

Schlussbericht

zu dem IGF-Vorhaben

Metallschutzgasschweißen von pressgehärteten höchstfesten Stählen mit unterschiedlichen Beschichtungskonzepten

der Forschungsstelle(n)

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

Das IGF-Vorhaben 17.844 BR der Forschungsvereinigung Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS) wurde über die



im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Magdeburg, 12.06.2018

Ort, Datum

Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

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

Zusammenfassung

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden prozesstechnische Randbedingungen untersucht, die zum MSG-Schweißen formgehärteter Vergütungsstähle geeignet sind. So wurden insbesondere die durch moderne Stromquellen verfügbaren Prozessvarianten in ihrer Prozessstabilität und Eignung für das Schweißen formgehärteter Bauteile unter Berücksichtigung des Beschichtungseinflusses analysiert.

Für die Herstellung pressgehärteter Platinen wurde die an der Forschungsstelle befindliche Laborpresshärtenanlage verwendet, mit der der direkte Presshärtprozess nachgebildet und Platinen entsprechend den mechanisch-technologischen Eigenschaften der Bauteile des Serienprozesses hergestellt werden können.

Vor den eigentlichen Schweißversuchen erfolgte eine Charakterisierung der verwendeten innovativen MSG-Schweißprozesse (CMT, CMT-A, ColdWeld, ColdArc) hinsichtlich ihrer prozesstypischen Besonderheiten. Anhand von Strom-Spannungs-Verläufen und von Parametervariationen wurde die Schweißmöglichkeit der beschichteten 22MnB5-Feinbleche überprüft.

Für qualitätsgerechte Schweißungen wurde der Einfluss der Brennerpositionen auf die Schweißnahtqualität von 22MnB5 untersucht. Unter Einsatz einer statistischen Versuchsplanung wurden Schweißungen mit unterschiedlichen Brennereinstellungen (Anstellwinkel, Neigung) an Überlappstößen von unbeschichteten pressgehärteten 22MnB5 durchgeführt. Als Verfahren wurde der konventionelle Kurzlichtbogenprozess (KLB) verwendet. Der Einfluss der Brennerstellung auf die Schweißnahtqualität wurde durch die Auswertung von Querschliffen überprüft.

Neben der Brennerstellung ist ein weiterer Inhalt des Forschungsprojektes die Überprüfung des Einflusses der Schnittkantenqualität der Feinbleche (natur, lasergeschnitten, mechanisch bearbeitet) auf das Schweißergebnis.

Darüber hinaus wurden in dem Forschungsvorhaben die verschiedenen MSG-Schweißprozesse mit unterschiedlichen Schutzgasen (M21, C1) auf ihre Robustheit gegenüber äußeren Störeinflüssen beim Schweißen des Werkstoffs 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140 untersucht. Dazu wurden in einer eigens dafür konstruierten Vorrichtung gezielte Prozessabweichungen in Form von Brennerversatz und Spalt zwischen den Blechen herbeigeführt. Die Quantifizierung der Prozessabweichungen erfolgte nach dem Prinzip des geometrischen Prozessfensters (GPF). Die Charakterisierung der Nahtqualität erfolgte auf Grundlage des SEP 1220-5 bzw. der DIN EN ISO 5817.

Als Prüfmethode für die im Überlappstoß geschweißten Feinbleche wurde der Scherzugversuch verwendet. Dabei wurde die Abhängigkeit der Scherzugkraft von Blechspalt und Brennerversatz im Mittelpunkt. Ebenso wurde der Einfluss des Überzugkonzeptes (+AS150, +Z140), das verwendete Schutzgas (M21, C1) und der empfohlene Schweißzusatzwerkstoff (G3Si1, G4Si1) auf die Scherzugkraft untersucht.

Abschließend stand die Wirtschaftlichkeitssteigerung durch die Erhöhung der Schweißgeschwindigkeiten beim Fügen des 22MnB5+AS150 im Mittelpunkt.

Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 17.844 BR / DVS-Nr. 03.110) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (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. D. Rudolph	Audi AG, Neckarsulm
Dipl.-Ing. B. Schlosser	Vorrichtungsbau Giggel GmbH, Bösdorf
Dr.-Ing. B. Jeschke	Lorch Schweißtechnik GmbH, Auenwald
Dipl.-Ing. (FH) M. Wege	Carl Closs GmbH, Haiger
Dipl.-Ing. D. Hermann	Gebr. Dingerkus GmbH, Attendorn
Dipl.-Ing. D. Kocab Dipl.-Ing. (FH) A. Burt	ewm AG, Mündersbach
Dipl.-Ing. F. Paulinski	Hydraulik Seehausen GmbH, Wanzleben
Dr.-Ing. M. Höfemann	Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Salzgitter
Dipl.-Ing. F. Steller Dipl.-Ing. (FH) M. Runzka	Linde AG, Hamburg
Dipl.-Ing. T. Manzenreiter	Voestalpine AG, Linz
Dipl.-Ing. T. Spieß	SKS Welding Systems GmbH, Kaiserslautern
Dipl.-Ing. M. Queller	ThyssenKrupp Steel Europe AG, Dortmund
Dr.-Ing. D. Keil	Volkswagen AG, Wolfsburg
Dipl.-Ing. W. Kruglhuber	Fronius International GmbH,
Herr I. Pfeiffer	Fronius Deutschland GmbH, Neuhof-Dorfborn
Dipl.-Ing. A. Heydenreich	MSS Schweisstechnik GmbH

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung	2
Danksagung.....	3
Inhaltsverzeichnis	4
Abbildungsverzeichnis	6
Tabellenverzeichnis	11
Abkürzungsverzeichnis	13
Verzeichnis der Formelzeichen.....	13
1 Wissenschaftlich- technische und wirtschaftliche Problemstellung	15
1.1 Anlass für den Forschungsantrag	15
1.2 Ausgangssituation.....	17
2 Stand der Technik	21
2.1 Werkstoffliche Grundlagen.....	21
2.2 Press- bzw. Formhärten.....	23
2.3 Beschichtungskonzepte	27
2.4 Modifizierte Lichtbogenschweißprozessverfahren	31
2.5 Schutzgase und ihr Einfluss auf den Schweißprozess.....	38
2.6 Einfluss der Brennerstellung beim MSG-Schweißen	40
2.7 Eigenschaften von geschweißten Verbindungen	41
3 Forschungsziel / Ergebnisse / Lösungsweg	44
3.1 Forschungsziel.....	44
3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels	44
4 Änderungen im Arbeitsplan	45
5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik	47
5.1 Presshärten	47
5.2 Schweißtechnik.....	49
5.3 Probengeometrie und Versuchsrandbedingungen.....	50
5.4 Ermittlung der optimalen Brennerstellung beim MSG-Schweißen	51
5.5 Einfluss der Schnittkantenqualität auf die Schweißbeignung.....	52
5.6 Geometrische Prozessfenster.....	53
5.7 Zerstörende Prüfung der Schweißverbindung durch Scherversuche.....	59
5.8 Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit	61

5.9	Weitere Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen	62
6	Forschungsergebnisse	63
6.1	Beschreibung der verwendeten Untersuchungsmaterialien	63
6.2	Einfluss der Brennerstellung auf Einbrand und Nahtübergangswinkel	65
6.3	Einfluss der Blechkantenqualität auf das Schweißergebnis	67
6.4	Beschreibung der verschiedenen modifizierten MSG-Lichtbogenprozesse	68
6.5	Geometrische Prozessfenster	77
6.6	Charakterisierung der mechanisch-technologischen Eigenschaften	89
6.7	Ergebnisse der Kopfzugversuche	94
6.8	Schweißen bei hohen Schweißgeschwindigkeiten	96
7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	98
8	Erläuterung zur Verwendung der Zuwendungen	99
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständige Unternehmen	99
9.1	Wissenschaftlich-technischer Nutzen	99
9.2	Wirtschaftlicher Nutzen	100
10	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	101
11	Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende	102
12	Literatur	103

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Prozesskette direktes Formhärten [5]	16
Abbildung 2: Teileumfang vom Stahlinfozentrum [6]	16
Abbildung 3: KFZ-Karosserie mit formgehärteten Teilen [7].....	17
Abbildung 4: Aufprallträger aus 22MnB5 MSG-geschweißt	18
Abbildung 5: 22MnB5+AS150 Ausgangszustand (links), formgehärtet (rechts) [10]	19
Abbildung 6: Nahtoberfläche einer MAGk-Schweißverbindung aus 22MnB5+AS150 (links) und unbeschichtetem 22MnB5 (rechts) (Zusatzwerkstoff: G3Si1)	19
Abbildung 7: Querschliff (links), und UCI-Härtemapping (rechts) einer MAGk-Schweißverbindung aus 22MnB5+AS150 (Zusatzwerkstoff G3Si1) [8]	20
Abbildung 8: Klassifizierung der Stähle nach Festigkeit und Duktilität [16]	21
Abbildung 9: ZTU-Diagramm für 22 MnB5 nach [18].....	22
Abbildung 10: Querschnitt einer formgehärteten B-Säule mit Härtemessungen	25
Abbildung 11: Schematischer Ablauf des direkten bzw. indirekten Presshärtens [34]	26
Abbildung 12: Beschichtungsvarianten für Formhärte­teile und ihr Verhalten im Härteprozess	27
Abbildung 13: 22MnB5+Z140 (phs-ultraform) nach dem Formhärten [25]	29
Abbildung 14: Schichtausprägung eines alu­minierten 22MnB5-Blech­es nach [41].....	30
Abbildung 15: Übergangswiderstand für unterschiedliche Schichten entsprechend Ofendurchlaufzeit	31
Abbildung 16: Strom und Spannungsverlauf beim KLB [50].....	33
Abbildung 17: Schematische Darstellung des Strom- und Spannungsverlaufs sowie der Drahtbewegung beim CMT-Prozess nach [53].....	35
Abbildung 18: Qualitativer Verlauf von Drahtvorschub, Strom und Spannung des CMT-Advanced nach [53].....	36
Abbildung 19: Vergleich (qualitativ) zwischen Impulslichtbogen und ColdWeld-Prozess nach [54].....	37
Abbildung 20: Werkstoffübergang (schematisch) und Strom- und Spannungsverlauf beim ColdArc-Prozess [50].....	38
Abbildung 21: Wärmeleitfähigkeit der Schutzgase [44]	39
Abbildung 22: Scherzugfestigkeit am 22MnB5 in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit [64]	42
Abbildung 23: Querschliff einer Lasernaht mit Beschichtungsresten [Quelle]	43
Abbildung 24: Probengeometrie und Prüfkonzept [68]	43

Abbildung 25:	Methodische Vorgehensweise und Arbeitspunkte	45
Abbildung 26:	Ofen mit integrierter Retorte (links) und Plattenkühlwerkzeug (rechts).....	47
Abbildung 27:	Zinkoxidpartikel vor (links) und nach der Strahlbehandlung (links).....	48
Abbildung 28:	Beispiele für perforierte Platinen für das Presshärten ($d = 1,5 \text{ mm}$) und anschließende MSG-Schweißen	49
Abbildung 29:	Aufbau des Versuchsstands.....	50
Abbildung 30:	Brennerwinkel und Anordnung der Versuchspunkte zur Ermittlung der optimalen Brennerstellung.....	52
Abbildung 31:	Spalt und Versatz am Überlappstoß [70].....	53
Abbildung 32:	Vorgehensweise zur Bestimmung geometrischer Prozessfenster.....	54
Abbildung 33:	Brennerversatz und Spalt mit Koordinatenursprung des geometrischen Prozessfensters	55
Abbildung 34:	Schweißnahtgeometrie mit Kenngrößen	57
Abbildung 35:	Geometrische Kennwerte über die Nahtlänge (22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0 \text{ m/min}$, M21, G3Si1).....	58
Abbildung 36:	Vergleich der GPF nach Schweißverfahren	59
Abbildung 37:	Vergleich der GPF nach Schutzgas für 22MnB5+AS150	59
Abbildung 38:	Vergleich der GPF nach Schutzgas für 22MnB5+Z140.....	59
Abbildung 39:	Scherzugprobe: ohne Stützbleche (links), mit aufgeschobenen Stützblechen (rechts).....	60
Abbildung 40:	Geometrie und Kopfzugprobe	61
Abbildung 41:	Überzugsausprägungen vor (oben) und nach dem Presshärten (unten), d_s – gemessene Gesamtschichtdicke	64
Abbildung 42:	Mechanisch-technologische Gütwerte nach dem Presshärten, die Ergebnisse des Zugversuch (links), die Makrohärte und Biegewinkel nach dem Plättchenbiegeversuch (rechts)	65
Abbildung 43:	Einfluss der Schweißdrahtposition: zu weit auf Unterblech (links), Positionierung in der Kehle (Mitte), zu weit auf dem Oberblech (rechts)	65
Abbildung 44:	Konturdiagramme nach Auswertung der statistischen Versuchsplanung: Nahtinbrandtiefe (links), Nahtübergangswinkel (rechts)	66
Abbildung 45:	Bestimmung der optimalen Brennerstellung für den mit KLB geschweißten 22MnB5 aus Einbrandtiefe und Nahtübergangswinkel.....	67

Abbildung 46: Querschliffe von Schweißverbindungen (Schutzgas M21) mit unterschiedlichen Blechkantenqualitäten (v.l.n.r. Naturkante, Laserschnittkante, geschliffene Kante).....	67
Abbildung 47: Querschliffe von Schweißverbindungen (Schutzgas C1) mit unterschiedlichen Blechkantenqualitäten (v.l.n.r. Naturkante, Laserschnittkante, geschliffene Kante).....	68
Abbildung 48: CMT: Strom-Spannung-Verläufe bei unterschiedlichen Lichtbogenkorrekturen.....	69
Abbildung 49: Einfluss der Dynamikkorrektur auf den Stromverlauf beim CMT	70
Abbildung 50: Veränderung des Nahtaussehens durch die Variation von bei Dynamik- und Lichtbogenkorrektur (CMT, $v_{Dr} = 3,7$ m/min).....	71
Abbildung 51: Strom- und Spannungsverlauf des CMT-A-Prozesses über 100 ms bei einer EP/EN-Balance von 0,0.....	72
Abbildung 52: Zeitabhängiger Strom- bzw. Spannungsverlauf des CW-Prozesses ($v_{Dr} = 2,5$ m/min, AC-Dynamik = 0).....	74
Abbildung 53: Einfluss der Dynamik auf den Schweißstrom und Periodendauer.....	75
Abbildung 54: Einbrandtiefe in Abhängigkeit von Drahtvorschub und Dynamik (links), Einflüsse auf den Einbrand (Schweißbereich).....	75
Abbildung 55: Veränderung des Nahtaussehens durch die Variation der AC-Dynamik (CW, $v_{Dr} = 3,5$ m/min).....	76
Abbildung 56: CA-dynamikabhängige Stromverläufe, mit Kurzschlussstrom-Aufschmelzimpuls: ungekoppelt (links), gekoppelt (rechts).....	77
Abbildung 57: Einfluss des AS150-Überzugs auf die Nahtausbildung (KLB, $v_{Dr} = 3$ m/min, $v_s = 50$ cm/min, M21, G3Si1, S = 1 mm).....	77
Abbildung 58: KLB-Schweißnähte mit M21 (links) und M23 (rechts), $v_{Dr} = 3,6$ m/min, $v_s = 50$ cm/min, G3Si1, Spalt S = 1 mm, Versatz V = 0 mm.....	78
Abbildung 59: 22MnB5+AS150, KLB, $v_{Dr} = 3,5$ m/min, M21, G3Si1.....	79
Abbildung 60: 22MnB5+AS150, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, M21, G3Si1.....	79
Abbildung 61: Querschliffe von CMT-geschweißtem 22MnB5+AS150 bei verschiedenen Spalt- und Versatzvariationen, C1, G4Si1.....	80
Abbildung 62: 22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 5,5$ m/min, M21, G3Si1.....	80
Abbildung 63: 22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0$ m/min, M21, G3Si1.....	81
Abbildung 64: 22MnB5+AS150, CW = -49, $v_{Dr} = 3,4$ m/min, M21, G3Si1.....	81
Abbildung 65: 22MnB5+AS150, CW = -15, $v_{Dr} = 3,7$ m/min, M21, G3Si1.....	81
Abbildung 66: 22MnB5+AS150, CW = 0, $v_{Dr} = 3,6$ m/min, M21, G3Si1.....	82
Abbildung 67: 22MnB5+AS150, CW = +15, $v_{Dr} = 3,2$ m/min, M21, G3Si1.....	82

Abbildung 68:	22MnB5+AS150, CW = +50, $v_{Dr} = 2,7$ m/min, M21, G3Si1	82
Abbildung 69:	22MnB5+AS150, ColdArc, $v_{Dr} = 2,7$ m/min, M21, G3Si1	82
Abbildung 70:	22MnB5+AS150, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, C1, G3Si1	83
Abbildung 71:	22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 5,5$ m/min, C1, G4Si1	83
Abbildung 72:	22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0$ m/min, C1, G4Si1	84
Abbildung 73:	Naht und Querschliff einer CMT-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit M21 und G3Si1 (Spalt 1 mm, Versatz = 0 mm)	85
Abbildung 74:	Naht und Querschliff einer CMT-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit C1 und G4Si1 (Spalt 1 mm, Versatz = 0 mm)	85
Abbildung 75:	Naht und Querschliff einer ColdArc-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit M21 und G3Si1 (Spalt = 1 mm, Versatz= 0 mm)	85
Abbildung 76:	22MnB5+Z140, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, M21, G3Si1	86
Abbildung 77:	22MnB5+Z140, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, C1, G4Si1	86
Abbildung 78:	22MnB5+Z140, ColdArc, $v_{Dr} = 3,7$ m/min, M21, G3Si1	86
Abbildung 79:	Geometrische Nahtkennwerte	87
Abbildung 80:	Querschliffe von geschweißten 22MnB5+AS150-Proben, M21, G3Si1 (S = 1 mm, V = 0,5 mm)	87
Abbildung 81:	Geometrische Nahtgrößen in Abhängigkeit vom Schweißverfahren bzw. Drahtvorschub	88
Abbildung 82:	Querschliffe von CMT-geschweißtem 22MnB5+AS150, C1, G4Si1 (links) und 22MnB5+Z140, M21, G3Si1 (rechts) bei verschiedenen Spalt- und Versatzvariationen	89
Abbildung 83:	Schweißnahtquerschnitt mit qualitativen Spannungsverläufen.....	90
Abbildung 84:	Scherzugkräfte in Abhängigkeit von Spalt und Stützblech: ohne Stützblech (rechts), mit Stützblechen (links).....	90
Abbildung 85:	Scherzugkräfte geschweißter 22MnB5+AS150-Proben, M21, G3Si1 in Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Drahtvorschub bei 0 und 1 mm Spalt, Versatz = 0 mm	91
Abbildung 86:	Scherzugkräfte in Abhängigkeit von Spalt und Versatz für 22MnB5+AS150, CMT ($v_{Dr} = 4,5$ m/min), ColdWeld ($v_{Dr} = 3,6$ m/min), ColdArc, $v_{Dr} = 3,6$ m/min, M21, G3Si1: Nullspalt (links), S = 1 mm (rechts)	92
Abbildung 87:	Scherzugkräfte von 22MnB5+Z140, $v_{Dr} = 3,8$ m/min, M21, G3Si1 bei variierendem Spalt und Versatz.....	92
Abbildung 88:	Bruchflächen einer CMT-geschweißten Scherzugprobe aus 22MnB5+Z140, M21, G3Si1 bei S = 0 mm und V = 0,6 mm.....	93

- Abbildung 89: Scherzugkräfte nach dem Schweißen von 22MnB5+AS150 mit unterschiedlichen Schweißverfahren und Schutzgasen (M21, C1) und dem gleichen Schweißzusatz G3Si1 (S = 0 mm, S = 1 mm)94
- Abbildung 90: Scherzugkräfte von 22MnB5+AS150, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, Schutzgas C1 mit G3Si1 und G4Si194
- Abbildung 91: Kopfzugkräfte von CMT-geschweißten 22MnB5-Proben mit Al-Si- bzw. Zn-Überzug bei verschiedenen Spalten und Versätzen95
- Abbildung 92: Kopfzugkräfte von CMT-geschweißten Proben bei verschiedenen Drahtvorschubgeschwindigkeiten, M21, G3Si1: 22MnB5+AS150 (links), 22MnB5+Z140 (rechts) **Fehler! Textmarke nicht definiert.**
- Abbildung 93: Nahtaussehen und Querschliffe bei Schweißungen bei höheren Schweißgeschwindigkeiten97
- Abbildung 94: Schweißverfahrensabhängige Nahtinbrandtiefen und Nahtübergangswinkel von 22MnB5+AS150 bei erhöhten Schweißgeschwindigkeiten97

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Anbieter und Bezeichnungen von 22MnB5 mit und ohne Beschichtung	22
Tabelle 2:	Chemische Zusammensetzung von 22MnB5 in Gewichtsprozent [16].....	23
Tabelle 3:	Werkstoffeigenschaften vor / nach dem Härteprozess [16]	23
Tabelle 4:	Beschichtungsvarianten für 22MnB5 nach [12]	28
Tabelle 5:	Charakterisierung von Schutzgasen [58].....	40
Tabelle 6:	Veränderungen des Projektarbeitsplanes.....	45
Tabelle 7:	Verwendete MSG-Schweißprozesse, Schweißstromquellen und Hersteller	49
Tabelle 8:	Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze G3Si1 und G4Si1 (m-%) [45].....	50
Tabelle 9:	Schweiß- und Prozessparameter für die Schweißversuche	51
Tabelle 10:	Blechkantenpräparationen vor dem CMT-Schweißen	52
Tabelle 11:	Schweißnahtgeometrie – verwendete Kenngrößen.....	55
Tabelle 12:	Schweißprozesse und zugehörige Parameter zur Steigerung der Schweißgeschwindigkeit	61
Tabelle 13:	Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung mechanisch- technologischer Werkstoffkennwerte, Überprüfung von Schweißnähten/-punkten und zur Kaltrissdetektion.....	62
Tabelle 14:	Übersicht der mechanisch-technologischen Güterwerte im nicht- pressgehärteten Zustand (Mittelwerte aus ≥ 5 Werten).....	63
Tabelle 15:	Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffs in Masse-%.....	63
Tabelle 16:	Ofenparameter für direkte Presshärteroute	64
Tabelle 17:	Charakterisierung des CMT-A – Strom-Spannungs-Verlaufs (¹ bei negativer Polung gelten die Aussagen über Anstieg und Abfall von Strom und Spannung nur für die Beträge der entsprechenden Größen)	72
Tabelle 18:	Einfluss des Parameters EP/EN-Balance auf das Polaritätsverhältnis	73
Tabelle 19:	Prozessparameter zur Charakterisierung des CW-Schweißprozesses	74
Tabelle 20:	Versuchsbedingungen und Schweißparameter zur Charakterisierung des CA	76
Tabelle 21:	Schweißparameter zur schweißprozessabhängigen Erstellung GPF	78
Tabelle 22:	Schweißparameter zur Erstellung der GPF für 22MnB5+AS150 mit den Schutzgasen M21 und C1	83

Tabelle 23:	Schweißparameter zur Erstellung der GPF von 22MnB5+Z140.....	84
Tabelle 24:	Vergleich geometrischer Nahtkennwerte in Abhängigkeit von Spalt und Versatz	88

Abkürzungsverzeichnis

4PBV	Vier-Punkt-Biegeversuch
AR	Auftragraupe
CMT	Cold-Metall-Transfer
kfz	kubisch-flächenzentriert
krz	kubisch-raumzentriert
LB	Laserstrahlschweißen
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
MS	Martensit
MSG	Metall-Schutzgas-Schweißen
PH	Presshärten
REM	Rasterelektronenmikroskop
RP	Widerstandspunktschweißen
RT	Raumtemperatur
SSQ	Schweißstromquelle
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
Ac3	[°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 _f	[°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
R _{eL}	[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	$\left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}\right]$	Dichte
ρ _{G3Si1}	$\left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}\right]$	Dichte des Schweißzusatzwerkstoffes G3Si1
ρ _{22MnB5}	$\left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}\right]$	Dichte des Grundwerkstoffes 22MnB5
ε	[%]	Dehnung

1 Wissenschaftlich- technische und wirtschaftliche Problemstellung

1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Ein wesentliches Ziel bei der Konstruktion und Herstellung von Fahrzeugstrukturen ist der Leichtbau. In der Vergangenheit ist jedes neue Modell gegenüber seinem Vorgänger schwerer geworden. Diese Gewichtsspirale soll unter anderem durch den Einsatz von höchstfesten Stählen durchbrochen werden [1]. Gegenüber den Leichtmetallen lassen sich durch Stahlgüten mit einer Zugfestigkeit oberhalb von 1000 MPa Gewichtseinsparungen zu erheblich reduzierten Kosten erreichen. Beim Einsatz von Leichtmetallen in Kombination mit Stählen sind die für reine Stahlbauweise üblichen hochwirtschaftlichen Schweißverfahren nicht mehr einsetzbar, was ebenfalls zu einer Erhöhung der Fertigungskosten führt.

Ein besonderer Entwicklungsschritt ist mit dem Einsatz formgehärteter Stähle im Karosseriebau erzielt worden. Das Formhärten stellt eine Verfahrenskombination aus Warmumformung und eine nach dem Formgebungsprozesses induzierte Martensitbildung durch Härten dar. Die Platinen werden in den Bereich vollständiger Austenitisierung auf 900°- 950°C erwärmt, anschließend in ein Werkzeug mit gekühltem Stempel eingelegt und beim Verpressen ausreichend schnell abgekühlt [2, 3]. Der mit der Martensitbildung einhergehende Härte- und Festigkeitsanstieg führt zu einem wenig verformbaren Werkstoffgefüge mit sehr hoher Zugfestigkeit. Derzeit wird nahezu ausschließlich der höchstfeste Vergütungsstahl 22MnB5 (Werkstoff-Nr. 1.5528) als Blechwerkstoff eingesetzt, der nach dem Härten eine Zugfestigkeit von bis zu 1600 MPa erreicht [4].

Beim Presshärten wird zwischen dem direkten und dem indirekten Presshärten unterschieden, den Verfahrensablauf des direkten Presshärtens gibt Abbildung 1 wieder. Während bei dem direkten Presshärten der komplette Umformprozess als Presshärtung in einem Verfahrensschritt erfolgt, wird bei der indirekten Presshärtung die Umformung in eine Kaltumformung auf ca. 90% der Endkontur und die anschließende Presshärtung getrennt. Im Rahmen dieser derzeit gängigen industriellen Herstellrouten werden für die borlegierten Vergütungsstähle Beschichtungen auf Aluminium-Silizium- (+AS) oder auf Zink-Basis (+Z) eingesetzt, um das Material während der Warmumformung vor einer Verzunderung der Werkstoffoberfläche zu schützen. Durch die Wärmebehandlung wandelt sich die Al-Si-Beschichtung durch Diffusion in eine Fe-Al(Si) oder Fe-Zn-Schicht um. Bei unbeschichteten Blechen muss die Wärmebehandlung in einer Schutzgasatmosphäre erfolgen. Bei diesen Bauteilen ist eine Verzunderung nicht auszuschließen, so dass ein nachträgliches Partikelstrahlen zur Reinigung erforderlich wird.

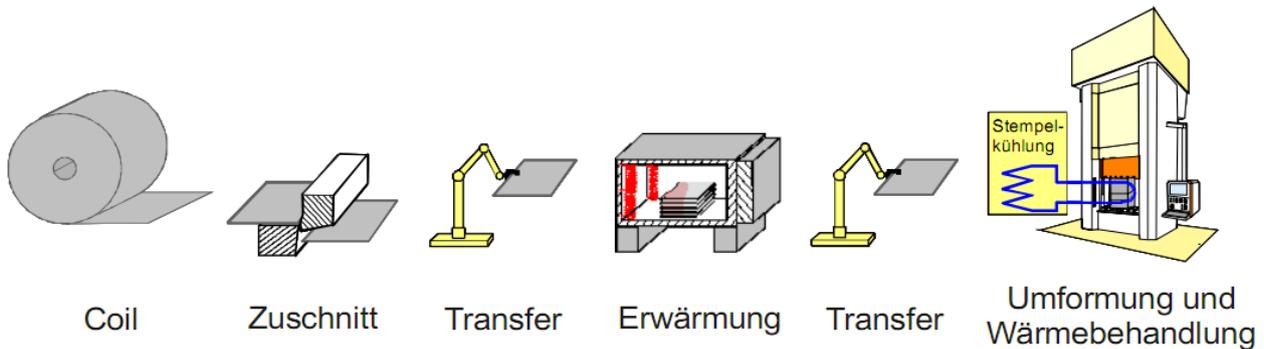


Abbildung 1: Prozesskette direktes Formhärtens [5]

Gegenüber Bauteilen aus anderen kaltumformbaren höchstfesten Stahlgüten weisen formgehärtete Bauteile aus dem Vergütungsstahl 22MnB5 eine hohe Maßhaltigkeit und akzeptable Restdehnungen auf, die auch eine relativ komplexe Geometrie der Bauteile zulässt. Ursache hierfür ist die Umformung im duktilen Zustand im Bereich der Austenitierungstemperatur und die fehlende Rückfederung. Diese Vorteile haben zu einer großen Verbreitung der formgehärteten Bauteile in nahezu allen aktuellen Fahrzeugmodellen geführt und es ist von einer weiteren Zunahme der Bauteilumfänge auszugehen (Abbildung 2).

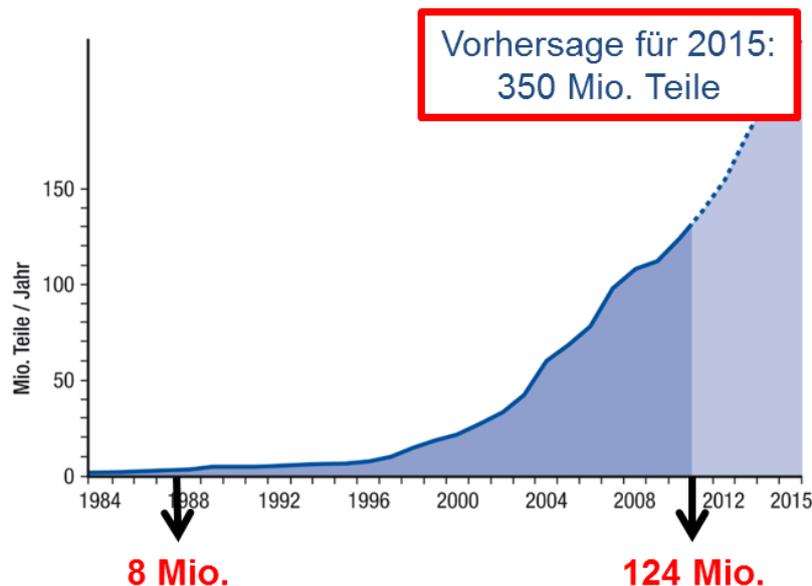


Abbildung 2: Teileumfang vom Stahlinfozentrum [6]

Formgehärtete Bauteile werden in crash-relevanten Bereichen der Karosserie eingesetzt, um dort die Deformation der Bauteile zu begrenzen. Hierzu zählen Schweller, Tunnel, A- und B-Säulen, Querträger im Front-, Boden- und Dachbereich. Abbildung 3 zeigt eine Pkw-Karosserie mit einer Struktur aus formgehärteten Bauteilen, die die Fahrgastzelle schützen.

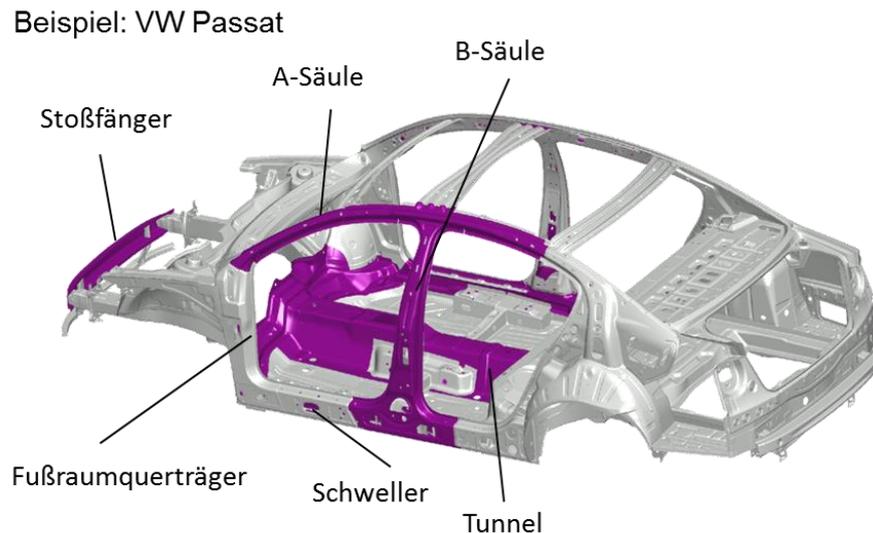


Abbildung 3: KFZ-Karosserie mit formgehärteten Teilen [7]

Durch die Anwendung in den Bereichen der Karosserie, die im crash-Fall eine hohe Belastung ertragen, müssen die Fügeverbindungen an diesen Bauteilen auch hohen Festigkeitsanforderungen genügen. Sollte im Crash eine Schweißung versagen, besteht die Gefahr, dass der Anriss im Bereich der Schweißverbindung unkontrolliert in das Bauteil wächst und zu einem Abriss des gesamten Querschnitts führt. Eine Energieaufnahme ist dann nicht mehr möglich und der zu schützende Fahrgastraum kann nicht mehr erhalten werden. Die Rissgefahr ist gegenüber den in der Vergangenheit üblichen Karosseriestählen erheblich gesteigert, da bei den formgehärteten Bauteilen nur eine geringe Verfestigung und Bruchdehnung vorhanden ist. Das Versagen von Schweißverbindungen muss daher durch geeignete konstruktive aber auch technologische Maßnahmen ausgeschlossen werden. Damit hat die Fügetechnik bei diesen Bauteilen eine besondere Bedeutung.

1.2 Ausgangssituation

Übliche Verfahren zum Schweißen formgehärteter Bauteile sind das Widerstandspunkt-, das Laserstrahl- und das MSG-Schweißen. [8] Das Widerstandspunktschweißen erfordert eine beidseitig zugängliche Fügetestelle was insbesondere bei dem Verschweißen von Unterbaugruppen nicht immer gegeben ist. Das Laserstrahlschweißen wird vorrangig bei der Anbindung der Außenhaut angewendet, da die möglichen Nahtquerschnitte verfahrensseitig beschränkt sind.

Bei der Verbindung von formgehärteten Bauteilen untereinander oder mit anderen festigkeitsrelevanten Bauteilen der Karosserie wird das MSG-Schweißen eingesetzt. Auch bei weiteren Anwendungen im Bereich von Sitzstrukturen oder dem Aufprallträger vorn und hinten erfolgt die Verbindung durch MSG-Schweißen (Abbildung 4).



Abbildung 4: Aufprallträger aus 22MnB5 MSG-geschweißt

Um den Wärmeverzug der Bauteile zu minimieren, werden nur kurze Schweißnähte gefertigt. Die dabei realisierbaren Nahtquerschnitte sind relativ gering und liegen in einem Crashfall häufig im direkten Lastpfad, was dann zu einer hohen Beanspruchung der Schweißnaht führt. Eine hohe Nahtqualität und Reproduzierbarkeit der Verbindungseigenschaften ist daher von besonderer Bedeutung.

Ein wesentlicher Einflussfaktor auf die Schweißeignung der formgehärteten Bauteile ist der Oberflächenzustand der Bauteile bzw. die eingesetzte Beschichtung. Bei feualuminierten Blechen kommt es im Ofen zu einem Diffusionsvorgang, bei dem sich eine Fe-Al-Schicht mit unterschiedlichen intermetallischen Phasen ausbildet, vgl. Abbildung 5. Dieser Diffusionsvorgang erhöht die Schmelztemperatur der Schicht und verhindert so auch ihre Verflüssigung im Ofen.

Die Schichtdicke und Phasenverteilung ist dabei erheblich von der Ofendurchlaufzeit und dem Temperaturregime abhängig. Die mit der Ofenverweilzeit anwachsende Schicht ändert u. a. auch den elektrischen Übergangswiderstand wie dies in eigenen Untersuchungen zur Eignung des pressgehärteten 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung für Widerstandspunktschweißungen und deren Beeinflussung durch die verschiedenen Schichtdicken gezeigt haben. [9]

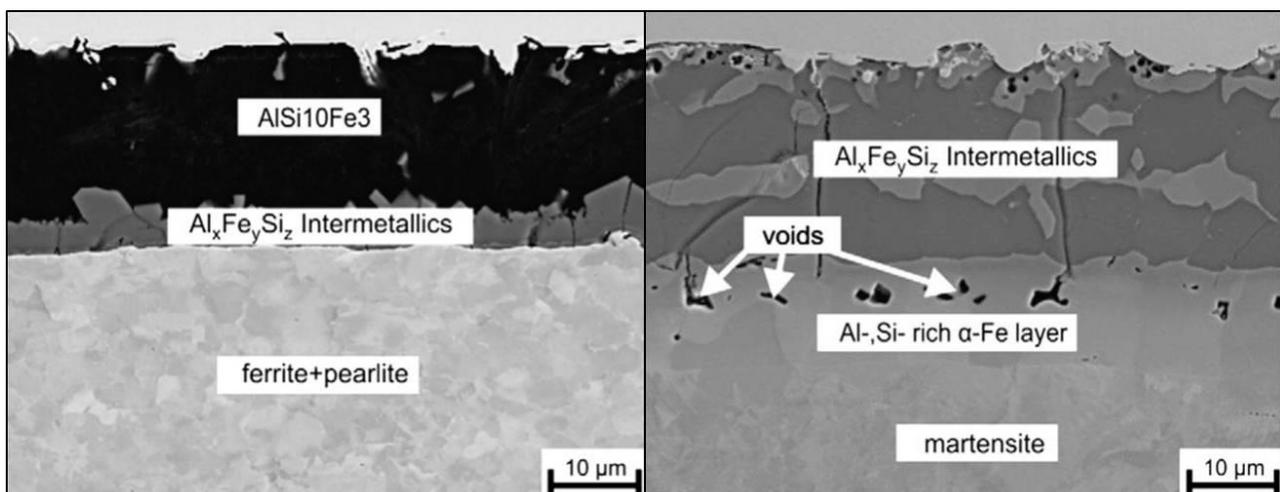


Abbildung 5: 22MnB5+AS150 Ausgangszustand (links), formgehärtet (rechts) [10]

Während die feuraluminierten Bleche bei der direkten Prozesskette als ebene Platinen den Ofen durchlaufen, muss bei vorverformten Bauteilen in der indirekten Prozessvariante eine Beschichtung auf Zn-Basis eingesetzt werden. Die Al-Si-Beschichtung kann bei einer kalten Vorverformung einreißen und im Umformprozess nach dem Ofendurchlauf abplatzen. Diese Beschichtungsreste würden im Umformwerkzeug zu einem schnellen Ausfall der Werkzeuge führen. [11] Die Zink-basierten Beschichtungen dagegen können auch kalt umgeformt werden. Da die Zinkschicht schon bei ca. 420° aufschmilzt, werden sie beim Blechlieferanten durchdiffundiert, so dass sich die Schmelztemperatur der Beschichtung auf bis zu 881°C erhöht und diese bei dem Ofendurchlauf nicht aufschmilzt [12].

Weitere Varianten sind anorganische Beschichtungen, die eine Verzunderung im Ofendurchlauf verhindern und der Einsatz von unbeschichteten Blechen. Bei diesen Oberflächenzuständen erfolgt nach dem Umformen eine Oberflächenreinigung mittels Partikelstrahl, so dass diese Teile in einem gestrahlten Zustand geschweißt werden.

Die unterschiedlichen Oberflächeneigenschaften der pressgehärteten Bauteile stellen eine besondere Herausforderung bei der schweißtechnischen Verarbeitung mittels Lichtbogenschweißen dar. In eigenen Voruntersuchungen konnten bereits grundsätzliche Probleme aufgezeigt werden. Zum einen traten starke Prozessinstabilitäten beim Schweißen des pressgehärteten 22MnB5+AS150 im Kurzlichtbogen auf. Zum anderen wiesen artgleiche Überlappverbindungen an 22MnB5+AS150 ein signifikant schlechteres Benetzungsverhalten im Vergleich zu unbeschichteten MAGk-geschweißten Verbindungen auf. An vielen Stellen führte die schlechte Benetzung auf der Fe-Al(Si)-Schicht zu einem unzulässig schroffen Nahtübergang und Einbrandkerben (Abbildung 6).

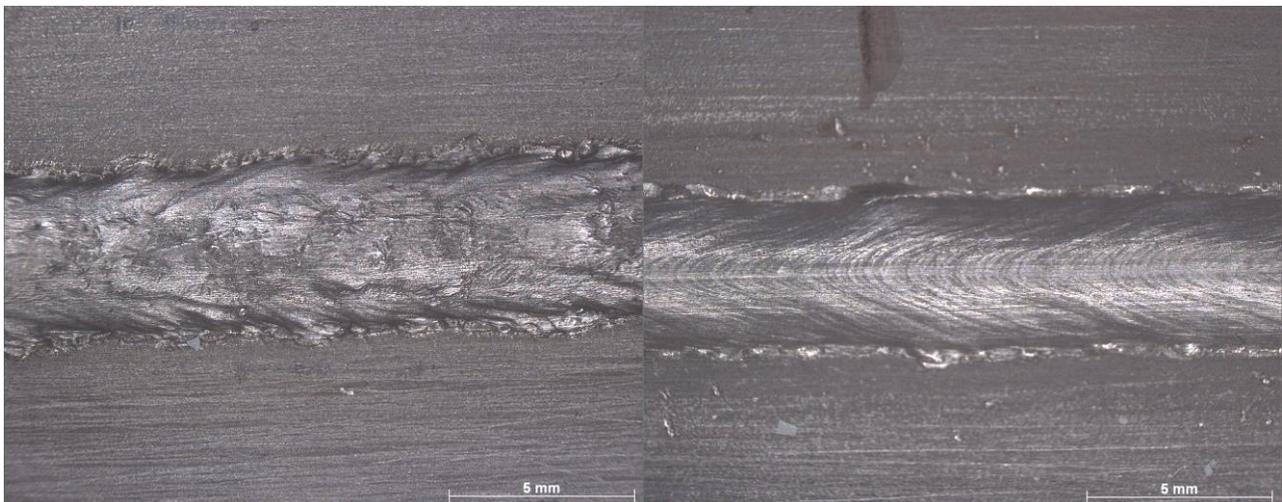


Abbildung 6: Nahtoberfläche einer MAGk-Schweißverbindung aus 22MnB5+AS150 (links) und unbeschichtetem 22MnB5 (rechts) (Zusatzwerkstoff: G3Si1)

Zum MAG-Lichtbogenschweißen der hochfesten pressgehärteten Vergütungsstähle liegen insbesondere im Hinblick auf die Verarbeitung aktueller Beschichtungskonzepte und Herstellungstechnologien (Art der Warmumformung, Ofenatmosphäre) bislang kaum veröffentlichte Untersuchungsergebnisse vor. Es fehlen praxisrelevante Erkenntnisse zum

Einfluss der Blechbeschichtung und produktspezifischen Herstellungsrouten für den Schweißprozess sowie die resultierenden Schweißnahteigenschaften.

Durch die thermische Wärmewirkung beim Schweißen erfährt das Gefüge der pressgehärteten Vergütungsstähle einen Anlasseffekt. In der Wärmeeinflusszone entsteht ein Bereich der Entfestigung, der bereits an Widerstandspunkt-, Laserstrahl- und auch Lichtbogenschweißungen aus pressgehärtetem 22MnB5 beschrieben wurde [13–15].

Bei eigenen Voruntersuchungen zum MAG-Lichtbogenschweißen an unbeschichtetem und mit Al-Si-beschichteten pressgehärtetem 22MnB5 betrug der Härteabfall in der Wärmeeinflusszone etwa 250 HV_{0,5} im Vergleich zum unbeeinflussten pressgehärteten Grundwerkstoff (Abbildung 7).

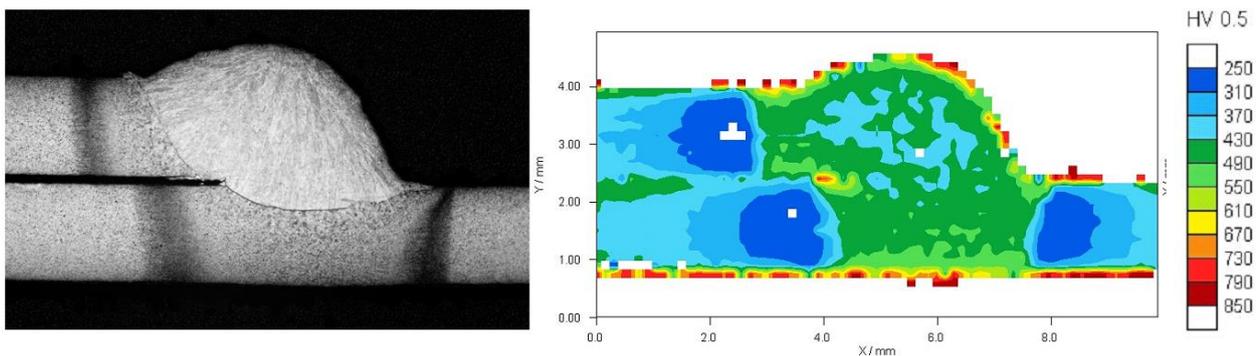


Abbildung 7: Querschliff (links), und UCI-Härtemapping (rechts) einer MAGk-Schweißverbindung aus 22MnB5+AS150 (Zusatzwerkstoff G3Si1) [8]

Schlussfolgernd ergeben sich aus der Art der Herstellung und den damit verbundenen Rahmenbedingungen zwei wesentliche Herausforderungen für die schweißtechnische Verarbeitung mit Lichtbogenverfahren für diesen Werkstoff:

- Die im Formhärtungsprozess entstehende Oberflächenschicht mit ihren für den Lichtbogenschweißprozess relevanten Eigenschaften, bspw. das Benetzungsverhalten sind erheblich von den Wärmebehandlungsparametern (Temperatur und Ofendurchlaufzeit) abhängig. Der Einfluss der eingesetzten Beschichtungen auf die Lichtbogenschweißung (Prozess und Nahtqualität) sind bisher ungeklärt
- Die Auswirkungen des Wärmeeintrags auf das Verhalten des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffs und die Eigenschaften von metallschutzgasgeschweißten Verbindungen sind größtenteils unbekannt. Für die Auslegung einer Konstruktion mit formgehärteten Bauteilen und die Vorhersage der Verbindungseigenschaften insbesondere unter einer crashartigen Belastungssituation liegen keine Daten vor

2 Stand der Technik

2.1 Werkstoffliche Grundlagen

Im Abbildung 8 ist das vielfältige Spektrum „moderner“ Stahlwerkstoffe, wie diese beispielsweise in der Automobilindustrie zu Einsatz kommen, in Abhängigkeit von deren Festigkeit und Duktilität dargestellt. Dabei werden jeweils das Bruchdehnungsverhalten und die zugehörige Streckgrenze grafisch dargestellt. Aus den Entwicklungstendenzen des Leichtbaus heraus hat sich die Vielfalt der verwendeten Materialien stark erhöht.

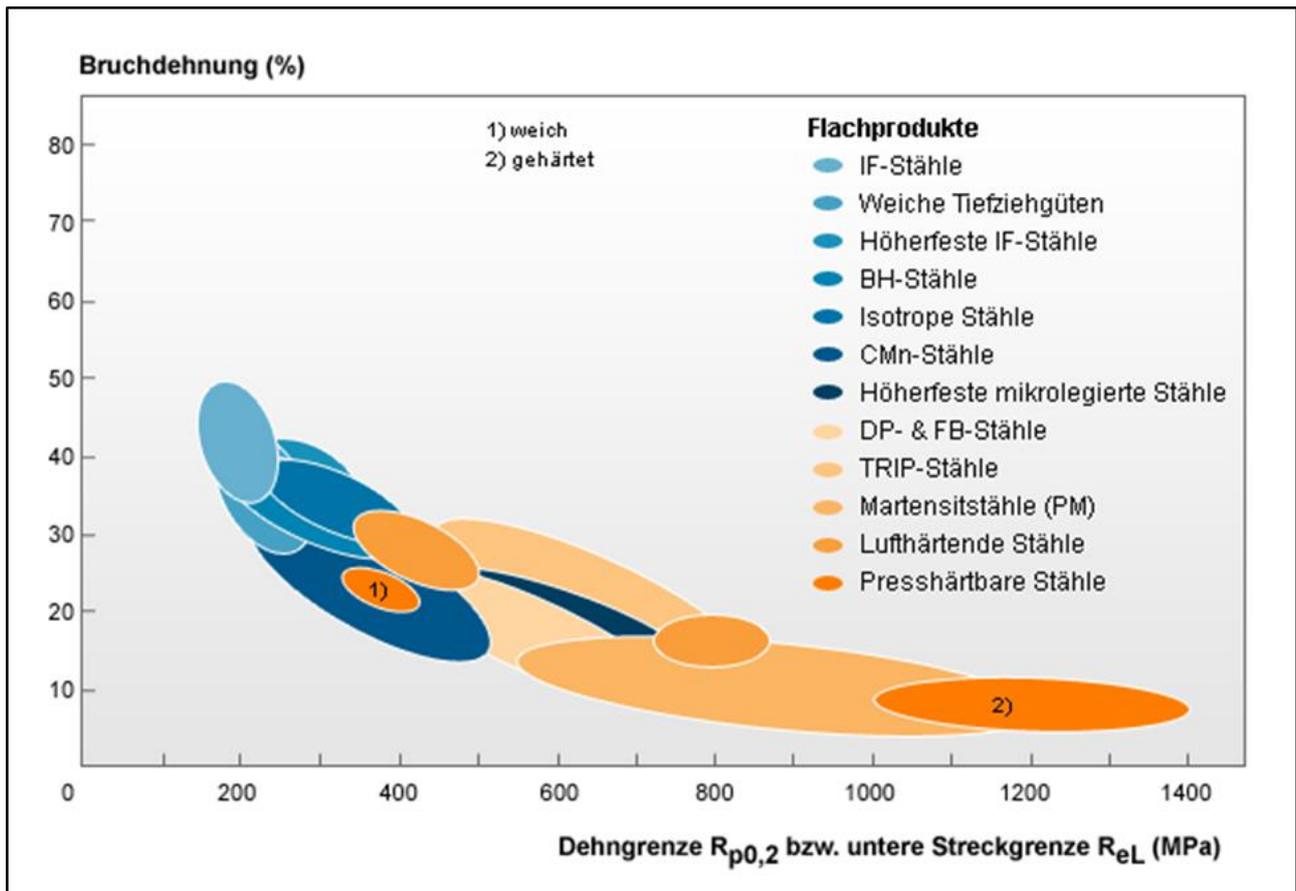


Abbildung 8: Klassifizierung der Stähle nach Festigkeit und Duktilität [16]

Bei dem hier zu untersuchenden Werkstoff handelt es sich nahezu ausschließlich um den borlegierten Vergütungsstahl 22MnB5 (Werkstoff-Nr. 1.5528). Dieser Werkstoff erfordert eine Abkühlgeschwindigkeit von ca. 27 K/s zur Ausbildung eines vollmartensitischen Gefüges. [17, 18] Diese kritische Abkühlgeschwindigkeit lässt sich auch aus den Zeit-Temperatur-Umwandlung (ZTU) - Schaubildern, welche zur Beschreibung der Phasenumwandlung genutzt werden, ablesen. Abbildung 9 zeigt für den verwendeten Werkstoff ein entsprechendes ZTU-Schaubild, in dem auch die Kritische Abkühlgeschwindigkeit mit eingetragen ist. [19]

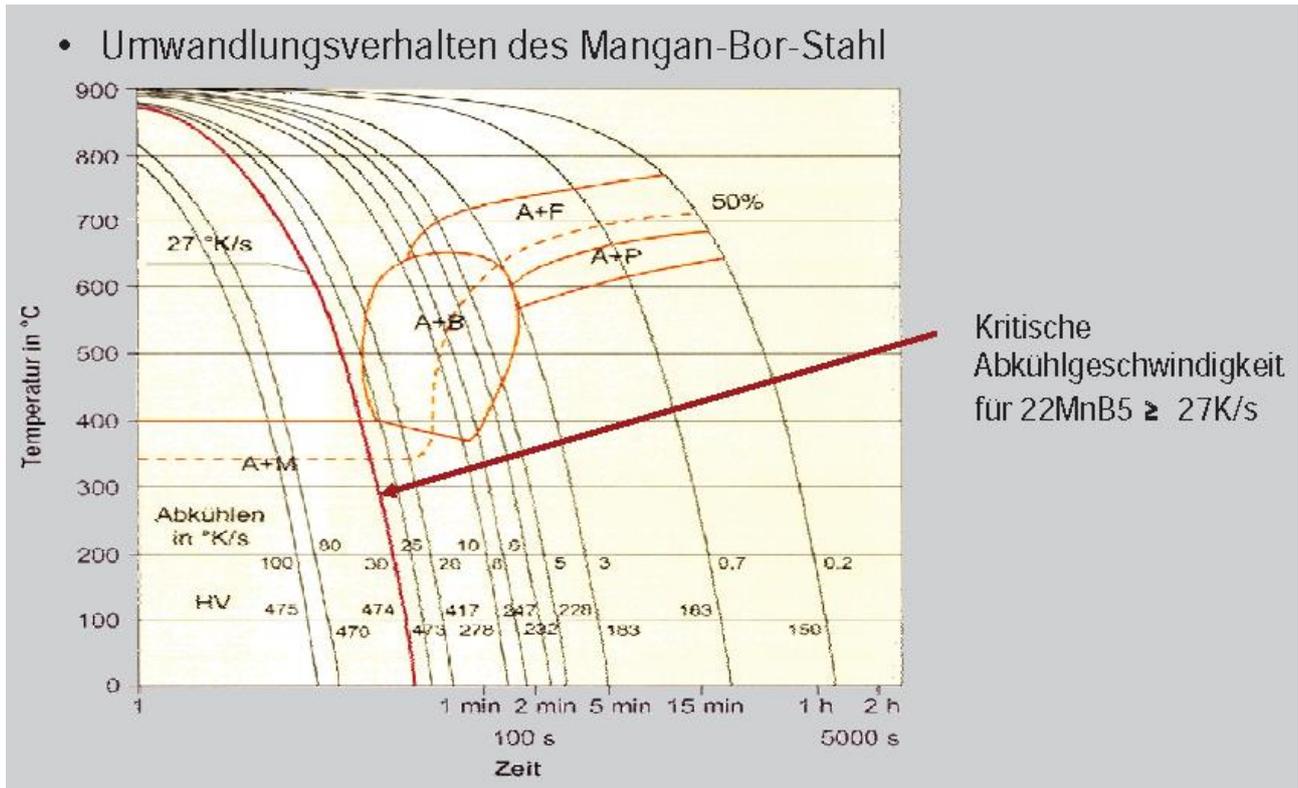


Abbildung 9: ZTU-Diagramm für 22 MnB5 nach [18]

Da der 22MnB5 nicht in einer Norm erfasst ist, lediglich eine Zuordnung zur DIN EN 10083-1 [20] als Richtlinie und für die Einordnung und Charakterisierung ist hier möglich, muss auf entsprechende Angaben der verschiedenen Stahlhersteller zurückgegriffen werden. Die verschiedenen Stahlhersteller arbeiten dabei sowohl mit Eigenentwicklungen als auch Herstellung in Lizenz. Dabei verwenden sie verschiedene Bezeichnungen, welche teilweise auch von dem verwendeten herstellerspezifischen Beschichtungskonzept abhängt. Die nachfolgende Tabelle 1 gibt hierzu einen Überblick zu den verschiedenen Bezeichnungen der wichtigsten Stahlhersteller und den typischerweise von ihnen verwendeten und lieferbaren Beschichtungen.

Tabelle 1: Anbieter und Bezeichnungen von 22MnB5 mit und ohne Beschichtung

Hersteller	Bezeichnung	unbesch.	Al-Si	Fe-Zn	x-tec
ThyssenKrupp AG	MBW – W 1500	x	-	-	-
	MBW – K 1500	x	-	-	x
	MBW – 1500 + AS	-	x	-	-
Salzgitter AG	22MnB5	x	-	-	-
ArcelorMittal AG	Usibor 1500	-	x	x	-
	Usibor 1500P	x	-	-	-
Voestalpine AG	HT 1500 PS	x	-	-	-
	PHS-ultraform	-	-	x	-

Die günstigen Werkstoffeigenschaften von 22MnB5 resultieren aus der ausgewählten und aufeinander abgestimmten chemischen Zusammensetzung. Während durch das Legierungselement Mangan die Zähigkeitseigenschaften und somit das Umformvermögen von 22MnB5 verbessert wird und sich darüber hinaus die zum Härten notwendige Abkühlgeschwindigkeit verringert, ermöglicht die geringe Zugaben des Elementes Bor höchste Härtebarkeitssteigerungen in Stählen. [21, 22] Eine entsprechende chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 2 enthalten.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von 22MnB5 in Gewichtsprozent [16]

22MnB5	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Cr	B	Mo	Cu	Ni
min.	0,22	1,2	0,2	-	-	0,02	0,02	0,11	0,0020	-	-	-
max.	0,25	1,4	0,3	0,02	0,005	0,05	0,05	0,20	0,0035	0,1	0,1	0,1

Die gewünschten Festigkeitseigenschaften des 22MnB5 liegen erst nach den entsprechenden Wärmebehandlungsprozessen vor. Die dafür verwendete Technologie des Press- bzw. Formhärten wird im nachfolgenden Abschnitt 2.3.2 näher erläutert. In der Tabelle 3 sind die Werkstoffeigenschaften im Anlieferungszustand (vor dem Härten) und im Bauteilzustand (nach dem Härten) zusammengefasst dargestellt.

Tabelle 3: Werkstoffeigenschaften vor / nach dem Härteprozess [16]

Eigenschaft	vor dem Härten	nach dem Härten
Streckgrenze Re (MPa)	320-550	1100
Zugfestigkeit Rm (MPa)	500-700	1500
Bruchdehnung A (%)	>10	6

2.2 Press- bzw. Formhärten

Bei der Technologie Formhärten handelt es sich um eine erst in den letzten Jahren entwickelte Methode zur Herstellung von Karosseriebauteilen. Der erste Einsatz in einer Großserienkarosserie erfolgte 2001 im Volkswagen Passat. Seit dem nimmt der Teileumfang mit jedem neuen Fahrzeugmodell kontinuierlich zu.

Für das Formhärten und insbesondere für die schweißtechnische Verarbeitung der formgehärteten Bauteile ist die Anzahl der Literaturstellen sehr begrenzt. Ein Großteil der Veröffentlichungen behandelt die werkstofflichen Vorgänge, die Wärmebehandlung bzw. den Ofendurchlauf sowie den Umformprozess. Hier gibt es sowohl von Forschungsinstituten als auch von den Stahlherstellern eine Reihe von Beiträgen auf Tagungen und in der Fachliteratur. [23–25] Im Rahmen der DFG sind verschiedene Förderprojekte zu nennen, in denen zu den Werkstoffeigenschaften sowie dem Umformverhalten geforscht wird. [27–29]

Das Fertigungsverfahren Press- bzw. Formhärten (beide Begriffe sind in Verwendung) verbindet die Vorteile der *Warmumformung*, die äußerst komplexe Umformgeometrien erlaubt, mit dem Wärmebehandlungsverfahren *Härten*. Aus dieser Verfahrenskombination entstehen Bauteile, die der Formgebung des Automobils angepasst sind und durch die mit dem

Härtevorgang verbundene Martensitbildung hohe Festigkeiten (R_m bis 1600 MPa) aufweisen. Neuere Entwicklungen gehen dahin noch höhere Zugfestigkeiten bis zu 1900 MPa durch den Presshärtvorgang zu erreichen. [23] Im ungehärteten Ausgangszustand besitzt der für dieses Verfahren aktuell verwendete borlegierte Vergütungsstahl 22MnB5 ein ferritisch-perlitisches Werkstoffgefüge, eine mittlere Zugfestigkeit R_m von 500 bis 700 MPa und eine Bruchdehnung von ca. 10 % (s. auch Tabelle 3). [30, 31]

Vor dem eigentlichen Härteprozess ist der Werkstoff auf die notwendige Temperatur oberhalb A_{c3} (ca. 800 °C) zu bringen, es stellt sich ein vollständig austenitisches Gefüge ein. Anschließend wird durch schnelles Abkühlen bis zur M_f -Temperatur der Austenit vollständig in Martensit umgewandelt. Das anfänglich kubisch-raumzentrierte Ferritgitter wandelt sich in der Austenitphase in kubisch-flächenzentriert. In dieser Phase löst sich der Kohlenstoff im Metallgitter (Kohlenstofflöslichkeit in $k_{rz} = 0,02\%$, in $k_{fz} = 2,06\%$), der „weiche“ Zustand begünstigt die Umformung. Bei der anschließenden Martensitbildung wird das kubisch-flächenzentrierte Gitter in ein tetragonal-raumzentriertes Gitter gewandelt. Die wichtigste Voraussetzung für eine vollständige Martensitumwandlung ist die Einhaltung einer kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Die optimalen Parameter für Härtebehandlungen sind werkstoffspezifisch aus ZTU-Schaubildern zu entnehmen. Aus ihnen ist das Umwandlungsverhalten von Austenit mit den einstellbaren Gefügeausbildungen in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ablesbar. Für den Stahlwerkstoff 22MnB5 liegt die kritische Abkühlgeschwindigkeit bei 27 K/s. Die Martensitstarttemperatur M_s ist mit 390 C und die Martensitfinishtemperatur M_f mit 190 C angegeben. [31, 32]

Eine besondere Herausforderung bei der Prozessführung stellt die Verknüpfung der Umformung mit dem Härten des Bauteils in dem Umformwerkzeug dar. So muss einerseits die Bauteiltemperatur bis zum Abschluss des Umformvorgangs möglichst hoch sein, um die gute Warmumformbarkeit mit hoher Bruchdehnung und geringer Umformkraft auszunutzen, andererseits muss die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Ausbildung des martensitischen Gefüges erreicht werden. Dazu ist eine erhebliche Wärmeableitung in das Umformwerkzeug erforderlich, was durch eine gezielte Kühlung des Werkzeugs erreicht wird. Dort wo das Blech frühzeitig im Umformvorgang Kontakt mit dem Werkzeug hat, muss die Wärmeableitung reduziert werden, indem die Werkzeugtemperatur durch geringere Kühlung erhöht ist. In Bereichen mit spätem Kontakt dagegen wird intensiver gekühlt.

Da die Bauteile zunehmend komplexe Geometrien haben, ist die Wärmeführung bei dem Umformen und die Erzielung der erforderlichen Abkühlbedingungen eine wesentliche Herausforderung, die bei der Konstruktion und Auslegung des Umformwerkzeugs berücksichtigt werden muss. Dazu sind die entsprechenden temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften des umzuformenden Blechs sowie des Umformwerkzeugs erforderlich. Für die Bereitstellung dieser Kennwerte wurden entsprechende Forschungsvorhaben durchgeführt. [27]

Durch die unterschiedlichen Temperaturverläufe einzelner Bauteilbereiche beim Umformen und Härten weist das formgehärtete Bauteil Bereiche mit unterschiedlichen Eigenschaften auf. So besitzen beispielsweise die Flanken im mittleren Bereich einer B-Säule, der im Querschnitt nahezu U-förmig ist, eine geringere Härte und Festigkeit als der ebene Mittelteil, da die Flanken erst spät vollen Kontakt zum Werkzeug bekommen. Abbildung 10 zeigt den

Querschnitt einer B-Säule mit entsprechenden Härtewerten. So ist bei der weiteren Verarbeitung dieser Teile auch von Unterschieden in dem Werkstoffverhalten innerhalb eines Bauteils auszugehen.

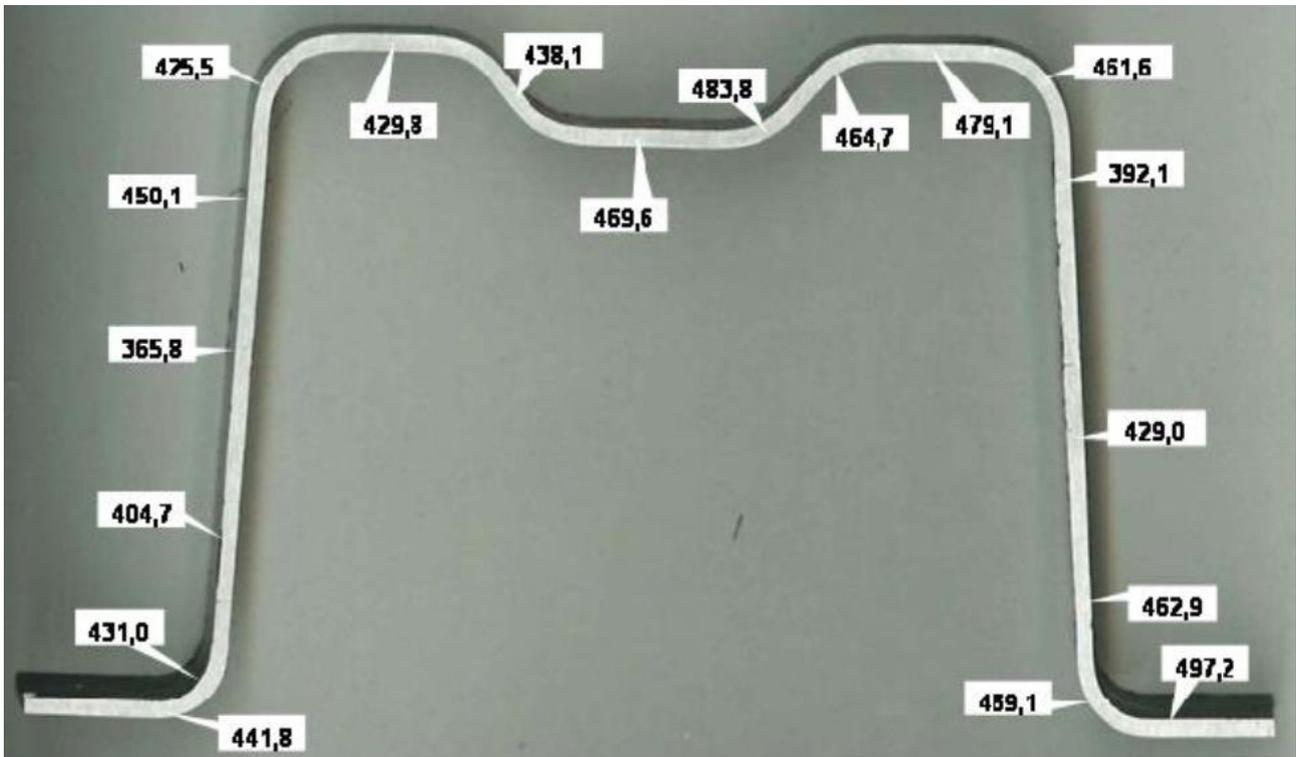


Abbildung 10: Querschnitt einer formgehärteten B-Säule mit Härtemessungen

Direkter/indirekter Prozess

Der Presshärteprozess ist eine temperatur- und zeitabhängige Abfolge von Prozessstufen, die nach direktem und indirektem Verfahren erfolgen kann. [31, 33, 34]

Den ersten Prozessschritt bei beiden Verfahrensvarianten bildet der Platinezzuschnitt, das Abhaspeln der Bleche vom Coil. Beim direkten Verfahren werden die Bleche im Anschluss auf Temperaturen oberhalb A_{c3} (ca. 830 °C) erwärmt und so lange gehalten, bis eine vollständige Austenitisierung sichergestellt ist.

Im nächsten Prozessschritt wird das austenitisierte Blech aus dem Ofen entnommen, zur Tiefziehpresse transportiert und dort in das Umformwerkzeug eingelegt. Trotz moderner Transportautomatiken wird hierfür eine gewisse Zeit benötigt, in der das Werkstück in Abhängigkeit von seiner Dicke und den Umgebungsbedingungen abkühlt. Bei einer Abkühlrate von 20 K/s für Blechdicken von $1,5\text{ mm}$ bedeutet das einen Temperaturverlust von 140 °C für eine Transportzeit von sieben Sekunden. Um diesen Temperaturverlust zu kompensieren, wird die Ofentemperatur auf etwa 950 °C eingestellt und liegt somit 120 °C höher als die A_{c3} -Temperatur. Der nächste Fertigungsschritt beinhaltet das Umformen im kalten, geschlossenen Werkzeug. Die Umformbarkeit ist ebenfalls temperaturabhängig, je höher die Werkstücktemperatur, umso besser ist das Umformvermögen. Um den Temperaturverlust des Werkstücks gering zu halten, wird mit hohen Geschwindigkeiten umgeformt. Nach heutigem Stand können mit hydraulischen Pressen Prozessdauern von zwei Sekunden realisiert werden. Im Unterschied zum Umformen, wo nur ein geringer Wärmeaustausch

zwischen Werkstück und Werkzeug erfolgt, ist beim Härtingsprozess ein großer Wärmeaustausch zwischen Werkstückoberfläche und Werkzeug zu gewährleisten. Das Werkzeug bleibt solange geschlossen, bis die Martensitumwandlung beendet ist, also die Martensitfinishtemperatur von 190 °C erreicht ist. [30]

Für viele Bauteile, die recht groß sind und zudem über komplexe Formen verfügen, ist eine einzelne Umformstufe nicht ausreichend. Im Gegensatz zur direkten, einstufigen Methode wird das Werkstück beim indirekten Verfahren vor dem temperierten Umformen kaltumgeformt, sodass weitaus höhere Umformgrade realisierbar sind. Dies ist aufgrund des relativ „weichen“ Ausgangszustandes von 22MnB5 gut möglich. Zur Verbesserung der Wirtschaftlichkeit können bei diesem Verfahren beide Umformvorgänge mit demselben Werkzeug durchgeführt werden. [25, 35, 36] Die schematische Gegenüberstellung beider Verfahrensvarianten ist der Abbildung 11 zu entnehmen.

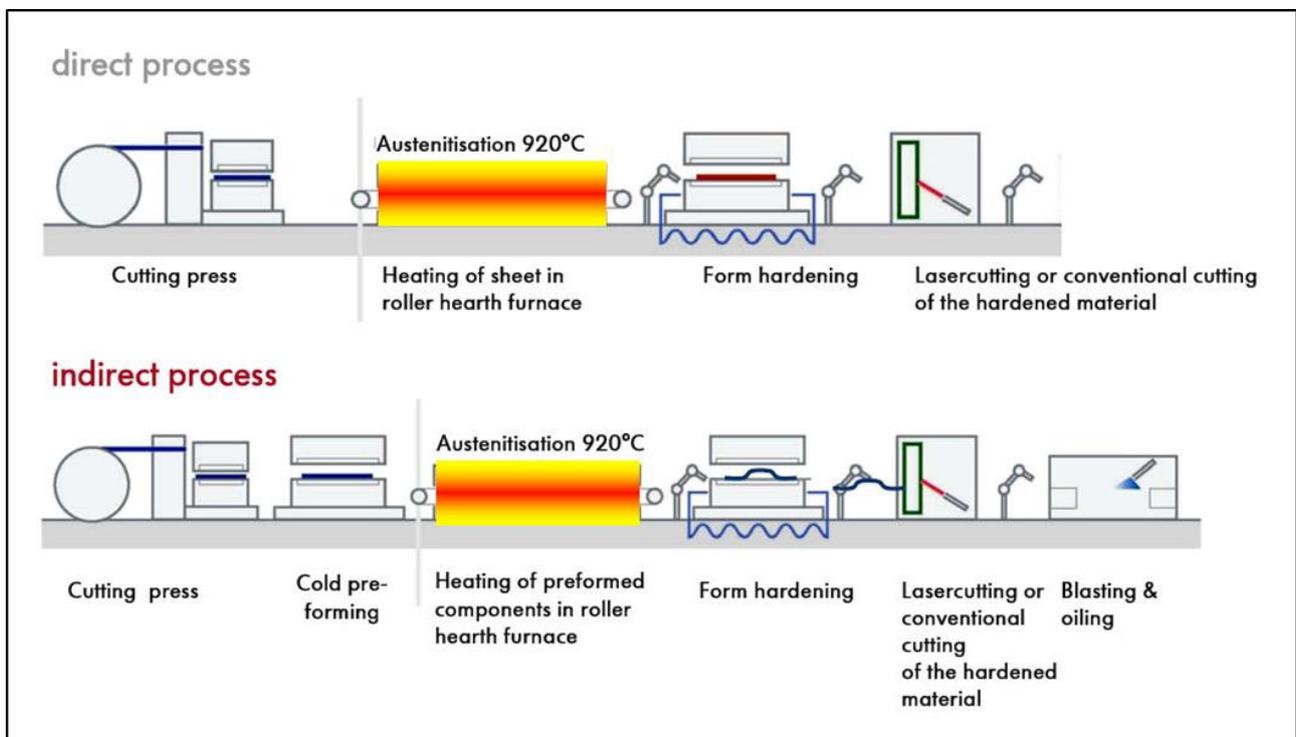


Abbildung 11: Schematischer Ablauf des direkten bzw. indirekten Presshärtens [34]

Eine weitere Prozessroute bildet die aus dem indirekten Verfahren abgeleitete PHS-Technologie, die von der Voestalpine AG entwickelt wurde. Den Beginn dieser Prozesskette bildet die Kaltumformung des Halbzeuges mit dem anschließenden Beschnitt auf die Bauteilsollgeometrie des unvergüteten Bauteils. Im Anschluss wird das bereits vollständig umgeformte Bauteil austenitisiert und im Werkzeug gehärtet. Das Werkzeug dient in diesem Zusammenhang weniger zur Umformung, es ermöglicht die Kalibrierung des Werkstücks und somit eine exakte, gleichbleibende Bauteilgeometrie. Im letzten Schritt des PHS-Verfahrens erfolgt eine Oberflächenbehandlung und -konditionierung, für die häufig das Verfahren des Trockeneisstrahlens angewendet wird. Für diese Variante des Formhärteverfahrens von borlegierten Vergütungsstählen ist von Voestalpine das spezielle zinkbasierte Beschichtungskonzept *ultraform* entwickelt und patentiert worden. [21, 25, 37, 38]

2.3 Beschichtungskonzepte

Unabhängig davon, ob der Grundwerkstoff 22MnB5 im direkten oder indirekten Presshärtprozess verarbeitet wird, kann er zum Schutz vor Oxidation (Verzunderung) und Entkohlungserscheinungen bei hohen Temperaturen mit einer temperaturbeständigen Beschichtung versehen werden.

Wie der Grundwerkstoff wird auch die Oberflächenschicht durch die Wärmebehandlung beeinflusst. Die für den Schutz der Oberfläche aufgebrachte Al-Si- oder Zn(Fe)-Auflage wird im Ofendurchlauf sowohl in der Dicke als auch in ihrer Zusammensetzung verändert (s. Abbildung 5 in Kapitel 1.2). Abbildung 12 zeigt die derzeit üblichen Varianten hinsichtlich des Oberflächenzustandes der Formhärteile vor und nach der Wärmebehandlung.

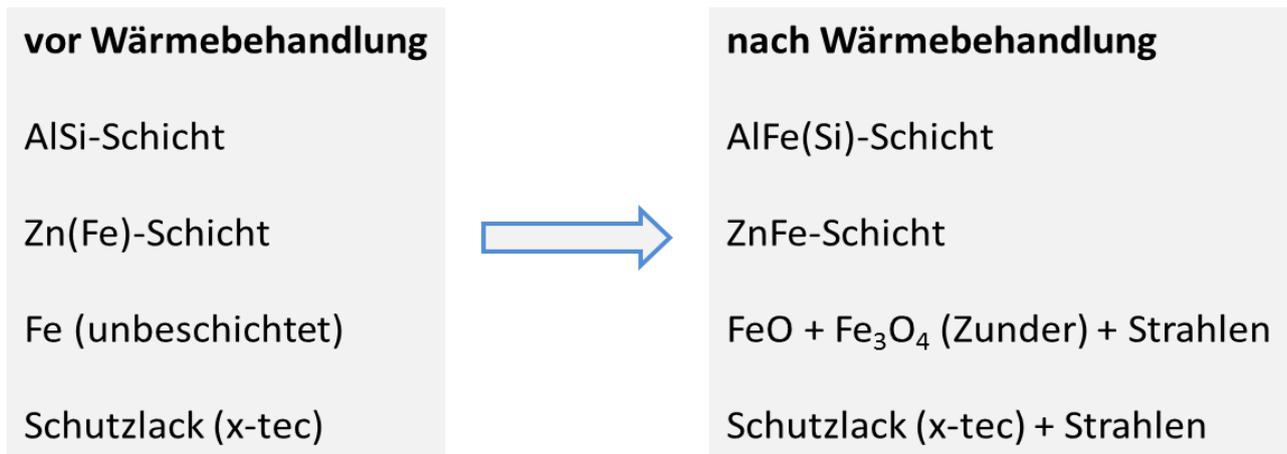


Abbildung 12: Beschichtungsvarianten für Formhärteile und ihr Verhalten im Härteprozess

Nachfolgend wird in erster Linie auf die in den Serienprozessen eingesetzten Beschichtungsvarianten eingegangen. Hierbei haben unbeschichtete Platinen industrielle Bedeutung. Ebenso befinden sich das Aluminium-Silizium-basierte Konzept und Platinen mit feuerverzinkten Oberflächen (GA) im industriellen Einsatz. Das Beschichtungskonzept x-tec®, das auf glas- und kunststoffartige Materialien die molekular im Nanometer-Bereich miteinander verbunden sind basiert, erlaubt eine nur stark eingeschränkte Eignung zum Widerstandsschweißen aufgrund des hohen elektrischen Widerstands der Schicht. Eine weitere Neuentwicklung umfasst GammaProtect® vom Hersteller ThyssenKrupp Steel. Dieses Konzept basiert auf einer Zinkauflage, der geringe Anteile Nickel beigefügt sind. Die Vorteile dieser Auflage bilden neben dem Verzunderungsschutz der aktive Korrosionsschutz und die Einsatzmöglichkeiten für den direkten als auch indirekten Warmumformprozess. [12, 23] Eine Zusammenfassung der in der Praxis zum Einsatz kommenden unterschiedlichen Beschichtungskonzepte sind in der nachfolgenden Tabelle 44 zu finden. Die Bewertung der Schweißeignung bezieht sich dabei auf das Widerstandspunktschweißen.

Tabelle 4: Beschichtungsvarianten für 22MnB5 nach [12]

Beschichtung	Auflage	Presshärtroute	Zunderschutz	Schweißeignung	Korrosionsschutz
unbeschichtet (Serie)	-	direkt/ indirekt	nein	ja	nicht vorhanden
feueeraluminiert (Serie)	80-150 g/m ²	direkt	ja	ja	Barriere
feuerverzinkt (Serie)	140-200 g/m ²	indirekt	ja	ja	aktiv
x-tec® 1. Generation (Serie)	7-8 µm	direkt/ indirekt	ja	nein	nicht vorhanden
x-tec® 2. Generation (Serie)	2-3 µm	direkt/ indirekt	ja	ja	nicht vorhanden
GammaProtect® (Entwicklung)	8-12 µm	direkt/ indirekt	ja	ja	aktiv

Die häufigste Anwendung hat derzeit die Al-Si-Beschichtung (feueeraluminiert) mit Auflagen von 150 g/m², zukünftig auch 80 g/m². Als Alternative finden zunehmend auch Zn-Auflagen Anwendung, die wie bei kaltumformbaren Stahlblechen die Korrosionsbeständigkeit erhöhen sollen und gleichzeitig einen Verzunderungsschutz im Wärmebehandlungsprozess darstellen. Die Verwendung einer reinen Zn-Schicht ist aber aufgrund der geringen Schmelz- und Verdampfungstemperatur von Zink nicht möglich. Zur Erhöhung der Schmelztemperatur wird daher die Schicht beim Hersteller durchdiffundiert, so dass eine Zn(Fe)-Schicht entsteht. Abbildung 13 zeigt eine derartige ZnFe-Schicht, wie sie zum Formhärten geeignet ist. [39] Eine weitere Schichtvariante ist ein temperaturbeständiges Lacksystem (x-tec), welches lediglich einen Verzunderungsschutz darstellt. [40] Weiterhin kommt auch unbeschichtetes Material zum Einsatz, bei dem aber eine Zunderschicht auf der Oberfläche nicht vermieden werden kann. Sowohl Teile aus unbeschichteten Blechen als auch Teile mit Schutzlack werden nach dem Härten mittels Partikelstrahlen gereinigt, um reproduzierbare und für den Lackaufbau geeignete Oberflächenzustände zu erreichen.

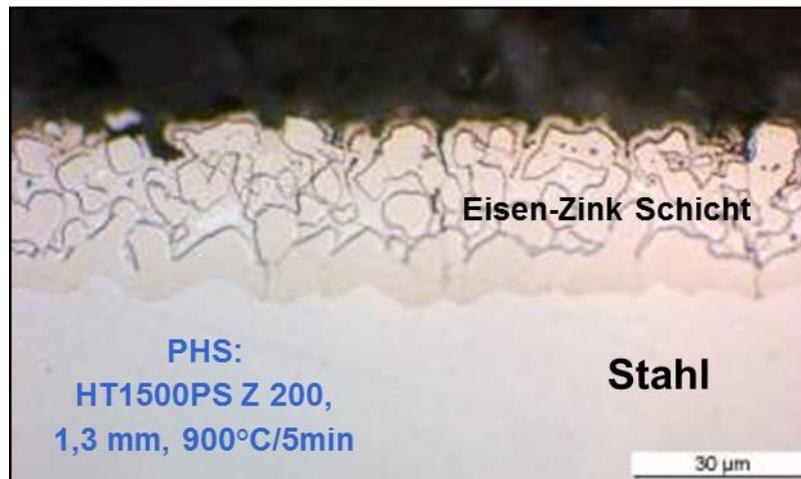


Abbildung 13: 22MnB5+Z140 (phs-ultraform) nach dem Formhärten [25]

Ohne Beschichtung

Ursprünglich wurde für das Presshärten unbeschichteter Stahl verwendet. Ohne Schutzgas während der Ofenerwärmung, dem Transfer in das Umformwerkzeug und bei der Abkühlung war die Oberfläche des Bauteils dem Luftsauerstoff ausgesetzt. Hieraus resultierte eine Eisenoxid-Schicht (Zunder) auf der Oberfläche, die zum einem die aus der Berührung Platine-Werkzeug resultierende Abkühlrate verringerte und darüber hinaus Schäden aufgrund veränderter tribologischer Eigenschaften am Umformwerkzeug zur Folge haben. Zur Verhinderung der Oxidation und Entkohlung bei dem Presshärten von beschichtungsfreien 22MnB5 wird der Austenitisierungsofen mit einem Schutzgas-Gemisch bestehend aus N_2 und CO ($CO < 5 \text{ vol\%}$) versehen. Die Atmosphäre wird wasserstofffrei gehalten, um einer Wasserstoffversprödung vorzubeugen. [41]

Aluminium-Silizium-Beschichtung

Um einer Verzunderung und Entkohlung bereits während des Ofenprozesses vorzubeugen wurde die Aluminium-Silizium-Beschichtung entwickelt. Diese Beschichtung wird auf das Grundmaterial 22MnB5 durch Feualuminieren (Schmelztemperatur = 675 °C) aufgetragen und besteht aus 88 wt% Al, 9 wt% Si und 3 wt% Fe. Durch die Zugabe der geringen Menge Silizium bildet sich eine Fe_2SiAl_7 -Schicht zwischen der Aluminium-Beschichtung und dem Grundwerkstoff (Abbildung 14: 15 A). Die Hemmschicht verhindert die Ausbildung von Fe_2Al_5 bereits während des Feualuminierens. Die bereits bei einer Temperatur von 550 °C entstehenden intermetallischen Phasen aus Fe_2Al_5 ist sehr hart und spröde und somit ungünstig für die Schichthaftung des Aluminiums auf dem Grundwerkstoff und die spätere Umformbarkeit. [41]

Die im Anlieferungszustand vorhandene Aluminium-Silizium-Beschichtung hat bei einer Auflagenmenge von 150 g/m^2 eine Dicke zwischen 25 und $30 \mu\text{m}$. Während des Austenitisierungsvorgangs im Ofen erfolgt eine Zunahme der Schichtausprägung, die nach 5-7 min eine geforderte Dicke von $\leq 40 \mu\text{m}$ betragen soll.

In starker Abhängigkeit von der Ofentemperatur, der Ofenverweilzeit und der anfänglichen Schichtdicke im Ausgangszustand verändert sich der Aluminium-Silizium-Schichtaufbau wesentlich. An der Oberfläche entsteht eine Al_2O_3 -Schicht, die später nach der Abkühlung

des Bauteils eine gute Korrosionsbarriere für den Grundwerkstoff bildet. Zwischen der Aluminiumoxid-Schicht und dem Grundmaterial bildet sich eine während des Ofenprozesses ausprägende Diffusionszone, die im Wesentlichen aus fünf Fe-Al bzw. Fe-Si-Al-Phasen besteht (vgl. Abbildung 14 B).

Aufgrund der geringen Dicke der Al_2O_3 -Schicht und guten elektrischen Leitfähigkeit der intermetallischen Phasen gilt 22MnB5 mit der Al-Si-Beschichtung als gut widerstandsschweißbar. Die Schweißbereiche liegen typischerweise in einem Bereich von 1,1 kA bis 1,8 kA und der Oberflächenwiderstand beträgt im üblichen Temperaturfenster von 900 bis 920 °C ca. 0,4 m Ω . [12]

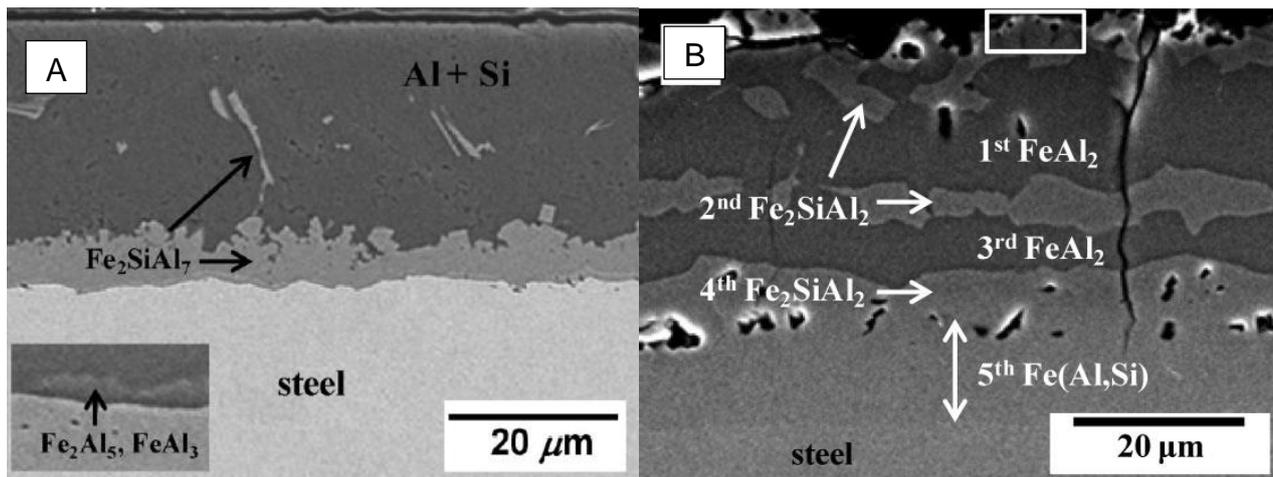


Abbildung 14: Schichtausprägung eines aluminieren 22MnB5-Blechtes nach [41]

Die Oberflächenzustände beeinflussen auch den Übergangswiderstand. Die Auswirkungen dieser Schichteigenschaft wurden bisher nur beim Widerstandspunktschweißen untersucht. [9] Im Rahmen dieser studentischen Arbeit an der Forschungsstelle wurde der Übergangswiderstand entsprechend DVS-Merkblatt 2929 bestimmt, die Ergebnisse sind in Abbildung 15 dargestellt. Mit zunehmender Schichtdicke erhöhte sich auch der elektrische Widerstand was zu einer Änderung der Punktdurchmesser bei gleichen Schweißparametern führte.

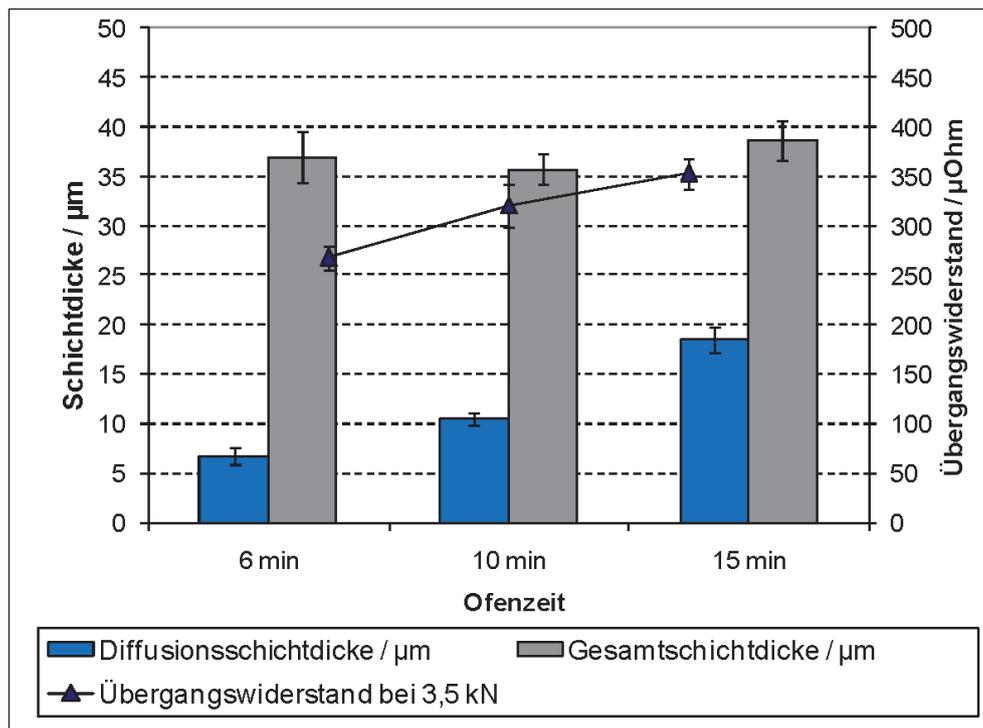


Abbildung 15: Übergangswiderstand für unterschiedliche Schichten entsprechend Ofendurchlaufzeit

Zink-Beschichtung

Eine Alternative zur Al-Si-Beschichtung für den presshärtbaren 22MnB5 bilden zinkbasierte Beschichtungskonzepte. Hier ist zwischen herkömmlichen Feuerverzinkungen (Galvanized – GI) und Galvannealed-Beschichtungen (GA) zu unterscheiden. Der borlegierte Manganstahl 22MnB5 ist mit beiden Zinkauflagen erhältlich. Der größte Unterschied zwischen den beiden Zink-Beschichtungen ist in der mikrostrukturellen Zusammensetzung der Schichten nach dem Presshärten zu erkennen. In der Feuerverzinkung ist eine größere Anzahl von Fe-Zn-Phasen zu finden, wogegen bei dem galvanisch aufgetragenen Zinküberzug solche intermetallischen Phasen nicht zu beobachten sind. [42] Da auf dem europäischen Markt der feuerverzinkte 22MnB5 in stärkerem Maße Einsatz findet [43], steht er mehr im Mittelpunkt der Betrachtung.

Wie auch bei den Aluminium-Silizium-beschichteten Platinen nimmt die Zink-Schichtdicke während des Austenitisierungsprozesses im Ofen zu. Während die Schichtdicke der Zn-Schicht (140 g/m^2) vor dem Presshärten ca. 10 µm beträgt hat sie nach dem Formhärten eine Ausprägung von $20\text{-}30 \text{ µm}$. [39]

Bei dem GA wird nach dem Verzinken eine Wärmebehandlung bei $480\text{-}520 \text{ °C}$ durchgeführt, um so die Zn-Beschichtung mit intermetallischen Fe-Zn-Phasen zu durchsetzen. [43] Üblicherweise wird dem Feuerverzinkungsbad ca. $0,2 \text{ m}\%$ Aluminium zugegeben, um so eine $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{xZn}_x$ -Sperrschicht zwischen der Flüssig-Zink und Stahlgrenze zu schaffen.

2.4 Modifizierte Lichtbogenschweißprozessverfahren

Für das Fügen formgehärteter Bauteile werden neben dem Widerstandspunkt- und Laserstrahlschweißen auch Lichtbogenprozesse und hier insbesondere das MSG-Schweißen

eingesetzt. Dabei ist zu bemerken, dass sich aus klassischen Lichtbogenvarianten wie sie beispielsweise in [44] beschrieben werden, innovative modifizierten Kurzlichtbogenprozesse entwickelt haben. Die verschiedenen Schweißstromquellenhersteller haben jeweils unterschiedliche Schweißprozessvarianten entwickelt. Hier sind beispielsweise das von Fronius entwickelte CMT (ColdMetalTransfer) oder die CMT Pulsmix Variation, die ColdArc Prozessvariante von EWM, das Mikro-MIG von SKS oder das AC der Firma OTC zu nennen [45–47]. Im Zusammenhang mit dem Lichtbogenschweißen höchstfester Stähle wurden bereits Forschungsprojekte absolviert bzw. von Schweißstromquellenherstellern Untersuchungen durchgeführt. [48, 49]

Im folgenden Abschnitt erfolgt eine Beschreibung der Schweißverfahren, die in dem Forschungsprojekt intensiver untersucht wurden.

2.4.1 MSG-Schweißen mit Kurzlichtbogen

Der für das MSG-Schweißen mit Kurzlichtbogen übliche Werkstoffübergang ist durch Kurzschlüsse geprägt. In der Lichtbogenbrennphase lässt der kontinuierliche Drahtvorschub den Zusatzwerkstofftropfen anwachsen bis er so groß ist, dass es schließlich zum Kurzschluss zwischen Zusatzwerkstoff und Grundwerkstoff kommt. Durch das folgende Erlöschen des Lichtbogens vermindert sich schlagartig der Widerstand im Schweißstromkreis, die Spannung fällt ab und die Stromstärke nimmt stark zu. Durch den hohen Kurzschlussstrom verstärken sich elektromagnetische Kräfte, die den sog. Pinch-Effekt auslösen und zur Abschnürung des Tropfens führen. Aufgrund der hohen Stromdichte ist die Auflösung der Kurzschlussbrücke mit der Bildung von Metaldampf verbunden, die zu einem starken Druckanstieg führt. Die so entstandenen ionisierten Metaldämpfe sowie der schnelle Spannungsanstieg ermöglichen ein erneutes Zünden des Lichtbogens. Die charakteristische Strom- und Spannungsverläufe des KLB-Prozesses sind in Abbildung 16 wiedergegeben.

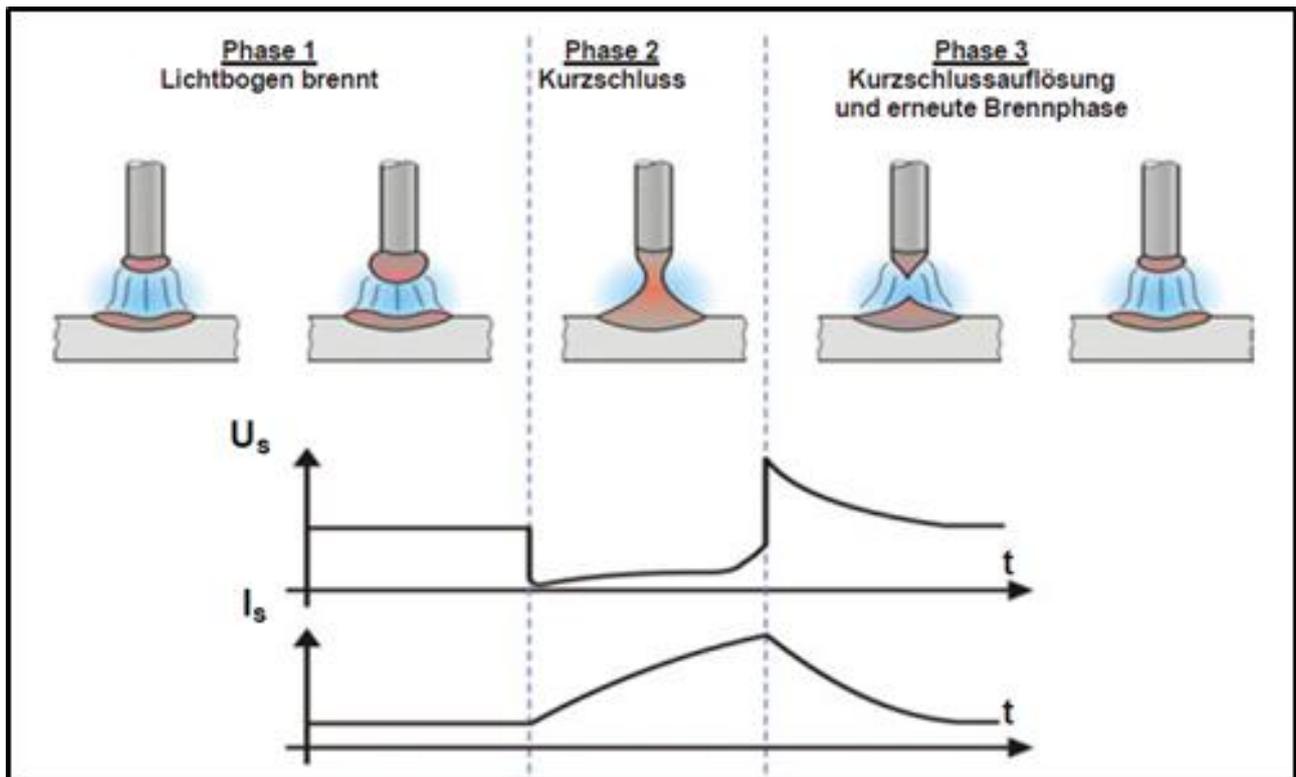


Abbildung 16: Strom und Spannungsverlauf beim KLB [50]

Die Größe des übergelassenen Tropfens und die Tropfenfrequenz sind vom Werkstoff, dem Schutzgas sowie Stromdichte und Spannung abhängig. Die Tropfenfrequenz bzw. Kurzschlussfrequenz kann in gewissen Grenzen durch entsprechende Einstellungen an der **SSQ** variiert werden. Mit der Erhöhung der Kurzschlussfrequenz vermindern sich die Lichtbogenbrenndauer und damit auch die Wärmeeinbringung ins Werkstück. Dies ist dadurch bedingt, dass die Kurzschlussdauer einen größeren Anteil der gesamten Zykluszeit einnimmt, weil sie sich nicht proportional mit der Lichtbogenbrenndauer verändert. Aufgrund der hohen Stromstärke während des Werkstoffübergangs treten Spritzer auf. Als Spritzer werden nach Baum [51] alle Metalltropfen bezeichnet, die nicht Teil der Schweißnaht sind. Sie können sich auf den Fügeteilen in der Schweißfuge oder auf der Werkstückoberfläche ablagern, ebenso aber auch im Schweißbrenner in der Schutzgasdüse oder am Stromkontaktrohr. In jedem Fall verursachen Spritzer Fehler und damit Kosten. Die Spritzerbildung erzeugt einen Materialverlust und erfordert nach dem Schweißen eine vermehrte Nacharbeit, was die ökonomische Bilanz schmälert. Ein noch größeres Problem stellt jedoch das Verstopfen der Schutzgasdüsen dar. Einerseits besteht die Gefahr einer verminderten Schutzgasabdeckung, die durch Zutritt atmosphärischer Luft zu verstärkter Oxidation der Naht und zur Porenbildung führen kann. Andererseits kann der Drahtvorschub blockiert werden. [52]

Einflussfaktoren auf die Spritzerbildung sind:

- chemische Zusammensetzung und Oberfläche der Drahtelektrode
- Schutzgaszusammensetzung
- Schweißparameter
- Brennerstellung

- magnetische Blaswirkung
- Zündeigenschaften und dynamische Eigenschaften der SSQ

Insbesondere der letztgenannte Aspekt spiegelt sich in den unterschiedliche Schweißprozessvarianten der verschiedenen Stromquellenhersteller wieder.

2.4.2 Cold Metal Transfer (CMT)

Im Gegensatz zum KLB, bei dem der Drahtvorschub konstant erfolgt, arbeitet der CMT mit einer sich reversierend bewegender Drahtelektrode. Die Drahtelektrode ist direkt in den Schweißprozess integriert und kann in einem Frequenzbereich von 50-130 Hz entgegen der eigentlichen Drahtförderung bewegt werden.

Den Beginn eines jeden Zyklus bildet die Lichtbogenphase. Diese ist charakterisiert durch eine konstante Brennspannung und eine vergleichsweise hohen Stromstärke. In dem Intervall werden sowohl das Werkstück, als auch die Elektrode erwärmt bzw. das Schmelzbad erzeugt. Gegen Ende der Lichtbogenphase sinkt die Schweißstromstärke und der Tröpfchenübergang wird vorbereitet. Es findet keine Ablösung des Tröpfchens statt, selbiges verharrt lediglich am Ende der abschmelzenden Drahtelektrode. Bei konventionellen MSG-Prozessen würde sich in diesem Moment der Tropfen durch den Pinch-Effekt und die dabei wirkenden Kräften von der Elektrodenspitze lösen. Dieser Vorgang soll beim CMT-Prozess aber unterbunden werden. In der folgenden Kurzschlussphase, sinken Strom und Spannung weiter bis auf ein Grundniveau. Gleichzeitig wird die Elektrode in das Schmelzbad geführt, so dass der Tröpfchenübergang erfolgen kann. Ein Ansteigen des Kurzschlussstromes wird in dieser Phase durch die Regelung unterbunden. Folglich kommt es nicht zum Verdampfen der Materialbrücke zwischen Tropfen und Elektrode während des Kurzschlusses. Im Anschluss an den Werkstoffübergang erfolgt ein Zurückziehen der Drahtelektrode. Nun steigen Strom und Spannung wieder an, es kommt zu einem Wiederentzünden des Lichtbogens und ein neuer Zyklus beginnt. Das Resultat ist eine fast vollständige Eliminierung der Spritzerbildung während der Neuzündung. Der charakteristische Prozessverlauf des CMT ist in Abbildung 17 wiedergegeben.

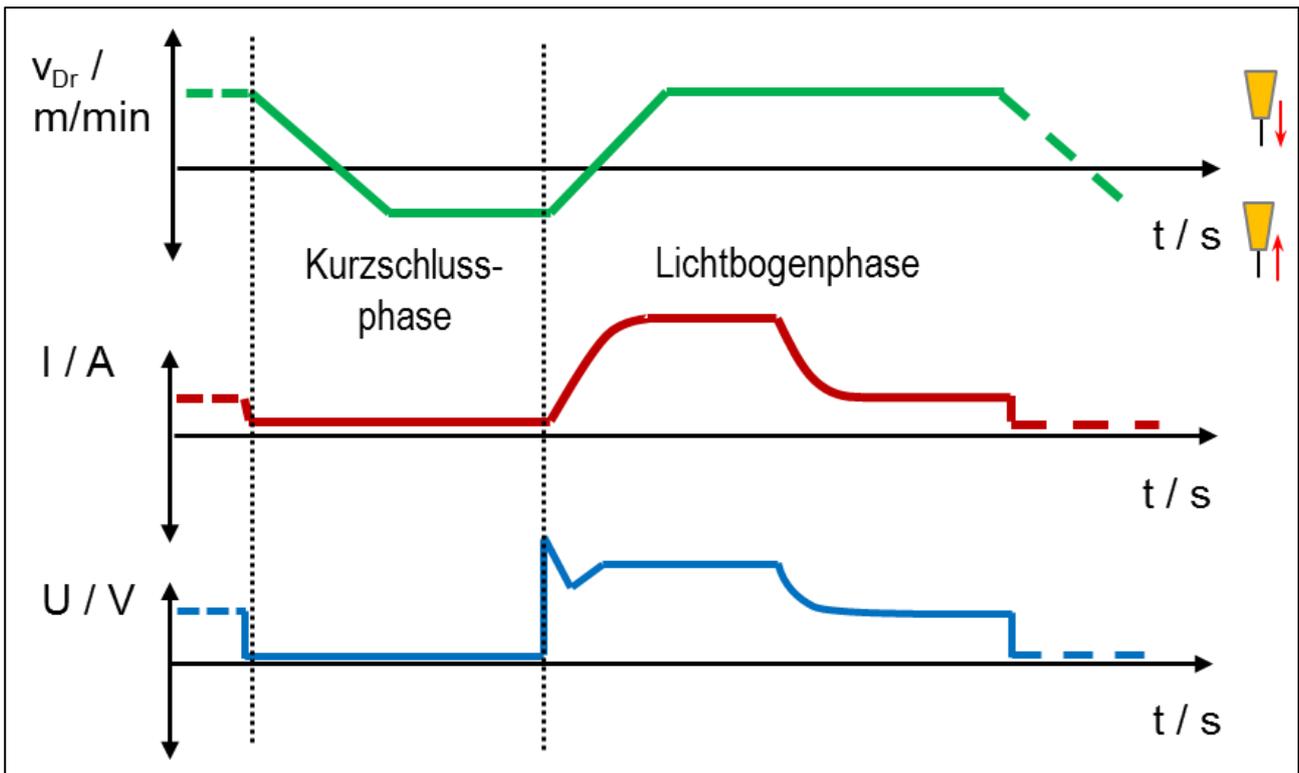


Abbildung 17: Schematische Darstellung des Strom- und Spannungsverlaufs sowie der Drahtbewegung beim CMT-Prozess nach [53]

2.4.3 CMT-Advanced

Eine Erweiterung des CMT-Prozesses bildet der CMT-Advanced. Er zeichnet sich durch einen periodischen Wechsel zwischen positiver und negativer Polarität der Drahtelektrode aus, wobei der Wechsel immer zu Beginn der Kurzschlussphase erfolgt. Eine Phase unveränderter Polarität erstreckt sich immer über eine ganzzahlige Anzahl von Zyklen aus Lichtbogenbrennphase und Tropfenübergang. Die Länge der Phasen positiver und negativer Polarität kann variiert werden, wodurch die Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff unabhängig von der Abschmelzleistung gesteuert wird. Der Vorteil von MSG-Schweißprozessen mit wechselnder Polarität liegt darin, dass in den Phasen negativer Polung der Drahtelektrode weniger Wärme in den Grundwerkstoff eingebracht wird. Stattdessen wird das Elektrodenende stärker erwärmt. Beim MSG-Schweißen mit wechselnder Polarität ist das Hauptanliegen, den Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff zu vermindern um auf diese Weise dünnere Blechdicken verarbeiten zu können. Dabei wird durch die stärkere thermische Belastung der Elektrode bei gleicher Wärmeeinbringung mehr Zusatzwerkstoff abgeschmolzen, um so beispielsweise Spalte zwischen Feinblechen zu überbrücken.

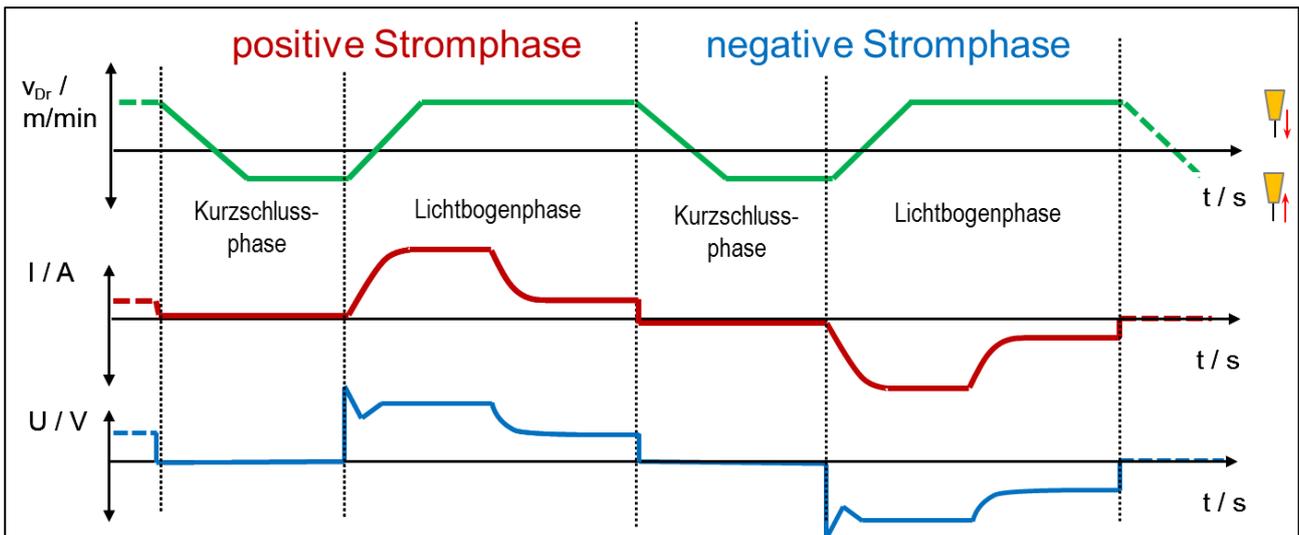


Abbildung 18: Qualitativer Verlauf von Drahtvorschub, Strom und Spannung des CMT-Advanced nach [53]

2.4.4 ColdWeld

Bei der ColdWeld-Technologie handelt es sich ebenfalls um einen MSG-Prozess mit zyklische Polaritätswechseln, der aber im Gegensatz zu den anderen modifizierten Prozessen nicht auf dem KLB, sondern auf einem Impulslichtbogen basiert. Beim Standard-MSG-Impulsschweißen wird ein Grundstrom eingestellt, mit dem die Aufrechterhaltung des Lichtbogens für die Dauer des Schweißprozesses gewährleistet wird. Die anschließende Impulsstromphase ist mit einem Anstieg des Schweißstroms verbunden. Die Erhöhung der Stromstärke bewirkt die Tropfenbildung und -ablösung des Schweißzusatzes. Im Anschluss wird der Strom auf Grundstromniveau abgesenkt, bis ein neuer Impuls einsetzt (Abbildung 19-links).

Der ColdWeld-Prozess unterscheidet sich vom konventionellen Impulslichtbogen durch eine Erweiterung des Stromverlaufs um negative Stromimpulse. Im Vergleich zum CMT-A, wo die Anzahl der aufeinanderfolgenden positiven und negativen Impulse variiert werden können, folgen beim ColdWeld die polarisierten Stromanteile abwechselnd, getrennt durch kurze Grundstromzyklen. Der Wechsel zur negativen Polarität findet nur kurzzeitig während der Grundstromphase zwischen zwei Tropfenablösungen statt, sodass der Werkstoffübergang immer bei positiver Polarität stattfindet. (Abbildung 19-rechts).

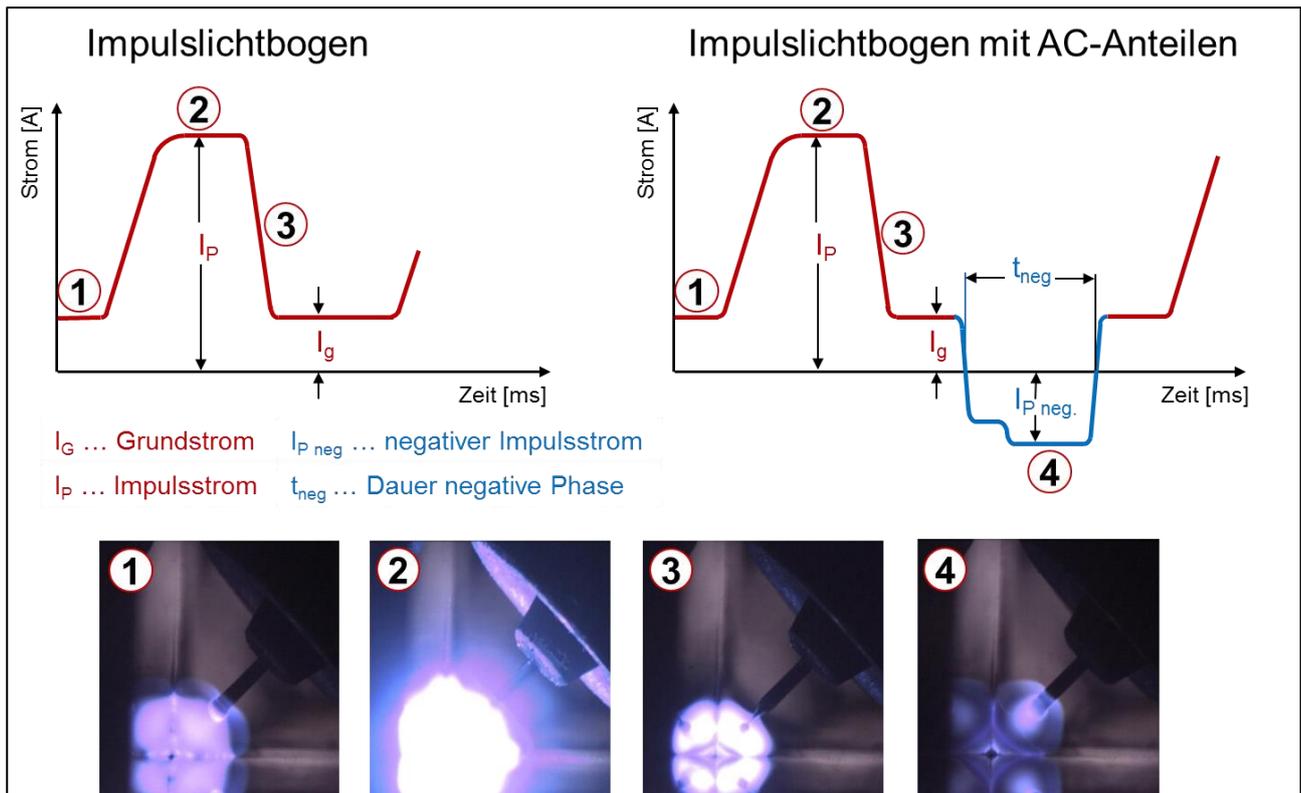


Abbildung 19: Vergleich (qualitativ) zwischen Impulslichtbogen und ColdWeld-Prozess nach [54]

2.4.5 ColdArc

Um u.a. der Spritzerbildung beim Wiederspülen des Lichtbogens beim KLB entgegenzuwirken, wurde das modifizierte Schweißverfahren ColdArc entwickelt. Im Gegensatz zum CMT und CMT-A erfolgt die Umsetzung ohne mechanischen Eingriff in den Drahtvorschub, alle notwendigen Einflussmaßnahmen finden ausschließlich in der Stromquelle statt. Beim ColdArc-Prozess erfolgt ein zyklischer Wechsel zwischen Kurzschluss und Kurzschlussphase. Hierbei wird gezielt Einfluss auf den Verlauf des Energieeintrages des gesamten Prozesses, demnach während der Lichtbogenphase, in der Kurzschlussphase und vor allem beim Wiederspülen des Lichtbogens, genommen. Der Verlauf der Spannung bleibt wie beim konventionellen Kurzlichtbogenprozess erhalten und dient als Führungsgröße bei der Regelung der Stromstärke. Der Spannungsverlauf wird kontinuierlich gemessen und kann durch eine hochdynamische Momentanwertregelung über digitale Signalprozessoren (DSP) auf alle Spannungsänderungen reagieren. Dies ermöglicht eine Reduzierung der Energie unmittelbar vor dem Wiederspülen. Um zügig ein ausreichend großes flüssiges Drahtende zu erzeugen, wird der Strom kurz nach dem Wiederspülen des Lichtbogens für eine definierte Zeit erhöht. Der erhöhte Energiebedarf wird durch einen Aufschmelzimpuls kompensiert. Im Anschluss sinkt der Strom auf ein niedrigeres Niveau, um weiteres Aufschmelzen und Durchbrennen zu unterbinden. Ein weiterer Vorteil dieses Prozesses ist das Arbeiten mit extrem niedrigen Stromstärken zwischen den Kurzschlüssen, ohne dass der Lichtbogen erlischt oder weiteres Material aufgeschmolzen wird. Der Zyklus des Werkstoffüberganges ist in Abbildung 20 dargestellt.

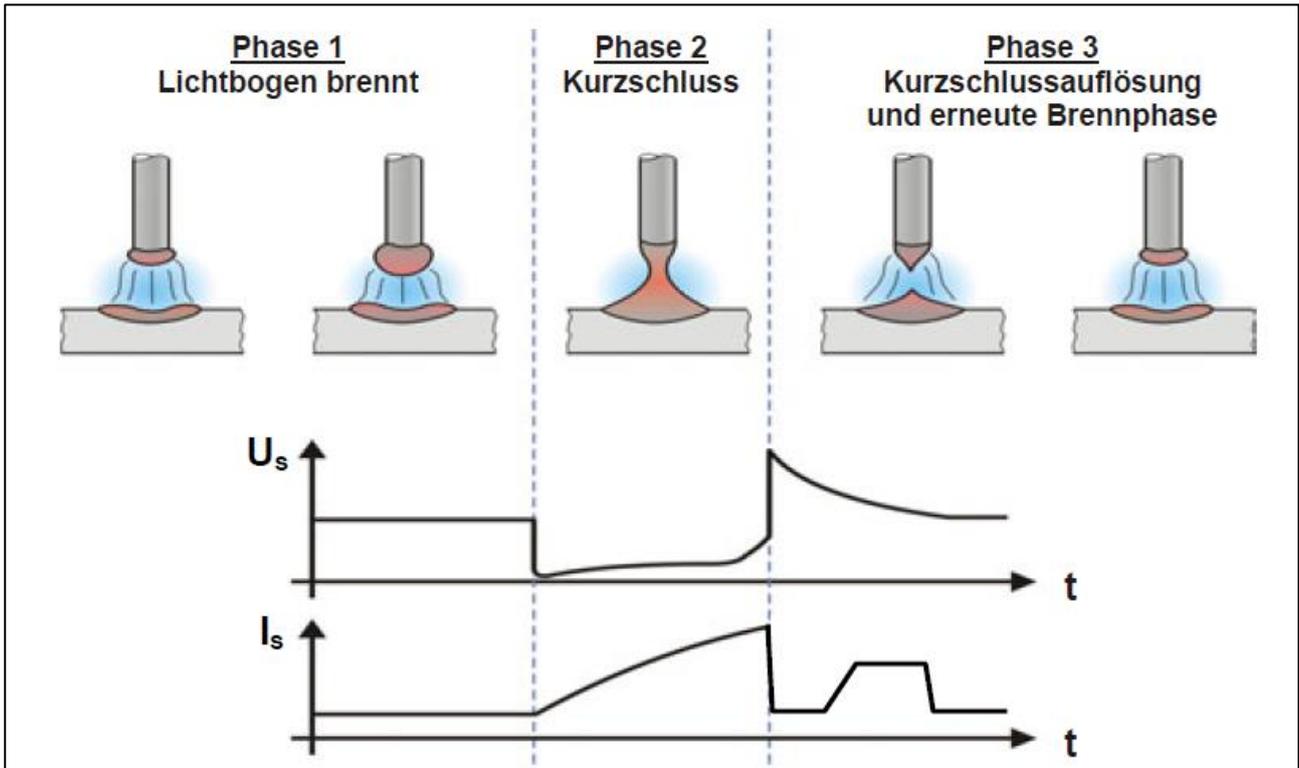


Abbildung 20: Werkstoffübergang (schematisch) und Strom- und Spannungsverlauf beim ColdArc-Prozess [50]

2.5 Schutzgase und ihr Einfluss auf den Schweißprozess

Die vielfältigen Schweißprozessparameter beim MSG-Schweißen und ihr Einfluss auf die daraus resultierende Schweißnahtgüte und den gesamten Schweißprozess an sich, wurden in großen Teilen bereits hinreichend untersucht und sind prinzipiell gut dokumentiert. Sie stellen ein Grundlagenwissen der Schweißtechnik dar, welches bereits seit Generationen in die Lehre mit eingeflossen ist. [44, 55]

Inerte Schutzgase, auch Inertgase genannt, sind Edelgase, die keine chemische Reaktion mit dem Schweißgut eingehen können. Aus wirtschaftlichen Gründen kommen nur Argon und Helium zum Einsatz, davon bevorzugt Argon, weil es bei der Luftzerlegung aus der atmosphärischen Luft gewonnen wird. Helium hingegen wird aus Erdgas gewonnen und ist auf Grund des höheren Transportaufwandes teurer. [44]

Abbildung 21 zeigt die Wärmeleitfähigkeit (WLF) verschiedener Schweißprozessgase in Abhängigkeit der Temperatur. Besondere Relevanz haben die Verläufe der Gase CO_2 und Argon. Während CO_2 die höchste WLF bei rund 3.000 K aufweist, erreicht Argon eine vergleichbare WLF erst bei Temperaturen von rund 30.000 K. Dabei ist zu beachten, dass bei 2600 °C CO_2 bereits zu 52 % in CO und O_2 dissoziiert ist. [56]

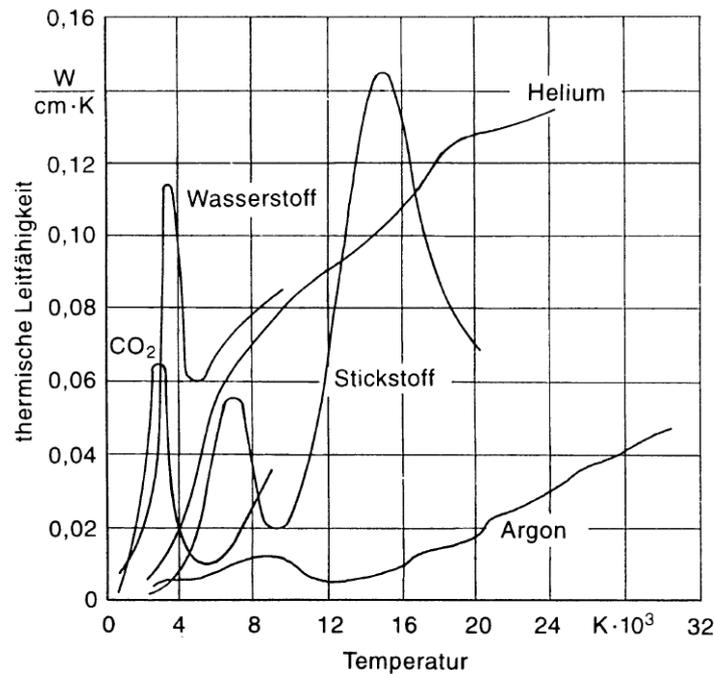


Abbildung 21: Wärmeleitfähigkeit der Schutzgase [44]

2.5.1 Argonhaltige Schutzgase

Durch seine gute Ionisierbarkeit ermöglicht Argon ein günstiges Zündverhalten sowie einen stabil brennenden Lichtbogen. Die WLF ist bei allen Temperaturen im Vergleich zu anderen Gasen sehr gering. Darum bildet sich ein heißer stromführender Lichtbogenkern aus, der für den tiefen fingerförmigen Einbrand verantwortlich ist. Der flache Seiteneinbrand wird durch die weniger heiße Randzone des Lichtbogens verursacht. Wegen des vergleichsweise tiefen Einbrandes besteht bei Wurzel-Schweißungen eine erhöhte Gefahr des Durchfallens des Schmelzbades. [44]

2.5.2 Kohlenstoffdioxid – CO₂

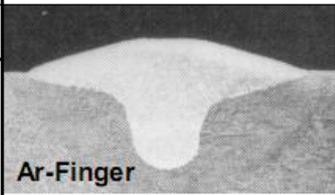
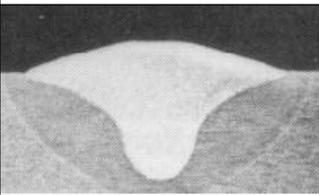
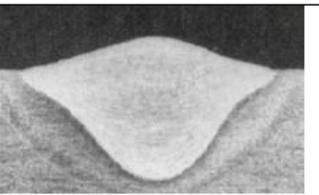
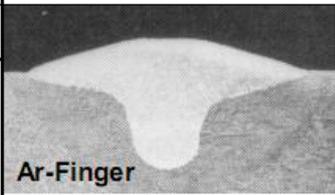
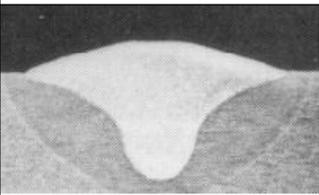
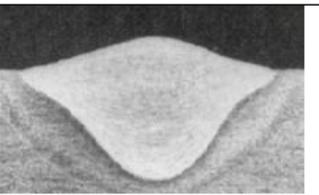
Im Lichtbogen findet die Dissoziation $CO_2 \rightleftharpoons CO + O_2$ statt. Diese Reaktion läuft nie vollständig ab, sondern befindet sich in Abhängigkeit von Temperatur und C-Gehalt des Schweißgutes im dynamischen Gleichgewicht. Je höher die Temperatur, desto mehr CO₂ wird dissoziiert. Je geringer der C-Gehalt des Schweißgutes ist, desto mehr CO wird dissoziiert und desto mehr Kohlenstoff geht ins Schweißgut über. Das durch die Dissoziation frei werdende O₂ reduziert die Oberflächenspannung des schmelzflüssigen Metalls. Dies führt zu einem feintropfigen Werkstoffübergang sowie zu einer flachen, feingeschuppten Naht. Die für die Dissoziation der Gas-Moleküle erforderliche Energie wird dem Lichtbogen entnommen. Darum muss, im Vergleich zu Argon, mit höheren Spannungen geschweißt werden, was zu einer höheren Wärmeeinbringung führt. Bei der Rekombination der Moleküle am kälteren Schmelzbad wird die Dissoziationsenergie wieder frei, was zusätzliche Wärme in das Schmelzbad einbringt und für einen tieferen Einbrand verantwortlich ist. Aufgrund der hohen WLF von CO₂ bei Temperaturen um 3.000 K erzeugt auch der kältere Lichtbogenrandbereich einen vergleichsweise tiefen Einbrand. Aufgrund dieser beiden Effekte erzeugt CO₂ einen gleichmäßigen, breiten und tiefen Einbrand. Nachteilig ist der

Abbrand von Legierungselementen durch die Oxidation mit O_2 . Der Abbrand der Legierungselemente wird durch das Überlegieren des Zusatzwerkstoffes mit Desoxidationsmitteln wie Mn, Si oder Al kompensiert. [44]

Der Tropfenübergang ist beim CO_2 -Lichtbogen im Vergleich zum Mischgaslichtbogen großvolumig. Die Neigung zur Spritzerbildung und zur Bildung von Einbrandkerben ist erhöht. Obwohl beim CO_2 -Schweißen sehr gute Schweißergebnisse erzielbar sind, ist das Parameterfenster für einen stabilen Schweißprozess sehr klein und Abweichungen davon können immense Spritzerbildung verursachen. Um diesen Nachteilen entgegen zu wirken, müssen beim Einsatz von konventionellen SSQ mit statischer Kennlinie der Lichtbogenarbeitsbereich und die Lichtbogenlänge sorgfältig ausgewählt werden. Der Stromkontaktrahabstand ist gegenüber dem MAGM-Schweißen zu verringern. Neben diesen Optimierungsmaßnahmen ist der Einsatz von SSQ zu empfehlen, die eine gezielte Regelung von Schweißstromstärke und -Spannung in der Lichtbogenbrennphase und während des Werkstoffübergangs ermöglichen. [51, 57]

In der nachfolgenden Tabelle 5 sind die typischen Kennzeichen des Schutzgaseinflusses auf die Schweißnahtgeometrie zusammengefasst dargestellt.

Tabelle 5: Charakterisierung von Schutzgasen [58]

Schutzgas	100% Ar	82% Ar/18% CO_2	100% CO_2
Reaktion mit der Schmelze	keine	schwach	stark
Oxidationsgrad	gering	mittel	hoch
Nahtüberhöhung			
Einbrandprofil			
Nahtaussehen	glatt	leicht geschuppt	grob, rau geschuppt
Spritzer	keine	gering	Zahlreich
Empfindlichkeit gegen Zugluft	Sehr groß	groß	weniger groß

2.6 Einfluss der Brennerstellung beim MSG-Schweißen

Dass die Stellung des Schweißbrenners einen Einfluss auf die Schweißnahtqualität bei Lichtbogenschweißverfahren hat ist lange bekannt. Die ersten Untersuchungen wurden Mitte des 20. Jahrhunderts durchgeführt. Zu dieser Zeit wurde angenommen, dass der Lichtbogen den kürzesten Weg zum Werkstück nimmt und der Einfluss der Brennerstellung deshalb nahezu unerheblich ist. In einer Arbeit aus den 60iger Jahren von [59] wurde der Einfluss von verschiedenen Parametern auf die Nahtgeometrie an Auftragsschweißnähten untersucht. Neben der Brennerstellung wurden auch die Stromstärke und die Lichtbogenlänge (Kontaktrahabstand) variiert. Ein langer Lichtbogen führte dabei zu einer breiten

Schweißraupe mit geringer Einbrandtiefe. Mit einem kurzen Lichtbogen konnte dagegen eine höhere Schweißgeschwindigkeit und Abschmelzleistung erreicht werden. Ein kurzer Lichtbogen wäre somit günstiger, weil damit eine bessere Eindringung in den Werkstoff erreicht wird und bei einem langen Lichtbogen ein größeres Schweißbad nicht vermieden werden kann. Veränderungen an der Einbrandtiefe und der Nahtgeometrie bei verschiedenen Brennerwinkeln waren ebenfalls deutlich erkennbar. Die größte Einbrandtiefe und Nahthöhe konnte bei einer senkrechten Stellung des Brenners zum Blech erreicht werden. Je stärker die Neigung des Brenners desto geringer wurde der Einbrand und die Nahthöhe. Die Nahtbreite stieg dagegen mit der Brennerneigung an. Aus diesen Untersuchungen wurde deutlich, dass der Lichtbogen in der Elektrodenachse brennt und nicht wie bis dahin angenommen den kürzesten Weg zum Werkstück nimmt.

Heute ist bekannt, dass die Stellung des Schweißbrenners einen signifikanten Einfluss auf die Lichtbogenintensität ausübt. Es ist somit möglich über die Brennerwinkel und den Brennerabstand die Wärmeeinbringung in das Werkstück zu beeinflussen. Mit der Lichtbogenintensität lässt sich die Temperatur des Schweißbades regulieren, wodurch die in das Werkstück abgeleitete Wärme verändert werden. Weiterhin ist bekannt, dass stehende Schweißungen zumeist eine bessere Schweißnahtqualität aufweisen als schleppende Schweißungen. Die Einbrandtiefe ist dafür bei schleppend geschweißten Nähten größer, weil der Lichtbogen das Schweißgut länger durchwärmt.

Die Brennerstellung ist somit ein wichtiger Schweißparameter, der auch heute noch in zahlreichen Arbeiten untersucht wird. So beispielsweise von [60] oder in zwei aktuellen Arbeiten aus dem Jahre 2010 von [61, 62]. Diese zeigen Veränderungen in der Mikrostruktur, Mikrohärtete und Zugfestigkeit durch unterschiedliche Brennerwinkel. In einer weiteren aktuellen Arbeit aus dem Jahr 2013 [63] wurden MSG-Schweißungen mit zwei Schweißdrähten in Tandemanordnung (tandem-GMAW) in der Nähe von Magnetfeldern durchgeführt. Untersucht wurde dabei der Einfluss der Lichtbogenlänge, Brennerstellung und Pulsfrequenz auf die Schweißung zum Zeitpunkt der Lichtbogenlöschung.

2.7 Eigenschaften von geschweißten Verbindungen

Mit zunehmendem Energieeintrag beim MSG-Schweißen vergrößert sich die WEZ und der schweißbedingte Härteeinbruch nimmt zu. Der für Lichtbogenschweißungen an gehärtetem 22MnB5 typische Härteverlauf mit dem Härtesack in der WEZ wurde in mehreren Untersuchungen bestätigt [64, 65]. In den Untersuchungen zur Wärmeeinbringung erfolgte auch eine Variation der Schweißprozessparameter zur Veränderung der eingebrachten Streckenenergie. In [15] wurde gezeigt, dass die Scherzugfestigkeit durch zunehmende Streckenenergie gesteigert werden konnte. In [64] wurde zusätzlich zur Variation der Streckenenergie die Abkühlgeschwindigkeit erhöht, durch eine aktive Kühlung der kritischen Entfestigungszone mit flüssigem CO₂. Diese labortechnischen Versuche stellen eine Methode dar, die Härte des entfestigten Bereiches der Wärmeeinflusszone zu steigern, bzw. die Entfestigung zu verringern. Die erreichten Scherzugfestigkeiten der Verbindungen unterscheiden sich deutlich für Schweißverbindungen, die mit unterschiedlicher Schweißgeschwindigkeit hergestellt wurden. Der Unterschied zwischen gekühlten und ungekühlten Schweißungen ist dagegen gering, vgl. Abbildung 22.

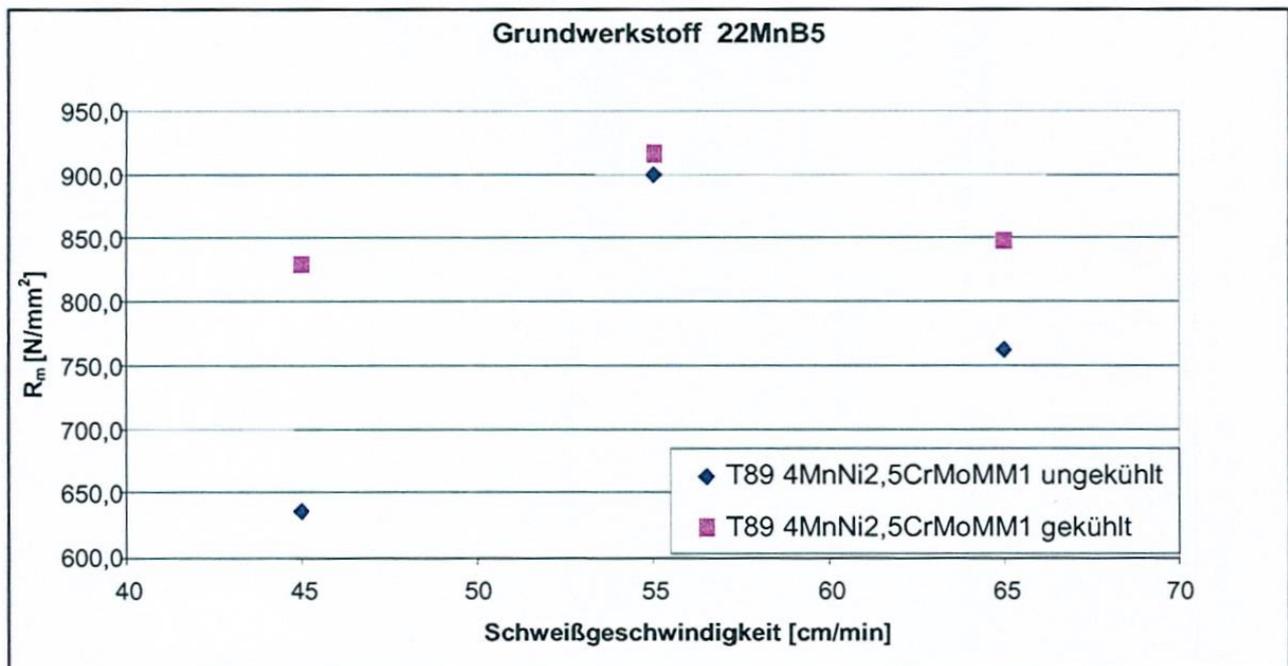


Abbildung 22: Scherzugfestigkeit am 22MnB5 in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit [64]

Bei der zerstörenden Prüfung zeigte sich, dass der Bruch nahezu ausschließlich in der Nahtübergangskerbe auftrat. Es wurden dabei Bruchkräfte erreicht, die auf den Grundwerkstoffquerschnitt umgerechnet eine Zugspannung von 640 bis zu 905 MPa ergaben. Eine Ursache für diesen großen Schwankungsbereich wurde nicht angegeben.

Neben dem Wärmeeintrag beim Schweißen und der sich daraus ergebenden WEZ ist die Kerbwirkung im Nahtübergang als Festigkeitsbestimmend zu werten. Mit zunehmendem Kerbfaktor steigt auch die Spannungsüberhöhung in dem Kerbgrund und bestimmt so die Festigkeit der Verbindung. Damit kommt der Prozessführung und Prozessstabilität beim Schweißen eine besondere Bedeutung für die erreichbaren Verbindungseigenschaften zu. Mit dem Einsatz eines hochfesten Zusatzwerkstoffs dagegen kann aufgrund der Bruchlage kein wesentlicher Festigkeitsgewinn erwartet werden. Für den martensitischen Werkstoff MSW1200 konnte das auch in [64] gezeigt werden. Wirksamer für eine Erhöhung der Verbindungseigenschaften unter schlagartiger Belastung war dagegen eine Vorwärmung der Bleche, mit einer Reduzierung der Abkühlgeschwindigkeit und damit verbundenen Vergrößerung der WEZ.

Ein weiterer Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit ist die Beschichtung. Zum einen wird die Nahtgeometrie und damit auch die Übergangskerbe verändert, zum anderen können Reste der Beschichtung durch die hohe Verdampfungstemperatur in die Schweißnaht eingeschmolzen werden und so eine metallurgische Kerbe bilden. Dieses Verhalten wurde bisher insbesondere bei Laserstrahlschweißverbindungen nachgewiesen werden. Abbildung 23 zeigt einen Schliff einer Laserschweißnaht mit eingeschmolzenen Resten der Beschichtung im Randbereich der Schweißnaht. Dadurch kann die Verbindungsfestigkeit erheblich reduziert werden. Für Laserschweißungen wird daher eine Entfernung der Beschichtung neben den Naht empfohlen. [66] Inwieweit derartige Zustände bei MSG-Schweißverbindungen auftreten, wurde bisher nicht untersucht bzw. veröffentlicht.

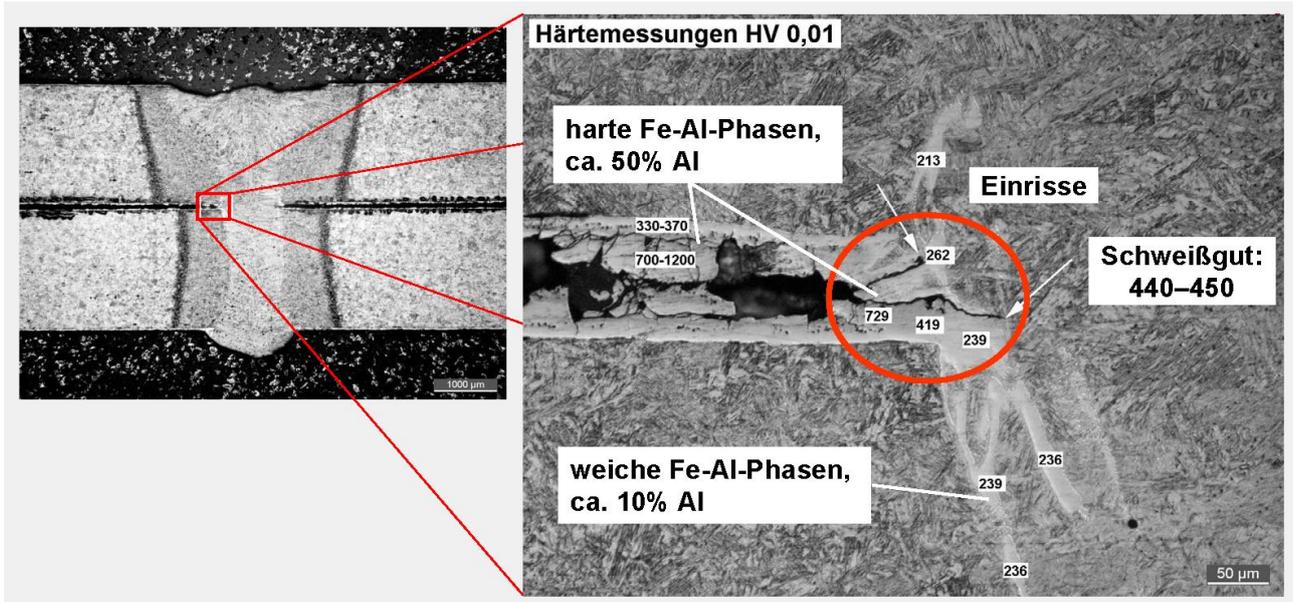


Abbildung 23: Querschnitt einer Lasernaht mit Beschichtungsresten [Quelle]

Neben der Nahtgeometrie nimmt auch die Belastungssituation Einfluss auf die ermittelte Festigkeit. In eigenen Untersuchungen zeigte sich, dass Schälzuganteile bei der Prüfung von MSG-Schweißverbindungen zu einer deutlichen Reduzierung der Festigkeitswerte führen können. Der Einfluss der Belastungsrichtung auf die Verbindungseigenschaften an Widerstandspunktschweißungen wurde in einem Forschungsprojekt nachgewiesen [67]. Hier wurde eine spezielle Probengeometrie der Forschungsstelle für Überlappverbindungen verwendet, die jedoch für MSG-Schweißverbindungen ungeeignet ist, vgl. Abbildung 24.

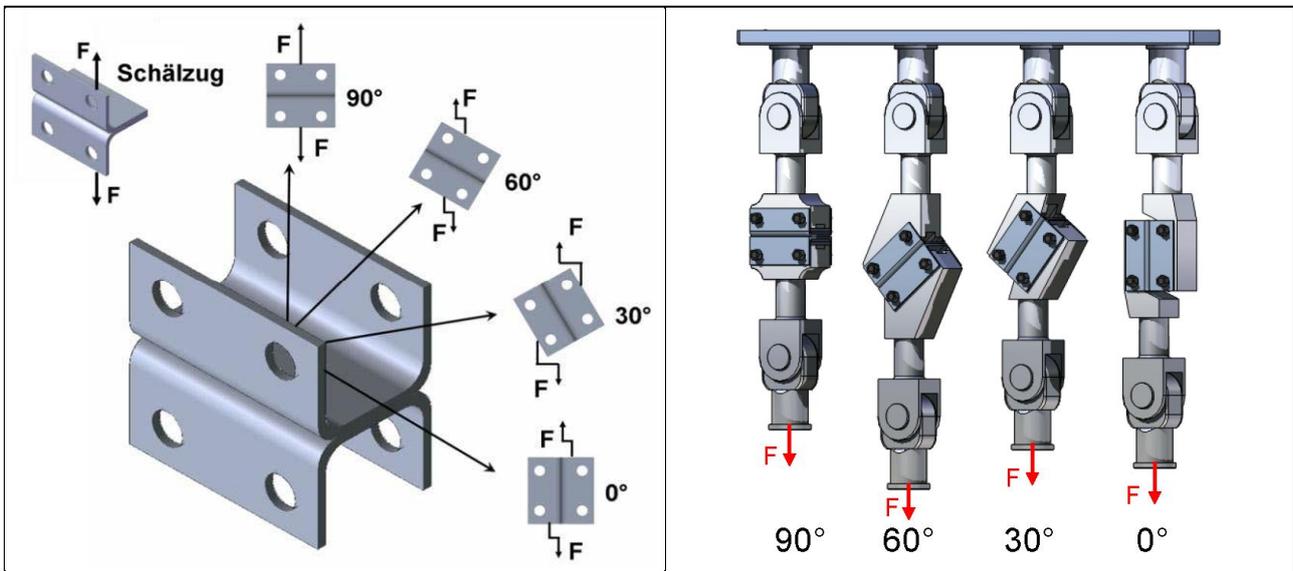


Abbildung 24: Probengeometrie und Prüfkonzept [68]

3 Forschungsziel / Ergebnisse / Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Aus dem Stand der Technik lässt sich ableiten, dass sich Schweißverbindungen am formgehärteten Vergütungsstahl in ihrem Verhalten und ihren Eigenschaften deutlich von Verbindungen anderer, auch hochfester Stähle unterscheiden. Ein Ziel ist daher die Analyse der Eigenschaften von MSG-geschweißten Verbindungen aus formgehärtetem Vergütungsstahl. Dabei sollen die für die Verbindungen kritischen Randbedingungen hinsichtlich Beanspruchungsart und -richtung, sowie geometrische Einflüsse der Schweißnaht auf die Festigkeit und das Versagensverhalten der Verbindungen analysiert werden.

Die zweite Zielgruppe umfasst die prozesstechnischen Randbedingungen, die zum MSG-Schweißen der formgehärteten Vergütungsstähle geeignet sind. So sollen insbesondere die durch moderne Stromquellen verfügbaren Prozessvarianten in ihrer Prozessstabilität und Eignung für das Schweißen formgehärteter Bauteile unter Berücksichtigung des Beschichtungseinflusses analysiert werden.

Beide Zielgruppen, sowohl die Verbindungseigenschaften als auch die Prozessführung beeinflussen sich gegenseitig, so dass ein Untersuchungsprogramm die vorgestellte Gesamtsicht umfassen muss.

3.2 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels

Der zur Erreichung der Forschungsziele gewählte methodische Ansatz mit den verschiedenen Arbeitspunkten ist in Abbildung 25 dargestellt.

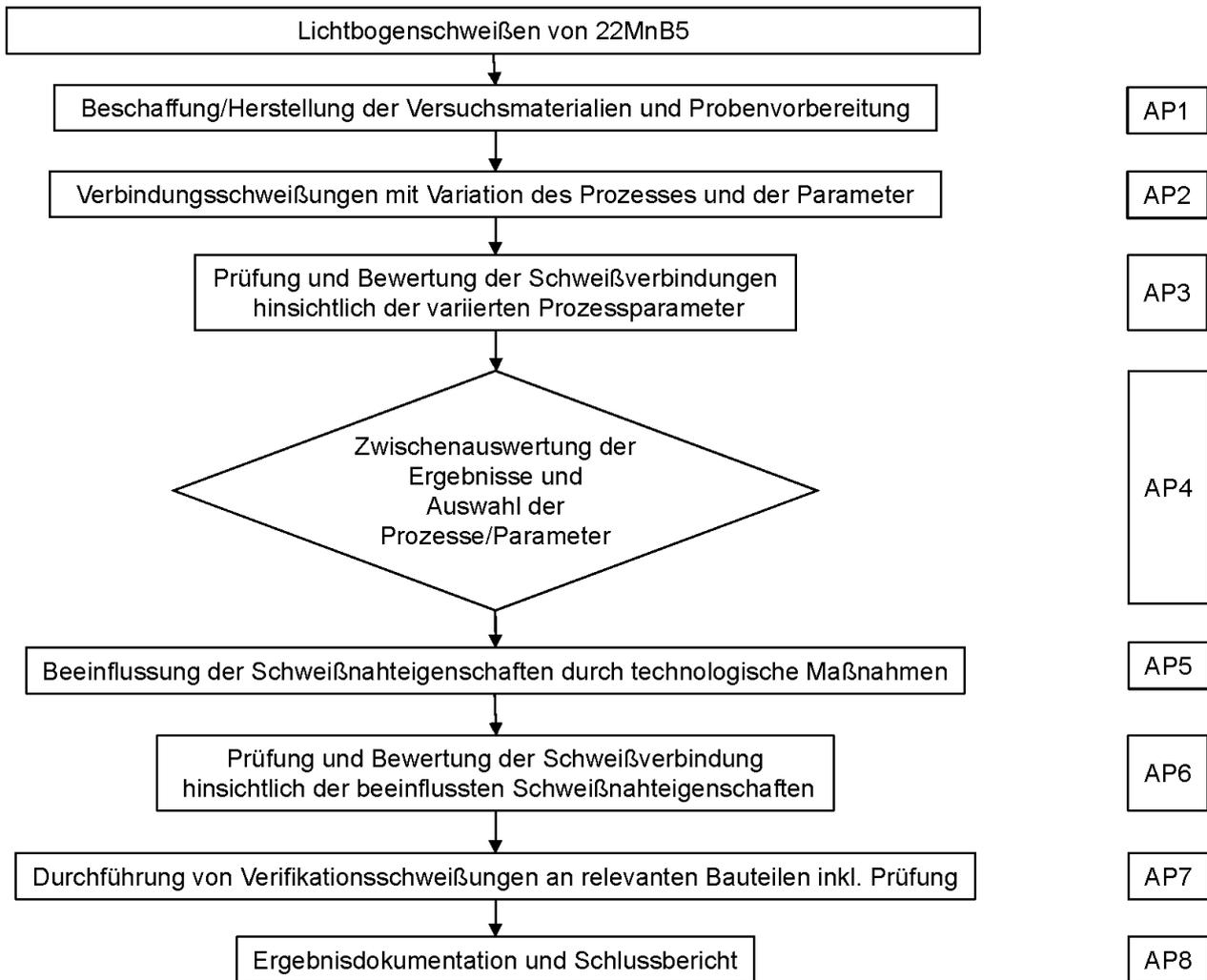


Abbildung 25: Methodische Vorgehensweise und Arbeitspunkte

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 vier während der Projektlaufzeit durchgeführten PA-Sitzungen hinsichtlich ihrer aktuellen Relevanz überprüft und in Einzelfällen den aus der Forschungstätigkeit gewonnenen neuen Erkenntnissen angepasst. Die Modifikationen der im Arbeitsplan festgelegten Arbeitspunkte sind in Tabelle 6 beschrieben.

Tabelle 6: Veränderungen des Projektarbeitsplanes

AP	Modifikation
1	<ul style="list-style-type: none"> keine
2	<ul style="list-style-type: none"> Erweiterung des AP durch die Beschreibung und Charakterisierung der im Projekt verwendeten Schweißprozesse

3	<ul style="list-style-type: none">• keine
4	<ul style="list-style-type: none">• keine
5	<ul style="list-style-type: none">• Charakterisierung der Schweißmöglichkeit des beschichteten 22MnB5 durch geometrische Prozessfenster, die Aussagen über die Robustheit des angewendeten Schweißverfahrens und Schutzgases gegenüber Spalten zwischen den Fügepartnern und gegenüber Brennersätzen haben• als zugrunde liegende Standardanwendung (Stand der Technik) wird der CMT-Prozess, in Verwendung mit M21 und G3Si1 definiert, mit der die weiteren untersuchten Schweißverfahren bzw. die Verwendung des Schutzgases C1 verglichen werden
6	<ul style="list-style-type: none">• keine
7	<ul style="list-style-type: none">• zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit von Schweißprozessen bietet sich die Steigerung der Schweißgeschwindigkeit an• Untersuchungen hierzu ersetzen das in der betrieblichen Praxis unübliche artgleiche Verschweißen formgehärteter Bauteile
8	<ul style="list-style-type: none">• keine

5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

5.1 Presshärten

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. Für die Erwärmung des 22MnB5 ohne Überzug, wurde eine in den Ofen einsetzbare Retorte aus hochtemperaturbeständigem Stahl eingesetzt, durch die eine Schutzgasspülung realisiert werden konnte. Für die dauerhafte Aufrechterhaltung einer konstanten Ofenatmosphäre (Verdrängung von Sauerstoff) wurde das Prinzip der Gasverdrängung und das Aufsteigen wärmerer Luft in den Bereich der Kammer verwendet (Abbildung 26-links).

Für die Abkühlung der austenitisierten Platinen ist eine Widerstandspunktschweißmaschine umfunktioniert worden. Die Elektroden wurden durch zwei Stahlbacken mit den Abmessungen 200x200x50 mm³ ersetzt, die mit einer Maximalkraft von 6 kN (entspricht für die Werkzeugabmessung einer Flächenpressung von ca. 0,15 MPa) zusammengepresst werden können (Abbildung 26-rechts). 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.



Abbildung 26: Ofen mit integrierter Retorte (links) und Plattenkühlwerkzeug (rechts)

Während die Al-Si-Beschichtung nach dem Presshärten keine weitere Behandlung erfordert, werden umgeschichtete Bauteile und die mit Zink-Überzug vor der schweißtechnischen Weiterverarbeitung einer Oberflächenkonditionierung, durch einen Partikelstrahlprozess unterzogen. Für den eigenen Versuchen wurde in Anlehnung an die Praxis Trockeneisstrahlen durchgeführt. Bei diesem Verfahren handelt es sich um ein

Druckluftstrahlverfahren bei dem festes Kohlendioxid (Trockeneis) durch Druckluft stark beschleunigt und auf die zu reinigende Werkstoffoberfläche geschleudert wird. Aufgrund der kinetischen Energie und der starken Volumenzunahme der CO₂-Partikel (x800) beim Übergang vom festen in den gasförmigen Zustand werden Zunder bzw. Zinkoxide gelöst und von der Werkstückoberfläche entfernt. Die Verringerung der Zinkoxidpartikel nach dem Strahlprozess verdeutlichen die REM-Aufnahmen in Abbildung 27.

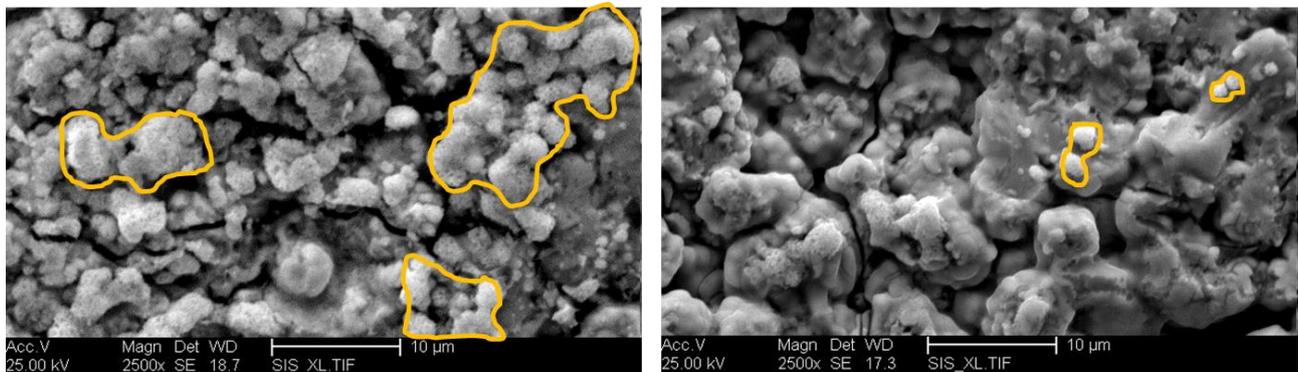


Abbildung 27: Zinkoxidpartikel vor (links) und nach der Strahlbehandlung (rechts)

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 Schweißproben mittels Laserstrahlschneiden eingebracht worden (Abbildung 28). Die so perforierten Blechstreifen ließen sich im Anschluss an den Presshärtevorgang herausbrechen, die Bruchkanten wurden vor der weiteren Verwendung mechanisch geglättet.

Die Breite der Blechstreifen wurde entsprechend ihres Verwendungszwecks angepasst (20 bis 60 mm), hatten aber bedingt durch die Abmessung des Presswerkzeugs eine Länge von 120 mm. Die Probekörper der standardisierten zerstörenden Prüfverfahren besaßen entsprechend den Normen festgelegte Formen und Größen.

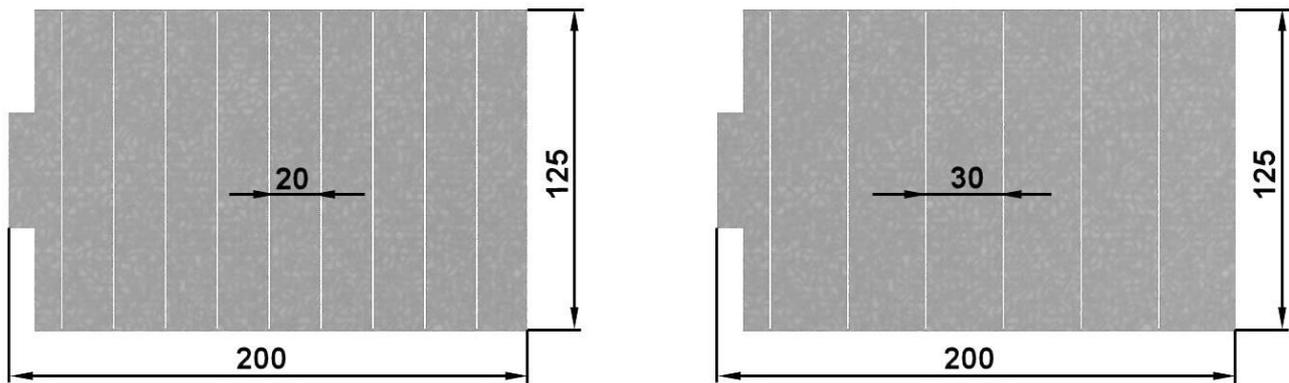


Abbildung 28: Beispiele für perforierte Platinen für das Presshärten ($d = 1,5 \text{ mm}$) und anschließende MSG-Schweißen

5.2 Schweißtechnik

5.2.1 Verwendete Schweißverfahren

Im Mittelpunkt der Untersuchungen stand der Vergleich unterschiedlicher MSG-Schweißverfahren. Diese wurden hinsichtlich der Erstellung geometrischer Prozessfenster im Vergleich zum Standardkurzlichtbogen (KLB) und zum im Karosseriebau etablierten CMT-Verfahren verglichen. Aufgrund der Besonderheiten der im Forschungsprojekt untersuchten Schweißverfahren in Hinsicht auf Funktionsweise und Bedienung, wurden für die in Tabelle 7 aufgeführten Verfahren (mit Ausnahme vom KLB) Bedien- und Prozesscharakterisierungen vorgenommen. Die prozessspezifischen Besonderheiten wurden unter Verwendung von Strom- bzw. Strom- und Spannungsverläufen beschrieben.

Tabelle 7: Verwendete MSG-Schweißprozesse, Schweißstromquellen und Hersteller

Schweißprozess	Schweißstromquelle/Drahtvorschubeinheit	Hersteller
Kurzlichtbogen	TransPuls Synergic 5000	Fronius International GmbH
CMT	CMT Advanced 4000R/VR 7000 CMT	
CMT-Advanced		
ColdWeld	Qineo Champ 450/QWD Pulse M2	Carl Closs AG
ColdArc	alpha Q552/Phoenix Drive 4 Rob3	ewm AG

5.2.2 Schutzgase und Zusatzwerkstoffe

Für die MSG-Schweißungen wurden in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas unterschiedliche Schweißzusatzwerkstoffe eingesetzt. Für das Mischgas M21 (18% CO_2 , Rest Ar) und für die Tastversuche mit dem Schutzgas M23 (18% He, 3,1% O_2 , 2% CO_2 , Rest Ar) wurde der Zusatzwerkstoff G3Si1 (1.5125) und bei Einsatz von C1 (100% CO_2) G4Si1 (1.5130) verwendet. Der Durchmesser der Massivdrahtelektroden betrug für alle Schweißungen 1 mm. Die chemischen Zusammensetzungen der Schweißzusätze sind in Tabelle 8 aufgeführt.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung der Schweißzusätze G3Si1 und G4Si1 (m-%) [45]

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Al	Ti + Zr
G3Si1	0,06-0,14	0,70-1,00	1,30-1,60	0,025	0,025	0,15	0,15	0,02	0,15
G4Si1	0,06-0,14	0,80-1,20	1,60-1,90	0,025	0,025	0,15	0,15	0,02	0,15

5.2.3 Versuchsaufbau-Schweißstand

Für die am IWF durchgeführten Schweißversuche wurde das in Abbildung 29 dargestellte Schweißportal (Fa. ESAB, RNV2500A) verwendet. Die Schutzgasversorgung mit M21 erfolgte über eine Ringleitung, das C1 wurde aus Flaschen bereitgestellt. Die höchste Schweißgeschwindigkeit die mit dem Portal abgebildet werden kann beträgt 150 cm/min.

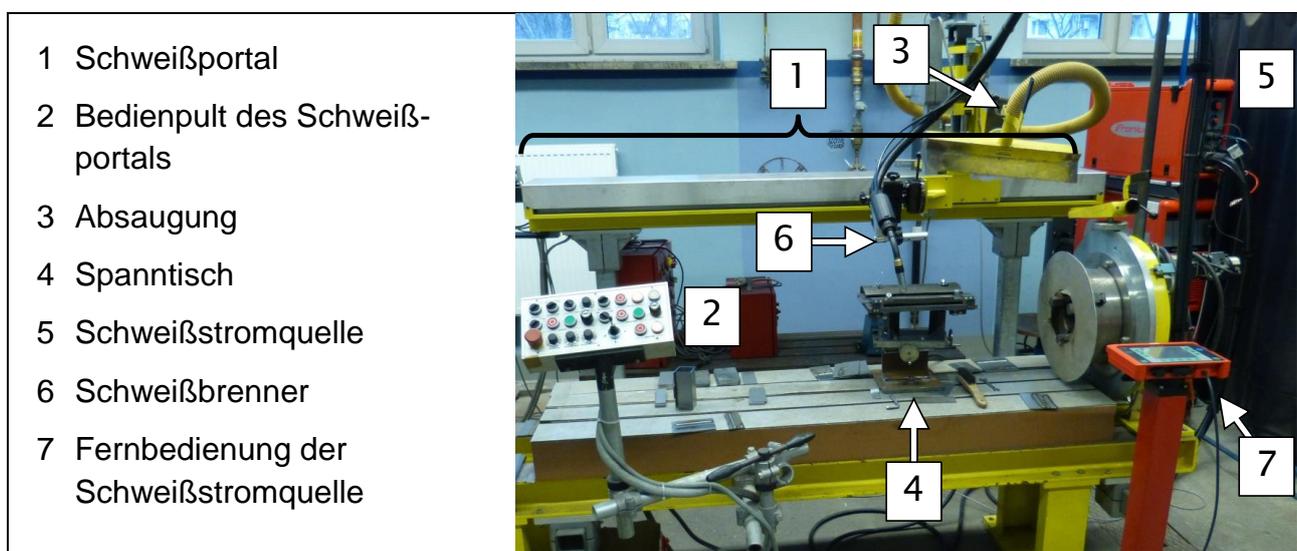


Abbildung 29: Aufbau des Versuchsstands

5.3 Probengeometrie und Versuchsrandbedingungen

Im Rahmen des Forschungsprojektes wurde ausschließlich der pressgehärtete 22MnB5 mit unterschiedlichen Überzügen und einer Blechdicke von 1,5 mm verwendet (s. Kap. 6.1). Für die Ermittlung der optimalen Brennerstellung für das MSG-Schweißen von 22MnB5-Feinblechen wurden die in Tabelle 9 aufgeführten Schweiß- und Versuchsparameter benutzt. Die Brennerwinkel (s. Abbildung 30) wurden in den in der Tabelle aufgeführten Grenzen variiert.

Für die weiteren Untersuchungen:

- Charakterisierung der modifizierten Schweißprozesse,
- Einfluss der Schnittkantenqualität auf die Nahtqualität,
- Bestimmung der Geometrischen Prozessfenster und die
- Herstellung von Scherzugproben

wurden die zugehörigen Versuchsrandbedingungen, die ebenfalls in Tabelle 9 aufgeführt sind verwendet. Die für die zuletzt genannten Untersuchungen benutzten Brennerwinkel entstammen den Voruntersuchungen zur Bestimmung der optimalen Brennerposition.

Tabelle 9: Schweiß- und Prozessparameter für die Schweißversuche

Parameter	• Ermittlung der optimalen Brennerstellung	• weitere Untersuchungen
Werkstoff	22MnB5 (s = 1,5mm)	22MnB5+AS150, 22MnB5+Z140 (s = 1,5mm)
Schweißverfahren	KLB	KLB, CMT, CMT-A, ColdWeld, ColdArc
Schweißposition	PB	
Nahtart/Stoßart	Kehlnaht/Überlappstoß (ÜL =16 mm)	
Brenneranstellwinkel	-20° bis 20°	30°
Brennerneigung	20°bis 40°	10° stechend
Drahtvorschub	3,0 m/min	variabel
Schweißgeschwindigkeit	50 cm/min	
Stromkontaktrohrabstand	15 mm nach [69]	
Zusatzwerkstoff	G3Si1 (d = 1,0 mm) bei M21	G3Si1 (d = 1,0 mm) bei M21 G4Si1 (d = 1,0 mm) bei C1
Schutzgas	M21, 10-15 l/min	M21, 10-15 l/min C1, 10-15 l/min

5.4 Ermittlung der optimalen Brennerstellung beim MSG-Schweißen

Die Festlegung der Winkelpaarungen erfolgte nach einem zentral zusammengesetzten Versuchsplan (CCC-Modell) unter Verwendung der Software Minitab 16. Die durch die Software bestimmten Wertepaare sind Abbildung 30 wiedergegeben.

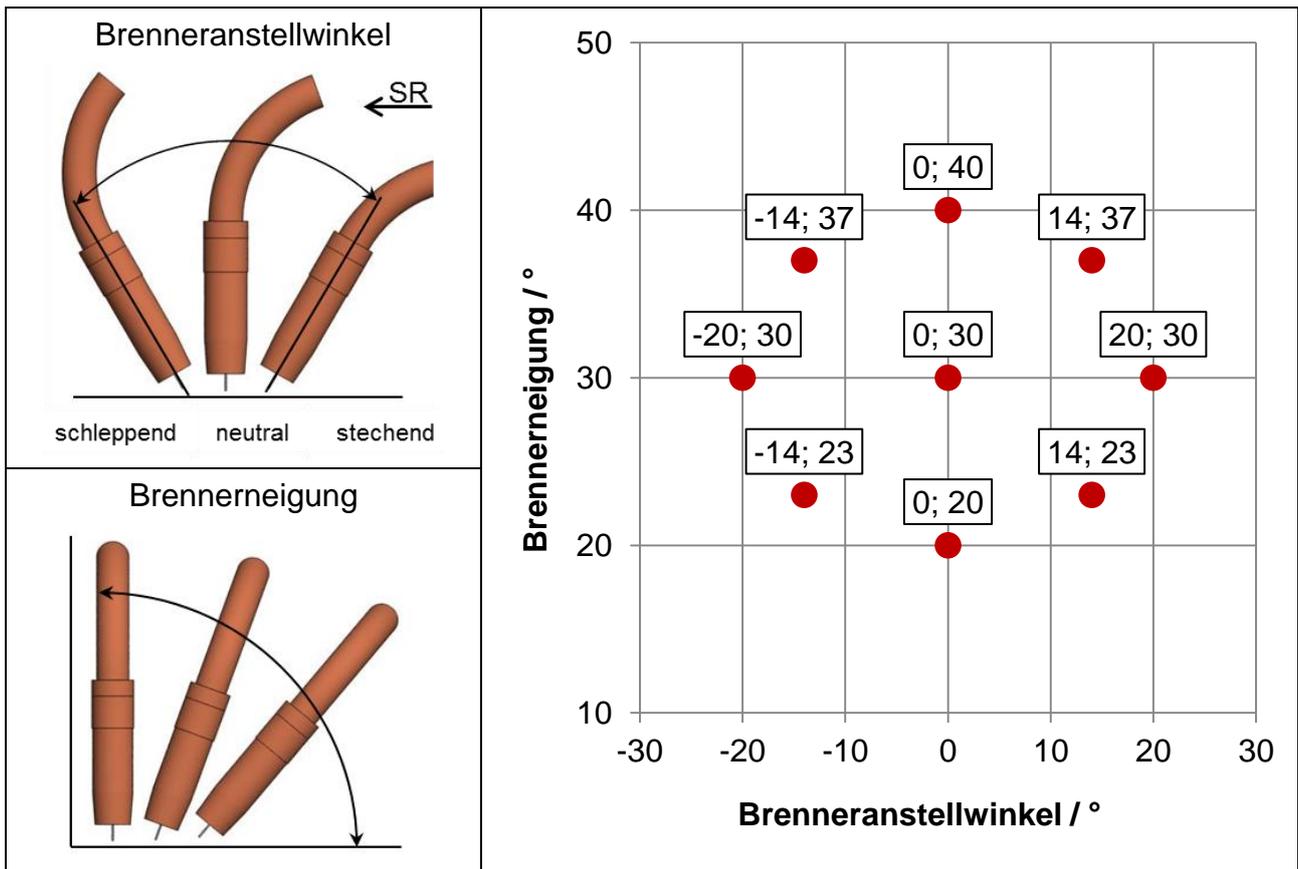


Abbildung 30: Brennerwinkel und Anordnung der Versuchspunkte zur Ermittlung der optimalen Brennerstellung

Zur Beurteilung der erzielten Schweißergebnisse wurden die in Kapitel 5.6.2 charakterisierten Qualitätsmerkmale herangezogen. Da die Software Minitab zur Versuchsauswertung numerische Größen benötigt und die Tiefe des Einbrandes h bzw. der Nahtübergangswinkel α aussagekräftige Auswertegrößen zur Beurteilung der Schweißqualität sind, wurden sie zur Auswertung verwendet.

5.5 Einfluss der Schnittkantenqualität auf die Schweißbeignung

Zu Beginn der Schweißuntersuchungen sollte geklärt werden, inwieweit die Qualität der Schnittkante der zu fügenden Feinbleche (22MnB5+AS150) einen Einfluss auf den MSG-Schweißprozess besitzt. Hierzu wurden drei Kantenzustände gewählt (Tabelle 10) und die präparierten Bleche im Überlappstoß mit einem Spalt zwischen den Blechen von 1 mm verschweißt. Als MSG-Verfahren wurde der CMT-Prozess, unter Verwendung von G3Si1 ($d = 1,0 \text{ mm}$) und den Schutzgasen M21 bzw. C1 gewählt.

Tabelle 10: Blechkantenpräparationen vor dem CMT-Schweißen

Naturkante, unbehandelt nach dem Presshärten	Laserbeschnitt nach dem Presshärten	Geschliffene Kante nach dem Presshärten (Körnung 100)
--	-------------------------------------	---

5.6 Geometrische Prozessfenster

Die Abweichungen zwischen der idealen „Soll-Gestalt“ und der „Ist-Gestalt“ von Karosseriebauteilen(-gruppen) sind fertigungsbedingt nur bedingt vermeidbar. Die dabei zugrunde liegenden relevanten Gestaltabweichungen beziehen sich auf die Eigenschaften Maß, Form und Lage. Im Falle des häufig anzutreffenden Überlappstoßes äußern sie sich in Form von Spalten zwischen den Bauteilen sowie einem Versatz des Flansches, wie Abbildung 31 illustriert. [70, 71]

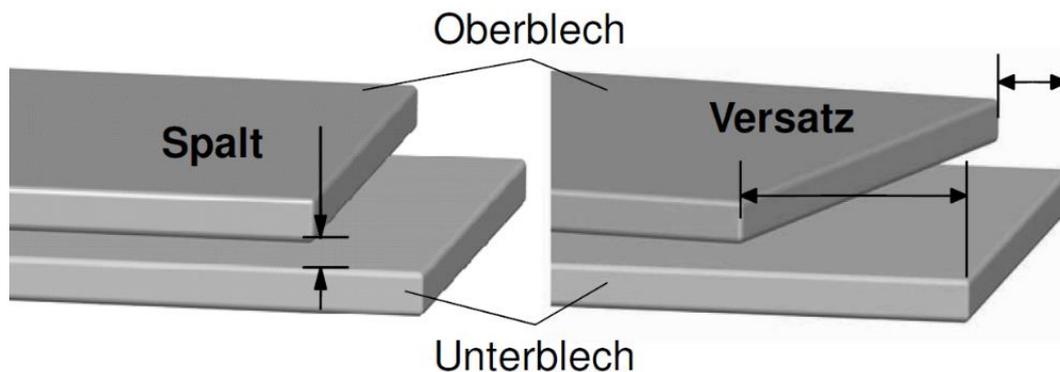


Abbildung 31: Spalt und Versatz am Überlappstoß [70]

Zur Beschreibung und Quantifizierung der Robustheit von Schweißprozessen gegenüber solcher Gestaltabweichungen dient das geometrische Prozessfenster (GPF). Sowohl Spalt als auch Versatz Vorbild für das Versuchsprinzip zur Bestimmung des GPF ist das durch Meyer [70] angewendete Prinzip, das in Abbildung 32 beschrieben wird.

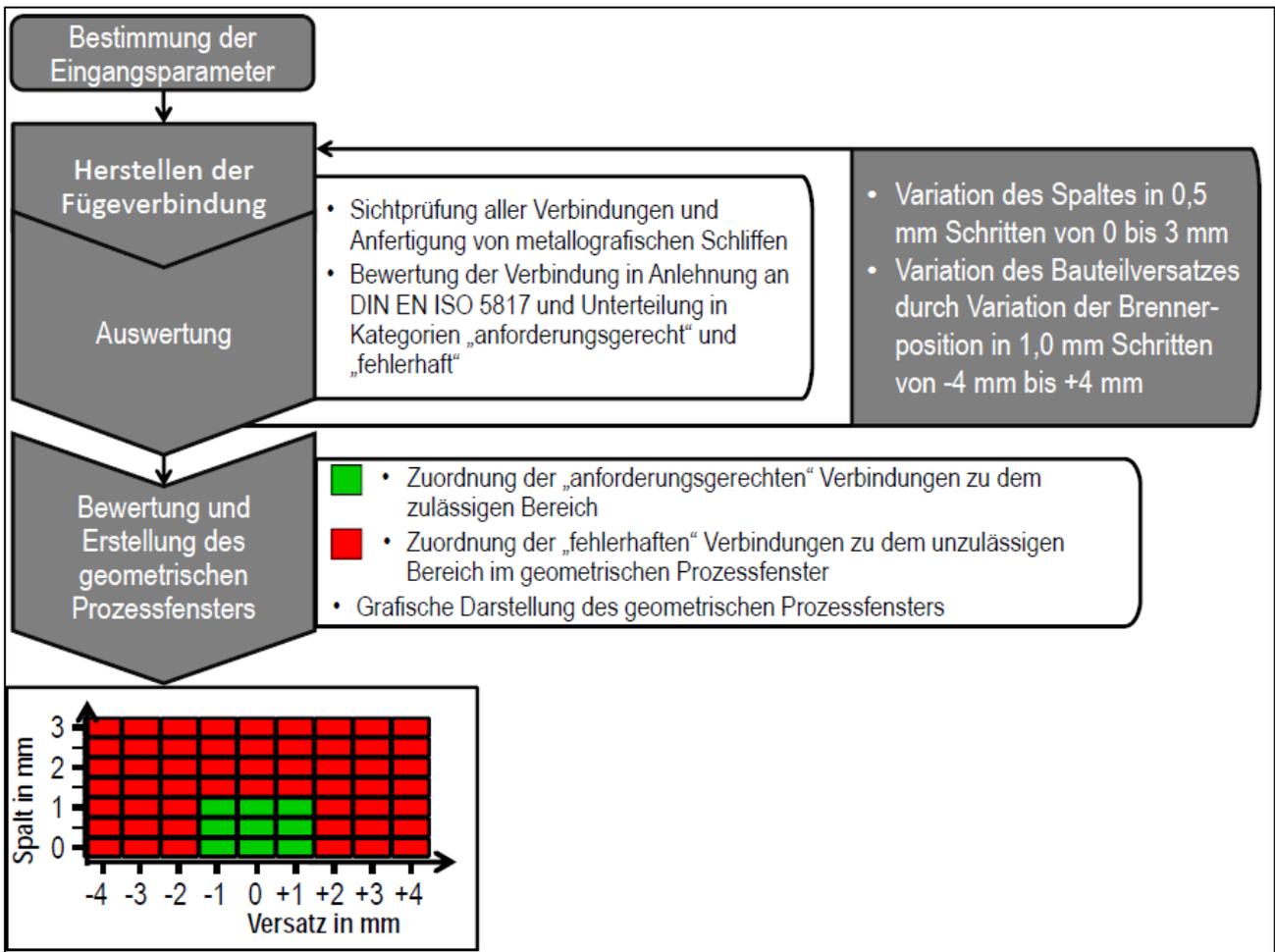


Abbildung 32: Vorgehensweise zur Bestimmung geometrischer Prozessfenster

5.6.1 Vorgehen bei der Erstellung geometrischer Prozessfenster (GPF)

Zur genauen geometrischen Beschreibung von Spalt (S) und Versatz (V) wurde ein Koordinatensystem in die Schweißverbindung, die im Überlappstoß erfolgt, gelegt. Aus Abbildung 33 geht darüber hinaus hervor, dass ein Versatz des Drahtaufsetzpunktes relativ zur Kante des Oberblechs auf das Unterblech als positiv definiert wird, ein Versatz auf das Oberblech entsprechend als negativ.

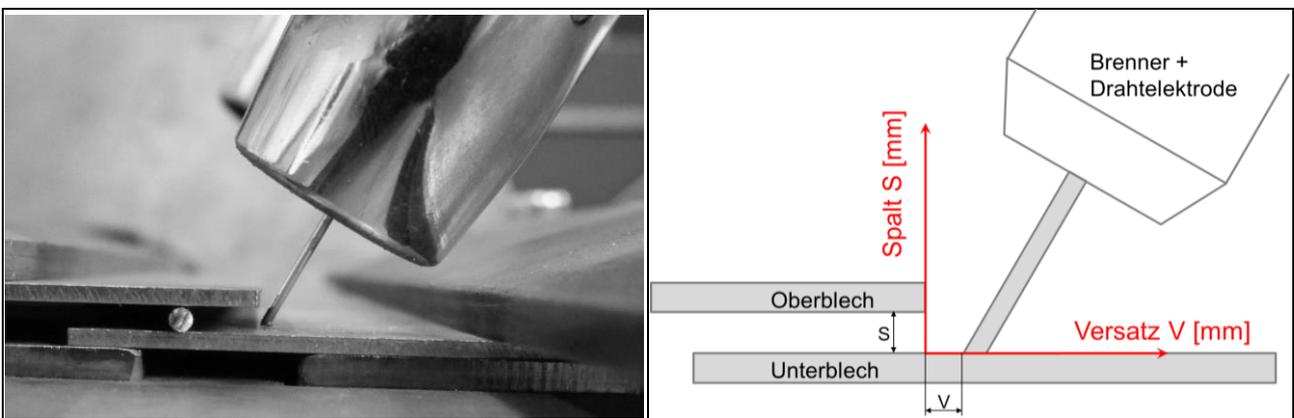


Abbildung 33: Brennerversatz und Spalt mit Koordinatenursprung des geometrischen Prozessfensters

Vor der Bestimmung des geometrischen Prozessfensters wurden Schweißparameter ermittelt, die im weiteren Verlauf der Untersuchungen unverändert bleiben. Dazu werden zunächst die Drahtvorschubgeschwindigkeiten bestimmt, die den in 5.6.2 beschriebenen Qualitätsgrenzen entsprechen, insbesondere der Einbrandtiefe. Von größerer Bedeutung sind hierbei hohe Drahtvorschübe im Bereich der oberen Qualitätsgrenze, da sie mehr Zusatzwerkstoff zur Verbesserung von Spaltüberbrückbarkeit und Brennerversatz zur Verfügung stellen.

Bei der Ermittlung GPF wird mit einem technischen Nullspalt zwischen den Blechen ohne Brennerversatz begonnen. Die folgenden Schweißungen werden ebenfalls bei Nullspalt erzeugt, es erfolgt jedoch der Versatz des Brenners. Dabei wird bis zum Erreichen der Prozessgrenze, unter Sichtprüfung VT, die Brennerstellung sukzessive um $\Delta V = \pm 0,2$ mm variiert. Eine positive Verschiebung des Brenners bedeutet einen Versatz auf das Unterblech, analog dazu bedeutet eine negative Variierung die Positionierung hin zum Oberblech. Die Angaben des Versatzes beziehen sich stets auf die Nullposition, also auf die Kante des Oberblechs. Prozessabhängig wurden alternative Versatzschritte von $\Delta V = \pm 0,5$ bzw. ± 1 mm verwendet. Nach der Ermittlung beider Versatzgrenzen, wird der Spalt erhöht, hierfür wird in 0,5 mm-Schritten vorgegangen. Anschließend erfolgt erneut die Variation des Brennerversatzes. Eine bestimmte Spalthöhe wird erst dann als überbrückbar gewertet, wenn der realisierbare Brennerversatz mindestens 0,5 mm beträgt. Dies ist auch die Voraussetzung dafür, dass der nächst größere Spalt untersucht wird.

Die abschließende Bewertung der Proben erfolgt im metallografischen Schliff. Nur wenn alle Proben einer Versatz-Spalt-Kombination als anforderungsgerecht eingestuft werden können, wird diese Parameterkombination ins GPF aufgenommen. In Abhängigkeit der Ergebnisse der metallografischen Untersuchungen kann es erforderlich sein, zusätzliche Spalt-Versatz-Kombinationen zu prüfen, wenn die vorherigen Proben keine ausreichend genaue Abgrenzung des GPF zulassen.

5.6.2 Qualitätsmerkmale

Die Qualität der Schweißverbindungen wurde nach dem Entwurf des SEP 1220-5 [72] beurteilt. Für Nahteigenschaften, die im SEP 1220-5 nicht berücksichtigt werden, wurde die Volkswagen-Konzernnorm VW11060-1 [73] Bewertungsgruppe B herangezogen. Diese bezieht sich wiederum auf die Norm DIN EN ISO 5817 [74]. In Tabelle 11 werden alle berücksichtigten Messwerte der Nahtgeometrie mit den zugehörigen Grenzwerten aufgeführt.

Tabelle 11: Schweißnahtgeometrie – verwendete Kenngrößen

Symbol	Einheit	Grenzwert	Bedeutung	Ursprung
B	mm	–	äußere Nahtbreite	[75]
H	mm	–	äußere Nahthöhe	[75]

b	mm	$\geq 1,5 \text{ mm}$	Breite des Einbrandes im Unterblech	[72, 73]
h	mm	$\geq 0,15 \text{ mm}$ $\leq 0,9 \text{ mm}$	absolute Einbrandtiefe im Unterblech (bei $t_2 = 1,5 \text{ mm}$)	[72]
h	%	$\geq 10 \%$ $\leq 60 \%$	prozentuale Einbrandtiefe im Unterblech	[72]
ü	mm	$\leq 1,0 + 0,1 B$	Nahtüberhöhung über dem Oberblech	[74]
s	mm	$\geq 1,05 \text{ mm}$	kleinster Nahtquerschnitt	[73]
t ₁	mm	–	Blechdicke Oberblech	
t ₂	mm	–	Blechdicke Unterblech	
g	mm	–	Spalt	
α	°	$\geq 110^\circ$	Nahtübergangswinkel am Unterblech	[73, 74]
EBK	–	keine	Einbrandkerben	[73]
OB	–	vollständig	Benetzung der Nahtflanke am Oberblech	[73]
BF	–	keine	Bindefehler	[73]

Die geschweißten Proben lassen sich in niO- und iO-Verbindungen einteilen, wobei die iO-Verbindungen in einem Qualitätsbereich eingeordnet werden können, der durch die untere und die obere Qualitätsgrenze beschränkt ist.

untere Qualitätsgrenze

Das SEP 1220-5 definiert als untere Qualitätsgrenze die kleinste Drahtvorschubgeschwindigkeit, bei der folgende Kriterien erfüllt werden:

- Oberblech vollständig angebunden,
- Einbrandtiefe im Unterblech $> 10 \%$,
- a-Maß $\geq 70 \%$ Blechdicke,
- stabiler Lichtbogen,
- spritzerarmer Prozess,
- optisch porenfreie Naht.

Das a-Maß ist entsprechend der Skizzen im SEP 1220-5 die Höhe des größten gleichschenkligen Dreiecks, welches in den Nahtquerschnitt eingezeichnet werden kann. Die Schenkel bzw. das z-Maß sind jedoch nicht größer als die Blechdicke. Wird zur Berechnung des a-Maßes aus dem z-Maß für das z-Maß die Blechdicke 1,5 mm eingesetzt, so erhält man den Wert $a = 1,06 \text{ mm}$. Dieser Wert entspricht $\approx 70 \%$ der Blechdicke. Somit bedeutet das Kriterium „a-Maß $\geq 70 \%$ Blechdicke“ indirekt, dass keine Nahtunterwölbung gestattet

ist und der kleinste Nahtquerschnitt nicht kleiner sein darf, als die angeschlossene Blechdicke.

Die Volkswagen-Konzernnorm VW 01106-1 definiert die Größe s als kleinsten tragenden Querschnitt entlang des Kraftflusses der Schweißnaht. Sie kann als Ersatzkriterium gewählt werden, wenn sich die Nahtdicken $s_{1,2}$ nicht ohne weiteres ermitteln lassen. Als Qualitätskriterium gilt $s \geq 0,7 t_{\min}$. Da die Bestimmung des a -Maßes an einer Kehlnaht am Überlappstoß in der praktischen Umsetzung kompliziert ist, wird ersatzweise der kleinste Nahtquerschnitt s bestimmt.

obere Qualitätsgrenze

Das SEP 1220-5 definiert als obere Qualitätsgrenze die größte Drahtvorschubgeschwindigkeit, bei der folgende Kriterien erfüllt werden:

- Einbrandtiefe im Unterblech $> 60 \%$,
- stabiler Lichtbogen,
- spritzerarmer Prozess,
- optisch porenfreie Naht.

Des Weiteren gilt, dass die Stirnfläche des Oberblechs vollständig angeschmolzen sein muss. Ist dies der Fall, ist das Kriterium „OB – Benetzung der Nahtflanke am Oberblech“ erfüllt. Für die Nahtüberhöhung verweist die VW-Norm auf die Norm DIN EN ISO 5817. Dort gilt für die maximale Nahtüberhöhung der Wert „1 mm + 0,1 Nahtbreite“. Dadurch ergibt sich für jede Schweißnaht in Abhängigkeit von ihrer äußeren Nahtbreite B ein individueller Grenzwert für die zulässige Nahtüberhöhung. In Abbildung 34 sind exemplarisch zwei Schweißverbindungen abgebildet, die den definierten Qualitätsanforderungen entsprechen. Den Abbildungen können die verwendeten geometrischen Größen entnommen werden.

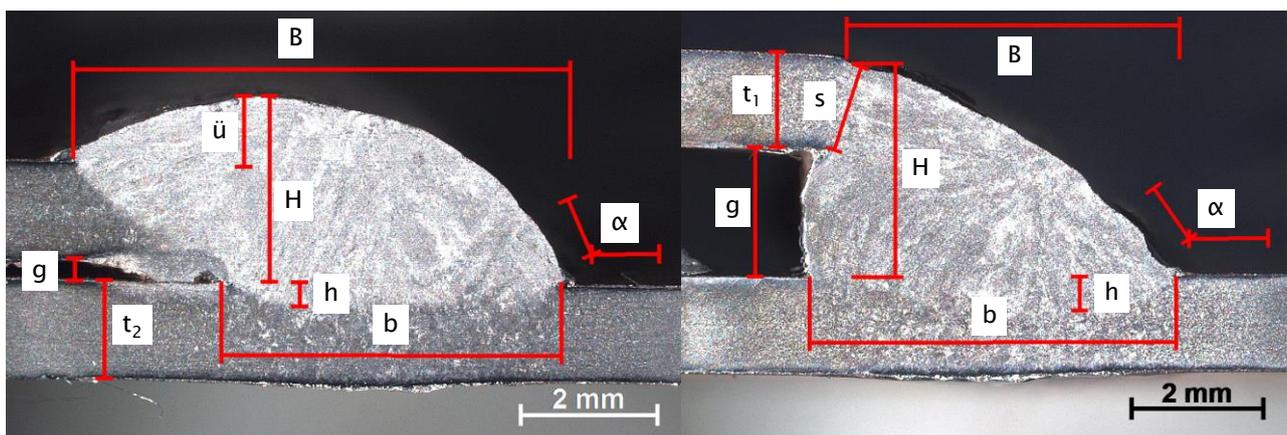


Abbildung 34: Schweißnahtgeometrie mit Kenngrößen

Um die geometrische Homogenität der Schweißnaht über die Länge beurteilen zu können, wurde von einer 100 mm langen Überlappnaht die äußere Nahthöhe H , die Nahtüberhöhung über dem Oberblech \ddot{u} und die Einbrandtiefe ins Unterblech h in Abständen von ca. 15 mm bestimmt. Wie Abbildung 35 verdeutlicht streuen die geometrischen Kenngrößen wenig,

darüber hinaus verlaufen sie annähernd parallel. Die Ergebnisse zeugen von konstanten geometrischen Nahtbedingungen entlang der Schweißnaht.

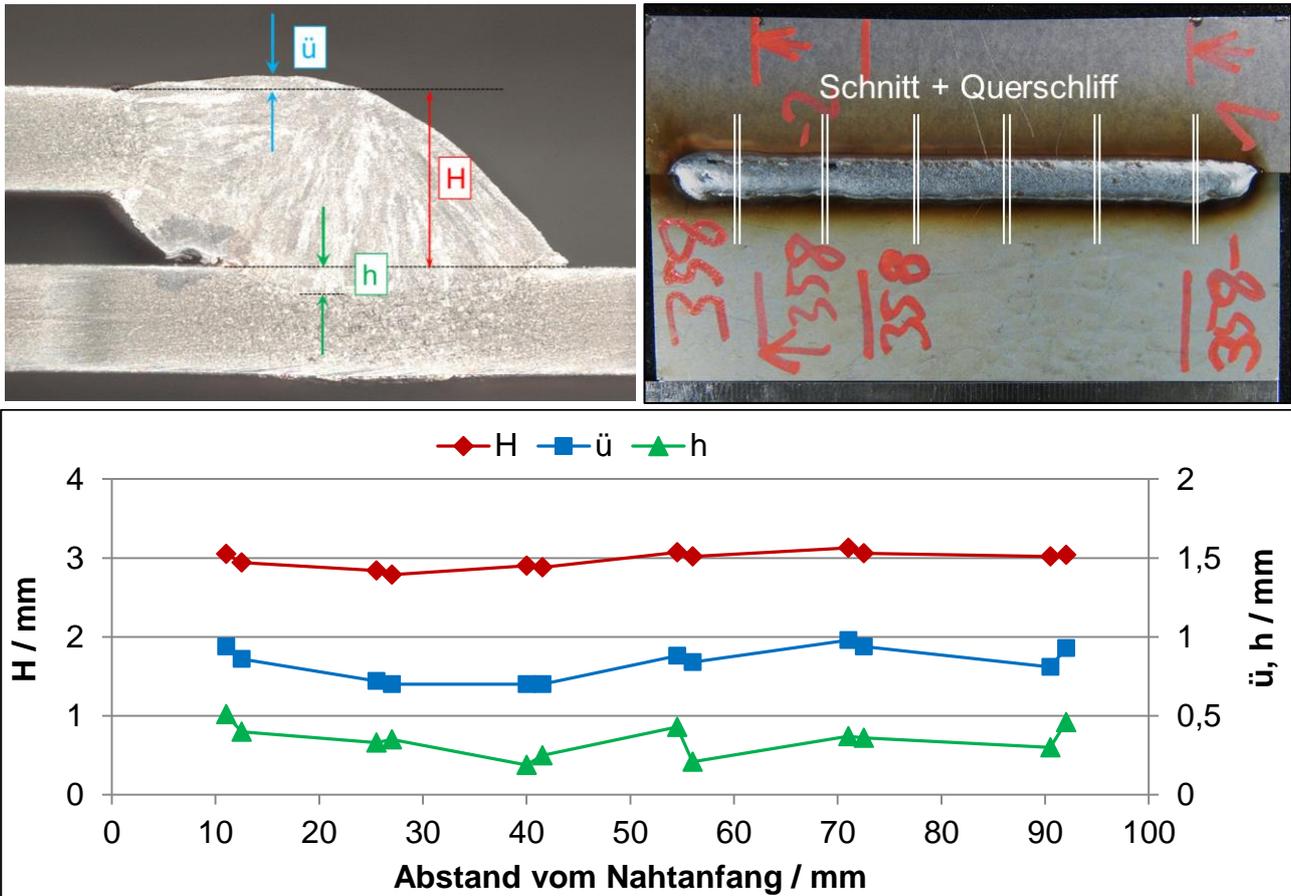


Abbildung 35: Geometrische Kennwerte über die Nahtlänge (22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0$ m/min, M21, G3Si1)

5.6.3 Einflussgrößen auf die Ausprägung von GPF

Um die Einflüsse auf die Ausprägung des GPF beurteilen zu können, wurde ein in der Automobilindustrie als Standardanwendung geltendes Schweißverfahren mit den zugehörigen Prozessbedingungen gewählt. Dieser Standard, der eine Vergleichbarkeit der im Forschungsprojekt untersuchten Schweißverfahren erlaubt, wird durch den CMT-Prozess abgebildet. Neben der Verwendung von G3Si1 als Zusatzwerkstoff und M21 als Schutzgas, bildet der 22MnB5+AS150 den Basiswerkstoff für die Untersuchungen. Neben dem Vergleich der Schweißprozesse wird die Schweißeignung von 22MnB5+AS150 und 22MnB5+Z140 bei Verwendung von M21 und C1 untersucht. Auch hier werden die erzielten Ergebnisse in Form von GPF wiedergegeben. Eine Übersicht der Einflüsse auf die GPF enthält die Abbildung 36 bis Abbildung 38.

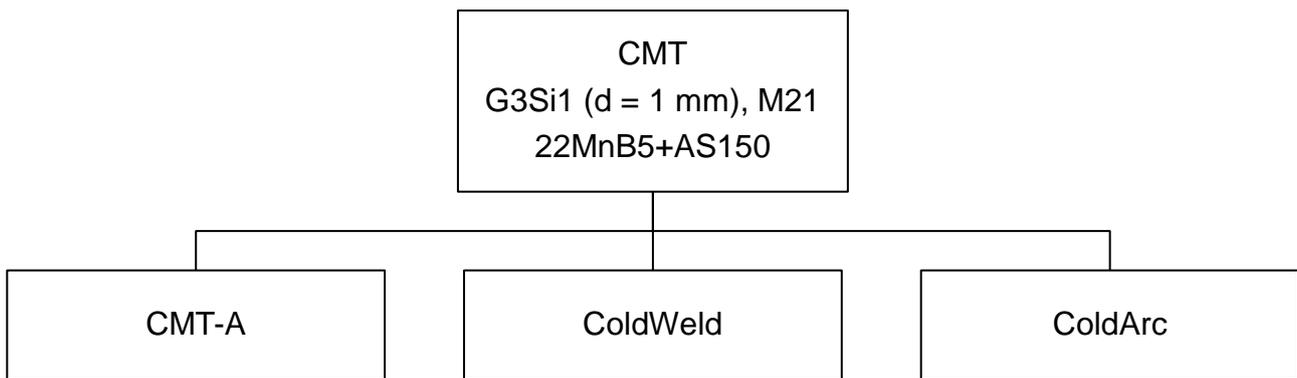


Abbildung 36: Vergleich der GPF nach Schweißverfahren

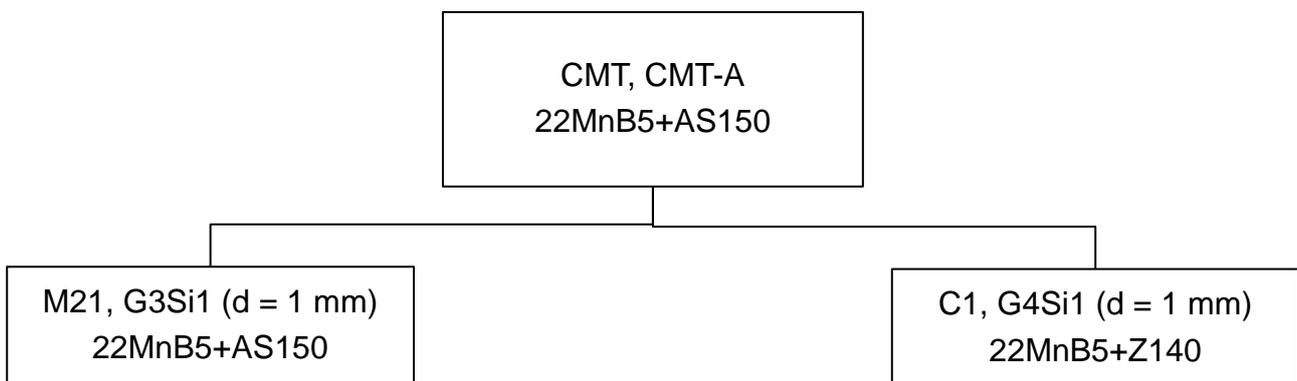


Abbildung 37: Vergleich der GPF nach Schutzgas für 22MnB5+AS150

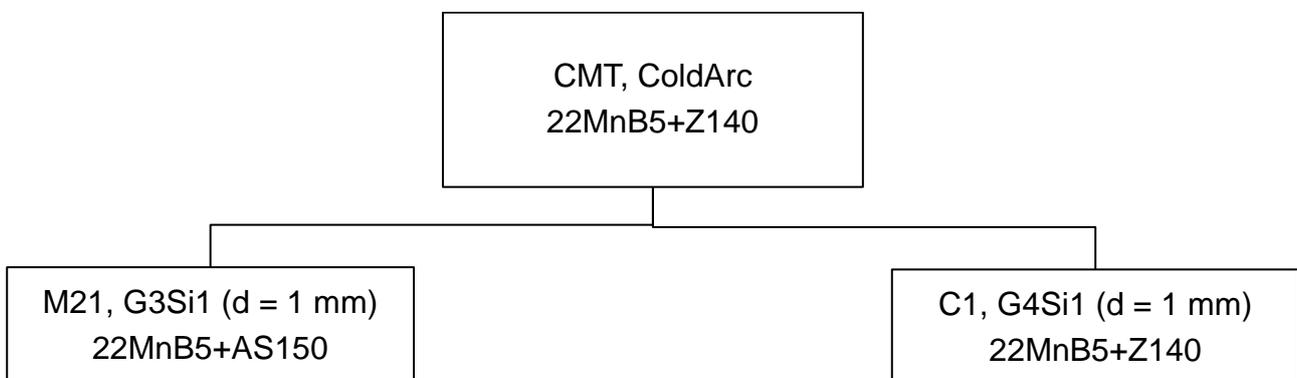


Abbildung 38: Vergleich der GPF nach Schutzgas für 22MnB5+Z140

5.7 Zerstörende Prüfung der Schweißverbindung durch Scherversuche

Um das Festigkeitsverhalten der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von äußeren Einflüssen zu analysieren, wurden Kopf- und Scherzugversuche nach SEP 1220-5 [76] durchgeführt. Mit den zerstörenden Prüfverfahren soll der überzugsabhängige Einfluss von:

- Schweißprozess,
- Drahtvorschubgeschwindigkeit,
- Schutzgas,

- Schweißgeometrie (Spalt- und Versatz)

auf die Scherzugkraft ermittelt werden.

5.7.1 Scherzugversuch

Zur Herstellung der Scherzugproben wurden zwei artgleiche pressgehärtete Platinen vom Format $200 \times 125 \text{ mm}^2$ im Überlappstoß (Überlappung 16 mm) verschweißt. Die eingeschränkte Größe der Platinen im Gegensatz zu den Vorgaben des Prüfblatts resultieren aus der limitierten Größe des Presshärtofens. Platinen Aus diesen Proben werden anschließend vier Scherzugproben durch Laserschneiden mit einer Breite von 45 mm entnommen. Nahtanfang und Ende können je nach Bedarf metallographisch untersucht werden. Die Prüfbedingungen für den Scherzugversuch orientieren sich am SEP 1220-5 [48]

- Abzugsgeschwindigkeit 10 mm/min
- Ausgleichsbleche zum Ausgleichen des Überlappversatzes und des Spaltes
- Prüftemperatur: Raumtemperatur
- freie Einspannlänge 60 mm

Um das beim Scherzugversuch auftretende Biegemoment zu verringern, wurden Stützbleche verwendet, die vor dem Versuch auf die Überlappung aufgeschoben wurden. Die Bleche haben eine rechteckige Aussparung mit einer Breite von 46 mm. Die Höhe der Aussparung ist 0,25 mm größer als die Gesamthöhe der Probe ($t_1 + t_2 + g$). Dies sollte gewährleisten, dass Stützbleche und Probe auch bei eventuell auftretendem Verzug oder sonstiger Verformung eine Spielpassung bilden und die Stützbleche problemlos angebracht werden können. Abbildung 39-links zeigt eine Standard-Scherzugprobe wogegen die Probe im rechten Bild mit aufgesteckten Stützblechen erweitert wurde. Darüber hinaus ist eine Schnittdarstellung der Fügezone und des Überlappungsbereichs abgebildet.

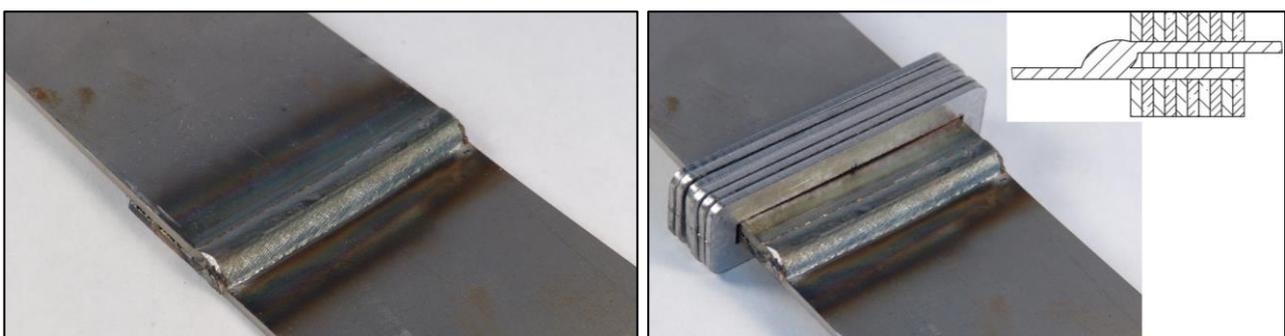


Abbildung 39: Scherzugprobe: ohne Stützbleche (links), mit aufgeschobenen Stützblechen (rechts)

5.7.2 Kopfzugversuch

Zur Herstellung der Kopfzugproben nach den Angaben aus der SEP 1220-5 wurden zwei Platinen vom Format $50 \times 150 \text{ mm}^2$, eins mit mittig ausgeschnittenem Langloch verschweißt. Für den Zugversuch wird eine Vorrichtung verwendet, die weitere Bohrungen in

den Prüfblechen erfordert. Die Prüfbedingungen für den Kopfzugversuch orientieren sich am SEP 1220-5 [48]

- Abzugsgeschwindigkeit 10 mm/min
- Prüftemperatur: Raumtemperatur

Die geometrischen Abmessungen der Kopfzugprobe sind Abbildung 39 zu entnehmen.

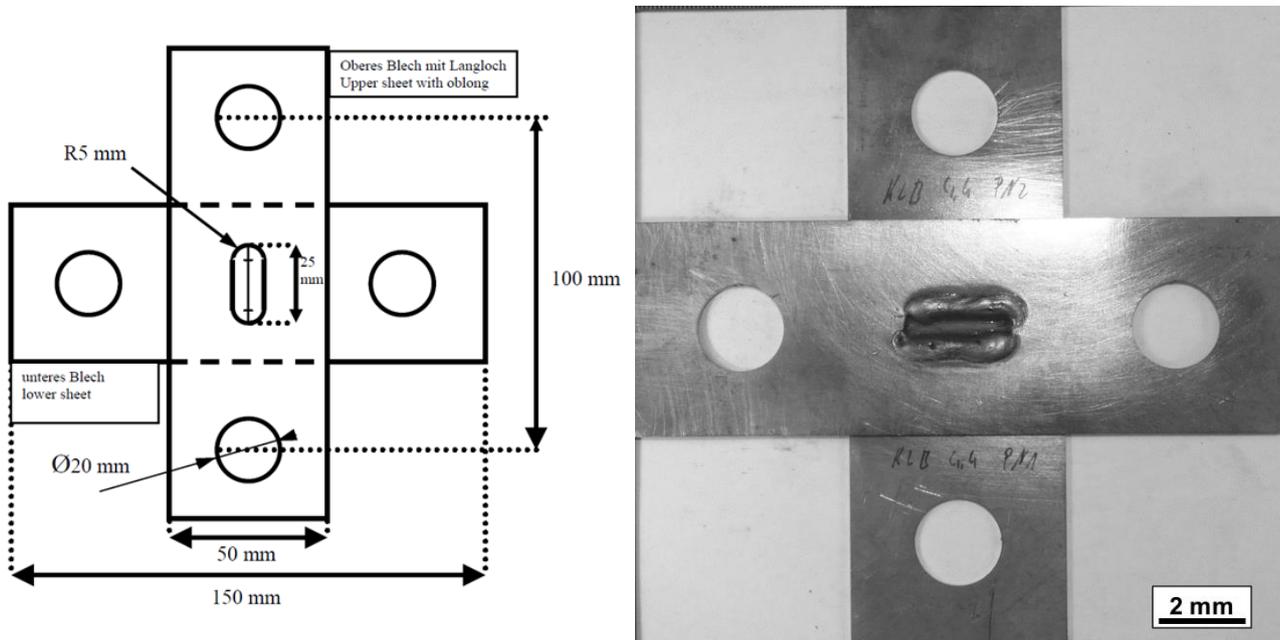


Abbildung 40: Geometrie und Kopfzugprobe

5.8 Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit

Für die Steigerung der Wirtschaftlichkeit von Schweißprozessen besteht eine Möglichkeit darin, die Schweißgeschwindigkeit zu erhöhen. Hierzu ist eine Anpassung der Schweißparameter vorzunehmen. Die zur Untersuchung der Schweißgeschwindigkeit angewendeten Prozesse und die zugehörigen Parameter sind in Tabelle 12 wiedergegeben.

Tabelle 12: Schweißprozesse und zugehörige Parameter zur Steigerung der Schweißgeschwindigkeit

Parameter	CMT	ColdWeld	ColdArc
Werkstoff	22MnB5+AS150, (s = 1,5mm)		
Schweißposition	PB		
Stoßart	Überlappstoß (ÜL =16 mm)		
Zusatzwerkstoff		G3Si1 (d = 1,0 mm)	
Schutzgas	M21, 10-15 l/min		
Stromkontaktröhrenabstand	12 mm	k.A.	12 mm

Brenneranstellwinkel	10°	neutral bis leicht stechend	k.A.
Brennerneigung	45°	12°bis 15°	k.A.
Drahtvorschub	13,0 m/min	10,0 m/min	5,5 m/min
Libo.-Korrektur	-30 %	+20	k.A.
Dynamik	-5	-20	k.A.
Schweißgeschwindigkeit	200 cm/min	160 cm/min	150 cm/min

5.9 Weitere Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen

Für die Bestimmung der Eigenschaften bzw. Gütwerte der Grundwerkstoffe und Schweißungen sind die in Tabelle 13 erläuterten Prüftechniken verwendet wurden.

Tabelle 13: Eingesetzte Prüftechnik zur Charakterisierung mechanisch-technologischer Werkstoffkennwerte, Überprüfung von Schweißnähten/-punkten und zur Kaltrissdetektion

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung	Nachweis von Oberflächenrisen	Lupe
Stereomikroskopie	Charakterisierung der Schweißnahtqualität	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)
Strom-Spannungs-Messgerät	Schweißstrom, -spannung	Weld-QAS (Fa. HKS)
Kleinkrafthärteprüfung (DIN EN ISO 6507-1)	Härtewerte HV 0,2 und HV 1	Mikrohärtemessgerät Micro-Duromat 4000E (Fa. Reichert)
Zugversuch (DIN EN ISO 6892-1)	R_m , $R_{p0,2}$, A	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)
Plättchenbiegeversuch (VDA 238-100)	Biegewinkel α	Materialprüfmaschine Z250 (Fa. Zwick)

6 Forschungsergebnisse

6.1 Beschreibung 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
- 22MnB5 mit Zink-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 14 zu entnehmen.

Tabelle 14: Übersicht der mechanisch-technologischen Gütewerte im nicht-pressgehärteten 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 15).

Tabelle 15: 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	0,026	0,11	0,0023	<0,005	0,011	0,012
+AS150	0,22	1,15	0,23	0,018	0,034	0,035	0,18	0,0027	<0,005	0,017	0,013
+Z140	0,22	1,26	0,19	0,008	0,054	0,037	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 16). Um einer Verzunderung und Randentkohlung bei der Austenitisierung des unbeschichteten Materials vorzubeugen, wurde die Ofenkammer während der Wärmebehandlung mit Stickstoff gespült.

Tabelle 16: 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 und auf die die Schichtausprägung (Abbildung 41).

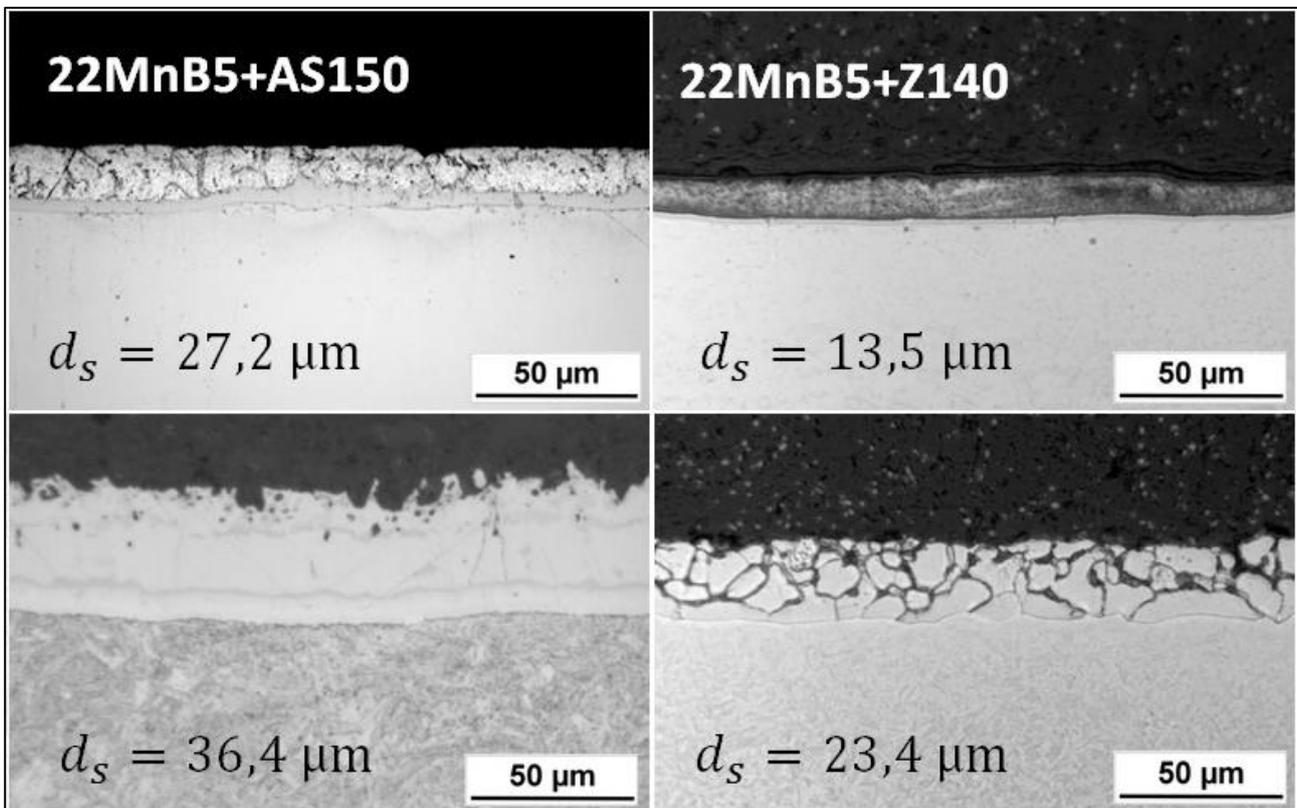


Abbildung 41: Überzugsausprägungen vor (oben) und nach dem Presshärten (unten), d_s – gemessene Gesamtschichtdicke

Die aus dem Presshärten resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften für die drei Untersuchungswerkstoffe sind in Abbildung 42 wiedergegeben. Als Prüfverfahren wurden der Zugversuch, der Plättchenbiegeversuch nach VDA 238-100 und Härtemessungen durchgeführt. Die Härtebestimmungen wurden sowohl nach HV10 als auch HV30 vorgenommen, da in der Literatur beide Angaben zu finden sind. Bei den überzogenen Materialien wurden vor den Härtebestimmungen die Beschichtungen mechanisch entfernt. Die

Eigenschaften entsprechen in vollem Umfang den Gegebenheiten und Anforderungen der industriellen Fertigung, eine Übertragung der Untersuchungsergebnisse auf Serienmaterialien ist somit möglich.

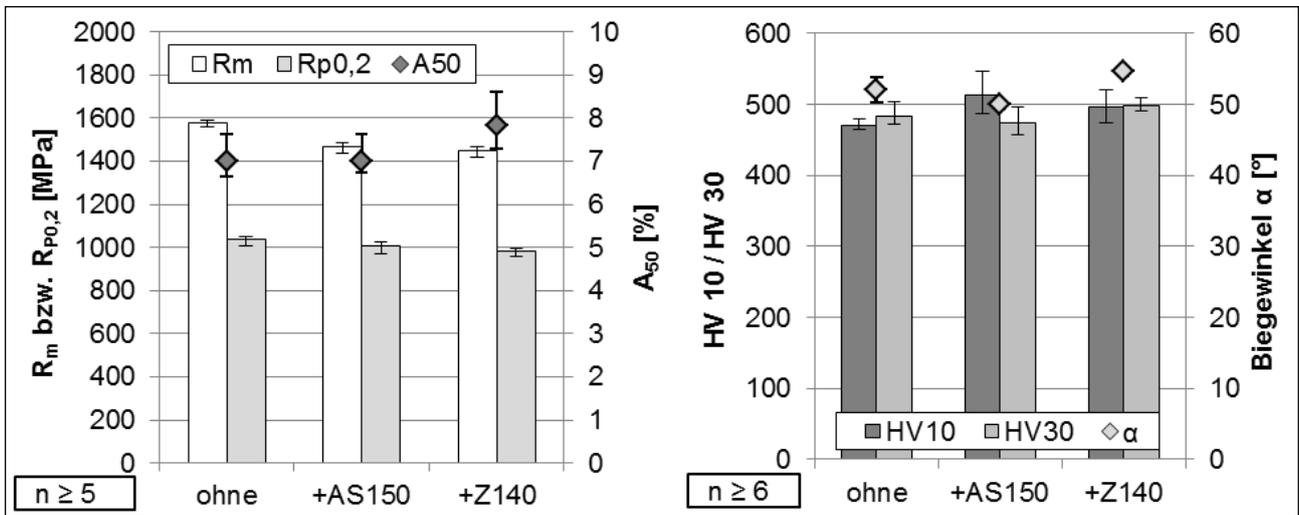


Abbildung 42: Mechanisch-technologische Güterwerte nach dem Presshärten, die Ergebnisse des Zugversuch (links), die Makrohärte und Biegewinkel nach dem Plättchenbiegeversuch (rechts)

6.2 Einfluss der Brennerstellung auf Einbrand und Nahtübergangswinkel

Neben dem Brenneranstell- und -neigungswinkel und dem Stromkontaktrohrabstand hat die Positionierung des Schweißdrahtes vor Schweißbeginn auf der Probe maßgebliche Bedeutung für das Schweißergebnis. In den Untersuchungen hat sich eine Positionierung des Drahts von etwa halben Drahtdurchmesser von der Kehle auf das Unterblech als günstig erwiesen (vgl. auch Drahtpositionierung bei Versatz = 0 mm, Kap. 5.6.1) Durch Ausrichtungen der Drahtelektrode zu weit auf das Ober- oder Unterblech konnte keine Verbindung zwischen den Blechen hergestellt werden. Der Einfluss der Drahtausrichtung ist in Abbildung 43 verdeutlicht.

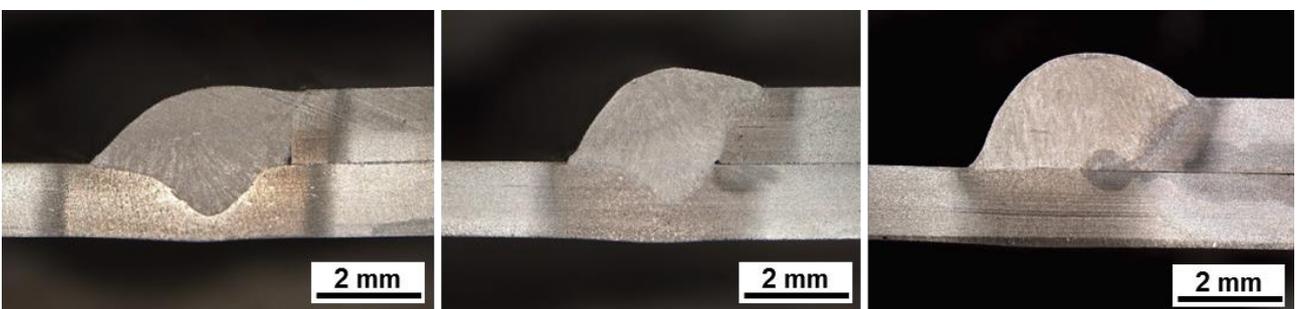


Abbildung 43: Einfluss der Schweißdrahtposition: zu weit auf Unterblech (links), Positionierung in der Kehle (Mitte), zu weit auf dem Oberblech (rechts)

Aus den Konturschaubildern der Einbrandtiefe und Nahtübergangswinkel wurden die Bereiche abgelesen, mit denen eine optimale Schweißnaht, unter den gegebenen

Voraussetzungen hergestellt werden kann. Wie die Konturdiagramme in Abbildung 44 verdeutlichen ist für eine optimale Einbrandtiefe bei einem Anstellwinkel von 0° und einer Brennerneigung von ca. 30° günstig. Ein guter Nahtübergangswinkel hingegen bei einem Anstellwinkel von 20° und einer Neigung des Brenners zwischen 20 und 30° .

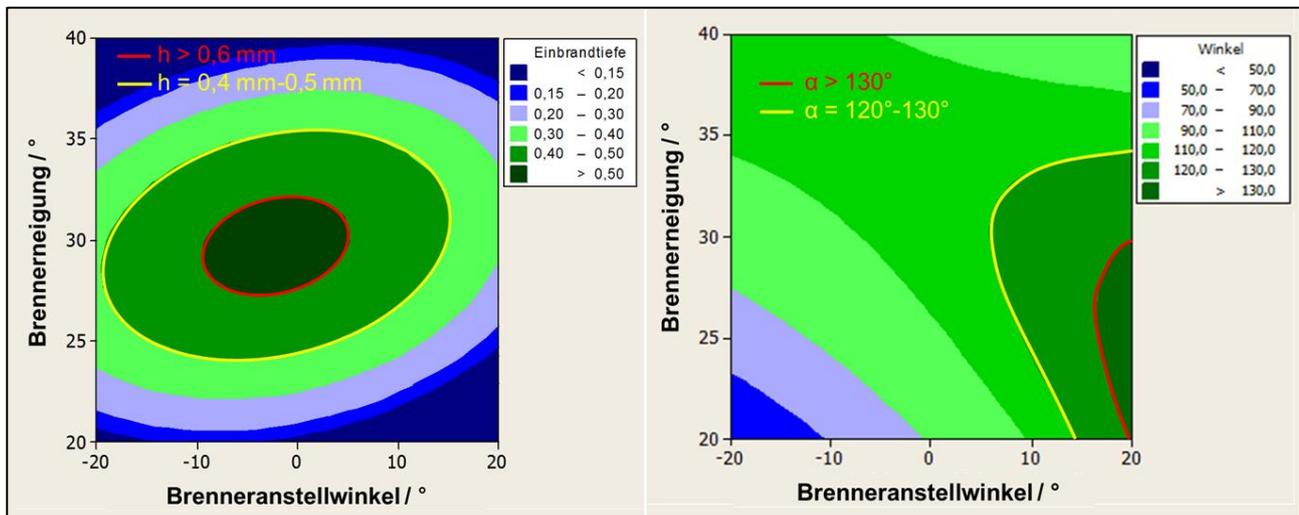


Abbildung 44: Konturdiagramme nach Auswertung der statistischen Versuchsplanung: Nahteinbrandtiefe (links), Nahtübergangswinkel (rechts)

Da kein Schnittpunkt zwischen dem Bereich optimaler Einbrand und Übergangswinkel vorlag (Abbildung 45-links), wurde die optimale Einbrandtiefe auf $0,4$ erweitert und der minimal zu erreichende Nahtanbindungswinkel auf 120° reduziert. Bei einer Überlagerung der beiden Konturschaubilder in Abbildung 45-rechts ist ein Schnittbereich zu erkennen, in dem eine optimale Schweißqualität erreicht werden kann. Dem Mittelpunkt der entstandenen Fläche ist die optimale und somit empfohlene Brennerstellung mit einem Brenneranstellwinkel von 10° und einer Brennerneigung von 30° zu entnehmen.

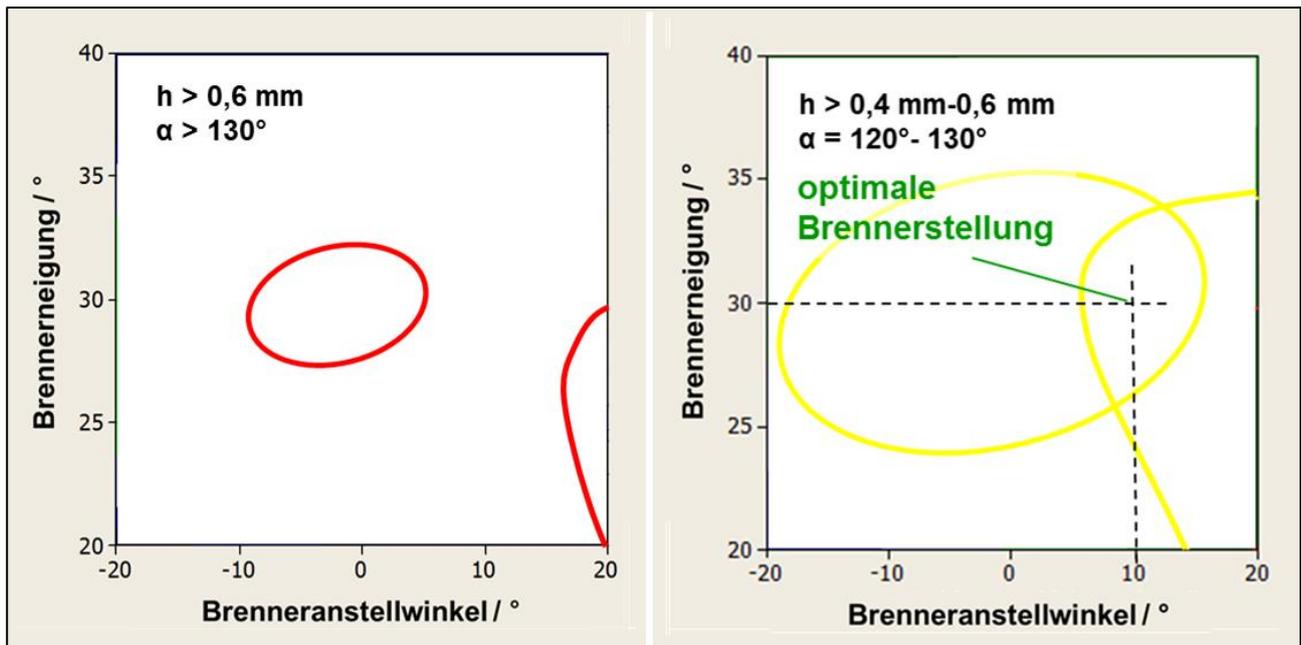


Abbildung 45: Bestimmung der optimalen Brennerstellung für den mit KLB geschweißten 22MnB5 aus Einbrandtiefe und Nahtübergangswinkel

6.3 Einfluss der Blechkantenqualität auf das Schweißergebnis

Ein Einfluss der unterschiedlichen Blechkantenzustände auf das Schweißergebnis artgleich im Überlappstoßverschweißter 22MnB5+A150-Feinbleche konnte nicht beobachtet werden. Sowohl die Stabilität des Schweißprozesses als auch die Ergebnisse, die in Abhängigkeit vom verwendeten Schutzgas in Abbildung 46 bzw. Abbildung 47 wiedergegeben sind, waren identisch.



Abbildung 46: Querschliffe von Schweißverbindungen (Schutzgas M21) mit unterschiedlichen Blechkantenqualitäten (v.l.n.r. Naturkante, Laserschnittkante, geschliffene Kante)



Abbildung 47: Querschliffe von Schweißverbindungen (Schutzgas C1) mit unterschiedlichen Blechkantenqualitäten (v.l.n.r. Naturkante, Laserschnittkante, geschliffene Kante)

6.4 Beschreibung der verschiedenen modifizierten MSG-Lichtbogenprozesse

6.4.1 ColdMetalTransfer (CMT)

Zur Beschreibung des CMT-Prozesses, insb. zur Überprüfung der Verstellgrößen Lichtbogen- und Dynamikkorrektur wurden im Vorfeld der Versuchsreihen Probeschweißungen an unbeschichtetem 22MnB5 durchgeführt. Als Drahtvorschubgeschwindigkeit wurde ein Wert von 3,8 m/min verwendet. Bei dieser Geschwindigkeit stellte sich ein ruhiger und stabiler Schweißprozess ein. Anschließend wurden die Ecken aus den Parameterkombinationen der Lichtbogen- und Dynamikkorrektur getestet und die aus Strom-Spannung-Messungen ermittelten Verläufe analysiert. Zunächst wurden die Werte für LK variiert, die einen diskreten Einstellbereich zwischen den Werten -30 und +30 einnehmen können. Ein negativer LK-längere Kurzschlussphase und eine kürzere Lichtbogenbrennphase zum Resultat (Abbildung 48). Bei einem Wert von Null sind beide Phasen gleich lang, im positiven Stellbereich kehrt sich der zuerst beschriebene Effekt um, die Lichtbogenbrennphase wird länger als die Kurzschlussphase. Bei positiver Einstellung wird der Anstieg der Stromstärke bei der Neuzündung verändert und fällt nach dem Erreichen des maximalen Lichtbogenbrennstroms flacher auf ein höheres Niveau ab. Je höher der LK-Bereich gewählt, desto höher wird die eingebrachte Energie. Der Anstieg der Leistung ist nahezu konstant über den gesamten Bereich. Eine Erhöhung der Tropfenfrequenz durch das Absenken der Lichtbogenkorrektur ist nicht zu erkennen.

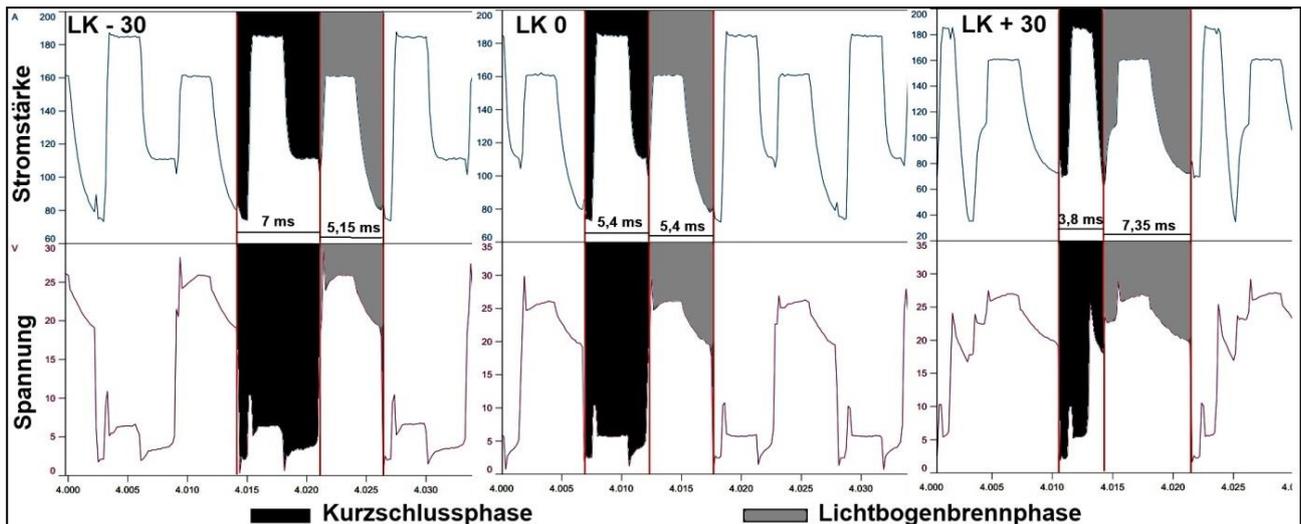


Abbildung 48: CMT: Strom-Spannung-Verläufe bei unterschiedlichen Lichtbogenkorrekturen

Der Einfluss der Dynamikkorrektur, die zwischen -5 und +5 betragen kann ist in Abbildung 49 wiedergegeben. Deutlich wird, dass bei negativer Einstellung des Parameters der Kurzschlussstrom kurz vor der Neuzündung nur leicht unter dem Niveau des maximalen Kurzschlussstroms liegt. Durch die Erhöhung des Faktors wird die Absenkung auf ein zunehmend gringer werdendes Niveau gebracht. Kein Einfluss dagegen Unverändert bleiben dabei die Absenkrate, die Dauer und Höhe des maximalen Kurzschlussstroms.

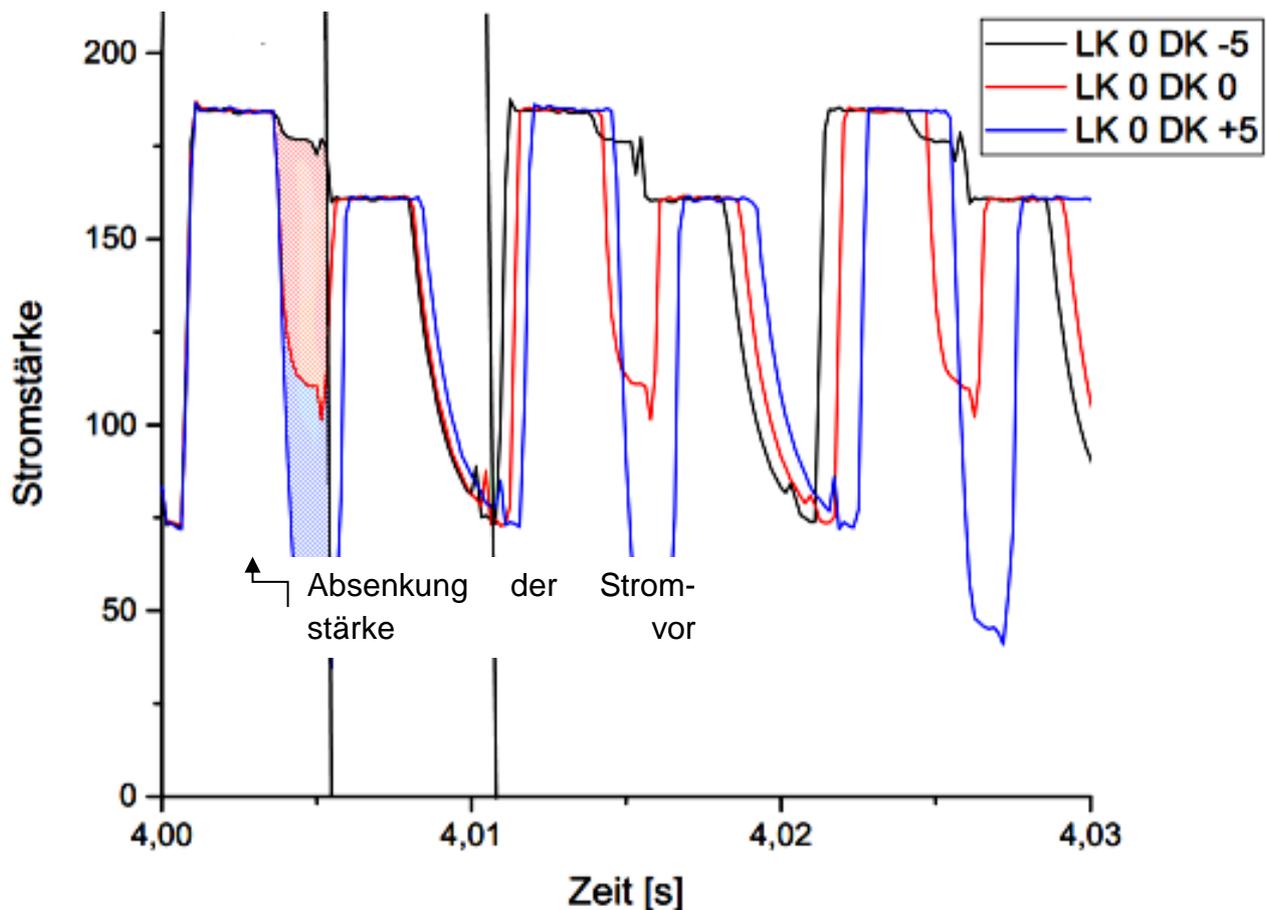


Abbildung 49: Einfluss der Dynamikkorrektur auf den Stromverlauf beim CMT

Bei einer gleichen Drahtzufuhrgeschwindigkeit kann über die einstellbaren Parameter der Verlauf der Strom- und Spannungswerte verändert werden. Es ist demnach möglich, nicht nur über die Erhöhung der Drahtzufuhr Nahtausbildung und Einbrand zu formen, sondern auch über die Korrekturparameter. Durch die Vergrößerung der Lichtbogenbrennphase bspw. bildet sich ein breiterer Lichtbogen aus, der vorteilhaft für die Überbrückung von Spalten zwischen Fügpartnern ist. In Abbildung 48 sind die Probeschweißungen abgebildet, an denen die Verbreiterung der Nahtgeometrie, durch Erhöhung der Lichtbogenkorrektur zu erkennen ist. Der Einfluss durch die Dynamikkorrektur hingegen ist am äußeren Erscheinungsbild der Schweißraupen nicht zu erkennen.

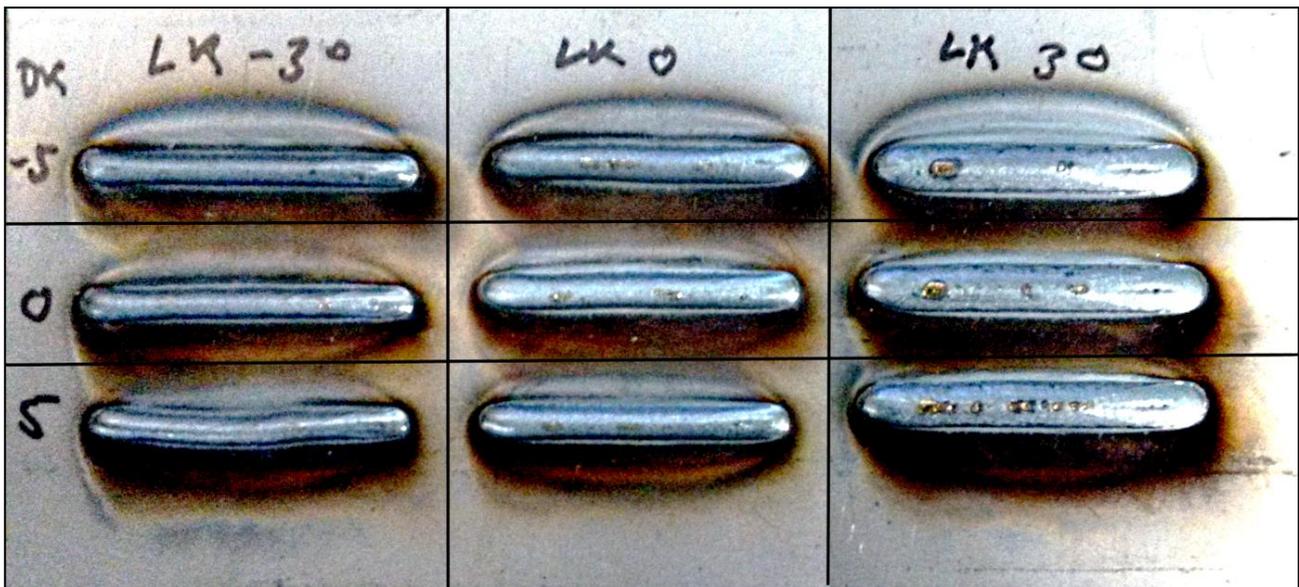


Abbildung 50: Veränderung des Nahtaussehens durch die Variation von bei Dynamik- und Lichtbogenkorrektur (CMT, $v_{Dr} = 3,7$ m/min)

6.4.2 CMT-A

Bei der Auswahl des Prozesses CMT-Advanced an der Schweißstromquelle bzw. auf der Fernbedienung erscheint ein neuer Parameter, die sogenannte „EP/EN-Balance“. Sie ist dimensionslos und kann in den Grenzen von -5 bis +5 variiert werden, wobei der Wert 0 voreingestellt ist. Ziel dieser Voruntersuchung ist, zu ermitteln, in welchem Bereich dieser Parameter sinnvoll angewendet werden kann. Um den Versuchsumfang zu begrenzen, werden die folgenden Parameter für diese Versuchsreihe als unveränderlich festgelegt:

- Spalt $S = 1,0$ mm
- Versatz $V = 0$ mm
- Lichtbogenkorrektur 0 %

Ziel einer ersten Versuchsreihe war die Charakterisierung der Wirkweise des Zusatzparameters „EP/EN-Balance“ an der SSQ. Damit beschrieben werden kann, auf welche Weise der Schweißprozess durch den Parameter EP/EN-Balance beeinflusst wird, wurden die Strom- und Spannungsverläufe analysiert. Abbildung 51 zeigt einen etwa 100 ms langen Ausschnitt einer Schweißung, innerhalb dessen ein dreimaliger periodischer Wechsel zwischen positiver und negativer Polung der Elektrode stattfindet. Ein vollständiger Zyklus, der sich fortwährend wiederholt, ist zwischen den Strich-Punkt-Linien dargestellt. Er umfasst sechs Kurzschlussphasen mit jeweils anschließender Lichtbogenbrennphase. Die EP/EN-Balance hat hier den Ausgangswert „0,0“. Dadurch ergeben sich je drei Tropfenübergänge bei positiver Polung der Elektrode und drei bei negativer Polung.

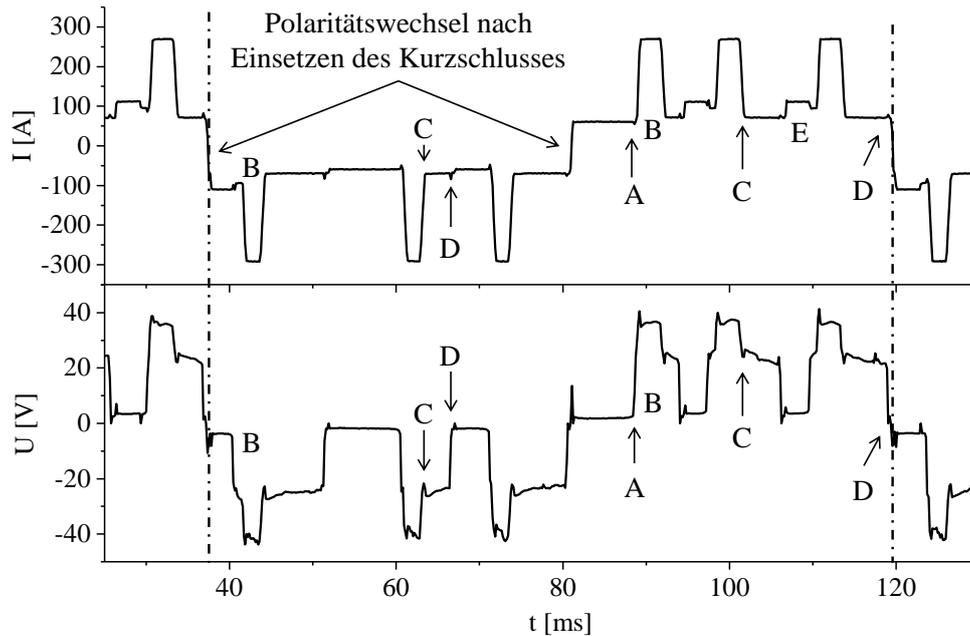


Abbildung 51: Strom- und Spannungsverlauf des CMT-A-Prozesses über 100 ms bei einer EP/EN-Balance von 0,0

Die Interpretation des Strom- und Spannungsverlaufs in Abbildung 51 ist in Tabelle 17 zusammengefasst.

Tabelle 17: Charakterisierung des CMT-A – Strom-Spannungs-Verlaufs (¹ bei negativer Polung gelten die Aussagen über Anstieg und Abfall von Strom und Spannung nur für die Beträge der entsprechenden Größen)

Erläuterung	
A	Ende der Tropfenablösung, meist gekennzeichnet durch einen kurzen Abfall der Stromstärke, gefolgt von einem starken Spannungsanstieg bei der Neuzündung des Lichtbogens
B	Strom- und Spannungsimpuls mit festgelegter Höhe und Dauer. Er dient der definierten Ausbildung eines neuen Tropfens und der Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff
C	Strom- und Spannungsabsenkung vor dem Tropfenübergang, um Spritzer bei der Ausbildung der Kurzschlussbrücke zu vermeiden
D	Erlöschen des Lichtbogens und Ausbildung der Kurzschlussbrücke, gekennzeichnet durch einen kurzzeitigen Anstieg der Stromstärke und Abfall der Spannung
E	geringfügige Erhöhung der Stromstärke im Kurzschluss, um die Tropfenablösung durch den Pinch-Effekt zu unterstützen (nur bei positiver Polung der Elektrode mit Ausnahme der jeweils ersten positiven und negativen Phase)

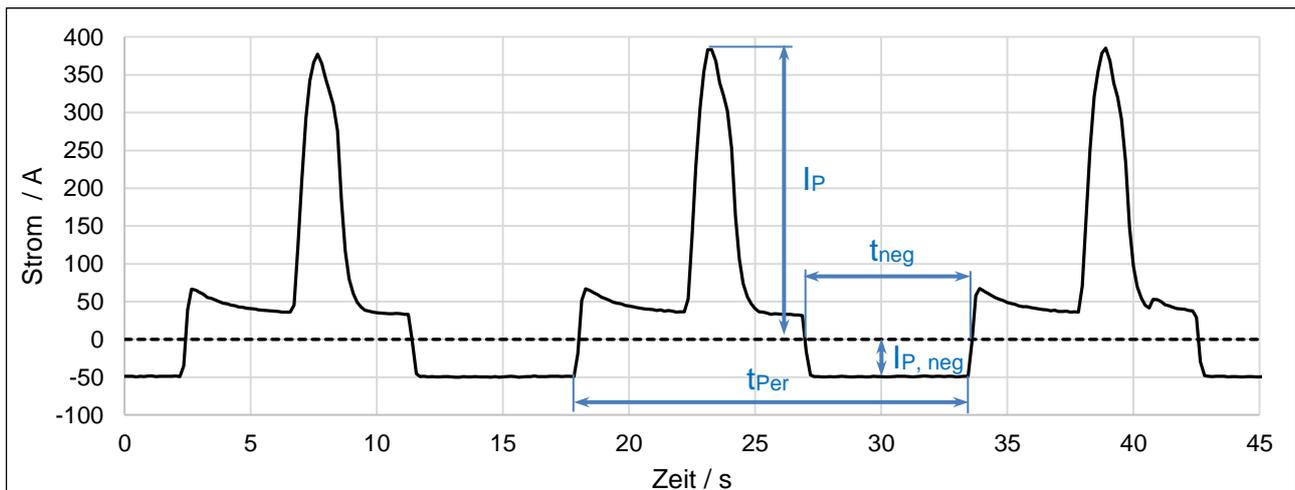
Auf Basis von Tastversuchen können einige Beispiele dafür gegeben werden, wie sich eine Veränderung des Parameters EP/EN-Balance auf den Schweißprozess auswirkt. Grundsätzlich gilt, dass durch eine Erhöhung der EP/EN-Balance der Anteil der Werkstoffübergänge bei positiver Polung zunimmt, wodurch der Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff erhöht wird. Tabelle 11 enthält fünf Beispiele für EP/EN-Balance-Werte und die damit verbundenen Anteile des Werkstoffübergangs bei positiver und negativer Polarität der Drahtelektrode.

Tabelle 18: Einfluss des Parameters EP/EN-Balance auf das Polaritätsverhältnis

EP/EN-Balance	-1,0	-0,5	0,0	0,5	1,0
positive Tropfenübergänge	1	2	3	4	6
negative Tropfenübergänge	6	4	3	2	1

6.4.3 ColdWeld

Neben der Variation des Drahtvorschubs und der Lichtbogenlänge kann beim CW-Prozess eine Einstellung der AC-Dynamik zwischen den Werten -50 bis +50 vorgenommen werden. Während bei dem Wert -50 noch ein reiner Gleichstromverlauf vorliegt, nimmt der Wechselstromanteil mit zunehmenden Wert, beginnend bei -49 zu. Ein aufgezeichneter Strom- bzw. Spannungsverlauf einer CW-Schweißung ist für einen Drahtvorschub von 2,5 m/min bei einer AC-Dynamik von 0 ist in Abbildung 52 wiedergegeben. Deutlich wird der markante Schweißstromverlauf dessen charakteristischen im Diagramm eingezeichneten Größen weiter betrachtet werden.



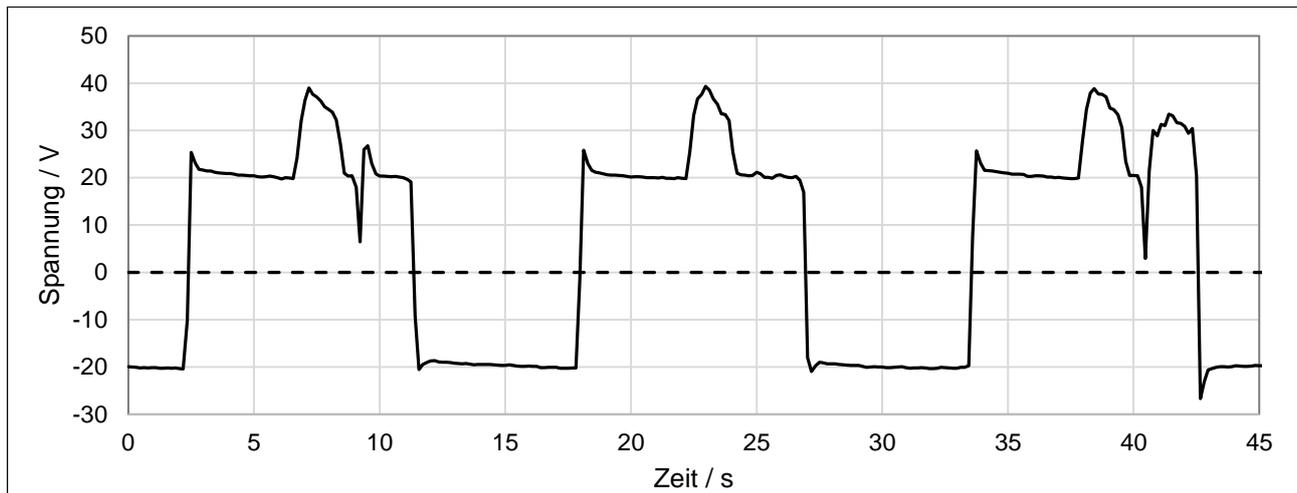


Abbildung 52: Zeitabhängiger Strom- bzw. Spannungsverlauf des CW-Prozesses ($v_{Dr} = 2,5\text{m/min}$, AC-Dynamik = 0)

Um die Auswirkungen der veränderbaren Dynamikanteile auf den Stromverlauf des CW beurteilen zu können, wurde verschiedene Dynamikwerte miteinander verglichen. Die für die Untersuchungen zugrundeliegenden Prozessparameter sind in Tabelle 19 aufgeführt.

Tabelle 19: Prozessparameter zur Charakterisierung des CW-Schweißprozesses

Werkstoff	22MnB5, $s = 1,5\text{ mm}$	Spalt	0 mm
v_s	50 cm/min	Versatz	0 mm
v_{Dr}	3,0; 4,0; 5,0 m/min	Dynamik	-49; -25, 0; +25, +50
ZW	G3Si1, $d = 1,0\text{ mm}$	Schutzgas	M21
Stickout	12 mm	Brennerstellung	neutral/15°-25°

Wie Abbildung 53 verdeutlicht, wird durch die Erhöhung der AC-Dynamik der negative Stromanteil erhöht, gleichzeitig nimmt die Höhe des Impulsstromes ab. Des Weiteren erhöht sich die zeitliche Dauer des negativen Stromanteils mit zunehmender Dynamik. Im Gegensatz zur Stromstärke wird aber die Dauer des positiven Stromimpulses nicht verkürzt, so dass die Erhöhung des AC-Anteils mit einer Verlängerung der Periodendauer einhergeht.

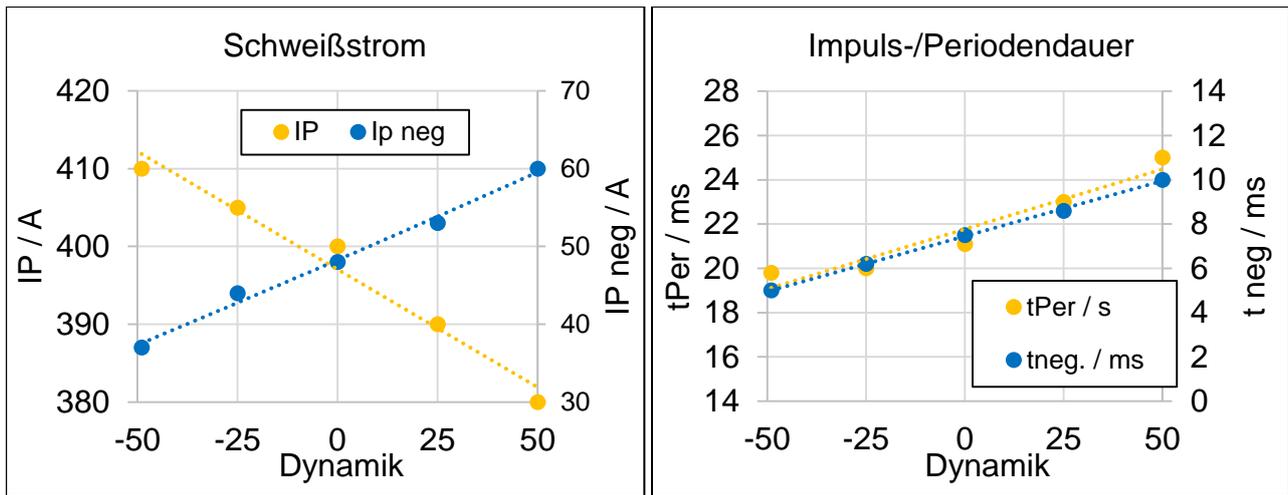


Abbildung 53: Einfluss der Dynamik auf den Schweißstrom und Periodendauer

Die Erhöhung der Drahtvorschubgeschwindigkeit hat eine Erhöhung des Impulsstroms und eine Verringerung der Periodendauer zur Folge. Die Verringerung der Periode führt zu einer häufigeren Tropfenablösung und somit zu einer zunehmenden Abschmelzleistung. In ersten Tastversuchen, die später eine Voraussetzung für die Erstellung geometrischer Prozessfenster bilden, wurden Drahtvorschubgeschwindigkeiten mit unterschiedlichen Dynamikanteilen variiert und der jeweilige Einbrand ins Unterblech gemessen. Weitere Qualitätskriterien der Nahtbeurteilung blieben dabei unberücksichtigt. Wie Abbildung 54 verdeutlicht nimmt der Einbrand mit zunehmendem Drahtvorschub zu, wogegen der zunehmende AC-Anteil dem Einbrand entgegen wirkt. Aufgrund zu geringer Drahtvorschübe u./o. hoher Dynamikanteile stellen sich Fehler wie kein Einbrand oder Bindefehler ein. Im umgekehrten Fall, zu hohe Drahtvorschübe bei zu kleinen AC-Anteilen führen zu Einbrandkerben und Wurzelfurchung.

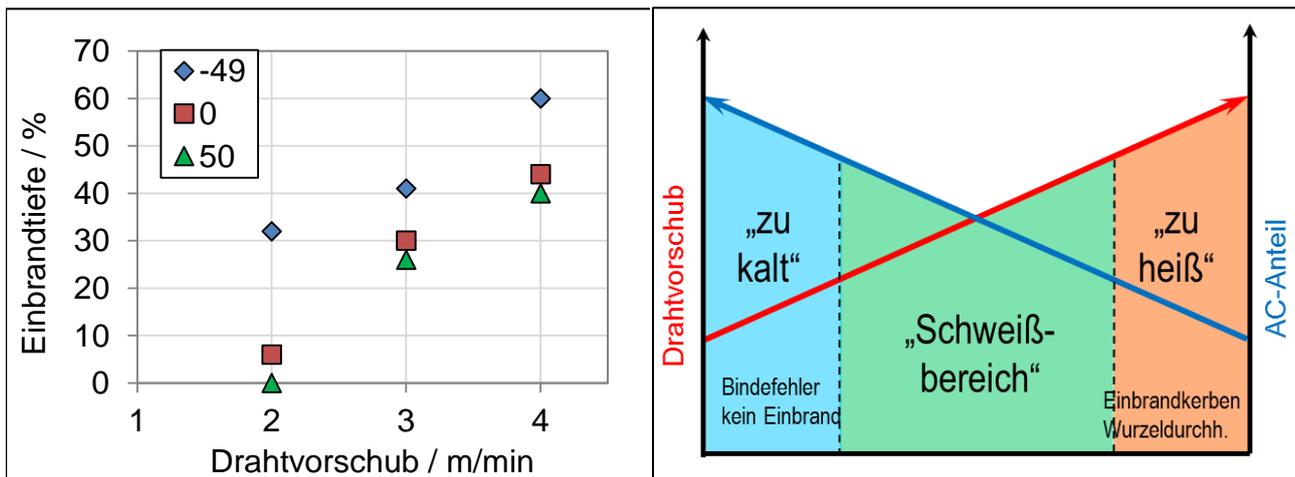


Abbildung 54: Einbrandtiefe in Abhängigkeit von Drahtvorschub und Dynamik (links), Einflüsse auf den Einbrand (Schweißbereich)

In Abbildung 55 wird der beschriebene Einfluss der zunehmenden negativen Stromanteile auf das äußere Nahtaussehen erkennbar. Geschweißt wurden die Bleche nach den Vorgaben aus Tabelle 19, wobei den Versuchen eine Drahtvorschubgeschwindigkeit von

3,5 m/min zugrunde liegt. Wie bei der Schweißnaht die mit der Einstellung +50 geschweißt wurde deutlich wird, führt ein hoher Negativanteil nicht zwangsläufig zu guten Schweißergebnissen.



Abbildung 55: Veränderung des Nahtaussehens durch die Variation der AC-Dynamik (CW , $v_{Dr} = 3,5$ m/min)

6.4.4 ColdArc

Bei Anwahl des CA-Prozesses an der Schweißstromquelle erweitert sich die Einstellmöglichkeit um einen weiteren Parameter, die sogenannte „Dynamik“. Der numerische Wert ist dimensionslos und kann ganzzahlig in den Grenzen zwischen -40 bis +40 ausgewählt werden. Der Wert 0 ist voreingestellt. Um den Einfluss der Dynamik auf den Strom-Spannungsverlauf und auch das Schweißergebnis bewerten zu können, wurden Versuchsschweißungen durchgeführt. Die hierbei verwendeten Parameter und Versuchsbedingungen sind in Tabelle 20 wiedergegeben.

Tabelle 20: Versuchsbedingungen und Schweißparameter zur Charakterisierung des CA

Werkstoff	22MnB5, s = 1,5 mm	Spalt	0 mm
v_s	50 cm/min	Versatz	0 mm
v_{Dr}	3,6 m/min	Dynamik	-40; 0; +40
ZW	G3Si1, d = 1,0 mm	Schutzgas	M21
Stickout	12 mm	Brennerstellung	neutral/15°-25°

Wie den dynamikabhängigen Strom-Verläufen in Abbildung 56 zu entnehmen ist, erhöht sich mit zunehmendem CA-Anteil (-40 bis +40) der Kurzschlussstrom schneller und der Strom, der zum Aufbrechen der Kurzschlussbrücke bereitgestellt wird nimmt zu. Der anschließende Aufschmelzimpuls kann eine von der gewählten Dynamik unabhängige Stromhöhe erreichen oder mit dem Kurzschlussimpuls so gekoppelt werden, dass der Aufschmelzimpuls entsprechend angepasst ist.

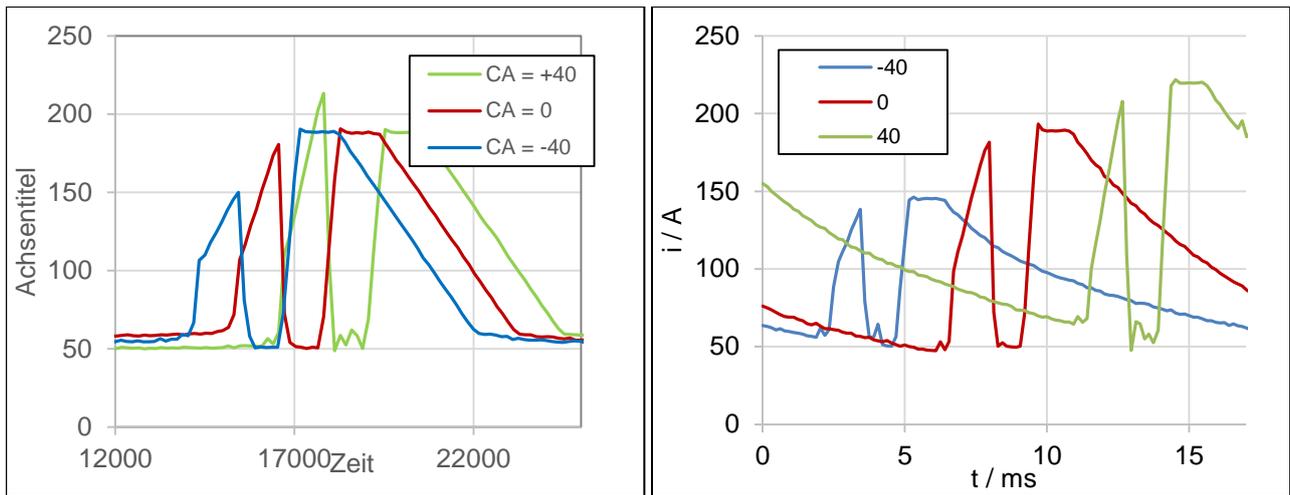


Abbildung 56: CA-dynamikabhängige Stromverläufe, mit Kurzschlussstrom-Aufschmelzimpuls: ungekoppelt (links), gekoppelt (rechts)

6.5 Geometrische Prozessfenster

6.5.1 Grenzen des Standardkurzlichtbogens

Während der unbeschichtete 22MnB5 mit dem KLB, auch mit Spalt und Versatz problemlos geschweißt werden kann, wurden Schweißungen der Al-Si-beschichteten Bleche ein ungewöhnliches Verhalten des Schmelzbades beobachtet. Im Vergleich zu Blechen ohne Überzug ist eine Spaltüberbrückung nicht möglich, sehr leicht entstehen Einbrandkerben, deren Tiefe im Extremfall gleich der Blechdicke ist. Abbildung 57a zeigt exemplarisch den Querschnitt einer Schweißnaht auf unbeschichtetem Grundwerkstoff und Abbildung 57b das entsprechende Pendant bei identischen Schweißparametern mit 22MnB5+AS150. Hier ist das bei einem Spalt von 1 mm das Oberblech nicht angebunden.

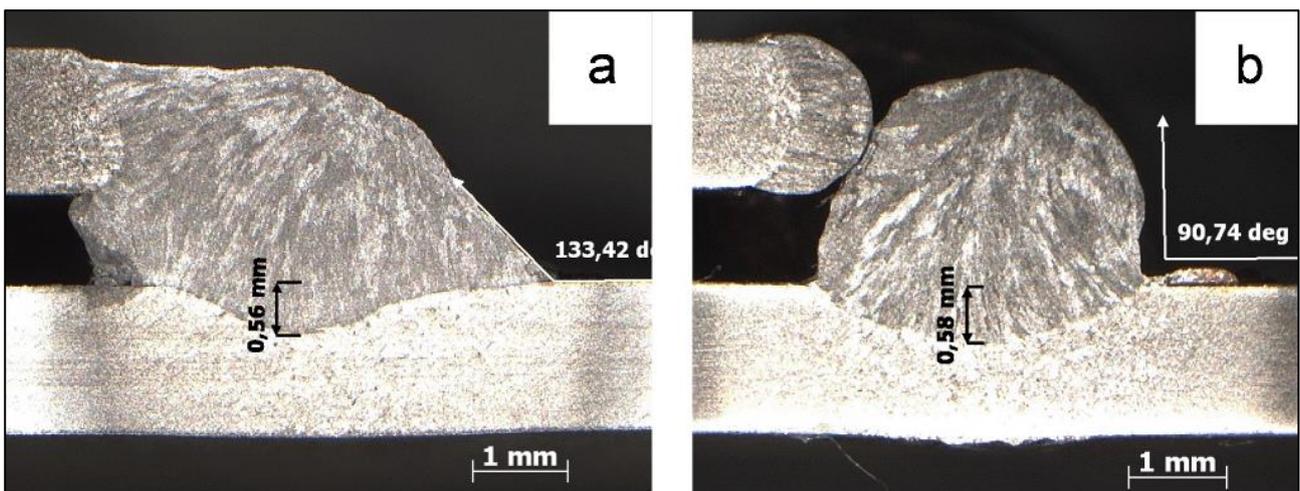


Abbildung 57: Einfluss des AS150-Überzugs auf die Nahtausbildung (KLB, $v_{Dr} = 3$ m/min, $v_s = 50$ cm/min, M21, G3Si1, S = 1 mm)

Um dennoch mit dem KLB eine Spaltüberbrückbarkeit von 1 mm realisieren zu können, wurden verschiedene Parameter und Randbedingungen verändert. Die nachfolgend

aufgeführten Maßnahmen wurden teils auch miteinander kombiniert, waren jedoch nicht erfolgreich.

- Verlagerung des Brennersversatzes auf das Oberblech bis hin zur Positionierung des Drahtaufsetzpunktes auf die Kante des Oberbleches
- Brennerneigungswinkel 10°
- Erhöhung der Drahtvorschubgeschwindigkeit
- Reduzierung der Spannung

Durch die alleinige Verschiebung des Drahtaufsetzpunktes zum Oberblech hin ($V < 0$ mm) konnten die Einbrandkerben in ihrem Ausmaß vermindert, jedoch nicht vollständig beseitigt werden. Auch durch die Verwendung eines alternativen Schutzgases M23 (ArHeOC-18/3,1/2) konnte die Spaltüberbrückung bei Gewährleistung einer adäquaten Schweißnahtqualität nicht verbessert werden wie Abbildung 58 verdeutlicht.

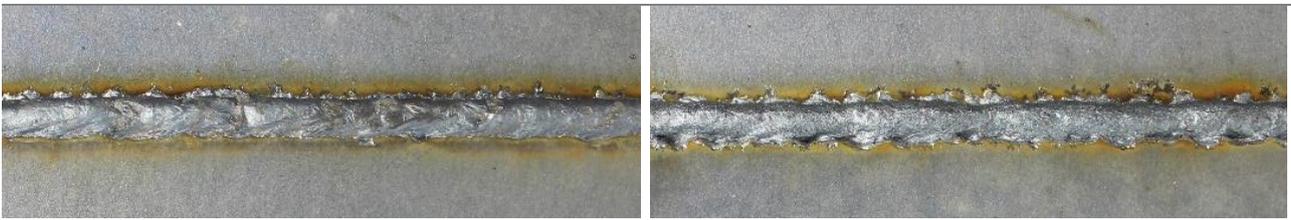


Abbildung 58: KLB-Schweißnähte mit M21 (links) und M23 (rechts), $v_{Dr} = 3,6$ m/min, $v_s = 50$ cm/min, G3Si1, Spalt $S = 1$ mm, Versatz $V = 0$ mm

6.5.2 GPF in Abhängigkeit vom Schweißverfahren

Für die Ermittlung der schweißprozessabhängigen GPF wurden die in Tabelle 21 aufgeführten, prozessspezifischen Schweißparameter verwendet. Sämtliche Schweißungen wurden an dem 22MnB5+AS150 mit dem Schutzgas M21 unter Verwendung des Zusatzwerkstoffes G3Si1 durchgeführt.

Tabelle 21: Schweißparameter zur schweißprozessabhängigen Erstellung GPF

Prozess	v_{Dr} m/min	LiBo-Korr. / %	Dynamik
kIb	3,3	10	-
CMT	4,5	0	0
CMT-A	5,5	15	EP/EN-Balance: 5/4
	8,0	15	EP/EN-Balance: 1/6
ColdWeld	3,4	19	AC-Anteil: -49
	3,7	12	AC-Anteil: -15
	3,7	10	AC-Anteil: 0
	3,2	3	AC-Anteil: +15
	2,7	0	AC-Anteil: +50
ColdArc	3,6	0	CA-Anteil: -15

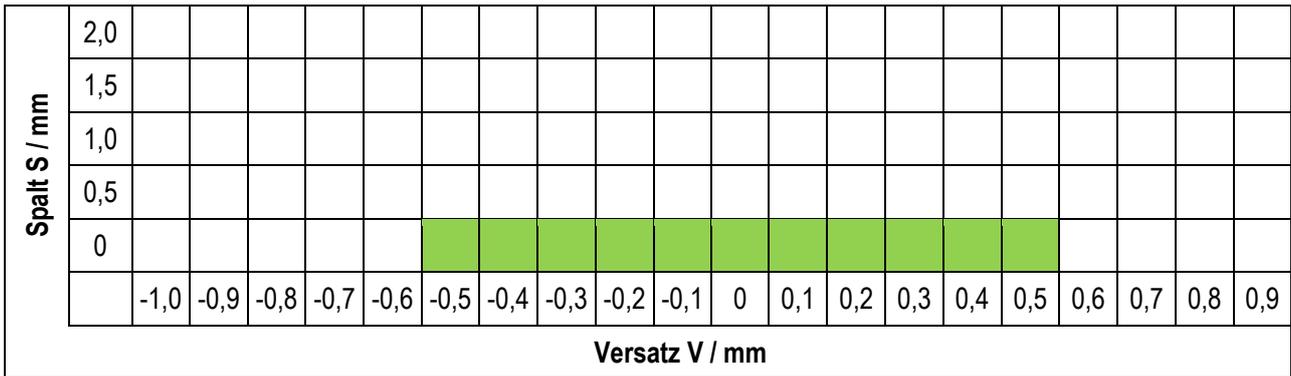


Abbildung 59: 22MnB5+AS150, KLB, $v_{Dr} = 3,5$ m/min, M21, G3Si1

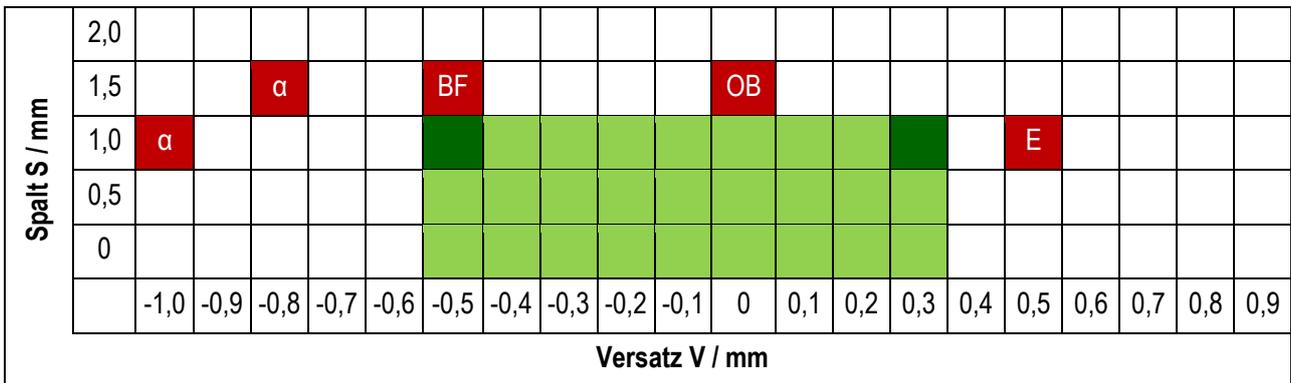


Abbildung 60: 22MnB5+AS150, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, M21, G3Si1

Von ausgewählten Spalt- und Versatzkombinationen sind die angefertigten und zur Auswertung herangezogenen Querschliffe in Abbildung 61 abgebildet.

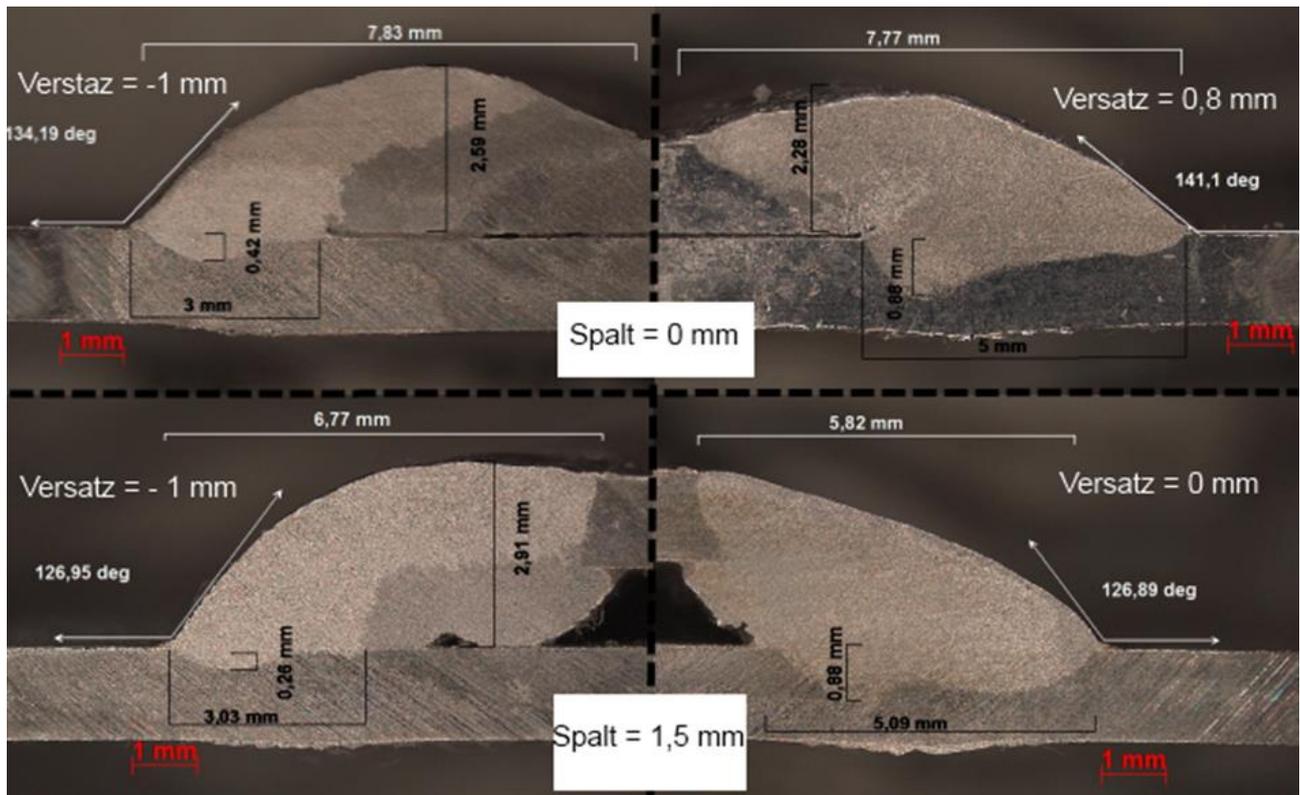


Abbildung 61: Querschliffe von CMT-geschweißtem 22MnB5+AS150 bei verschiedenen Spalt- und Versatzvariationen, C1, G4Si1

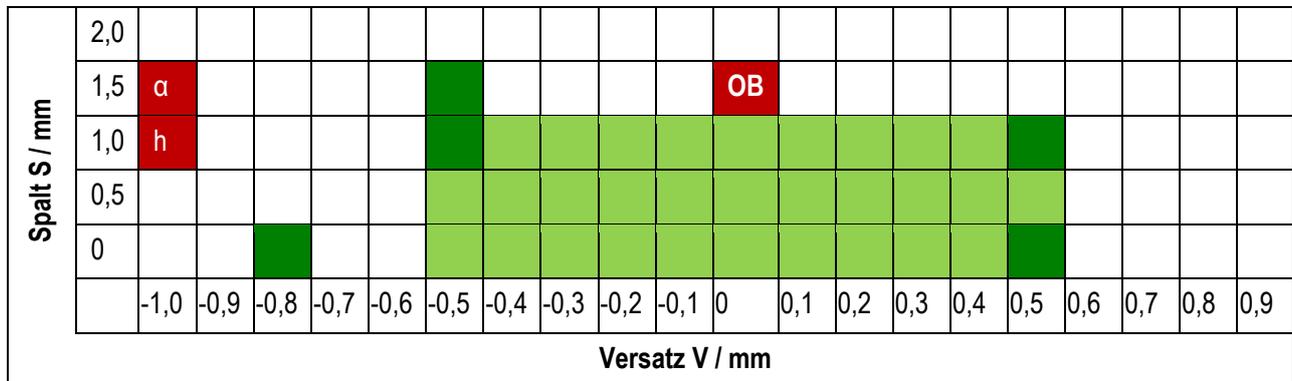


Abbildung 62: 22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 5,5$ m/min, M21, G3Si1

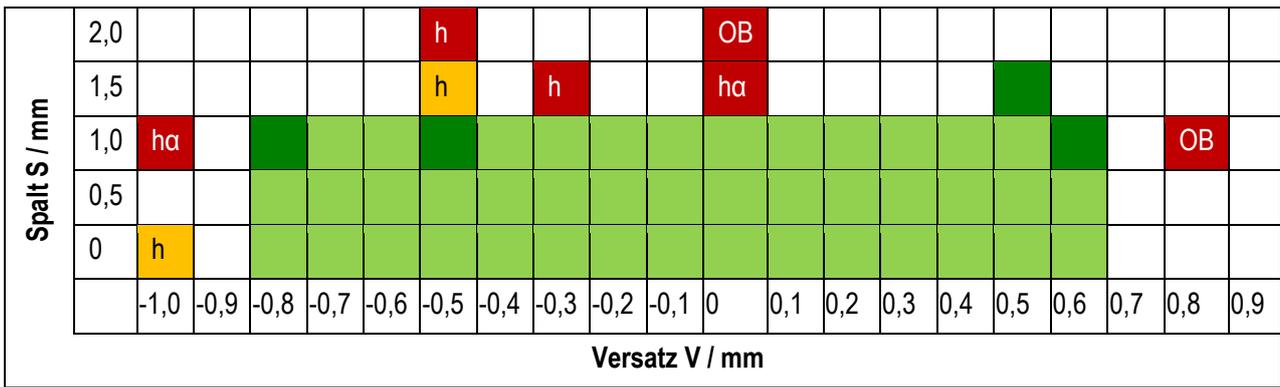


Abbildung 63: 22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0$ m/min, M21, G3Si1

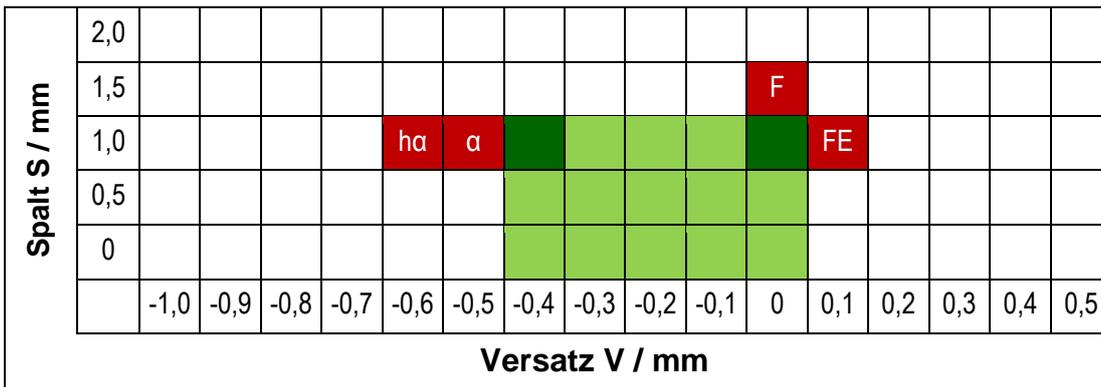


Abbildung 64: 22MnB5+AS150, CW = -49, $v_{Dr} = 3,4$ m/min, M21, G3Si1

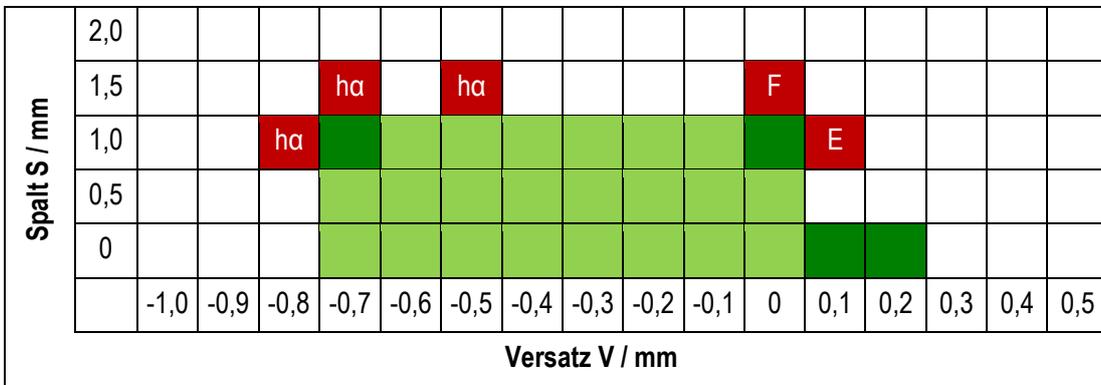


Abbildung 65: 22MnB5+AS150, CW = -15, $v_{Dr} = 3,7$ m/min, M21, G3Si1

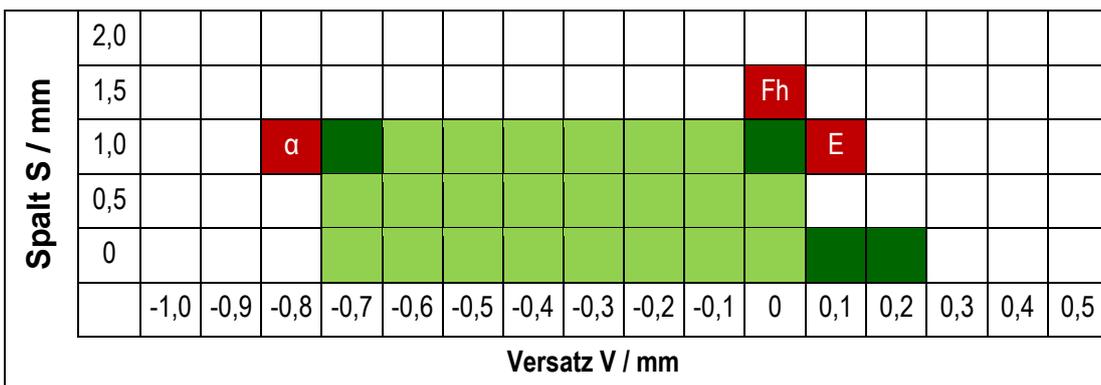


Abbildung 66: 22MnB5+AS150, CW = 0, v_{Dr} = 3,6 m/min, M21, G3Si1

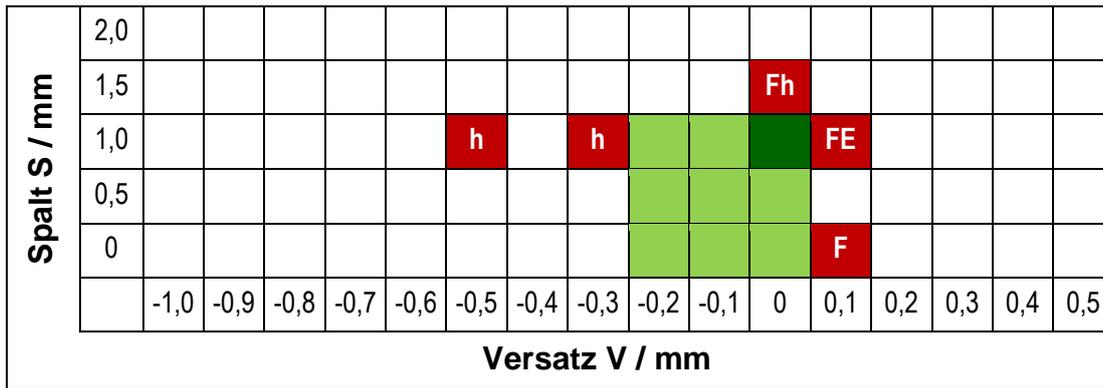


Abbildung 67: 22MnB5+AS150, CW = +15, v_{Dr} = 3,2 m/min, M21, G3Si1

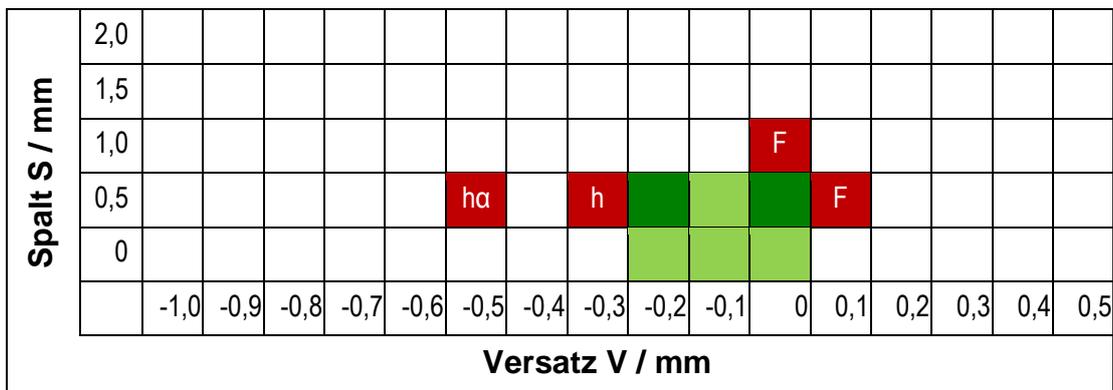


Abbildung 68: 22MnB5+AS150, CW = +50, v_{Dr} = 2,7 m/min, M21, G3Si1

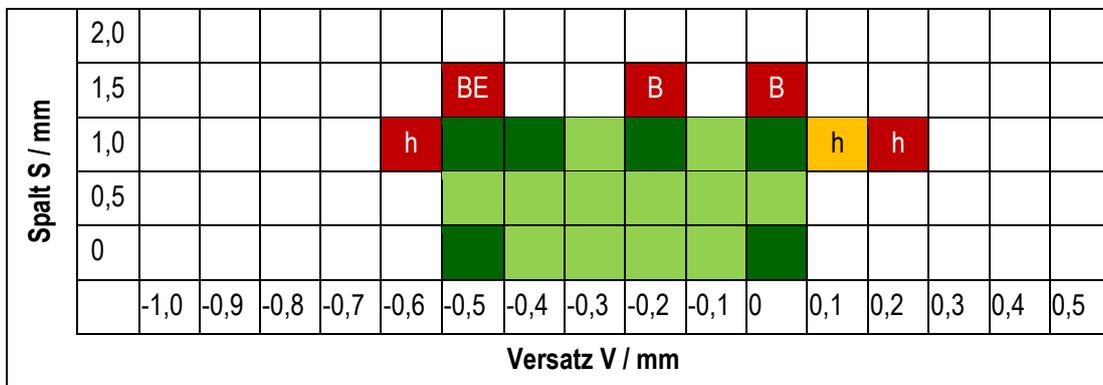


Abbildung 69: 22MnB5+AS150, ColdArc, v_{Dr} = 2,7 m/min, M21, G3Si1

6.5.3 GPF für 22MnB5+AS10 in Abhängigkeit von der Art Schutzgases und des Schweißverfahrens (CMT, CMT-A)

Für die Untersuchungen des Einflusses der Schutzgase M21 und C1 auf die Prozesssicherheit bei der Erstellung der GPF bei Verwendung der Prozesse CMT und CMT-A wurden die in Tabelle 22 wiedergegebenen Prozessparameter verwendet. Es ist darauf hinzuweisen, dass die eingestellten Parameter für beide Schutzgase identisch sind.

Abbildung 72: 22MnB5+AS150, CMT-A, $v_{Dr} = 8,0$ m/min, C1, G4Si1

6.5.4 GPF für 22MnB5+Z140 in Abhängigkeit von der Art Schutzgases und des Schweißverfahrens (CMT, ColdArc)

Die für die Ermittlung der GPF von 22MnB5+Z140 verwendeten schutzgasabhängigen Schweißparameter sind in Tabelle 23 angegeben.

Tabelle 23: Schweißparameter zur Erstellung der GPF von 22MnB5+Z140

Prozess	Schutzgas	ZWS	v_{Dr} m/min	LiBo-Korr. / %	Dynamik
CMT	M21	G3Si1	3,8	25	2
	C1	G4Si1	4,5	10	2,5
ColdArc	M21	G3Si1	3,7	-	-15

Beim Schweißen des 22MnB5+Z140 konnte unabhängig vom verwendeten Schweißverfahren (CMT bzw. ColdArc) eine im Vergleich zum 22MnB5 bzw. zum 22MnB5+AS150 hohe Porenbildung beobachtet werden. Eine starke Verringerung der Porenbildung kann durch einen genügend großen Spalt zwischen den Blechen gewährleistet werden. In Abbildung 73 bis Abbildung 75 sind äußere Ansichten und Querschliffe der mit den verschiedenen Verfahren und Schutzgasen geschweißten Nähte abgebildet. Alle Schweißungen wurden bei einem Spalt von 1 mm ohne Brennersatz geschweißt. Die Anzahl der Poren ist aufgrund des gewählten Spaltes sehr gering.

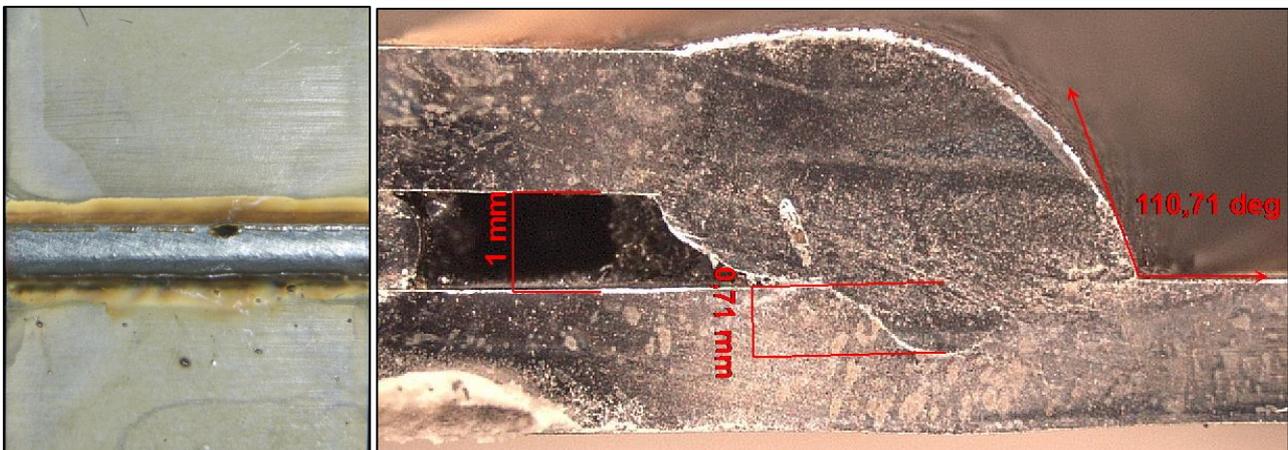


Abbildung 73: Naht und Querschliff einer CMT-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit M21 und G3Si1 (Spalt 1 mm, Versatz = 0 mm)



Abbildung 74: Naht und Querschliff einer CMT-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit C1 und G4Si1 (Spalt 1 mm, Versatz = 0 mm)

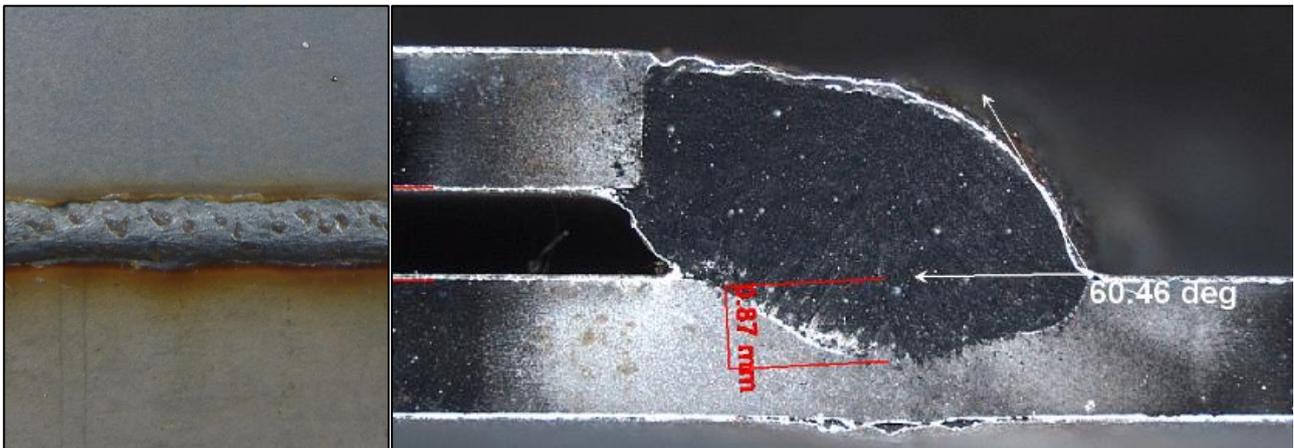


Abbildung 75: Naht und Querschliff einer ColdArc-Schweißung von 22MnB5+Z140 mit M21 und G3Si1 (Spalt = 1 mm, Versatz= 0 mm)

Die aus den Schweißversuchen ermittelten GPF für den 22MnB5+Z140 sind in Abbildung 76 bis Abbildung 78 zu entnehmen.

Spalt S / mm	2,0																			
	1,5			N		N		W												
	1,0							N												
	0,5							N												
	0							E												
	-1,0	-0,9	-0,8	-0,7	-0,6	-0,5	-0,4	-0,3	-0,2	-0,1	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
	Versatz V / mm																			

Abbildung 76: 22MnB5+Z140, CMT, $v_{Dr} = 4,5 \text{ m/min}$, M21, G3Si1

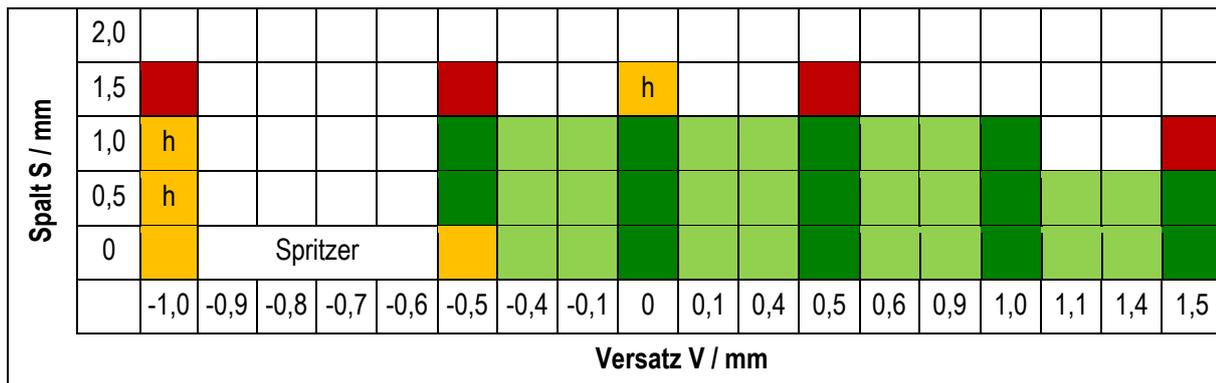


Abbildung 77: 22MnB5+Z140, CMT, $v_{Dr} = 4,5 \text{ m/min}$, C1, G4Si1

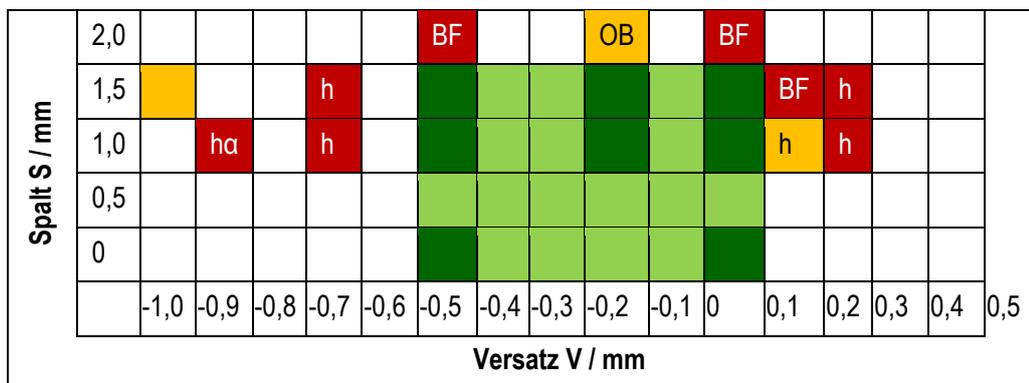


Abbildung 78: 22MnB5+Z140, ColdArc, $v_{Dr} = 3,7 \text{ m/min}$, M21, G3Si1

6.5.5 Vergleich der Nahtausprägungen

In diesem Abschnitt wird der Einfluss des verwendeten Schweißverfahrens bzw. der Drahtvorschubgeschwindigkeit sowie der Einfluss von Spalt und Brennersversatz auf das geometrische Aussehen des Schweißnahtquerschnitts beschrieben. Zum Verständnis sind in Abbildung 79 die vermessenen und gegenübergestellten geometrischen Nahtgrößen noch einmal wiedergegeben.

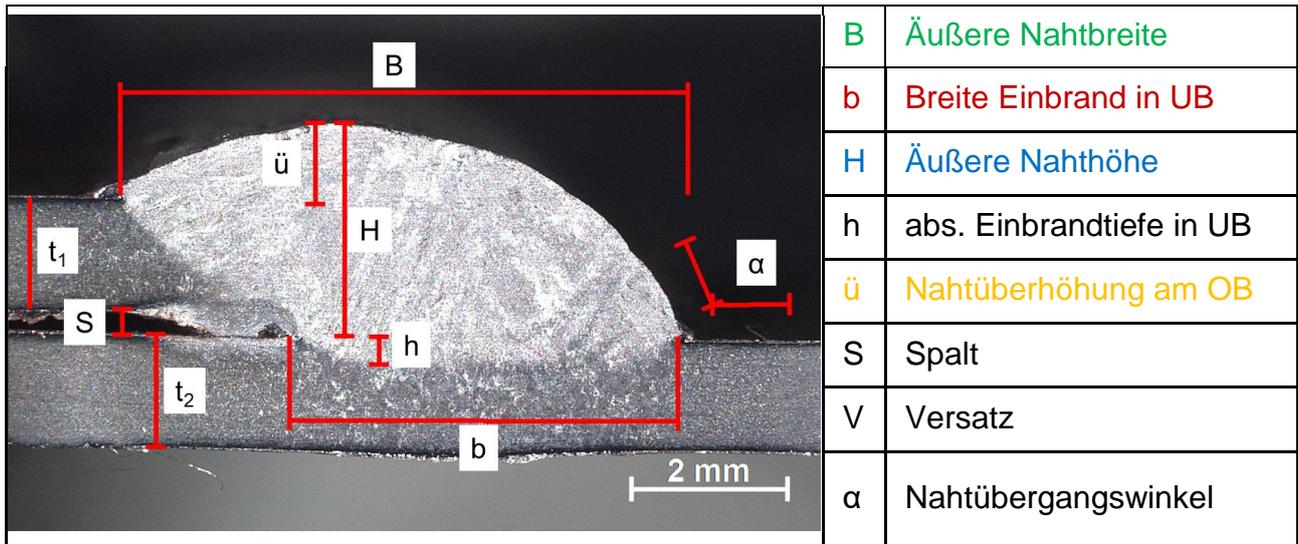


Abbildung 79: Geometrische Nahtkennwerte

Nahtgeometrie in Abhängigkeit vom Schweißverfahren bzw. Drahtvorschub

Anhand der erstellten Nahtquerschliffe der unterschiedlichen Schweißverfahren (Abbildung 80) wurde der Vergleich einiger geometrischer Nahtgrößen durchgeführt. Die Untersuchungen folgten exemplarisch für einen Spalt von 1 mm und einen Versatz auf das Oberblech von $V = -0,5$ mm.

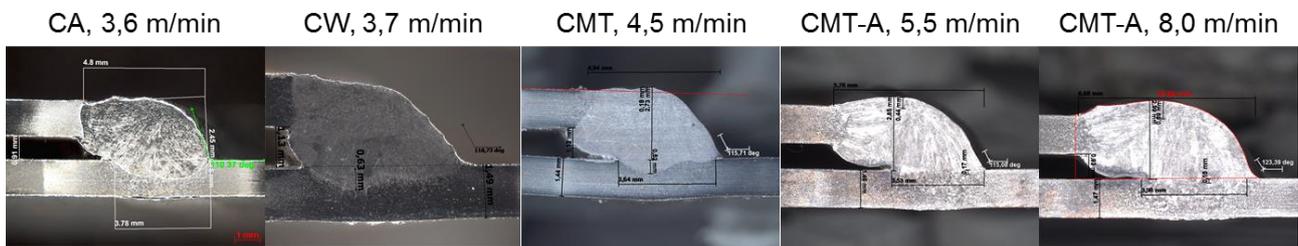


Abbildung 80: Querschliffe von geschweißten 22MnB5+AS150-Proben, M21, G3Si1 (S = 1 mm, V = 0,5 mm)

Wie Abbildung 81 verdeutlicht steigt mit zunehmendem Drahtvorschub die äußere *Naht*-höhe *H*, die äußere *Naht*breite *B* und die *Naht*überhöhung *ü*. Die *Breite* des *Einbrands* in das *Unterblech* *b* bleibt nahezu konstant.

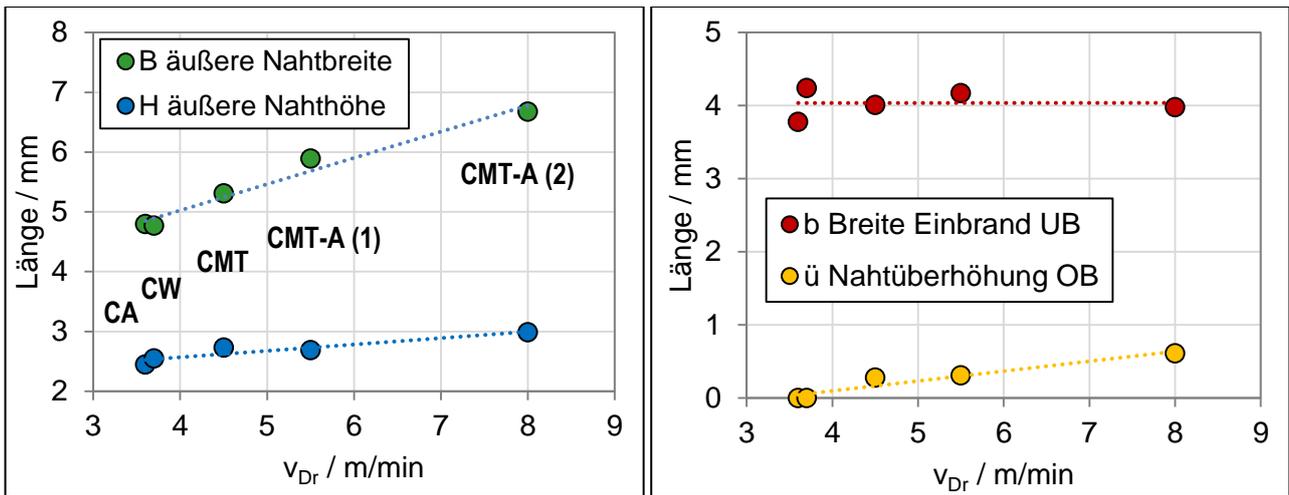


Abbildung 81: Geometrische Nahtgrößen in Abhängigkeit vom Schweißverfahren bzw. Drahtvorschub

Einfluss von Spalt und Brennersversatz

Anhand der Querschliffe in Abbildung 82 sind geometrische Nahtkennwerte vermessen und vergleichend in Abhängigkeit von Spalt und Brennersversatz qualitativ in Tabelle 24 gegenübergestellt worden.

Tabelle 24: Vergleich geometrischer Nahtkennwerte in Abhängigkeit von Spalt und Versatz

Spalt S		
0 mm	Kennwert	> 0 mm
größer	Äußere Nahtbreite B	kleiner
konstant	Breite Einbrand in UB b	konstant
kleiner	Äußere Nahthöhe H	größer
größer	abs. Einbrandtiefe in UB h	kleiner
größer	Nahtüberhöhung am OB ü	kleiner
nicht eindeutig	Nahtübergangswinkel α	nicht eindeutig
Versatz V		
auf Oberblech	Kennwert	auf Unterblech
konstant	Äußere Nahtbreite B	konstant
kleiner	Breite Einbrand in UB b	größer
konstant	Äußere Nahthöhe H	konstant
kleiner	abs. Einbrandtiefe in UB h	größer
größer	Nahtüberhöhung am OB ü	kleiner
kleiner	Nahtübergangswinkel α	größer

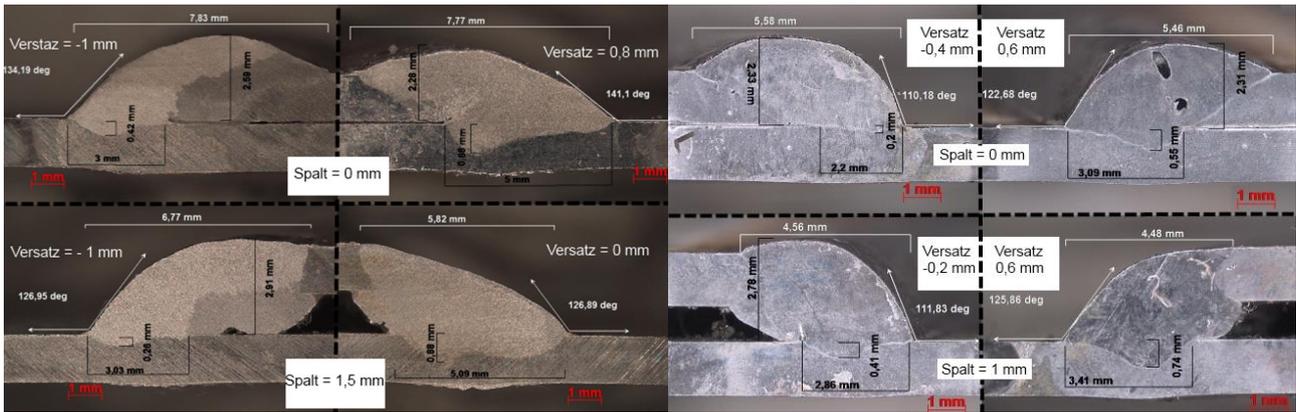


Abbildung 82: Querschliffe von CMT-geschweißtem 22MnB5+AS150, C1, G4Si1 (links) und 22MnB5+Z140, M21, G3Si1 (rechts) bei verschiedenen Spalt- und Versatzvariationen

6.6 Charakterisierung der mechanisch-technologischen Eigenschaften

6.6.1 Einflüsse auf die Scherzugkraft

Aus der Beobachtung der bisherigen Scherzugversuche ist bekannt, dass der Versatz der Bleche in Dickenrichtung – verursacht durch die Überlappung und den Spalt – beim Ziehen ein Biegemoment verursacht. Dieses Biegemoment führt zu Spannungsspitzen an der aus Grundwerkstoff und Schweißgut bestehenden geometrischen Kerbe an der Unterseite des Oberblechs (Abbildung 83) und äußert sich im Versuch durch ein Aufbiegen des Überlappungsbereichs. Aufgrund der hohen Streckgrenze und der geringen Bruchdehnung des Grundwerkstoffs 22MnB5 im gehärteten Zustand können die entstehenden Spannungen nicht abgebaut werden, so dass die Plastifizierung auf die Anlasszone der WEZ und das Schweißgut konzentriert wird. Durch die Kerbwirkung am Übergang vom Oberblech zum Schweißgut und der auftretenden Spannungsspitze versagen die Scherzugproben nicht im angelassenen Bereich der WEZ, sondern an der Kerbe (vgl. Härteverlauf Abbildung 83-links). In der Folge fallen die gemessenen Scherzugkräfte sehr gering aus. In Abbildung 83-rechts sind die Normalspannung σ_F und die Biegespannung σ_b qualitativ dargestellt. Durch die Addition der Spannungskomponenten tritt in der unteren Randfaser des Oberblechs die größte Zugspannung auf. Auf der Blechoberseite hingegen kommt es in Folge der dominierenden Biegespannung zu Druckspannungen.

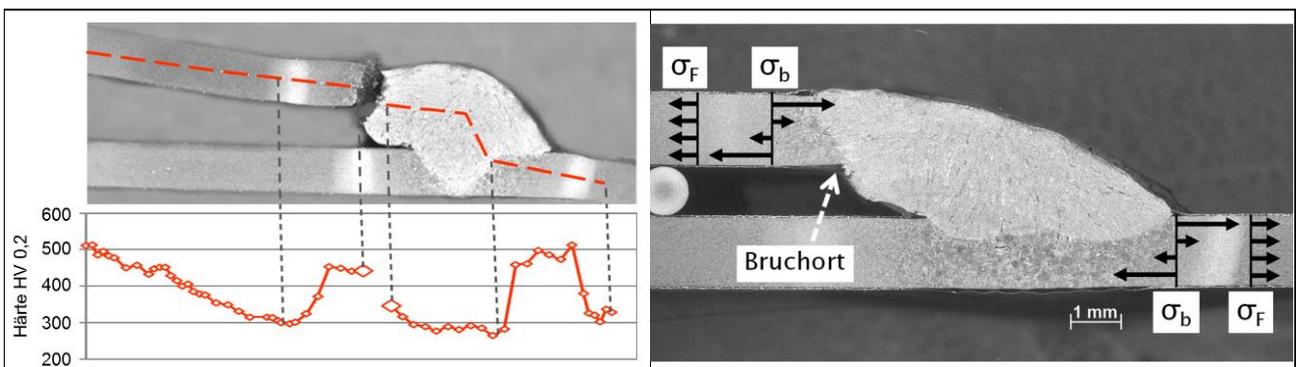


Abbildung 83: Schweißnahtquerschnitt mit qualitativen Spannungsverläufen

Aufgrund der hohen Spaltüberbrückbarkeit des CMT-A-Prozesses unter Verwendung des Schutzgases C1, wurden Scherzugversuche an Proben durchgeführt, bei denen der Spalt schrittweise vergrößert wurde. Der Versatz wurde nicht variiert und betrug für alle Schweißverbindungen $V = 0$ mm. Um nachzuweisen, dass das Biegemoment die Beanspruchbarkeit der Verbindungen beeinträchtigt, wurde bei einem Teil der Proben das Aufbiegen des Überlappungsbereichs konstruktiv behindert. Zu diesem Zweck wurden auf den kompletten Überlappungsbereich der Scherzugprobe Stützbleche aufgesteckt. Zur Quantifizierung des Einflusses der Biegebeanspruchung auf die Scherzugkraft wurden Proben aus einer Schweißnaht mit Stützblechen und Proben auf herkömmliche Weise ohne Stützbleche geprüft (Abbildung 84). Mit zunehmendem Spalt nimmt die Beanspruchbarkeit der Schweißverbindung ab, wird auf das Anbringen der Stützbleche verzichtet, ist die Verminderung der Beanspruchbarkeit mit zunehmendem Spalt stärker ausgeprägt.

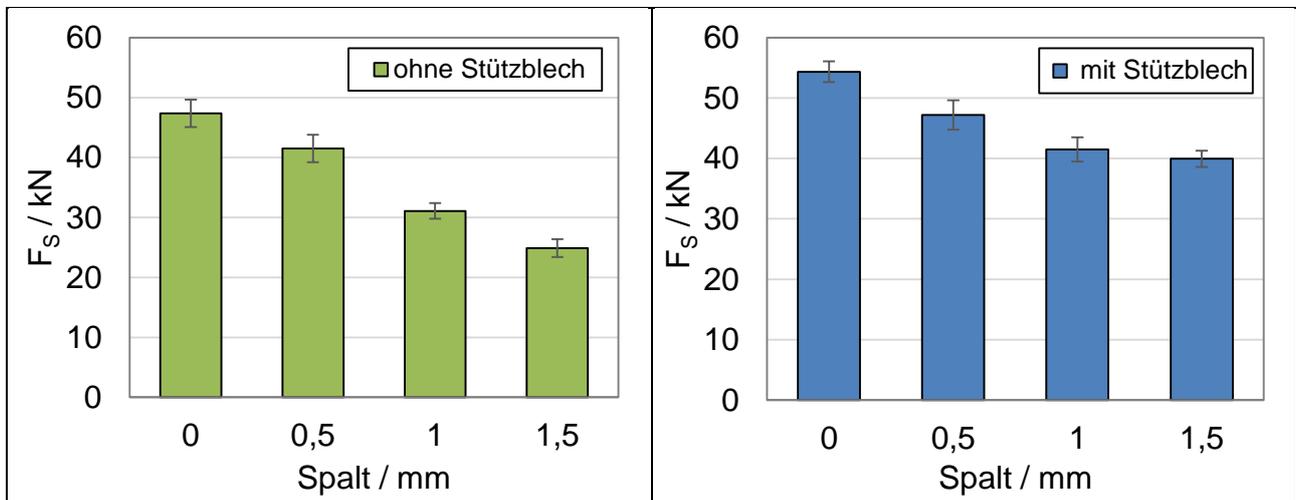


Abbildung 84: Scherzugkräfte in Abhängigkeit von Spalt und Stützblech: ohne Stützblech (rechts), mit Stützblechen (links)

6.6.2 Scherzugkraft in Abhängigkeit von der Art des Schweißverfahrens

In Abbildung 85 sind die Scherzugkräfte mit unterschiedlichen Verfahren geschweißter 22MnB5+AS150-Proben mit einem Versatz von 0 mm und für Spalte von 0 und 1 mm wiedergegeben. Für die Versuche wurde das gleiche Schutzgase und Zusatzwerkstoffe verwendet. Bei Betrachtung des Diagramms wird erneut die Verringerung der Scherzugkraft bei größerem Spalt zwischen den Blechen deutlich. Weniger Einfluss auf die Höhe der Scherzugkraft besitzt hingegen das verwendete Schweißverfahren bzw. der eingebrachte Zusatzwerkstoff.

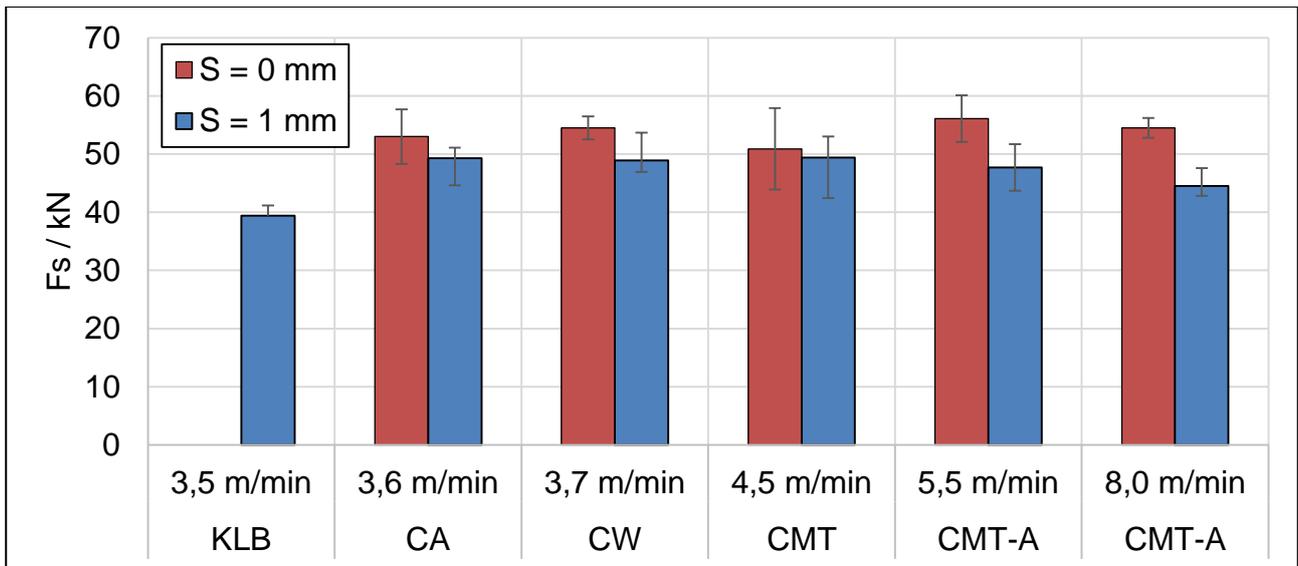


Abbildung 85: Scherzugkräfte geschweißter 22MnB5+AS150-Proben, M21, G3Si1 in Abhängigkeit vom Schweißverfahren und Drahtvorschub bei 0 und 1 mm Spalt, Versatz = 0 mm

6.6.3 Scherzugkraft in Abhängigkeit vom Brennersversatz

In Abbildung 86-links sind für verschiedenen Schweißverfahren die Scherzugkräfte bei einem Nullspalt und unterschiedlichen Brennersversätzen dargestellt. Demnach haben der Prozesses und somit die Drahtvorschubgeschwindigkeit keinen Einfluss auf die Scherzugfestigkeit. Das gleiche trifft für einen Versatz auf das Oberblech zu. Mit größer werdenden Versatz auf das Unterblech, so diese Brennerposition vom Schweißprozess gewährleistet werden kann, verringert sich die Scherzugkraft. Bei Zunahme des Spalts (Abbildung 86-rechts) wird dieser Effekt verstärkt.

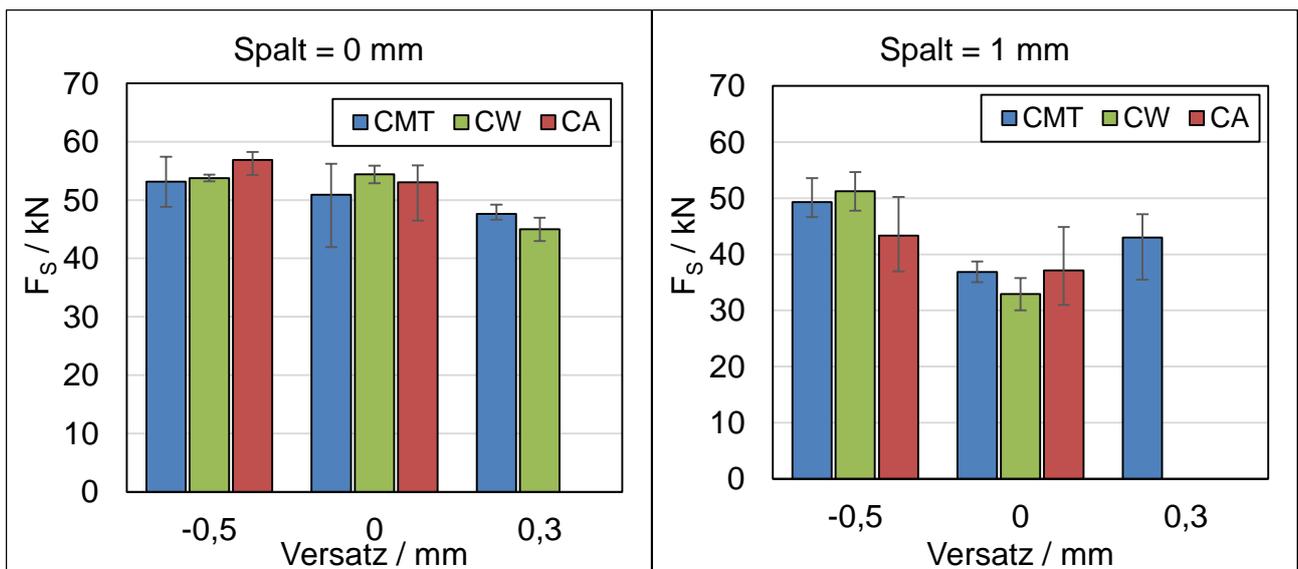


Abbildung 86: Scherzugkräfte in Abhängigkeit von Spalt und Versatz für 22MnB5+AS150, CMT ($v_{Dr} = 4,5$ m/min), ColdWeld ($v_{Dr} = 3,6$ m/min), ColdArc, $v_{Dr} = 3,6$ m/min, M21, G3Si1: Nullspalt (links), S = 1 mm (rechts)

6.6.4 Scherzugkraft in Abhängigkeit von der Art des Überzuges

Die Maximalkräfte der Scherzugversuche an den CMT-geschweißten 22MnB5+Z140-Proben sind spalt- und versatzabhängig in Abbildung 87 gegenübergestellt. Grundsätzlich können dem geschweißten Zink-Material hohe Scherzugkräfte eingeräumt werden.

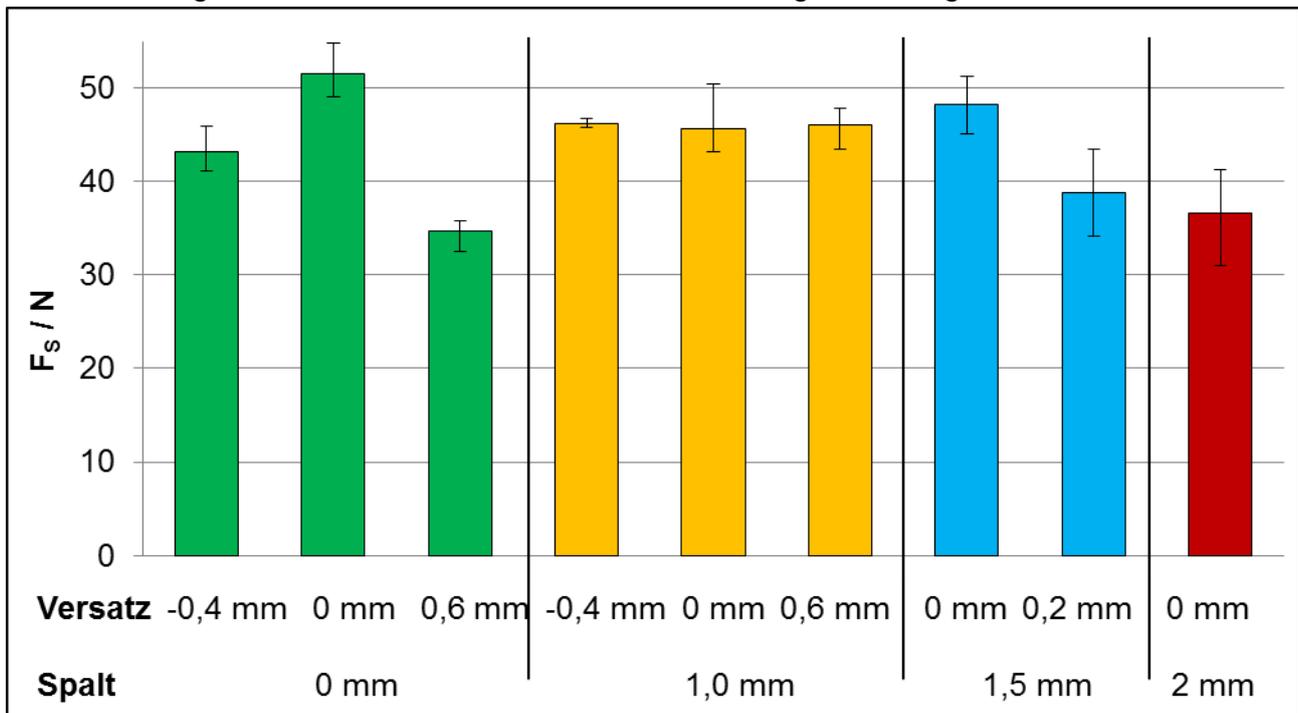


Abbildung 87: Scherzugkräfte von 22MnB5+Z140, $v_{Dr} = 3,8$ m/min, M21, G3Si1 bei variierendem Spalt und Versatz

Die Voraussetzung hierfür ist porenfreies Schweißen, welches durch einen Spalt zwischen den zu fügenden Blechen (Entgasungsspalt für Zink) begünstigt wird. Die Bruchfläche einer im tragenden Nahtquerschnitt durch Schweißporen stark verringerte Probe ist in Abbildung 88 wiedergegeben. Die Scherzugkräfte für solche Proben verringerten sich auf unter 30 kN. Hinsichtlich der Scherzugkraft ist hinsichtlich des Spaltes zwischen den Blechen von einem Kompromiss auszugehen. Durch größere Spalte kann die Porenbildung reduziert werden, auf der anderen Seite nimmt mit zunehmendem Spalt die Scherzugkraft durch das größer werdende Biegemoment ab.

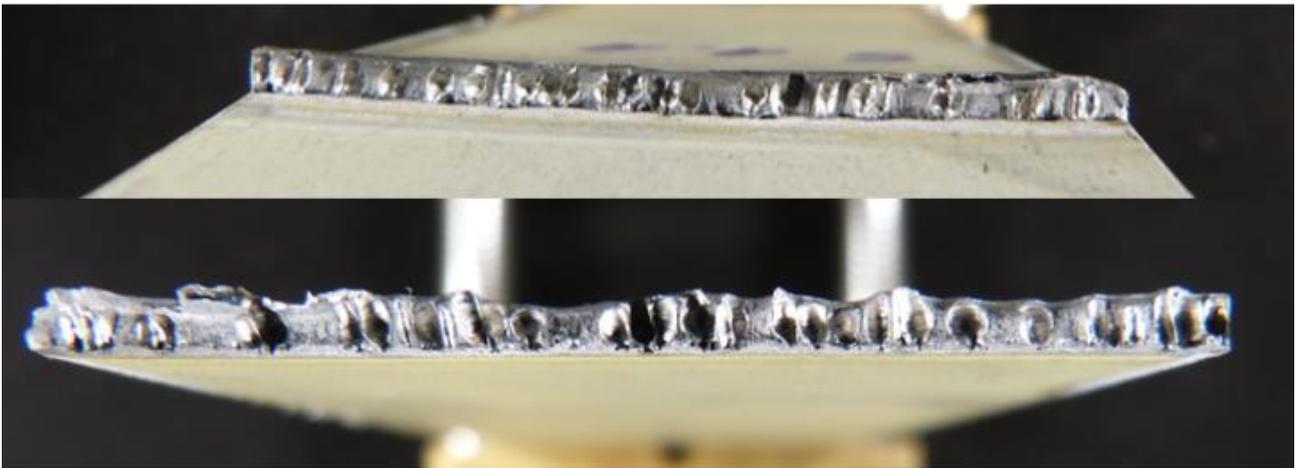


Abbildung 88: Bruchflächen einer CMT-geschweißten Scherzugprobe aus 22MnB5+Z140, M21, G3Si1 bei $S = 0$ mm und $V = 0,6$ mm

6.6.5 Scherzugkraft in Abhängigkeit von der Art des Schutzgases und Zusatzwerkstoff

Bei dem Schweißen mit reinem Kohlendioxid als Schutzgas ist durch den hohen Sauerstoffanteil wird von einem Abrand der festigkeitssteigernden Zusatzelemente ausgegangen. Aus diesem Grund wird beim Schweißen mit C1 als Schutzgas der Zusatzwerkstoff G4Si1 empfohlen. Aufgrund des höheren Gehaltes von Mn und Si wird der Elementabbrand reduziert und somit das Festigkeitsverhalten begünstigt. Der beschriebene Zusammenhang wird in Abbildung 89 verdeutlicht. Hier sind die Ergebnisse von Scherzugversuchen unterschiedlicher Schweißverfahren mit Verwendung des Zusatzwerkstoffes G3Si1 für die beiden Schutzgase M21 und C1 gegenübergestellt. Bei Betrachtung des Diagramms sind etwas geringere Scherzugkräfte bei dem CMT- bzw. CMT-A-Prozess mit kleinerer Drahtvorschubgeschwindigkeit zu bemerken. Bei den anderen Prozessen wurden leicht höhere Kräfte beim Schutzgas C1 ermittelt.

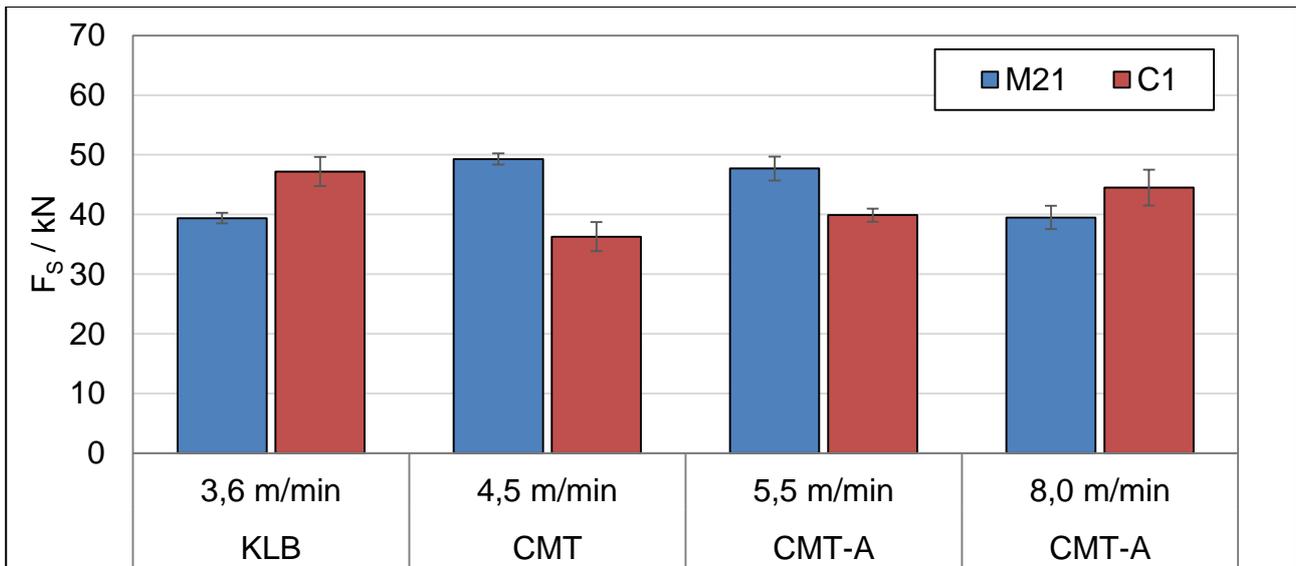


Abbildung 89: Scherzugkräfte nach dem Schweißen von 22MnB5+AS150 mit unterschiedlichen Schweißverfahren und Schutzgasen (M21, C1) und dem gleichen Schweißzusatz G3Si1 ($S = 0$ mm, $S = 1$ mm)

Die Scherzugkräfte beim CMT-Prozess unter Verwendung der für die Schutzgase empfohlenen Schweißzusätze (M21 – G3Si1, C1 – G4Si1) sind in Abhängigkeit vom Spalt zwischen den Blechen in Abbildung 90 wiedergegeben. Aufgrund der erhöhten Menge von Legierungsbestandteilen des G4Si1 ist von gesteigerten Scherzugkräften auszugehen.

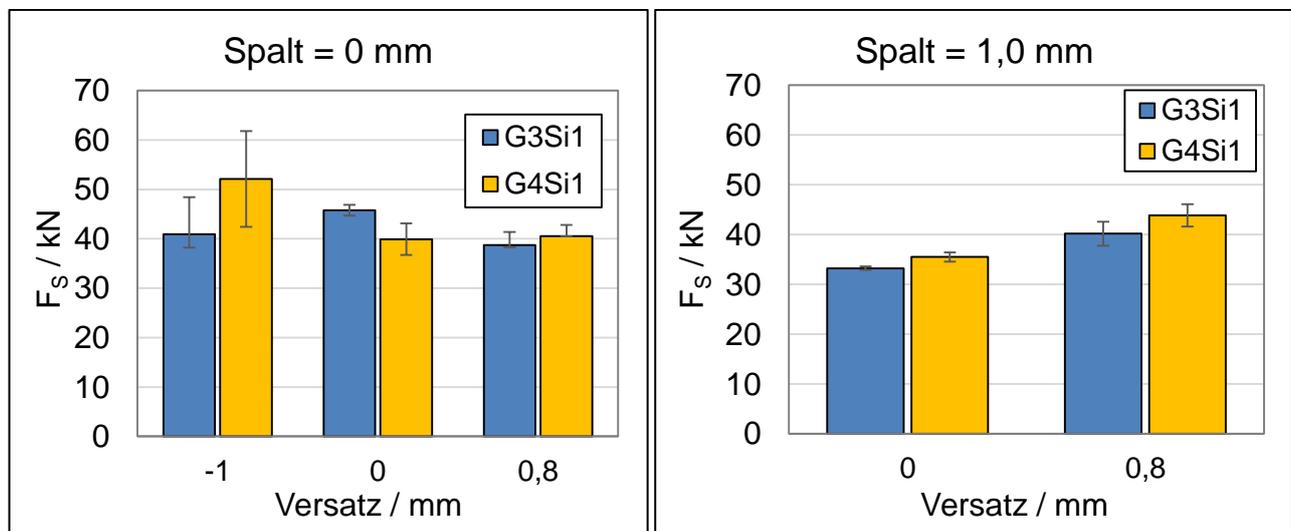


Abbildung 90: Scherzugkräfte von 22MnB5+AS150, CMT, $v_{Dr} = 4,5$ m/min, Schutzgas C1 mit G3Si1 und G4Si1

6.7 Ergebnisse der Kopfzugversuche

Die Herstellung der Kopfzugproben gestaltete sich sehr viel komplizierter als die der Scherzugproben. Grund hierfür ist das vergleichsweise kleine Langloch, dessen geraden Kanten im Überlappstoß verschweißt werden müssen. Aufgrund der kurzen Länge von 20 mm gestaltet sich die Positionierung des Brenners ungünstig, so dass die Schweißnähte

unterschiedliche Längen und qualitative Nahtausprägungen besitzen. Somit konnten Spalt- noch Versatzvariationen nur beschränkt reproduzierbar abgebildet werden.

Im Vergleich zwischen dem Al-Si- und dem Zink-beschichteten Kopfzugproben wird erneut der Einfluss der Porenbildung auf die Kopfzugkraft deutlich. Das Vorliegen eines Nullspalts zwischen den Blechen hat insbesondere bei den verzinkten Blechen eine starke Reduzierung der Kopfzugkraft zur Folge. Bei einem Spalt von 1 mm hingegen konnte eine deutliche Zunahme der Kopfzugkräfte beobachtet werden, die den Al-Si-beschichteten Blechen betragsmäßig nicht nachsteht. Verdeutlicht wird dieser Zusammenhang in Abbildung 91.

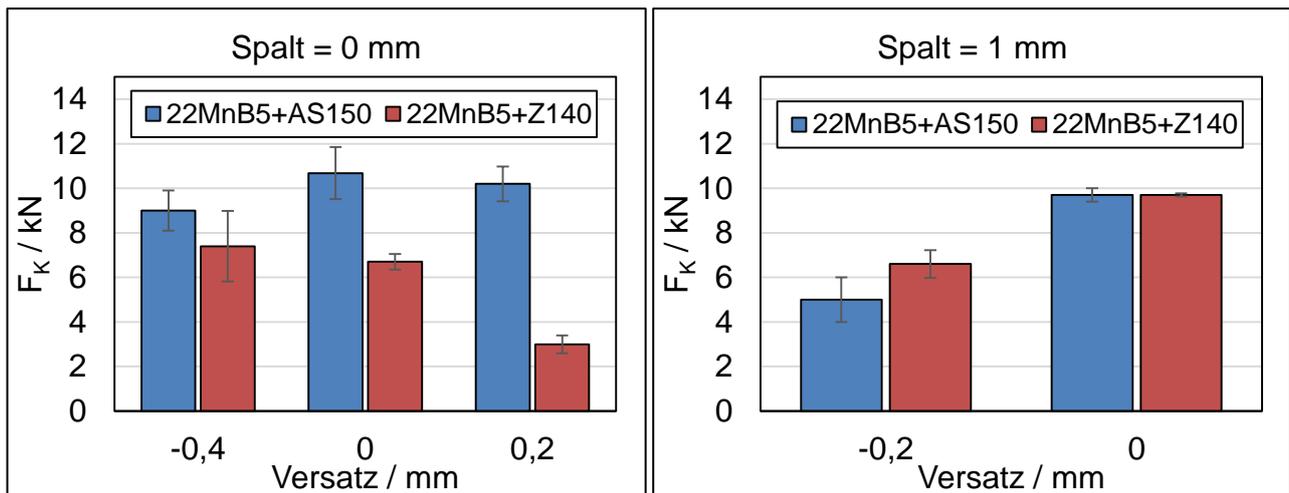


Abbildung 91: Kopfzugkräfte von CMT-geschweißten 22MnB5-Proben mit Al-Si- bzw. Zn-Überzug bei verschiedenen Spalten und Versätzen

Bei der Bestimmung der Rissauslösungsorte konnten zwei markante Stellen definiert werden. Der überwiegende Teil der Proben ist entlang der Schmelzlinie, an der Kerbe zwischen Schweißgut und dem Oberblech gebrochen (Abbildung 92). Der Rest der Proben versagte im Schweißgut, wobei die erzielten Kopfzugkräfte betragsmäßig gleiche Höhen erreichten (Abbildung 93).

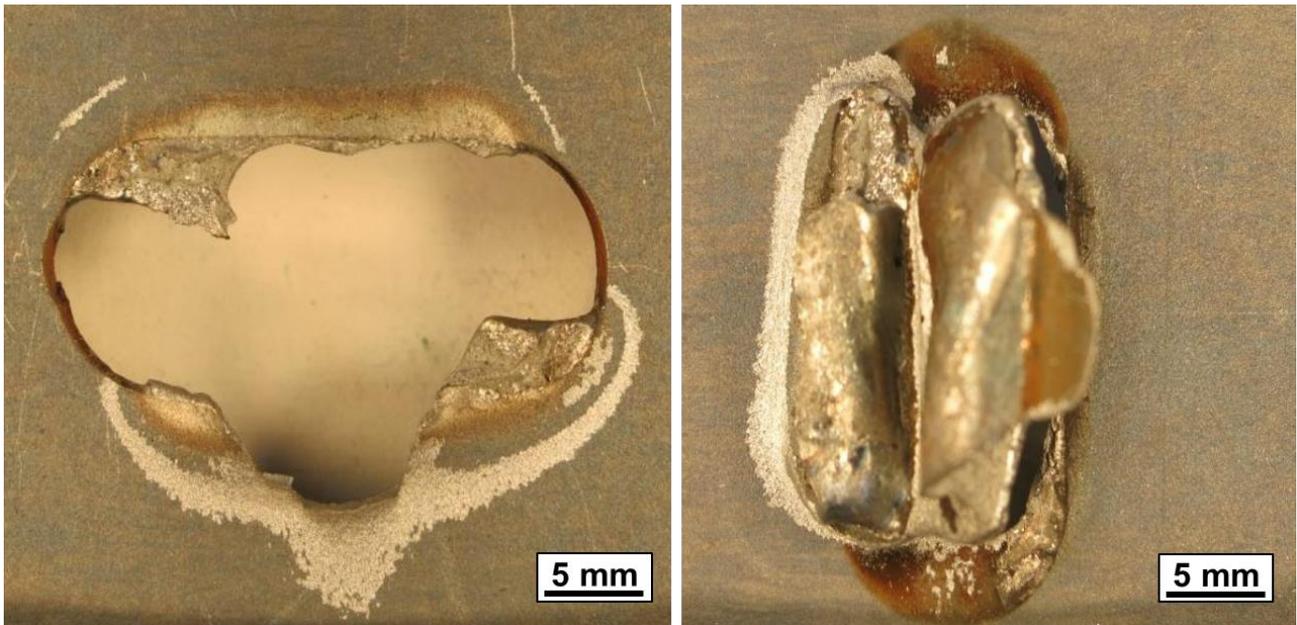


Abbildung 92: CMT-geschweißte Kopfzugprobe aus 22MnB5+AS150, rissauslösender Ort: Schmelzlinie

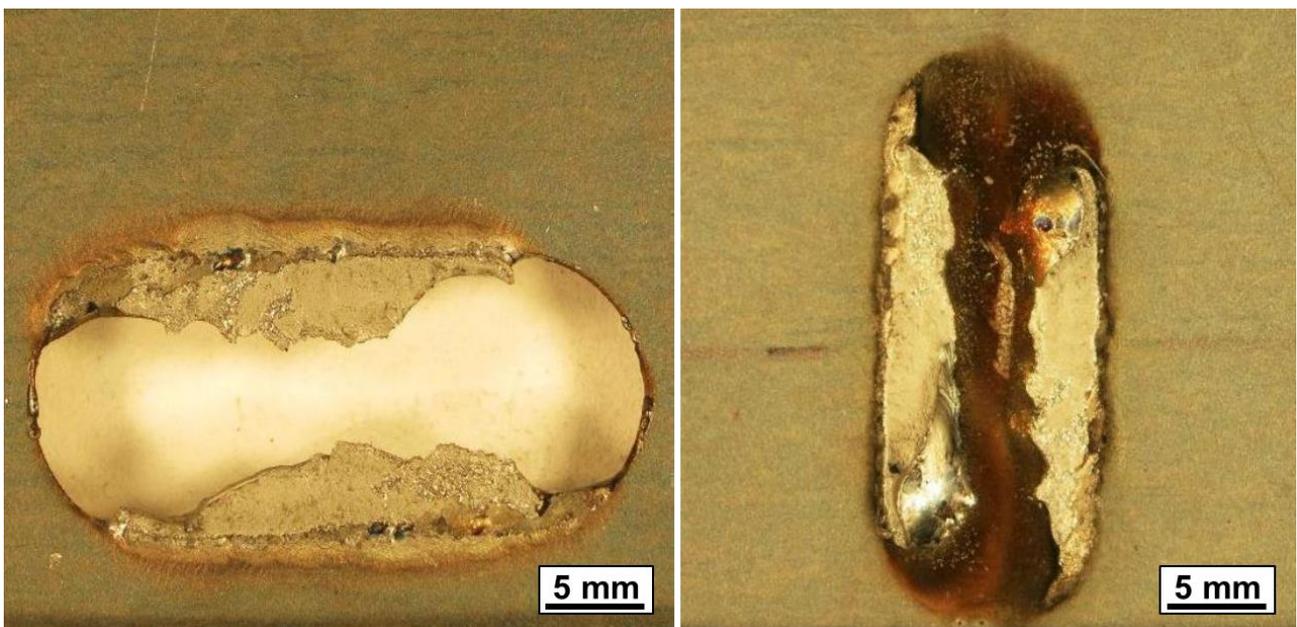


Abbildung 93: CMT-geschweißte Kopfzugprobe aus 22MnB5+AS150, rissauslösender Ort: Schweißgut

6.8 Schweißen bei hohen Schweißgeschwindigkeiten

Die nach Erhöhung der Schweißgeschwindigkeiten erzielten Schweißergebnisse sind als Nahtdraufsicht und durch metallografische Querschliffe in Abbildung 94 wiedergegeben.

CMT	ColdWeld	ColdArc
------------	-----------------	----------------

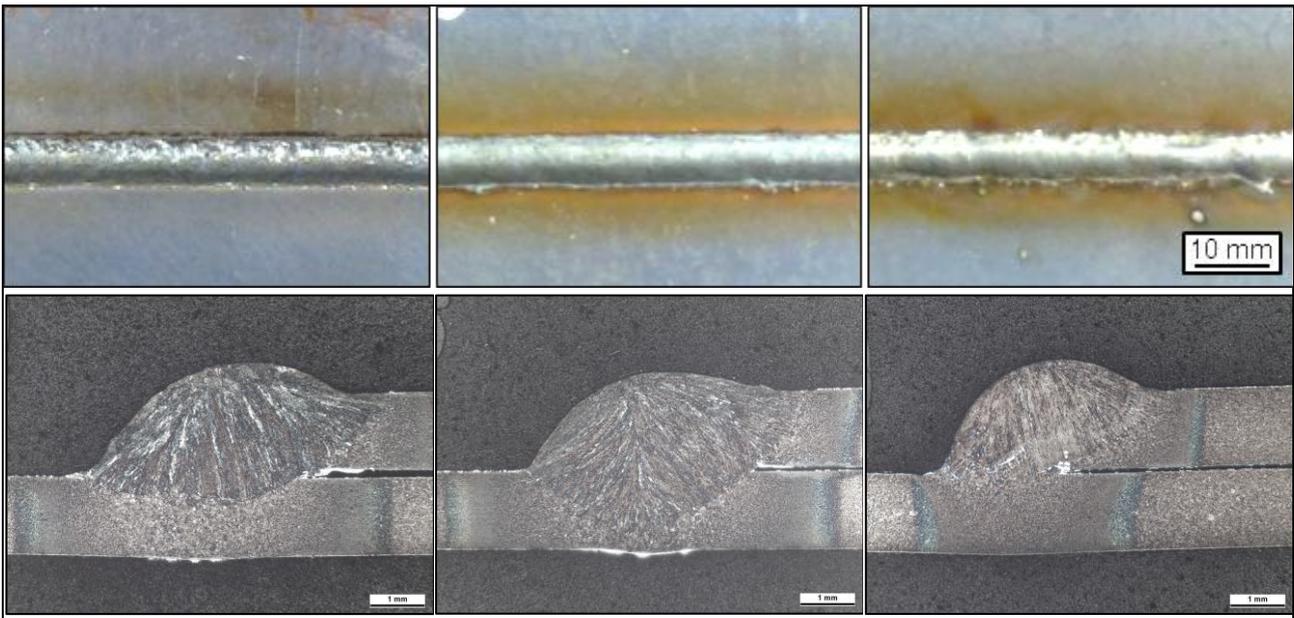


Abbildung 94: Nahtaussehen und Querschliffe bei Schweißungen bei höheren Schweißgeschwindigkeiten

Zur Charakterisierung der Nahtqualität wurden neben der Sichtüberprüfung des Nahtaussehens die Einbrandtiefe und der Nahtübergangswinkel bestimmt. Ergänzt wurden die in Abbildung 95 wiedergegebenen Diagramme durch die in Kapitel 5.6.2 definierten Qualitätsgrenzen. Wie dem Diagramm zu entnehmen ist, können mit den drei untersuchten Schweißverfahren noch höhere Schweißgeschwindigkeiten als die den vorhergehenden Untersuchungen zugrundeliegende von 50 cm/min, bei einer adäquaten Nahtqualität erreicht werden.

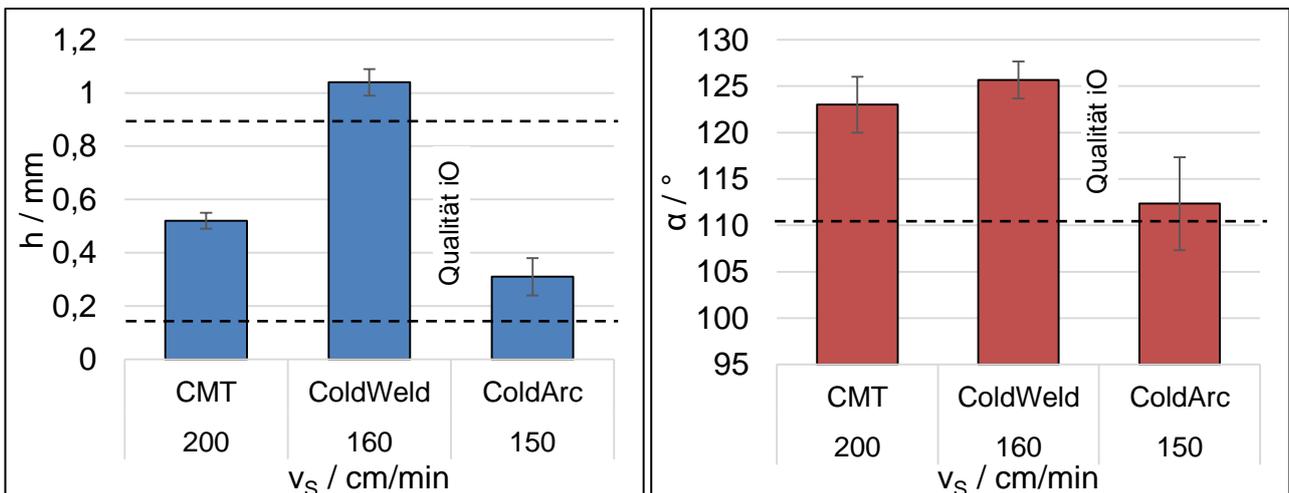


Abbildung 95: Schweißverfahrensabhängige Nahtinbrandtiefen und Nahtübergangswinkel von 22MnB5+AS150 bei erhöhten Schweißgeschwindigkeiten

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

Das erste der in Kapitel 3.1 beschriebenen Forschungsziele ist die Analyse und Beschreibung des Festigkeitsverhaltens MSG-geschweißter Verbindungen aus formgehärtetem Vergütungsstahl.

Die Charakterisierung der Festigkeitseigenschaften wurde an Schweißverbindungen durchgeführt, die wie im Automobilbau üblichen im Überlappstoß hergestellt wurden. Als Prüfverfahren wurden zerstörenden Prüfungen, der Kopf- und der Scherzugversuch angewendet. Beide Prüfverfahren sind ausführlich, hinsichtlich Probengeometrie und Versuchsbedingungen und ausführlich in dem SEP 1220-2 beschrieben. Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass beide Verfahren nur sehr beschränkte Aussagen erlauben. Beim Kopfzugversuch ist die Schweißmöglichkeit durch die vorgeschlagene Probengeometrie bzw. die Fügestelle (Langloch) sehr eingeschränkt. Prinzipiell ist die Brennerausrichtung vor Schweißbeginn sehr umständlich. Ebenfalls ungünstig ist die geringe Länge des zum Überlappstoß führenden Langlochs und somit der Schweißnaht. Die hinzukommende beschränkte Schweißneigung des beschichteten Materials führte zu erheblichen Streuungen und somit kaum verwertbaren Versuchsergebnissen.

Die schweißtechnische Ausführung der Scherzugproben hingegen erwies sich als unkompliziert durchzuführen. Allerdings tritt bei Proben im Überlappstoß mit Versatz der Bleche in Dickenrichtung, verursacht durch den Spalt ein Biegemoment auf, welches mit dem Spaltmaß zunimmt. Dieses Biegemoment führt zu Spannungsspitzen an der im Übergang vom Grundwerkstoff zum Schweißgut bestehenden geometrischen Kerbe an der Unterseite des Oberblechs. Aufgrund der hohen Streckgrenze und der geringen Bruchdehnung des Grundwerkstoffs 22MnB5 im gehärteten Zustand können die entstehenden Spannungen nicht abgebaut werden, so dass die Plastifizierung auf die Anlasszone der WEZ und das Schweißgut konzentriert wird. Durch die Kerbwirkung am Übergang vom Oberblech zum Schweißgut und der auftretenden Spannungsspitze versagen die Scherzugproben nicht im angelassenen Bereich der WEZ, sondern an der geometrischen Kerbe.

Bezogen auf den Querschnitt der angeschlossenen Bleche wurden stellenweise geringere Festigkeiten erreicht, als die vom Hersteller des Zusatzwerkstoffs angegebenen Festigkeiten für das reine Schweißgut. Ursächlich hierfür ist die Bruchlage entlang der Schmelzlinie. Es kann somit davon ausgegangen werden, dass die Verwendung eines Zusatzwerkstoffes mit höherer Festigkeit keine Steigerung der Scherzugkraft bewirken würde. Aufgrund der Kerbwirkung erschien es nicht sinnvoll, den zwangsläufig in der WEZ entstehenden Bereich der Entfestigung durch technologische Maßnahmen o.ä. zu reduzieren.

Ein zweites Forschungsziel hatte die prozesstechnischen Randbedingungen, die zum MSG-Schweißen der formgehärteten Vergütungsstähle geeignet sind zum Inhalt.

Aufgrund unterschiedlicher Beschichtungssysteme (+AS150, +Z140) des pressgehärteten 22MnB5 liegt eine begrenzte Schweißneigung, insbesondere bei Verwendung des KLB vor. Durch diesen Umstand wird im besonderen Maße die Schweißmöglichkeit beschränkt. Fertigungsbedingt unterliegen Bauteile und –gruppen Maß-, Form- und Lageabweichungen die

dazu führen, dass zwischen Blechen Spalte und Versetzungen entstehen. Da durch das MSG-Schweißen solche Unregelmäßigkeiten beherrschbar werden und das noch bei einseitiger Bauteilzugänglichkeit, sind die Anforderungen an den Prozess besonders groß. Dies führte dazu, dass von Schweißstromquellenherstellern sehr innovative modifizierte MSG-Schweißverfahren entwickelt wurden um der Problematik entgegenzutreten zu können. Aufgrund der dabei zugrunde liegenden, z.T. recht unterschiedlichen technologischen Konzepte lag es nah, eine Funktionsbeschreibung der im Forschungsvorhaben verwendeten MSG-Prozesse vorzunehmen. Im Folgenden wurden Prozessparameter ermittelt, die optimale Schweißergebnisse zur Folge hatten. Mit diesen Ausgangsgrößen wurde die Erstellung geometrischer Prozessgrößen vorgenommen. Sie geben Auskunft über die Robustheit eines Schweißprozesses gegenüber Prozessunsicherheiten in Form von Spalten zwischen den Blechen oder einem seitlichen Versatz zwischen Blechkante und Drahtaufsetzpunkt. Weiterhin wurde das Potential unterschiedlicher Schutzgase zur Erweiterung der GPF geprüft.

Unter Berücksichtigung einzelner Modifikationen der Arbeitsinhalte ist von einer Übereinstimmung der definierten Zielsetzungen vor Projektbeginn mit den erzielten Ergebnissen des Forschungsprojektes auszugehen.

8 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.

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

9.1 Wissenschaftlich-technischer Nutzen

Das Forschungsvorhaben liefert folgende wissenschaftlich-technische Ergebnisse für die sichere schweißtechnische Verarbeitung von formgehärteten Bauteilen aus dem Vergütungsstahl 22MnB5 mit unterschiedlichen Beschichtungskonzepten:

- Einfließen der erarbeiteten Erkenntnisse hinsichtlich der Schweißparameter z.B. Brennerstellung, Drahtvorschubgeschwindigkeit, Schutzgase in Schweißanweisungen
- Charakterisierung und Beschreibung der untersuchten Schweißprozesse
- Berücksichtigung von Spalt- und Versatzmöglichkeiten bei Überlappnähten in Verarbeitungs- und Konstruktionsvorgaben
- Aussagen über die Beschränktheit herkömmlicher zerstörender Prüfverfahren wie Scherzugversuch
- Übertragung der Ergebnisse in Normen- und Merkblatтарbeit, z.B. SEP 1220-5
- Ableitung geometrischer Nahtgrößen, die zerstörungsfreie Nahtprüfungen erlauben

9.2 Wirtschaftlicher Nutzen

Das Forschungsvorhaben liefert folgende wirtschaftlich nutzbare Ergebnisse für die sichere schweißtechnische Verarbeitung von formgehärteten Bauteilen aus dem Vergütungsstahl 22MnB5 mit unterschiedlichen Beschichtungskonzepten:

- Maschinen- und Anlagenbeschaffung in Abhängigkeit von geforderten Spalt- und Versatzmöglichkeiten beim Schweißen von 22MnB5 mit/ohne Überzug
- Optimale Schweißprozessparameter zur Vermeidung von Ausschuss und Nacharbeit an geschweißten Baugruppen für unterschiedliche Beschichtungen
- Steigerung der Kosteneffizienz durch Verwendung alternativer kostengünstiger Schutzgase und Zusatzwerkstoffe
- Erhöhung der Produktivität durch Steigerung von Schweißgeschwindigkeiten bei adäquater Schweißnahtqualität

10 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

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

Schlosser, B.; Schwedler, O. Jüttner, S.: Indikatoren zur Beurteilung der Qualität von MSG-Schweißnähten. In: 35. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS-Berichte (Veröffentlichung folgt).

Schwedler, O.; Jüttner, S.: Die Verarbeitung formgehärteter 22MnB5-Feinbleche aus fertigungstechnischer Sicht. In: 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 18. November 2014, Tagungsband, S. 145-62.

Schwedler, O.; Schlosser, B.; Jüttner, S.: Untersuchungen zum Einfluss der Prozessparameter beim Schweißen pressgehärteter Feinbleche unter Berücksichtigung fertigungsbedingter Einflüsse. In: Große Schweißtechnische Tagung 2014, Berlin, 15./16. September 2014, Tagungsband, S. 142-47.

Schwedler, O.; Schlosser, B.; Jüttner, S.: MAG-Schweißen pressgehärteter Feinbleche mit geregelten Lichtbogenprozessen unter Berücksichtigung fertigungsbedingter Einflüsse. In: 25. Schweißtechnische Fachtagung, Magdeburg, 07. Mai 2015, Tagungsband, S. ??-??.

Schwedler, O.; Schlosser, B.; Jüttner, S.: Welding of press hardened steel sheet using controlled GMA welding processes with regard to manufacturing influences. IIW-Dokument SC-Auto-81-15, 2015.

Schwedler, O.; Schlosser, B.; Jüttner, S.: Welding of press hardened steel sheet using controlled GMA welding processes with regard to manufacturing influences. (vorgesehen als peer-reviewte Veröffentlichung für die Zeitschrift Welding in the World).

11 Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum		
Veröffentlichung der Ergebnisse	Veröffentlichung der Ergebnisse in Tagungsbänden (4)	Vortrag auf 35. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2011 in Magdeburg und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band	01.-03.12.2014		
		Vortrag auf 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung Erlangen und Veröffentlichung im Tagungsband	18.11.2014		
		Vorträge auf Konferenzen (5)	Vortrag auf Großer schweißtechnischer Fachtagung 2014, Berlin und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 306	15./16.09.2014	
		Vortrag auf 25. Schweißtechnischer Fachtagung des DVS Magdeburg und Veröffentlichung im Tagungsband	07.05.2015		
		Vortrag auf 68th IIW Annual Assembly in Helsinki (Document SC-Auto-81-15)	30.06.2015		
Vorstellung der Ergebnisse in Gremien des DVS (4)		Präsentation von aktuellen Ergebnissen auf den Fachausschusssitzungen des FA 3 „Lichtbogenschweißen“	12.10.2013 26.03.2014 25.09.2014 25.03.2015		
		Abschlussvortrag	14.10.2015		
		Ergebnistransfer in die Industrie (7)			06.11.2014
				Projektgespräche mit den PA-Mitgliedern an der Forschungsstelle oder bei den Unternehmen zur zeitnahen und direkten Weitergabe der Ergebnisse in die Industrie	12.12.2014 17.12.2014 23.07.2014 13.01.2015 22.01.2015 08.05.2015
Projektbegleitender Ausschuss (4)	Darstellung und Diskussion von aktuellen Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie			05.09.2013	
				16.01.2014	
				24.09.2014	
		26.03.2015			
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	Innerhalb der Projektlaufzeit		

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung in der Fachzeitschrift „Schweißen und Schneiden“			2015/16
Veröffentlichung der Ergebnisse im Rahmen einer Promotion (1)		Beitrag zur Promotion eines wissenschaftlichen Mitarbeiters	2018

12 Literatur

- [1] Naderi, M.: Hot stamping of ultra high strength steels. Dissertation, RWTH Aachen, 2007.
- [2] Overrath, J.; Lenze, F.-J.; Laurenz, R.: Schweißen von warmumgeformten Bauteilen: Umformtechnik - Ein Wirtschaftszweig mit Potential, Hannover, 27./28. Februar 2008, Tagungsband, S. 105–13.
- [3] Austerhoff, N.; Rostek, W.: Hot stamping und Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen am Beispiel von Karosserie- und Fahrwerksbauteilen: 5. Europäischen Karosserie-Leichtbau-Konferenz „Stahl-Spaceframes contra Schalenbauweise“, Bad Neuheim, 13./14. Juni 2002, Tagungsband, S. 1–10.
- [4] Naderi, M.; Ketabchi, M.; Abbasi, M.: Analysis of Microstructure and Mechanical Properties of Different Hot Stamped B-bearing Steels. *steel research international*, 81 (3), 2010, S. 216–23.
- [5] Behrens, B.-A.; Olle, P.: Numerische Simulation der Presshärteprozesses unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlung: 6. LS-DYNA Forum Anwenderforum, Frankenthal, 2007, Tagungsband, S. 1–10.
- [6] Heißes Eisen: warmumgeformte Stähle. Verfügbar unter http://www.stahl-info.de/m Medieninformationen/pm_heisses_eisen_warmumgeformte_staehle.asp. (Datum des Zugriffs: 15.11.2012).
- [7] Cordes, R.; Norden, M.: Die Karosseriestruktur des neuen Passat – Perfektion in Stahl-Leichtbau und Anmutung: Arcelor-Symposium “Steel and Automotive Body”, Cannes, 16./17. June 2005, Tagungsband.
- [8] Jüttner, S.: Werkstoffliche und fügetechnische Entwicklungen im Karosseriebau: 14. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, Magdeburg, 23./24. September 2011, Tagungsband, S. 5–12.
- [9] Bröckl, D.: Validierung eines Messsystems zur Bestimmung der Widerstandsschweißbeignung formgehärteter Stähle am Beispiel des Vergütungsstahl 22MnB5 mit Aluminium-Silizium-Beschichtung. Studienarbeit, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2010.
- [10] Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. *Surface and Coatings Technology* (226), 2013, S. 130–39.
- [11] Naumann, H.; Paar, U.: Wirtschaftliche Einsatzgrenzen der Erzeugung und Verarbeitung pressgehärteter Komponenten: Neue Wege zum wirtschaftlichen Leichtbau - Innovative Lösungen zur Blechumformung und mechanischen Fügetechnik, Fellbach, 6./7. März 2007, Tagungsband, S. 45–53.
- [12] Köyer, M.; Horstmann, J.; Sikora, S.: Oberflächenveredelungen für die Warmumformung - Serienprodukte und Neuentwicklungen: 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 8. Dezember 2010, Tagungsband, S. 15–28.
- [13] Ganzer, S.; Albert, F.; Schmidt, M.: Hochfester und leicht umformbarer Stahl für den Automobilbau. *Laser Technik Journal*, 6 (2), 2009, S. 33–37.
- [14] Choi, H.-S.; Park, G.-H.; Lim, W.-S.: Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 25 (6), 2011, S. 1543–50.

- [15] Suh, C. H.; Lee, R. G.; Oh, S. K.: Effect of welding heat input on fatigue life of quenched boron steel and FB steel lap joint. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 25 (7), 2011, S. 1727–35.
- [16] Salzgitter Flachstahl: Borlegierte Vergütungsstähle. Verfügbar unter <http://www.salzgitter-flachstahl.de/de/produkte/warmgewalzte-produkte/stahlsorten/borlegierte-verguetungsstaehle.html>. (Datum des Zugriffs: 28.08.2015).
- [17] Hoff, C.: Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5. Dissertation, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, 2007.
- [18] Overrath, J.: Schweißen von warmumgeformten Bauteilen. 11. ifs - Kolloquium, Vortrag, Technische Universität Braunschweig, 12./13. Oktober 2007.
- [19] Naderi, M.; Saeed-Akbari, A.; Bleck, W.: The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 487 (1-2), 2008, S. 445–55.
- [20] DIN EN 10083-1 - 2006-10: Vergütungsstähle - Teil 1: Allgemeine technische Lieferbedingungen.
- [21] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, 2009.
- [22] Bargel, H.-J.: *Werkstoffkunde*. Springer, Berlin, 11. Auflage, 2012.
- [23] Banik, J.; Gerber, T.; Horstmann, J.: Hot forming state-of-the-art and trends: Automotive Circle International, Gothenburg, Schweden, 20./21.09.2011, Tagungsband.
- [24] Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007.
- [25] Faderl, J.; Manzenreiter, T.: ultraform-ein presshärtender Stahl - Innovation made by Voestalpine. *BHM*, 151 (9), 2006, S. 372–73.
- [26] Merklein, M. (Hrsg.): 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2010.
- [27] Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Stähle., DFG Forschergruppe 552 Grundlagen der Warmblechumformung von höchstfesten Vergütungsstählen, 2004-2010.
- [28] Presshärten von Bauteilen mit lokal angepassten mechanischen Eigenschaften, DFG Forschergruppen "Werkzeugbau und Systemtechnik" sowie "Blechumformung", 2008-2011.
- [29] Grundlagen der Warmumformung von Mehrphasenstählen mit kontrollierter Abkühlung zur Einstellung lokaler mechanischer Eigenschaften, DFG Forschergruppen "Werkzeugbau und Systemtechnik" sowie "Blechumformung", laufendes Forschungsprojekt.
- [30] Kolleck, R.; Steinhöfer, D.; Feindt, J.-A.: Warmumformung und Kaltumformung - zwei ergänzende Verfahren für den Karosserieleichtbau: Neuere Entwicklungen in der Blechumformung, Fellbach bei Stuttgart, 11./12. Mai 2004, Tagungsband, S. 245–54.
- [31] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* (210), 2010, S. 2103–18.

- [32] Veit, R.; Hofmann, H.; Kolleck, R.: Untersuchung der Phasenbildung bei der Erwärmung Al/Si-beschichteter Formplatinen: 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 8. Dezember 2010, Tagungsband.
- [33] Paar, U.: Warmblechumformung, ein Fertigungsprozess für die Zukunft?: Umformtechnik - Ein Wirtschaftszweig mit Potential, Hannover, 27./28. Februar 2008, Tagungsband, S. 115–18.
- [34] Weigert, P.; Goede, M.; Kurz, H.: Challenges in mass production of press hardened components focussing CO2 reduction. Automotive Circle International, Vortrag, Gothenburg, Sweden, 20./21. September 2011.
- [35] Doege, E.: Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauträgerstrukturen aus Tailored Blanks mittels Gleitziehbiegen. Ergebnisse eines Vorhabens der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF). EFB, Hannover, 2003.
- [36] Fan, D. W.; Kim, H. S.; Cooman, B. C. de: A Review of the Physical Metallurgy related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel. steel research international, 80 (3), 2009, S. 241–48.
- [37] Kurz, T.: New Developments in Zinc Coated Steel for Press Hardening: Automotive Circle International, Gothenburg, Schweden, 20./21.092011, Tagungsband.
- [38] Süss, P.; Pfesttorf, M.: Press Hardening at BMW: Automotive Circle International, Gothenburg, Schweden, 20./21.092011, Tagungsband.
- [39] Faderl, J.; Kolnberger, S.; Kurz, T.: phs-ultraform® - Continuous galvanizing meets press-hardening: 2nd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, Luleå, Sweden, 15.-17. June 2009, Tagungsband.
- [40] Frenzer, G.: Nanotechnologie für industrielle Anwendungen. Summer School Chemische Nanotechnologie, Vortrag, Hannover, 10.10.2007.
- [41] Fan, D. W.; Cooman, B. C. de: State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. steel research international, 83 (5), 2012, S. 412–33.
- [42] Drillet, P.: Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings. La Metallurgia Italiana (01), 2012, S. 3–8.
- [43] ArcelorMittal: Galvannealed-Beschichtungen: Ein weltweites und sich ständig entwickelndes Produktangebot für OEM. update (11), 2009, S. 18–19.
- [44] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien. Springer, Berlin Heidelberg, 3. Auflage, 2006.
- [45] Höcker, F.: Neue energiearme MSG-Fügeverfahren. ISF Direkt (5), 2006, S. 2.
- [46] Killing, R.: Mit geringem Wärmeeintrag schnell und sicher verbinden - Übersicht über die energiearmen MSG-Verfahren. der praktiker, 2, 2006, S. 44–48.
- [47] Trommer, G.: Dünne Blechbauteile automatisch gut gefügt. BLECH InForm, 4, 2006, S. 66–69.
- [48] Bruckner, J.; Hackl, H.: Der Cold Metal Transfer (CMT) - Prozess, S. 477–89.
- [49] N. N.: CMT: Innovation setzt sich durch. Metall, 60 (5), 2006, S. 278–80.
- [50] Goecke, S.-F.: coldArc - Energiereduziertes Lichtbogen-Fügeverfahren für wärmeempfindliche Werkstoffe. Schweiß- und Prüftechnik (11), 2005, S. 165–67.
- [51] Baum, L.; Fichter, V.; Fischer, H.: Der Schutzgasschweißer - Leitfaden für Ausbildung und Praxis. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 4. Auflage, 1999.

- [52] Dorn, L.; Momeni, K.; Mecke, H.: Prozessregelung in der Brenn- und Kurzschlußphase beim Metall-Aktivgasschweißen unter Kohlendioxid. *Schweißen und Schneiden* (46), 1994, S. 57–60.
- [53] Schweißpraxis aktuell: CMT-Technologie. Cold Metal Transfer - ein neuer Metallschutzgas-Schweißprozess. WEKA-Media, Kissing, 2013.
- [54] Wege, M.: Moderne MIG/MAG – Wechselstromtechnik und ihre Anwendungen. Große Schweißtechnische Tagung, Vortrag, Hamburg, 28.09.2011.
- [55] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. Springer, Berlin Heidelberg, 3. Auflage, 2006.
- [56] Chemgaroo: Kohlenstoffdioxid. Verfügbar unter <http://www.chemgapedia.de>. (Datum des Zugriffs: 23.01.2013).
- [57] Norrish, J.; Cuiuri, D.: The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. *Journal of Manufacturing Processes* (16), 2014, S. 86–92.
- [58] Linde AG (Hrsg.): Firmeninformation.
- [59] Conn, W. M.: Die Technische Physik der Lichtbogenschweissung einschliesslich der Schweißmittel. Springer, Berlin, Heidelberg, 1959.
- [60] Sontheimer, R.: Ein Verfahren zur automatisierten Bestimmung der Schweißbrennerstellung. Ein Beitrag zum Roboterschweißen im Stahlbau. *Stahlbau*, 68 (10), 1999, S. 791–99.
- [61] Pal, K.; Bhattacharya, S.; Pal, S. K.: Multisensor-based monitoring of weld deposition and plate distortion for various torch angles in pulsed MIG welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 50 (5-8), 2010, S. 543–56.
- [62] Pal, K.; Pal, S. K.: Study of weld joint strength using sensor signals for various torch angles in pulsed MIG welding. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 3 (1), 2010, S. 55–65.
- [63] Reis, R.; Scotti, A.; Norrish, J.: Investigation on Welding Arc Interruptions in the Presence of Magnetic Fields: Arc Length, Torch Angle and Current Pulsing Frequency Influence. *IEEE TRANSACTIONS ON PLASMA SCIENCE*, 41 (1), 2013, S. 133–39.
- [64] Vester, J.; Winkelmann, R.: Entwicklung einer Technologie zur kontrollierten Wärmeleitung beim Metall-Aktivgasschweißen von Strukturbauteilen. Bericht über das Forschungsvorhaben P 710. Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, Düsseldorf, 2009.
- [65] Koganti, K.; Angotti, S.; Joaquin, A.: Gas metall arc welding (GMAW) process optimization for uncoated dual phase 600 material combination with aluminized coated uncoated boron steels for automotive body structural applications: ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Washington, USA, 11.-15. November 2007, Tagungsband, S. 705–13.
- [66] Bernasovský, P.; Brziak, P.; Kostun, R.: Laser Edge Preparation and Welding of Ultra-Strength Steel Coated by Al-Si layer, IIV-Dokument Nr. AWAT-10/19, 2010.
- [67] Charakterisierung und Ersatzmodellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen aus ultrahochfesten Stählen für die Crashsimulation unter Berücksichtigung der Auswirkung der Verbindung auf das Bauteilverhalten. Abschlussbericht, FOSTA/AVIF Nr. P 806/06/2009 / A 262 / S 24/10162/08, 2009-2012.

- [68] Klokke, F.; Meschut, G.; Hahn, O.: Fügen pressharter Stähle in Mischbauweise. 2. Wissenschaftliche Tagung "Jugend forscht und schweißt", Vortrag, Duisburg, 01. Dezember 2011.
- [69] DVS-Merkblatt 0932: MAG-Einstellpraxis - verfahrens- und bauteilabhängige Einflüsse auf die Nahtgeometrie.
- [70] Meyer, R.: Erhöhung der Prozesssicherheit durch Beherrschung der Bauteilabweichung beim Fügen im Karosseriebau. Dissertation, Technische Universität Dresden, 2012.
- [71] Jorden, W.; Schütte, W.: Form- und Lagetoleranzen. Handbuch für Studium und Praxis. Hanser, München, 8. Auflage, 2014.
- [72] SEP 1220-5 - 2012-06: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl - Teil 5: MAG-Schweißen.
- [73] VW 01106-1 - 2009-08: Schutzgasschweißen, Stahlblechverbindungen.
- [74] DIN EN ISO 5817 - 2014-09: Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten.
- [75] Matthes, K.-J.; Richter, E.: Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen. Carl-Hanser, München, 4. Auflage, 2008.
- [76] SEP 1220-5 - 06/2012: Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl - Teil 5: MAG-Schweißen.