

Schlussbericht

der Forschungsstelle(n)

Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF)

zu dem über die



im Rahmen des Programms zur
Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF)

vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie
aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

geförderten Vorhaben **17.016 BR**

***Untersuchung des Wasserstoffgefährdungspotentials warmumgeformter Bauteile aus
hochfestem Stahl***

(Bewilligungszeitraum: 01.07.2011 – 30.06.2013)

der AiF-Forschungsvereinigung

Europäische Forschungsvereinigung für Blechverarbeitung e.V.

Magdeburg, 31.08.2013

Dr.-Ing. Manuela Zinke

Ort, Datum

Name und Unterschrift des/der Projektleiter(s)
an der/den Forschungsstelle(n)

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Untersuchung der Kaltrissbeständigkeit des geschweißten pressgehärteten Bor-Mangan-Stahls 22MnB5 (1.5528) mit unterschiedlichen Überzugskonzepten (ohne Beschichtung, +AS150 und +Z140). Als Schweißverfahren standen das Widerstandspunktschweißen (RP), ein MSG-Schweißprozess mit modifiziertem Kurzlichtbogen (CMT) und das Laserstrahlschweißen (LB) im Mittelpunkt der Untersuchungen.

Für die Herstellung pressgehärteter Platinen wurde an der Forschungsstelle eine Laborpesshärтанlage errichtet und in Betrieb genommen, mit der der direkte Presshärтprozess nachgebildet und Platinen entsprechend den mechanisch-technologischen Eigenschaften der Bauteile des Serienprozesses hergestellt werden konnten.

Für die Beobachtung von Kaltrissen bildet das Vorliegen von Wasserstoff im Schweißgut bzw. im Grundwerkstoff eine grundlegende Voraussetzung. Im Rahmen des Forschungsprojektes wurden zur definierten Wasserstoffeinbringung unterschiedliche Methoden überprüft und reproduzierbar angewendet. Für den quantitativen Nachweis des eingebrachten Wasserstoffs wurde insbesondere bei den Schweißverfahren, die ohne Zuführung eines Schweißzusatzwerkstoffes ausgeführt werden, ein Verfahren zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 entwickelt.

Zum Nachweis von Kaltrissen in geschweißten Proben wurde eine fremdbeanspruchte Kaltrissprüfvorrichtung erdacht und umgesetzt. Dieser Prüfvorrichtung liegt der Vier-Punkt-Biegeversuch zugrunde, der das Aufbringen definierter Lastspannungen, die ebenfalls eine Voraussetzung für das Auftreten von Kaltrissen bilden erlaubt.

Nach dem Schweißen (RP, MSG, LB) der Versuchsmaterialien mit den unterschiedlichen Überzugsvarianten und bei Vorliegen differenzierter Wasserstoffquellen während des Schweißens, erfolgte eine Verspannung und anschließende zeitliche Auslagerung der Proben in der zuvor entwickelten Kaltrissprüfvorrichtung. Eine besondere Herausforderung bildete die Detektion der entstandenen Kaltrisse, die zumeist im inneren und somit nicht sichtbaren Bereich der Schweißprobe entstanden. Neben metallografischen Untersuchungen wurden die zuvor in der Kaltrissprüfvorrichtung verspannten Proben Zugversuchen ausgesetzt und darüber hinaus die Eignung der Schallemissionsanalyse als Rissdetektionsverfahren überprüft.

Zur Ermittlung der Korrelation zwischen den Ergebnissen der fremdbeanspruchten Kaltrissprüfvorrichtung und der Kaltrissneigung seriennaher umgeformter Bauteile, wurden warmumgeformte Demonstratorbauteile mit Wasserstoffangeboten geschweißt. Die für das Kaltrissaufreten notwendigen Zugspannungen wurden dabei durch Vorspannungen, die auf die Demonstratorbauteile aufgebracht wurden gewährleistet.

Die dargestellten Forschungsergebnisse stellen einen wichtigen Beitrag dar, höchstfeste pressgehärtete Stähle kaltrissicher mit den in der Praxis angewendeten Schweißverfahren zu verschweißen. Hierzu wurde aus den Untersuchungsergebnissen eine Gefahrenmatrix abgeleitet, die eine wertvolle Handreichung für kmU bspw. Automobilzulieferer, Hersteller/Lieferanten von Schweißtechnik, aber auch für Stahl- und Automobilhersteller bildet.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 17.016 BR / EFB-Nr. 08/210) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Unterstützung sei gedankt.

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

Unser Dank gilt:

Dipl.-Ing. F. Fabre	ArcelorMittal AG, Montataire
Dr.-Ing. T. Vietoris	ArcelorMittal AG, Berlin
Herr A. Lipp	BMW AG, München
Dipl.-Ing. H. Freydank	Finow Automotive GmbH, Eberswalde
Dr.-Ing. U. Brück	Ford Forschungszentrum GmbH, Aachen
Dipl.-Ing. R. Bothfeld	Harms & Wende GmbH, Hamburg
Dipl.-Ing. F. Paulinski	Hydraulik Seehausen GmbH, Wanzleben
Dipl.-Ing. R. Wagner	Karosseriebau Wagner GmbH, Rohrbach
Herr M. Löcker	Kirchhoff Automotive GmbH, Attendorn
Dipl.-Ing. R. Schwartz	Schwartz WBA GmbH, Simmerath
Dr.-Ing. M. Otto M.Sc.	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH
Dipl.-Ing. J. Banik	ThyssenKrupp Steel Europe AG, Dortmund
Dr.-Ing. I. Thomas	ThyssenKrupp Steel Europe AG, Duisburg
Dr.-Ing. C. Lachmann	Volkswagen AG, Wolfsburg
Dipl.-Ing. S. Weczera	Volkswagen AG, Wolfsburg
Dipl.-Ing. B. Giggel	Vorrichtungsbau Giggel GmbH, Bösdorf

Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis	7
Tabellenverzeichnis	11
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	16
1.1 Anlass für den Forschungsantrag	16
1.2 Ausgangssituation	16
2 Stand der Technik	19
2.1 Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen	19
2.2 Mechanismen der wasserstoffunterstützten verzögerten Kaltrissbildung	21
2.3 Quellen für den Wasserstoff beim Schweißen	22
2.4 Kaltrissprüfverfahren	23
3 Forschungsziel und Lösungsweg	26
3.1 Forschungsziel	26
3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles	26
4 Änderungen im Arbeitsplan	28
5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik	29
5.1 Schweißtechnik	29
5.1.1 MSG-Schweißen (CMT-Prozess)	29
5.1.2 Widerstandspunktschweißen	31
5.1.3 Laserstrahlschweißen	32
5.2 Presshärтанlage	33
5.3 Wasserstoffanalytik	35
5.4 Schallemissionsanalyse	36
5.5 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen	38
6 Forschungsergebnisse	39
6.1 Charakterisierung der verwendeten Untersuchungsmaterialien	39
6.2 Methoden zur Wasserstoffbestimmung im Schweißgut mit Zusatzwerkstoff	42
6.2.1 Überprüfung gewogene Masse – berechnete Schweißgutmasse MSG-geschweißter Feibleche	42
6.2.2 Bestimmung der Schweißgutmasse von Widerstandspunktschweißungen	44

6.2.3	Bestimmung der Schweißgutmasse von Laserstrahlschweißungen	45
6.2.4	Umrechnung H_D in H_F bei MSG-Schweißungen	46
6.3	Möglichkeiten zur definierten Wasserstoffeinbringung	47
6.3.1	Wasserstoffaufnahme durch den Austenitisierungsprozess	48
6.3.2	Elektrochemische Wasserstoffbeladung	52
6.3.3	Wasserstoffarmglühen	55
6.3.4	Wasserstoffbeladung während des Schweißens	56
6.3.5	Wasserstoffaufnahme in MSG-Proben	59
6.3.6	Wasserstoffaufnahme von Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen	61
6.4	Überprüfung auf Kaltrissbildung durch Vier-Punktbiege-Verspannungen	62
6.4.1	Vier-Punkt-Biegeversuch	62
6.4.2	Probengeometrien für die Vier-Punkt-Biegeverspannung	64
6.4.3	Durchführung der Biegeverspannung	66
6.4.4	Detektionsverfahren zur Rissbildung	67
6.5	Kaltrissverhalten	70
6.5.1	Kaltrissverhalten von pressgehärteten ungeschweißten homogenen Feinblechen	70
6.5.2	Kaltrissverhalten von pressgehärteten geschweißten Feinblechen bei Vorliegen von Wasserstoff durch den Ofenprozess (Austenitisierung)	70
6.5.3	Kaltrissverhalten von elektrolytisch beladenen Proben	73
6.5.4	Kaltrissverhalten von Proben mit Wasserstoffangebot beim Schweißen	74
6.5.5	Kaltrissverhalten von MSG-Schweißverbindungen	83
6.5.6	Kaltrissverhalten von Laserstrahlschweißverbindungen	87
6.5.7	Zusammenfassung	92
6.6	Übertragung auf Demonstratorbauteile	94
6.6.1	MSG-Schweißungen	95
6.6.2	RP-Schweißen	97
6.7	Ableitung einer Risikomatrix für Kaltrissbildung von 22MnB5	97
6.7.1	Art der Wasserstoffaufnahme	97
6.7.2	Vergleich nach den unterschiedlichen Schweißverfahren	99

7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	103
8	Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen	104
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständige Unternehmen	105
10	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	106
11	Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende	107
	Literaturverzeichnis	109

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Schematische Darstellung der Prozessketten der verschiedenen Verfahrenstechnologien des Presshärten [23]	20
Abbildung 2:	Aluminium-Silizium-Beschichtung des martensitischen 22MnB5 nach dem Vergüten (Ätzung: Nital 3%ig) [Quelle: IWF]	21
Abbildung 3:	Schematische Darstellung des Implant-Tests [41]	24
Abbildung 4:	Standzeit von Implantproben in Abhängigkeit von der Implant-Spannung [41]	24
Abbildung 5:	Probenabmessungen und Prüfanordnung für die in SEP 1970 [18] beschriebenen Prüfverfahren	26
Abbildung 6:	Methodische Vorgehensweise und Arbeitspunkte	27
Abbildung 7:	MSG-Schweißstand am IWF	29
Abbildung 8:	Schweißvorrichtung nach DIN EN ISO 3690	30
Abbildung 9:	Querschliffe der MSG-Überlappverbindungen an 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)	31
Abbildung 10:	Schweißlinsen am 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)	32
Abbildung 11:	Querschliffe der Laserstrahlschweißungen an 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)	33
Abbildung 12:	Widerstandsschweißmaschine (links) und Nd: YAG-Festkörperlaser-Schweißanlage HLS 622 (rechts) am IWF	33
Abbildung 13:	Ofen mit integrierter Retorte (links) und Plattenkühlwerkzeug (rechts)	34
Abbildung 14:	Perforierte Platinen für das Presshärten (d = 1,5 mm) für RP-Schweißungen (links) und MSG- bzw. LB-Schweißungen (rechts)	35
Abbildung 15:	Anlagentechnik zur Wasserstoffanalytik am IWF (links) und deren struktureller Aufbau (rechts)	35
Abbildung 16:	Signalverlauf und Wasserstoffbestimmung mit Massenspektrometer	36
Abbildung 17:	Gerät zur Schallemissionsanalyse LOCAN 320 (links), Messgrößen der SEA (rechts)	37
Abbildung 18:	Ferritisch-perlitisches Gefüge (links), martensitisches Gefüge (rechts)	40
Abbildung 19:	Überzugsausprägungen vor (oben) und nach dem Presshärten (unten), d_s – gemessene Gesamtschichtdicke	41
Abbildung 20:	Mechanisch-technologische Gütewerte nach dem Presshärten, links-Zugversuch, rechts-Makrohärte und Biegewinkel nach Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100)	41

Abbildung 21:	Probensatz in Anlehnung an DIN EN ISO 3690 Form B (links), Querschliff durch MSG-Auftragraupe (rechts)	43
Abbildung 22:	Vergleich der gewogenen mit der berechneten Massen von MSG-Auftragraupen	43
Abbildung 23:	Deckungsgleichheit der Schweißlinse mit einer Ellipse (links) bzw. einer zusammengesetzten Fläche (rechts)	44
Abbildung 24:	Querschliff einer LB-Schweißung	45
Abbildung 25:	A_F (weiß umrandet- gesamtes SG) und A_D (unschraffierter Bereich des reinen SG)	46
Abbildung 26:	Gegenüberstellung aller Schweißgutmassen für die Bestimmung von H_F	47
Abbildung 27:	Gesamtwasserstoffgehalt vor dem Presshärten bei Anlieferung am IWF	48
Abbildung 28:	Diffusible Wasserstoffgehalte durch den Ofenprozess ($T_D \approx 6 \text{ °C}$ für 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140; $T_D \ll -20 \text{ °C}$ für 22MnB5)	49
Abbildung 29:	Diffusible Wasserstoffgehalte in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit vom Ofentaupunkt (links) und künstlich eingebrachter Feuchte (rechts)	50
Abbildung 30:	Diffusible Wasserstoffgehalte und Gefügeänderungen in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit	50
Abbildung 31:	Vergleich diffusibler Wasserstoffgehalte in Abhängigkeit von Blech- und Überzugsdicke	52
Abbildung 32:	Aufbau zur kathodischen Wasserstoffbeladung	52
Abbildung 33:	H_D -Entstehung bei verschiedenen Beladungsstromdichten (links), H_D bei einer Beladungsstromdichte von 10 mA/cm^2 und verschiedenen Beladungszeiten (rechts)	54
Abbildung 34:	Effusion von kathodisch beladenem Wasserstoff in 22MnB5	55
Abbildung 35:	Diffusible Wasserstoffgehalte und Kleinlasthärte nach unterschiedlichen Wasserstoffarmglühzeiten für 22MnB5+AS150 bzw. +Z140	56
Abbildung 36:	Proben- und -abmessungen für den Wasserstoffnachweis RP-, MSG-, LB-Probe (v.l.n.r.), Abmessungen in mm	57
Abbildung 37:	Auftrag von wasserstoffhaltigen Medien auf Probebleche	59
Abbildung 38:	Streckenenergie und H_F -Aufnahme von MSG-Überlappverbindungen bei differenzierten Wasserstoffangeboten während des Schweißprozesses von 22MnB5	60
Abbildung 39:	MS-Messverläufe mit eingezeichneten Glättungskurven für widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Proben mit unterschiedlichen Wasserstoffangeboten beim Schweißen	62
Abbildung 40:	Vier-Punkt-Biegevorrichtung (links), mechanisch-geometrische Kenngrößen (rechts)	63

Abbildung 41:	Randfaserspannung in Abhängigkeit vom Biegegweg f	64
Abbildung 42:	Verspannproben der unterschiedlichen Schweißverfahren für den 4PBV, RP-Schweißung (links), MSG-Schweißung (Mitte), LB-Schweißung (rechts)	65
Abbildung 43:	Zeitlicher Verlauf zur Einstellung des Biegegweges f	66
Abbildung 44:	Opto-temporäre Rissdetektion	67
Abbildung 45:	Rissfreie (oben) und rissbehaftete (unten) widerstandsgeschweißte 22MnB5+AS150-Probe nach einer Vier-Punkt-Biegeverspannung	68
Abbildung 46:	Kraft-Weg-Verlauf von Zugversuchen nach Verspannung von 22MnB5-RP-Proben im 4PBV (f = 8 mm)	69
Abbildung 47:	Vier-Punkt-Biegeverspannung mit aufgesetztem SE-Messsensor	70
Abbildung 48:	Standzeit-Biegegweg-Verhalten von widerstandspunktgeschweißten 22MnB5+AS150-Feinblechen in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_D = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}$)	71
Abbildung 49:	Übersicht über die Anzahl gerissener/nicht gerissener Proben im 4PBV in Abhängigkeit von Ofenverweilzeit und Biegegweg	72
Abbildung 50:	Standzeit-Biegegweg-Verhalten von MSG-geschweißten 22MnB5+AS150-Feinblechen ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_D = 2 \text{ }^{\circ}\text{C}$)	73
Abbildung 51:	Gebrochene wasserstoffbeladene RP-Biegeproben	73
Abbildung 52:	Bruchflächenstruktur (links) und HAAC-typische Bruchbilder (rechts)	74
Abbildung 53:	Untersuchungsvariationen für Vier-Punkt-Biegeproben mit Vorliegen von Wasserstoff beim Schweißen	75
Abbildung 54:	Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)	76
Abbildung 55:	Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5+AS150-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)	76
Abbildung 56:	Maximalzugkräfte von Blechen mit und ohne RP-Schweißpunkt	77
Abbildung 57:	Mikrohärteverlauf durch eine 22MnB5-RP-Schweißung (links), Probentrennung nach Zugversuch durch den Härtesack (rechts)	77
Abbildung 58:	Blick auf Bruchflächen nach dem Zugversuch: duktiler Bruch durch den Härtesack (links), Kaltriss durch/entlang der Schweißlinse (rechts)	78
Abbildung 59:	Zeit-Schallenergie-Verläufe von RP-geschweißten 22MnB5- und 22MnB5+AS150-Proben	81
Abbildung 60:	Zeit-Schallenergie-Verlauf einer makroskopisch sichtbar gebrochenen 22MnB5+AS150-RP-Schweißprobe	82
Abbildung 61:	Schallemissionsverläufe Zeit – kumulierte Schallenergie (Variante 1-links, Variante 2-rechts)	82

Abbildung 62:	Zeit-kumulierte Energie-Verläufe widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Proben	83
Abbildung 63:	Querschliffe von MSG-Proben nach der Biegeverspannung $f = 8$ mm, ohne Wasserstoff (links), mit Wasserstoff (rechts)	84
Abbildung 64:	Vergleich der Zugkäfte mit bzw. ohne MSG-Naht	84
Abbildung 65:	Rissverhalten nach Zugversuch von MSG-Schweißungen ohne (oben) und mit (unten) diffusiblem Wasserstoff im Schweißgut	85
Abbildung 66:	Farbbenetzung der Bruchflächen nach Zugversuchen (22MnB5+AS150)	87
Abbildung 67:	Mikrohärteverlauf durch eine Laserstrahlschweißung (22MnB5+Z140)	88
Abbildung 68:	Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung	89
Abbildung 69:	Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5+AS150-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung	90
Abbildung 70:	Laserstrahlgeschweißte 22MnB5+Z140-Proben nach dem Zugversuch – Trennung durch den Härtesack links (Oberblech fehlt) und durch das Schweißgut rechts	91
Abbildung 71:	REM-aufnahme mit "typischen" Merkmalen für Kaltrissauftreten (RP-Probe 22MnB5+AS150)	93
Abbildung 72:	C-Profile zur Verwendung als Demonstratorbauteile (Länge = 400 mm)	94
Abbildung 73:	Verschiedene Spannungszustände für geschweißte Demonstratorbauteile	95
Abbildung 74:	Abzugprüfung für Demonstratorbauteile	96
Abbildung 75:	Maximalkräfte nach Abzugsversuch MSG-geschweißter Demonstratorbauteile	97
Abbildung 76:	Übersicht über die Wasserstoffaufnahme beeinflussenden Prozessparameter beim Presshärten	99
Abbildung 77:	Mögliche Einflüsse auf die Kaltrissgefährdung MSG-geschweißter 22MnB5-Feinbleche	100
Abbildung 78:	Vergleich der max. Biegebeanspruchungen RP-geschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen	101
Abbildung 79:	Vergleich der max. Biegebeanspruchungen MSG-geschweißter Proben in Abhängigkeit vom diffusiblen Wasserstoffgehalt im Schweißgut	101
Abbildung 80:	Vergleich der max. Biegebeanspruchungen laserstrahlgeschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen	102

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Theorien zu Schädigungsmechanismen durch Wasserstoff	21
Tabelle 2:	Chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzes G3Si1 (M-%) [45]	30
Tabelle 3:	MSG-Schweißparameter	30
Tabelle 4:	Widerstandspunktschweißparameter für die unterschiedlichen Überzugskonzepte von 22MnB5	31
Tabelle 5:	Schweißparameter für das Laserstrahlschweißen.....	32
Tabelle 6:	Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung mechanisch-technologischer Werkstoffkennwerte, Überprüfung von Schweißnähten/-punkten und zur Kaltrissdetektion.....	38
Tabelle 7:	Übersicht der mechanisch-technologischen Gütwerte im nichtpressgehärteten Zustand (Mittelwerte aus ≥ 5 Werten)	39
Tabelle 8:	Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs in Masse-%.....	39
Tabelle 9:	Ofenparameter für direkte Presshärteroute	40
Tabelle 10:	Vergleich zwischen den Normfestlegungen und Erweiterungen für den Feinblechbereich	42
Tabelle 11:	Schweißparameter für MSG-Auftragrapen (*Effektivwerte).....	43
Tabelle 12:	Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleichen 22MnB5-Widerstandspunktschweißungen mit unterschiedlichen Überzügen.....	45
Tabelle 13:	Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleich geschweißten Laserstrahlverbindungen im Überlappstoß.....	46
Tabelle 14:	Übersicht über A_D und A_F und den Umrechnungsfaktor H_D in H_F für MSG-Überlappverbindungen.....	46
Tabelle 15:	Methoden zur Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff	47
Tabelle 16:	Parameter für das Presshärten unterschiedliche 22MnB5-Blechkicken mit differenzierten AS-Überzügen	51
Tabelle 17:	Parameter für die kathodische Wasserstoffbeladung	53
Tabelle 18:	Presshärt- und Wasserstoffarmglühparameter.....	55
Tabelle 19:	Wasserstoffangebote beim MSG-, RP- und LB-Schweißen	58
Tabelle 20:	Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Feinbleche.....	78
Tabelle 21:	Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche	79

Tabelle 22:	Biegeweg-Rissverhalten	widerstandspunktgeschweißter		
	22MnB5+Z140-Feinbleche			79
Tabelle 23:	Biegeweg-Rissverhalten	MSG-geschweißter	22MnB5-Feinbleche	86
Tabelle 24:	Biegeweg-Rissverhalten	MSG-geschweißter	22MnB5+AS150-Feinbleche	86
Tabelle 25:	Biegeweg-Rissverhalten	MSG-geschweißter	22MnB5+Z140-Feinbleche	86
Tabelle 26:	Biegeweg-Rissverhalten	laserstrahlgeschweißter	22MnB5-Feinbleche	91
Tabelle 27:	Biegeweg-Rissverhalten	laserstrahlgeschweißter	22MnB5+AS150-Feinbleche	91
Tabelle 28:	Biegeweg-Rissverhalten	laserstrahlgeschweißter	22MnB5+Z140-Feinbleche	92
Tabelle 29:	Werkstoffabhängige	Wasserstoffaufnahme		98

Abkürzungsverzeichnis

4PBV	Vier-Punkt-Biegeversuch
AR	Auftragraupe
CMT	Cold-Metall-Transfer
H ⁺ _{aq}	Hydronium-Ionen
H-SpRK	Wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion
H _{ab}	Absorbierter Wasserstoff
HAC	Hydrogen Assisted Cracking
HACC	Hydrogen Assisted Cold Cracking
H _{ad}	Adsorbierter Wasserstoff
HAR	Hydrogen Absorption Reaction
HELP	Hydrogen Enhanced Localized Plasticity
HIC	Hydrogen Induced Cracking
HRK	Wasserstoffinduzierte Rissbildung
HSCC	Hydrogen Induced Stress Corrosion Cracking
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
LB	Laserstrahlschweißen
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
Me bzw. Me ⁺	Metall bzw. Metall-Ion
mP	mit Promotor
MS	Martensit
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
oB	ohne Beschichtung
oP	ohne Promotor
PH	Presshärten
REM	Rasterelektronenmikroskop
RP	Widerstandspunktschweißen
RT	Raumtemperatur
SE	Schmelzextraktion
SPK	Stromdichte-Potential-Kurve
ÜL	Überlappstoß
WA	Warmauslagerung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

Verzeichnis der Formelzeichen

a	[mm]	4PBV Lagerabstand innen-außen
A	[%]	Fläche
A ₅	[cm ²]	Bruchdehnung
A _D	[mm ²]	Querschnittsfläche Schweißgut
A _F	[mm ²]	Querschnittsfläche reines Schweißgut
Ac ₃	[°C]	Umwandlungstemperatur, Beginn der Austenitbildung
A _{LAS}	[mm ²]	Querschnittsfläche Laserschweißnaht
c	[mol/l]	Löslichkeit
d	[mm]	Durchmesser
d _L	[mm]	Durchmesser Schweißlinse
D	[m ² /s]	Diffusionskoeffizient
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
f	[mm]	Biegeweg des 4PBV
F	[N]	Kraft
i	$\left[\frac{\text{mA}}{\text{cm}^2} \right]$	Stromdichte
I	[A]	Stromstärke
l	[mm]	4PBV äußerer Lagerabstand
l _{LAS}	[mm]	Länge Laserschweißnaht
l _{SN}	[mm]	Länge der Schweißnaht
M _r	[°C]	Martensitfinishtemperatur
m _{LAS}	[g]	Masse Laserschweißgut
m _{rSG-ber.}	[g]	Masse berechnetes reines Schweißgutes
M _s	[°C]	Martensitstarttemperatur
n	[-]	Anzahl
r	[mm]	Ringradius Torrus
R	[mm]	Ausdehnungsradius Torrus
Re _L	[MPa]	untere Streckgrenze
R _m	[MPa]	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	[MPa]	0,2% Dehngrenze
T	[°C]	Temperatur
t	[min]	Zeit
U _{Korr}	[mV]	Korrosionspotential
v	[mm]	Randabstand zur Schweißlinse
V _{LAS}	[mm ³]	Volumen Lasernaht

V_{RP}	[mm ³]	Volumen Schweißlinse
V_{SN}	[mm ³]	Volumen Schweißnaht
V_{Tor}	[mm ³]	Volumen Torrus
V_{Zyl}	[mm ³]	Volumen Zylinders
σ_b	[MPa]	Biegespannung
ρ	$\left[\frac{g}{cm^3}\right]$	Dichte
ρ_{G3Si1}	$\left[\frac{g}{cm^3}\right]$	Dichte des Schweißzusatzwerkstoffes G3Si1
ρ_{22MnB5}	$\left[\frac{g}{cm^3}\right]$	Dichte des Grundwerkstoffes 22MnB5
ε	[%]	Dehnung

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Durch die Entwicklung und den zunehmenden Einsatz hoch- und höchstfester Stähle für komplexe, crashrelevante Strukturbauteile in der Fahrzeugkarosserie hat die Problematik der wasserstoffunterstützten Schädigung auch in der Automobilindustrie vermehrt an Bedeutung gewonnen. Stahlwerkstoffe auf Basis unterschiedlichster Konzepte, wie z. B. Dualphasen-, Martensitphasen- oder borlegierte Vergütungsstähle, erreichen inzwischen höchste Zugfestigkeiten von zum Teil mehr als 1200 MPa. In diesem Festigkeitsbereich besteht unter ungünstigen Bedingungen, z. B. bei erhöhtem Wasserstoffeintrag und bei Vorliegen erhöhter Zug(eigen)spannungen während der Fertigung oder der weiteren Verarbeitung dieser Stähle potentiell das Risiko einer Wasserstoffversprödung des Werkstoffgefüges bzw. die Gefahr des Auftretens wasserstoffunterstützter verzögerter Kaltrissbildung (HACC = hydrogen assisted cold cracking).

Insbesondere für die mittels Presshärten vergüteten Mangan-Bor-Stähle, die maximale Zugfestigkeiten von mehr als 1500 MPa und zudem ein für Wasserstoffversprödung besonders anfälliges martensitisches Werkstoffgefüge aufweisen, fehlen jedoch im Zusammenhang mit der beschriebenen Wasserstoffproblematik Erkenntnisse zum Einfluss der unterschiedlichen industriell eingesetzten Beschichtungssysteme und Verfahrenstechnologien, sowie der verschiedenen Ofenatmosphären bei der Austenitisierung. Bei der Verarbeitung von Bauteilkomponenten aus borlegiertem Vergütungsstahl mittels thermischer Fügeverfahren, insbesondere beim Schweißen, bestehen daher zum Teil Unsicherheiten und Kenntnismängel zum Gefährdungspotential von Wasserstoff und zur Vermeidung wasserstoffunterstützter Schädigungen. Gleichzeitig fehlen im hochfesten Feinblechbereich geeignete Prüfverfahren, um die Sensibilität vergüteter Mangan-Bor-Stähle für eine wasserstoffunterstützte verzögerte Kaltrissbildung infolge schweißtechnischer Verarbeitung objektiv zu überprüfen.

1.2 Ausgangssituation

Zur Wechselwirkung des durch das thermische Fügen hervorgerufenen (Eigen-) Spannungszustandes mit der aus dem Herstellungs- und/oder Fügeprozess resultierenden lokalen Wasserstoffkonzentration und der Mikrogefügestruktur in der Fügezone liegen für die höchstfesten Vergütungsstähle bisher keine veröffentlichten Erkenntnisse vor. Die vorliegenden Untersuchungen konzentrieren sich vielmehr auf die Analyse und Simulation des Presshärtens bzw. auf den Einfluss der Prozessparameter auf die Festigkeits- und Verformungskennwerte dieser Stähle (z.B. in [1, 2, 3]) sowie auf die Erforschung verschiedener Stahlsorten im Hinblick auf ihre Eignung für die Warmumformung [4]. Weitere Ergebnisse sind bereits zur Verarbeitung pressgehärteter Mangan-Bor-Stähle mittels thermischer Fügeprozesse, wie dem Widerstandspunktschweißen, dem Metallschutzgas(MSG)-Schweißen und dem Laserstrahlschweißen [5, 6, 7] publiziert worden. Ebenso liegen erste Untersuchungsergebnisse zur Wasserstoffversprödung des martensitischen Werkstoffgefüges eines elektrolytisch mit Wasserstoff beladenen höchstfesten Vergütungsstahls im quasi-statischen Zugversuch vor [8].

Aktuell wird für das Presshärten vorwiegend der höchstfeste Vergütungsstahl 22MnB5

(Werkstoff-Nr. 1.5528) als Blechwerkstoff verwendet. Um das Material während der Warmblechumformung vor einer Verzunderung der Werkstoffoberfläche zu schützen, werden von den Stahlherstellern verschiedene Beschichtungssysteme auf AlSi- oder auf Zn-Basis eingesetzt. Im Schrifttum [9, 10] wird darüber hinaus von einer auf Nanotechnologie basierenden Beschichtung (x-tec) berichtet, die sich jedoch bislang aus verschiedenen Gründen auf dem Markt nicht durchgesetzt hat und deshalb im Rahmen dieses Forschungsantrages auch keine weitere Beachtung finden soll.

Die Herstellung hochfester Bauteile erfolgt mittels Presshärten, häufig auch als Formhärten bezeichnet. Presshärten stellt eine Verfahrenskombination aus Warmumformung und Härten durch eine während des Formgebungsprozesses induzierte Martensitbildung dar. Die zu verarbeitenden Platinen werden in den Bereich vollständiger Austenitisierung erwärmt, anschließend in ein Werkzeug mit gekühltem Stempel und Matrize eingelegt und beim Verpressen ausreichend schnell abgekühlt. Dadurch können komplexe, crashrelevante Bauteile mit einer Festigkeit von über 1500 MPa realisiert werden [5, 11].

Der mit der Martensitbildung einhergehende Härte- und Festigkeitsanstieg führt zu einem wenig verformbaren Gefüge, welches bei der weiteren Verarbeitung gegenüber Wasserstoff potentiell anfällig ist. Aktuelle Untersuchungen von [8] zeigen, dass der pressgehärtete 22MnB5 bei Wasserstoffgehalten von 1,7 ppm zu einer starken Versprödung neigt, die sich in einer deutlichen Verringerung der ertragenen Spannung im Zugversuch niederschlägt.

Pressgehärtete Bauteilkomponenten aus 22MnB5 werden derzeit serienmäßig für sicherheitsrelevante Strukturbauteile, wie A- und B-Säulen, Dachrahmen, Seitenaufprallträger sowie Verstärkungselemente in der Fahrzeugkarosserie eingesetzt und erfolgreich verarbeitet [12]. Das thermische Fügen erfolgt prozesssicher mit dem Widerstandspunkt-, MAG- und Laserstrahlschweißen [5, 6, 7]. Beim Schweißen dieser Stähle tritt in der Wärmeeinflusszone eine in Abhängigkeit vom Wärmeeinbringen unterschiedlich breite Aufhärtungs- und daran angrenzende Anlasszone auf. Daher besteht bei Vorliegen der entsprechenden Randbedingungen grundsätzlich die Gefahr zum Auftreten von Kaltrissen in der WEZ dieser Schweißverbindungen. Auch in den zusatzwerkstofffrei ausgeführten Laserstrahl- oder Widerstandspunktschweißgütern liegt zum Teil ein extrem hartes und sprödes martensitisches Gefüge vor, das im Zusammenwirken mit größeren lokalen Wasserstoffkonzentrationen und hohen Eigen- bzw. Lastspannungen zu einer wasserstoffunterstützten Schädigung neigen kann [12, 13].

Weitere Fragen ergeben sich aus den unterschiedlichen industriell eingesetzten Herstellungstechnologien (direktes/indirektes Presshärten, Ofenatmosphäre beim Austenitisieren) und Beschichtungen (unbeschichtet, +AlSi, +Zn) für borlegierte Vergütungsstähle in Bezug auf eine Wasserstoffaufnahme. Hinsichtlich des Einflusses der Ofenatmosphäre und der verschiedenen Beschichtungssysteme als potentielle Wasserstoffquellen bzw. als Diffusionsperren auf die Vorgänge der Wasserstoffaufnahme und des -transportes beim schweißtechnischen Verarbeiten pressgehärteter Mangan-Bor-Stähle liegen bisher keine veröffentlichten Erkenntnisse vor. Die Untersuchung der genannten Zusammenhänge ist jedoch insbesondere unter Berücksichtigung der weiteren Entwicklung der höchstfesten Mangan-Bor-Stähle hin zu immer höheren Festigkeiten aufgrund ihres Einsatzes für crashrelevante Strukturbauteile von großer sicherheitstechnischer Relevanz.

Die zunehmende Bedeutung der Wasserstoffproblematik bei den höchstfesten Feinblechen steigert das Industrieinteresse an angepassten Kaltrissprüfverfahren. Zur Bestimmung der Empfindlichkeit gegenüber wasserstoffunterstützter verzögerter Kaltrissbildung beim Schweißen existiert eine große Zahl verschiedener Kaltrissprüftests, die in DIN EN ISO 17642: Teil 1 bis 3 [14, 15, 16] genormt sind. Alle in der genannten Norm aufgeführten Verfahren sind jedoch nicht für Prüfungen an Feinblechen ausgelegt und in ihrer Anwendung auf Lichtbogenschweißprozesse begrenzt. Weiterhin existieren verschiedene Prüfverfahren, welche zur Beurteilung der Beständigkeit höchstfester Stähle gegenüber fertigungsbedingter wasserstoffinduzierter Sprödbrüche (siehe DIN 50969-1) herangezogen werden können. Diese Prüfungen sind im Entwurf des SEP 1970 vom Mai 2009 beschrieben und werden im Rahmen des Werkstofffreigabeprozesses beim Stahlhersteller durchgeführt, um die Kaltrissneigung von Stählen im Anlieferungszustand, also ohne das Wirken eines thermischen Fügeprozesses, zu beurteilen [17, 18].

2 Stand der Technik

2.1 Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen

Das Teilespektrum der pressgehärteten Bauteile aus höchstfesten Mangan-Bor-Stählen umfasst mit A- und B-Säulenverstärkung, Seitenaufprallschutz, Schweller, Stoßstangenfänger, Querträger oder auch Dachträger komplexe Strukturbauteile, die durch Kaltverformung nicht in der erforderlichen Festigkeit hergestellt werden können [19].

Das Presshärten - auch als Formhärten bezeichnet - stellt eine Kombination aus Warmumformung und Vergüten dar. Für die höchstfesten borlegierten Vergütungsstähle finden aktuell unterschiedliche Verfahrensvarianten Anwendung (siehe Abbildung 1).

Der Prozess des direkten Presshärtens zeichnet sich durch eine simultane Formgebung und Vergütung von Platinen aus feueraluminiertem (AlSi) oder unbeschichtetem 22MnB5 aus. Die umzuformende Platine mit AlSi-Beschichtung wird zunächst in einem Durchlauf- bzw. Rollenherdofen bei Temperaturen oberhalb der A_{c3} -Temperatur des Mangan-Bor-Stahles über mehrere Minuten geglüht. Ziel ist es, eine homogene Austenitisierung des Werkstoffgefüges zu gewährleisten. Nach dem Ofendurchlauf wird die Platine durch ein Robotersystem in das wassergekühlte Werkzeug eingelegt und bei Temperaturen zwischen ca. 750 und 850 °C umgeformt und anschließend abgeschreckt. In Abhängigkeit von der Blechdicke bleibt das Werkzeug für 10 bis 20 s geschlossen, da bei der Entnahme eine zu hohe Bauteiltemperatur zu thermischem Verzug und damit zu Maßabweichungen führen kann. Im abschließenden Arbeitsschritt wird das gehärtete Bauteil mechanisch mit Schneidmessern oder mittels Laser zugeschnitten [19, 20, 21]. Typische Taktzeiten inklusive Transfer, Umformung und Abkühlung im Werkzeug liegen für das direkte Presshärten heutzutage in Abhängigkeit des zu fertigenden Bauteils zwischen 22 und 25 s [22].

Bei den unbeschichteten Platinen unterscheidet sich der Ablauf nochmals geringfügig von dem der AlSi-beschichteten Platinen [23]. Zwischen den Arbeitsschritten Umformung /Abschrecken und Schneiden/Lochen werden die Platinen zum Zwecke des Entfernens der Zunderschichten gestrahlt. Nach dem Schneiden/Lochen erfolgt dann aus Korrosionsschutzgründen das Aufbringen einer antikorrosiven Schicht.

Beim indirekten Presshärten werden im Gegensatz zur direkten Verfahrensvariante die Prozessschritte Umformen und Vergüten voneinander entkoppelt. Die Platine aus 22MnB5 wird zunächst in einer oder mehreren Tiefziehoperationen auf circa 90 bis 95 % der Endgeometrie kalt verformt. Nach der Erhitzung der Vorform im Durchlaufofen wird ein Formhärten entsprechend dem einstufigen Prozess durchgeführt, das zum einen der Umwandlungshärtung und zum anderen der Kalibrierung des Bauteils auf Endgeometrie dient. Mittels indirektem Presshärten sind komplexere Bauteilgeometrien als bei der direkten Warmumformung möglich, da mehrere Umformoperationen durchführbar sind [20].

Das kostenintensivere indirekte Presshärten kommt aufgrund der Eigenschaften der Beschichtung für die Zn-beschichteten Platinen zur Anwendung. Auch für unbeschichtete Platinen aus 22MnB5 kann das indirekte Presshärten Einsatz finden. In diesem Fall ist es jedoch nur dann sinnvoll, wenn der Umformgrad sehr hoch ist. Da sich beim Transfer der unbeschichteten Bleche zur Presse ebenfalls eine Zunderschicht auf der vorgeformten Platine bildet, selbst wenn die Austenitisierung innerhalb des Ofens unter Schutzgasatmosphäre erfolgt, werden auch die pressgehärteten Halbzeuge zusätzlich partikelgestrahlt [24]. Wie schon erwähnt, werden für den 22MnB5 derzeit verschiedene Beschichtungskonzepte in Serie eingesetzt. Dies geschieht mit dem Ziel, die umzuformende Platine während der Wärmebehandlung vor Oxidation und Entkohlung zu schützen und somit die Entstehung einer abrasiven Zunderschicht auf der Halbzeugoberfläche zu vermeiden.

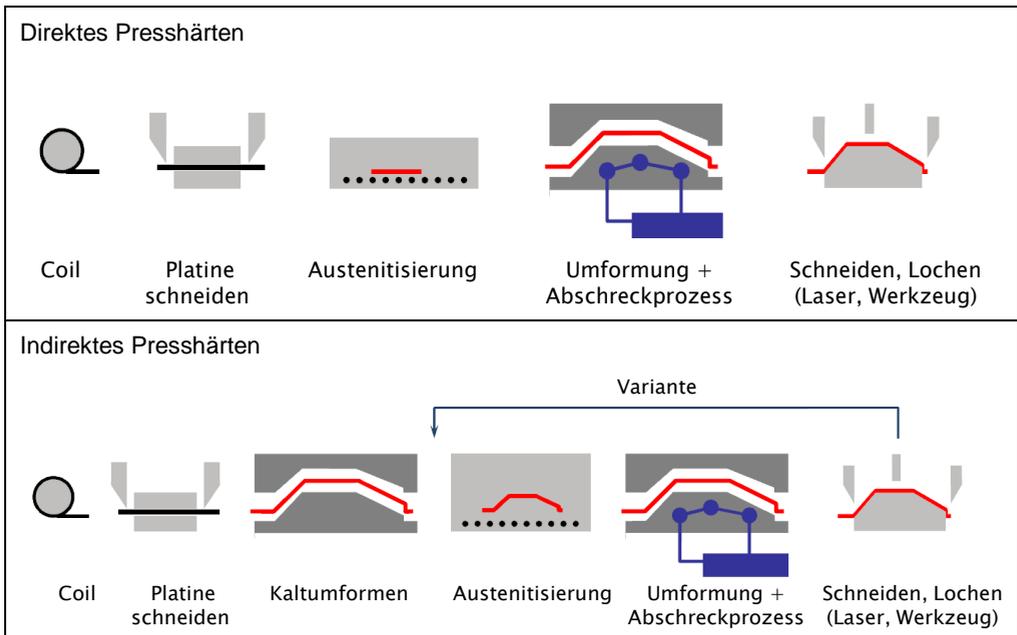


Abbildung 1: Schematische Darstellung der Prozessketten der verschiedenen Verfahrenstechnologien des Presshärtens [23]

Die Aluminium-Silizium-Beschichtung, die von den Stahlherstellern ThyssenKrupp Steel und ArcelorMittal verwendet wird, verhindert wirksam die Zunderbildung. Die Dicke der AlSi-Beschichtung vor der Wärmebehandlung beträgt in der Regel 20 bis 25 μm [24]. Während der Austenitisierung im Ofen wächst die Schicht an, indem sich durch Diffusionsprozesse eine Fe-Al-Si-Schicht ausbildet, die aus verschiedenen intermetallischen Phasen und Diffusionsschichten besteht (siehe Abbildung 2). Durch den steigenden Eisenanteil in der Beschichtung wird ein Anstieg der Schmelztemperatur erreicht. Die AlSi-Beschichtung ist, wie schon erwähnt, nur für die direkte Verfahrensvariante des Presshärtens geeignet, da die Beschichtung aufgrund ihrer Sprödigkeit bei der Kaltumformung reißt, und es zu Abplatzungen kommt, die den Korrosionsschutz reduzieren [20].

Ein weiteres Beschichtungskonzept für den 22MnB5 stellt die Ultraform-Beschichtung dar. Hierbei handelt es sich um eine von der Fa. Voestalpine Stahl AG im Jahr 2004 speziell entwickelte Zinkeisenbasis-Schicht, die jedoch nur beim indirekten Presshärten (bezeichnet als ultraform-PHS-Technologie) verwendet werden kann. Diese Beschichtung, die eine Dicke von ca. 10 bis 20 μm aufweist, bietet im Vergleich zur feueraluminierten Beschichtung neben dem Verzunderungs- und Entkohlungsschutz auch einen kathodischen Korrosionsschutz. Aufgrund der geringen Schmelztemperatur des Zinks (ca. 420 $^{\circ}\text{C}$) besteht bei der Austenitisierung der Platine die Gefahr des Abfließens des Zinküberzugs. Dies wird gemäß den Herstellerangaben durch die diffusionsbedingte Ausbildung einer ZnFe-Schicht während der Aufheizphase verhindert. Außerdem bildet sich durch die Anwesenheit von Aluminium eine schützende Oxidhaut aus, wodurch die Verdampfung bzw. Oxidierung der Zinkschicht verhindert wird [20, 25].

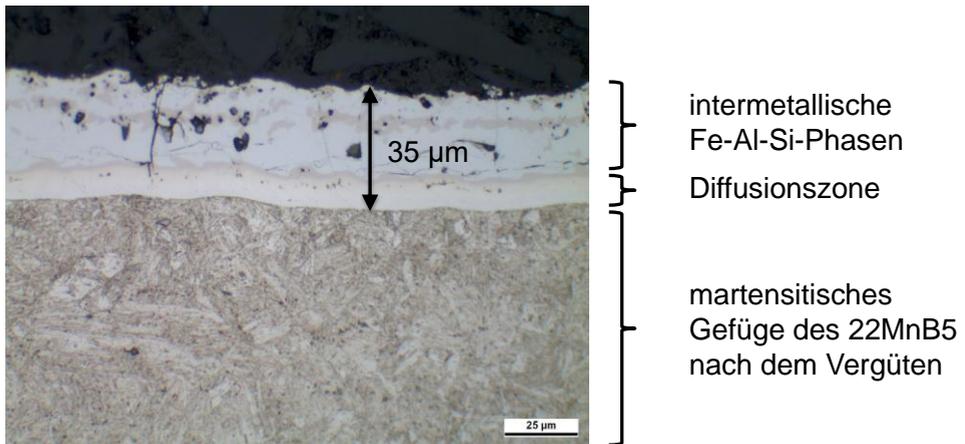


Abbildung 2: Aluminium-Silizium-Beschichtung des martensitischen 22MnB5 nach dem Vergüten (Ätzung: Nital 3%ig) [Quelle: IWF]

2.2 Mechanismen der wasserstoffunterstützten verzögerten Kaltrissbildung

Wasserstoff kann in metallischen Werkstoffen in Verbindung mit mechanischen Zugspannungen bzw. schweißbedingten Zugeigenstressungen zur Reduktion der Verformbarkeit des Werkstoffgefüges und damit zu einer wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung führen.

Zu den Mechanismen der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung und zu Aufnahme, Transport und Verteilung von Wasserstoff in verschiedenen Metallen, insbesondere in hochfesten Feinkornbaustählen sind in den letzten Jahren zahlreiche Untersuchungen publiziert worden (z.B. [26, 27, 28]). Aber auch im Zusammenhang mit den hoch- und höchstfesten Stählen der Automobilindustrie erlangt die Problematik der wasserstoffunterstützten Schädigung zunehmend an Bedeutung [17, 29]. Im Hinblick auf die pressgehärteten Vergütungsstähle finden sich in Verbindung mit der Wasserstoffproblematik bislang jedoch nur vereinzelte Veröffentlichungen [8, 30].

Im Kontext der Phänomenologie der wasserstoffunterstützten Rissbildung sind bislang zahlreiche gegenteilige Vorstellungen zu den Mechanismen der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung beschrieben worden. Diese Theorien sind in der Lage, Teilaspekte der Wirkung des Wasserstoffs auf die mechanischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe zu klären. Sie können jedoch unter Berücksichtigung verschiedener Randbedingungen keine ganzheitliche Lösung bereitstellen. Eine Übersicht der unterschiedlichen der verschiedenen Theorien beinhaltet Tabelle 1:

Tabelle 1: Theorien zu Schädigungsmechanismen durch Wasserstoff

Drucktheorie	[31, 32]
Adsorptionstheorie	[33, 31]
Dekohäsionstheorie	[34, 35]
Versetzungstheorie/HELP-Mechanismus	[28, 36]

Obwohl der genaue Mechanismus der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung nicht vollständig aufgeklärt ist, kann dennoch für die im Rahmen dieses Forschungsvorhabens vorgesehenen Untersuchungen aus der bereits genannten Literatur abgeleitet werden, dass wasserstoffunterstützte verzögerte Kaltrisse in anfälligen Bereichen geschweißter Bauteile auftreten, wenn folgende Bedingungen gleichzeitig auftreten:

- *das Vorliegen einer ausreichend hohen lokalen Wasserstoffkonzentration,*
- *die Einleitung einer lokalen Spannungs-Dehnungs-Verteilung bedingt durch thermische Schrumpfung und Einspannbedingungen und*
- *das Vorliegen einer anfälligen Gefügestruktur mit geringer Duktilität bedingt durch eine schnelle Abkühlung.*

2.3 Quellen für den Wasserstoff beim Schweißen

Wasserstoff kann über unterschiedliche Herstellungs- und Fertigungsprozesse aus der Gasphase oder aus Flüssigkeiten in das Metall gelangen, wie z.B. bei der Stahlherstellung, beim Schweißen, Beizen oder durch Korrosion.

Beim Schweißen werden für den Wasserstoff i. Allg. die folgenden Quellen genannt [1]:

- *Wasserstoffgehalt im Grundwerkstoff und Schweißzusatz,*
- *Feuchtigkeit auf der Grundwerkstoff- und Schweißzusatzoberfläche (z.B. aus Kondenswasser, Rost, Zunder oder hygroskopisch wirkenden Oxidschichten, wie z.B. Al_2O_3),*
- *Feuchtigkeit im Schweißpulver, in der Elektrodenumhüllung bzw. in der Füllung von Fülldrahtelektroden,*
- *Ziehfette auf der Zusatzdrahtoberfläche,*
- *Feuchtigkeit und Wasserstoff im Schutzgas,*
- *Feuchtigkeit aus der Umgebungsluft (relative Luftfeuchte, Lufttemperatur) beim Schutzgasschweißen, eingebracht über Turbulenzen im Schutzgas, hervorgerufen durch falsche Schutzgasmengen, unruhigem Lichtbogen, starke Spritzerbildung oder Zugluft,*
- *Feuchtigkeit über Leckagen, z.B. in Schutzgasschläuchen oder in wassergekühlten Cu-Elektroden oder*
- *eindiffundierende Feuchtigkeit in die Schutzgasschläuche (abhängig vom Material des Schutzgasschlauches).*

Zur Begrenzung des Wasserstoffangebots sind in der Vergangenheit eine Reihe von Empfehlungen getroffen bzw. Maßnahmen ergriffen worden, wozu u. a. gehören:

- *die Nach- bzw. Rücktrocknung der basischen Schweißhilfsstoffe (Stabelektroden, Falz- oder geschlitzte Fülldrahtelektroden) und der basischen Schweißhilfsstoffe (Pulver),*
- *die trockene Verpackung und Lagerung der Schweißzusätze und -hilfsstoffe,*
- *die Begrenzung der Feuchtigkeit im Schutzgas (z.B. bei Ar $4.6 \leq 5$ vpm Feuchte, $CO_2 \leq 250$ ppm H_2O),*
- *das handwarme Vorwärmen bei Werkstücktemperaturen unter $+5$ °C wegen der Bildung von Kondenswasser und*
- *die Beseitigung von Rost, Zunder oder anderen Verunreinigungen [38].*

Prinzipiell wird bei Wasserstoff zwischen *diffusiblen* und *residualen* Wasserstoff unterschieden. Während der diffusible Wasserstoff im Metallgitter frei beweglich ist und eine Voraussetzung für wasserstoffunterstützte Rissphänomene bildet, befindet sich der residuale

Wasserstoff in sog. Wasserstofffallen (engl. Traps) und gilt somit als ungefährlich für Wasserstoffversprödung. [31]

2.4 Kaltrissprüfverfahren

Zur Untersuchung der wasserstoffunterstützten Kaltrissbildung an Lichtbogenschweißungen existiert eine große Anzahl geeigneter Prüfverfahren, von denen die wichtigsten in DIN EN ISO 17642: Teil 1 bis 3 [14, 15, 16] aufgeführt sind. Außerdem bietet zusätzlich die DVS-Richtlinie 1006 [39] einen Überblick über die gebräuchlichsten Kaltrissprüfverfahren. Aufbauend auf dieser Richtlinie wurde im International Institute of Welding (IIW) in der Sub-Commission II-A bzw. C eine umfassende Zusammenfassung der international existierenden Kaltrisstests für Schweißungen [40] erarbeitet.

Prinzipiell kann man die für die verschiedenen Kaltrisstests verwendeten Proben in sich selbst beanspruchende und fremdbeanspruchte Proben unterteilen. Bei den selbstbeanspruchenden Proben wird die mechanische Beanspruchung ausschließlich durch die globalen und lokalen Eigenspannungen erzeugt, die sich durch die Behinderung der Schrumpfung und Dehnung der Probe und die mit einer Volumenänderung verbundene Gefügeumwandlung im Nahtbereich ergeben. Im Gegensatz dazu wird bei den fremdbeanspruchten Proben die mechanische Beanspruchung durch eine geeignete Belastungsvorrichtung aufgebracht. Die auch hier wirkenden Eigenspannungen werden bei der Auswertung aber nicht berücksichtigt. Der Vorteil der mit einer Fremdbeanspruchung arbeitenden Kaltrissprüfung besteht in der unabhängig von den Schweißparametern einstellbaren Belastung der Probe. Dagegen kommt die Prüfanordnung bei Verfahren mit Selbstbeanspruchung i. a. den Verhältnissen einer realen Schweißung näher und bietet daher Vorteile hinsichtlich der Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf reale Bauteile [41].

Die gegenwärtig bedeutendsten selbstbeanspruchenden Kaltrissprüfverfahren für Lichtbogenschweißungen sind der Tekken- und der CTS (Controlled Thermal Severity)-Test. Der am häufigsten verwendete Kaltrisstest mit Fremdbeanspruchung ist der Implant-Test. Dieser soll im Folgenden kurz erläutert werden, da im Rahmen des Forschungsvorhabens eine Kaltrissprüfmethodik mit Fremdbeanspruchung der Proben entwickelt werden soll.

Der Implant-Test zeichnet sich gegenüber anderen Prüfverfahren durch geringen Werkstoffbedarf, feinstufige Einstellbarkeit der auf die Probe wirkenden Faktoren und quantitativ einfach erfassbare Ergebnisse aus. Die Implantprobe ist ein zylindrischer Stab aus dem zu untersuchenden Werkstoff, dessen Ende mit einem Ring- oder Wendelkerb versehen ist. Die Probe wird in eine entsprechende Bohrung einer Stahlplatte bündig eingesetzt. Einschweißplatte und Probe werden durch eine Raupe, die mit den zu untersuchenden Schweißparametern und Schweißzusatzwerkstoffen geschweißt wird, verbunden (siehe Abbildung 3). Nach der Abkühlung auf eine bestimmte Temperatur (z.B. 150 °C) wird die Probe für mindestens 16 bis 72 h einer statischen Zugbelastung ausgesetzt und die Zeit bis zum Bruch der Probe dokumentiert.

Als Ergebnis erhält man in der Regel Spannungs-Standzeit-Schaubilder (siehe Abbildung 4), denen ein kritischer (Implant-) Spannungswert entnommen werden kann, bei dessen Überschreiten keine Sicherheit gegen verzögerte Rissbildung besteht. Diese Kurven können für verschiedene Vorwärmtemperaturen, Schweißparameter (Streckenenergie), diffusible Wasserstoffgehalte und Abkühlzeiten $t_{8/5}$ ermittelt werden [40, 41].

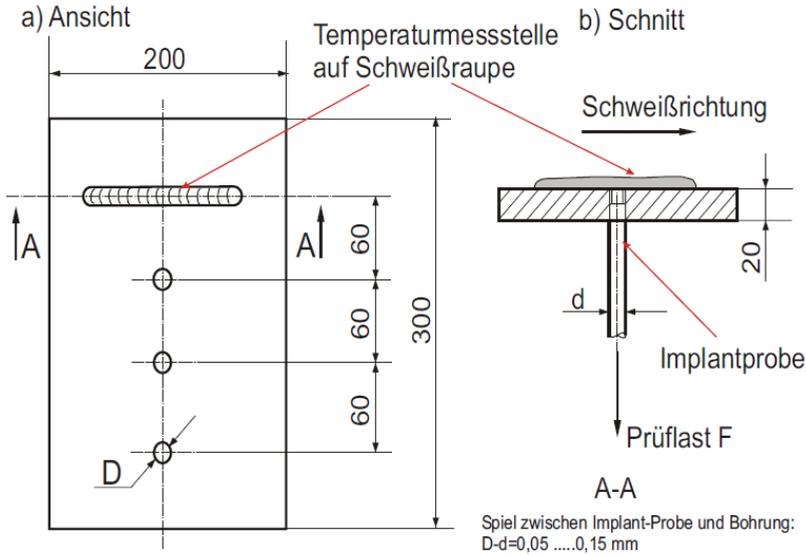


Abbildung 3: Schematische Darstellung des Implant-Tests [41]

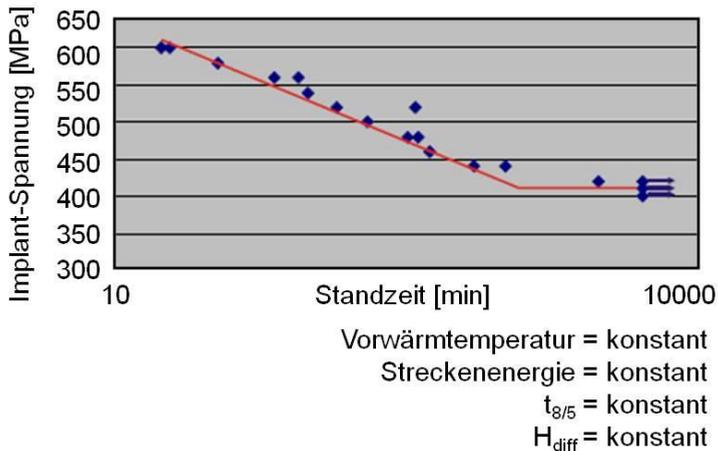


Abbildung 4: Standzeit von Implantproben in Abhängigkeit von der Implant-Spannung [41]

Der Implant-Test ist für Blechdicken von 6 und 8 mm genormt. Ein Blick in die DIN EN ISO 17642: Teil 1 bis 3 [14, 15, 16] zeigt, dass auch alle weiteren dort aufgeführten Prüfverfahren erst ab Blechdicken ≥ 6 mm anwendbar und zudem nur für Lichtbogenschweißprozesse gültig sind.

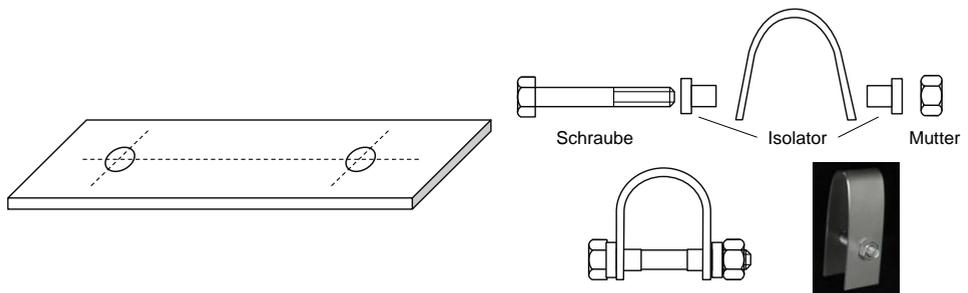
Somit fehlen nach heutigem Stand ebenso entsprechende Kaltrissprüfverfahren für Schweißungen im Feinblechbereich wie auch Kaltrisstests für Press- oder Laserschweißungen. Dieser Fakt ist auch anderen Institutionen aufgefallen. In [42] wurden daher in einem

BMBF-Vorhaben „Laserschweißen innovativer hochfester Stähle unter dem Aspekt Wasserstoff und Rissanfälligkeit“ erstmalig Laserschweißnähte im Hinblick auf ihre diffusiblen Wasserstoffgehalte untersucht und ein modifizierter Implant-Versuch für das Laserstrahlschweißen entwickelt.

Mit Hilfe dieses Tests wurde am hochfesten Feinkornbaustahl S1100QL (Werkstoff-Nr. 1.8942) nachgewiesen, dass Wasserstoff aus den Schweißbedingungen (Gas/Umgebung) in das Schweißgut gelangen kann und somit Einfluss auf die ertragbare Implant-Spannung nimmt. Dabei wirken sich schon geringe Mengen von Wasserstoff, bedingt durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit, auf die ertragbare Implant-Spannung aus.

Weitere Kaltrissprüfverfahren, die jedoch nicht die Kaltrissemmpfindlichkeit beim Schweißen, sondern die Beständigkeit von Stahlwerkstoffen im Lieferzustand für eine wasserstoffunterstützte verzögerte Rissbildung im Rahmen des Werkstoffreigabeprozesses prüfen, finden sich in einem Entwurf des SEP 1970 [18] von Mai 2009. Sie sind Ergebnis eines VDA/VDEh-Gemeinschaftsausschusses der Automobil- und Stahlhersteller, der die vorhandenen Prüfverfahren auf ihre Aussagefähigkeit überprüfen und gemeinsame Prüfvorschriften für eine mögliche Abnahmeprüfung für Automobilbleche im Anlieferungszustand vereinbaren will [17]. Somit bezieht sich die SEP 1970 explizit auf höchstfeste Blechwerkstoffe der Automobilindustrie, sogenannte Advanced High Strength Steels (AHSS). Als Prüfverfahren werden zum einen die Bügelprobe (DIN EN ISO 7539-3 und ASTM G 30) und zum anderen eine Zugprobe mit gestanztem Loch beschrieben (siehe Abbildung 5).

Bügelprobe (DIN EN ISO 7539-3 und ASTM A262-02a. 2002)



Zugprobe mit gestanztem Loch

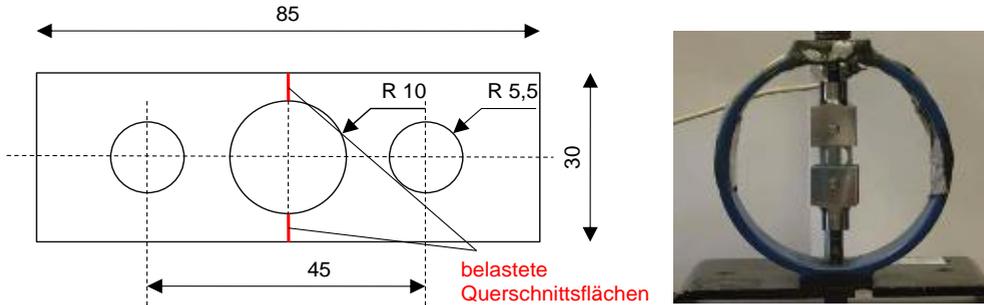


Abbildung 5: Probenabmessungen und Prüfanordnung für die in SEP 1970 [18] beschriebenen Prüfverfahren

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Das Ziel des beantragten Forschungsvorhabens bestand in der Entwicklung einer praxistauglichen fremdbeanspruchten Kaltrissprüfmethodik zur objektiven Bewertung des Risikos einer wasserstoffunterstützten verzögerten Kaltrissbildung beim Schweißen warmumgeformter höchstfester borlegierter Vergütungsstähle im Dünoblechbereich. Im Vordergrund standen dabei die Qualifizierung der Prüfmethodik für Widerstandspunkt-, MAG- und Laserstrahl-Schweißungen sowie die Prüfung ihrer Übertragbarkeit auf weitere höchstfeste Stahlwerkstoffe.

Bislang fehlende, jedoch im Rahmen dieses Projektes zu erarbeitende Erkenntnisse zu den maßgeblichen Wechselwirkungen der Faktoren Wasserstoffgehalt, (Eigen-) Spannungszustand und Werkstoffzustand (insbesondere Verfahrenstechnologie und Beschichtung) beim Schweißen von pressgehärteten Bauteilkomponenten aus borlegiertem Vergütungsstahl lieferten die dafür notwendige Basis und waren zugleich Ausgangspunkt für die Erarbeitung einer Risikomatrix zum Wasserstoffgefährdungspotential dieser Stähle infolge verschiedener Schweißverfahren.

3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles

Zur Erreichung des Forschungszieles sollten pressgehärtete 22MnB5-Feinbleche ($d = 1,5 \text{ mm}$) mit unterschiedlichen Überzugsvarianten hinsichtlich ihres Kaltrissverhaltens, bei den in der betrieblichen Praxis angewendeten Schweißverfahren (Widerstandspunkt-, MSG-, Laserstrahlschweißen) untersucht werden. Zur Prüfung der Kaltrissgefährdung war ein entsprechendes Kaltrissprüfverfahren zu generieren und durch die Anwendung eine Kaltrissgefährdungsmatrix für 22MnB5 abzuleiten. Der methodische Ansatz mit den verschiedenen Arbeitspunkten ist in Abbildung 6 dargestellt.

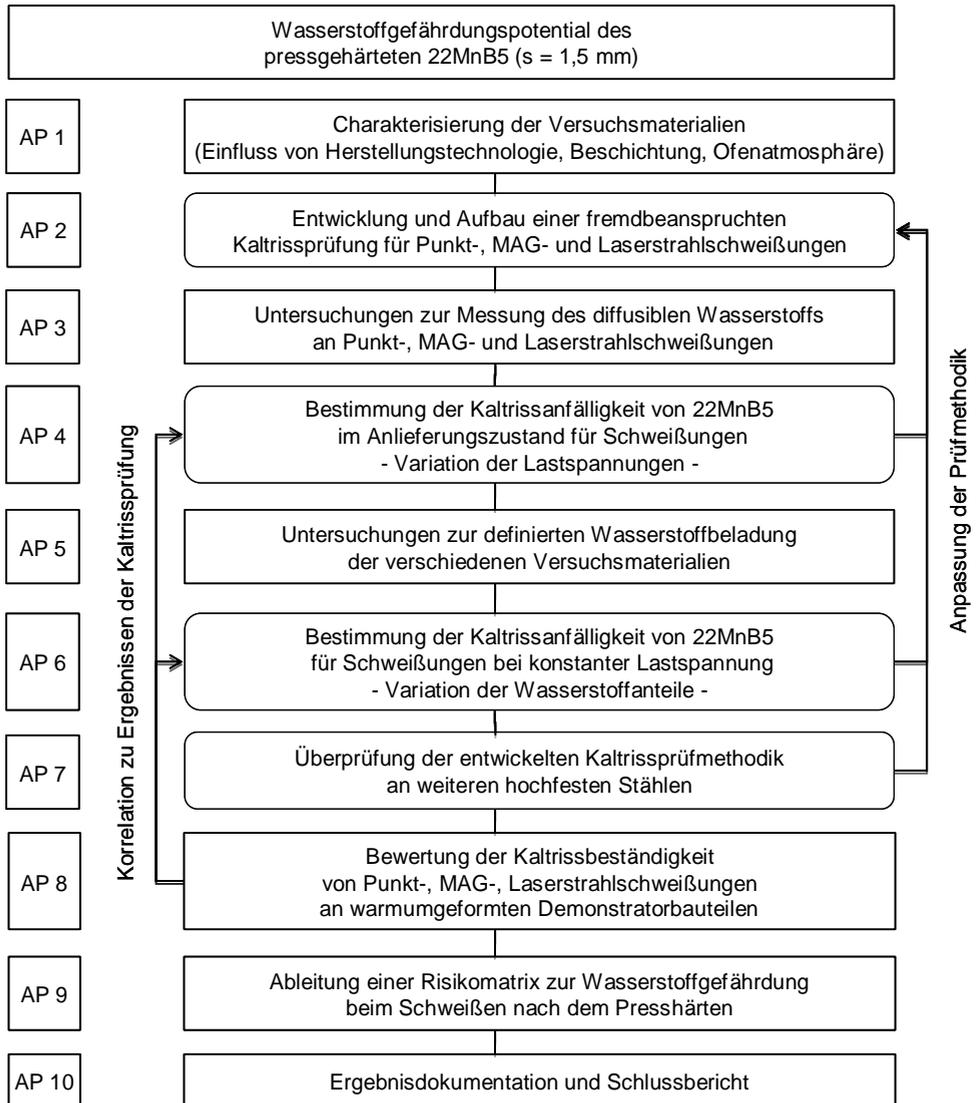


Abbildung 6: Methodische Vorgehensweise und Arbeitspunkte

4 Änderungen im Arbeitsplan

Um eine methodisch zweckmäßige Vorgehensweise sicherzustellen, erfolgten die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens in enger Abstimmung mit den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses (PA). Alle im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wurden auf den fünf während der Projektlaufzeit durchgeführten PA-Sitzungen hinsichtlich ihrer aktuellen Relevanz überprüft und in Einzelfällen den aus der Forschungstätigkeit gewonnenen neuen Erkenntnissen angepasst.

Die innerhalb des Forschungsvorhabens zu untersuchenden Materialien umfassten den pressgehärteten borlegierten Manganstahl 22MnB5, der mit verschiedenen Oberflächenvergütungen (ohne Überzug, +AS150, +Z140) auf sein Gefährdungspotential hinsichtlich wasserstoffunterstützter Kaltrissbildung überprüft werden sollte (AP1). Die Untersuchungsmaterialien wurden von verschiedenen Stahlherstellern bzw. OEM im ungehärteten Ausgangszustand zur Verfügung gestellt. Das Presshärten der Materialien sollte ursprünglich an einer Versuchspresshärtenanlage der BMW AG durchgeführt werden. Nach der Begutachtung der Anlage wurde deutlich, dass der dort vorhandene Austenitisierungssofen über keine Schutzgasspülung verfügte, so dass das Presshärten des überzugsfreien Materials nicht möglich war. Da auch keine Laserschneidanlage zum Ausschneiden von Proben zur Verfügung stand und aus Gründen der Arbeitssicherheit auch der Umgang mit flüssigem Stickstoff Vorort nicht gestattet wurde, ist als Alternative eine Presshärtroute am IWF errichtet worden. Mit dieser Presshärtrichtung, die das direkte Presshärteverfahren erlaubt, konnten alle Versuchsmaterialien mit mechanisch-technologischen Eigenschaften, wie sie aus dem Serienprozess bekannt sind pressgehärtet werden.

Die AP 4 und 6, die die Bestimmung der Kaltrissanfälligkeit von 22MnB5 im Anlieferungszustand bzw. bei Variation der Wasserstoffgehalte zum Inhalt hatten, wurden zur besseren Vergleichbarkeit der Ergebnisse zusammengefasst untersucht.

In Absprache mit dem PA wurde beschlossen, die Kaltrissuntersuchungen eines weiteren höherfesten Stahls (LH 800®) im Rahmen des AP 7 von der Bearbeitung innerhalb des Forschungsprojektes auszuschließen. Anstelle der Untersuchungen wurde die Eignung des zerstörungsfreien Prüfverfahrens „Schallemissionsanalyse“ zur Kaltrissdetektion überprüft. Für die Anwendung dieses Verfahrens standen zunächst die Beschaffung entsprechenden Messequipments und umfangreiche Vorversuche im Mittelpunkt der Bemühungen.

In Abstimmung mit dem PA wurde für AP 8 festgelegt an pressgehärteten C-Profilen aus 22MnB5+AS150 Widerstandspunktschweißungen mit differenzierten Wasserstoffangeboten durchzuführen und bei unterschiedlichen Belastungszuständen auszulagern. Über das Widerstandsschweißverfahren hinaus wurden an gleichen Demonstratorbauteilen auch MSG-Schweißungen, die weitaus höhere diffusible Wasserstoffgehalte im Schweißgut zum Ergebnis hatten, durchgeführt. Auch hier wurden Spannungszustände aufgebracht und das mögliche Kaltrissverhalten untersucht.

5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

5.1 Schweißtechnik

Für die im Forschungsprojekt durchgeführten Untersuchungen wurden in Anlehnung an die serienmäßige Karosseriefertigung übliche Schweißverfahren wie das Widerstandspunkt-, MSG- und Laserstrahlschweißen angewendet. Bedingt durch die unterschiedlichen Überzugskonzepte des pressgehärteten 22MnB5 ergeben sich dabei für die einzelnen Schweißverfahren verschiedene Schweißparameter, die in Anlehnung an die industrielle Praxis verwendet wurden.

5.1.1 MSG-Schweißen (CMT-Prozess)

Für sämtliche MSG-Schweißungen des Forschungsprojektes (Auftragsraupen, Überlappverbindungen) wurde eine digitale Inverter-Schweißstromquelle TPS 4000 CMT mit der Drahtvorschubeinheit VR 7000 CMT der Firma Fronius verwendet. In Anlehnung an die industrielle Serienfertigung wurde ein modifizierter MSG-Schweißprozess, der Cold-Metal-Transfer (CMT) verwendet. Aufgrund der in dieser Verfahrensvariante wirksamen Prozessregelung, die durch die Bewegung des Schweißzusatzwerkstoffes (Massivdrahtelektrode) umgesetzt wird, erfolgt ein nahezu stromloser Werkstoffübergang, der neben einer stark reduzierten Wärmeeinbringung weitestgehend spritzerfrei erfolgt.

Zur Erhöhung der Reproduzierbarkeit der Schweißversuche wurden alle Schweißungen vollautomatisiert durchgeführt. Die Gewährleistung einer konstanten Brennerbewegung (v_s) und des gleichmäßigen Abstandes (Stickout) wurde durch einen CNC-gesteuerten 6-achsigen Industrieroboter der Fa. Reis des Typs RV12 realisiert. Eine Übersicht über den Aufbau des MSG-Schweißstandes beinhaltet Abbildung 7.

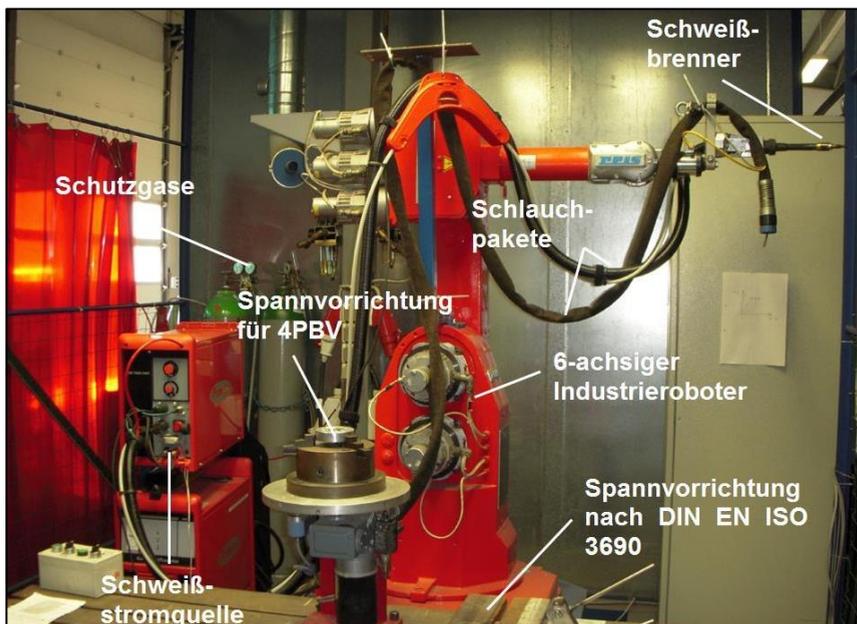


Abbildung 7: MSG-Schweißstand am IWF

5.2 Während die Proben, die bei der Kaltrissprüfung worden, direkt in den Richtungen geschweißt in der gleichen worden sind, wurden die Wasserstoffbestimmung speziellen Schweißvorschweiß. Die nach den EN ISO 3690 [44] konspannvorrichtung wurde dass die einheitlichen nach dem Schweißen in einem einzigen zügigen gleichmäßig die Temperatur der Spannvorrichtung vor Beginn von 25 °C betragen darf, ist sie zur schnelleren Abkühlung mit einer Wasserkühlung versehen (

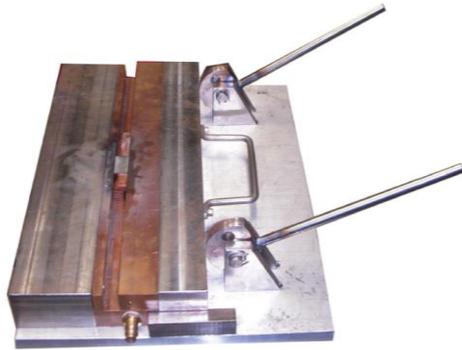


Abbildung 8: Schweißvorrichtung
DIN EN ISO 3690

nach

Für das Presshärten der im Ausgangszustand gelieferten, ungehärteten Untersuchungsmaterialien wurde eine Laborpresshärtroute errichtet, die die Nachbildung des direkten Presshärteprozesses erlaubt. Für die Austenitisierung kam dabei ein Laborofen (MLW LM312.11) zum Einsatz, der widerstandserwärmt eine Höchsttemperatur von 1200 °C abbilden kann. Die Ofenkammer besteht aus Schamottstein und hat eine Abmessung von 170x100x320 mm³. Da der Ofen nicht für eine Schutzgasspülung, wie sie beim Erwärmen von 22MnB5 ohne Überzug benötigt wird, vorgesehen war, wurde ein weiterer Ofen verwendet. Dieser Ofen besitzt eine von widerstandserwärmten Heizwendeln umgebende Retorte aus hochtemperaturbeständigem Stahl, die mit Schutzgas oder Atmosphären mit definiertem Taupunkt gespült werden kann. Für die dauerhafte Aufrechterhaltung einer konstanten Ofenatmosphäre (Verdrängung von Sauerstoff oder Taupunkteinstellung) wird das Prinzip der Gasverdrängung und das Aufsteigen wärmerer Luft in den Bereich der Kammer verwendet, so dass eine Bestückung des Ofens mit Platinen ausschließlich vertikal, von unten durch den Boden des Ofens, möglich ist (Abbildung 13).

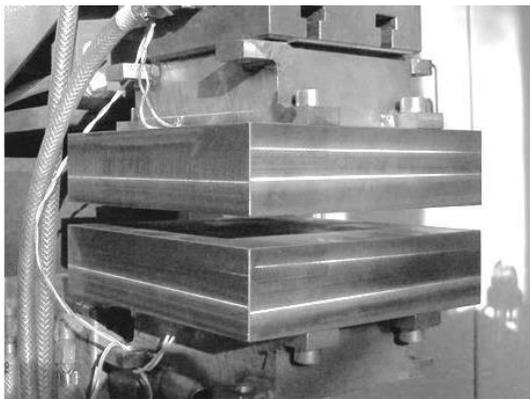
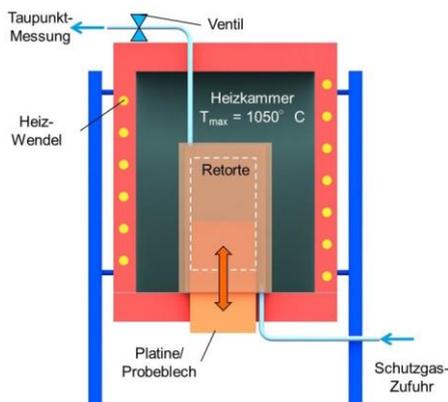


Abbildung 13: Ofen mit integrierter Retorte (links) und Plattenkühlwerkzeug (rechts)

Für die Abkühlung der austenitisierten Platinen ist eine Widerstandspunktschweißmaschine umfunktioniert worden. Die Elektroden wurden durch zwei Stahlbacken mit den Abmessungen $200 \times 200 \times 50 \text{ mm}^3$ ersetzt, die mit einer Maximalkraft von 6 kN (entspricht für die Werkzeugabmessung einer Flächenpressung von ca. 0,15 MPa) zusammengepresst werden können (Abbildung 13). Auf eine Umformung der Platinen während des Prozesses wurde bewusst verzichtet, da sowohl für die Schweißversuche und die anschließenden Vier-Punkt-Biegeverspannungen ebene Proben vorliegen mussten.

Ausgiebige Testversuche führten zu der Erkenntnis, dass eine zusätzliche Wasserkühlung der Backen nicht notwendig ist. Die Abkühlgeschwindigkeit der Platinen betrug nach dem manuellen Transfer Ofen-Abkühlwerkzeug im Mittel 50 K/s und entspricht somit den Voraussetzungen für eine vollständige Martensitumwandlung des Stahles.

Aufgrund der hohen Festigkeit der Feinbleche nach dem Presshärten und der daraus folgenden schwierigen mechanischen Bearbeitung, sind bereits während des Ausschnitts der Platinen die Konturen für die späteren Schweiß- und Biegeproben mittels Laserstrahlschneiden eingebracht worden (Abbildung 14). Die so perforierten Blechstreifen ließen sich im Anschluss an den Presshärtevorgang herausbrechen, die Bruchkanten wurden vor der weiteren Verwendung mechanisch geglättet. Die Herstellung der ebenfalls benötigten Oberbleche erfolgte durch ein mechanisches Nasstrennverfahren aus den herausgebrochenen Blechstreifen. Für die Widerstandsgeschweißten Proben wurden Grundbleche mit der Breite von 20 mm zugrunde gelegt, wogegen beim MSG- und Laserstrahlschweißen aufgrund größerer Längen der Schweißnähte breitere Bleche ($b = 30 \text{ mm}$) verwendet wurden.

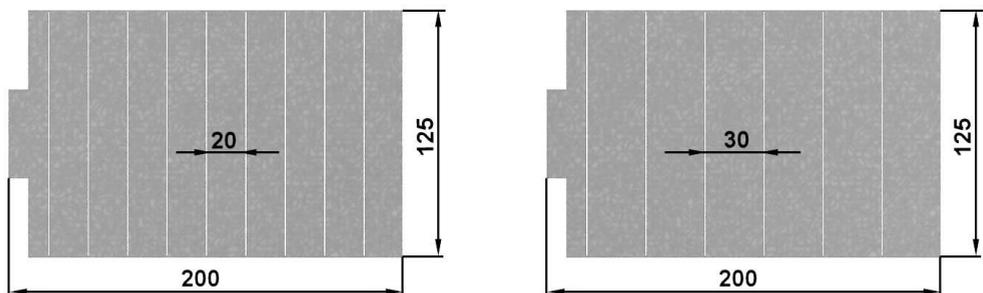


Abbildung 14: Perforierte Platinen für das Presshärten ($d = 1,5 \text{ mm}$) für RP-Schweißungen (links) und MSG- bzw. LB-Schweißungen (rechts)

5.3 Wasserstoffanalytik

Für die Quantifizierung von Wasserstoff in metallischen Werkstoffen steht am IWF ein G8 Galileo ON-H (ehemals Juwe ON/H mat 286) zur Verfügung. Dieses Messsystem basiert auf dem Trägergasverfahren und erlaubt durch das Vorhandensein von zwei unterschiedlichen Öfen sowohl die Schmelzextraktion ($T_{\max} = 2800 \text{ °C}$), als auch die Warmauslagerung ($T_{\max} \leq 900 \text{ °C}$). Während bei der Schmelzextraktion die Metallproben in einem Impulsöfen vollständig aufgeschmolzen und der Gesamtwasserstoffgehalt bestimmt werden kann,

erfolgt die Warmauslagerung in einem externen Rohrofen und dient der Bestimmung von diffusiblen Wasserstoffanteilen in metallischen Proben (Abbildung 15).

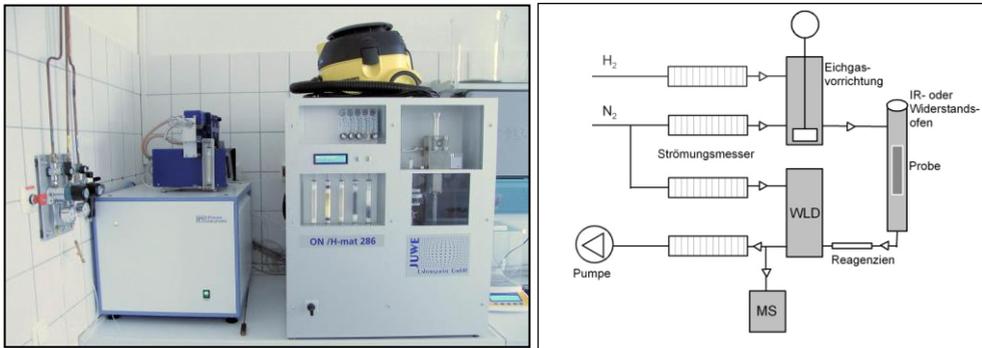


Abbildung 15: Anlagentechnik zur Wasserstoffanalytik am IWF (links) und deren struktureller Aufbau (rechts)

Die Detektion des Wasserstoffs erfolgt dabei durch den Vergleich der Wärmeleitfähigkeit zwischen dem sog. Trägergas, in dem der Wasserstoff gelöst ist, und dem Referenzgas Stickstoff mit der Reinheit 5.0 in einem thermostatisierten Wärmeleitfähigkeitsdetektor (WLD). Dadurch aber, dass Wasserstoff schon in sehr kleinen Konzentrationen schädlich sein kann, ist eine Nachweismethodik mit einer höheren Empfindlichkeit im Vergleich zum WLD-Verfahren vorteilhaft. Hierzu wird ein an den G8 Galileo gekoppeltes Quadrupol-Massenspektrometer ESD 100 von InProcessInstruments (IPI) verwendet. Die Kopplung beider Geräte ist insofern notwendig, da das Massenspektrometer die Öfen und die Eichgasvorrichtung des Bruker-Gerätes verwendet (Abbildung 15).

Das Massenspektrometer (MS) basiert auf einem anderen Messprinzip als das Wärmeleitdetektionsverfahren. Dadurch, dass gezielt nach dem Masse-Ladungsverhältnisses des Wasserstoffs gesucht wird, sind keinerlei Störeinflüsse bei der Detektion zu erwarten. Im Vergleich der Messmethoden besitzt das MS eine Zehnerpotenz bessere Nachweisgrenze für Wasserstoff gegenüber der WLD. Darüber hinaus lassen sich mit dem MS neben der Masse 2 (H_2^+ Wasserstoff) noch Massen bis 100 detektieren, woraus weitreichendere Einsatzmöglichkeiten des Gerätes denkbar sind.

Da eine absolute Mengenbestimmung des Wasserstoffs nicht möglich ist, muss das Gerät vor dem eigentlichen Messbeginn kalibriert werden. Hierzu dient die eingebaute Gas-Kalibrations-Einheit, durch die mit zehn definierten Volumina und unter Verwendung eines wasserstoffhaltigen Referenzgases (5 % H_2 , Rest N_2) ein angepasster Messbereich kalibriert werden kann. Die Quantifizierung des Wasserstoffs erfolgt durch die Bildung des Integrals unter dem Zeit-Strom-Signalpeak für Wasserstoff. Die so bestimmte Wasserstoffmasse wird unter Berücksichtigung der vorher bestimmten Probeneinwaage zur Wasserstoffkonzentration berechnet.

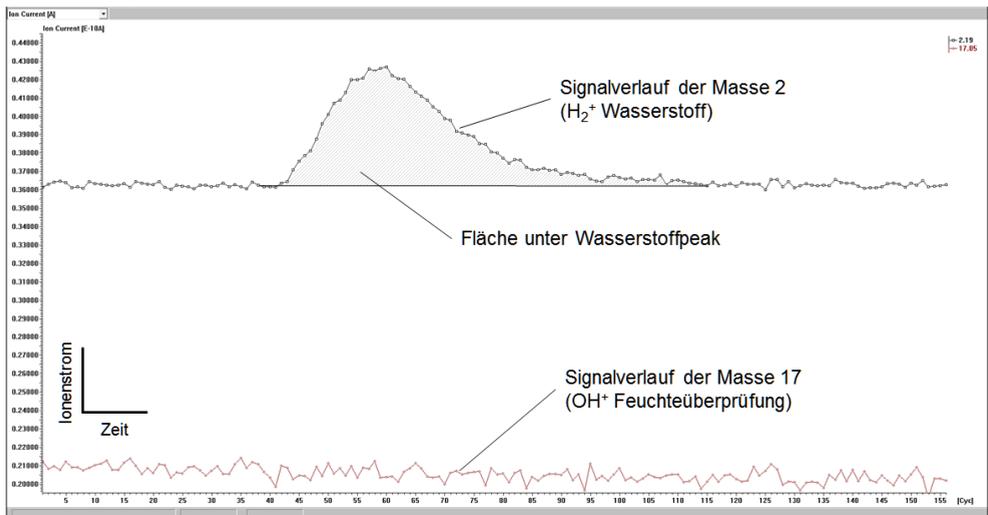


Abbildung 16: Signalverlauf und Wasserstoffbestimmung mit Massenspektrometer

5.4 Schallemissionsanalyse

Um Aussagen über den Zeitpunkt des Auftretens von äußerlich nicht sichtbaren Rissen treffen zu können, die durch das „opto-temporäre Rissdetektionsverfahren“ nicht detektiert werden konnten, wurde das akustisch basierte Messverfahren, die Schallemissionsanalyse (SEA) angewendet. Das Messprinzip der Schallemissionsanalyse beruht darauf, dass aufgrund von mechanischen, thermischen o.a. Vorgängen (Risse) in einer metallischen Matrix elastische Energie in Form von Schallwellen freigesetzt und durch ein entsprechendes Messequipment elektrische Signale umgewandelt wird. Diese elektrischen Signale werden dann verstärkt und durch einen PC ausgewertet.

Für die SE-Messungen wurde das Messsystem Locan 320 verwendet, welches über vier Messkanäle verfügt (Abbildung 17, links). Die piezoelektrisch arbeitenden Schallsensoren, die auf die Probenoberfläche aufgesetzt werden verfügen über eine Messsensibilität im Frequenzbereich zwischen 50 kHz und 1 MHz.

Zur Gewährleistung einer geringen Messwertverfälschung durch Umgebungseinflüsse wie Lärm im Raum, Erschütterungen etc., kann ein Schwellwert eingestellt werden (bei den eigenen Versuchen in Höhe von 50 dB), ab dem die Schallsignale aufgezeichnet werden. Alle geringeren Schallereignisse werden auf diese Weise ausgefiltert und finden keine Berücksichtigung in den Messergebnissen.

Die Schallenergie, die in den Untersuchungen über die Messdauer summiert angegeben wird, ist die Fläche unter der Hüllkurve des gleichgerichteten Signals zu verstehen.

Der Betrag der Energie ist dabei abhängig von der Amplitude als auch von der Dauer des SEA-Signals. Generell wird die Energiesumme als Maß für den Schädigungsfortschritt betrachtet. Eine Übersicht der wesentlichen Messgrößen bei der Schallaufzeichnung sind in Abbildung 17 rechts dargestellt.

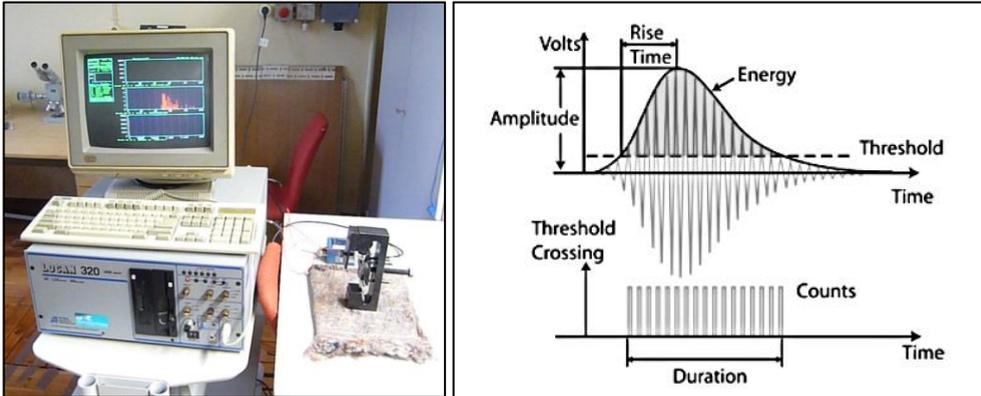


Abbildung 17: Gerät zur Schallemissionsanalyse LOCAN 320 (links), Messgrößen der SEA (rechts)

5.5 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen

Für die Bestimmung der Eigenschaften bzw. Gütwerte der Grundwerkstoffe und Schweißungen sind die in Tabelle 6 erläuterten Prüftechniken verwendet wurden.

Tabelle 6: *Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung mechanisch-technologischer Werkstoffkennwerte, Überprüfung von Schweißnähten/-punkten und zur Kaltrissdetektion*

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung	Nachweis von Oberflächenrissen	Lupe
Stereomikroskopie	Nachweis von Kaltrissen	Stereomikroskop MZ APO (Fa. Leica)
Makro- und Mikrogefügeanalyse	Gefügebewertung im polierten und geätzten Zustand (Risse, Poren, etc.), Schweißnaht- und -Schweißpunktkenngößen	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Rasterelektronenmikroskopie	Mikrogefügestruktur / Fraktografie	XL 30 ESEM FEG (Fa. Philips)
ESMA-Flächenanalyse	Elementverteilung im Schweißgut	Elektronenstrahlmikrosonde JEOL JXA 8800L (Fa. JEOL)
Kleinkrafthärteprüfung (DIN EN ISO 6507-1 [48])	Härtewerte HV 0,2 und HV 1	Mikrohärtemessgerät Micro-Duromat 4000E (Fa. Reichert)
Zugversuch (DIN EN ISO 6892-1 [49])	R_m , $R_{p0,2}$, A	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100) [43]	Biegewinkel α	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Temperaturverläufe	Aufnahme von Aufheizraten und Abkühlgeschwindigkeiten ΔT	Datenerfassungssystem (Fa. HBM)
Taupunkt	Taupunktbestimmung in Ofenatmosphären T_d	testo 635-2 (Fa. Testo) und UDM 300 (Fa. Donaldson)

6 Forschungsergebnisse

6.1 Charakterisierung der verwendeten Untersuchungsmaterialien

Für sämtliche Untersuchungen innerhalb des Forschungsvorhabens ist der borlegierte Manganstahl 22MnB5 verwendet worden. Entsprechend der derzeit in praktischer Anwendung befindlichen Presshärtrouten wurden folgende Beschichtungskonzepte untersucht:

- 22MnB5 ohne Überzug,
- 22MnB5 mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung (+AS150) und dem phs-ultraform-Überzug (+Z140)

Das Feinblechmaterial hatte für alle drei Überzugsvarianten eine Dicke $d = 1,5$ mm. Alle drei Materialvarianten wurden von PA-Unternehmen zur Verfügung gestellt und befanden sich bei der Anlieferung im nicht pressgehärteten Ausgangszustand. Vor Beginn der Untersuchungen erfolgte die Überprüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Ausgangsmaterialien. Die Bestimmung der Makrohärte erfolgte bei den Materialien mit Überzug ohne Deck- und Diffusionsschicht, beide Schichten sind zuvor mechanisch entfernt worden. Eine Übersicht der Untersuchungsmaterialien mit den mechanisch-technologischen Gütewerten ist Tabelle 7 zu entnehmen.

Tabelle 7: Übersicht der mechanisch-technologischen Gütewerte im nichtpressgehärteten Zustand (Mittelwerte aus ≥ 5 Werten)

Grundwerkstoff	Überzug	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]	HV 10	HV 30
22MnB5	ohne	555	372	14,5	164	157
22MnB5	+AS150	602	471	15,1	188	198
22MnB5	+Z140	618	432	14,5	212	198

Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe wurde mittels Optischer Emissionsspektrometrie (OES) überprüft. Die Zusammensetzungen der einzelnen 22MnB5-Grundwerkstoffe entsprechen den Vorgaben der Materialdatenblätter verschiedener Stahlhersteller (Tabelle 8).

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs in Masse-%

22MnB5	C	Mn	Si	P	Al	Ti	Cr	B	Mo	Cu	Ni
ohne	0,23	1,20	0,23	0,017	0,037	0,03	0,11	0,0023	<0,005	0,011	0,012
+AS150	0,22	1,15	0,23	0,018	0,034	0,04	0,18	0,0027	<0,005	0,017	0,013
+Z140	0,22	1,26	0,19	0,008	0,054	0,04	0,21	0,0031	0,002	0,010	0,013

Für das Presshärten, das die Einstellung von mechanisch-technologischen Bauteileigenschaften zum Ziel hatte, die denen von Realbauteilen der Serie entsprechen, mussten differenzierte Ofenparameter verwendet werden (Tabelle 9). Um einer Verzunderung und Randentkohlung bei der Austenitisierung des unbeschichteten Materials vorzubeugen, wurde die Ofenkammer während der Wärmebehandlung mit Stickstoff gespült.

Tabelle 9: Ofenparameter für direkte Presshärteroute

Material	Glüh­temperatur	Ofenverweilzeit	Ofenatmosphäre
22MnB5	930±15 °C	6 min	Stickstoff
22MnB5+AS150	930±15 °C	6 min	Normalatmosphäre
22MnB5+Z150	880-900 °C	6 min	Normalatmosphäre

Beim Presshärten bilden die Ofentemperatur und -verweilzeit der Platinen nicht nur die Voraussetzung für die Austenitisierung, beide Parameter haben einen maßgeblichen Einfluss auf die Gefügeausbildung in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit (Abbildung 18) und auf die die Schichtausprägung (Abbildung 19).

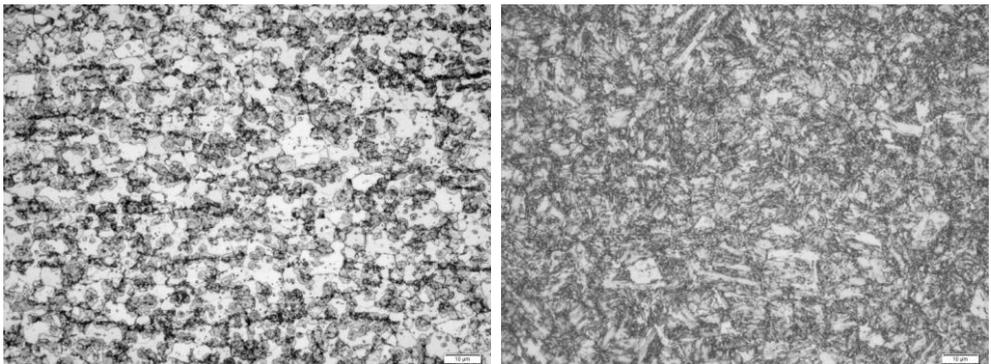


Abbildung 18: Ferritisch-perlitisches Gefüge (links), martensitisches Gefüge (rechts)

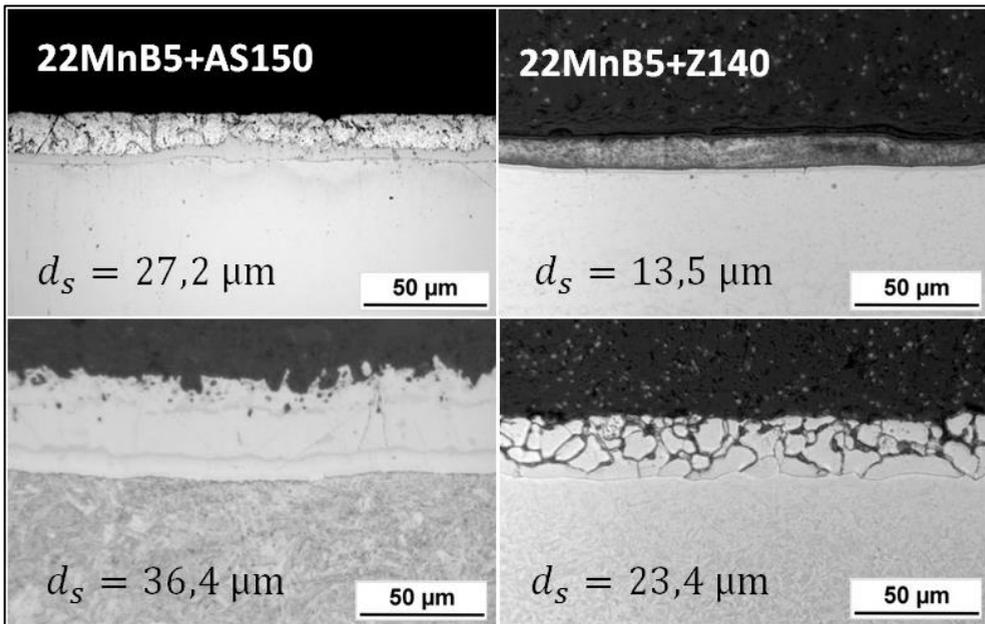


Abbildung 19: Überzugsausprägungen vor (oben) und nach dem Presshärten (unten), d_s – gemessene Gesamtschichtdicke

Die aus dem Presshärten resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften für die drei Untersuchungswerkstoffe sind in Abbildung 20 wiedergegeben. Die Eigenschaften entsprechen in vollem Umfang den Gegebenheiten und Anforderungen der industriellen Fertigung, eine Übertragung der Untersuchungsergebnisse auf Serienmaterialien ist somit möglich.

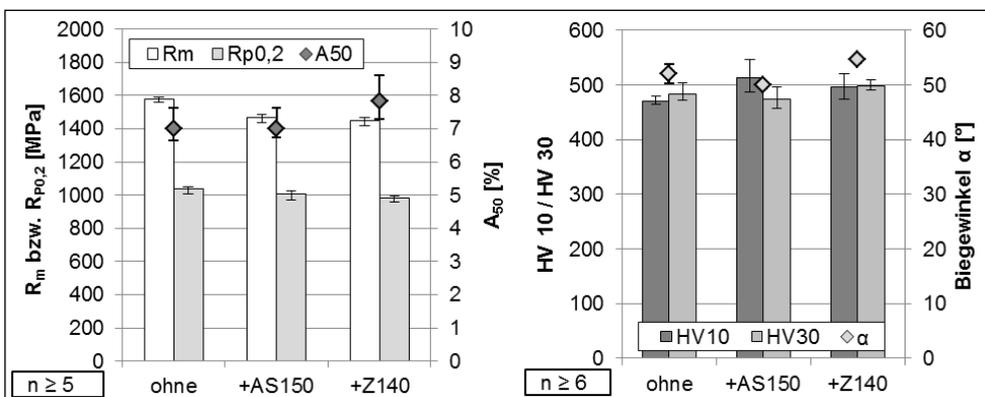


Abbildung 20: Mechanisch-technologische Gütewerte nach dem Presshärten, links-Zugversuch, rechts-Makrohärte und Biegewinkel nach Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100)

6.2 Methoden zur Wasserstoffbestimmung im Schweißgut mit Zusatzwerkstoff

Die Bestimmung des für Kaltrissbildung an Lichtbogenschweißverbindungen relevanten diffusiblen Wasserstoffs erfolgt derzeit nach der DIN EN ISO 3690 [44]. Nachteilig an der Norm ist, dass sie nicht für die Wasserstoffbestimmung von Schweißverfahren ohne Einbringung von Zusatzwerkstoff, wie das Widerstandspunkt- oder Laserstrahlschweißen anwendbar ist. Darüber hinaus ist in der Norm festgelegt, dass die zur Bestimmung der Wasserstoffmenge herzustellen Auftragraupen auf wasserstofffrei geglühte, aus unlegiertem Stahl bestehende Probekörper (Kohlenstoff $\leq 0,18\%$, Schwefel $\leq 0,02\%$) mit einer Dicke ≥ 10 mm aufzubringen sind. Der Grund für diese Vorgehensweise besteht darin, ausschließlich Wasserstoffanteile aus Schweißhilfsstoffen (Elektrodenumhüllung, Pulver, Schutzgase) zu bestimmen. Diese Festlegung ist nachteilig, da so der Einfluss möglicher Wasserstoffanteile des zu verschweißenden Grundwerkstoffes bei der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs keine Berücksichtigung findet. Die Bestimmung des Wasserstoffs im Rahmen des Forschungsprojektes orientiert sich an der Vorgehensweise der 3690. Ein Vergleich bestehender und zu erweiternder Messbedingungen ist in Tabelle 10 wiedergegeben.

Tabelle 10: Vergleich zwischen den Normfestlegungen und Erweiterungen für den Feinblechbereich

	DIN EN ISO 3690	Weiterführung	
Schweißverfahren	Lichtbogen	RP- und LB-Schweißungen	MSG-Schweißungen
Material der Probekörper	geglühter, unlegierter Stahl (C $\leq 0,18\%$, S $\leq 0,02\%$)	Grundwerkstoff 22MnB5	Grundwerkstoff 22MnB5
Dicke der Probekörper	d ≥ 10 mm	d $\leq 2 \times 1,5$ mm	d = 1,5 mm (AR) d $\leq 3,0$ mm (ÜL)
Ausführung der Schweißung	Auftragraupen	Überlappstoß	Auftragraupen Überlappstoß

6.2.1 Überprüfung gewogene Masse – berechnete Schweißgutmasse MSG-geschweißter Feinbleche

Zunächst wurde anhand von MSG-Schweißungen überprüft, wie hoch die Abweichung der berechneten Schweißgutmasse durch Planimetrie im Vergleich zu der ausgewogenen Masse übereinstimmt. Hierzu wurden in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 Auftragraupen mittels MSG-Verfahren auf Feinbleche aus 22MnB5+AS150 aufgebracht. Die verwendeten Probensätze wurden der Probeform B der Norm nachempfunden und besaßen eine Abmessung von (30,0 x 15,0 x 1,5 mm³). Die Schweißung der Auftragraupe erfolgte über drei aneinandergereihte Bleche der benannten Größe, wobei die äußeren Bleche nur als Schweißeinlauf bzw. -auslauf dienten und vor der Wasserstoffbestimmung entfernt wurden. (Abbildung 21 links) Die für die Erstellung der Auftragraupe genutzten Schweißparameter sind Tabelle 11 zu entnehmen.

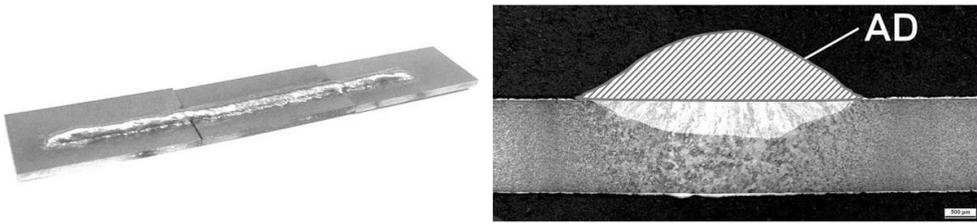


Abbildung 21: Probensatz in Anlehnung an DIN EN ISO 3690 Form B (links), Querschliff durch MSG-Auftragraupe (rechts)

Für die rechnerische Bestimmung des Gewichtes der MSG-Auftragraupe wurden zunächst Querschnitte aus gleichen Schweißverbindungen hergestellt. Zunächst wurde die sichtbare Querschnittsfläche des Schweißgutes A_D (Abbildung 21 rechts) durch Planimetrie bestimmt, und im Anschluss das Volumen der Schweißnaht aus dem Produkt mit der Schweißnahtlänge ($l_{SN} = 30 \text{ mm}$) abgeleitet (Gl. 1).

$$V_{SN} = A_D \cdot l_{SN} \quad (1)$$

Zur rechnerischen Bestimmung der Masse des eingebrachten Schweißgutes wurde das Produkt aus dem Schweißnahtvolumen und der Materialdichte ($\rho_{G3S11} \approx 7,8 \text{ g/cm}^3$) des Zusatzwerkstoffes gebildet (Gl. 2).

$$m_{rSG-ber.} = \rho_{G3S11} \cdot V_{SN} \quad (2)$$

Tabelle 11: Schweißparameter für MSG-Auftragraupen (*Effektivwerte)

Stromart	DC / +
Drahtvorschub	0,52 m/min
Schweißgeschwindigkeit	40,0 cm/min
Schweißstrom*	213 A
Spannung*	23 V
Streckenenergie*	7,4 kJ/cm

In Abbildung 22 sind die gewogenen und berechneten Anteile des reinen Schweißgutes gegenübergestellt. Deutlich wird, dass die Abweichung der Massen sehr gering ist. Aufgrund dieses Ergebnisses werden durch die gleiche Methodik die Schweißgutmassen der Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen, unter Verwendung der entsprechenden Materialdichte ($\rho_{22MnB5} \approx 7,8 \text{ g/cm}^3$) indirekt ermittelt.

6.2.2 Bestimmung der Schweißgutmasse von Widerstandspunktschweißungen

Die Bestimmung der Schweißgutmasse erfolgte ebenfalls unter Zuhilfenahme von Querschnitten und der anschließenden Vermessung geometrischer Größen, aus denen im Anschluss das Schweißgutvolumen errechnet werden konnte. Für eine einfache Berech-

nung des Volumens war zunächst eine Fläche zu finden, die den Linsenquerschnitt kongruent repräsentiert und aus der ein geometrisch bestimmter Körper abgeleitet und berechnet werden kann.

Hierzu sind nach den in Arbeitspunkt 5.3 vorgegebenen Widerstandsschweißparametern artgleiche Überlappverbindungen hergestellt und anschließend Querschliffe erstellt worden. Nun wurde die durch die Schmelzlinie begrenzte Linsenfläche durch eine geometrisch bestimmte Fläche belegt und der Grad der Bedeckung überprüft. Hierzu kamen eine Ellipse und im Weiteren eine zusammengesetzte Fläche, bestehend aus einem Rechteck und zwei Halbkreisen in Frage. Wie Abbildung 23 verdeutlicht, ist die zusammengesetzte Fläche genauer und somit besser geeignet die Querschnittsfläche einer 22MnB5-Schweißlinse abzubilden als eine Ellipse.

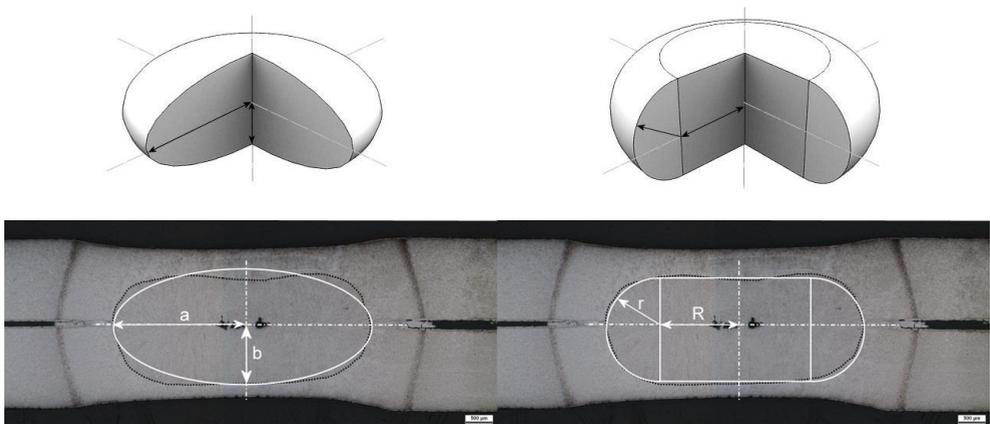


Abbildung 23: Deckungsgleichheit der Schweißlinse mit einer Ellipse (links) bzw. einer zusammengesetzten Fläche (rechts)

Für die Abbildung der Schweißlinse aus dem zusammengesetzten Körper Zylinder und halber Torus sind der Radius des Zylinders R bzw. der Ausdehnungsradius des Torus R und darüber hinaus der Ringdurchmesser des Torus r aus dem Querschliff zu bestimmen. Nach Ermittlung der Maße durch eine geeignete Software ist das Volumen für den Zylinder nach Gleichung 3 und für den halben Torus nach Gleichung 4 zu bestimmen. Das Gesamtvolumen der Schweißlinse ergibt sich aus der Summe der beiden einzelnen Volumen (Gl. 5).

$$V_{Zyl} = 2\pi \cdot r \cdot (R - r)^2 \quad (3)$$

$$V_{Tor} = \pi^2 r^2 \left(\frac{4r}{3\pi} + R \right) \quad (4)$$

$$V_{RP} = V_{Tor} + V_{Zyl} \quad (5)$$

Der letzte rechnerische Schritt zur Bestimmung der Schweißgutmasse besteht in der Multiplikation des Schweißlinsenvolumens mit der Dichte des Grundwerkstoffes von 22MnB5, wie die Gleichung 6 verdeutlicht.

$$m_{RP} = \rho_{22MnB5} \cdot V_{RP} \quad (6)$$

Für die Bestimmung der Schweißgutmassen der widerstandsgeschweißten Untersuchungsmaterialien wurden jeweils drei artgleiche Überlappverbindungen geschweißt und die zur Längenabmessung notwendigen Querschliffe angefertigt. Die geometrisch bestimmten und daraus rechnerisch abgeleiteten Ergebnisse sind für den Grundwerkstoff 22MnB5 mit dem jeweiligen Beschichtungskonzept in Tabelle 12 wiedergegeben.

Tabelle 12: Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleichen 22MnB5-Widerstandspunktschweißungen mit unterschiedlichen Überzügen

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
r	0,82 ± 0,16 mm	1,0 ± 0,09 mm	1,0 ± 0,09 mm
R	1,92 ± 0,12 mm	1,56 ± 0,19 mm	2,25 ± 0,20 mm
m_{RP}	0,308 ± 0,03 g	0,286 ± 0,02 g	0,394 ± 0,03 g

Die rechnerisch abgeleiteten Schweißgutmassen bilden die Grundlage für die diffusible Wasserstoffbestimmung im Schweißgut von Widerstandspunktschweißungen mit und ohne zusätzliche Wasserstoffquellen beim Schweißen.

6.2.3 Bestimmung der Schweißgutmasse von Laserstrahlschweißungen

Für die Ermittlung des Schweißgutgewichtes von Laserstrahlschweißungen, bei dem ebenfalls kein Zusatzwerkstoff eingebracht und somit keine Massendifferenzierung vor und nach dem Schweißen erfolgt, kam ausschließlich durch die planimetrische Bestimmung der umgeschmolzenen Grundwerkstofffläche zur Anwendung (Abbildung 24). Die Erweiterung der Fläche in das Volumen der Lasernaht erfolgt durch den Faktor Schweißnahtlänge (Gl. 7) analog zur MSG-Auftragsraupe.

$$V_{Las} = A_{Las} \cdot l_{Las} \quad (7)$$

Eine Übersicht der ermittelten geometrischen Größen und hieraus rechnerisch bestimmten Kennwerte ist Tabelle 13 zu entnehmen.

Tabelle 13: Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleich geschweißten Laserstrahlverbindungen im Überlappstoß

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
A_{LAS}	2,15 ± 0,09 mm	1,50 ± 0,02 mm	1,85 ± 0,05 mm

m_{LAS}	$0,374 \pm 0,17$ g	$0,260 \pm 0,04$ g	$0,335 \pm 0,08$ g
-----------	--------------------	--------------------	--------------------

6.2.4 Umrechnung H_D in H_F bei MSG-Schweißungen

Da bei Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen der durch das Schweißen aufgenommene Wasserstoff ausschließlich im umgeschmolzenen Schweißgut (Grundwerkstoff) vorliegt, ist zur besseren Vergleichbarkeit, bei den MSG-Schweißverbindungen neben dem zugeführten ZWS, auch der aufgeschmolzene Grundwerkstoff zu berücksichtigen. Hierfür hält die DIN EN ISO 3690 neben der Mengenbestimmung des diffusiblen Wasserstoffs im reinem Schweißgut H_D auch die Quantifizierung des Wasserstoffs im *gesamten* Schweißgut H_F (eingebrachter Zusatzwerkstoff und aufgeschmolzener Grundwerkstoff) bereit, der wie in GL. 8 angegeben bestimmt wird.

$$H_F = H_D \cdot 0,9 \cdot \frac{A_D}{A_F} \quad (8)$$

Um den Wasserstoffanteil H_F in MSG-Überlappverbindungen bestimmbar zu machen, wurden die aus Querschliffen der Schweißverbindung sichtbaren Flächen eingeteilt und die jeweiligen Flächeninhalte durch Planimetrie bestimmt. Hierbei bildet die Fläche A_D das zugeführte reine und A_F das gesamte, nach dem Schweißprozess entstandene Schweißgut ab (Abbildung 25).

Eine Übersicht über die Flächenverteilung A_D und A_F für die Überlappverbindungen der unterschiedlichen 22MnB5-Materialvarianten ist Tabelle 14 zu entnehmen. Ebenso ist dort der nach Gl. 8 bestimmte Faktor, der zur Umrechnung des diffusiblen Wasserstoffs H_D des reinen Schweißgutes in die Wasserstoffkonzentration des gesamten Schweißgutes H_F angegeben.

Tabelle 14: Übersicht über A_D und A_F und den Umrechnungsfaktor H_D in H_F für MSG-Überlappverbindungen

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
A_F	$10,5 \pm 1,2$ mm ²	$10,0 \pm 1,1$ mm ²	$14,6 \pm 1,4$ mm ²
A_D	$8,8 \pm 0,7$ mm ²	$7,4 \pm 1,1$ mm ²	$10,2 \pm 0,9$ mm ²
Verhältnis A_F/A_D	$0,78 \pm 0,03$	$0,70 \pm 0,08$	$0,69 \pm 0,02$

Während für die Wasserstoffbestimmung von Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen die jeweils materialabhängigen errechneten Schweißgutmassen als Bezugsmasse verwendet wurden, lagen für die MSG-Überlappverbindungen die Differenzmassen des Probengewichtes nach bzw. vor der Schweißung zugrunde. Ein Bezug des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf das gesamte Schweißgut erfolgte im Anschluss, unter Zuhilfenahme des Umrechnungsfaktors A_F/A_D . Zusammenfassend ergeben sich als Bezugsmassen für die Quantifizierung von diffusiblem Wasserstoff im reinen Schweißgut der verschiedenen Schweißverfahren die in Abbildung 26 angegebenen Referenzmassen.

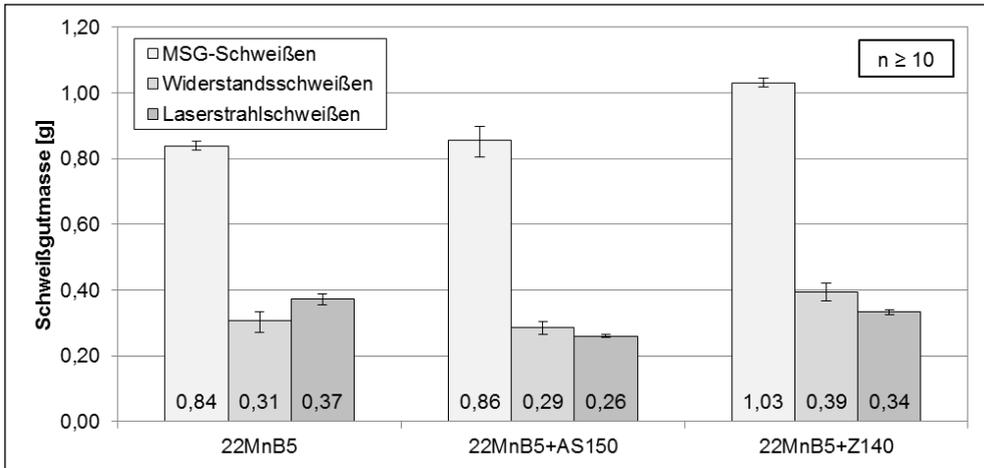


Abbildung 26: Gegenüberstellung aller Schweißgutmassen für die Bestimmung von H_F

6.3 Möglichkeiten zur definierten Wasserstoffeinbringung

Im Rahmen des Forschungsprojektes wurden unterschiedliche Möglichkeiten bzw. seriennahe Szenarien untersucht, die zu einer Wasserstoffaufnahme durch den Grundwerkstoff 22MnB5 bzw. das Schweißgut führen. Die hierfür gewählten Methoden und zugehörigen Materialien, auf die diese Methoden angewendet wurden, sind in Tabelle 15 aufgeführt und werden im Anschluss weiter beschrieben.

Tabelle 15: Methoden zur Aufnahme von diffusilem Wasserstoff

	Ofenprozess beim Presshärten	elektrolytische Beladung	beim Schweißprozess (RP, MSG, LB)
22MnB5	-	X	X
22MnB5+AS150	X	-	X
22MnB5+Z140	X	-	X

6.3.1 Wasserstoffaufnahme durch den Austenitisierungsprozess

Trotz modernster Prozessführungen lässt sich auch bei der Stahlherstellung und der anschließenden Weiterverarbeitung wie dem Warmwalzen, Oberflächenveredelungen usw. die Aufnahme von Wasserstoff in das Stahlsubstrat nicht vollständig vermeiden. Auf diese Weise bleiben gewisse Wasserstoffanteile dauerhaft im Grundwerkstoff, allerdings in residualer und somit relativ ungefährlicher Form bestehen. Da keine vollständige Gewissheit darüber besteht, inwieweit dieser eingelagerte Wasserstoff durch die angewendeten Schweißverfahren reaktiviert und so zu diffusiblen Wasserstoff werden kann, erfolgt zunächst die Bestimmung des Gesamtwasserstoffgehaltes H_{ges} durch die Schmelzextraktion (Abbildung 27). Es konnte bestätigt werden, dass sich in allen Ausgangsmaterialien residualer Wasserstoff befindet, der in Konzentrationen zwischen 0,5 und 0,8 ppm vorliegt. Darüber hinaus erfolgte eine Warmauslagerung des ungehärteten Ausgangsmaterials bei

400 °C, um so den als diffusibel geltenden Wasserstoff H_D zu quantifizieren. Aus diesen Messungen ging hervor, dass in keinem der Ausgangswerkstoffe diffusibler Wasserstoff vorliegt.

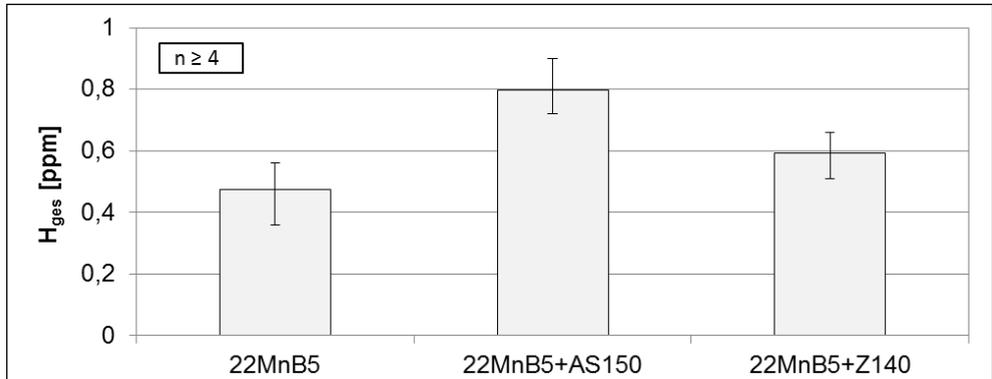


Abbildung 27: Gesamtwasserstoffgehalt vor dem Presshärten bei Anlieferung am IWF

6.3.1.1 Diffusible Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit vom Ofentaupunkt

Aus der Literatur und eigenen Untersuchungen dagegen ist bekannt, dass der für eine Wasserstoffversprödung notwendige diffusible Wasserstoff während des Austenitisierungsprozesses im Ofen, über die Wasseranteile der vorherrschenden Ofenatmosphäre von den Platinen aufgenommen werden kann. Die Menge des aufgenommenen Wasserstoffs ist dabei maßgeblich vom Taupunkt und somit Feuchtegehalt der Atmosphäre, von der Ofenverweilzeit der Platinen und von der Art des metallischen Überzuges abhängig. Die in Abbildung 28 dargestellten diffusiblen Wasserstoffgehalte wurden nach den in Tabelle 9 wiedergebenden Ofenparametern, in einem Taupunktbereich der Ofenatmosphäre um 5 ± 4 °C (abhängig von den klimatischen Verhältnissen in der Werkstatt wie Temperatur, Luftdruck und relativer Luftfeuchte) austenitisiert. Diese Angaben besitzen nur für die beschichteten Materialien Gültigkeit. Für den borlegierten Manganstahl ohne Beschichtung wurde beim Austenitisieren eine Stickstoffatmosphäre im Ofen verwendet. Der in Druckgasflaschen gelieferte und dem Ofen als Schutzgas zugeführte Stickstoff besaß einen Taupunkt $\ll -20$ °C (Messgrenze des Taupunktmessgerätes) und somit einen äußerst geringen Feuchteanteil. Die somit sehr „trockene“ Ofenatmosphäre beim Austenitisieren führte dazu, dass im pressgehärteten Material ohne Überzug ein diffusibler Wasserstoffanteil gegen Null gemessen wurde.

Zur Überprüfung der Abhängigkeit der diffusiblen Wasserstoffaufnahme vom Taupunkt in der Ofenatmosphäre wurde der 22MnB5+AS150 bei konstanter Ofentemperatur ($T_{Ofen} = 930$ °C) und -verweilzeit ($t_{Ofen} = 6$ min) aber unterschiedlichen Taupunkten austenitisiert. Die Taupunkte bis 17 °C entstammen dabei veränderlichen Witterungsbedingungen, die einen natürlichen Einfluss auf das Werkhallenklima haben. Da genaue Einstellungen von Taupunkten in Ofenatmosphären sehr schwer umzusetzen sind, wurden sehr hohe Ofenfeuchten $\gg +20$ °C durch wasserhaltige Medien (wassergetränkte Schamottsteine) in der Ofenkammer abgebildet. Im Gegensatz zu den gemessenen Taupunkten erfolgt die Angabe der künstlich eingebrachten Feuchten aus dem Verhältnis der eingewogenen Wassermenge zum Ofenkammervolumen ($V_{Ofen} = 5440$ cm³).

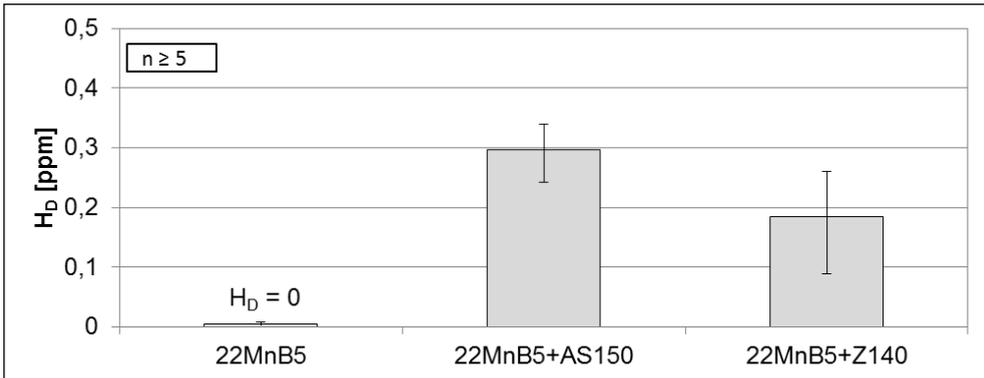


Abbildung 28: Diffusible Wasserstoffgehalte durch den Ofenprozess ($T_D \approx 6^\circ\text{C}$ für 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140; $T_D \ll -20^\circ\text{C}$ für 22MnB5)

Die unmittelbar nach dem Presshärten durchgeführte Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs in den Proben bei einer Warmauslagerung bei 400°C verdeutlicht, dass die Erhöhung der Feuchtigkeit der Ofenatmosphäre mit einem Anstieg der diffusiblen Wasserstoffmenge im Grundwerkstoff einhergeht (**Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**). Sichtbar wird auch, dass ab einem bestimmten Feuchtegrad ein Wasserstoffsättigungseffekt im beschichteten Grundwerkstoff einsetzt.

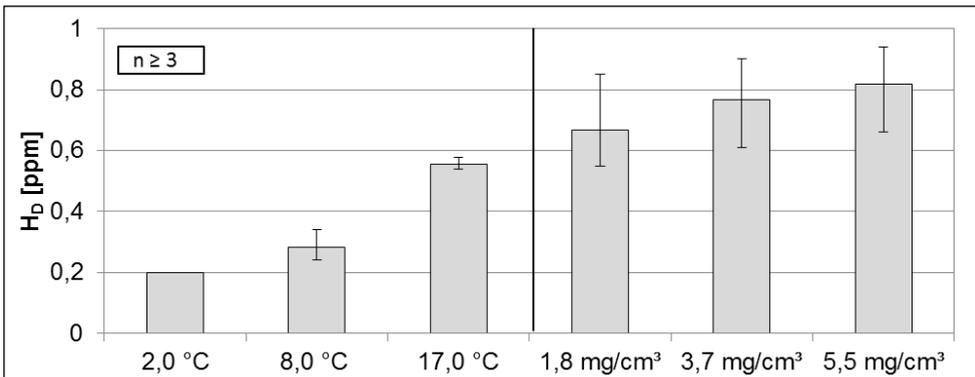


Abbildung 29: Diffusible Wasserstoffgehalte in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit vom Ofentaupunkt (links) und künstlich eingebrachter Feuchte (rechts)

6.3.1.2 Diffusible Wasserstoffaufnahme durch die Ofenverweilzeit

Um den Einfluss der Ofenverweilzeit auf die Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff in die Stahlmatrix abschätzen zu können, wurde der 22MnB5+AS150 verwendet und unter den gleichen Prozessbedingungen $T_{\text{Ofen}} = 930^\circ\text{C}$ und gleichen Ofenatmosphären, Luft mit einem Taupunkt von $\approx 5^\circ\text{C}$ gegläut und anschließend gehärtet. Variiert wurden bei diesen Untersuchungen die Ofenverweilzeiten. Wie Abbildung 30 verdeutlicht, erhöht sich der nachgewiesene diffusible Wasserstoffgehalt mit der Länge der Platinenverweildauer im Austenitisierungsofen. Gleichzeitig ist als Ergebnis eine Kornvergrößerung im martensitischen Gefüge zu erkennen.

Unter den gleichen Presshärtebedingungen wurden widerstandsgeschweißte Vier-Punkt-Biegeproben hergestellt und auf ihr Kaltrissverhalten untersucht (s. Abschn. 6.5.2).

Abbildung 30: Diffusible Wasserstoffgehalte und Gefügeänderungen in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit

6.3.1.3 Diffusible Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit von Blechdicke und AS-Überzugsdicke

In weiteren Untersuchungen wurde die Wasserstoffaufnahme von 22MnB5 mit AS-Überzug in Abhängigkeit von Feinblechdicke und der Dicke des Überzuges (+AS80, +AS150) überprüft. Für die Herstellung der pressgehärteten Untersuchungsplatinen wurden die in Tabelle 16 aufgeführten Presshärtparameter verwendet. Aufgrund der geringeren Überzugsdicke bei 22MnB5+AS80 wurde die Ofenverweilzeit in Anlehnung an den Serienprozess auf 4,5 min verringert.

Tabelle 16: Parameter für das Presshärten unterschiedliche 22MnB5-Blechdicken mit differenzierten AS-Überzügen

Material	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS80
Blechdicke	1,0 mm	1,5 mm	1,8 mm	1,45 mm
Ofenverweilzeit	6 min			4,5 min
Ofentemperatur	930 °C			
Ofentaupunkt	14,0 °C			

Die in Abbildung 31 vergleichend dargestellten diffusiblen Wasserstoffgehalte wurden bei Warmauslagerung mit isothermer Temperaturführung von 400 °C bestimmt. Zu beobachten ist, dass mit der Zunahme der Blechdicke weniger diffusibler Wasserstoff vom Grundwerkstoff aufgenommen wird. Dieser Zusammenhang ist mit der Aufheizrate der Platinen auf Solltemperatur zu erklären. Der Werkstoff 22MnB5+AS80 nimmt bei annähernd gleicher Blechdicke eine gleich große Menge Wasserstoff wie der 22MnB5+AS150 auf, obwohl die Verweildauer der Platine im Austenitisierungssofen geringer war.

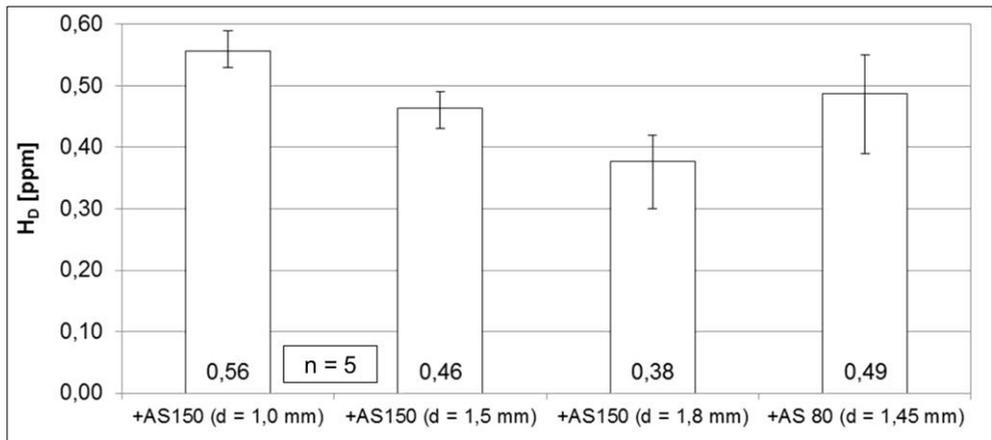


Abbildung 31: Vergleich diffusibler Wasserstoffgehalte in Abhängigkeit von Blech- und Überzugsdicke

6.3.2 Elektrochemische Wasserstoffbeladung

Eine weitere Methodik zur Wasserstoffeinbringung ist die elektrolytische Wasserstoffbeladung. Diese Methodik ist jedoch dahingehend eingeschränkt, dass sie ausschließlich bei dem unbeschichteten 22MnB5 funktioniert und auf der anderen Seite zu sehr starken diffusiblen Wasserstoffgehalten führt, die in der Praxis nicht auftreten. Zu realistischen Wasserstoffmengen im Untersuchungsmaterial könnte eine Auslagerungszeit zur Effusion eines Teils des Wasserstoffs, im Anschluss an die starke elektrolytische Beladung führen. Diese Untersuchungen wurden aber in diesem Zusammenhang nicht durchgeführt, vielmehr wird das Kaltrissverhalten des 22MnB5 unter extremsten Bedingungen, eben bei einem sehr hohen H-Gehalt überprüft.

Die elektrolytische Wasserstoffbeladung ist eine Form der Elektrolyse und bezeichnet eine Redoxreaktion, die durch die Zufuhr elektrischer galvanostatischer Energie initiiert wird und an den Phasengrenzflächen Metalloberfläche – Elektrolytlösung abläuft. Bei der Elektrolyse verdünnter Schwefelsäure mit einer Probe des Versuchswerkstoffes 22MnB5 auf der kathodischen Seite und einer inerten Titan-Titanoxid-Elektrode als Anode finden folgende chemische Reaktionen statt:

Kathodische-Reduktion:



Anodische-Oxidation:



Der dabei an der kathodischen Seite entstehende atomare Wasserstoff adsorbiert an der Oberfläche des 22MnB5 und wird bis zu einem gewissen Maße von der Metallmatrix absorbiert und liegt im Anschluss als diffusibler Wasserstoff im Werkstoff vor. Der andere, weitaus größere Wasserstoffanteil rekombiniert zu molekularem Wasserstoff, der aufgrund

seiner Molekülgröße nicht in die Metallmatrix eindringen kann und die Elektrolytlösung verlässt.

Für elektrochemische Wasserstoffbeladungen bilden die Elektrolytlösung und ein Promotor, der die Rekombination des atomaren zu molekularem Wasserstoff zu einem gewissen Maße unterdrückt, eine Grundvoraussetzung. Für alle Beladungsversuche wurde 0,5 molare Schwefelsäure und eine geringe Menge des farblosen und äußerst giftigen Arsensalzes Natriumarsenit mit einer Konzentration von 1 g pro Liter Schwefelsäure als Promotorzusatz verwendet. Neben der Art und Konzentration der Elektrolytlösung und dem Promotor, sind für die Beladung die Beladungsstromdichte, die von einem Galvanostaten bezogen auf die Beladungsfläche sichergestellt wird und die Beladungszeit von grundlegender Bedeutung. Der Minimalwert der eingestellten Stromdichten von 5 mA/cm² entstammt den Auswertungen der zuvor aufgenommenen Stromdichte-Potential-Kurven. Durch das Anlegen von Tafelgeraden wurde eine Korrosionsstromdichte von 3 mA/cm² ermittelt, die um ein In-Lösunggehen des Metalls zu verhindern betragsmäßig überschritten werden muss. Die Stromdichte besitzt starke Abhängigkeit von der Probenoberfläche und deren Beschaffenheit. Das schichtfreie Material wurde in Anlehnung an den Serienprozess mit Edelkorant (d = 1,0-1,5 mm) partikelgestrahlt, woraus eine etwas vergrößerte Oberfläche resultierte. Die unterschiedlichen Parameter der elektrolytischen Beladungsversuche sind in Tabelle 17 wiedergegeben.

Tabelle 17: Parameter für die kathodische Wasserstoffbeladung

Elektrolytlösung (Art, Konzentration)	0,5 M H ₂ SO ₄
Promotor	1 g/l NaAsO ₂
Stromdichte [mA/cm ²]	5, 10, 20
Temperatur [°C]	RT
Beladungszeit [min]	0 bis 60 (Abstand 10)

Für die Beladung wurden die Grundbleche für die widerstandsgeschweißten Biegeproben mit den Abmessungen 120 x 20 x 1,5 mm³ benutzt, die für die elektrolytische Beladung vollständig in die Elektrolytlösung eingetaucht werden mussten. Zur Halterung und Stromzufuhr wurde an den oberen Bereich der Proben ein Draht (d = 1,0 mm) unter Zuhilfenahme eines Perkussionsschweißgerät befestigt und das in die Elektrolytlösung reichende Drahtende vor der elektrochemischen Reaktion mittels Abdecklack geschützt.

Für die Auswahl der Beladungsstromdichte musste ein Kompromiss zwischen der Menge der Wasserstoffblasenbildung auf der Probenoberfläche und somit möglichen Reduzierung der Wasserstoffaufnahme und der Beladungsdauer der Probe gefunden werden. Hierzu wurden die vorbereiteten Proben aus 22MnB5 nach dem Presshärten partikelgestrahlt und mit den eingestellten Beladungsstromdichten 5, 10, 20 mA/cm² jeweils für 30 Minuten beladen. Unmittelbar nach den Wasserstoff-Beladungen wurden die von den Proben aufgenommenen diffusiblen Wasserstoffgehalte mittels MS quantifiziert. Wie Abbildung 33 links verdeutlicht, führt eine Erhöhung der Beladungsstromdichte von 5, 10 bis 20 mA/cm² zu einer Steigerung der H-Aufnahme. Aufgrund der guten Reproduzierbarkeit der Wasserstoffbeladung bei 10 mA/cm², wurde diese Beladungsstromdichte für die weiteren Untersuchungen verwendet (Abbildung 33, rechts).

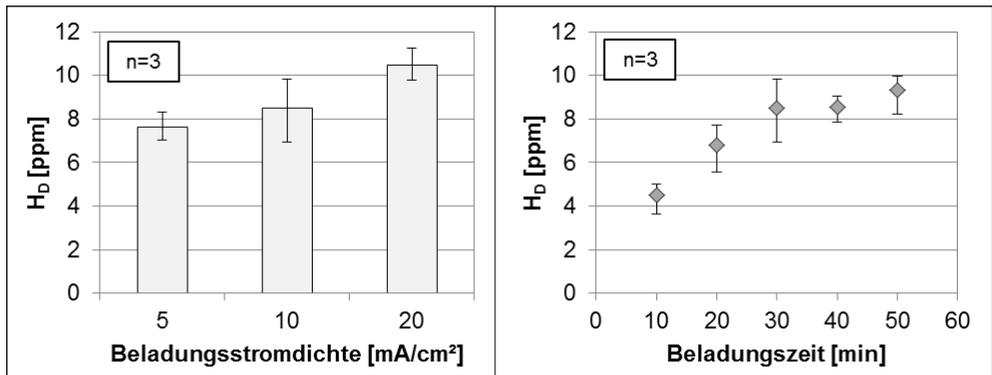


Abbildung 33: H_b -Entstehung bei verschiedenen Beladungsstromdichten (links), H_b bei einer Beladungsstromdichte von $10 \text{ mA}/\text{cm}^2$ und verschiedenen Beladungszeiten (rechts)

Bemerkenswert ist, dass die elektrolytisch in den 22MnB5 eingebrachten Wasserstoffmengen im Vergleich zu den Wasserstoffgehalten, die an den pressgehärtet vorliegenden beschichteten Materialien bestimmt wurden ($H_{\text{diff}} < 0,7 \text{ ppm}$) sehr viel höher sind. Um die Annahme zu überprüfen, dass sich der Wasserstoff nur kurz unterhalb der Probenoberfläche befindet und aus diesem Grund auch recht schnell wieder effundiert, wurden Auslagerungsversuche der elektrolytisch beladenen Proben bei RT durchgeführt. Hierzu wurde eine Beladung bei $10 \text{ mA}/\text{cm}^2$ für eine Dauer von 10 Minuten vorgenommen. Im Anschluss wurde der effundierende Wasserstoff bezogen auf die Masse der Probe ($m_{\text{Probe}} = 28,9 \text{ g}$) bestimmt. Die Messung erfolgte durch Warmauslagerung bei Raumtemperatur und wurde für einen Zeitraum von 2,5 Stunden vorgenommen. Wie Abbildung 34 verdeutlicht, besteht ein exponentieller Zusammenhang zwischen der Zeit und dem Effusionsverhalten des kathodisch eingebrachten Wasserstoffs in dem überzugslosen 22MnB5. Nach einer Dauer von 2,5 Stunden verringerte sich der Wasserstoffgehalt von ca. 4,5 auf weniger als 0,3 ppm.

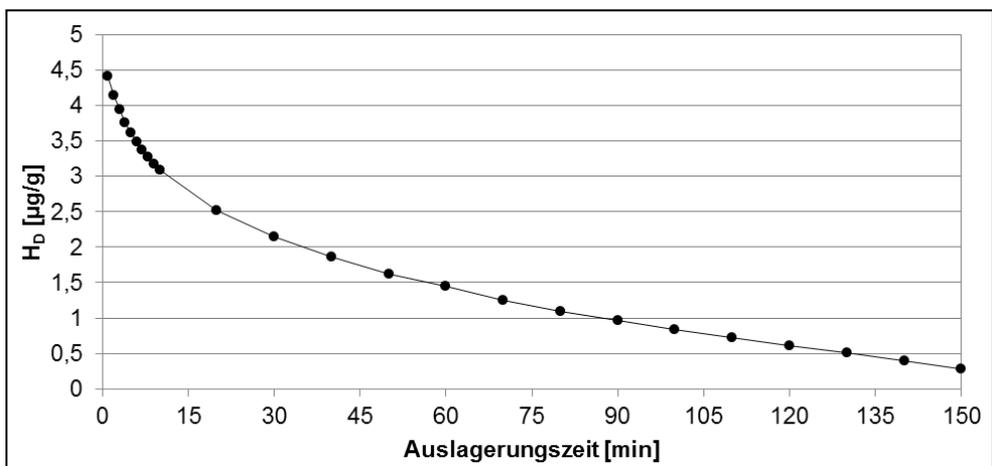


Abbildung 34: Effusion von kathodisch beladenem Wasserstoff in 22MnB5

Trotz der Tatsache, dass ein solches Szenario in der Praxis nicht vorkommen kann, wurden elektrolytisch beladene Proben widerstandspunktgeschweißt und in Vier-Punkt-Biegespannvorrichtungen auf Kaltrissaufreten geprüft.

6.3.3 Wasserstoffarmglühen

Um in weiteren Untersuchungen zu gewährleisten, dass das für Kaltrissbildung notwendige Wasserstoffangebot ausschließlich aus den unterschiedlichen Schweißverfahren resultiert, bestand die Bemühung, den diffusiblen Wasserstoff aus dem Austenitisierungsprozess vor Schweißbeginn aus dem pressgehärteten Grundwerkstoff zu entfernen. Hierzu wurden die pressgehärteten Probebleche in Anlehnung an den im Automobilbau verwendeten KTL-Prozess (Kathodische Tauchlackierung) einer zur Lackaushärtung üblichen Temperatur von 185 °C für eine definierte Zeit ausgesetzt. Diese Vorgehensweise entspricht etwa dem sogenannten Wasserstoffarmglühen bei 200-250 °C (engl. soaking). Eine Parameterbeschreibung der Presshär- bzw. Wasserstoffarmglühbedingungen ist in Tabelle 18 wiedergegeben.

Tabelle 18: Presshär- und Wasserstoffarmglühparameter

	Parameter-Presshärten		Parameter-Wasserstoffarmglühen	
	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
Ofentemperatur	915 °C	880 °C	185 °C	
Ofenverweilzeit	5 min		0 – 120 min	
Taupunkt	7,9 °C		8,1 °C	

In Abbildung 35 ist die Abnahme des diffusiblen Wasserstoffgehaltes von 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140 in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer dargestellt. Deutlich wird, dass eine Zeit von 20 min ausreicht, um den diffusiblen Wasserstoffgehalt soweit zu verringern, dass er für eine Wasserstoffschädigung bedeutungslos sein sollte. Hervorzuheben sind die geringen Abmessungen der Proben. Die hierdurch entstehenden kurzen Diffusionswege für den Wasserstoff begünstigen den Effekt.

Darüber hinaus wurden bei den unterschiedlich lang ausgelagerten Proben Makrohärtebestimmungen durchgeführt. Ein Abfall der Härte und somit ein Anlasseffekt konnte nicht beobachtet werden. Aufgrund der äußerst geringen Wasserstoffaufnahme des unbeschichteten Materials während des Austenitisierens, wurde bei diesen Blechen auf ein anschließendes Wasserstoffarmglühen verzichtet.

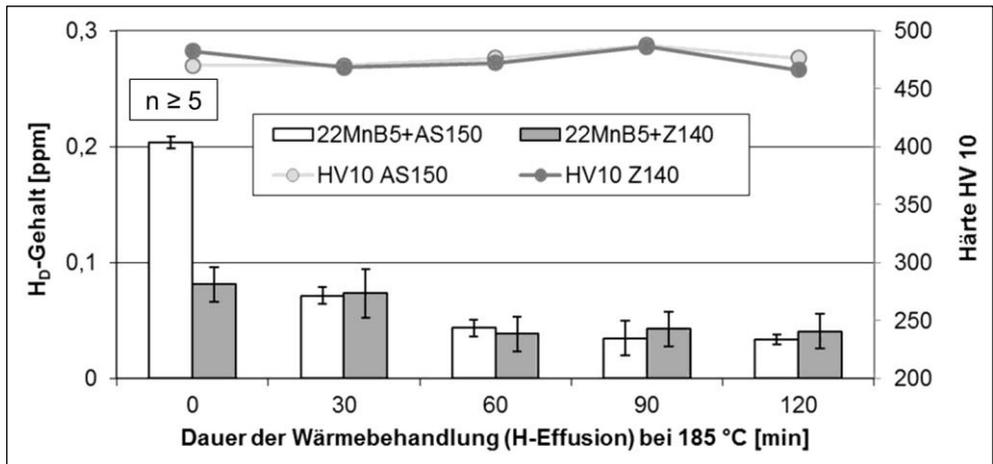


Abbildung 35: Diffusible Wasserstoffgehalte und Kleinlasthärte nach unterschiedlichen Wasserstoffarmglühzeiten für 22MnB5+AS150 bzw. +Z140

6.3.4 Wasserstoffbeladung während des Schweißens

6.3.4.1 Probengeometrien

Da ein Wasserstoffnachweis in den Proben, die für die 4PBV vorbereitet wurden, aus Gründen der geometrischen Abmessungen nicht in das zur Wasserstoffbestimmung durch Warmauslagerung notwendige Quarzrohr des Infrarot-Ofens (Innendurchmesser 30 mm) passten, wurde eine maximale Messprobenausdehnung von 30,0 x 20,0 x 3,5 mm³ zugrunde gelegt. Hierzu wurden entsprechend kleine Bleche mit den in Abbildung 36 dargestellten Abmessungen vorbereitet. Die dabei stark eingeschränkte Handhabbarkeit beim Schweißen wurde dem Austrennen aus Vier-Punkt-Biegeproben bspw. durch Laser oder Nasstrennbeschnitt vorgezogen. Dies sollte verhindern, dass durch einen weiteren wärmebehafteten Bearbeitungsschritt vorzeitig Wasserstoff aus den Probekörpern effundiert.

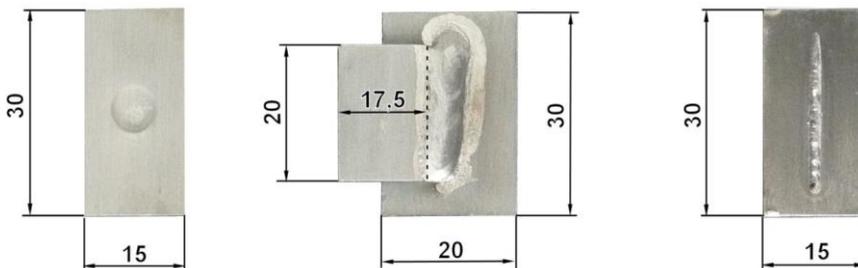


Abbildung 36: Proben- und -abmessungen für den Wasserstoffnachweis RP-, MSG-, LB-Probe (v.l.n.r.), Abmessungen in mm

Die Probenhandhabung von der Beendigung des Schweißprozesses bis zum Messbeginn der Wasserstoffanalytik wurde weitestgehend standardisiert und in Anlehnung an die

Vorgaben der DIN EN ISO 3690 durchgeführt. Nach der Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses wurden sämtliche Proben sofort in flüssigen Stickstoff überführt. Aufgrund der tiefen Temperatur (ca. -200 K) wird der durch den Schweißprozess aufgenommen diffusible Wasserstoff sehr stark in seinem Bewegungsvermögen gehemmt, so dass eine Effusion sehr stark verzögert wird und so die Wasserstoffmenge verlustfrei quantifiziert werden kann. In diesem „eingefrorenen“ Zustand dürfen die Proben normkonform bis zu drei Wochen aufbewahrt und in Hinblick auf ihre Wasserstoffmenge quantifiziert werden.

Vor der Wasserstoffbestimmung wurden die Proben aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und ungefähr auf RT gebracht. Dieser Zustand setzt etwa ein, wenn der aus der Luftfeuchtigkeit entstehende Reif auf der Probenoberfläche in den flüssigen Zustand übergeht. Im Anschluss wurden die Proben in Aceton überführt, wodurch mögliche Verunreinigungen und das Kondensat auf der Oberfläche entfernt wurden. Da Aceton bereits bei etwa 56° C siedet, reicht eine kurze Bestreichung mit warmer Luft (Fön) aus, um die Oberfläche vollständig zu trocknen. Nach Bestimmung der Schweißgutmasse, bei MSG-Probe durch Auswiegen, bei RP- und LB durch Eingabe der berechneten SG-Massen, wurden die Messkörper in den Infrarotofen überführt und der Messprozess gestartet. Die Quantifizierung des diffusiblen Wasserstoffs erfolgte unter Verwendung des Massenspektrometers.

6.3.4.2 Wasserstoffquellen

Damit Wasserstoff in das Schweißgut aufgenommen werden kann, müssen während des Schweißens Wasserstoffquellen vorhanden sein. Diese Quellen sind sehr weitreichend und besitzen stark unterschiedliche Gefährdungspotentiale für die Wasserstoffaufnahme und somit für die Kaltrissanfälligkeit.

Als Wasserstoffquellen, die in der betrieblichen Praxis durchaus Bedeutung besitzen können, wurden vor dem Schweißen auf die untere Fügeflächen Wasser bzw. Öl (ANTICORIT PL 3802-39S, Fa. Fuchs) aufgetragen. Während mit dem Wasser Leckagen der Elektrodenkühlung oder auch Kondenswasser abgebildet werden sollen, wird das kohlenwasserstoffhaltige Öl für Konservierungszwecke während des Transports oder der Lagerung benutzt. Zusätzlich wurden beim MSG- und Laserstrahlschweißen dem Schutzgas bewusst Volumenanteile von 6 % molekularem Wasserstoff beigefügt, um beispielsweise Luftpfeifen und damit verbundene Feuchtigkeitsaufnahme nachzuempfinden. Natürlich ist bekannt, dass beim Schweißen ferritischer Stähle normalerweise kein wasserstoffhaltiges Schutzgas verwendet werden darf. Als Basisgas wurde beim MSG-Prozess ein Standardgas M21 (18% CO₂, Rest Ar) und beim Laserstrahlschweißen Argon verwendet. Beim MSG-Prozess wurden auch die Wasserstoffanteile der Massivdrahtelektroden bestimmt. Der verwendete Zusatzwerkstoff G3Si1 (W.-Nr. 1.5125, Ø 1,0 mm) besitzt herstellungsbedingt Ziehöl auf der Drahtoberfläche, die ebenfalls eine Quelle für den diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut darstellen können.

Für eine Vergleichbarkeit wurden alle Schweißungen auch unter „normalen“ Gegebenheiten, wie sie in der Praxis vorzufinden sind, bei denen das Wasserstoffangebot beim Schweißen auf ein Mindestmaß reduziert wurde. Eine Übersicht der Wasserstoffangebote ist in Tabelle 19 aufgeführt.

Tabelle 19: Wasserstoffangebote beim MSG-, RP- und LB-Schweißen

Wasserstoffangebot	MSG	RP	LB
Normalbedingungen	X	X	X
H-haltiges Schutzgas	X		X
Konservierungsöl	X	X	X
Kondenswasser	X	X	X

Schweißzusatzwerkstoff G3Si1

Die erste Versuchsreihe beinhaltete eine Überprüfung des Einflusses der für die MSG-Schweißversuche verwendete Massivdrahtelektrode G3Si1 (W.-Nr. 1.5125, \varnothing 1,0 mm) auf die Menge an diffusiblen Wasserstoff beim Schweißen. Die Herstellung der Schweißproben und die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes wurden nach den Vorgaben der DIN EN ISO 3690 durchgeführt. Das Verschweißen der Drahtelektrode erfolgte im Anlieferungszustand, also mit Resten von Ziehfiten auf der Oberfläche. Die anschließende Wasserstoffbestimmung hatte einen mittleren Wasserstoffgehalt H_D von 1,4 ml/100g als Resultat und gilt somit als unbedenklich für den Schweißprozess.

Kondenswasser und Konservierungsöl

Ein gleichmäßiges Auftragen der wasserstoffhaltigen Medien Wasser und Konservierungsöl auf die Probebleche war nur sehr eingeschränkt möglich. Um dennoch weitestgehend reproduzierbar zu arbeiten, wurden spezielle Vorgehensweisen beim Auftrag der flüssigen Medien auf die Oberflächen angewendet. Während das Konservierungsöl mit einer weichen Rolle aufgetragen wurde, erfolgte das Benetzen mit Wasser durch Sprühaufrag (Abbildung 37). Die Mittelwerte mehrmaliger Gewichtsermittlungen der Proben aus der Differenz vor und nach dem Auftrag der Fluide, ergaben auf die Überlappfläche (30 mm x 20 mm) bezogene Flüssigkeitskonzentrationen von ca. 0,01 g/cm² für das Konservierungsöl, beim Wasser betrug die Flüssigkeitsmenge etwa 0,017 g/cm².



Abbildung 37: Auftrag von wasserstoffhaltigen Medien auf Probebleche

Wasserstoffhaltiges Schutzgas

Eine weitere Methodik zur Wasserstoffeinbringung erfolgte durch die Verwendung eines Schutzgases, welchem definierte Wasserstoffmengen beigefügt wurden. Die hinzugefügten

Wasserstoffmengen von 5 % wurden bereits durch einen Gaslieferanten gemischt geliefert bzw. durch das Anmischen in einer am IWF vorhandenen Gasmischanlage, die die Herstellung von Gasgemischen, bestehend aus bis zu drei unterschiedlichen Gasen erlaubt, hergestellt.

6.3.5 Wasserstoffaufnahme in MSG-Proben

Die in Überlappverbindung geschweißten MSG-Proben wurden entsprechend der Abbildung 36 dargestellten Probengeometrie im Überlappstoß verschweißt. Für die Gewährleistung gleicher Streckenenergien wurden zumindest für die gleichen Überzugsvarianten des 22MnB5, unabhängig von den vorliegenden Wasserstoffquellen während des Schweißens die gleichen Schweißparameter verwendet (s. Abschnitt 5.1.1). Für eine Vergleichbarkeit der Wasserstoffaufnahmen aus den nachfolgenden Schweißprozessen (RP, LB) wurde für die MSG-Proben H_F , der Anteil des diffusiblen Wasserstoffs, der sowohl im zugeführten als auch im umgeschmolzenen Schweißgut vorliegt, angegeben. Dieser Anteil wird nach der messtechnischen Bestimmung von H_D (s. Abschnitt 6.2) über das Planimetrieren von AD und AF aus Querschliffen, rechnerisch bestimmt. Die ermittelten H_F -Gehälter der einzelnen Überzugsvarianten sind in Abhängigkeit von den angebotenen Wasserstoffquellen während des Schweißens in Abbildung 38 gegenübergestellt.

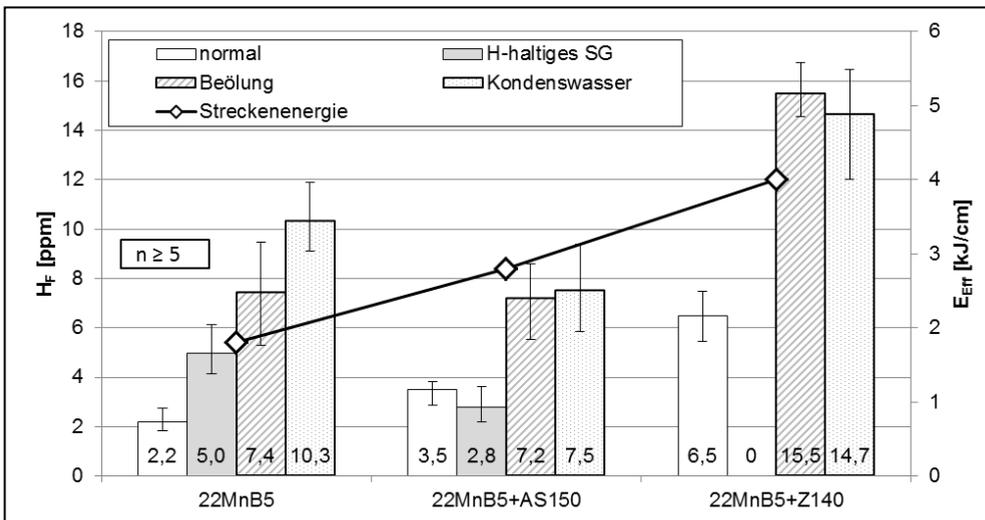


Abbildung 38: Streckenenergie und H_F -Aufnahme von MSG-Überlappverbindungen bei differenzierten Wasserstoffangeboten während des Schweißprozesses von 22MnB5

Aus den massenspektroskopisch ermittelten Wasserstoffwerten der MSG-Schweißungen konnten zwei grundlegende Erkenntnisse abgeleitet werden. Zum einem nimmt der diffusible Wasserstoffgehalt H_F im Schweißgut in der Reihenfolge: *gereinigte Probenoberfläche – Verwendung von wasserstoffhaltigem Schutzgas (5% H_2) – Konservierungsöl – Wasser auf der Oberfläche* zu. Diese Beobachtung hat für die drei untersuchten Überzugsvarianten des 22MnB5 Gültigkeit.

Während bei den Schweißungen der pressgehärteten Materialien ohne Oberflächenveredelung bzw. mit Al-Si-Beschichtung mit bellassener Oberfläche eine Wasserstoffmenge von kleiner 5 ppm im Schweißgut nachgewiesen wurde, lag der diffusible Wasserstoffgehalt bei den Schweißungen mit wasserstoffhaltigem Schutzgas etwas höher, bei 5 bis 6 ppm.

Nachweislich bilden verölte oder mit Kondenswasser benetzte Materialoberflächen die Grundlage für einen erhöhten Wasserstoffeintrag in das Schweißgut während des MSG-Schweißprozesses. Im Vergleich zu den gereinigten Blechen konnte bei diesen Wasserstoffangeboten zwei bis drei Mal mehr Wasserstoff detektiert werden. Dabei ist der Unterschied zwischen Öl und Wasser als Basis für die Wasserstoffbildung eher marginal. Bemerkenswert ist die Wasserstoffaufnahme der Proben, denen vor dem Schweißen kein zusätzliches Wasserstoffangebot zur Verfügung gestellt wurde. Anzunehmen ist, dass der hier gemessene diffusible Wasserstoff aus Ziehfetten des Schweißzusatzwerkstoffes, wie in Abschnitt 6.3.4.2 beschrieben herrührt. Als ergänzende Wasserstoffquellen sind aber auch Verwirbelungen des Schutzgases mit der Umgebungsluft oder auch im Schutzgas enthaltende Feuchte denkbar.

Während in den MSG-geschweißten Feiblechen ohne und mit AS150-Überzug etwa identische Wasserstoffgehalte nach dem Schweißen nachgewiesen werden konnten, lagen für den verzinkten Stahl H_F-Gehalte, insbesondere bei Vorliegen von Wasser und Konservierungsöl auf der Fügestelle doppelt so hoch. Anzunehmen ist, dass die für den 22MnB5+Z140 notwendige höhere Streckenenergie für eine erhöhte Wasserstoffaufnahme des Schweißgutes verantwortlich ist. Die Verwendung des wasserstoffhaltigen Schutzgases (6% H₂, Rest N₂) führte bei den MSG-Schweißungen des 22MnB5+Z140 zu sehr starken Imperfektionen der Naht, dass bei diesem Werkstoff auf eine Auswertung verzichtet wurde.

6.3.6 Wasserstoffaufnahme von Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen

Bei der massenspektrometrischen Wasserstoffbestimmung der Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißproben konnte auch bei den mit Wasserstoffangebot geschweißten Proben kein diffusibler Wasserstoff detektiert werden. Hierbei wurden die ersten Messungen im Schweißverbund durchgeführt, d.h. die Proben wurden wie üblich, Ober- und Unterblech verschweißt, der Warmauslagerung zugeführt.

Es lag die Vermutung nahe, dass die sehr geringe Wasserstoffmenge in der Probenmitte eine verhältnismäßig große Distanz bis zur Probenoberfläche und somit zur Analyse zu überwinden hat. Die dabei entstehende Zeitverzögerung könnte zu einer langgezogenen Freigabe geringster Wasserstoffkonzentrationen in den Trägergasstrom, die aufgrund der begrenzten Messemphindlichkeit des Massenspektrometers nicht zu erfassen sind, führen. Hieraus entstand die Überlegung, die Proben vor der Messung durch das Schweißgut zu trennen, um so kürzere Diffusionswege und somit -zeiten für den Wasserstoff in den Trägergasstrom zu schaffen. Auf diese Weise wäre ein kurzes konzentriertes, durch das MS detektierbares Wasserstoffangebot sichergestellt.

Vor der Wasserstoffbestimmung wurden die gefügten 22MnB5-Bleche aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und im kalten Zustand mechanisch unter Zuhilfenahme eines Meißels getrennt, so dass für eine Messung nun zwei Probehälften mit geteiltem Schweißgut verwendet wurden. Im Anschluss erfolgte die Reinigung und Trocknung der Probehälften, die anschließende Wasserstoffkonzentration in den RP- und LB-Proben wurde auf die zuvor rechnerisch bestimmten Schweißgutmassen (Abschnitt 6.2.2 bzw. 6.2.3) gezogen.

Im Vergleich zur Wasserstoffbestimmung der ungetrennten Schweißproben konnten bei den geteilten Schweißverbindungen äußerst geringe Peakentfaltungen im MS-Messsignal für Wasserstoff wahrgenommen werden. Diese Ausschläge waren jedoch so gering, dass sie sich bei sehr starker Vergrößerung zum Teil kaum größer als das Grundrauschen darstellten, und eine quantitative Auswertung durch die Software des Massenspektrometers

nicht vorgenommen werden konnte. In Abbildung 39 sind einige dieser Messsignalverläufe für widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Proben dargestellt. Mit einem Glättungsalgorithmus (Savitzky-Golay) wurde dabei aus den Messsignalen ein gemittelter Kurvenverlauf generiert, der die mögliche Wasserstoffaufnahme der Widerstandsschweißproben qualitativ darstellt.

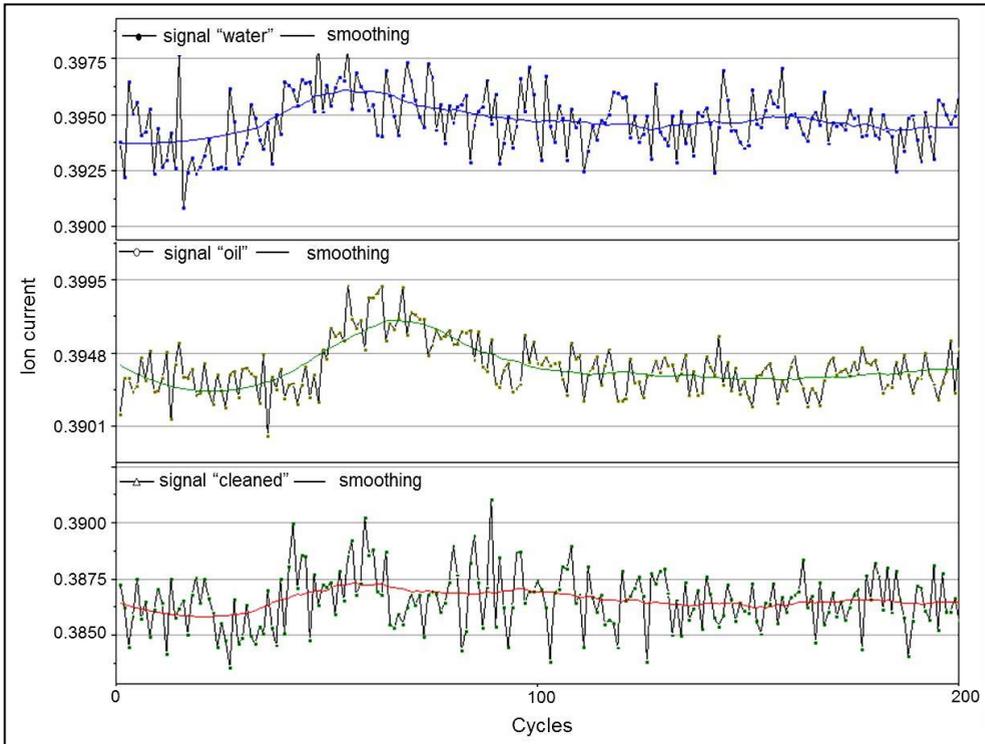


Abbildung 39: MS-Messverläufe mit eingezeichneten Glättungskurven für widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Proben mit unterschiedlichen Wasserstoffangeboten beim Schweißen

Die Ergebnisse zeigen folglich, dass ein grundsätzlicher Unterschied in der Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit vom Schweißprozess besteht. Bei gleicher Art des Wasserstoffangebots ist der Wasserstoffeintrag in das Schweißgut beim MSG-Schweißen um ein Vielfaches größer als beim Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißen. Bedingt durch die Wirkung des Lichtbogens wird der Wasserstoff dissoziiert und aufgrund der großen spezifischen Oberfläche des übergehenden Tropfens von diesem in größerer Menge atomar gelöst. Beim Laserstrahl- und Widerstandspunktschweißen hingegen liegen deutlich kürzere Aufheiz- und Abkühlraten sowie geringere spezifische Schmelzbadoberflächen vor, so dass, wenn überhaupt, nur wenig Wasserstoff atomar in der Schmelze gelöst wird.

6.4 Überprüfung auf Kaltrissbildung durch Vier-Punkt-Biege-Verspannungen

6.4.1 Vier-Punkt-Biegeversuch

Um das Kaltrissverhalten geschweißter 22MnB5-Feinbleche in Abhängigkeit unterschiedlicher Belastungseinflüsse prüfen zu können, wurde ein fremdbeanspruchtes Prüfverfahren gewählt, welches den Vorteil gezielter Variationen der mechanischen Beanspruchung der Probe erlaubt. Aufgrund des geringen Dehnungsvermögens des borlegierten Vergütungsstahles 22MnB5 im pressgehärteten Endzustand, dürfen die mechanischen Einflussgrößen nicht zu hoch und müssen darüber hinaus sensibel variierbar sein. Weiterhin war ein einfacher kostengünstiger Aufbau der Prüfvorrichtung umzusetzen, der Untersuchungen an ungeschweißten als auch geschweißten Prüfgeometrien erlaubt. Darüber hinaus mussten die MSG- und Laserstrahlschweißungen direkt in der Vorrichtung ausgeführt werden können. All diese Forderungen führten dazu, dass das Vier-Punkt-Biegeverfahren als Prüfmethodik ausgewählt und eine entsprechende Vier-Punkt-Biegevorrichtung konstruiert wurde.

Im Gegensatz zum Drei-Punkt-Biegeversuch, wo das größte Moment im Angriffspunkt der Einzelkraft F wirksam wird, ist der Momentenverlauf beim Vier-Punkt-Biegeverfahren zwischen den beiden Kraftangriffstellen konstant (Abbildung 40 rechts) und die Querkräfte sind gleich null. Hieraus ergibt sich der Vorteil, dass Schweißpunkte oder Schweißraupen im Bereich zwischen den Innenlagern, jedoch ohne Anschmelzen der Probenkante, beliebig aufgebracht und auf ihre Kaltrissanfälligkeit überprüft werden können. Durch das definierte Einstellen des Stempelweges durch Drehen der Sechskantschraube unter Zuhilfenahme eines Wegmesssystems (Messuhr) wird über die Mittellager eine Kraft auf die Probegeometrie aufgebracht, die in Abhängigkeit vom Abstand Innenlager-Außenlager zu dem konstanten Biegemoment führt (Abbildung 40, links).

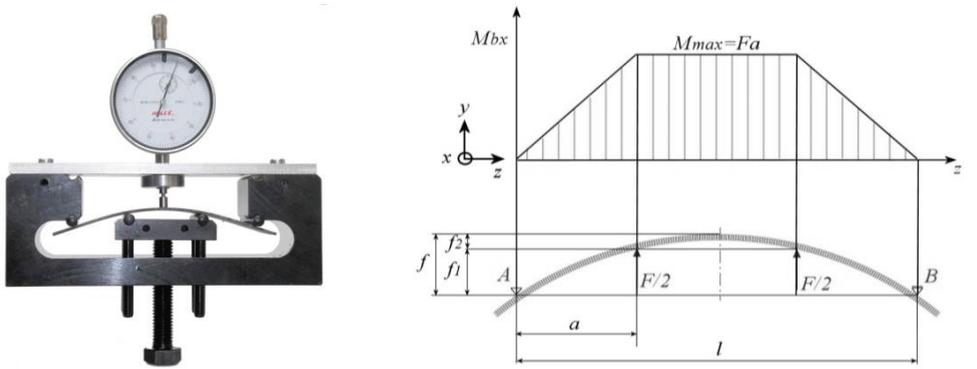


Abbildung 40: Vier-Punkt-Biegevorrichtung (links), mechanisch-geometrische Kenngrößen (rechts)

Unter der Voraussetzung kleiner elastischer Auslenkungen ($\frac{f}{l} < 0,1$) kann für ungeschweißte homogene Biegeproben mit konstantem Querschnitt die maximale Randfaserspannung σ_b nach Gl. 11 bestimmt werden.

$$\sigma_b = f \frac{12Et}{(3l^2 - 4a^2)} \quad (11)$$

(f...Biegeweg, t...Blechdicke, l...Lagerabstand-außen, a...Abstand äußeres-inneres Lager)

Die für die Untersuchungen verwendeten Biegevorrichtungen besitzen einen äußeren Lagerabstand von 100 mm, woraus ein für die Berechnung nach Gl. 11 reproduzierbarer Biegeweg $f \leq 10$ mm zugrunde gelegt werden kann. Zur Überprüfung des rechnerischen Zusammenhanges erfolgte eine experimentelle Validierung. Hierzu wurden unter Zuhilfenahme einer Zug-/Druckmaschine Kraft-Weg-Aufnahmen von pressgehärteten Feinblechen aufgenommen und in Randfaserspannungen umgerechnet. Wie Abbildung 41 verdeutlicht stimmen die berechneten und experimentell bestimmten Randfaserspannungen für den elastischen Biegebereich überein.

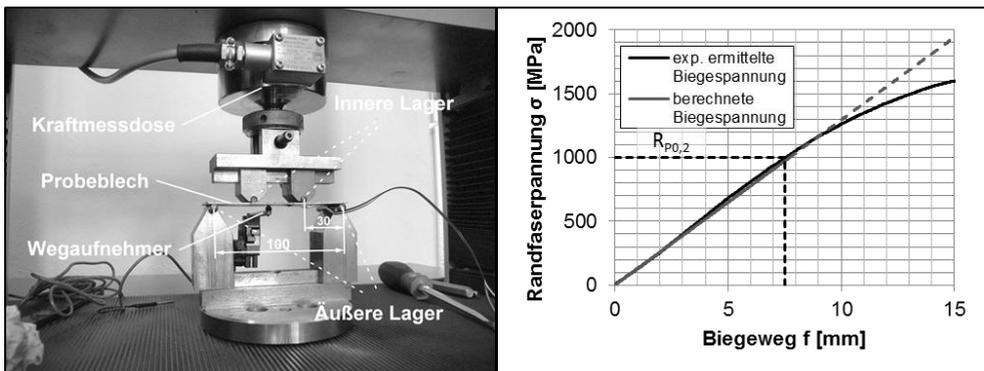


Abbildung 41: Randfaserspannung in Abhängigkeit vom Biegeweg f

Durch die Entstehung von Schweißgut, unabhängig davon ob Zusatzwerkstoff zugeführt oder der Grundwerkstoff aufgeschmolzen wurde, wird das gleichmäßige Spannungsfeld auf der Biegeprobe zwischen den Innenlagerung stark verändert. Durch das Aufschmelzen des Grundwerkstoffes beim Schweißen und die stark variierenden Abkühlraten nach Beendigung der Wärmezufuhr entstehen sehr unterschiedliche metallurgische Bereiche in der Fugestelle, wie das Schweißgut und die Wärmeinflusszone mit der Grob- und Feinkornzone bzw. dem teilaustenitisierten Bereich. Dieser inhomogene Bereich unterliegt bei dem Aufbringen einer Biegespannung sehr unterschiedlichen Zug- und Druckspannungsverhältnissen und führt somit zu einem dreiachsigen Spannungszustand, der eine Grundbedingung für das Entstehen von Kaltrissbildung bildet. Aufgrund der entstehenden Inhomogenitäten besitzt die rechnerische Bestimmung der Randfaserspannung nur noch eingeschränkte Bedeutung.

6.4.2 Probengeometrien für die Vier-Punkt-Biegeverspannung

Alle für die Vier-Punkt-Biegeverspannung verschweißten Grund- und Oberbleche wurden den perforierten pressgehärteten Platinen entnommen bzw. durch Nasstrennen zu den kleineren Oberblechen weiterverarbeitet. Eine Übersicht über die unterschiedlich geschweißten Verspannproben ist Abbildung 42 zu entnehmen.

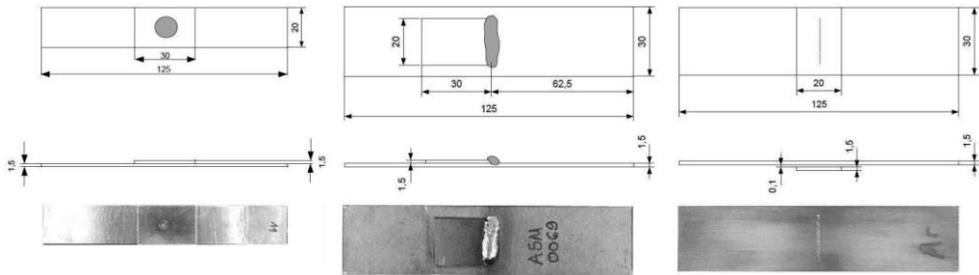


Abbildung 42: Verspannproben der unterschiedlichen Schweißverfahren für den 4PBV, RP-Schweißung (links), MSG-Schweißung (Mitte), LB-Schweißung (rechts)

6.4.2.1 Biegeproben für Widerstandspunktschweißen

Die Länge der Grundbleche für die RP-Proben wurde an die Abmessungen bzw. die Lagerabstände der Vier-Punkt-Biegevorrichtungen angepasst. Günstig erwies sich eine Grundblechlänge von 125 mm. Aufgrund der Länge konnte auch bei sehr starken Verspannungen die Gefahr eines Abrutschens der Probe aus den äußeren Lagern minimiert werden. Das Oberblech besitzt die Abmessungen 30 x 20 mm² und wird zentriert auf das Grundblech aufgeschweißt (Abbildung 42 links).

Die Probenbreite von 20 mm wurde in Anlehnung an das DVS-Merkblatt 2902-3 [50] ausgewählt. Die Norm beschreibt einen erlaubten Randabstand v zum Mittelpunkt der Schweißlinse, der nach Gl. 12:

$$v \leq 1,25d_L \quad (12)$$

nicht überschritten werden darf. Die Durchmesser der Schweißlinsen d_L für die unterschiedlichen Überzüge des 22MnB5 sind größer als die in Gl. 13 festgelegte Mindestforderung.

$$d_L \geq 4,3\sqrt{t} \quad (13)$$

6.4.2.2 MSG- und Laserstrahlschweißproben

Bei den Verspanngeometrien für das MSG- und Laserstrahlschweißen wurden keine normativen Vorlagen zugrunde gelegt. Für beide Schweißverfahren betrug die Abmessung des Grundbleches 125 x 30 mm². Während die Länge der Probe wieder an die Abmessungen und die Stärke der Biegebeanspruchung angepasst wurde, musste die Probenbreite höher gewählt werden, damit für beide Schweißprozesse eine Mindestschweißnahtlänge von 20 mm realisiert werden konnte. Bei den Schweißungen konnte auf Ein- und Auslaufbleche verzichtet werden, da ausschließlich auf den Proben geschweißt wurde, ohne die Probenränder zu perforieren.

Beide Arten der Schweißungen wurden im Überlappstoß ausgeführt. Die MSG-Schweißungen wurden schleppend mit einem Anstellwinkel von 0° entlang der Kante des Oberbleches geschweißt. Aufgrund der beschränkten Leistung des Lasers, wurden die Laserstrahlschweißungen durch das Grundblech, bis ca. zur halben Blechdicke ($\frac{d}{2} = 0,75 \text{ mm}$) in das Oberblech ausgeführt.

6.4.3 Durchführung der Biegeverspannung

Unmittelbar nach dem Schweißen der Proben wurden die geschweißten Geometrien definierten Biegespannungen ausgesetzt. Während die MSG- und laserstrahlgeschweißten Proben schon in den Biegevorrichtungen geschweißt wurden, sind die widerstandsgeschweißten Proben unmittelbar nach Beendigung des Schweißprozesses in die Biegevorrichtungen überführt worden. Die unterschiedlichen Biegebeanspruchungen wurden über die Wegeinstellung des Stempels definiert vorgenommen. Für die Gewährleistung der statistischen Sicherheit, wurden alle Biegeverspannungen und die weiterführenden Untersuchungen mehrfach durchgeführt.

Die Aufbringung der Lastspannung auf die Proben erfolgte immer manuell. Nach der Beendigung des Schweißens (MSG- bzw. Laserstrahlschweißen) bzw. der Überführung der geschweißten Probe in die Vier-Punkt-Biegevorrichtung (nach dem RP-Schweißen) wurde die Messuhr mit einem Haltblech aufgesetzt und der definierte Biegeweg mittels Messuhr durch das Drehen der Schraube eingestellt. Eine vollständige Umdrehung der Schraube hatte eine Biegewegzunahme von etwa einem Millimeter zur Folge und dauerte ca. 2 s, das Nachsetzen des Schlüssels etwa 1 s. Da die Messuhr einen maximalen Messweg von ca. 10 mm zuließ, ergab sich bei größeren Spannweiten als 9 mm die Notwendigkeit des Nachsetzens und Neuausrichtung der Messuhr. Diese Vorgehensweise erforderte eine Zeitdauer bis ca. 30 s. Im Anschluss wurden die Biegespannungen mit der gleichen Geschwindigkeit auf die Probe aufgebracht wie vor der Umspannung der Messuhr. In Abbildung 43 ist der zeitliche Ablauf der Biegewegaufbringung schematisch dargestellt.

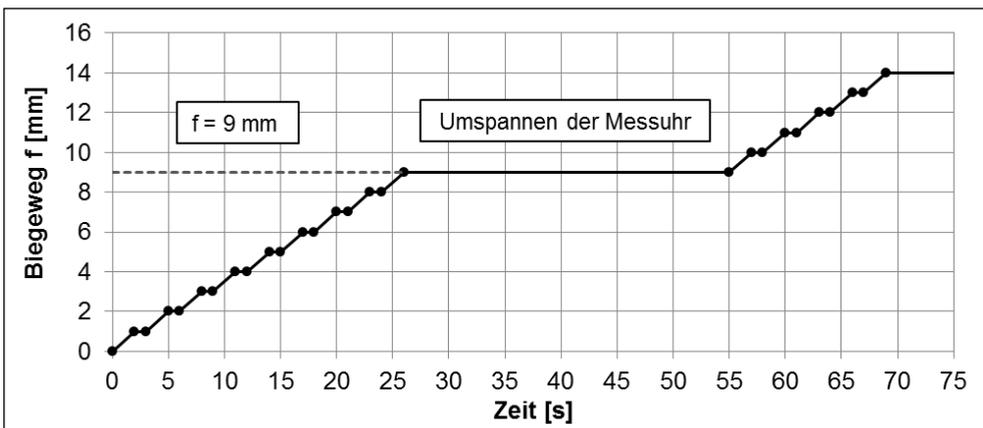


Abbildung 43: Zeitlicher Verlauf zur Einstellung des Biegeweges f

Um dem Wirksamwerden des Wasserstoffs eine ausreichende Dauer einzuräumen, wurde in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 eine Auslagerungszeit der verspannten Proben von 72 Stunden zugrunde gelegt.

6.4.4 Detektionsverfahren zur Rissbildung

Um den Zeitpunkt des Rissaufretens während der Verspannung von Proben bestimmen zu können, mussten Möglichkeiten zur permanenten Probenbeobachtung entwickelt werden.

6.4.4.1 Opto-temporäre Rissdetektion

Hierzu wurde das sog. opto-temporäre Detektionsverfahren entwickelt. Hierbei werden von den Proben während der Vier-Punkt-Verspannung permanent Einzelbilder mit einer Kamera aufgenommen, die in einminütigen Abständen an einen verbundenen PC gesendet wurden (Abbildung 44). Nach Ablauf oder auch bereits während der Auslagerungszeit können aus den Einzelbildern Auswertungen vorgenommen oder durch eine Aneinanderreihung der Bilder Filme erstellt werden. Die Grundlage für dieses Detektionsverfahren bildete die gut sichtbare Probenveränderung nach einem Bruchauftreten durch den Querschnitt der Biegeprobe. In Abbildung 45 sind die aus der Biegeverspannung, einhergehend mit einem Bruchauftreten, resultierenden geometrischen Veränderungen einer widerstandsgeschweißten Probe dargestellt.

Nach der Verspannung von geschweißten Proben mit sehr geringen Wasserstoffgehalten und/oder geringen Biegewegen, ließ sich keine äußerlich sichtbare Rissentstehung mehr mit dem System beobachten. In der Annahme, dennoch Kaltrisse vorzufinden, mussten Verfahren erdacht werden, mit denen innere Risse bzw. Mikrorisse nachgewiesen werden konnten.

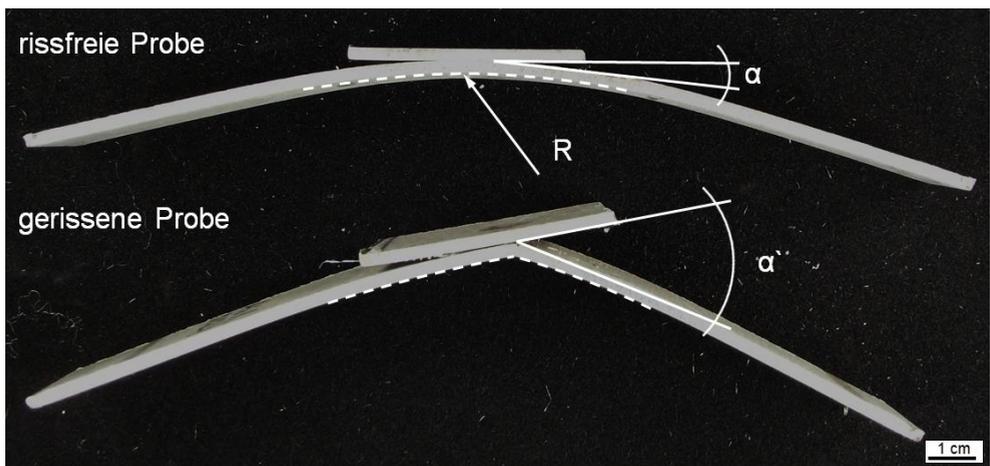


Abbildung 45: Rissfreie (oben) und rissbehaftete (unten) widerstandsgeschweißte 22MnB5+AS150-Probe nach einer Vier-Punkt-Biegeverspannung

6.4.4.2 Querschliffe

Querschliffe wurden sowohl zur Beurteilung von Schweißnaht/-punktqualität, zur geometrischen Vermessung von Schweißgut und WEZ und zur Detektion von inneren Rissen angefertigt. Hierzu wurden die Proben zunächst orthogonal zur Schweißrichtung (MSG- und Laserstrahlschweißen) bzw. zur Biegerichtung im 4PBV (Widerstandspunktschweißungen)

mit ca. 0,5 mm Aufmaß zur Probenmitte nassgetrennt, anschließend kaltgebettet und metallografisch untersucht.

Da die Herstellung von Querschliffen mit einem hohen arbeitstechnischen Aufwand verbunden ist und immer nur ein kleiner, mehr oder weniger zufälliger Ausschnitt der Probe dargestellt werden kann, wurden für die Detektion innerer Risse noch weitere alternative Methoden zur Kaltrissdetektion angewendet.

6.4.4.3 Zugversuche

Eine weitere Methodik zur Kaltrissdetektion, die die zeit- und kostenintensive Erstellung von Querschliffen ergänzen sollte, bildete der Zugversuch, der im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannung der Proben durchgeführt wurde. Die Sinnhaftigkeit für dieses Vorgehen entstammte der Annahme, dass ein durch Kaltrisse behafteter Probenquerschnitt nur noch über ein geschwächtes Zugkraftverhalten verfügt.

Typische Kraft-Weg-Verläufe für Zugversuche widerstandspunktgeschweißter Proben sind in Abbildung 46 dargestellt. An den Verläufen ist zu erkennen, dass das Kraftmaximum das Versagen der Proben in dem Schweißpunkt abbildet (Abbildung 46, links oben). Nach einer Zunahme des Zugweges um ca. 0,5 mm versagen die Proben in den hochfesten Bereichen des Grundwerkstoffes neben dem Schweißpunkt (Abbildung 46, links unten). Bei einer Beeinträchtigung der Schweißverbindung bspw. durch Kaltrissaufreten im Schweißgut bzw. der WEZ nach einer Vier-Punkt-Biegeverspannung, ist eine Verringerung der Zugkraft bei gleichzeitiger Herabsetzung des Zugweges zu beobachten, wie der Vergleich zwei gezogener Proben mit unterschiedlichen Wasserstoffquellen beim RP-Schweißen (gereinigt bzw. Konservierungsöl) bei sonst gleichen Biegebedingungen verdeutlicht.

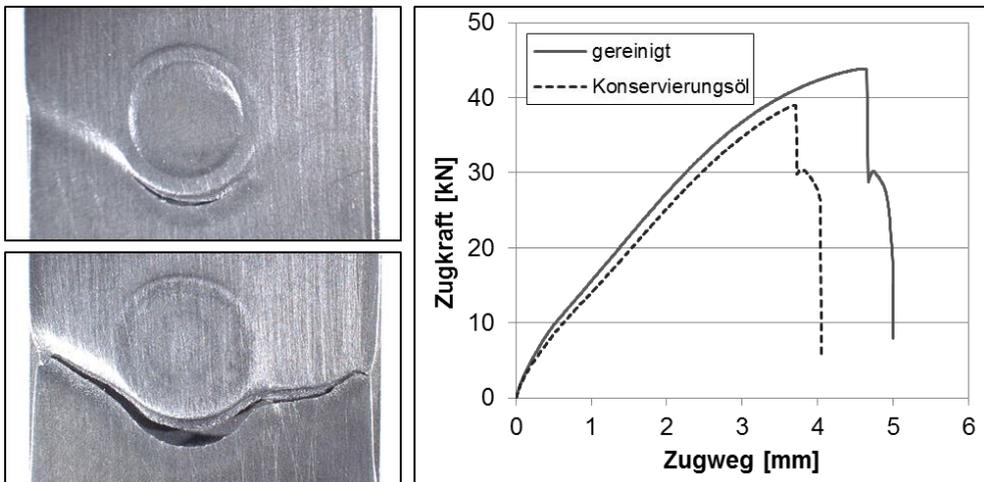


Abbildung 46: Kraft-Weg-Verlauf von Zugversuchen nach Verspannung von 22MnB5-RP-Proben im 4PBV ($f = 8 \text{ mm}$)

Die Prüfmethode Zugversuch wurde ebenso bei MSG-geschweißten und auch Laserstrahlschweißungen angewendet. Auch hier wurde davon ausgegangen, dass die maximalen Zugkräfte der geschweißten Proben durch vorherige Rissentstehung im 4PBV verringert

werden und somit eine veränderte Zugfestigkeit nach sich ziehen. Im Vergleich zu den Widerstandspunktschweißungen trat bei den Kraft-Weg-Verläufen der beiden Schweißverfahren nur ein Kraftmaximum auf, was darauf zurückzuführen ist, dass die Längen der Schweißnähte fast der gesamten Probekbreite entsprechen.

6.4.4.4 Schallemissionsanalyse

Unmittelbar nach der Verspannung der geschweißten Proben in der 4PBV wurde der Schallsensor auf das Probeblech aufgesetzt und für die gesamte Messdauer durch eine Spanschraube fixiert (). Zur Gewährleistung statistischer Sicherheiten wurden alle Versuche mehrfach ($n \geq 3$) durchgeführt. Um den hieraus folgenden Messaufwand zeitlich begrenzen zu können, wurden zwei und drei Verspannungen und in gleicher Anzahl Schallmessungen, separat in einzelnen Biegevorrichtungen durchgeführt.

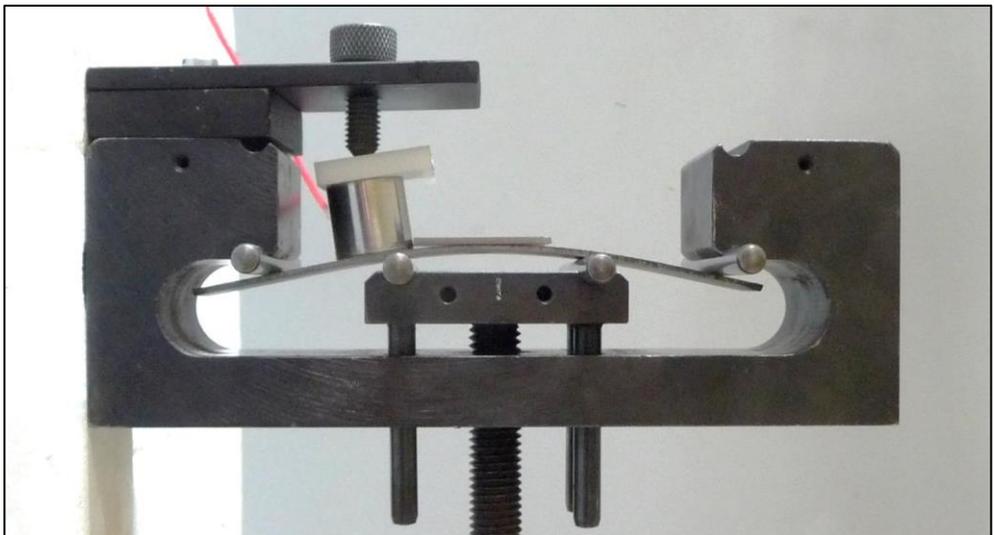


Abbildung 47: Vier-Punkt-Biegeverspannung mit aufgesetztem SE-Messsensor

6.5 Kaltrissverhalten

6.5.1 Kaltrissverhalten von pressgehärteten ungeschweißten homogenen Feinblechen

Um zu überprüfen, ob bereits bei ungeschweißten Versuchsblechen, d.h. ohne Einbringung eines dreiachsigen Spannungszustandes der Probe ein wasserstoffunterstütztes Rissverhalten zu beobachten ist, wurden zunächst homogen Bleche in den 4PBV verspannt und ausgelagert. Im Ergebnis dieser Untersuchungen konnte kein Risse, auch extrem starken Verspannungen bei Biegewegen von $f = 22$ und 24 mm detektiert werden. Allerdings besaßen die Proben im Anschluss an die Verspannung eine deutliche plastische Formänderung. Auch eine provozierte Wasserstoffaufnahme entsprechender Versuchsbleche während des Ofenprozesses, die hohe diffusible Wasserstoffgehalte in den Proben nach sich führten, reichte nicht für eine Rissinitiation aus. Bei der Überprüfung auf Rissentstehung durch die Verwendung der Schallemissionsanalyse, konnte bei dem überzugsfreien homogenen Material keine Schallenergie und bei dem 22MnB5+AS150 vergleichbar geringe

Schallemission aufgezeichnet werden. Allerdings ist hierbei die Frage nach dem Einfluss des Überzuges mit seinen spröden intermetallischen Bestandteilen, bei einer entsprechenden Biegebeanspruchung zu stellen. Durch die Ergebnisse der aufgezeigten Untersuchungen kann bestätigt werden, dass für eine wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung ein dreiachsiger Zugspannungszustand im Material vorliegen muss.

6.5.2 Kaltrissverhalten von pressgehärteten geschweißten Feinblechen bei Vorliegen von Wasserstoff durch den Ofenprozess (Austenitisierung)

6.5.2.1 Widerstandspunktschweißen

Zur Prüfung des Einflusses von diffusiblen Wasserstoff auf die Kaltrissanfälligkeit widerstandspunktgeschweißter Proben, der während des Austenitisierungsprozesses vom Grundwerkstoff aufgenommen wurde, sind entsprechend vorbereitete 22MnB5+AS150-Proben im Vier-Punkt-Biegeversuch verspannt und für eine Dauer von 72 h ausgelagert und zeitgleich mit der opto-temporären Rissdetektion beobachtet worden. Die Biegeproben, die nach einer Zeit von 72 h kein äußerlich sichtbares Rissauftreten zeigten, galten als kaltrissfrei. Es wurden keine Querschliffe der als rissfrei geltenden Proben angefertigt, so dass zu dem Zeitpunkt dieser Untersuchungen keine Aussagen zu innerem Rissauftreten getroffen werden konnten.

Für die Untersuchungen wurden eine Charge der Grundbleche mit den Abmessungen $125 \times 20 \times 1,5 \text{ mm}^3$ (RP-Kaltrissprüfbleche) bei $930 \text{ }^\circ\text{C}$ Ofentemperatur und einem Ofentaupunkt von ca. $5 \text{ }^\circ\text{C}$ für eine Dauer von 6 min austenitisiert, eine zweite Charge dagegen für 30 min im Ofen belassen. Die von der Ofenverweilzeit abhängige Wasserstoffaufnahme der Platinen ist Abbildung 30 zu entnehmen. Bei den Biegeverspannungen der widerstandspunktgeschweißten Prüfbleche wurde deutlich, dass die Proben mit der höheren Austenitisierungszeit bei der Wärmebehandlung bei sehr viel geringeren Biegewegen und nach deutlich kürzeren Standzeiten ein äußerlich sichtbares Rissauftreten zeigten. Während zur Zerstörung der 6-Minuten-Proben Biegewege notwendig waren, die weit über eine elastische Beanspruchung der Randfaser der Probe hinaus gingen, reichten bei den sehr lange wärmebehandelten Proben weitaus geringere Biegewege zum Reißen der Proben aus. Ein Vergleich zwischen den Biegeweg-Standzeit-Verhältnissen für die unterschiedlichen Ofenverweilzeiten ist Abbildung 48 zu entnehmen. Die dunklen Punkte in den Diagrammen bilden die zerstörten, die helleren Markierungen die unbeeinträchtigten Schweißverbindungen ab.

Abbildung 49 gibt die absolute Anzahl der geprüften Proben an. Dabei sind für jede der Ofenzeiten (6 und 30 min) und jeden Verspannweg in den 4PBV ($f_{30\text{min}} = 4, 6, 7, 8, 10 \text{ mm}$, $f_{6\text{min}} = 10, 12, 14, 16, 18 \text{ mm}$) zehn RP-Schweißverbindungen auf ihr Kaltrissverhalten überprüft wurden. Deutlich wird, dass mit der Zunahme der Biegebeanspruchung auch die Zahl der degradierten Proben, unabhängig von der Ofenverweilzeit, zunimmt.

Der Gründe für das unterschiedliche Kaltrissverhalten für die unterschiedlich wärmebehandelten Proben sind zum einem in den differenzierten Wasserstoffgehalte zu vermuten, darüber hinaus führt eine längere Austenitisierungszeit zu veränderten Werkstoffeigenschaften wie größeren Austenitkörnern oder größerer Diffusionsschichtdicke, deren Auswirkungen auf das Kaltrissverhalten weitergehend untersucht werden müssen.

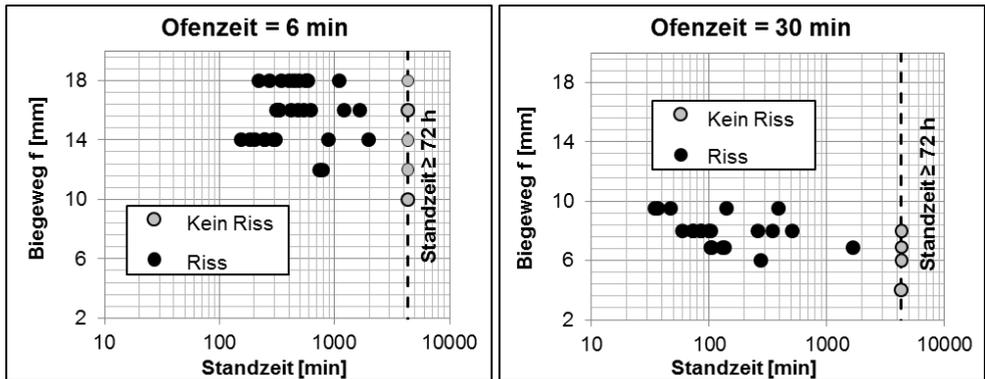


Abbildung 48: Standzeit-Biegezug-Verhalten von widerstandspunktgeschweißten 22MnB5+AS150-Feinblechen in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_D = 5 \text{ }^\circ\text{C}$)

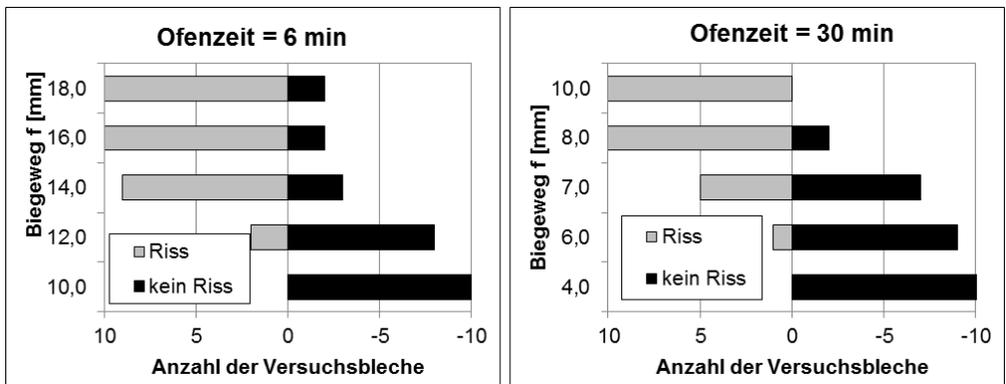


Abbildung 49: Übersicht über die Anzahl gerissener/nicht gerissener Proben im 4PBV in Abhängigkeit von Ofenverweilzeit und Biegezug

6.5.2.2 MSG-Schweißen

In einem weiteren Versuch wurde die Standzeit von MSG-geschweißten Proben überprüft. Auch bei den hierfür genutzten Grundblechen stammt der diffusible Wasserstoff aus der Ofenatmosphäre der Wärmebehandlung. Der Mittelwert der gemessenen Taupunkte betrug hierbei $2 \text{ }^\circ\text{C}$, woraus ein diffusibler Wasserstoffgehalt in den Probeblechen von ca. $0,2 \text{ ppm}$ resultierte. Auf ein zusätzliches Wasserstoffangebot beim Schweißen wurde verzichtet, allerdings belegen die Untersuchungen aus Abschnitt 6.3, dass bereits Oberflächenverunreinigungen der Drahtelektrode mit Ziehfetten u. ä. mit einem diffusiblen Wasserstoffeintrag in das Schweißgut verbunden sind. Als Verspannwege für den 4PBV wurden 7, 8, 10, 12, 17, 18, und 20 mm gewählt. Aufgrund der „günstigen“ Kaltrissvoraussetzungen konnte bis zu einem Biegezug von 10 mm das opto-temporäre Rissdetektionsverfahren benutzt werden. Wie Abbildung 50 verdeutlicht, besteht eine nahezu lineare Abhängigkeit zwischen Biegezug und somit Biegespannung und der Standzeit der Probe bis zu vollständigen Trennung. Demnach tritt die Rissbildung bei den MSG-Proben zwischen einer $\frac{1}{2}$ und $1\frac{1}{2}$ Stunden auf. Ab einem Biegezug von 8 mm konnten keine Aussagen zum Risszeitpunkt mehr getroffen werden. Grund hierfür ist ein nicht beobachtbares äußerlich sichtbares Rissverhalten der Proben, womit die Grenzen des opto-temporären Rissdetektionsverfahren erreicht sind.

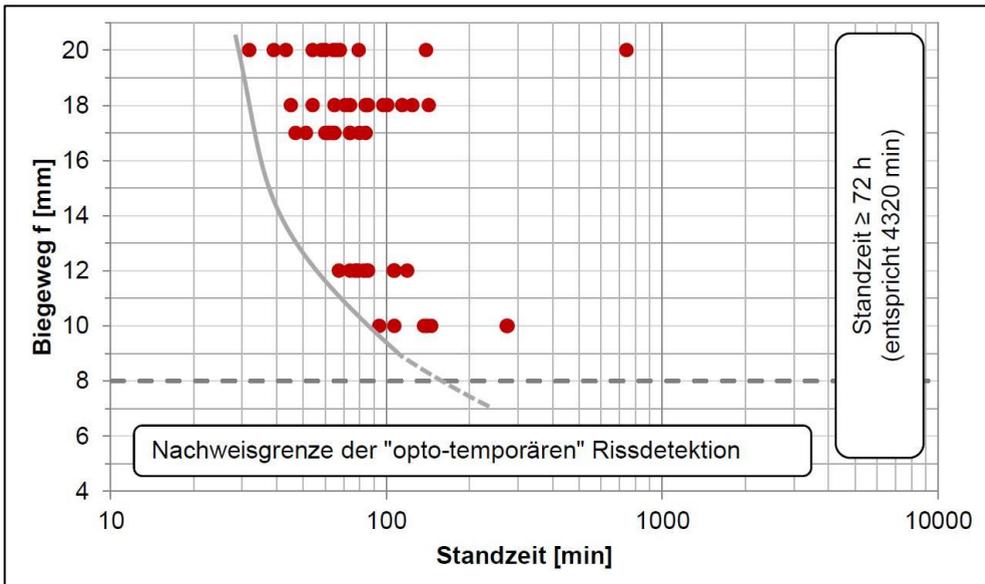


Abbildung 50: Standzeit-Biegegweg-Verhalten von MSG-geschweißten 22MnB5+AS150-Feinblechen (TOfen = 930 °C, TD = 2 °C)

6.5.3 Kaltrissverhalten von elektrolytisch beladenen Proben

Um zu überprüfen, welche Kaltrissanfälligkeit kathodisch beladener Wasserstoff in überzugsfreiem 22MnB5 hervorruft wurden widerstandspunktgeschweißte Proben für 10 Minuten bei einer Stromdichte von 10 mA/cm² beladen ($H_{\text{diff}} \approx 4,5$ ppm) und unmittelbar danach Vier-Punkt-Biegeverspannungen mit Biegewegen von 6 und 8 mm ausgesetzt. Bei einer zweiten Versuchsdurchführung wurden die unter gleichen Bedingungen wasserstoffbeladenen Proben vor einer 8 mm-Verspannung für etwa eine Stunde bei RT ausgelagert. Die nach dieser Zeit in der Probe verbleibende diffusible Wasserstoffmenge beträgt etwa 1,5 ppm (Abbildung 34).

Bei den 8 mm-verspannten Biegeproben wurde bei allen Proben ($n = 6$) äußerliches Rissverhalten beobachtet. Bei den Verspannungen mit einem Biegegweg von 6 mm wurde ein Drittel der Proben ($n = 2$) äußerlich sichtbar zerstört, dieses Ergebnis hatte die gleiche Gültigkeit für Proben, die mit einem Biegegweg von 8 mm verspannt, zuvor aber eine Stunde ausgelagert wurden. Unter Zuhilfenahme der „opto-temporären“ Kaltrissdetektion wurden die unterschiedlichen Standzeiten der einzelnen Proben bestimmt. Hier wurde deutlich, dass alle äußerlich sichtbaren Beeinträchtigungen der Proben, die in der Regel den kompletten Bruch zur Folge hatten, unter einer $\frac{3}{4}$ Stunde auftraten. Die entstandenen Risse und Materialdegradierungen wurden ausschließlich an den Auflageflächen des Grundbleches in unmittelbarer Nähe zu den inneren Lagern der Biegevorrichtung beobachtet (Abbildung 51).

Untersuchungen mit dem REM, der während der 4PBV entstandenen Bruchflächen ließen bei 80facher Vergrößerung eine Oberfläche erkennen, die aus einem rechteckigen mittleren Bereich bestand, der von einem ca. 0,4 mm breiten Rahmen umsäumt ist (Abbildung 52, links). Bei weiterer Vergrößerung (1500x) konnten sowohl im inneren Bereich, als auch am

Rand der Bruchflächen typische Merkmale für wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung wie klaffende Korngrenzen beobachtet werden (Abbildung 52, rechts).

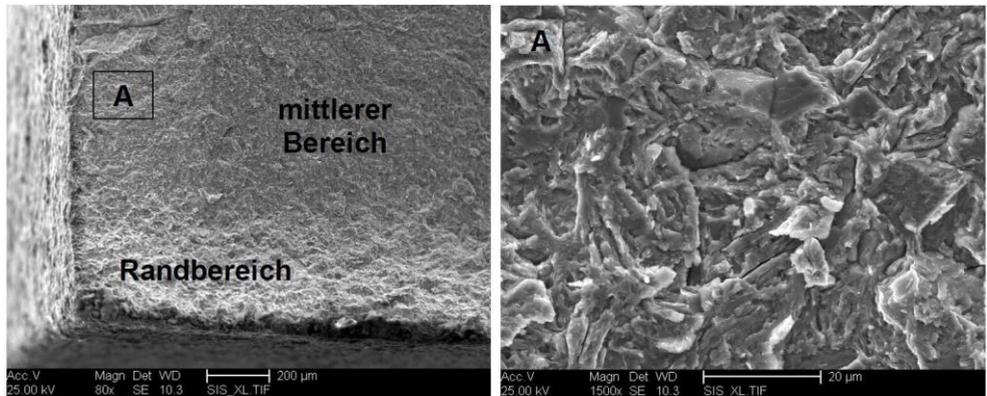


Abbildung 52: Bruchflächenstruktur (links) und HAAC-typische Bruchbilder (rechts)

Die schnelle Wasserstoffeffusion und die starke Konzentration des Wasserstoffs im Randbereich der Probe und die hieraus resultierende Vorschädigung des Werkstoffs waren dafür ausschlaggebend, dass das Verfahren der kathodischen Wasserstoffbeladung als Referenzverfahren verworfen wurde.

6.5.4 Kaltrissverhalten von Proben mit Wasserstoffangebot beim Schweißen

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Kaltrissprüfung von Proben beschrieben, bei denen während des Schweißens unterschiedliche Wasserstoffquellen (gereinigt, Wasser, Konservierungsöl) angeboten wurden. Die Kaltrissprüfung erfolgte im 4PBV bei unterschiedlichen Biegewegen und somit -spannungen. Eine Übersicht der Untersuchungsvariationen ist in Abbildung 52 dargestellt.

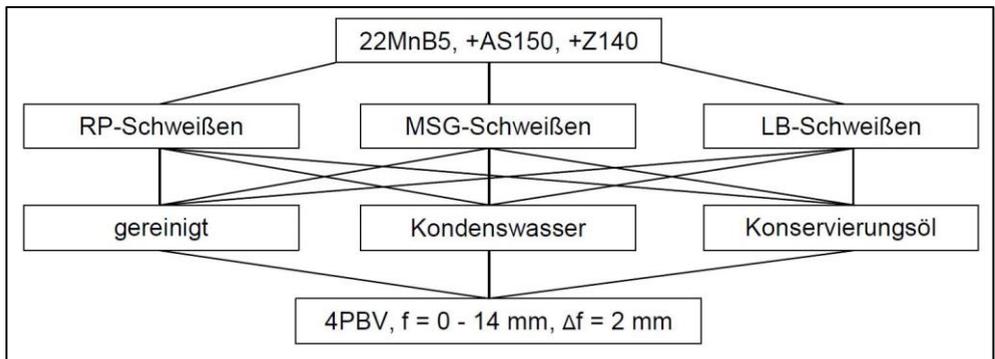


Abbildung 53: Untersuchungsvariationen für Vier-Punkt-Biegeproben mit Vorliegen von Wasserstoff beim Schweißen

Bei den im Folgenden beschriebenen Untersuchungen konnte keine äußerlich sichtbare Kaltrissentstehung beobachtet werden. Aus diesem Grund wurde auf indirekte Detektionsverfahren wie die Auswertung von Querschliffen oder Zugversuche zurückgegriffen, die nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung angewendet wurden und somit nur bedingt Aussagen über die Entstehung von äußerlich nicht sichtbaren Rissen oder Mikrorisse zuließen.

6.5.4.1 Kaltrissverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen

Querschliffe

Zur Detektion innerer (Mikro-)Risse wurden für eine Reihe von Proben Querschliffe angefertigt und mit einem Lichtmikroskop auf Rissbildung untersucht. Die Querschliffe wurden durch die Mitte der Schweißlinse in Biegerichtung angefertigt.

In Abbildung 54 sind Querschliffe von widerstandsgeschweißten Proben aus überzugsfreiem 22MnB5 dargestellt. Eine Anfertigung und Auswertung der Schliffe erfolgte nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung mit Biegewegen 6, 8 und 10 mm. Bei den Bildern der rechten Spalte wurde vor dem Schweißen Wasser zwischen den Bleche aufgetragen, um so ein Wasserstoffangebot beim Schweißen zu gewährleisten. Bei den Proben der linken Spalte in Abbildung 54 wurde dagegen auf ein Wasserstoffangebot verzichtet.

Die beobachtbaren und zur besseren Erkennbarkeit nachgezeichneten Risse verlaufen bei geringen Verspannungen parallel zur Längsrichtung des Grundbleches. Bei stärkerer Beanspruchung dringen sie in einem Winkel von etwa 45° , und hier in das Schweißgut (Schweißlinse) oder in die WEZ, entlang der Schmelzlinie in das Grundblech ein. Die Rissausgangsorte befinden sich für alle rissbehafteten Proben erwartungsgemäß rechts und links an der Schweißlinse, die Länge der Risse ist abhängig von der Höhe der aufgebrachten Biegespannung. Eine weitere Erkenntnis, die aus den Querschliffen abgeleitet werden konnte ist, dass die Risse während der Verspannung im 4BPV, also innerhalb eines Zeitraumes von 72 Stunden nach Verspannungsbeginn aufgetreten sind. Während bei den wasserstoffarmgeglühten Schweißproben das Rissauftreten erst bei Verspannwegen ab 10 mm zu beobachten war, zeigten die Proben, die vor dem Schweißen mit Wasser benetzt wurden, bereits ab Biegewegen von 6 mm Anrisse.

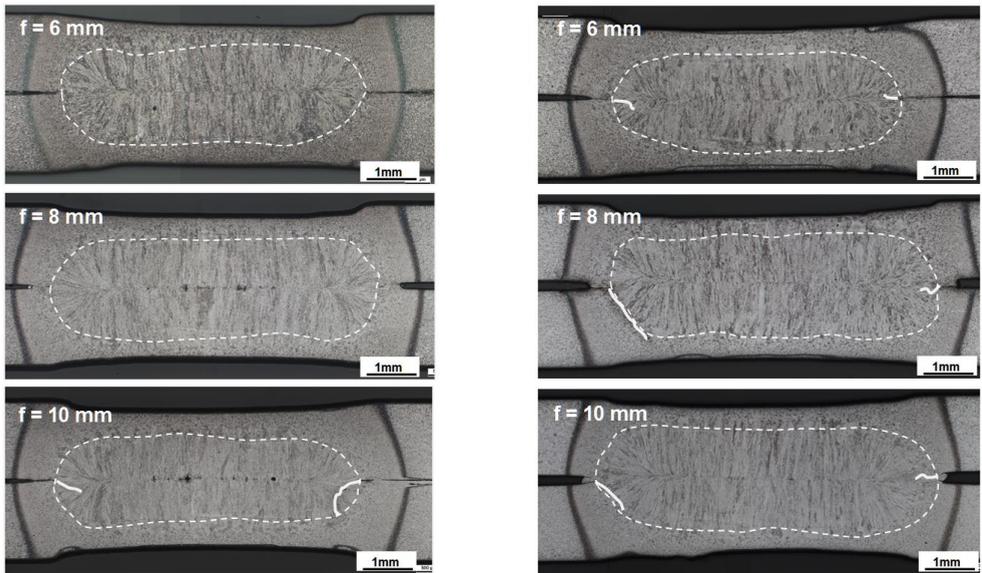


Abbildung 54: Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)

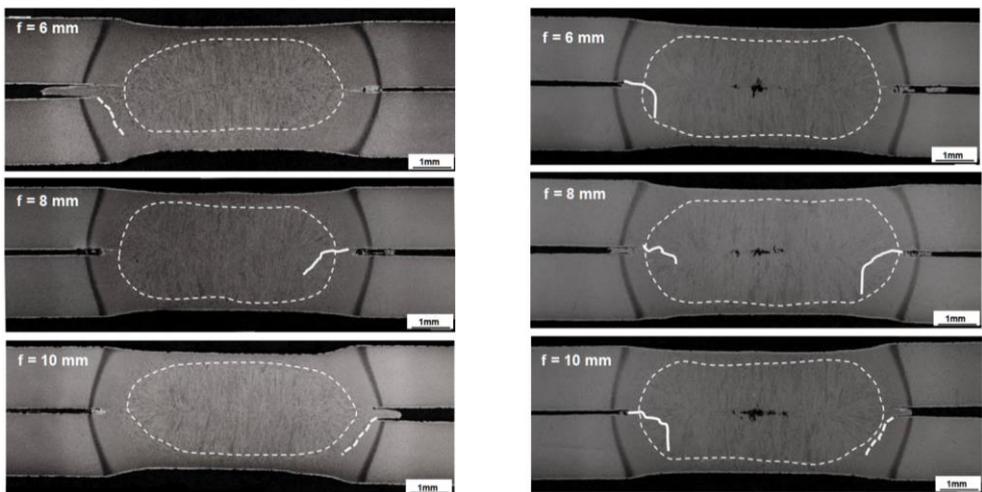


Abbildung 55: Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5+AS150-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)

Bei der Werkstoffvariante des 22MnB5 mit AS150-Überzug wurden äquivalente Untersuchungen durchgeführt und anschließend Querschliffe erstellt (Abbildung 55). Bei den Aufnahmen ist zu erkennen, dass unabhängig vom Wasserstoffangebot beim RP-Schweißen bereits bei einem Biegezug von 6 mm Risse entstanden sind. Die Verläufe der Risse besitzen eine starke Abhängigkeit von der Beschaffenheit der Schweißnaht. Bei

ausgetretenem Material (Überzug) im Fügespalt verlaufen die Risse in die WEZ der Fügestelle, mit einem Winkel von ca. 45° zum Fügespalt (gestrichelte Linien in Abbildung 55). Im Gegensatz dazu erfolgt bei den Bereichen, wo kein Material im Fügespalt vorliegt, die Rissausbildung in das Schweißgut, zunächst parallel zum Fügespalt und dann orthogonal dazu (durchgezogene Linien in Abbildung 55).

6.5.4.2 Auswertung der Zugversuche

Als alternatives Verfahren zur Rissdetektion wurden bei allen widerstandspunktgeschweißten Biegeproben Zugversuche, im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannungen durchgeführt. Diese Vorgehensweise wurde bei Proben mit und ohne Vorliegen eines Wasserstoffangebotes beim Schweißen, nach unterschiedlichen Verspannwegen f im 4PBV, durchgeführt.

In ersten Untersuchungen wurden widerstandspunktgefügte Proben einem Zugversuch ausgesetzt. Im Vergleich zu ungeschweißten Zugproben verringerte sich die Zugkraft um ca. 10 % (Abbildung 56). Wie Abbildung 57 rechts verdeutlicht, erfolgt die Trennung der punktgeschweißten Proben dabei durch den angelassenen Bereich der WEZ (Härtesack). Dieser Bereich der WEZ ist sehr duktil, die Härte beträgt hier noch etwa ein Drittel des Grundwerkstoffes (Abbildung 57, links).

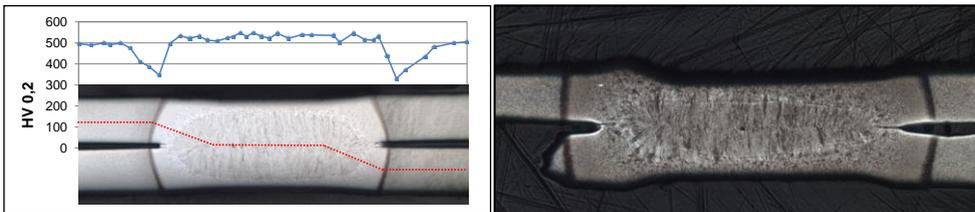


Abbildung 57: Mikrohärteverlauf durch eine 22MnB5-RP-Schweißung (links), Probentrennung nach Zugversuch durch den Härtesack (rechts)

Die aus Zugversuchen der RP-geschweißten Proben bestimmten maximalen Zugkräfte wurden bis zu einem bestimmten Biegeweg, abhängig von der Art des Materials und des Wasserstoffangebotes beim Schweißen auch bei Vier-Punkt-biegeverspannten Proben gemessen. Dabei galten Biegeproben mit dem gleichhohen Zugkraftverhalten wie nicht biegeverspannte Proben in der abschließenden Auswertung als kaltrissfrei und somit als nicht gefährdet für HACC.

Bei stärkeren Biegeverspannungen bzw. bei gleichen Biegeverspannungen aber einem geänderten Wasserstoffangebot wurde wieder werkstoffabhängig, eine Verringerung der Zugkraft beobachtet. Wie die Querschliffe (Abbildung 54 bzw. Abbildung 55) verdeutlichen, sind die Probenquerschnitte an der Fügestelle bereits während der Vier-Punkt-Biegebeanspruchung beeinträchtigt worden. Die entstandenen Kaltrisse führten bei einer anschließenden Zugbeanspruchung zu einer starken Herabsetzung der maximalen Zugkraft. Im Vergleich zur Höchstkraft fiel bei diesen Biegeproben die Zugkraft bis zu 25 % und entsprach in etwa dem Restkraftvermögen der Bereiche neben der Schweißlinse (vgl. **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**).

Die Ausgangsorte für die Rissentstehung befanden sich nach Auswertung der Querschliffe auf dem zugbeanspruchtem Randfaserbereich des Grundbleches, rechts u./o. links an der Schmelzlinie der Schweißlinse. Es ist davon auszugehen, dass die hiervon ausgehenden

Risse durch die Schweißlinse bzw. WEZ (nicht Härtesack) auch den Ausgangspunkt für die Werkstofftrennung durch die Zugbeanspruchung bilden. In Abbildung 58 sind Draufsichten auf die Rissfläche, die nach den Zugversuchen entstanden, dargestellt. Im linken Bild erfolgte die Trennung durch den Härtesack, im rechten Bild erfolgte die Trennung der Punktschweißprobe durch bzw. entlang der Schweißlinse.



Abbildung 58: Blick auf Bruchflächen nach dem Zugversuch: duktiler Bruch durch den Härtesack (links), Kaltriss durch/entlang der Schweißlinse (rechts)

Eine qualitative Übersicht über das Zugkraftverhalten verdeutlichen Tabelle 20 bis Tabelle 22. In diesen Tabellen sind die einzelnen Belastungsszenarien, abhängig vom Versuchsmaterial und den Wasserstoffquellen gegenübergestellt. Die mit „+“ gekennzeichneten Zustände ertragen die gleiche Maximalzugkraft wie die unter gleichen Bedingungen geschweißten, nicht biegeverspannten ($f = 0$ mm) Probebleche. Die mit „-“ deklarierten Zugproben erreichten die Maximalzugkraft nicht und gelten als nicht kaltrissbeständig.

Tabelle 20: Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Feinbleche

normal			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-		8	-
+	10			10	-		10	-
	12	-		12	-		12	-
	14	-		14	-		14	-

Tabelle 21: Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2	

+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Tabelle 22: Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
	14	-

Wasser		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Öl		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

6.5.4.3 Auswertung der Schallemissionsanalyse

In ersten Schritten wurde die Schallemissionsanalyse verwendet, um das Schallaufreten von homogenen Blechen während der Vier-Punkt-Biegeverspannung zu prüfen. Bei Spannweiten von 8 mm wurden sowohl 22MnB5-Bleche ohne und mit AS150-Überzug verspannt, und die entstehende Schallemission für eine Dauer von 72 Stunden aufgenommen.

Nach Ablauf der Auslagerungszeit konnte bei den überzugsfreien Probeblechen keine Schallemission registriert werden, wogegen die Schallenergie bei dem beschichteten Material ca. 2000 (dimensionslos) betrug. Anzunehmen ist, dass diese Schallsignale maßgeblich der Beschichtung entstammen, die bei der Biegung ebenso wie der Grundwerkstoff stark beansprucht wird.

Im nächsten Schritt wurden widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Probebleche, ebenfalls ohne bzw. mit AS150-Beschichtung im 4PBV verspannt. Unmittelbar nach Aufbringen der Biegespannung wurde der Schallsensor auf das Probeblech aufgesetzt und mit einer Spannvorrichtung aus Kunststoff fixiert (Abbildung 47).

Im Anschluss wurde die SEA gestartet und bis zum Verspannungsende der Proben im 4PBV aufrechterhalten. In Anlehnung an die vorherigen Biegeverspannungen zur Überprüfung auf Kaltrissbildung wurden auch für die SE-Untersuchungen die widerstandsgeschweißten Proben mit Biegewegen von 4, 6, 8, 10 und 12 mm verspannt.

Als Wasserstoffquellen diente bei den Versuchen Wasser, das vor den Widerstandspunkt-schweißungen auf das Grundblech aufgetragen wurde. Als Referenzuntersuchung wurden die gleichen Grundwerkstoffe (22MnB5, 22MnB5+AS150) auch ohne Wasserstoffangebot, gereinigt geschweißt, verspannt und die entstehende Schallemission gemessen.

Aus den Schalluntersuchungen konnte eine Reihe von Ergebnissen abgeleitet werden, auf die im Folgenden eingegangen wird.

Wie Abbildung 59 verdeutlicht, konnten für beide Materialien (22MnB5, 22MnB5+AS150) und Schweißzustände (RP mit bzw. ohne Wasserstoffangebot) mit der Vergrößerung der Biegewege und der Erhöhung der Biegebeanspruchung eine Zunahme des imitierten Schalls, in Form von Schallenergie (dimensionslos) in Abhängigkeit von der Zeit beobachtet werden.

Dabei ist bei beiden Materialvarianten eine sprunghafte Zunahme der Schallemission ab einem Biegeweg von 8 mm zu beobachten. Diese Steigerung setzt sich bis $f = 10$ mm fort. Diese starke Erhöhung hängt vermutlich mit dem Erreichen des plastischen Verformungszustandes der Biegeproben ab einem Biegeweg von 8 mm zusammen und besitzt eine indirekte Proportionalität zu den maximalen Zugkräften aus den Zugversuchen nach den Vier-Punkt-Biegeverspannungen (s. Abschnitt 6.5.4.2). Ab Biegewegen von 12 mm ist ein Rückgang der aufgezeichneten Schallenergie zu bemerken. Bedingt durch den begrenzten Messweg der Messuhr von 10 mm muss bei größeren Biegewegen ein Umspannen der Messuhr erfolgen (Abbildung 43). Die hierfür notwendige Zeit und die Dauer für das Aufsetzen des Schallsensors führten dazu, dass ein erheblicher Teil der entstehenden Schallenergie nicht aufgezeichnet werden konnte, so dass die Ergebnisse der höheren Verspannung vermeintlich zu gering sind. Den starken Streuungen der Messwerte in diesen Bereichen ist darüber hinaus zu entnehmen, dass der Verlust der Schallaufzeichnung keineswegs gleichmäßig und somit auch nicht reproduzierbar ist.

Bei dem Vergleich der Biegeverspannung der mit bzw. ohne Wasserstoffangebot geschweißten Biegeproben wird bei beiden Untersuchungswerkstoffen deutlich, dass ein Wasserstoffangebot keinen wesentlichen Einfluss auf die SEA hat. Sowohl beim 22MnB5 als auch bei dem 22MnB5+AS150 besitzen die Schallenergiewerte nahezu die gleichen Beträge.

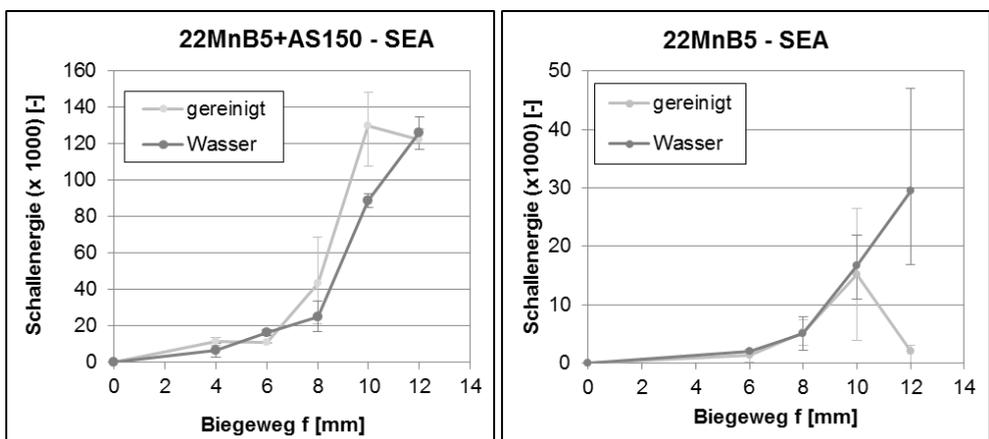


Abbildung 59: Zeit-Schallenergie-Verläufe von RP-geschweißten 22MnB5- und 22MnB5+AS150- Proben

Insgesamt fällt auf, dass die von dem AS-überzogenen Material emittierte Energie deutlich größer ist als die des unbeschichteten Materials. Eine mögliche Ursache hierfür könnte der AS150-Überzug sein, dessen emittierte Schallenergie bei gebogenen homogenen Blechen nur gering ausfällt, aber einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung und Integrität der Schweißlinse besitzt. Beispielsweise ist bei allen Querschliffen der 22MnB5+AS150-Widerstandsschweißungen eine Materialanhäufung rechts oder links neben der Schweißlinse in Probenlängsrichtung zu beobachten. An diesen Stellen ist ein wesentlich anderer Rissverlauf zu erkennen als bei den Stellen ohne Überzugsanhäufungen im Schweißspalt. Geringe bis keine Überzugsmaterialanhäufungen sind sowohl bei der gegenüberliegenden Seite der Schweißlinse beim 22MnB5+AS150 bzw. bei beiden Seiten bei dem überzugsfreien 22MnB5 zu beobachten.

Neben Aussagen zu den auftretenden Schallenergien bei den einzelnen Vier-Punkt-Biegeverspannungen bestand ein Hauptanliegen der Untersuchungen darin, den Zeitpunkt des Auftretens von Kaltrissen bestimmen zu können.

In einem ersten Versuch wurde eine stark mit Wasserstoff beladene widerstandspunktgeschweißte AS-Probe mit einem ausgeprägten Biegezug von 16 mm verspannt und die kumulierte Schallenergie in Abhängigkeit von der Zeit aufgezeichnet. Den Erwartungen entsprechend versagte die Probe makroskopisch sichtbar. Der aufgezeichnete SE-Verlauf ist in Abbildung 60 dargestellt. Zunächst nahm die aufgezeichnete Schallenergie zu und erreichte nach etwa 30 Minuten einen Stand von 300.000. Nach einem weiteren Verlauf von ca. 1½ Stunden stieg die emittierte Schallenergie erneut stark an und blieb abrupt mit der Trennung der Probe stehen.

Im Fortlauf der Untersuchungen wurden die Auswertung dieses Tastversuches auf die weniger stark mit Wasserstoff beladenen RP-Proben übertragen und ebenfalls die Zeit-Schallenergie-Verläufe von verspannten Biegeproben untersucht. Nach der Auswertung konnten die Verläufe in drei verschiedene Verlaufsvarianten klassifiziert werden. Trotz dieser Einteilung ist jedoch keine eindeutige Zuordnung zu Beschichtungsart oder Wasserstoffangebot beim RP-Schweißen möglich. Die beiden am häufigsten vorkommenden Zeit-Schallenergie-Verläufe sind in der Abbildung 61 dargestellt. Unmittelbar nach Aufbringen der Biegespannung wurde eine starke Zunahme von Schallereignissen aufgezeichnet, die mit zunehmendem Biegezug höher ausfiel. Dieser Anstieg der Schallenergie verringerte sich bei der Verlaufsvariante 1 nach etwa einer Stunde und kam nach ca. zwei Stunden zum Erliegen. Auch nach der üblichen Auslagerungsdauer von 72 Stunden konnte kein Zuwachs von Schallenergie mehr erkannt werden (Abbildung 61, links). Bei einer weiteren Verlaufsart der Zeit-Schallenergie-Verläufe (Variante 2), wurde zunächst ebenfalls eine starke Zunahme der Schallenergie registriert. Unabhängig vom aufbrachten Biegezug verringerte sich der Anstieg nach einer Dauer von ca. vier Stunden sehr stark, kam aber erst nach einer sehr langen Dauer zum Erliegen (Abbildung 61, rechts).

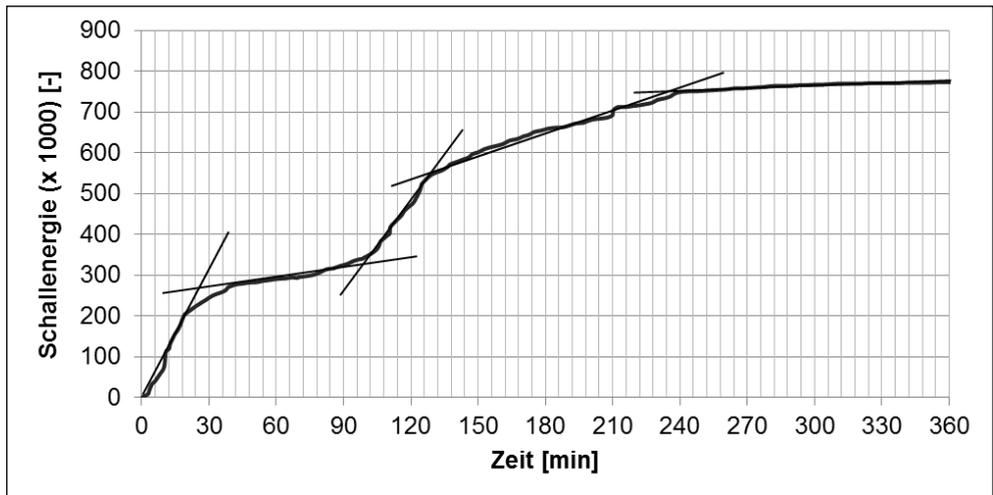


Abbildung 60: Zeit-Schallenergie-Verlauf einer makroskopisch sichtbar gebrochenen 22MnB5+AS150-RP-Schweißprobe

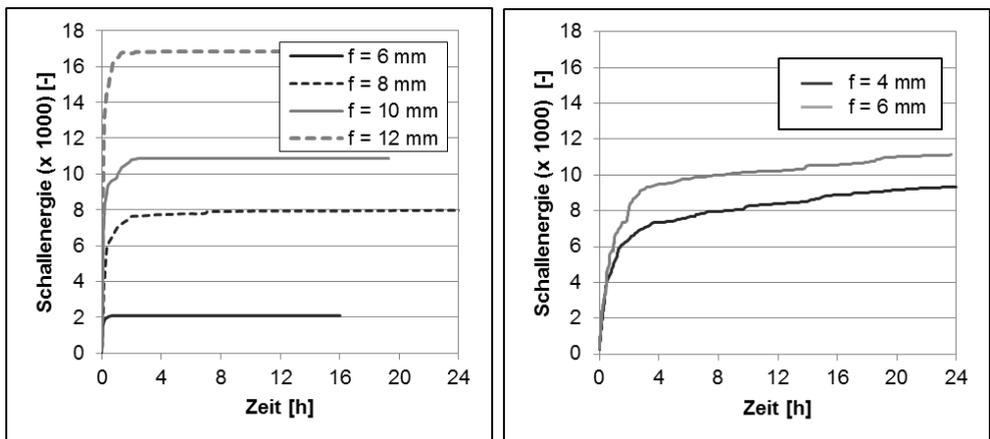


Abbildung 61: Schallemissionsverläufe Zeit – kumulierte Schallenergie (Variante 1-links, Variante 2-rechts)

Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass den beiden beschriebenen Kurvenverläufen keine Aussagen zu einer zeitlich definierbaren Kaltrisseinleitung zu entnehmen sind. Dem gegenüber konnte noch eine dritte Verlaufsvariante beobachtet werden, die allerdings nur sehr selten auftrat. Diese Verläufe besitzen zwei Anstiege der kumulativen Schallenergie, die durch einen zeitlichen Stillstand der Schallemission voneinander getrennt auftreten. Wie Abbildung 62 verdeutlicht erfolgt zunächst ein steiler Anstieg der Schallenergie, der nach ca. einer Stunde zum Stillstand kam. Nach einer Dauer von vier Stunden wurde wieder eine Zunahme der Schallenergie beobachtet, die nach weiteren fünf Stunden endgültig zum Erliegen kam. Die Energieverläufe besitzen dabei starke Ähnlichkeit mit Abbildung 60.

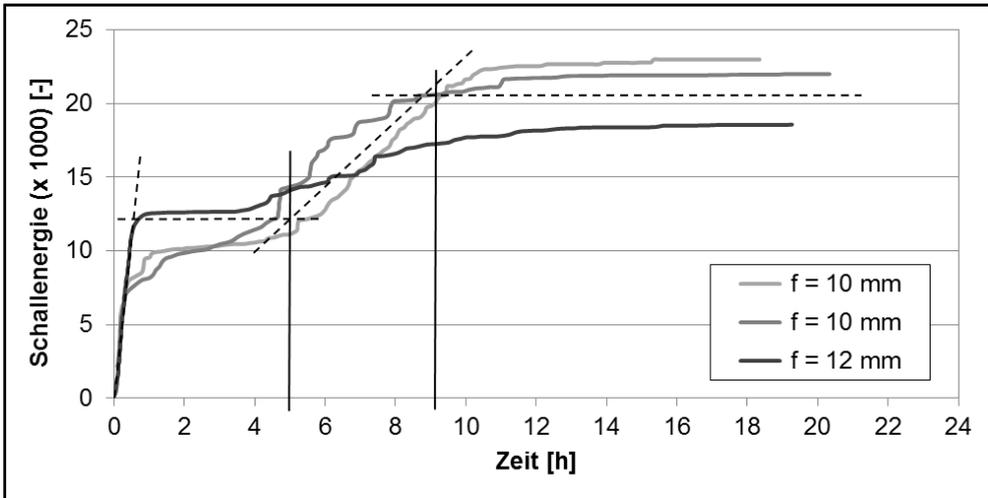


Abbildung 62: Zeit-kumulierte Energie-Verläufe widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Proben

Die Schallenergieverläufe mit dem Plateau und dem anschließenden Neuanstieg der Energie konnten insbesondere bei dem unbeschichteten 22MnB5, dessen Fügeflächen während des Widerstandsschweißens mit Wasser benetzt waren beobachtet werden. Darüber hinaus lagen bei der Biegeverspannung recht hohe Biegewege vor ($f = 10, 12 \text{ mm}$), die bereits zu plastischen Deformationen der Biegeproben führten, vor.

6.5.5 Kaltrissverhalten von MSG-Schweißverbindungen

Weitere Untersuchung beinhalteten die Überprüfung des Kaltrissverhaltens von MSG-Proben. Die Wasserstoffaufnahme in das Schweißgut sollte dabei aus dem MSG-Prozess herrühren, die verwendeten Wasserstoffquellen sind Tabelle 19 zu entnehmen. Um zu gewährleisten, dass die verschweißten Grundbleche keinen Wasserstoff aus dem Presshärtevorgang beinhalten, wurden die überzogenen Feinbleche für eine Dauer von 30 min bei einer Temperatur von 185 °C wasserstoffarmgeglüht (s. Abbildung 35).

Nach dem Verschweißen der Proben in den 4PBV und einer Abkühlung der Bleche unter eine Temperatur von 200 °C , wurden unterschiedliche Biegespannungen durch differenzierte Biegewege auf die Geometrien aufgebracht. Auch bei diesen Untersuchungen wurden die Proben für eine Dauer von 72 Stunden unter Biegespannung belassen und ein mögliches äußerliches Rissauftreten „opto-temporär“ beobachtet. Im Vergleich zu den nicht wasserstoffarmgeglühten Proben, konnten bei diesen Proben auch bei starken Biegeverspannungen keine Wasserstoffdegradierung äußerlich wahrgenommen werden.

Wie Querschliffen entnommen werden kann, führen starke Biegeverspannungen ohne Vorliegen von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut zu plastischen Verformungen des Grundbleches, orthogonal zur Längsachse der Probe. Diese Verformungen verlaufen durch die duktilen angelassenen Bereiche der Probe. Diese sog. Härtesäcke entstehen durch den Schweißprozess an den Übergängen WEZ-Grundwerkstoff. Hier ist die Abkühlgeschwindigkeit so verringert, dass eine erneute Martensitbildung ausbleibt und so die entfestigte Zone entsteht (Abbildung 63, links).

Bei den Proben dagegen, bei denen diffusibler Wasserstoff im Schweißgut vorliegt, führt die gleiche Biegespannung zu einem Kaltrissauftreten. Der Startpunkt für diese Risse liegt an der Schmelzlinie, die Risse verlaufen senkrecht zur Längsrichtung der Probe in das grobkörnige Gefüge des Grundwerkstoffes (Abbildung 63, rechts).

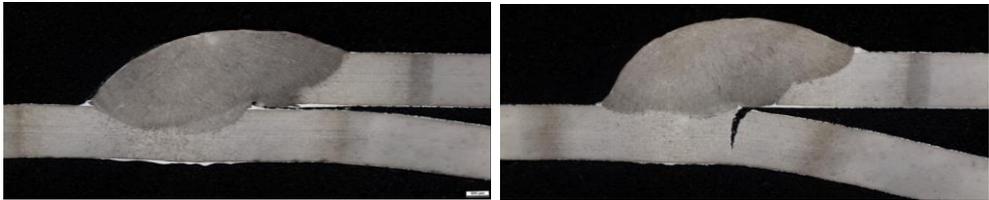


Abbildung 63: Querschliffe von MSG-Proben nach der Biegeverspannung $f = 8 \text{ mm}$, ohne Wasserstoff (links), mit Wasserstoff (rechts)

6.5.5.1 Zugversuch

Um auf das Anfertigen von Querschliffen verzichten aber dennoch mögliche innere Risse detektieren zu können, wurde wieder Zugversuche im Anschluss an die Biegeverspannung durchgeführt. Wieder lag die Idee zugrunde, dass in Abhängigkeit vom (verbleibenden) Probenquerschnitt, unterschiedliche Maximalzugkräfte für kaltrissfreie oder durch Wasserstoff degradierte Proben vorliegen.

Zunächst wurden MSG-geschweißte Proben, die über unterschiedliche diffusive Wasserstoffgehalte aufgrund des Wasserstoffangebotes beim Schweißen verfügten, der Zugprüfung unterzogen. Ohne eine vorherige Verspannung im 4PBV wurden die aus den Zugversuchen resultierenden Höchstkräfte zwischen den einzelnen Materialien und den verschiedenen Wasserstoffgehalten im Schweißgut überprüft. Im Vergleich zu den Maximalzugkräften der ungeschweißten Bleche, verringerte sich die Zugkraft bei den MSG-Proben um ca. 30 % (Abbildung 64). Sämtliche Proben unterlagen im Zugversuch einer duktilen Werkstofftrennung in einem der beiden angelassenen Grundwerkstoffzonen der WEZ. Die durch die Vier-Punkt-Biegeverspannung entstehenden Anrisse an der Schmelzlinie, die sich im Grundwerkstoff fortsetzen, verringern die im Zugversuch wirksame Querschnittsfläche und vermindern so die maximale Zugkraft. Bei diesen Rissen handelt es sich um sprödebruchartige Materialtrennungen, bei denen kein Einschnürungen und darüber hinaus sehr kurze Zugwege zu beobachten sind.

Eine Gegenüberstellung der unterschiedlichen Brucharten und -entstehungsorte sind in Abbildung 65 wiedergegeben.

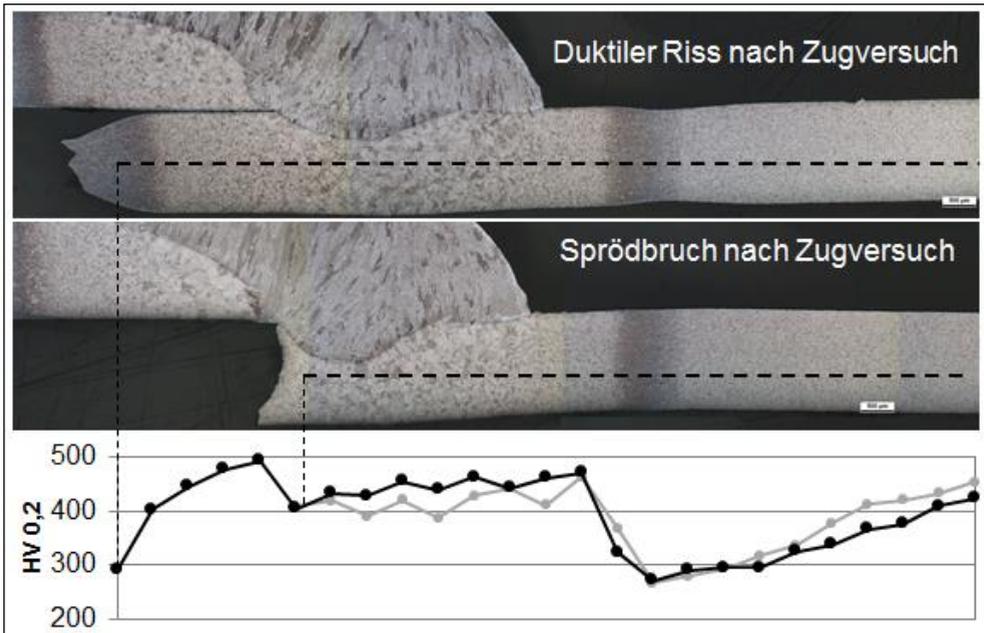


Abbildung 65: Rissverhalten nach Zugversuch von MSG-Schweißungen ohne (oben) und mit (unten) diffusilem Wasserstoff im Schweißgut

Ähnlich wie bei den Widerstandsschweißungen sind auch in den Tabelle 22 bis Tabelle 24 eine qualitative Übersicht über das Zugkraftverhalten der MSG-geschweißten und im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannung dargestellt. Die mit „+“ gekennzeichneten Zustände ertragen die gleiche Maximalzugkraft wie die unter gleichen Bedingungen geschweißten, nicht biegeverspannten ($f = 0$ mm) Probebleche. Die mit „-“ deklarierten Zugproben erreichten die Maximalzugkraft nicht und gelten als nicht kaltrissbeständig.

Da genaue Aussagen über den Zeitpunkt von Rissentstehungen ohne äußerlich sichtbare Rissbildung und anschließende Deformation der Probe nicht möglich waren, musste zumindest geklärt werden, ob die Risseinleitung, die zur Verringerung der Zugkraft führte bereits während der Vier-Punkt-Biegeverspannung erfolgte oder möglicherweise durch das Aufbringen der Zugkraft eingeleitet wurde. Hierzu wurde eine recht einfache Prüfmethode verwendet. In Anlehnung an die Farbeindringprüfung DIN EN 571-1 [51] wurde die Prüffarbe unmittelbar nach Beginn der zeitlichen Auslagerung rechts und links neben der Schweißnaht in die durch die Verspannung erweiterten Spalte eingebracht. Die Verwendung dieser Methodik beruht auf der Annahme, dass durch die Verspannung entstehende Rissoberflächen mit der Prüffarbe benetzt werden und nach der Durchführung des Zugversuches auf der entstandenen Bruchfläche wiederzufinden sind.

Tabelle 23: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5-Feinbleche

gereinigt			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-	+	8		+	8	
+	10			10	-		10	-		10	-
+	12			12	-		12	-		12	-
+	14			14	-		14	-		14	-

Tabelle 24: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6			6	-		6	-		6	-
	8	-		8	-		8	-		8	-
	10	-		10	-		10	-		10	-
	12	-		12	-		12	-		12	-
	14	-		14	-		14	-		14	-

Tabelle 25: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8		+	8		+	8		+	8	
+	10		+	10		+	10		+	10	
+	12		+	12		+	12		+	12	

+	14		+	14		+	14	
---	----	--	---	----	--	---	----	--

Während die Zugproben mit der uneingeschränkt hohen Zugfestigkeit und dem Trennungsort im Härtesack der angelassen WEZ keine Verfärbung aufwiesen, zeigten die angerissenen Proben mit ihrer verringerten Zugfestigkeit eine in der Mitte der Bruchfläche konzentrierte Farbaufnahme (Abbildung 66).

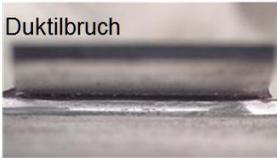
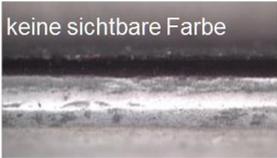
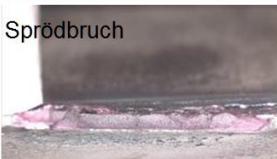
H-Quelle MSG-Schweißen	Blick auf Bruchfläche	
<p>gereinigt</p> 	<p>Duktilbruch</p> 	<p>keine sichtbare Farbe</p> 
<p>Wasser</p> 	<p>Sprödbbruch</p> 	<p>vollständige Farbsättigung</p> 
<p>Beölung</p> 	<p>Sprödbbruch</p> 	<p>teilweise Farbeindringung</p> 

Abbildung 66: Farbbenetzung der Bruchflächen nach Zugversuchen (22MnB5+AS150)

6.5.6 Kaltrissverhalten von Laserstrahlschweißverbindungen

Im Gegensatz zu den beiden vorher beschriebenen Schweißverfahren wurde bei den Laserstrahlschweißungen der gesamte Probenquerschnitt während des Schweißprozesses aufgeschmolzen. Die sich hieraus ergebene Querschnittsfläche ist in einem Querschliff in Abbildung 67 dargestellt. Neben der für Laserstrahlschweißungen typischen schmalen Schweißnaht, ist eine entsprechend schmal ausgeprägte WEZ sichtbar. Die Aufnahme eines Mikrohärteverlaufs HV 0,2 verdeutlicht die hohe Härte des Schweißgutes die in etwa gleich groß wie die des Grundwerkstoffes ist. Die WEZ dagegen ist durch einen zunehmenden Härteabfall in Richtung des Grundwerkstoffes charakterisiert, dessen geringste Härte wieder im sog. Härtesack vorliegt.

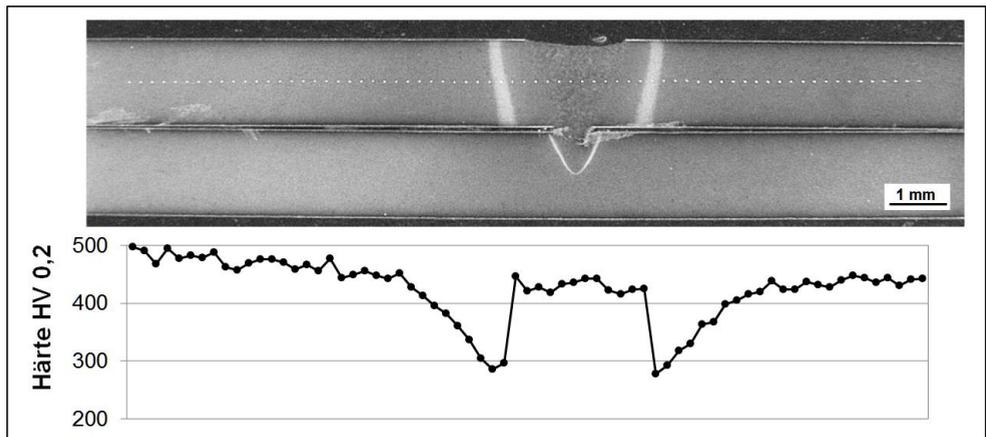


Abbildung 67: Mikrohärteverlauf durch eine Laserstrahlschweißung (22MnB5+Z140)

Wie bei den vorhergehenden Schweißverfahren wurden auch die Laserschweißungen mit unterschiedlichen Wasserstoffangeboten während des Schweißens vorgenommen. Um potentielle diffusible Wasserstoffanteile, resultierend aus dem Presshärteprozess zu eliminieren, wurden die Grund- und Oberbleche zuvor wasserstoffarmgeglüht. Im Anschluss an das Schweißen erfolgte wieder die Überprüfung des Kaltrissverhaltens der geschweißten Proben unter Verwendung der 4PBV. Die durch die 4PBV aufgebrachten Biegewege betragen 0 bis 14 mm mit Schrittweiten von 2 mm.

Da auch bei den laserstrahlgeschweißten Proben während der Biegeverspannung kein äußerlich sichtbares Kaltrissauftreten beobachtet und unter Verwendung des opto-temporären Rissdetektionsverfahrens detektiert werden konnte, wurden wieder alternative Verfahren angewendet. Während für den 22MnB5 ohne bzw. mit AS150-Überzug Querschliffe angefertigt und ausgewertet wurden, wurde für das verzinkte Material die Methodik „Zugversuch nach 4PBV“ angewendet.

6.5.6.1 Querschliffe

In Abbildung 68 sind exemplarisch Querschliffe für die Biegewege 6 und 8 mm von biegeverspannten laserstrahlgeschweißten 22MnB5-Feinblechen ohne Überzug dargestellt. Auffällig ist die stellenweise starke Porenbildung im Schweißgut. Während bei einem Biegeweg von 6 mm keine Probe Kaltrisse aufweist, versagen bei 8 mm Biegeweg die mit wasserstoffhaltigem Schutzgas bzw. die mit Konservierungsöl geschweißten Feinbleche. Bei höheren Biegewegen unterliegen auch die vor dem Schweißen gereinigten Proben, wogegen die wasserbenetzten Bleche auch bei sehr starken Verspannungen ($f = 20$ mm) keine wasserstoffunterstützte Beeinträchtigung aufweisen.

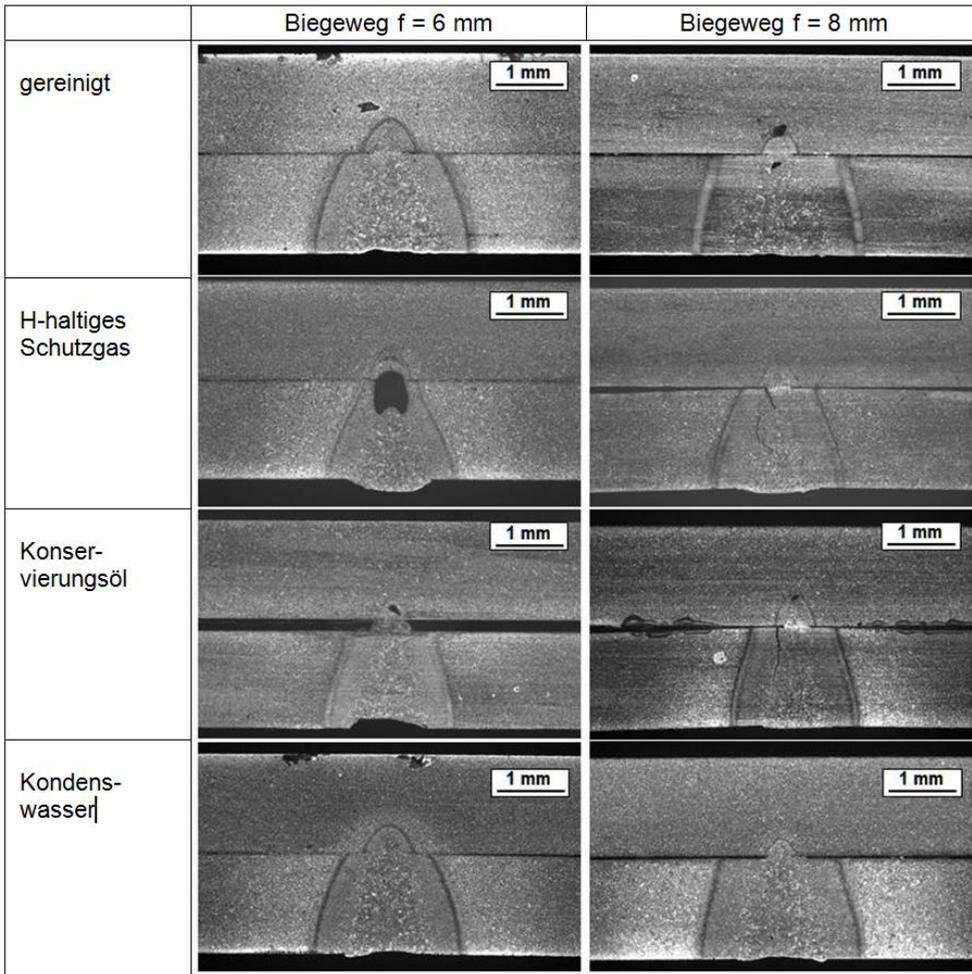


Abbildung 68: Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung

Genau wie bei dem überzugsfreiem 22MnB5 wurden auch von dem Al-Si-beschichteten laserstrahlgeschweißtem Material Querschliffe angefertigt. In Abbildung 69 sind Querschliffe von biegeverspannten Proben ($f = 6, 12 \text{ mm}$) dargestellt. Auch bei diesen Schweißergebnissen sind Poren im Schweißgut zu entdecken. Im Vergleich zu dem unbeschichteten Material treten Kaltrisse beim 22MnB5+AS150 tendenziell erst bei stärkeren Biegeverspannungen auf. Interessant ist auch hier, dass die mit Vorliegen von Wasser beim Schweißen geprüften Proben erst bei sehr starken Biegebeanspruchungen ($f = 16 \text{ mm}$) einem Kaltrissversagen unterliegen.

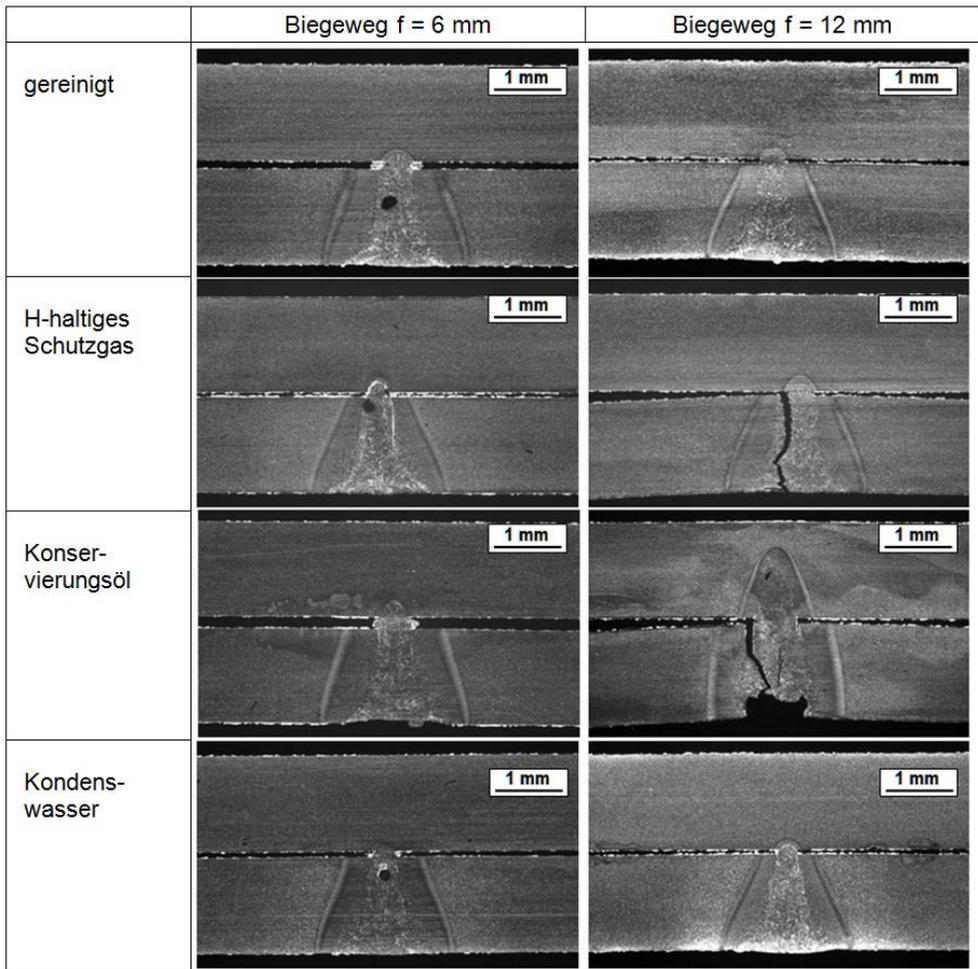


Abbildung 69: Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5+AS150-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung

6.5.6.2 Zugversuch

Die auf Zugbeanspruchung getesteten LB-Schweißproben verhielten sich in ähnlicher Weise wie die RP- bzw. MSG-Proben. Bei geringen Biegewegen bzw. ungenügenden Mengen von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut, verlief die Werkstofftrennung durch den Bereich der WEZ mit der geringsten Festigkeit, einem der Härtesäcke (Abbildung 70, links). Bei dem Vorliegen von Wasserstoff dagegen und ausreichender Biegebeanspruchung erfolgte die Trennung durch das Schweißgut (Abbildung 70, rechts).

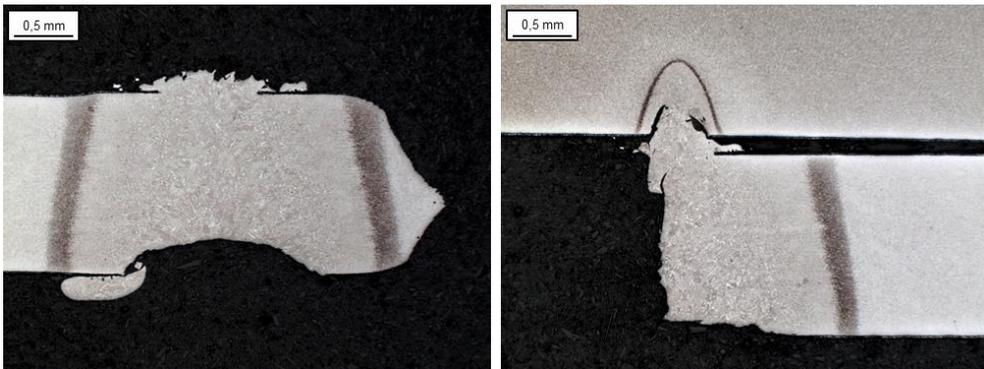


Abbildung 70: Laserstrahlgeschweißte 22MnB5+Z140-Proben nach dem Zugversuch – Trennung durch den Härtesack links (Oberblech fehlt) und durch das Schweißgut rechts

Eine Zusammenfassung des werkstoffabhängigen Kaltrissauftretens ist für die unterschiedlichen Wasserstoffangebote beim Laserstrahlschweißen in Tabelle 26 bis Tabelle 28 angegeben. In den Tabellen ist wieder der Biegezug des 4PBV angegeben und mit „+“ die kaltrissfreie Biegeverspannung bzw. mit „-“ die Verspannungen mit starker Abnahme der Zugfestigkeit im Anschluss an den 4PBV angegeben.

Tabelle 26: Biegezug-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-	+	8			8	-
+	10			10	-	+	10			10	-
	12	-		12	-	+	12			12	-
	14	-		14	-	+	14			14	-

Tabelle 27: Biegezug-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	

+	8	
+	10	
+	12	
	14	-

+	8	
+	10	
	12	-
	14	-

+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

+	8	
+	10	
	12	-
	14	-

Tabelle 28: Biegeweg-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

H-haltiges SG		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
	4	-
	6	-
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Wasser		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

Öl		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
	6	-
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

6.5.7 Zusammenfassung

Zusammenfassend zur Kaltrissprüfung von 22MnB5 mit unterschiedlichen Überzugsvarianten mittels 4PBV lassen sich eine Reihe von Aussagen treffen.

Kaltrisse entstehen unabhängig von der Art des Schweißverfahrens im Bereich der höchsten, durch die Biegebeanspruchung aufgebrachten Zugspannung. Diese Bereiche befinden sich an der Schmelzlinie, im oberen Randbereich des zugspannungsbelasteten Probebleches. Von dort verlaufen die Kaltrisse entlang der Schmelzlinie direkt in das Schweißgut oder in den grobkörnigen Bereich der WEZ.

Zum genauen Zeitpunkt des Kaltrissauftretens lassen sich nur ungenaue Angaben treffen. Einzig die stark mit Wasserstoff, durch den Austenitisierungsprozess beim Presshärten beladenen Proben zeigten ein äußerlich sichtbares Kaltrissbruchverhalten, das durch das opto-temporäre Detektionsverfahren zeitlich eingegrenzt werden kann. Nachteilig ist allerdings, dass keine Aussagen über die tatsächliche (innere) Rissentstehung getroffen werden können. Eine vielversprechende Methodik hierfür bildet die Anwendung der Schallemissionsanalyse. Im Rahmen dieses Forschungsprojektes wurde diese Methodik nur auf widerstandspunktgeschweißte Proben angewendet und einzig die Schallenergie-Zeit-Verläufe ausgewertet. Darüber hinaus ist die SEA mit einer Reihe weiterer auswertbarer Messgrößen verbunden, so dass für eine umfangreiche Überprüfung dieser Methodik zur Kaltrissdetektion ein neues Forschungsprojekt anzustreben ist.

Die entstandenen Kaltrisse führen zu Materialtrennungen, die die Homogenität des Probenquerschnitts stark beeinträchtigen. Die verbleibende im Zugversuch ermittelte Zugkraft wird im Vergleich zu einer nicht durch Wasserstoff degradierten Probe stark verringert. Geschweißte Proben, bei denen der diffusible Wasserstoffgehalt u./o. die Höhe der aufgebrachten Biegekraft nicht zu einer Risseinleitung im Probenquerschnitt geführt hat, haben bei sehr starken Biegebeanspruchungen eine plastische Verformung im angelasen

Teil der WEZ, den Härtesäcken. Ebenso erfolgte in diesen duktilen Bereichen die Trennung der Proben im Zugversuch.

In Abhängigkeit von der Art der Trennung der Proben – duktil durch die angelassene Zone der WEZ bzw. spröde entlang der Schmelzlinie oder den Grobkornbereich der WEZ – können die Brucharten in *Duktilbruch* und *Sprödbbruch* unterteilt werden. Während bei den Duktilbrüchen Materialeinschnürungen um die Bruchkante zu beobachten waren, traten bei Zugversuchen mit kaltrissbelasteten Proben Sprödbrüche ohne plastische Verformungen auf.

Um zu überprüfen, ob die entstandenen Sprödbrüche auf Kaltrissverhalten zurückzuführen sind, wurde von den entstandenen Bruchflächen REM-Aufnahmen angefertigt und die Oberfläche auf charakteristische Merkmale für Wasserstoffschädigungen untersucht. Nach [53, 54] bilden die in Abbildung 71 aufgezeigten Merkmale „typische“ Kennzeichen für wasserstoffunterstützte Kaltrisse. Hierzu zählen interkristalline Nebenrisse (klaffende Korngrenzen), duktile Haarlinien und Mikroporen auf den Korngrenzen. Die duktilen Verformungsbänder werden bei der Werkstofftrennung gratartig gezogen und bilden plastisch verformte Reste an den vorwiegend verformungslosen Korngrenzenbrüchen. Die Verformungsbänder sind oft krähenfußartig verzweigt.

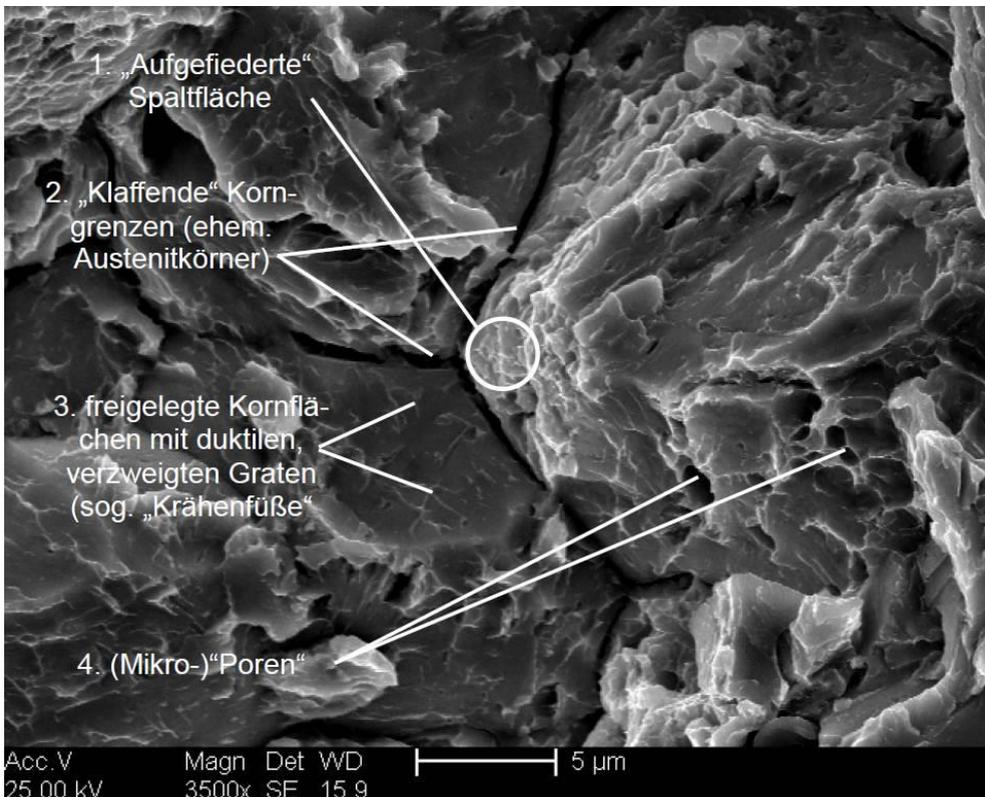


Abbildung 71: REM-aufnahme mit "typischen" Merkmalen für Kaltrissauftreten (RP-Probe 22MnB5+AS150)

Die in **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.** aufgezeigten „Symptome“ für wasserstoffunterstützte Kaltrisse, die exemplarisch an der Bruchfläche einer widerstandsgeschweißten 22MnB5+AS150-Probe dargestellt wurden, sind auch auf den Kaltrissbruchflächen der sprödbbruchbehafteten Proben der weiteren Schweißverfahren (MSG, LB), unabhängig von der Art des Überzuges beobachtet worden. Dementsprechend ist auch hier davon auszugehen, dass es sich ebenfalls um wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung handelt.

6.6 Übertragung auf Demonstratorbauteile

Um zu überprüfen, ob eine Korrelation zwischen den im 4PBV auf Kaltrissverhalten untersuchten Probekörpern und geschweißten umgeformten Bauteilen besteht, wurden Demonstratorbauteile ebenfalls mit Vorliegen von Wasserstoffquellen beim Schweißen auf ein mögliches Kaltrissversagen untersucht.

Als Demonstratorbauteile dienten pressgehärtete C-Profile aus 22MnB5+AS150, die aus dem gleichen Ausgangsmaterial bestanden wie die AlSi-Proben der vorhergehenden Untersuchungen. Die geometrische Form und Abmessungen der C-Profile sind Abbildung 72 zu entnehmen.

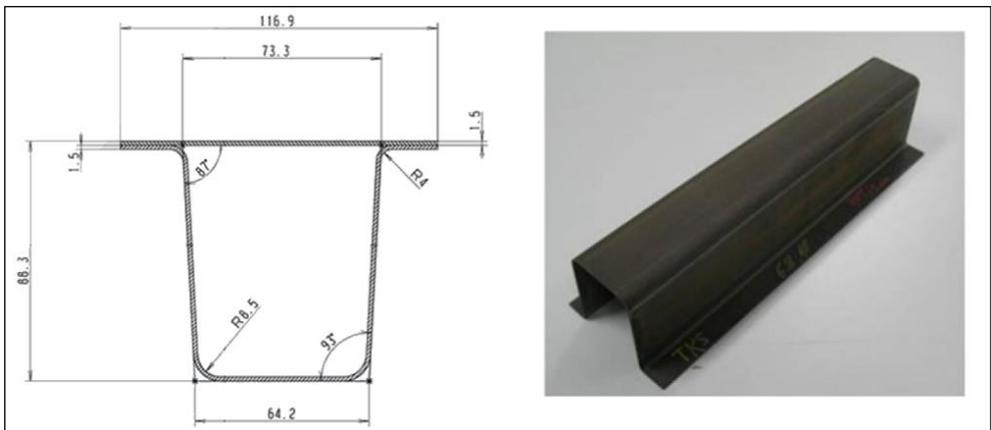


Abbildung 72: C-Profile zur Verwendung als Demonstratorbauteile (Länge = 400 mm)

Für die Überprüfung des Kaltrissverhaltens wurden das Widerstandspunkt- sowie das MSG-Schweißen angewendet. Um Spannungszustände, die für ein Kaltrissaufreten notwendig sind, sicherzustellen, wurden die C-Profile unmittelbar nach Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses unterschiedlichen Lastzuständen ausgesetzt. Diese führten zu verschiedenen mechanischen Beanspruchungen an der Fugestelle. Es wurden zwei unterschiedliche Spannungszustände gewählt, die aufgrund geometrischer Weg- bzw. Abstandsbeschränkungen differenzierte Kraftwirkungen auf die Fugestellen zur Folge hatten.

Der Spannungszustand 1, der verhältnismäßig wenig Lastaufbringung auf die Schweißstelle nach sich zieht, ist in Abbildung 73 dargestellt. Der maximale geometrisch mögliche Verspannweg der Schenkel des C-Profils um $\Delta s = 20$ mm besaß bei einer Gesamtlänge des C-Profils von 400 mm eine maximale Kraftwirkung von ca. 500 N. Die einwirkende Kraft hat eine Scherbelastung auf den Schweißpunkt bzw. auf die Schweißnaht zur Folge.

Ein sehr viel höherer Spannungszustand beinhaltet der Lastzustand 2. Dieser Zustand wird durch eine vertikale Bewegungseinschränkung des aufzuschweißenden Hilfsbleches generiert (Abbildung 73). Für die Aufbringung des Kräftezustandes wurde eine zusätzliche Vorrichtung notwendig, die aus recht einfachen Mitteln hergestellt wurde und als eine Art Biegedorn zentriert auf das Hilfsblech wirkte (Fixierpunkt). Der Spannungszustand selbst resultiert aus der geometrischen Länge des Dorns, der auf diese Weise die Wirkung einer Drei-Punkt-Verspannung nachbildet. Bei einem Überstand des Fixierdorns von 5 mm über die obere Fläche der Profilschenkel bzw. untere Seite des Oberbleches wurde eine Kraft bezogen auf die Gesamtlänge des C-Profils von etwa 4500 N gemessen.

Um einem Spannungsabbau durch plastische Deformation des Oberblechs entgegenzuwirken, wurde ebenfalls ein pressgehartetes 22MnB5+AS150-Feinblech verwendet. Darüber hinaus konnten aufgrund der artgleichen Verschweißung die gleichen Schweißparameter wie sie schon bei vorhergehenden Untersuchungen verwendet wurden eingesetzt werden. Im Vergleich zum Spannungszustand 1, unterlagen die Fügstellen bei Spannungszustand 2 einer schälenden Beanspruchung.

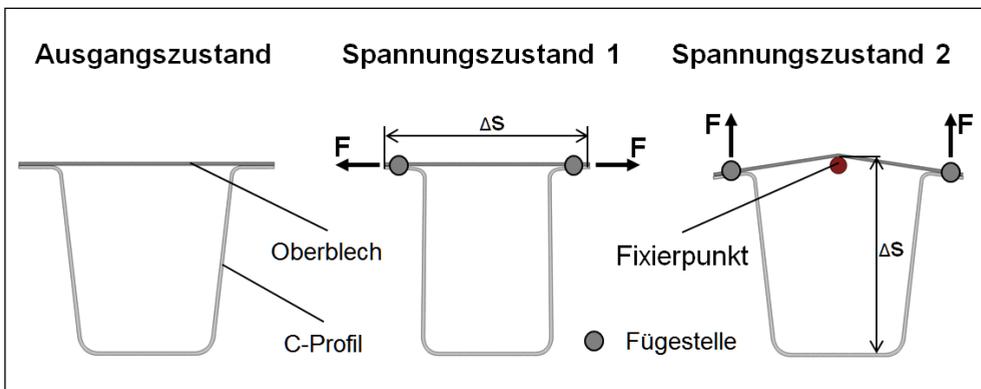


Abbildung 73: Verschiedene Spannungszustände für geschweißte Demonstratorbauteile

Die Vorgehensweise bei dem Verschweißen der Proben, ist unabhängig von der Art der Verspannungsvariante identisch. Zunächst wurde das Hilfsblech spannungsfrei auf eins der Stegbleche des C-Profils aufgeschweißt. Im Anschluss erfolgt die Aufbringung des Spannungszustandes, wobei die Wirkung beim Schweißen unter Zuhilfenahme von Hilfsmittel (Gribzange, Schraubzwingen...) zunächst unterbunden wird. Nach Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses wird eine Abkühlung der Fügstelle unter 200 °C sichergestellt und im Anschluss der entsprechende Lastzustand durch Entfernung der Hilfsmittel hergestellt. Die Dauer der Auslagerung der geschweißten Demonstratorbauteile wurde auf eine Woche beschränkt. Unter der Voraussetzung, dass keine vorzeitige Zerstörung der Probe bzw. Probennah erkennbar wird, wurde im Anschluss ein zerstörendes Prüfverfahren in Form eines Druck- bzw. Zugversuchs durchgeführt. Als auszuwertende Messgröße wurde die Maximalkraft herangezogen, die sich aus der Zerstörung der Probe bzw. der Schweißnaht ergibt.

6.6.1 MSG-Schweißungen

Aufgrund der höheren Wasserstoffgehalte, die nach dem MSG-Schweißen mit Wasserstoffangebot detektiert werden konnten, wurden MSG-Proben dem vergleichsweise geringen Belastungszustand dem Spannungszustand 1 ausgesetzt. Als Wasserstoffquellen wurden wieder die Zustände *gereinigt*, *Kondenswasser* und *Konservierungsöl* verwendet.

Nach Ablauf der festgelegten Auslagerungsdauer wurden bei keiner der verschweißten Proben äußerlich sichtbare Kaltrisse gefunden. Aufgrund der Beobachtungen wurde eine zweite Versuchsreihe durchgeführt. Für diese Untersuchungen wurden die MSG-Schweißproben, die mit den gleichen Wasserstoffquellen geschweißt wurden, dem Spannungszustand 2 ausgesetzt und ebenfalls für einen Dauer von sieben Tagen ausgelagert. Auch dieser erhöhte Spannungszustand hatte kein sichtbares Kaltrissaufreten zur Folge.

Um dennoch Aussagen über das mögliche Vorliegen nicht sichtbarer (innerer) Risse treffen zu können, wurden die geschweißten Proben nach der Auslagerungszeit mit einem zerstörenden Prüfverfahren geprüft. In Anlehnung an den Kopfzugversuch zur Überprüfung von Widerstandspunktschweißungen wurde eine entsprechende Vorrichtung konstruiert, die einen Abzugversuch des aufgeschweißten Oberbleches von dem C-Profil unter Zuhilfenahme einer Zugmaschine erlaubte (Abbildung 74). Als vergleichende Messgröße, anhand derer die Vergleichbarkeit zwischen den Proben erfolgt, wurde die maximale Zugkraft bis zur Ablösung des Oberbleches und somit bis zur Zerstörung der Schweißverbindung verwendet.

Die Ergebnisse der Prüfung, die maximale Zugkraft in Abhängigkeit vom Wasserstoffangebot beim Schweißen und dem Spannungszustand während der Auslagerung sind in Abbildung 75 dargestellt.

Es ist davon auszugehen, dass bei dem Schweißen mit bzw. ohne zusätzliche Wasserstoffquellen, unabhängig von der Art des Belastungszustandes gleich hohe diffusible Wasserstoffgehalte in das Schweißgut eingebracht wurden. Unter Berücksichtigung dieser Annahme konnte beobachtet werden, dass nur ein kritischer Spannungszustand, mit ausreichend hoher Intensität die Voraussetzung für ein Kaltrissaufreten bildet. Deutlich wird dies in Abbildung 75, bei den C-Profilen mit stärkerer Belastung (Spannungszustand II). Bei dem Abziehversuch ist bei den Proben mit Vorliegen wasserstoffhaltigen Medien beim Schweißen eine deutliche Verringerung der maximalen Zugkraft zu erkennen. Dieses Festigkeitsverhalten ist bei den Proben, die dem Spannungszustand I ausgesetzt waren nicht zu beobachten.

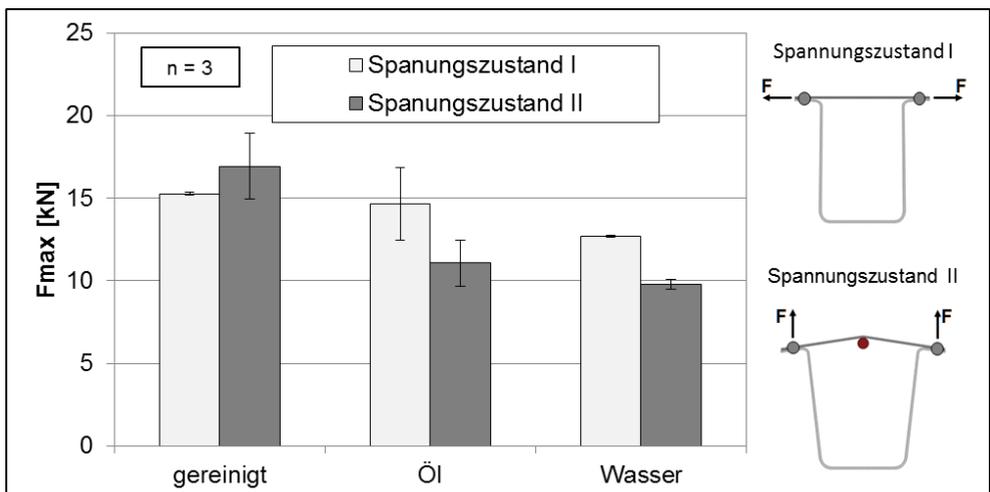


Abbildung 75: Maximalkräfte nach Abzugsversuch MSG-geschweißter Demonstratorbauteile

6.6.2 RP-Schweißen

Die widerstandsgeschweißten Proben wurden ausschließlich unter Aufbringung des Spannungszustandes 2 ausgelagert. Auch hier wurde mit den diversen Wasserstoffquellen beim Schweißen, durch vorheriges Auftragen der Fluide (Wasser, Öl) auf die Fügeflächen geschweißt. Da auch bei diesen Proben nach Verlauf einer Woche kein Kaltrissauftreten sichtbar wurde, wurde im Anschluss an die Auslagerung ebenfalls ein zerstörendes Prüfverfahren angewendet, um so Aussagen über ein mögliches Schädigungsverhalten durch Wasserstoff während der Verspannung zu erhalten. Hierzu wurde ein Drückversuch verwendet und mit einem Stempel eine Kraft auf das Oberblech ausgeübt, deren Höhe beim Versagenszeitpunkt der Schweißverbindung gemessen wurde. Unter der Kraftaufbringung mit einer Geschwindigkeit von 10 mm/min wurde ein Versagen der Schweißpunkte, unabhängig vom Wasserstoffangebot beim Schweißen von $9,0 \pm 0,1$ kN gemessen. Diese Beobachtungen erlauben den Schluss, dass der vermeintlich durch das Schweißen eingebrachte Wasserstoff zu keiner Kaltrisschädigung unter den aufgetragten Spannungszuständen führt. Im Vergleich zu den Ergebnissen des Vier-Punkt-Biegeversuchs und der anschließenden Überprüfung der Restzugkraft ist eine hohe Korrelation festzustellen. Auch bei diesen Versuchen versagten die widerstandspunktgeschweißten 22MnB5+AS150-Feinbleche bei gleicher Belastung, unabhängig vom H-Angebot beim Schweißen (s.

Tabelle 21).

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass für den Al-Si-beschichteten Bor-Mangan-Stahl eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der Kaltrissprüfung (4PBV) besteht.

6.7 Ableitung einer Risikomatrix für Kaltrissbildung von 22MnB5

6.7.1 Art der Wasserstoffaufnahme

Für die Ableitung einer Risikomatrix werden zunächst die unterschiedlichen Arten der Wasserstoffaufnahme und der daraus resultierende und quantitativ bestimmte diffusible Wasserstoffgehalt in den Proben verglichen. Da bei einigen Methoden der Wasserstoff auf die Gesamtmasse der Probe und insb. bei den Schweißverfahren auf das Schweißgut bezogen ist, kann ein Vergleich nicht über die Wasserstoffkonzentration in der Bezugsmasse erfolgen. Sinnvoller ist hier die Nutzung der absoluten diffusiblen Wasserstoffmasse, die unmittelbar nach der Beendigung der Beladung bzw. des Schweißprozesses im Grundwerkstoff bzw. Schweißgut vorliegt. Eine Übersicht über die verschiedenen Arten der Wasserstoffaufnahme und die daraus nachgewiesenen H-Gehälter ist zusammenfassend in Tabelle 29 wiedergegeben.

Tabelle 29: Werkstoffabhängige Wasserstoffaufnahme

	Elektrolytische Beladung	Austenitisierung (Ofenprozess)	Schweißprozesse
Werkstoff	22MnB5	22MnB5+AS150 22MnB5+Z140	22MnB5 22MnB5+AS150 22MnB5+Z140

Beeinflussende Parameter der H-Aufnahme	Stromdichte i , Beladungszeit t_i	Ofentemperatur, Ofenverweilzeit, Taupunkt	Streckenenergie/Wärme- einbringung, Wasserstoffquellen beim Schweißen		
Aufenthaltsort des Wasserstoffs	Randbereich des Grundbleches	Grundblech	Schweißgut		
Wasserstoff- mengen [μg]	~127,4	~7,8	RP	MSG	LB
			n. n.*	2,4-16,0	n. n.*

*) nicht nachweisbar

Zunächst bleibt festzuhalten, dass die verschieden eingebrachten diffusiblen Wasserstoffgehalte in den verwendeten Materialien recht unterschiedliches Kaltrissverhalten zur Folge haben.

So führt die elektrolytische Beladung, die nur bei überzugsfreiem 22MnB5 möglich ist zu sehr hohen randnahen Wasserstoffaufnahmen und in der Folge zu sehr schnellen und intensiven Kaltrissauftreten. Allerdings ist hierzu zu sagen, dass auch unter stärksten korrosiven Einflüssen solche Voraussetzungen und die entsprechenden Folgen in der Realität nicht zu erwarten sind.

Sehr viel wahrscheinlicher und in der betrieblichen Praxis denkbar ist die taupunktabhängige Wasserstoffaufnahme bei dem Austenitisieren im Rahmen der thermo-mechanischen Verarbeitung von 22MnB5. Hierbei konnte beobachtet werden, dass das Potential der Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff in die 22MnB5-Matrix überzugsabhängig ist. Aufgrund des höheren Wasserstoffaufnahmepotentials des 22MnB5 mit Al-Si-Überzug wurden in Absprache mit dem PA an diesem Material weitere Untersuchungen durchgeführt. Prinzipiell wurden hierbei das Vorliegen unterschiedlicher Materialeigenschaften (Blech- und Überzugsdicke) und verfahrensbedingte Einflüsse (Ofentaupunkt und -verweildauer) auf die quantitative Wasserstoffaufnahme untersucht. Während bei den materialabhängigen Einflüssen nur der von der Probe aufgenommene Wasserstoffgehalt bestimmt wurde, sind bei den zu untersuchenden prozessbeeinflussenden Parametern auch Kaltrissüberprüfungen mittels 4PBV vorgenommen worden. In Abbildung 76 sind die Bedingungen, die zu höheren Wasserstoffaufnahmen im Werkstoff und somit zu einer Erhöhung des Gefährdungspotentials für Wasserstoffgefährdung führen in qualitativer Form zusammengefasst.



Abbildung 76: Übersicht über die Wasserstoffaufnahme beeinflussenden Prozessparameter beim Presshärten

Aufgrund der hohen Anzahl der Einflussfaktoren, die die Wasserstoffaufnahme beim Presshärten beeinflussen und vor allem deren Wechselwirkungen sind weitere Untersuchungen, günstigerweise in einem weiteren Forschungsvorhaben vorzunehmen.

6.7.2 Vergleich nach den unterschiedlichen Schweißverfahren

In diesem Abschnitt wird das Kaltrissverhalten der Proben nach den verschiedenen Schweißverfahren und den hierbei vorgehaltenen Wasserstoffquellen beim Fügen gegenübergestellt. Der Nachweis des Kaltrissauftretens in Abhängigkeit von der Biegespannung wurde in Abschnitt 6.5 beschrieben und wird nun zum Erstellen einer Risikomatrix herangezogen. Anhand von Kraft-Weg-Aufnahmen konnten der elastische und der elastisch-plastische Biegebereich für homogene ungeschweißte 22MnB5-Feinbleche abgeleitet werden. Wie Abbildung 41 entnommen werden kann, besteht der elastische Biegebereich bis zu einem Biegeweg in 4PBV von ca. $f = 7,5$ mm. Diese Obergrenze der elastischen Biegespannung in der Randfaser stimmt in etwa mit den aus Zugversuchen ermittelten Streckgrenze ($R_{p0,2} \approx 1000$ MPa) überein und diente als Qualitätskriterium zur Beurteilung von Kaltrissgefährdung für den pressgehärteten 22MnB5. Als eine kaltrissichere Schweißverbindung gilt demnach eine Schweißprobe, die nach Aufbringung einer Biegespannung im Grenzbereich zur plastischen Randfaserverformung für eine Dauer von 72 Stunden ausgelagert, keine nachweisbaren Anzeichen für Kaltrissaufreten zeigt. Für den Nachweis des Kaltrissauftretens wurden das opto-temporäre Rissverfahren, Querschlitze und/oder Zugversuche im Anschluss an der 4PBV verwendet.

Während bei einem vierpunktbiegeverspannten ungeschweißten Feinblech die Randfaser-
spannung konstant ist, wird dieser homogene Zustand durch eine Schweißnaht-/punkt unterbrochen, es entstehen lokale dreiachsige Spannungszustände. Diese Spannungszustände sind zum Teil viel höher als die vergleichbare homogene Randfaser-
spannung und haben einen maßgeblichen Einfluss auf das Kaltrissverhalten der geprüften Schweißproben. Die Formen und Stärken der durch das Schweißen hervorgerufenen Inhomogenitäten (Schweißgut, WEZ) sind anhängig vom eingesetzten Schweißverfahren und aus diesem Grund untereinander nur beschränkt vergleichbar. Beobachtet werden konnte aber auch, dass bei Verwendung gleicher Schweißverfahren und der anschließenden Kaltrissprüfung material- und somit überzugsabhängige Unterschiede vorliegen. Das betrifft besonders das Widerstandspunkt- und MSG-Schweißen.

Das Vorliegen unterschiedlicher metallischer Überzüge erfordert für die Gewährleistung normgerechter Schweißnaht-/punktqualitäten, bspw. nach DIN EN ISO 5817 oder SEP 1220-2 die Verwendung verschiedener Schweißparameter bei gleichen Schweißprozessen.

Tolerierte Angaben in entsprechenden Regelwerken führen dazu, dass Qualitätsanforderungen erfüllt sind (z.B. Einbrandtiefe bei MSG-Schweißungen $> 0,2$ mm nach Konzernnorm: VW 01106-1: 2004-07) aber im Vergleich der geschweißten Materialien untereinander doch stark voneinander abweichen. Bei dem MSG-Prozess sind es unterschiedliche Einbrandbreiten und -tiefen, die Ausprägung der WEZ und sicherlich auch die Porenbildung (Abbildung 77), wogegen für das Widerstandspunktschweißen der Schweißlinsendurchmesser maßgebend ist. Unter Berücksichtigung dieser Voraussetzungen wird ein Vergleich zur Kaltrissbeständigkeit vorgenommen.

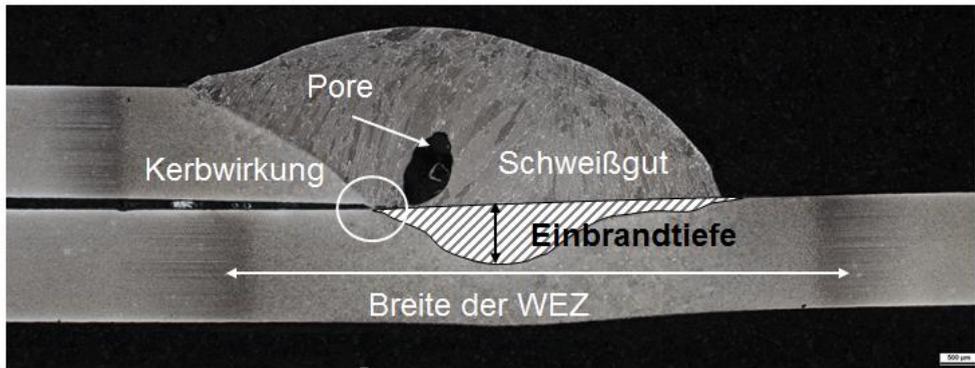


Abbildung 77: Mögliche Einflüsse auf die Kaltrissgefährdung MSG-geschweißter 22MnB5-Feinbleche

Widerstandspunktschweißen

Bei dem gereinigten Oberflächenzustand während des Schweißens konnten die Materialien 22MnB5 ohne bzw. mit +Z140-Überzug bis in elastisch/plastischen Bereich beansprucht werden ($\sigma_b > R_{p0,2}$), ohne dass ein Kaltrissaufreten zu beobachten war. Bei 22MnB5+AS150 betrug die max. Biegespannung im gereinigten Zustand $\sigma_b \approx 0,85 \cdot R_{p0,2}$.

Das Vorliegen von wasserstoffhaltigen Fluiden auf den Fügeflächen beim Widerstandsschweißen führte dazu, dass sich bei allen Materialien das maximale Biegebeanspruchungsvermögen auf $\sigma_b \approx 0,85 \cdot R_{p0,2}$ verringerte. Eine Ausnahme hierbei bildete 22MnB5+AS150, hier blieb die Biegespannung im Vergleich zum gereinigten Zustand gleich. Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse wird in Abbildung 78 vorgenommen.

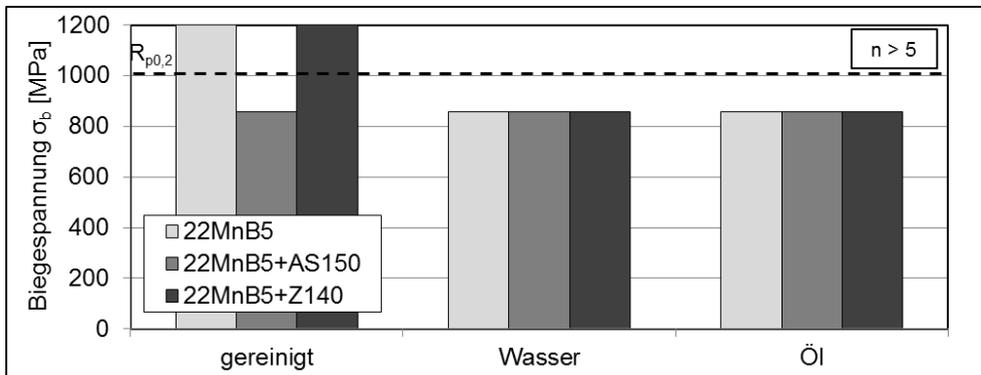


Abbildung 78: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen RP-geschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen

MSG-Schweißungen

Ganz ähnlich wie bei den Widerstandspunktschweißungen konnten auch bei dem MSG-Prozess die pressgehärteten Werkstoffe 22MnB5 ohne bzw. mit +Z140-Überzug bei gereinigtem Ausgangszustand der Fügeflächen bis in den in elastisch/plastischen Biegebereich beansprucht werden ($\sigma_b > R_{p0,2}$), wogegen bei den geschweißten

22MnB5+AS150-Proben die maximale Biegebeanspruchung, unabhängig vom Wasserstoffangebot beim Schweißen geringer, bei ca. $0,8 \cdot R_{p0,2}$ lag. Bei Vorliegen von Wasser oder Öl auf den Fügeflächen während des Schweißens von unbeschichtetem bzw. +Z140-Material wurde kein Kaltrissaufreten beobachtet, allerdings nahm die maximale Biegebeanspruchung im elastisch/plastischem Biegebereich ab.

Bei Betrachtung der Abbildung 79 wird deutlich, dass nur eine geringe Korrelation zwischen dem beim Schweißen aufgenommenen und quantifizierten diffusiblen H-Gehalt im Schweißgut und dem Kaltrissverhalten besteht. Besonders deutlich wird diese Tatsache bei dem 22MnB5+Z140. Trotz der größten Aufnahme von diffusiblen Wasserstoff beim Schweißen, besteht das geringste Gefährdungspotential für Kaltrissbildung.

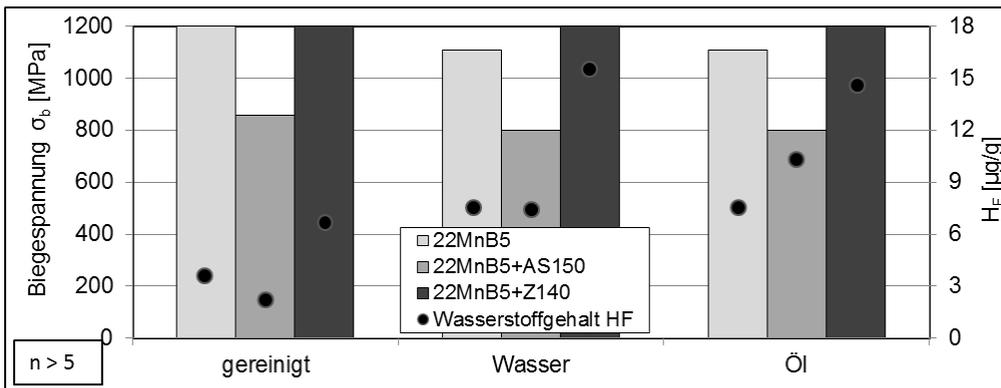


Abbildung 79: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen MSG-geschweißter Proben in Abhängigkeit vom diffusiblen Wasserstoffgehalt im Schweißgut

Laserstrahlschweißungen

Im Vergleich zu den MSG-Schweißungen korrelieren die Ergebnisse bei der Kaltrissprüfung beim Laserstrahlschweißen sehr stark. Es ist anzunehmen, dass die hohe Übereinstimmung auf die nahezu identischen Abmessungen der Laserschweißnähte der drei Versuchsmaterialien zurückzuführen ist. Darüber hinaus durchdringen die Nähte den gesamten Feinblechquerschnitt, so dass die Variable *Einbrandtiefe* bei den Betrachtungen entfällt. Bei dem gereinigten Oberflächenzustand können alle Proben, unabhängig vom Beschichtungssystem weit in den elastisch-plastischen Biegebereich beansprucht werden. Dieser Zustand wird durch Vorliegen von Öl auf den Fügeflächen stark eingeschränkt, so dass hier nur noch ca. 85 % der Streckgrenzenspannung $R_{p0,2}$ erreicht werden können. Eine Besonderheit bildet das Medium Wasser, beim Laserstrahlschweißen. Das Vorliegen von Wasser beim Fügen, führte zu einer starken Verbesserung der Kaltrissbeständigkeit aller Probematerialien. Eine grafische Gegenüberstellung der Ergebnisse ist Abbildung 80 zu entnehmen.

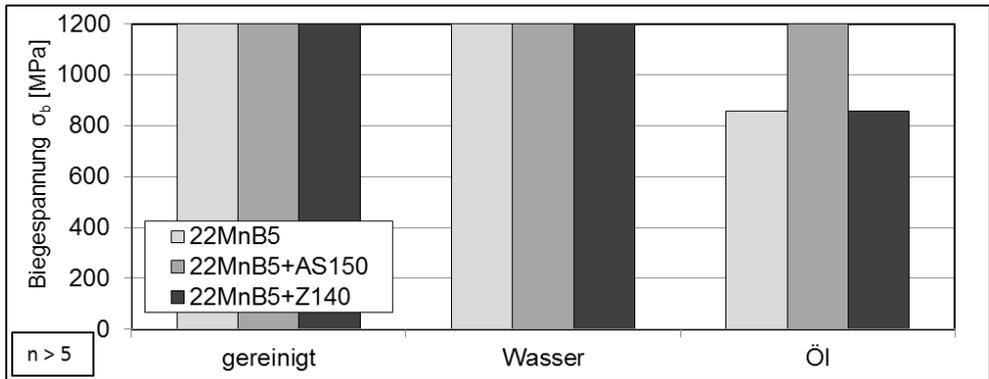


Abbildung 80: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen laserstrahlgeschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen).

In Anlehnung an die betriebliche Praxis, wurde zum Schweißen des pressgehärteten 22MnB5 der Schweißzusatzwerkstoff G3Si1 (1.5125) mit einem Drahtdurchmesser $d = 1,0$ mm verwendet. Die übliche chemische Zusammensetzung der Massivdrahtelektrode ist in Tabelle 2 aufgeführt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Schweißzusatzes G3Si1 (M-%) [45]

C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Ti + Zr
0,06-0,14	0,70-1,00	1,30-1,60	0,025	0,025	0,15	0,15	0,02	0,15

Für die MSG-Schweißungen wurde ein Mischgas M21 (18% CO₂, Rest Ar) eingesetzt, wie es auch in der Industrie für das Verschweißen von Karosseriebauteilen aus 22MnB5 und dem Zusatzwerkstoff G3Si1 Verwendung findet. Eine Ausnahme bildeten dabei die Schweißversuche, bei denen mit Bedacht ein wasserstoffhaltiges Schutzgas zur Forcierung einer diffusiblen Wasserstoffaufnahme durch das Schweißgutes gefordert war. Dieses Schutzgas hatte eine Zusammensetzung aus 5% Wasserstoff, der Rest des Gasgemisches bestand aus Argon. Alle MSG-Schweißungen wurden mit der gleichen neutralen Brennerstellung und mit einem Kontaktrahabstand zur Werkstückoberfläche von 10 mm geschweißt. Die material- und somit überzugsabhängigen Schweißparameter sind in Tabelle 3 wiedergegeben.

Tabelle 3: MSG-Schweißparameter

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
Schutzgas	18% CO ₂ , Rest Ar		
v_S [cm/min]	70	65	45
v_{Dr} [m/min]	5,3	5,2	4,9
I_{eff}/I_m [A]	152/126	95/76	140/113
U_{eff}/U_m [V]	22/17	20/15	21/17

E_{eff}/E_m [kJ/cm]	2,8/1,8	1,8/1,1	4,0/2,5
-----------------------	---------	---------	---------

Zur Beurteilung der Schweißnahtqualität der MSG-Überlappverbindungen wurde die Konzernnorm VW 01106-1 [46] verwendet. Anhand von Querschliffen, die jeweils aus der Mitte der MSG-Überlappverbindungen angefertigt und unter Zuhilfenahme eines Lichtmikroskops ausgewertet wurden, konnte für alle Materialien eine Schweißnahtqualität beschrieben werden, die der Beurteilungsgruppe B entsprachen (Abbildung 9). Eine Ausnahme bildete dabei der 22MnB5+Z140. Bei diesen Verbindungen wurde bei allen angefertigten Querschliffen eine starke Porenbildung im Schweißgutes lokalisiert. Die Poren sind mit dem Zinküberzug in Verbindung zu bringen und entstehen durch die geringe Verdampfungstemperatur und starke Ausgasung des Zinks beim Schweißprozess. Da dieser Effekt nicht zu vermeiden ist, wurden die Überlappverbindungen trotz der Poren in die Untersuchungen einbezogen.

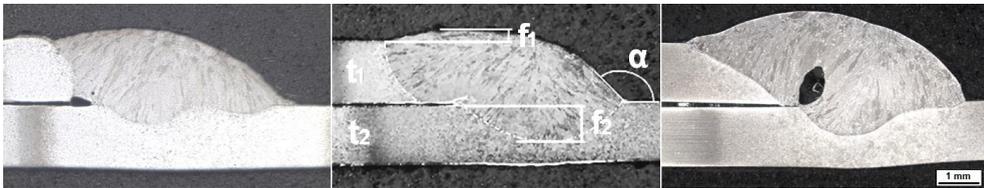


Abbildung 9: Querschliffe der MSG-Überlappverbindungen an 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)

6.7.3 Widerstandspunktschweißen

Diese Art des Fügens erfolgte ausschließlich an einer stationären Widerstandspunktschweißmaschine PN 153 der Fa. Kumpf Schweißtechnik GmbH in C-Bauweise, die mit 1000 HZ gleichgerichtetem mittelfrequentem Wechselstrom arbeitet (Abbildung 12). Für alle Schweißungen wurden Elektrodenkappen nach DIN EN ISO 5821 [47] F1–16–20–5,5–flach–8,0 verwendet.

Für die Widerstandsschweißungen, die einen Nennschweißpunktdurchmesser $d_{penn} \geq 4,0\sqrt{t}$ besaßen wurden verschiedene, in der betrieblichen Praxis eingesetzten Schweißparameter verwendet. Während für das überzugsfreie und den AS-beschichteten Werkstoff Einimpulsschweißungen vorgenommen, ist bei den Widerstandsschweißungen des 22MnB5+Z140 ein Schweißvorimpuls genutzt worden. Der Vorimpuls sorgt dafür, dass die kritische Zink-Schicht aufgeschmolzen wird. Der zweite Impuls ist der eigentliche Schweißimpuls. Die Parameter für das Widerstandsschweißen sind in

Tabelle 4 wiedergegeben.

Tabelle 4: Widerstandspunktschweißparameter für die unterschiedlichen Überzugskonzepte von 22MnB5

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
Stromart	DC-MF 1000 Hz		
Vorhaltezeit	500 ms	500 ms	500 ms

<i>Nachhaltezeit</i>	200 ms	200 ms	200 ms
<i>Schweißstrom</i>	6,7 kA	5,8 kA	5,0 kA/6,8 kA
<i>Schweißzeit</i>	350 ms	300 ms	350 ms/400 ms
<i>Elektrodenkraft</i>	3,5 kN		

Die Schweißlinsen und die aus den Querschliffen der artgleich geschweißten Einzelmaterialien vermessenen Schweißlinsendurchmesser sind in Abbildung 10 wiedergegeben.



Abbildung 10: Schweißlinsen am 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)

6.7.4 Laserstrahlschweißen

Die Untersuchungen zum Laserstrahlschweißen wurden mit der Nd: YAG-Festkörperlaser-Schweißanlage HLS 622 der Firma Lasag durchgeführt (Abbildung 12). Die Pulsfrequenz ist auf bis zu 500 Hz regulierbar, bei einer Wellenlänge von 1064 nm steht eine maximale mittlere Leistung von 800 W zur Verfügung. Die unterschiedlichen Überzüge des pressgehärteten 22MnB5 erforderten eine Anpassung der Laserschweißparameter. Bei dem verzinkten Material wurde zwischen den Fügepartnern ein Luftspalt von 0,1 mm gewährleistet, um so ein dem verdampfenden Zink genügend Raum zum Ausgasen zu geben. Die Laserschweißparameter sind in Tabelle 5 wiedergegeben.

Tabelle 5: Schweißparameter für das Laserstrahlschweißen

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
<i>Pulsdauer</i>	6 ms	6 ms	6 ms
<i>Pulsenergie</i>	19,1 J	19,1 J	12,6 J
<i>Schweißgeschwindigkeit</i>	350 mm/min	350 mm/min	200 mm/min
<i>Spannung</i>	310 V	310 V	280 V
<i>Fokuslage</i>	0 mm	0 mm	0 mm
<i>Frequenz</i>	30 Hz	30 Hz	45 Hz
<i>Schutzgas</i>	Ar / 10 l/min	Ar / 10 l/min	Ar / 10 l/min

Zur qualitativen Beurteilung der Laserschweißnähte sind Querschliffe für die unterschiedlichen 22MnB5-Varianten angefertigt worden und in Abbildung 11 dargestellt.

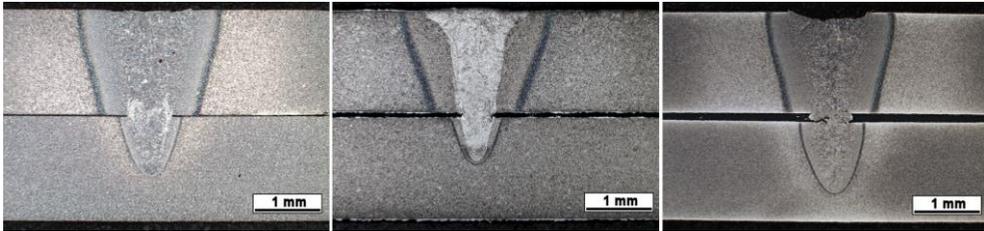


Abbildung 11: Querschliffe der Laserstrahlschweißungen an 22MnB5 (links), 22MnB5+AS150 (Mitte) und 22MnB5+Z140 (rechts)

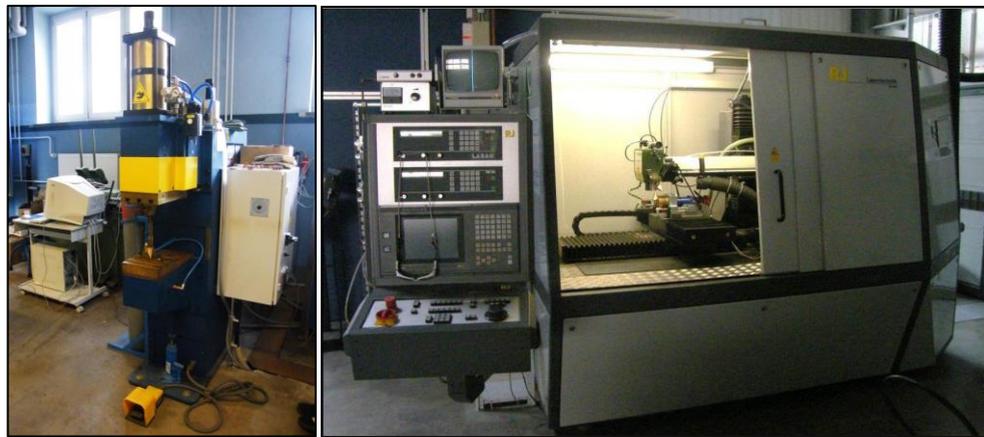


Abbildung 12: Widerstandsschweißmaschine (links) und Nd: YAG-Festkörperlaser-Schweißanlage HLS 622 (rechts) am IWF

6.8 Presshärtenanlage

Für das Presshärten der im Ausgangszustand gelieferten, ungehärteten Untersuchungsmaterialien wurde eine Laborpresshärtroute errichtet, die die Nachbildung des direkten Presshärteprozesses erlaubt. Für die Austenitisierung kam dabei ein Laborofen (MLW LM312.11) zum Einsatz, der widerstandserwärmt eine Höchsttemperatur von 1200 °C abbilden kann. Die Ofenkammer besteht aus Schamottstein und hat eine Abmessung von 170x100x320 mm³. Da der Ofen nicht für eine Schutzgasspülung, wie sie beim Erwärmen von 22MnB5 ohne Überzug benötigt wird, vorgesehen war, wurde ein weiterer Ofen verwendet. Dieser Ofen besitzt eine von widerstandserwärmten Heizwendeln umgebende Retorte aus hochtemperaturbeständigem Stahl, die mit Schutzgas oder Atmosphären mit definiertem Taupunkt gespült werden kann. Für die dauerhafte Aufrechterhaltung einer konstanten Ofenatmosphäre (Verdrängung von Sauerstoff oder Taupunkteinstellung) wird das Prinzip der Gasverdrängung und das Aufsteigen wärmerer Luft in den Bereich der Kammer verwendet, so dass eine Bestückung des Ofens mit Platinen ausschließlich vertikal, von unten durch den Boden des Ofens, möglich ist (Abbildung 13).

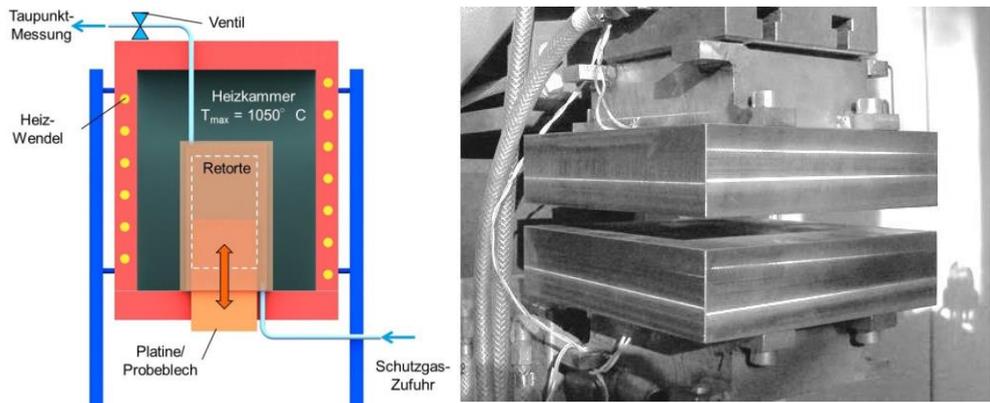


Abbildung 13: Ofen mit integrierter Retorte (links) und Plattenkühlwerkzeug (rechts)

Für die Abkühlung der austenitisierten Platinen ist eine Widerstandspunktschweißmaschine umfunktioniert worden. Die Elektroden wurden durch zwei Stahlbacken mit den Abmessungen $200 \times 200 \times 50 \text{ mm}^3$ ersetzt, die mit einer Maximalkraft von 6 kN (entspricht für die Werkzeugabmessung einer Flächenpressung von ca. 0,15 MPa) zusammengepresst werden können (Abbildung 13). Auf eine Umformung der Platinen während des Prozesses wurde bewusst verzichtet, da sowohl für die Schweißversuche und die anschließenden Vier-Punkt-Biegeverspannungen ebene Proben vorliegen mussten.

Ausgiebige Testversuche führten zu der Erkenntnis, dass eine zusätzliche Wasserkühlung der Backen nicht notwendig ist. Die Abkühlgeschwindigkeit der Platinen betrug nach dem manuellen Transfer Ofen-Abkühlwerkzeug im Mittel 50 K/s und entspricht somit den Voraussetzungen für eine vollständige Martensitumwandlung des Stahles.

Aufgrund der hohen Festigkeit der Feinbleche nach dem Presshärten und der daraus folgenden schwierigen mechanischen Bearbeitung, sind bereits während des Ausschnitts der Platinen die Konturen für die späteren Schweiß- und Biegeproben mittels Laserstrahlschneiden eingebracht worden (Abbildung 14). Die so perforierten Blechstreifen ließen sich im Anschluss an den Presshärtevorgang herausbrechen, die Bruchkanten wurden vor der weiteren Verwendung mechanisch geglättet. Die Herstellung der ebenfalls benötigten Oberbleche erfolgte durch ein mechanisches Nasstrennverfahren aus den herausgebrochenen Blechstreifen. Für die Widerstandsgeschweißten Proben wurden Grundbleche mit der Breite von 20 mm zugrunde gelegt, wogegen beim MSG- und Laserstrahlschweißen aufgrund größerer Längen der Schweißnähte breitere Bleche ($b = 30 \text{ mm}$) verwendet wurden.

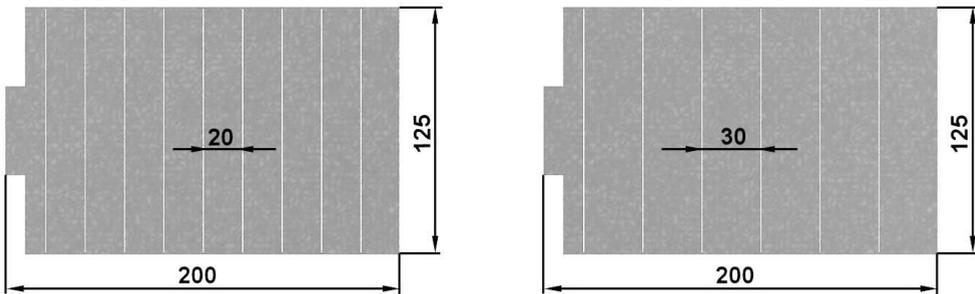


Abbildung 14: Perforierte Platinen für das Presshärten ($d = 1,5 \text{ mm}$) für RP-Schweißungen (links) und MSG- bzw. LB-Schweißungen (rechts)

6.9 Wasserstoffanalytik

Für die Quantifizierung von Wasserstoff in metallischen Werkstoffen steht am IWF ein G8 Galileo ON-H (ehemals Juwe ON/H mat 286) zur Verfügung. Dieses Messsystem basiert auf dem Trägergasverfahren und erlaubt durch das Vorhandensein von zwei unterschiedlichen Öfen sowohl die Schmelzextraktion ($T_{\text{max}} = 2800 \text{ °C}$), als auch die Warmauslagerung ($T_{\text{max}} \leq 900 \text{ °C}$). Während bei der Schmelzextraktion die Metallproben in einem Impulsofen vollständig aufgeschmolzen und der Gesamtwasserstoffgehalt bestimmt werden kann, erfolgt die Warmauslagerung in einem externen Rohrofen und dient der Bestimmung von diffusiblen Wasserstoffanteilen in metallischen Proben (Abbildung 15).

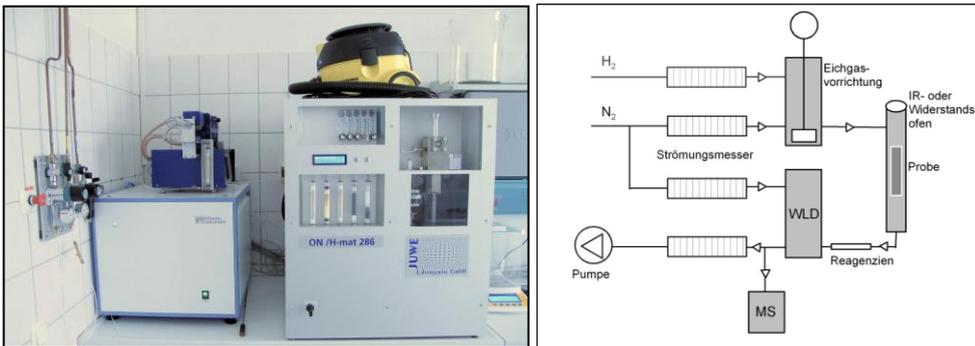


Abbildung 15: Anlagentechnik zur Wasserstoffanalytik am IWF (links) und deren struktureller Aufbau (rechts)

Die Detektion des Wasserstoffs erfolgt dabei durch den Vergleich der Wärmeleitfähigkeit zwischen dem sog. Trägergas, in dem der Wasserstoff gelöst ist, und dem Referenzgas Stickstoff mit der Reinheit 5.0 in einem thermostatisierten Wärmeleitfähigkeitsdetektor (WLD). Dadurch aber, dass Wasserstoff schon in sehr kleinen Konzentrationen schädlich sein kann, ist eine Nachweismethodik mit einer höheren Empfindlichkeit im Vergleich zum WLD-Verfahren vorteilhaft. Hierzu wird ein an den G8 Galileo gekoppeltes Quadrupol-Massenspektrometer ESD 100 von InProcessInstruments (IPI) verwendet. Die Kopplung beider Geräte ist insofern notwendig, da das Massenspektrometer die Öfen und die Eichgasvorrichtung des Bruker-Gerätes verwendet (Abbildung 15).

Das Massenspektrometer (MS) basiert auf einem anderen Messprinzip als das Wärmeleitdetektionsverfahren. Dadurch, dass gezielt nach dem Masse-Ladungsverhältnisses des Wasserstoffs gesucht wird, sind keinerlei Störeinflüsse bei der Detektion zu erwarten. Im Vergleich der Messmethoden besitzt das MS eine Zehnerpotenz bessere Nachweisgrenze für Wasserstoff gegenüber der WLD. Darüber hinaus lassen sich mit dem MS neben der Masse 2 (H_2^+ Wasserstoff) noch Massen bis 100 detektieren, woraus weitreichendere Einsatzmöglichkeiten des Gerätes denkbar sind.

Da eine absolute Mengenbestimmung des Wasserstoffs nicht möglich ist, muss das Gerät vor dem eigentlichen Messbeginn kalibriert werden. Hierzu dient die eingebaute Gas-Kalibrations-Einheit, durch die mit zehn definierten Volumina und unter Verwendung eines wasserstoffhaltigen Referenzgases (5 % H_2 , Rest N_2) ein angepasster Messbereich kalibriert werden kann. Die Quantifizierung des Wasserstoffs erfolgt durch die Bildung des Integrals unter dem Zeit-Strom-Signalpeak für Wasserstoff. Die so bestimmte Wasserstoffmasse wird unter Berücksichtigung der vorher bestimmten Probeneinwaage zur Wasserstoffkonzentration berechnet.

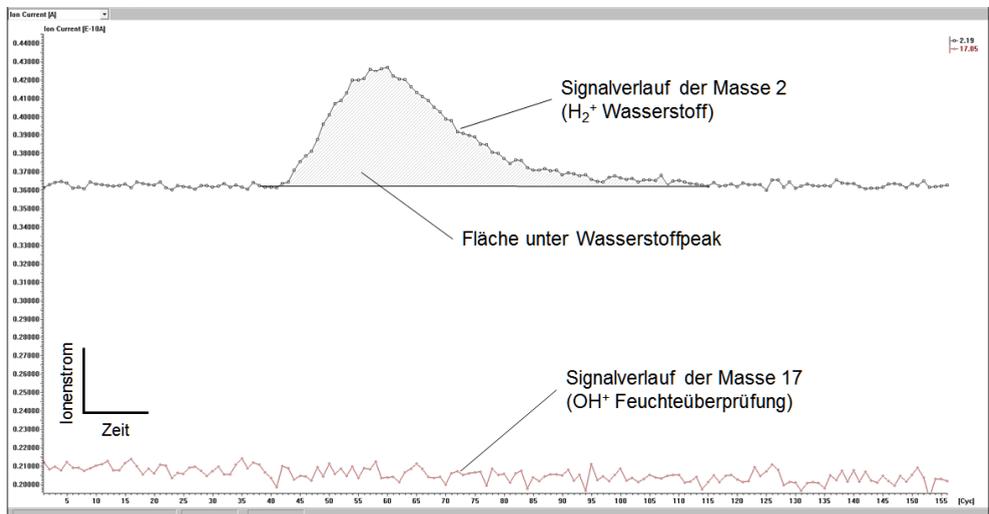


Abbildung 16: Signalverlauf und Wasserstoffbestimmung mit Massenspektrometer

6.10 Schallemissionsanalyse

Um Aussagen über den Zeitpunkt des Auftretens von äußerlich nicht sichtbaren Rissen treffen zu können, die durch das „opto-temporäre Rissdetektionsverfahren“ nicht detektiert werden konnten, wurde das akustisch basiertes Messverfahren, die Schallemissionsanalyse (SEA) angewendet. Das Messprinzip der Schallemissionsanalyse beruht darauf, dass aufgrund von mechanischen, thermischen o.a. Vorgängen (Risse) in einer metallischen Matrix elastische Energie in Form von Schallwellen freigesetzt und durch ein entsprechendes Messequipment elektrische Signale umgewandelt wird. Diese elektrischen Signale werden dann verstärkt und durch einen PC ausgewertet.

Für die SE-Messungen wurde das Messsystem Locan 320 verwendet, welches über vier Messkanäle verfügt (Abbildung 17, links). Die piezoelektrisch arbeitenden Schallsensoren, die auf die Probenoberfläche aufgesetzt werden verfügen über eine Messsensibilität im Frequenzbereich zwischen 50 kHz und 1 MHz.

Zur Gewährleistung einer geringen Messwertverfälschung durch Umgebungseinflüsse wie Lärm im Raum, Erschütterungen etc., kann ein Schwellwert eingestellt werden (bei den eigenen Versuchen in Höhe von 50 dB), ab dem die Schallsignale aufgezeichnet werden. Alle geringeren Schallereignisse werden auf diese Weise ausgefiltert und finden keine Berücksichtigung in den Messergebnissen.

Die Schallenergie, die in den Untersuchungen über die Messdauer summiert angegeben wird, ist die Fläche unter der Hüllkurve des gleichgerichteten Signals zu verstehen.

Der Betrag der Energie ist dabei abhängig von der Amplitude als auch von der Dauer des SEA-Signals. Generell wird die Energiesumme als Maß für den Schädigungsfortschritt betrachtet. Eine Übersicht der wesentlichen Messgrößen bei der Schallaufzeichnung sind in Abbildung 17 rechts dargestellt.

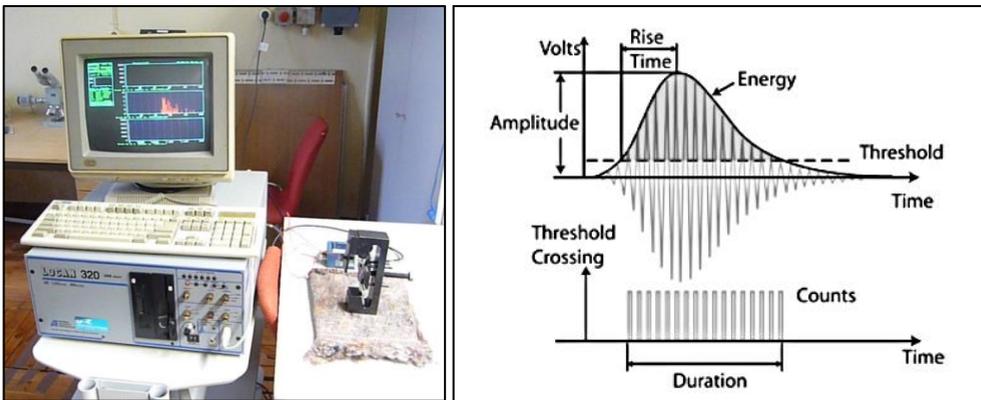


Abbildung 17: Gerät zur Schallemissionsanalyse LOCAN 320 (links), Messgrößen der SEA (rechts)

6.11 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen

Für die Bestimmung der Eigenschaften bzw. Gütwerte der Grundwerkstoffe und Schweißungen sind die in Tabelle 6 erläuterten Prüftechniken verwendet wurden.

Tabelle 6: *Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung mechanisch-technologischer Werkstoffkennwerte, Überprüfung von Schweißnähten/-punkten und zur Kaltrissdetektion*

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung	Nachweis von Oberflächenrissen	Lupe
Stereomikroskopie	Nachweis von Kaltrissen	Stereomikroskop MZ APO (Fa. Leica)
Makro- und Mikrogefügeanalyse	Gefügebewertung im polierten und geätzten Zustand (Risse, Poren, etc.), Schweißnaht- und -Schweißpunktkenngößen	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Rasterelektronenmikroskopie	Mikrogefügestruktur / Fraktografie	XL 30 ESEM FEG (Fa. Philips)
ESMA-Flächenanalyse	Elementverteilung im Schweißgut	Elektronenstrahlmikrosonde JEOL JXA 8800L (Fa. JEOL)
Kleinkrafthärteprüfung (DIN EN ISO 6507-1 [48])	Härtewerte HV 0,2 und HV 1	Mikrohärtemessgerät Micro-Duromat 4000E (Fa. Reichert)
Zugversuch (DIN EN ISO 6892-1 [49])	R_m , $R_{p0,2}$, A	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100) [43]	Biegewinkel α	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Temperaturverläufe	Aufnahme von Aufheizraten und Abkühlgeschwindigkeiten ΔT	Datenerfassungssystem (Fa. HBM)
Taupunkt	Taupunktbestimmung in Ofenatmosphären T_d	testo 635-2 (Fa. Testo) und UDM 300 (Fa. Donaldson)

7 Forschungsergebnisse

7.1 Charakterisierung der verwendeten Untersuchungsmaterialien

Für sämtliche Untersuchungen innerhalb des Forschungsvorhabens ist der borlegierte Manganstahl 22MnB5 verwendet worden. Entsprechend der derzeit in praktischer Anwendung befindlichen Presshärtrouten wurden folgende Beschichtungskonzepte untersucht:

- 22MnB5 ohne Überzug,
- 22MnB5 mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung (+AS150) und dem phs-ultraform-Überzug (+Z140)

Das Feinblechmaterial hatte für alle drei Überzugsvarianten eine Dicke $d = 1,5$ mm. Alle drei Materialvarianten wurden von PA-Unternehmen zur Verfügung gestellt und befanden sich bei der Anlieferung im nicht pressgehärteten Ausgangszustand. Vor Beginn der Untersuchungen erfolgte die Überprüfung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Ausgangsmaterialien. Die Bestimmung der Makrohärte erfolgte bei den Materialien mit Überzug ohne Deck- und Diffusionsschicht, beide Schichten sind zuvor mechanisch entfernt worden. Eine Übersicht der Untersuchungsmaterialien mit den mechanisch-technologischen Gütewerten ist Tabelle 7 zu entnehmen.

Tabelle 7: Übersicht der mechanisch-technologischen Gütewerte im nichtpressgehärteten Zustand (Mittelwerte aus ≥ 5 Werten)

Grundwerkstoff	Überzug	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]	HV 10	HV 30
22MnB5	ohne	555	372	14,5	164	157
22MnB5	+AS150	602	471	15,1	188	198
22MnB5	+Z140	618	432	14,5	212	198

Die chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe wurde mittels Optischer Emissionsspektrometrie (OES) überprüft. Die Zusammensetzungen der einzelnen 22MnB5-Grundwerkstoffe entsprechen den Vorgaben der Materialdatenblätter verschiedener Stahlhersteller (Tabelle 8).

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs in Masse-%

22MnB5	C	Mn	Si	P	Al	Ti	Cr	B	Mo	Cu	Ni
ohne	0,23	1,20	0,23	0,017	0,037	0,03	0,11	0,0023	<0,005	0,011	0,012
+AS150	0,22	1,15	0,23	0,018	0,034	0,04	0,18	0,0027	<0,005	0,017	0,013
+Z140	0,22	1,26	0,19	0,008	0,054	0,04	0,21	0,0031	0,002	0,010	0,013

Für das Presshärten, das die Einstellung von mechanisch-technologischen Bauteileigenschaften zum Ziel hatte, die denen von Realbauteilen der Serie entsprechen, mussten differenzierte Ofenparameter verwendet werden (Tabelle 9). Um einer Verzunderung und Randentkohlung bei der Austenitisierung des unbeschichteten Materials vorzubeugen, wurde die Ofenkammer während der Wärmebehandlung mit Stickstoff gespült.

Tabelle 9: Ofenparameter für direkte Presshärteroute

Material	Glüh­temperatur	Ofenverweilzeit	Ofenatmosphäre
22MnB5	930±15 °C	6 min	Stickstoff
22MnB5+AS150	930±15 °C	6 min	Normalatmosphäre
22MnB5+Z150	880-900 °C	6 min	Normalatmosphäre

Beim Presshärten bilden die Ofentemperatur und -verweilzeit der Platinen nicht nur die Voraussetzung für die Austenitisierung, beide Parameter haben einen maßgeblichen Einfluss auf die Gefügeausbildung in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit (Abbildung 18) und auf die die Schichtausprägung (Abbildung 19).

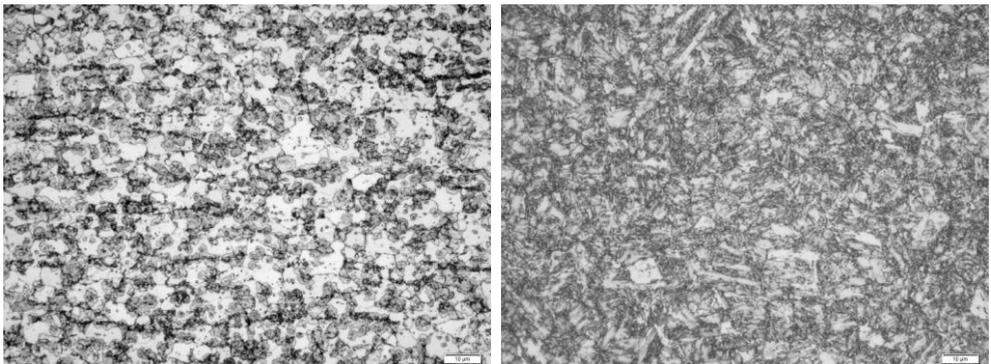


Abbildung 18: Ferritisch-perlitisches Gefüge (links), martensitisches Gefüge (rechts)

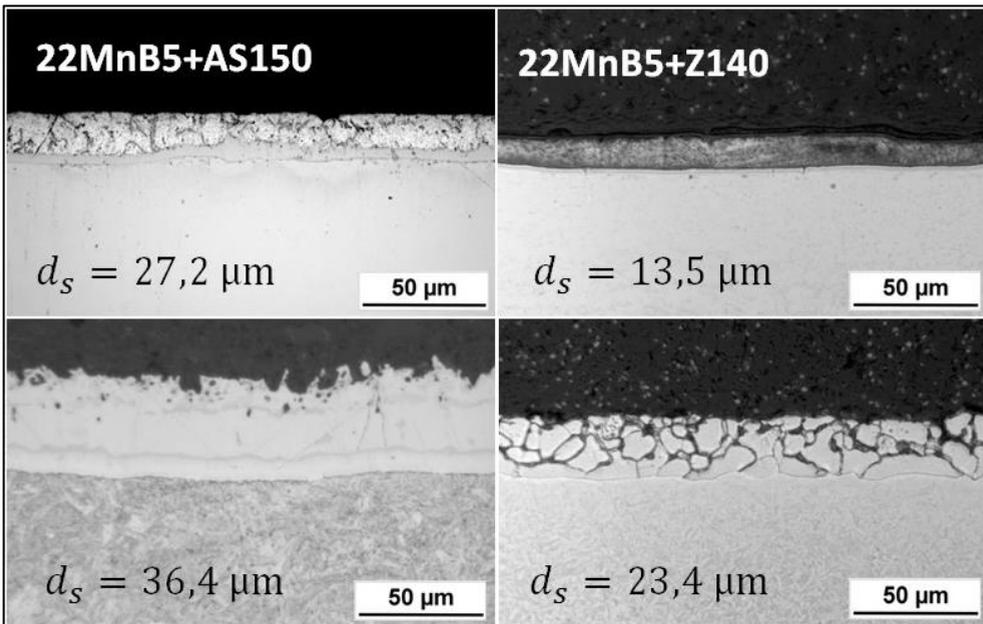


Abbildung 19: Überzugsausprägungen vor (oben) und nach dem Presshärten (unten), d_s – gemessene Gesamtschichtdicke

Die aus dem Presshärten resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften für die drei Untersuchungswerkstoffe sind in Abbildung 20 wiedergegeben. Die Eigenschaften entsprechen in vollem Umfang den Gegebenheiten und Anforderungen der industriellen Fertigung, eine Übertragung der Untersuchungsergebnisse auf Serienmaterialien ist somit möglich.

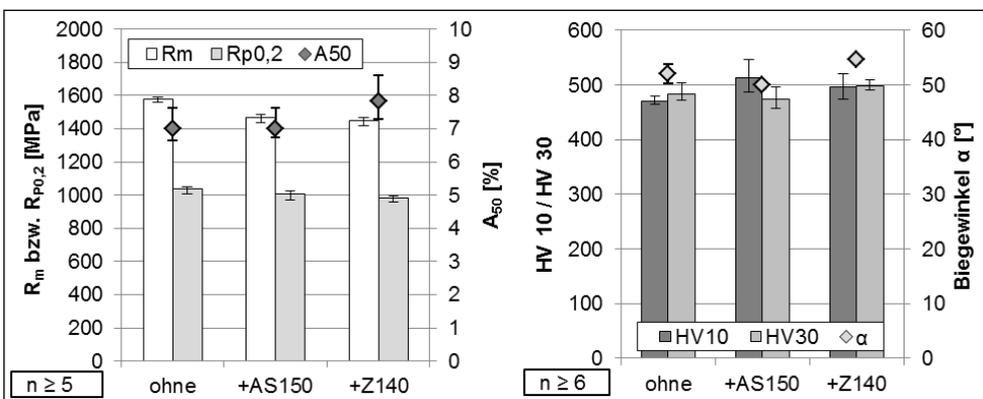


Abbildung 20: Mechanisch-technologische Gütewerte nach dem Presshärten, links-Zugversuch, rechts-Makrohärte und Biege Winkel nach Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100)

7.2 Methoden zur Wasserstoffbestimmung im Schweißgut mit Zusatzwerkstoff

Die Bestimmung des für Kaltrissbildung an Lichtbogenschweißverbindungen relevanten diffusiblen Wasserstoffs erfolgt derzeit nach der DIN EN ISO 3690 [44]. Nachteilig an der Norm ist, dass sie nicht für die Wasserstoffbestimmung von Schweißverfahren ohne Einbringung von Zusatzwerkstoff, wie das Widerstandspunkt- oder Laserstrahlschweißen anwendbar ist. Darüber hinaus ist in der Norm festgelegt, dass die zur Bestimmung der Wasserstoffmenge herzustellen Auftragraupen auf wasserstofffrei geglühte, aus unlegiertem Stahl bestehende Probekörper (Kohlenstoff $\leq 0,18\%$, Schwefel $\leq 0,02\%$) mit einer Dicke ≥ 10 mm aufzubringen sind. Der Grund für diese Vorgehensweise besteht darin, ausschließlich Wasserstoffanteile aus Schweißhilfsstoffen (Elektrodenumhüllung, Pulver, Schutzgase) zu bestimmen. Diese Festlegung ist nachteilig, da so der Einfluss möglicher Wasserstoffanteile des zu verschweißenden Grundwerkstoffes bei der Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs keine Berücksichtigung findet. Die Bestimmung des Wasserstoffs im Rahmen des Forschungsprojektes orientiert sich an der Vorgehensweise der 3690. Ein Vergleich bestehender und zu erweiternder Messbedingungen ist in Tabelle 10 wiedergegeben.

Tabelle 10: Vergleich zwischen den Normfestlegungen und Erweiterungen für den Feinblechbereich

	DIN EN ISO 3690	Weiterführung	
Schweißverfahren	Lichtbogen	RP- und LB-Schweißungen	MSG-Schweißungen
Material der Probekörper	geglühter, unlegierter Stahl (C $\leq 0,18\%$, S $\leq 0,02\%$)	Grundwerkstoff 22MnB5	Grundwerkstoff 22MnB5
Dicke der Probekörper	d ≥ 10 mm	d $\leq 2 \times 1,5$ mm	d = 1,5 mm (AR) d $\leq 3,0$ mm (ÜL)
Ausführung der Schweißung	Auftragraupen	Überlappstoß	Auftragraupen Überlappstoß

7.2.1 Überprüfung gewogene Masse – berechnete Schweißgutmasse MSG-geschweißter Feinbleche

Zunächst wurde anhand von MSG-Schweißungen überprüft, wie hoch die Abweichung der berechneten Schweißgutmasse durch Planimetrie im Vergleich zu der ausgewogenen Masse übereinstimmt. Hierzu wurden in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 Auftragraupen mittels MSG-Verfahren auf Feinbleche aus 22MnB5+AS150 aufgebracht. Die verwendeten Probensätze wurden der Probeform B der Norm nachempfunden und besaßen eine Abmessung von (30,0 x 15,0 x 1,5 mm³). Die Schweißung der Auftragraupe erfolgte über drei aneinandergereihte Bleche der benannten Größe, wobei die äußeren Bleche nur als Schweißeinlauf bzw. -auslauf dienten und vor der Wasserstoffbestimmung entfernt wurden. (Abbildung 21 links) Die für die Erstellung der Auftragraupe genutzten Schweißparameter sind Tabelle 11 zu entnehmen.

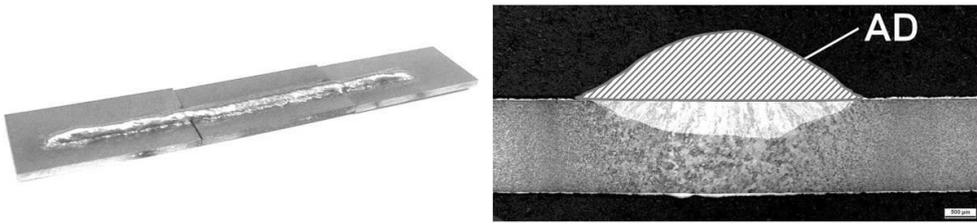


Abbildung 21: Probensatz in Anlehnung an DIN EN ISO 3690 Form B (links), Querschliff durch MSG-Auftragraupe (rechts)

Für die rechnerische Bestimmung des Gewichtes der MSG-Auftragraupe wurden zunächst Querschliffe aus gleichen Schweißverbindungen hergestellt. Zunächst wurde die sichtbare Querschnittsfläche des Schweißgutes A_D (Abbildung 21 rechts) durch Planimetrie bestimmt, und im Anschluss das Volumen der Schweißnaht aus dem Produkt mit der Schweißnahtlänge ($l_{SN} = 30 \text{ mm}$) abgeleitet (Gl. 1).

$$V_{SN} = A_D \cdot l_{SN} \quad (14)$$

Zur rechnerischen Bestimmung der Masse des eingebrachten Schweißgutes wurde das Produkt aus dem Schweißnahtvolumen und der Materialdichte ($\rho_{G3S11} \approx 7,8 \text{ g/cm}^3$) des Zusatzwerkstoffes gebildet (Gl. 2).

$$m_{rSG-ber.} = \rho_{G3S11} \cdot V_{SN} \quad (15)$$

Tabelle 11: Schweißparameter für MSG-Auftragraupen (*Effektivwerte)

Stromart	DC / +
Drahtvorschub	0,52 m/min
Schweißgeschwindigkeit	40,0 cm/min
Schweißstrom*	213 A
Spannung*	23 V
Streckenenergie*	7,4 kJ/cm

In Abbildung 22 sind die gewogenen und berechneten Anteile des reinen Schweißgutes gegenübergestellt. Deutlich wird, dass die Abweichung der Massen sehr gering ist. Aufgrund dieses Ergebnisses werden durch die gleiche Methodik die Schweißgutmassen der Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen, unter Verwendung der entsprechenden Materialdichte ($\rho_{22MnB5} \approx 7,8 \text{ g/cm}^3$) indirekt ermittelt.

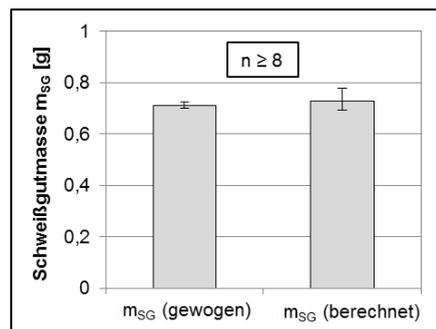


Abbildung 22: Vergleich der gewogenen mit der berechneten Massen von MSG-Auftragraupen

7.2.2 Bestimmung der Schweißgutmasse von Widerstandspunktschweißungen

Die Bestimmung der Schweißgutmasse erfolgte ebenfalls unter Zuhilfenahme von Querschliffen und der anschließenden Vermessung geometrischer Größen, aus denen im Anschluss das Schweißgutvolumen errechnet werden konnte. Für eine einfache Berechnung des Volumens war zunächst eine Fläche zu finden, die den Linsenquerschnitt kongruent repräsentiert und aus der ein geometrisch bestimmter Körper abgeleitet und berechnet werden kann.

Hierzu sind nach den in Arbeitspunkt 5.3 vorgegebenen Widerstandsschweißparametern artgleiche Überlappverbindungen hergestellt und anschließend Querschliffe erstellt worden. Nun wurde die durch die Schmelzlinie begrenzte Linsenfläche durch eine geometrisch bestimmte Fläche belegt und der Grad der Bedeckung überprüft. Hierzu kamen eine Ellipse und im Weiteren eine zusammengesetzte Fläche, bestehend aus einem Rechteck und zwei Halbkreisen in Frage. Wie Abbildung 23 verdeutlicht, ist die zusammengesetzte Fläche genauer und somit besser geeignet die Querschnittsfläche einer 22MnB5-Schweißlinse abzubilden als eine Ellipse.

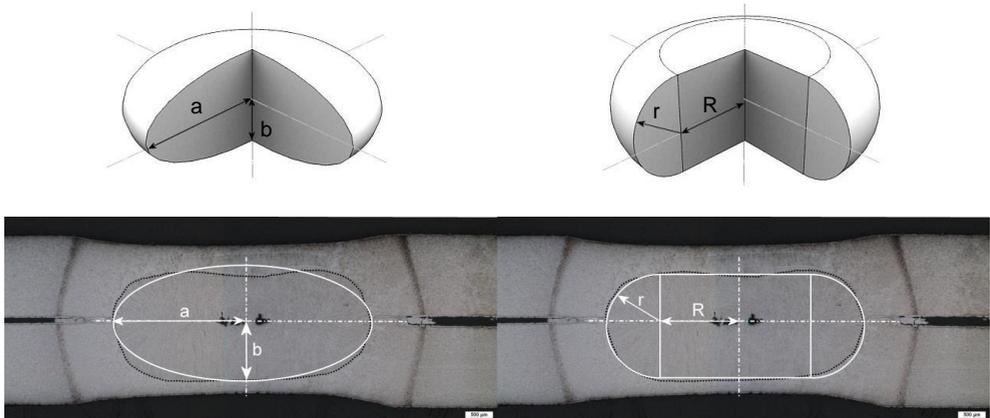


Abbildung 23: Deckungsgleichheit der Schweißlinse mit einer Ellipse (links) bzw. einer zusammengesetzten Fläche (rechts)

Für die Abbildung der Schweißlinse aus dem zusammengesetzten Körper Zylinder und halber Torus sind der Radius des Zylinders R bzw. der Ausdehnungsradius des Torus R und darüber hinaus der Ringdurchmesser des Torus r aus dem Querschliff zu bestimmen. Nach Ermittlung der Maße durch eine geeignete Software ist das Volumen für den Zylinder nach Gleichung 3 und für den halben Torus nach Gleichung 4 zu bestimmen. Das Gesamtvolumen der Schweißlinse ergibt sich aus der Summe der beiden einzelnen Volumen (Gl. 5).

$$V_{\text{Zyl}} = 2\pi \cdot r \cdot (R - r)^2 \quad (16)$$

$$V_{\text{Tor}} = \pi^2 r^2 \left(\frac{4r}{3\pi} + R \right) \quad (17)$$

$$V_{RP} = V_{Tor} + V_{Zyl} \quad (18)$$

Der letzte rechnerische Schritt zur Bestimmung der Schweißgutmasse besteht in der Multiplikation des Schweißlinsenvolumens mit der Dichte des Grundwerkstoffes von 22MnB5, wie die Gleichung 6 verdeutlicht.

$$m_{RP} = \rho_{22MnB5} \cdot V_{RP} \quad (19)$$

Für die Bestimmung der Schweißgutmassen der widerstandsgeschweißten Untersuchungsmaterialien wurden jeweils drei artgleiche Überlappverbindungen geschweißt und die zur Längenabmessung notwendigen Querschliffe angefertigt. Die geometrisch bestimmten und daraus rechnerisch abgeleiteten Ergebnisse sind für den Grundwerkstoff 22MnB5 mit dem jeweiligen Beschichtungskonzept in Tabelle 12 wiedergegeben.

Tabelle 12: Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleichen 22MnB5-Widerstandspunktschweißungen mit unterschiedlichen Überzügen

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
r	0,82 ± 0,16 mm	1,0 ± 0,09 mm	1,0 ± 0,09 mm
R	1,92 ± 0,12 mm	1,56 ± 0,19 mm	2,25 ± 0,20 mm
m_{RP}	0,308 ± 0,03 g	0,286 ± 0,02 g	0,394 ± 0,03 g

Die rechnerisch abgeleiteten Schweißgutmassen bilden die Grundlage für die diffusive Wasserstoffbestimmung im Schweißgut von Widerstandspunktschweißungen mit und ohne zusätzliche Wasserstoffquellen beim Schweißen.

7.2.3 Bestimmung der Schweißgutmasse von Laserstrahlschweißungen

Für die Ermittlung des Schweißgutgewichtes von Laserstrahlschweißungen, bei dem ebenfalls kein Zusatzwerkstoff eingebracht und somit keine Massendifferenzierung vor und nach dem Schweißen erfolgt, kam ausschließlich durch die planimetrische Bestimmung der umgeschmolzenen Grundwerkstofffläche zur Anwendung (Abbildung 24). Die Erweiterung der Fläche in das Volumen der Lasernaht erfolgt durch den Faktor Schweißnahtlänge (Gl. 7) analog zur MSG-Auftragsraupe.

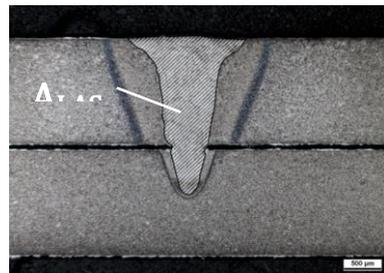


Abbildung 24: Querschliff einer LB-Schweißung

$$V_{Las} = A_{Las} \cdot l_{Las} \quad (20)$$

Eine Übersicht der ermittelten geometrischen Größen und hieraus rechnerisch bestimmten Kennwerte ist Tabelle 13 zu entnehmen.

Tabelle 13: Geometrische und rechnerische Kennwerte der Schweißgutmassenbestimmung von artgleich geschweißten Laserstrahlverbindungen im Überlappstoß

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
A_{LAS}	2,15 ± 0,09 mm	1,50 ± 0,02 mm	1,85 ± 0,05 mm
m_{LAS}	0,374 ± 0,17 g	0,260 ± 0,04 g	0,335 ± 0,08 g

7.2.4 Umrechnung H_D in H_F bei MSG-Schweißungen

Da bei Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen der durch das Schweißen aufgenommene Wasserstoff ausschließlich im umgeschmolzenen Schweißgut (Grundwerkstoff) vorliegt, ist zur besseren Vergleichbarkeit, bei den MSG-Schweißverbindungen neben dem zugeführten ZWS, auch der aufgeschmolzene Grundwerkstoff zu berücksichtigen. Hierfür hält die DIN EN ISO 3690 neben der Mengenbestimmung des diffusiblen Wasserstoffs im reinem Schweißgut H_D auch die Quantifizierung des Wasserstoffs im *gesamten* Schweißgut H_F (eingebrachter Zusatzwerkstoff und aufgeschmolzener Grundwerkstoff) bereit, der wie in GL. 8 angegeben bestimmt wird.

$$H_F = H_D \cdot 0,9 \cdot \frac{A_D}{A_F} \quad (21)$$

Um den Wasserstoffanteil H_F in MSG-Überlappverbindungen bestimmbar zu machen, wurden die aus Querschliffen der Schweißverbindung sichtbaren Flächen eingeteilt und die jeweiligen Flächeninhalte durch Planimetrie bestimmt. Hierbei bildet die Fläche A_D das zugeführte reine und A_F das gesamte, nach dem Schweißprozess entstandene Schweißgut ab (Abbildung 25).

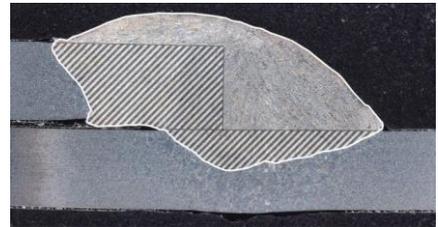


Abbildung 25: A_F (weiß umrandetes SG) und A_D (un-schraffierter Bereich des reinen SG)

Eine Übersicht über die Flächenverteilung A_D und A_F für die Überlappverbindungen der unterschiedlichen 22MnB5-Materialvarianten ist Tabelle 14 zu entnehmen. Ebenso ist dort der nach Gl. 8 bestimmte Faktor, der zur Umrechnung des diffusiblen Wasserstoffs H_D des reinen Schweißgutes in die Wasserstoffkonzentration des gesamten Schweißgutes H_F angegeben.

Tabelle 14: Übersicht über A_D und A_F und den Umrechnungsfaktor H_D in H_F für MSG-Überlappverbindungen

	22MnB5	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
A_F	10,5 ± 1,2 mm ²	10,0 ± 1,1 mm ²	14,6 ± 1,4 mm ²

A_D	$8,8 \pm 0,7 \text{ mm}^2$	$7,4 \pm 1,1 \text{ mm}^2$	$10,2 \pm 0,9 \text{ mm}^2$
Verhältnis A_F/A_D	$0,78 \pm 0,03$	$0,70 \pm 0,08$	$0,69 \pm 0,02$

Während für die Wasserstoffbestimmung von Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen die jeweils materialabhängigen errechneten Schweißgutmassen als Bezugsmasse verwendet wurden, lagen für die MSG-Überlappverbindungen die Differenzmassen des Probengewichtes nach bzw. vor der Schweißung zugrunde. Ein Bezug des diffusiblen Wasserstoffgehaltes auf das gesamte Schweißgut erfolgte im Anschluss, unter Zuhilfenahme des Umrechnungsfaktors A_F/A_D . Zusammenfassend ergeben sich als Bezugsmassen für die Quantifizierung von diffusiblem Wasserstoff im reinen Schweißgut der verschiedenen Schweißverfahren die in Abbildung 26 angegebenen Referenzmassen.

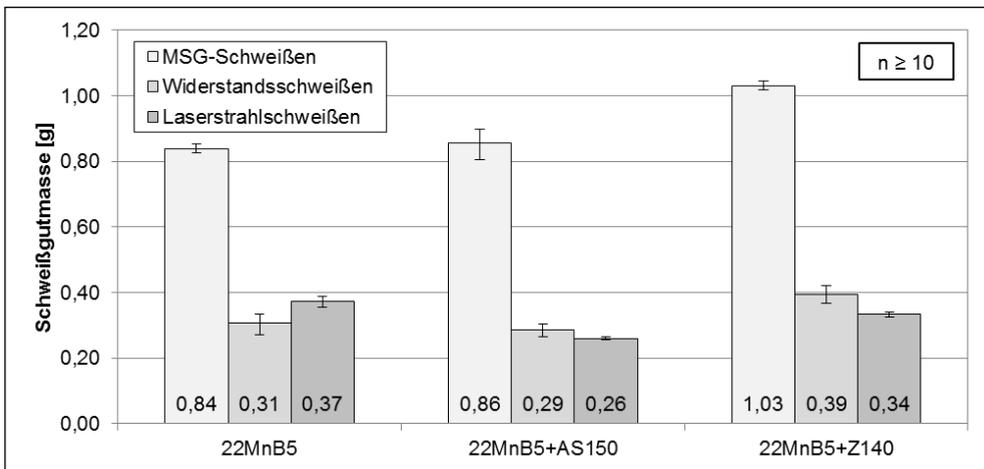


Abbildung 26: Gegenüberstellung aller Schweißgutmassen für die Bestimmung von H_F

7.3 Möglichkeiten zur definierten Wasserstoffeinbringung

Im Rahmen des Forschungsprojektes wurden unterschiedliche Möglichkeiten bzw. seriennahe Szenarien untersucht, die zu einer Wasserstoffaufnahme durch den Grundwerkstoff 22MnB5 bzw. das Schweißgut führen. Die hierfür gewählten Methoden und zugehörigen Materialien, auf die diese Methoden angewendet wurden, sind in Tabelle 15 aufgeführt und werden im Anschluss weiter beschrieben.

Tabelle 15: Methoden zur Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff

	Ofenprozess beim Presshärten	elektrolytische Beladung	beim Schweißprozess (RP, MSG, LB)
22MnB5	-	X	X
22MnB5+AS150	X	-	X
22MnB5+Z140	X	-	X

7.3.1 Wasserstoffaufnahme durch den Austenitisierungsprozess

Trotz modernster Prozessführungen lässt sich auch bei der Stahlherstellung und der anschließenden Weiterverarbeitung wie dem Warmwalzen, Oberflächenveredelungen usw. die Aufnahme von Wasserstoff in das Stahlsubstrat nicht vollständig vermeiden. Auf diese Weise bleiben gewisse Wasserstoffanteile dauerhaft im Grundwerkstoff, allerdings in residualer und somit relativ ungefährlicher Form bestehen. Da keine vollständige Gewissheit darüber besteht, inwieweit dieser eingelagerte Wasserstoff durch die angewendeten Schweißverfahren reaktiviert und so zu diffusiblen Wasserstoff werden kann, erfolgt zunächst die Bestimmung des Gesamtwasserstoffgehaltes H_{ges} durch die Schmelzextraktion (Abbildung 27). Es konnte bestätigt werden, dass sich in allen Ausgangsmaterialien residualer Wasserstoff befindet, der in Konzentrationen zwischen 0,5 und 0,8 ppm vorliegt. Darüber hinaus erfolgte eine Warmauslagerung des ungehärteten Ausgangsmaterials bei 400 °C, um so den als diffusibel geltenden Wasserstoff H_D zu quantifizieren. Aus diesen Messungen ging hervor, dass in keinem der Ausgangswerkstoffe diffusibler Wasserstoff vorliegt.

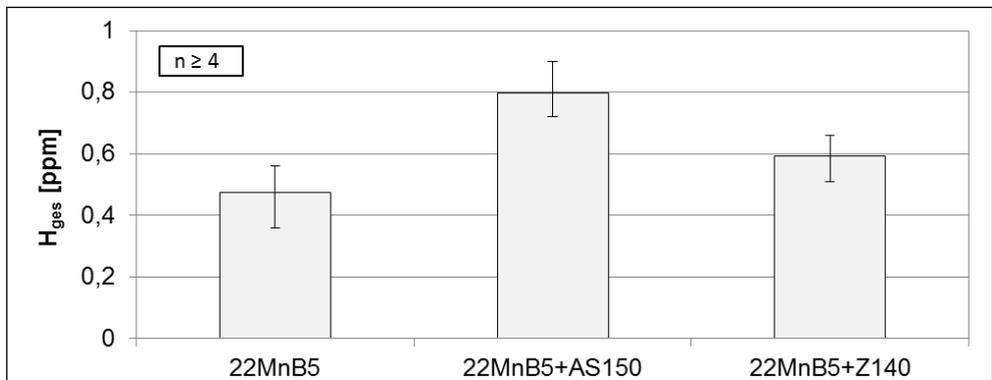


Abbildung 27: Gesamtwasserstoffgehalt vor dem Presshärten bei Anlieferung am IWF

7.3.1.1 Diffusible Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit vom Ofentaupunkt

Aus der Literatur und eigenen Untersuchungen dagegen ist bekannt, dass der für eine Wasserstoffversprödung notwendige diffusible Wasserstoff während des Austenitisierungsprozesses im Ofen, über die Wasseranteile der vorherrschenden Ofenatmosphäre von den Platinen aufgenommen werden kann. Die Menge des aufgenommenen Wasserstoffs ist dabei maßgeblich vom Taupunkt und somit Feuchtegehalt der Atmosphäre, von der Ofenverweilzeit der Platinen und von der Art des metallischen Überzuges abhängig. Die in Abbildung 28 dargestellten diffusiblen Wasserstoffgehalte wurden nach den in Tabelle 9 wiedergebenden Ofenparametern, in einem Taupunktbereich der Ofenatmosphäre um 5 ± 4 °C (abhängig von den klimatischen Verhältnissen in der Werkstatt wie Temperatur, Luftdruck und relativer Luftfeuchte) austenitisiert. Diese Angaben besitzen nur für die beschichteten Materialien Gültigkeit. Für den borlegierten Manganstahl ohne Beschichtung wurde beim Austenitisieren eine Stickstoffatmosphäre im Ofen verwendet. Der in Druckgasflaschen gelieferte und dem Ofen als Schutzgas zugeführte Stickstoff besaß einen Taupunkt $\ll -20$ °C (Messgrenze des Taupunktmessgerätes) und somit einen äußerst geringen Feuchteanteil. Die somit sehr „trockene“ Ofenatmosphäre beim Austenitisieren führte dazu,

dass im pressgehärteten Material ohne Überzug ein diffusibler Wasserstoffanteil gegen Null gemessen wurde.

Zur Überprüfung der Abhängigkeit der diffusiblen Wasserstoffaufnahme vom Taupunkt in der Ofenatmosphäre wurde der 22MnB5+AS150 bei konstanter Ofentemperatur ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ °C}$) und -verweilzeit ($t_{\text{Ofen}} = 6 \text{ min}$) aber unterschiedlichen Taupunkten austenitisiert. Die Taupunkte bis 17 °C entstammen dabei veränderlichen Witterungsbedingungen, die einen natürlichen Einfluss auf das Werkhallenklima haben. Da genaue Einstellungen von Taupunkten in Ofenatmosphären sehr schwer umzusetzen sind, wurden sehr hohe Ofenfeuchten $\gg +20 \text{ °C}$ durch wasserhaltige Medien (wassergetränkte Schamottsteine) in der Ofenkammer abgebildet. Im Gegensatz zu den gemessenen Taupunkten erfolgt die Angabe der künstlich eingebrachten Feuchten aus dem Verhältnis der eingewogenen Wassermenge zum Ofenkammervolumen ($V_{\text{Ofen}} = 5440 \text{ cm}^3$).

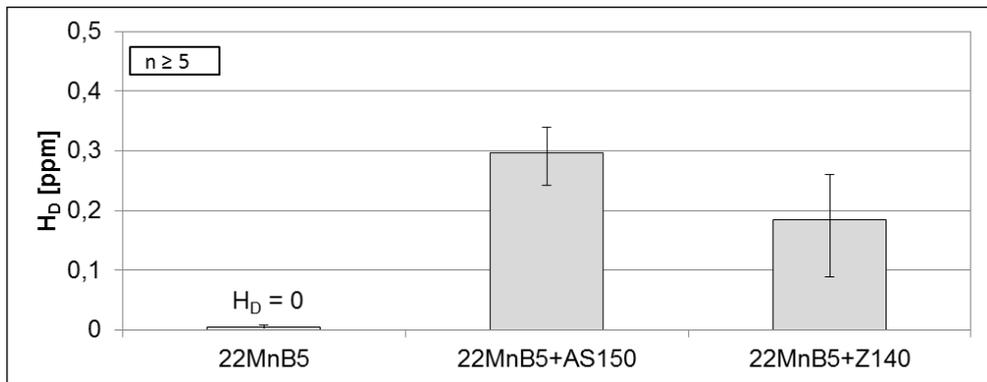


Abbildung 28: Diffusible Wasserstoffgehalte durch den Ofenprozess ($T_D \approx 6 \text{ °C}$ für 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140; $T_D \ll -20 \text{ °C}$ für 22MnB5)

Die unmittelbar nach dem Presshärten durchgeführte Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs in den Proben bei einer Warmauslagerung bei 400 °C verdeutlicht, dass die Erhöhung der Feuchtigkeit der Ofenatmosphäre mit einem Anstieg der diffusiblen Wasserstoffmenge im Grundwerkstoff einhergeht (**Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**). Sichtbar wird auch, dass ab einem bestimmten Feuchtegrad ein Wasserstoffsättigungseffekt im beschichteten Grundwerkstoff einsetzt.

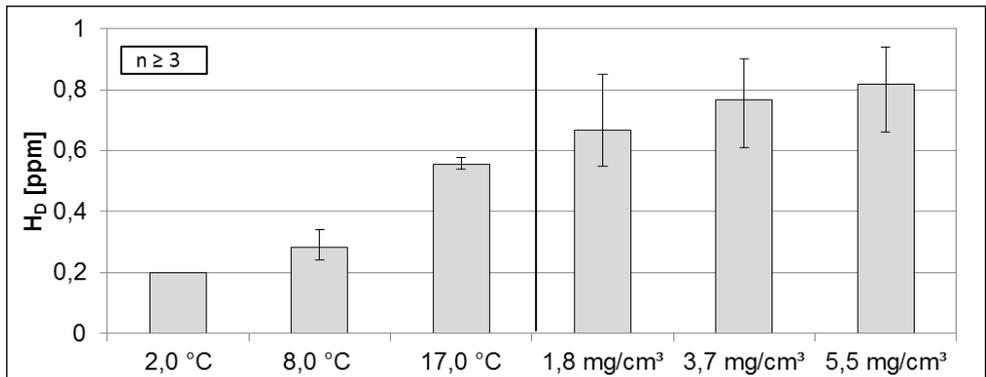


Abbildung 29: Diffusible Wasserstoffgehalte in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit vom Ofentaupunkt (links) und künstlich eingebrachter Feuchte (rechts)

7.3.1.2 Diffusible Wasserstoffaufnahme durch die Ofenverweilzeit

Um den Einfluss der Ofenverweilzeit auf die Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff in die Stahlmatrix abschätzen zu können, wurde der 22MnB5+AS150 verwendet und unter den gleichen Prozessbedingungen $T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ °C}$ und gleichen Ofenatmosphären, Luft mit einem Taupunkt von $\approx 5 \text{ °C}$ geglüht und anschließend gehärtet. Variiert wurden bei diesen Untersuchungen die Ofenverweilzeiten. Wie Abbildung 30 verdeutlicht, erhöht sich der nachgewiesene diffusible Wasserstoffgehalt mit der Länge der Platinenverweildauer im Austenitisierungsofen. Gleichzeitig ist als Ergebnis eine Kornvergrößerung im martensitischen Gefüge zu erkennen.

Unter den gleichen Presshärtebedingungen wurden widerstandsgeschweißte Vier-Punkt-Biegeproben hergestellt und auf ihr Kaltrissverhalten untersucht (s. Abschn. 6.5.2).

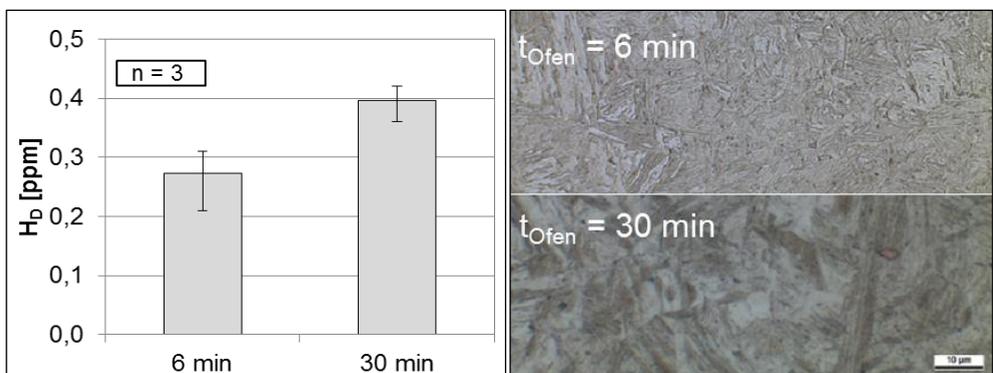


Abbildung 30: Diffusible Wasserstoffgehalte und Gefügeänderungen in 22MnB5+AS150 in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit

7.3.1.3 Diffusible Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit von Blechdicke und AS-Überzugsdicke

In weiteren Untersuchungen wurde die Wasserstoffaufnahme von 22MnB5 mit AS-Überzug in Abhängigkeit von Feinblechdicke und der Dicke des Überzuges (+AS80, +AS150) überprüft. Für die Herstellung der pressgehärteten Untersuchungsplatinen wurden die in Tabelle 16 aufgeführten Presshärtparameter verwendet. Aufgrund der geringeren Überzugsdicke bei 22MnB5+AS80 wurde die Ofenverweilzeit in Anlehnung an den Serienprozess auf 4,5 min verringert.

Tabelle 16: Parameter für das Presshärten unterschiedliche 22MnB5-Blechdicken mit differenzierten AS-Überzügen

Material	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS150	22MnB5 +AS80
Blechdicke	1,0 mm	1,5 mm	1,8 mm	1,45 mm
Ofenverweilzeit	6 min			4,5 min
Ofentemperatur	930 °C			
Ofentaupunkt	14,0 °C			

Die in Abbildung 31 vergleichend dargestellten diffusiblen Wasserstoffgehalte wurden bei Warmauslagerung mit isothermer Temperaturführung von 400 °C bestimmt. Zu beobachten ist, dass mit der Zunahme der Blechdicke weniger diffusibler Wasserstoff vom Grundwerkstoff aufgenommen wird. Dieser Zusammenhang ist mit der Aufheizrate der Platinen auf Solltemperatur zu erklären. Der Werkstoff 22MnB5+AS80 nimmt bei annähernd gleicher Blechdicke eine gleich große Menge Wasserstoff wie der 22MnB5+AS150 auf, obwohl die Verweildauer der Platine im Austenitisierungssofen geringer war.

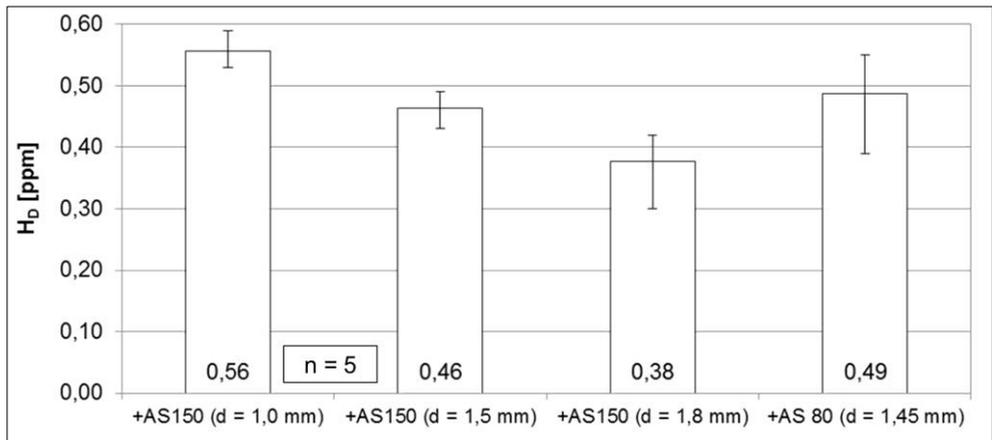


Abbildung 31: Vergleich diffusibler Wasserstoffgehalte in Abhängigkeit von Blech- und Überzugsdicke

7.3.2 Elektrochemische Wasserstoffbeladung

Eine weitere Methodik zur Wasserstofffeinbringung ist die elektrolytische Wasserstoffbeladung. Diese Methodik ist jedoch dahingehend eingeschränkt, dass sie ausschließlich bei dem unbeschichteten 22MnB5 funktioniert und auf der anderen Seite zu sehr starken diffusiblen Wasserstoffgehalten führt, die in der Praxis nicht auftreten. Zu realistischen Wasserstoffmengen im Untersuchungsmaterial könnte eine Auslagerungszeit zur Effusion eines Teils des Wasserstoffs, im Anschluss an die starke elektrolytische Beladung führen. Diese Untersuchungen wurden aber in diesem Zusammenhang nicht durchgeführt, vielmehr wird das Kaltrissverhalten des 22MnB5 unter extremsten Bedingungen, eben bei einem sehr hohen H-Gehalt überprüft.

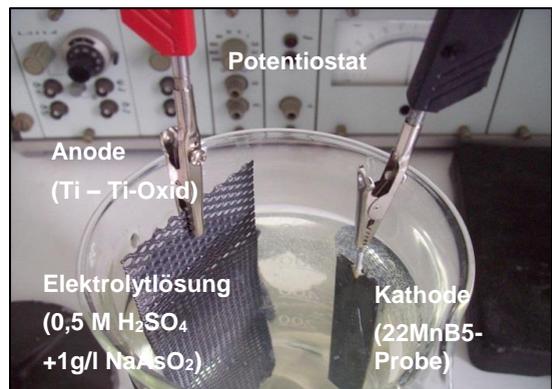


Abbildung 32: Aufbau zur kathodischen Wasserstoffbeladung

Die elektrolytische Wasserstoffbeladung ist eine Form der Elektrolyse und bezeichnet eine Redoxreaktion, die durch die Zufuhr elektrischer galvanostatischer Energie initiiert wird und an den Phasengrenzflächen Metalloberfläche – Elektrolytlösung abläuft. Bei der Elektrolyse verdünnter Schwefelsäure mit einer Probe des Versuchswerkstoffes 22MnB5 auf der kathodischen Seite und einer inerten Titan-Titanoxid-Elektrode als Anode finden folgende chemische Reaktionen statt:

Kathodische-Reduktion:



Anodische-Oxidation:

Der dabei an der kathodischen Seite entstehende atomare Wasserstoff adsorbiert an der Oberfläche des 22MnB5 und wird bis zu einem gewissen Maße von der Metallmatrix absorbiert und liegt im Anschluss als diffusibler Wasserstoff im Werkstoff vor. Der andere, weitaus größere Wasserstoffanteil rekombiniert zu molekularem Wasserstoff, der aufgrund seiner Molekülgröße nicht in die Metallmatrix eindringen kann und die Elektrolytlösung verlässt.

Für elektrochemische Wasserstoffbeladungen bilden die Elektrolytlösung und ein Promotor, der die Rekombination des atomaren zu molekularem Wasserstoff zu einem gewissen Maße unterdrückt, eine Grundvoraussetzung. Für alle Beladungsversuche wurde 0,5 molare Schwefelsäure und eine geringe Menge des farblosen und äußerst giftigen Arsensalzes Natriumarsenit mit einer Konzentration von 1 g pro Liter Schwefelsäure als Promotorzusatz verwendet. Neben der Art und Konzentration der Elektrolytlösung und dem Promotor, sind für die Beladung die Beladungsstromdichte, die von einem Galvanostaten bezogen auf die Beladungsoberfläche sichergestellt wird und die Beladungszeit von grundlegender Bedeutung. Der Minimalwert der eingestellten Stromdichten von 5 mA/cm² entstammt den Auswertungen der zuvor aufgenommenen Stromdichte-Potential-Kurven. Durch das Anlegen von Tafelgeraden wurde eine Korrosionsstromdichte von 3 mA/cm² ermittelt, die um ein In-Lösunggehen des Metalls zu verhindern betragsmäßig überschritten werden muss. Die Stromdichte besitzt starke Abhängigkeit von der Probenoberfläche und deren Beschaffenheit. Das schichtfreie Material wurde in Anlehnung an den Serienprozess mit Edelkorunt (d = 1,0-1,5 mm) partikelgestrahlt, woraus eine etwas vergrößerte Oberfläche resultierte. Die unterschiedlichen Parameter der elektrolytischen Beladungsversuche sind in Tabelle 17 wiedergegeben.

Tabelle 17: Parameter für die kathodische Wasserstoffbeladung

<i>Elektrolytlösung (Art, Konzentration)</i>	0,5 M H ₂ SO ₄
<i>Promotor</i>	1 g/l NaAsO ₂
<i>Stromdichte [mA/cm²]</i>	5, 10, 20
<i>Temperatur [°C]</i>	RT
<i>Beladungszeit [min]</i>	0 bis 60 (Abstand 10)

Für die Beladung wurden die Grundbleche für die widerstandsgeschweißten Biegeproben mit den Abmessungen 120 x 20 x 1,5 mm³ benutzt, die für die elektrolytische Beladung vollständig in die Elektrolytlösung eingetaucht werden mussten. Zur Halterung und Stromzufuhr wurde an den oberen Bereich der Proben ein Draht (d = 1,0 mm) unter Zuhilfenahme eines Perkussionsschweißgerät befestigt und das in die Elektrolytlösung reichende Drahtende vor der elektrochemischen Reaktion mittels Abdecklack geschützt.

Für die Auswahl der Beladungsstromdichte musste ein Kompromiss zwischen der Menge der Wasserstoffblasenbildung auf der Probenoberfläche und somit möglichen Reduzierung der Wasserstoffaufnahme und der Beladungsdauer der Probe gefunden werden. Hierzu wurden die vorbereiteten Proben aus 22MnB5 nach dem Presshärten partikelgestrahlt und

mit den eingestellten Beladungsstromdichten 5, 10, 20 mA/cm² jeweils für 30 Minuten beladen. Unmittelbar nach den Wasserstoff-Beladungen wurden die von den Proben aufgenommenen diffusiblen Wasserstoffgehalte mittels MS quantifiziert. Wie Abbildung 33 links verdeutlicht, führt eine Erhöhung der Beladungsstromdichte von 5, 10 bis 20 mA/cm² zu einer Steigerung der H-Aufnahme. Aufgrund der guten Reproduzierbarkeit der Wasserstoffbeladung bei 10 mA/cm², wurde diese Beladungsstromdichte für die weiteren Untersuchungen verwendet (Abbildung 33, rechts).

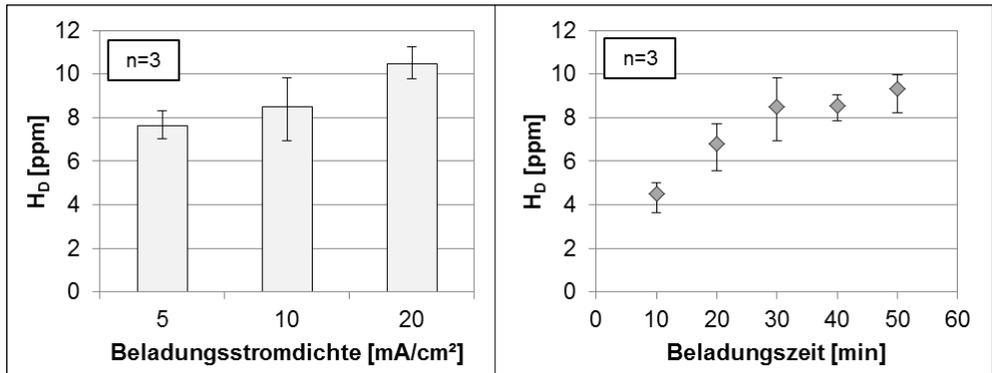


Abbildung 33: H_D -Entstehung bei verschiedenen Beladungsstromdichten (links), H_D bei einer Beladungsstromdichte von 10 mA/cm² und verschiedenen Beladungszeiten (rechts)

Bemerkenswert ist, dass die elektrolytisch in den 22MnB5 eingebrachten Wasserstoffmengen im Vergleich zu den Wasserstoffgehalten, die an den pressgehärtet vorliegenden beschichteten Materialien bestimmt wurden ($H_{diff} < 0,7$ ppm) sehr viel höher sind. Um die Annahme zu überprüfen, dass sich der Wasserstoff nur kurz unterhalb der Probenoberfläche befindet und aus diesem Grund auch recht schnell wieder effundiert, wurden Auslagerungsversuche der elektrolytisch beladenen Proben bei RT durchgeführt. Hierzu wurde eine Beladung bei 10 mA/cm² für eine Dauer von 10 Minuten vorgenommen. Im Anschluss wurde der effundierende Wasserstoff bezogen auf die Masse der Probe ($m_{Probe} = 28,9$ g) bestimmt. Die Messung erfolgte durch Warmauslagerung bei Raumtemperatur und wurde für einen Zeitraum von 2,5 Stunden vorgenommen. Wie Abbildung 34 verdeutlicht, besteht ein exponentieller Zusammenhang zwischen der Zeit und dem Effusionsverhalten des kathodisch eingebrachten Wasserstoffs in dem überzugslosen 22MnB5. Nach einer Dauer von 2,5 Stunden verringerte sich der Wasserstoffgehalt von ca. 4,5 auf weniger als 0,3 ppm.

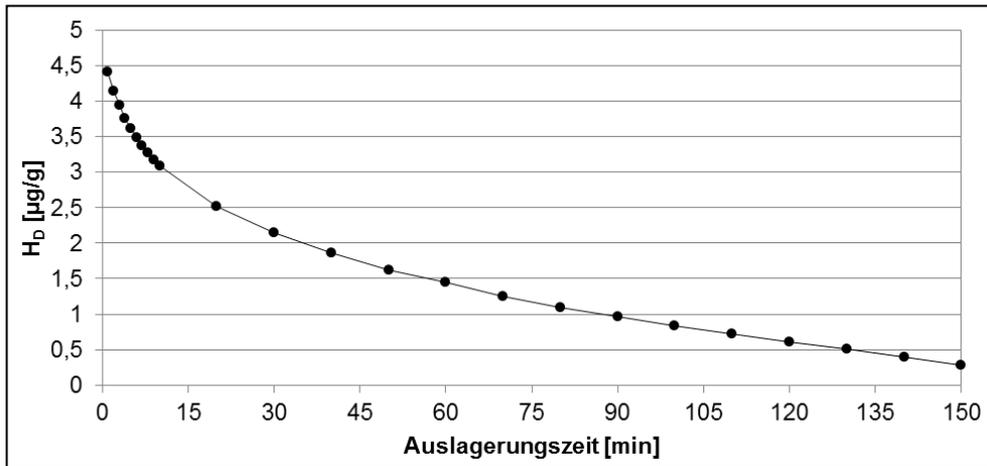


Abbildung 34: Effusion von kathodisch beladenem Wasserstoff in 22MnB5

Trotz der Tatsache, dass ein solches Szenario in der Praxis nicht vorkommen kann, wurden elektrolytisch beladene Proben widerstandspunktgeschweißt und in Vier-Punkt-Biegespannvorrichtungen auf Kaltrissauftreten geprüft.

7.3.3 Wasserstoffarmglühen

Um in weiteren Untersuchungen zu gewährleisten, dass das für Kaltrissbildung notwendige Wasserstoffangebot ausschließlich aus den unterschiedlichen Schweißverfahren resultiert, bestand die Bemühung, den diffusiblen Wasserstoff aus dem Austenitisierungsprozess vor Schweißbeginn aus dem pressgehärteten Grundwerkstoff zu entfernen. Hierzu wurden die pressgehärteten Probebleche in Anlehnung an den im Automobilbau verwendeten KTL-Prozess (Kathodische Tauchlackierung) einer zur Lackaushärtung üblichen Temperatur von 185 °C für eine definierte Zeit ausgesetzt. Diese Vorgehensweise entspricht etwa dem sogenannten Wasserstoffarmglühen bei 200-250 °C (engl. soaking). Eine Parameterbeschreibung der Presshärt- bzw. Wasserstoffarmglühbedingungen ist in Tabelle 18 wiedergegeben.

Tabelle 18: Presshärt- und Wasserstoffarmglühparameter

	Parameter-Presshärten		Parameter-Wasserstoffarmglühen	
	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140	22MnB5+AS150	22MnB5+Z140
Ofentemperatur	915 °C	880 °C	185 °C	
Ofenverweilzeit	5 min		0 – 120 min	
Taupunkt	7,9 °C		8,1 °C	

In Abbildung 35 ist die Abnahme des diffusiblen Wasserstoffgehaltes von 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140 in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer dargestellt. Deutlich wird, dass eine Zeit von 20 min ausreicht, um den diffusiblen Wasserstoffgehalt soweit zu

verringern, dass er für eine Wasserstoffschädigung bedeutungslos sein sollte. Hervorzuheben sind die geringen Abmessungen der Proben. Die hierdurch entstehenden kurzen Diffusionswege für den Wasserstoff begünstigen den Effekt.

Darüber hinaus wurden bei den unterschiedlich lang ausgelagerten Proben Makrohärtebestimmungen durchgeführt. Ein Abfall der Härte und somit ein Anlasseffekt konnte nicht beobachtet werden. Aufgrund der äußerst geringen Wasserstoffaufnahme des unbeschichteten Materials während des Austenitisierens, wurde bei diesen Blechen auf ein anschließendes Wasserstoffarmglühen verzichtet.

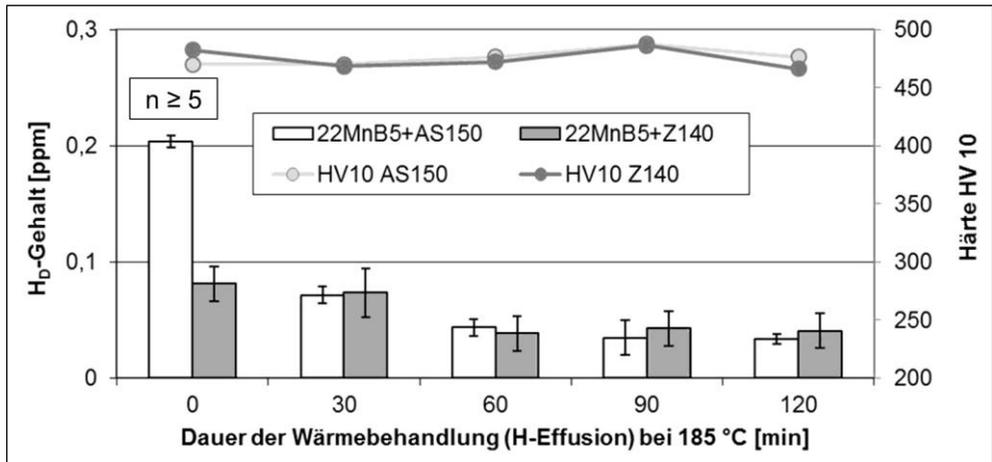


Abbildung 35: Diffusible Wasserstoffgehalte und Kleinlasthärte nach unterschiedlichen Wasserstoffarmglühzeiten für 22MnB5+AS150 bzw. +Z140

7.3.4 Wasserstoffbeladung während des Schweißens

7.3.4.1 Probengeometrien

Da ein Wasserstoffnachweis in den Proben, die für die 4PBV vorbereitet wurden, aus Gründen der geometrischen Abmessungen nicht in das zur Wasserstoffbestimmung durch Warmauslagerung notwendige Quarzrohr des Infrarot-Ofens (Innendurchmesser 30 mm) passten, wurde eine maximale Messprobenausdehnung von 30,0 x 20,0 x 3,5 mm³ zugrunde gelegt. Hierzu wurden entsprechend kleine Bleche mit den in Abbildung 36 dargestellten Abmessungen vorbereitet. Die dabei stark eingeschränkte Handhabbarkeit beim Schweißen wurde dem Austrennen aus Vier-Punkt-Biegeproben bspw. durch Laser oder Nasstrennschnitt vorgezogen. Dies sollte verhindern, dass durch einen weiteren wärmebehafteten Bearbeitungsschritt vorzeitig Wasserstoff aus den Probekörpern effundiert.

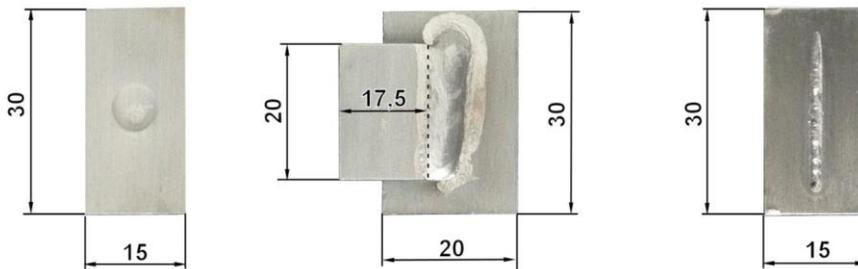


Abbildung 36: Proben- und -abmessungen für den Wasserstoffnachweis RP-, MSG-, LB-Probe (v.l.n.r.), Abmessungen in mm

Die Probenhandhabung von der Beendigung des Schweißprozesses bis zum Messbeginn der Wasserstoffanalytik wurde weitestgehend standardisiert und in Anlehnung an die Vorgaben der DIN EN ISO 3690 durchgeführt. Nach der Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses wurden sämtliche Proben sofort in flüssigen Stickstoff überführt. Aufgrund der tiefen Temperatur (ca. -200 K) wird der durch den Schweißprozess aufgenommene diffusible Wasserstoff sehr stark in seinem Bewegungsvermögen gehemmt, so dass eine Effusion sehr stark verzögert wird und so die Wasserstoffmenge verlustfrei quantifiziert werden kann. In diesem „eingefrorenen“ Zustand dürfen die Proben normkonform bis zu drei Wochen aufbewahrt und in Hinblick auf ihre Wasserstoffmenge quantifiziert werden.

Vor der Wasserstoffbestimmung wurden die Proben aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und ungefähr auf RT gebracht. Dieser Zustand setzt etwa ein, wenn der aus der Luftfeuchtigkeit entstehende Reif auf der Probenoberfläche in den flüssigen Zustand übergeht. Im Anschluss wurden die Proben in Aceton überführt, wodurch mögliche Verunreinigungen und das Kondensat auf der Oberfläche entfernt wurden. Da Aceton bereits bei etwa 56° C siedet, reicht eine kurze Bestreichung mit warmer Luft (Fön) aus, um die Oberfläche vollständig zu trocknen. Nach Bestimmung der Schweißgutmasse, bei MSG-Probe durch Auswiegen, bei RP- und LB durch Eingabe der berechneten SG-Massen, wurden die Messkörper in den Infrarotofen überführt und der Messprozess gestartet. Die Quantifizierung des diffusiblen Wasserstoffs erfolgte unter Verwendung des Massenspektrometers.

7.3.4.2 Wasserstoffquellen

Damit Wasserstoff in das Schweißgut aufgenommen werden kann, müssen während des Schweißens Wasserstoffquellen vorhanden sein. Diese Quellen sind sehr weitreichend und besitzen stark unterschiedliche Gefährdungspotentiale für die Wasserstoffaufnahme und somit für die Kaltrissanfälligkeit.

Als Wasserstoffquellen, die in der betrieblichen Praxis durchaus Bedeutung besitzen können, wurden vor dem Schweißen auf die untere Fügeflächen Wasser bzw. Öl (ANTICORIT PL 3802-39S, Fa. Fuchs) aufgetragen. Während mit dem Wasser Leckagen der Elektrodenkühlung oder auch Kondenswasser abgebildet werden sollen, wird das kohlenwasserstoffhaltige Öl für Konservierungszwecke während des Transports oder der Lagerung benutzt. Zusätzlich wurden beim MSG- und Laserstrahlschweißen dem Schutzgas bewusst Volumenanteile von 6 % molekularem Wasserstoff beigefügt, um beispielsweise Lufteinwirbelungen und damit verbundene Feuchtigkeitsaufnahme nachzuempfinden.

Natürlich ist bekannt, dass beim Schweißen ferritischer Stähle normalerweise kein wasserstoffhaltiges Schutzgas verwendet werden darf. Als Basisgas wurde beim MSG-Prozess ein Standardgas M21 (18% CO₂, Rest Ar) und beim Laserstrahlschweißen Argon verwendet. Beim MSG-Prozess wurden auch die Wasserstoffanteile der Massivdrahtelektroden bestimmt. Der verwendete Zusatzwerkstoff G3Si1 (W.-Nr. 1.5125, Ø 1,0 mm) besitzt herstellungsbedingt Ziehfatte auf der Drahtoberfläche, die ebenfalls eine Quelle für den diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut darstellen können.

Für eine Vergleichbarkeit wurden alle Schweißungen auch unter „normalen“ Gegebenheiten, wie sie in der Praxis vorzufinden sind, bei denen das Wasserstoffangebot beim Schweißen auf ein Mindestmaß reduziert wurde. Eine Übersicht der Wasserstoffangebote ist in Tabelle 19 aufgeführt.

Tabelle 19: Wasserstoffangebote beim MSG-, RP- und LB-Schweißen

Wasserstoffangebot	MSG	RP	LB
Normalbedingungen	X	X	X
H-haltiges Schutzgas	X		X
Konservierungsöl	X	X	X
Kondenswasser	X	X	X

Schweißzusatzwerkstoff G3Si1

Die erste Versuchsreihe beinhaltete eine Überprüfung des Einflusses der für die MSG-Schweißversuche verwendete Massivdrahtelektrode G3Si1 (W.-Nr. 1.5125, Ø 1,0 mm) auf die Menge an diffusiblen Wasserstoff beim Schweißen. Die Herstellung der Schweißproben und die Bestimmung des Wasserstoffgehaltes wurden nach den Vorgaben der DIN EN ISO 3690 durchgeführt. Das Verschweißen der Drahtelektrode erfolgte im Anlieferungszustand, also mit Resten von Ziehfiten auf der Oberfläche. Die anschließende Wasserstoffbestimmung hatte einen mittleren Wasserstoffgehalt H_D von 1,4 ml/100g als Resultat und gilt somit als unbedenklich für den Schweißprozess.

Kondenswasser und Konservierungsöl

Ein gleichmäßiges Auftragen der wasserstoffhaltigen Medien Wasser und Konservierungsöl auf die Probebleche war nur sehr eingeschränkt möglich. Um dennoch weitestgehend reproduzierbar zu arbeiten, wurden spezielle Vorgehensweisen beim Auftrag der flüssigen Medien auf die Oberflächen angewendet. Während das Konservierungsöl mit einer weichen Rolle aufgetragen wurde, erfolgte das Benetzen mit Wasser durch Sprühauftrag (Abbildung 37). Die Mittelwerte mehrmaliger Gewichtsermittlungen der Proben aus der Differenz vor und nach dem Auftrag der Fluide, ergaben auf die Überlappfläche (30 mm x 20 mm) bezogene Flüssigkeitskonzentrationen von ca. 0,01 g/cm² für das Konservierungsöl, beim Wasser betrug die Flüssigkeitsmenge etwa 0,017 g/cm².

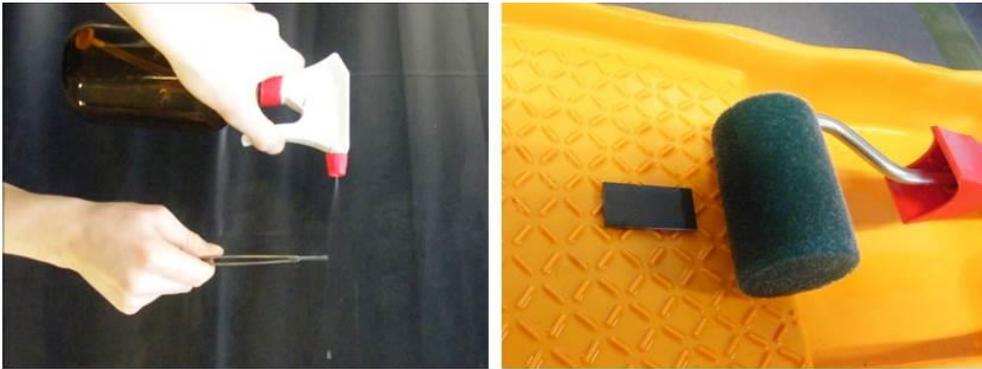


Abbildung 37: Auftrag von wasserstoffhaltigen Medien auf Probbleche

Wasserstoffhaltiges Schutzgas

Eine weitere Methodik zur Wasserstoffeinbringung erfolgte durch die Verwendung eines Schutzgases, welchem definierte Wasserstoffmengen beigelegt wurden. Die hinzugefügten Wasserstoffmengen von 5 % wurden bereits durch einen Gaslieferanten gemischt geliefert bzw. durch das Anmischen in einer am IWF vorhandenen Gasmischanlage, die die Herstellung von Gasgemischen, bestehend aus bis zu drei unterschiedlichen Gasen erlaubt, hergestellt.

7.3.5 Wasserstoffaufnahme in MSG-Proben

Die in Überlappverbindung geschweißten MSG-Proben wurden entsprechend der Abbildung 36 dargestellten Probengeometrie im Überlappstoß verschweißt. Für die Gewährleistung gleicher Streckenenergien wurden zumindest für die gleichen Überzugsvarianten des 22MnB5, unabhängig von den vorliegenden Wasserstoffquellen während des Schweißens die gleichen Schweißparameter verwendet (s. Abschnitt 5.1.1). Für eine Vergleichbarkeit der Wasserstoffaufnahmen aus den nachfolgenden Schweißprozessen (RP, LB) wurde für die MSG-Proben H_F , der Anteil des diffusiblen Wasserstoffs, der sowohl im zugeführten als auch im umgeschmolzenen Schweißgut vorliegt, angegeben. Dieser Anteil wird nach der messtechnischen Bestimmung von H_D (s. Abschnitt 6.2) über das Planimetrieren von AD und AF aus Querschliffen, rechnerisch bestimmt. Die ermittelten H_F -Gehälter der einzelnen Überzugsvarianten sind in Abhängigkeit von den angebotenen Wasserstoffquellen während des Schweißens in Abbildung 38 gegenübergestellt.

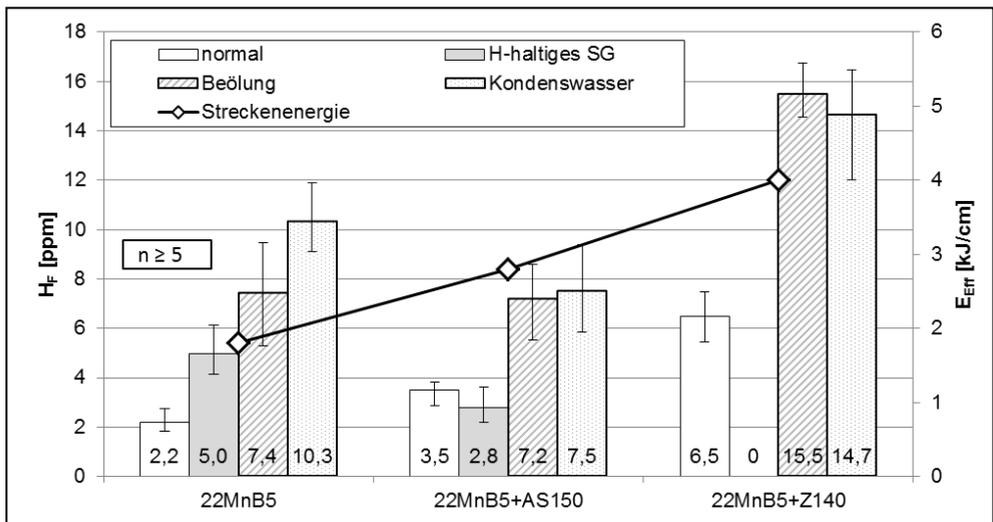


Abbildung 38: Streckenenergie und H_F -Aufnahme von MSG-Überlappverbindungen bei differenzierten Wasserstoffangeboten während des Schweißprozesses von 22MnB5

Aus den massenspektroskopisch ermittelten Wasserstoffwerten der MSG-Schweißungen konnten zwei grundlegende Erkenntnisse abgeleitet werden. Zum einem nimmt der diffusive Wasserstoffgehalt H_F im Schweißgut in der Reihenfolge: *gereinigte Probenoberfläche – Verwendung von wasserstoffhaltigem Schutzgas (5% H_2) – Konservierungsöl – Wasser auf der Oberfläche* zu. Diese Beobachtung hat für die drei untersuchten Überzugsvarianten des 22MnB5 Gültigkeit.

Während bei den Schweißungen der pressgehärteten Materialien ohne Oberflächenveredelung bzw. mit Al-Si-Beschichtung mit belassener Oberfläche eine Wasserstoffmenge von kleiner 5 ppm im Schweißgut nachgewiesen wurde, lag der diffusive Wasserstoffgehalt bei den Schweißungen mit wasserstoffhaltigem Schutzgas etwas höher, bei 5 bis 6 ppm. Nachweislich bilden verölte oder mit Kondenswasser benetzte Materialoberflächen die Grundlage für einen erhöhten Wasserstoffeintrag in das Schweißgut während des MSG-Schweißprozesses. Im Vergleich zu den gereinigten Blechen konnte bei diesen Wasserstoffangeboten zwei bis drei Mal mehr Wasserstoff detektiert werden. Dabei ist der Unterschied zwischen Öl und Wasser als Basis für die Wasserstoffbildung eher marginal. Bemerkenswert ist die Wasserstoffaufnahme der Proben, denen vor dem Schweißen kein zusätzliches Wasserstoffangebot zur Verfügung gestellt wurde. Anzunehmen ist, dass der hier gemessene diffusive Wasserstoff aus Ziehfetten des Schweißzusatzwerkstoffes, wie in Abschnitt 6.3.4.2 beschrieben herrührt. Als ergänzende Wasserstoffquellen sind aber auch Verwirbelungen des Schutzgases mit der Umgebungsluft oder auch im Schutzgas enthaltende Feuchte denkbar.

Während in den MSG-geschweißten Feinblechen ohne und mit AS150-Überzug etwa identische Wasserstoffgehalte nach dem Schweißen nachgewiesen werden konnten, lagen für den verzinkten Stahl H_F -Gehalte, insbesondere bei Vorliegen von Wasser und Konservierungsöl auf der Fügestelle doppelt so hoch. Anzunehmen ist, dass die für den 22MnB5+Z140 notwendige höhere Streckenenergie für eine erhöhte Wasserstoffaufnahme des Schweißgutes verantwortlich ist. Die Verwendung des wasserstoffhaltigen Schutzgases (6% H_2 , Rest N_2) führte bei den MSG-Schweißungen des 22MnB5+Z140 zu sehr starken Imperfektionen der Naht, dass bei diesem Werkstoff auf eine Auswertung verzichtet wurde.

7.3.6 Wasserstoffaufnahme von Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißungen

Bei der massenspektrometrischen Wasserstoffbestimmung der Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißproben konnte auch bei den mit Wasserstoffangebot geschweißten Proben kein diffusibler Wasserstoff detektiert werden. Hierbei wurden die ersten Messungen im Schweißverbund durchgeführt, d.h. die Proben wurden wie üblich, Ober- und Unterblech verschweißt, der Warmauslagerung zugeführt.

Es lag die Vermutung nahe, dass die sehr geringe Wasserstoffmenge in der Probenmitte eine verhältnismäßig große Distanz bis zur Probenoberfläche und somit zur Analyse zu überwinden hat. Die dabei entstehende Zeitverzögerung könnte zu einer langgezogenen Freigabe geringster Wasserstoffkonzentrationen in den Trägergasstrom, die aufgrund der begrenzten Messempfindlichkeit des Massenspektrometers nicht zu erfassen sind, führen. Hieraus entstand die Überlegung, die Proben vor der Messung durch das Schweißgut zu trennen, um so kürzere Diffusionswege und somit -zeiten für den Wasserstoff in den Trägergasstrom zu schaffen. Auf diese Weise wäre ein kurzes konzentriertes, durch das MS detektierbares Wasserstoffangebot sichergestellt.

Vor der Wasserstoffbestimmung wurden die gefügten 22MnB5-Bleche aus dem flüssigen Stickstoff entnommen und im kalten Zustand mechanisch unter Zuhilfenahme eines Meißels getrennt, so dass für eine Messung nun zwei Probehälften mit geteiltem Schweißgut verwendet wurden. Im Anschluss erfolgte die Reinigung und Trocknung der Probehälften, die anschließende Wasserstoffkonzentration in den RP- und LB-Proben wurde auf die zuvor rechnerisch bestimmten Schweißgutmassen (Abschnitt 6.2.2 bzw. 6.2.3) gezogen.

Im Vergleich zur Wasserstoffbestimmung der ungetrennten Schweißproben konnten bei den geteilten Schweißverbindungen äußerst geringe Peakentfaltungen im MS-Messsignal für Wasserstoff wahrgenommen werden. Diese Ausschläge waren jedoch so gering, dass sie sich bei sehr starker Vergrößerung zum Teil kaum größer als das Grundrauschen darstellten, und eine quantitative Auswertung durch die Software des Massenspektrometers nicht vorgenommen werden konnte. In Abbildung 39 sind einige dieser Messsignalverläufe für widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Proben dargestellt. Mit einem Glättungsalgorithmus (Savitzky-Golay) wurde dabei aus den Messsignalen ein gemittelter Kurvenverlauf generiert, der die mögliche Wasserstoffaufnahme der Widerstandsschweißproben qualitativ darstellt.

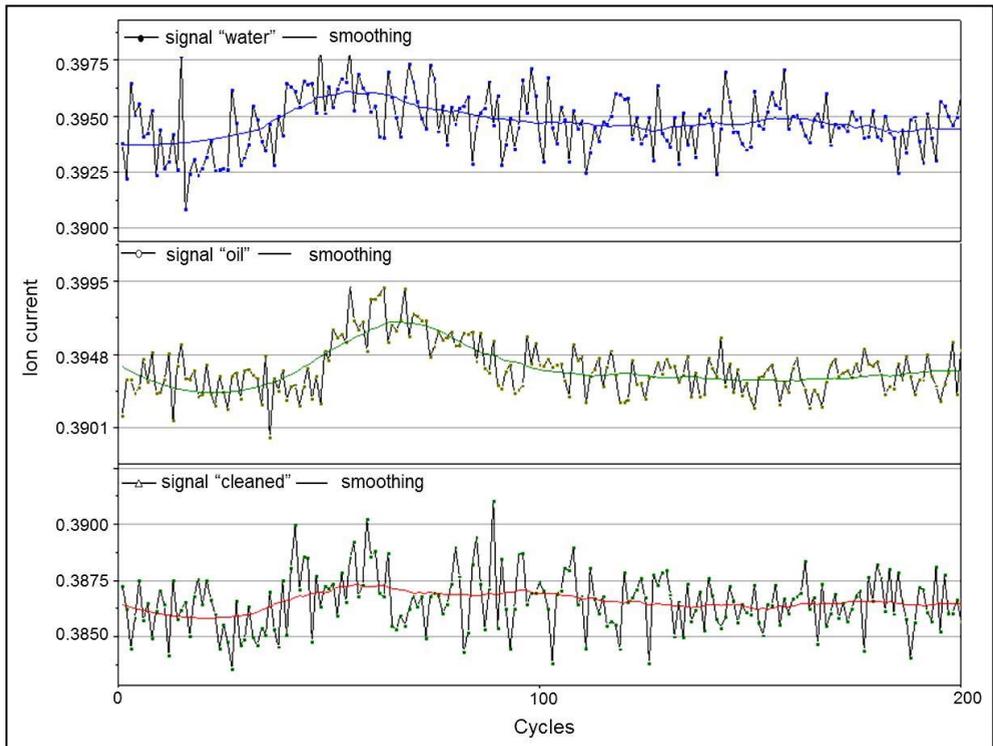


Abbildung 39: MS-Messverläufe mit eingezeichneten Glättungskurven für widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Proben mit unterschiedlichen Wasserstoffangeboten beim Schweißen

Die Ergebnisse zeigen folglich, dass ein grundsätzlicher Unterschied in der Wasserstoffaufnahme in Abhängigkeit vom Schweißprozess besteht. Bei gleicher Art des Wasserstoffangebots ist der Wasserstoffeintrag in das Schweißgut beim MSG-Schweißen um ein Vielfaches größer als beim Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißen. Bedingt durch die Wirkung des Lichtbogens wird der Wasserstoff dissoziiert und aufgrund der großen spezifischen Oberfläche des übergehenden Tropfens von diesem in größerer Menge atomar gelöst. Beim Laserstrahl- und Widerstandspunktschweißen hingegen liegen deutlich kürzere Aufheiz- und Abkühlraten sowie geringere spezifische Schmelzbadoberflächen vor, so dass, wenn überhaupt, nur wenig Wasserstoff atomar in der Schmelze gelöst wird.

7.4 Überprüfung auf Kaltrissbildung durch Vier-Punktbiege-Verspannungen

7.4.1 Vier-Punkt-Biegeversuch

Um das Kaltrissverhalten geschweißter 22MnB5-Finbleche in Abhängigkeit unterschiedlicher Belastungseinflüsse prüfen zu können, wurde ein fremdbeanspruchtes Prüfverfahren gewählt, welches den Vorteil gezielter Variationen der mechanischen Beanspruchung der Probe erlaubt. Aufgrund des geringen Dehnungsvermögens des borlegierten Vergütungsstahles 22MnB5 im pressgehärteten Endzustand, dürfen die mechanischen Einflussgrößen nicht zu hoch und müssen darüber hinaus sensibel variierbar sein. Weiterhin war ein einfacher kostengünstiger Aufbau der Prüfvorrichtung umzusetzen, der Untersuchungen an

ungeschweißten als auch geschweißten Prüfgeometrien erlaubt. Darüber hinaus mussten die MSG- und Laserstrahlschweißungen direkt in der Vorrichtung ausgeführt werden können. All diese Forderungen führten dazu, dass das Vier-Punkt-Biegeverfahren als Prüfmethodik ausgewählt und eine entsprechende Vier-Punkt-Biegevorrichtung konstruiert wurde.

Im Gegensatz zum Drei-Punkt-Biegeversuch, wo das größte Moment im Angriffspunkt der Einzelkraft F wirksam wird, ist der Momentenverlauf beim Vier-Punkt-Biegeverfahren zwischen den beiden Kraftangriffstellen konstant (Abbildung 40 rechts) und die Querkräfte sind gleich null. Hieraus ergibt sich der Vorteil, dass Schweißpunkte oder Schweißraupen im Bereich zwischen den Innenlagern, jedoch ohne Anschmelzen der Probekante, beliebig aufgebracht und auf ihre Kaltrissanfälligkeit überprüft werden können. Durch das definierte Einstellen des Stempelweges durch Drehen der Sechskantschraube unter Zuhilfenahme eines Wegmesssystems (Messuhr) wird über die Mittellager eine Kraft auf die Probegeometrie aufgebracht, die in Abhängigkeit vom Abstand Innenlager-Außenlager zu dem konstanten Biegemoment führt (Abbildung 40, links).

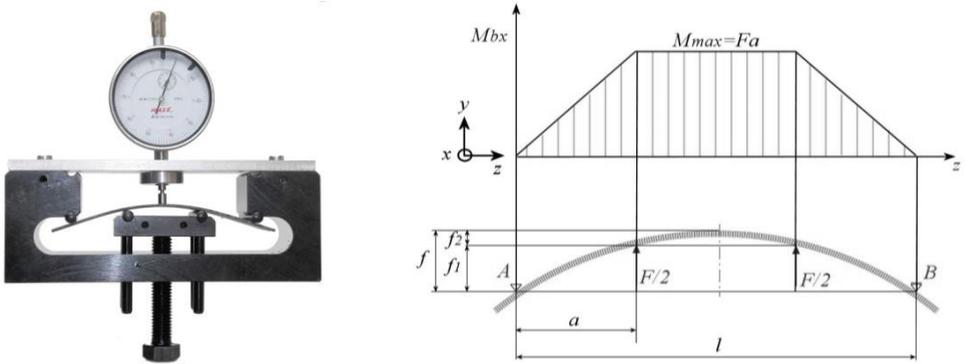


Abbildung 40: Vier-Punkt-Biegevorrichtung (links), mechanisch-geometrische Kenngrößen (rechts)

Unter der Voraussetzung kleiner elastischer Auslenkungen ($\frac{f}{l} < 0,1$) kann für ungeschweißte homogene Biegeproben mit konstantem Querschnitt die maximale Randfaserspannung σ_b nach Gl. 11 bestimmt werden.

$$\sigma_b = f \frac{12Et}{(3l^2 - 4a^2)} \quad (24)$$

(f...Biegeweg, t...Blechdicke, l...Lagerabstand-außen, a...Abstand äußeres-inneres Lager)

Die für die Untersuchungen verwendeten Biegevorrichtungen besitzen einen äußeren Lagerabstand von 100 mm, woraus ein für die Berechnung nach Gl. 11 reproduzierbarer Biegeweg $f \leq 10$ mm zugrunde gelegt werden kann. Zur Überprüfung des rechnerischen Zusammenhanges erfolgte eine experimentelle Validierung. Hierzu wurden unter Zuhilfenahme einer Zug-/Druckmaschine Kraft-Weg-Aufnahmen von pressgehärteten Feinblechen aufgenommen und in Randfaserspannungen umgerechnet. Wie Abbildung 41 verdeutlicht

stimmen die berechneten und experimentell bestimmten Randfaserspannungen für den elastischen Biegebereich überein.

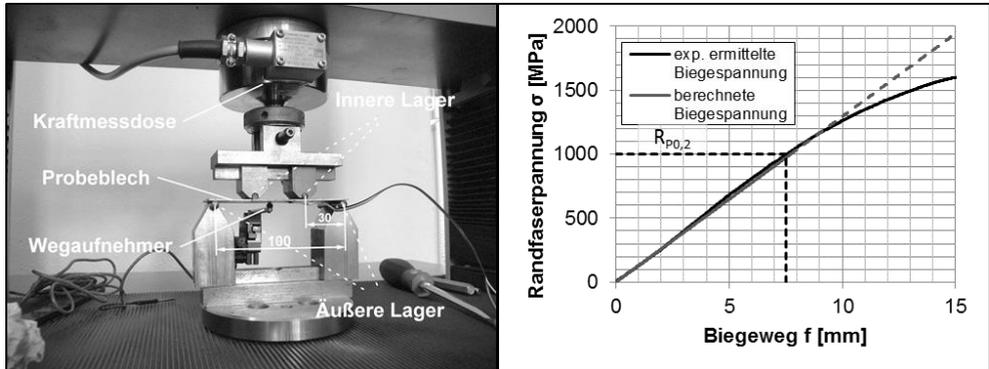


Abbildung 41: Randfaserspannung in Abhängigkeit vom Biegegeweg f

Durch die Entstehung von Schweißgut, unabhängig davon ob Zusatzwerkstoff zugeführt oder der Grundwerkstoff aufgeschmolzen wurde, wird das gleichmäßige Spannungsfeld auf der Biegeprobe zwischen den Innenlagerung stark verändert. Durch das Aufschmelzen des Grundwerkstoffes beim Schweißen und die stark variierenden Abkühlraten nach Beendigung der Wärmezufuhr entstehen sehr unterschiedliche metallurgische Bereiche in der Fugestelle, wie das Schweißgut und die Wärmeeinflusszone mit der Grob- und Feinkornzone bzw. dem teilaustenitisierten Bereich. Dieser inhomogene Bereich unterliegt bei dem Aufbringen einer Biegespannung sehr unterschiedlichen Zug- und Druckspannungsverhältnissen und führt somit zu einem dreiachsigen Spannungszustand, der eine Grundbedingung für das Entstehen von Kaltrissbildung bildet. Aufgrund der entstehenden Inhomogenitäten besitzt die rechnerische Bestimmung der Randfaserspannung nur noch eingeschränkte Bedeutung.

7.4.2 Probengeometrien für die Vier-Punkt-Biegeverspannung

Alle für die Vier-Punkt-Biegeverspannung verschweißten Grund- und Oberbleche wurden den perforierten pressgehärteten Platinen entnommen bzw. durch Nasstrennen zu den kleineren Oberblechen weiterverarbeitet. Eine Übersicht über die unterschiedlich geschweißten Verspannproben ist Abbildung 42 zu entnehmen.

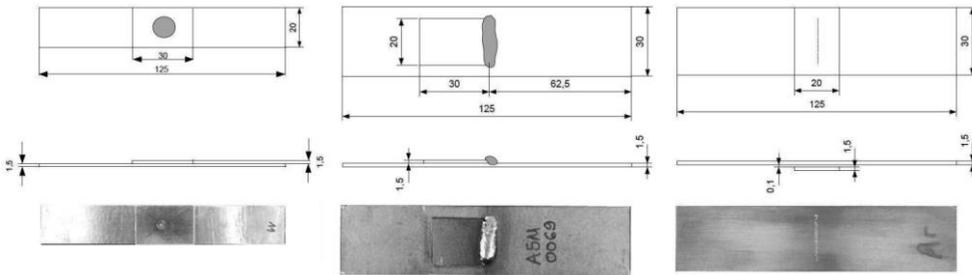


Abbildung 42: Verspannproben der unterschiedlichen Schweißverfahren für den 4PBV, RP-Schweißung (links), MSG-Schweißung (Mitte), LB-Schweißung (rechts)

7.4.2.1 Biegeproben für Widerstandspunktschweißen

Die Länge der Grundbleche für die RP-Proben wurde an die Abmessungen bzw. die Lagerabstände der Vier-Punkt-Biegevorrichtungen angepasst. Günstig erwies sich eine Grundblechlänge von 125 mm. Aufgrund der Länge konnte auch bei sehr starken Verspannungen die Gefahr eines Abrutschens der Probe aus den äußeren Lagern minimiert werden. Das Oberblech besitzt die Abmessungen 30 x 20 mm² und wird zentriert auf das Grundblech aufgeschweißt (Abbildung 42 links).

Die Probenbreite von 20 mm wurde in Anlehnung an das DVS-Merkblatt 2902-3 [50] ausgewählt. Die Norm beschreibt einen erlaubten Randabstand v zum Mittelpunkt der Schweißlinse, der nach Gl. 12:

$$v \leq 1,25d_L \quad (25)$$

nicht überschritten werden darf. Die Durchmesser der Schweißlinsen d_L für die unterschiedlichen Überzüge des 22MnB5 sind größer als die in Gl. 13 festgelegte Mindestforderung.

$$d_L \geq 4,3\sqrt{t} \quad (26)$$

7.4.2.2 MSG- und Laserstrahlschweißproben

Bei den Verspanngeometrien für das MSG- und Laserstrahlschweißen wurden keine normativen Vorlagen zugrunde gelegt. Für beide Schweißverfahren betrug die Abmessung des Grundbleches 125 x 30 mm². Während die Länge der Probe wieder an die Abmessungen und die Stärke der Biegebeanspruchung angepasst wurde, musste die Probenbreite höher gewählt werden, damit für beide Schweißprozesse eine Mindestschweißnahtlänge von 20 mm realisiert werden konnte. Bei den Schweißungen konnte auf Ein- und Auslaufbleche verzichtet werden, da ausschließlich auf den Proben geschweißt wurde, ohne die Probenränder zu perforieren.

Beide Arten der Schweißungen wurden im Überlappstoß ausgeführt. Die MSG-Schweißungen wurden schleppend mit einem Anstellwinkel von 0° entlang der Kante des Oberbleches geschweißt. Aufgrund der beschränkten Leistung des Lasers, wurden die Laserstrahlschweißungen durch das Grundblech, bis ca. zur halben Blechdicke ($\frac{d}{2} = 0,75 \text{ mm}$) in das Oberblech ausgeführt.

7.4.3 Durchführung der Biegeverspannung

Unmittelbar nach dem Schweißen der Proben wurden die geschweißten Geometrien definierten Biegespannungen ausgesetzt. Während die MSG- und laserstrahlgeschweißten Proben schon in den Biegevorrichtungen geschweißt wurden, sind die widerstandsgeschweißten Proben unmittelbar nach Beendigung des Schweißprozesses in die Biegevorrichtungen überführt worden. Die unterschiedlichen Biegebeanspruchungen wurden über die Wegeinstellung des Stempels definiert vorgenommen. Für die Gewährleistung der statistischen Sicherheit, wurden alle Biegeverspannungen und die weiterführenden Untersuchungen mehrfach durchgeführt.

Die Aufbringung der Lastspannung auf die Proben erfolgte immer manuell. Nach der Beendigung des Schweißens (MSG- bzw. Laserstrahlschweißen) bzw. der Überführung der geschweißten Probe in die Vier-Punkt-Biegevorrichtung (nach dem RP-Schweißen) wurde die Messuhr mit einem Haltblech aufgesetzt und der definierte Biegeweg mittels Messuhr durch das Drehen der Schraube eingestellt. Eine vollständige Umdrehung der Schraube hatte eine Biegewegzunahme von etwa einem Millimeter zur Folge und dauerte ca. 2 s, das Nachsetzen des Schlüssels etwa 1 s. Da die Messuhr einen maximalen Messweg von ca. 10 mm zuließ, ergab sich bei größeren Spannwegen als 9 mm die Notwendigkeit des Nachsetzens und Neuausrichtung der Messuhr. Diese Vorgehensweise erforderte eine Zeitdauer bis ca. 30 s. Im Anschluss wurden die Biegespannungen mit der gleichen Geschwindigkeit auf die Probe aufgebracht wie vor der Umspannung der Messuhr. In Abbildung 43 ist der zeitliche Ablauf der Biegewegaufbringung schematisch dargestellt.

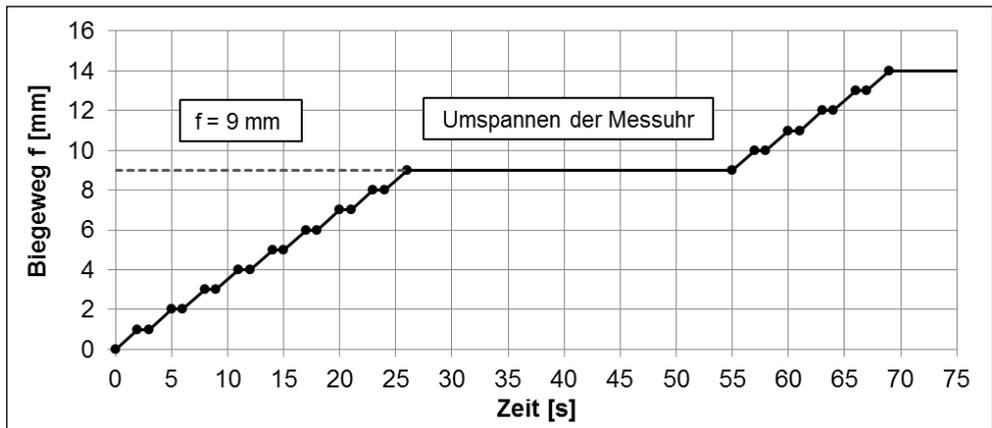


Abbildung 43: Zeitlicher Verlauf zur Einstellung des Biegeweges f

Um dem Wirksamwerden des Wasserstoffs eine ausreichende Dauer einzuräumen, wurde in Anlehnung an die DIN EN ISO 3690 eine Auslagerungszeit der verspannten Proben von 72 Stunden zugrunde gelegt.

7.4.4 Detektionsverfahren zur Rissbildung

Um den Zeitpunkt des Rissauftritts während der Verspannung von Proben bestimmen zu können, mussten Möglichkeiten zur permanenten Probenbeobachtung entwickelt werden.

7.4.4.1 Opto-temporäre Rissdetektion

Hierzu wurde das sog. opto-temporäre Detektionsverfahren entwickelt. Hierbei werden von den Proben während der Vier-Punkt-Verspannung permanent Einzelbilder mit einer Kamera aufgenommen, die in einminütigen Abständen an einen verbundenen PC gesendet wurden (Abbildung 44). Nach Ablauf oder auch bereits während der Auslagerungszeit können aus den Einzelbildern Auswertungen vorgenommen oder durch eine Aneinanderreihung der Bilder Filme erstellt werden. Die Grundlage für dieses Detektionsverfahren bildete die gut sichtbare Probenveränderung nach einem Bruchauftreten durch den Querschnitt der Biegeprobe. In Abbildung 45 sind die aus der Biegeverspannung, einhergehend mit einem Bruchauftreten, resultierenden geometrischen Veränderungen einer widerstandsgeschweißten Probe dargestellt.



Abbildung 44: Opto-temporäre Rissdetektion

Nach der Verspannung von geschweißten Proben mit sehr geringen Wasserstoffgehalten und/oder geringen Biegewegen, ließ sich keine äußerlich sichtbare Rissentstehung mehr mit dem System beobachten. In der Annahme, dennoch Kaltrisse vorzufinden, mussten Verfahren erdacht werden, mit denen innere Risse bzw. Mikrorisse nachgewiesen werden konnten.

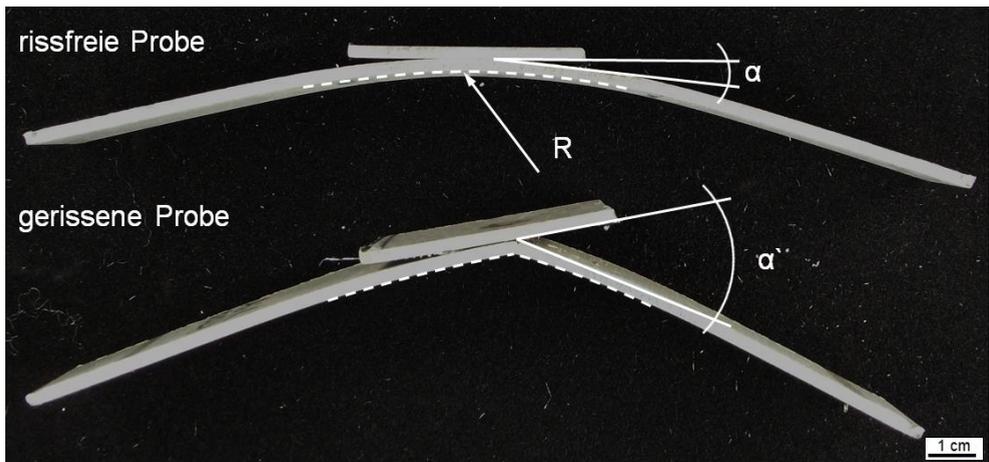


Abbildung 45: Rissfreie (oben) und rissbehaftete (unten) widerstandsgeschweißte 22MnB5+AS150-Probe nach einer Vier-Punkt-Biegeverspannung

7.4.4.2 Querschliffe

Querschliffe wurden sowohl zur Beurteilung von Schweißnaht/-punktqualität, zur geometrischen Vermessung von Schweißgut und WEZ und zur Detektion von inneren Rissen angefertigt. Hierzu wurden die Proben zunächst orthogonal zur Schweißrichtung (MSG- und Laserstrahlschweißen) bzw. zur Biegerichtung im 4PBV (Widerstandspunktschweißungen) mit ca. 0,5 mm Aufmaß zur Probenmitte nassgetrennt, anschließend kaltgebettet und metallografisch untersucht.

Da die Herstellung von Querschliffen mit einem hohen arbeitstechnischen Aufwand verbunden ist und immer nur ein kleiner, mehr oder weniger zufälliger Ausschnitt der Probe dargestellt werden kann, wurden für die Detektion innerer Risse noch weitere alternative Methoden zur Kaltrissdetektion angewendet.

7.4.4.3 Zugversuche

Eine weitere Methodik zur Kaltrissdetektion, die die zeit- und kostenintensive Erstellung von Querschliffen ergänzen sollte, bildete der Zugversuch, der im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannung der Proben durchgeführt wurde. Die Sinnhaftigkeit für dieses Vorgehen entstammte der Annahme, dass ein durch Kaltrisse behafteter Probenquerschnitt nur noch über ein geschwächtes Zugkraftverhalten verfügt.

Typische Kraft-Weg-Verläufe für Zugversuche widerstandspunktgeschweißter Proben sind in Abbildung 46 dargestellt. An den Verläufen ist zu erkennen, dass das Kraftmaximum das Versagen der Proben in dem Schweißpunkt abbildet (Abbildung 46, links oben). Nach einer Zunahme des Zugweges um ca. 0,5 mm versagen die Proben in den hochfesten Bereichen des Grundwerkstoffes neben dem Schweißpunkt (Abbildung 46, links unten). Bei einer Beeinträchtigung der Schweißverbindung bspw. durch Kaltrissaufreten im Schweißgut bzw. der WEZ nach einer Vier-Punkt-Biegeverspannung, ist eine Verringerung der Zugkraft bei gleichzeitiger Herabsetzung des Zugweges zu beobachten, wie der Vergleich zwei

gezogener Proben mit unterschiedlichen Wasserstoffquellen beim RP-Schweißen (gereinigt bzw. Konservierungsöl) bei sonst gleichen Biegebedingungen verdeutlicht.

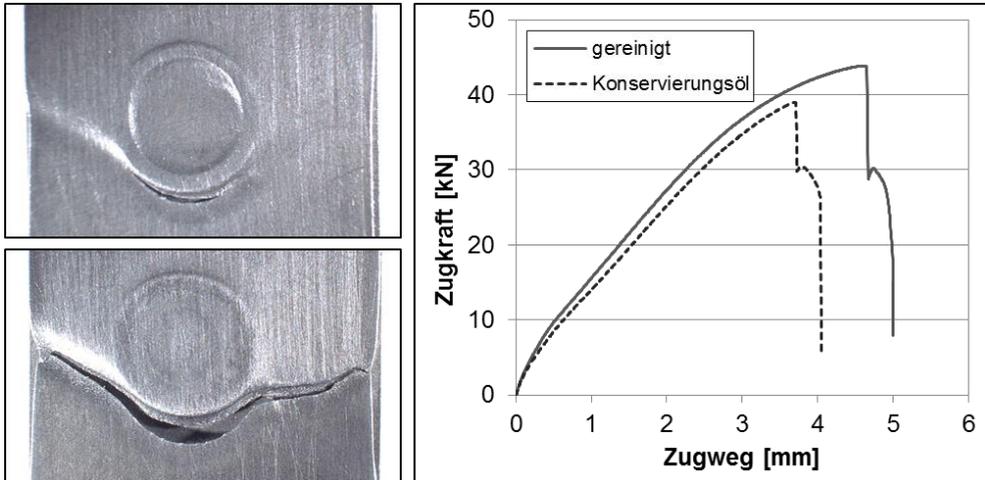


Abbildung 46: Kraft-Weg-Verlauf von Zugversuchen nach Verspannung von 22MnB5-RP-Proben im 4PBV ($f = 8 \text{ mm}$)

Die Prüfmethode Zugversuch wurde ebenso bei MSG-geschweißten und auch Laserstrahlschweißungen angewendet. Auch hier wurde davon ausgegangen, dass die maximalen Zugkräfte der geschweißten Proben durch vorherige Rissentstehung im 4PBV verringert werden und somit eine veränderte Zugfestigkeit nach sich ziehen. Im Vergleich zu den Widerstandspunktschweißungen trat bei den Kraft-Weg-Verläufen der beiden Schweißverfahren nur ein Kraftmaximum auf, was darauf zurückzuführen ist, dass die Längen der Schweißnähte fast der gesamten Probenbreite entsprechen.

7.4.4.4 Schallemissionsanalyse

Unmittelbar nach der Verspannung der geschweißten Proben in der 4PBV wurde der Schallsensor auf das Probeblech aufgesetzt und für die gesamte Messdauer durch eine Spannschraube fixiert (). Zur Gewährleistung statistischer Sicherheiten wurden alle Versuche mehrfach ($n \geq 3$) durchgeführt. Um den hieraus folgenden Messaufwand zeitlich begrenzen zu können, wurden zwei und drei Verspannungen und in gleicher Anzahl Schallmessungen, separat in einzelnen Biegevorrichtungen durchgeführt.

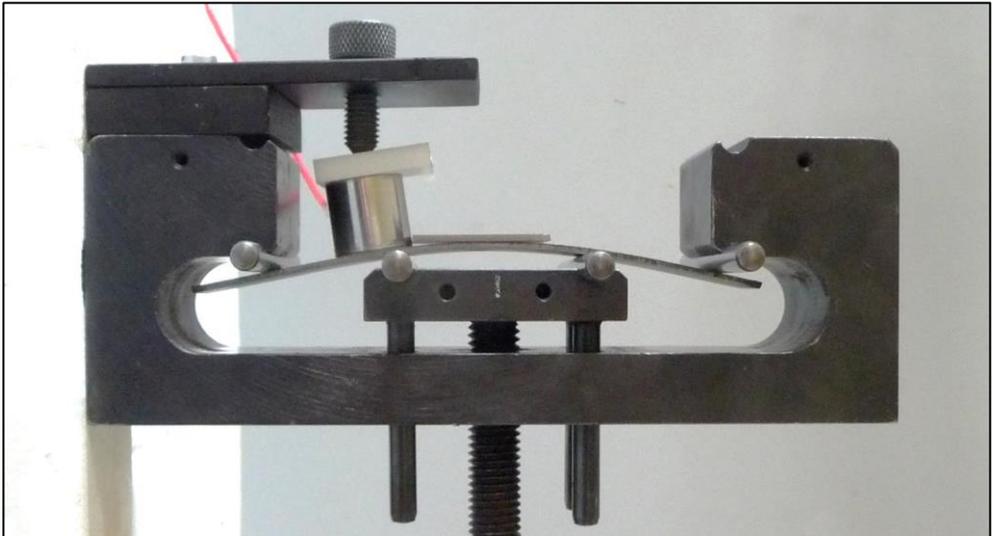


Abbildung 47: Vier-Punkt-Biegeverspannung mit aufgesetztem SE-Messsensor

7.5 Kaltrissverhalten

7.5.1 Kaltrissverhalten von pressgehärteten ungeschweißten homogenen Feinblechen

Um zu überprüfen, ob bereits bei ungeschweißten Versuchsblechen, d.h. ohne Einbringung eines dreiachsigen Spannungszustandes der Probe ein wasserstoffunterstütztes Rissverhalten zu beobachten ist, wurden zunächst homogen Bleche in den 4PBV verspannt und ausgelagert. Im Ergebnis dieser Untersuchungen konnte kein Risse, auch extrem starken Verspannungen bei Biegewegen von $f = 22$ und 24 mm detektiert werden. Allerdings besaßen die Proben im Anschluss an die Verspannung eine deutliche plastische Formänderung. Auch eine provozierte Wasserstoffaufnahme entsprechender Versuchsbleche während des Ofenprozesses, die hohe diffusive Wasserstoffgehalte in den Proben nach sich führten, reichte nicht für eine Rissinitiierung aus. Bei der Überprüfung auf Rissentstehung durch die Verwendung der Schallemissionsanalyse, konnte bei dem überzugsfreien homogenen Material keine Schallenergie und bei dem 22MnB5+AS150 vergleichbar geringe Schallemission aufgezeichnet werden. Allerdings ist hierbei die Frage nach dem Einfluss des Überzuges mit seinen spröden intermetallischen Bestandteilen, bei einer entsprechenden Biegebeanspruchung zu stellen. Durch die Ergebnisse der aufgezeigten Untersuchungen kann bestätigt werden, dass für eine wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung ein dreiachsiger Zugspannungszustand im Material vorliegen muss.

7.5.2 Kaltrissverhalten von pressgehärteten geschweißten Feinblechen bei Vorliegen von Wasserstoff durch den Ofenprozess (Austenitisierung)

7.5.2.1 Widerstandspunktschweißen

Zur Prüfung des Einflusses von diffusiblen Wasserstoff auf die Kaltrissanfälligkeit widerstandspunktgeschweißter Proben, der während des Austenitisierungsprozesses vom Grundwerkstoff aufgenommen wurde, sind entsprechend vorbereitete 22MnB5+AS150-Proben im Vier-Punkt-Biegeversuch verspannt und für eine Dauer von 72 h ausgelagert und

zeitgleich mit der opto-temporären Rissdetektion beobachtet worden. Die Biegeproben, die nach einer Zeit von 72 h kein äußerlich sichtbares Rissauftreten zeigten, galten als kaltrissfrei. Es wurden keine Querschliffe der als rissfrei geltenden Proben angefertigt, so dass zu dem Zeitpunkt dieser Untersuchungen keine Aussagen zu innerem Rissauftreten getroffen werden konnten.

Für die Untersuchungen wurden eine Charge der Grundbleche mit den Abmessungen $125 \times 20 \times 1,5 \text{ mm}^3$ (RP-Kaltrissprüfbleche) bei $930 \text{ }^\circ\text{C}$ Ofentemperatur und einem Ofentaupunkt von ca. $5 \text{ }^\circ\text{C}$ für eine Dauer von 6 min austenitisiert, eine zweite Charge dagegen für 30 min im Ofen belassen. Die von der Ofenverweilzeit abhängige Wasserstoffaufnahme der Platinen ist Abbildung 30 zu entnehmen. Bei den Biegeverspannungen der widerstandspunktgeschweißten Prüfbleche wurde deutlich, dass die Proben mit der höheren Austenitisierungszeit bei der Wärmebehandlung bei sehr viel geringeren Biegewegen und nach deutlich kürzeren Standzeiten ein äußerlich sichtbares Rissauftreten zeigten. Während zur Zerstörung der 6-Minuten-Proben Biegewege notwendig waren, die weit über eine elastische Beanspruchung der Randfaser der Probe hinaus gingen, reichten bei den sehr lange wärmebehandelten Proben weitaus geringere Biegewege zum Reißen der Proben aus. Ein Vergleich zwischen den Biegeweg-Standzeit-Verhältnissen für die unterschiedlichen Ofenverweilzeiten ist Abbildung 48 zu entnehmen. Die dunklen Punkte in den Diagrammen bilden die zerstörten, die helleren Markierungen die unbeeinträchtigten Schweißverbindungen ab.

Abbildung 49 gibt die absolute Anzahl der geprüften Proben an. Dabei sind für jede der Ofenzeiten (6 und 30 min) und jeden Verspannungsweg in den 4PBV ($f_{30\text{min}} = 4, 6, 7, 8, 10 \text{ mm}$, $f_{6\text{min}} = 10, 12, 14, 16, 18 \text{ mm}$) zehn RP-Schweißverbindungen auf ihr Kaltrissverhalten überprüft wurden. Deutlich wird, dass mit der Zunahme der Biegebeanspruchung auch die Zahl der degradierten Proben, unabhängig von der Ofenverweilzeit, zunimmt.

Der Gründe für das unterschiedliche Kaltrissverhalten für die unterschiedlich wärmebehandelten Proben sind zum einem in den differenzierten Wasserstoffgehalte zu vermuten, darüber hinaus führt eine längere Austenitisierungszeit zu veränderten Werkstoffeigenschaften wie größeren Austenitkörnern oder größerer Diffusionsschichtdicke, deren Auswirkungen auf das Kaltrissverhalten weitergehend untersucht werden müssen.

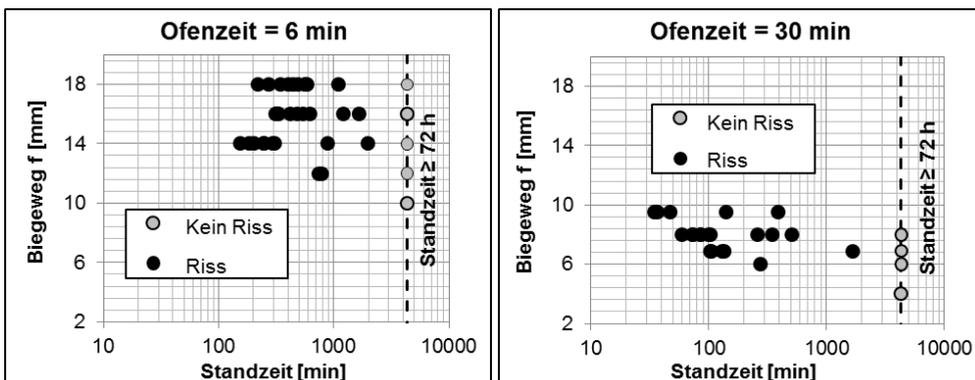


Abbildung 48: Standzeit-Biegeweg-Verhalten von widerstandspunktgeschweißten 22MnB5+AS150-Finblechen in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit ($T_{\text{Ofen}} = 930 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_D = 5 \text{ }^\circ\text{C}$)

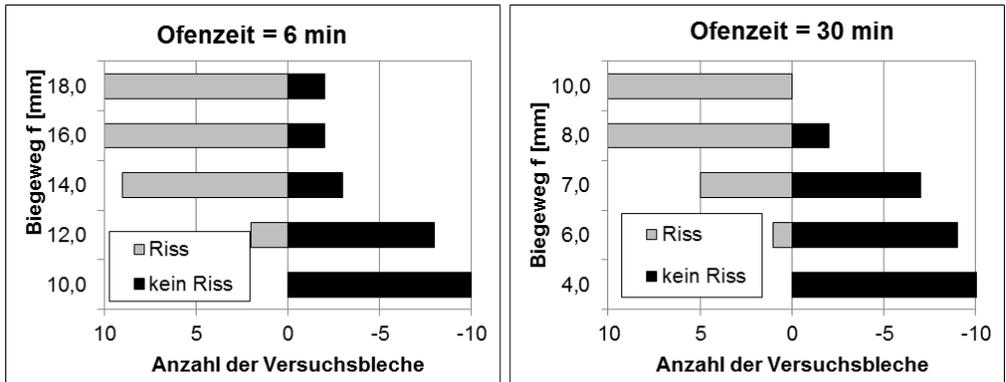


Abbildung 49: Übersicht über die Anzahl gerissener/nicht gerissener Proben im 4PBV in Abhängigkeit von Ofenverweilzeit und Biegeweg

7.5.2.2 MSG-Schweißen

In einem weiteren Versuch wurde die Standzeit von MSG-geschweißten Proben überprüft. Auch bei den hierfür genutzten Grundblechen stammt der diffusible Wasserstoff aus der Ofenatmosphäre der Wärmebehandlung. Der Mittelwert der gemessenen Taupunkte betrug hierbei 2 °C, woraus ein diffusibler Wasserstoffgehalt in den Probeblechen von ca. 0,2 ppm resultierte. Auf ein zusätzliches Wasserstoffangebot beim Schweißen wurde verzichtet, allerdings belegen die Untersuchungen aus Abschnitt 6.3, dass bereits Oberflächenverunreinigungen der Drahtelektrode mit Ziehfetten u. ä. mit einem diffusiblen Wasserstoffeintrag in das Schweißgut verbunden sind. Als Verspannwege für den 4PBV wurden 7, 8, 10, 12, 17, 18, und 20 mm gewählt. Aufgrund der „günstigen“ Kaltrissvoraussetzungen konnte bis zu einem Biegeweg von 10 mm das opto-temporäre Rissdetektionsverfahren benutzt werden. Wie Abbildung 50 verdeutlicht, besteht eine nahezu lineare Abhängigkeit zwischen Biegeweg und somit Biegespannung und der Standzeit der Probe bis zu vollständigen Trennung. Demnach tritt die Rissbildung bei den MSG-Proben zwischen einer ½ und 1½ Stunden auf. Ab einem Biegewege von 8 mm konnten keine Aussagen zum Risszeitpunkt mehr getroffen werden. Grund hierfür ist ein nicht beobachtbares äußerlich sichtbares Rissverhalten der Proben, womit die Grenzen des opto-temporären Rissdetektionsverfahren erreicht sind.

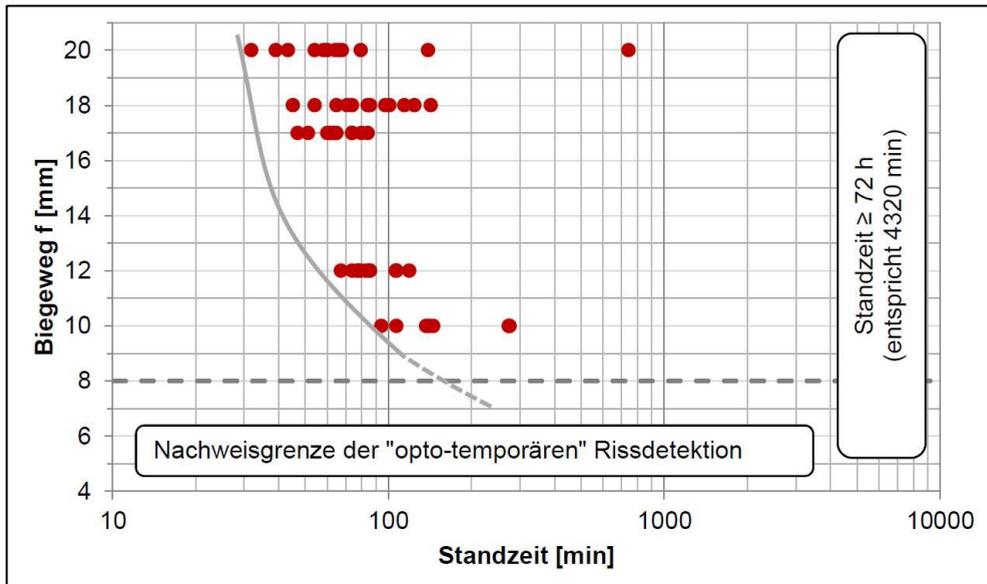


Abbildung 50: Standzeit-Biegeweg-Verhalten von MSG-geschweißten 22MnB5+AS150-Finblechen (TOfen = 930 °C, TD = 2 °C)

7.5.3 Kaltrissverhalten von elektrolytisch beladenen Proben

Um zu überprüfen, welche Kaltrissanfälligkeit kathodisch beladener Wasserstoff in überzugsfreiem 22MnB5 hervorruft wurden widerstandspunktgeschweißte Proben für 10 Minuten bei einer Stromdichte von 10 mA/cm² beladen ($H_{\text{diff}} \approx 4,5$ ppm) und unmittelbar danach Vier-Punkt-Biegeverspannungen mit Biegewegen von 6 und 8 mm ausgesetzt. Bei einer zweiten Versuchsdurchführung wurden die unter gleichen Bedingungen wasserstoffbeladenen Proben vor einer 8 mm-Verspannung für etwa eine Stunde bei RT ausgelagert. Die nach dieser Zeit in der Probe verbleibende diffusible Wasserstoffmenge beträgt etwa 1,5 ppm (Abbildung 34).

Bei den 8 mm-verspannten Biegeproben wurde bei allen Proben ($n = 6$) äußerliches Rissverhalten beobachtet. Bei den Verspannungen mit einem Biegeweg von 6 mm wurde ein Drittel der Proben ($n = 2$) äußerlich sichtbar zerstört, dieses Ergebnis hatte die gleiche Gültigkeit für Proben, die mit einem Biegeweg von 8 mm verspannt, zuvor aber eine Stunde ausgelagert wurden. Unter Zuhilfenahme der „opto-temporären“ Kaltrissdetektion wurden die unterschiedlichen Standzeiten der einzelnen Proben bestimmt. Hier wurde deutlich, dass alle äußerlich sichtbaren Beeinträchtigungen der Proben, die in der Regel den kompletten Bruch zur Folge hatten, unter einer $\frac{3}{4}$ Stunde auftraten. Die entstandenen Risse und Materialdegradierungen wurden

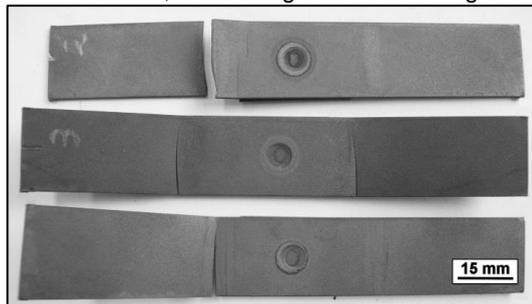


Abbildung 51: Gebrochene wasserstoffbeladene RP-Biegeproben

ausschließlich an den Auflageflächen des Grundbleches in unmittelbarer Nähe zu den inneren Lagern der Biegevorrichtung beobachtet (Abbildung 51).

Untersuchungen mit dem REM, der während der 4PBV entstandenen Bruchflächen ließen bei 80facher Vergrößerung eine Oberfläche erkennen, die aus einem rechteckigen mittleren Bereich bestand, der von einem ca. 0,4 mm breiten Rahmen umsäumt ist (Abbildung 52, links). Bei weiterer Vergrößerung (1500x) konnten sowohl im inneren Bereich, als auch am Rand der Bruchflächen typische Merkmale für wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung wie klaffende Korngrenzen beobachtet werden (Abbildung 52, rechts).

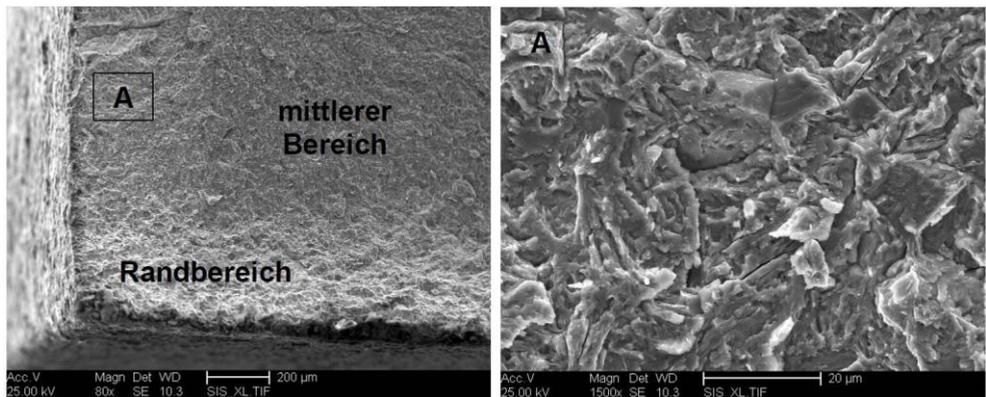


Abbildung 52: Bruchflächenstruktur (links) und HAAC-typische Bruchbilder (rechts)

Die schnelle Wasserstoffeffusion und die starke Konzentration des Wasserstoffs im Randbereich der Probe und die hieraus resultierende Vorschädigung des Werkstoffs waren dafür ausschlaggebend, dass das Verfahren der kathodischen Wasserstoffbeladung als Referenzverfahren verworfen wurde.

7.5.4 Kaltrissverhalten von Proben mit Wasserstoffangebot beim Schweißen

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Kaltrissprüfung von Proben beschrieben, bei denen während des Schweißens unterschiedliche Wasserstoffquellen (gereinigt, Wasser, Konservierungsöl) angeboten wurden. Die Kaltrissprüfung erfolgte im 4PBV bei unterschiedlichen Biegewegen und somit -spannungen. Eine Übersicht der Untersuchungsvariationen ist in Abbildung 52 dargestellt.

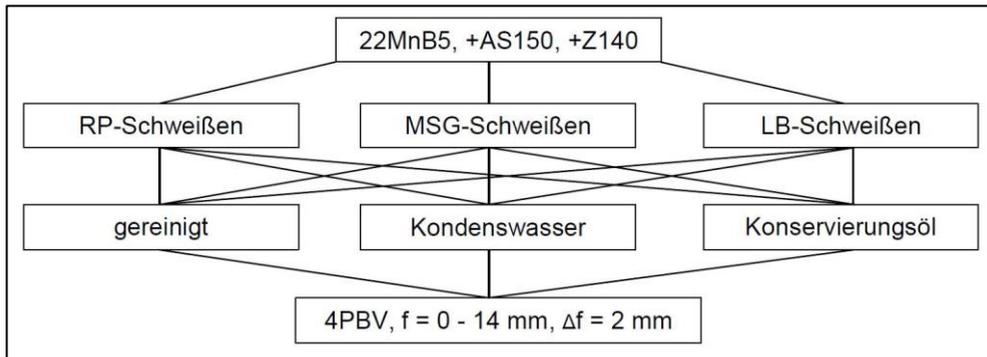


Abbildung 53: Untersuchungsvariationen für Vier-Punkt-Biegeproben mit Vorliegen von Wasserstoff beim Schweißen

Bei den im Folgenden beschriebenen Untersuchungen konnte keine äußerlich sichtbare Kaltrissentstehung beobachtet werden. Aus diesem Grund wurde auf indirekte Detektionsverfahren wie die Auswertung von Querschliffen oder Zugversuche zurückgegriffen, die nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung angewendet wurden und somit nur bedingt Aussagen über die Entstehung von äußerlich nicht sichtbaren Rissen oder Mikrorisse zuließen.

7.5.4.1 Kaltrissverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen

Querschliffe

Zur Detektion innerer (Mikro-)Risse wurden für eine Reihe von Proben Querschliffe angefertigt und mit einem Lichtmikroskop auf Rissbildung untersucht. Die Querschliffe wurden durch die Mitte der Schweißlinse in Biegerichtung angefertigt.

In Abbildung 54 sind Querschliffe von widerstandsgeschweißten Proben aus überzugsfreiem 22MnB5 dargestellt. Eine Anfertigung und Auswertung der Schliffe erfolgte nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung mit Biegewegen 6, 8 und 10 mm. Bei den Bildern der rechten Spalte wurde vor dem Schweißen Wasser zwischen den Bleche aufgetragen, um so ein Wasserstoffangebot beim Schweißen zu gewährleisten. Bei den Proben der linken Spalte in Abbildung 54 wurde dagegen auf ein Wasserstoffangebot verzichtet.

Die beobachtbaren und zur besseren Erkennbarkeit nachgezeichneten Risse verlaufen bei geringen Verspannungen parallel zur Längsrichtung des Grundbleches. Bei stärkerer Beanspruchung dringen sie in einem Winkel von etwa 45° , und hier in das Schweißgut (Schweißlinse) oder in die WEZ, entlang der Schmelzlinie in das Grundblech ein. Die Rissausgangsorte befinden sich für alle rissbehafteten Proben erwartungsgemäß rechts und links an der Schweißlinse, die Länge der Risse ist abhängig von der Höhe der aufgebrachten Biegespannung. Eine weitere Erkenntnis, die aus den Querschliffen abgeleitet werden konnte ist, dass die Risse während der Verspannung im 4BPV, also innerhalb eines Zeitraumes von 72 Stunden nach Verspannungsbeginn aufgetreten sind. Während bei den wasserstoffarmgeglühten Schweißproben das Rissauftreten erst bei Verspannungen ab 10 mm zu beobachten war, zeigten die Proben, die vor dem Schweißen mit Wasser benetzt wurden, bereits ab Biegewegen von 6 mm Anrisse.

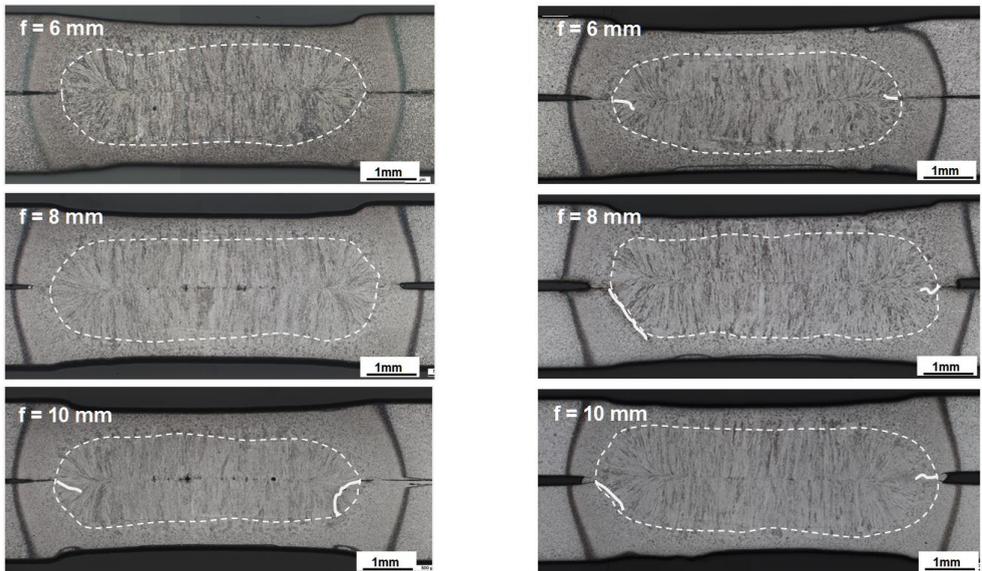


Abbildung 54: Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)

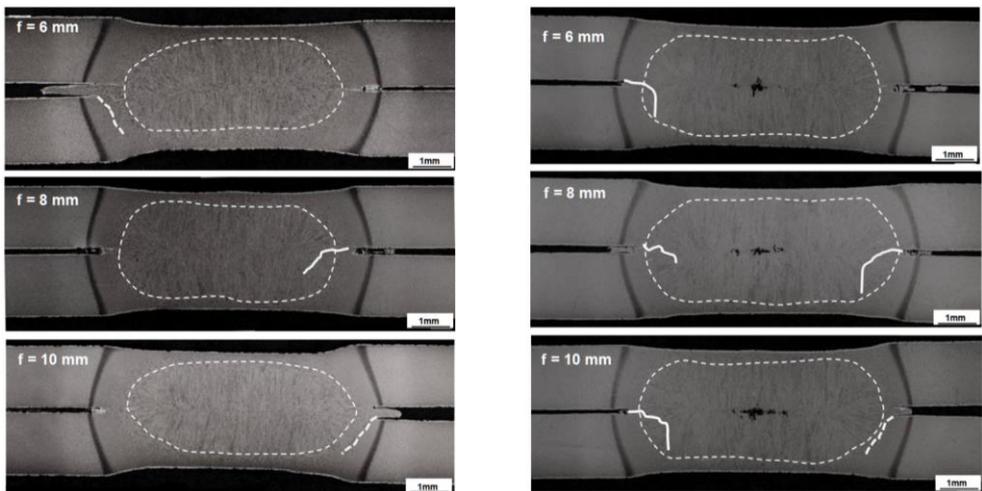


Abbildung 55: Querschliffe von RP-geschweißten 22MnB5+AS150-Verbindungen mit bzw. ohne Wasserstoffangebot beim Schweißen, nach Verspannungen im 4PBV (links ohne, rechts mit Wasser)

Bei der Werkstoffvariante des 22MnB5 mit AS150-Überzug wurden äquivalente Untersuchungen durchgeführt und anschließend Querschliffe erstellt (Abbildung 55). Bei den Aufnahmen ist zu erkennen, dass unabhängig vom Wasserstoffangebot beim RP-Schweißen bereits bei einem Biegeweg von 6 mm Risse entstanden sind. Die Verläufe der

Risse besitzen eine starke Abhängigkeit von der Beschaffenheit der Schweißlinse. Bei ausgetretenem Material (Überzug) im Fügeseit verlaufen die Risse in die WEZ der Fügestelle, mit einem Winkel von ca. 45° zum Fügeseit (gestrichelte Linien in Abbildung 55). Im Gegensatz dazu erfolgt bei den Bereichen, wo kein Material im Fügeseit vorliegt, die Rissausbildung in das Schweißgut, zunächst parallel zum Fügeseit und dann orthogonal dazu (durchgezogene Linien in Abbildung 55).

7.5.4.2 Auswertung der Zugversuche

Als alternatives Verfahren zur Rissdetektion wurden bei allen widerstandspunktgeschweißten Biegeproben Zugversuche, im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannungen durchgeführt. Diese Vorgehensweise wurde bei Proben mit und ohne Vorliegen eines Wasserstoffangebotes beim Schweißen, nach unterschiedlichen Verspannweiten f im 4PBV, durchgeführt.

In ersten Untersuchungen wurden widerstandspunktgefügte Proben einem Zugversuch ausgesetzt. Im Vergleich zu ungeschweißten Zugproben verringerte sich die Zugkraft um ca. 10 % (Abbildung 56). Wie Abbildung 57 rechts verdeutlicht, erfolgt die Trennung der punktgeschweißten Proben dabei durch den angelassenen Bereich der WEZ (Härtesack). Dieser Bereich der WEZ ist sehr duktil, die Härte beträgt hier noch etwa ein Drittel des Grundwerkstoffes (Abbildung 57, links).

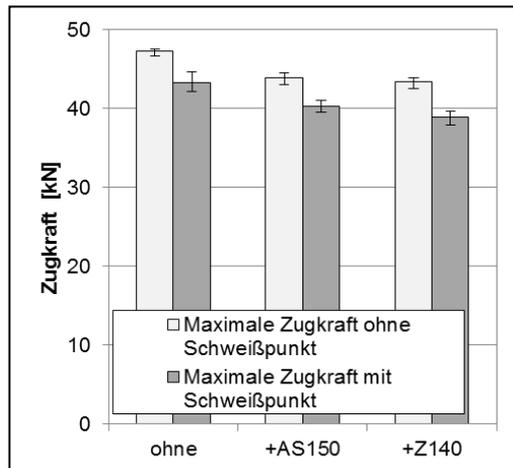


Abbildung 56: Maximalzugkräfte von Blechen mit und ohne RP-Schweißpunkt

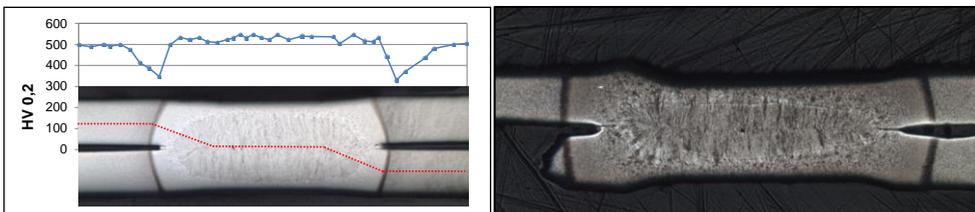


Abbildung 57: Mikrohärteverlauf durch eine 22MnB5-RP-Schweißung (links), Probenrennung nach Zugversuch durch den Härtesack (rechts)

Die aus Zugversuchen der RP-geschweißten Proben bestimmten maximalen Zugkräfte wurden bis zu einem bestimmten Biegebeweg, abhängig von der Art des Materials und des Wasserstoffangebotes beim Schweißen auch bei Vier-Punkt-biegeverspannten Proben gemessen. Dabei galten Biegeproben mit dem gleich hohen Zugkraftverhalten wie nicht biegeverspannte Proben in der abschließenden Auswertung als kaltrissfrei und somit als nicht gefährdet für HACC.

Bei stärkeren Biegeverspannungen bzw. bei gleichen Biegeverspannungen aber einem geänderten Wasserstoffangebot wurde wieder werkstoffabhängig, eine Verringerung der

Zugkraft beobachtet. Wie die Querschliffe (Abbildung 54 bzw. Abbildung 55) verdeutlichen, sind die Probenquerschnitte an der Fügestelle bereits während der Vier-Punkt-Biegebeanspruchung beeinträchtigt worden. Die entstandenen Kaltrisse führten bei einer anschließenden Zugbeanspruchung zu einer starken Herabsetzung der maximalen Zugkraft. Im Vergleich zur Höchstkraft fiel bei diesen Biegeproben die Zugkraft bis zu 25 % und entsprach in etwa dem Restkraftvermögen der Bereiche neben der Schweißlinse (vgl. **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**).

Die Ausgangsorte für die Rissentstehung befanden sich nach Auswertung der Querschliffe auf dem zugbeanspruchtem Randfaserbereich des Grundbleches, rechts u./o. links an der Schmelzlinie der Schweißlinse. Es ist davon auszugehen, dass die hiervon ausgehenden Risse durch die Schweißlinse bzw. WEZ (nicht Härtesack) auch den Ausgangspunkt für die Werkstofftrennung durch die Zugbeanspruchung bilden. In Abbildung 58 sind Draufsichten auf die Rissfläche, die nach den Zugversuchen entstanden, dargestellt. Im linken Bild erfolgte die Trennung durch den Härtesack, im rechten Bild erfolgte die Trennung der Punktschweißprobe durch bzw. entlang der Schweißlinse.



Abbildung 58: Blick auf Bruchflächen nach dem Zugversuch: duktiler Bruch durch den Härtesack (links), Kaltriss durch/entlang der Schweißlinse (rechts)

Eine qualitative Übersicht über das Zugkraftverhalten verdeutlichen Tabelle 20 bis Tabelle 22. In diesen Tabellen sind die einzelnen Belastungsszenarien, abhängig vom Versuchsmaterial und den Wasserstoffquellen gegenübergestellt. Die mit „+“ gekennzeichneten Zustände ertragen die gleiche Maximalzugkraft wie die unter gleichen Bedingungen geschweißten, nicht biegeverspannten ($f = 0$ mm) Probebleche. Die mit „-“ deklarierten Zugproben erreichten die Maximalzugkraft nicht und gelten als nicht kaltrissbeständig.

Tabelle 20: Biegeweg-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Feinbleche

normal			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-		8	-
+	10			10	-		10	-
	12	-		12	-		12	-

	14	-
--	----	---

	14	-
--	----	---

	14	-
--	----	---

Tabelle 21: Biegezug-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Wasser		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Öl		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Tabelle 22: Biegezug-Rissverhalten widerstandspunktgeschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
	14	-

Wasser		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Öl		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

7.5.4.3 Auswertung der Schallemissionsanalyse

In ersten Schritten wurde die Schallemissionsanalyse verwendet, um das Schallaufreten von homogenen Blechen während der Vier-Punkt-Biegeverspannung zu prüfen. Bei Spannweiten von 8 mm wurden sowohl 22MnB5-Bleche ohne und mit AS150-Überzug verspannt, und die entstehende Schallemission für eine Dauer von 72 Stunden aufgenommen.

Nach Ablauf der Auslagerungszeit konnte bei den überzugsfreien Probeblechen keine Schallemission registriert werden, wogegen die Schallenergie bei dem beschichteten Material ca. 2000 (dimensionslos) betrug. Anzunehmen ist, dass diese Schallsignale maßgeblich der Beschichtung entstammen, die bei der Biegung ebenso wie der Grundwerkstoff stark beansprucht wird.

Im nächsten Schritt wurden widerstandspunktgeschweißte 22MnB5-Probebleche, ebenfalls ohne bzw. mit AS150-Beschichtung im 4PBV verspannt. Unmittelbar nach Aufbringen der Biegespannung wurde der Schallsensor auf das Probeblech aufgesetzt und mit einer Spannvorrichtung aus Kunststoff fixiert (Abbildung 47).

Im Anschluss wurde die SEA gestartet und bis zum Verspannungsende der Proben im 4PBV aufrechterhalten. In Anlehnung an die vorherigen Biegeverspannungen zur Überprüfung auf Kaltrissbildung wurden auch für die SE-Untersuchungen die widerstandsgeschweißten Proben mit Biegewegen von 4, 6, 8, 10 und 12 mm verspannt.

Als Wasserstoffquellen diente bei den Versuchen Wasser, das vor den Widerstandspunktschweißungen auf das Grundblech aufgetragen wurde. Als Referenzuntersuchung wurden die gleichen Grundwerkstoffe (22MnB5, 22MnB5+AS150) auch ohne Wasserstoffangebot, gereinigt geschweißt, verspannt und die entstehende Schallemission gemessen.

Aus den Schalluntersuchungen konnte eine Reihe von Ergebnissen abgeleitet werden, auf die im Folgenden eingegangen wird.

Wie Abbildung 59 verdeutlicht, konnten für beide Materialien (22MnB5, 22MnB5+AS150) und Schweißzustände (RP mit bzw. ohne Wasserstoffangebot) mit der Vergrößerung der Biegewege und der Erhöhung der Biegebeanspruchung eine Zunahme des imitierten Schalls, in Form von Schallenergie (dimensionslos) in Abhängigkeit von der Zeit beobachtet werden.

Dabei ist bei beiden Materialvarianten eine sprunghafte Zunahme der Schallemission ab einem Biegeweg von 8 mm zu beobachten. Diese Steigerung setzt sich bis $f = 10$ mm fort. Diese starke Erhöhung hängt vermutlich mit dem Erreichen des plastischen Verformungszustandes der Biegeproben ab einem Biegeweg von 8 mm zusammen und besitzt eine indirekte Proportionalität zu den maximalen Zugkräften aus den Zugversuchen nach den Vier-Punkt-Biegeverspannungen (s. Abschnitt 6.5.4.2). Ab Biegewegen von 12 mm ist ein Rückgang der aufgezeichneten Schallenergie zu bemerken. Bedingt durch den begrenzten Messweg der Messuhr von 10 mm muss bei größeren Biegewegen ein Umspannen der Messuhr erfolgen (Abbildung 43). Die hierfür notwendige Zeit und die Dauer für das Aufsetzen des Schallsensors führten dazu, dass ein erheblicher Teil der entstehenden Schallenergie nicht aufgezeichnet werden konnte, so dass die Ergebnisse der höheren Verspannung vermeintlich zu gering sind. Den starken Streuungen der Messwerte in diesen Bereichen ist darüber hinaus zu entnehmen, dass der Verlust der Schallaufzeichnung keineswegs gleichmäßig und somit auch nicht reproduzierbar ist.

Bei dem Vergleich der Biegeverspannung der mit bzw. ohne Wasserstoffangebot geschweißten Biegeproben wird bei beiden Untersuchungswerkstoffen deutlich, dass ein Wasserstoffangebot keinen wesentlichen Einfluss auf die SEA hat. Sowohl beim 22MnB5 als auch bei dem 22MnB5+AS150 besitzen die Schallenergiewerte nahezu die gleichen Beträge.

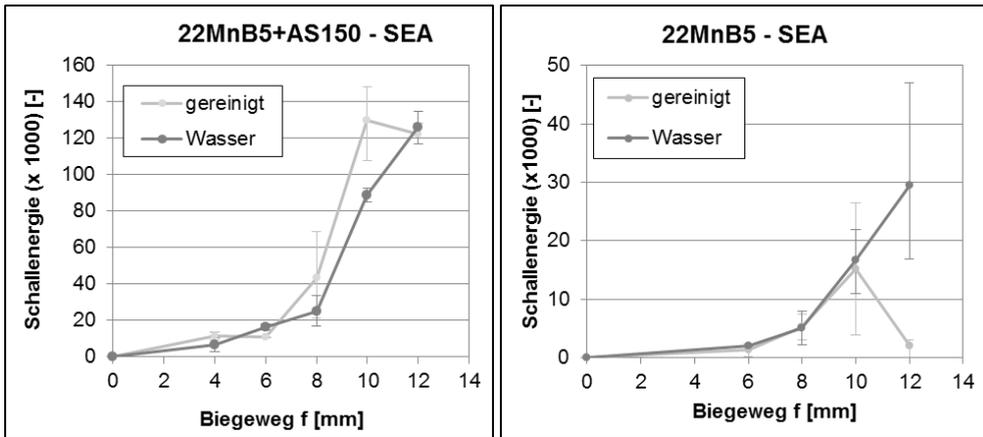


Abbildung 59: Zeit-Schallenergie-Verläufe von RP-geschweißten 22MnB5- und 22MnB5+AS150- Proben

Insgesamt fällt auf, dass die von dem AS-überzogenen Material emittierte Energie deutlich größer ist als die des unbeschichteten Materials. Eine mögliche Ursache hierfür könnte der AS150-Überzug sein, dessen emittierte Schallenergie bei gebogenen homogenen Blechen nur gering ausfällt, aber einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung und Integrität der Schweißlinse besitzt. Beispielsweise ist bei allen Querschliffen der 22MnB5+AS150-Widerstandsschweißungen eine Materialanhäufung rechts oder links neben der Schweißlinse in Probenlängsrichtung zu beobachten. An diesen Stellen ist ein wesentlich anderer Rissverlauf zu erkennen als bei den Stellen ohne Überzugsanhäufungen im Schweißspalt. Geringe bis keine Überzugsmaterialanhäufungen sind sowohl bei der gegenüberliegenden Seite der Schweißlinse beim 22MnB5+AS150 bzw. bei beiden Seiten bei dem überzugsfreien 22MnB5 zu beobachten.

Neben Aussagen zu den auftretenden Schallenergien bei den einzelnen Vier-Punkt-Biegeverspannungen bestand ein Hauptanliegen der Untersuchungen darin, den Zeitpunkt des Auftretens von Kaltrissen bestimmen zu können.

In einem ersten Versuch wurde eine stark mit Wasserstoff beladene widerstandspunktgeschweißte AS-Probe mit einem ausgeprägten Biegeweg von 16 mm verspannt und die kumulierte Schallenergie in Abhängigkeit von der Zeit aufgezeichnet. Den Erwartungen entsprechend versagte die Probe makroskopisch sichtbar. Der aufgezeichnete SE-Verlauf ist in Abbildung 60 dargestellt. Zunächst nahm die aufgezeichnete Schallenergie zu und erreichte nach etwa 30 Minuten einen Stand von 300.000. Nach einem weiteren Verlauf von ca. 1½ Stunden stieg die emittierte Schallenergie erneut stark an und blieb abrupt mit der Trennung der Probe stehen.

Im Fortlauf der Untersuchungen wurden die Auswertung dieses Tastversuches auf die weniger stark mit Wasserstoff beladenen RP-Proben übertragen und ebenfalls die Zeit-Schallenergie-Verläufe von verspannten Biegeproben untersucht. Nach der Auswertung konnten die Verläufe in drei verschiedene Verlaufsvarianten klassifiziert werden. Trotz dieser Einteilung ist jedoch keine eindeutige Zuordnung zu Beschichtungsart oder Wasserstoffangebot beim RP-Schweißen möglich. Die beiden am häufigsten vorkommenden Zeit-Schallenergie-Verläufe sind in der Abbildung 61 dargestellt. Unmittelbar nach Aufbringen der Biegespannung wurde eine starke Zunahme von Schallereignissen aufgezeichnet, die mit zunehmendem Biegeweg höher ausfiel. Dieser Anstieg der Schallenergie verringerte sich bei der Verlaufsvariante 1 nach etwa einer Stunde und kam

nach ca. zwei Stunden zum Erliegen. Auch nach der üblichen Auslagerungsdauer von 72 Stunden konnte kein Zuwachs von Schallenergie mehr erkannt werden (Abbildung 61, links). Bei einer weiteren Verlaufsart der Zeit-Schallenergie-Verläufe (Variante 2), wurde zunächst ebenfalls eine starke Zunahme der Schallenergie registriert. Unabhängig vom aufgebrachtten Biegegweg verringerte sich der Anstieg nach einer Dauer von ca. vier Stunden sehr stark, kam aber erst nach einer sehr langen Dauer zum Erliegen (Abbildung 61, rechts).

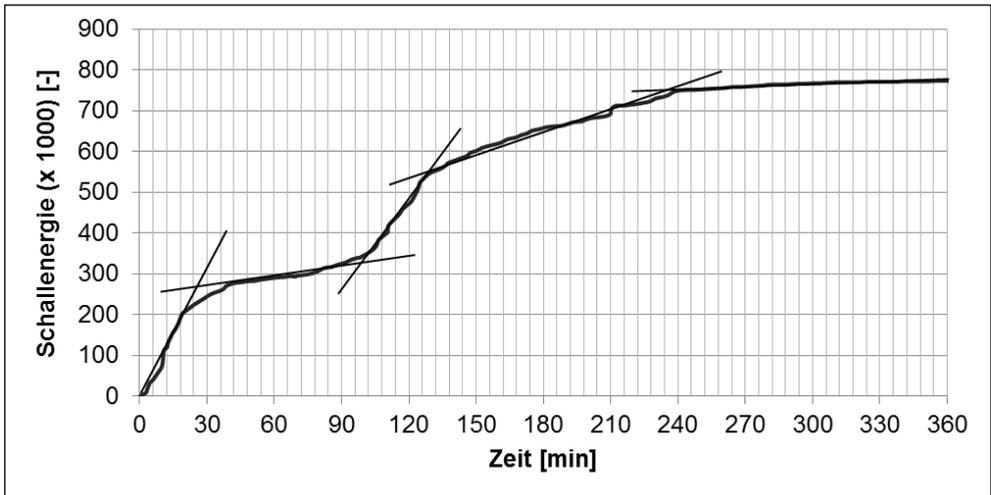


Abbildung 60: Zeit-Schallenergie-Verlauf einer makroskopisch sichtbar gebrochenen 22MnB5+AS150-RP-Schweißprobe

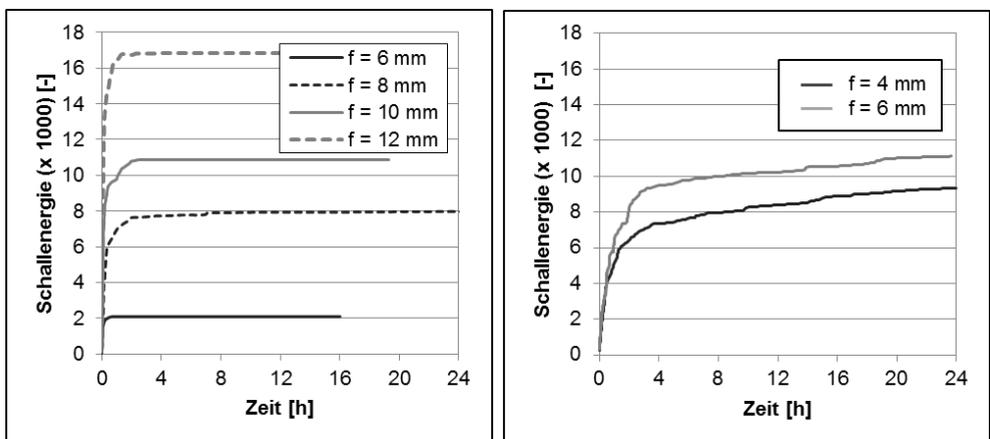


Abbildung 61: Schallemissionsverläufe Zeit – kumulierte Schallenergie (Variante 1-links, Variante 2-rechts)

Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass den beiden beschriebenen Kurvenverläufen keine Aussagen zu einer zeitlich definierbaren Kaltrisseinleitung zu entnehmen sind. Dem gegenüber konnte noch eine dritte Verlaufsvariante beobachtet werden, die allerdings nur

sehr selten auftrat. Diese Verläufe besitzen zwei Anstiege der kumulativen Schallenergie, die durch einen zeitlichen Stillstand der Schallemission voneinander getrennt auftreten. Wie Abbildung 62 verdeutlicht erfolgt zunächst ein steiler Anstieg der Schallenergie, der nach ca. einer Stunde zum Stillstand kam. Nach einer Dauer von vier Stunden wurde wieder eine Zunahme der Schallenergie beobachtet, die nach weiteren fünf Stunden endgültig zum Erliegen kam. Die Energieverläufe besitzen dabei starke Ähnlichkeit mit Abbildung 60.

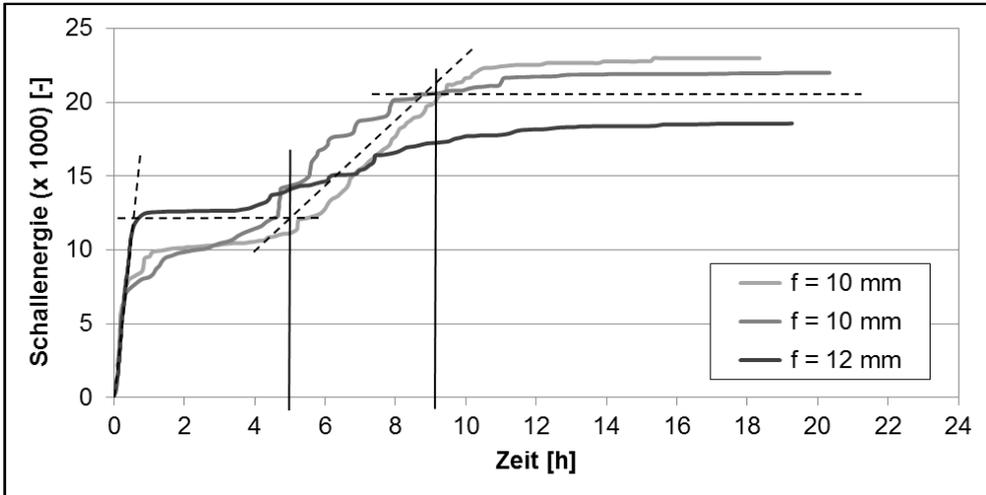


Abbildung 62: Zeit-kumulierte Energie-Verläufe widerstandspunktgeschweißter 22MnB5-Proben

Die Schallenergieverläufe mit dem Plateau und dem anschließenden Neuanstieg der Energie konnten insbesondere bei dem unbeschichteten 22MnB5, dessen Fügeflächen während des Widerstandsschweißens mit Wasser benetzt waren beobachtet werden. Darüber hinaus lagen bei der Biegeverspannung recht hohe Biegewege vor ($f = 10, 12 \text{ mm}$), die bereits zu plastischen Deformationen der Biegeproben führten, vor.

7.5.5 Kaltrissverhalten von MSG-Schweißverbindungen

Weitere Untersuchung beinhalteten die Überprüfung des Kaltrissverhaltens von MSG-Proben. Die Wasserstoffaufnahme in das Schweißgut sollte dabei aus dem MSG-Prozess herrühren, die verwendeten Wasserstoffquellen sind Tabelle 19 zu entnehmen. Um zu gewährleisten, dass die verschweißten Grundbleche keinen Wasserstoff aus dem Presshärtevorgang beinhalten, wurden die überzogenen Feinbleche für eine Dauer von 30 min bei einer Temperatur von 185 °C wasserstoffarmgeglüht (s. Abbildung 35).

Nach dem Verschweißen der Proben in den 4PBV und einer Abkühlung der Bleche unter eine Temperatur von 200 °C , wurden unterschiedliche Biegespannungen durch differenzierte Biegewege auf die Geometrien aufgebracht. Auch bei diesen Untersuchungen wurden die Proben für eine Dauer von 72 Stunden unter Biegespannung belassen und ein mögliches äußerliches Rissauftreten „opto-temporär“ beobachtet. Im Vergleich zu den nicht wasserstoffarmgeglühten Proben, konnten bei diesen Proben auch bei starken Biegeverspannungen keine Wasserstoffdegradierung äußerlich wahrgenommen werden.

Wie Querschliffen entnommen werden kann, führen starke Biegeverspannungen ohne Vorliegen von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut zu plastischen Verformungen des Grundbleches, orthogonal zur Längsachse der Probe. Diese Verformungen verlaufen durch die duktilen angelassenen Bereiche der Probe. Diese sog. Härtesäcke entstehen durch den Schweißprozess an den Übergängen WEZ-Grundwerkstoff. Hier ist die Abkühlgeschwindigkeit so verringert, dass eine erneute Martensitbildung ausbleibt und so die entfestigte Zone entsteht (Abbildung 63, links).

Bei den Proben dagegen, bei denen diffusibler Wasserstoff im Schweißgut vorliegt, führt die gleiche Biegespannung zu einem Kaltrissauftreten. Der Startpunkt für diese Risse liegt an der Schmelzlinie, die Risse verlaufen senkrecht zur Längsrichtung der Probe in das grobkörnige Gefüge des Grundwerkstoffes (Abbildung 63, rechts).

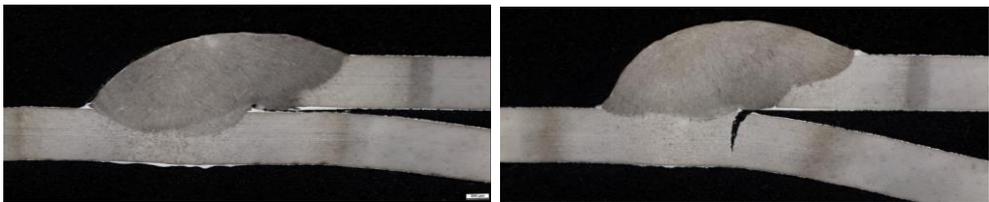


Abbildung 63: Querschliffe von MSG-Proben nach der Biegeverspannung $f = 8 \text{ mm}$, ohne Wasserstoff (links), mit Wasserstoff (rechts)

7.5.5.1 Zugversuch

Um auf das Anfertigen von Querschliffen verzichten aber dennoch mögliche innere Risse detektieren zu können, wurde wieder Zugversuche im Anschluss an die Biegeverspannung durchgeführt. Wieder lag die Idee zugrunde, dass in Abhängigkeit vom (verbleibenden) Probenquerschnitt, unterschiedliche Maximalzugkräfte für kaltrissfreie oder durch Wasserstoff degradierte Proben vorliegen.

Zunächst wurden MSG-geschweißte Proben, die über unterschiedliche diffusible Wasserstoffgehalte aufgrund des Wasserstoffangebotes beim Schweißen verfügten, der Zugprüfung unterzogen. Ohne eine vorherige Verspannung im 4PBV wurden die aus den Zugversuchen resultierenden Höchstkräfte zwischen den einzelnen Materialien und den verschiedenen Wasserstoffgehalten im Schweißgut überprüft. Im Vergleich zu den Maximalzugkräften der ungeschweißten Bleche, verringerte sich die Zugkraft bei den MSG-Proben um ca. 30 % (Abbildung 64). Sämtliche Proben unterlagen im Zugversuch einer duktilen Werkstofftrennung in einem der beiden angelassenen Grundwerkstoffzonen der WEZ. Die durch die

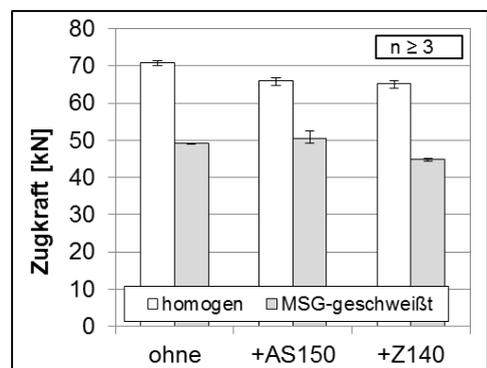


Abbildung 64: Vergleich der Zugkräfte mit bzw. ohne MSG-Naht

Vier-Punkt-Biegeverspannung entstehenden Anrisse an der Schmelzlinie, die sich im Grundwerkstoff fortsetzen, verringern die im Zugversuch wirksame Querschnittsfläche und vermindern so die maximale Zugkraft. Bei

diesen Rissen handelt es sich um sprödebruchartige Materialtrennungen, bei denen kein Einschnürungen und darüber hinaus sehr kurze Zugwege zu beobachten sind.

Eine Gegenüberstellung der unterschiedlichen Brucharten und -entstehungsorte sind in Abbildung 65 wiedergegeben.

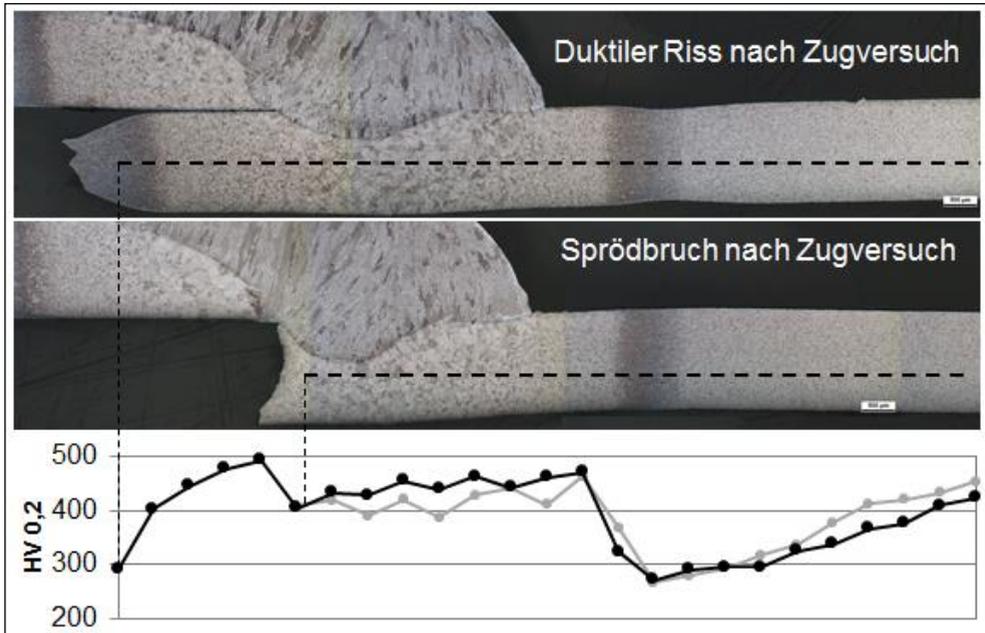


Abbildung 65: Rissverhalten nach Zugversuch von MSG-Schweißungen ohne (oben) und mit (unten) diffusiblem Wasserstoff im Schweißgut

Ähnlich wie bei den Widerstandsschweißungen sind auch in den Tabelle 22 bis Tabelle 24 eine qualitative Übersicht über das Zugkraftverhalten der MSG-geschweißten und im Anschluss an die Vier-Punkt-Biegeverspannung dargestellt. Die mit „+“ gekennzeichneten Zustände ertragen die gleiche Maximalzugkraft wie die unter gleichen Bedingungen geschweißten, nicht biegeverspannten ($f = 0$ mm) Probebleche. Die mit „-“ deklarierten Zugproben erreichten die Maximalzugkraft nicht und gelten als nicht kaltrissbeständig.

Da genaue Aussagen über den Zeitpunkt von Rissentstehungen ohne äußerlich sichtbare Rissbildung und anschließende Deformation der Probe nicht möglich waren, musste zumindest geklärt werden, ob die Risseinleitung, die zur Verringerung der Zugkraft führte bereits während der Vier-Punkt-Biegeverspannung erfolgte oder möglicherweise durch das Aufbringen der Zugkraft eingeleitet wurde. Hierzu wurde eine recht einfache Prüfmethodik verwendet. In Anlehnung an die Farbeindringprüfung DIN EN 571-1 [51] wurde die Prüffarbe unmittelbar nach Beginn der zeitlichen Auslagerung rechts und links neben der Schweißnaht in die durch die Verspannung geweiteten Spalte eingebracht. Die Verwendung dieser Methodik beruht auf der Annahme, dass durch die Verspannung entstehende Rissoberflächen mit der Prüffarbe benetzt werden und nach der Durchführung des Zugversuches auf der entstandenen Bruchfläche wiederzufinden sind.

Tabelle 23: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5-Feinbleche

gereinigt			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-	+	8		+	8	
+	10			10	-		10	-		10	-
+	12			12	-		12	-		12	-
+	14			14	-		14	-		14	-

Tabelle 24: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6			6	-		6	-		6	-
	8	-		8	-		8	-		8	-
	10	-		10	-		10	-		10	-
	12	-		12	-		12	-		12	-
	14	-		14	-		14	-		14	-

Tabelle 25: Biegeweg-Rissverhalten MSG-geschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f			f			f			f	
	[mm]			[mm]			[mm]			[mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8		+	8		+	8		+	8	
+	10		+	10		+	10		+	10	
+	12		+	12		+	12		+	12	

+	14	
---	----	--

+	14			+	14	
---	----	--	--	---	----	--

+	14	
---	----	--

Während die Zugproben mit der uneingeschränkt hohen Zugfestigkeit und dem Trennungsort im Härtesack der angelassen WEZ keine Verfärbung aufwiesen, zeigten die angerissenen Proben mit ihrer verringerten Zugfestigkeit eine in der Mitte der Bruchfläche konzentrierte Farbaufnahme (Abbildung 66).

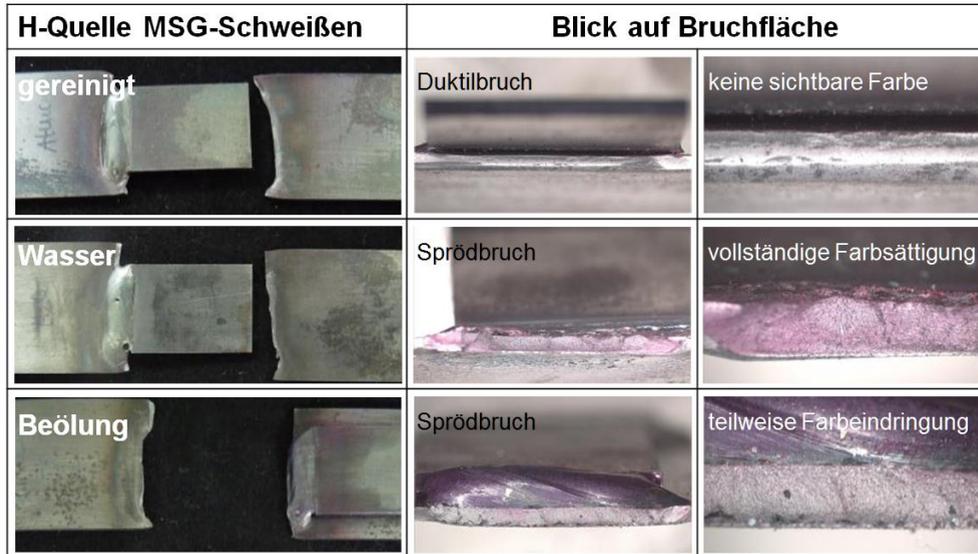


Abbildung 66: Farbbenetzung der Bruchflächen nach Zugversuchen (22MnB5+AS150)

7.5.6 Kaltrissverhalten von Laserstrahlschweißverbindungen

Im Gegensatz zu den beiden vorher beschriebenen Schweißverfahren wurde bei den Laserstrahlschweißungen der gesamte Probenquerschnitt während des Schweißprozesses aufgeschmolzen. Die sich hieraus ergebene Querschnittsfläche ist in einem Querschliff in Abbildung 67 dargestellt. Neben der für Laserstrahlschweißungen typischen schmalen Schweißnaht, ist eine entsprechend schmal ausgeprägte WEZ sichtbar. Die Aufnahme eines Mikrohärteverlaufs HV 0,2 verdeutlicht die hohe Härte des Schweißgutes die in etwa gleich groß wie die des Grundwerkstoffes ist. Die WEZ dagegen ist durch einen zunehmenden Härteabfall in Richtung des Grundwerkstoffes charakterisiert, dessen geringste Härte wieder im sog. Härtesack vorliegt.

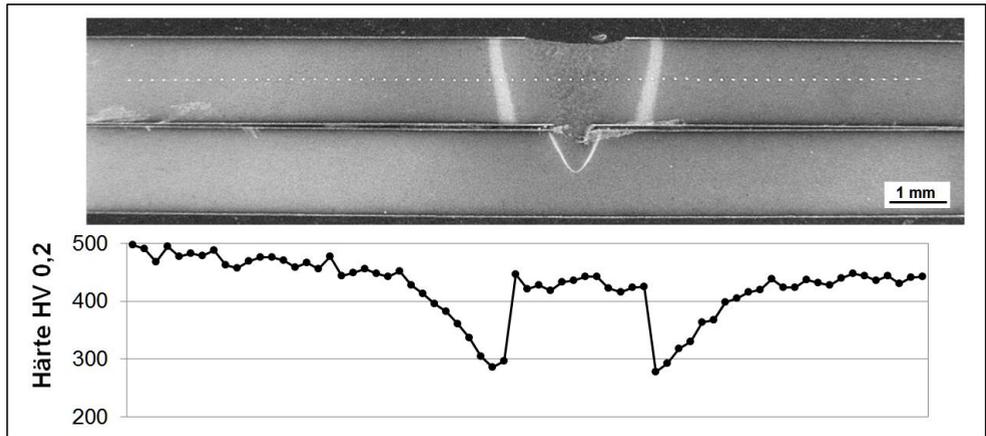


Abbildung 67: Mikrohärteverlauf durch eine Laserstrahlschweißung (22MnB5+Z140)

Wie bei den vorhergehenden Schweißverfahren wurden auch die Laserschweißungen mit unterschiedlichen Wasserstoffangeboten während des Schweißens vorgenommen. Um potentielle diffusive Wasserstoffanteile, resultierend aus dem Presshärteprozess zu eliminieren, wurden die Grund- und Oberbleche zuvor wasserstoffarmgeglüht. Im Anschluss an das Schweißen erfolgte wieder die Überprüfung des Kaltrissverhaltens der geschweißten Proben unter Verwendung der 4PBV. Die durch die 4PBV aufgebrachten Biegewege betragen 0 bis 14 mm mit Schrittweiten von 2 mm.

Da auch bei den laserstrahlgeschweißten Proben während der Biegeverspannung kein äußerlich sichtbares Kaltrissauftreten beobachtet werden konnte, wurden wieder alternative Verfahren angewendet. Während für den 22MnB5 ohne bzw. mit AS150-Überzug Querschliffe angefertigt und ausgewertet wurden, wurde für das verzinkte Material die Methodik „Zugversuch nach 4PBV“ angewendet.

7.5.6.1 Querschliffe

In Abbildung 68 sind exemplarisch Querschliffe für die Biegewege 6 und 8 mm von biegeverspannten laserstrahlgeschweißten 22MnB5-Feinblechen ohne Überzug dargestellt. Auffällig ist die stellenweise starke Porenbildung im Schweißgut. Während bei einem Biegeweg von 6 mm keine Probe Kaltrisse aufweist, versagen bei 8 mm Biegeweg die mit wasserstoffhaltigem Schutzgas bzw. die mit Konservierungsöl geschweißten Feinbleche. Bei höheren Biegewegen unterliegen auch die vor dem Schweißen gereinigten Proben, wogegen die wasserbenetzten Bleche auch bei sehr starken Verspannungen ($f = 20$ mm) keine wasserstoffunterstützte Beeinträchtigung aufweisen.

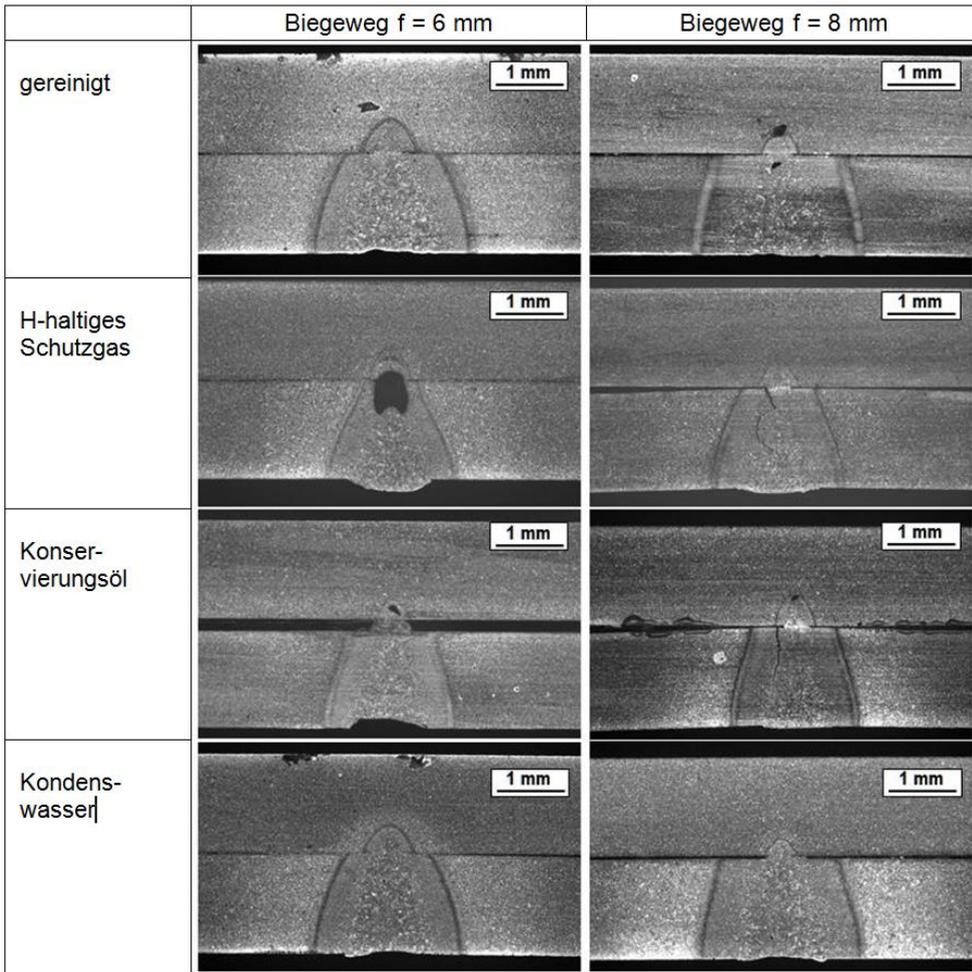


Abbildung 68: Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung

Genau wie bei dem überzugsfreiem 22MnB5 wurden auch von dem Al-Si-beschichteten laserstrahlgeschweißtem Material Querschliffe angefertigt. In Abbildung 69 sind Querschliffe von biegeverspannten Proben ($f = 6, 12 \text{ mm}$) dargestellt. Auch bei diesen Schweißergebnissen sind Poren im Schweißgut zu entdecken. Im Vergleich zu dem unbeschichteten Material treten Kaltrisse beim 22MnB5+AS150 tendenziell erst bei stärkeren Biegeverspannungen auf. Interessant ist auch hier, dass die mit Vorliegen von Wasser beim Schweißen geprüften Proben erst bei sehr starken Biegebeanspruchungen ($f = 16 \text{ mm}$) einem Kaltrissversagen unterliegen.

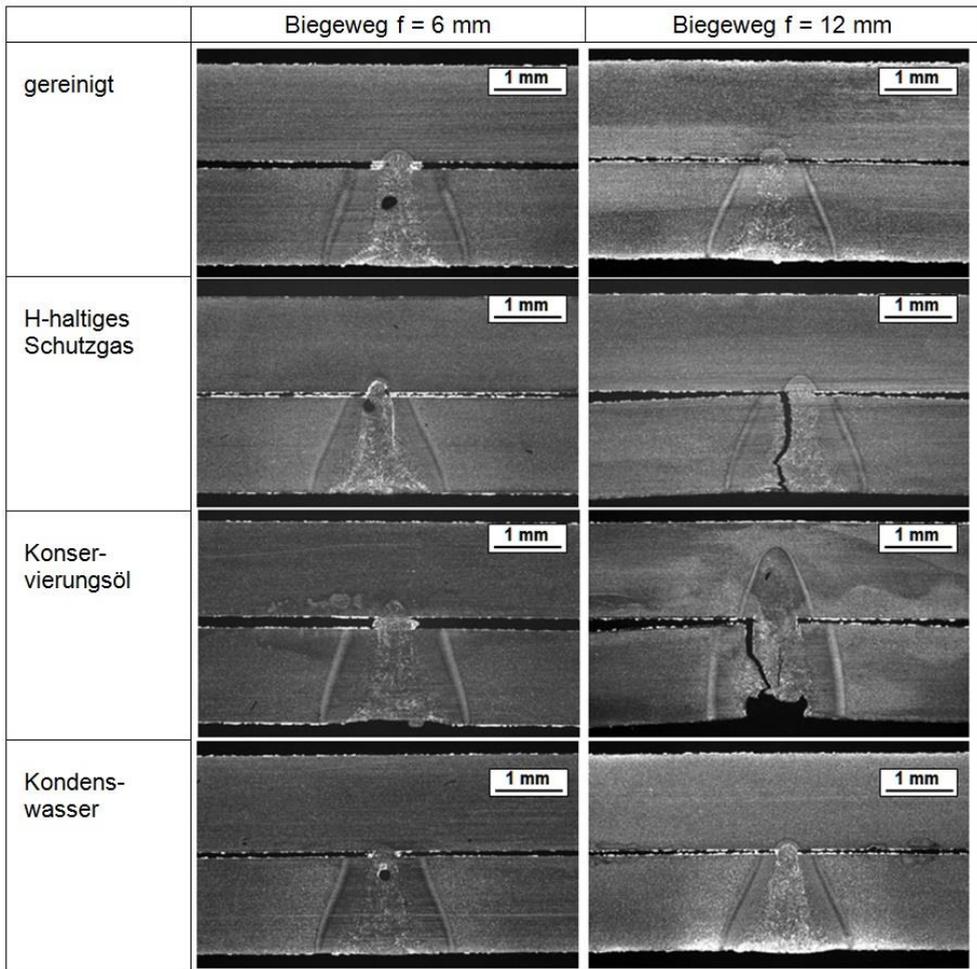


Abbildung 69: Querschliffe von LB-geschweißten 22MnB5+AS150-Proben nach der Vier-Punkt-Biegeverspannung

7.5.6.2 Zugversuch

Die auf Zugbeanspruchung getesteten LB-Schweißproben verhielten sich in ähnlicher Weise wie die RP- bzw. MSG-Proben. Bei geringen Biegewegen bzw. ungenügenden Mengen von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut, verlief die Werkstofftrennung durch den Bereich der WEZ mit der geringsten Festigkeit, einem der Härtesäcke (Abbildung 70, links). Bei dem Vorliegen von Wasserstoff dagegen und ausreichender Biegebeanspruchung erfolgte die Trennung durch das Schweißgut (Abbildung 70, rechts).

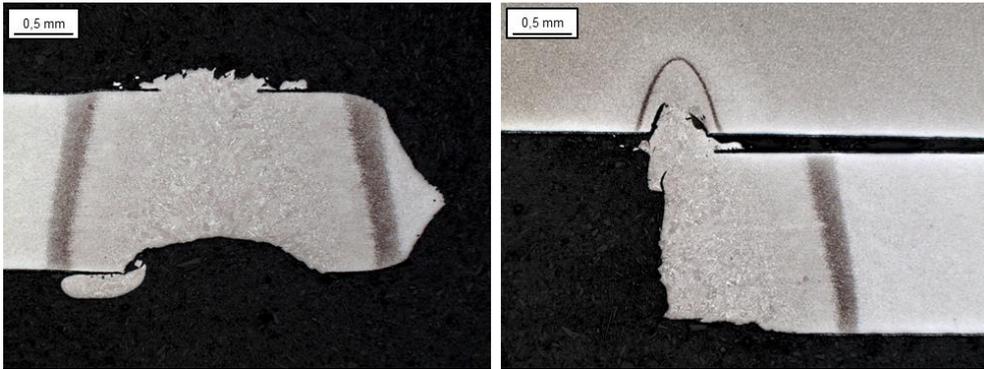


Abbildung 70: Laserstrahlgeschweißte 22MnB5+Z140-Proben nach dem Zugversuch – Trennung durch den Härtesack links (Oberblech fehlt) und durch das Schweißgut rechts

Eine Zusammenfassung des werkstoffabhängigen Kaltrissauftretens ist für die unterschiedlichen Wasserstoffangebote beim Laserstrahlschweißen in Tabelle 26 bis Tabelle 28 angegeben. In den Tabellen ist wieder der Biegezug des 4PBV angegeben und mit „+“ die kaltrissfreie Biegeverspannung bzw. mit „-“ die Verspannungen mit starker Abnahme der Zugfestigkeit im Anschluss an den 4PBV angegeben.

Tabelle 26: Biegezug-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	
+	8			8	-	+	8			8	-
+	10			10	-	+	10			10	-
	12	-		12	-	+	12			12	-
	14	-		14	-	+	14			14	-

Tabelle 27: Biegezug-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5+AS150-Feinbleche

normal			H-haltiges SG			Wasser			Öl		
	f [mm]			f [mm]			f [mm]			f [mm]	
+	0		+	0		+	0		+	0	
+	2		+	2		+	2		+	2	
+	4		+	4		+	4		+	4	
+	6		+	6		+	6		+	6	

+	8	
+	10	
+	12	
	14	-

+	8	
+	10	
	12	-
	14	-

+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

+	8	
+	10	
	12	-
	14	-

Tabelle 28: Biegeweg-Rissverhalten laserstrahlgeschweißter 22MnB5+Z140-Feinbleche

normal		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

H-haltiges SG		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
	4	-
	6	-
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

Wasser		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
+	6	
+	8	
+	10	
+	12	
+	14	

Öl		
	f [mm]	
+	0	
+	2	
+	4	
	6	-
	8	-
	10	-
	12	-
	14	-

7.5.7 Zusammenfassung

Zusammenfassend zur Kaltrissprüfung von 22MnB5 mit unterschiedlichen Überzugsvarianten mittels 4PBV lassen sich eine Reihe von Aussagen treffen.

Kaltrisse entstehen unabhängig von der Art des Schweißverfahrens im Bereich der höchsten, durch die Biegebeanspruchung aufgebrachten Zugspannung. Diese Bereiche befinden sich an der Schmelzlinie, im oberen Randbereich des zugspannungsbelasteten Probebleches. Von dort verlaufen die Kaltrisse entlang der Schmelzlinie direkt in das Schweißgut oder in den grobkörnigen Bereich der WEZ.

Zum genauen Zeitpunkt des Kaltrissauftretens lassen sich nur ungenaue Angaben treffen. Einzig die stark mit Wasserstoff, durch den Austenitisierungsprozess beim Presshärten beladenen Proben zeigten ein äußerlich sichtbares Kaltrissbruchverhalten, das durch das opto-temporäre Detektionsverfahren zeitlich eingegrenzt werden kann. Nachteilig ist allerdings, dass keine Aussagen über die tatsächliche (innere) Rissentstehung getroffen werden können. Eine vielversprechende Methodik hierfür bildet die Anwendung der Schallemissionsanalyse. Im Rahmen dieses Forschungsprojektes wurde diese Methodik nur auf widerstandspunktgeschweißte Proben angewendet und einzig die Schallenergie-Zeit-Verläufe ausgewertet. Darüber hinaus ist die SEA mit einer Reihe weiterer auswertbarer Messgrößen verbunden, so dass für eine umfangreiche Überprüfung dieser Methodik zur Kaltrissdetektion ein neues Forschungsprojekt anzustreben ist.

Die entstandenen Kaltrisse führen zu Materialtrennungen, die die Homogenität des Probenquerschnitts stark beeinträchtigen. Die verbleibende im Zugversuch ermittelte Zugkraft wird im Vergleich zu einer nicht durch Wasserstoff degradierten Probe stark verringert. Geschweißte Proben, bei denen der diffusible Wasserstoffgehalt u./o. die Höhe der aufgebrachten Biegekraft nicht zu einer Risseinleitung im Probenquerschnitt geführt hat, haben bei sehr starken Biegebeanspruchungen eine plastische Verformung im angelasen

Teil der WEZ, den Härtesäcken. Ebenso erfolgte in diesen duktilen Bereichen die Trennung der Proben im Zugversuch.

In Abhängigkeit von der Art der Trennung der Proben – duktil durch die angelassene Zone der WEZ bzw. spröde entlang der Schmelzlinie oder den Grobkornbereich der WEZ – können die Brucharten in *Duktilbruch* und *Sprödbbruch* unterteilt werden. Während bei den Duktilbrüchen Materialeinschnürungen um die Bruchkante zu beobachten waren, traten bei Zugversuchen mit kaltrissbelasteten Proben Sprödbrüche ohne plastische Verformungen auf.

Um zu überprüfen, ob die entstandenen Sprödbrüche auf Kaltrissverhalten zurückzuführen sind, wurde von den entstandenen Bruchflächen REM-Aufnahmen angefertigt und die Oberfläche auf charakteristische Merkmale für Wasserstoffschädigungen untersucht. Nach [53, 54] bilden die in Abbildung 71 aufgezeigten Merkmale „typische“ Kennzeichen für wasserstoffunterstützte Kaltrisse. Hierzu zählen interkristalline Nebenrisse (klaffende Korngrenzen), duktile Haarlinien und Mikroporen auf den Korngrenzen. Die duktilen Verformungsbänder werden bei der Werkstofftrennung gratartig gezogen und bilden plastisch verformte Reste an den vorwiegend verformungslosen Korngrenzenbrüchen. Die Verformungsbänder sind oft krähenfußartig verzweigt.

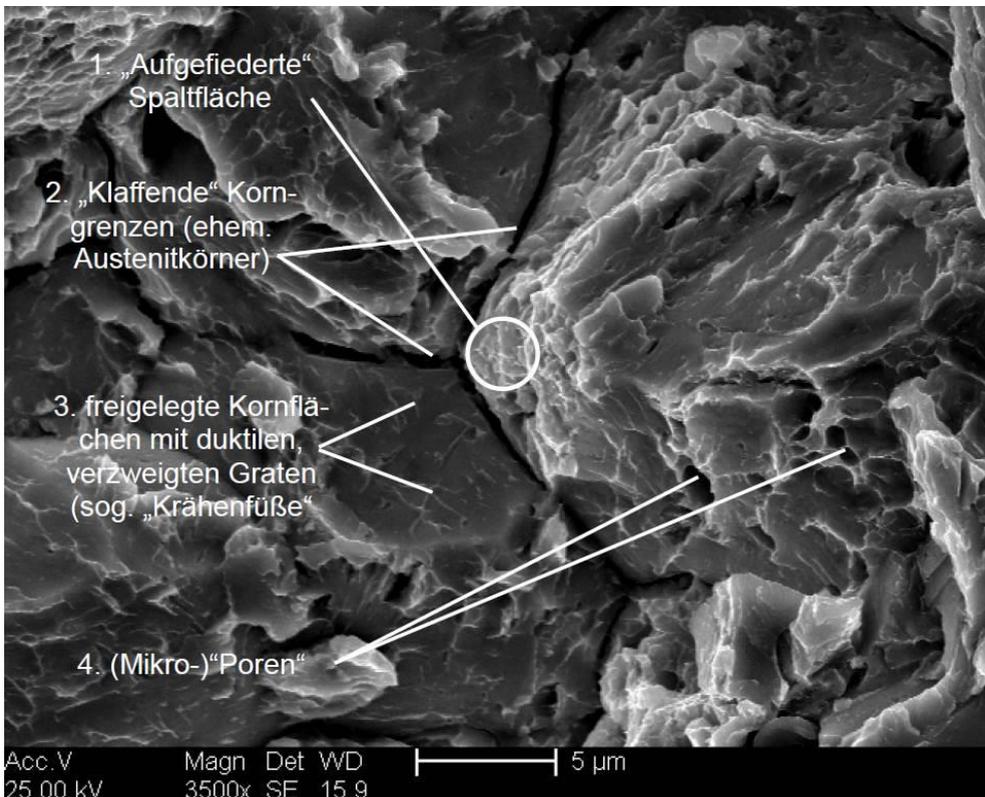


Abbildung 71: REM-aufnahme mit "typischen" Merkmalen für Kaltrissauftreten (RP-Probe 22MnB5+AS150)

Die in **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.** aufgezeigten „Symptome“ für wasserstoffunterstützte Kaltrisse, die exemplarisch an der Bruchfläche einer widerstandsgeschweißten 22MnB5+AS150-Probe dargestellt wurden, sind auch auf den Kaltrissbruchflächen der sprödbbruchbehafteten Proben der weiteren Schweißverfahren (MSG, LB), unabhängig von der Art des Überzuges beobachtet worden. Dementsprechend ist auch hier davon auszugehen, dass es sich ebenfalls um wasserstoffunterstützte Kaltrissbildung handelt.

7.6 Übertragung auf Demonstratorbauteile

Um zu überprüfen, ob eine Korrelation zwischen den im 4PBV auf Kaltrissverhalten untersuchten Probekörpern und geschweißten umgeformten Bauteilen besteht, wurden Demonstratorbauteile ebenfalls mit Vorliegen von Wasserstoffquellen beim Schweißen auf ein mögliches Kaltrissversagen untersucht.

Als Demonstratorbauteile dienten pressgehärtete C-Profile aus 22MnB5+AS150, die aus dem gleichen Ausgangsmaterial bestanden wie die AlSi-Proben der vorhergehenden Untersuchungen. Die geometrische Form und Abmessungen der C-Profile sind Abbildung 72 zu entnehmen.

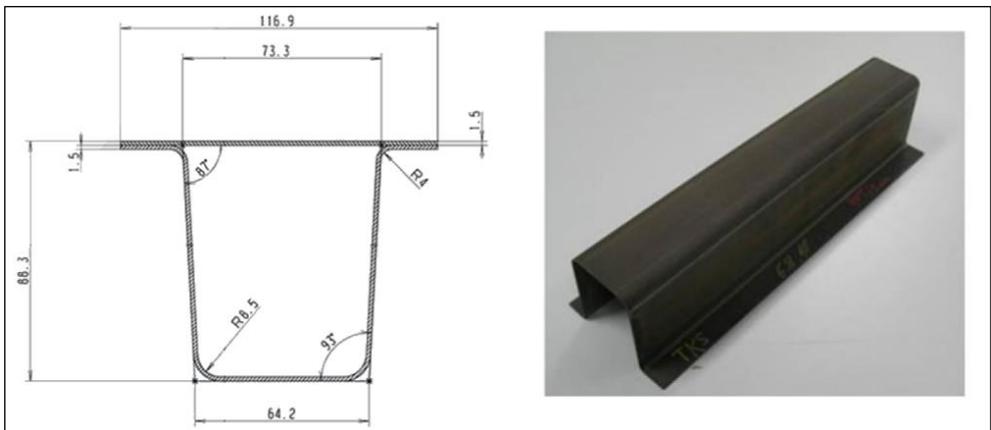


Abbildung 72: C-Profile zur Verwendung als Demonstratorbauteile (Länge = 400 mm)

Für die Überprüfung des Kaltrissverhaltens wurden das Widerstandspunkt- sowie das MSG-Schweißen angewendet. Um Spannungszustände, die für ein Kaltrissaufreten notwendig sind, sicherzustellen, wurden die C-Profile unmittelbar nach Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses unterschiedlichen Lastzuständen ausgesetzt. Diese führten zu verschiedenen mechanischen Beanspruchungen an der Fugestelle. Es wurden zwei unterschiedliche Spannungszustände gewählt, die aufgrund geometrischer Weg- bzw. Abstandsbeschränkungen differenzierte Kraftwirkungen auf die Fugestellen zur Folge hatten.

Der Spannungszustand 1, der verhältnismäßig wenig Lastaufbringung auf die Schweißstelle nach sich zieht, ist in Abbildung 73 dargestellt. Der maximale geometrisch mögliche Verspannweg der Schenkel des C-Profils um $\Delta s = 20$ mm besaß bei einer Gesamtlänge des C-Profils von 400 mm eine maximale Kraftwirkung von ca. 500 N. Die einwirkende Kraft hat eine Scherbelastung auf den Schweißpunkt bzw. auf die Schweißnaht zur Folge.

Ein sehr viel höherer Spannungszustand beinhaltet der Lastzustand 2. Dieser Zustand wird durch eine vertikale Bewegungseinschränkung des aufzuschweißenden Hilfsbleches generiert (Abbildung 73). Für die Aufbringung des Kräftezustandes wurde eine zusätzliche Vorrichtung notwendig, die aus recht einfachen Mitteln hergestellt wurde und als eine Art Biegedorn zentriert auf das Hilfsblech wirkte (Fixierpunkt). Der Spannungszustand selbst resultiert aus der geometrischen Länge des Dorns, der auf diese Weise die Wirkung einer Drei-Punkt-Verspannung nachbildet. Bei einem Überstand des Fixierdorns von 5 mm über die obere Fläche der Profilschenkel bzw. untere Seite des Oberbleches wurde eine Kraft bezogen auf die Gesamtlänge des C-Profils von etwa 4500 N gemessen.

Um einem Spannungsabbau durch plastische Deformation des Oberblechs entgegenzuwirken, wurde ebenfalls ein pressgehartetes 22MnB5+AS150-Feinblech verwendet. Darüber hinaus konnten aufgrund der artgleichen Verschweißung die gleichen Schweißparameter wie sie schon bei vorhergehenden Untersuchungen verwendet wurden eingesetzt werden. Im Vergleich zum Spannungszustand 1, unterlagen die Fugestellen bei Spannungszustand 2 einer schälenden Beanspruchung.

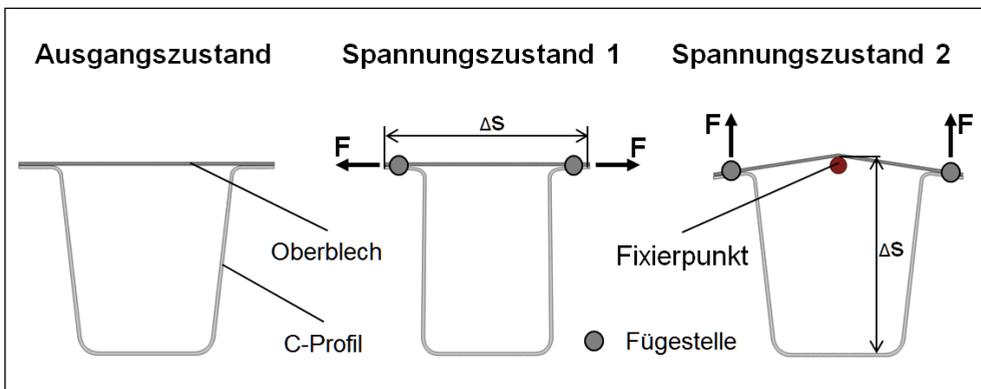


Abbildung 73: Verschiedene Spannungszustände für geschweißte Demonstratorbauteile

Die Vorgehensweise bei dem Verschweißen der Proben, ist unabhängig von der Art der Verspannungsvariante identisch. Zunächst wurde das Hilfsblech spannungsfrei auf eins der Stegbleche des C-Profils aufgeschweißt. Im Anschluss erfolgt die Aufbringung des Spannungszustandes, wobei die Wirkung beim Schweißen unter Zuhilfenahme von Hilfsmittel (Gribzange, Schraubzwingen...) zunächst unterbunden wird. Nach Beendigung des jeweiligen Schweißprozesses wird eine Abkühlung der Fugestelle unter 200 °C sichergestellt und im Anschluss der entsprechende Lastzustand durch Entfernung der Hilfsmittel hergestellt. Die Dauer der Auslagerung der geschweißten Demonstratorbauteile wurde auf eine Woche beschränkt. Unter der Voraussetzung, dass keine vorzeitige Zerstörung der Probe bzw. Probennah erkennbar wird, wurde im Anschluss ein zerstörendes Prüfverfahren in Form eines Druck- bzw. Zugversuchs durchgeführt. Als auszuwertende Messgröße wurde die Maximalkraft herangezogen, die sich aus der Zerstörung der Probe bzw. der Schweißnaht ergibt.

7.6.1 MSG-Schweißungen

Aufgrund der höheren Wasserstoffgehalte, die nach dem MSG-Schweißen mit Wasserstoffangebot detektiert werden konnten, wurden MSG-Proben dem vergleichsweise geringen Belastungszustand dem Spannungszustand 1 ausgesetzt. Als Wasserstoffquellen wurden wieder die Zustände *gereinigt*, *Kondenswasser* und *Konservierungsöl* verwendet.

Nach Ablauf der festgelegten Auslagerungsdauer wurden bei keiner der verschweißten Proben äußerlich sichtbare Kaltrisse gefunden. Aufgrund der Beobachtungen wurde eine zweite Versuchsreihe durchgeführt. Für diese Untersuchungen wurden die MSG-Schweißproben, die mit den gleichen Wasserstoffquellen geschweißt wurden, dem Spannungszustand 2 ausgesetzt und ebenfalls für einen Dauer von sieben Tagen ausgelagert. Auch dieser erhöhte Spannungszustand hatte kein sichtbares Kaltrissauftreten zur Folge.

Um dennoch Aussagen über das mögliche Vorliegen nicht sichtbarer (innerer) Risse treffen zu können, wurden die geschweißten Proben nach der Auslagerungszeit mit einem zerstörenden Prüfverfahren geprüft. In Anlehnung an den Kopfzugversuch zur Überprüfung von Widerstandspunktschweißungen wurde eine entsprechende Vorrichtung konstruiert, die einen Abzugversuch des aufgeschweißten Oberbleches von dem C-Profil unter Zuhilfenahme einer Zugmaschine erlaubte (Abbildung 74). Als vergleichende Messgröße, anhand derer die Vergleichbarkeit zwischen den Proben erfolgt, wurde die maximale Zugkraft bis zur Ablösung des Oberbleches und somit bis zur Zerstörung der Schweißverbindung verwendet.



Abbildung 74: Abzugprüfung für Demonstratorbauteile

Die Ergebnisse der Prüfung, die maximale Zugkraft in Abhängigkeit vom Wasserstoffangebot beim Schweißen und dem Spannungszustand während der Auslagerung sind in Abbildung 75 dargestellt.

Es ist davon auszugehen, dass bei dem Schweißen mit bzw. ohne zusätzliche Wasserstoffquellen, unabhängig von der Art des Belastungszustandes gleich hohe diffusible Wasserstoffgehalte in das Schweißgut eingebracht wurden. Unter Berücksichtigung dieser Annahme konnte beobachtet werden, dass nur ein kritischer Spannungszustand, mit ausreichend hoher Intensität die Voraussetzung für ein Kaltrissauftreten bildet. Deutlich wird dies in Abbildung 75, bei den C-Profilen mit stärkerer Belastung (Spannungszustand II). Bei dem Abziehversuch ist bei den Proben mit Vorliegen wasserstoffhaltigen Medien beim Schweißen eine deutliche Verringerung der maximalen Zugkraft zu erkennen. Dieses Festigkeitsverhalten ist bei den Proben, die dem Spannungszustand I ausgesetzt waren nicht zu beobachten.

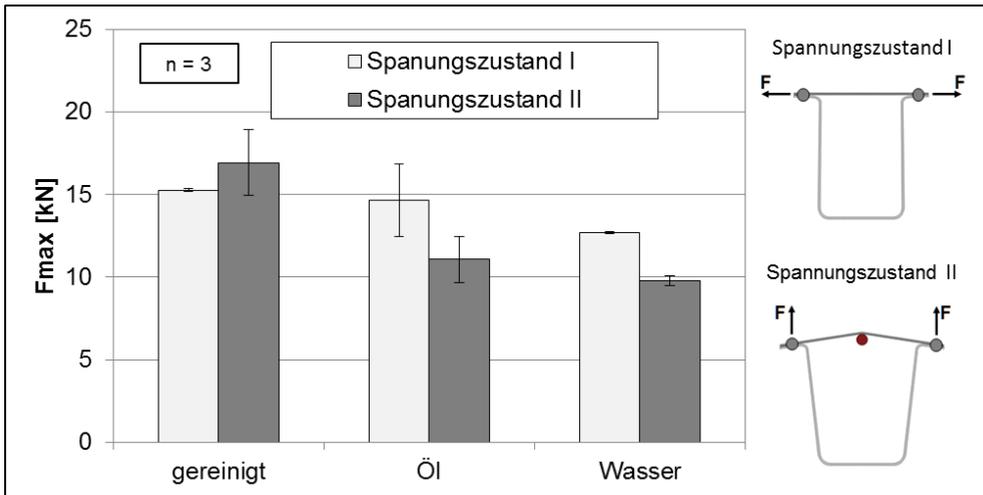


Abbildung 75: Maximalkräfte nach Abzugsversuch MSG-geschweißter Demonstratorbauteile

7.6.2 RP-Schweißen

Die widerstandsgeschweißten Proben wurden ausschließlich unter Aufbringung des Spannungszustandes 2 ausgelagert. Auch hier wurde mit den diversen Wasserstoffquellen beim Schweißen, durch vorheriges Auftragen der Fluide (Wasser, Öl) auf die Fügeflächen geschweißt. Da auch bei diesen Proben nach Verlauf einer Woche kein Kaltrissauftreten sichtbar wurde, wurde im Anschluss an die Auslagerung ebenfalls ein zerstörendes Prüfverfahren angewendet, um so Aussagen über ein mögliches Schädigungsverhalten durch Wasserstoff während der Verspannung zu erhalten. Hierzu wurde ein Druckversuch verwendet und mit einem Stempel eine Kraft auf das Oberblech ausgeübt, deren Höhe beim Versagenszeitpunkt der Schweißverbindung gemessen wurde. Unter der Kraftaufbringung mit einer Geschwindigkeit von 10 mm/min wurde ein Versagen der Schweißpunkte, unabhängig vom Wasserstoffangebot beim Schweißen von $9,0 \pm 0,1$ kN gemessen. Diese Beobachtungen erlauben den Schluss, dass der vermeintlich durch das Schweißen eingebrachte Wasserstoff zu keiner Kaltrisschädigung unter den aufgetragten Spannungszuständen führt. Im Vergleich zu den Ergebnissen des Vier-Punkt-Biegeversuchs und der anschließenden Überprüfung der Restzugkraft ist eine hohe Korrelation festzustellen. Auch bei diesen Versuchen versagten die widerstandspunktgeschweißten 22MnB5+AS150-Finbleche bei gleicher Belastung, unabhängig vom H-Angebot beim Schweißen (s.

Tabelle 21).

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass für den Al-Si-beschichteten Bor-Mangan-Stahl eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der Kaltrissprüfung (4PBV) besteht.

7.7 Ableitung einer Risikomatrix für Kaltrissbildung von 22MnB5

7.7.1 Art der Wasserstoffaufnahme

Für die Ableitung einer Risikomatrix werden zunächst die unterschiedlichen Arten der Wasserstoffaufnahme und der daraus resultierende und quantitativ bestimmte diffusive Wasserstoffgehalt in den Proben verglichen. Da bei einigen Methoden der Wasserstoff auf die Gesamtmasse der Probe und insb. bei den Schweißverfahren auf das Schweißgut

bezogen ist, kann ein Vergleich nicht über die Wasserstoffkonzentration in der Bezugsmasse erfolgen. Sinnvoller ist hier die Nutzung der absoluten diffusiblen Wasserstoffmasse, die unmittelbar nach der Beendigung der Beladung bzw. des Schweißprozesses im Grundwerkstoff bzw. Schweißgut vorliegt. Eine Übersicht über die verschiedenen Arten der Wasserstoffaufnahme und die daraus nachgewiesenen H-Gehälter ist zusammenfassend in Tabelle 29 wiedergegeben.

Tabelle 29: Werkstoffabhängige Wasserstoffaufnahme

	Elektrolytische Beladung	Austenitisierung (Ofenprozess)	Schweißprozesse		
Werkstoff	22MnB5	22MnB5+AS150 22MnB5+Z140	22MnB5 22MnB5+AS150 22MnB5+Z140		
Beeinflussende Parameter der H-Aufnahme	Stromdichte i , Beladungszeit t_i	Ofentemperatur, Ofenverweilzeit, Taupunkt	Streckenenergie/Wärme- einbringung, Wasserstoff- quellen beim Schweißen		
Aufenthaltsort des Wasserstoffs	Randbereich des Grundbleches	Grundblech	Schweißgut		
Wasserstoffmengen [μg]	~127,4	~7,8	RP n. n.*	MSG 2,4-16,0	LB n. n.*

*) nicht nachweisbar

Zunächst bleibt festzuhalten, dass die verschieden eingebrachten diffusiblen Wasserstoffgehälter in den verwendeten Materialien recht unterschiedliches Kaltrissverhalten zur Folge haben.

So führt die elektrolytische Beladung, die nur bei überzugsfreiem 22MnB5 möglich ist zu sehr hohen randnahen Wasserstoffaufnahmen und in der Folge zu sehr schnellen und intensiven Kaltrissauftreten. Allerdings ist hierzu zu sagen, dass auch unter stärksten korrosiven Einflüssen solche Voraussetzungen und die entsprechenden Folgen in der Realität nicht zu erwarten sind.

Sehr viel wahrscheinlicher und in der betrieblichen Praxis denkbar ist die taupunktabhängige Wasserstoffaufnahme bei dem Austenitisieren im Rahmen der thermo-mechanischen Verarbeitung von 22MnB5. Hierbei konnte beobachtet werden, dass das Potential der Aufnahme von diffusiblem Wasserstoff in die 22MnB5-Matrix überzugsabhängig ist. Aufgrund des höheren Wasserstoffaufnahmepotentials des 22MnB5 mit Al-Si-Überzug wurden in Absprache mit dem PA an diesem Material weitere Untersuchungen durchgeführt. Prinzipiell wurden hierbei das Vorliegen unterschiedlicher Materialeigenschaften (Blech- und Überzugsdicke) und verfahrensbedingte Einflüsse (Ofentaupunkt und -verweildauer) auf die quantitative Wasserstoffaufnahme untersucht. Während bei den materialabhängigen Einflüssen nur der von der Probe aufgenommene Wasserstoffgehalt bestimmt wurde, sind bei den zu untersuchenden prozessbeeinflussenden Parametern auch Kaltrissüberprüfungen mittels 4PBV vorgenommen worden. In Abbildung 76 sind die Bedingungen, die zu höheren Wasserstoffaufnahmen im Werkstoff und somit zu einer Erhöhung des Gefährdungspotentials für Wasserstoffgefährdung führen in qualitativer Form zusammengefasst.



Abbildung 76: Übersicht über die Wasserstoffaufnahme beeinflussenden Prozessparameter beim Presshärten

Aufgrund der hohen Anzahl der Einflussfaktoren, die die Wasserstoffaufnahme beim Presshärten beeinflussen und vor allem deren Wechselwirkungen sind weitere Untersuchungen, günstigerweise in einem weiteren Forschungsvorhaben vorzunehmen.

7.7.2 Vergleich nach den unterschiedlichen Schweißverfahren

In diesem Abschnitt wird das Kaltrissverhalten der Proben nach den verschiedenen Schweißverfahren und den hierbei vorgehaltenen Wasserstoffquellen beim Fügen gegenübergestellt. Der Nachweis des Kaltrissaufretens in Abhängigkeit von der Biegespannung wurde in Abschnitt 6.5 beschrieben und wird nun zum Erstellen einer Risikomatrix herangezogen. Anhand von Kraft-Weg-Aufnahmen konnten der elastische und der elastisch-plastische Biegebereich für homogene ungeschweißte 22MnB5-Feinbleche abgeleitet werden. Wie Abbildung 41 entnommen werden kann, besteht der elastische Biegebereich bis zu einem Biegezug in 4PBV von ca. $f = 7,5$ mm. Diese Obergrenze der elastischen Biegespannung in der Randfaser stimmt in etwa mit den aus Zugversuchen ermittelten Streckgrenze ($R_{p0,2} \approx 1000$ MPa) überein und diente als Qualitätskriterium zur Beurteilung von Kaltrissgefährdung für den pressgehärteten 22MnB5. Als eine kaltrissichere Schweißverbindung gilt demnach eine Schweißprobe, die nach Aufbringung einer Biegespannung im Grenzbereich zur plastischen Randfaserverformung für eine Dauer von 72 Stunden ausgelagert, keine nachweisbaren Anzeichen für Kaltrissaufreten zeigt. Für den Nachweis des Kaltrissaufretens wurden das opto-temporäre Rissverfahren, Querschlitze und/oder Zugversuche im Anschluss an der 4PBV verwendet.

Während bei einem vierpunktbiegeverspannten ungeschweißten Feinblech die Randfaser-spannung konstant ist, wird dieser homogene Zustand durch eine Schweißnaht-/punkt unterbrochen, es entstehen lokale dreiachsige Spannungszustände. Diese Spannungszustände sind zum Teil viel höher als die vergleichbare homogene Randfaser-spannung und haben einen maßgeblichen Einfluss auf das Kaltrissverhalten der geprüften Schweißproben. Die Formen und Stärken der durch das Schweißen hervorgerufenen Inhomogenitäten (Schweißgut, WEZ) sind anhängig vom eingesetzten Schweißverfahren und aus diesem Grund untereinander nur beschränkt vergleichbar. Beobachtet werden konnte aber auch, dass bei Verwendung gleicher Schweißverfahren und der anschließenden Kaltrissprüfung material- und somit überzugsabhängige Unterschiede vorliegen. Das betrifft besonders das Widerstandspunkt- und MSG-Schweißen.

Das Vorliegen unterschiedlicher metallischer Überzüge erfordert für die Gewährleistung normgerechter Schweißnaht/-punktqualitäten, bspw. nach DIN EN ISO 5817 oder SEP 1220-2 die Verwendung verschiedener Schweißparameter bei gleichen Schweißprozessen.

Tolerierte Angaben in entsprechenden Regelwerken führen dazu, dass Qualitätsanforderungen erfüllt sind (z.B. Einbrandtiefe bei MSG-Schweißungen $> 0,2\text{mm}$ nach Konzernnorm: VW 01106-1: 2004-07) aber im Vergleich der geschweißten Materialien untereinander doch stark voneinander abweichen. Bei dem MSG-Prozess sind es unterschiedliche Einbrandbreiten und -tiefen, die Ausprägung der WEZ und sicherlich auch die Porenbildung (Abbildung 77), wogegen für das Widerstandspunktschweißen der Schweißlinsendurchmesser maßgebend ist. Unter Berücksichtigung dieser Voraussetzungen wird ein Vergleich zur Kaltrissbeständigkeit vorgenommen.

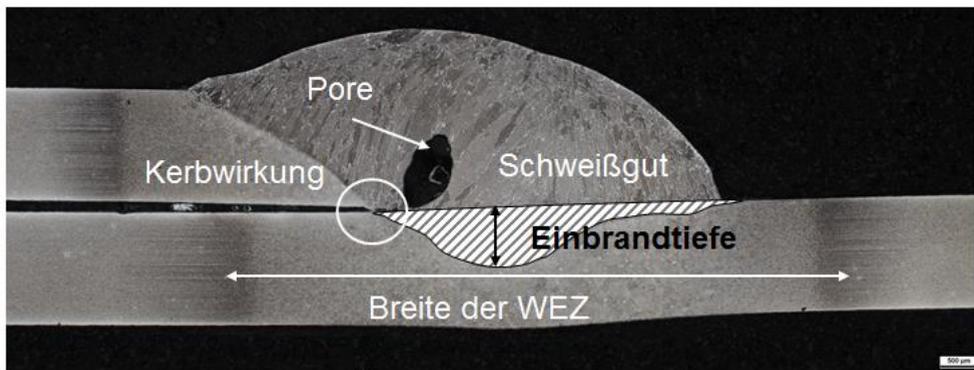


Abbildung 77: Mögliche Einflüsse auf die Kaltrissgefährdung MSG-geschweißter 22MnB5-Feinbleche

Widerstandspunktschweißen

Bei dem gereinigten Oberflächenzustand während des Schweißens konnten die Materialien 22MnB5 ohne bzw. mit +Z140-Überzug bis in elastisch/plastischen Bereich beansprucht werden ($\sigma_b > R_{p0,2}$), ohne dass ein Kaltrissauftreten zu beobachten war. Bei 22MnB5+AS150 betrug die max. Biegespannung im gereinigten Zustand $\sigma_b \approx 0,85 \cdot R_{p0,2}$.

Das Vorliegen von wasserstoffhaltigen Fluiden auf den Fügeflächen beim Widerstandspunktschweißen führte dazu, dass sich bei allen Materialien das maximale Biegebeanspruchungsvermögen auf $\sigma_b \approx 0,85 \cdot R_{p0,2}$ verringerte. Eine Ausnahme hierbei bildete 22MnB5+AS150, hier blieb die Biegespannung im Vergleich zum gereinigten Zustand gleich. Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse wird in Abbildung 78 vorgenommen.

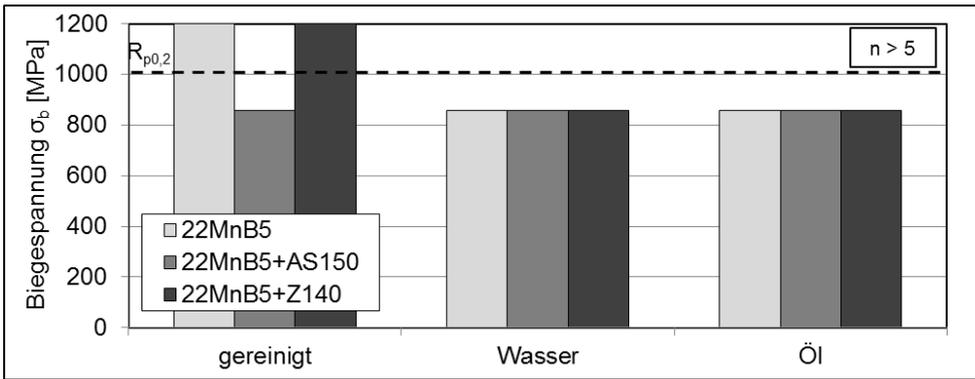


Abbildung 78: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen RP-geschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen

MSG-Schweißungen

Ganz ähnlich wie bei den Widerstandspunktschweißungen konnten auch bei dem MSG-Prozess die pressgehärteten Werkstoffe 22MnB5 ohne bzw. mit +Z140-Überzug bei gereinigtem Ausgangszustand der Fügeflächen bis in den in elastisch/plastischen Biegebereich beansprucht werden ($\sigma_b > R_{p0,2}$), wogegen bei den geschweißten 22MnB5+AS150-Proben die maximale Biegebeanspruchung, unabhängig vom Wasserstoffangebot beim Schweißen geringer, bei ca. $0,8 \cdot R_{p0,2}$ lag. Bei Vorliegen von Wasser oder Öl auf den Fügeflächen während des Schweißens von unbeschichtetem bzw. +Z140-Material wurde kein Kaltrissauftreten beobachtet, allerdings nahm die maximale Biegebeanspruchung im elastisch/plastischem Biegebereich ab.

Bei Betrachtung der Abbildung 79 wird deutlich, dass nur eine geringe Korrelation zwischen dem beim Schweißen aufgenommenen und quantifizierten diffusiblen H-Gehalt im Schweißgut und dem Kaltrissverhalten besteht. Besonders deutlich wird diese Tatsache bei dem 22MnB5+Z140. Trotz der größten Aufnahme von diffusiblen Wasserstoff beim Schweißen, besteht das geringste Gefährdungspotential für Kaltrissbildung.

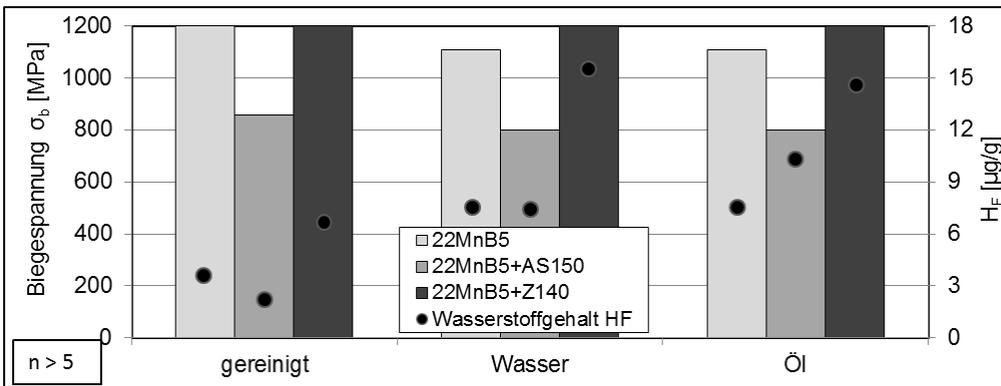


Abbildung 79: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen MSG-geschweißter Proben in Abhängigkeit vom diffusiblen Wasserstoffgehalt im Schweißgut

Laserstrahlschweißungen

Im Vergleich zu den MSG-Schweißungen korrelieren die Ergebnisse bei der Kaltrissprüfung beim Laserstrahlschweißen sehr stark. Es ist anzunehmen, dass die hohe Übereinstimmung auf die nahezu identischen Abmessungen der Laserschweißnähte der drei Versuchsmaterialien zurückzuführen ist. Darüber hinaus durchdringen die Nähte den gesamten Feinblechquerschnitt, so dass die Variable *Einbrandtiefe* bei den Betrachtungen entfällt. Bei dem gereinigten Oberflächenzustand können alle Proben, unabhängig vom Beschichtungssystem weit in den elastisch-plastischen Biegebereich beansprucht werden. Dieser Zustand wird durch Vorliegen von Öl auf den Fügeflächen stark eingeschränkt, so dass hier nur noch ca. 85 % der Streckgrenzenspannung $R_{p0,2}$ erreicht werden können. Eine Besonderheit bildet das Medium Wasser, beim Laserstrahlschweißen. Das Vorliegen von Wasser beim Fügen, führte zu einer starken Verbesserung der Kaltrissbeständigkeit aller Probematerialien. Eine grafische Gegenüberstellung der Ergebnisse ist Abbildung 80 zu entnehmen.

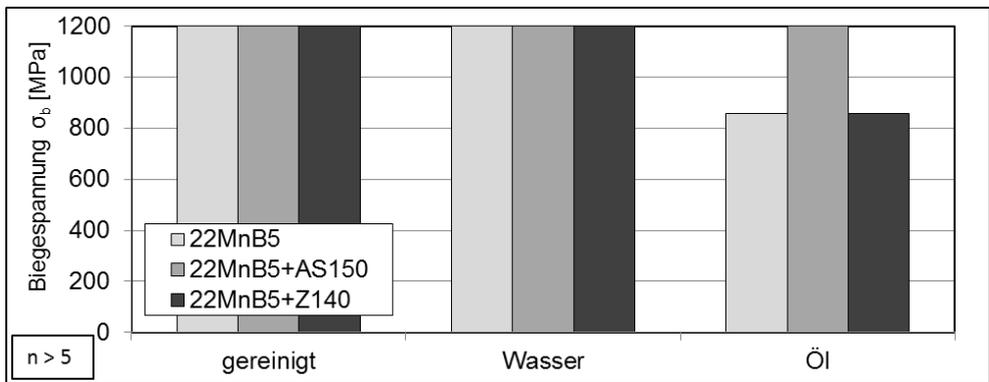


Abbildung 80: Vergleich der max. Biegebeanspruchungen laserstrahlgeschweißter Proben in Abhängigkeit von Wasserstoffangebot beim Schweißen

8 Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen

In dem Forschungsprojekt konnte gezeigt werden, dass von dem pressgehärteten 22MnB5 mit verschiedenen Überzugskonzepten Wasserstoff aufgenommen werden kann. Hierfür existieren eine Reihe unterschiedlicher Möglichkeiten, die prinzipiell in herstell- und fertigungsbedingt unterteilt werden können. Neben der Wasserstoffaufnahme während der Austenitisierung der Platinen im Ofen, konnte gezeigt werden, dass wasserstoffhaltige Medien zumindest beim MSG-Schweißprozess ebenfalls zu Wasserstoffeinlagerungen in den 22MnB5 führen können. Ebenso ist eine elektrolytische Beladung, allerdings nur für den überzugsfreien 22MnB5 möglich, die bei weiterer Vertiefung ein gutes Instrument zur Grundlagenforschung der Wasserstoffproblematik bei martensitischen Stählen, wie Untersuchungen zum Trappingverhalten und von Reaktivierungsenergien, Bestimmung des Diffusionskoeffizienten u.ä. bildet.

Für die Quantifizierung des diffusiblen Wasserstoffs ist die massenspektrometrische Bestimmung hervorragend geeignet.

Da es bislang nur ein Regelwerk für die Bestimmung von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut von Lichtbogenschweißprozessen existiert und darüber hinaus allein der verwendete Schweißzusatzwerkstoff als Wasserstoffquelle berücksichtigt wird, bestand die Notwendigkeit der zugrunde liegende Norm DIN EN ISO 3690 anzupassen.

Das beinhaltet vor allem die Erweiterung der Inhalte auf Schweißverfahren, bei denen kein wägbarer Schweißzusatz eingebracht wird, sondern der umgeschmolzene Grundwerkstoff das Schweißgut darstellt, dessen Masse durch Planimetrie bzw. Berechnungsmodelle ermittelt wurden. Weiterhin wurden die in der Norm vorgeschriebenen Probekörpergeometrie (Probendicke) und der -werkstoff auf den Feinblechbereich und den zu untersuchenden Werkstoff 22MnB5, der herstellbedingt bereits Anteile von Wasserstoff enthält abgeleitet.

Nach den Untersuchungen zur Wasserstoffaufnahme und der Quantifizierung diffusiblen Wasserstoffs in pressgehärteten bzw. pressgehärteten und geschweißten 22MnB5-Feinblechen, wurde in einem nächsten Schritt das Kaltrissverhalten untersucht. Hierzu musste eine entsprechende Kaltrissprüfvorrichtung und die zugehörige Methodik entwickelt werden. Hierzu wurde eine fremdbeanspruchete Kaltrissprüfvorrichtung welches auf dem Testverfahren des Vier-Punkt-Biegeversuchs basiert herangezogen. In Abhängigkeit von unterschiedlichen Wasserstoffgehalten wurden die unterschiedlich geschweißten Proben für eine Zeitdauer von 72 Stunden auf ihre Kaltrissanfälligkeit geprüft. Bei sehr starken Verspannungen und hohen diffusiblen H-Gehältern in den Proben konnten Kaltrisse einfach, unter Zuhilfenahme des „opto-temporären Rissdetektionsverfahrens“ nachgewiesen werden. Als sehr viel schwieriger dagegen gestaltete sich die Detektion von inneren Rissen, die zum Teil mikroskopisch klein sind. Für die Detektion solcher Risse wurden Querschliffe angefertigt und lichtmikroskopisch ausgewertet, Zugversuche im Anschluss an den 4PBV durchgeführt und das Potential der Schallemissionsanalyse als Detektionsverfahren überprüft. Für einen Teil der aus dem 4PBV resultierenden Ergebnisse erfolgte eine

Übertragung auf Demonstratorbauteile, um so die Korrelation zwischen Kaltrissanfälligkeit generierter Probekörper und die nachempfundener Realbauteile zu überprüfen.

Abschließend erfolgt eine Beurteilung der Kaltrissgefährdung in Abhängigkeit vom Überzug der einzelnen pressgehärteten Materialien. Hierbei werden die Einflüsse auf die Wasserstoffaufnahme während des Presshärtens und unterschiedliche Wasserstoffquellen beim Schweißen berücksichtigt.

Ausgehend von den erreichten Forschungsergebnissen kann das Forschungsvorhaben als erfolgreich bearbeitet eingeschätzt werden. Die Projektziele wurden erreicht. Die dargestellten Ergebnisse des Vorhabens stellen einen wichtigen Beitrag dar, der die Beurteilung von Kaltrissgefährdung und die sichere schweißtechnische Verarbeitung höchstfester pressgehärteter Bor-Mangan-Stähle erlaubt.

9 Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen

Die Verwendung der Zuwendungen für das wissenschaftlich-technische Personal an der Forschungsstelle erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplanes. Während der Projektlaufzeit wurden antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des FP) angeschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des FP) erbracht. Für die experimentellen Untersuchungen wurde das durch die PA-Mitglieder zur Verfügung gestellte Versuchsmaterial verwendet.

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

Es wurden keine gewerblichen Schutzrechte erworben oder angemeldet. Dies ist auch zukünftig nicht geplant.

10 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständige Unternehmen

Eine Nutzung der Forschungsergebnisse ist voraussichtlich in den Fachgebieten Werkstoffe und Materialien, Konstruktion sowie Produktion zu erwarten. Unternehmen in den Wirtschaftszweigen Metallerzeugung und -bearbeitung, Maschinenbau sowie Fahrzeug- und Schienenfahrzeugbau profitieren von den Erkenntnissen des Forschungsprojektes. Diese stehen unmittelbar nach Erstellung des Abschlussberichtes den Unternehmen zur Verfügung. Die zu entwickelnde Kaltrissprüfmethode soll zudem in bestehende DVS-Merkblätter bzw. in das international gültige Normenwerk einfließen, was jedoch erst mittel- bzw. langfristig erfolgen kann. Insgesamt tragen die Forschungsergebnisse zu einer Erhöhung der Sicherheit bei der Verarbeitung pressgehärteter höchstfester Bauteilkomponenten bei, helfen unnötige Fehler bei der Fertigung zu vermeiden und daraus entstehende Kosten zu senken. Speziell sollen auch bestehende Unsicherheiten bzw. Kenntnismängel in kmU im Umgang mit der Wasserstoffproblematik in hochfesten Stahlwerkstoffen abgebaut werden.

11 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

Die Ergebnisse des Forschungsprojektes wurden bereits durch folgende Beiträge in Fachzeitschriften und Tagungsbänden veröffentlicht:

Schwedler, O.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zur kathodischen Wasserstoffbeladung und wasserstoffunterstützten Werkstoffversprödung des 22MnB5. In: 32. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS-Berichte, Band 284 (2012) (ISBN 978-3-87155-298-4), S. 15-17.

Schwedler, O.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Eigenschaften von Schweißverbindungen formgehärteter Karosseriebauteile unter Berücksichtigung der wasserstoffinduzierten Werkstoffversprödung. In: Große Schweißtechnische Tagung 2012, DVS-Berichte, Band 286 (2012) (ISBN 978-3-87155-593-0), S. 1-4.

Schwedler, O.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zum Kaltrissverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen an Feiblechen aus pressgehärtetem 22MnB5. In: Umformen, Schneiden, Verbinden im Leichtbau, 33. EFB-Kolloquium der Blechverarbeitung (2013) (ISBN 978-3-86776-400-1), S. 209-218.

Schwedler, O.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zur kathodischen Wasserstoffbeladung und wasserstoffunterstützten Werkstoffversprödung des 22MnB5. In: 33. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS-Berichte, (2013) (ISBN 978-3-871556159), S. 1-6.

Schwedler, O.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Determination of hydrogen input in welded joints of press hardened 22MnB5 steel. IIW-Dokument II-A-260-13, 2013.

12 Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum/Zeitraum
	Vortrag auf 32. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2011 (Simmerath-Erkensruhr) und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 284)	15.-17.09.2011
	Vortrag auf Weiterbildungsveranstaltungen des DVS-Bezirksverbandes Magdeburg für regionale kmU und im AK „Schweißfachingenieure“	31.01.2012
	DVS/DIN-Gemeinschaftsausschuss AG A 4.1 „Wasserstoffinduzierte Rissbildung“	19.04.2012
Veröffentlichung der Ergebnisse in Tagungsbänden (4)	Vortrag auf DVS Congress 2012 (Saarbrücken) und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 286	17.-18.09.2012
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorträge auf Konferenzen (7)	Vortrag auf 33. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2012 (Goslar), Veröffentlichung folgt
		06.-08.09.2012
	DVS/DIN-Gemeinschaftsausschuss AG A 4.1 „Wasserstoffinduzierte Rissbildung“	11.04.2013
	Vortrag auf 33. EFB-Kolloquium der Blechverarbeitung 2013 (Fellbach) und Veröffentlichung im EFB-Berichte Band T34	16.-17.04.2013
	Vortrag auf 66th IIW Annual Assembly in Essen (Document II-A-240-12)	11.-13.09.2013
	Vorstellung der Ergebnisse in Gremien und auf Veranstaltungen des EFB (4)	Präsentation von akt. Ergebnissen auf den EFB- AK-Sitzungen „Technologie“
		25.01.2012
		20.06.2012
		16.01.2013
	Abschlussvortrag	26.06.2013
Ergebnistransfer in die Industrie (6)	Projektgespräche mit den PA-Mitgliedern an der Forschungsstelle oder bei den Unternehmen	08.05.2012 09.08.2012

	zur zeitnahen und direkten Weitergabe der Ergebnisse in die Industrie	15.12.2011 17.02.2012 04.05.2012 14.02.2012
Projektbegleitender Ausschuss (5)	Darstellung und Diskussion von akt. Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie	30.08.2011 12.12.2011 16.05.2012 14.11.2012 19.06.2013

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung der Ergebnisse	Veröffentlichung der Ergebnisse in Fachzeitschriften (1)	Vortrag auf 66th IIW Annual Assembly in Essen (Document II-A-240-12) 12.09.2013
	Veröffentlichung der Ergebnisse im Rahmen einer Promotion (1)	Beitrag zur Promotion eines wissenschaftlichen Mitarbeiters 2015
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses	studentische Arbeiten (Studien-/Diplom- bzw. Master/Bachelorarbeiten) sowie Lehrveranstaltungen (Seminare, Vorlesungen und Demonstrationspraktika) an der Universität Magdeburg Kontinuierlich nach Laufzeitende

Literaturverzeichnis

- [1] Lechler, J.; Merklein, M.; Geiger, M.: Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Vergütungsstähle. 1. Erlanger Workshop „Warmblechumformung“, Erlangen, 2006.
- [2] Burkhardt, L.: Eine Methodik zur virtuellen Beherrschung thermo-mechanischer Produktionsprozesse bei der Karosserieherstellung. Institut für virtuelle Produktion, ETH Zürich, Dissertation, 2008.
- [3] Naderi, M.; Uthaisangsuk, V.; Prahl, U.; Bleck, W.: A Numerical and Experimental Investigation into Hot Stamping of Boron Alloyed Heat Treated Steels. *Steel Research International*, 79 (2008), Heft 2, S. 77 - 84.
- [4] Naderi, M.: Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, RWTH Aachen, Dissertation, 2007.
- [5] Overrath, J.; Lenze, F.-J.; Laurenz, R.; Schäffner, C.: Schweißen von warmumgeformten Bauteilen. In: 19. Umformtechnisches Kolloquium Hannover, Hannover (2008), S. 105 - 113.
- [6] Vester, J.; Salomon, R. [Hrsg.]: Entwicklung einer Technologie zur kontrollierten Wärmeleitung beim Metall-Aktivgasschweißen von Strukturbauteilen. Forschungsvereinigung Stahlanwendung: Forschung für die Praxis, P710, Düsseldorf, 2009.
- [7] Ganzer, S.; Schmidt, M.; Albert, F.: Hochfester und leicht umformbarer Stahl für den Automobilbau – Laserstrahlschweißen von 22MnB5 mit Aluminium-Silizium-Beschichtung. *Laser Technik Journal*, 6 (2009), Heft 2, S. 33 - 37.
- [8] Lee, S.-J.; Ronevich, J.A.; Krauss, G.; Matlock, D.K.: Hydrogen Embrittlement of Hardened Low- carbon Sheet Steel, *ISIJ International*, 50 (2010), S. 294 - 301.
- [9] Sepeur, S.; Goedicke, S.; Laryea, N.: Nano-Bandlack gegen Zunderbildung. Neue Möglichkeiten bei der Kalt- und Warmumformung von Stahlblech. *Farbe und Lack*, Band 111 (2005) H. 10, S. 20-25.
- [10] Goedicke, S.; Sepeur, S.; Breyer, C.; Köyer, M.; Lewandowski, J.: Development of an anti scaling coating with active corrosion protection for hot sheet metal forming. *Hot Sheet metal Forming of High-Performance Steel*, Lulea, Schweden (2009), S. 265 - 271.
- [11] Austerhoff, N.; Rostek, W.: Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen am Beispiel von Karosserie- und Fahrwerksbauteilen. In: *Stahl-Spaceframes contra Schalenbauweise*, Tagungsband zur 5. Europäischen Karosserie-Leichtbau-Konferenz, 13./14.06.2002, Bad Nauheim/ Frankfurt, S. 1 - 10.
- [12] Stahl, D.; Berglund, D.; Akerström, P.: Pressgehärtete Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaftsprofilen. In: *Bauteile der Zukunft – Methoden und Prozesse*, Tagungsband zum 30. EFB-Kolloquium Blechverarbeitung, 02./03.03.2010, Bad Boll.
- [13] Kießling, R.; Roos, E.; Krätschmer, D.; Wink, H.-J.: Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone von hoch- und höchstfesten Stählen. In: 21. DVS-Sondertagung „Widerstandsschweißen 2010“, 05./06.05.2010, Duisburg, S. 166 - 179.
- [14] DIN EN ISO 17642-1: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfung für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1: Allgemeines, Oktober 2004.

- [15] DIN EN ISO 17642-2: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfung für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 2: Selbstbeanspruchende Prüfungen, September 2005.
- [16] DIN EN ISO 17642-3: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfung für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen, September 2005.
- [17] Schlerkman, H.; Richter, A.; Högerl, J.: Prüfung von hochfesten Stählen für den Automobilbau. In: Hochfeste Werkstoffe - Chancen und Risiken, Tagungsband der GfKORR-Jahrestagung, 03./04.11.2009, Frankfurt am Main, S. 121 - 128.
- [18] SEP 1970: Prüfung der Beständigkeit von Advanced High Strength Steels (AHSS) für den Automobilbau gegen fertigungsbedingte wasserstoffinduzierte Sprödbrüche. 1. Ausgabe, Mai 2009.
- [19] Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.: Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500 P. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 2006, Bamberg, Meisenbach-Verlag, S. 82 - 101.
- [20] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen, Dissertation, Meisenbach-Verlag, 2009.
- [21] Merklein, M.; Lechler, J.; Geiger, M.: Charakterisierung und Modellierung des Fließverhaltens höchstfester Vergütungsstähle bei erhöhten Temperaturen. In: Steinhoff, K.; Kopp, R. (Hrsg.): Umformtechnik im Spannungsfeld zwischen Plasto-mechanik und Werkstofftechnik, S. 71 - 81.
- [22] Paar, U.; Valls, I.: Werkzeugstähle und Strategien für die Warmumformung und das Hartbeschneiden. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 2007, Bamberg, Meisenbach-Verlag, S. 73 - 92.
- [23] Stahl, D.: Presshärten – Grundlagen und Verfahren. Vortrag auf Fachveranstaltung „Gestaltung moderner Warmblechumformprozesse“ veranstaltet vom Haus der Technik in Essen am 17.+18. April 2008.
- [24] Kolley, R.; Steinhöfer, D.; Feindt, J.A.; Bruneau, P.; Heller, T.; Lenze, F.: Manufacturing Methods for Safety and Structural Body Parts for Lightweight Body Design. In: Forming the Future – Global Trends in Sheet Metal Forming. Proceedings of the International Deep Drawing Research Group (IDRRG), Düsseldorf, 2004, S. 167 - 173.
- [25] Faderl, J.; Manzenreiter, T.; Vehopf, R.: ultraform – ein presshärtender Stahl – Innovation made by Voestalpine. BHM, 151 (2006), Heft 9, S. 372 - 373.
- [26] Zimmer P.: Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen., Helmut Schmidt Universität, Hamburg, Dissertation, 2007.
- [27] Seeger M.: Wasserstoffaufnahme und -diffusion in Schweißnahtgefügen höherfester Stähle. Fakultät für Maschinenbau, Helmut Schmidt Universität, Hamburg, Dissertation, 2004.

- [28] Mente, T.: Numerische Simulation der Kaltrissbildung in Schweißnähten hochfester Feinkornbaustähle. Fakultät für Maschinenbau, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, Diplomarbeit, 2009.
- [29] Ronevich, J. A.; Speer, J. G.; Matlock, D. K.: Hydrogen Embrittlement of Commercially Produced Advanced High Strength Sheet Steels. SAE Technical Paper 2010-01-0447.
- [30] Mohrbacher, H.: Delayed Cracking in Ultra-high Strength Automotive Steels: Damage Mechanisms and Remedies by Microstructural Engineering. In: Proceedings from the Materials Science & Technology 2008 Conference, 06.-09.10.2008, Pittsburgh, S. 1744 - 1755.
- [31] Wendler-Kalsch E.: Grundlage und Mechanismen der H-induzierten Korrosion metallischer Werkstoffe. In: Wasserstoff und Korrosion, Kuron D. (Hrsg.), Verlag Irene Kuron, Bonn, 1986, S.8 - 47.
- [32] Zapffe C. A., Sims C. E.: Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel. In: Technical Publications And Contributions, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers (AIME), 1941, S. 1 - 37.
- [33] Petch N. J., Stables P.: Delayed Fracture of Metals under Static Load. Nature, Vol. 169 (1952), S. 842 - 843.
- [34] Trojano A. R.: The Role of Hydrogen and other Interstitials in the Mechanical Behaviour of Metals. Transactions of the ASM, Vol. 52 (1960), S. 54 - 80.
- [35] Oriani R. A.: A Mechanistic Theory of Hydrogen Embrittlement of Steels. Berichte der Bunsengesellschaft, 1972, Vol. 76, S. 848 - 857.
- [36] Nelson H. G.: Hydrogen Embrittlement. Material Science and Technology, Vol. 25 (1983), S. 275 - 359.
- [37] Probst, R.: Grundlagen der Schweißtechnik. Schweißmetallurgie. VEV Verlag Technik Berlin, 1971.
- [38] SEW 088: Schweißgeeignete Feinkornbaustähle. Richtlinie für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen. 4. Ausgabe, 1993.
- [39] DVS 1006 (Entwurf): Kaltrissprüfverfahren – Übersicht. Technische Regel, 1996.
- [40] Böllinghaus Th., Kannengießer Th.: Cold cracking tests – Overview. International Institute of Welding, IIW-Doc. II-1982-08, 2008.
- [41] Zimmer, P.; Kannengießer, Th.; Böllinghaus, Th.: Kaltrissprüfverfahren nach der DVS-Richtlinie 1006. In: DVS-Berichte 237, 2005, S. 275 - 280.
- [42] FH-Gelsenkirchen, HAW Hamburg, FH Südwestfalen: Gemeinsamer Abschlussbericht zum BMBF-FH-Verbundprojekt "Laserschweißen innovativer, hochfester Stähle unter dem Aspekt Wasserstoff und Rissanfälligkeit (LaHRissa)", 2007.
- [43] VDA 238-100: Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe. Dezember 2010.
- [44] DIN EN ISO 3690: Schweißen und verwandte Prozesse - Bestimmung des Wasserstoffgehaltes im Lichtbogenschweißgut, Juli 2012.
- [45] DIN EN ISO 14341: Schweißzusätze - Drahtelektroden und Schweißgut zum Metall-Schutzgasschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen – Einteilung, April 2011.

- [46] konzernnorm VW 01106: Schutzgasschweißen-Stahlblechverbindungen, August 2009.
- [47] DIN EN ISO 5821: Widerstandsschweißen - Punktschweiß-Elektrodenkappen, April 2010.
- [48] DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren, März 2006.
- [49] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Dezember 2009.
- [50] DVS 2902-3: Widerstandspunktschweißen von Stählen bis 3 mm Einzeldicke - Konstruktion und Berechnung , Februar 1991.
- [51] DIN EN 571-1: Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen, März 1997.
- [52] Neidel, A.: Handbuch Metallschäden. REM-Atlas und Fallbeispiele zur Ursachenanalyse und Vermeidung, Carl Hanser Verlag, München, 2010.
- [53] Lange, G.: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle, WILEY•VCH Verlag, Weinheim, 2001.