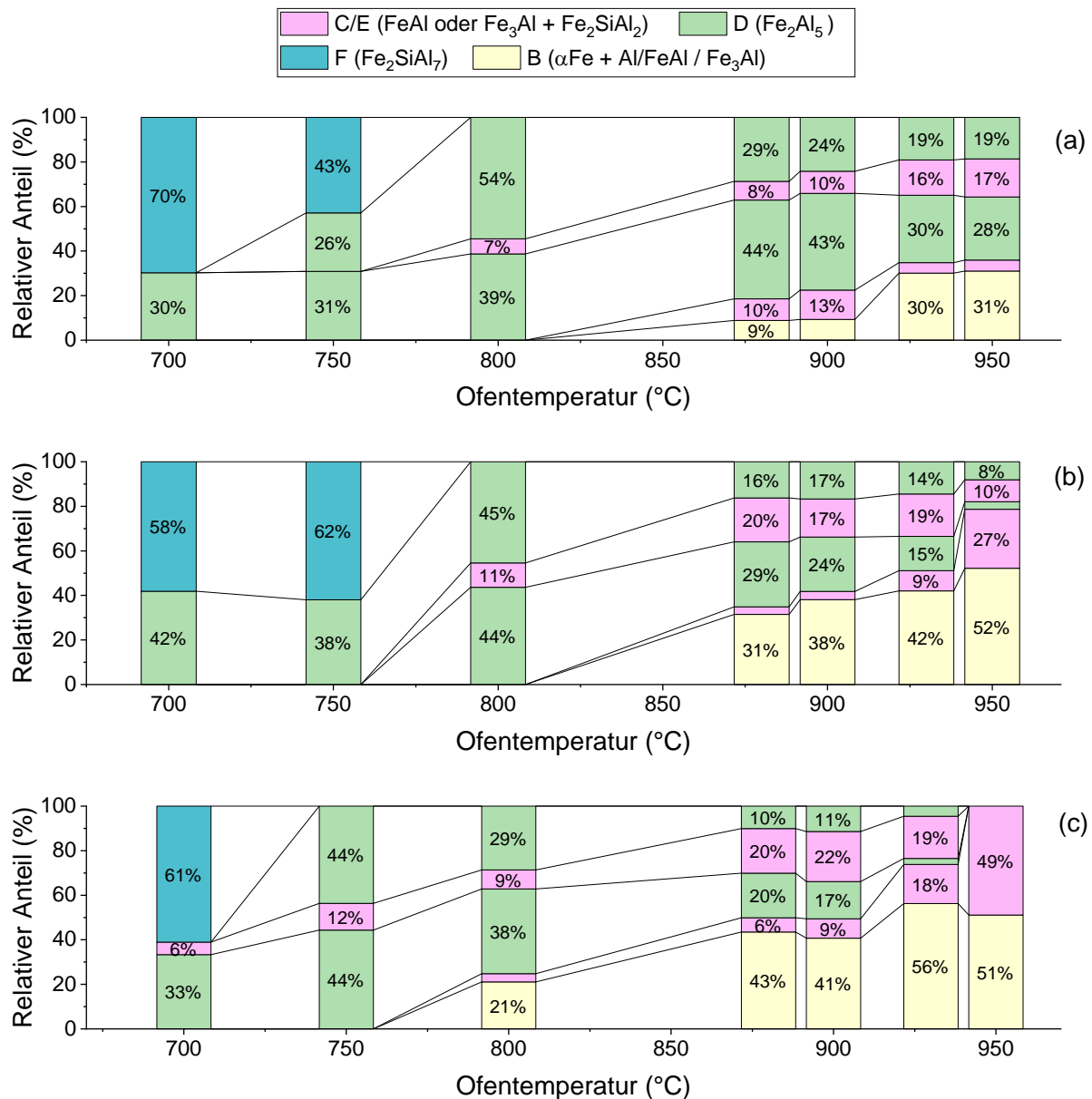


Bild 51: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si Beschichtung mit steigender Ofentemperatur für 22MnB5+AS80: (a) – Ofenhaltezeit 4 Minuten; (b) – Ofenhaltezeit 6 Minuten; (c) – Ofenhaltezeit 10 Minuten

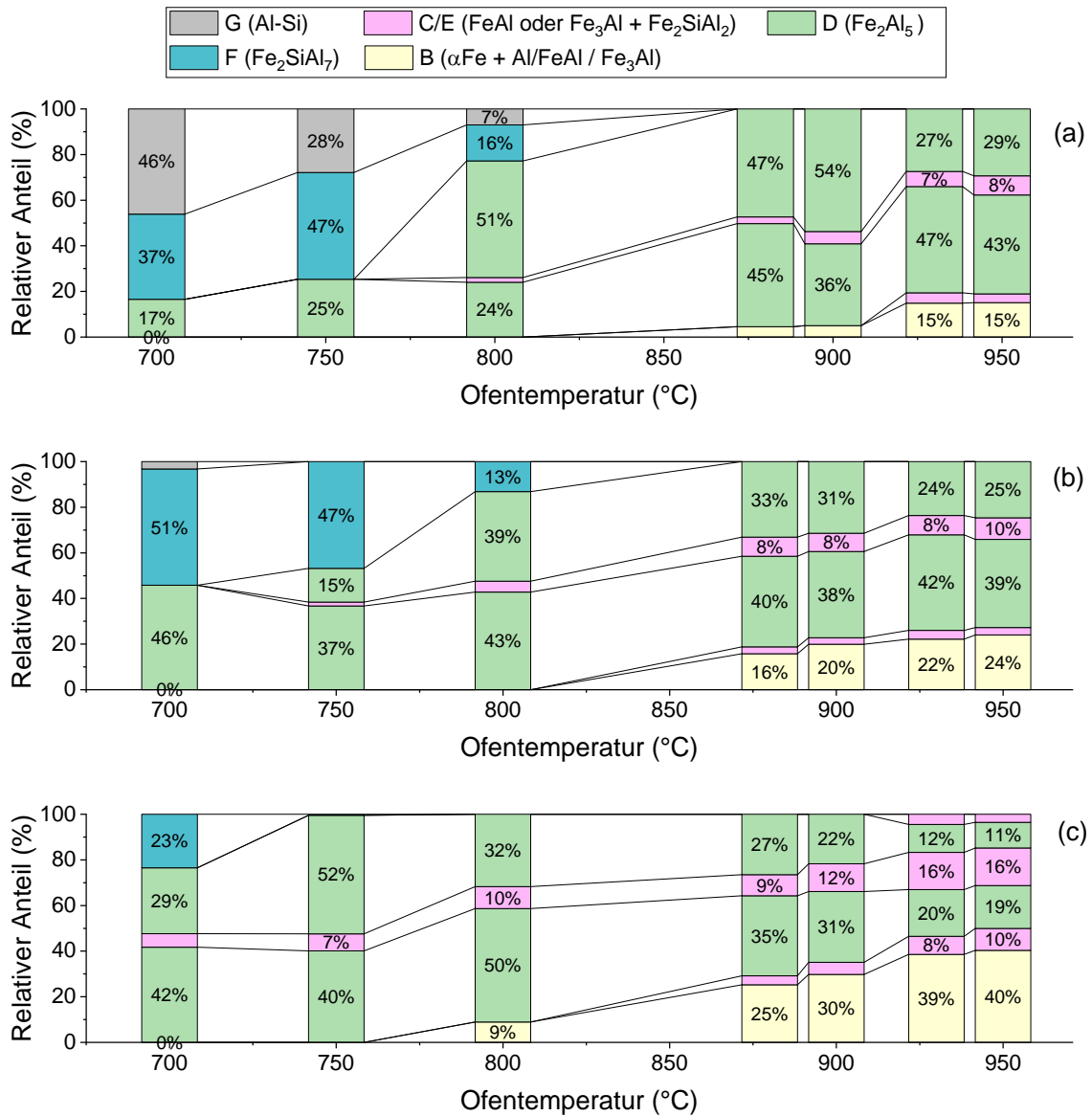


Bild 52: Entwicklung einzelner Bereiche der Al-Si Beschichtung im Ofenprozess für 22MnB5+AS150 (a) – Ofenhaltezeit 4 Minuten; (b) – Ofenhaltezeit 6 Minuten; (c) – Ofenhaltezeit 10 Minuten

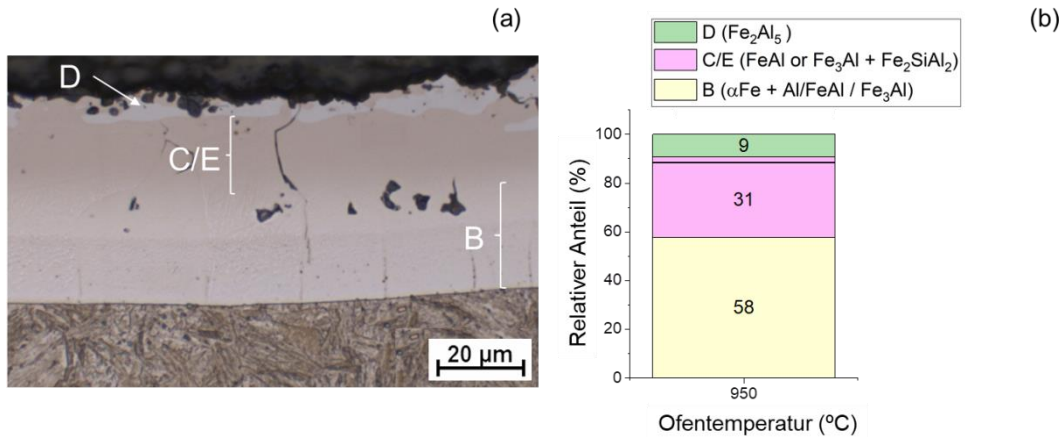


Bild 53: (a) - Querschliff der Beschichtung AS150/20min/950°C; (b) – prozentuale Phasenzusammensetzung der Diffusionsschicht

Beginnend mit 800 °C und 10 Minuten 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. Bereich C hatte die gleiche Phasenzusammensetzung wie der Bereich E. Bereich B, der Interdiffusionsbereich zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl bestand aus α -Fe und ~10 Gew.-% (~15 at. %) Al mit dem möglichen Vorhandensein der Fe reichen intermetallischen Phase Fe_3Al . Bei höheren Temperaturen und Ofenhaltezeiten wurde das Wachstum der Bereiche E, C und B und die gleichzeitige Reduktion des Bereiches D durch Anreicherung der Beschichtung mit Fe beobachtet.

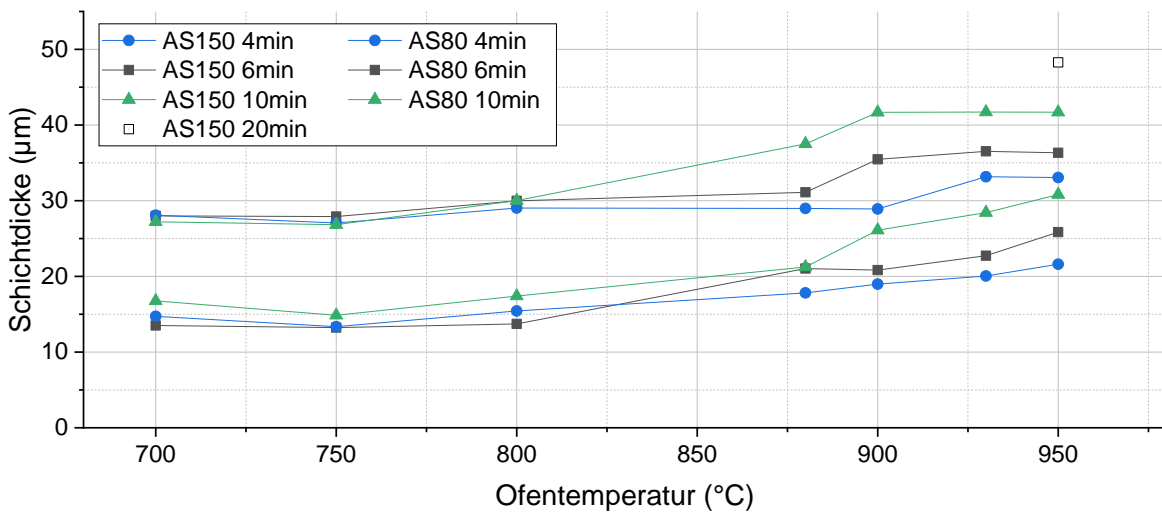


Bild 54: Entwicklung der Gesamtschichtdicke mit steigender Ofentemperatur

Für eine Ofenhaltezeit von 10 Minuten bei 950 °C bestand die Schicht für AS80 aus zwei Bereichen B (51 %) und C (49 %), für AS150 aufgrund der höheren ursprünglichen Beschichtungsdicke war eine relativ große Menge des Bereiches D (30 %) in der Schicht vorhanden. Der Rest der Schicht bestand aus den Bereichen B, C und E. Für die Haltezeit von 20 Minuten bei 950°C war der Oberflächenzustand für 22MnB5+AS150 (Bild 53) mit dem Schichtzustand von

22MnB5+AS80 vergleichbar. Die Schicht für AS150 war im Vergleich zu AS80 (31 μm) dicker (48,3 μm) wie der Bild 54 zu entnehmen ist, die prozentuale Phasenzusammensetzung war aber ähnlich, wobei die Bereiche B und C/E 91 % der Schicht für AS150 (Bild 53(b)) und 99 % für AS80 (Bild 51 (c)) belegten.

Bereiche B, C und E besitzen einen höheren spezifischen elektrischen Widerstand im Vergleich zu den anderen Schichtbestandteilen (vgl. Abschnitt 8.3.1). Um ein Zusammenhang zwischen den niederohmigen und hochohmigen Bereichen in der Schicht wurde der prozentuale Anteil dieser Bereiche an der gesamten Schichtdicke Σ_{BCE} genutzt (Bild 55).

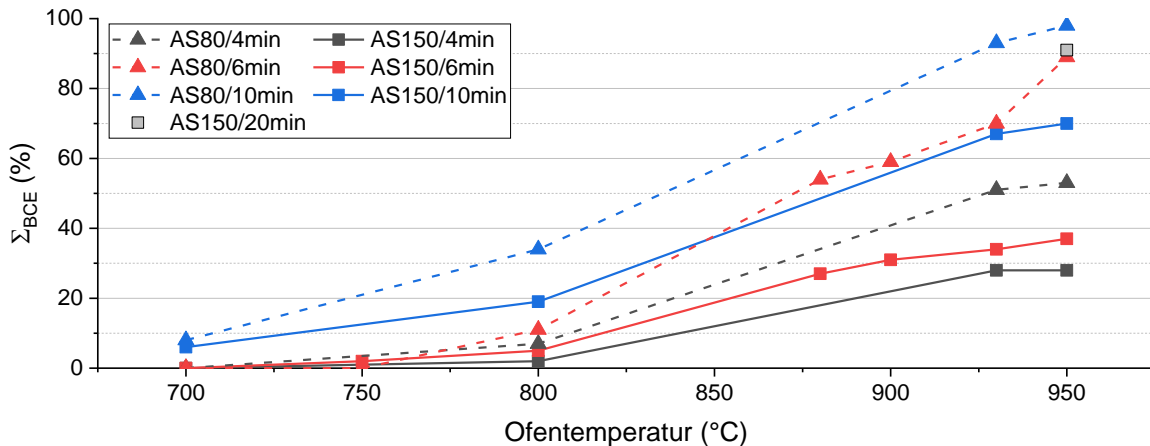


Bild 55: Entwicklung der Summe der hochohmigen Schichtbereiche (Σ_{BCE}) mit steigender Ofentemperatur für verschiedene Ofenhaltezeiten für AS80 und AS150

8.3.2 Zink Beschichtung

Während des thermischen Zyklus des Heißprägeprozesses reagiert die Zn-Beschichtung mit dem Substratstahl. Anhand der Schichtbilder (Bild 57) kann festgestellt werden, dass sich auch die Schichtdicke und Zusammensetzung mit zunehmender Temperatur und Haltezeit verändert (Bild 56). Die Schichtdicke beträgt nach dem Presshärtevorgang bei 700 °C und einer Haltezeit von 4 min rund 12 μm . Bei einer Haltezeit von 10 min bei gleichbleibender Temperatur ändert sich die Schichtdicke bei 700 °C nicht. Bei 750 °C verhält sich die Schichtdicke ähnlich wie bei 700 °C (rund 12 μm). Ab 800 °C nahm die Schichtdicke dann deutlich zu (über 20 μm). Bei 850 °C und 4 min Haltezeit betrug die Schichtdicke rund 20 μm und erreichte das Maximum von über 30 μm bei einer Haltezeit von 10 min.

Bei niedrigen Temperaturen von 700 °C war die Zn reichhaltige η -Phase noch deutlich zu erkennen, wird aber bei längerer Ofenhaltezeit und höheren Temperaturen mit Fe angereichert und wandelte sich schließlich in α -Fe mit Zink in fester Lösung um.

Bei einer Temperatur von 750 °C hatte sich im Vergleich zu den Schichtbildern mit 700 °C nicht viel verändert. Lediglich die Zn reichhaltige η -Phase, die noch bei 700 °C und 4 min Ofenhaltezeit gut zu erkennen ist, wird langsam mit Fe angereichert.

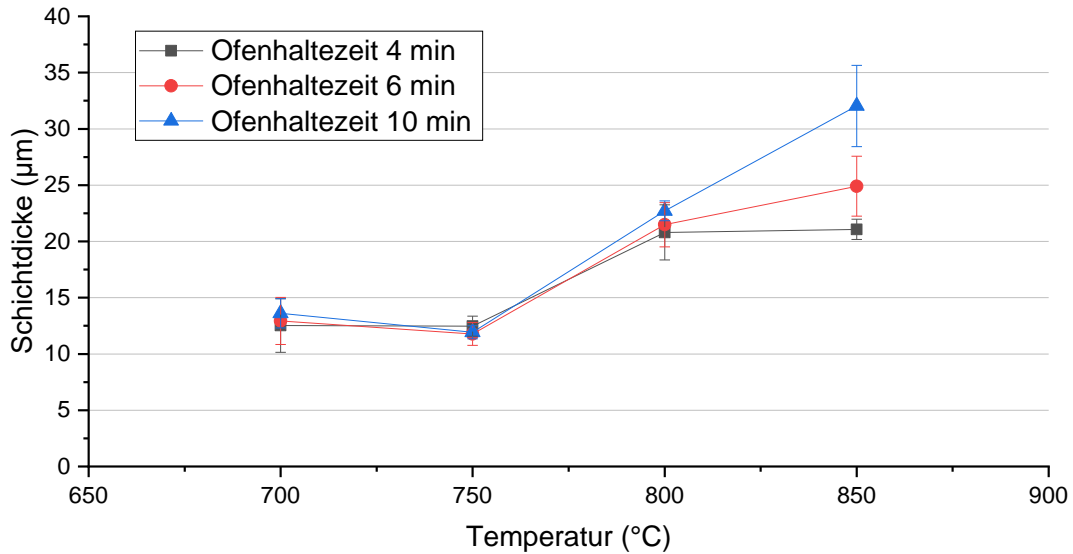


Bild 56: Schichtdickenveränderung von 22MnB5 Z140 Proben in Abhängigkeit von der Temperatur

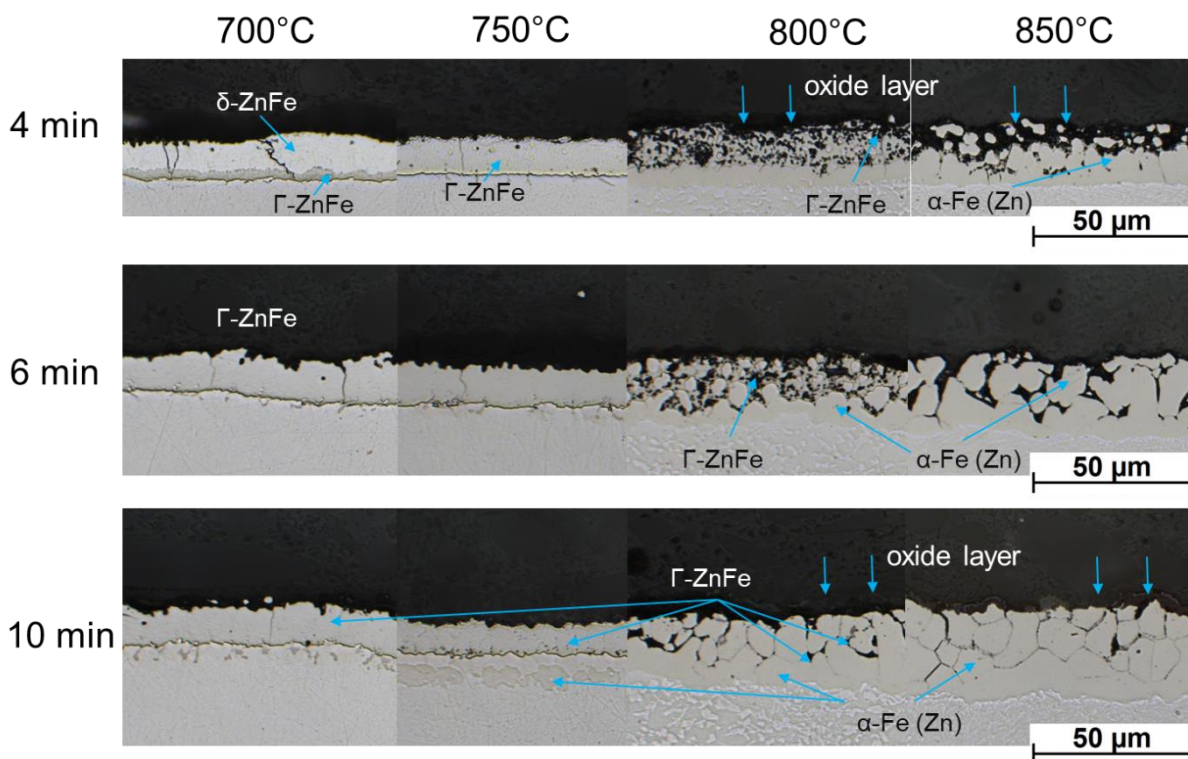


Bild 57: Schichtentwicklung im Ofenprozess beim 22MnB5+Z140 mit den gekennzeichneten Phasen (in Anlehnung an unveröffentlichte Untersuchungen bei voestalpine Stahl)

Bei einer Temperatur von 800 °C ist nach der Abkühlung die Bildung einer neuen Phase zu erkennen. Diese Phase entsteht bei einer Temperatur über 782 °C. [76] Hier befindet sich das Zink in einem flüssigen Zustand, während das α-Fe in fester Phase vorliegt.

Beim Abkühlen wandelte sich die Fe-Zn intermetallische Phase je nach Temperatur, Zn-Gehalt und Fe-Gehalt der Beschichtung in eine Γ_1 , Γ_2 , δ und ζ Phase um. [76].

Die Beschichtung bestand bei 800 °C und 4 min Haltezeit noch überwiegend aus der Γ_1 -Phase. Mit zunehmender Temperatur und Haltezeit wandelte sich diese Phase in α -Fe(Zn) um. Bei einer Temperatur von 850 °C und einer Haltezeit von 10 min hatte sich die Γ_1 -Phase fast vollständig in α -Fe(Zn) umgewandelt.

8.4 Übergangswiderstände

Im Rahmen der Untersuchungen wurden die statischen Gesamtwiderständen gemessen. Die Ergebnisse dieser Messungen sind in Bild 58 dargestellt. Über die Summe der einzelnen Widerstandskomponenten wurde der Gesamtwiderstand zwischen den beiden Elektroden ermittelt und mit dem gemessenen Gesamtwiderstandes (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 (Bild 58 a-c) erkennen, dass mit steigender Ofentemperatur der Widerstand tendenziell stieg. Dieser Trend ist für den Werkstoff 22MnB5+AS150 nur für die Ofenverweilzeit von 4 Minuten zu erkennen. Für die untersuchten Ofenverweilzeiten von 6 und 10 Minuten 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 aber wieder ab. Durch den Vergleich der statisch gemessenen Widerstände für beide Beschichtungskonzepte bei den Ofenverweilzeiten von 6 und 10 Minuten lässt sich eine hohe Divergenz erkennen. Sowohl für die Ofenhaltezeit von 6 als auch für 10 Minuten 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 Bild 59 kann der Vergleich des im DVS 2935-3 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 Minuten und einer Ofentemperatur von 800 °C überschritten.

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

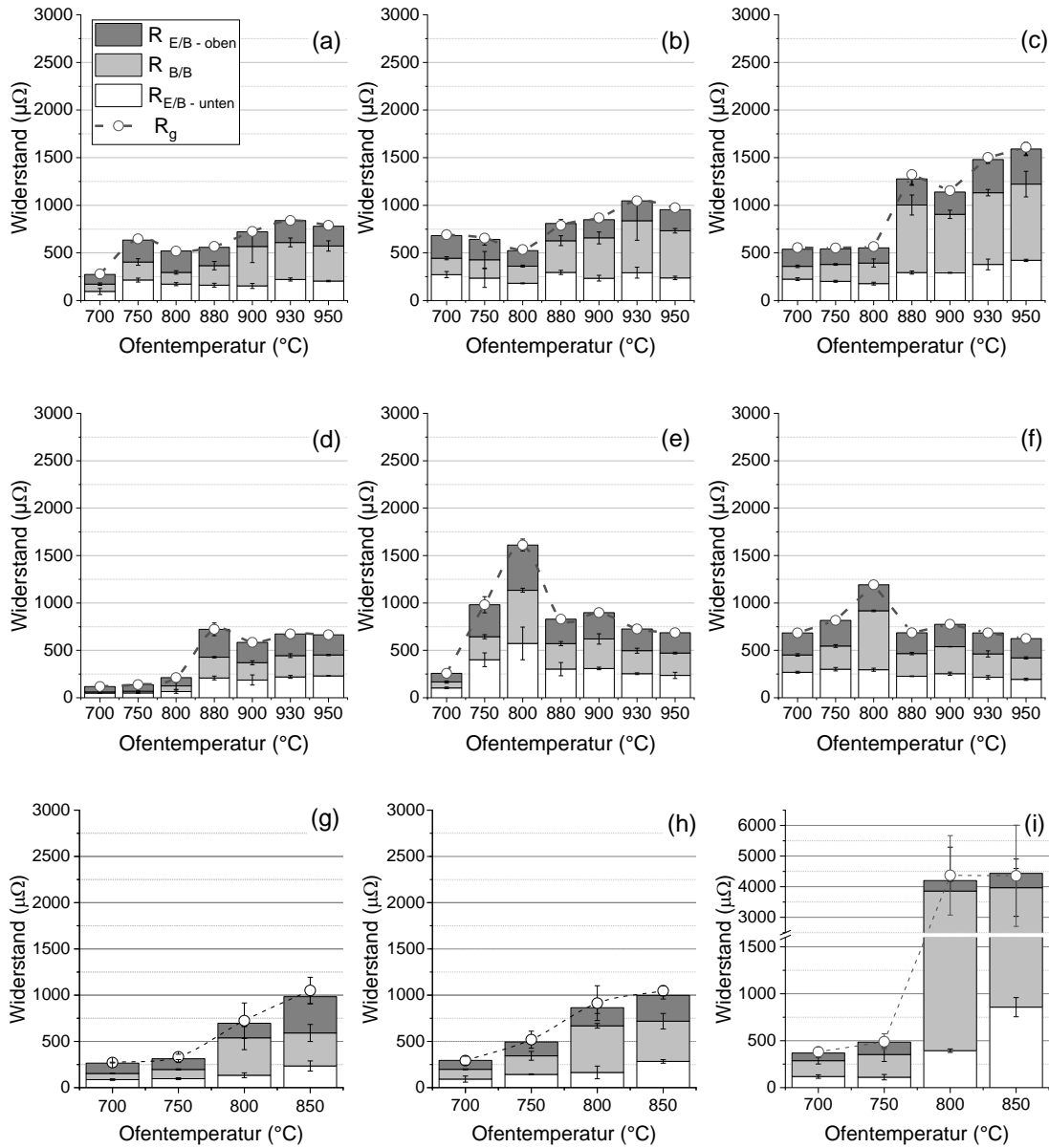


Bild 58: Statische Übergangswiderstände in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS80 (a,b,c); 22MnB5+AS150 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)

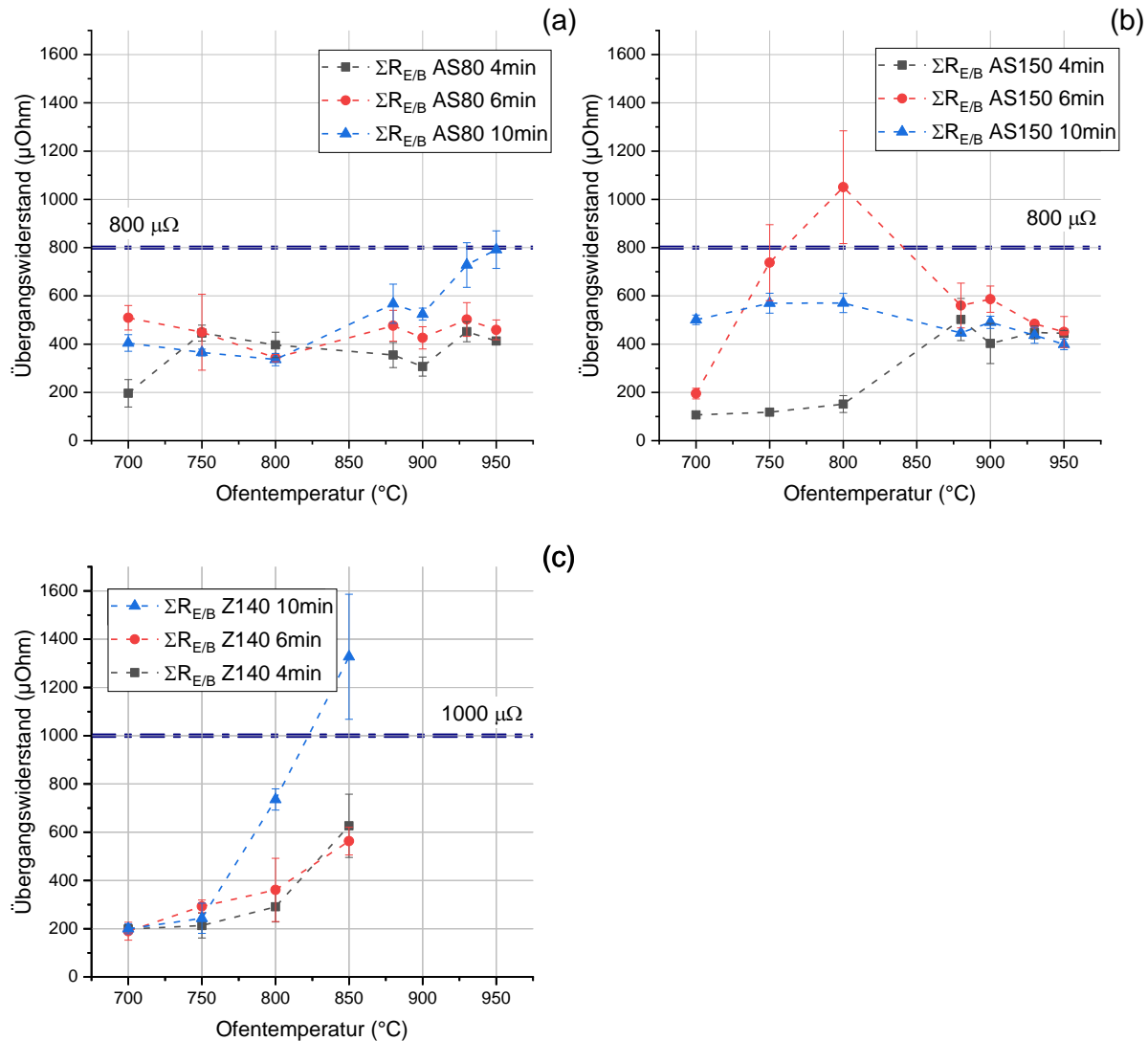


Bild 59: Summe der Widerstände zwischen Elektrode und Blech ($\Sigma R_{E/B}$) für die untersuchten Ofentemperaturen und -verweilzeiten (a) – für 22MnB5+AS80; (b) – für 22MnB5+AS150; (c) – für 22MnB5+Z140

8.5 Schweißbereiche in Anlehnung an SEP 1220-2

8.5.1 Zweiblechverbindungen

Die beobachtete Änderung der Schweißbereiche mit Variation der Ofentemperatur und Haltezeit war beschichtungsabhängig, wie anhand der im Bild 60 dargestellten Schweißbereichen veranschaulicht wird.

Für beide Al-Si Beschichtungen (AS80 a-b und AS150 d-f) war ein klarer Trend zur Verringerung der Schweißbereiche und deren Verschiebung in Richtung niedrigeren Schweißströmen zu erkennen. Im Gegensatz dazu war die Größe des Schweißbereiches bei den Zn-beschichteten Blechen stabil, der Abfall des Schweißbereiches war nur bei hohen Temperaturen (800 und

850°C) und der Haltezeit von 10 Minuten zu beobachten. Diese Reduktion des Schweißbereiches konnte mit dem erhöhten Übergangswiderstand korreliert werden (vgl. Abschnitt 8.6).

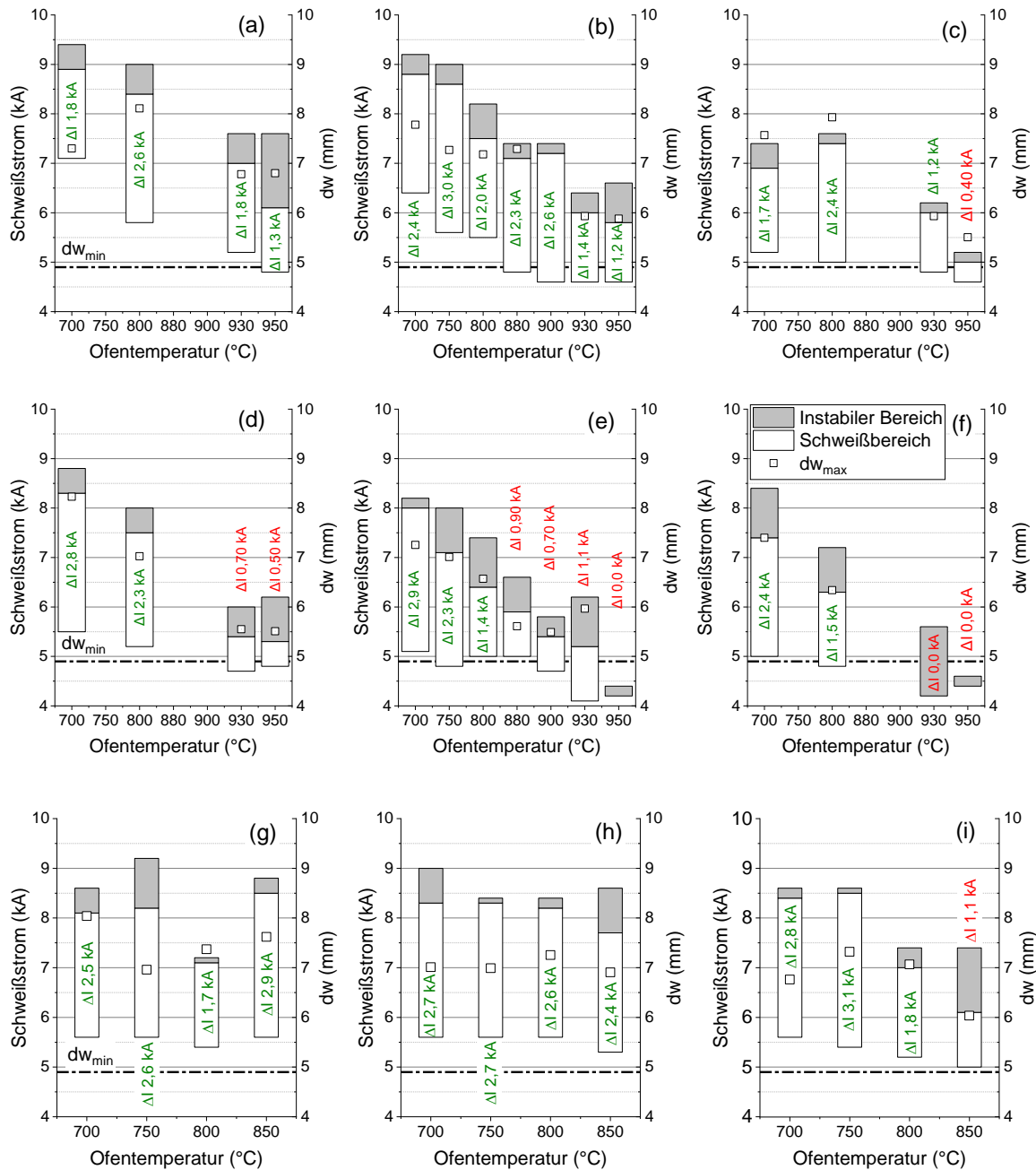


Bild 60: Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS150 (a,b,c); 22MnB5+AS80 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)

Für 22MnB5+AS wurde eine Tendenz zum Abfall des Punktdurchmessers bei I_{max} mit Anstieg der Ofentemperatur für alle untersuchten Ofenhaltezeiten beobachtet. Für die Ofentemperatur von 700 °C bei den Ofenhaltezeiten von 4 und 10 Minuten wurden niedrige maximale Punkt-

durchmessern erreicht, was durch einen geringeren Wärmeeintrag aufgrund der Anwesenheit hochohmiger Phasen in der Schicht erklärt werden kann.

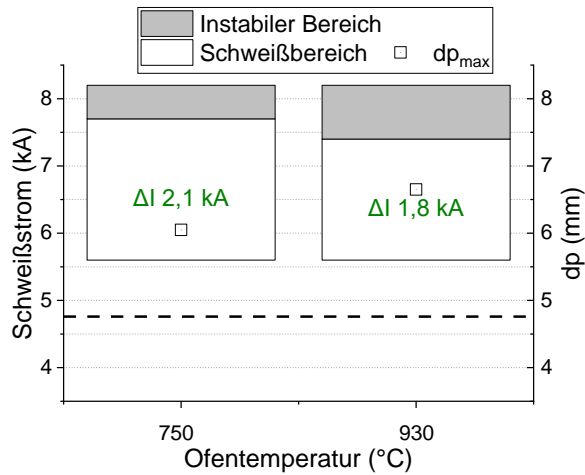


Bild 61: Schweißbereiche an einer Zweiblechverbindung aus unbeschichteten 22MnB5 (t_{Ofen} 6 Minuten)

Für den Zn-beschichteten Werkstoff blieb der Punktdurchmesser bei I_{max} nahezu konstant. Eine Ausnahme stellte der WB-Zustand mit 850 °C/10 min.

Im unbeschichteten Zustand waren die Größe und die Lage der ermittelten Schweißbereiche bei Blechen pressgehärtet mit 700 °C und 930 °C nahezu konstant (Bild 61). Die für beschichtete Bleche beobachtete Verschiebung der Schweißbereiche und Reduktion der dp_{max} fand nicht statt. Es kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass Änderung von Werkstoffigenschaften im Presshärteprozess einen wesentlich geringeren Einfluss auf die Schweißeignung haben als die Oberflächenveränderung im Ofen hat, was auch mit den Aussagen von DVS 2935-3 [35] übereinstimmt

8.5.2 Dreiblechverbindungen

Die Schweißbereiche für Dreiblechverbindungen, dargestellt in Bild 62 folgen dem für 2-Blechverbindungen beobachteten Trend.

Für alle Beschichtungen und Wärmebehandlungszustände war der Mindestpunktdurchmesser in der FE2 erwartungsgemäß beim Erreichen des Mindestpunktdurchmessers in der FE1 erfüllt.

Das Erreichen des Mindestpunktdurchmessers in der FE1 sowie der Linseneindringtiefe in das dünne Blech stellte eine Herausforderung dar.

Für 22MnB5+AS wurde im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und Ofenhaltezeiten (Beschichtung beinhaltet leitfähige metallische Al-Si Phasen, vgl. Abschnitt 8.3.1) jedoch eine stärkere Reduktion der Schweißbereiche im Vergleich zu den 2-Blechverbindungen beobachtet. Mit Erhöhung der Ofentemperaturen und -haltezeiten kam es ebenfalls wie bei den 2-Blechverbindungen zur Reduktion der Schweißbereiche und deren Verschiebung in Richtung geringere Schweißströme.

Für den Zn-beschichteten 22MnB5 wurden die Schweißbereiche unter 1,2 kA für WB-Zustände mit 800 und 850 °C mit der Ofenhaltezeit von 10 Minuten ermittelt.

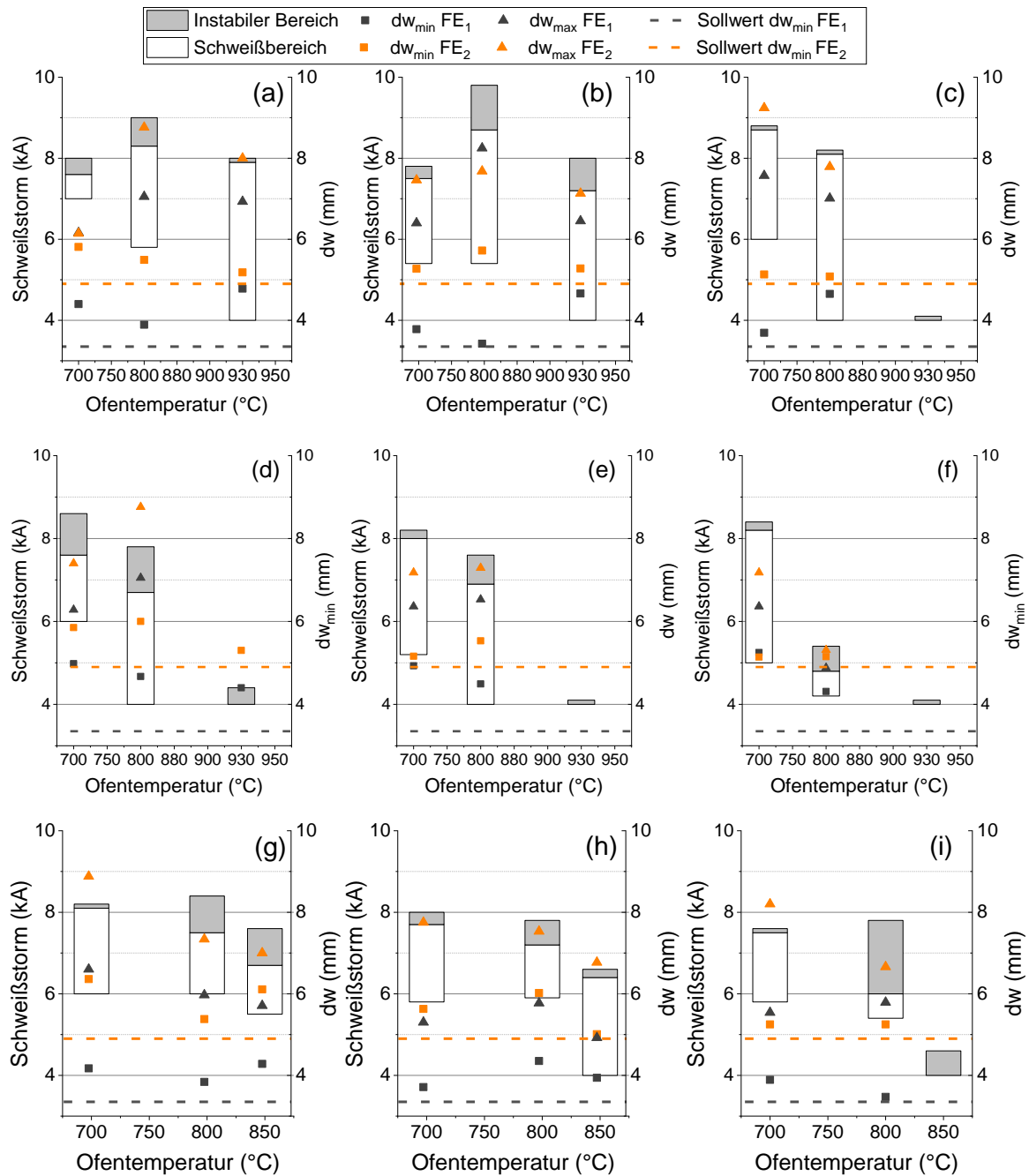


Bild 62: Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen in Abhängigkeit der Ofentemperatur für 22MnB5+AS150 (a,b,c); 22MnB5+AS80 (d,e,f) und 22MnB5+Z140 (g,h,i) mit der Ofenhaltezeit 4 Minuten (a,d,g), 6 Minuten (b,e,h) und 10 Minuten (c,f,i)

8.6 Korrelation zwischen den statisch gemessenen Widerständen und Schweißbereichen

Für Zn-beschichtete 22MnB5 konnte eine Korrelation zwischen den statisch gemessenen Übergangswiderständen und Schweißbereiche beobachtet werden (Bild 63). Für zwei WB-Zustände mit den höchsten gemessenen Übergangswiderständen $\Sigma R_{E/B}$ von $735 \mu\Omega$ (für T_{Ofen} von 800°C) und $1327 \mu\Omega$ (für T_{Ofen} von 850°C) wurde eine Reduktion der Schweißbereiche im Vergleich zu den WB-Zuständen mit niedrigeren gemessenen Widerstände beobachtet.

Für den WB-Zustand $850^\circ\text{C}/10\text{min}$, wurde eine Reduktion der Schweißbereiche für 2-Blechverbindung beobachtet. Im Fall von 3-Blechverbindung konnte kein Schweißbereich ermittelt werden (Spritzerbildung bereits bei einem Schweißstrom von 4 kA). Im WB-Zustand $800^\circ\text{C}/10\text{min}$ wurde bei der 2-Blechverbindung ebenfalls eine geringfügige Reduktion des Schweißbereiches beobachtet, für 3-Blechverbindung kam es hierbei zur starken Reduktion des Schweißbereiches. Im Gegensatz zu dem Zn-beschichteten Werkstoff ließ sich die Größe und Lage des Schweißbereiches für die Al-Si-Beschichtung mit den statisch gemessenen Widerständen nur bedingt korrelieren. Im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und geringeren Ofenhaltezeiten, bei denen die Schichten aus leitfähigen Phasen bestanden, wurden sehr geringe Kontaktwiderstände gemessen. Für diesen Werkstoffzustand waren die Schweißbereiche in Richtung hoher Schweißströme verschoben, im Fall der Dreiblechverbindungen wurde auch eine geringe Linseneindringtiefe in das dünne Blech beobachtet. Mit dem abnehmenden Anteil an metallischen Schichtbestandteilen (Bereich G) und zunehmenden Anteil an Bereiche F und D in der Schicht kam es zur Steigung der Widerstände. Entstehung und Wachstum der hochohmigen Phasen (Bereiche B, C, E) (Bild 55) war aber nicht mit einer weiteren Zunahme der Widerstände verbunden (Bild 59). Dies lässt sich durch die Ausbildung dünner hochohmiger Oxidschichten unter Luftatmosphäre im Ofen erklären [33], die bei den statischen Messungen einen stärkeren Einfluss auf das Messergebnis im Vergleich zu den intermetallischen Al-Si-Fe Phasen haben. In den ersten Millisekunden des Schweißprozesses wurden die Oxidschichten zerstört [33, 77] und hatten somit kaum Einfluss auf die Wärmeentwicklung im Schweißprozess. Die Vermutung lässt sich dadurch bestätigen, dass die ermittelten Schweißbereiche keine Korrelation zu den gemessenen statischen Übergangswiderständen bei höheren Ofentemperaturen zeigten. Wie in Bild 64 (a,b) zu erkennen ist, lagen die gemessenen Widerstände $\Sigma R_{E/B}$ beider Beschichtungen ab einer Temperatur von 880°C überwiegend in derselben Größenordnung. Hinsichtlich der Schweißbereiche waren jedoch große Unterschiede festzustellen. Im Fall von 3-Blechverbindungen (Bild 64 e,f) konnte für den Werkstoff 22MnB5+AS80 für alle untersuchten Ofenverweilzeiten bei der Ofentemperatur von 930°C kein Schweißbereich aufgestellt werden, wohingegen der Werkstoff mit einer AS150-Beschichtung mit weitestgehend ähnlichen Widerstandswerten für die Ofenhaltezeiten von 4 und 6 Minuten einen großen Schweißbereich aufwies. Für die Ofenhaltezeit von 10 Minuten konnte für die AS150-Beschichtung ebenfalls kein stabiler Schweißbereich aufgestellt werden.

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

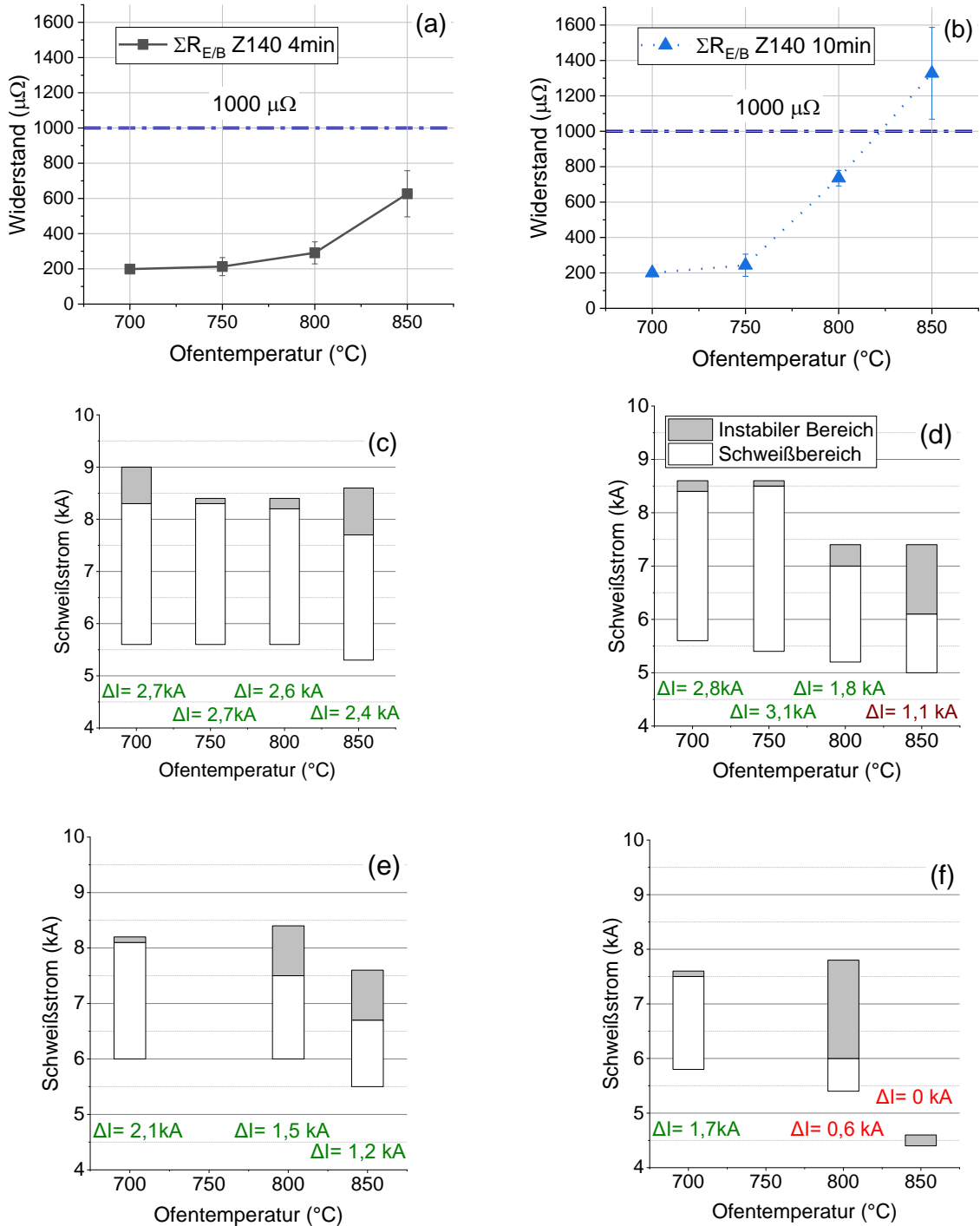


Bild 63: Korrelation zwischen statisch gemessene Widerständen und Schweißbereichen für Zn-beschichtete Bleche am Beispiel der Ofenhaltezeiten von 4 (a,c,e) und 10 (b,d,f) Minuten (a, b) – Übergangswiderstände, (c,d) – Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen; (e,f) - Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen

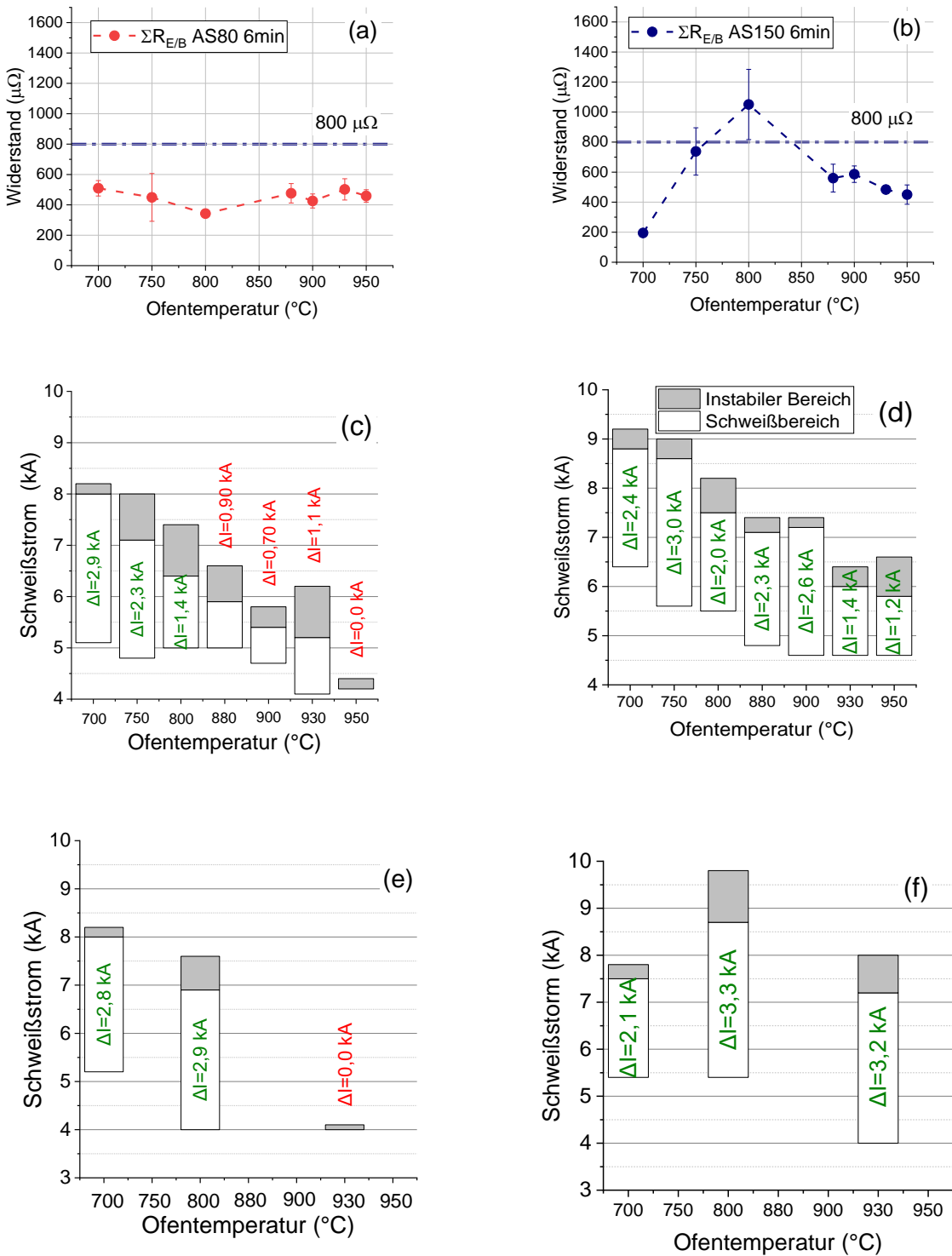


Bild 64: Korrelation zwischen statisch gemessenen Widerständen und Schweißbereichen für Al-Si beschichtete Bleche am Beispiel der Ofenhaltezeiten von 6 Minuten für AS80 (a,c,e) und AS150 (b,d,f); (a, b) – Übergangswiderstände, (c, d) – Schweißbereiche für 2-Blechverbindungen; (e, f) - Schweißbereiche für 3-Blechverbindungen

8.7 Korrelation zwischen Schweißbereich und Schichtentwicklung für Al-Si Beschichtungen

8.7.1 Zweiblechverbindungen

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

Nach den Simulationsergebnissen aus [77] 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, was zu einer intensiveren Wärmeentwicklung führt.

Wenn in der Schicht ein niederohmiger Bereich G vorhanden ist (vgl. Abschnitt 8.3.1), verursacht dieser geringere Widerstand zu Beginn des Schweißprozesses eine geringere Wärmeentwicklung, der Schweißbereich wird reduziert und in Richtung höherer Schweißströme verschoben. Für 2-Blechverbindungen wurde nur eine leichte Reduzierung des Schweißbereiches beobachtet, jedoch kann der niedrigere 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 [78].

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 kam, was zu einer höheren Stromdichte in der Mitte des Schweißpunktes und damit zu einer höheren konzentrierten Wärmeentwicklung führte. Hochohmige und damit weniger wärmeleitende Schichten an der Grenzfläche zwischen Elektrode und Blech führten zu einer stärkeren Wärmeentwicklung an der Grenzfläche und einer schlechteren Ableitung der Wärm über die Elektrodenkappen im Schweißprozess, wie in [79] beschrieben.

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

Intensivere Wärmeentwicklung durch Vorhandensein hochohmiger Oberflächenschichten und deren Einfluss auf die Linsenentwicklung stehen in guter Übereinstimmung mit den Messungen dynamischer Widerstände (Abschnitt 4.3), und Untersuchungen zur Erweichung an der Schmelzlinie (Abschnitt 8.2.1). Jedoch sind weitere Untersuchungen notwendig, einschließlich Studien zur Entwicklung der Schmelzlinse mithilfe der metallographischen Untersuchungen (beschrieben z.B. in [43] für den vollständig gehärteten Zustand) mit dem Ziel, die Linsenentwicklung für verschiedenen Oberflächenbeschichtungen und Wärmebehandlungen abzubilden und diese mit dem dynamischen Widerstand in Korrelation zu bringen, um den Einfluss der Oberflächenschicht auf die Schweißbeignung 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 aufwiesen, kann auf Basis der durchgeführten Untersuchungen ein Kriterium, das Verhältnis zwischen leitfähigen und hochohmigen Phasen in der Schicht, zur Beurteilung der Schweißbeignung herangezogen werden. Das Kriterium Σ_{BCE} wurde anhand der metallographischen Schichtanalysen nach dem Warmumformprozess ermittelt (Abschnitt 7.3) und mit der Größe des

Schweißbereiches korreliert (Bild 55). Für die Σ_{BCE} unter 50 % waren Schweißbereiche für beide Beschichtungsvarianten größer als 1,2 kA, für Schichten mit Σ_{BCE} zwischen 51 und 86 % wurde eine Reduktion der Schweißbereiche beobachtet, so dass diese kleiner als 1,2 kA, aber größer als 0 kA waren. Für Schichtzustände, bei den Σ_{BCE} von 87 % 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 (Bereiche G) auf die Schweißignung hatten. Dementsprechend kann das Kriterium zur Beurteilung der Schweißignung von WB-Zuständen verwendet werden, bei denen die Oberflächenschicht durchdiffundiert ist und ausschließlich aus intermetallischen Phasen besteht.

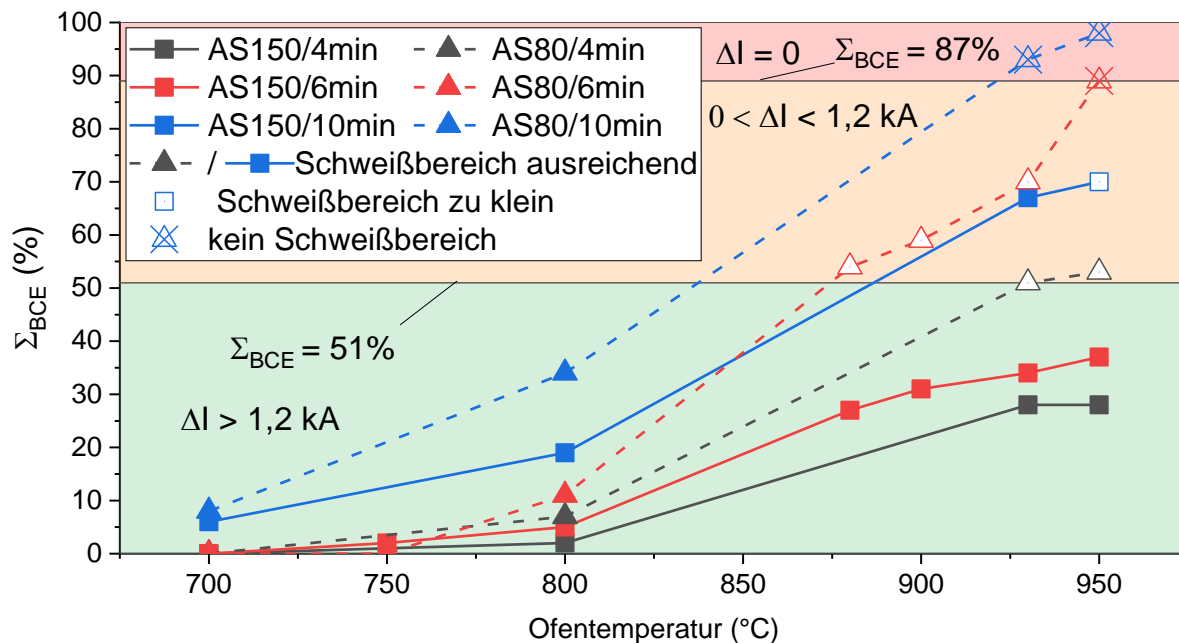


Bild 65: Korrelation der Σ_{BCE} mit der Größe des Schweißbereiches für 2-Blechverbindungen

Es besteht keine Korrelation zwischen der Oberflächenfärbung im pressgehärteten Zustand und Σ_{BCE} oder Schweißignung des Werkstoffes.

Wie in Bild 66 und Bild 67 zu erkennen ist, sahen die Oberflächen der pressgehärteten Blechen 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 Schweißignung. Dies betraf z.B. auch die WB-Zustände AS80/800°C, pressgehärtet mit 4, 6 und 10 Minuten, gekennzeichnet in Bild 67.

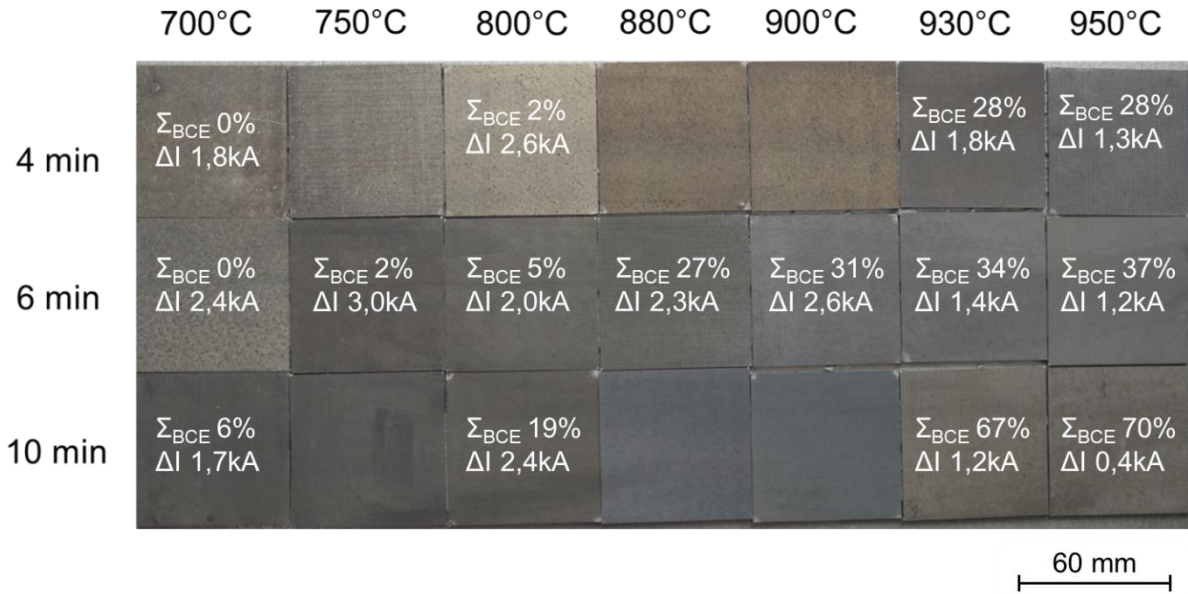


Bild 66: Korrelation zwischen Oberflächenfärbung Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS150

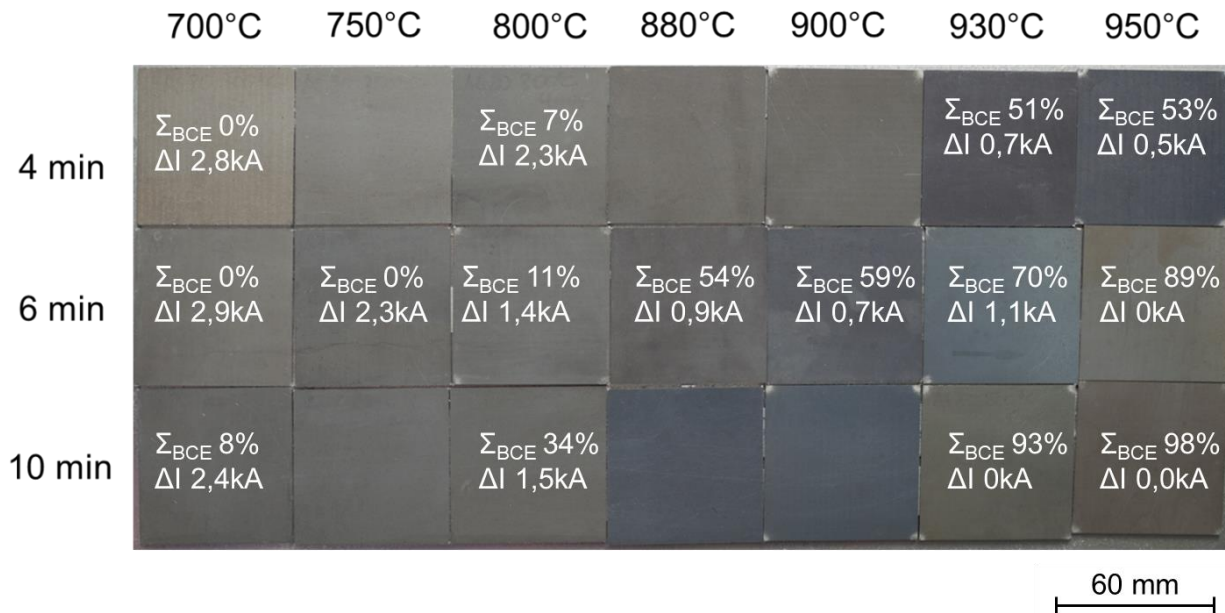


Bild 67 Korrelation zwischen Oberflächenfärbung Σ_{BCE} und Schweißbereich für 22MnB5+AS80

8.7.2 Dreiblechverbindungen

Es war ein klarer Zusammenhang zwischen der Entwicklung der einzelnen Schichtbestandteile und Änderung der Schweißbereiche sowie Linseneindringtiefe nachzuweisen. Bild 69 zeigt die Veränderung der Schweißbereiche und der Linseneindringtiefe in das dünnere Blech in Abhängigkeit der Ofentemperatur und -zeit.

Dabei ist zu erwähnen, dass bei allen untersuchten Proben der Linsendurchmesser in der FE2 das Qualitätskriterium erreichte, wenn der Linsendurchmesser von FE1 größer als $d_{w_{min}}(FE1)$ war. Außerdem war, wenn die Linseneindringtiefe in das dünne Blech ausreichte, der Linsen-

durchmesser d_w (FE1) immer größer als $d_{w_{\min}}$ (FE1), außer für I_{\min} für 22MnB5+AS80 pressgehärtet bei 700 °C und 4 Minuten.

Bei geringeren Ofentemperaturen und -zeiten, bei denen metallische Al-Si Beschichtung (Bereich G) an der Oberfläche vorhanden waren, waren die Kontaktbedingungen verändert aufgrund der höheren Leitfähigkeit und Duktilität. Diese führten zu einer geringeren Wärmeentwicklung in der Fügeebene FE1 und resultierten in fehlender Anschmelzung des dünneren Blechs, zu sehen in Bild 68 für AS150 und 4 Minuten Ofenhaltezeit. Darüber hinaus war der Schweißbereich geringer, da die untere Grenze I_{\min} zu höheren Schweißströmen tendierte (siehe Bild 69).

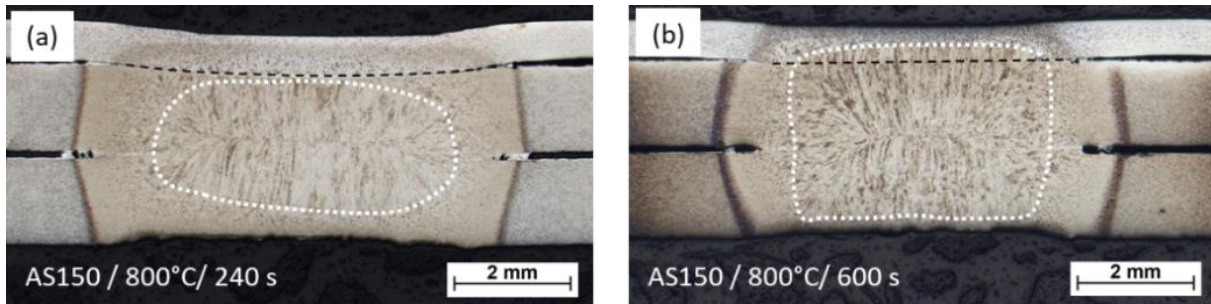


Bild 68: Querschliff der Schweißung bei I_{\min} (a) - 22MnB5+AS150 (800°C/4min) - kein Eindringen der Linse in das dünne Blech; (b) - 22MnB5+AS150 (800°C/10min) - ausreichende Linseneindringtiefe in das dünne Blech

Mit Abnahme der Schicht G und Zunahme von Σ_{BCE} (Bild 70) kam es zu einer Verschiebung des Schweißbereiches zu geringeren Schweißströmen und einer Zunahme der Linseneindringtiefe in das dünne Blech (Bild 69). Für AS150 bei 800 °C und längeren Ofenhaltezeiten von 6 und 10 Minuten sowie bei 930 °C bis 6 Minuten Ofenhaltezeiten (Bild 69) bei denen Σ_{BCE} unter 34 % lag, konnte ein großer Schweißbereich und eine große Linseneindringtiefe in das dünne Blech beobachtet werden. Die gleiche Tendenz war für AS80 zu erkennen.

Jedoch trat für AS80 bei 800 °C/10 Minuten mit 34% Σ_{BCE} eine Verringerung der Spritzergrenze I_{\max} und dadurch eine Abnahme des Schweißbereiches auf, die Linseneindringtiefe wurde jedoch verbessert. Für AS150 bei 930 °C und 6 Minuten mit 34% Σ_{BCE} wurde keine Reduktion des Schweißbereiches beobachtet. Beide Beschichtungen wiesen einen gleichen relativen Anteil an hochohmigen Schichtanteilen auf, jedoch lässt sich ein Unterschied im Schweißbereich mit der Morphologie der Schichten erklären. Schicht C ist bei AS80 kontinuierlich ausgeprägt, wie es in zu sehen ist, wohingegen bei AS150 die Schicht diskontinuierlich in Form von "Inseln" in der niederohmigen Schicht D vorlag (Bild 50). Laut [80] ist solche Schichtmorphologie ungünstig für die Schweißbeignung da der Stromfluss durch die hochohmige Schicht eine größere Wärmemenge zu Beginn des Schweißprozesses generiert, sodass ein niedriger I_{\max} auftritt. Um diese Vermutung zu überprüfen, wurde eine Messung der dynamischen Übergangswiderstände durchgeführt.

Bei höheren Ofenhaltezeiten und -temperaturen mit zunehmendem Anteil der Bereiche B, C, und E, schrumpfte der Schweißbereich. Wie es auf Abbildung 16 ersichtlich, konnte für AS80 bei 930 °C/4 Minuten (Σ_{BCE} 51%) kein Schweißbereich erzeugt werden. Hier traten Spritzer im zweiten Impuls bereits bei dem Mindestschweißstrom von 4 kA auf. Bei Ofenhaltezeiten von 6 Minuten (Σ_{BCE} 70%) und 10 Minuten (Σ_{BCE} 93%) traten Spritzer bereits im ersten Impuls auf. AS150 bei 930 °C und 10 Minuten (Σ_{BCE} 67%) zeigte dasselbe Verhalten.

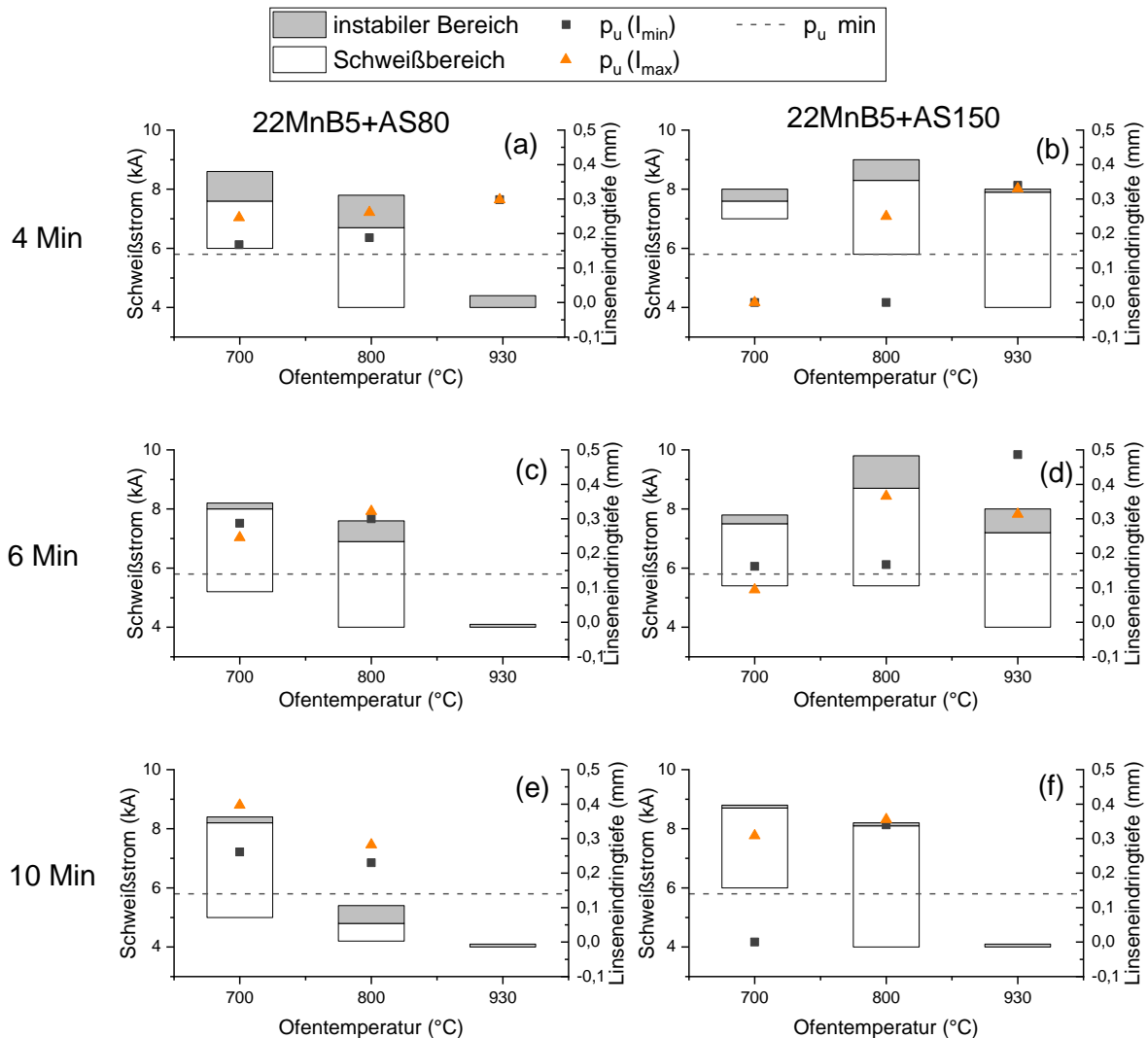


Bild 69: Schweißbereiche und der Linseneindringtiefe ins Dünnblech (p_u) für Dreiblechverbindungen abhängig von der Ofenhaltezeit für beide Beschichtungskonzepte: (a,c,e) - für 22MnB5+AS80; (b,d,f) - für 22MnB5+AS150; (a,b) - Ofenhaltezeit 4 Minuten; (c,d) - Ofenhaltezeit 6 Minuten; (e,f) – Ofenhaltezeit 10 Minuten

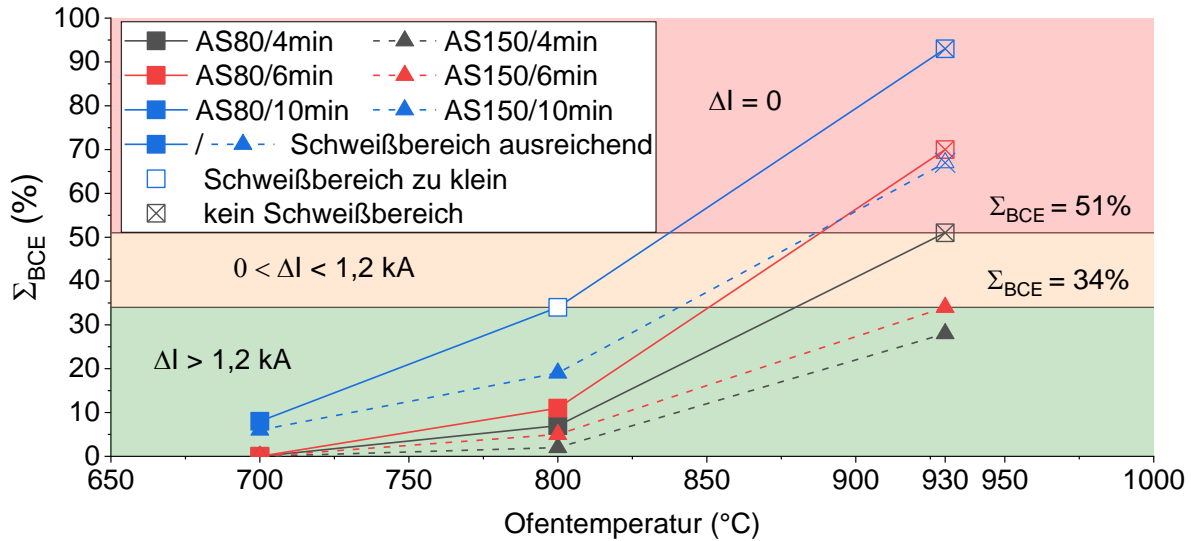


Bild 70: Entwicklung der Σ_{BCE} mit der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit und deren Korrelation mit der Größe des Schweißbereiches

8.8 Dynamische Widerstände

8.8.1 Zweiblechverbindungen

Ergebnisse der Messungen dynamischer Widerstände, durchgeführt wie beschrieben im Abschnitt 7.4.2, sind in Bild 71 dargestellt.

Grundsätzlich zeigt der dynamische Widerstand für alle Schichtzustände einen ähnlichen Verlauf. Zu Beginn des Schweißprozesses fallen diese bis zum Minimum, dem α -Peak. Der anschließende Anstieg des dynamischen Widerstands erfolgt bis zum β -Peak aufgrund der Erwärmung und der damit verbundenen Zunahme des Stoffwiderstandes.

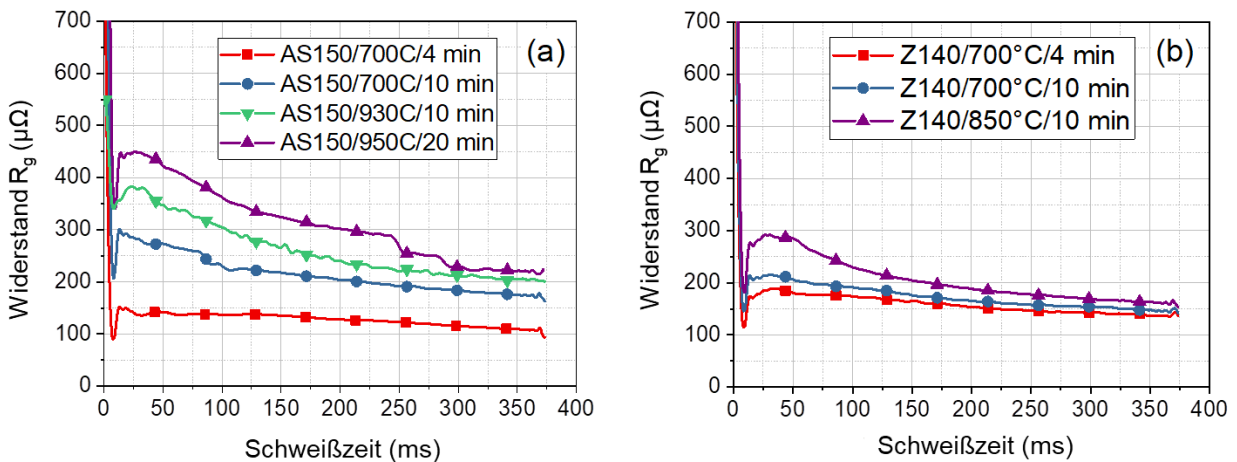


Bild 71: Gemessene dynamische Widerstände (a) – für 22MnB5+AS150; (b) – 22MnB5+Z140

Der erneute Abfall ist mit dem Linsenwachstum zu erklären. Dabei drangen die Elektrodenkapfen in das Blech ein, der Abstand zwischen den Elektroden wird geringer, die Kontaktfläche vergrößerte sich, was zum Abfall der Stromdichte führte.

Der Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf den dynamischen Widerstand beim Schweißen war sowohl für AS80 als auch AS150 ähnlich. Die Lage des α -Peaks verschob sich zu höheren Werten mit steigender Ofentemperatur. Der β -Peak des dynamischen Widerstands 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} (Bild 70) stiegen die Widerstände der Oberflächenschichten, was zur intensiveren Wärmeentwicklung und Linsenwachstum im Schweißprozess führte. Die statischen Kontaktwiderstandsmessungen bildeten diesen Trend nicht ab, wie im Abschnitt 8.7 diskutiert wurde.

Für Zn-beschichtete Bleche wurde ebenfalls eine Erhöhung des β -Peaks und einen stärkeren Abfall bei Proben, wärmebehandelt mit höheren Ofentemperaturen und längeren Ofenhaltezeiten, beobachtet, was jedoch mit den statisch gemessenen Übergangswiderständen korrelierte .

8.8.2 Dreiblechverbindungen

Die dynamischen Widerstände für die Dreiblechverbindungen folgten den Trends, beobachtet für 2-Blechverbindungen. Die Erhöhung der Ofentemperaturen und Verlängerung der Ofenhaltezeiten führten zur Erhöhung der Widerstände im α -Peak, eine stärkere Ausprägung des β -Peaks und seine Verschiebung zu den früheren Schweißzeiten, was einen Hinweis auf intensivere Wärmeentwicklung im Schweißprozess lieferte (Bild 72 und Bild 73).

Die für 22MnB5+AS80 gemessene Widerstände sind generell höher im Vergleich zu den für 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140. Für AS150 im WB-Zustand 930°C/10min traten Schweißspritzer im Vorimpuls auf, die Analyse der Widerstandsverläufe mit Spritzer war nicht möglich. Für 22MnB5+AS80 traten Schweißspritzer im Vorimpuls für WB-Zustände 930°C/6min und 930°C/10min auf. Für die Zn-beschichtete Proben wurde keine Spritzerbildung im Vorimpuls beobachtet.

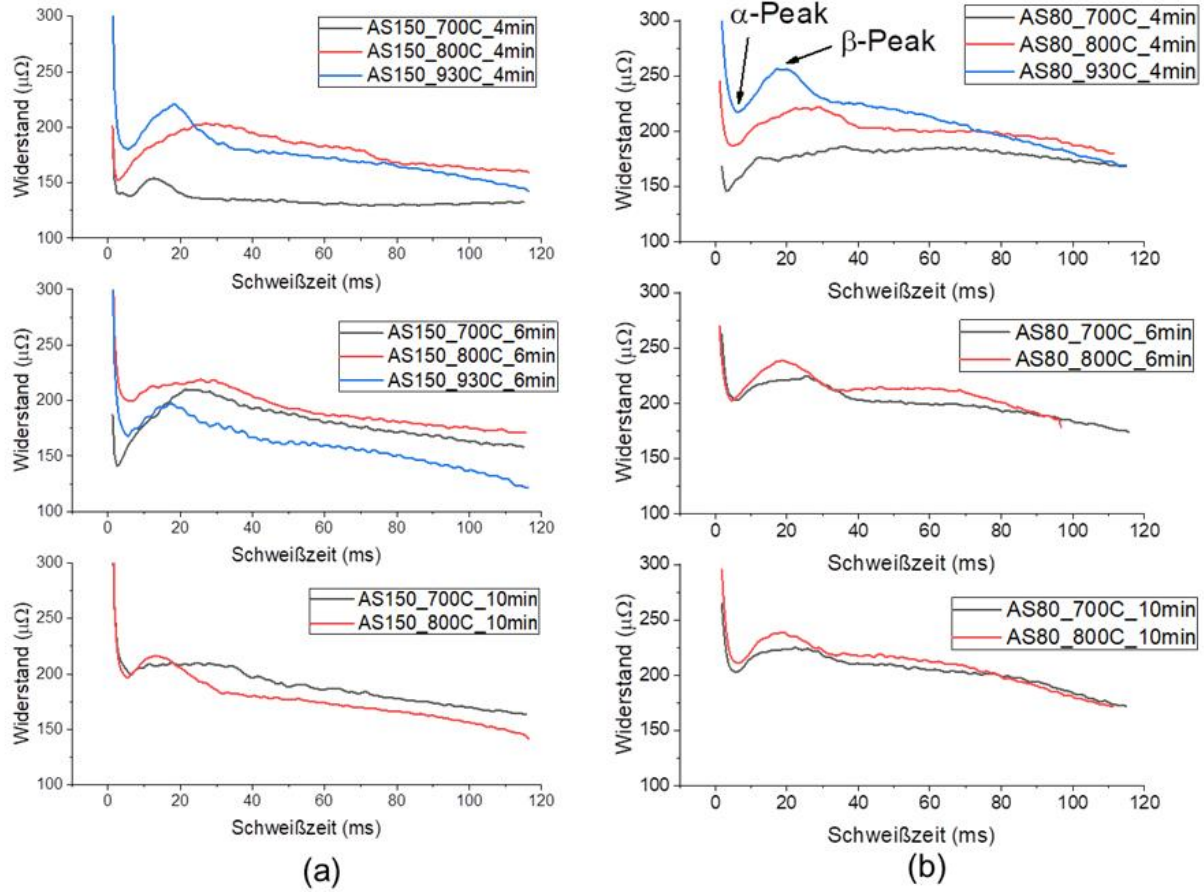


Bild 72: Vergleich der gemittelten dynamischen Widerstände(a) – für 22MnB5+AS150; (b) – für 22MnB5+AS80

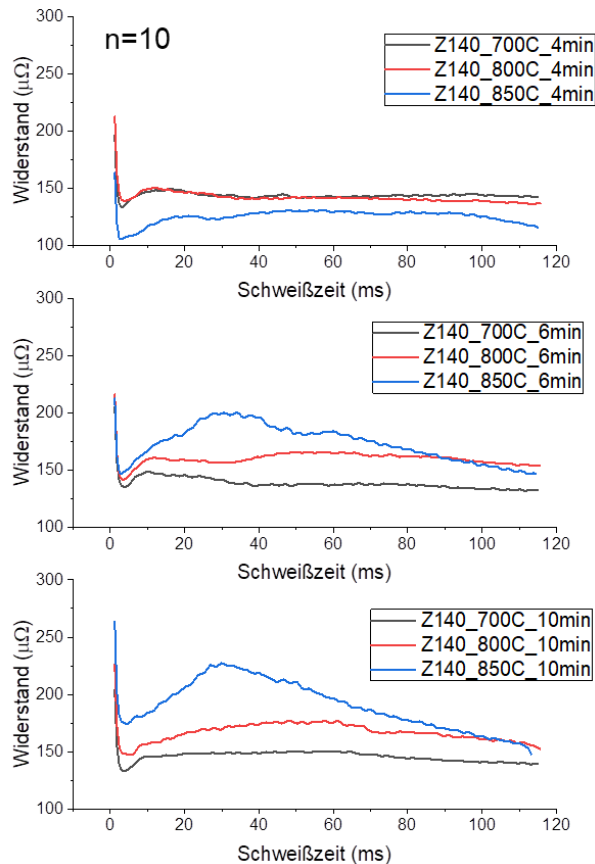


Bild 73: Vergleich der gemittelten dynamischen Widerstände für 22MnB5+Z140

8.8.1 Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißbeignung

Um Einfluss des Energieeinbringungskonzeptes auf die Schweißbeignung zu untersuchen, wurden die Schweißbereiche für AS150 im vollständig gehärteten Zustand ($930^{\circ}\text{C}/6\text{min}$) mit drei Energieeinbringungskonzepten ST, SE und LT in Anlehnung an SEP1220-2 ermittelt und verglichen. Die Ergebnisse sind in Bild 74 zu sehen. Erwartungsgemäß, wurde für den Schweißparametersatz ST der kleinste Schweißbereich mit $\Delta I = 0,2 \text{ kA}$ ermittelt, mit steigender Schweißzeit wurde der Schweißbereich in Richtung niedriger Schweißströme verschoben und gleichzeitig vergrößert. Für SE betrug $\Delta I = 1,4 \text{ kA}$, im Fall von LT war der Schweißbereich $2,2 \text{ kA}$. 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-Zuständen mit Energieeinbringungskonzepten SE und LT ermittelt (vgl. Abschnitt 7.6.1). Wie im Bild 75 zu sehen ist, werden die Schweißbereiche durch den Einsatz von Langzeitschweißen in Richtung niedrigere Ströme verschoben.

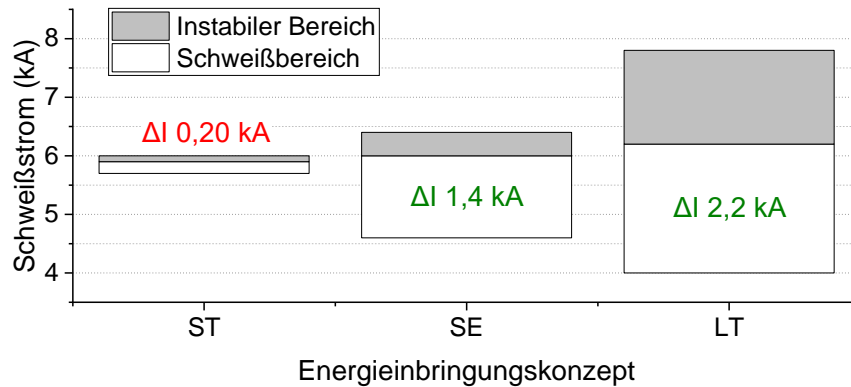


Bild 74: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißeignung (am Beispiel von AS150/930°C/6min)

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

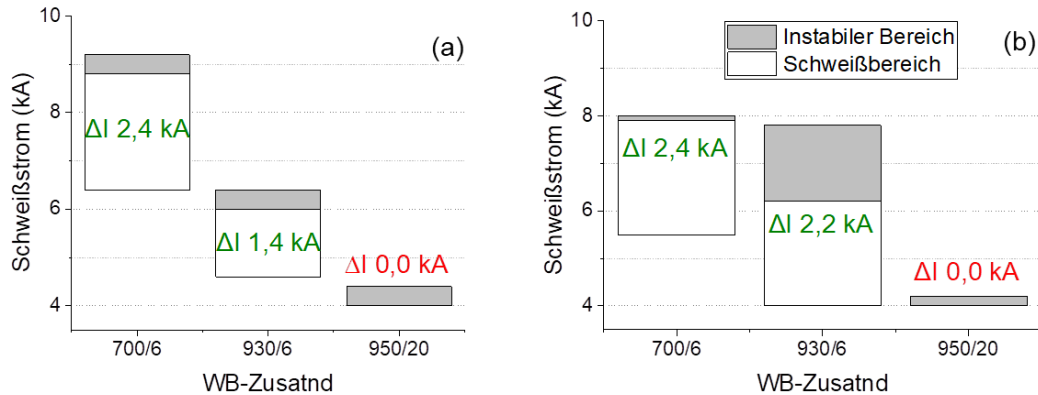


Bild 75: Einfluss der Energieeinbringung auf die Schweißeignung für verschiedenen WB-Zustände: (a) – mittlere Schweißzeit SE; (b) – Langzeitschweißen LT

Im Vergleich zu SE, wurde beim Schweißen mit dem Schweißparametersatz LT eine größere Überschneidung der Schweißbereiche für WB-Zustände mit 700 und 930 °C. 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/6min. ein gemeinsamer Schweißbereich von 0,7 kA ist immer jedoch nicht ausreichend, um von einer guten Schweißeignung zu sprechen.

8.1 Verschleiß der Elektrodenkappen

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wurden zwei Arten vom Elektrodenverschleiß, beschrieben in [55] beobachtet: Pilzbildung und Plateaubildung.

Aus den Elektrodenwegmessungen konnte für 22MnB5+AS150/700°C/4min ein Trend zur Verkürzung der Elektrodenkappe mit steigender Anzahl an Schweißungen beobachtet, was für die Pilzbildung charakteristisch ist (Bild 76). Für den vollständig gehärteten Zustand mit 950°C/10min kam es zum Wachstum der Elektrodenkappenlänge, verursacht durch Plateaubildung. Diese Beobachtungen wurden durch Profilmessungen bestätigt (Bild 77).

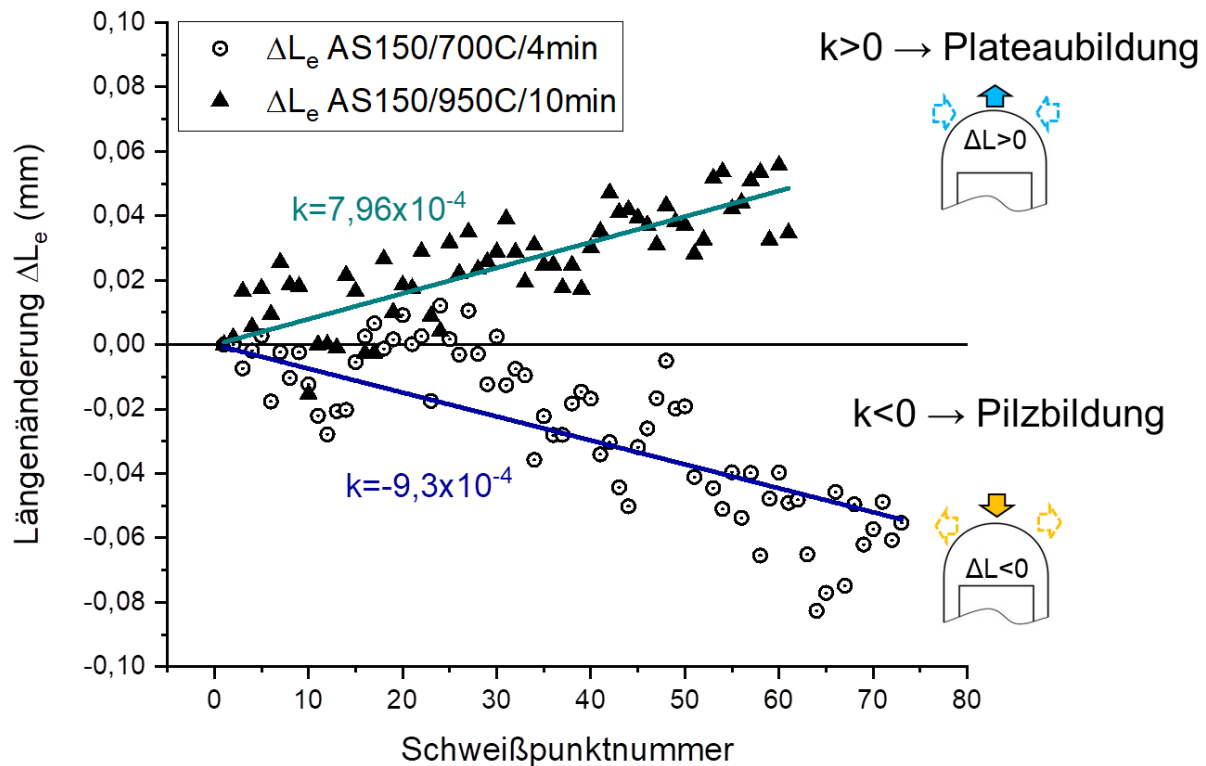


Bild 76: Längenänderung der Elektrodenkappen über die Anzahl der geschweißten Punkte

Eine Plateaubildung wurde im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und kurzen Haltezeiten beobachtet, bei höheren Ofentemperaturen und langen Haltezeiten war die Pilzbildung dominierend, was auch den Beobachtungen von [55] für 22MnB5+AS150, pressgehärtet mit 930 °C und 6 Minuten entspricht.

Die Änderung des Verschleißmechanismus kann mit Änderungen der Schichteigenschaften verbunden werden. Höhere Wärmeentwicklung im Schweißprozess führte zur schnelleren Linsenwachstum in axialer Richtung, was eine stärkere thermische Belastung der Elektrodenkappe verursachte (vgl. Abschnitt 8.7.2). Außerdem kann im Fall von größeren Linsenhöhe (geringeren Abstand zwischen der Elektrodenkappe und Schmelze) davon ausgegangen werden, dass der tragende Querschnitt unter der Elektrodenkappe kleiner war, was zur Verformung der Bleche zusammen mit der Elektrodenkappe führte und eine Ausbildung des Plateaus verursachte.

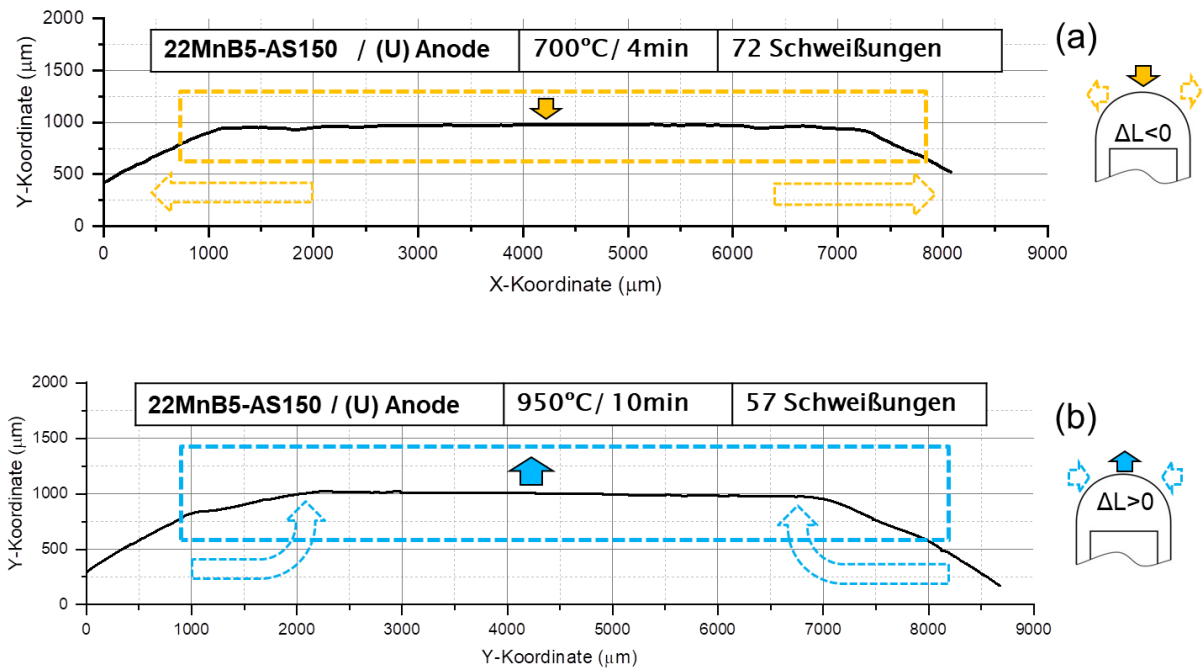


Bild 77: Ergebnisse der Profilmessungen an Elektrodenkappen, jeweils Anoden. (a) - 22MnB5+AS150 WB: 700°C/4min; (b) - 22MnB5+AS150 WB: 950°C/10min

8.2 Untersuchung der mechanisch-technologischen Verbindungseigenschaften

8.2.1 Entwicklung der WEZ

Die klassische WEZ, beschrieben im Abschnitt 2.6, Ändert sich erwartungsgemäß für verschiedene Energieeinbringungskonzepte und WB-Zustände, wie dem Bild 78 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 zu starkem Wachstum der FK- und GK- Bereiche der WEZ kam (beschrieben im Abschnitt 2.6).

Ebenfalls hatten sich mit Erhöhung des Wärmeeintrages die Breite der erweichten Zone in der WEZ vergrößert (SC- und IK-WEZ), der Grad der Erweichung bleibt aber konstant, was der Beobachtungen von [47] entspricht.

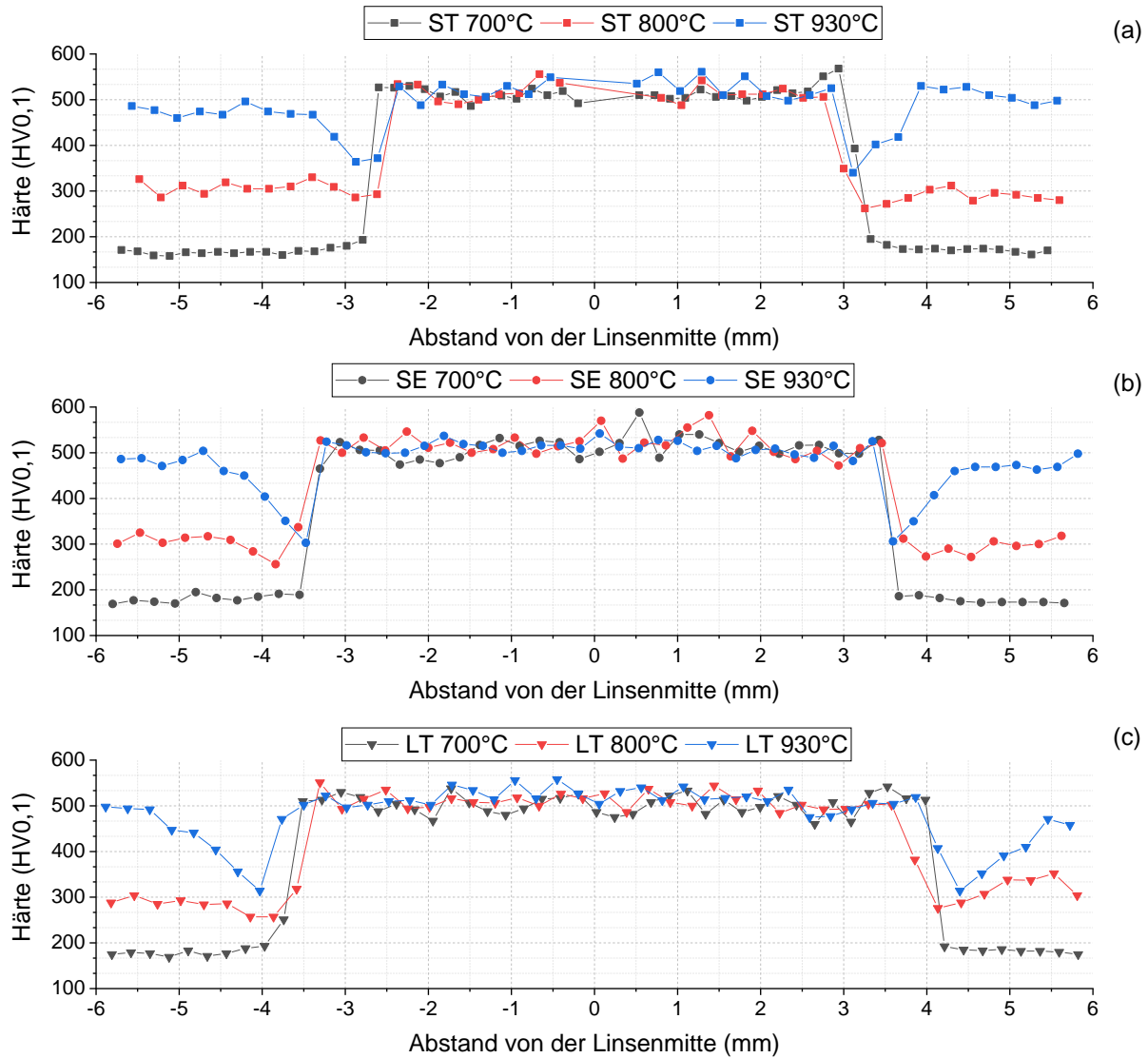


Bild 78: Härteverläufe durch die Schweißverbindung für je drei WB-Zustände (a) – Energieeinbringungskonzept ST ; (b) – Energieeinbringungskonzept SE; (c) Energieeinbringungskonzept LT

Die Erweichungszone an der Schmelzlinie, die für die Energieeinbringungskonzepte SE und LT in WB-Zuständen 800°C/6 min und 930°C/6min besonders stark ausgeprägt war und anhand von Härtemappings nachgewiesen werden konnte (Bild 79). Diese Erweichungszone konnte anhand der Härteverläufe (Bild 78) aber 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 Anwendung manueller Härtemessungen, wie z.B. in [43, 49]

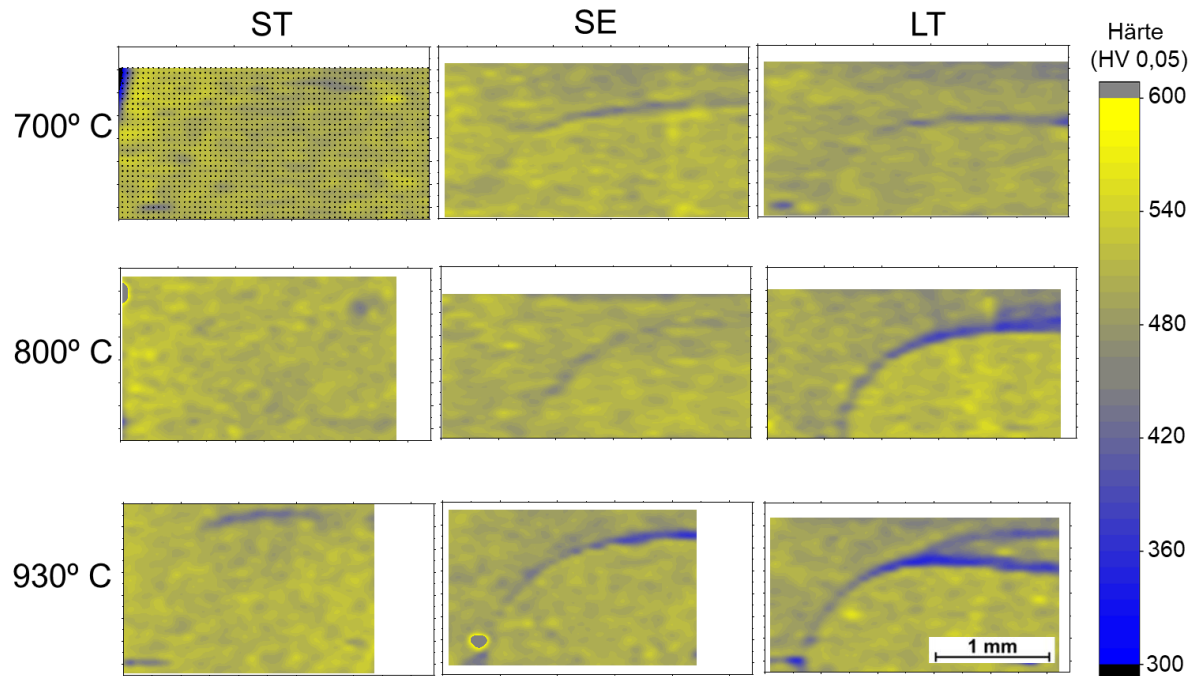


Bild 79: Mikrohärtemappings für verschiedenen WB-Zuständen, geschweißt mit unterschiedlichen Energieeinbringungskonzepten, ST/700°C zeigt die Verteilung der Härteabdrücke.

Erwartungsgemäß, wurden durch die Variation der Energieeinbringung unterschiedlich stark ausgeprägte Erweichung an der Schmelzlinie provoziert (Bild 79), was die Erkenntnisse aus den vorherigen Untersuchungen bestätigt [43]. Es wurde gezeigt, dass die Energieeinbringungskonzepte große Unterschiede in der Linsenentwicklung aufweisen.

Im Fall von Kurzzeitschweißen 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, bedingt durch Diffusion von Kohlenstoff aus dem nicht geschmolzenen Bereich an der Schmelzlinie in Richtung der Schmelzlinse auf [43]. Je früher es zur Stagnation des Längenwachstums kam, desto länger befand sich die Schmelzlinse an einer Stelle, was im Endeffekt zu längeren Diffusionszeiten führte und eine stärkere Ausprägung der SL-EWZ verursachte.

Bild 80 zeigt die minimale gemessene Härte entlang der Schnittlinien AB, CD und EF, die den drei Bereichen einer Widerstandspunktschweißverbindung, beschrieben in DVS 2960 [53] 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 war; CD zeigt die Erweichung im Übergangsbereich, wo die Wirkung der Unregelmäßigkeiten weniger kritisch war. Es ist kein Einfluss der Erweichung im Bereich EF auf die mechanische Eigenschaften der Widerstandspunktschweißverbindungen zu erwarten (vgl. Abschnitt 2.7).

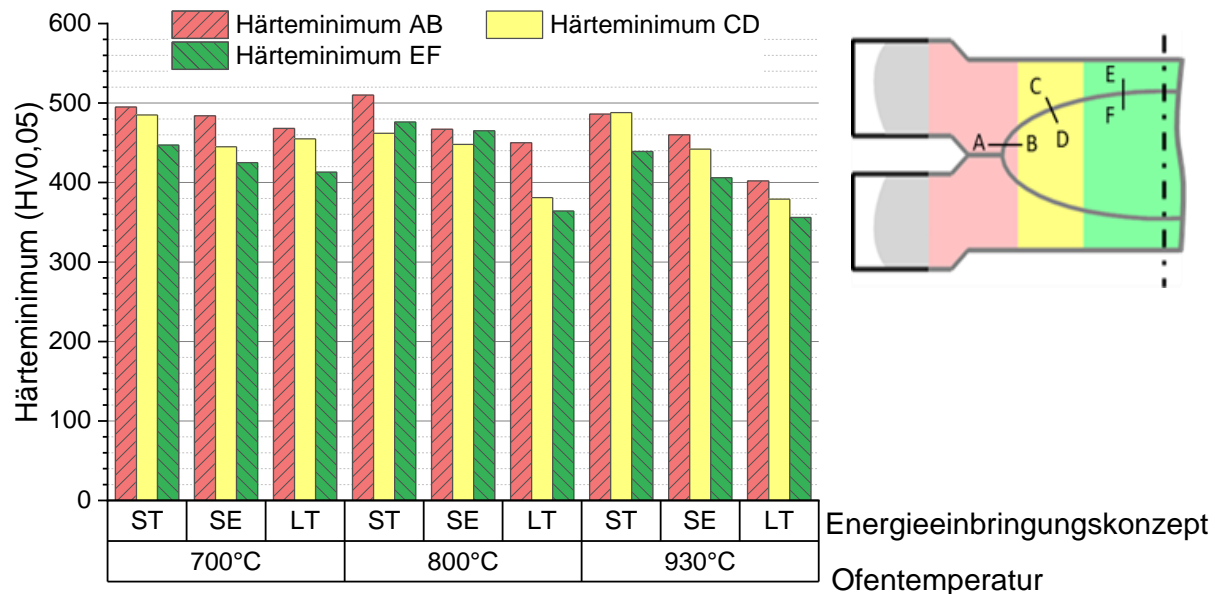


Bild 80: Minimale gemessene Härte entlang der drei Schnittlinien, repräsentativ für drei Bereiche einer Widerstandspunktschweißverbindung nach DVS 2916-4 [69]

Aus den Bildern 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 ist für verschiedene WB-Zustände unterschiedlich stark ausgeprägt. So wurde bei Proben mit geringer Härte ($T_{\text{Ofen}} = 700 \text{ °C}$) eine relativ geringe Erweichung an der Schmelzlinie beobachtet, bei der T_{Ofen} von 800 °C war 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 abhängig von der Schichtausbildung zeigten (Anstieg der Energieeinbringungsgeschwindigkeit mit Erhöhung der Σ_{BCE}).

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

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

8.2.1 Zugproben mit Opferblech

Bei Zugproben mit Opferblech (beschrieben im Abschnitt 7.6.3) wurden zwei Brucharten beobachtet. Der Bruch erfolgte entweder in der Erweichungszone der WEZ oder im Grundwerkstoff, weit von der Schweißverbindung entfernt (Bild 81). Bild 83 zeigt die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen. Erwartungsgemäß, wurde eine Erhöhung der maximal ertragbaren Kräfte und Reduktion der Energieaufnahme mit Erhöhung der Ofentemperatur beobachtet.

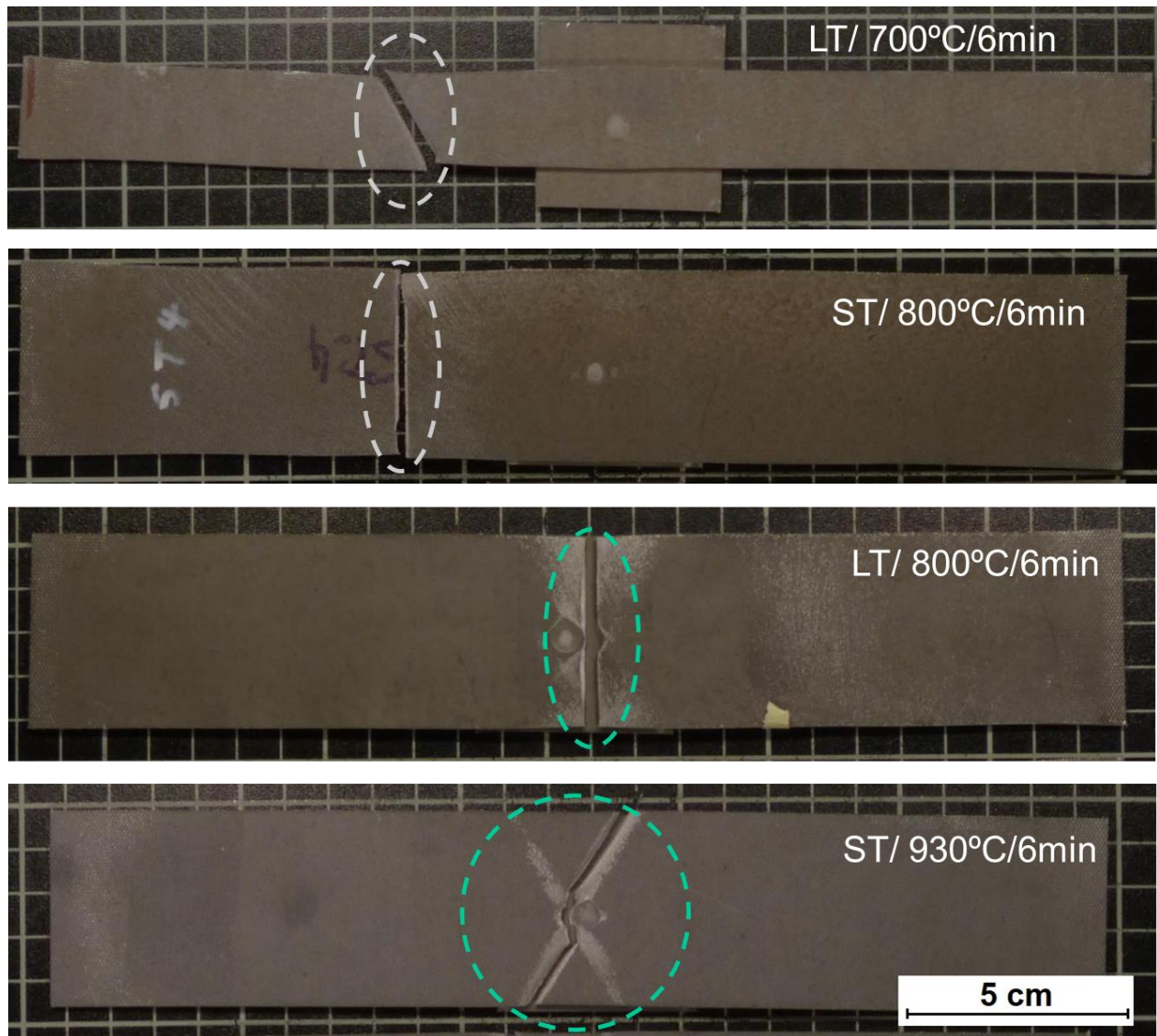


Bild 81: Bruchverhalten der Proben mit Opferblech mit gekennzeichneten Bruchzonen

Mit der Erhöhung des Wärmeeintrags im Schweißprozess wurde keine signifikante Änderung der maximal ertragbaren Kräfte für alle WB-Zustände beobachtet, der Abfall der Energieaufnahme unterschied sich je nach WB-Zustand des Grundwerkstoffes (Bild 83).

So war für den WB-Zustand 700 °C/6 min (weicher Bereich eines partiell gehärteten Bauteils) ein Anstieg der Energieaufnahme durch die Erhöhung der Energieeinbringung beobachtet (für die breiten Proben) worden, 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 SC- und IK-WEZ gemessen, die FK- und GK-WEZ-Bereich wiesen eine Aufhärtung auf (vgl. Abschnitt 8.2.1).

Für den WB-Zustand 800°C/6min (Übergangsbereich) kam es zum Abfall der Energieaufnahme mit Erhöhung des Wärmeeintrags. Der Abfall war für die breite Probe stärker ausgeprägt und korrelierte mit der Verschiebung der Bruchstelle von GW zur WEZ (Bild 81 und Bild 82).

Für das Energieeinbringungskonzept ST wurde für beide Probenbreiten kaum ein Abfall der Energieaufnahme im Vergleich zum Ausgangszustand gemessen (Bruch erfolgte im GW), im Fall von Energieeinbringungskonzept SE kam es zu einem starken Abfall der Energieaufnahme (-44% für die breite Probe, -23% für die schmale Probe), 4 von 5 geprüften Proben versagten dabei in der WEZ (Bild 82).

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 (Bild 82), der Abfall der Energieaufnahme war hierbei geringer als bei der größeren Probenbreite (Bild 83).

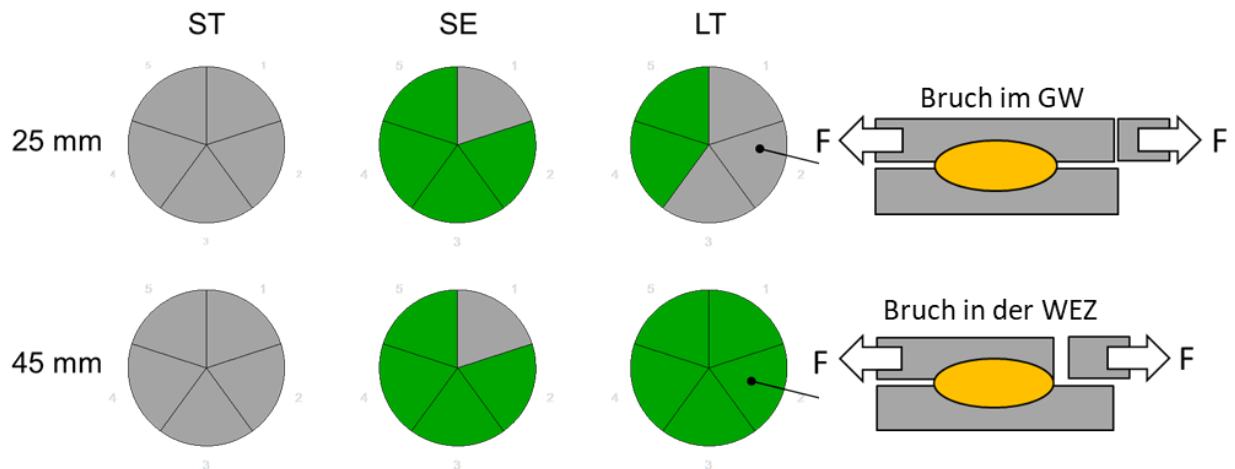


Bild 82: Bruchverhalten der Schweißverbindung mit Opferblech bei unterschiedlichen Probenbreiten; WB-Zustand 800 °C/6 min

Für den WB-Zustand 930°C/6 min, für den eine starke Erweichung in der SC- und IK-WEZ gemessen wurde, erfolgte der Bruch ausschließlich in der Wärmeeinflusszone (Bild 81). Es wurden eine geringfügige Reduktion der maximalen übertragbaren Kräfte und ein starker Abfall der Energieaufnahme bis zum Bruch der Probe registriert. So kam es bei Proben mit einer Schweißverbindung zum Abfall der Energieaufnahme zwischen 55% (ST/45 mm) und 63% (LT/45 mm). Für schmale Proben war der Abfall der Energieaufnahme noch stärker. Er betrug 64% bei ST/25 mm und 68% bei LT/25 mm.

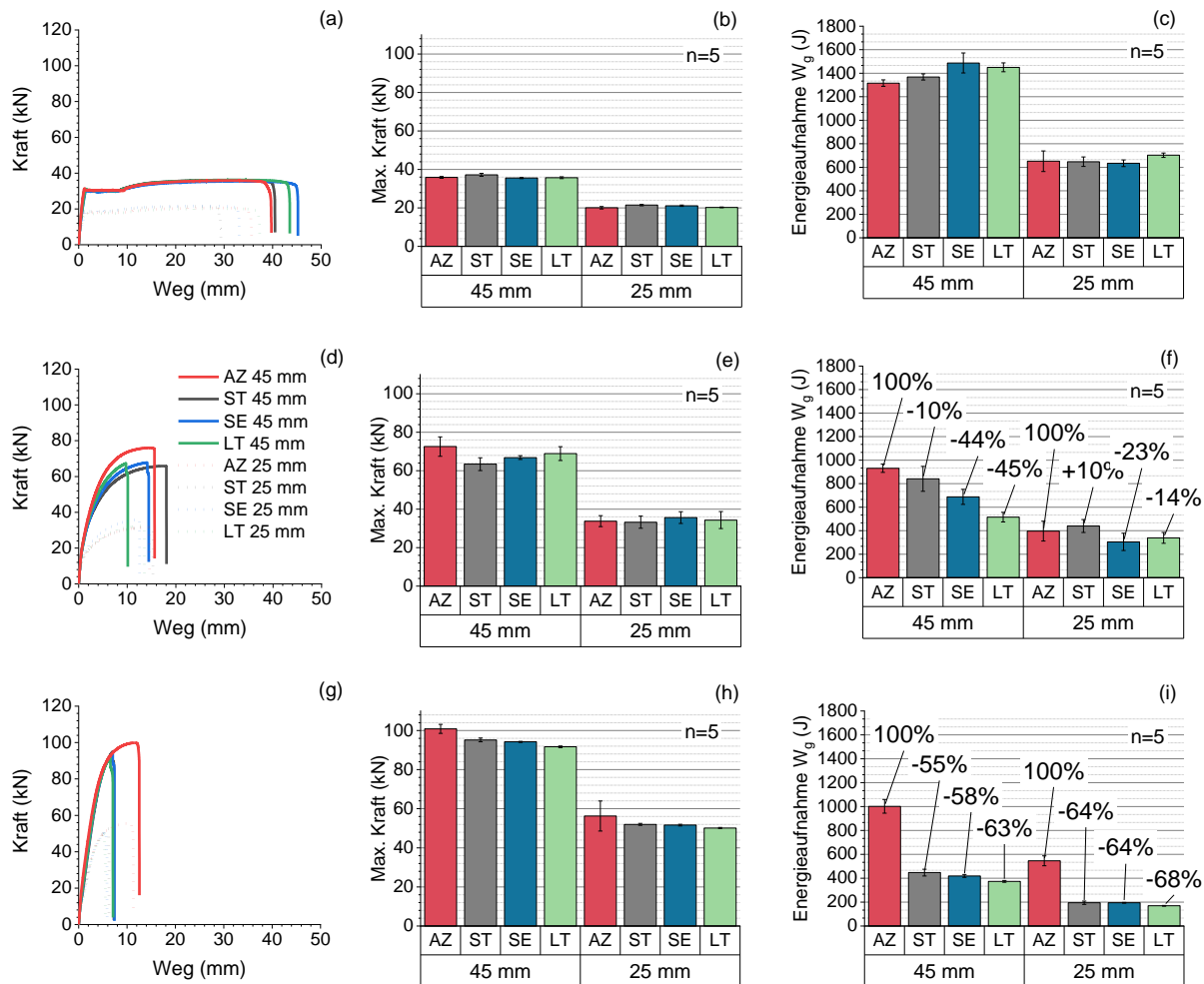


Bild 83: Ergebnisse des Zugversuche Proben mit Opferblech (a-c) – WB 700°C/6min; (d-f) – WB 800°C/6min; (g-i) – WB 930°C/6min. (a, d, g) – Kraft-Weg Verläufe der zerstörten Proben; (b, e, h) – maximale Zugkraft; (c, f, i) – Energieaufnahme

8.2.2 Kopfzugversuch

Ergebnisse des Kopfzugversuches sind in Bild 84 dargestellt. Für die Kopfzugbelastung konnte im Gegensatz zur einseitigen Belastung kein Einfluss der Wärmebehandlung auf die Verbindungsfestigkeit festgestellt (Bild 84 (a)). Die Energieaufnahme für den gehärteten Zustand (930 °C) und Übergangsbereich (800 °C) haben dieselbe Größenordnung, für den weichen Werkstoffzustand (700 °C) wurden wesentlich höhere Energieaufnahmen gemessen (Bild 84 (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.

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

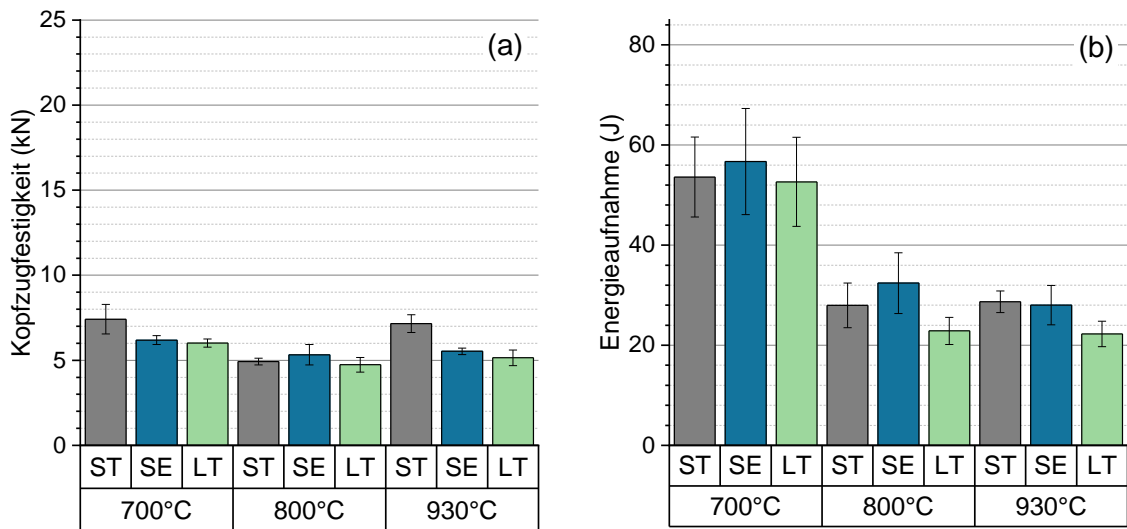


Bild 84: Ergebnisse des Kopfzugversuches: (a) – Kopfzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme

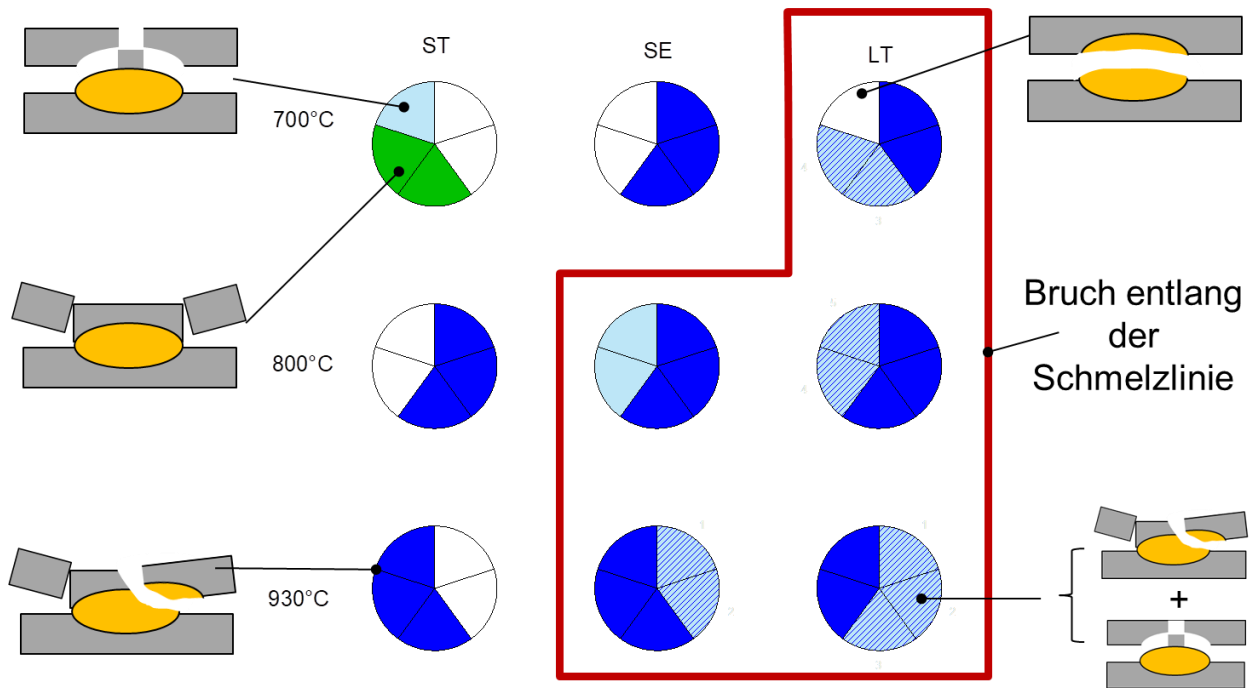


Bild 85: Bruchverhalten im Kopfzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6)

Das Bruchverhalten der Proben änderte sich mit dem Energieeinbringungskonzept (Bild 85). Mit Verlängerung der Schweißzeit (ST→SE→LT) trat der Bruch entlang der Schmelzlinie häufiger auf. Für WB-Zustände mit 800 und 930 °C konnte häufigeres Auftreten des Bruches entlang der Schmelzlinie mit Abfall der Energieeinbringung korreliert werden. In diesen Zuständen wurde auch eine stärkere Erweichung an der Schmelzlinie festgestellt (vgl. Bild 79 und Bild 80). Für die weiche Zone des partiell gehärteten Bauteils (700 °C) konnte keine eindeutige Korrelation zwischen dem Bruchverhalten und Änderung der Verbindungseigenschaften festgestellt werden.

8.2.3 Scherzugversuch

Im Scherzugversuch lagen die Unterschiede der ermittelten Festigkeiten für alle WB-Zustände im Streubereich (Bild 86). 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 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 (die Variation der Energieaufnahme liegt im Streubereich).

Für den Übergangsbereich (800 °C) und gehärteten Bereich (930 °C) wurden unterschiedliche Trends zur Änderung der Energieaufnahme mit der Änderung des Energieeinbringungskonzeptes beobachtet. Im Übergangsbereich waren die Energieaufnahmen für 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 Proben, wärmebehandelt mit 800°C ist eine geringere Steifigkeit zu erwarten, da der 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). Es kann vermutete werden, dass die geringere Steifigkeit der Probe zur stärkeren Verformung im Scherzugversuch führen kann, was ein Anstieg der auf dem Schweißpunkt wirkenden Kopfzugbelastung verursachte. Um diese Hypothese zu überprüfen sind weitere Untersuchungen mittels bildgebender Analyse im Scherzugversuch und deren Korrelation mit der Simulation notwendig.

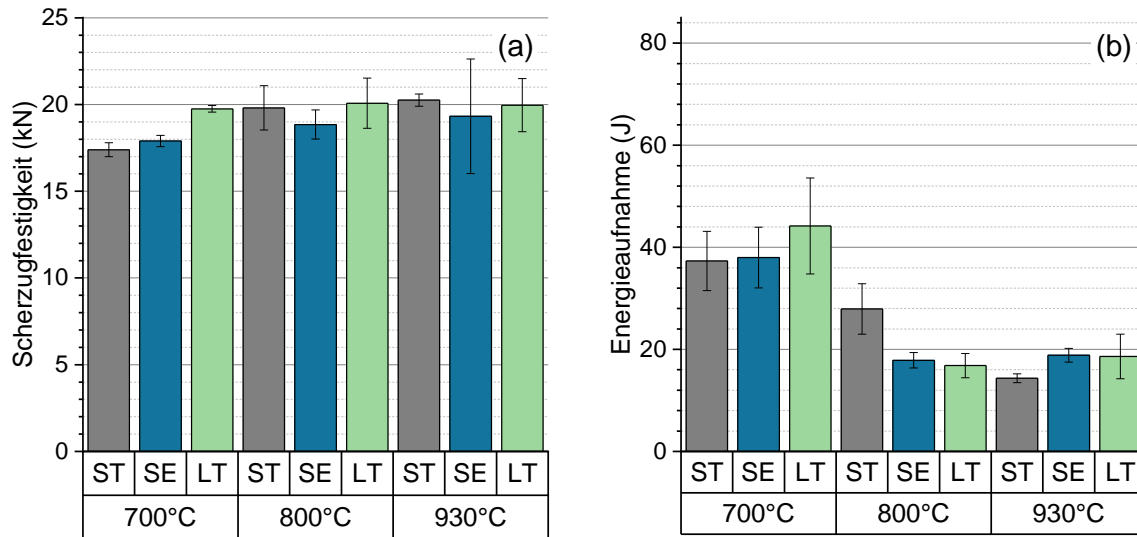


Bild 86: Ergebnisse des Scherzugversuchs: (a) – Scherzugfestigkeit; (b) – Energieaufnahme

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 oben beschrieben, mit der stärker ausgeprägten Erweichung an der Schmelzlinie (vgl. Bild 79 und Bild 80)

Es konnte keine eindeutige Korrelation zwischen dem Bruchverhalten und den ermittelten Festigkeiten und der Energieaufnahmen festgestellt werden. Dies liegt möglicherweise daran, dass die verwendete Methode zur Beschreibung des Bruchverhaltens nur zwischen verschiedenen Brucharten und Häufigkeit deren Auftretens unterscheidet, ohne deren prozentualen Anteil an der gesamten Bruchfläche zu berücksichtigen. Die Beobachtungen im Schliff bringen keine beanspruchbaren quantitativen Ergebnissen, 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 der weiteren Untersuchungen kann eine Kombination aus Röntgentomografie zum Abbilden der komplizierten Bruchflächengeometrien, fraktografische Analyse der Bruchflächen sowie der metallographischen Untersuchungen des Bruchverhaltens im Schliff empfohlen werden.

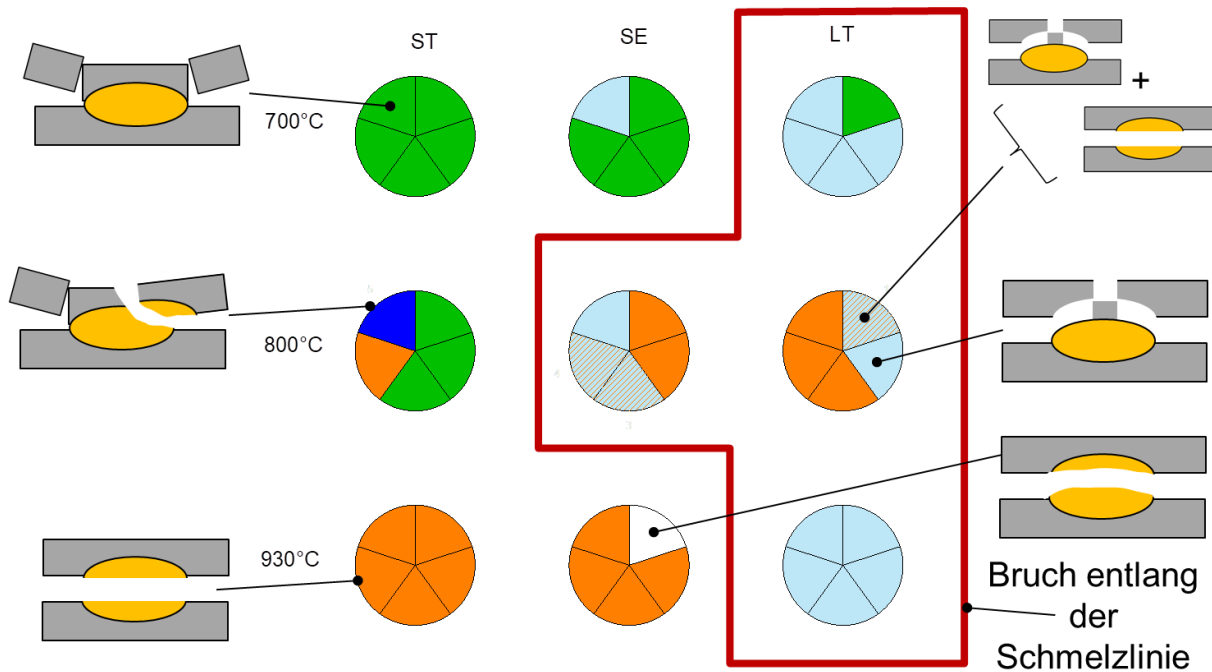


Bild 87: Bruchverhalten im Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6)

8.2.4 Dynamischer Scherzugversuch

Im dynamischen Scherzugversuch wurde die Energieaufnahme bis zum Bruch bestimmt (vgl. Abschnitt 7.6.5), die in Bild 88 dargestellt sind. Es wurden die gleichen Tendenzen in Änderungen der Energieaufnahme und des Bruchverhaltens wie beim quasistatischen Scherzugversuch beobachtet (Abschnitt 8.2.3). Der Anstieg der Belastungsgeschwindigkeit führte zur Erhöhung Energieaufnahme, was die Beobachtungen von [81] bestätigt.

Brucharten mit Bruch entlang der Schmelzlinie traten im Vergleich zum quasistatischen Scherzugversuch häufiger auf, was durch eine geringere Steifigkeit der Probe und so einen 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 der weiteren Untersuchungen überprüft werden. Ebenfalls wie beim quasistatischen Scher- und Kopfzugversuch konnte keine eindeutige Korrelation zwischen Energieaufnahme und Bruchverhalten festgestellt werden, wie in 8.2.3 diskutiert.

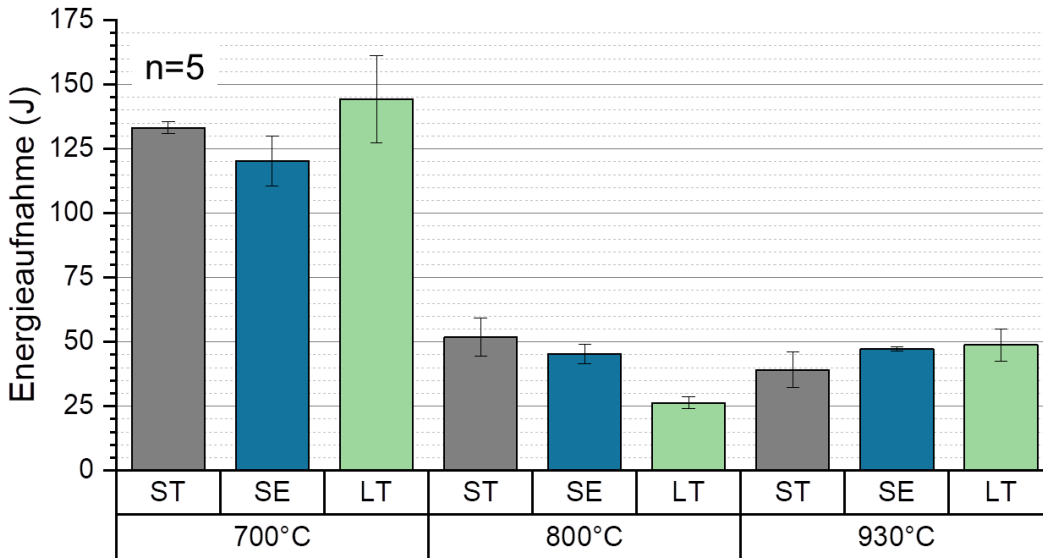


Bild 88: Energieaufnahme im dynamischen Scherzugversuch

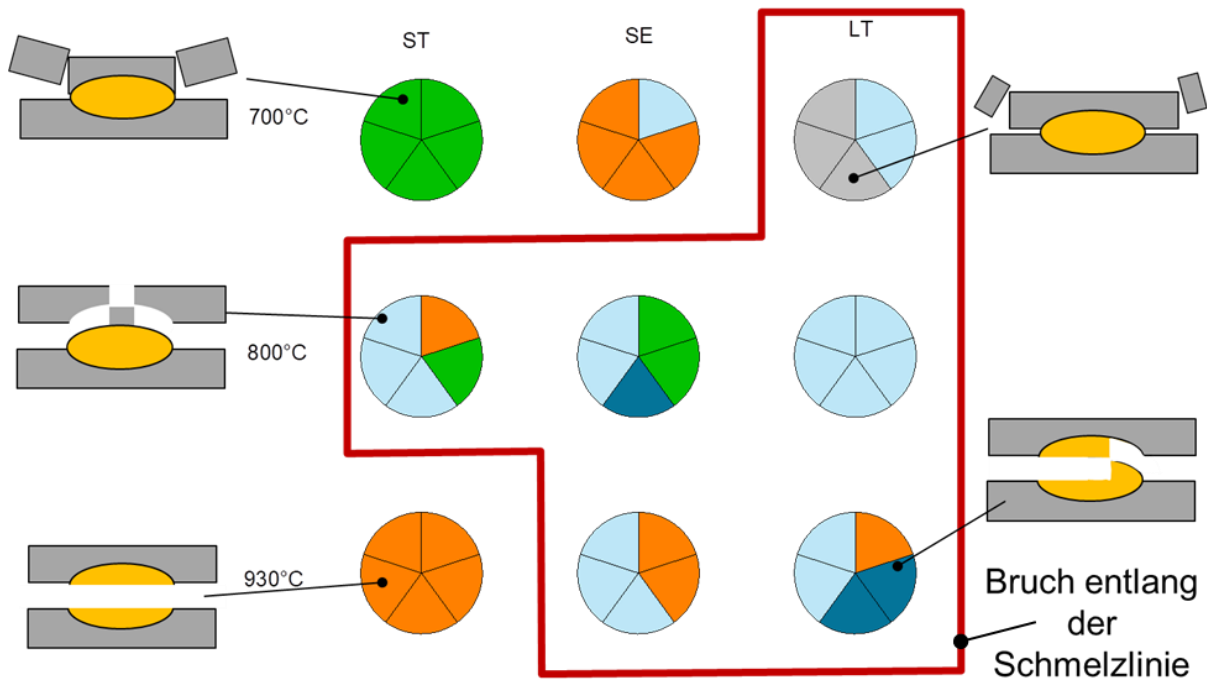


Bild 89: Bruchverhalten im dynamischen Scherzugversuch mit den markierten Kombinationen der WB-Zustände und Energieeinbringungskonzepte, für den Bruch an der Schmelzlinie charakteristisch ist (Bruchmodi beschrieben in Abschnitt 7.6.6)

9 Gegenüberstellung der Ergebnisse mit Zielsetzungen

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden folgenden Ziele angestrebt:

- 1 weiterführende Klärung der werkstofflichen Vorgänge beim Widerstandspunktschweißen des formgehärteten Stahles 22MnB5 in unterschiedlichen Oberflächen- und Gefügeständen beim Herstellen ausgewählter 2- und 3-Blechverbindungen,
- 2 Ermittlung der elektrischen Widerstände in Abhängigkeit unterschiedlicher Überzugskonzepte, Auflagedicken und Gefügestrukturen,
- 3 Einfluss dieser Widerstände auf das Schweißergebnis und Ableitung von Grenzwerten für die Zustände der Beschichtungen aus Sicht der Schweißeignung,
- 4 Aussagen zu den erreichbaren mechanischen Verbindungseigenschaften (Härte, Kräfte, Bruchdehnungen) und dem Versagensverhalten bei statischer und schlagartiger Belastung
- 5 Aussagen zum überzugsabhängigen Verschleiß an den Cu-Elektroden
- 6 Bestimmung von Eingangsdaten für die Prozesssimulation unterschiedlicher Schichteigenschaften für die simulationsbasierte Parametervorhersage.

Die Ziele des Forschungsvorhabens wurden durch die festgelegten Schritte des Arbeitsplans erreicht.

Die Ziele eins bis drei konnten durch umfangreiche metallographische Untersuchungen und Widerstandsmessungen erfüllt werden.

Für Zn-beschichtete Werkstoffe eignet sich die Messung der Übergangswiderstände beschrieben in DVS 2935-3. In den durchgeführten Untersuchungen ergaben sich eine gute Übereinstimmung zwischen dem gemessenen Übergangswiderstand und der Größe des Schweißbereiches.

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

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

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

Aus den 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 steigender Ofentemperatur und Ofenhaltezeiten bildeten sich intermetallische Phasen aus, die einen wesentlich höheren spezifischen elektrischen Widerstand im Vergleich zur metallischen Al-Si-Beschichtung und dem Stahlsubstrat hatten. 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 Schweißeignung des Werkstoffes korrelieren. Absolute Messungen der Schichtdicke oder die Dicke einzelner Schichtbereichen zeigten keine Korrelation zu der Schweißeignung. Der prozentuale Anteil hochohmiger Phasen an der Gesamtschichtdicke, der eine Relation zwischen den hochohmigen und niederohmigen Phasen in der Schicht beschreibt, konnte zur Abschätzung der Schweißeignung des Werkstoffes verwendet werden. Auf dessen Basis wurde ein Kriterium zur Abschätzung der Schweißeignung 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, was vor allem für KMUs vom großen Vorteil ist.

Generell ist die Schweißeignung des Werkstoffes gegeben, wenn die Schichten keine metallischen Al-Si Bestandteilen beinhalten und der Anteil der hochohmigen Phasen (Σ_{BCE}) nicht den empfohlenen Wert überschreitet (vgl. Abschnitt 8.7)

Da der Anteil an hochohmigen Phasen in der Schicht mit hohen Ofentemperaturen und langen Ofenhaltezeiten zunimmt, wird aus Sicht der Erzeugung schweißgeeigneter pressgehärteter Bauteile empfohlen, die Wärmebehandlung bei möglichst niedrigen Ofentemperaturen und mit möglichst kurzen Ofenhaltezeiten durchzuführen, jedoch unter Berücksichtigung dessen, dass die Anwesenheit metallischer Al-Si-Schichtbestandteile zu vermeiden ist. Diese Empfehlung kann in das DVS-Merkblatt 2935-3 „Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus niedrig legierten Stählen – Presshärtende Stähle“ transferiert werden.

Die Verlängerung der Schweißzeit und Reduktion der Elektrodenkraft führte bei den Zweiblechverbindungen zur Erweiterung des Schweißbereiches im gut schweißgeeigneten WB-Zustand (Σ_{BCE} unter 51%). Für den nicht schweißgeeigneten Schichtzustand (mit Σ_{BCE} von mehr als 87%) konnte eine Erweiterung des Prozessfensters durch die Verlängerung der Schweißzeit nicht erreicht werden.

Um das vierte Ziel zu erfüllen, erfolgten umfangreiche Untersuchungen der Festigkeit von Schweißverbindungen unter verschiedenen Belastungsarten und Richtungen. 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 einer Schweißverbindung auf die mechanischen Verbindungseigenschaften mit zunehmender Härte des Grundmaterials.

Im Übergangsbereich und vollständig gehärteten Bereich eines partiell gehärteten Bauteils wurden negative Einflüsse der Schweißverbindung auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils beobachtet. Vor allem kam es durch die Anwesenheit der Schweißverbindung zur Reduktion der Energieaufnahme der Probe bis zum Bruch. Die Erhöhung der Energieeinbringung durch Verlängerung der Schweißzeit führte zu einer weiteren Verminderung der Energieaufnahme.

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

Um Ziel fünf zu erreichen, erfolgten Untersuchungen des Kappenverschleißes basierend auf Erkenntnissen zu Verschleißmechanismen aus dem Forschungsprojekt AiF 18.456B. Für den weichen Werkstoffzustand (700°C/4min) wurde der Verschleiß der Elektrodenkappe durch sog. Pilzbildung – Verformung der Elektroden in radiale Richtung – beobachtet. Dabei verkürzte sich die Elektrodenkappe, der Durchmesser der Arbeitsfläche vergrößerte sich. Im gehärteten Zustand (950°C/10 min) wurde Verschleiß der Elektrodenkappe durch sog. Plateaubildung – Verformung der Elektrodenkappe in axiale Richtung – beobachtet. Anhand der Wegmessungen wurde Wachstum der Elektrodenkappenhöhe beobachtet, es kam zur Reduktion der Elektrodenarbeitsfläche. Dieser Verschleißmechanismus konnte mit einer intensiveren Energieeinbringung im Schweißprozess durch die Anwesenheit hochohmiger Phasen in der Schicht und der damit verbundenen höheren thermischen Belastung der Elektrodenkappe verbunden werden.

Insgesamt wurden im Rahmen des Forschungsprojektes über 5800 einzelner Schweißverbindungen gefertigt. Die im Schweißprozess gemessenen Verläufe von Schweißstrom, Schweißspannung, Elektrodenkraft und Elektrodenweg wurden durchgängig dokumentiert und fließen in eine Datenbank für weitere Auswertungen ein. Dies ermöglicht die Nutzung dieser Daten für eine simulative Abbildung von Schweißprozessen an Blechen mit verschiedenen Werkstoff- und Schichtzuständen entsprechend dem Ziel 6.

Damit wurden alle Ziele des Vorhabens erreicht.

10 Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens geleistete Arbeit entspricht in vollem Umfang dem begutachteten und bewilligten Antrag.

Auf Grund von verspäteten Lieferungen der Versuchswerkstoffe und Ausfälle projektrelevanter Versuchsanlagen kam es zu zeitlichen Verzögerungen bei der Bearbeitung. So waren die Presse (Ausfallzeit: KW31 – KW35, 2017) und das Rasterelektronenmikroskop (Ausfall der Kathode Ausfallzeit: KW13 – KW15, 2018) zeitweilig nicht einsatzfähig.

Darüber hinaus konnte der erste Teil der Arbeitshypothese im Rahmen der Arbeitspakete 2 und 3 nicht bestätigt werden, es wurde keine eindeutige Korrelation zwischen Übergangswiderständen und Schichtdicken für Al-Si Beschichtung festgestellt. Der Lösungsweg und das ursprünglich geplante Arbeitsprogramm musste daher erweitert werden.

Einem Antrag auf kostenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um 5 Monate wurde stattgegeben. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte wissenschaftlich-technische Personal war für die Auswahl und Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

Im AP 2 wurde der Schwerpunkt der metallographischen Untersuchungen demzufolge in Richtung Analyse einzelner Schichtbestandteile mittels Rasterelektronenmikroskopie verschoben, um Einflüsse der Schichtausbildung auf das Schweißergebnis beurteilen zu können. Dies setzt spezifische Fachkenntnisse und Kompetenzen voraus, die mit den Hilfwissenschaftlern nicht erfüllt werden konnten.

Weiterhin, konnte im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen festgestellt werden, dass die ursprünglich im Projekt geplanten Analysen des Schweißprozesses anhand der Widerstandsverläufe keine genügende Aussagekraft lieferten. Deshalb wurde zusätzlich eine neuartige Methode der Prozessanalyse anhand der Elektrodenbewegung verwendet, zu der bislang keine Erfahrungen vorliegen. Die dafür benötigte Qualifikation erforderte einen wissenschaftlichen Mitarbeiter. Wissenschaftliche Hilfskräfte können lediglich unterstützend eingesetzt werden.

Aus diesen Gründen wurden die Bruttoentgelte für Hilfskräfte (A.3 im Einzelfinanzierungsplan) zugunsten der Bruttoentgelte für wissenschaftliches Personal (A.1 im Einzelfinanzierungsplan) um 20.800,00€ gemindert, sodass sich neue Einzelansätze von 14.590,00 € für A.3 und 133.950,00 € für A.1 ergaben. Diese Änderungen wurden angezeigt und hatten keine Auswirkung auf die bewilligte Zuwendung.

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlich-technische Personal erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplanes mit 29 PM in Vollzeit.

Während der Projektlaufzeit wurden antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des FP) angeschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des FP) in Anspruch genommen.

Für die experimentellen Untersuchungen wurde das durch die PA-Mitglieder zur Verfügung gestellte Versuchsmaterial verwendet. Es wurden keine gewerblichen Schutzrechte erworben oder angemeldet. Dies ist auch zukünftig nicht geplant.

11 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittlere Unternehmen

Die die im Rahmen des Forschungsvorhabens erarbeitete Forschungsergebnisse können in Unternehmen umgesetzt werden, die in der Automobil- und Automobilzulieferindustrie tätig sind, sowie für Entwickler und Hersteller von Schweißanlagen, Technologien und zugehörigen Methoden und Einrichtungen zur Qualitätssicherung in der schweißtechnischen Verarbeitung. In diesen Bereichen sind vorwiegend Mittelständische Unternehmen tätig.

Die Ergebnisse des Forschungsvorhabens tragen zu einer Erhöhung der Sicherheit bei der Verarbeitung (partiell) pressgehärteter Bauteile bei. So konnte im Rahmen des Forschungsvorhabens gezeigt werden, dass je nach Beschichtungskonzept verschiedene Methoden zur Beurteilung der Schweißignung eingesetzt werden müssen.

Die in DVS-Merkblatt 2935-3 beschriebene Methode zur Bewertung der Schweißignung anhand einer Messung der Übergangswiderstände wurde durch eine auch von KMU verwendbare Methode der Schichtbewertung konkretisiert und ergänzt. Da diese Merkblätter bei den Anwendern eine weite Verbreitung besitzen, ist der Transfer der Erkenntnisse zu den Anwendern so abgesichert.

Die Anwendung der erarbeiteten Kriterien zur Abschätzung der Schweißignung erlauben eine wirtschaftliche Bewertung der Schweißignung vorliegender Bauteile und so eine nachhaltige Minimierung des Ausschusses, die letztlich zu Wettbewerbsvorteilen führen.

Die Lieferanten für Widerstandsschweißequipment (Stromquellen, Schweißzangen, Elektroden etc.) oder auch von qualitätssichernden Systemen (z.B. IQR – Integrierte Qualitätsregelung) und entsprechender Software für Schweißprozesssimulation bekommen die aus den getroffenen Erkenntnissen erarbeiteten Eingangsdaten für weitere Entwicklungen und Anpassung ihrer Produkte. Die im Rahmen der Schweißuntersuchungen ermittelten Daten können durch die Forschungseinrichtung auf Anfrage bereitgestellt werden.

Über die regelmäßige Berichterstattung im Rahmen von DVS AGV 3.2 wurden die Erkenntnisse sowohl in das DVS-Merkblatt 2935-3 „Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus niedrig legierten Stählen – Presshärtende Stähle“ eingebracht als auch den dort beteiligten Unternehmen auch außerhalb der Automobilhersteller zur Verfügung gestellt.

12 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

12.1 Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen

Maßnahme	Ziele	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Projektkurzfassung	Information der Öffentlichkeit über Forschungsaktivität	Forschungsportal Sachsen-Anhalt (www.forschung-sachsen-anhalt.de)	Letzte Aktualisierung Dezember 2018
Sitzungen des projekt-begleitenden Ausschusses (PA)	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen, Abstimmung, Maßnahmen, Beschlüsse fassen	Forschungseinrichtung	1.PA: 14.02.2017 2.PA: 09.11.2017 3.PA: 16.05.2018 4.PA: 16.10.2018 5.PA: 25.04.2019
Sitzungen des Fachausschusses 4 und AG V3-Kolloquium	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen, Anregungen der Experten aufnehmen	Düsseldorf Düsseldorf Düsseldorf	12.06.2018 21.11.2018 26.06.2019
Jahresbericht	Information der Öffentlichkeit über Forschungsziele und Zwischenergebnisse	Homepage der Forschungseinrichtung	Januar 2017 Januar 2018 Januar 2019
Sitzungen der AfT-DVS-AG V 3.2	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen	Linz München Magdeburg Lippstadt	26.10.2017 26.04.2018 17.10.2018 10.04.2019
IIW Intermediate Meeting	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen	Paris IIW Kommission III	06.02.2018
IIW Annual Assembly	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen	Bali IIW Kommission III	17.07.2018
Kolloquium Widerstandsschweißen	Vorstellung und Diskussion von Zwischenergebnissen, Anregungen der Experten aufnehmen	VW Wolfsburg	01.02.2019
Bachelor- und Masterarbeiten	Wissensvermittlung / Ausbildung des ingenieurwissenschaftlichen Personals	Forschungseinrichtung	1x BA 2x MAP 2x MA
Sondertagung Widerstandsschweißen	Vorstellung der Schlussergebnisse	Vortrag, DVS-Berichteband Widerstandsschweißen	25.05.2019

Maßnahme	Ziele	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Tagung CHS ²	Vorstellung der Schlussergebnisse	Vortrag, Tagungsband CHS ² 2019 Veröffentlichung um Tagungsband	02.06.2019
Publikation	Vorstellung der Schlussergebnisse	Fachzeitschrift Welding in the World	Manuskript eingereicht am 30.05.2019
Vorlesung	Aktualisierung der Ausbildungsinhalte/Aufnahme in die Lehre	Forschungseinrichtung	Ab WS 2019-20
Abschlussbericht	Bericht über Ziele, Vorgehensweise und detaillierte Ergebnisse	Forschungsvereinigung des DVS	IV Quartal 2019
Publikation	Vorstellung der Schlussergebnisse	Fachzeitschrift Schweißen und Schneiden	IV Quartal 2019 (eingereicht)

12.2 Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach Abschluss des Vorhabens

Maßnahme	Ziele	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Geschäftsbericht der Forschungsvereinigung	Forschungsbilanz, Darstellung des Ergebnistransfers	Forschungsvereinigung des DVS	I Quartal 2020
Abschlussbericht	Bericht über Ziele, Vorgehensweise und detaillierte Ergebnisse	Forschungsvereinigung des DVS	IV Quartal 2019
Jahresbericht	Information der Öffentlichkeit über Schlussergebnisse	Homepage der Forschungseinrichtung	I Quartal 2020
Sitzung der Aft-DVS-AG V 3.2	Vorstellung der Schlussergebnisse	Arbeitsgruppe des Aft des DVS	IV Quartal 2019
DVS-Merkblatt	Übernahme der Ergebnisse in das DVS-Merkblatt 2935-3	DVS e.V.	IV Quartal 2019
Vortrag	Informationsaustausch, Vorstellung der Schlussergebnisse/Evaluierung	Widerstandskolloquium V3 FA4 des DVS	IV Quartal 2019
Sondertagung Widerstandsschweißen	Vorstellung von Ergebnissen	DVS-Berichteband Widerstandsschweißen	III Quartal 2019

Maßnahme	Ziele	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Publikation	Vorstellung der Schlussergebnisse	Fachzeitschrift Schweißen und Schneiden	IV Quartal 2019
Vorlesung	Aktualisierung der Ausbildungsinhalte/Aufnahme in die Lehre	Forschungseinrichtung	Nach Abschluss

12.3 Einschätzung zur Realisierbarkeit des vorgeschlagenen und aktualisierten Transferkonzepts

Im fortgeschriebenen Plan zum Ergebnistransfer werden verschiedene bisherige und geplante Maßnahmen dargestellt. Eine weite Verbreitung der Forschungsergebnisse an KMU ist über die schon getätigten bzw. noch beabsichtigten Konferenzvorträge, Fachbeiträge in Zeitschriften und Tagungsbände sowie die Einbindung in die akademische Ausbildung an den Universitäten gegeben.

Die Firmen des Projektbegleitenden Ausschusses (sowohl KMU als auch Großunternehmen) und auch weitere Firmen haben durch die Veröffentlichungen Zugriff auf die Forschungsergebnisse. Auch die Online-Veröffentlichung auf der Internetseite der Forschungseinrichtung lässt erwarten, dass sich weitere KMU bei der Forschungseinrichtung melden, um Forschungsergebnisse abzurufen und in die Praxis zu überführen. Eine Übernahme der Ergebnisse in Arbeitsblätter/Technische Regelwerke/Normen durch Zuarbeit bei der Überarbeitung von DVS-Merkblättern ist auf Anfrage vorstellbar und wird gerne unterstützt.

Die vorgeschlagenen und aktualisierten Transfermaßnahmen zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft und insbesondere zu kleinen und mittleren Unternehmen sind in sich schlüssig, so dass von einer erfolgreichen Realisierung der noch geplanten Maßnahmen ausgegangen wird.

13 Literatur

- [1] Riedel, F.; Marx, R.: Anwendungspotenzial verschiedener Technologien zum Schweißen höchstfester Stähle und zum Warmumformhärten geeignete borlegierte Vergütungsstähle (22MnB5), Große Schweißtechnische Tagung. Düsseldorf 2010.
- [2] 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.
- [3] Banik, J.; Gerber, T.; Horstmann, J.: Hot forming state-of-the-art and trends. Gothenburg 2011.
- [4] 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.
- [5] Faderl, J.; Kolnberger S.; Kurz T.: phs-ultraform® - Continuous galvanizing meets press-hardening. In: Oldenburg, M. (Hrsg.): 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel 2009.
- [6] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. In: Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 15, S. 2103–18.
- [7] Weigert, P.; Goede, M.; Kurz, H.: Challenges in mass production of press hardened components focussing CO2 reduction. Automotive Circle International. 2011.
- [8] Paar, U.: Warmblechumformung, ein Fertigungsprozess für die Zukunft?
- [9] Veit, R.; Hofmann, H.; Kolleck, R.: Untersuchung der Phasenbildung bei der Erwärmung Al/Si-beschichteter Formplatinen. In: Merklein, M. (Hrsg.): 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung.
- [10] Kolleck, R.; Steinhöfer, D.; Feindt, J.-A.: Warmumformung und Kaltumformung - zwei ergänzende Verfahren für den Karosserieleichtbau. In: Liewald, M. (Hrsg.): Neuere Entwicklungen in der Blechumformung. 2008.
- [11] Bader, K. M.; Griesbach, B.: Status and perspective of press hardening in car body manufacturing at Audi. Gothenburg 2011.
- [12] Feuser, P.; Schweiker, T.; Scherm, A.: Thermische Auslegung von Umformwerkzeugen für das partielle Presshärten zur Einstellung maßgeschneiderter Bauteileigenschaften,. Filderstadt 2011.
- [13] Laurenz, R.: Widerstandspunktschweißen hochfester Stahlfeinblechgüten Entwicklung - Einsatz - Normung (2010). Duisburg.
- [14] Janko, D.I.B.; Sikora, S.; Maria, D.I.K.; Struppek, T.: Verfahren und Umformwerkzeug zum Warmumformen und Presshärten von Werkstücken aus Stahlblech, insbesondere verzinkten Werkstücken aus Stahlblech (2013).
URL: <http://www.google.com/patents/DE102011055643A1?cl=de>.
- [15] Pellmann, M.; Böke, J. D.: Partielles Warmformen und Härten mittels Infrarotlampenerwärmung (2010). URL: <http://www.google.com/patents/EP2143808A1?cl=de>.
- [16] HÄGELE, T.; Hartmann, D.; Sommer, A.: Verfahren zum Herstellen partiell gehärteter Stahlbauteile (2010) DE 102009015013 A1.
URL: <http://www.google.com/patents/DE102009015013A1?cl=de>.

- [17] Winkel, J.: Die Gesamtbilanz zählt beim Presshärten. In: Blech in Form 05 (2006).
- [18] Köyer, M.; Horstmann, J.; Sikora, S.: Oberflächenveredelungen für die Warmumformung - Serienprodukte und Neuentwicklungen. In: Merklein, M. (Hrsg.): 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung.
- [19] 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.
- [20] Frenzer, G.: Nanotechnologie für industrielle Anwendungen. Hannover 2007.
- [21] Braun, M.; Fritzsche, C.: Joining of hot-formed steel. In: Oldenburg, M. (Hrsg.): Hot sheet metal forming of high-performance steel - CHS2. 2011.
- [22] Effenberg, G.; Landolt, H.; Börnstein, R.; Martienssen, W.; Madelung, O.: Numerical data and functional relationships in science and technology. New series. Berlin 2005.
- [23] 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.
- [24] 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.
- [25] Kaars, J.: Zur Thermomechanik des Widerstandspunktschweißens von Vergütungsstahl am Blechstoß mit Spalt. Chemnitz 2017.
- [26] 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.
- [27] 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.
- [28] 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.
- [29] Razmpoosh, M. H.; Macwan, A.; Biro, E.; Zhou, Y.: Effect of galvanneal-coating evolution during press-hardening on laser welding of 22MnB5 steel. In: Science and Technology of Welding and Joining 95 (2019), S. 1–7.
- [30] Rosner, M.; Manzenreiter, T.: Tailored Property Parts 2017.
- [31] 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.
- [32] Pazourek, A.; Pfeiler, W.; Šíma, V.: Dependence of electrical resistivity of Fe–Al alloys on composition. In: Intermetallics 18 (2010) 7, S. 1303–05.
- [33] 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.

- [34] Jazbec, S.; Koželj, P.; Vrtnik, S.; Jagličić, Z.; Popčević, P.; Ivkov, J.; Stanić, D.; Smontara, A.; Feuerbacher, M.; Dolinšek, J.: Electrical, magnetic, and thermal properties of the δ - FeZn 10 complex intermetallic phase. In: *Physical Review B* 86 (2012) 6, S. 285.
- [35] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2935-3. Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus niedrig legierten Stählen, Presshärtende Stähle (2019).
- [36] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien, 3., bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg 2006.
- [37] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.; Twrdek, J.: Praxiswissen Schweißtechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung, 5., vollst. überarb. Aufl. Wiesbaden 2014.
- [38] Fritz, A. H.; Schulze, G.: Fertigungstechnik, 10., neu bearb. Aufl. 2012. Berlin, Heidelberg 2012.
- [39] 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.
- [40] Volkswagen AG: TL 4225: Legierter Vergütungsstahl 22MnB5 unbeschichtet oder vorbe-schichtet (2006).
- [41] Manzenreiter, T.; Rosner, M.; Kurz, T.: Challenges and Advantages in Usage of Zinc-Coated, Press-Hardened Components with Tailored Properties. In: *BHM* (2012)157, S. 97–101.
- [42] Timper, M.: Untersuchung von widerstandspunktgelöteten Mischverbindungen aus warm-umgeformten 22MnB5 mit AlMgSi-Blech unter Nutzung von MSG-Lotdepots, Diplomarbeit. Dresden 2008.
- [43] Sherepenko, O.; Jüttner, S.: Transient softening at the fusion boundary in resistance spot welded ultra-high strengths steel 22MnB5 and its impact on fracture processes. In: *Welding in the World* 63 (2019) 1, S. 151–59.
- [44] 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.
- [45] 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.
- [46] 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.
- [47] Eller, T. K.: Modeling of tailor hardened boron steel for crash simulation. Enschede 2016.
- [48] Menshut, G.; Hahn, O.; Klokkers, F.; Hein, D.: Charakterisierung und Modellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen in pressgehärteten Stählen. Part I - Cha-rakterisierung des Verbindungsverhaltens 2012.
- [49] Li, Y. B.; Li, D. L.; David, S. A.; Lim, Y. C.; Feng, Z.: Microstructures of magnetically as-sisted dual-phase steel resistance spot welds. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 21 (2016) 7, S. 555–63.

- [50] 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.
- [51] Sommer, S.; Schuster, L.; Menshut, G.; Weber, U.; Weihe, S.: Charakterisierung und Modellierung der Beeinflussung des Bauteilverhaltens durch Erweichungszonen an Schweißpunkten höchst- und ultrahochfester Stähle unter Crashbelastung 2017.
- [52] 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.
- [53] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2960. Unregelmäßigkeiten bei Widerstandspunktschweißverbindungen an Stahlwerkstoffen (2015). Abrufdatum 29.11.2015.
- [54] Rezayat, H.; Babu, S.S.; Ghassemi-Armaki, H.: Effects of Heat Affected Zone Softening Extent on Strength of Advanced High Strength Steels Resistance Spot Weld. In: AWS (Hrsg.): 10th International Conference on Trends in Welding Research 2016.
- [55] Uwe Füssel; Sven Jüttner; Christian Mathiszik; Oleksii Sherepenko, D. K.: Lebensdauererhöhung von Widerstandspunktschweißelektroden durch Einsatz verschleißabhängiger Fräsintervalle und dispersionsgehärteter Kupferwerkstoffe. IGF 18456 B, Schlussbericht (2018).
- [56] Klages, E. C.: Beurteilung der Beanspruchung von Elektrodenkappen beim Widerstandspunktschweißen von höher- und hochfestem Stahl. Hannover 2014.
- [57] Christian Mathiszik; Oleksii Sherepenko, David Köberlin, Sven Jüttner, Uwe Füssel: IGF 18456 B, Schlussbericht.
- [58] Hartwig, C.: Untersuchung zum Einfluss des Oberflächenzustandes auf die Widerstandspunktschweißbarkeit partiell gehärteter Bauteile aus 22MnB5 mit Zinkbeschichtung, Masterarbeit. Magdeburg 2018.
- [59] Kuhlmann, M.; Jüttner, S.: Entwicklung einer neuen Technologie und neuartiger Werkzeug zur Herstellung von Prototypenbauteilen aus höchstfesten Stähle durch Formhärten ("ProForm"). KF 3173603RU4 2017.
- [60] Verband der Automobilindustrie: Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe (2010) 238-100. Abrufdatum 03.12.2018.
- [61] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-3. Messung des Übergangswiderstands, Anwendung bei Stählen (2010).
- [62] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-1. Messung des Übergangswiderstands, Grundlagen, Messmethoden und -einrichtungen (2014).
- [63] 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.

- [64] Wink, H.-J.; Krätschmer M.: Charakterisierung und Modellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen in pressgehärteten Stählen. Teil II - Simulation des Schweißens. Ulm 2012.
- [65] 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.
- [66] Deutsches Institut für Normung e.V.: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeigung von Feiblechen aus Stahl - Teil 2: Widerstandspunktschweißen (2011) 1220-2. Berlin.
- [67] 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.
- [68] 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.
- [69] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: 2916-4. Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen, Metallografische Prüfung (2006). Düsseldorf.
- [70] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen. Zerstörende Prüfung, quasistatisch, DVS 2916-1 (2016) 2916-1. Düsseldorf.
- [71] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2916-1. Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke, Grundlagen, Vorbereitung und Durchführung (2014).
- [72] 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.
- [73] Specification for automotive weld quality - resistance spot welding of steel D8.1M: 2007. Miami, FL.
- [74] Khodabakhshi, F.; Kazeminezhad, M.: The effect of constrained groove pressing on grain size, dislocation density and electrical resistivity of low carbon steel. In: Materials & Design 32 (2011) 6, S. 3280–86.
- [75] 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.
- [76] 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.

- [77] 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.
- [78] 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*.
- [79] 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.
- [80] 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.
- [81] 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.
- [82] Brandes, E. A.; Brook, G. B.; Smithells, C. J.: *Smithells metals reference book*, 7th ed / edited by E.A. Brandes and G.B. Brook: Butterworth-Heinemann. Oxford, Boston 1998.

Anhang A

Tabelle A1: Parameter des Plättchenbiegeversuchs

Parameter	Symbol	Wert
Probendicke	a	1,5 mm
Probenbreite	b	60 mm
Probenlänge	l	60 mm
Rollendurchmesser	D	30 mm
Stempelradius	r	0,4 mm
Rollenabstand	L	3,5 mm
Biegewinkel	α	(A1)

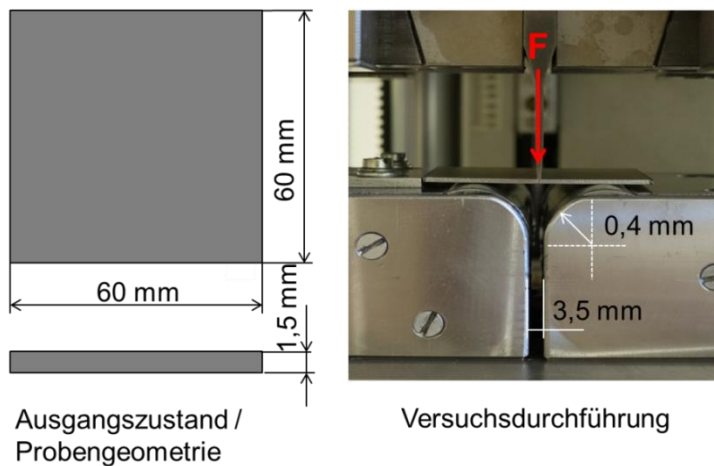


Bild A1: Probengeometrie und Aufbau des Plättchenbiegeversuches nach VDA 238-100

$$\alpha = 2 \left(-\arctan \left(\frac{\sqrt{(R+a)^2 - \left(\left(\frac{-\sqrt{h^2 - 4g*i - h}}{2g} \right) + \left(R + \frac{L}{2} \right) \right)^2 - (R+a-S)}}{-\frac{h - \sqrt{h^2 - 4g*i}}{2g}} \right) \right) * \frac{180}{\pi} \quad (A1)$$

Mit

$$g = \left(R + \frac{L}{2} \right)^2 + (R+a-S)^2 \quad (A2)$$

$$h = 2(R+a)^2 * \left(-\left(R + \frac{L}{2} \right) \right) + 2 \left(R + \frac{L}{2} \right)^3 - 2(R+a-S)^2 * \left(-\left(R + \frac{L}{2} \right) \right) \quad (A3)$$

$$i := (R+a)^4 - 2(R+a)^2 \left(R + \frac{L}{2} \right)^2 - (R+a-S)^2 (R+a)^2 + (R+a-S)^2 \left(R + \frac{L}{2} \right)^2 + \left(R + \frac{L}{2} \right)^4 \quad (A4)$$

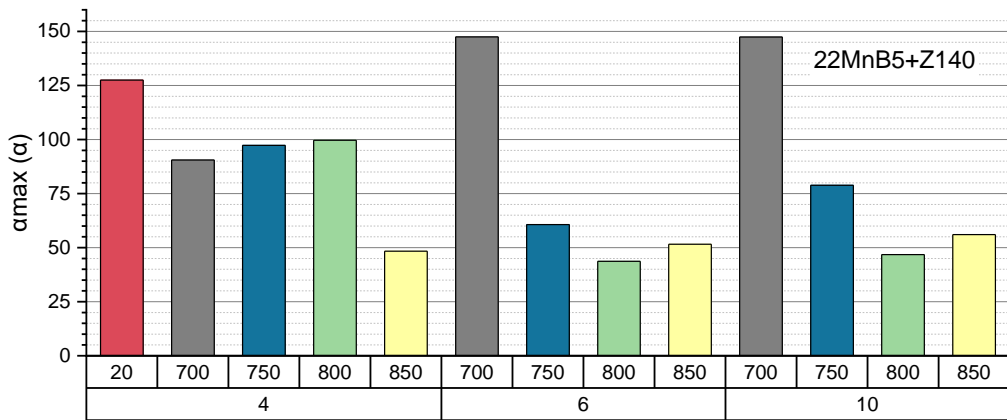
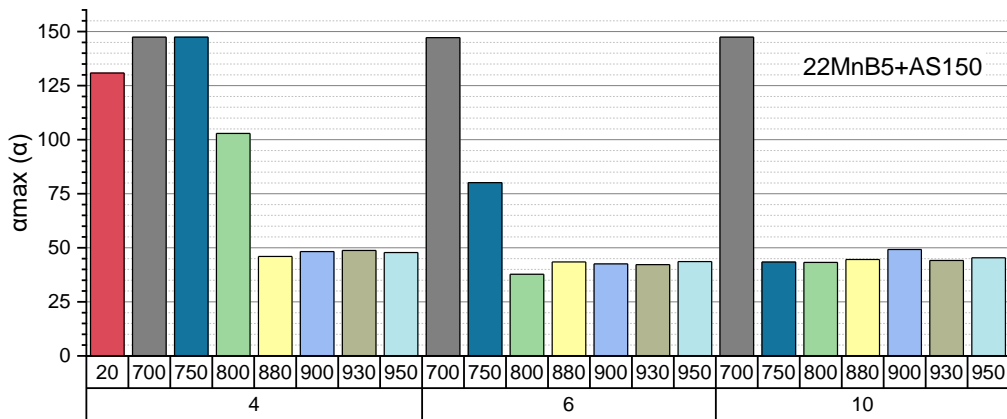
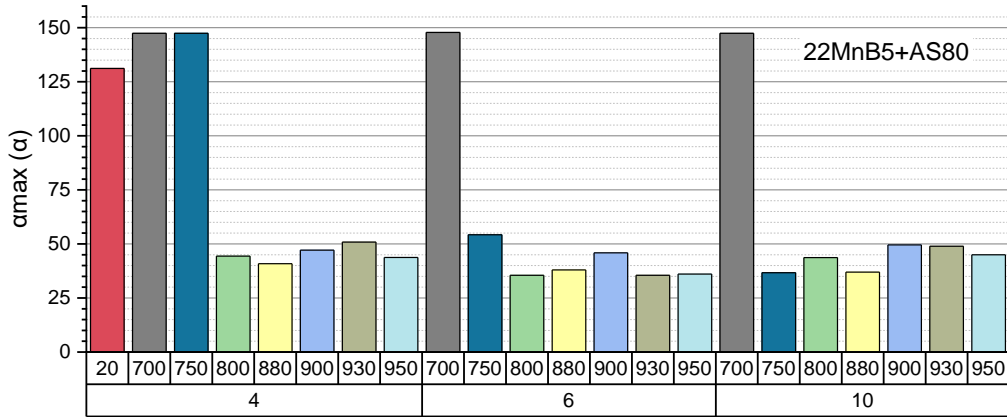


Bild A2: Maximale Biegewinkel, ermittelt im Plättchenbiegeversuch nach VDA238-100

Anhang B

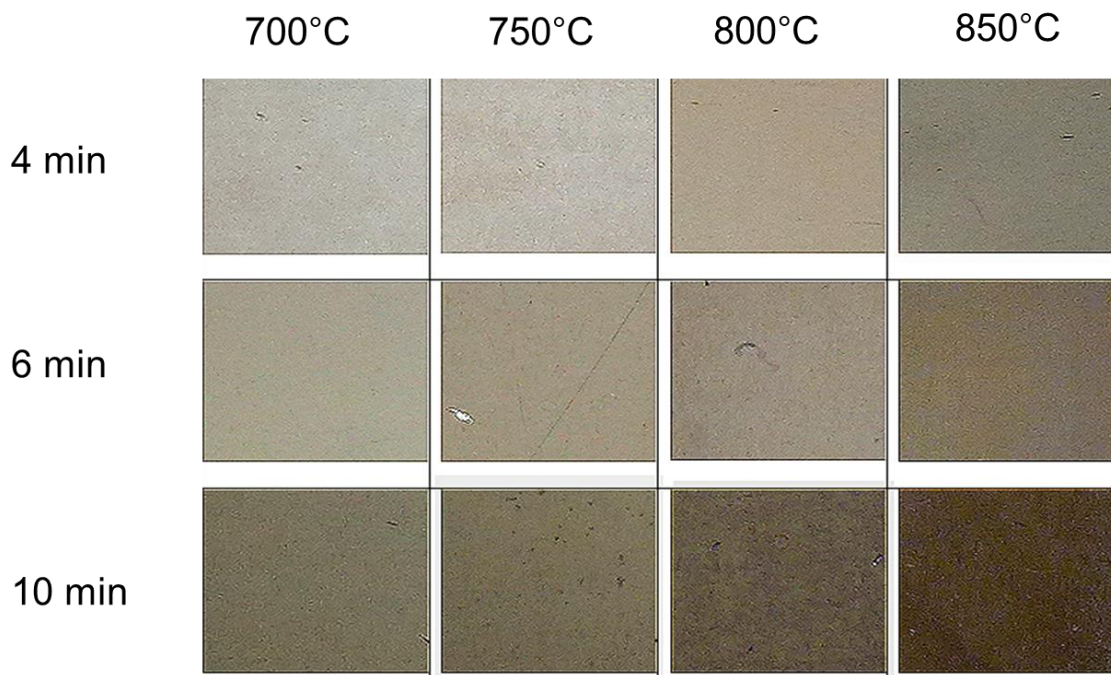


Bild B1: Übersichtsaufnahme der Probenoberfläche für 22MnB5+Z140 in Abhängigkeit von der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit (pressgehärtet, nicht gereinigt)

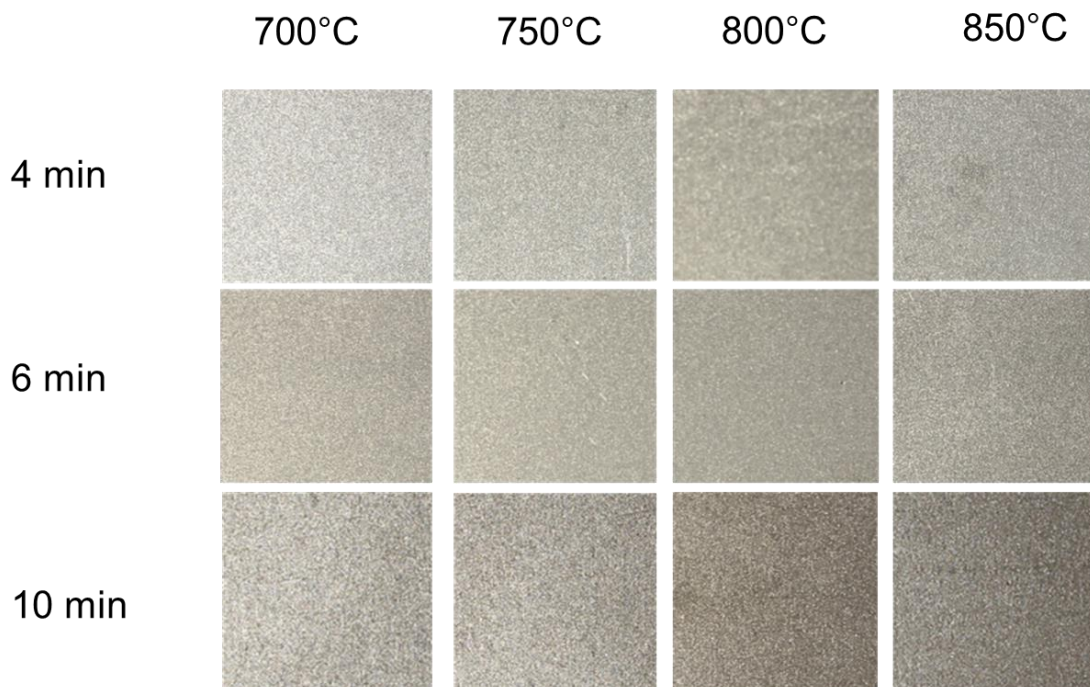


Bild B2: Übersichtsaufnahme der Probenoberfläche für 22MnB5+Z140 in Abhängigkeit von der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit

Anhang C

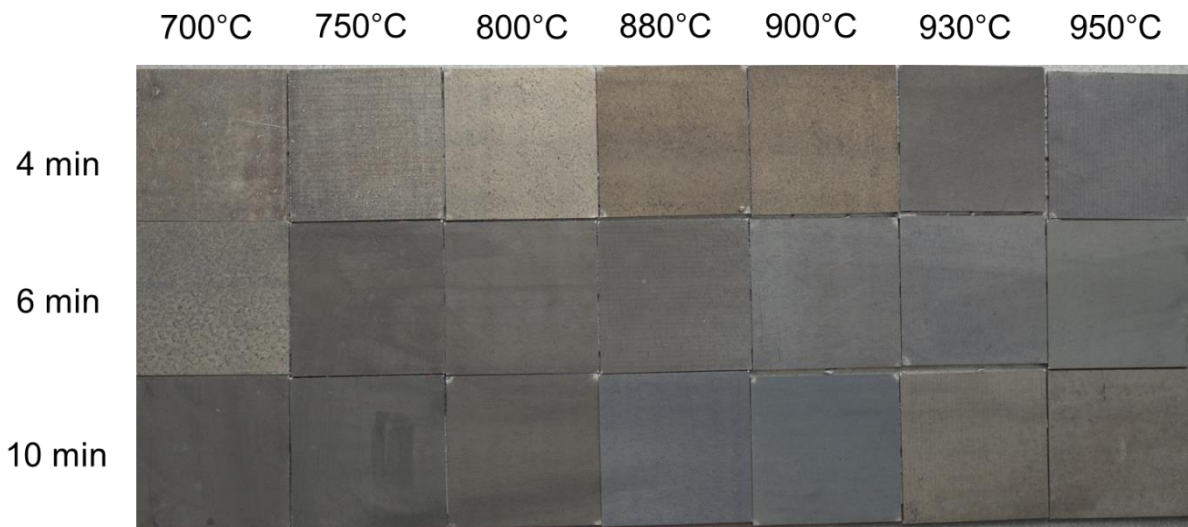


Bild C1: 22MnB5+AS150 (Probenseite 60 mm)

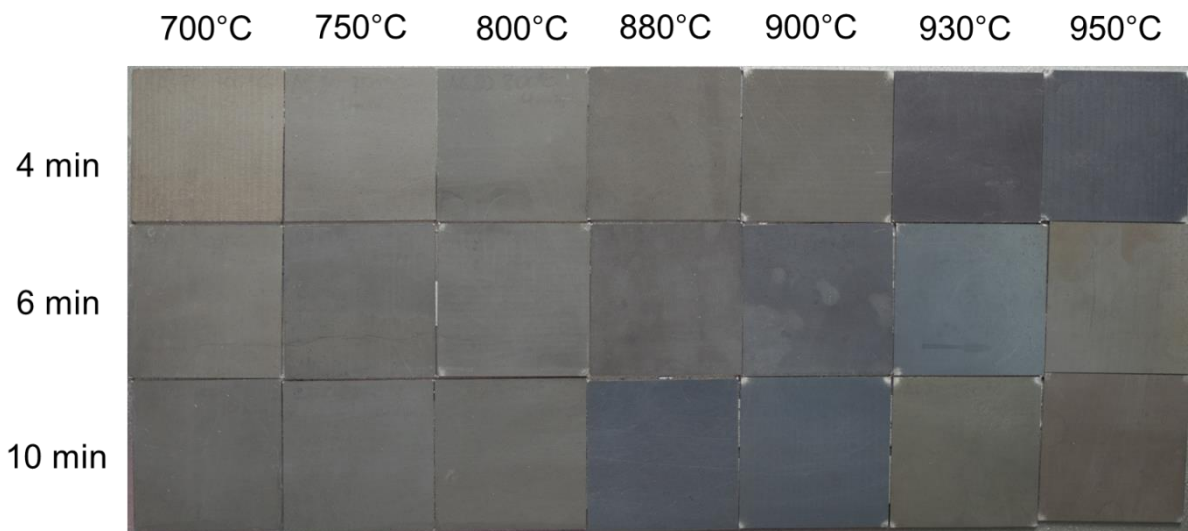


Bild C2: Probenoberfläche 22MnB5+AS80 (Probenseite 60 mm)

Anhang D

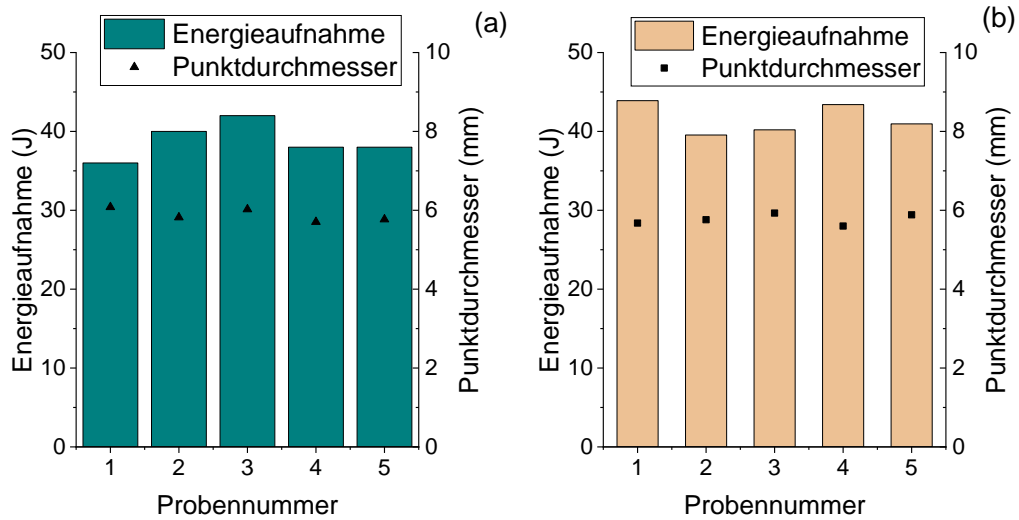


Bild D1: Abgleich der dynamischen Zugversuchen: (a)- Zwick Schnellzerreißmaschine (VW); (b) – Pendelschlagwerk (IWF)

Anhang E

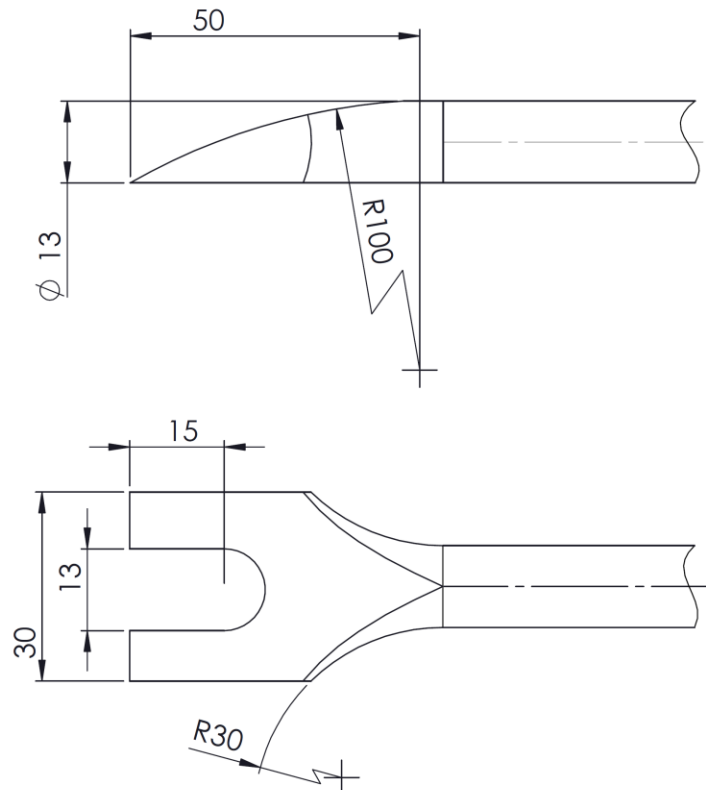


Bild E1: Geometrie des Meißels für die Meißelprüfung

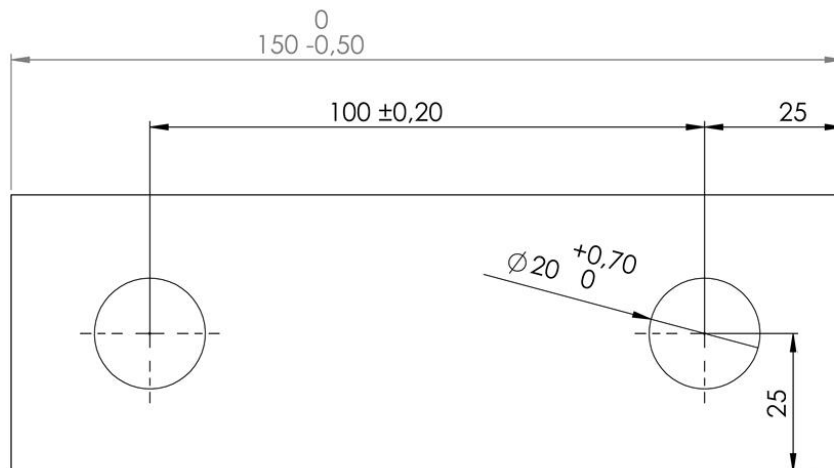


Bild E2: Geometrie der Probe für Kopfzugversuch

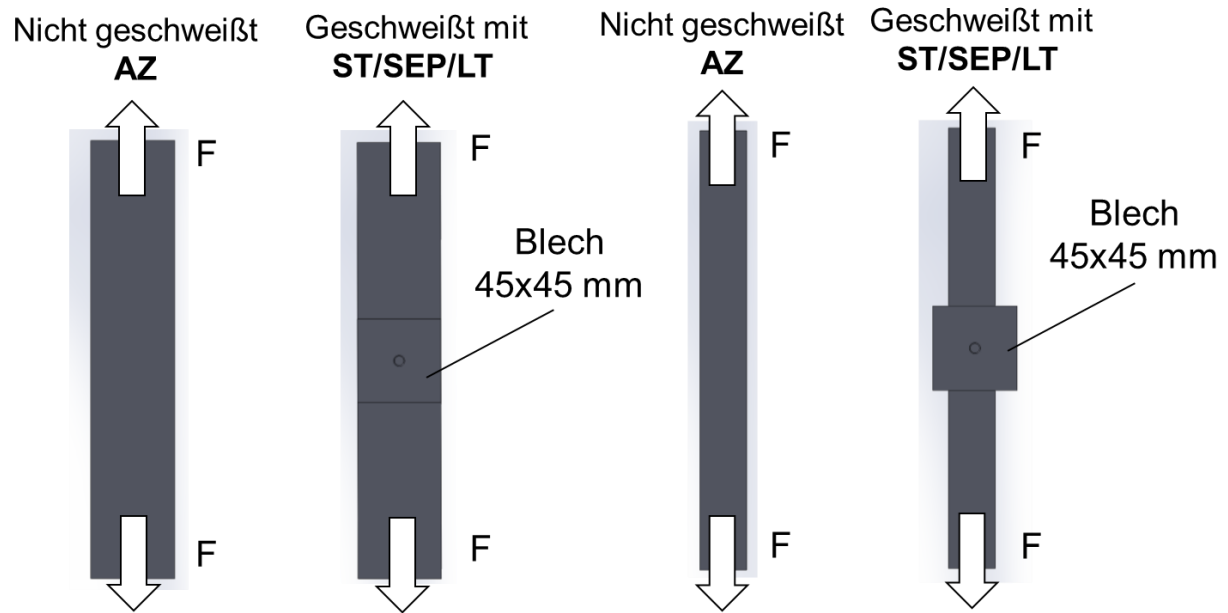


Bild E3: Übersicht der Probengeometrien und Probenvarianten für Zugversuch mit der einseitigen Belastung

Anhang F

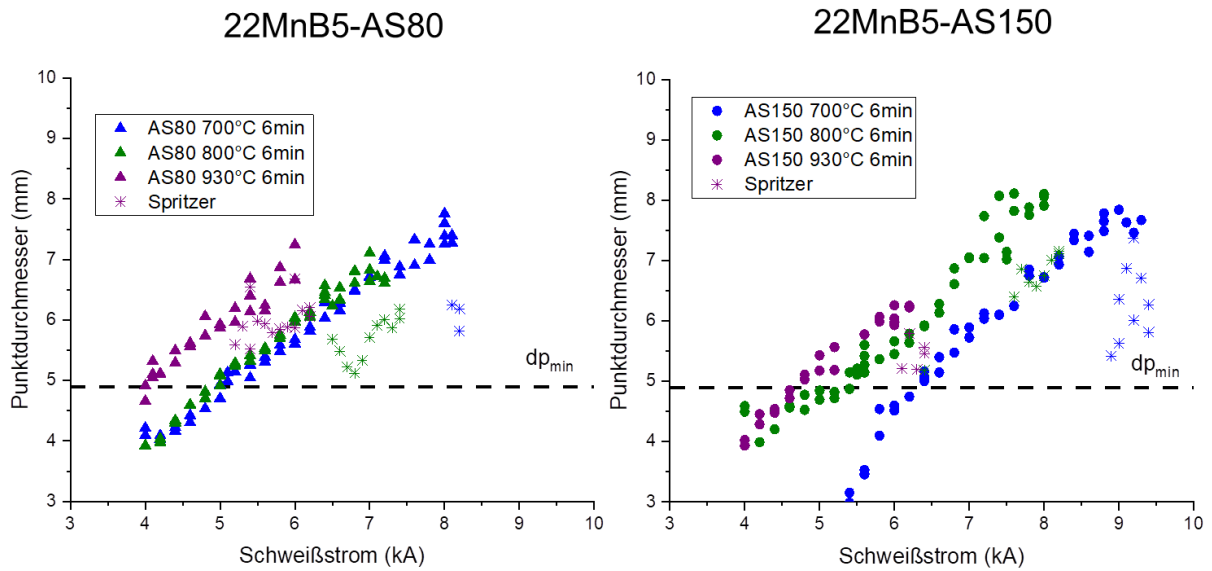


Bild F1: Fließkurven für ausgewählten Schweißbereiche