

# Schlussbericht

der Forschungsstelle(n)

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

zu dem über die



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

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

geförderten Vorhaben **16.316 B**

***Schweißmetallurgische Untersuchungen zum wärmereduzierten MAG-  
Verbindungsschweißen heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen***

(Bewilligungszeitraum: 01.03.2010 - 29.02.2012)

der AiF-Forschungsvereinigung

Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.

Magdeburg, 27.06.2012

Ort, Datum

Dr.-Ing. Manuela Zinke

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

Gefördert durch:



Bundesministerium  
für Wirtschaft  
und Technologie

aufgrund eines Beschlusses  
des Deutschen Bundestages

## Zusammenfassung

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Erhöhung der Qualität von MSG-Verbindungsschweißungen an heißrissempfindlichen Ni-Basiswerkstoffen durch die Nutzung energiereduzierter MSG-Schweißprozesse auf Basis der modifizierten Kurzlichtbogentechnik. Als Versuchswerkstoffe wurden die vollaustenitischen Ni-Basislegierungen alloy 600H (2.4816), alloy 625 (2.4856), alloy 59 (2.4605) und alloy 617 (2.4663) sowie die Fe-Basislegierung alloy 800H (1.4958) im Blechdickenbereich von 5 bis 16 mm herangezogen. Als Vertreter des modifizierten KLB-Schweißens wurden der CMT-, der Puls-Mix- sowie stichprobenartig der coldArc-Prozess untersucht und dem konventionellen MSG-ILB-Schweißen gegenübergestellt.

Im Ergebnis des Forschungsvorhabens konnten unter Anwendung der modifizierten KLB-Prozesse MSG-Schweißnähte qualitätsgerecht bei verringerten Streckenenergien erzeugt werden. Die modifizierte Kurzlichtbogentechnik zeichnet sich dabei durch eine hohe Prozessstabilität in Form einer geringen Spritzerneigung und einer guten Tropfenablösung aus, wodurch die erzeugten Nahtoberflächen eine hohe Güte aufweisen und sich der Nacharbeitsaufwand verringert. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass sich der geringere Wärmeeintrag bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse auf die Produktivität beim MSG-Verbindungsschweißen vorteilhaft auswirkt. Durch niedrigere erzielte Spitzentemperaturen und eine signifikant schnellere Abkühlung der Einzelraupen auf Zwischenlagentemperatur konnte die Fertigungszeit für eine Schweißnaht um bis zu 50 % gegenüber dem konventionellen MSG-ILB-Schweißen reduziert werden.

Bezüglich der Auswirkungen der verringerten Streckenenergien auf die Heißrissneigung sowie die Ausbildung weiterer innerer und äußerer Nahtunregelmäßigkeiten beim Schweißen der vollaustenitischen Ni- und Fe-Basiswerkstoffe stellte sich heraus, dass Heißrisse in Form von Mikroheißrissen in den Schweißnähten insbesondere der Ni-Basislegierungen alloy 625 (2.4856) und alloy 617 (2.4663) auch bei Anwendung der modifizierten KLB-Prozesse nicht sicher vermieden werden können. Umfangreiche Untersuchungen zum Heißrissverhalten und den schweißmetallurgischen Vorgängen in WEZ und Schweißgut haben zu weiteren Erkenntnissen zur Heißrissneigung und den Heißrissursachen der verschiedenen Versuchswerkstoffe geführt. Im Hinblick auf die Lagenüberschweißbarkeit wurde deutlich, dass eine Vermeidung von Bindefehlern in den MSG-Schweißnähten durch einen optimierten Lagenaufbau und eine genaue Brennerpositionierung erreicht werden kann.

Die mit der modifizierten Kurzlichtbogentechnik gefertigten MSG-Schweißnähte erreichen hohe mechanisch-technologische Gütwerte. Ebenso bleibt die arttypische Beständigkeit der hochlegierten Versuchswerkstoffe gegenüber interkristalliner Korrosion erhalten. Vorteile konnten im Rahmen eines Stichversuches auch bei der schweißtechnischen Verarbeitung plattierter Bleche nachgewiesen werden. Bei Anwendung der modifizierten KLB-Prozesse kann die Aufmischung aus dem Trägerwerkstoff gegenüber der konventionellen Impulslichtbogentechnologie verringert werden.

Die dargestellten Forschungsergebnisse stellen einen wichtigen Beitrag dar, das Anwendungsfeld der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse auf das Verbindungsschweißen dickwandiger Bauteile aus vollaustenitischen Ni- und Fe-Basiswerkstoffen zu erweitern sowie weitere Fertigungsaufgaben klein- und mittelständischer Unternehmen in der geforderten Qualität und mit hoher Produktivität und Fertigungssicherheit abzuwickeln.

**Die Ziele des Vorhabens wurden erreicht.**

## Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 16.316 B / DVS-Nr. 01.069) der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e.V. des DVS wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Unterstützung sei gedankt.

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

Unser Dank gilt:

Dipl.-Ing. A. Heydenreich	MSS GmbH, Barleben
Dipl.-Ing. O. Penning	Welding Alloys Deutschland GmbH, Wachtendonk
Dipl.-Ing. B. Hoberg	Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH, Hamm
Dr.-Ing. M. Wolf	ThyssenKrupp VDM, Altena
Dipl.-Ing. D. Kocab	EWM Hightec Welding GmbH, Mündersbach
Herr I. Pfeiffer	Fronius Deutschland GmbH, Neuhof-Dorfborn
Dipl.-Ing. Th. Ammann	Linde Gas AG, Unterschleißheim
Herr P. Schumacher	Siemens AG, Berlin
Dr.-Ing. K. Nörenberg	Volkswagen AG, Wolfsburg
Dipl.-Ing. B. Schneider	W. Pilling Kesselfabrik GmbH & Co KG, Altena
Dipl.-Ing. R. Helmholdt	Uhlig Rohrbogen GmbH, Langelsheim
Dipl.-Ing. S. Brodrecht	MAT GmbH, Magdeburg

# Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis .....	4
Abbildungsverzeichnis .....	7
Tabellenverzeichnis .....	12
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung.....	15
1.1 Anlass für den Forschungsantrag .....	15
1.2 Ausgangssituation .....	15
2 Stand der Technik .....	17
3 Forschungsziel und Lösungsweg .....	22
3.1 Forschungsziel.....	22
3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse .....	22
3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles .....	22
4 Präzisierung des Arbeitsplanes.....	25
5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik.....	29
5.1 Auswahl und Charakterisierung der eingesetzten MSG-Schweißprozesse .....	29
5.2 Auswahl und Charakterisierung der Versuchsmaterialien .....	30
5.3 Geräte- und Messtechnik zum MSG-Auftrag- und Verbindungsschweißen.....	36
5.4 Geräte- und Messtechnik für die Heißrissprüfverfahren .....	37
5.4.1 PVR-Test .....	37
5.4.2 LBT-Test.....	39
5.5 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen .....	41
6 Forschungsergebnisse .....	42
6.1 Grundlegende Charakterisierung der Versuchswerkstoffe .....	42
6.2 Technologieoptimierung anhand von Auftragschweißungen .....	47
6.3 Heißrissneigung beim Fertigen reiner Auftragschweißgüter .....	51
6.3.1 Versuchsplan und -durchführung .....	51
6.3.2 Prüfung auf innere und äußere Nahtunregelmäßigkeiten.....	53
6.3.3 Mikrogefügestruktur .....	56
6.3.4 REM-Untersuchungen .....	57
6.4 Heißrissprüfung mit dem PVR-Test .....	58
6.4.1 Versuchsplan und -durchführung .....	58
6.4.2 Heißrissverhalten in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Schweißprozess .....	58
6.4.2.1 MSG-Schweißen von Auftragraupen auf Grundwerkstoffproben (Variante 1).....	58
6.4.2.2 WIG-Umschmelzung von MSG-Schweißgut (Variante 2) .....	63

6.4.3	Heißrissverhalten der Grundwerkstoffe (Variante 3)	65
6.5	Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen von Blechen mit verschiedenen Dicken	68
6.5.1	Versuchsplan und -durchführung	68
6.5.2	Prüfung der MSG-Schweißverbindungen	71
6.5.2.1	Sicht- und PT-Prüfung der Decklagen	71
6.5.2.2	Durchstrahlungsprüfung	73
6.5.2.3	Lichtmikroskopische Untersuchungen	74
6.5.2.4	REM- und ESMA-Untersuchungen	81
6.5.2.5	LBT-Test	83
6.5.2.6	Härtemessungen	84
6.5.3	Wurzelschweißneigung der modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozesse	86
6.5.4	Abkühlverhalten in der WEZ in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess	87
6.5.5	Schweißverzug in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess	89
6.6	Bestimmung der mechanisch-technologischen Güterwerte und des Korrosionsverhaltens der Schweißverbindungen	92
6.6.1	Versuchsplan und -durchführung	92
6.6.2	Prüfung der MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm)	94
6.6.2.1	Querzugprüfung	94
6.6.2.2	Quer- und Seitenbiegeprüfung	96
6.6.2.3	Kerbschlagbiegeprüfung	98
6.6.3	Prüfung der MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm)	99
6.6.3.1	Querzugprüfung	99
6.6.3.2	Quer- und Seitenbiegeprüfung	101
6.6.4	Korrosionsprüfung	102
6.7	Aufmischungsverhältnisse und Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen plattierter Bleche	103
6.7.1	Versuchsplan und -durchführung	103
6.7.2	Mikrosondenmessungen	105
6.7.3	Korrosionsprüfung	107
7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	108
8	Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen	111
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen	111
10	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	112

---

11 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft .....	113
Literatur .....	115
Anhang .....	119

## Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Schematische Darstellung von Einflussfaktoren auf die Heißrissneigung.....	18
Bild 2:	Verformungsvermögen $P$ und Dehnung $\varepsilon$ während der Kristallisation beim Schweißen nach [1].....	19
Bild 3:	Heißrissbeständigkeit von NiCr25FeAlY (alloy 602 CA, W.-Nr. 2.4633) beim PVR-Test in Abhängigkeit von Schweißgeschwindigkeit und Streckenenergie [2].....	20
Bild 4:	Schmelzbadgeometrie und Erstarrungsrichtung in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit [3].....	20
Bild 5:	Methodischer Ansatz/Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch).....	23
Bild 6:	Gegenüberstellung aufgenommener Strom-/Spannungsverläufe der eingesetzten modifizierten MSG-KLB-Prozesse und dem konventionellen Impulslichtbogenprozess beim Schweißen der Ni-Basisversuchswerkstoffe.....	30
Bild 7:	Versuchsstand zum MSG-Auftrag- und Verbindungsschweißen (links) und Messsystem <i>WeldAnalyst</i> der Fa. HKS Prozesstechnik (rechts).....	36
Bild 8:	Prinzipielle Darstellung des PVR-Versuches.....	37
Bild 9:	Probe im PVR-Versuchsstand mit MSG-Brenner am IWF, Magdeburg (links) und Querschliff einer PVR-Probe aus einer MSG-Schweißnaht mit WIG-Umschmelzung (rechts).....	38
Bild 10:	Form und Abmessungen der eingeschweißten PVR-Proben mit einer Probendicke von 5 mm (Variante 1 und 3).....	39
Bild 11:	Probenform und Abmessungen der LBT-Proben (links) und Ort der Probenentnahme im Querschliff einer MSG-Schweißnaht (rechts).....	40
Bild 12:	Mikrogefüge der vollaustenitischen Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe im Anlieferungszustand (Ätzmittel: Bloech-Wedel II).....	44
Bild 13:	Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Stickstoffgehalte der Grund- und Zusatzwerkstoffe.....	46
Bild 14:	Einfluss der Lichtbogenkorrektur auf die effektive Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ und das Einbrand- und Benetzungsverhalten beim CMT-Schweißen.....	48
Bild 15:	Einfluss unterschiedlicher Schutzgasgemische auf die Einbrandtiefe und den Nahtübergangswinkel beim CMT- und Puls-Mix-Schweißen einzelner Auftragraupen.....	49
Bild 16:	Nahtoberfläche und Benetzung bei Einsatz unterschiedlicher Schutzgasgemische (mit/ohne $\text{CO}_2$ -Anteil) beim CMT- und Puls-Mix-Schweißen einzelner Auftragraupen auf alloy 625 (Schweißzusatz: S Ni 6625, $\varnothing$ 1,0 mm).....	50
Bild 17:	Schematischer Lagenaufbau der mehrlagigen Auftragschweißungen und Lage der entnommenen Querschliffe.....	52
Bild 18:	Mikroheißriss im Mehrlagenschweißgut aus S Ni 6625 (1. Versuchsreihe) bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses (Ätzmittel: ASTM 130).....	54

Bild 19:	Gefügeaufnahmen der mit den verschiedenen MSG-Prozessen gefertigten mehrlagigen Schweißgutblöcke aus S Ni 6625 (2. Versuchsreihe) (Ätzmittel: ASTM 130).....	55
Bild 20:	Lagenbindefehler im Mehrlagenschweißgut (3. Versuchsreihe) aus S Ni 6625 bei Einsatz des CMT-Prozesses ( $E_{\text{eff}} = 4,5 \text{ kJ/cm}$ ) (Ätzmittel: ASTM 130).....	55
Bild 21:	Gegenüberstellung der Mikrogefügestruktur der Puls-Mix- und ILB-Mehrlagenschweißungen aus S Ni 6082 (Ätzmittel: Bloech-Wedel II).....	56
Bild 22:	REM-Aufnahme (BSE-Bild) auftretender Mikroheißrisse im Schweißgut von S Ni 6625 und EDX-Analyse interdendritischer Ausscheidungen .....	58
Bild 23:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mit den MSG-Auftragrapen bei konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit über alle eingesetzten MSG-Prozesse (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625, $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ).....	60
Bild 24:	Vergleichende Gegenüberstellung der Größe und Form des Endkraters und der dendritischen Struktur im Schweißgut in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625, $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ).....	61
Bild 25:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels MSG-Auftragrapen mit den für das MSG-Verbindungsschweißen eingesetzten Parametern (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625, $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ).....	62
Bild 26:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung des Schweißgutes von MSG-Verbindungsschweißungen an alloy 625 (Schweißzusatz: S Ni 6625, $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ).....	64
Bild 27:	PT-Prüfung der PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung des MSG-Verbindungsschweißgutes aus S Ni 6625 (links) und lichtmikroskopische Aufnahme der Wiederaufschmelzrisse an der Schmelzlinie der WIG-Umschmelzung (rechts) .....	64
Bild 28:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung der reinen Grundwerkstoffe mit Angabe der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für jede auftretende Heißrissart.....	65
Bild 29:	Mikroheißrisse in den mittels WIG-Schweißen umgeschmolzenen PVR-Proben: Erstarrungsrisse im Schweißgut von alloy 800H (A) und Wiederaufschmelzrisse nahe der Schmelzlinie in den Ni-Basislegierungen alloy 617 (B), alloy 625 (C) und alloy 59 (D).....	66
Bild 30:	Bereich der DDC-Bildung als „Riss-Saum“ bei der PT-Prüfung (A), in der Aufnahme unter dem Stereomikroskop (C) sowie im Schliff (B, D) der mittels WIG-Schweißen umgeschmolzenen PVR-Proben von alloy 617 .....	67
Bild 31:	REM-Aufnahme der Rissflanken der DDC in den PVR-Proben der Ni-Basislegierung alloy 617 .....	67
Bild 32:	ESMA-Flächenanalyse im schmelzliniennahen Bereich der WIG-Umschmelzung einer PVR-Probe an alloy 625.....	68
Bild 33:	Ergebnisse der PT-Prüfung an den mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V2), $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ .....	73

Bild 34:	Bindefehler im Querschliff der MSG-CMT-Schweißnaht an alloy 600H durch ungenügendes Aufschmelzen von Einbrandkerben, die aus dem manuellen WIG-Schweißen der Wurzellage resultieren (Ätzmittel: ASTM 130).....	74
Bild 35:	Makrogefüge der mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an 16 bzw. 12 mm dicken Ni-Basisblechen (Ätzmittel: ASTM 130).....	75
Bild 36:	Vergleich des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffes nahe der Schmelzlinie an den mit unterschiedlicher Streckenenergie geschweißten Nähten an der Ni-Basislegierung alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm.....	77
Bild 37:	Rissbildung in der WEZ der ILB-Schweißnaht an alloy 600H mit dem Schweißzusatz S Ni 6082, Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130).....	79
Bild 38:	Rissbildung im Schweißgut der MSG-Schweißverbindungen an alloy 625 mit dem Schweißzusatz S Ni 6625, Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130).....	80
Bild 39:	Charakteristisches Rissaufreten in den MSG-Schweißnähten an der Ni-Basislegierung alloy 617 mit dem Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130) .....	80
Bild 40:	Licht- (links) und rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Wiederaufschmelzrisse an der Schmelzlinie der ILB-Schweißnaht an der Ni-Basislegierung alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm) .....	81
Bild 41:	EDX-Analyse im rissnahen Bereich im MSG-ILB-Schweißgut von alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1)).....	82
Bild 42:	ESMA-Flächenanalyse im Bereich interdendritischer Rissbildung im MSG-ILB-Schweißgut von alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1)).....	82
Bild 43:	Ergebnisse der LBT-Heißrissprüfung an den MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 617 .....	83
Bild 44:	Lage der Auswertefläche der entnommenen LBT-Proben im Querschliff der MSG-Schweißnähte an alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1).....	84
Bild 45:	Graphische Darstellung der Härteverläufe in der Blechmitte der MSG-Schweißverbindungen an den 16 mm dicken Ni-Basisblechen .....	85
Bild 46:	Makrogefüge der mit dem (A) CMT- und (B) Puls-Mix-Prozess ausgeführten Wurzelschweißlagen sowie der ersten Fülllage bei Nullspalt und einer Spaltbreite von 2 mm (GW: alloy 617 (s = 12 mm), SZ: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm).....	87
Bild 47:	Schematische Darstellung der erreichten Maximaltemperaturen in einem definierten Abstand zur Nahtflanke bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse mit unterschiedlichem Wärmeeintrag (Streckenenergie $E_{eff}$ ), $T_{ZW} \leq 100 \text{ °C}$ .....	88
Bild 48:	Gegenüberstellung der Fertigungszeiten für eine 250 mm lange V-Naht (Öffnungswinkel $70^\circ$ ) an alloy 617 (s = 12 mm) bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse im Vergleich zum konventionellen ILB-Prozess (S Ni 6617 mit Ø 1,0 mm, $T_{ZW} \leq 100 \text{ °C}$ ) .....	89

Bild 49:	Versuchsaufbauten zur Messung der Winkelschrumpfung.....	90
Bild 50:	Nahtgeometrie (Höhe-/Breiten-Verhältnis) der Schweißnähte und Auftragraupen bei den Verzugsmessungen (links) und Temperaturprofil bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse beim Schweißen der Auftragraupen (rechts) .....	92
Bild 51:	Probenentnahme aus den MSG-Schweißverbindungen an den 16 mm dicken Blechen.....	93
Bild 52:	Ergebnisse der Querkzugversuche an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ [kJ/cm] und dem Versagensort der beiden, je Schweißnaht entnommenen Flachzugproben .....	95
Bild 53:	Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Seitenbiegeproben (SBB) aus der MSG-Puls-Mix-Schweißnaht an alloy 59 (A) und der MSG-ILB-Schweißnaht an alloy 625 (B) .....	97
Bild 54:	Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Querbiegeproben (TFBB) aus der MSG-Puls-Mix- (A) und MSG-ILB-Schweißnaht (B) an alloy 625 .....	97
Bild 55:	Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an den MSG-Schweißverbindungen an 16 mm dicken Ni-Basisblechen mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ [kJ/cm] .....	98
Bild 56:	Ergebnisse der Querkzugversuche an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ [kJ/cm] und dem Versagensort der beiden, je Schweißnaht entnommenen Flachzugproben .....	100
Bild 57:	Versagen der Flachzugproben aus der MSG-ILB-Schweißnaht an der Fe-Basislegierung alloy 800H: im Grundwerkstoff mit Anrissen entlang der Schmelzlinie (oben) und im Schweißgut entlang der Schmelzlinie (unten)...	100
Bild 58:	Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Querbiegeproben (TFBB) aus der MSG-Puls-Mix- (A) und MSG-ILB-Schweißnaht (B) an alloy 600H.....	102
Bild 59:	Ergebnisse der Prüfung der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion gemäß ASTM G28 A an zweilagigen MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierungen alloy 59 und alloy 625 .....	103
Bild 60:	Nahtvorbereitung für das beidseitige Verbindungsschweißen der sprengplattierten Bleche (links) und Gesamtquerschleiff einer geschweißten Verbindung bei Einsatz des CMT-Prozesses auf der Plattierungsseite (rechts) .....	104
Bild 61:	Makroaufnahmen der mit dem CMT-Prozess (links) und ILB-Prozess (rechts) geschweißten Plattierungsseite aus alloy 625 und Ort der Mikrosondenmessung (Ätzmittel: ASTM 130).....	105
Bild 62:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der Mikrosondenmessung an der Plattierungsseite der mit dem CMT- bzw. ILB-Prozess gefertigten Schweißnähte .....	106

Bild 63: Probenentnahme und -abmessungen für die Prüfung des Lochkorrosionsverhaltes der Plattierungsseite der CMT- und ILB-Schweißnaht ..... 107

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen im Forschungsprojekt .....	25
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten vollaustenitischen Ni- und Fe-Basislegierungen laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller .....	32
Tabelle 3: Mechanisch-technologische Eigenschaften der für die Versuche verwendeten vollaustenitischen Ni- und Fe-Basislegierungen bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller .....	33
Tabelle 4: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der Massivdrahtelektroden bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller .....	34
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten hoch Ni-haltigen Schweißzusätze laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller .....	35
Tabelle 6: Eingesetzte Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Auftrag- und Verbindungsschweißungen .....	41
Tabelle 7: Ergebnisse der Korngrößenbestimmung und Härtemessungen HV 0,2 an Querschliffen der vollaustenitischen Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe im Anlieferungszustand.....	45
Tabelle 8: Ergebnisse der Stickstoff- und Sauerstoffbestimmung an den Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffen mittels Schmelzextraktion .....	45
Tabelle 9: Ergebnisse der Stickstoff- und Sauerstoffbestimmung an den hoch Ni-haltigen Schweißzusätzen mittels Schmelzextraktion .....	46
Tabelle 10: Zusammensetzung der untersuchten Schutzgasgemische zum modifizierten MSG-KLB-Schweißen.....	47
Tabelle 11: Gegenüberstellung der Nahtgeometrie der Einzelraupen bei konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit (gleiche Abschmelzleistung) über alle untersuchten MSG-Prozesse (Ätzmittel: ASTM 130).....	50
Tabelle 12: Ausbildung der Einzelraupen mit den für das Verbindungsschweißen optimierten Parametern beim CMT- und Puls-Mix-Prozess (Ätzmittel: ASTM 130).....	51
Tabelle 13: Übersicht über die gefertigten mehrlagigen Auftragschweißungen mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ [kJ/cm] als Mittelwert über alle Schweißraupen eines Schweißgutblockes .....	52
Tabelle 14: Übersicht über die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Bewertung der gefertigten mehrlagigen Auftragschweißungen.....	53
Tabelle 15: Prozessparameter zum MSG-Schweißen der Auftragraupen im PVR-Versuch (Variante 1) .....	59
Tabelle 16: Auftreten unterschiedlicher Heißrissarten in den PVR-Proben aller Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen mit MSG-Auftragraupe .....	59

Tabelle 17: Prozessparameter zum WIG-Schweißen der Blindraupen im PVR-Versuch (Umschmelzung von MSG-Verbindungsschweißgut).....	63
Tabelle 18: Versuchsmatrix der MSG-Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie $E_{\text{eff}}$ [kJ/cm] als Mittelwert über alle MSG-Raupen einer Naht .....	69
Tabelle 19: Randbedingungen für die MSG-Verbindungsschweißungen .....	70
Tabelle 20: Übersicht über die durchgeführten Prüfungen an den MSG-Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken.....	71
Tabelle 21: Übersicht über die Ergebnisse der Sicht- und PT-Prüfung der gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen.....	72
Tabelle 22: Ergebnisse der Durchstrahlungsprüfung an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) an alloy 600H, alloy 625 und alloy 59.....	74
Tabelle 23: Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen der MSG-Schweißverbindungen im Hinblick auf innere Nahtunregelmäßigkeiten .....	78
Tabelle 24: Schweißparameter der Wurzelschweißungen an 12 mm dicken Blechen von alloy 617 mit den modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozessen .....	86
Tabelle 25: Ergebnisse der Verzugsmessungen .....	91
Tabelle 26: Übersicht über den Umfang der durchgeführten mechanisch-technologischen Prüfung und der Korrosionsprüfung der MSG-Schweißverbindungen an unterschiedlichen Blechdicken .....	93
Tabelle 27: Abmessungen der Flachzugproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 4136 [4] .....	94
Tabelle 28: Abmessungen der Quer- und Seitenbiegeproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 5173 [5].....	96
Tabelle 29: Prüfbedingungen der Quer- und Seitenbiegeprüfung an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) nach DIN EN ISO 5173 [5].....	96
Tabelle 30: Abmessungen der Kerbschlagproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 148-1 [6].....	98
Tabelle 31: Abmessungen der Flachzugproben aus den MSG- Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) entsprechend DIN EN ISO 4136 [4] .....	99
Tabelle 32: Abmessungen der Quer- und Seitenbiegeproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) entsprechend DIN EN ISO 5173 [5].....	101
Tabelle 33: Prüfbedingungen der Quer- und Seitenbiegeprüfung an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) nach DIN EN ISO 5173 [5].....	101
Tabelle 34: MSG-Schweißparameter für das Schweißen der Plattierungsseite mit dem CMT-Prozess und dem ILB-Prozess.....	105

---

Tabelle 35: Fe-Aufmischung und Ni-, Cr-, Mo- und Nb-Konzentration (Angaben in Gew.-%) innerhalb der CMT- und ILB-Schweißnaht an der Sprengplattierung aus alloy 625 (Mikrosondenmessungen) .....	106
Tabelle 36: Ergebnisse der Lochkorrosionsprüfung der Plattierungsseite der CMT- und ILB-Schweißnaht (Einzelmessungen) .....	107

# 1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

## 1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Nickel-Basislegierungen finden aufgrund ihrer spezifischen oft maßgeschneiderten Werkstoffeigenschaften in ihrer Verwendung als Konstruktionswerkstoff eine breite Anwendung. Ihre hohe Beständigkeit gegen Nass- und/oder Hochtemperaturkorrosion prädestinieren sie für den Einsatz in Bereichen der Chemieindustrie, der Offshore-Technik, der Energie- und Umwelttechnik und der Automobilindustrie. In gleichem Maße wie die Legierungen den Betriebsbeanspruchungen genügen müssen, haben die zumeist artgleich gefertigten Schweißnähte die an sie gestellten hohen Anforderungen zu erfüllen.

Den herausragenden Gebrauchseigenschaften der Ni-Basiswerkstoffe steht häufig allerdings nur eine bedingte Schweißeignung gegenüber. Da die Ni-Basiswerkstoffe primär austenitisch erstarren und auch bei Raumtemperatur ein vollaustenitisches Gefüge aufweisen, neigen sie konstitutionell bedingt zum Auftreten von Heißrissen in den Schweißnähten. Gründe dafür sind aus werkstofflicher Sicht vor allem die höhere Sensibilität gegenüber dem Auftreten niedrigschmelzender Eutektika infolge der geringeren Löslichkeit des Austenits gegenüber Legierungselementen, die solche Phasen bilden, sowie die starke Neigung zum Auftreten von Seigerungen mit entsprechenden lokalen Konzentrationsunterschieden, z. B. durch das Legierungselement Molybdän. Überdies ist das austenitische Gefüge in dem für Heißrisse charakteristischen Temperaturbereich durch einen höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten sowie eine geringere Wärmeleitfähigkeit gekennzeichnet. Aus diesem Grund und auch der möglichen Bildung unerwünschter intermetallischer Phasen, die sowohl die Duktilität als auch die Korrosionsbeständigkeit (Lochkorrosion, IK) herabsetzen können, werden im einschlägigen Regelwerk beim Schweißen von Ni-Basislegierungen eine Begrenzung der Streckenenergie und der Zwischenlagentemperaturen sowie die Anwendung der Strichraupentechnik gefordert.

In den letzten Jahren fanden vor allem für den Dünnschichtbereich im Automobilbau bei der Fertigung von Funktions- und Strukturbauteilen enorme Verfahrensweiterentwicklungen beim MSG-Schweißen statt. Die auf der Basis der modifizierten Kurzlichtbogentechnik entwickelten MSG-Schweißverfahren ermöglichen ein spritzerfreies Fügen mit deutlich abgesenktem Wärmeeintrag in den Werkstoff. Der Einsatz dieser energiereduzierten MSG-Prozesse bietet somit einen vielversprechenden Lösungsansatz, die Verarbeitung von Ni-Basislegierungen in der industriellen Fertigung heißrisssicherer zu gestalten.

## 1.2 Ausgangssituation

Ein für Ni-Basislegierungen genutzter und etablierter Schweißprozess ist das produktive MSG-Schweißen mit Impulslichtbogen (ILB). Durch die Anwendung des Impulslichtbogens werden bei den hoch Ni-haltigen Werkstoffen die Tropfenablösung verbessert und die Spritzerneigung reduziert. Hingegen findet das energiereduzierte MSG-Schweißen mit Kurzlichtbogen (KLB) bislang keinen Einsatz für diese Werkstoffe, da das Prozessverhalten sehr instabil ist und viele unerwünschte Schweißspritzer auftreten.

Beim MSG-Impulslichtbogenschweißen von Ni-Basislegierungen werden heute spezielle Drei- bzw. Vier-Komponenten-Schutzgasgemische auf der Basis Argon, Helium (max. 50 %), Kohlendioxid (max. 0,5 %), Wasserstoff (max. 2 %) und ggf. auch Stickstoff (max.

5 %) verwendet [7]. Die prägnanten Vorteile dieser Gase gegenüber der alleinigen Nutzung von Argon spiegeln sich vor allem in Verbesserungen bei der Tropfenablösung, beim Spritzerauftreten und beim Fließ- und Benetzungsverhalten der zähflüssigen Ni-Schmelze wider sowie im Falle der N<sub>2</sub>-Komponente in der Reduzierung von Heißrissen im Schweißgut. Nachteilig ist aber, dass die geringen, jedoch notwendigen Zugaben der aktiven Schutzgaskomponenten einen geringen Abbrand von Legierungselementen im Schweißgut und leicht oxidierte Schweißnahtoberflächen hervorrufen. Damit verschlechtern sich, insbesondere beim Mehrlagenschweißen, die Lagenüberschweißbarkeit und die Korrosionsbeständigkeit.

Beim wirtschaftlichen MSG-Impulslichtbogenschweißen von verschiedenen Ni-Basiswerkstoffen können trotz Einhaltens vorgegebener Streckenenergien unter bestimmten, durch das Bauteil gegebenen, konstruktiven Bedingungen nicht reproduzierbar Heißrisse in den Schweißungen auftreten. Dies wurde in vorherigen Forschungsprojekten der Forschungsstelle [8; 9] anhand verschiedener MAG-ILB-geschweißter hochwarmfester Fe- und Ni-Basiswerkstoffe trotz entsprechender Prozessparameteroptimierungen deutlich.

Risse in Lichtbogenschweißverbindungen sind nach DIN EN ISO 5817 [10] selbst nach der geringsten Bewertungsgruppe unzulässig und stellen in dynamisch beanspruchten Bauteilen generell die gefährlichste Schweißnahtunregelmäßigkeit dar [7]. Mikrorisse, laut [10] Risse, die erst bei 50facher Vergrößerung unter dem Mikroskop sichtbar sind, sind in der Bewertungsgruppe D der DIN EN ISO 5817 [10] dagegen zulässig. Auch in den Bewertungsgruppen C und B können Mikrorisse zulässig sein. Dies hängt laut Norm [[10]] von der Art und vor allem der Rissanfälligkeit des Grundwerkstoffes ab. Mikroheißrisse in den Schweißnähten sind jedoch mit den etablierten zerstörungsfreien Prüfmethoden kaum detektierbar, sodass sie entweder als Folge ihrer Kerbwirkung erst nach mehreren Jahren [11] oder, mehr oder weniger zufällig, in metallographischen Schliffen von Arbeitsproben sichtbar werden.

Eine Möglichkeit, die wirtschaftlichen Vorteile des MSG-Prozesses beim Schweißen von heißrissempfindlichen Ni-Basislegierungen zu nutzen, bieten die speziell für den Dünoblechbereich entwickelten MSG-Verfahren mit modifizierter Kurzlichtbogentechnik. Entwicklungsbeispiele sind der von der Fa. Fronius entwickelte ColdMetalTransfer (CMT)-Prozess, der coldArc-Prozess der Fa. EWM oder der Cold Weld Prozess der Fa. Cloos.

Erste Nutzungsmöglichkeiten dieser energiereduzierten Prozesse für Ni-Basiswerkstoffe zeigen sich bereits bei der Herstellung von hoch Ni-haltigen Schweißplattierungen (z. B. Auftragschweißen von Flossenrohrwänden), bei denen aus schweißmetallurgischer Sicht eine geringe Aufmischung in Verbindung mit einer hohen Korrosionsbeständigkeit im Vordergrund stehen [12]. Dies wird aktuell in einem AiF-Forschungsprojekt (AiF-Nr. 16.293B) [13] untersucht.

Aus Sicht der Forschungsstelle und der Mitglieder des PA besteht eine weitere Anwendungsmöglichkeit der energiereduzierten MSG-Verfahren mit modifiziertem Kurzlichtbogen aber auch beim Verbindungsschweißen massiver Bleche im Dün- und Dickblechbereich bzw. plattierter Bleche aus Ni-Basiswerkstoffen mit dem Ziel, das Auftreten von Heißrissen zu reduzieren und somit die Bauteilsicherheit zu erhöhen.

## 2 Stand der Technik

Heißrisse sind nach DIN EN ISO 17641-1:2004-10 „Werkstofftrennungen, die bei hohen Temperaturen längs der Korngrenzen (Dendritengrenzen) auftreten, wenn die Größe der Dehnungen und die Dehngeschwindigkeit ein bestimmtes Niveau überschreiten“ [14].

Die Gründe für das Auftreten von Heißrissen sind vielfältig und komplex, aber in allgemeiner Hinsicht treten sie auf, wenn die örtliche Verformbarkeit zu gering ist, um die aufgebrauchte Dehnung aufzunehmen. Der Mangel an Verformbarkeit hängt dabei von mikrostrukturellen Merkmalen und Orientierungen (in Bezug auf die Dehnungen) sowie in einigen Fällen vom Vorhandensein niedrigschmelzender (oder geseigerter) Schichten und spröder Verunreinigungen ab [14].

Heißrisse können in Form von Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen sowie DDC (Ductility Dip Cracks) auftreten. Die DDC stellen hierbei eine Sonderform der Heißrisse dar, die nach [15] auf ein Korngrenzengleiten im Bereich der Rekristallisationstemperatur zurückgeführt wird [16; 15].

Vollaustenitische einphasige Mikrogefüge mit kubisch-flächenzentriertem (kfz)-Gitter, welche charakteristisch für Ni-Basislegierungen und deren Schweißgüter sind, werden im Hinblick auf das Auftreten verunreinigender Elemente, wie Schwefel, Phosphor, Blei, Silizium, Bor etc., als hoch empfindlich eingestuft. Als Grund dafür wird die im kfz-Gitter vorhandene geringe Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit dieser Elemente genannt, was die Ausbildung niedrigschmelzender eutektischer Phasen an den Korngrenzen begünstigt. Die Menge und die Morphologie dieser Phasen beeinflussen das Auftreten von Heißrissen bei derartigen Gitterstrukturen. Während i. Allg. davon ausgegangen werden kann, dass hohe Anteile an solchen Verunreinigungen die Heißrissgefahr erhöhen, kann sich die Bildung von verschiedenen Einschlüssen im Material jedoch auch günstig auf die Morphologie der filmartigen Korngrenzenbeläge sowie auf die Korngröße auswirken. Eine feinere Erstarrungsstruktur und der Übergang von filmartiger zu globularer Form der unerwünschten Verunreinigungen kann in solchen Fällen sogar die Heißrissbeständigkeit erhöhen [17].

Dies wurde auch in einem von der Forschungsstelle innerhalb des Fachausschusses 1 des DVS bearbeiteten AiF-Forschungsprojektes (AiF-Nr. 12.535B) beim artgleichen WIG- und MAG-Schweißen der Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (alloy 602 CA, W.-Nr. 2.4633) nachgewiesen. Hier wurde durch Stickstoffbeimengungen im Schutzgas die Heißrissbeständigkeit des artgleichen Schweißgutes signifikant erhöht. Es wurde ermittelt, dass sich durch die Zugabe von Stickstoff zum Schutzgas vermehrt chromreiche (Ti, Zr, Y-)haltige Karbonitride im Schweißgut ausscheiden, die zum einen eine Veränderung der Morphologie der in dieser Legierung heißrissverursachenden primären Chromkarbide von einer kompakten länglichen in ein feinere, federartige bzw. globulare Form bewirken, und die zum anderen ein feinkörnigeres Gefüge zur Folge haben [8].

Für die höhere Heißrissensibilität austenitischer gegenüber ferritischen Werkstoffen gibt es noch weitere wesentliche Gründe:

- die höhere Wärmeausdehnung bei gleichzeitig geringer Wärmeleitfähigkeit, was zu größeren Dehnungen und Schrumpfungen führt [18],
- die unter schweißtypischen Bedingungen meist auftretende zelluläre Erstarrung der Kristallite, die die Bildung von Erstarrungsrissen fördert [19],

- die geringere Duktilität bei hohen Temperaturen, wodurch in Schmelzbadnähe geringere thermische Spannungen auftreten [20].

Trotz der genannten Heißrissursachen besteht zwischen der Gitterstruktur und der Heißrissneigung kein zwingender Zusammenhang. So können auch Ni-Basislegierungen gemäß DVS-Merkblatt 1004-2:1996-11 [21] als „heißrissicher“ klassifiziert werden, während andere Legierungen mit kubisch-raumzentriertem (krz)-Gitter, wie hoch schwefelhaltige ferritische Automatenstähle, durch eine sehr hohe Heißrissempfindlichkeit beim Schweißen charakterisiert sind [22].

Die Einflussfaktoren auf die Bildung von Heißrissen beim Schweißen sind (unabhängig vom betrachteten Legierungssystem) von sehr komplexer Natur (siehe Bild 1) und können daher nicht unabhängig voneinander betrachtet werden. Neben den werkstoffbedingten Einflüssen sind auch die konstruktiv- und verfahrensbedingten Einflussfaktoren zu beachten, da sie eine signifikante Wirkung sowohl auf die werkstoffspezifischen Mechanismen bei der Erstarrung als auch auf die mechanischen Spannungs-Dehnungsreaktionen beim Schweißen ausüben.

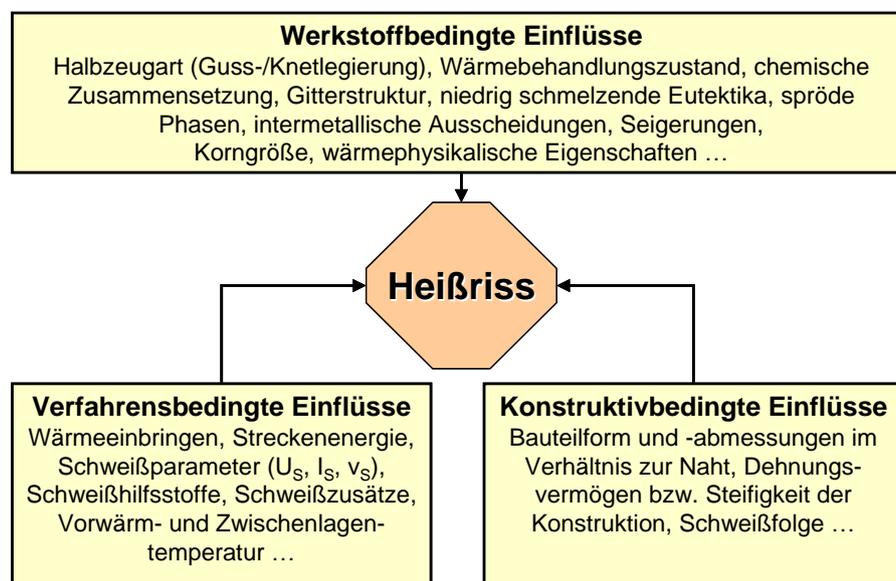


Bild 1: Schematische Darstellung von Einflussfaktoren auf die Heißrissneigung

Zur Heißrissbildung in Schweißnähten existieren eine Reihe von Theorien, die u. a. in [17; 22] ausführlich beschrieben werden.

Die schon in den 60er Jahren von Prokhorov entwickelte Theorie stellt dabei den Zusammenhang zwischen werkstofflichen Einflussgrößen, thermomechanischen Zugbeanspruchungen und der Erstarrungsrissbildung her [23, 24, 25]. Dazu führte er den Begriff „technologische Festigkeit“ ein, der die Fähigkeit eines Metalls beschreibt, seine atomaren Bindungen zu bewahren. Prokhorov geht davon aus, dass jeder Werkstoff im Bereich der Soliduslinie ein „Temperaturintervall der Sprödigkeit“ (TIS) besitzt, in dem das Verformungsvermögen sehr klein ist und in dem Heißrisse entstehen können. Erstarrungsrisse entstehen dann, wenn die in erster Näherung linear verlaufende Dehnkurve ( $\epsilon$ ), die sich aus Anteilen der Formänderungsverformung und der freien Schrumpfverformung zusammensetzt, die Kurve des Verformungsvermögens  $P$  schneidet (Bild 2). Von großer Bedeu-

tion ist dabei auch die Geschwindigkeit der Dehnung, sodass die Wahrscheinlichkeit des Entstehens von Erstarrungsrissen von folgenden Faktoren abhängt:

- Dehngeschwindigkeit  $B = d_\varepsilon/d_T$  des Metalls im TIS (u. a. abhängig von Wärmeausdehnungskoeffizienten, Steifigkeit der Konstruktion, Wärmeausbreitung),
- minimales Verformungsvermögen  $P_{\min}$  des Metalls im TIS,
- Breite des TIS (abhängig von chemischer Zusammensetzung, Einschlussgehalt, Seigerungen, Beschaffenheit der Korngrenzen, Größe und Form der Dendriten, Abkühlgeschwindigkeit).

Erstarrungsrisse entstehen folglich im TIS, wenn das minimale Verformungsvermögen  $P_{\min}$  [%] und die kritische Dehngeschwindigkeit  $B_{kr}$  [%/°C]  $\approx P_{\min}/(TIS)$  bzw.  $d\varepsilon_{kr}/dT$  überschritten werden. Dieser ermittelte Zusammenhang erlaubt folglich eine Abschätzung der Einflüsse von thermischen Prozessen, Schmelzbadformen und räumlichen Kristallisationsschemata auf die Heißrissneigung [1].

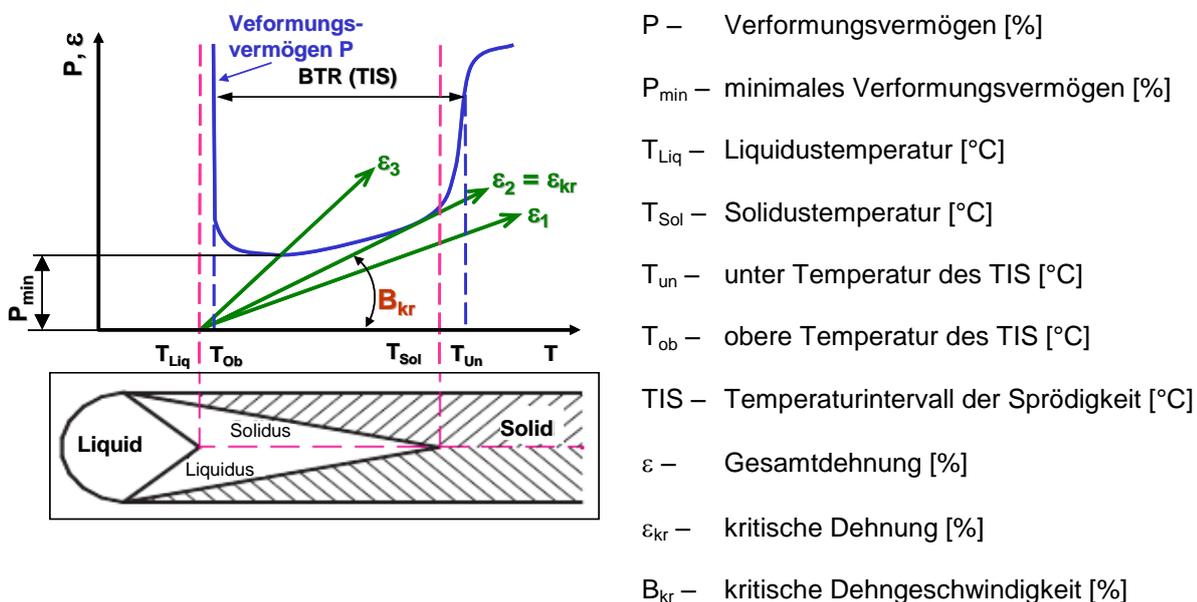


Bild 2: Verformungsvermögen  $P$  und Dehnung  $\varepsilon$  während der Kristallisation beim Schweißen nach [1]

Nach Prokhorov [1] erhöht eine Steigerung der Streckenenergie beim Lichtbogenschweißen die innere Verformung in der Nähe des Schmelzbad und damit die Wahrscheinlichkeit von Erstarrungsrissen im Schweißgut. Dies wurde auch mit dem an der Forschungsstelle vorhandenen PVR-Heißrissstest [26] für die Ni-Basislegierung NiCr25FeAlY (alloy 602 CA, W.-Nr. 2.4633) nachgewiesen (siehe Bild 3) [9; 2]. Hierbei gilt, je höher die ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeit ( $v_{kr}$ ) ist, desto heißrissbeständiger ist der geprüfte Werkstoff.

Auch mit Hilfe des Sigmajig-Tests wurde qualitativ gezeigt, dass für verschiedene Schweißverfahren (WIG, Elektronen- und Laserstrahl) mit zunehmender Streckenenergie die Heißrisswahrscheinlichkeit zunimmt, und dass bei weitgehend gleicher Streckenenergie die Erstarrungsrissneigung von der Schmelzbadform abhängen kann [27].

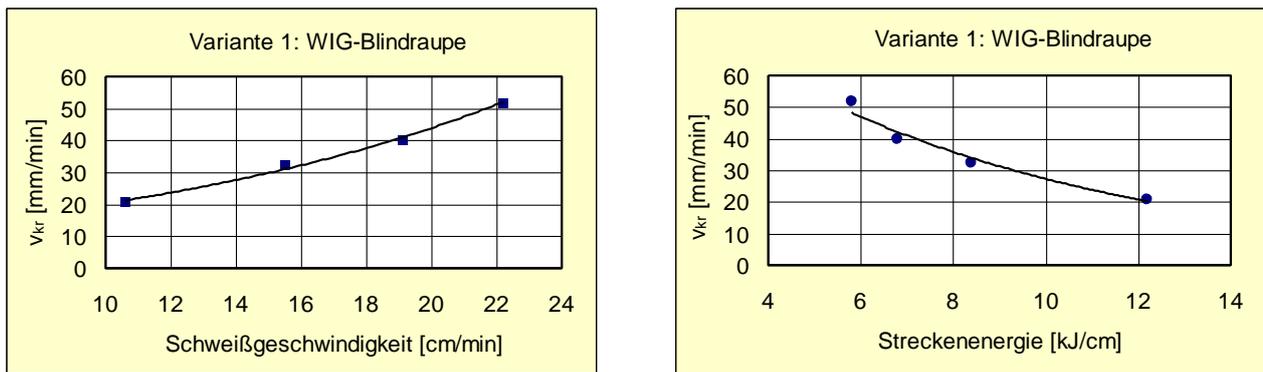


Bild 3: Heißrissbeständigkeit von NiCr25FeAlY (alloy 602 CA, W.-Nr. 2.4633) beim PVR-Test in Abhängigkeit von Schweißgeschwindigkeit und Streckenenergie [2]

Erfahrungen aus der Praxis und Forschungsergebnisse der letzten Jahre zeigen aber auch, dass der simple Zusammenhang zwischen Streckenenergie und Heißrissneigung nicht allgemeingültig ist. So traten beispielsweise beim Laserstrahlschweißen mit sehr geringer Streckenenergie Heißrisse an Werkstoffgruppen auf, die bei Anwendung konventioneller Lichtbogen-Schweißverfahren (mit entsprechend hoher Streckenenergie) heißrissresistent waren [28].

Als ein weiterer wesentlicher Einflussfaktor auf den Erstarrungsprozess beim Schweißen und damit auf das Heißrissauftreten wird daher u. a. die Schmelzbadgeometrie genannt. Während bei einem spitzen Schmelzbad mit Nahtmittenkorngrenze (charakteristisch für hohe Schweißgeschwindigkeiten) eine hohe Heißrissneigung vorliegt, wirken die bei sehr hohen Schweißgeschwindigkeiten auftretenden globularen Erstarrungsmorphologien in der Schmelzbadmitte tendenziell einer Erstarrungsrissebildung entgegen, da sich hier die niedrigschmelzenden Phasen auf eine größere Oberfläche verteilen (siehe Bild 4).

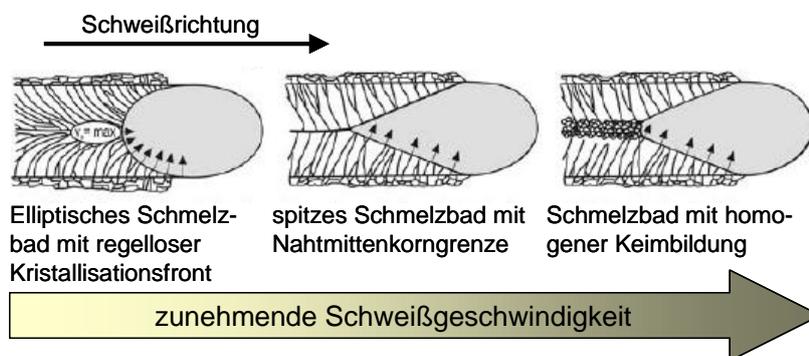


Bild 4: Schmelzbadgeometrie und Erstarrungsrichtung in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit [3]

Aus Sicht der Heißrissbeständigkeit sollte somit der Formfaktor einer Schweißnaht (Verhältnis von Nahtbreite zu Einbrandtiefe) immer größer als 1 sein [29].

In Schweißnähten von Ni-Basiswerkstoffen können aus schweißmetallurgischer Sicht nicht nur Heißrisse auftreten, sondern auch eine Reihe weiterer innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten, wie Poren, Seigerungen, komplexe Ausscheidungen und Flanken- bzw. Lagenbindefehler [30; 31; 32], die auf die Korrosionsbeständigkeit und die mechanisch-technologischen Eigenschaften einen negativen Einfluss ausüben. Speziell hoch-Mo-haltige Ni-Basis-Schweißgüter neigen zu starken Seigerungen bzw. zu spröden hoch-Mo-

haltigen intermetallischen Phasen (z. B. Laves-, Chi-Phase) im Schweißgutgefüge [32]. Beides verschlechtert bekanntlich die Lochkorrosionsbeständigkeit und die Kerbschlagzähigkeit. Außerdem ist die Schmelze von Ni-Basislegierungen sehr zähflüssig, weshalb i. Allg. ein Fugenöffnungswinkel von 70°, größere Spalte beim Wurzelschweißen und, wie bereits in Abschnitt 1.2 erwähnt, der Einsatz spezieller Mehrkomponenten-Schutzgase beim MAG-Schweißen gefordert werden. Trotzdem ist insbesondere beim MAG-Schweißen immer wieder mit Flanken- und Lagenbindefehlern in den Schweißnähten zu rechnen.

Die mit dem Einsatz der speziell für den Dünnpblechbereich entwickelten energiereduzierten MSG-Verfahren mit modifiziertem Kurzlichtbogen einhergehenden Verringerungen des Wärmeeintrages und des Verzugs bzw. der Eigenspannungen müssten sich günstig auf das Heißrissverhalten, auf die Seigerungs- bzw. Ausscheidungsneigung und auf die Korngröße von Schweißungen auswirken. Außerdem werden durch die geringen eingebrachten Streckenenergien Einbrandtiefe und Aufmischung signifikant reduziert, was z. B. beim Fertigen von Schweißplattierungen oder Mischverbindungen günstig ist. Beim mehrlagigen Verbindungsschweißen der zähfließenden Ni-Basislegierungen kann dies hingegen zum Auftreten von Bindefehlern führen. Entwicklungen zur Kombination der CMT- mit der Impulslichtbogentechnik, wie der Puls-Mix-Prozess (Fa. Fronius), bieten jedoch einen guten Ansatz, um bei hoher Prozessstabilität und geringem Wärmeeintrag die Nahtgeometrie (insbesondere Einbrandtiefe und Nahtübergangswinkel) gezielt zu steuern.

Aus dem verfügbaren Schrifttum sind bislang jedoch keine Veröffentlichungen bekannt, die den technologischen Einfluss der energiereduzierten modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozesse auf das schweißmetallurgische Verhalten von heißrissempfindlichen Ni-Basis-Schweißnähten untersucht haben.

## **3 Forschungsziel und Lösungsweg**

### **3.1 Forschungsziel**

Das Ziel des Forschungsprojektes bestand primär in der Erhöhung der Heißrissicherheit beim wirtschaftlichen MSG-Verbindungsschweißen von hoch Ni-haltigen Legierungen im Dünn- und Dickblechbereich durch die Nutzung der innovativen wärmereduzierten MSG-Verfahrenstechnik mit modifiziertem Kurzlichtbogen. Gleichzeitig sollten die in den Regelwerken festgelegten Qualitätsanforderungen im Hinblick auf weitere innere und äußere Nahtunregelmäßigkeiten, wie Bindefehler, Poren, Kerben und unzulässige Nahtgeometrien, sowie hinsichtlich der geforderten mechanisch-technologischen Güterwerte und Korrosionsbeständigkeiten gewährleistet werden. In diesem Kontext war eine weitere Zielstellung des Forschungsprojektes, den Kenntnisstand zur Wechselwirkung zwischen den werkstoffspezifischen Erstarrungsmechanismen und den mechanischen Spannungs-Dehnungsreaktionen beim MSG-Schweißen der heißrissempfindlichen Versuchswerkstoffe zu erweitern und somit zu einem verbesserten Verständnis der Heißrissursachen und -mechanismen in Ni-Basiswerkstoffen beizutragen.

### **3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse**

Zum Erreichen des Forschungszieles wurden nachfolgende wissenschaftlich-technische Ergebnisse angestrebt:

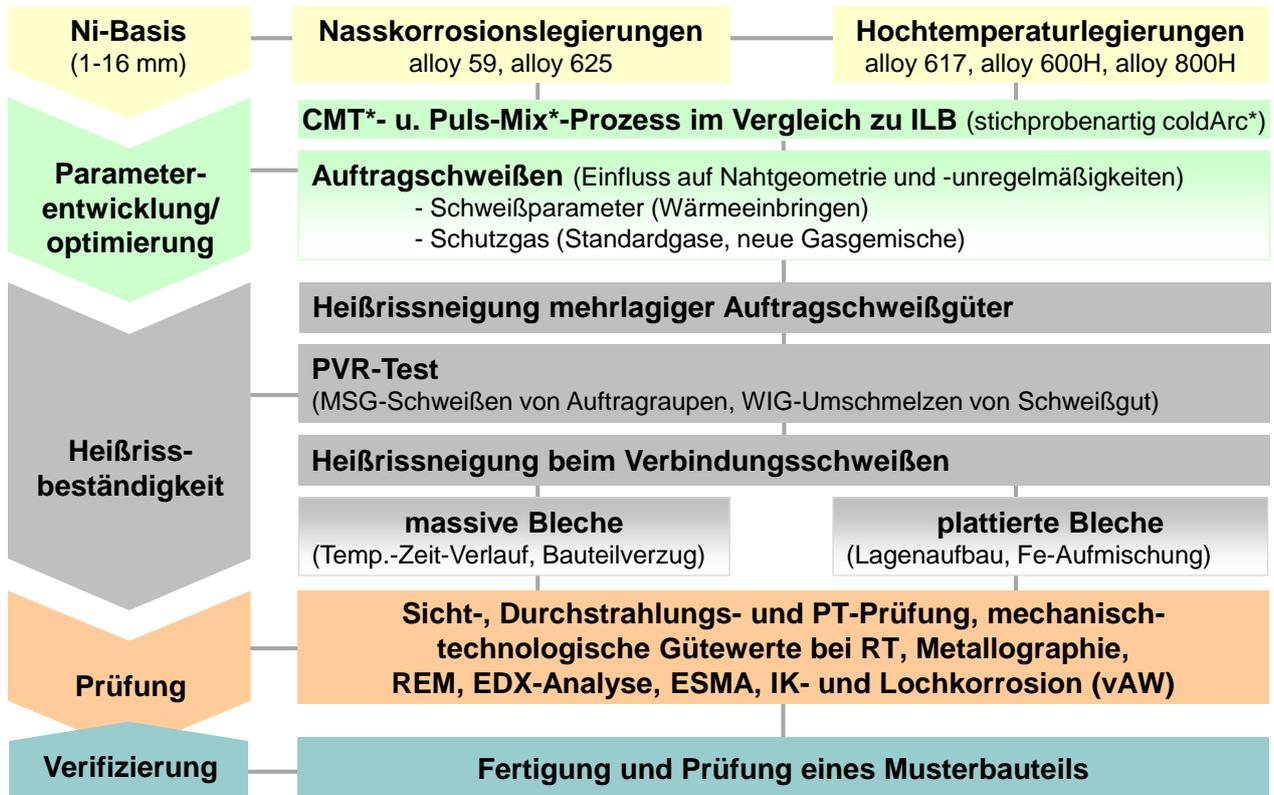
- weiterführende Erkenntnisse zu den Heißrissursachen und -mechanismen bzw. zur Heißrissneigung von verschiedenen Ni-Basiswerkstoffen,
- Aussagen zu den Auswirkungen reduzierter Energieeinträge auf die schweißmetallurgischen Vorgänge in WEZ und Schweißgut (Heißrisse, Seigerungen, Art und Morphologie der Ausscheidungen, Korngröße) sowie auf die mechanischen Spannungs-Dehnungsreaktionen beim Schweißen,
- Aussagen zu den Auswirkungen der reduzierten Energieeinträge beim MSG-Schweißen auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften und das Korrosionsverhalten der Schweißnähte,
- Technologieoptimierung für das wärmereduzierte MSG-Schweißen von verschiedenen Halbzeugen aus Ni-Basislegierungen für massive und plattierte Bleche.

Das Forschungsvorhaben sollte zudem wirtschaftlich nutzbare Ergebnisse in Form von Empfehlungen für das qualitätssichere Fertigen von Bauteilen aus hochkorrosionsbeständigen und hochwarmfesten Ni-Basislegierungen bei Anwendung des MSG-Schweißens mit modifizierter Kurzlichtbogentechnik liefern. Der Einsatz der wärmereduzierten Schweißverfahren sollte so zu einer erheblichen Produktivitätssteigerung beitragen, da sich zum einen die Fertigungssicherheit erhöht (Reduzierung von Heißrissen, Bindefehlern, Schweißspritzern etc.) und zum anderen auch der Nacharbeitsaufwand, bedingt durch die Reduzierung des Bauteilverzugs und durch die Ausbesserung von unzulässigen Nahtunregelmäßigkeiten, reduziert wird.

### **3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles**

Zum Erreichen des Forschungszieles sollten voll-austenitische hoch Ni-haltige Legierungen im Blechdickenbereich von 1 bis 16 mm herangezogen werden, die durch eine hohe in-

dustrielle Relevanz für Hochtemperatur- und Nasskorrosionsanwendungen sowie durch eine hohe Heißrissensibilität gekennzeichnet sind. Die Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen waren bei Einsatz modifizierter Kurzlichtbogenprozesse (KLB) zu untersuchen und dem konventionellen MSG-Schweißen mit Impulslichtbogen (ILB) gegenüberzustellen. Der methodische Ansatz ist in Bild 5 dargestellt.



\*Firmenbezeichnungen

Bild 5: Methodischer Ansatz/Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch)

Folgende Arbeitspunkte waren laut Forschungsantrag zu realisieren:

- (1) *Grundlegende Charakterisierung der Versuchswerkstoffe* im Hinblick auf chemische Zusammensetzung, Mikrogefüge (Ausscheidungen, Seigerungen, Korngröße) sowie mechanisch-technologische Eigenschaften und Lochkorrosionsverhalten,
- (2) *Technologieoptimierung für die wärmereduzierten MSG-KLB-Schweißprozesse* anhand einzelner Auftragraupen unter Variation von Schweißparametern und Schutzgas,
- (3) *Heißrissneigung beim Fertigen mehrlagiger Auftragschweißgüter* als praxisnahe selbstbeanspruchende Heißrissprüfung unter hohen Einspannbedingungen,
- (4) *Heißrissprüfung mit dem PVR-Test* zur Bestimmung des Einflusses des MSG-Schweißverfahrens in Form einzelner MSG-Auftragraupen auf Grundwerkstoffproben und als WIG-Umschmelzen von MSG-Schweißgut,

- (5) Untersuchungen zu den Auswirkungen wärmereduzierter MSG-KLB-Verfahren auf die *Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen unterschiedlicher Blechdicken* sowie Aufnahme von Temperatur-Zeit-Verläufen in der WEZ und des Bauteilverzuges,
- (6) Bestimmung der mechanisch-technologischen Gütwerte und des Korrosionsverhaltens der Schweißverbindungen,
- (7) Untersuchungen zu den Aufmischungsverhältnissen und der Heißrissneigung beim MSG-KLB-Verbindungsschweißen plattierter Bleche,
- (8) Durchführung von *Verifikationsschweißungen* und Prüfung und Bewertung der Bauteilqualität.

## 4 Präzisierung des Arbeitsplanes

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 sechs während der Projektlaufzeit durchgeführten PA-Sitzungen hinsichtlich ihrer aktuellen Relevanz überprüft und in Einzelfällen den aus der Forschungstätigkeit gewonnenen neuen Erkenntnissen angepasst.

Für die Untersuchungen wurden als Grundwerkstoffe verschiedene vollaustenitische Ni-Basislegierungen und eine Fe-Basislegierung aus dem Hochtemperatur- und Nasskorrosionsbereich sowie die für die jeweilige Legierung geeigneten Schweißzusätze gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss ausgewählt (Tabelle 1). Die Grundwerkstoffe wurden als Blechmaterialien inkl. Werkstoffprüfzeugnis durch die Fa. ThyssenKrupp VDM GmbH und Siemens AG in jeweils zwei Blechdicken (5 und 16 mm) zur Verfügung gestellt. Die Ni-Basislegierung alloy 617 konnte für die Untersuchungen nur in den Blechdicken 6 und 12 mm bereitgestellt werden. Auf Schweißversuche im Dünnblechbereich (1 mm) wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss verzichtet, da entsprechendes Blechmaterial nicht geliefert werden konnte. Alle Schweißversuche im Rahmen des Projektes wurden mit Massivdrahtelektroden mit einem Drahtelektroden Durchmesser von 1,0 mm ausgeführt. Da die energiereduzierten MSG-Prozesse auf Basis der modifizierten Kurzlichtbogentechnik eine Entwicklung aus dem Dünnblechbereich sind, stehen vornehmlich optimierte Kennlinien für geringere Drahtelektroden Durchmesser zur Verfügung. Für größere Blechdicken (12 mm) wurde im AP 5 exemplarisch ein Schweißzusatz mit einem Drahtelektroden Durchmesser von 1,2 mm verschweißt. Die Schweißzusätze wurden mit Werkstoffprüfzeugnis durch die Fa. Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH und ThyssenKrupp VDM GmbH bereitgestellt. Eine grundlegende werkstoffkundliche Charakterisierung der Versuchswerkstoffe wurde im Rahmen des AP 1 des Projektes durchgeführt und ist in Abschnitt 6.1 dargestellt.

Tabelle 1: Grund- und Zusatzwerkstoffkombinationen im Forschungsprojekt

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff
NiCr15Fe (2.4816, alloy 600H)	S Ni 6082 (2.4806)
NiCr22Mo9Nb (2.4856, alloy 625)	S Ni 6625 (2.4831)
NiCr23Mo16Al (2.4605, alloy 59)	S Ni 6059 (2.4607)
NiCr23Co12Mo (2.4663, alloy 617)	S Ni 6617 (2.4627)
X5NiCrAlTi31-20 (1.4958, alloy 800H)	GZ 21 33 Mn Nb ( $\approx$ 1.4850)

Die Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen von Ni-Basislegierungen, insbesondere hinsichtlich einer Erhöhung der Heißrisssicherheit beim wirtschaftlichen MSG-Verbindungsschweißen wurden anhand ausgewählter Vertreter der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse untersucht, die unter den Firmenbezeichnungen *CMT* (*ColdMetalTransfer*), *Puls-Mix* und *coldArc* angeboten werden. Die Schweißstromquellenhersteller haben im Rahmen der Kurzlichtbogentechnik unterschiedliche Konzepte entwickelt, um den Wärmeeintrag beim Schweißen zu reduzieren. Während beim *coldArc*-Prozess (Fa. EWM Hightec Welding GmbH) ein modifizierter Strom-Spannungs-Verlauf zur Anwendung kommt, wird beim *CMT*-Prozess (Fa. Fronius International GmbH) zusätzlich der Drahtvorschub in die digitale Prozessregelung einbezogen. Als Kombination von *CMT*- und Im-

pulslichtbogenprozess ermöglicht der *Puls-Mix*-Prozess (Fa. Fronius International GmbH) eine etwas höhere Streckenergie als beim reinen *CMT*-Schweißen und eine bessere Einflussnahme auf die Nahtgeometrie und das Schmelzbad. Die Schweißversuche im Rahmen des Projektes wurden mit dem *CMT*- und *Puls-Mix*-Prozess sowie stichprobenartig mit dem *coldArc*-Prozess ausgeführt. Hierfür wurden entsprechende Schweißstromquellen sowie Unterstützung bei der Kennlinienoptimierung durch die Fa. MSS GmbH, Fronius Deutschland GmbH und EWM Hightec Welding GmbH zur Verfügung gestellt. Die eingesetzten modifizierten Kurzlichtbogenprozesse werden in Abschnitt 5.1 erläutert.

In Abstimmung der Forschungsstelle mit den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses wurden die im Arbeitsplan des Projektes festgelegten Arbeitspunkte wie nachfolgend beschrieben präzisiert und durchgeführt:

#### (1) Grundlegende Charakterisierung der Versuchswerkstoffe

Im ersten Arbeitspunkt erfolgten grundlegende werkstoffkundliche Untersuchungen an den bereitgestellten Versuchswerkstoffen. Das Mikrogefüge (Ausscheidungen, Seigerungen, Korngröße) wurde anhand licht- und rasterelektronenmikroskopischer (REM, EDS) Aufnahmen charakterisiert. Für die Grundwerkstoffe wurden Mikrohärtewerte (HV 0,2) ermittelt. Zudem wurde für alle Grund- und Zusatzwerkstoffe der Stickstoff- und Sauerstoffgehalt mittels Schmelzextraktion bestimmt. Angaben zur chemischen Zusammensetzung, den mechanisch-technologischen Eigenschaften sowie dem Lochkorrosionsverhalten der Nasskorrosionslegierungen alloy 625 und alloy 59 wurden den durch die PA-Mitglieder bereitgestellten Herstellerprüfzeugnissen entnommen.

#### (2) Technologieoptimierung anhand von Auftragschweißungen

Im zweiten Arbeitspunkt wurde die Optimierung der modifizierten Kurzlichtbogentechnologien anhand einzelner Auftragraupen unter Variation der Schweißparameter und Schutzgase durchgeführt. Durch die Fa. Linde Gas AG wurden vier Schutzgasmischungen mit unterschiedlichem Helium-, Wasserstoff- und Aktivgasanteil bereitgestellt. Die Optimierung erfolgte auf Beschluss der PA-Mitglieder zunächst anhand der Ni-Basislegierung alloy 625 mit artgleichem Schweißzusatz. Die optimierten Parameter wurden anschließend auf die weiteren Versuchswerkstoffe übertragen und angepasst. Die Auftragraupen wurden nach einer Sicht- und PT-Prüfung metallographisch bearbeitet und hinsichtlich ihrer Nahtausbildung lichtmikroskopisch bewertet. Der für das Heißrissauftreten relevante Einfluss des eingesetzten MSG-Prozesses auf die Schmelzbadgeometrie und -kristallisation wurde bestimmt und gegenübergestellt.

#### (3) Heißrissneigung beim Fertigen reiner Auftragschweißgüter

Im dritten Arbeitspunkt wurden auf Grundlage der Technologieoptimierung in AP 2 mit den modifizierten KLB-Prozessen und dem ILB-Prozess mehrlagige Auftragschweißungen bei hohen Einspannbedingungen ausgeführt. Diese reinen Auftragschweißgüter dienen aufgrund der beim Schweißen erzeugten hohen Eigenspannungen als eine praxisnahe selbstbeanspruchende Heißrissprüfung. In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss konzentrierten sich die Mehrlagenschweißungen auf die Ni-Basislegierung alloy 625. Durch den Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse wurde die Heißrissneigung bei unterschiedlichen eingebrachten Streckenenergien gegenübergestellt. Die Schweißgüter wurden zudem auf weitere innere und äußere Unregelmäßigkeiten (z. B. Lagenbindefehler, Poren) geprüft.

#### (4) Heißrissprüfung mit dem PVR-Test

Der vierte Arbeitspunkt umfasste Untersuchungen zum Einfluss der wärmereduzierten MSG-KLB-Prozesse auf die Heißrissbeständigkeit im PVR-Test [26]. Der PVR-Test wurde hierzu in den Varianten MSG-Auftragraupe mit Schweißzusatz auf den entsprechenden Grundwerkstoffen und WIG-Umschmelzung von zuvor gefertigtem MSG-Verbindungsschweißgut durchgeführt. Die Heißrissneigung bei Einsatz der verschiedenen modifizierten KLB-Prozesse wurde den Ergebnissen des ILB-Prozesses gegenübergestellt. Neben dem Verfahrenseinfluss auf die Heißrissneigung wurde zusätzlich die Heißrissbeständigkeit aller Grundwerkstoffe im PVR-Test durch Schweißen einer WIG-Blindraupe bestimmt und gegenübergestellt. Anhand ausgewählter Proben wurden zudem mögliche Ursachen der Heißrissbildung in Ni-Basiswerkstoffen mittels ESMA und EDX-Analyse untersucht.

#### (5) Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen unterschiedlicher Blechdicken

Im fünften Arbeitspunkt wurden für alle Versuchswerkstoffe auf Basis der vorhergehenden Ergebnisse artgleiche MSG-Verbindungsschweißungen mit den modifizierten KLB-Prozessen und dem konventionellen ILB-Prozess an jeweils zwei Blechdicken realisiert, um die Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen auf die Heißrissbeständigkeit zu untersuchen. Die Prüfung der Schweißnähte erfolgte durch Sicht-, PT- und Durchstrahlungsprüfung, Härteprüfung sowie durch Metallographie und Elektronenmikroskopie. Zur Charakterisierung des Verfahrenseinflusses auf das Abkühlverhalten wurden die Temperatur-Zeit-Verläufe in der WEZ mittels Thermoelementen aufgenommen. Außerdem wurde der Bauteilverzug bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse im Vergleich zum ILB-Prozess gemessen. Zusätzlich zu den im Projekt festgelegten Untersuchungen wurden im AP 5 Schweißversuche zur Wurzelschweißneigung der modifizierten KLB-Prozesse durchgeführt. Aufgrund von auftretenden Heißrissen in den artgleichen Schweißnähten von alloy 617 wurden zudem zusätzliche Verbindungsschweißungen mit zwei weiteren Zusatzwerkstoffchargen ausgeführt und mittels einer selbstbeanspruchenden Heißrissprüfung, dem LBT-Test [33] geprüft.

#### (6) Bestimmung der mechanisch-technologischen Gütwerte und des Korrosionsverhaltens der Schweißverbindungen

Der sechste Arbeitspunkt umfasste die Prüfung und Bewertung der im AP 5 hergestellten Schweißungen hinsichtlich der mechanisch-technologischen Gütwerte und Korrosionsbeständigkeit in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Schweißprozess. Die Prüfung erfolgte mittels Querzugversuch, Quer- und Seitenbiegeversuch sowie Kerbschlagbiegeversuch bei Raumtemperatur. Die Schweißungen an den Nasskorrosionslegierungen alloy 625 und alloy 59 wurden in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss auf ihre Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion nach ASTM G28 Methode A geprüft (vAW-Leistung durch ThyssenKrupp VDM). Auf eine Prüfung der Lochkorrosionsbeständigkeit in Anlehnung an die ASTM G48 („Grüner Tod“) wurde aufgrund der vergleichbaren Ergebnisse und der hohen Korrosionsbeständigkeiten aller geprüften Schweißnähte auf Beschluss des PA verzichtet.

#### (7) Aufmischungsverhältnisse und Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen plattierter Bleche

Der siebte Arbeitspunkt befasste sich aufbauend auf den vorherigen Erkenntnissen mit der Anfertigung und Prüfung von Schweißnähten an plattierten Bleche unter Einsatz der modifizierten MSG-KLB-Schweißprozesse und des Impulslichtbogenschweißens. Da das im Projekt vorgesehene walzplattierte Material nicht durch den projektbegleitenden Aus-

schluss zur Verfügung gestellt werden konnte, wurden die Schweißversuche an sprengplattierten Blechen (Plattierung alloy 625) durchgeführt, die sich im Hinblick auf die schweißmetallurgischen Probleme beim Schweißen jedoch genauso wie die walzplattierten Materialien verhalten. Die Aufmischungsverhältnisse und die Heißrissneigung beim Schweißen plattierter Bleche wurden durch bildanalytische Untersuchungsmethoden, Mikrosondenmessungen und Lochkorrosionsprüfung beurteilt.

#### (8) Verifikationsschweißungen

Auf die Verifikationsschweißungen im Rahmen des im Projekt vorgesehenen Arbeitspunktes 8 wurde in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss verzichtet, da durch die PA-Mitglieder kein an der Forschungsstelle zu fertigendes Funktionsmuster aus einer Ni-Basislegierung zur Verfügung gestellt werden konnte. Nach Auffassung des projektbegleitenden Ausschusses sind insbesondere im AP 5 zahlreiche über den ursprünglichen Projektplan hinausgehende Untersuchungen durchgeführt worden, die diese Entscheidung rechtfertigen, bspw. Versuche zur Wurzelschweißseignung der modifizierten KLB-Prozesse, Schweißungen an weiteren Zusatzwerkstoffchargen von alloy 617 oder die Prüfung dieser Nähte mittels LBT-Heißrisstest.

#### (9) Anfertigen des Schlussberichtes

## 5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

### 5.1 Auswahl und Charakterisierung der eingesetzten MSG-Schweißprozesse

Im Rahmen des Forschungsprojektes kamen in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss modifizierte MSG-Kurzlichtbogenprozesse verschiedener Schweißstromquellenhersteller zum Einsatz (Vgl. Abschnitt 4). Eine Reduzierung der eingebrachten Streckenenergie beim Schweißen wird bei diesen Prozessen auf unterschiedliche Weise durch eine Begrenzung des Kurzschlussstromes erreicht, sodass das Wiederezünden des Lichtbogens bei niedriger Stromstärke erfolgt. Die verschiedenen modifizierten MSG-KLB-Prozesse werden im Folgenden kurz erläutert. Die Unterschiede im Strom-/Spannungsverlauf aller eingesetzten MSG-Schweißprozesse werden in Bild 6 deutlich.

- *CMT (ColdMetalTransfer)* (Fa. Fronius International GmbH)

Beim *CMT*-Prozess wird der Strom während des Kurzschlusses frühzeitig elektronisch verringert. Zusätzlich wird durch eine hochfrequente Drahtbewegung die Auflösung des Kurzschlusses unter niedriger Stromstärke durch das Zurückziehen der Drahtelektrode unterstützt. Die Frequenz der oszillierenden Drahtbewegung kann durchschnittlich bis zu 70 Hz betragen. Das Rückziehen des Drahtes wird jedoch aus dem Prozess heraus gesteuert. Die Einbindung der Drahtbewegung in die digitale Prozessregelung macht für das *CMT*-Schweißen eine spezielle Anlagentechnik, in Form eines zusätzlichen Drahtfördermotors im Schweißbrenner sowie eines Drahtpuffers, erforderlich. [34]

- *coldArc* (Fa. EWM Hightec Welding GmbH)

Dagegen kann beim *coldArc*-Prozess mit einem herkömmlichen Schweißbrenner gearbeitet werden, da die Begrenzung des Kurzschlussstromes ausschließlich auf elektronischem Weg erfolgt und nicht in die Drahtförderung eingegriffen wird. Unmittelbar vor dem Wiederezünden des Lichtbogens wird der hohe Strom in einem Zeitraum von weniger als 1 ms heruntergeregelt. Als Führungssignal für die Beeinflussung des Stromes dient die Spannung, die dauernd gemessen wird. Direkt nach dem Wiederezünden des Lichtbogens wird ein Aufschmelzimpuls gegeben, der eine immer gleiche Tropfenablösung und einen gleichmäßigen Prozessverlauf gewährleistet. [34]

- *Puls-Mix* (Fa. Fronius International GmbH)

Der *CMT*-Prozess kann als Weiterentwicklung zusätzlich mit dem Impulslichtbogenprozess kombiniert werden. Beim sogenannten *Puls-Mix*-Prozess wird zwischen dem Impulslichtbogen in der Hochstromphase und dem *CMT*-Kurzlichtbogen in der Niedrigstromphase mit veränderbarer Frequenz gewechselt. Der *Puls-Mix*-Prozess ermöglicht somit etwas höhere Streckenenergien als beim reinen *CMT*-Schweißen und eine bessere Einflussnahme auf die Schmelzbad- und Nahtgeometrieausbildung. Durch die sehr unterschiedliche Leistung der kombinierten Lichtbogenarten entsteht eine leicht geschuppte, aber sehr gleichmäßige Nahtoberfläche.

Sowohl für das MSG-Schweißen auf Basis der modifizierten Kurzlichtbogentechnik als auch für das als Referenz betrachtete, konventionelle Impulslichtbogenschweißen wurden durch die Schweißstromquellenhersteller zur Verfügung gestellte Arbeitskennlinien genutzt. Diese waren Ausgangspunkt für die Optimierung der modifizierten KLB-Prozesse im

Rahmen des AP 2 und wurden entweder in direkter Programmierung oder mit Hilfe von prozessspezifischen Korrekturwerten angepasst.

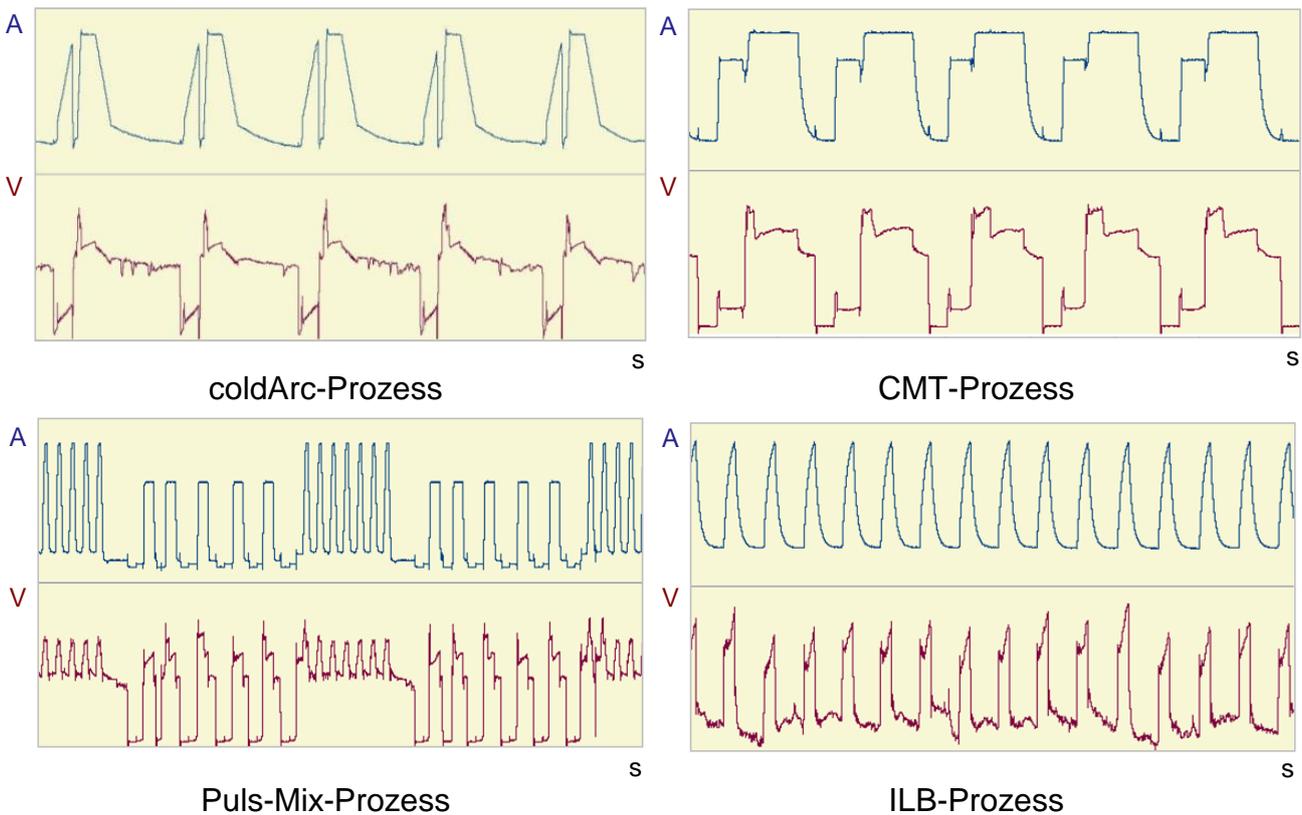


Bild 6: Gegenüberstellung aufgenommener Strom-/Spannungsverläufe der eingesetzten modifizierten MSG-KLB-Prozesse und dem konventionellen Impulslichtbogenprozess beim Schweißen der Ni-Basisversuchswerkstoffe

## 5.2 Auswahl und Charakterisierung der Versuchsmaterialien

Für die Untersuchungen wurden als Grundwerkstoffe vier hochtemperatur- und nasskorrosionsbeständige Ni-Basislegierungen und eine hochwarmfeste Fe-Basislegierung sowie die für die jeweilige Legierung geeigneten Schweißzusätze gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss ausgewählt (Vgl. Tabelle 1), die nachfolgend kurz beschrieben werden.

Bei der *Ni-Basislegierung NiCr15Fe (alloy 600H, 2.4816)* handelt es sich um eine hitzebeständige, nicht aushärtbare Nickel-Chrom-Eisen-Legierung. In Folge einer gezielt vorgenommenen Lösungsglühung bei hohen Temperaturen (1080-1150 °C) weist dieser Werkstoff eine hohe Zeitstandfestigkeit auf und wird daher im Temperaturbereich oberhalb von 700 °C eingesetzt. Zu den wichtigsten Anwendungsgebieten zählen hitze- und korrosionsbeständige Bauteile in Aufkohlungs- und Nitrieranlagen, im petrochemischen Apparatebau oder in Kernreaktoren. [35]

Die *Ni-Basislegierung NiCr22Mo9Nb (alloy 625, 2.4856)* wird im vorliegenden, weichgeglühten Zustand vorwiegend für Nasskorrosionsanwendungen in der chemischen Prozessindustrie, der Meerestechnik und in der Umwelttechnik eingesetzt. Aufgrund des geringen Kohlenstoffgehaltes von < 0,03 Gew.-% (Tabelle 2) und der stabilisierenden Wär-

mebehandlung bei vorzugsweise 980 °C weist die Legierung eine hohe Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion auf. [36]

Auch die *Ni-Basislegierung NiCr23Mo16Al (alloy 59, 2.4605)* zeichnet sich bei hohen Chrom- und Molybdängehalten sowie niedrigstem Eisengehalt ( $\leq 1,5$  Gew.-%) durch eine sehr hohe Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion aus. Die Legierung findet daher breite Anwendung für nasskorrosionsbeständige Bauteile in der chemischen und petrochemischen Prozessindustrie sowie der Energie- und Umwelttechnik. [37]

Bei der *Ni-Basislegierung NiCr23Co12Mo (alloy 617, 2.4663)* handelt es sich um eine nicht aushärtbare Nickel-Chrom-Kobalt-Molybdän-Legierung, die im lösungsgeglühten Zustand eingesetzt wird. Aufgrund hoher Festigkeits- und Kriecheigenschaften bis 1100 °C sowie einer sehr guten Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit gegen Oxidation und Aufkohlung kommt die Legierung vorwiegend für Komponenten im Gasturbinenbau und Kraftwerksbau zum Einsatz. [38] Wie bei den bereits genannten Versuchswerkstoffen werden die Festigkeitseigenschaften des Werkstoffes vor allem durch eine Mischkristall- und Karbidhärtung erzielt, hier basierend auf den Elementen Molybdän, Kobalt und Titan. Das Element Bor ist im Versuchswerkstoff mit bis zu 0,002 Gew.-% (Tabelle 2) enthalten und trägt ebenfalls zu einer Verbesserung der Zeitstandfestigkeit und Kriecheigenschaften bei. [39]

Neben den genannten Ni-Basislegierungen wurde die hochwarmfeste *Fe-Basislegierung X5NiCrAlTi31-20 (alloy 800H, 1.4958)* in das Untersuchungsprogramm einbezogen. In Folge einer gezielt vorgenommenen Lösungsglühung (bei 1160 °C) weist diese Legierung eine erhöhte Zeitstandfestigkeit oberhalb 600 °C auf und findet ein breites Anwendungsfeld für korrosionsbeständige Bauteile im petrochemischen Anlagen- und Apparatebau. [40]

Für alle im Rahmen des Forschungsvorhabens untersuchten Grundwerkstoffchargen der vorgestellten Ni- und Fe-Basislegierungen wurden Prüfzeugnisse durch den Werkstoffhersteller ThyssenKrupp VDM GmbH zur Verfügung gestellt. Die chemische Zusammensetzung und mechanisch-technologischen Eigenschaften der Versuchsmaterialien sind laut Abnahmeprüfzeugnissen des Herstellers in Tabelle 2 und Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten vollaustenitischen Ni- und Fe-Basislegierungen laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

<b>DIN-Bezeichnung (alloy-Bez., Werkstoff-Nr.) Charge, Blechdicke</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Mo</b>	<b>Co</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>Sonstige Elemente</b>
NiCr15Fe (alloy 600H, 2.4816)	≥ 72,0	14,0- 17,0	6,0- 10,0	0,05- 0,10	≤ 1,0	≤ 0,5	-	-	≤ 0,3	≤ 0,3	Cu: ≤ 0,5
<i>Charge 60260, s = 5 mm</i>	<i>R74,12</i>	<i>16,40</i>	<i>8,2</i>	<i>0,07</i>	<i>0,21</i>	<i>0,33</i>	-	<i>0,10</i>	<i>0,2</i>	<i>0,3</i>	<i>Cu: 0,02; B: 0,002</i>
<i>Charge 132658, s = 16 mm</i>	<i>R74,61</i>	<i>15,89</i>	<i>8,3</i>	<i>0,07</i>	<i>0,22</i>	<i>0,32</i>	-	<i>0,02</i>	<i>0,1</i>	<i>0,3</i>	<i>Cu: 0,01; B: 0,002</i>
NiCr22Mo9Nb (alloy 625, 2.4856)	Rest	21,0- 23,0	≤ 5,0	≤ 0,03	≤ 0,50	≤ 0,40	8,0- 10,0	≤ 1,0	≤ 0,40	≤ 0,40	Nb+Ta: 3,2 - 3,8
<i>Charge 125444, s = 5 mm</i>	<i>R61,50</i>	<i>21,33</i>	<i>4,47</i>	<i>0,021</i>	<i>0,09</i>	<i>0,21</i>	<i>8,62</i>	<i>0,09</i>	<i>0,14</i>	<i>0,20</i>	<i>Cu: 0,02; Nb+Ta: 3,33</i>
<i>Charge 135896, s = 5 mm</i>	<i>R61,32</i>	<i>21,2</i>	<i>4,6</i>	<i>0,021</i>	<i>0,07</i>	<i>0,18</i>	<i>8,7</i>	<i>0,04</i>	<i>0,17</i>	<i>0,19</i>	<i>Cu: 0,01; Nb+Ta: 3,37</i>
<i>Charge 124511, s = 16 mm</i>	<i>R60,06</i>	<i>22,3</i>	<i>4,3</i>	<i>0,027</i>	<i>0,06</i>	<i>0,14</i>	<i>9,2</i>	<i>0,1</i>	<i>0,17</i>	<i>0,19</i>	<i>Nb+Ta: 3,39</i>
<i>Charge 126224, s = 16 mm</i>	<i>R61,14</i>	<i>21,3</i>	<i>4,8</i>	<i>0,024</i>	<i>0,04</i>	<i>0,20</i>	<i>8,6</i>	<i>0,03</i>	<i>0,16</i>	<i>0,19</i>	<i>Cu: 0,01; Nb+Ta: 3,35</i>
NiCr23Mo16Al (alloy 59, 2.4605)	Rest	22,0- 24,0	≤ 1,5	≤ 0,010	≤ 0,5	≤ 0,10	15,0- 16,0	≤ 0,3	0,1- 0,4	-	-
<i>Charge 135278, s = 5 mm</i>	<i>R60,57</i>	<i>22,6</i>	<i>0,6</i>	<i>0,003</i>	<i>0,19</i>	<i>0,03</i>	<i>15,5</i>	<i>0,02</i>	<i>0,27</i>	-	<i>Cu: 0,01</i>
<i>Charge 112450, s = 16 mm</i>	<i>R60,19</i>	<i>22,9</i>	<i>0,6</i>	<i>0,004</i>	<i>0,17</i>	<i>0,02</i>	<i>15,5</i>	<i>0,1</i>	<i>0,3</i>	-	<i>Cu: 0,01</i>
NiCr23Co12Mo (alloy 617, 2.4663)	Rest	20,0- 23,0	≤ 2,00	0,05- 0,10	≤ 0,70	≤ 0,70	8,0- 10,0	10,0- 13,0	0,60- 1,50	0,20- 0,50	Cu: ≤ 0,50 B: ≤ 0,006
<i>Charge 330084, s = 6 mm</i>	<i>R54,42</i>	<i>22,19</i>	<i>1,20</i>	<i>0,06</i>	<i>0,05</i>	<i>0,13</i>	<i>8,66</i>	<i>11,60</i>	<i>1,02</i>	<i>0,43</i>	<i>Cu: 0,11; B: 0,002</i>
<i>Charge 314756, s = 12 mm</i>	<i>R54,43</i>	<i>22,38</i>	<i>1,10</i>	<i>0,05</i>	<i>0,05</i>	<i>0,16</i>	<i>8,66</i>	<i>11,51</i>	<i>1,08</i>	<i>0,40</i>	<i>Cu: 0,03; B: 0,001</i>
<i>Charge 313604, s = 12 mm</i>	<i>R53,87</i>	<i>22,33</i>	<i>1,55</i>	<i>0,06</i>	<i>0,07</i>	<i>0,12</i>	<i>8,70</i>	<i>11,61</i>	<i>1,08</i>	<i>0,40</i>	<i>Cu: 0,03; B: 0,002</i>
<i>Charge 314651, s = 12 mm</i>	<i>R54,28</i>	<i>22,26</i>	<i>1,24</i>	<i>0,06</i>	<i>0,09</i>	<i>0,15</i>	<i>8,62</i>	<i>11,59</i>	<i>1,07</i>	<i>0,41</i>	<i>Cu: 0,03; B: 0,001</i>
X5NiCrAlTi31-20 (alloy 800H, 1.4958)	30,0- 32,0	19,0- 21,0	Rest	0,06- 0,08	0,5- 1,0	0,2- 0,6	-	-	0,20- 0,40	0,20- 0,50	Cu: ≤ 0,5 Al+Ti: ≤ 0,7
<i>Charge 155566, s = 5 mm</i>	<i>30,4</i>	<i>20,5</i>	<i>R46,8</i>	<i>0,07</i>	<i>0,7</i>	<i>0,46</i>	-	<i>0,1</i>	<i>0,28</i>	<i>0,32</i>	<i>Cu: 0,06; Nb: 0,01</i>

Tabelle 3: Mechanisch-technologische Eigenschaften der für die Versuche verwendeten vollaustenitischen Ni- und Fe-Basislegierungen bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

<b>DIN-Bezeichnung (alloy-Bez., Werkstoff-Nr.) Charge, Blechdicke</b>	<b>Probenzustand</b>	<b>R<sub>m</sub> [MPa]</b>	<b>R<sub>p0,2</sub> [MPa]</b>	<b>R<sub>p0,1</sub> [MPa]</b>	<b>A<sub>50</sub> [%]</b>	<b>A [%]</b>	<b>KV [J]</b>
NiCr15Fe (alloy 600H, 2.4816)	lösungsgeglüht	≥ 500	≥ 180	-	-	≥ 35	-
Charge 60260, s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	596	230	252	-	47	-
Charge 132658, s = 16 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	610	237	-	-	57	-
NiCr22Mo9Nb (alloy 625, 2.4856)	weichgeglüht	≥ 760	≥ 380	-	-	≥ 30	≥ 100
Charge 125444, s = 5 mm	<i>weichgeglüht</i>	890	441	469	56	54	-
Charge 135896, s = 5 mm	<i>weichgeglüht</i>	877	507	548	51	48	-
Charge 124511, s = 16 mm	<i>weichgeglüht</i>	932	497	-	55	48	124
Charge 126224, s = 16 mm	<i>weichgeglüht</i>	938	492	-	57	48	141
NiCr23Mo16Al (alloy 59, 2.4605)	lösungsgeglüht	≥ 690	≥ 340	≥ 380	-	≥ 40	-
Charge 135278, s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	770	387	421	68	65	-
Charge 112450, s = 16 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	750	371	404	80	68	274
NiCr23Co12Mo (alloy 617, 2.4663)	lösungsgeglüht	≥ 700	≥ 300	≥ 330	-	≥ 35	-
Charge 330084, s = 6 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	782	332	-	-	62	73
Charge 314756, s = 12 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	740	317	-	-	65	173
Charge 313604, s = 12 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	772	338	-	-	57	167
Charge 314651, s = 12 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	778	372	-	-	57	184
X5NiCrAlTi31-20 (alloy 800H, 1.4958)	lösungsgeglüht	≥ 450	≥ 170	≥ 200	-	≥ 30	-
Charge 155566, s = 5 mm	<i>lösungsgeglüht</i>	515	203	228	55	52	-

Für die genannten Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe kamen in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss die ebenfalls in Tabelle 1 aufgeführten Zusatzwerkstoffe zum Einsatz, die breite Anwendung in der schweißtechnischen Praxis finden. Bei den Schweißzusätzen S Ni 6625 (2.4831), S Ni 6059 (2.4607) und S Ni 6627 (2.4627) handelt es sich um artgleiche, hoch Ni-haltige Massivdrahtelektroden. Die Schweißzusätze GZ 21 33 Mn Nb ( $\approx 1.4850$ ) und S Ni 6082 (2.4806) können dagegen als artähnlich bezeichnet werden. Der Schweißzusatz GZ 21 33 Mn Nb weist vergleichbare Nickel- und Chromgehalte auf wie die damit im Rahmen der Untersuchungen verschweißte Fe-Basislegierung alloy 800H, besitzt aber mit 4,84 Gew.-% einen deutlich höheren Mangangehalt sowie einen zusätzlichen Niob-Anteil von 1,3 Gew.-%. Auch der Schweißzusatz S Ni 6082 zeichnet sich durch höhere bzw. zusätzliche Gehalte der Legierungselemente Mangan (3,2 Gew.-%) und Niob (2,5 Gew.-%) gegenüber dem Grundwerkstoff alloy 600H aus. Die chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten hoch Ni-haltigen Schweißzusätze laut Prüfzeugnis sowie die vom Zusatzwerkstoffhersteller angegebenen Mindestwerte für die mechanisch-technologischen Eigenschaften der reinen Schweißgüter aller eingesetzten Massivdrahtelektroden sind in Tabelle 4 und Tabelle 5 aufgeführt.

Tabelle 4: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der Massivdrahtelektroden bei Raumtemperatur laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

ISO-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.)	Wärme- behandlung	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>p0,1</sub> [MPa]	A <sub>50</sub> [%]	A [%]	KV [J]
S Ni 6082 (2.4806, NiCr20Mn3Nb)	ungeglüht	≥ 620	≥ 380	≥ 420	-	≥ 35	≥ 90
S Ni 6625 (2.4831, NiCr22Mo9Nb)	ungeglüht	≥ 740	≥ 460	≥ 500	-	≥ 30	≥ 60
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	ungeglüht	≥ 700	≥ 420	-	-	≥ 40	≥ 60
S Ni 6617 (2.4627, NiCr22Co12Mo9)	ungeglüht	≥ 700	≥ 400	-	-	≥ 40	≥ 100
GZ 21 33 Mn Nb ( $\approx 1.4850$ )	ungeglüht	≥ 600	≥ 380	≥ 400	-	≥ 25	≥ 50

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten hoch Ni-haltigen Schweißzusätze laut Richtwerten und Abnahmeprüfzeugnissen der Werkstoffhersteller

<b>ISO-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.) Charge, Durchmesser</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Mo</b>	<b>Co</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>Sonstige Elemente</b>
S Ni 6082 (2.4806, NiCr20Mn3Nb)	> 67	19,5	< 2,0	0,02	2,8	0,2	-	-	-	-	Nb: 2,5
<i>Charge 97664, Ø 1,0 mm</i>	<i>73,00</i>	<i>20,44</i>	<i>0,34</i>	<i>0,015</i>	<i>3,21</i>	<i>0,05</i>	-	-	-	<i>0,250</i>	<i>Cu: 0,01; Nb: 2,49</i>
S Ni 6625 (2.4831, NiCr22Mo9Nb)	Rest	22,0	< 1,0	0,03	0,20	0,25	9,0	-	-	-	Nb: 3,6
<i>Charge 97933, Ø 1,0 mm</i>	<i>64,50</i>	<i>22,42</i>	<i>0,241</i>	<i>0,007</i>	<i>0,01</i>	<i>0,04</i>	<i>8,87</i>	-	<i>0,089</i>	<i>0,162</i>	<i>Cu: 0,009; Nb: 3,60</i>
<i>Charge 97522, Ø 1,0 mm</i>	<i>64,20</i>	<i>22,42</i>	<i>0,406</i>	<i>0,007</i>	<i>0,02</i>	<i>0,08</i>	<i>8,89</i>	-	<i>0,095</i>	<i>0,202</i>	<i>Cu: 0,019; Nb: 3,55</i>
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	Rest	23,0	< 1,5	0,01	< 0,5	0,10	16,0	-	-	-	-
<i>Charge 97187, Ø 1,0 mm</i>	<i>59,90</i>	<i>22,83</i>	<i>0,57</i>	<i>0,003</i>	<i>0,19</i>	<i>0,02</i>	<i>15,37</i>	<i>0,042</i>	<i>0,193</i>	-	-
S Ni 6617 (2.4627, NiCr22Co12Mo9)	Rest	21,5	1,0	0,05	0,1	0,1	9,0	11,0	1,0	0,5	-
<i>Charge 97629, Ø 1,0 mm</i>	<i>55,80</i>	<i>22,01</i>	<i>0,79</i>	<i>0,054</i>	<i>0,03</i>	<i>0,09</i>	<i>8,78</i>	<i>10,77</i>	<i>1,27</i>	<i>0,30</i>	<i>Cu: 0,01</i>
<i>Charge 97300, Ø 1,0 mm</i>	<i>55,40</i>	<i>22,29</i>	<i>0,76</i>	<i>0,051</i>	<i>0,06</i>	<i>0,05</i>	<i>8,94</i>	<i>11,02</i>	<i>1,26</i>	<i>0,31</i>	<i>Cu: 0,02</i>
<i>Charge 35841, Ø 1,2 mm</i>	<i>57,16</i>	<i>21,25</i>	<i>0,18</i>	<i>0,060</i>	<i>0,07</i>	<i>0,04</i>	<i>8,60</i>	<i>11,05</i>	<i>1,21</i>	<i>0,30</i>	<i>Cu: 0,01</i>
GZ 21 33 Mn Nb (≈ 1.4850)	32,30	21,70	Rest	0,160	4,70	0,25	-	-	-	-	-
<i>Charge 97803, Ø 1,0 mm</i>	<i>32,45</i>	<i>21,85</i>	<i>Rest</i>	<i>0,155</i>	<i>4,84</i>	<i>0,25</i>	<i>0,015</i>	-	-	-	<i>Cu: 0,01; Nb: 1,30</i>

### 5.3 Geräte- und Messtechnik zum MSG-Auftrag- und Verbindungsschweißen

Für die vollmechanisiert ausgeführten MSG-Auftrag- und Verbindungsschweißungen mit der modifizierten Kurzlichtbogentechnik sowie dem konventionellen Impulslichtbogen wurde folgende Gerätetechnik genutzt:

- Schweißstromquelle *TransPulsSynergic 4000 CMT* inkl. Drahtvorschubeinheit *VR 7000 CMT* (Fa. Fronius International GmbH),
- Schweißstromquelle *alpha Q 552 Puls* (Fa. EWM Hightec Welding GmbH),
- Schlauchpaket mit Versorgungsleitungen für Strom, Schutzgas, Drahtführungsschlauch, Steuerleitung und Kühlwasser,
- mechanisiertes Fahrwerk zur Brennerpositionierung und
- Schutzgasversorgung über Schutzgasflaschen.

Zur positionssicheren Fixierung während des Schweißprozesses und zur Erzeugung maximaler Eigenspannungen wurden sowohl die mehrlagigen Auftragschweißgutproben als auch die Stumpfstöße vor dem Versuch auf 50 mm dicke ferritische Stahlplatten aufgeschweißt. Das Bild 7 zeigt den an der Forschungsstelle für die Schweißversuche aufgebauten Versuchsstand.

Die Erfassung, Auswertung und Überprüfung der Prozessparameter sowie die Dokumentation der Schweißprozessverläufe erfolgte bei allen Schweißversuchen mit Hilfe des Messsystems *WeldAnalyst* der Fa. HKS Prozesstechnik GmbH (Bild 7). Zur Erfassung von Schweißstrom und Schweißspannung diente ein verfahrensspezifischer Prozesssensor vom Typ HKS P-1000. Zusätzlich wurden die Drahtvorschubgeschwindigkeit und der Schutzgasdurchfluss gemessen. Die Erfassung der beiden elektrischen Größen Schweißstrom und -spannung erfolgte mit einer Abtastrate von 25,6 kHz. Zur Berechnung der Streckenenergie erfolgte bei allen Schweißversuchen nicht nur die Messung der arithmetischen, sondern auch der quadratischen Mittelwerte von Schweißstrom und Schweißspannung, da der daraus ermittelte Effektivwert der Streckenenergie insbesondere für die komplexen Strom-/Spannungsverläufe der modifizierten KLB-Prozesse (Vgl. Bild 6) der tatsächlich eingebrachten Energie beim Schweißen besser entspricht als der arithmetische Mittelwert.



Bild 7: Versuchsstand zum MSG-Auftrag- und Verbindungsschweißen (links) und Messsystem *WeldAnalyst* der Fa. HKS Prozesstechnik (rechts)

## 5.4 Geräte- und Messtechnik für die Heißrissprüfverfahren

### 5.4.1 PVR-Test

Zur Beurteilung des Einflusses reduzierter Energieeinträge beim modifizierten MSG-KLB-Schweißen auf die Heißrissbeständigkeit wurde der nach DIN-Fachbericht 17641-3 [26] standardisierte Programmierte-Verformungs-Riss(PVR)-Test genutzt. Bei diesem fremdbeanspruchten Heißrissprüfverfahren wird eine Flachzugprobe während des zeitgleich ablaufenden Schweißprozesses mit einer linear ansteigenden Geschwindigkeit auf eine maximale Verformungsgeschwindigkeit  $v_{\max}$  gezogen (Bild 8). Die Stelle auf der PVR-Probe, an der der erste Heißriss auftritt, entspricht der kritischen Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$ . Sie steht in direktem Zusammenhang mit der nach der Heißrisstheorie von Prokhorov [41] postulierten kritischen Verformungsgeschwindigkeit [%/°C] und kann somit als Kriterium für eine quantitative Bewertung der Heißrissbeständigkeit herangezogen werden.

Die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$  wird nach folgender Gleichung berechnet:

$$v_{kr} = \frac{a \cdot L_{1.HR}}{v_s}$$

mit	$v_{kr}$	kritische Verformungsgeschwindigkeit
	$a$	Beschleunigung
	$L_{1.HR}$	Abstand vom Nahtanfang bis zum Auftreten des ersten Risses
	$v_s$	Schweißgeschwindigkeit

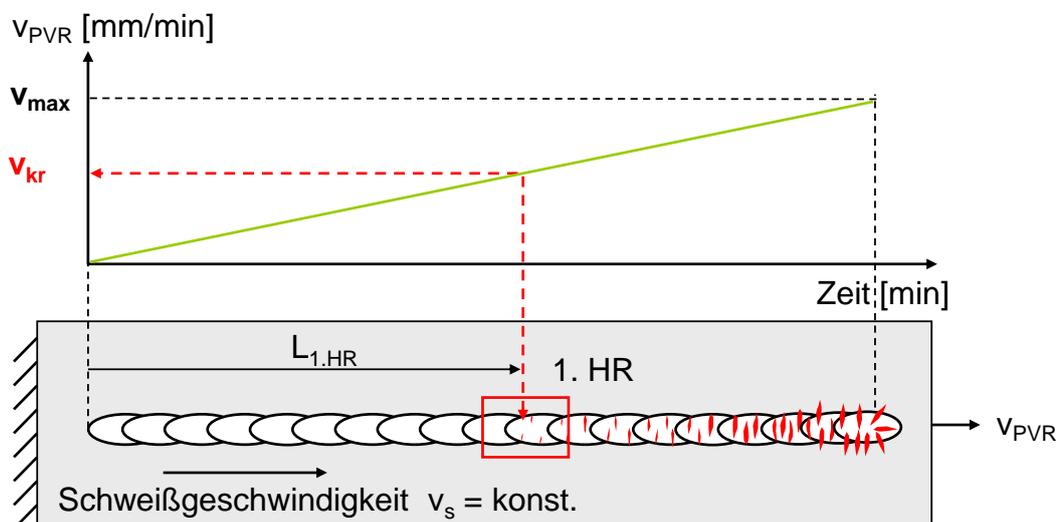


Bild 8: Prinzipielle Darstellung des PVR-Versuches

Das Ziel der im Rahmen des Forschungsvorhabens realisierten PVR-Versuche (Arbeitspunkt 4) bestand darin, die Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen auf die Heißrissbeständigkeit der in Abschnitt 4 genannten heißrissempfindlichen Grund- und Zusatzwerkstoffe im Vergleich zum konventionellen ILB-Schweißen zu beurteilen.

Ausgehend von dieser Zielstellung wurde der PVR-Test in verschiedenen Varianten durchgeführt:

Variante 1: MSG-Schweißen von einzelnen Auftragraupen auf Grundwerkstoffproben mit den modifizierten KLB-Prozessen und dem ILB-Prozess und

Variante 2: WIG-Schweißen von Blindraupen auf MSG-Verbindungsschweißgut, das zuvor mit den verschiedenen Schweißprozessen gefertigt wurde.

Außerdem wurde der PVR-Test genutzt, um die Heißrissbeständigkeit der reinen Grundwerkstoffe vergleichend gegenüberzustellen. Hierzu wurden die Grundwerkstoffproben im PVR-Versuch mittels WIG-Schweißen einer Blindraupe umgeschmolzen (Variante 3).

Für die PVR-Versuche der Varianten 1 und 3 wurden aus den Grundwerkstoffblechen PVR-Proben mit den Endabmessungen 250 mm x 40 mm x 5 mm (Bild 10) mittels Fräsen herausgearbeitet. Die PVR-Proben der Variante 2 wurden dagegen aus zuvor an 16 mm dicken Blechen gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen gefräst (Vgl. Tabelle 19) und wiesen eine abweichende Probendicke von 10 mm auf. Bei diesen Proben erfolgte zunächst das blechebene Abfräsen der Decklagenseite (Prüfseite der PVR-Probe). Anschließend wurde die Wurzellagenseite auf das genannte Endmaß abgearbeitet. Beim WIG-Schweißen der Blindraupe im PVR-Versuch wurde die W-Elektroden Spitze in der Schweißnahtmitte positioniert, um eine Umschmelzung des reinen MSG-Schweißgutes zu erzielen (Bild 9, rechts).

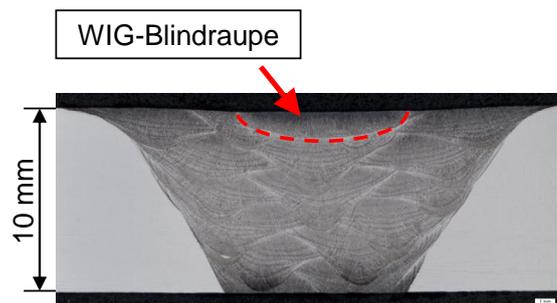
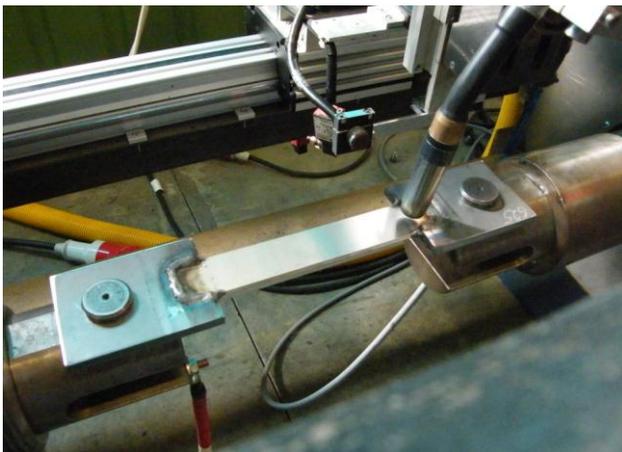


Bild 9: Probe im PVR-Versuchsstand mit MSG-Brenner am IWF, Magdeburg (links) und Querschliff einer PVR-Probe aus einer MSG-Schweißnaht mit WIG-Umschmelzung (rechts)

Die Prüfseite der PVR-Proben wurde nach dem Fräsen unter Verwendung von Schleifpapier mit 600er Körnung beschliffen. Anschließend wurden die Proben an beiden Enden in Einspannungen aus dem höherfesten Stahl S355 J2G3 (Werkstoff-Nr. 1.0570) unter Nutzung des Schweißzusatzes S Ni 6082 (2.4806) eingeschweißt (Bild 10). Über diese Einspannungen erfolgte anschließend die Befestigung der Proben in die Aufnahmevorrichtung der PVR-Anlage.

Nach dem PVR-Versuch wurden die Prüfflächen der PVR-Proben zunächst elektrolytisch mittels des Reinigungsgerätes *Magic Cleaner* (Fa. Fronius International GmbH) gereinigt. Anschließend erfolgte eine PT-Prüfung der Prüfraupen, um makroskopisch die ersten auftretenden Heißrisse zu lokalisieren. Entsprechend den Forderungen des DIN-Fachbericht 17641-3 [26] wurde die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$  auf Basis

einer mikroskopischen Bewertung der Proben bei 25facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop ermittelt. Für die Auswertung wurde die kritische Verformungsgeschwindigkeit für den ersten auftretenden Heißriss ( $v_{kr}$  1. HR) und als Mittelwert für die ersten drei, auf einer PVR-Probe auftretenden Heißrisse ( $v_{kr}$  3 HR) betrachtet.

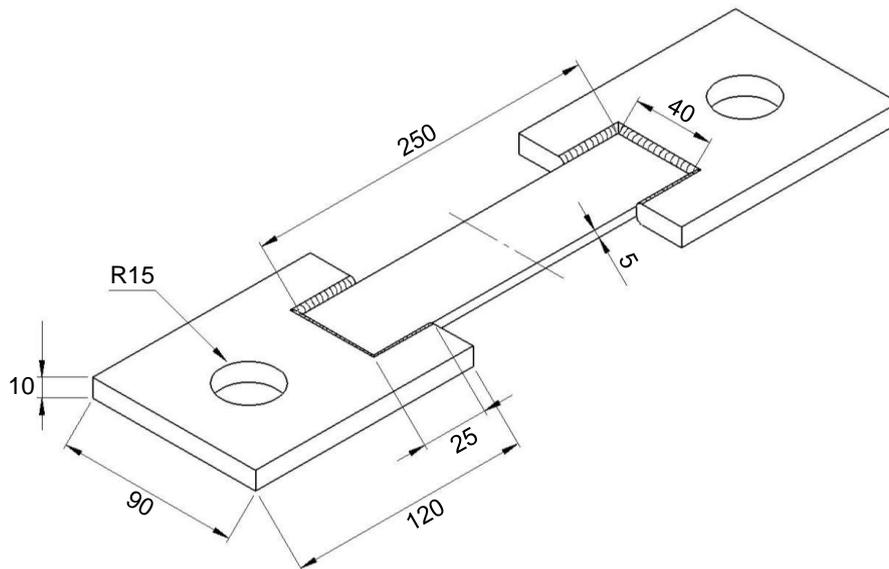


Bild 10: Form und Abmessungen der eingeschweißten PVR-Proben mit einer Probendicke von 5 mm (Variante 1 und 3)

Neben der Ermittlung der kritischen Verformungsgeschwindigkeit wurde auch die Art des ersten Heißrisses bestimmt. Hierzu wurden an ausgewählten Proben Oberflächenschliffe der Prüfraupen im Bereich der ersten auftretenden Heißrisse angefertigt und die Art und Lage der Risse lichtmikroskopisch analysiert. Bei Auftreten verschiedener Heißrissarten (Vgl. Abschnitt 2) auf einer PVR-Probe wurde die kritische Verformungsgeschwindigkeit zusätzlich als Mittelwert für die ersten drei, jeweils auftretenden Risse einer Art bestimmt.

#### 5.4.2 LBT-Test

Zur qualitativen und quantitativen Beurteilung der Heißrissneigung verschiedener artgleicher MSG-Verbindungsschweißungen an der Ni-Basislegierung alloy 617 kam die nach DIN EN ISO 17641-2 [33] standardisierte Längsbiegeprüfung (LBT-Test) zum Einsatz. Der LBT-Test gehört zur Gruppe der selbstbeanspruchenden Heißrissprüfverfahren. Die Beanspruchung wird während des Schweißprozesses durch die aus der behinderten Dehnung und Schrumpfung der Schweißnaht (feste Einspannbedingungen) resultierenden Eigenspannungen erzeugt. Bei der Längsbiegeprüfung werden somit keine Risse in der zu prüfenden Schweißnaht erzeugt, sondern lediglich bereits beim Schweißen entstandene Risse aufgeweitet. Dazu werden Probekörper mit definierten Abmessungen aus dem Bereich der Schweißnaht herausgearbeitet (Bild 11) und mit dem Schweißgut in Scheitelpunktlage bei Raumtemperatur längs zur Schweißnaht gebogen. Vorhandene Mikrorisse werden so aufgezogen und können lichtmikroskopisch erfasst werden. Durch eine Vermessung der Risslängen in der Auswertefläche und die daraus mittels nachfolgender Gleichung bestimmte Mikrorissempfindlichkeit  $MSI_{(LBT)}$  kann eine quantitative Beurteilung der Heißrissempfindlichkeit erfolgen.

$$MSI_{(LBT)} = \frac{L_{MF}}{b \cdot l_0}$$

mit	$MSI_{(LBT)}$	Mikrorissempefindlichkeit
	$L_{MF}$	Gesamtlänge aller nachgewiesenen Risse $\geq 0,1$ mm
	$b$	Anfangsbreite der Probe (unverformt) = 40 mm
	$l_0$	Anfangslänge im Prüfbereich (unverformt) = 30 mm

Ausgangspunkt für die Durchführung der Längsbiegeprüfung im Arbeitspunkt 5 waren die bei der PT-Prüfung nachgewiesenen Risse im Decklagenschweißgut der MSG-Schweißnähte an der Ni-Basislegierung alloy 617. Mit der LBT-Prüfung sollten die Ergebnisse der PT-Prüfung überprüft sowie eine quantitative Beurteilung der auftretenden Risse ermöglicht werden. Das Ziel bestand darin, die Auswirkungen reduzierter Streckenenergien beim Schweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen auf die Heißrissneigung der Stumpfstoßverbindungen an alloy 617 im Vergleich zum konventionellen ILB-Schweißen quantitativ zu bewerten. Außerdem sollte die Heißrissempfindlichkeit verschiedener Chargen des Zusatzwerkstoffes S Ni 6617 (2.4627) mit Hilfe der Längsbiegeprüfung der MSG-Verbindungsschweißungen gegenübergestellt werden.

Für die LBT-Prüfung wurden aus zuvor gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen jeweils mindestens zwei Probekörper mit den Abmessungen 80 mm x 40 mm x 5 mm herausgefräst. Zunächst erfolgte das Abfräsen der Decklagenseite bis 1 mm unterhalb der Blechoberfläche (Bild 11). Anschließend wurde die Wurzellagenseite auf das genannte Endmaß abgearbeitet. Die Probenabmessungen und die erzeugte Oberflächenqualität der Probenprüfseite entsprachen den in der DIN EN ISO 17641-2 [33] geforderten Werten. Die Biegeprüfung wurde mit einem Biegedorn mit einem Durchmesser von 20 mm durchgeführt. Der Biegewinkel betrug mindestens 120°. Die Auswertung der Proben erfolgte zunächst makroskopisch mittels PT-Prüfung. Anschließend wurde die Auswertefläche mit Adlerätzung leicht angeätzt, um die Auswertung unter dem Stereomikroskop zu erleichtern. Die abschließende Bewertung und Vermessung der auftretenden Risse ( $\geq 0,1$  mm) wurde bei 25facher Vergrößerung durchgeführt. Die Mikrorissempefindlichkeit  $MSI_{(LBT)}$  wurde für jede geprüfte Schweißnaht als Mittelwert aus mindestens zwei entnommenen Proben ermittelt.

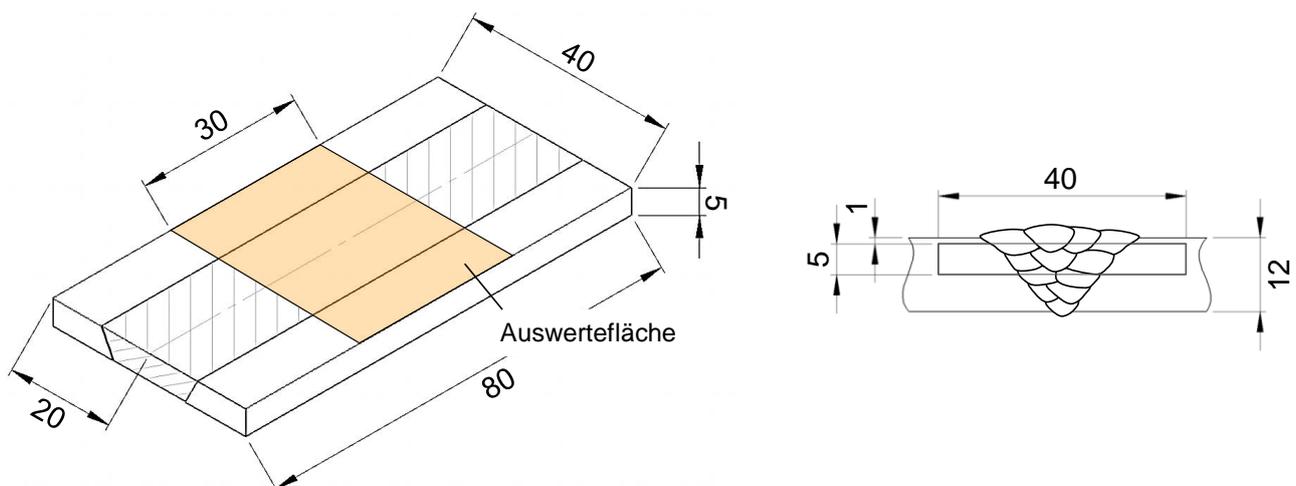


Bild 11: Probenform und Abmessungen der LBT-Proben (links) und Ort der Probenentnahme im Querschnitt einer MSG-Schweißnaht (rechts)

## 5.5 Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen

Zur Beurteilung der Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim modifizierten Kurzlichtbogenschweißen auf die Heißrissneigung, die Ausbildung weiterer innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie die mechanisch-technologischen Eigenschaften und das Korrosionsverhalten sind die erzeugten Auftrag- und Verbindungsschweißungen mittels der in Tabelle 6 erläuterten Prüftechniken untersucht worden.

Tabelle 6: Eingesetzte Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Auftrag- und Verbindungsschweißungen

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung	Nachweis von Oberflächenrissen	Lupe
PT-Prüfung [42]	Nachweis von Oberflächenrissen	Diffusions-Rot und Entwickler <i>ARDROX</i> (Fa. Chemetall)
Durchstrahlungsprüfung (DIN EN 1425 [43])	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	<i>Eresco MF3</i> (Fa. GE S&IT)
Stereomikroskopie	Nachweis von Oberflächenrissen	Stereomikroskop <i>MZ APO</i> (Fa. Leica)
Makro- und Mikrogefügeanalyse	Gefügebewertung im polierten u. geätzten Zustand (Risse, Poren, Bindefehler, etc.), Nahtkenngößen, Aufmischungsverhältnisse	Inverses Auflichtmikroskop <i>Leica MeF4A</i> (Fa. Leica)
Korngrößenbestimmung nach Linienschnittverfahren (DIN EN ISO 643 [44])	mittlere Korngröße in $\mu\text{m}$ , Korngrößen-Kennzahl G	Bildanalysesoftware <i>QX Grain</i> (Fa. Leica)
Schmelzextraktion	Bestimmung des $\text{N}_2$ - und $\text{O}_2$ -Gehaltes	<i>ON/H-mat286</i> (Fa. Juwe)
Rasterelektronenmikroskopie	Mikrogefügestruktur (Heißrisse, Ausscheidungen)	<i>XL 30 ESEM FEG</i> (Fa. Philips)
Mikrosondenmessung	Fe-Verteilung im Schweißgut plattierter Bleche	EDAX XL Series
ESMA-Flächenanalyse	Elementverteilung im Schweißgut	Elektronenstrahlmikrosonde <i>JEOL JXA 8800L</i> (Fa. JEOL)
Kleinkrafthärteprüfung (DIN EN ISO 6507-1 [45])	Härtewerte HV 0,2 und HV 1	Mikrohärtemessgerät <i>Micro-Duromat 4000E</i> (Fa. Reichert)
Querzugversuch (DIN EN ISO 4136 [4])	$R_m$ , $R_{p0,2}$ , $R_{p0,1}$ , A	Materialprüfmaschine <i>Z250</i> (Fa. Zwick)
Quer- u. Seitenbiegeprüfung (DIN EN ISO 5173 [5])	Biegewinkel und -dehnung	Zug-, Druck-, Biegeprüfmaschine <i>ZDM 50</i> (Fa. VEB WPM Leipzig)
Kerbschlagbiegeversuch (DIN EN ISO 9016 [46])	$KV_2$	Pendelschlagwerk <i>RKP 300</i> (Fa. Roell Amsler)
IK-Verhalten	Korrosionsabtrag [mm/a]	Prüflösung nach ASTM G28-A
Lochkorrosionsverhalten	CPT [°C]	Elektrochemische Rauschmessung (ECR) mit dynamischer Temperierung in $\text{CaCl}_2$ -Lösung

## 6 Forschungsergebnisse

### 6.1 Grundlegende Charakterisierung der Versuchswerkstoffe

Alle Versuchsmaterialien wurden im Rahmen des AP 1 grundlegend werkstoffkundlich charakterisiert und werden nachfolgend erläutert. Die Angaben zur chemischen Zusammensetzung und den mechanisch-technologischen Eigenschaften der bereitgestellten Grund- und Zusatzwerkstoffchargen wurden dem jeweiligen Abnahmeprüfzeugnis entnommen und entsprechen den Richtwerten des Herstellers.

Das Mikrogefüge (Ausscheidungen, Seigerungen) der Grundwerkstoffe im Anlieferungszustand wurde anhand licht- und rasterelektronenmikroskopischer (REM, EDS) Aufnahmen charakterisiert und ist in Bild 12 gegenübergestellt.

Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,07 Gew.-% (Tabelle 2) weist die Ni-Basislegierung *NiCr15Fe (alloy 600H, 2.4816)* im bereitgestellten, lösungsgeglühten Zustand ein kubisch-flächenzentriertes Gitter mit feinen, in den Körnern und an den Korngrenzen angelagerten Mischkarbiden (überwiegend  $M_{23}C_6$ ) auf. [47] Die lichtmikroskopische Aufnahme in Bild 12 zeigt zudem die grobe Kornstruktur des alloy 600H, der mit einer mittleren Korngröße von 172  $\mu\text{m}$  ein deutlich grobkörnigeres Gefüge aufweist als die weiteren Ni-Basisversuchswerkstoffe (Tabelle 7).

In der kubisch-flächenzentrierten Matrix der *Ni-Basislegierung NiCr22Mo9Nb (alloy 625, 2.4856)* finden sich zahlreiche Karbidausscheidungen vom Typ  $M_6C$  und  $M_{23}C_6$ . Diese liegen sowohl fein verteilt entlang der Korngrenzen als auch intragranular als gröbere, kugelförmige Karbide vor (Bild 12). Insbesondere die Elemente Titan und Niob, mit ca. 0,2 und 3,35 Gew.-% im Werkstoff enthalten (Tabelle 2), scheiden Kohlenstoff als grobe Ti- und Nb-Karbide bevorzugt innerhalb der Matrix und nicht entlang der Korngrenzen aus. [36]

Der lösungsgeglühte *NiCr23Mo16Al (alloy 59, 2.4605)* weist eine kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur auf. Im Vergleich aller untersuchten Legierungen weist das austenitische Grundwerkstoffgefüge des vorliegenden alloy 59 mit 0,0264 Gew.-% den höchsten Stickstoffgehalt auf (Tabelle 8).

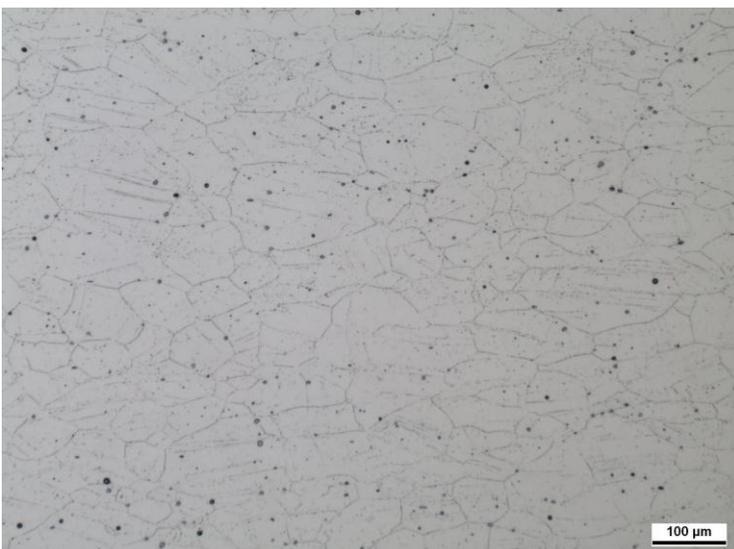
Das Gefüge des vorliegenden, bei einer Temperatur von 1160 °C lösungsgeglühten *NiCr23Co12Mo (alloy 617, 2.4663)* weist ein kubisch-flächenzentriertes Gitter mit ausgeprägten Seigerungszone in Walzrichtung auf (Bild 12). Bei den Ausscheidungen handelt es sich um molybdänhaltige Mischkarbide vom Typ MC bzw.  $M_6C$ , die intragranular sowohl in feinen als auch in groben Teilchen vorliegen, und um an den Korn- und Zwillingsgrenzen angelagerte chromhaltige Mischkarbide vom Typ  $M_{23}C_6$ . [48; 47] Die lichtmikroskopische Aufnahme (Bild 12) zeigt zudem Titankarbonitride  $Ti(C,N)$ , die als blockige inter- und intragranulare Einlagerungen auftreten. [48; 49] Auffällig ist die aus der seigerungsbedingten Karbidzeitigkeit resultierende stark inhomogene Korngröße des vorliegenden Blechmaterials aus alloy 617. Das Gefüge zeichnet sich durch besonders feinkörnige Strukturen von ca. 10 bis 30  $\mu\text{m}$  Korndurchmesser im Bereich der Karbidzeilen und eine deutlich gröbere Kornstruktur mit bis zu 110  $\mu\text{m}$  in den karbidfreien Bereichen aus.

Das Mikrogefüge der hochwarmfeste *Fe-Basislegierung X5NiCrAlTi31-20 (alloy 800H, 1.4958)* zeigt in der lichtmikroskopischen Aufnahme (Bild 12) eine austenitische Matrix mit

zahlreichen Glühwillingen und einer mittleren Korngröße von 138  $\mu\text{m}$  (Tabelle 7). Titankarbonitride  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  treten als blockige, inter- und intragranulare Ausscheidungen auf. Außerdem finden sich entlang der Korngrenzen vereinzelt Karbide vom Typ  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . [40; 50]



NiCr15Fe  
(alloy 600H, 2.4816)



NiCr22Mo9Nb  
(alloy 625, 2.4856)



NiCr23Mo16Al  
(alloy 59, 2.4605)



NiCr23Co12Mo  
(alloy 617, 2.4663)



X5NiCrAlTi31-20  
(alloy 800H, 1.4958)

Bild 12: Mikrogefüge der vollaustenitischen Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe im Anlieferungszustand (Ätzmittel: Bloech-Wedel II)

Die Bestimmung der mittleren Korngröße der Grundwerkstoffgefüge erfolgte nach DIN EN ISO 643 [44] mittels Linienschnittverfahren. In Tabelle 7 ist neben dem mittleren Korndurchmesser die nach der o.g. Norm ermittelte Korngrößenkennzahl G angegeben.

Die Ergebnisse der Korngrößenbestimmung korrelieren mit denen der Härteprüfung (Tabelle 7). Die Legierungen mit feinkörnigerem Gefüge, alloy 625, alloy 59 und alloy 617, weisen durchgängig höhere Härtewerte (bis zu 280 HV 0,2) auf als die Versuchswerkstoffe mit gröberer Kornstruktur (alloy 600H und alloy 800H). Die Härteprüfung der Grundwerkstoffe erfolgte nach DIN EN ISO 6507-1 [45] als Vickers-Kleinkrafthärte HV 0,2. Die angegebenen Härtewerte sind Mittelwerte (MW) aus jeweils zehn, über den Blechquerschnitt verteilten Messwerten.

Tabelle 7: Ergebnisse der Korngrößenbestimmung und Härtemessungen HV 0,2 an Querschlifflinien der voll-austenitischen Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe im Anlieferungszustand

Grundwerkstoff	mittlere Korngröße [µm]	Korngrößen-Kennzahl G (DIN EN ISO 643)	Kleinkrafthärte HV 0,2		
			Min	Max	MW
alloy 600H (2.4816) Charge 60260, s = 5 mm	172	2	169	193	183
alloy 625 (2.4856) Charge 125444, s = 5 mm	68	4	266	291	282
alloy 59 (2.4605) Charge 135278, s = 5 mm	71	4	218	243	232
alloy 617 (2.4663) Charge 330084, s = 6 mm	56*	5*	227	268	240
alloy 800H (1.4958) Charge 155566, s = 5 mm	138	2	160	195	177

\*Der Grundwerkstoff des alloy 617 weist eine stark inhomogene Korngröße auf (Kennzahl G: 10 bis 3).

Sowohl für die Grundwerkstoffe als auch die vorliegenden Drahtelektroden wurden die Stickstoff- und Sauerstoffgehalte mittels Schmelzextraktion bestimmt. Die Drahtelektroden wurden vor der Analyse mit Aceton und im Ultraschall-Bad gereinigt, um eventuelle Zieh-fette zu entfernen. Die ermittelten Werte sind in Tabelle 8 und Tabelle 9 aufgeführt. Unterschiede zwischen den einzelnen Versuchsmaterialien wurden vor allem hinsichtlich des N<sub>2</sub>-Gehaltes deutlich. Während der N<sub>2</sub>-Gehalt in den Blechmaterialien des alloy 59, alloy 625 und alloy 617 zwischen 0,0130 und 0,0260 Gew.-% beträgt, weisen die Legierungen alloy 800H und alloy 600H deutlich geringere Gehalte von unter 0,0050 Gew.-% auf. Der Stickstoffgehalt der jeweiligen artgleichen bzw. artähnlichen Massivdrahtelektroden korreliert nur zum Teil mit dem der Grundwerkstoffe (Bild 13). Speziell der artähnliche Schweißzusatz GZ 21 33 Mn Nb weist einen dreifach höheren N<sub>2</sub>-Gehalt auf als der Grundwerkstoff alloy 800H.

Tabelle 8: Ergebnisse der Stickstoff- und Sauerstoffbestimmung an den Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffen mittels Schmelzextraktion

Grundwerkstoff	Chargen-Nr. (Blechdicke)	N <sub>2</sub> -Gehalt* [Gew-%]	O <sub>2</sub> -Gehalt* [Gew-%]
alloy 600H (2.4816)	60260 (s = 5 mm)	0,0033	0,0011
alloy 625 (2.4856)	125444 (s = 5 mm)	0,0198	0,0010
alloy 59 (2.4605)	135278 (s = 5 mm)	0,0264	0,0010
alloy 617 (2.4663)	330084 (s = 6 mm)	0,0131	0,0005
alloy 800H (1.4958)	155566 (s = 5 mm)	0,0045	0,0018

\*Mittelwerte aus je 5 Analysen

Tabelle 9: Ergebnisse der Stickstoff- und Sauerstoffbestimmung an den hoch Ni-haltigen Schweißzusätzen mittels Schmelzextraktion

Zusatzwerkstoff	Chargen-Nr. (Durchmesser)	N <sub>2</sub> -Gehalt* [Gew-%]	O <sub>2</sub> -Gehalt* [Gew-%]
S Ni 6082 (2.4806)	97664 (Ø 1,0 mm)	0,0036	0,0012
S Ni 6625 (2.4831)	97522 (Ø 1,0 mm)	0,0089	0,0014
S Ni 6059 (2.4607)	97187 (Ø 1,0 mm)	0,0176	0,0026
S Ni 6617 (2.4627)	97629 (Ø 1,0 mm)	0,0212	0,0035
GZ 21 33 Mn Nb (≈ 1.4850)	97664 (Ø 1,0 mm)	0,0115	0,0026

\*Mittelwerte aus je 5 Analysen

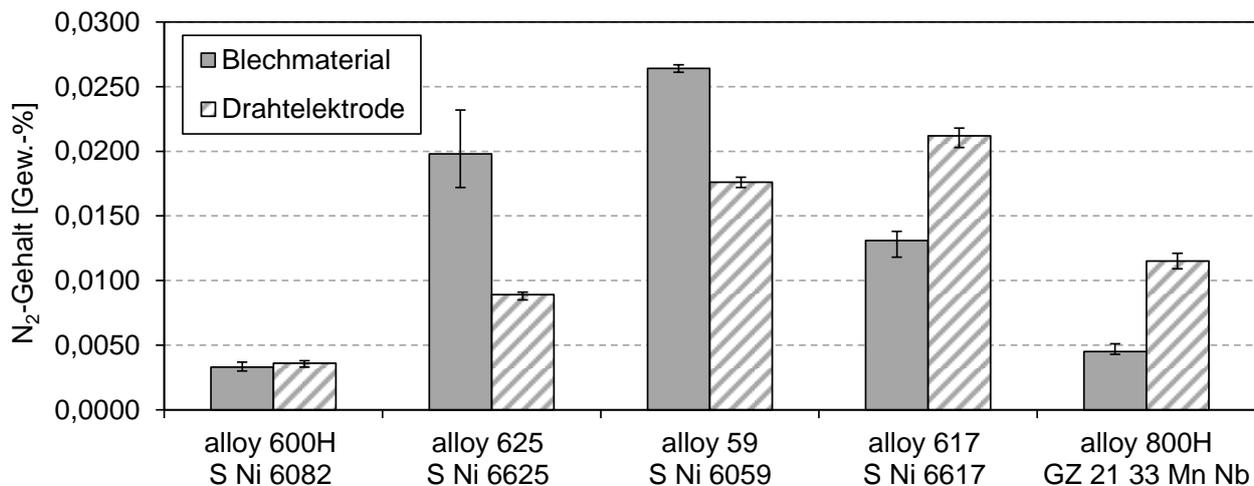


Bild 13: Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Stickstoffgehalte der Grund- und Zusatzwerkstoffe

Die im weichgeglühten Zustand vorliegende Ni-Basislegierung alloy 625 sowie die Legierung alloy 59 kommen im Nasskorrosionsbereich zur Anwendung, da sich beide Werkstoffe durch hohe Korrosionsbeständigkeiten und Festigkeiten auszeichnen. Die im Rahmen des Forschungsvorhabens verwendeten Grundwerkstoffe erreichen laut Abnahmeprüfzeugnis die durch die Hersteller geforderten Korrosionsbeständigkeiten bei Prüfung gemäß Stahl-Eisen-Prüfblatt 1877, Verfahren II (40% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 25 g/l Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> siedend, 24 h) ohne Beanstandung. In den Werkstoffdatenblättern der Hersteller sind weitere Angaben zum Korrosionsverhalten dieser Versuchswerkstoffe zu finden. So weist die unbeeinflusste Knetlegierung alloy 59 bei der Beurteilung der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion (IK) nach ASTM G28, Methode A typische Abtragraten von 0,6 bis 1,0 mm/a auf. Die kritische Lochkorrosionstemperatur (CPT) in der Lösung „Grüner Tod“ (7% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 3% HCl + 1% CuCl<sub>2</sub> + 1% FeCl<sub>3</sub> x 6 H<sub>2</sub>O, wiederholte 24 h Auslagerung bei Temperaturerhöhungen um 5 °C) ist mit > 120 °C angegeben. Für die Legierung alloy 625 liegt die CPT mit 100 °C etwas darunter. [37; 36] Die von den Herstellern angegebenen Werte für die Korrosionsbeständigkeit der verwendeten Grundwerkstoffe dienen nur als Orientierung. Bei den im Rahmen der Arbeitspunkte 6 und 7 durchgeführten Korrosionsprüfungen wurden jeweils eigene Referenzwerte an reine Grundwerkstoffproben der verwendeten Blechwerkstoffe ermittelt (Vgl. Abschnitte 6.6.4 und 6.7.3).

## 6.2 Technologieoptimierung anhand von Auftragschweißungen

Da beim Einsatz der modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozesse aufgrund des geringeren Wärmeeintrages beim Schweißen mit einer schlechten Benetzungsfähigkeit der Ni-Basislegierung zu rechnen war, bestand die Notwendigkeit verfahrens- und werkstoffangepasster Schweißparameter und Schutzgase für die im Rahmen des Projektes zu verschweißenden hoch Ni-haltigen Zusatzwerkstoffe zu ermitteln. Die Technologieoptimierung für das energiereduzierte MSG-Schweißen mit der modifizierten Kurzlichtbogentechnik wurde vereinbarungsgemäß für den CMT-Prozess, den Puls-Mix-Prozess sowie stichprobenartig den coldArc-Prozess anhand einzelner Auftragsraupen durchgeführt. In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss erfolgte die Optimierung an der Ni-Basislegierung alloy 625 mit dem artgleichen hoch Ni-haltigen Schweißzusatz S Ni 6625,  $\varnothing$  1,0 mm. Die optimierten Parameter wurden anschließend auf die weiteren Versuchswerkstoffe übertragen und angepasst.

Alle Schweißungen wurden mit der in Abschnitt 5.3 beschriebenen Geräte- und Messtechnik und zum Gewährleisten konstanter Schweißparameter vollmechanisiert ausgeführt. Die Schweißversuche erfolgten in PA-Position auf 5 mm dicken Grundwerkstoffblechen. Folgende Schweißprozessparameter wurden im Rahmen der Technologieoptimierung variiert:

- Drahtvorschubgeschwindigkeit  $v_{Dr}$ ,
- Schweißgeschwindigkeit  $v_s$ ,
- verfahrensspezifische Korrekturfaktoren (Lichtbogen- u. Dynamikkorrektur) und
- Schutzgas.

Als Schutzgase kamen die in Tabelle 10 aufgeführten Gasgemische mit unterschiedlichem Helium-, Wasserstoff- und Aktivgasanteil zum Einsatz. Die beim Schweißen genutzte Durchflussmenge blieb mit 13 l/min bei allen Versuchen konstant.

Tabelle 10: Zusammensetzung der untersuchten Schutzgasgemische zum modifizierten MSG-KLB-Schweißen

Schutzgas	He	H <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	Ar
(1)	50 %	-	550 ppm	Rest
(2)	30 %	2 %	550 ppm	Rest
(3)	30 %	2 %	-	Rest
(4)	15 %	1 %	550 ppm	Rest

Als Optimierungskriterien wurden im Hinblick auf die Realisierung späterer Verbindungsschweißungen mit den modifizierten MSG-KLB-Prozessen (AP 5) ein gutes Benetzungsverhalten, ein hoher Aufmischungsgrad, eine gute Prozessstabilität sowie ein spritzerarmer Werkstoffübergang gefordert. Die Bewertung der Auftragsraupen erfolgte mittels Sicht- und PT-Prüfung. Die Nahtgeometrie wurde lichtmikroskopisch anhand der geometrischen Kenngrößen Einbrandtiefe, Nahtübergangswinkel, Nahtüberhöhung, Nahthöhe und Nahtbreite im Querschliff beurteilt.

Ausgangspunkt der Optimierung waren bereits existierende Kennlinien für das Auftragschweißen von Nickelbasiswerkstoffen, wo die modifizierte Kurzlichtbogentechnik bereits in großem Umfang, beispielsweise für das Schweißplattieren von Flossenrohrwänden [51], eingesetzt wird. Um das für das Verbindungsschweißen, insbesondere von größeren

Blechdicken, notwendige bessere Einbrand- und Benetzungsverhalten zu erzielen, wurde der Einfluss der Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit auf den Wärmeeintrag beim Schweißen in Form der effektiven Streckenenergie und auf die Ausbildung der Nahtgeometrie der Auftragraupen untersucht. Eine weitere Möglichkeit der Einflussnahme war die Variation prozessspezifischer Korrekturwerte, beispielsweise der sogenannten Lichtbogenkorrektur beim MSG-CMT-Prozess, die eine Anpassung der vorhandenen Kennlinien ohne direkte Programmierung ermöglichen. In Bild 14 ist exemplarisch der Einfluss der Lichtbogenkorrektur beim CMT-Schweißen auf die effektive Streckenenergie, die Einbrandtiefe und den Nahtübergangswinkel dargestellt. Bei positiver Lichtbogenkorrektur konnte das Einbrand- und Benetzungsverhalten somit bei gleichbleibender Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit ( $v_{Dr} = 11 \text{ m/min}$ ,  $v_s = 60 \text{ cm/min}$ ) gezielt verbessert werden. Jedoch stieg auch der Wärmeeintrag beim Schweißen in Form der effektiven Streckenenergie an.

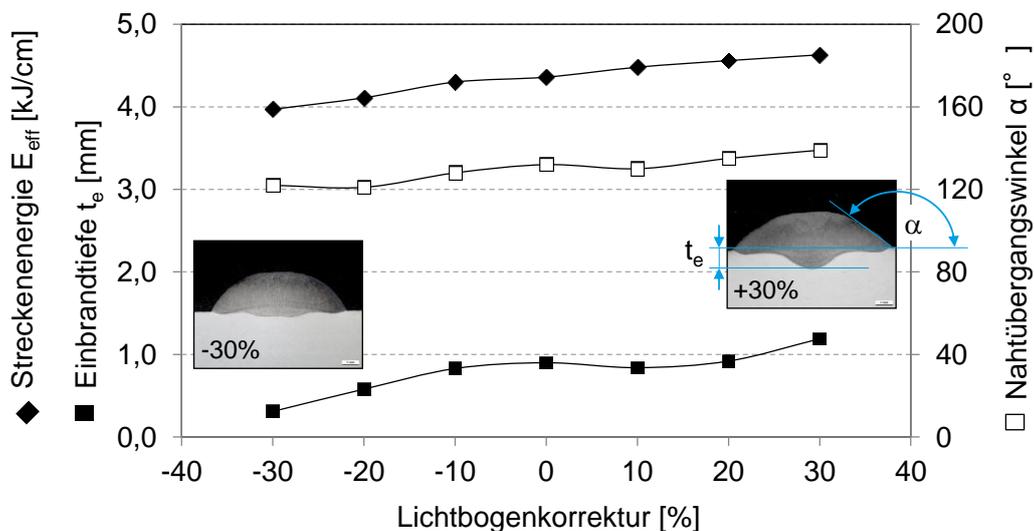


Bild 14: Einfluss der Lichtbogenkorrektur auf die effektive Streckenenergie  $E_{eff}$  und das Einbrand- und Benetzungsverhalten beim CMT-Schweißen

Das Benetzungsverhalten, also das Anfließen des Schmelzbades an die Nahtflanken, ist gerade bei dem hochviskosen Schmelzfluss der Ni-Basislegierungen von besonderer Bedeutung. Die Gefahr von Bindefehlern in Mehrlagenschweißungen steigt bei einer schlechten Benetzung stark an. Eine Verbesserung dieses Verhaltens kann durch eine Temperaturerhöhung der zu benetzenden Nahtflanken erreicht werden, sodass sich die Erstarrung verzögert und das flüssige Schweißgut länger ausfließen kann. [52; 53] Auf Grundlage dieser Erkenntnisse wurden im Rahmen der Technologieoptimierung die in Tabelle 10 aufgeführten Schutzgasgemische unterschiedlicher Zusammensetzung für das CMT- und Puls-Mix-Schweißen einzelner Auftragraupen eingesetzt und der Einfluss auf die Nahtgeometrie und den Wärmeeintrag beim Schweißen untersucht. Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit wurden dabei konstant gehalten. Wie aus der Darstellung der Ergebnisse in Bild 15 hervorgeht, konnte in Übereinstimmung mit der Literatur [52] der Nahtübergang in Form des Nahtübergangswinkels  $\alpha$  mit steigendem Heliumanteil im Schutzgas verbessert werden. Durch die guten Wärmeübertragungseigenschaften des Heliums werden ein Vorwärmen der zu benetzenden Nahtflanken und damit eine optimale Benetzung erreicht. Auch die Einbrandtiefe und damit der Aufmischungsgrad der Einzelraupen konnte mit zunehmendem Heliumgehalt im Schutzgas deutlich gesteigert werden.

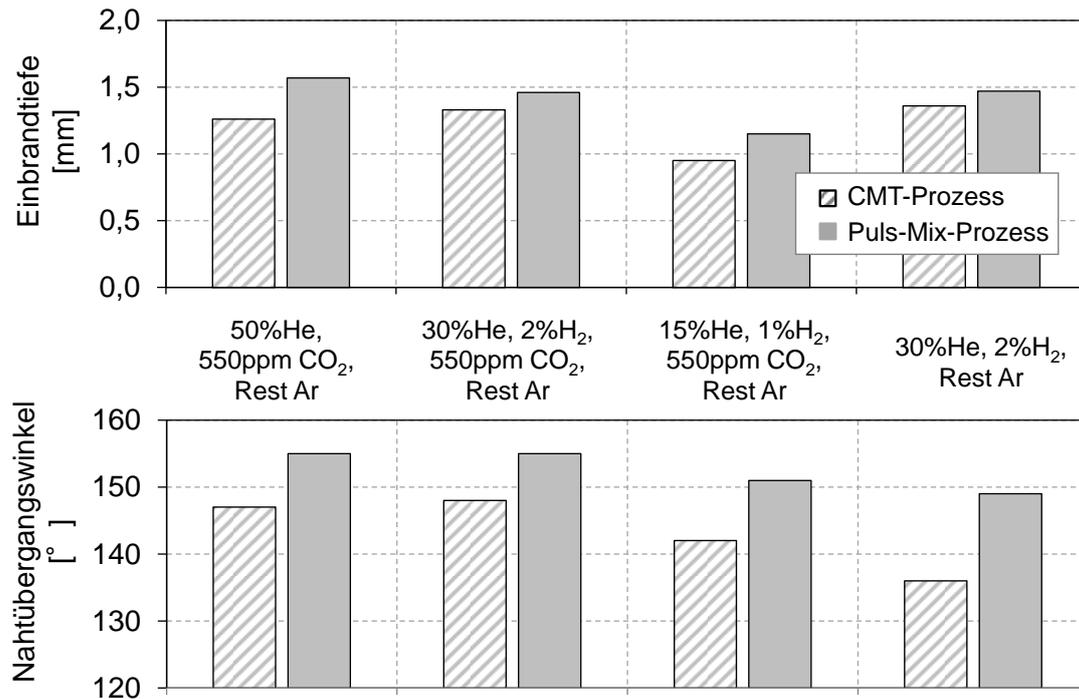


Bild 15: Einfluss unterschiedlicher Schutzgasgemische auf die Einbrandtiefe und den Nahtübergangswinkel beim CMT- und Puls-Mix-Schweißen einzelner Auftragrauen

In Bild 16 sind die Nahtoberflächen der mit dem CMT- und Puls-Mix-Prozess ausgeführten Auftragrauen für zwei Schutzgasgemische gegenübergestellt. Zunächst werden im Vergleich der beiden modifizierten KLB-Prozesse die breitere Nahtausbildung und der flachere Nahtübergang beim Puls-Mix-Schweißen (Vgl. auch Bild 15) bedingt durch den höheren Wärmeeintrag deutlich. Außerdem wies die Puls-Mix-Raupe eine etwas grobe, aber sehr gleichmäßige Schuppung auf, die auf die unterschiedlichen Leistungsbereiche der sich bei diesem Prozess abwechselnden Impuls- und Kurzlichtbogenphase zurückzuführen ist.

Die in Bild 16 zum Schweißen verwendeten Gasgemische unterscheiden sich hinsichtlich des CO<sub>2</sub>-Aktivgasanteiles, der in einem der Schutzgase mit 550 ppm enthalten ist. Neben dem bereits beschriebenen positiven Effekt des steigenden Heliumanteils im Schutzgas wurde im Rahmen der Versuche auch der Einfluss dieser Aktivgaskomponente deutlich. Der Aktivgasanteil in den Mehrkomponentengasen dient der Stabilisierung des Lichtbogens. Ein fehlender CO<sub>2</sub>-Anteil im Schutzgas führte beim Schweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen zu einer erhöhten Spritzerneigung und einer unregelmäßigeren Benetzung. In Bild 16 wird deutlich, dass bei fehlender lichtbogenstabilisierender CO<sub>2</sub>-Komponente eine unruhige Randbenetzung insbesondere bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses auftrat.

Um die prozessspezifischen Unterschiede in der Ausbildung der Nahtgeometrie der Einzelrauen und der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie zu verdeutlichen, wurden die verschiedenen modifizierten Kurzlichtbogenprozesse (CMT, coldArc, Puls-Mix) sowie der ILB-Prozess als Referenz bei gleicher Abschmelzleistung optimiert und gegenübergestellt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 11 dargestellt. Aufgrund des ungleichen Wärmeeintrages zeigten sich deutliche Unterschiede in der sich ausbildenden Nahtgeometrie. Die modifizierten KLB-Prozesse wiesen bei geringerer effektiver Streckenenergie ein signifikant schlechteres Benetzungs- und Einbrandverhalten auf als der konventionelle

ILB-Prozess. Im CMT- und coldArc-Prozess entstanden sehr schmale, stark überhöhte Einzelraupen. Bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses konnte bei gleicher Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit ein deutlich günstigerer Nahtübergang erzielt werden.



**CMT-Prozess**

$v_{Dr}$  12 m/min,  
 $v_s$  70 cm/min  
 $E_{eff}$  4,1 kJ/cm



**Puls-Mix-Prozess**

$v_{Dr}$  10 m/min,  
 $v_s$  60 cm/min  
 $E_{eff}$  5,1 kJ/cm

30% He, 2% H<sub>2</sub>, 550ppm CO<sub>2</sub>, Rest Ar



**CMT-Prozess**

$v_{Dr}$  12 m/min,  
 $v_s$  70 cm/min  
 $E_{eff}$  4,2 kJ/cm



**Puls-Mix-Prozess**

$v_{Dr}$  10 m/min,  
 $v_s$  60 cm/min  
 $E_{eff}$  5,1 kJ/cm

30% He, 2% H<sub>2</sub>, Rest Ar

Bild 16: Nahtoberfläche und Benetzung bei Einsatz unterschiedlicher Schutzgasgemische (mit/ohne CO<sub>2</sub>-Anteil) beim CMT- und Puls-Mix-Schweißen einzelner Auftragraupen auf alloy 625 (Schweißzusatz: S Ni 6625, Ø 1,0 mm)

Tabelle 11: Gegenüberstellung der Nahtgeometrie der Einzelraupen bei konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit (gleiche Abschmelzleistung) über alle untersuchten MSG-Prozesse (Ätzmittel: ASTM 130)

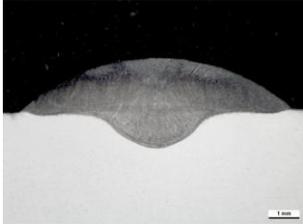
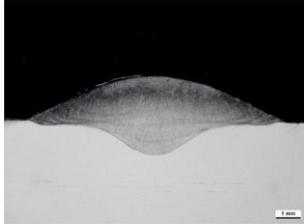
		CMT-Prozess		coldArc-Prozess		Puls-Mix-Prozess		ILB-Prozess	
MSG-Prozess	Kennlinie	$v_s$ [cm/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]	Abschmelzleistung* [kg/h]		
CMT	C0974	70	6,2	128,1	18,6	2,0	2,4		
coldArc	Inconel625	70	6,0	119,6	21,2	2,2	2,4		
Puls-Mix	C0975+P	70	6,0	128,0	21,6	2,4	2,4		
ILB	P0414	70	6,1	147,0	26,0	3,3	2,4		

\*Messwerterfassung

Im Ergebnis der Technologieoptimierung wurden für die modifizierten KLB-Prozesse Schweißparameter (Tabelle 12) ermittelt, mit denen sich der hoch Ni-haltige Schweißzusatz S Ni 6625 (Ø 1,0 mm) im CMT- und Puls-Mix-Prozess spritzerarm und mit hohem Aufmischungsgrad und gutem Benetzungsverhalten verschweißen lässt. Der Wärmeeintrag beim Schweißen in Form der effektiv eingebrachten Streckenenergie liegt bei CMT-

und Puls-Mix-Prozess zwischen 4,0 und 5,1 kJ/cm. Die hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten bei beiden Prozessen erwiesen sich als notwendig, um einen im Hinblick auf spätere Verbindungsschweißungen günstigen Nahtübergang und eine ausreichende Einbrandtiefe zu erzielen. Bei den stichprobenartig mit dem coldArc-Prozess durchgeführten Schweißungen war es nicht möglich, eine ähnlich günstige Nahtgeometrie bei gleichzeitig hohen Schweißgeschwindigkeiten zu realisieren, da der Prozess bei höheren Drahtvorschubgeschwindigkeiten (ab ca. 7 m/min) in einen Übergangslichtbogen übergeht.

Tabelle 12: Ausbildung der Einzelraupen mit den für das Verbindungsschweißen optimierten Parametern beim CMT- und Puls-Mix-Prozess (Ätzmittel: ASTM 130)

		$t_e = 1,2 \text{ mm}$ $\alpha = 144^\circ$ Aufmischungsgrad 27 %			$t_e = 1,4 \text{ mm}$ $\alpha = 154^\circ$ Aufmischungsgrad 31 %		
CMT-Prozess			Puls-Mix-Prozess				
MSG-Prozess	Kennlinie	$v_s$ [cm/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]	Abschmelzleistung* [kg/h]
CMT	C0974	70	12	197,1	23,5	4,0	4,8
Puls-Mix	C0975+P	60	10	191,3	26,4	5,1	4,0

\*Messwerterfassung

## 6.3 Heißrissneigung beim Fertigen reiner Auftragschweißgüter

### 6.3.1 Versuchsplan und -durchführung

Auf Grundlage der Technologieoptimierung im vorhergehenden Arbeitspunkt wurden im AP 3 mit den modifizierten MSG-KLB-Prozessen sowie dem ILB-Referenzprozess mehrlagige Auftragschweißgutproben hergestellt. Zielsetzung war es, den Einfluss bzw. die Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen auf die Heißrissneigung und das Auftreten weiterer innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten (z. B. Lagenbindefehler) gegenüberzustellen. Die Untersuchungen wurden in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss vorrangig an der Ni-Basislegierung alloy 625 durchgeführt. Das vollmechanisierte Aufschweißen des artgleichen Schweißzusatzes S Ni 6625 ( $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ) erfolgte, wie in Bild 17 dargestellt, in Form von sechs Schweißlagen als Auftragblock bzw. als einlagiger Auftragteppich auf Ni-Basisbleche aus alloy 625 mit den Abmessungen  $150 \times 70 \times 5 \text{ mm}$ . Die Grundwerkstoffbleche wurden vor den Schweißversuchen beschliffen und auf eine ca. 60 mm dicke ferritische Stahlplatte aufgeschweißt mit dem Ziel möglichst hohe Schweißspannungen und somit eine hohe Heißrissensibilität zu erzeugen. Während des Schweißens betragen die Einzelraupen- bzw. Zwischenlagentemperaturen max.  $150 \text{ }^\circ\text{C}$ . Beim Auftreten von Einbrandkerben oder unzureichender Anbindung an die vorhergehende Raupe wurde lokal geschliffen. Die Schweißparameter für die Fertigung der reinen Auftragschweißungen sind in Anhang A aufgeführt. Aus den Schweißblöcken erfolgte, wie in Bild 17 dargestellt, die Entnahme von mehreren Querschliffen für die lichtmikroskopische Bewertung der Mehrlagenschweißgüter.

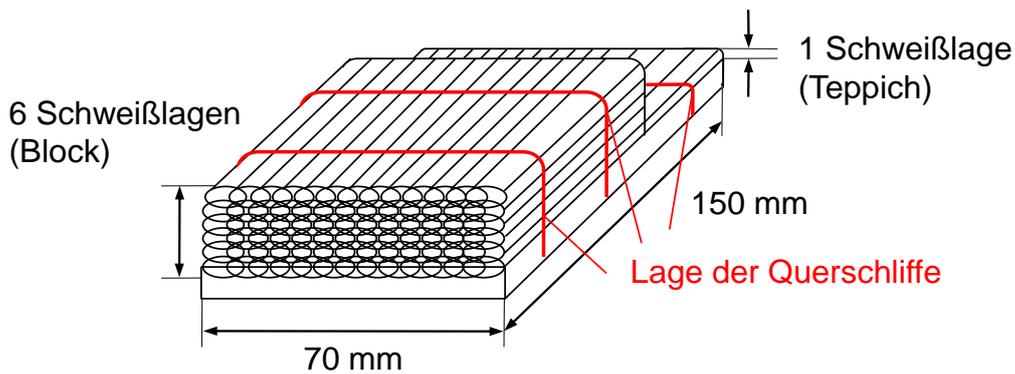


Bild 17: Schematischer Lagenaufbau der mehrlagigen Auftragschweißungen und Lage der entnommenen Querschliffe

Tabelle 13 gibt einen Überblick über die im Rahmen des AP 3 gefertigten Mehrlagenschweißungen. Der Schweißzusatz S Ni 6625 wurde in 3 Versuchsreihen mit den verschiedenen modifizierten MSG-Prozessen und dem ILB-Prozess mit unterschiedlichen Streckenenergien verschweißt. In Versuchsreihe 1 wurden Auftragblöcke mit den in AP 2 optimierten Parametern für das CMT- und Puls-Mix-Schweißen sowie mit dem ILB-Prozess gefertigt (Vgl. Anhang A). Aufgrund der hohen Drahtvorschubgeschwindigkeiten bei den modifizierten MSG-Prozessen liegen die eingebrachten effektiven Streckenenergien bei allen drei Schweißprozessen auf einem vergleichbaren Niveau (4,1-5,2 kJ/cm). Bei dieser ersten Versuchsreihe kam das Schutzgasgemisch 50 % He, 550 ppm CO<sub>2</sub>, Rest Ar zum Einsatz.

Tabelle 13: Übersicht über die gefertigten mehrlagigen Auftragschweißungen mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  [kJ/cm] als Mittelwert über alle Schweißraupen eines Schweißgutblockes

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Versuchsreihe	CMT	coldArc	Puls-Mix	ILB
alloy 625	S Ni 6625	1,0	1	4,1		5,2	4,7
			2	2,1	2,3	2,5	3,5
			3	4,5	4,4	4,5	6,0
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	1			2,6	3,6

Bei der zweiten Versuchsreihe wurde die Streckenenergie beim Schweißen aufgrund des Auftretens von Mikroheißrissen in den Schweißgutblöcken der Versuchsreihe 1 deutlich abgesenkt. Zudem sollte eine bessere Vergleichbarkeit der verschiedenen eingesetzten MSG-Prozesse über eine konstante Abschmelzleistung erzielt werden. Bei gleicher Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit ( $v_{\text{Dr}} = 6,0$  m/min;  $v_{\text{s}} = 65$  cm/min) wurde der Unterschied in der eingebrachten Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  zwischen den modifizierten KLB-Prozessen (2,1-2,5 kJ/cm) und dem ILB-Prozess (3,5 kJ/cm) deutlich. Auch ein geringerer Heliumanteil im Schutzgas von 30 % sollte insgesamt zu einer Reduzierung des Wärmeeintrages beim Schweißen und somit zu einer Vermeidung von Heißrissen beitragen. Bei Nutzung des CMT- und coldArc-Prozesses kam es beim Schweißen zum Teil zu starken Lagenbindefehlern an die vorhergehenden Schweißraupen. Daher wurden diese Schweißgutblöcke nur 3lagig ausgeführt.

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde daraufhin im Rahmen der abschließenden, 3. Versuchsreihe an der Ni-Basislegierung alloy 625 die beim Schweißen

eingebraachte Streckenenergie über eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit wieder erhöht (4,4-4,5 bzw. 6,0 kJ/cm). Als Schutzgas kam erneut das Gasgemisch 30 % He, 2 % H<sub>2</sub>, 550 ppm CO<sub>2</sub>, Rest Ar zum Einsatz. Eine Vergleichbarkeit der verschiedenen MSG-Prozesse wurde über eine konstante Abschmelzleistung ( $v_{Dr} = 6,0$  m/min;  $v_s = 40$  cm/min) realisiert. Die Schweißgeschwindigkeit bei den modifizierten KLB-Prozessen (CMT und coldArc) wurde nochmals gesenkt (35 cm/min), da wiederum massive Lagenbindefehler bei der Probenfertigung auftraten.

Zusätzlich zu den beschriebenen Schweißgutblöcken wurden mehrlagige Auftragschweißungen mit konstanter Abschmelzleistung im Puls-Mix- und ILB-Prozess stichprobenartig für die Ni-Basislegierung alloy 600H mit dem artgleichen Schweißzusatz (S Ni 6082, Ø 1,0 mm) hergestellt.

Alle Schweißgutproben wurden zur Bewertung der Heißrissigkeit einer visuellen Prüfung (nach jeder Lage) sowie nach Fertigstellung einer PT-Prüfung auf Oberflächenrisse unterzogen. Zudem wurden pro Schweißgutblock mehrere Querschliffe entnommen und licht- sowie rasterelektronenmikroskopisch im polierten und geätzten Zustand auf das Auftreten von Mikroheißrissen, Bindefehlern, Seigerungen und Ausscheidungen untersucht.

### 6.3.2 Prüfung auf innere und äußere Nahtunregelmäßigkeiten

An keiner der gefertigten Schweißgutproben waren mit der Sicht- und PT-Prüfung Heißrisse nachzuweisen. Die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Bewertung der entnommenen Querschliffe sind im Überblick in Tabelle 14 dargestellt.

Tabelle 14: Übersicht über die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Bewertung der gefertigten mehrlagigen Auftragschweißungen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Versuchsreihe	CMT	coldArc	Puls-Mix	ILB
alloy 625	S Ni 6625	1,0	1				
			2				
			3				
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	1				



Mikroheißrisse im Mehrlagenschweißgut



Lagenbindefehler im Mehrlagenschweißgut

Alle Mehrlagenschweißungen aus S Ni 6625, die mit den für das Verbindungsschweißen optimierten Parametern aus AP 2 (Vgl. Tabelle 12), also bei hoher Streckenenergie  $E_{eff}$  (4,1 bis 5,2 kJ/cm) gefertigt wurden, waren im Schlibbild bindefehlerfrei. Gleichzeitig wiesen diese Schweißgutblöcke unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess vereinzelte Mikroheißrisse ( $< 200 \mu\text{m}$ ) im Schweißgut, insbesondere in der Wärmeeinflusszone der oberen Schweißlagen sowie in den Schweißraupen am Blockrand auf. Exemplarisch ist dies für das mit dem Puls-Mix-Prozess gefertigte Mehrlagenschweißgut in Bild 18 dargestellt. Ein prozessbedingter Unterschied in der Heißrissanfälligkeit bzw. eine Reduzierung der Neigung zu Heißrissen durch den Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse konnte anhand der Mehrlagenschweißungen der Versuchsreihe 1 nicht erkannt werden, da die

Anzahl und Länge der auftretenden Risse über alle eingesetzten Schweißprozesse vergleichbar waren.

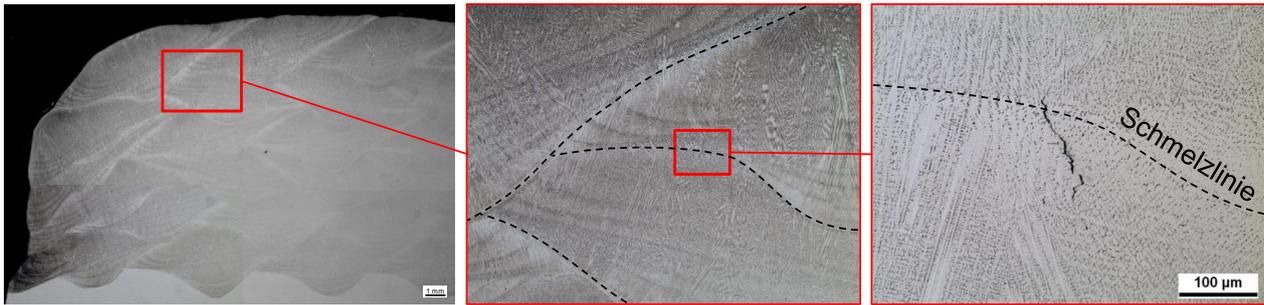


Bild 18: Mikroheißriss im Mehrlagenschweißgut aus S Ni 6625 (1. Versuchsreihe) bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses (Ätzmittel: ASTM 130)

Die nachfolgend bei konstanter Abschmelzleistung über alle MSG-Prozesse und mit verringerter Streckenenergie (2,1 bis 3,5 kJ/cm) gefertigten Mehrlagenschweißungen (2. Versuchsreihe) wiesen über alle eingesetzten Schweißprozesse keine Makro- und Mikroheißrisse in den entnommenen Querschliffen auf. In den mit den modifizierten MSG-KLB-Prozessen geschweißten Proben waren jedoch zahlreiche Lagenbindefehler im Schliffbild zu erkennen. Besonders massiv traten Bindefehler bei Einsatz des CMT- und coldArc-Prozesses auf (Bild 19). Im Puls-Mix-Schweißgut waren dagegen nur vereinzelt Bindefehler sichtbar. Die mit dem ILB-Schweißen gefertigte Schweißgutprobe war im Schliffbild bindefehlerfrei.

Die Lagenüberschweißbarkeit bei Einsatz des CMT- und coldArc-Prozesses konnte auch im Rahmen der 3. Versuchsreihe durch eine Verringerung der Schweißgeschwindigkeit (von 65 auf 35 cm/min) kaum verbessert werden. Die mehrlagigen Auftragschweißungen wiesen wiederum zahlreiche Lagenbindefehler in den entnommenen Querschliffen auf. In Bild 20 ist dies am Beispiel des mit dem CMT-Prozess gefertigten Schweißgutblockes dargestellt. Das Auftreten von Bindefehlern liegt, trotz leicht höherer Streckenenergie (4,5 kJ/cm) im Vergleich zu den bindefehlerfreien Mehrlagenschweißungen der Versuchsreihe 1, in der Geometrie der Einzelraupen begründet. Durch sehr hohe Drahtvorschubgeschwindigkeiten wurde in der ersten Versuchsreihe ein deutlich höherer Aufmischungsgrad erreicht (Vgl. Tabelle 12). Das Einbrandprofil der CMT-Einzelraupen bei der Versuchsreihe 3 ist dagegen eher flach ausgeprägt (Bild 20). Mikroheißrisse waren in den Schliffbildern der mit dem CMT- und coldArc-Prozess geschweißten Proben nicht nachweisbar.

Bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses führten die verringerte Schweißgeschwindigkeit und die damit verbundene höhere effektive Streckenenergie (von 2,5 auf 4,5 kJ/cm) zu einer Vermeidung von Bindefehlern im Mehrlagenschweißgut. Jedoch wurden in den entnommenen Querschliffen erneut vereinzelt Mikroheißrisse im Schweißgut sichtbar, die bei der Versuchsreihe 2 nicht erkennbar waren. Das bei gleicher Abschmelzleistung erzeugte mehrlagige ILB-Schweißgut war ebenso bindefehlerfrei und wies bei der verringerten Schweißgeschwindigkeit ebenfalls vereinzelt Mikroheißrisse im Querschliff auf.

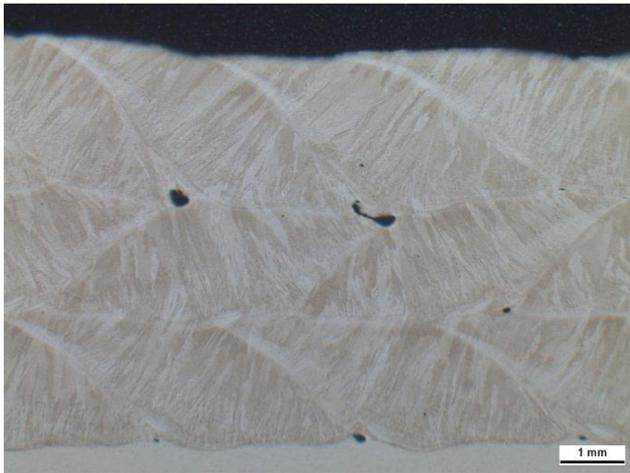
CMT-Prozess ( $E_{\text{eff}} = 2,1 \text{ kJ/cm}$ )coldArc-Prozess ( $E_{\text{eff}} = 2,3 \text{ kJ/cm}$ )Puls-Mix-Prozess ( $E_{\text{eff}} = 2,5 \text{ kJ/cm}$ )ILB-Prozess ( $E_{\text{eff}} = 3,5 \text{ kJ/cm}$ )

Bild 19: Gefügeaufnahmen der mit den verschiedenen MSG-Prozessen gefertigten mehrlagigen Schweißgutblöcke aus S Ni 6625 (2. Versuchsreihe) (Ätzmittel: ASTM 130)

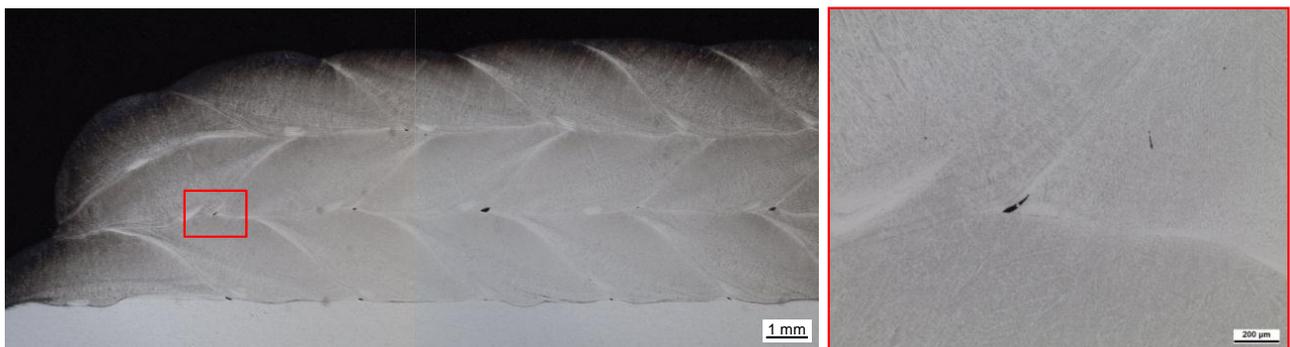


Bild 20: Lagenbindefehler im Mehrlagenschweißgut (3. Versuchsreihe) aus S Ni 6625 bei Einsatz des CMT-Prozesses ( $E_{\text{eff}} = 4,5 \text{ kJ/cm}$ ) (Ätzmittel: ASTM 130)

Die Auftragschweißungen an der Ni-Basislegierung alloy 600H (S Ni 6082) zeigten bei konstanter Abschmelzleistung im Puls-Mix- und ILB-Prozess keine Heißrisse im Mehrlagenschweißgut. Beide Schweißgutproben waren zudem bindefehlerfrei.

### 6.3.3 Mikrogefügestruktur

In den Gefügebildern in Bild 19 ist die dendritische Struktur des Mehrlagenschweißgutes aus S Ni 6625 gut zu erkennen. Die Dendriten sind zur Oberfläche der Einzelraupen und strahlenförmig radial zum Blech hin orientiert. Die unterschiedliche Aufmischung der Einzelraupen in Abhängigkeit vom eingesetzten Schweißprozess bzw. dem Wärmeeintrag beim Schweißen wird deutlich. Bei hohem Aufmischungsgrad (ILB-Schweißgut) setzt sich die Orientierung der Dendriten jeweils in der darüber liegenden Schweißlage fort. Wegen des Wachstums der Dendriten bei geringerer eingebrachter Streckenenergie und daraus resultierendem flacheren Einbrandprofil auf die Einzelraupen beschränkt bleibt. Ein ähnliches Bild wird auch im Schlibbild der Mehrlagenschweißungen aus S Ni 6082 in Bild 21 deutlich. Das mit dem Puls-Mix-Prozess bei reduzierter effektiver Streckenenergie gefertigte Schweißgut weist eine signifikant feinere Gefügestruktur auf im Vergleich zur ILB-Schweißgutprobe. Bild 21 zeigt für beide Schweißgüter zudem Aufnahmen des Mikrogefüges aus inhomogenen dendritisch ausgebildeten  $\gamma$ -Mischkristallen. In der Puls-Mix-Probe ist in einigen Bereichen jedoch der Übergang von einer gerichtet dendritischen zu einer globulitischen Erstarrung sichtbar. Dies weist auf den geringeren Wärmeeintrag und die daraus resultierenden höheren Abkühlgeschwindigkeiten bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses hin.

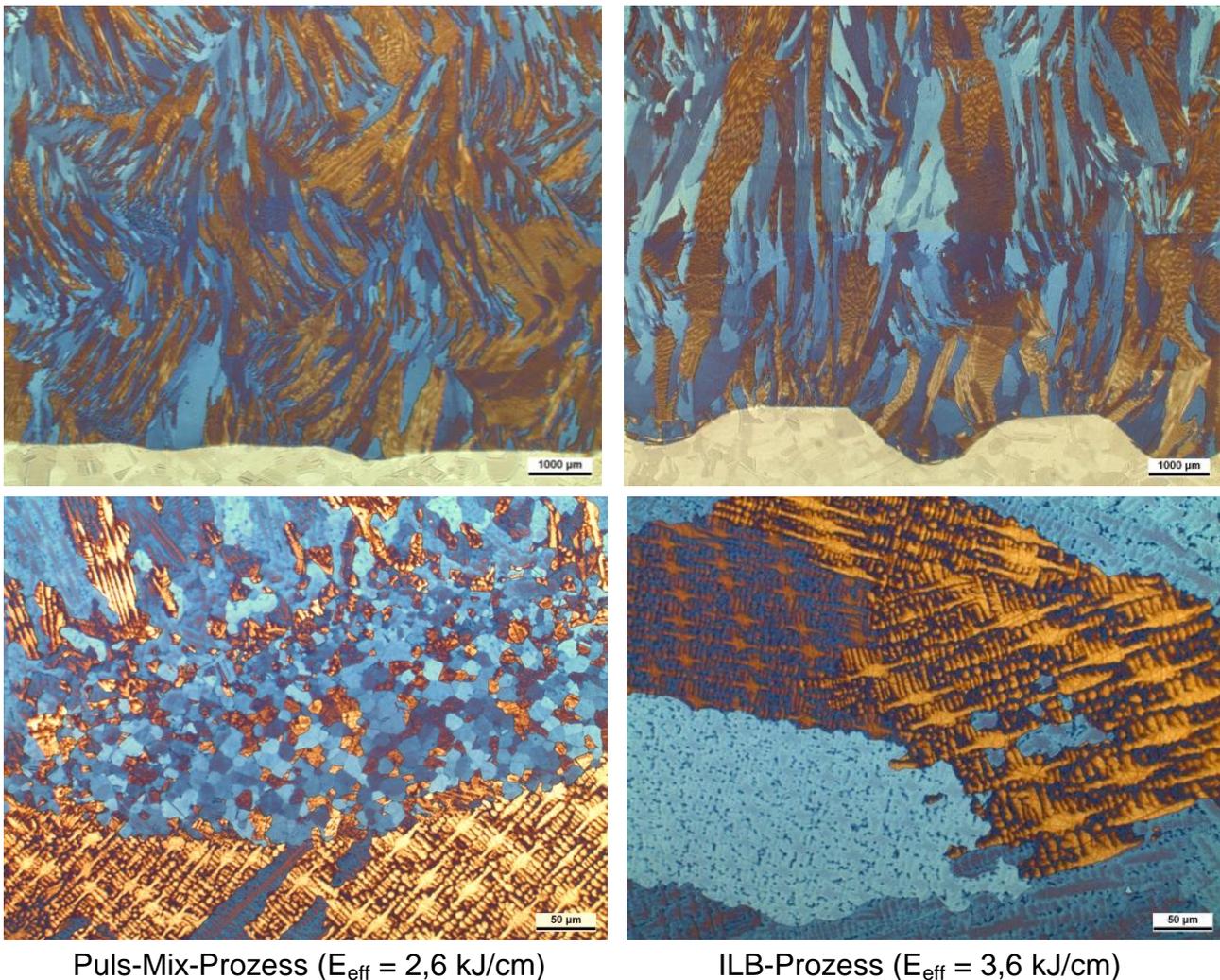


Bild 21: Gegenüberstellung der Mikrogefügestruktur der Puls-Mix- und ILB-Mehrlagenschweißungen aus S Ni 6082 (Ätzmittel: Bloech-Wedel II)

### 6.3.4 REM-Untersuchungen

Aus der Literatur [54; 55] sind verschiedene Untersuchungen zum Einfluss der Streckenenergie beim Schweißen auf die Gefügeeigenschaften im Schweißgut der Ni-Basislegierung alloy 625 bekannt. Rudolph [54] zeigte anhand von E-Hand-Verbindungsschweißungen mit eingebrachten Streckenenergien zwischen 4,5 und 13,5 kJ/cm, dass mit höheren Streckenenergien der Dendritenabstand im Schweißgut zunimmt und die Härte abfällt. Außerdem wurde eine starke Tendenz zu interdendritischer Seigerung, insbesondere der Elemente Molybdän und Niob, im Schweißgut deutlich. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass es mit höheren Streckenenergien vermehrt zu hoch Mo- und Nb-haltigen Ausscheidungen und/oder Karbiden in den interdendritischen Zwischenräumen kommt. Zu einem ähnlichen Ergebnis kommen Wilson et al. [55], die den Einfluss der eingebrachten Streckenenergie beim Auftragschweißen der Legierung alloy 625 auf die Mikrogefügestruktur und das Rissaufreten im Schweißgut untersucht haben. Eine Variation der eingebrachten Streckenenergie erfolgte hier durch Nutzung verschiedener Schweißprozesse mit sehr unterschiedlichem Wärmeeintrag, dem Plasma-Pulver-Auftragschweißen, dem WIG-Kaltdrahtschweißen und dem Laserstrahlschweißen. Heißrisse im Schweißgut traten bei sehr hohen Streckenenergien beim Plasma-Pulver-Auftragschweißen in Zusammenhang mit interdendritischen Anreicherungen der Legierungselemente Nb, Mo und Si auf. Diese Ausscheidungen wurden von Wilson et al. [55] mit Verweis auf [56] als Laves-Phase identifiziert. In den mit geringerer Streckenenergie gefertigten WIG-Kaltdraht- und Laserstrahlschweißgütern war eine deutlich feinere und gleichmäßigere Verteilung der ausgeschiedenen Phasen festzustellen. Außerdem trat in diesen Schweißgütern keine Rissbildung auf.

Auf Basis der Literaturlauswertung wurde im Rahmen des AP 3 das Ausscheidungsverhalten an ausgewählten Schweißgutproben aus S Ni 6625 untersucht. Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen (Bild 22) des mit einer effektiven Streckenenergie von 4,5 kJ/cm gefertigten CMT-Mehrlagenschweißgutes zeigen im Rückstreuungselektronenbild (BSE) einen interdendritisch auftretenden Mikroheißriss sowie Anreicherungen der schwereren Elemente Nb und Mo in den Dendritenzwischenräumen, die in einem helleren Grauton im Gegensatz zur umgebenden Matrix erscheinen. Mittels energiedispersiver Röntgenmikroanalyse (EDX) konnten in Übereinstimmung mit der o.g. Literatur [54; 55; 56] Mo- und Nb-reiche Ausscheidungen nachgewiesen werden. Ein Unterschied hinsichtlich Menge oder Verteilung der interdendritischen Ausscheidungen im Vergleich zum mit höherer effektiver Streckenenergie ( $E_{\text{eff}} = 6,0$  kJ/cm) gefertigten ILB-Schweißgut aus S Ni 6625 konnte nicht festgestellt werden. Der Unterschied in den Streckenenergien zwischen den im Rahmen des Forschungsprojektes eingesetzten modifizierten KLB-Prozessen und dem ILB-Prozess ist jedoch auch deutlich geringer als bei den aus der Literatur zitierten Untersuchungen [54; 55].

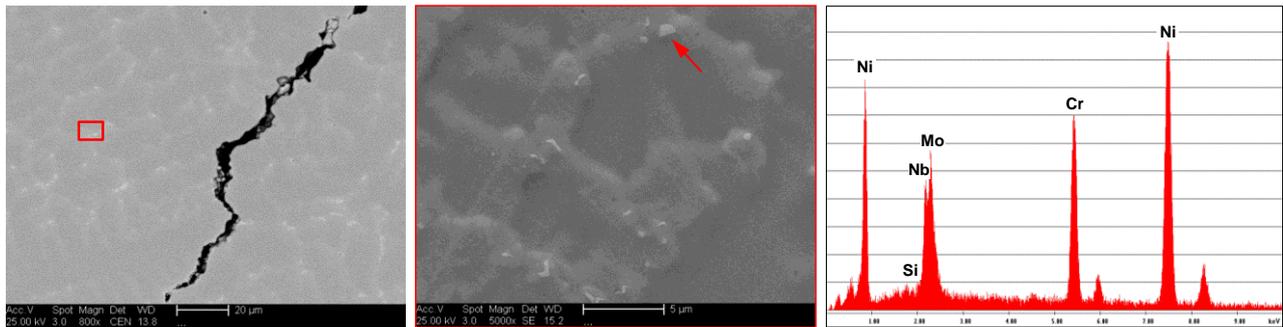


Bild 22: REM-Aufnahme (BSE-Bild) auftretender Mikroheißrisse im Schweißgut von S Ni 6625 und EDX-Analyse interdendritischer Ausscheidungen

## 6.4 Heißrissprüfung mit dem PVR-Test

### 6.4.1 Versuchsplan und -durchführung

Zur Beurteilung der Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim modifizierten KLB-Schweißen auf die Heißrissbeständigkeit der in Abschnitt 4 genannten heißrissempfindlichen Grund- und Zusatzwerkstoffe im Vergleich zum konventionellen Impulslichtbogenschweißen wurde der PVR-Test als fremdbeanspruchtes Heißrissprüfverfahren nach DIN-Fachbericht 17641-3 [26] in verschiedenen Varianten durchgeführt:

Variante 1: MSG-Schweißen von einzelnen Auftragrauben auf Grundwerkstoffproben mit den modifizierten KLB-Prozessen und dem ILB-Prozess und

Variante 2: WIG-Schweißen von Blindrauben auf MSG-Verbindungsschweißgut, das zuvor mit den verschiedenen Schweißprozessen gefertigt wurde.

Zusätzlich wurde der PVR-Test genutzt, um die Heißrissbeständigkeit der reinen Grundwerkstoffe vergleichend gegenüberzustellen:

Variante 3: WIG-Schweißen von Blindrauben auf Grundwerkstoffproben.

### 6.4.2 Heißrissverhalten in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Schweißprozess

#### 6.4.2.1 MSG-Schweißen von Auftragrauben auf Grundwerkstoffproben (Variante 1)

Zur Untersuchung des Einflusses der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse auf die Heißrissbeständigkeit der Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen wurden im PVR-Versuch einzelne Auftragrauben auf Grundwerkstoffproben mit den verschiedenen MSG-Lichtbogenarten geschweißt. Als energiereduzierte, modifizierte KLB-Prozesse kamen der CMT-, der coldArc- und der Puls-Mix-Prozess zum Einsatz. Das ILB-Schweißen wurde als Referenzprozess vergleichend betrachtet. In einer ersten Versuchsreihe wurde in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss eine Vergleichbarkeit der eingesetzten MSG-Prozesse über eine konstante Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit ( $v_{Dr} = 6,0 \text{ m/min}$ ;  $v_S = 40 \text{ cm/min}$ ) gewährleistet. Entsprechend der Verfahrenscharakteristika der einzelnen MSG-Lichtbogenarten wurden dabei unterschiedliche Energieeinträge realisiert. Als Maß für den Wärmeeintrag beim Schweißen der Prüfrauben wurde die eingebrachte effektive Streckenenergie aus den aufgenommenen Messwerten von Schweiß-

strom und Schweißspannung (Vgl. Abschnitt 5.3) berechnet und bei der Ergebnisdarstellung angegeben.

Diese erste Versuchsreihe wurde an allen in Tabelle 1 aufgeführten Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen durchgeführt. Es wurden jeweils 3 PVR-Proben geprüft und ausgewertet. Die Prozessparameter zum MSG-Schweißen der Auftragraupen im PVR-Versuch sind in Tabelle 15 aufgeführt und blieben für alle untersuchten MSG-Lichtbogenarten und Versuchswerkstoffe konstant. Die Schweißparameter für jede Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombination finden sich in Anhang B. Die Auswertung der Prüfraupen erfolgte, wie in Abschnitt 5.4.1 beschrieben, sowohl makroskopisch mittels PT-Prüfung, als auch mikroskopisch bei 25facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop.

Tabelle 15: Prozessparameter zum MSG-Schweißen der Auftragraupen im PVR-Versuch (Variante 1)

$v_{Dr}$ [m/min]	$v_s$ [cm/min]	$v_{max}$ [mm/min]	Schutzgas*	$\varnothing$ [mm]
6,0	40	120	Ar, 30% He, 2% H <sub>2</sub> , 550ppm CO <sub>2</sub>	1,0

\*Die Fe-Basislegierung alloy 800H wurde mit dem Schutzgas M12 (2,5 % CO<sub>2</sub>, Rest Ar) verschweißt.

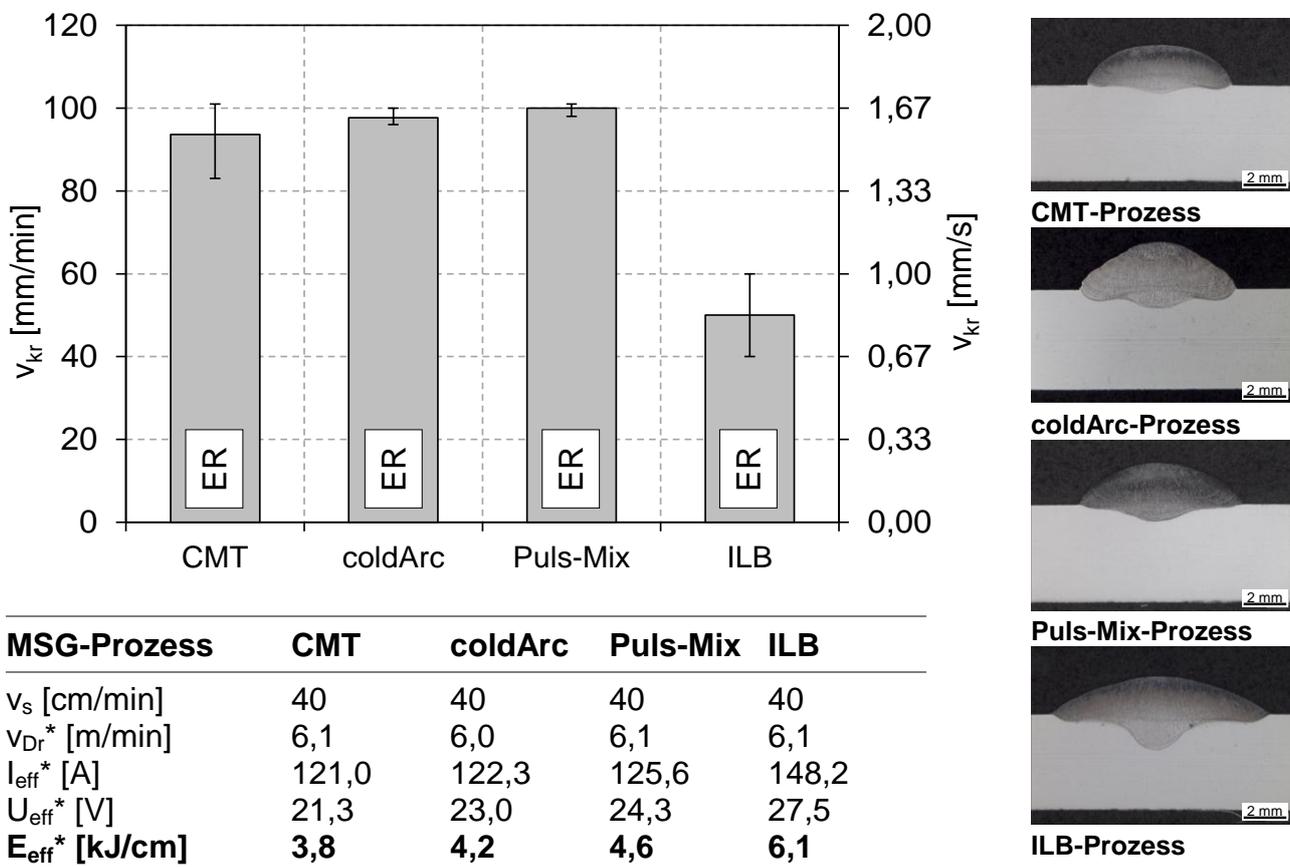
In Tabelle 16 sind für alle geprüften Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen die im PVR-Versuch auftretenden Heißrissarten dargestellt. Eine Auswertung der Proben erfolgte hinsichtlich des Auftretens der ersten Erstarrungsrissse in den MSG-Prüfraupen. Im Folgenden werden die Ergebnisse der Heißrissprüfung der Variante 1 anhand der Ni-Basislegierung alloy 625 in Verbindung mit dem artgleichen hoch Ni-haltigen Schweißzusatz S Ni 6625 (Werkstoff-Nr. 2.4831),  $\varnothing$  1,0 mm dargestellt und diskutiert.

Tabelle 16: Auftreten unterschiedlicher Heißrissarten in den PVR-Proben aller Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen mit MSG-Auftragraupe

Grundwerkstoff	Schweißzusatz	MSG-Prozess	$E_{eff}$ [kJ/cm]	Heißrissart		
				ER	WAR	DDC
alloy 600H	S Ni 6082 ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	4,0	X	-	X
		Puls-Mix	4,6	X	X	-
		ILB	6,7	X	-	X
alloy 625	S Ni 6625 ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	3,8	X	-	-
		coldArc	4,2	X	-	-
		Puls-Mix	4,6	X	-	-
		ILB	6,1	X	(X)	-
alloy 59	S Ni 6059 ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	3,7	(X)	(X)	-
		Puls-Mix	4,3	-	-	-
		ILB	6,1	X	-	-
alloy 617	S Ni 6617 (V1) ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	3,7	-	(X)	(X)
		Puls-Mix	4,3	X	X	-
		ILB	6,2	X	X	X
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	4,7	X	X	-
		Puls-Mix	5,5	X	X	-
		ILB	6,9	X	X	-

(X) Rissaufreten nur sehr vereinzelt

Bei konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit über alle eingesetzten MSG-Prozesse wurden unterschiedliche effektive Streckenenergien beim Schweißen der PVR-Prüfraupen realisiert (Bild 23). In allen Prüfraupen aus S Ni 6625 traten unabhängig vom eingesetzten Schweißprozess Erstarrungsrisse (ER) im Schweißgut als erste Heißrisse auf. In Bild 23 sind die bei Einsatz der unterschiedlichen MSG-Prozesse ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für das Auftreten der ersten Erstarrungsrisse gegenübergestellt. Je höher die kritische Verformungsgeschwindigkeit ist, desto größer ist die Beständigkeit gegenüber dem Auftreten von Heißrissen im PVR-Versuch. Die Ergebnisse lassen eine signifikant höhere Heißrissneigung beim Schweißen der Prüfraupe im ILB-Prozess im Vergleich zu den mit den modifizierten KLB-Prozessen geschweißten PVR-Proben erkennen. Beim ILB-Schweißen wurde mit 6,1 kJ/cm die höchste effektive Streckenenergie  $E_{eff}$  eingebracht. Bei Einsatz der drei modifizierten KLB-Prozesse wurde dagegen mit geringeren Streckenenergien (3,8-4,6 kJ/cm) geschweißt. Alle mit den modifizierten KLB-Prozessen gefertigten PVR-Prüfraupen weisen vergleichbare kritische Verformungsgeschwindigkeiten auf, die deutlich über der bei Nutzung des ILB-Prozesses liegen.



\*Messwertaufbereitung (Mittelwerte aus jeweils mind. 3 PVR-Proben)

Bild 23: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mit den MSG-Auftragrapen bei konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit über alle eingesetzten MSG-Prozesse (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625, Ø 1,0 mm)

Die höhere Neigung zur Erstarrungsrissbildung in den Prüfraupen der PVR-ILB-Proben wird auf die höhere Streckenenergie beim Schweißen zurückgeführt. Zusätzlich muss die sich signifikant unterschiedlich ausbildende Geometrie der Prüfraupen bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse in die Ursachenbetrachtung einbezogen werden. In Bild 23 sind die verschiedenen Prüfraupen im Querschliff gegenübergestellt. Bei konstanter

Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit bildete sich der Einbrand bei den modifizierten KLB-Prozessen flacher aus im Vergleich zum ILB-Prozess. Gleichzeitig wiesen die Prüfraupen eine deutlich geringere Breite auf. Um die Unterschiede hinsichtlich der Größe und Form des flüssigen Schmelzbades beim Schweißen zu verdeutlichen, wurde die Ausbildung des Endkraters anhand von mit gleichen Schweißparametern ( $v_{Dr} = 6,0$  m/min;  $v_S = 40$  cm/min) gefertigten Auftragraupen gegenübergestellt. Bild 24 (oben) zeigt, dass sich bei der CMT- und Puls-Mix-Auftragraupe ein schmaler und relativ kurzer Endkrater und somit ein im Vergleich zur ILB-Auftragraupe kleineres Schmelzbad ausbildet. Im Planschliff der abgefrästen Raupen konnte außerdem festgestellt werden, dass das ILB-Schweißgut eine gröbere dendritische Struktur aufweist als das mit geringerer Streckenenergie gefertigte CMT- und Puls-Mix-Schweißgut (Bild 24, unten).

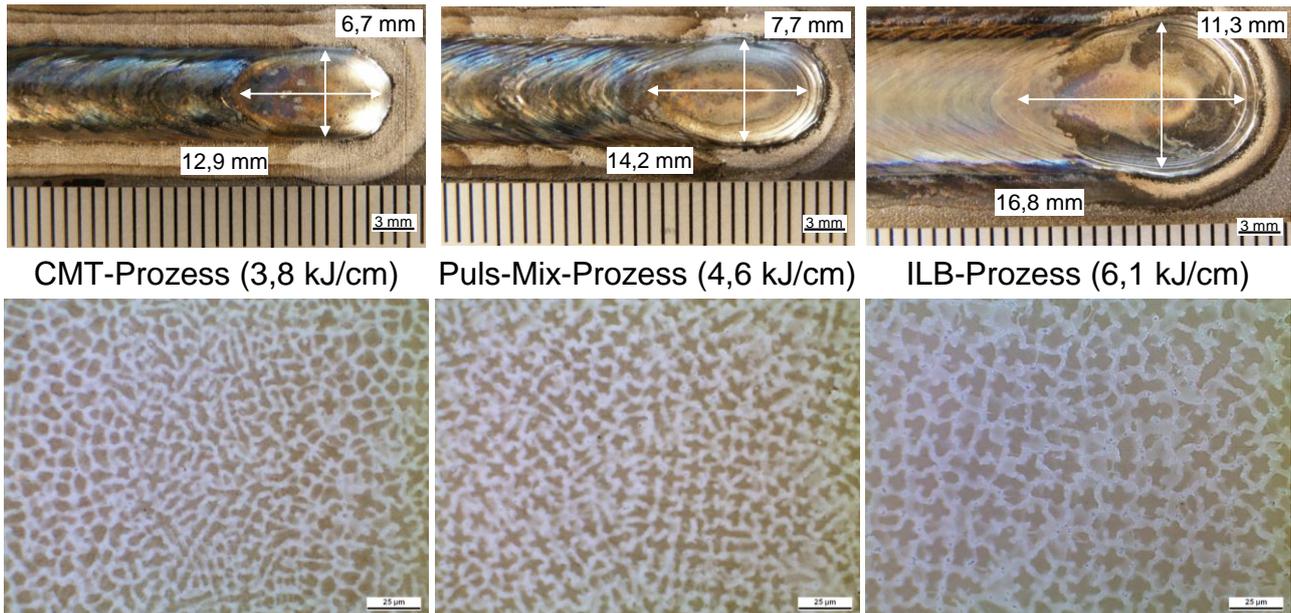


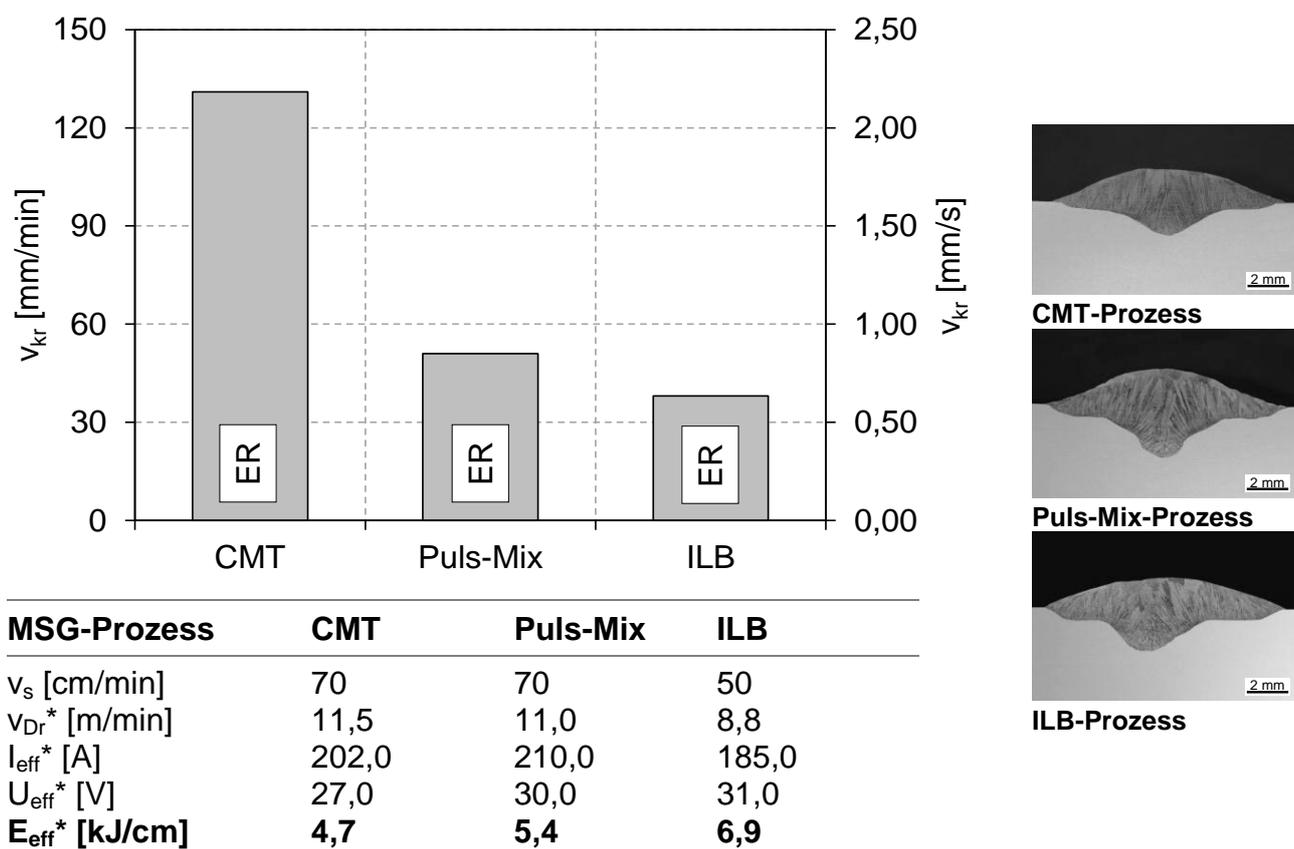
Bild 24: Vergleichende Gegenüberstellung der Größe und Form des Endkraters und der dendritischen Struktur im Schweißgut in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625,  $\varnothing$  1,0 mm)

Die höhere Neigung zur Heißrissbildung im PVR-Versuch bei Einsatz des ILB-Schweißens im Vergleich zur modifizierten Kurzlichtbogentechnik wurde für alle Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen festgestellt. Insgesamt konnte ein Einfluss der im PVR-Versuch eingesetzten modifizierten MSG-Prozesse auf die Heißrissbeständigkeit nur für das Auftreten von Erstarrungsrissen im Schweißgut gezeigt werden. Die weiteren Heißrissarten traten zum Teil nur vereinzelt oder in einem großen Schwankungsbereich über alle PVR-Proben auf. Dies ist teilweise der problematischen Auswertung (u.a. Beläge auf der Nahtoberfläche, schlechte Benetzung bei den energiereduzierten MSG-Prozessen) der PVR-Proben mit MSG-Auftragraupe geschuldet.

Eine weitere Versuchsreihe der Variante 1 (MSG-Schweißen von Auftragraupen auf Grundwerkstoffproben) wurde aufgrund der Fülle unterschiedlicher Versuchswerkstoffe und auf Beschluss des projektbegleitenden Ausschusses nur an der Ni-Basislegierung alloy 625 durchgeführt. Im Gegensatz zur ersten Versuchsreihe wurden die PVR-Prüfraupen nicht mit gleicher Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit für alle MSG-Prozesse, sondern mit den im AP 5 für die Realisierung der mehrlagigen Verbindungsschweißungen optimierten Parametern (Vgl. Abschnitt 6.5) geschweißt. Daraus resultieren die in Bild 25 aufgeführten unterschiedlichen Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkei-

ten für den CMT-, Puls-Mix- und ILB-Prozess. Die effektiven Streckenenergien sind insbesondere bei den modifizierten KLB-Prozessen höher als bei der ersten Versuchsreihe. Dementsprechend unterscheidet sich die Geometrie der CMT- und Puls-Mix-Prüfrauen in Bild 25 deutlich von der der vorhergehenden PVR-Proben (Vgl. Bild 23). Die mit den modifizierten KLB-Prozessen geschweißten Prüfrauen weisen ebenfalls eine hohe Einbrandtiefe und eine vergleichbare Nahtbreite wie die ILB-Raupe auf.

Im Rahmen dieser zweiten Versuchsreihe wurde jeweils nur eine PVR-Probe pro MSG-Prozess geprüft. Auch hier traten unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess Erstarrungsrisse im Schweißgut der PVR-Prüfrauen als erste Heißrisse auf. Die ermittelten kritischen Verformungsgeschwindigkeiten sind in Bild 25 dargestellt. Wiederum weist die mit dem CMT-Prozess und der geringsten Streckenenergie (4,7 kJ/cm) geschweißte PVR-Probe die höchste Heißrissbeständigkeit auf. Die kritische Verformungsgeschwindigkeit bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses fällt dagegen bei leicht höherer Streckenenergie (5,4 kJ/cm) bereits deutlich ab. Die mit dem ILB-Schweißen und der höchsten Streckenenergie (6,9 kJ/cm) ausgeführte Auftragraupe weist erneut die höchste Heißrissneigung im PVR-Versuch auf. Auch im Rahmen der zweiten Versuchsreihe konnte somit mit zunehmender Streckenenergie beim Schweißen eine ansteigende Neigung zur Erstarrungsrissbildung in den PVR-Prüfrauen beobachtet werden.



\*Messwerterfassung (jeweils eine PVR-Probe geprüft)

Bild 25: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels MSG-Auftragrauen mit den für das MSG-Verbindungsschweißen eingesetzten Parametern (alloy 625 mit Schweißzusatz: S Ni 6625,  $\varnothing$  1,0 mm)

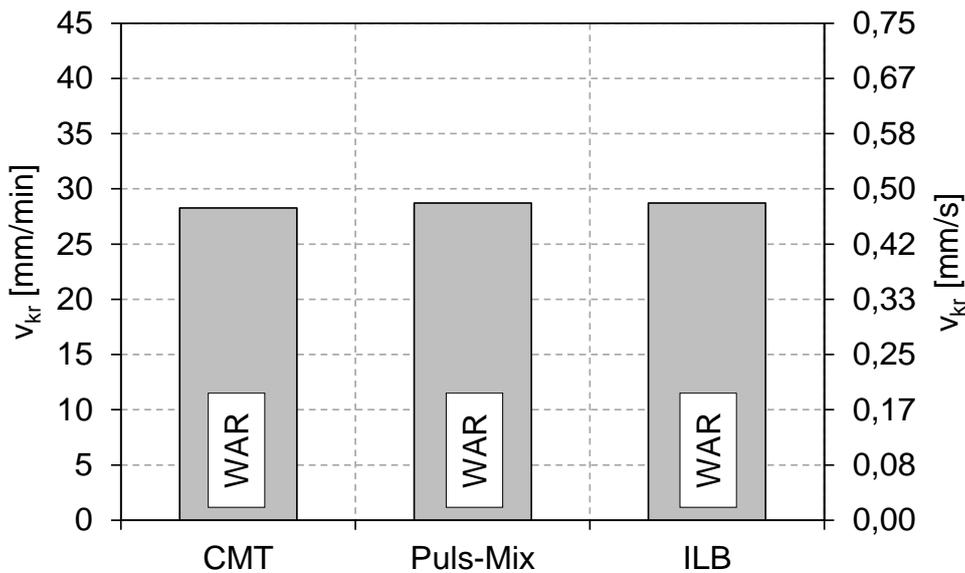
### 6.4.2.2 WIG-Umschmelzung von MSG-Schweißgut (Variante 2)

Die Prozessparameter für die PVR-Heißrissprüfung des zuvor mit den verschiedenen MSG-Prozessen erzeugten Verbindungsschweißgutes aus S Ni 6625 ( $\varnothing$  1,0 mm) sind in Tabelle 17 aufgeführt. Es wurde jeweils eine aus jeder MSG-Schweißnaht ausgearbeitete PVR-Probe mittels WIG-Umschmelzung (Variante 2) geprüft (Vgl. Abschnitt 5.4.1).

Tabelle 17. Prozessparameter zum WIG-Schweißen der Blindraupen im PVR-Versuch (Umschmelzung von MSG-Verbindungsschweißgut)

I [A]	U [V]	$v_s$ [cm/min]	E [kJ/cm]	$v_{max}$ [mm/min]	Schutzgas
180	12	20	6,5	45	Argon 4.6

Die Ergebnisse in Bild 26 zeigen für alle MSG-Schweißgutproben eine vergleichbare Heißrissbeständigkeit im PVR-Versuch. Trotz unterschiedlicher effektiver Streckenenergien beim Fertigen der Verbindungsschweißungen (angegeben in Bild 26) wurden unabhängig vom eingesetzten MSG-Prozess annähernd gleiche kritische Verformungsgeschwindigkeiten ermittelt. Dies lässt darauf schließen, dass es durch das energiereduzierte Verbindungsschweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen zu keiner signifikanten Änderung in der chemischen Zusammensetzung des MSG-Schweißgutes kam, die einen Einfluss auf die Heißrissneigung im PVR-Versuch hat. Auch die sich aufgrund der geringeren Streckenenergie ausbildenden Unterschiede in der Erstarrungsstruktur, die anhand der Mehrlagenschweißungen in AP 3 deutlich wurden (Vgl. Abschnitt 6.3.3), hatten keinen Einfluss auf das Ergebnis im PVR-Test.



MSG-Prozess	CMT	Puls-Mix	ILB
$v_s$ [cm/min]	70	70	40 - 60
$v_{Dr}^*$ [m/min]	10,2 - 11,7	9,4 - 11,8	7,8 - 9,9
$I_{eff}^*$ [A]	178,9 - 202,1	181,4 - 208,7	174,3 - 201,1
$U_{eff}^*$ [V]	21,3 - 27,0	25,2 - 29,8	31,6 - 34,1
<b><math>E_{eff}^*</math> [kJ/cm]</b>	<b>3,5 - 4,6</b>	<b>4,3 - 5,4</b>	<b>5,6 - 9,3</b>

\*Messwernerfassung (Mittelwerte über alle MSG-Raupen einer Schweißnaht)

Bild 26: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung des Schweißgutes von MSG-Verbindungsschweißungen an alloy 625 (Schweißzusatz: S Ni 6625, Ø 1,0 mm)

Alle geprüften PVR-Proben wiesen neben einer vergleichbaren kritischen Verformungsgeschwindigkeit auch ein ähnliches Rissbild auf. Wie in Bild 27 (links) exemplarisch dargestellt, traten beidseitig entlang der Schmelzlinie der WIG-Blindraupe Risse auf, die bereits bei der PT-Prüfung sichtbar wurden. Im Schlibbild wurden diese Risse für alle Proben als Wiederaufschmelzrisse im wärmebeeinflussten Bereich des MSG-Schweißgutes identifiziert (Bild 27, rechts). Erstarrungsrisse im Schweißgut der WIG-Umschmelzung traten nicht auf.

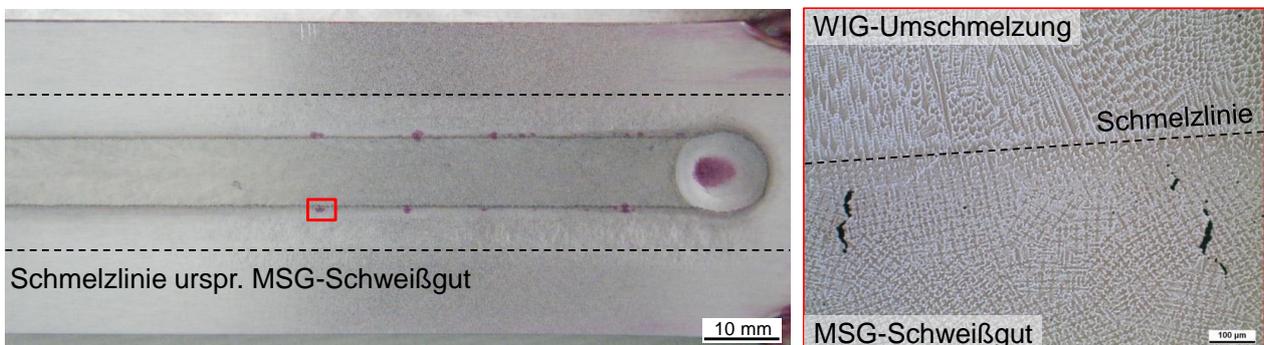


Bild 27: PT-Prüfung der PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung des MSG-Verbindungsschweißgutes aus S Ni 6625 (links) und lichtmikroskopische Aufnahme der Wiederaufschmelzrisse an der Schmelzlinie der WIG-Umschmelzung (rechts)

### 6.4.3 Heißrissverhalten der Grundwerkstoffe (Variante 3)

Zum Erzielen einer quantitativen und vergleichenden Aussage zur Heißrissbeständigkeit der hoch Ni-haltigen Grundwerkstoffe wurde der PVR-Test unter Anwendung des vollmechanisierten WIG-Schweißens ohne Schweißzusatz (Blindraupe) ausgeführt (Variante 3). Die Parameter für die WIG-Umschmelzung entsprechen denen im Abschnitt 6.4.2.2 (Tabelle 17) und blieben für alle Versuchswerkstoffe konstant. Von jedem Werkstoff wurden mind. 3 PVR-Proben geprüft.

Die Ergebnisse der bei 25facher Vergrößerung ausgewerteten PVR-Proben sind in Bild 28 und in Anhang C dargestellt. Die kritische Verformungsgeschwindigkeit  $v_{kr}$  ist im Rahmen der Untersuchungen für die Art des ersten Heißrisses (ER – Erstarrungsrisse; WAR – Wiederaufschmelzrisse; DDC – Ductility Dip Crack) aber auch für alle auf einer PVR-Probe auftretenden Heißrissarten bestimmt worden. Im Vergleich der im PVR-Versuch umgeschmolzenen Versuchswerkstoffe wies die Ni-Basislegierung alloy 59 die höchste Beständigkeit gegenüber Heißrissen auf, wogegen insbesondere die PVR-Proben von alloy 600H bereits bei deutlich geringeren Verformungsgeschwindigkeiten Risse zeigten.

Zur Bestimmung der Art des ersten Heißrisses wurden Oberflächenschliffe ausgewählter PVR-Proben angefertigt. Bild 29 zeigt exemplarisch Erstarrungsrisse im Schweißgut der Fe-Basislegierung alloy 800H sowie Wiederaufschmelzrisse in der Wärmeeinflusszone der Ni-Basislegierungen alloy 617, alloy 625 und alloy 59, die nahe der Schmelzlinie der WIG-Umschmelzung als erste Heißrisse auftreten.

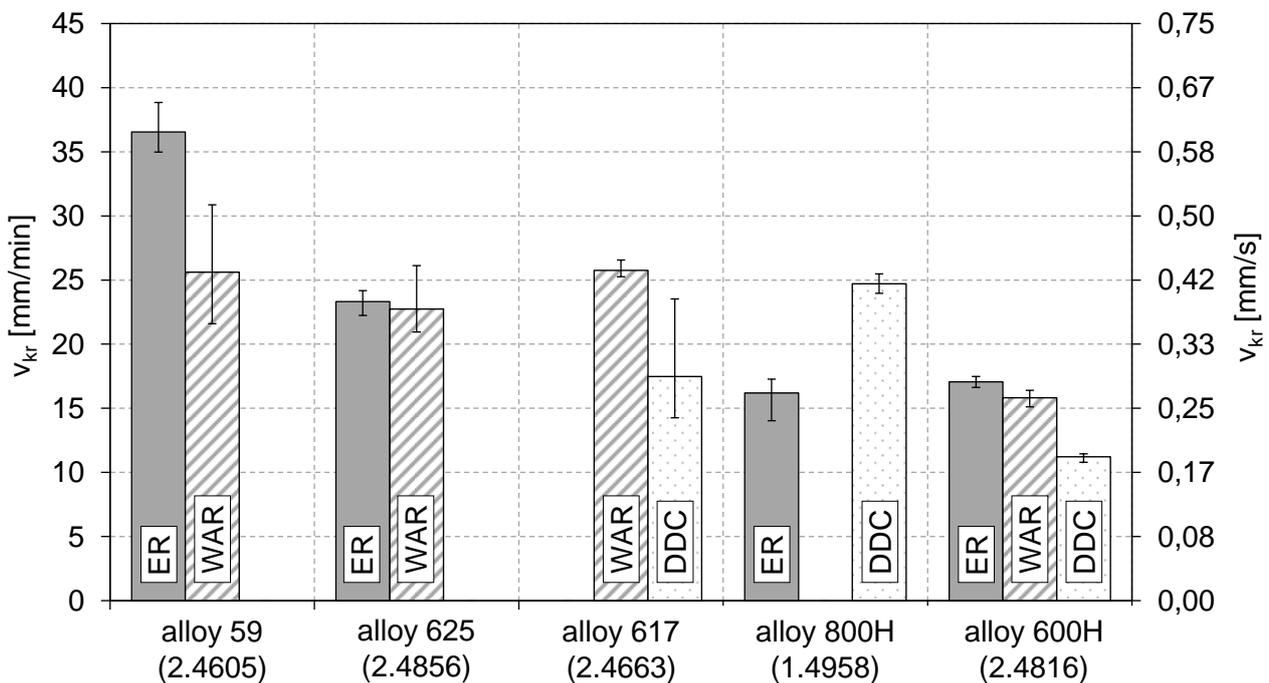


Bild 28: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung der reinen Grundwerkstoffe mit Angabe der kritischen Verformungsgeschwindigkeiten für jede auftretende Heißrissart

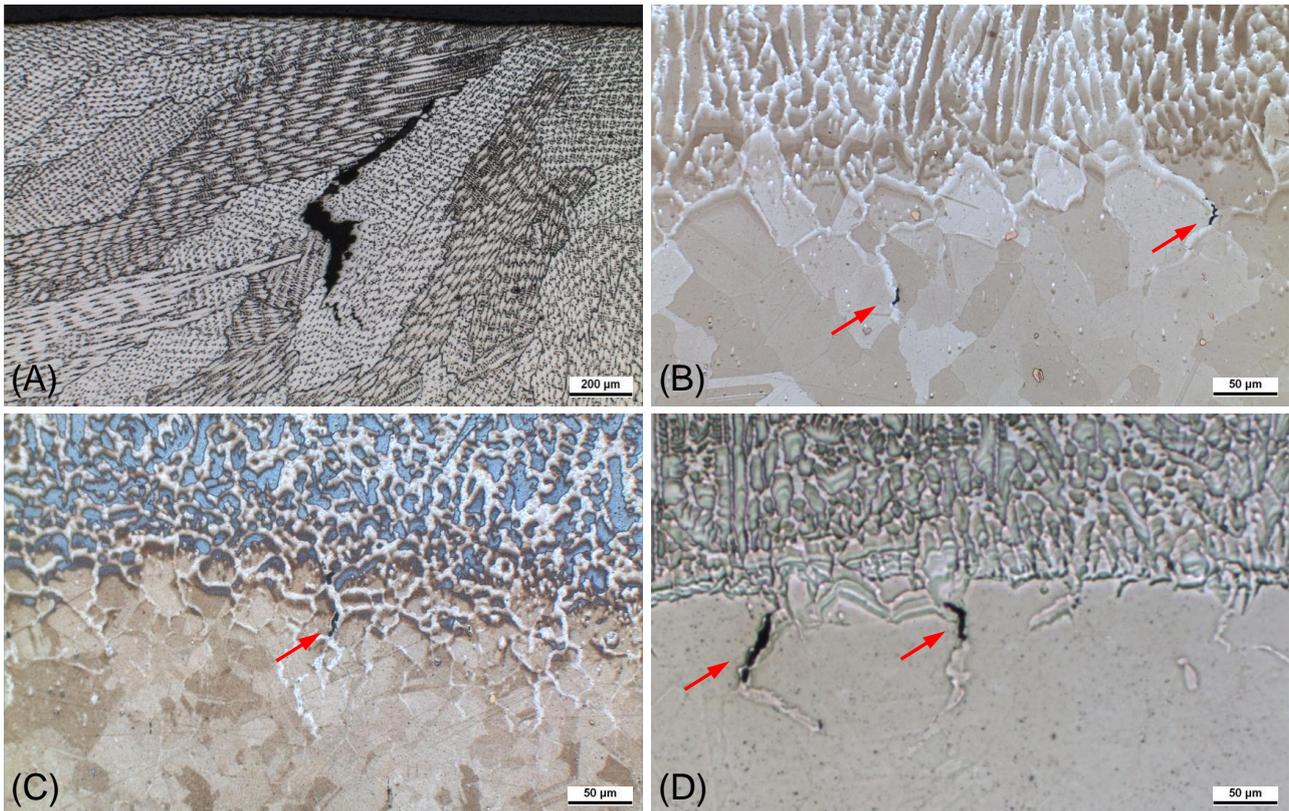


Bild 29: Mikroheißrisse in den mittels WIG-Schweißen umgeschmolzenen PVR-Proben: Erstarungsrisse im Schweißgut von alloy 800H (A) und Wiederaufschmelzrisse nahe der Schmelzlinie in den Ni-Basislegierungen alloy 617 (B), alloy 625 (C) und alloy 59 (D)

Die einzelnen Versuchswerkstoffe unterscheiden sich stark in der Art der ersten im PVR-Versuch auftretenden Heißrisse. Bei der Legierung alloy 59 handelt es sich bei dem ersten registrierten Riss immer um einen Wiederaufschmelzriss unmittelbar nahe der Schmelzlinie der umgeschmolzenen Blinddraupe. In den PVR-Proben von alloy 625 treten dagegen sowohl Erstarungsrisse im umgeschmolzenen Grundwerkstoff als auch Wiederaufschmelzrisse nahe der Schmelzlinie als erste Heißrisse auf. Die Fe-Basislegierung alloy 800H zeigt ausschließlich Erstarungsrisse im Schweißgut. Wiederaufschmelzrisse in der Wärmeeinflusszone wurden bei dieser Legierung auch im weiteren Verlauf der PVR-Proben nicht festgestellt (Vgl. Bild 28).

Eine Besonderheit der Legierungen alloy 600H, alloy 617 und alloy 800H war das Auftreten von Ductility Dip Cracks (DDC) im PVR-Versuch. Bei der PT-Prüfung der PVR-Proben wurden die DDC in der WEZ dieser Legierungen als eine Art „Saum“ neben der Schmelzlinie der WIG-Blindraupe sichtbar (Bild 30). Im Oberflächenschliff von alloy 617 wird deutlich, dass sich die DDC ausschließlich in einem schmalen Bereich der WEZ (ca. 600 µm) mit definiertem Abstand zur Schmelzlinie bilden (Bild 30, C). Die Risse sind kurz (Länge entspricht ca. dem Korndurchmesser) und verlaufen interkristallin. Ein ähnliches Bild wies auch alloy 600H im Oberflächenschliff auf. Ein Querschliff der PVR-Probe von alloy 600 H zeigte zudem, dass die DDC auch in die Tiefe nur etwa einen Korndurchmesser lang sind. Die Oberflächentopographie der Risse wurde mittels REM analysiert. Bild 31 zeigt die relativ glatte Oberflächenstruktur, die sich deutlich von der typischer Wiederaufschmelzrisse unterscheidet. Die beschriebenen Heißrisse wurden somit aufgrund ihrer charakteristischen Lage und Merkmale als DDC identifiziert.

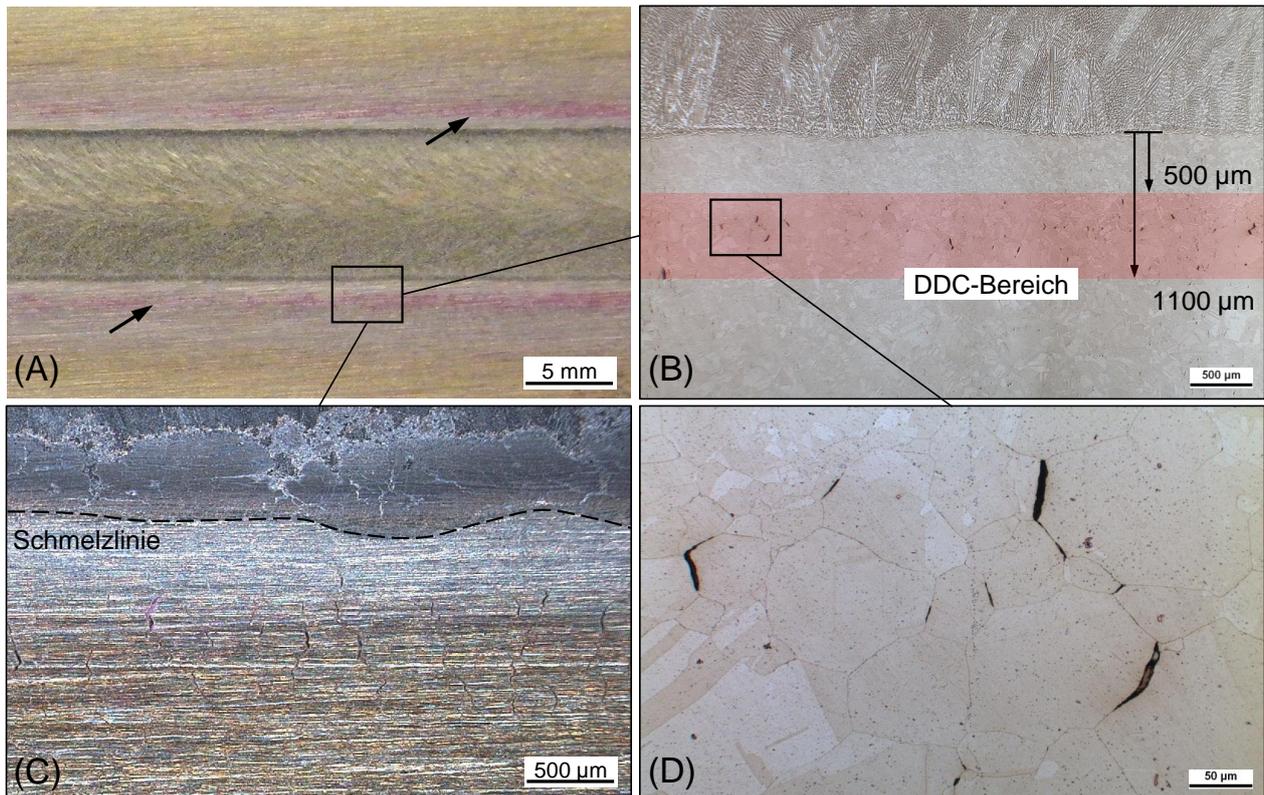


Bild 30: Bereich der DDC-Bildung als „Riss-Saum“ bei der PT-Prüfung (A), in der Aufnahme unter dem Stereomikroskop (C) sowie im Schliff (B, D) der mittels WIG-Schweißen umgeschmolzenen PVR-Proben von alloy 617

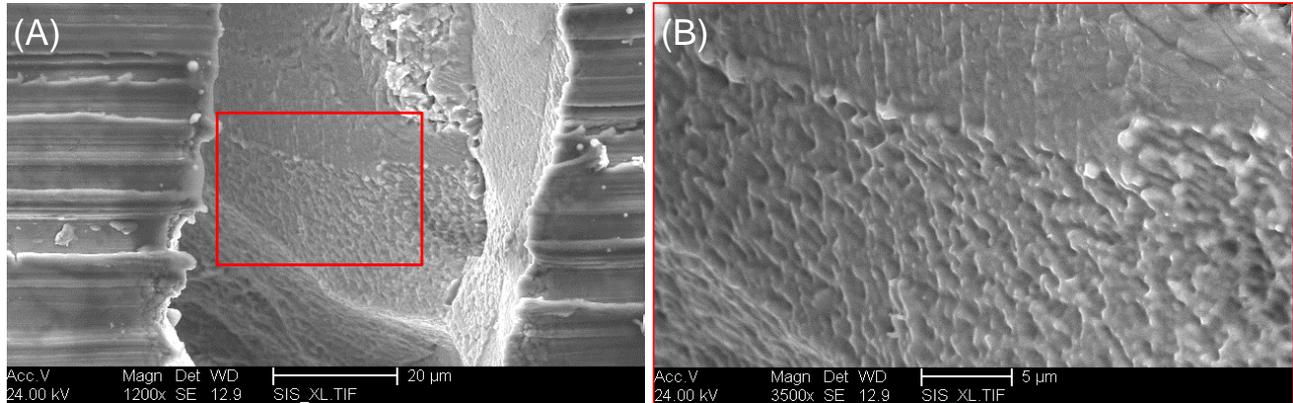


Bild 31: REM-Aufnahme der Rissflanken der DDC in den PVR-Proben der Ni-Basislegierung alloy 617

Im Zusammenhang mit dem Auftreten von Wiederaufschmelzrissen in den PVR-Proben wurden im Oberflächenschliff der Versuchswerkstoffe alloy 625, alloy 59 und alloy 617 aufgeschmolzene Phasen entlang der Korngrenzen unmittelbar nahe der Schmelzlinie sichtbar. In Bild 17 ist die lokale Benetzung der Korngrenzen in der teilverflüssigten Zone nahe der Schmelzlinie deutlich zu erkennen. Die ESMA-Analyse dieser flüssigen Korngrenzenfilme zeigte für die Legierung alloy 625 eine signifikante Anreicherung der Legierungselemente Niob, Silizium und Molybdän an den Korngrenzen im schmelzliniennahen Bereich bei gleichzeitiger Verarmung von Nickel und Chrom (Bild 32). Eine EDX-Analyse der PVR-Proben des alloy 617 wies ebenfalls auf einen deutlich erhöhten Molybdängehalt entlang der Korngrenzen nahe der Schmelzlinie hin.

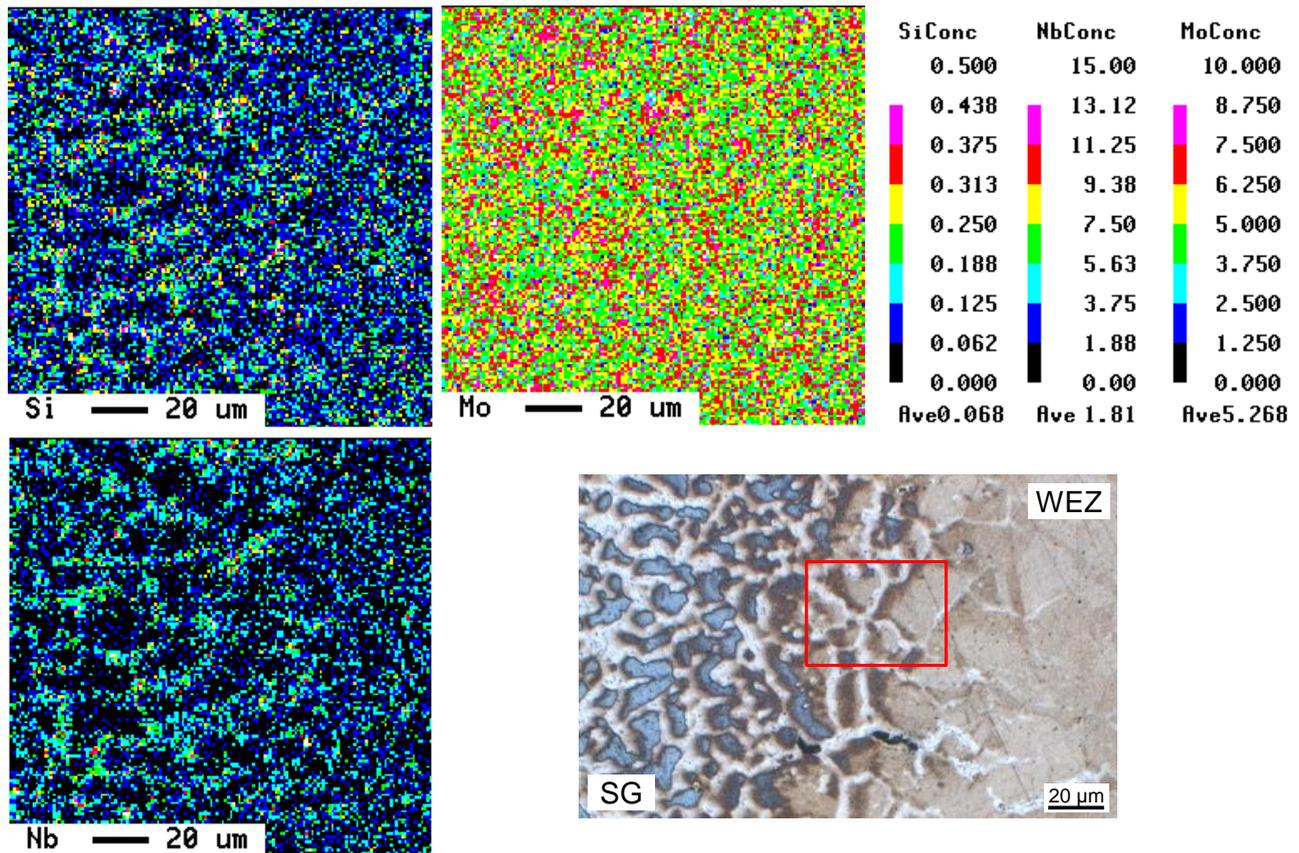


Bild 32: ESMA-Flächenanalyse im schmelzliniennahen Bereich der WIG-Umschmelzung einer PVR-Probe an alloy 625

## 6.5 Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen von Blechen mit verschiedenen Dicken

### 6.5.1 Versuchsplan und -durchführung

Gemäß den Zielsetzungen des Forschungsvorhabens wurden im Rahmen des AP 5 artgleiche MSG-Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken unter Einsatz der modifizierten Kurzlichtbogentechnik sowie dem konventionellen Impulslichtbogen realisiert. Das Ziel dieser Untersuchungen bestand in der Prüfung und Bewertung der Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen auf die Heißrissneigung und die Ausbildung weiterer innerer und äußerer Nahtunregelmäßigkeiten (Bindefehler, Poren, etc.) der mit den modifizierten MSG-KLB-Prozessen gefertigten Schweißnähte.

Tabelle 18: Versuchsmatrix der MSG-Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  [kJ/cm] als Mittelwert über alle MSG-Raupen einer Naht

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Blechabmessungen [mm] (L x B x H)					
			250 x 150 x 5			250 x 150 x 16		
			CMT	Puls-Mix	ILB	CMT	Puls-Mix	ILB
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	6,4	7,2	8,3	4,2	4,7	7,0
alloy 625	S Ni 6625	1,0	5,4	7,4	8,2	4,4	4,7	7,3
alloy 59	S Ni 6059	1,0	6,0	6,0	8,5	4,2	4,4	7,2
alloy 617*	S Ni 6617 (V1)	1,0				4,6	3,9	6,0
	S Ni 6617 (V2)	1,0				3,5	4,1	5,8
	S Ni 6617 (V3)	1,2				5,0		6,6
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb	1,0	5,4		13,7			

\*Die Ni-Basislegierung alloy 617 wurde nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt.

Der Umfang der durchgeführten MSG-Verbindungsschweißungen wird in Tabelle 18 deutlich. An den Ni-Basislegierungen alloy 600H, alloy 625 und alloy 59 wurden sowohl an 5 als auch an 16 mm dicken Grundwerkstoffblechen artgleiche Verbindungen mit dem modifizierten KLB-Schweißen (CMT- und Puls-Mix-Prozess) sowie dem ILB-Schweißen als Referenzprozess hergestellt. Angesichts des zur Verfügung stehenden Versuchsmaterials konnte die Legierung alloy 617 nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt werden. Für diese Legierung kamen jedoch aufgrund auftretender Heißrisse im Schweißgut unterschiedliche Zusatzwerkstoffchargen (V1 bis V3) und Drahtelektrorendurchmesser (Ø 1,0/1,2 mm) zum Einsatz. An der Fe-Basislegierung alloy 800H wurden Schweißnähte mit unterschiedlichem Wärmeeintrag mit dem CMT- sowie dem ILB-Prozess an 5 mm dicken Blechen realisiert. Für das Puls-Mix-Schweißen stand für diese Legierung keine Kennlinie zur Verfügung. Auf mehrlagige MSG-Verbindungsschweißungen an größeren Blechdicken von alloy 800H wurde zudem verzichtet, da sich beim Schweißen mit dem Schweißzusatz GZ 21 33 Mn Nb und dem eingesetzten, hoch CO<sub>2</sub>-haltigen Schutzgas M12 (2,5 % CO<sub>2</sub>, Rest Ar) eine zunehmende Oxidschicht auf der Schweißgutoberfläche bildet, die trotz des Beschleifens der einzelnen Fülllagen zu einem instabilen Prozess führte.

In Tabelle 18 ist zudem für alle gefertigten MSG-Schweißverbindungen die beim Schweißen eingebrachte effektive Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  [kJ/cm] angegeben. Die aufgeführten Werte sind Mittelwerte über alle MSG-Raupen einer Schweißnaht. Die beim Schweißen eingebrachte effektive Streckenenergie wurde für jede Schweißraupe aus den mittels *WeldAnalyst* (Vgl. Abschnitt 5.3) aufgenommenen Effektivwerten des Schweißstroms und der Schweißspannung sowie der eingestellten Schweißgeschwindigkeit bestimmt. Die in Tabelle 18 aufgeführten Streckenenergien zeigen, dass der Wärmeeintrag beim Schweißen mit den modifizierten Kurzlichtbogenverfahren, CMT- und Puls-Mix-Prozess, gegenüber dem konventionellen ILB-Schweißen bei allen Versuchswerkstoffen zum Teil deutlich verringert werden konnte.

Alle Verbindungsschweißungen wurden vollmechanisiert und unter den in Tabelle 19 und in Anhang D aufgeführten Randbedingungen ausgeführt. Zur Erzeugung hoher Eigen-

spannungen und hoher Heißrissneigung erfolgte das MSG-Schweißen bei behinderter Dehnung und Schrumpfung. Der hohe Einspanngrad wurde durch vorheriges Aufschweißen der zu verbindenden Blechhälften auf eine massive ferritische Stahlplatte (Blechdicke 60 mm) nach dem Schweißen der Wurzellage erzielt. Die Einhaltung der Zwischenlagentemperaturen bei der Probenfertigung wurde mittels Anlegethermometer geprüft.

Tabelle 19: Randbedingungen für die MSG-Verbindungsschweißungen

	<b>Blechabmessungen [mm] (L x B x H)</b>	
	<b>250 x 150 x 5</b>	<b>250 x 150 x 16</b>
Schutzgas*	Ar, 30% He, 2% H <sub>2</sub> , 550ppm CO <sub>2</sub>	Ar, 30% He, 2% H <sub>2</sub> , 550ppm CO <sub>2</sub>
Nahtart	V-Naht	V-Naht
Öffnungswinkel	70°	70°
Spaltbreite	2,0 mm	2,0 mm
Zwischenlagentemperatur	≤ 100 °C	≤ 100 °C
Schweißposition	PA	PA
Wurzellage	vollmechan. MSG-Prozess (CMT, Puls-Mix, ILB)	manueller WIG-Prozess
Wurzelschutzgas	Argon 4.6	Argon 4.6

\*Die Fe-Basislegierung alloy 800H wurde mit dem Schutzgas M12 (2,5 % CO<sub>2</sub>, Rest Ar) verschweißt.

Die Ausführung der Wurzellage erfolgte bei den 16 mm dicken Schweißverbindungen praxisrelevant mit dem manuellen WIG-Schweißen und jeweils artgleichem Schweißzusatz. Die Schweißparameter finden sich in Anhang E. Die Verbindungen an den 5 mm dicken Grundwerkstoffblechen wurden dagegen in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss durchgängig vollmechanisiert mit dem jeweiligen MSG-Schweißprozess (CMT, Puls-Mix, ILB) und in 2 Lagen ausgeführt. Zu diesem Zweck wurde für die modifizierten MSG-KLB-Prozesse zunächst eine Parameteroptimierung für das Wurzelschweißen mit Nullspalt und einer Spaltbreite von 2 mm durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abschnitt 6.5.3 dargestellt.

Die Prüfung der gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen erfolgte zunächst zerstörungsfrei mittels Sicht-, PT- und Durchstrahlungsprüfung. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden anhand von mehreren Querschliffen pro Schweißnaht im polierten und geätzten Zustand durchgeführt. An den MSG-Schweißverbindungen der Ni-Basislegierung alloy 617 erfolgte über die im Projekt vorgesehene werkstoffkundliche Bewertung der Schweißnähte hinaus zudem eine selbstbeanspruchende Heißrissprüfung in Form einer Längsbiegeprüfung (LBT-Test) nach DIN EN ISO 17641-2 [33]. Die Tabelle 20 gibt einen Überblick über Art und Umfang der im AP 5 durchgeführten Prüfungen an den gefertigten MSG-Schweißverbindungen.

Tabelle 20: Übersicht über die durchgeführten Prüfungen an den MSG-Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Blechabmessungen [mm] (L x B x H)							
			250 x 150 x 5			250 x 150 x 16				
			CMT	Puls-Mix	ILB	CMT	Puls-Mix	ILB		
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■
alloy 625	S Ni 6625	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■
alloy 59	S Ni 6059	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■
alloy 617*	S Ni 6617 (V1)	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■
	S Ni 6617 (V2)	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■
	S Ni 6617 (V3)	1,2	■	■	■	■	■	■	■	■
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb	1,0	■	■	■	■	■	■	■	■

\*Die Ni-Basislegierung alloy 617 wurde nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt.

■ Sicht- und PT-Prüfung, Lichtmikroskopie

■ Durchstrahlungsprüfung

■ Heißrissprüfung (LBT-Test)

## 6.5.2 Prüfung der MSG-Schweißverbindungen

### 6.5.2.1 Sicht- und PT-Prüfung der Decklagen

An allen MSG-Schweißnähten erfolgte nach Fertigstellung eine Sicht- und PT-Prüfung der Decklagenseite zur Bewertung der Heißrissigkeit. An den Schweißverbindungen der Versuchswerkstoffe alloy 625, alloy 59 und alloy 800H waren weder durch die Sicht- noch durch die PT-Prüfung Heißrisse nachzuweisen. Dies gilt sowohl für die Schweißnähte an den 5 mm als auch an den 16 mm dicken Grundwerkstoffblechen dieser Versuchswerkstoffe und unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie.

Heißrisse wurden dagegen bei der PT-Prüfung der Schweißverbindungen an den Ni-Basislegierungen alloy 600H und alloy 617 sichtbar (Tabelle 21). Die unter Verwendung des ILB-Prozesses ( $E_{\text{eff}} = 8,3 \text{ kJ/cm}$ ) gefertigte Schweißnaht an 5 mm dicken Blechen von alloy 600H wies beidseitig entlang der Schmelzlinie Wiederaufschmelzrisse von geringer Länge (ca. 1 mm) im wärmebeeinflussten Grundwerkstoff auf (Anhang F). Auch in der mit dem Puls-Mix-Prozess und somit bei leicht geringerer Streckenenergie ( $7,2 \text{ kJ/cm}$ ) ausgeführten Verbindung wurden vereinzelte Heißrisse gleicher Lage und Länge sichtbar. Dagegen konnten bei nochmals verringerter Streckenenergie ( $6,4 \text{ kJ/cm}$ ) durch Einsatz des CMT-Prozesses keine Heißrisse durch die PT-Prüfung nachgewiesen werden.

Diese mit höherer eingebrachter Streckenenergie zunehmende Heißrissigkeit auf der Decklagenseite der MSG-Schweißnähte an alloy 600H konnte für die Schweißverbindungen an den 16 mm dicken Grundwerkstoffblechen nicht nachvollzogen werden. Das Grundwerkstoffmaterial wies eine starke Oberflächenporosität auf, die bei der PT-Prüfung

aller drei gefertigten Schweißnähte zu massiven Anzeigen führte (Anhang G) und eine Auswertung hinsichtlich auftretender Heißrisse in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes verhinderte. Das Schweißgut konnte jedoch, wie schon bei den Verbindungen an den 5 mm dicken Blechen von alloy 600H, als rissfrei geprüft werden.

Tabelle 21: Übersicht über die Ergebnisse der Sicht- und PT-Prüfung der gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Blechabmessungen [mm] (L x B x H)					
			250 x 150 x 5			250 x 150 x 16		
			CMT	Puls-Mix	ILB	CMT	Puls-Mix	ILB
alloy 600H	S Ni 6082	1,0				._**	._**	._**
alloy 625	S Ni 6625	1,0						
alloy 59	S Ni 6059	1,0						
alloy 617*	S Ni 6617 (V1)	1,0						
	S Ni 6617 (V2)	1,0						
	S Ni 6617 (V3)	1,2						
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb	1,0						

\*Die Ni-Basislegierung alloy 617 wurde nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt.

\*\*PT-Prüfung konnte durch die Oberflächenporosität des Grundwerkstoffmaterials nicht ausgewertet werden.

	Makrorisse auf der Decklagenseite
	keine Anzeigen

Auch bei der PT-Prüfung der MSG-Schweißverbindungen an der Ni-Basislegierung alloy 617 wurden Heißrisse im Schweißgut nachgewiesen. Zunächst traten diese in allen mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm gefertigten Schweißnähten unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess bzw. von der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie auf. Daraufhin wurde der alloy 617 in Abstimmung mit dem projektbegleitenden Ausschuss mit einer weiteren Zusatzwerkstoffcharge des gleichen Herstellers (S Ni 6617 (V2)) verschweißt sowie mit einem ebenfalls artgleichen Schweißzusatz eines anderen Werkstoffherstellers (S Ni 6617 (V3)), der diesen jedoch nur mit einem Drahtelektrodendurchmesser von 1,2 mm zur Verfügung stellen konnte. Auch diese zusätzlichen Verbindungsschweißungen am alloy 617 wurden, wie in Abschnitt 6.5.1 beschrieben, bei behinderter Dehnung und Schrumpfung ausgeführt. Bei der PT-Prüfung wurden im Decklagenschweißgut wiederum bei allen gefertigten Schweißnähten unabhängig vom eingesetzten Schweißzusatz und MSG-Schweißprozess Heißrisse nachgewiesen. Bild 33 zeigt die auftretende Rissbildung anhand der PT-Prüfung der mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V2) gefertigten V-Nähte.

Bei den in den Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 617 auftretenden Heißrissen handelte es sich um Wiederaufschmelzrisse, die ausschließlich im wärmebeeinflussten Schweißgut auftraten. Die Risse (Länge < 1 mm) verliefen quer zur Schweißnaht beidseitig entlang der Schmelzlinien der Einzelraupen der Decklage (Bild 33). Die Art und Lage der Heißrisse war unabhängig vom eingesetzten MSG-Prozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie. Bei der PT-Prüfung wurde jedoch deutlich, dass die mit

dem CMT-Prozess geschweißten Nähte unabhängig vom eingesetzten Schweißzusatz die größte Anzahl an Rissen auf der Nahtoberfläche aufwiesen.

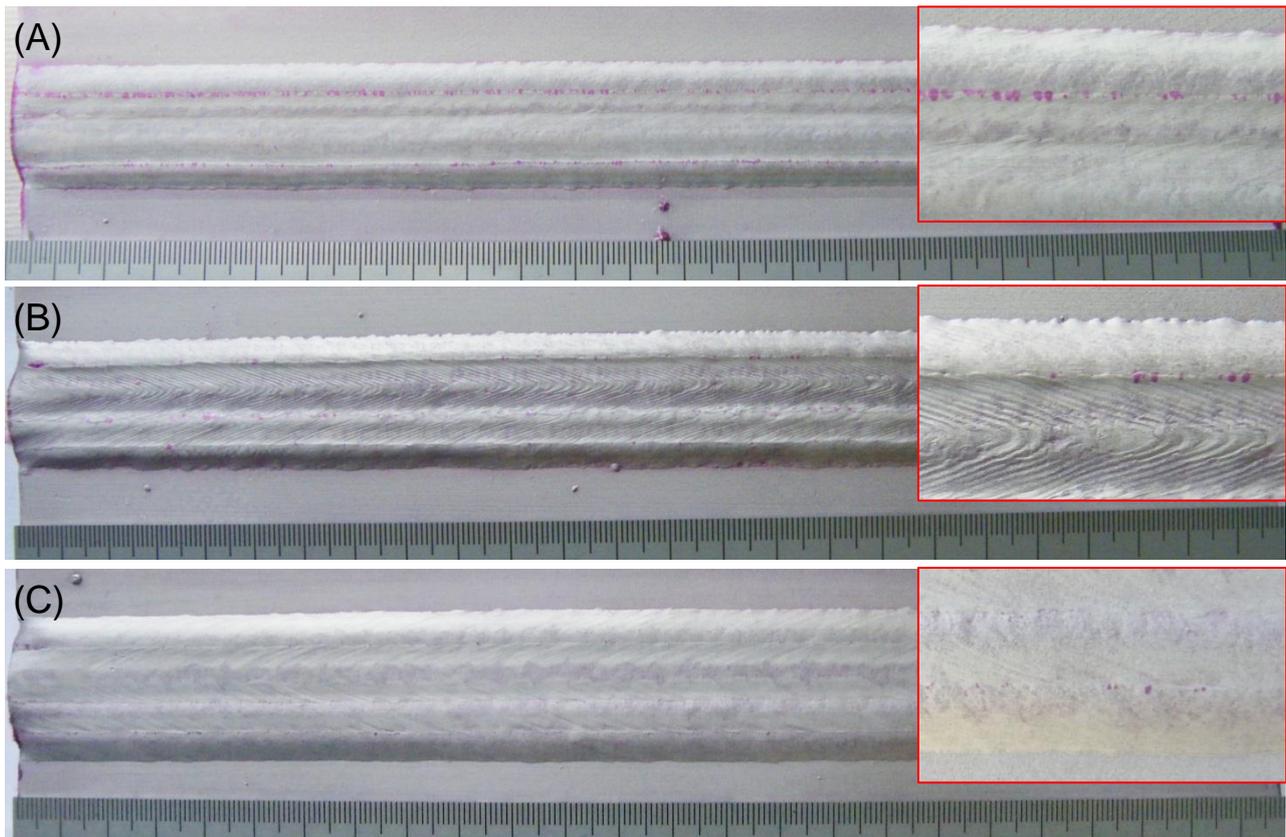


Bild 33: Ergebnisse der PT-Prüfung an den mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V2), Ø 1,0 mm

### 6.5.2.2 Durchstrahlungsprüfung

Die zerstörungsfreie Qualitätsuntersuchung der Schweißverbindungen mittels Durchstrahlungsprüfung nach DIN EN 1435 Prüfklasse B [43] führte die Fa. PLR Prüftechnik Linke & Rühle GmbH aus. Die Schweißnähte wurden entsprechend DIN EN ISO 5817 [10] bewertet und die Ergebnisse in normgerechten Prüfprotokollen bereitgestellt.

Tabelle 22: Ergebnisse der Durchstrahlungsprüfung an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) an alloy 600H, alloy 625 und alloy 59

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Blechdicke [mm]	Prüfergebnis	Bewertungsgruppe
alloy 600H	CMT	6,4	16	Kerbe	B (DIN EN ISO 5817)
	Puls-Mix	7,2	16	Wurzelrückfall	B (DIN EN ISO 5817)
	ILB	8,3	16	Gaseinschluss	B (DIN EN ISO 5817)
alloy 625	CMT	5,4	16	Bindefehler*, Gaseinschluss	-
	Puls-Mix	7,4	16	Bindefehler*, Gaseinschluss	-
	ILB	8,2	16	Wurzelkerbe	B (DIN EN ISO 5817)
alloy 59	CMT	6,0	16	Gaseinschluss	B (DIN EN ISO 5817)
	Puls-Mix	6,9	16	Gaseinschluss, Wurzelkerbe	B (DIN EN ISO 5817)
	ILB	8,5	16	Bindefehler*	-

Bei der Durchstrahlungsprüfung wurden vereinzelte Gaseinschlüsse sowie Unregelmäßigkeiten bei der Ausbildung der manuell geschweißten WIG-Wurzellage festgestellt (Tabelle 22). Diese Schweißverbindungen erreichten dennoch die Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817 [10]. Drei MSG-Schweißnähte verfehlten dagegen die Bewertungsgruppe B aufgrund von Bindefehlern, die insbesondere am Nahtanfang und Nahtende auftreten. Nach metallographischer Auswertung der Nahtquerschliffe konnten diese Bindefehler auf Einbrandkerben zurückgeführt werden, die beim manuellen WIG-Schweißen der Wurzellage entstanden waren und durch die erste MSG-Fülllage nicht vollständig aufgeschmolzen werden konnten. Bild 34 verdeutlicht dies anhand eines Querschliffes der MSG-CMT-Schweißnaht an der Legierung alloy 600H.



Bild 34: Bindefehler im Querschliff der MSG-CMT-Schweißnaht an alloy 600H durch ungenügendes Aufschmelzen von Einbrandkerben, die aus dem manuellen WIG-Schweißen der Wurzellage resultieren (Ätzmittel: ASTM 130)

### 6.5.2.3 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus allen gefertigten MSG-Schweißverbindungen wurden für die lichtmikroskopischen Untersuchungen jeweils mindestens vier Querschliffe entlang der Schweißnaht entnommen.

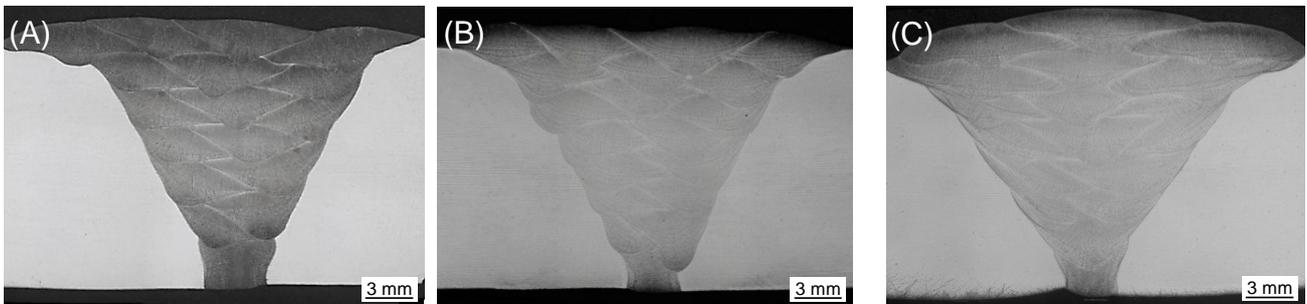
Die Betrachtung und Bewertung der Proben hinsichtlich auftretender Nahtunregelmäßigkeiten (Risse, Poren, Bindefehler, etc.) erfolgte zunächst im polierten und anschließend im geätzten Zustand an Makro- und Mikroschliffen.

Das Makrogefüge der mit den verschiedenen MSG-Prozessen ausgeführten Schweißverbindungen an den 16 bzw. 12 mm dicken Grundwerkstoffblechen ist in Bild 35 dargestellt. Die Makroschliffe der 5 mm dicken MSG-Schweißnähte sind in Anhang H zu finden.

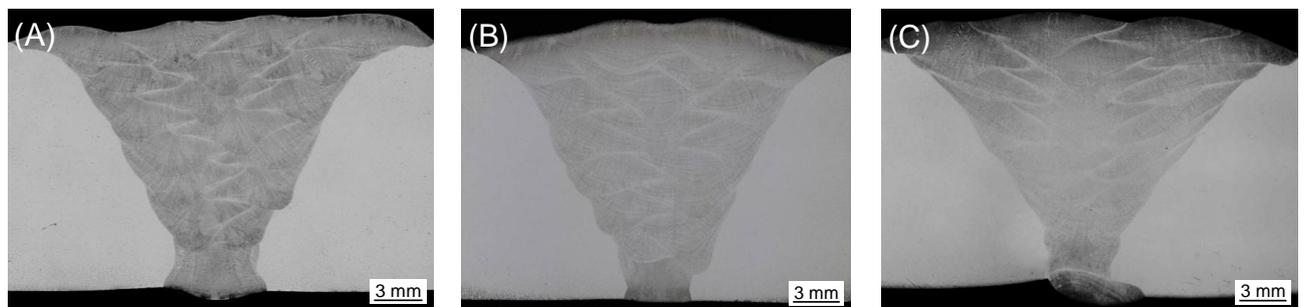
alloy 600H (S Ni 6082, Ø 1,0 mm)



alloy 625 (S Ni 6625, Ø 1,0 mm)



alloy 59 (S Ni 6059, Ø 1,0 mm)



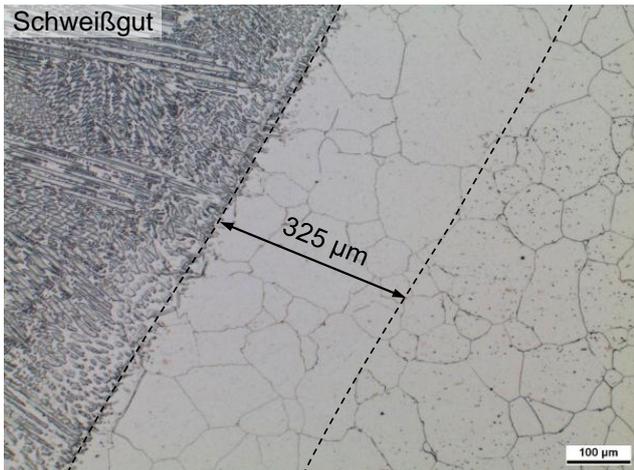
alloy 617 (S Ni 6617 (V2), Ø 1,0 mm)



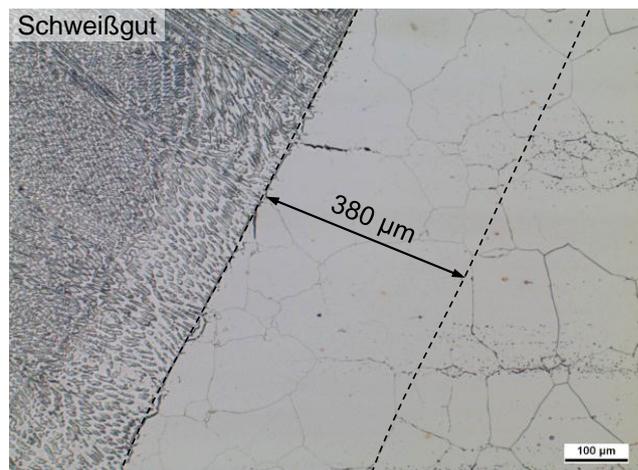
Bild 35: Makrogefüge der mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an 16 bzw. 12 mm dicken Ni-Basisblechen (Ätzmittel: ASTM 130)

Basierend auf den Erkenntnissen der vorherigen Arbeitspunkte konnte im AP 6 die Streckenenergien beim MSG-Verbindungsschweißen, insbesondere der größeren Blechdicken (16 mm), durch den Einsatz der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse für alle untersuchten Ni-Basislegierungen verringert werden (Vgl. Tabelle 18). Die Querschliffe zeigen auch für die energiereduziert gefertigten Schweißnähte einen regelmäßigen, tulpenförmigen Nahtaufbau. Vor allem bei den Verbindungen an der Legierung alloy 600H wird der zum Teil nur geringe Einbrand an den Nahtflanken bei Nutzung des CMT- und Puls-Mix-Prozesses deutlich. Flankenbindefehler traten jedoch nicht auf. Die mechanisch-technologische Prüfung, insbesondere die Seitenbiegeprüfung dieser Schweißnähte, zeigte keine nachteiligen Auswirkungen des geringen Flankeneinbrandes auf die Gütwerte der Verbindungen (Vgl. Abschnitt 6.6.2.2).

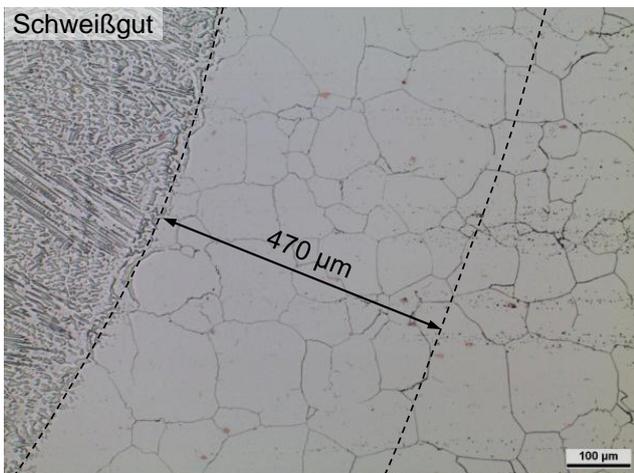
Die Reduzierung des Wärmeeintrages beim Schweißen durch die Nutzung der modifizierten KLB-Prozesse konnte auch anhand der Ausbildung der Wärmeeinflusszone vor allem an den Schweißnähten an der Ni-Basislegierung alloy 617 beobachtet werden. Die Grundwerkstoffbleche wiesen, wie in Abschnitt 6.1 beschrieben, eine ausgeprägte seigerungsbedingte Karbidzeitigkeit in Walzrichtung sowie eine feine Karbidbelegung der Austenitkorngrenzen auf. Durch die Wärmeeinwirkung beim Schweißen gehen die Karbide in Lösung, sodass die Korngrenzen in der Nähe der Schmelzlinie (Rekristallisationszone) nahezu karbidfrei und die Seigerungszone größtenteils aufgelöst sind. In Bild 36 sind Mikroschliffe der Wärmeeinflusszone etwa auf Höhe der Blechmitte der verschiedenen MSG-Schweißnähte an der Legierung alloy 617 gegenübergestellt. Bei Einsatz der energiereduzierten modifizierten KLB-Prozesse bildet sich ein signifikant schmalerer Bereich der Karbidauflösung aus als bei der mit höherer Streckenenergie ausgeführten ILB-Schweißnaht. Ein Korngrößenwachstum in der Wärmeeinflusszone konnte bei keiner der Schweißnähte beobachtet werden. An den weiteren Versuchswerkstoffen waren die Auswirkungen der reduzierten Energieeinträge auf die Ausbildung der Wärmeeinflusszone nicht in gleicher Weise wie bei der Legierung alloy 617 nachvollziehbar, da hier ein entsprechender Indikator für die Breite der Wärmeeinflusszone in Form einer Auflösung von Karbiden oder einer Zunahme der Korngröße fehlte.



CMT-Schweißnaht



Puls-Mix-Schweißnaht



ILB-Schweißnaht

Bild 36: Vergleich des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffes nahe der Schmelzlinie an den mit unterschiedlicher Streckenenergie geschweißten Nähten an der Ni-Basislegierung alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm

Aus der Gegenüberstellung der Makrogefüge in Bild 35 wird außerdem deutlich, dass der Nahtaufbau bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse in der ersten Fülllage angepasst wurde. Im Gegensatz zur ILB-Naht wurde die erste MSG-Fülllage beim CMT- und Puls-Mix-Prozess in Form von zwei nebeneinander liegenden Strichraupen ausgeführt. Durch diese Veränderung des Lagenaufbaus konnte eine Verbesserung der Nahtqualität erzielt werden, da Bindefehler vor allem im Zusammenhang mit Einbrandkerben, resultierend aus dem manuellen WIG-Schweißen der Wurzellage, vermieden werden konnten. Dennoch wurde bei den Versuchen deutlich, dass das Einbringen der ersten Fülllage einen kritischen Bereich beim modifizierten KLB-Schweißen der 16 mm dicken Bleche darstellt. Insbesondere bei reduzierten Streckenenergien ist eine exakte Brennerpositionierung notwendig, um bei geringem Einbrandprofil der Einzelraupen ein bindefehlerfreies Schweißgut im unteren Nahtbereich zu erzielen.

Anhand von mindestens vier je Schweißverbindung entnommenen Querschliffen erfolgte die Beurteilung der gefertigten MSG-Schweißnähte auf Heißrissigkeit und weitere innere Nahtunregelmäßigkeiten, wie Lagenbindefehler und Poren. Eine Übersicht der Ergebnisse ist in Tabelle 23 dargestellt.

Tabelle 23: Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen der MSG-Schweißverbindungen im Hinblick auf innere Nahtunregelmäßigkeiten

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Blechabmessungen [mm] (L x B x H)					
			250 x 150 x 5			250 x 150 x 16		
			CMT	Puls-Mix	ILB	CMT	Puls-Mix	ILB
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	- / -	- / -	- / -	- / 1	- / -	1 / -
alloy 625	S Ni 6625	1,0	- / -	- / -	- / -	1 / -	2 / -	1 / -
alloy 59	S Ni 6059	1,0	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / 1
alloy 617*	S Ni 6617 (V1)	1,0	/	/	/	1 / 1	4 / 1	4 / -
	S Ni 6617 (V2)	1,0	/	/	/	- / -	- / -	- / -
	S Ni 6617 (V3)	1,2	/	/	/	- / -	/	/
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb	1,0	- / 1	/	/	/	/	/

\*Die Ni-Basislegierung alloy 617 wurde nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt.

**Anzahl Risse** in allen Querschliffen (mind. 4) einer Schweißnaht

**Anzahl Bindefehler** in allen Querschliffen (mind. 4) einer Schweißnaht

Bei den in Tabelle 23 aufgeführten Bindefehlern handelte es sich in allen Fällen um Lagenbindefehler zwischen der ersten MSG-Fülllage und der manuellen WIG-Wurzellage. Diese Bindefehler traten jedoch jeweils nur in einem der am Nahtanfang oder Nahtende entnommenen Querschliffe auf, sodass davon auszugehen ist, dass sie eine nur geringe Ausdehnung besitzen und durch eine weitere Optimierung der Schweißparameter und der Positionierung des Brenners vermieden werden können. Der im Schlibbild festgestellte Lagenbindefehler in der zweilagigen CMT-Schweißnaht an der Fe-Basislegierung alloy 800H ist dagegen auf eine Oxidschichtbildung beim Schweißen mit dem hoch CO<sub>2</sub>-haltigen Schutzgas M12 (2,5 % CO<sub>2</sub>, Rest Ar) zurückzuführen. Hier kam es trotz des Beschleifens der CMT-Wurzellage zu einer sehr steilen Ausbildung der Nahtflanken in der Decklage und somit zu Bindefehlern zwischen den Einzelraupen. Auf eine notwendige, weitere Optimierung der Schweißparameter und der Schweißfolge für diese Legierung wurde im Rahmen des Forschungsprojektes verzichtet.

Risse wurden in den lichtmikroskopischen Aufnahmen der MSG-Schweißverbindungen an den 16 bzw. 12 mm dicken Blechen der Legierungen alloy 625, alloy 617 sowie alloy 600H nachgewiesen. Die MSG-Schweißnähte an den 5 mm dicken Blechen waren dagegen für alle Versuchswerkstoffe in den entnommenen Querschliffen rissfrei.

An den Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 600H wurde in allen Schlibbildern nur ein einzelner Mikroheißriss nachgewiesen. Es handelte sich um einen Wiederaufschmelzriss ( $\leq 300 \mu\text{m}$ ) in der Wärmeeinflusszone der ILB-Schweißnaht etwa in Blechmitte (Bild 37). Das Grundwerkstoffblech wies auf dieser Höhe eine zeilenförmige Seigerungszone, überwiegend aus M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>-Mischkarbiden, auf. Die Rissbildung steht vermutlich in Zusammenhang mit der Auflösung dieser Primärseigerung im Hochtemperaturbereich der WEZ. Mikrorisse dieser Art können laut [57] aber auch auf ein partielles Aufschmelzen von in den Seigerungszone des Grundwerkstoffes vorhandenen niedrigschmelzenden Verbindungen zurückzuführen sein. Auch die Grundwerkstoffbleche der mit dem Puls-Mix-

Prozess und damit verringerter Streckenenergie realisierten Schweißnaht wiesen schmale, aber deutliche Seigerungszone in der Blechmitte auf. Hier wurde in den entnommenen Querschliffen jedoch keine Rissbildung in der WEZ sichtbar.

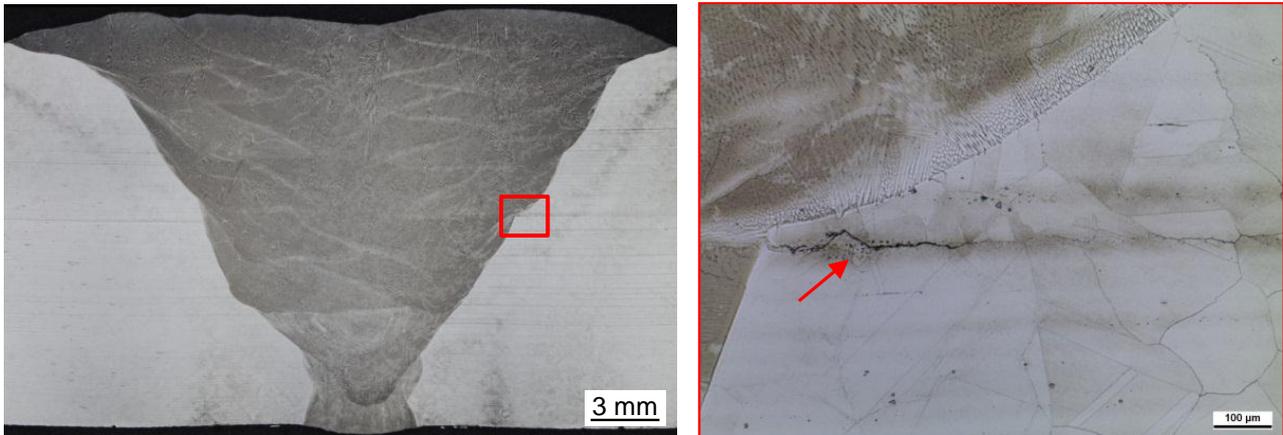
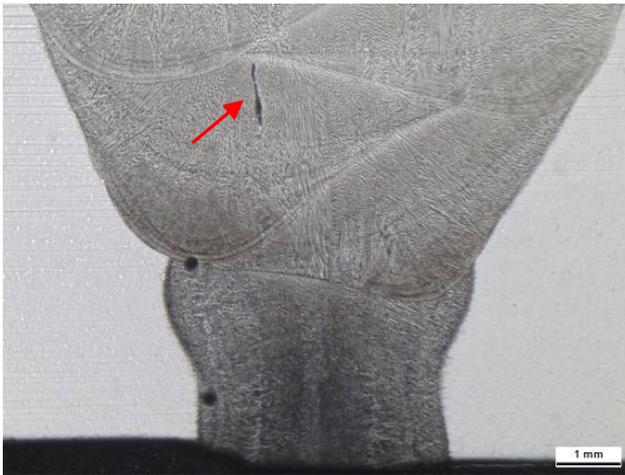
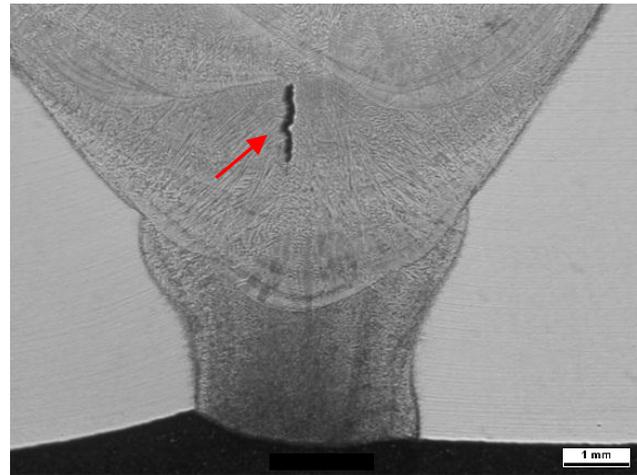


Bild 37: Rissbildung in der WEZ der ILB-Schweißnaht an alloy 600H mit dem Schweißzusatz S Ni 6082, Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130)

Die lichtmikroskopische Untersuchung der MSG-Schweißverbindungen an der Ni-Basislegierung alloy 625 zeigte in allen gefertigten Schweißnähten vereinzelte Mikrorisse im Schweißgut. In der Puls-Mix-Schweißnaht wurden diese in der Wärmeeinflusszone der oberen Schweißlagen gefunden, analog zum Heißrissauftreten, wie es in den Mehrlagenschweißungen an dieser Ni-Basislegierung im AP 3 bereits beobachtet werden konnte (Vgl. Abschnitt 6.3.2). Auffällig war das Auftreten von einzelnen Heißrissen im unteren Nahtbereich der CMT- und ILB-Schweißverbindungen. Wie in Bild 38 dargestellt, bildeten sich Risse von ca. 1 mm Länge jeweils in der ersten MSG-Fülllage beider Schweißnähte, möglicherweise durch die Wärmeeinwirkung beim Schweißen der darüber liegenden Schweißlage. Diese Heißrisse wurden in den weiteren entnommenen Querschliffen der jeweiligen Naht nicht sichtbar, sodass davon auszugehen ist, dass die Risse nicht über die gesamte Schweißnahtlänge verlaufen. Wiederaufschmelzrisse in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes der Schweißverbindungen an alloy 625 wurden bei der lichtmikroskopischen Untersuchung nicht festgestellt. Ein Einfluss der lichtmikroskopisch nachgewiesenen Risse auf die mechanisch-technologischen Gütewerte der MSG-Schweißnähte an alloy 625 wurde in Form von vereinzelt auftretenden Anrissen auf den Prüfflächen der Quer- und Seitenbiegeproben beobachtet (Vgl. Abschnitt 6.6.2.2). Auswirkungen dieser Risse auf die im quasi-statischen Zugversuch ermittelten Kennwerte der Schweißnähte konnten nicht festgestellt werden.



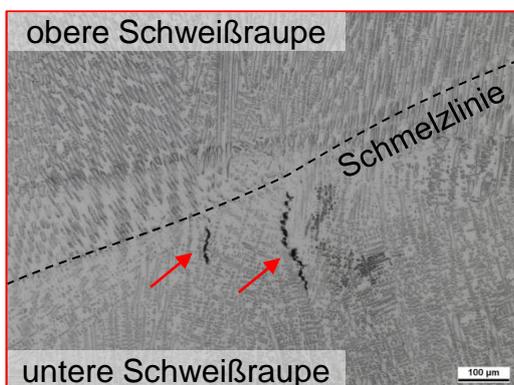
CMT-Schweißnaht



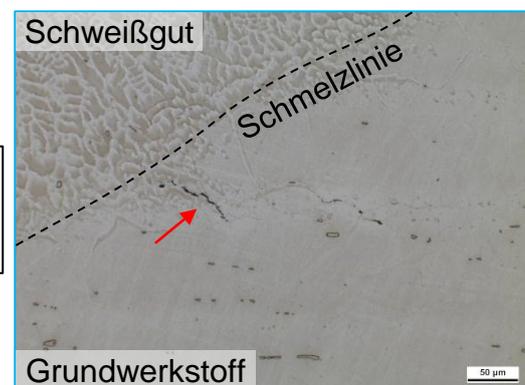
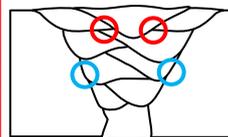
ILB-Schweißnaht

Bild 38: Rissbildung im Schweißgut der MSG-Schweißverbindungen an alloy 625 mit dem Schweißzusatz S Ni 6625, Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130)

An den gefertigten Schweißverbindungen der Ni-Basislegierung alloy 617 wurden bereits mit der PT-Prüfung Heißrisse im Decklagenschweißgut unabhängig vom eingesetzten MSG-Prozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie nachgewiesen (Vgl. Abschnitt 6.5.2.1). Diese zur Oberfläche offenen Risse in der Decklage traten bei allen verschweißten Chargen des Zusatzwerkstoffes S Ni 6617 (V1-V3) auf. Bei der lichtmikroskopischen Untersuchung anhand von Makro- und Mikroschliffen wurden außerdem Mikroheißrisse im Innern der Schweißnähte sichtbar. Wie Tabelle 23 zeigt, wurden diese nur in den Querschliffen der mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1) gefertigten Verbindungsschweißungen festgestellt. Die Mikrorisse traten aber nur sehr vereinzelt und unabhängig von der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie, d.h. in der CMT-, Puls-Mix- und ILB-Schweißnaht auf. Anhand der schematischen Darstellung und der Schlibfbilder in Bild 39 wird deutlich, dass die Risse vor allem in zwei Bereichen der Stumpfstoßverbindungen an alloy 617 auftraten. Im oberen Schweißnahtbereich wurden Mikrorisse in der Wärmeeinflusszone des Decklagenschweißgutes gefunden (rot markiert). In Bild 39 ist am Beispiel der Puls-Mix-Schweißnaht gezeigt, dass hier Risse nahe der Schmelzlinie im wärmebeeinflussten Schweißgut der unterhalb der Decklage liegenden Strichraupen auftraten.



Puls-Mix-Schweißnaht



ILB-Schweißnaht

Bild 39: Charakteristisches Rissaufreten in den MSG-Schweißnähten an der Ni-Basislegierung alloy 617 mit dem Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm (Ätzmittel: ASTM 130)

Des Weiteren konnte das Auftreten von Heißrissen im mittleren Schweißnahtbereich in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes beobachtet werden (blau markiert). Hier wurden an den Korngrenzen verlaufende Mikrorisse im wärmebeeinflussten Grundwerkstoffgefüge sichtbar, die nahe bzw. in Kontakt mit der Schmelzlinie verliefen oder zum Teil bis in das Schweißgut hinein reichten (Bild 39, rechts).

### 6.5.2.4 REM- und ESMA-Untersuchungen

Die in den MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 617 auftretenden Heißrisse wurden mittels rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen, EDX-Analyse und Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA) untersucht, um Erkenntnisse zu den Heißrissursachen und -mechanismen zu erlangen.

Bild 40 (links) zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme der wärmebeeinflussten Gefügebereiche des Grundwerkstoffes nahe der Schmelzlinie der ILB-Schweißnaht. Bei den im Schliffbild sichtbaren Rissen handelt es sich um Wiederaufschmelzrisse, die intergranular verlaufen und in direktem Kontakt zur Schmelzlinie stehen bzw. in das Schweißgut hineinlaufen. In diesem Hochtemperaturbereich der Wärmeeinflusszone kam es, wie bereits in Abschnitt 6.5.2.3 beschrieben, zu einer Auflösung der im Grundwerkstoff perlenschnurartig an den Korngrenzen auftretenden Karbide. Auch die seigerungsbedingte Karbidzeiligkeit des Grundwerkstoffgefüges wurde größtenteils aufgelöst. Anhand der licht- und rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen konnte jedoch gezeigt werden, dass die im schmelzliniennahen Bereich der Schweißnähte an alloy 617 auftretenden Risse in Zusammenhang mit den im Grundwerkstoff vorhandenen Karbidzeilen stehen. Dort, wo die Karbidzeiligkeit von der Schmelzlinie geschnitten wird, kommt es zur Bildung einzelner Wiederaufschmelzrisse (Bild 40, rechts).

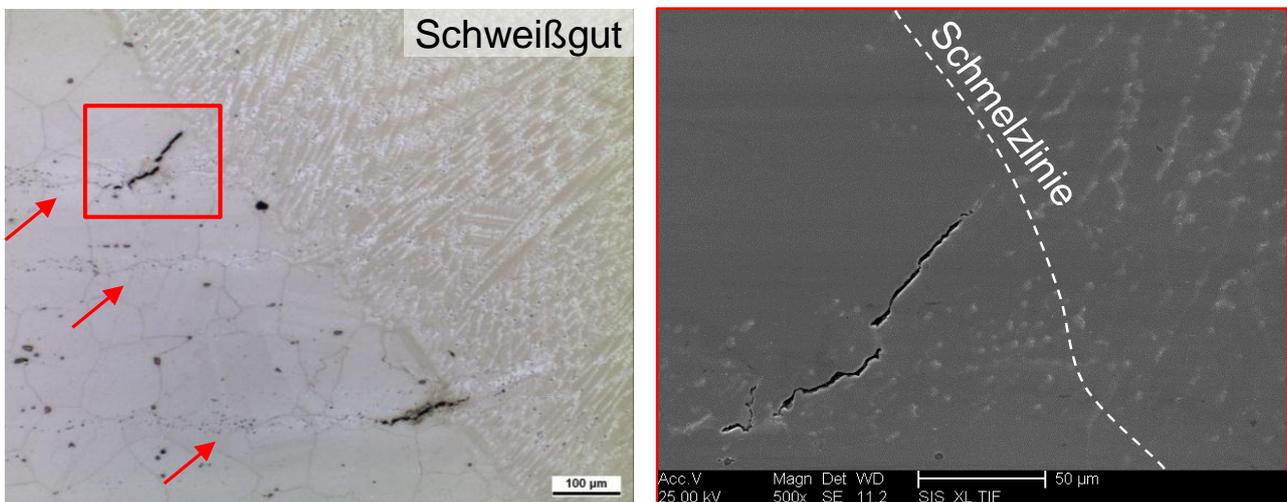


Bild 40: Licht- (links) und rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Wiederaufschmelzrisse an der Schmelzlinie der ILB-Schweißnaht an der Ni-Basislegierung alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm)

Im Zusammenhang mit dem Auftreten von Mikrorissen im Schweißgut der MSG-Verbindungsschweißungen an alloy 617 wurde mittels EDX-Analyse eine signifikante Anreicherung von Molybdän in den Dendritenzwischenräumen nachgewiesen (Bild 41, rechts). In der lichtmikroskopischen Aufnahme in Bild 41 (links) ist der interdendritische Rissverlauf gut zu erkennen.

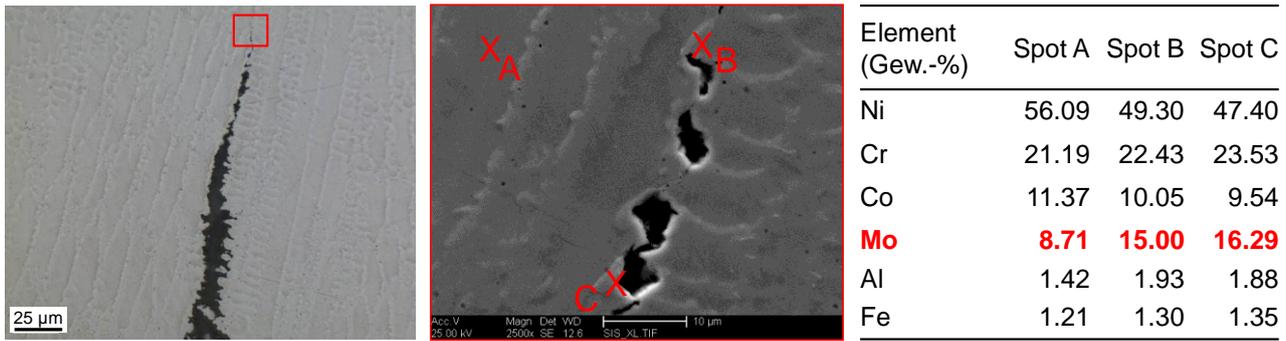


Bild 41: EDX-Analyse im rissnahen Bereich im MSG-ILB-Schweißgut von alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1))

Das Schweißgut wurde zusätzlich mit einer Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA) auf Elementanreicherungen in den Dendritenzwischenräumen geprüft. In Bild 42 ist die Verteilung der Elemente Molybdän und Chrom im dendritischen Schweißgut zu sehen. Die Konzentration von Molybdän und Chrom ist in den interdendritischen Bereichen höher als innerhalb der Dendriten.

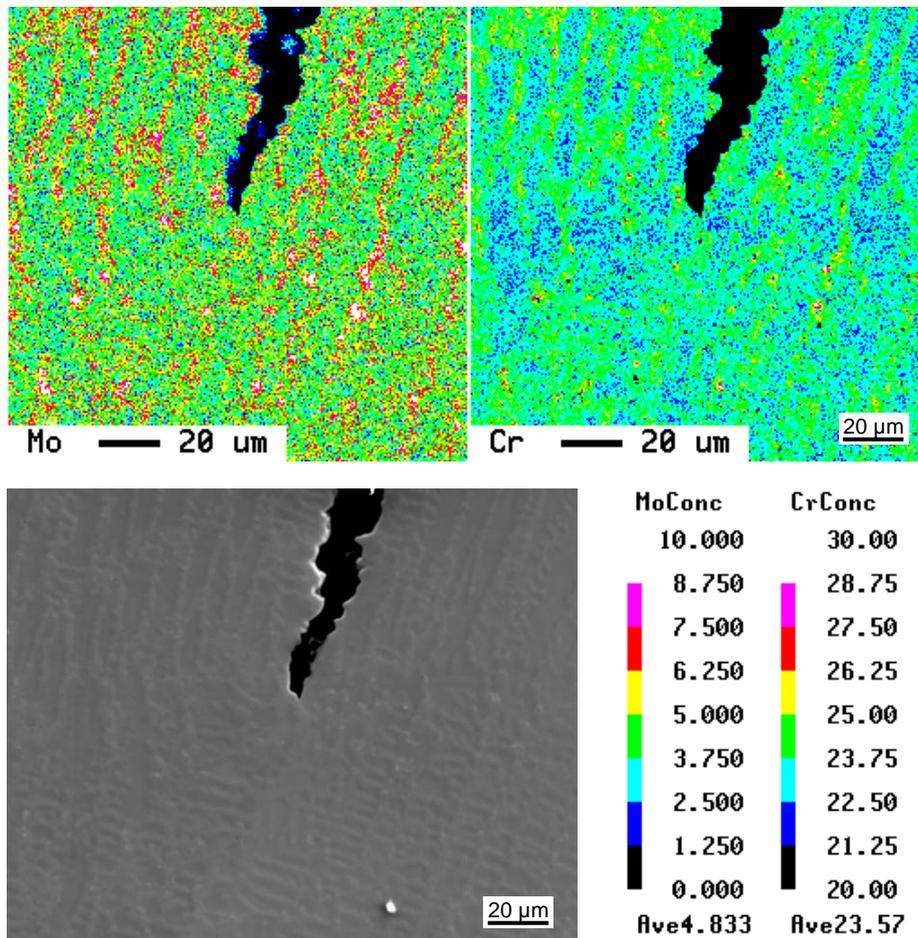
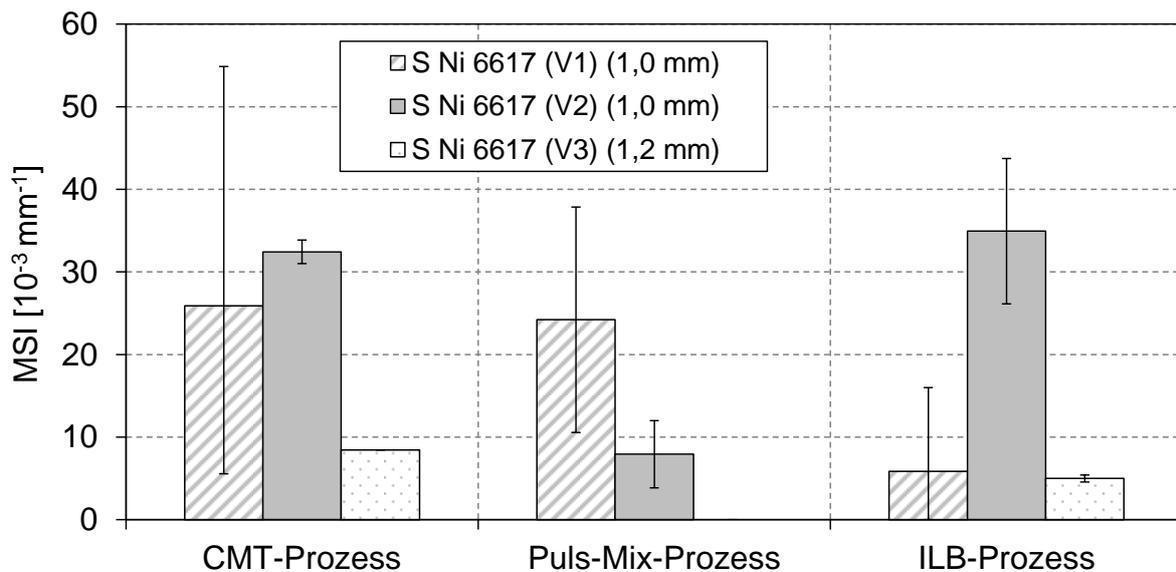


Bild 42: ESMA-Flächenanalyse im Bereich interdendritischer Rissbildung im MSG-ILB-Schweißgut von alloy 617 (Schweißzusatz: S Ni 6617 (V1))

### 6.5.2.5 LBT-Test

Die Ergebnisse der LBT-Heißrissprüfung an den MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 617 sind in Bild 43 und Anhang I dargestellt. Die Mikrorissemphindlichkeit  $MSI_{(LBT)}$  wurde, wie in Abschnitt 5.4.2 beschrieben, für jede Schweißnaht als Mittelwert aus mindestens zwei LBT-Proben ermittelt. In Bild 43 sind zusätzlich die beim Fertigen der Schweißnähte eingebrachten Streckenenergien über alle Schweißraupen ausgeführt. Eine Puls-Mix-Schweißnaht mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V3) wurde im Rahmen des AP 5 nicht gefertigt und daher nicht geprüft.

Die Ergebnisse zeigen, dass mit dem LBT-Test in allen geprüften Schweißnähten Heißrisse nachgewiesen werden konnten. Auch in den mit den Schweißzusätzen S Ni 6617 (V2) und (V3) gefertigten Verbindungsschweißungen, die bei der lichtmikroskopischen Bewertung der Querschliffe rissfrei gewesen waren (Vgl. Abschnitt 6.5.2.3), traten somit Mikrorisse beim Schweißen auf. Gleichzeitig wird jedoch deutlich, dass die für eine Schweißnaht ermittelten  $MSI_{(LBT)}$ -Werte zum Teil sehr stark schwanken. Insbesondere bei den Einzelproben der mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1) gefertigten Verbindungsschweißungen wurden große Unterschiede in den ermittelten Risslängen beobachtet. Diese LBT-Proben sind exemplarisch in Anhang J dargestellt. Einzelne Proben weisen keine Risse, andere dagegen sehr gehäuft Risse zum Teil entlang von Schmelzlinien in der Schweißnaht oder am Übergang zum Grundwerkstoff auf.



Schweißzusatz	Ø [mm]	Streckenenergie $E_{eff}^*$ [kJ/cm]		
		CMT	Puls-Mix	ILB
S Ni 6617 (V1)	1,0	3,4 - 5,3	3,4 - 4,4	4,6 - 9,6
S Ni 6617 (V2)	1,0	2,7 - 3,9	2,9 - 4,7	4,9 - 7,8
S Ni 6617 (V3)	1,2	4,8 - 5,5	-	5,8 - 7,1

\*Messwerterfassung über alle MSG-Raupen einer Schweißnaht

Bild 43: Ergebnisse der LBT-Heißrissprüfung an den MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierung alloy 617

Eine Abhängigkeit der im LBT-Test ermittelten Mikrorissemphindlichkeit  $MSI_{(LBT)}$  von der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie bzw. dem eingesetzten MSG-Prozess konnte nicht festgestellt werden. Die Werte streuen zu stark und weisen bei Einsatz der

verschiedenen Schweißzusätze unterschiedliche Tendenzen in dieser Hinsicht auf (Bild 43). Es konnte lediglich beobachtet werden, dass bei Nutzung des Schweißzusatzes S Ni 6617 (V3) ausschließlich Wiederaufschmelzrisse entlang der Schmelzlinie zum Grundwerkstoff in den LBT-Proben auftraten, wogegen die mit den anderen beiden Chargen des S Ni 6617 gefertigten Schweißnähte im LBT-Test sowohl Risse in der WEZ des Grundwerkstoffes als auch Risse im Schweißgut aufwiesen.

Eine mögliche Ursache für die große Streuung der Ergebnisse des LBT-Tests wird im Ort der Probenentnahme aus den mehrlagigen MSG-Verbindungsschweißungen gesehen. Die Auswertefläche lag, wie in der Norm [33] gefordert, für alle Schweißnähte 1 mm unterhalb der Blechoberfläche. Anhand der Nahtquerschliffe wird jedoch sichtbar, dass durch die Unterschiede im Lagenaufbau bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse eine unterschiedliche Art und Anzahl an Schweißlagen bzw. -raupen geschnitten und im LBT-Test geprüft wurde. Dies ist exemplarisch für die MSG-Schweißnähte des Schweißzusatzes S Ni 6617 (V1) in Bild 44 dargestellt. Zusätzlich ist die Lage der bei der lichtmikroskopischen Untersuchung in den Querschliffen gefundenen Mikrorisse im oberen Nahtbereich vermerkt (rote Kreise). Diese traten insbesondere in den Wärmeeinflusszonen der Decklagenraupen auf. Bei der CMT- und Puls-Mix-Schweißnaht schneidet die Auswertefläche der LBT-Proben (rote gestrichelte Linie) diesen Bereich, wogegen die LBT-Prüfung der ILB-Schweißnaht durch die flachere Ausbildung der Einzelraupen vermutlich in einem tieferliegenden, weniger rissanfälligen Nahtbereich durchgeführt wurde. Dies könnte ein Grund für die geringeren  $MSI_{(LBT)}$ -Werte der ILB-Schweißnaht im Vergleich zur CMT- und Puls-Mix-Schweißnaht sein.

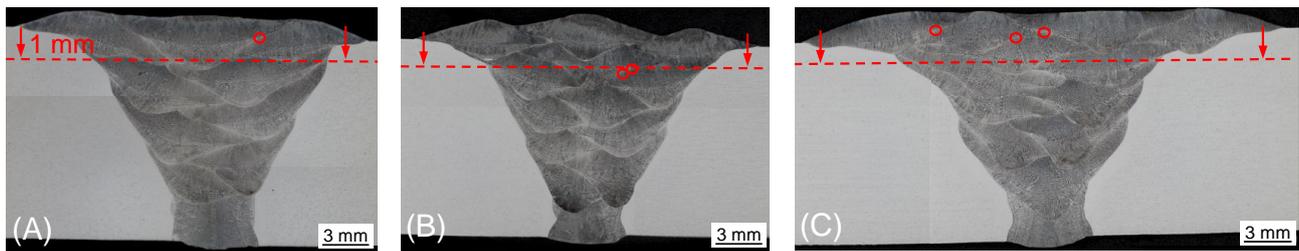


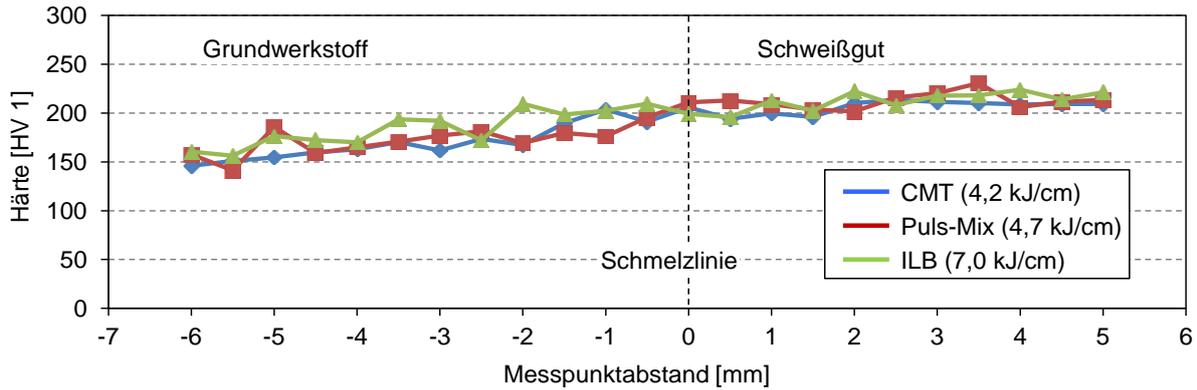
Bild 44: Lage der Auswertefläche der entnommenen LBT-Proben im Querschliff der MSG-Schweißnähte an alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1)

### 6.5.2.6 Härtemessungen

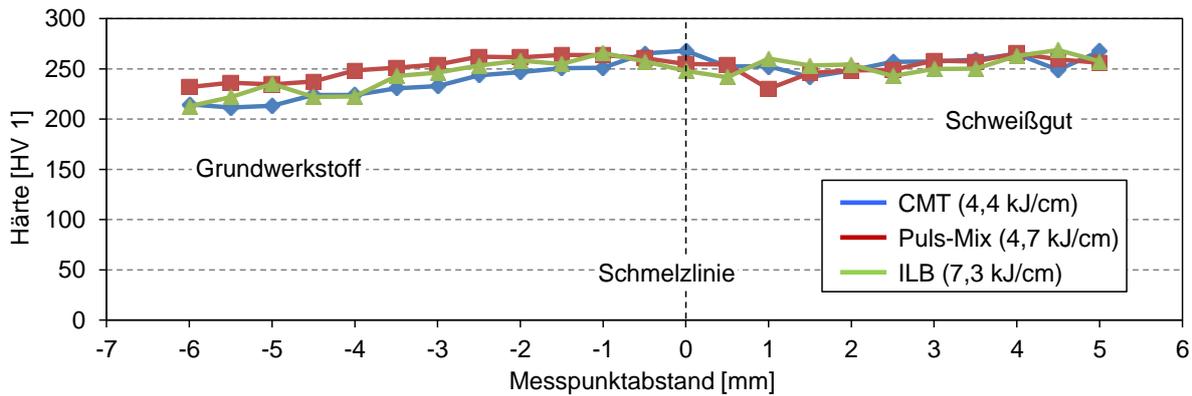
An den Querschliffen erfolgten Kleinkrafthärteprüfungen (HV 1) nach DIN EN ISO 6507-1 [45] mit dem Ziel die Härtewerte der mit reduziertem Wärmeeintrag gefertigten CMT- und Puls-Mix-Schweißnähte mit denen einer konventionell mit dem ILB-Prozess ausgeführten V-Naht zu vergleichen. So sollten die Auswirkungen von Unterschieden in der Erstarrungsstruktur sowie von Ausscheidungen, wie Karbiden oder intermetallischen Phasen, geprüft werden. An jeder Probe wurden dazu Härtewerte im Bereich der Schweißnahtmitte aufgenommen. Die Ergebnisse sind in Bild 45 und in Anhang L dargestellt.

Zwischen den Härtewerten der mit unterschiedlichen Streckenenergien gefertigten MSG-Schweißverbindungen gibt es bei keiner der untersuchten Ni-Basislegierungen signifikante Unterschiede. Trotz der zum Teil deutlich höheren beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie weisen die ILB-Schweißnähte einen sehr ähnlichen Härteverlauf im Vergleich zu den jeweils energiereduziert geschweißten Verbindungen auf. Das Schweißgut sowie der wärmebeeinflusste Bereich um die Schmelzlinie sind bei allen Versuchswerkstoffen härter als der unbeeinflusste Grundwerkstoff.

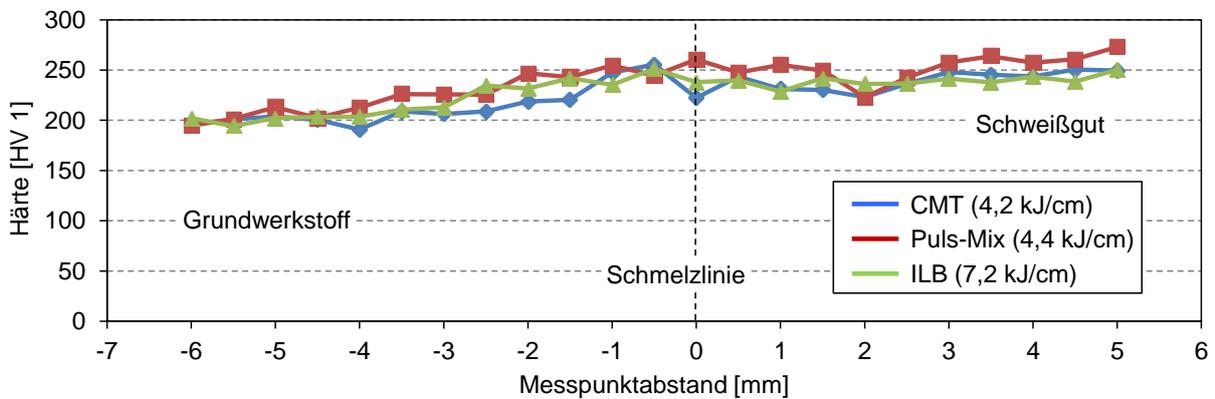
alloy 600H (S Ni 6082, Ø 1,0 mm)



alloy 625 (S Ni 6625, Ø 1,0 mm)



alloy 59 (S Ni 6059, Ø 1,0 mm)



alloy 617 (S Ni 6617 (V2), Ø 1,0 mm)

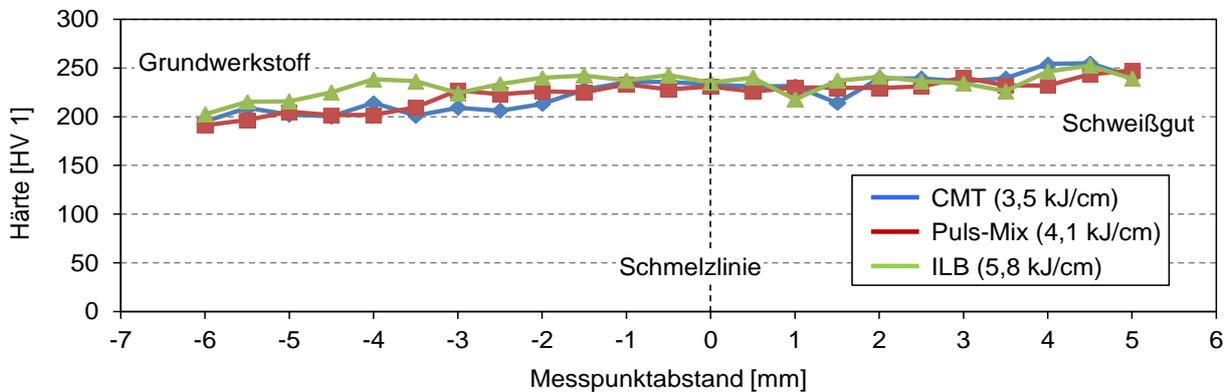


Bild 45: Graphische Darstellung der Härteverläufe in der Blechmitte der MSG-Schweißverbindungen an den 16 mm dicken Ni-Basisblechen

### 6.5.3 Wurzelschweißbeignung der modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozesse

Im Rahmen der durchgeführten Verbindungsschweißungen an den 16 mm dicken Ni-Basisblechen wurde deutlich, dass die manuell geschweißte WIG-Wurzellage neben einem enormen Zeitaufwand und einem hohen Wärmeeintrag in den Grundwerkstoff ( $E = 7,1 \text{ kJ/cm}$ ) zu kritischen Fehlstellen in Form von Einbrandkerben führen kann, die durch die erste Fülllage nicht sicher aufgeschmolzen werden und so zum Entstehen von unzulässigen Bindefehlern beitragen. In einer zusätzlichen Versuchsreihe wurde daher die grundsätzliche Realisierbarkeit einer vollmechanisierten MSG-Wurzelschweißung unter Einsatz der modifizierten Kurzlichtbogentechnik untersucht. Ziel war es das Ausführen der gesamten Schweißnaht durchgängig mit einem MSG-Prozess zu ermöglichen.

Die Eignung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik für das Wurzelschweißen wurde bereits in einem abgeschlossenen AiF-Forschungsvorhaben [58] aufgezeigt. Im Rahmen einer Parameteroptimierung wurde dies für den CMT- und Puls-Mix-Prozess auf die im Forschungsprojekt verwendeten Ni-Basiswerkstoffe übertragen. Die Versuche wurden in PA-Position an der Legierung alloy 617 mit einer Blechdicke von 12 mm durchgeführt. Die Nahtvorbereitung erfolgte wie bei den bereits realisierten Verbindungsschweißungen als V-Naht mit einem Öffnungswinkel von  $70^\circ$ . Beim Schweißen wurde mit Argon 4.6 formiert. Als Schutzgas kam das Gasgemisch 30 % He, 2 % H<sub>2</sub>, 550 ppm CO<sub>2</sub> und Rest Ar zum Einsatz. Neben der Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit wurden die Spaltbreite der zu fügenden Bleche und die Neigung des Schweißbrenners variiert. Die Prüfung der ausgeführten Wurzelschweißungen erfolgte mittels Sichtprüfung sowie anhand lichtmikroskopischer Untersuchungen der Nahtgeometrie im Querschliff.

Die im Ergebnis der Parameteroptimierung ermittelten Schweißparameter sind in Tabelle 24 aufgeführt. Die entsprechenden Makrogefüge der mit dem CMT- und Puls-Mix-Prozess ausgeführten Wurzelschweißlagen sowie der ebenfalls jeweils im gleichen MSG-Prozess realisierten ersten Fülllage sind in Bild 46 dargestellt.

Tabelle 24: Schweißparameter der Wurzelschweißungen an 12 mm dicken Blechen von alloy 617 mit den modifizierten MSG-Kurzlichtbogenprozessen

MSG-Prozess	Kennlinie	Brennerstellung	Spaltbreite	$v_s$ [m/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]
CMT	C1047	neutral	Nullspalt	35	9,8	178,1	23,5	8,4
Puls-Mix	C0975+P	neutral	Nullspalt	35	10,6	198,8	26,3	9,0
CMT	C1047	$10^\circ$ schleppend	2 mm	30	10,1	174,8	23,1	8,1
Puls-Mix	C0975+P	$10^\circ$ schleppend	2 mm	30	10,6	195,7	26,8	9,0

\*Messwerterfassung

Bei Einsatz beider modifizierter KLB-Prozesse konnte eine stabile und reproduzierbare Wurzelschweißung ohne ein Durchfallen der Naht oder eine hohe Spritzerneigung erzielt werden. Mit dem CMT-Prozess bildete sich jedoch nur bei einer Spaltbreite von 2 mm eine ausreichend starke Wurzel aus. Im Nullspalt konnte aufgrund eines zu geringen Aufschmelzens der Flanken keine ausreichende Wurzellage realisiert werden (Bild 46). Dies entspricht auch den im Rahmen des o.g. Forschungsvorhabens [58] erzielten Ergebnissen. Bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses konnte sowohl im Nullspalt als auch bei einer Spaltbreite von 2 mm eine qualitätsgerechte Wurzelschweißung erzielt werden. In den

Schliffbildern wurden keine Bindefehler oder Risse festgestellt. Auch bei diesen Schweißversuchen wurde deutlich, dass ein Ausführen der nachfolgenden ersten Fülllage in Form von zwei nebeneinander liegenden Strichraupen bei Nutzung der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse ein geeignetes Mittel darstellt, um Bindefehler im unteren Schweißnahtbereich sicher zu vermeiden.

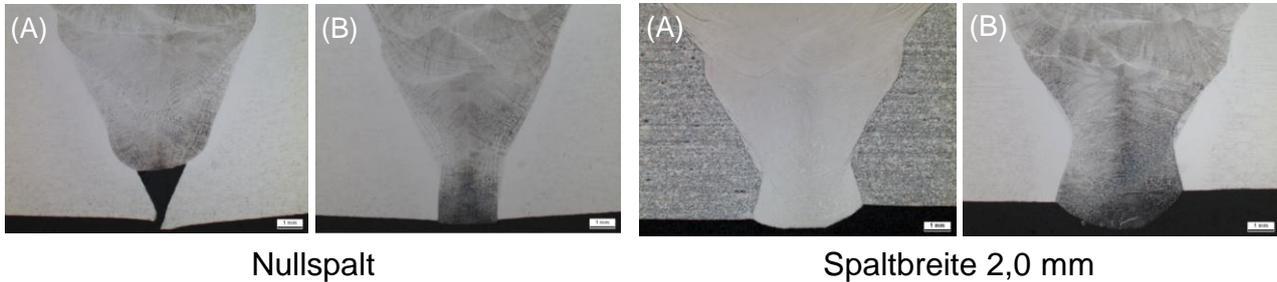


Bild 46: Makrogefüge der mit dem (A) CMT- und (B) Puls-Mix-Prozess ausgeführten Wurzelschweißlagen sowie der ersten Fülllage bei Nullspalt und einer Spaltbreite von 2 mm (GW: alloy 617 (s = 12 mm), SZ: S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm)

#### 6.5.4 Abkühlverhalten in der WEZ in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess

Bei der Fertigung der MSG-Verbindungsschweißungen an den 16 mm dicken Grundwerkstoffblechen wurden die Temperatur-Zeit-Verläufe in der Wärmeeinflusszone mittels Thermoelementen aufgenommen. Ziel war es, den Einfluss des eingesetzten MSG-Prozesses auf das Abkühlverhalten beim Schweißen zu charakterisieren.

Für die Temperaturmessungen kamen Thermoelemente des Typs NiCr-Ni zum Einsatz, die kurzzeitig Höchsttemperaturen von bis zu 1300 °C aufnehmen können. Ausreichend schnelle Reaktionszeiten wurden über teflonisierte Thermoelementleitungen mit einem Durchmesser von 0,25 mm sichergestellt. Die Thermoelemente (TE) wurden auf der Blechoberseite in einem definierten Abstand zur Nahtflanke mittels Kondensatorschweißgerät angepunktet. Die Erfassung der Abkühlverläufe erfolgte mit dem Thermoelement-Modul *QuantumX MX1609* der Fa. Hottinger Baldwin Messtechnik AG. Zur Aufbereitung der Daten und Ermittlung der erreichten Spitzentemperaturen diente die Software *Catman®Easy* des gleichen Anbieters.

Beim Schweißen der mehrlagigen Verbindungsschweißungen wurden die Abkühlverläufe über die gesamte schweißtechnische Fertigung, d.h. für alle MSG-Einzelraupen einer Schweißnaht aufgenommen. Die Einhaltung einer Zwischenlagentemperatur von  $\leq 100$  °C wurde dabei zusätzlich über Messungen mittels Anlegethermometer sichergestellt.

Für alle verschweißten Versuchswerkstoffe wurde ein deutlicher Unterschied in den beim Schweißen erreichten Spitzentemperaturen in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess ermittelt. Bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse wurden über die gesamte Fertigung der mehrlagigen Schweißungen geringere Maximaltemperaturen gemessen als bei Nutzung des ILB-Prozesses. Dies verweist auf den signifikant geringeren Wärmeeintrag beim CMT- und Puls-Mix-Schweißen im Vergleich zur konventionellen Impulslichtbogentechnik, der sich in den ermittelten effektiven Streckenenergien widerspiegelt sowie, wie in Abschnitt 6.5.2.3 gezeigt, auch lichtmikroskopisch anhand der geringeren Breite der WEZ bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse sichtbar wurde. In Bild 47 ist dieser Sachverhalt exemplarisch für die MSG-Verbindungsschweißungen an den 16 mm dicken

Blechen der Ni-Basislegierung alloy 600H dargestellt. Bei einer deutlich höheren effektiven Streckenenergie von 7,0 kJ/cm (Mittelwert über alle MSG-Raupen) wurden an der ILB-Schweißnaht für alle MSG-Einzelraupen höhere Spitzentemperaturen im Ort der Thermoelementmessung ermittelt als an den mit geringerer Streckenenergie (4,2 bzw. 4,7 kJ/cm) ausgeführten CMT- und Puls-Mix-Schweißnähten.

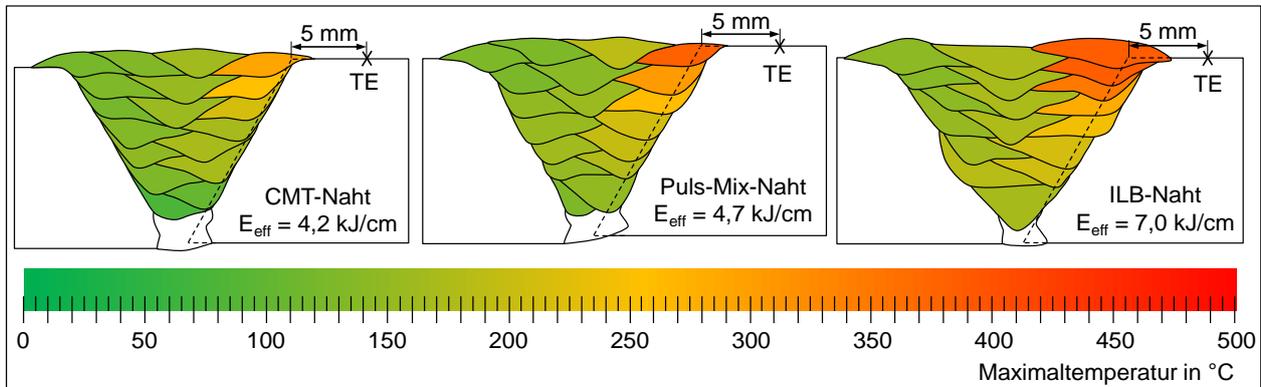
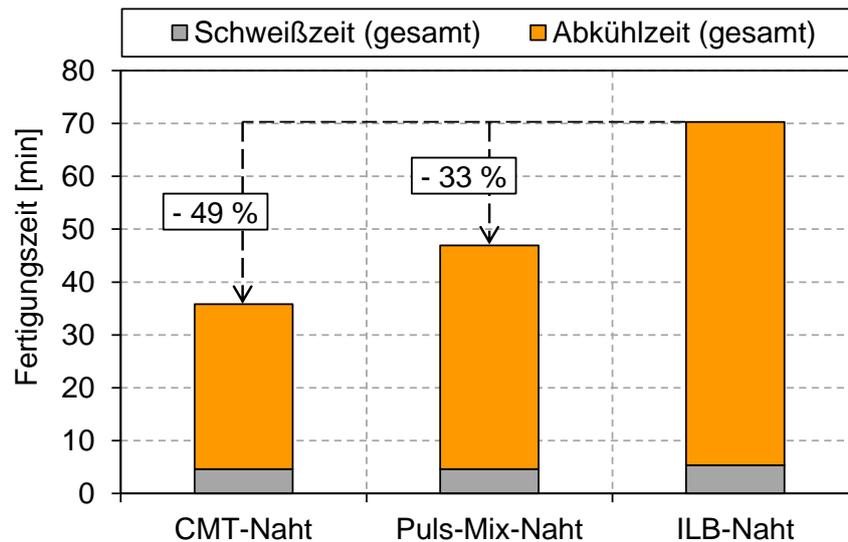


Bild 47: Schematische Darstellung der erreichten Maximaltemperaturen in einem definierten Abstand zur Nahtflanke bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse mit unterschiedlichem Wärmeeintrag (Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$ ),  $T_{\text{ZW}} \leq 100 \text{ °C}$

Durch den höheren Wärmeeintrag beim ILB-Prozess im Vergleich zur modifizierten Kurzlichtbogentechnik und den daraus resultierenden höheren Spitzentemperaturen beim Schweißen kühlt die Naht nach jeder Einzelraupe langsamer auf die vorgegebene Zwischenlagentemperatur von 100 °C ab. Bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse werden aufgrund der geringeren erreichten Spitzentemperaturen geringere Abkühlzeiten erzielt. In Bild 48 sind am Beispiel der gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen an der Legierung alloy 617 (S Ni 6617 (V2),  $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ) die reine Schweißzeit, die Abkühlzeit und die sich daraus ergebende Fertigungszeit für die Herstellung der gesamten Schweißnaht bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse gegenübergestellt. Vor allem durch die geringeren Abkühlzeiten konnten die Fertigungszeiten beim Schweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen im Vergleich zum konventionellen ILB-Schweißen deutlich verkürzt werden. Bei Nutzung des CMT-Prozesses war die für das Abkühlen auf Zwischenlagentemperatur notwendige Gesamtzeit nur etwa halb so groß wie bei Einsatz des ILB-Prozesses. Damit verringerte sich durch die Nutzung des CMT-Schweißens die gesamte Fertigungszeit für eine Schweißnaht um 49 % im Vergleich zum ILB-Prozess (Bild 48). Auch bei Einsatz des Puls-Mix-Prozesses ergab sich noch eine Verringerung der Fertigungszeit um 33 %. Die geringeren Abkühlzeiten bis zum Erreichen der Zwischenlagentemperatur sind beim mehrlagigen Verbindungsschweißen als der bedeutendste Faktor für eine Produktivitätssteigerung durch den Einsatz der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse anzusehen. Weitere Faktoren sind die höheren Schweißgeschwindigkeiten und der geringe Nacharbeitsaufwand durch das spritzerfreie und gleichmäßige Nahtbild. Die Verringerung der reinen Schweißzeit durch höhere Schweißgeschwindigkeiten bei den modifizierten KLB-Prozessen im Gegensatz zum ILB-Prozess fiel bei den betrachteten Nähten kaum ins Gewicht.



MSG-Prozess	$v_s^*$ [cm/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]	Schweißzeit (gesamt) [min]	Abkühlzeit (gesamt) [min]	Fertigungszeit (gesamt) [min]
CMT	70	7,8 - 11,3	2,7 - 3,9	4,6	31,2	35,8
Puls-Mix	70	8,5 - 11,2	2,9 - 4,7	4,6	42,3	47,0
ILB	45 - 65	7,8 - 8,4	4,9 - 7,8	5,4	64,9	70,3

\*Messwerterfassung (Mittelwerte über alle MSG-Raupen einer Naht)

Bild 48: Gegenüberstellung der Fertigungszeiten für eine 250 mm lange V-Naht (Öffnungswinkel 70°) an alloy 617 ( $s = 12$  mm) bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse im Vergleich zum konventionellen ILB-Prozess (S Ni 6617 mit  $\varnothing 1,0$  mm,  $T_{ZW} \leq 100$  °C)

### 6.5.5 Schweißverzug in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess

Die in das Bauteil eingebrachte Wärmemenge hat einen großen Einfluss auf Dehnungs- und Schrumpfsreaktionen beim Schweißen und auf die daraus resultierenden Eigenspannungen bzw. den Bauteilverzug. Im Rahmen von Tastversuchen wurden die Auswirkungen des energiereduzierten Schweißens mit der modifizierten Kurzlichtbogentechnik auf den sich ausbildenden Winkelverzug an 5 mm dicken Blechen untersucht. Hierfür wurden zwei unterschiedliche Versuchsaufbauten gewählt, die schematisch in Bild 49 dargestellt sind.

Zum einen wurde analog zu den in AP 5 bereits durchgeführten Schweißversuchen (Vgl. Tabelle 19) die sich ausbildende Winkelschrumpfung beim zweilagigen Verbindungsschweißen einer V-Naht mit 70° Öffnungswinkel in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Schweißprozess ermittelt (Bild 49, links). Eines der zu verbindenden Bleche (Abmessungen 250 x 130 x 5 mm) wurde hierzu fest eingespannt, die Verformung des anderen Bleches infolge des Schweißens gemessen. Die Ergebnisse wurden einer zweiten Versuchsreihe gegenübergestellt, bei der der Winkelverzug beim Schweißen einer einzelnen Auftragraupe auf ein genutetes Blech (250 x 160 x 5 mm), wiederum in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie, bestimmt wurde (Bild 49, rechts). Auch hier wurde ein Ende der Schweißprobe fest einge-

spannt. Als Versuchswerkstoffe kam die Ni-Basislegierung alloy 59 mit dem artgleichen Schweißzusatz S Ni 6059 ( $\varnothing$  1,0 mm) zum Einsatz.

Die Ermittlung des Schrumpfungswinkels  $\alpha$  erfolgte jeweils in konstantem Abstand zur Nahtflanke bzw. zur Nutmitte mit einem einfachen Messaufbau in Form von potentiometrischen Wegaufnehmern. Die Verformung der Probe wurde während des Schweißens mit Hilfe eines Datenrekorders vom Typ *Dash8* der Fa. Astro-Med Inc. registriert. Die Analyse und Aufbereitung der Daten erfolgte mit der Software *Origin 8.5* der Fa. OriginLab Corporation.

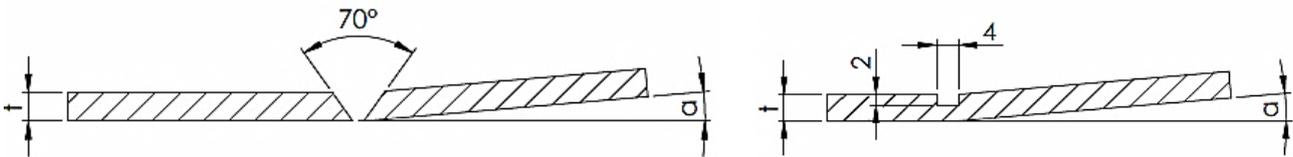


Bild 49: Versuchsaufbauten zur Messung der Winkelschrumpfung

Die Ergebnisse beider Versuchsreihen sind in Tabelle 25 mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  dargestellt. An den zweilagigen Stumpfnähten wurden bei Einsatz beider modifizierter KLB-Prozesse (CMT bzw. Puls-Mix) trotz geringerer effektiver Streckenenergien (6,1 bzw. 6,8 kJ/cm) höhere Schrumpfungswinkel ermittelt als beim ILB-Schweißen (8,3 kJ/cm). Die mit dem Puls-Mix-Prozess geschweißte MSG-Naht wies den größten Winkelverzug auf. Bereits nach dem Schweißen der MSG-Wurzellage wurde die größte Verformung bei Nutzung des Puls-Mix-Prozesses gemessen. Gleichzeitig zeigten Thermoelementmessungen, dass beim ILB-Schweißen deutlich höhere Maximaltemperaturen in der WEZ erreicht wurden als bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse. Bei allen MSG-Prozessen wurde vor dem Schweißen der zweiten Lage eine Zwischenlagentemperatur von  $\leq 100^{\circ}\text{C}$  durch Messung mittels Anlegethermometer sichergestellt.

Nach [59] wird die Höhe der Winkelschrumpfung u.a. durch das Verhältnis von Nahtdicke zu Werkstückdicke bestimmt. Die entscheidenden Einflussgrößen bei Stumpfnähten sind demnach der Nahtöffnungswinkel, die Nahtdicke und die Lagenanzahl. Die Faktoren Werkstückdicke (5 mm), Nahtöffnungswinkel ( $70^{\circ}$ ) und Lagenanzahl (2) waren im Rahmen der durchgeführten Versuche konstant. Daher wurden aus den gefertigten Schweißverbindungen Querschliffe entnommen, um die Ausbildung der Nahtgeometrie, insbesondere der Nahtdicke, in Abhängigkeit vom eingesetzten MSG-Prozess zu bewerten. Im Schliffbild (Bild 50) wurden die Nahtdicke und -breite sowie die Nahtfläche bestimmt. Eine Korrelation mit den ermittelten Verzugswerten ergab sich in Bezug auf die Dicke der Schweißnähte. Der Einbrand in die artgleiche Badsicherung war bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse deutlich stärker ausgeprägt als bei der ILB-Naht. Beim ILB-Schweißen bildete sich dagegen eine etwas breitere Nahtgeometrie aus. Mögliche Ursachen für den geringen Einbrand in die Badsicherung könnten ungenügende Schweißparameter beim ILB-Wurzelschweißen oder eine unzureichende Fixierung der Badsicherung sein. Die mit dem Puls-Mix-Prozess gefertigte Schweißnaht wies somit im Rahmen der Versuche die höchste Nahtdicke und in Übereinstimmung mit der Literatur auch die größte Winkelschrumpfung auf.

Auf Basis dieser Ergebnisse wurde eine weitere Versuchsreihe in Form von einzelnen Auftragraupen durchgeführt. Die Auftragraupen wurden entlang einer zuvor eingebrachten Nut ( $2 \times 4$  mm) geschweißt, um so den Blechquerschnitt zu verringern und einen größeren Winkelverzug zu erhalten. Dennoch waren die aufgenommenen Verzugswerte dieser zwei-

ten Versuchsreihe (Tabelle 25) deutlich geringer als bei den zweilagigen Stumpfnahverbindungen. Auch die Auftragraupen zeigten aber eine höhere Winkelschrumpfung bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse als beim konventionellen ILB-Schweißen. Dies galt wiederum sowohl für den CMT- als auch den Puls-Mix-Prozess, obwohl die berechneten effektiven Streckenenergien (3,8 bzw. 4,4 kJ/cm) jeweils geringer waren als beim Schweißen der ILB-Auftragraupe (6,7 kJ/cm).

Tabelle 25: Ergebnisse der Verzugsmessungen

MSG-Prozess	Lage	$v_s$ [cm/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]	Nahtbreite [mm]	Nahtdicke [mm]	Nahtfläche [mm <sup>2</sup> ]	Verzug [mm]	Schrumpfungswinkel $\alpha$ [°]
Schweißnaht an 5 mm Blechen (2 lagig, 70 °)									
CMT	1	50	10,6	6,1	5,3	7,2	39,0	18,0	10,4
	2	50	10,1	6,2					
Puls-Mix	1	50	10,6	6,7	6,2	8,2	45,4	20,3	11,7
	2	50	11,0	6,9					
ILB	1	40	8,4	8,8	6,0	6,6	40,5	14,8	8,5
	2	40	8,6	7,8					
Auftragraupe auf 5 mm Blech mit Nut (2 x 4 mm)**									
CMT		70	10,5	3,8	4,3	3,2	12,6	2,9	1,8
Puls-Mix		70	10,4	4,4	4,8	3,5	14,8	3,0	1,9
ILB		50	8,5	6,7	5,9	3,3	17,8	1,6	1,0

\*Messwerterfassung (Mittelwerte aus beiden Schweißlagen)

\*\*Mittelwerte aus jeweils 2 Messungen

Der höhere Wärmeeintrag beim ILB-Schweißen wurde erneut anhand von zusätzlichen Thermoelementmessungen deutlich. In Bild 50, rechts sind die ermittelten Temperaturprofile bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse gegenübergestellt. Beim ILB-Schweißen bildete sich beidseitig neben der Auftragraupe ein breiteres Temperaturfeld aus als beim modifizierten KLB-Schweißen. Gründe für den dennoch höheren Winkelverzug bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse wurden wiederum in der sich im Querschleif ausbildenden Geometrie der Einzelraupen gesucht. Die Dicke der Auftragraupen korrelierte in diesem Fall nicht mit den gemessenen Verzugswerten. Möglicherweise spielt in diesem Fall eher das Verhältnis von Raupenbreite zu -höhe eine Rolle für die Größe der sich ausbildenden Winkelschrumpfung.

Da es sich bei den Versuchen um Tastversuche handelte, konnten die Gründe für den höheren Winkelverzug trotz geringerer eingebrachter Streckenenergie bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse im Vergleich zum konventionellen ILB-Prozess nicht abschließend geklärt werden. Hier besteht noch Forschungsbedarf, der sich auch auf das Ausbilden der Längs- und Querverformung konzentrieren sollte.

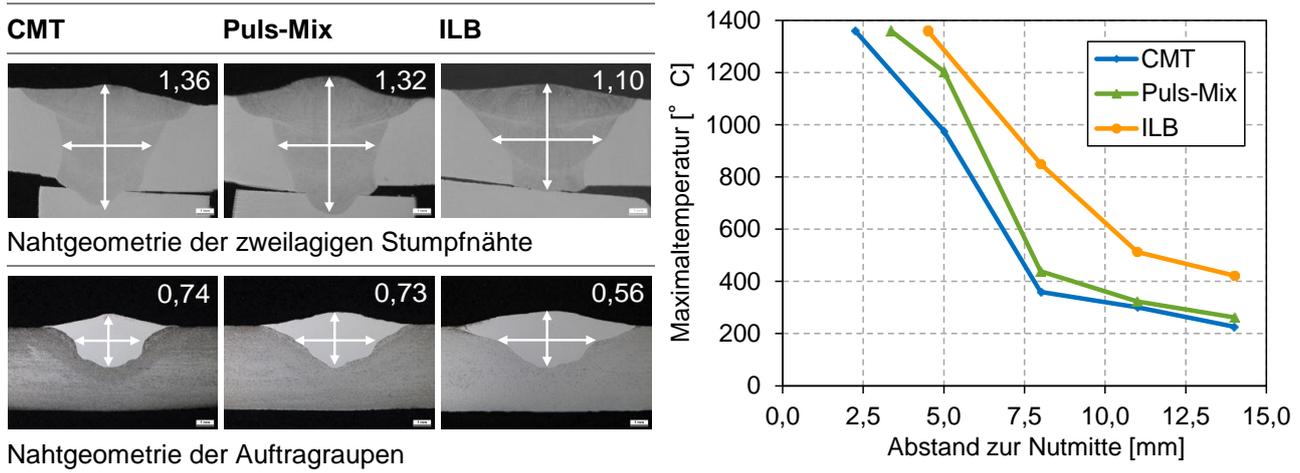


Bild 50: Nahtgeometrie (Höhe-/Breiten-Verhältnis) der Schweißnähte und Auftragrauben bei den Verzugsmessungen (links) und Temperaturprofil bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse beim Schweißen der Auftragrauben (rechts)

## 6.6 Bestimmung der mechanisch-technologischen Güterwerte und des Korrosionsverhaltens der Schweißverbindungen

### 6.6.1 Versuchsplan und -durchführung

An den im Rahmen des AP 5 gefertigten MSG-Verbindungsschweißungen wurden neben den bereits beschriebenen lichtmikroskopischen Untersuchungen verschiedene, für eine Zulassungsprüfung übliche, mechanisch-technologische Prüfungen sowie Korrosionsuntersuchungen vorgenommen. Ziel der Untersuchungen war wiederum die Prüfung und Bewertung der Auswirkungen reduzierter Energieeinträge beim Schweißen auf die Verbindungsgüte der mit den modifizierten Kurzlichtbogenprozessen gefertigten MSG-Schweißnähte an den unterschiedlichen Versuchswerkstoffen. Der Umfang der durchgeführten Prüfungen ist in Tabelle 26 aufgeführt. Die Probenentnahme erfolgte wie in Bild 51 dargestellt.

Tabelle 26: Übersicht über den Umfang der durchgeführten mechanisch-technologischen Prüfung und der Korrosionsprüfung der MSG-Schweißverbindungen an unterschiedlichen Blechdicken

Grundwerkstoff	Zusatzwerkstoff	Ø [mm]	Blechabmessungen [mm] (L x B x H)					
			250 x 150 x 5			250 x 150 x 16		
			CMT	Puls-Mix	ILB	CMT	Puls-Mix	ILB
alloy 600H	S Ni 6082	1,0	■	■	■	■	■	■
alloy 625	S Ni 6625	1,0	■	■	■	■	■	■
alloy 59	S Ni 6059	1,0	■	■	■	■	■	■
alloy 617*	S Ni 6617 (V1)	1,0	■	■	■	■	■	■
	S Ni 6617 (V2)	1,0	■	■	■	■	■	■
	S Ni 6617 (V3)	1,2	■	■	■	■	■	■
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb	1,0	■	■	■	■	■	■

\*Die Ni-Basislegierung alloy 617 wurde nur in einer Blechdicke von 12 mm verschweißt.

- Korrosionsprüfung (IK-Beständigkeit gemäß ASTM G28, A)
- mechanisch-technologische Prüfung (Zug-/Biege- und Kerbschlagbiegeversuch)

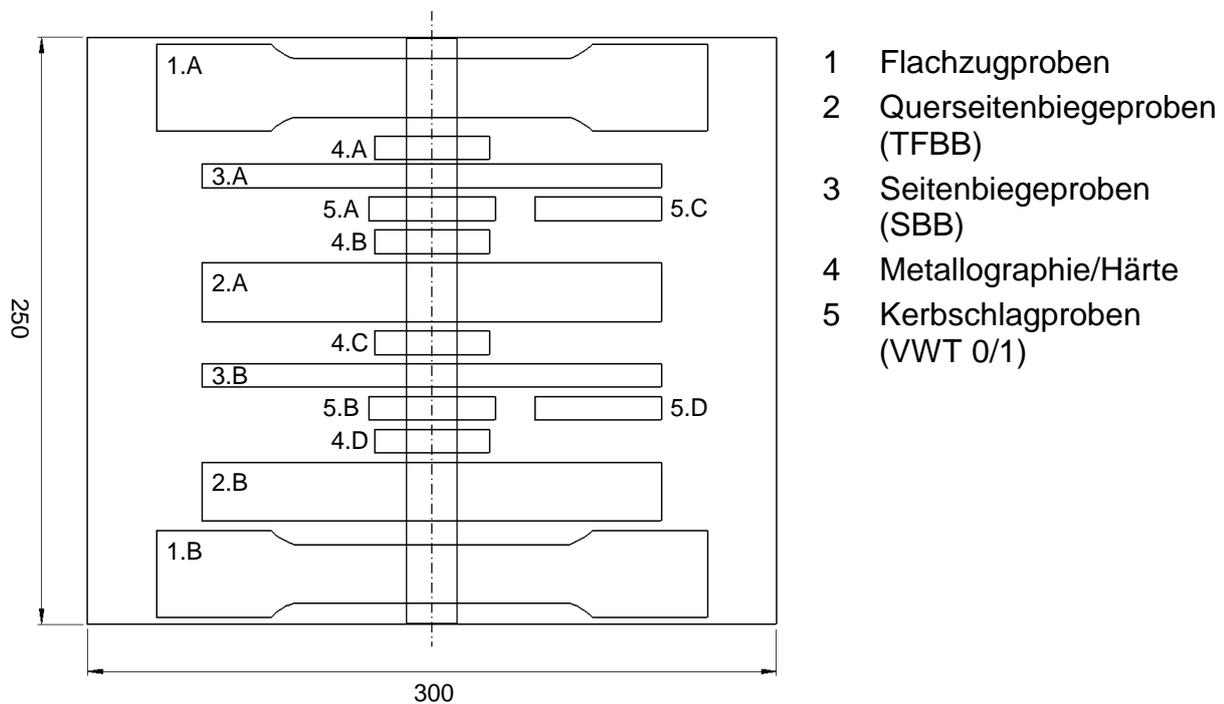


Bild 51: Probenentnahme aus den MSG-Schweißverbindungen an den 16 mm dicken Blechen

## 6.6.2 Prüfung der MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm)

### 6.6.2.1 Querzugprüfung

Aus jeder MSG-Schweißverbindung wurden quer zur Schweißnaht zwei Flachzugproben entsprechend den Angaben der DIN EN ISO 4136 [4] entnommen (Tabelle 27). Bei der Probenentnahme erfolgte zunächst das blechebene Abfräsen der Decklagenseite. Anschließend wurde die Wurzellagenseite auf das Endmaß von 12 mm Probendicke abgearbeitet. Ein Einfluss der manuell ausgeführten WIG-Wurzelschweißung auf die Prüfergebnisse wurde somit ausgeschlossen. Nur bei den Schweißnähten an der Legierung alloy 617 wurde die WIG-Wurzellage aufgrund der verschweißten Blechdicke von 12 mm mitgeprüft. Im Zugversuch wurden die Zugfestigkeit  $R_m$ , die 0,1 %-Dehngrenze  $R_{p0,1}$  und die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie die Bruchdehnung  $A$  bestimmt.

Tabelle 27: Abmessungen der Flachzugproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 4136 [4]

Gesamtlänge	Kopfbreite	Probendicke	Breite der parallelen Länge	Parallele Länge	Radius der Hohlkehle
180 mm	37 mm	12 mm	25 mm	120 mm	25 mm

Die Ergebnisse der Zugversuche (Anhang M) zeigen für alle Versuchswerkstoffe nur geringe Unterschiede in den Festigkeits- und Dehnungswerten der mit den verschiedenen MSG-Schweißprozessen gefertigten Verbindungsschweißungen. Im Diagramm (Bild 52) wird deutlich, dass auch bei einer Reduzierung der eingebrachten Streckenenergien durch Nutzung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik hohe Festigkeiten und Dehnungen erzielt werden. Neben der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{\text{eff}}$  [kJ/cm] sind auch die Versagensorte der einzelnen Flachzugproben im Diagramm aufgeführt. Hier verhielten sich alle geprüften MSG-Schweißverbindungen wie die durch die Werkstoffhersteller angegebenen Mindestzugfestigkeiten für die Grundwerkstoffe (Tabelle 3) und die reinen Schweißgüter der Massivdrahtelektroden (Tabelle 4) vermuten ließen. Ein Versagen der Schweißnähte an alloy 600H trat durchgängig im Grundwerkstoff auf, da die im Prüfzeugnis angegebenen Festigkeitswerte des Schweißzusatzes S Ni 6082 deutlich über denen des Grundwerkstoffes liegen. Alle geprüften Schweißnähte an alloy 625 versagten dagegen, wie erwartet, im Schweißgut, das laut Herstellerangaben geringere Festigkeiten aufweist als der weichgeglühte Grundwerkstoff. Bei den Schweißverbindungen an den Ni-Basislegierungen alloy 59 und alloy 617 traten zum Teil unterschiedliche Versagensorte bei beiden, aus einer Schweißnaht entnommenen Flachzugproben auf. Dies wird darauf zurückgeführt, dass die für die Verbindungsschweißungen verwendeten artgleichen Massivdrahtelektroden vergleichbare Festigkeitswerte aufweisen wie die lönungsgeglühten Grundwerkstoffe. Ein Einfluss des eingesetzten MSG-Schweißprozesses in Form eines frühzeitigen Versagens einzelner Proben im Schweißgut, beispielsweise aufgrund von Nahtunregelmäßigkeiten, konnte auch nach Auswertung der Bruchflächen nicht festgestellt werden.

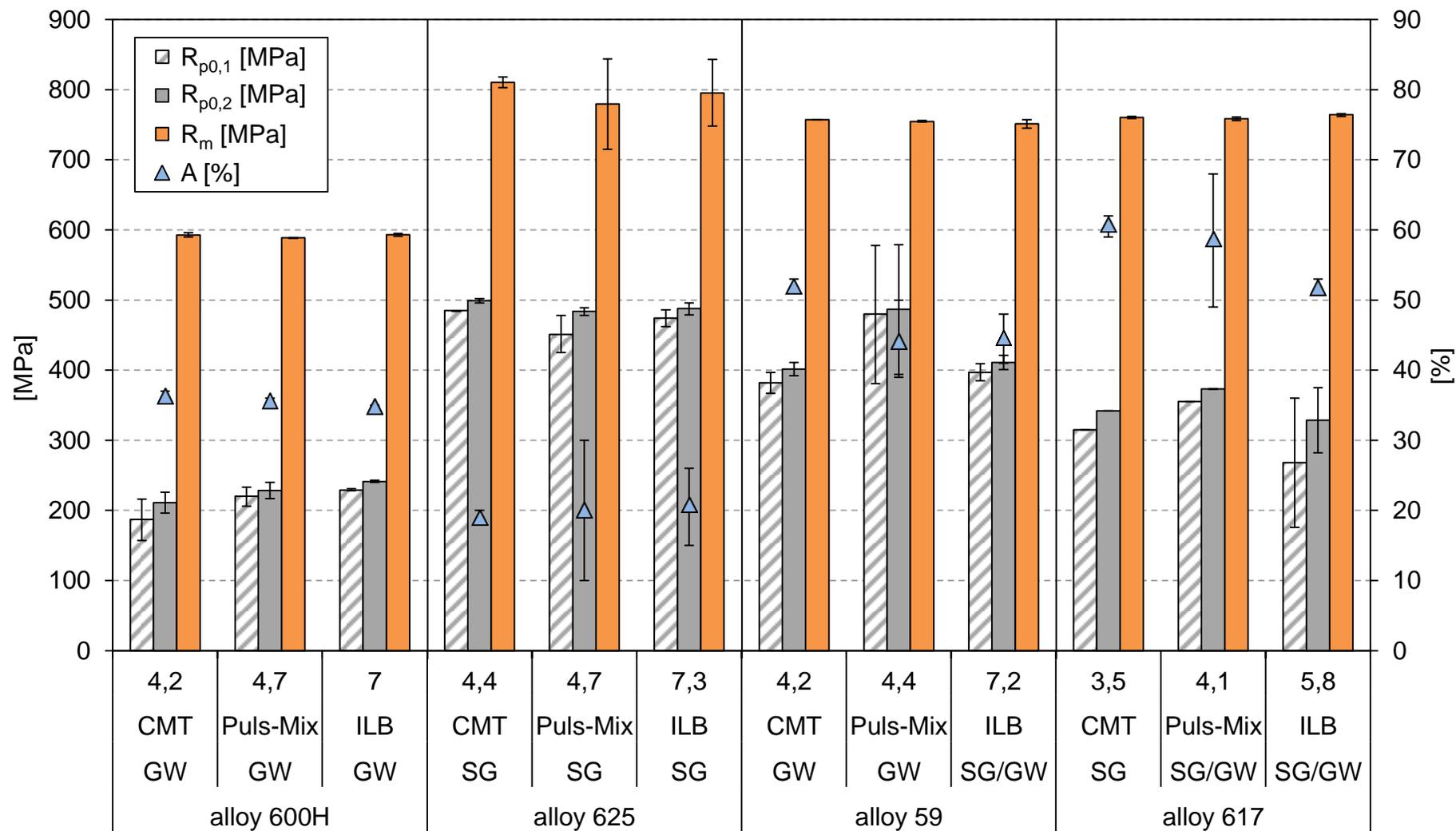


Bild 52: Ergebnisse der Querzugversuche an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{eff}$  [kJ/cm] und dem Versagensort der beiden, je Schweißnaht entnommenen Flachzugproben

### 6.6.2 Quer- und Seitenbiegeprüfung

Der Verformbarkeitsnachweis der Schweißverbindungen erfolgte mittels Quer- und Seitenbiegeproben nach DIN EN ISO 5173 [5]. Mit dem Seitenbiegeversuch lassen sich insbesondere auftretende Flanken- und Lagenbindefehler sicher nachweisen. Aus den MSG-Verbindungsschweißungen wurden aufgrund des begrenzten Probenmaterials jeweils zwei Seitenbiegeproben quer zur Schweißnaht (SBB) sowie mindestens eine oberseitige Querbiegeprobe (TFBB) mit den in Tabelle 28 angegebenen Endabmessungen entnommen. Bei den Seitenbiegeproben wurde die Nahtoberfläche zunächst plan gefräst. Anschließend wurde die Wurzellagenseite auf das Endmaß abgearbeitet. Ein Einfluss der manuell ausgeführten WIG-Wurzelschweißung auf das Prüfergebnis wurde somit ausgeschlossen. Bei der Probenfertigung der Querbiegeproben erfolgte lediglich das blechebene Abarbeiten der Deck- und Wurzellagenseite. Eine Entfernung der WIG-Wurzellage wurde nicht als notwendig angesehen, da diese keinen Einfluss auf das Ergebnis der oberseitigen Querbiegeprüfung haben sollte.

Tabelle 28: Abmessungen der Quer- und Seitenbiegeproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 5173 [5]

Probenart	Probendicke	Probenbreite	Rundungsradius	Probenlänge
TFBB	16 mm*	25 mm	1 mm	200 mm
SBB	10 mm	10 mm	1 mm	200 mm

\*Die Probendicke bei den Querbiegeproben der Schweißnähte an alloy 617 betrug aufgrund der verschweißten Blechdicke nur 12 mm.

Die Quer- und Seitenbiegeprüfung wurde unter den nachfolgend in Tabelle 29 aufgeführten Prüfbedingungen durchgeführt.

Tabelle 29: Prüfbedingungen der Quer- und Seitenbiegeprüfung an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) nach DIN EN ISO 5173 [5]

Art der Prüfung	Biegedorn-durchmesser	Stützrollen-durchgang	Biegewinkel	Biegeverhältnis
TFBB	50 mm	62 mm	180°	3,1*
SBB	30 mm	98 mm	180°	3,0

\*Das Biegeverhältnis bei den Querbiegeproben der Schweißnähte an alloy 617 betrug 4,1.

Alle Seitenbiegeproben erreichten unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie einen Biegewinkel von 180° ohne Anriss. Erst bei der Betrachtung der Proben bei 8facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop wurden an zwei Proben Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche festgestellt. Eine Probe aus der Puls-Mix-Schweißnaht an alloy 59 wies einen Anriss (0,25 mm) im oberen Schweißnahtbereich auf (Bild 53). Ein weiterer Anriss von 0,4 mm Länge wurde bei einer Seitenbiegeprobe der ILB-Schweißnaht an alloy 625 festgestellt. Hierbei könnte es sich aufgrund der Lage der Unregelmäßigkeit zwischen der ersten und zweiten Fülllage der Verbindungsschweißung um einen Lagenbindefehler handeln. Möglich wäre auch ein Zusammenhang mit dem Auftreten von Rissen in der ersten MSG-Fülllage, wie es anhand der aus der ILB-Naht entnommenen Querschliffe nachgewiesen werden konnte (Vgl. Abschnitt 6.5.2.3).

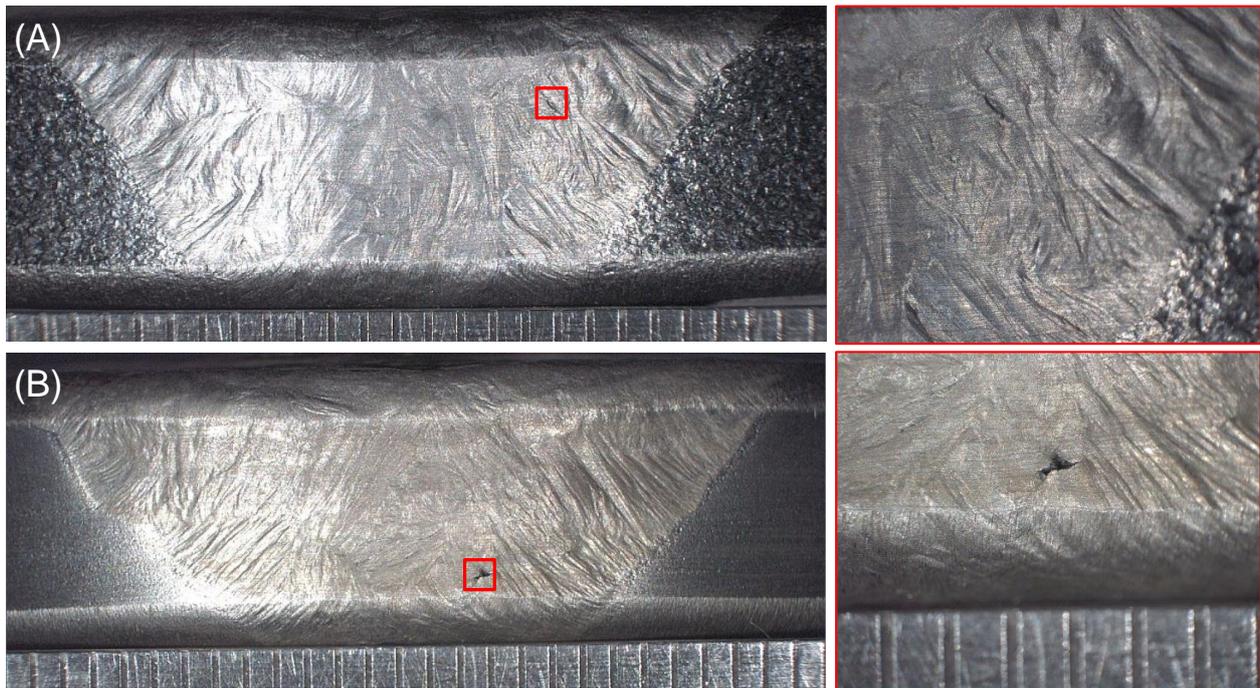


Bild 53: Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Seitenbiegeproben (SBB) aus der MSG-Puls-Mix-Schweißnaht an alloy 59 (A) und der MSG-ILB-Schweißnaht an alloy 625 (B)

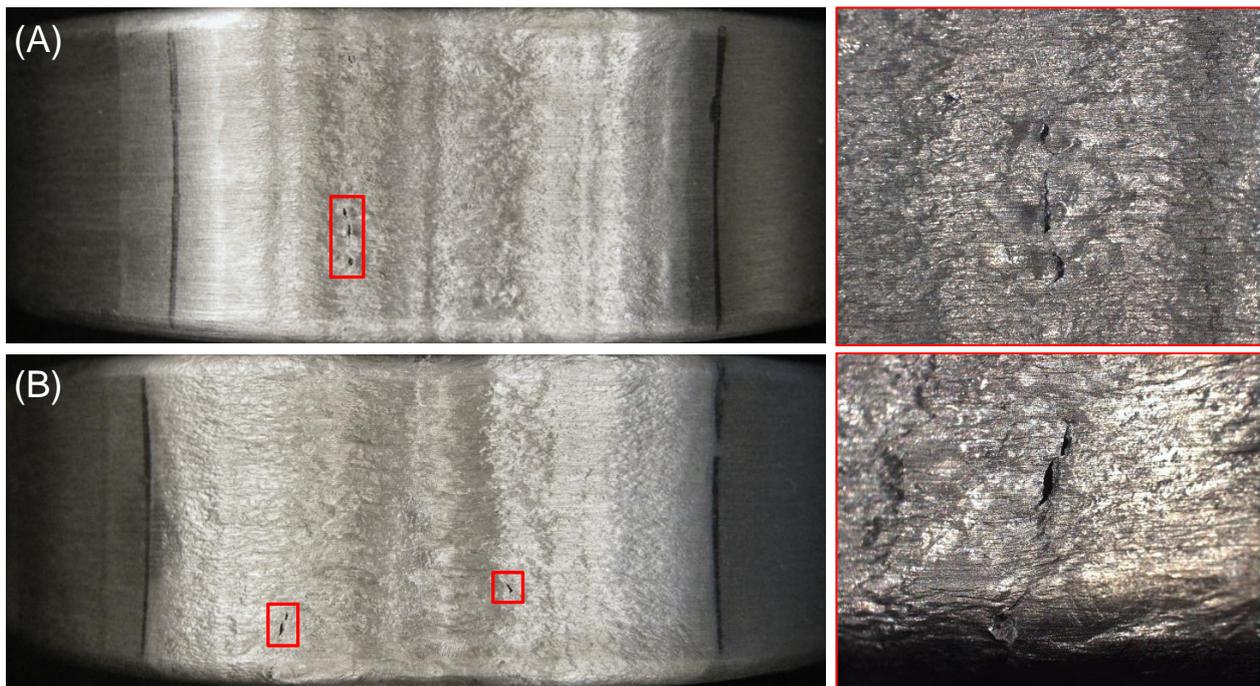


Bild 54: Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Querbiegeproben (TFBB) aus der MSG-Puls-Mix- (A) und MSG-ILB-Schweißnaht (B) an alloy 625

Bei der Querbiegeprüfung zeigte sich, dass alle Schweißnähte der Versuchswerkstoffe alloy 600H, alloy 59 und alloy 617 unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess einen Biegewinkel von  $180^\circ$  ohne Anriss erreichten. Die geprüften Querbiegeproben der Puls-Mix- und der ILB-Schweißnaht an alloy 625 wiesen bei Erreichen des maximalen Biegewinkels ( $180^\circ$ ) dagegen Anrisse im Schweißgut auf (Bild 54), die bereits bei der

Sichtprüfung festzustellen waren. Auch hier könnte zu der im oberen Nahtbereich auftretenden Mikrorissbildung, die im Querschliff der Puls-Mix-Schweißnaht nachgewiesen werden konnte (Vgl. Abschnitt 6.5.2.3), ein Zusammenhang bestehen. Die Querbiegeprobe der CMT-Schweißnaht an alloy 625 wies auch bei der Auswertung mittels Stereomikroskop (8fach) keine Risse auf.

### 6.6.2.3 Kerbschlagbiegeprüfung

Für die Ermittlung der verbrauchten Schlagenergie  $KV_2$  durch den Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1 [6] wurden aus jeder MSG-Schweißnaht zwei Proben entnommen. Entsprechend der DIN EN ISO 9016 [46] wurden die Kerbschlagbiegeversuche an Proben der Art VWT 0/1 mit den in Tabelle 30 aufgeführten Abmessungen durchgeführt.

Tabelle 30: Abmessungen der Kerbschlagproben aus den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm) entsprechend DIN EN ISO 148-1 [6]

Probenlänge	Probenhöhe	Probenbreite	Kerbwinkel	Höhe im Kerbgrund	Kerbradius
55 mm	10 mm	10 mm	45°	8 mm	0,25 mm

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in Bild 55 und Anhang P dargestellt.

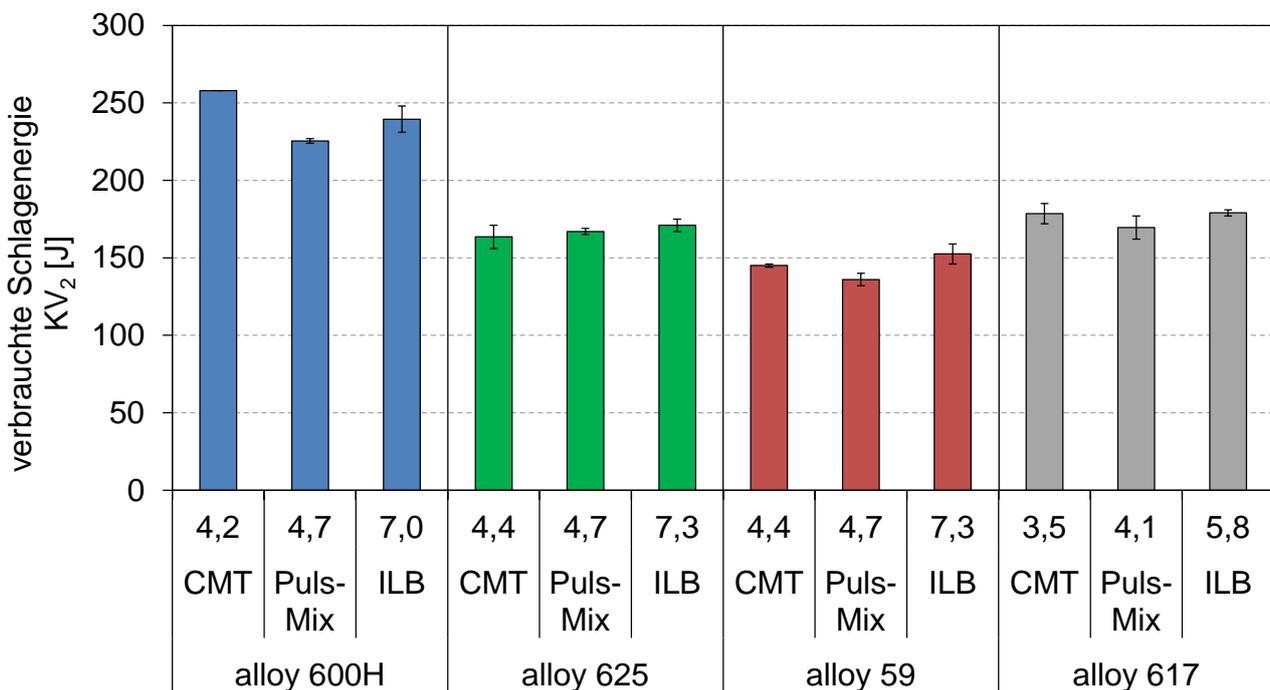


Bild 55: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an den MSG-Schweißverbindungen an 16 mm dicken Ni-Basisblechen mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{eff}$  [kJ/cm]

Die ermittelten verbrauchten Schlagenergien weisen für alle verschweißten Ni-Basislegierungen innerhalb einer Schweißnaht einen nur geringen Schwankungsbereich auf. Eine signifikante Abhängigkeit der ermittelten Werte vom eingesetzten MSG-Schweißprozess bzw. der eingebrachten Streckenenergie ist bei keinem der Versuchswerkstoffe

zu erkennen. Die vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderten Mindestwerte von 60 J (S Ni 6625 und S Ni 6059), 90 J (S Ni 6082) und 100 J (S Ni 6617) werden durchgängig erreicht und zum Teil weit übertroffen.

### 6.6.3 Prüfung der MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm)

#### 6.6.3.1 Querzugprüfung

Aus den MSG-Schweißverbindungen an alloy 600H und alloy 800H wurden quer zur Schweißnaht jeweils zwei Flachzugproben mit den in Tabelle 31 aufgeführten Abmessungen nach DIN EN ISO 4136 [4] entnommen. Sowohl die Decklagen- als auch die Wurzel-lagenseite der Proben wurden blecheben abgearbeitet. Im Zugversuch wurden die Zugfestigkeit  $R_m$ , die 0,1 %-Dehngrenze  $R_{p0,1}$  und die 0,2 %-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie die Bruchdehnung  $A$  bestimmt. Die MSG-Verbindungsschweißungen an den 5 mm dicken Blechen von alloy 625 und alloy 59 konnten aufgrund des begrenzten Probenmaterials und der an diesen Schweißnähten durchzuführenden Korrosionsuntersuchungen (Vgl. Abschnitt 6.6.4) nicht im Zugversuch geprüft werden.

Tabelle 31: Abmessungen der Flachzugproben aus den MSG- Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) entsprechend DIN EN ISO 4136 [4]

Gesamt-länge	Kopfbreite	Probendicke	Breite der parallelen Länge	Parallele Länge	Radius der Hohlkehle
180 mm	37 mm	5 mm	25 mm	120 mm	25 mm

Die Ergebnisse der Zugversuche (Anhang Q) zeigen auch für die MSG-Schweißverbindungen an den 5 mm dicken Grundwerkstoffen keine signifikante Abhängigkeit der erzielten Festigkeits- und Dehnungswerte vom eingesetzten MSG-Schweißprozess bzw. der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergie. Die Streuung der wiederum jeweils an zwei Zugproben ermittelten Werte ist für beide geprüften Versuchswerkstoffe gering. Eine Ausnahme bildet die mit hohen Streckenenergien (13,7 kJ/cm) geschweißte ILB-Schweißnaht an der Fe-Basislegierung alloy 800H. Eine der beiden Flachzugproben versagte wider Erwarten in der Schweißnaht, obwohl das reine Schweißgut der eingesetzten Massivdrahtelektrode GZ 21 33 Mn Nb ( $\approx 1.4850$ ) laut Herstellerangaben (Tabelle 4) deutlich höhere Festigkeiten aufweist als der Grundwerkstoff alloy 800H. Ausgangspunkt des Versagens war die Schmelzlinie der ebenfalls mit dem MSG-ILB-Prozess ausgeführten Wurzellage (Bild 57). Auch die im Grundwerkstoff gebrochene Probe aus dieser Schweißnaht weist an eben dieser Stelle Anrisse entlang der Schmelzlinie auf.

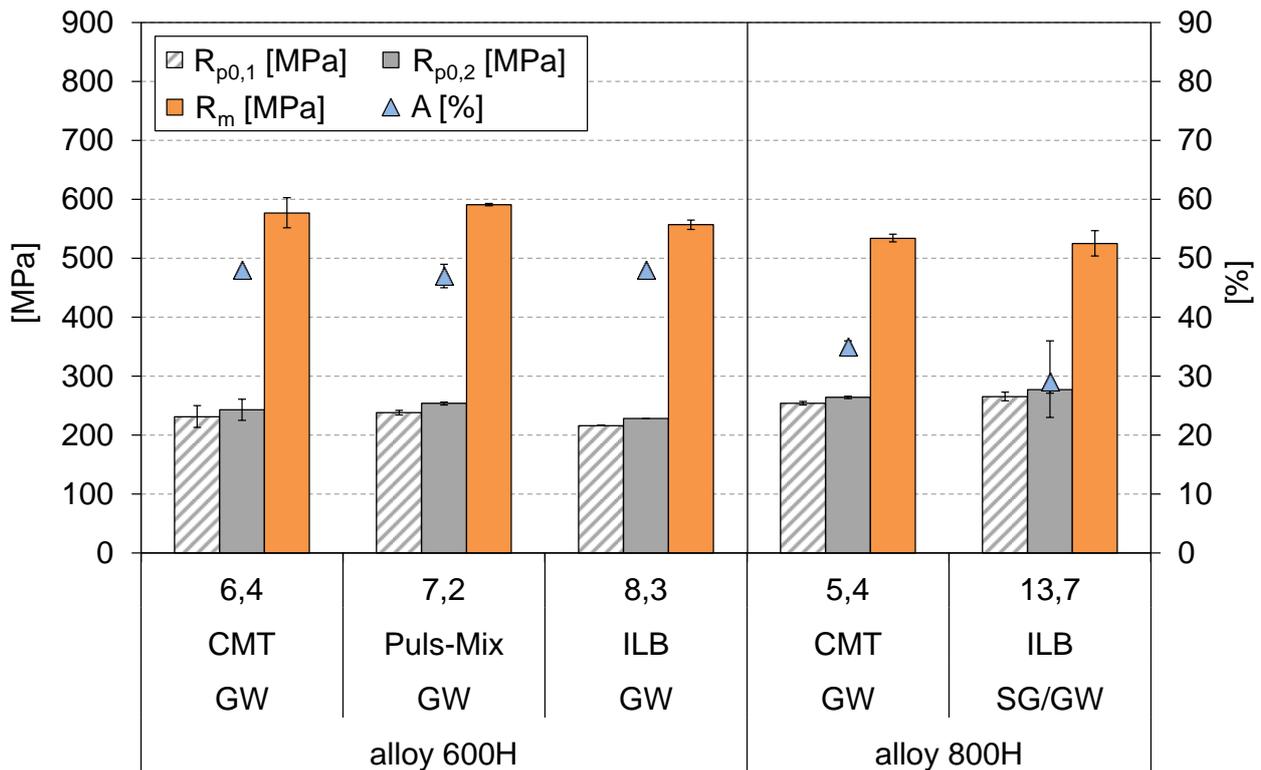


Bild 56: Ergebnisse der Querkzugversuche an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) mit Angabe der beim Schweißen eingebrachten effektiven Streckenenergie  $E_{eff}$  [kJ/cm] und dem Versagensort der beiden, je Schweißnaht entnommenen Flachzugproben

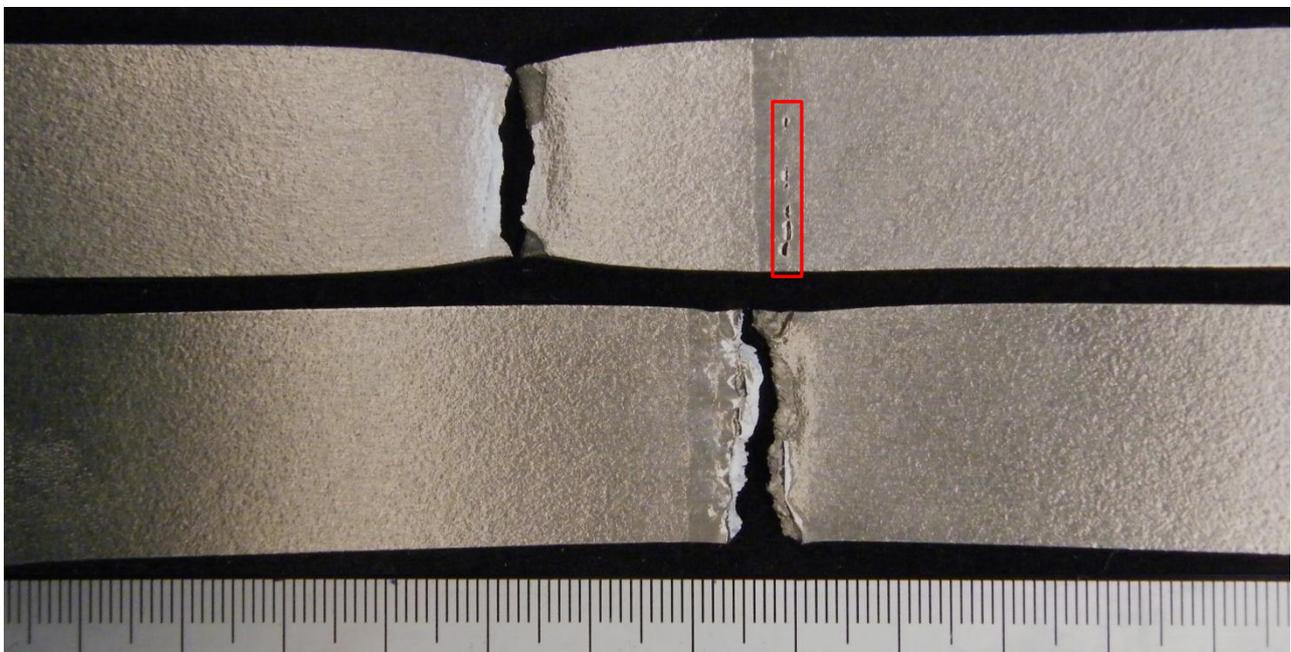


Bild 57: Versagen der Flachzugproben aus der MSG-ILB-Schweißnaht an der Fe-Basislegierung alloy 800H: im Grundwerkstoff mit Anrissen entlang der Schmelzlinie (oben) und im Schweißgut entlang der Schmelzlinie (unten)

### 6.6.3.2 Quer- und Seitenbiegeprüfung

Aus allen gefertigten MSG-Schweißverbindungen an den 5 mm dicken Grundwerkstoffblechen wurden jeweils zwei oberseitige Querbiegeproben (TFBB) mit den in Tabelle 32 angegebenen Abmessungen entnommen. Eine Seitenbiegeprüfung (SBB) erfolgte dagegen nur an den Schweißnähten der Legierungen alloy 625 und alloy 59. Die Decklagen- und Wurzellagenseite wurde bei allen Proben blecheben abgearbeitet.

Tabelle 32: Abmessungen der Quer- und Seitenbiegeproben aus den MSG- Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) entsprechend DIN EN ISO 5173 [5]

Probenart	Probendicke	Probenbreite	Rundungsradius	Probenlänge
TFBB	5 mm*	20 mm	1 mm	200 mm
SBB	10 mm	5 mm	1 mm	200 mm

Die Quer- und Seitenbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173 [5] wurde unter den nachfolgend in Tabelle 33 aufgeführten Prüfbedingungen durchgeführt.

Tabelle 33: Prüfbedingungen der Quer- und Seitenbiegeprüfung an den MSG- Schweißverbindungen (Blechdicke 5 mm) nach DIN EN ISO 5173 [5]

Art der Prüfung	Biegedorn-durchmesser	Stützrollen-durchgang	Biegewinkel	Biegeverhältnis
TFBB	20 mm	48 mm	180°	4,0
SBB	30 mm	56 mm	180°	3,0

Alle Seitenbiegeproben erreichten unabhängig vom eingesetzten MSG-Schweißprozess einen Biegewinkel von 180° ohne Anriss. Ein Einfluss des reduzierten Wärmeeintrages beim Schweißen war anhand der Ergebnisse somit nicht festzustellen.

Auch bei der Querbiegeprüfung wiesen alle geprüften MSG-Schweißnähte der Legierungen alloy 625, alloy 59 und auch alloy 800H keine Anrisse bis zu einem Biegewinkel von 180° auf. Risse traten dagegen an den Querbiegeproben der MSG-Puls-Mix- und der MSG-ILB-Schweißnaht an der Ni-Basislegierung alloy 600H auf (Bild 58). Diese Anrisse wurden erst bei einem maximalen Biegewinkel von 180° und zum Teil nur unter dem Stereomikroskop (8fache Vergrößerung) sichtbar. Die Risse traten durchgängig beidseitig entlang der Schmelzlinie des Puls-Mix- und ILB-Schweißgutes auf. Die beiden Querbiegeproben aus der MSG-CMT-Schweißnaht an alloy 600H blieben dagegen bis zu einem Biegewinkel von 180° rissfrei.

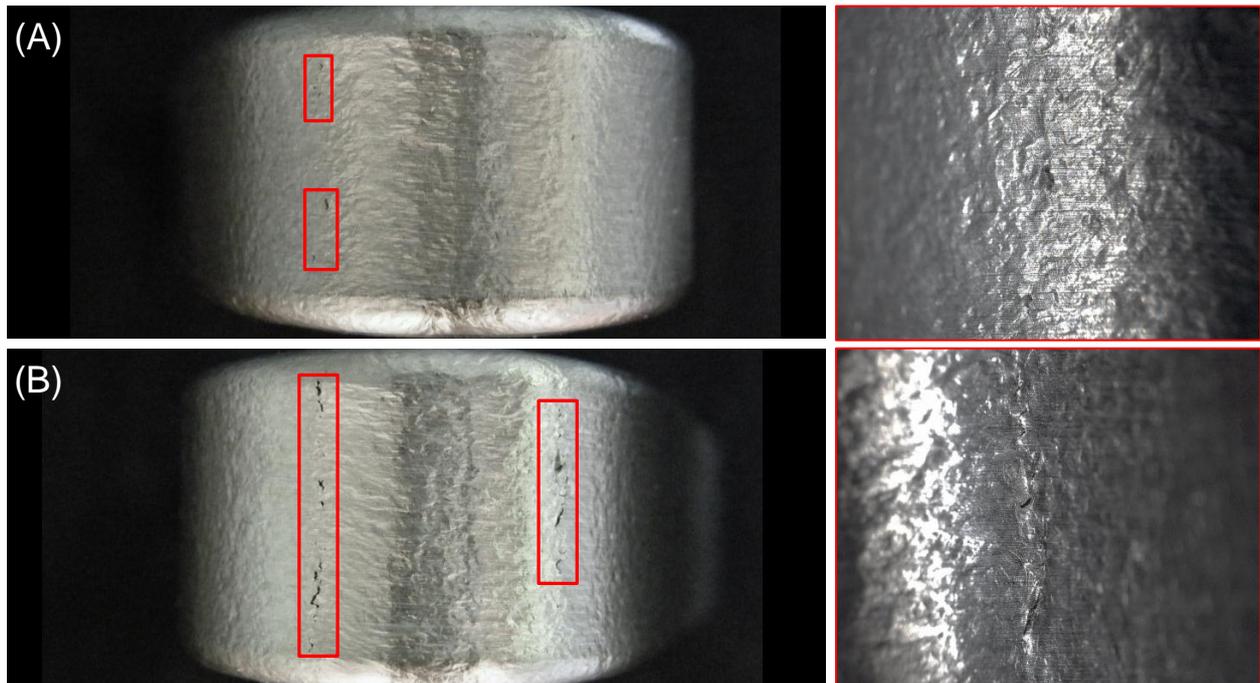
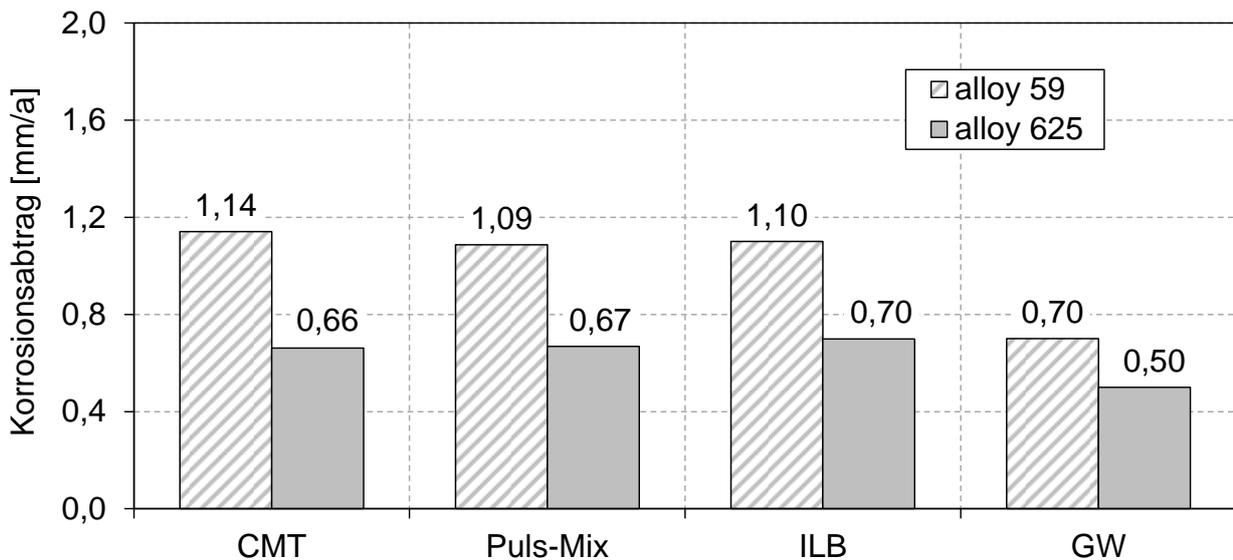


Bild 58: Stereomikroskopische Aufnahmen der Unregelmäßigkeiten auf der Oberfläche der Querbiegeproben (TFBB) aus der MSG-Puls-Mix- (A) und MSG-ILB-Schweißnaht (B) an alloy 600H

#### 6.6.4 Korrosionsprüfung

Die Prüfung von MSG-Verbindungsschweißungen an den Ni-Basislegierungen alloy 59 und alloy 625 auf Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion (IK) erfolgte an 5 mm dicken Blechen, die im Rahmen des AP 5 mit der modifizierten Kurzlichtbogentechnik (CMT und Puls-Mix-Prozess) sowie dem konventionellen Impulslichtbogen geschweißt worden waren. Die Schweißparameter finden sich in Anhang D. Aus jeder Schweißverbindung wurde jeweils eine Probe quer zur Schweißnaht entnommen, geschliffen, gebeizt und passiviert. Als Referenz dienten zusätzlich Werte, die an reinen Grundwerkstoffproben ermittelt wurden. Die Korrosionsprüfung auf IK-Beständigkeit wurde durch die Fa. ThyssenKrupp VDM GmbH vorgenommen und erfolgte gemäß ASTM G28, Methode A in 50 %iger Schwefelsäure ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ) mit 42 g/l Eisen(III)-Sulfatzusatz ( $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ ) über einen Zeitraum von 24 (alloy 59) bzw. 120 h (alloy 625). Für die Auswertung wurde an den Prüflingen die Massenverlustrate als Korrosionsabtrag in [mm/a] ermittelt.

Der Darstellung der Ergebnisse in Bild 59 kann entnommen werden, dass für beide Ni-Basislegierungen die jeweils geprüften Schweißverbindungen unabhängig vom eingesetzten MSG-Prozess bzw. der eingebrachten Streckenenergie eine vergleichbare Korrosionsbeständigkeit aufwiesen. Die ermittelten Korrosionsraten liegen über den Werten der ungeschweißten Knetwerkstoffe, bestehen jedoch die durch die Fa. ThyssenKrupp VDM intern geforderten Qualitätsanforderungen. Ein Einfluss durch die bei Nutzung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik geringeren Streckenenergien auf die Abtragsrate war bei der Korrosionsprüfung nicht erkennbar.



Grundwerkstoff	Schweißzusatz	Lage	Streckenenergie $E_{eff}^*$ [kJ/cm]		
			CMT	Puls-Mix	ILB
alloy 59	S Ni 6059 (Ø 1,0 mm)	1	5,4	6,5	7,4
		2	6,6	7,3	9,6
alloy 625	S Ni 6625 (Ø 1,0 mm)	1	4,7	7,2	7,3
		2	6,1	7,5	9,0

\*Messwerterfassung

Bild 59: Ergebnisse der Prüfung der Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion gemäß ASTM G28 A an zweilagigen MSG-Schweißnähten der Ni-Basislegierungen alloy 59 und alloy 625

## 6.7 Aufmischungsverhältnisse und Heißrissneigung beim Verbindungsschweißen plattierter Bleche

### 6.7.1 Versuchsplan und -durchführung

Aufbauend auf den Erkenntnissen der vorhergehenden Arbeitspunkte wurden im Rahmen des AP 7 Schweißnähte an plattierten Blechen unter Einsatz der modifizierten Kurzlichtbogentechnik und des ILB-Schweißens (Referenzprozess) angefertigt und geprüft. Das Hauptproblem beim Schweißen plattierter Werkstoffe besteht generell darin, die Aufmischung mit dem Trägerwerkstoff zu minimieren. Ziel ist es, dass die Oberflächengüte der Decklage der Schweißnaht auf der Plattierungsseite eine dem Auflagewerkstoff gleichwertige Korrosionsbeständigkeit aufweist. Bedingt durch den bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse zu erzielenden geringen Einbrand und die damit verbundene geringe Aufmischung wurde erwartet, dass sich Vorteile gegenüber der konventionellen Impulslichtbogentechnologie ergeben. Aufgrund des nur begrenzt zur Verfügung stehenden Versuchsmaterials handelte es sich jedoch um Stichversuche, die ohne eine umfangreiche Parameteroptimierung das grundsätzliche Anwendungspotential der modifizierten KLB-Prozesse für das Verbindungsschweißen plattierter Werkstoffe aufzeigen sollten.

Als Versuchsmaterial standen sprengplattierte Bleche bestehend aus einem unlegierten Trägerwerkstoff (P355NL2+H, s = 18 mm) und einem korrosionsbeständigen Auflage-

werkstoff (alloy 625,  $s = 5 \text{ mm}$ ) zur Verfügung. Für die Schweißversuche wurden Probebleche mit den Abmessungen  $250 \times 80 \times 23 \text{ mm}$  hergestellt.

Für das Verbindungsschweißen der sprengplattierten Bleche wurden auf der Stahlseite das konventionelle MSG-Schweißen im Kurz- bzw. Übergangslichtbogen und auf der Plattierungsseite der CMT-Prozess als Vertreter der modifizierten KLB-Prozesse bzw. das ILB-Schweißen als Referenzprozess eingesetzt. Alle Schweißungen erfolgten in PA-Position. Die Schweißnahtvorbereitung wurde entsprechend Bild 60 (links) und auf mechanischem Weg durchgeführt.

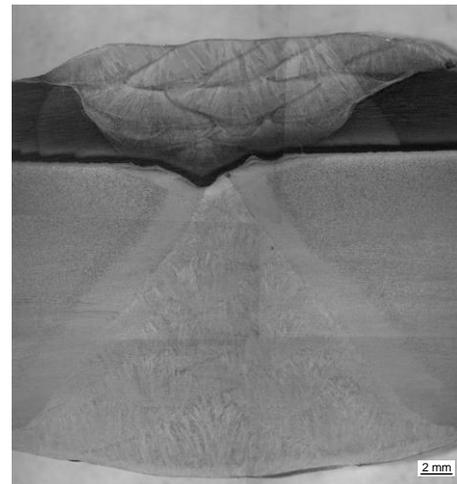
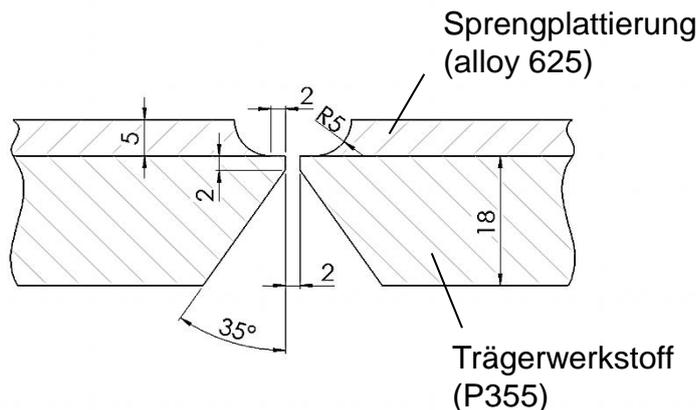


Bild 60: Nahtvorbereitung für das beidseitige Verbindungsschweißen der sprengplattierten Bleche (links) und Gesamtquerschnitt einer geschweißten Verbindung bei Einsatz des CMT-Prozesses auf der Plattierungsseite (rechts)

Zunächst wurde an allen vorbereiteten Blechen der Trägerwerkstoff vollmechanisiert im Kurz- bzw. Übergangslichtbogen geschweißt. Die Schweißparameter sind in Anhang T aufgeführt. Als Zusatzwerkstoff kam die niedrig legierte Massivdrahtelektrode G 3 Si 1 ( $\varnothing 1,2 \text{ mm}$ ) zum Einsatz. Als Schutzgas wurde ein Gasgemisch aus 18 %  $\text{CO}_2$  und 82 % Ar (M21) verwendet. Beim Schweißen der Wurzellage wurde darauf geachtet, dass die Plattierung an keiner Stelle angeschmolzen wurde.

Nach Fertigstellung der Verbindung des Trägerwerkstoffes wurde auf der gegenüberliegenden Seite die Wurzel mechanisch mit einer Breite von 5 mm und 2 mm tief ausgeschliffen. In die so entstandene Fuge wurden anschließend Puffer-, Füll- und Decklage auf der Plattierungsseite mit dem CMT- bzw. ILB-Prozess geschweißt. Die verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 34 aufgeführt. Bei beiden MSG-Prozessen wurden die Schweißparameter mit der Zielstellung gewählt, die Fe-Aufmischung aus dem Trägerwerkstoff zu minimieren und eine möglichst hohe Prozessstabilität und Oberflächengüte zu gewährleisten. In Tabelle 34 werden der unterschiedliche Lagenaufbau und die Streckenenergien bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse deutlich. Im CMT-Prozess wurde der Aufagewerkstoff mit einer zusätzlichen Fülllage geschweißt. Die effektiv eingebrachte Streckenenergie beim Schweißen war bei Einsatz des modifizierten KLB-Prozesses signifikant geringer als beim ILB-Schweißen (Tabelle 34). Unabhängig vom eingesetzten MSG-Prozess wurde der hoch Ni-legierten Schweißzusatz S Ni 6625 ( $\varnothing 1,0 \text{ mm}$ ) für das Schweißen der Plattierungsseite verwendet. Die Einzelraupen- bzw. Zwischenlagentemperaturen betragen max.  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ . Als Schutzgas kam das Gasgemisch 30 % He, 2 %  $\text{H}_2$ , 550 ppm  $\text{CO}_2$  und Rest Ar zum Einsatz.

Tabelle 34: MSG-Schweißparameter für das Schweißen der Plattierungsseite mit dem CMT-Prozess und dem ILB-Prozess

MSG-Prozess	Schweißlage	Kennlinie	$v_s$ [m/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]
<b>Plattierungsseite – Probe P1</b>							
CMT	Pufferlage	C1047	60	10,9	192,1	23,4	4,5
CMT	1. Fülllage	C1047	60	10,7	193,5	24,1	4,7
CMT	2. Fülllage	C1047	60	10,8	192,6	25,2	4,9
CMT	Decklage	C1047	55	8,3	158,0	21,0	3,6
<b>Plattierungsseite – Probe B2</b>							
ILB	Pufferlage	P0414	35	7,8	183,5	30,6	9,6
ILB	Fülllage	P0414	40	7,8	162,1	31,0	7,5
ILB	Decklage	P0414	40	7,8	154,9	31,4	7,3

\*Messwerterfassung

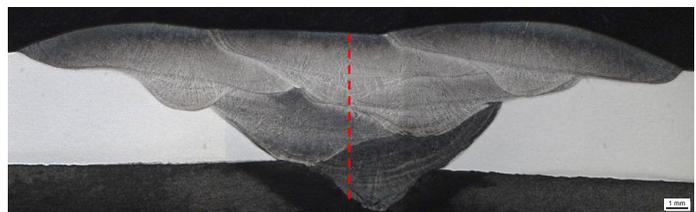
Aus den Schweißverbindungen wurden Querschliffe zur lichtmikroskopischen Beurteilung der Schweißnaht und für die Ermittlung des Fe-Gehaltes in der Decklage mittels Mikrosondenmessung entnommen. Außerdem erfolgte jeweils die Prüfung des Decklagenschweißgutes auf Lochkorrosionsbeständigkeit.

## 6.7.2 Mikrosondenmessungen

Die Makroaufnahmen der Plattierungsseite der hergestellten Verbindungsschweißungen zeigen für beide MSG-Schweißprozesse einen fehlerfreien Nahtaufbau (Bild 61). Das Schweißnahtgefüge und die Anbindung zum Trägerwerkstoff sind bindefehlerfrei. Der unterschiedliche Lagenaufbau beider Schweißnähte wird deutlich. Bei Einsatz des CMT-Prozesses bilden sich schmalere Einzelraupen mit geringerer Aufmischung aus. Es wurde eine zusätzliche Fülllage eingebracht und die Decklage aus fünf Einzelraupen gefertigt. Die leichte Nahtüberhöhung kann durch eine weitere Optimierung des Lagenaufbaus und der Schweißparameter reduziert werden. Die ILB-Schweißnaht wurde mit nur einer Fülllage ausgeführt und zeigt im Querschliff deutlich breitere und flachere Einzelraupen mit hohem Aufmischungsgrad.



Probe P1



Probe B2

Bild 61: Makroaufnahmen der mit dem CMT-Prozess (links) und ILB-Prozess (rechts) geschweißten Plattierungsseite aus alloy 625 und Ort der Mikrosondenmessung (Ätzmittel: ASTM 130)

Mit Hilfe von Mikrosondenmessungen wurde an beiden Querschliffen die Zusammensetzung der Schweißnaht an der Oberfläche und in größerer Tiefe ermittelt. Die Messungen erfolgten entlang der in Bild 61 skizzierten Linien in einem Abstand von ca. 0,5 mm. Die

Ergebnisse sind in Tabelle 35 und in Bild 62 für beide Schweißnähte vergleichend gegenübergestellt.

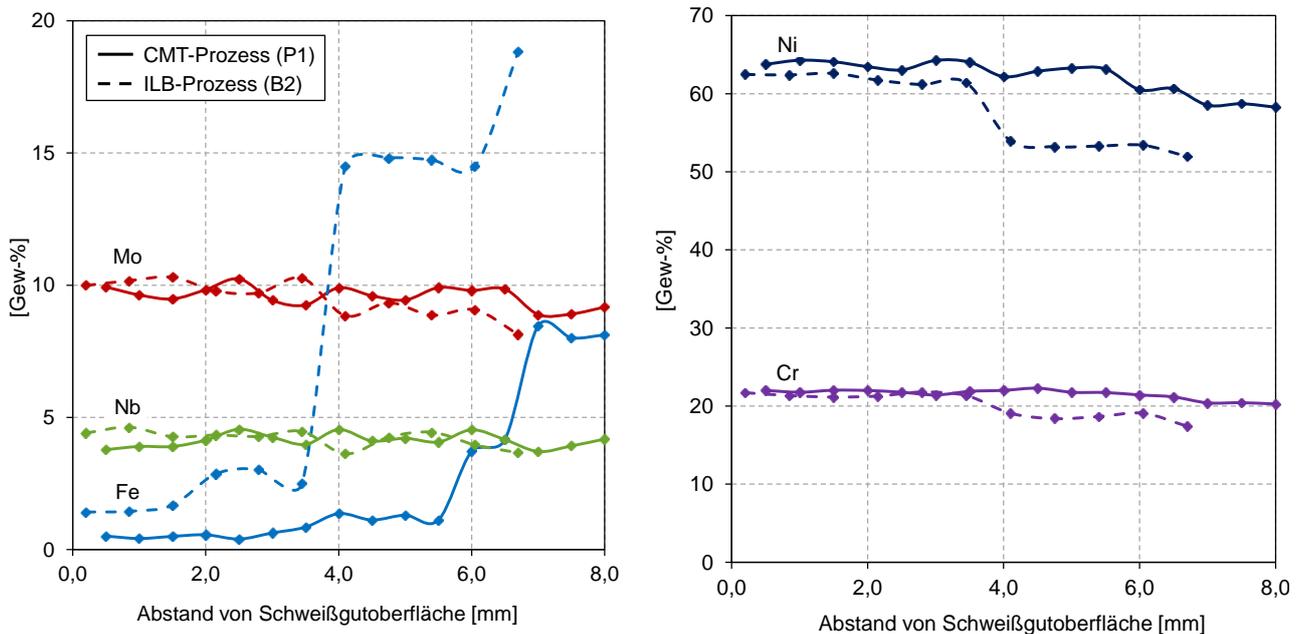


Bild 62: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Mikrosondenmessung an der Plattierungsseite der mit dem CMT- bzw. ILB-Prozess gefertigten Schweißnähte

Tabelle 35: Fe-Aufmischung und Ni-, Cr-, Mo- und Nb-Konzentration (Angaben in Gew.-%) innerhalb der CMT- und ILB-Schweißnaht an der Sprengplattierung aus alloy 625 (Mikrosondenmessungen)

		Fe	Mo	Nb	Cr	Ni
<b>Plattierungsseite - Probe P1</b>						
CMT	Pufferlage	8,0 - 8,5	8,9 - 9,2	3,7 - 4,2	20,3 - 20,4	58,3 - 58,7
CMT	1. Fülllage	1,1 - 4,2	9,8 - 9,9	4,1 - 4,5	21,2 - 21,7	60,5 - 63,2
CMT	2. Fülllage	0,6 - 1,4	9,3 - 9,9	4,0 - 4,5	21,4 - 22,3	62,2 - 64,3
CMT	Decklage	0,4 - 0,6	9,5 - 10,2	3,8 - 4,6	21,8 - 22,0	63,0 - 64,3
<b>Plattierungsseite - Probe B2</b>						
ILB	Pufferlage	14,5 - 18,8	8,1 - 9,1	3,7 - 4,4	17,4 - 19,1	52,0 - 53,4
ILB	Fülllage	14,5 - 14,8	8,8 - 9,3	3,6 - 4,3	18,4 - 19,1	53,2 - 54,0
ILB	Decklage	1,4 - 3,0	9,7 - 10,3	4,3 - 4,6	21,2 - 21,8	61,2 - 62,6

Bei der mit dem CMT-Prozess gefertigten Schweißnaht liegt der Fe-Gehalt in der Nähe der Oberfläche zwischen 0,4 und 0,6 % und erreicht damit den vom Hersteller mit 0,4 % angegebenen Fe-Gehalt des reinen Schweißgutes der eingesetzten Massivdrahtelektrode S Ni 6625. Der Fe-Gehalt bleibt im CMT-Schweißgut zudem lange stabil und steigt erst ab 4 mm unter der Schweißnahtoberfläche auf über 1 % an. Das Decklagenschweißgut der ILB-Schweißnaht weist dagegen mit 1,4-1,7 % eine signifikant höhere Fe-Aufmischung aus dem Trägerwerkstoff auf. Durch den hohen Aufmischungsgrad der Einzelraupen und die geringere Anzahl an Schweißlagen steigt der Fe-Gehalt unter der Oberfläche zudem bereits in der Fülllage deutlich stärker an im Vergleich zum CMT-Schweißgut. Aber auch der Fe-Gehalt der mit dem ILB-Prozess geschweißten Plattierungsseite ist in der Deckla-

ge noch deutlich geringer als die vom Hersteller angegebene Fe-Konzentration (4,7 %) im die Schweißnaht umgebenden Aufschlagwerkstoff alloy 625.

### 6.7.3 Korrosionsprüfung

Der mittels Mikrosondenmessungen am Querschliff ermittelte Fe-Gehalt in der Decklage der Plattierungsseite kann als Indikator für die Korrosionsbeständigkeit der gefertigten Schweißverbindungen angesehen werden. Daher sollte das Korrosionsverhalten der Plattierungsseite nach dem vollständigen Abarbeiten des unlegierten Trägerwerkstoffes sowie der unteren Plattierauflage (Bild 63) bestimmt werden. Als Maß für die Lochkorrosionsbeständigkeit wurde die Critical Pitting Temperature (CPT) herangezogen. Die Ermittlung der CPT erfolgte nach dem Verfahren des Elektrochemischen Rauschens (ECR) bei dynamischer Temperierung der Prüflösung. Messgröße bei dieser Methode ist das Stromrauschen IECR zwischen zwei gleichartigen Proben, welches aus lokalen Auflösungsprozessen auf einer der beiden Proben resultiert. Durch Integration der IECR-Werte über das zur Abtastrate zugehörige Zeitintervall lassen sich charakteristische Ladungskurven über den Temperaturverlauf erstellen. Diese Methodik bietet gegenüber dem Standardversuch nach ASTM G48 den Vorteil einer erhöhten Objektivität bei der Auswertung der Ladungskurven im Gegensatz zur rein optischen Begutachtung im Standard-Prüfverfahren. Zudem entfällt aufgrund der dynamischen Temperierung die zeit- und materialintensive iterative Vorgehensweise. [60; 61] Als Prüflösung wurde eine 4,5M CaCl<sub>2</sub>-Lösung (pH3,2) verwendet. Es wurde jeweils nur eine Probe aus jeder Schweißnaht sowie der ungeschweißten Plattierung entnommen und geprüft. Die Proben wurden nach der Entnahme beschliffen, gebeizt und anschließend 24h im Exsikkator mit 84% rel. Feuchte ausgelagert.

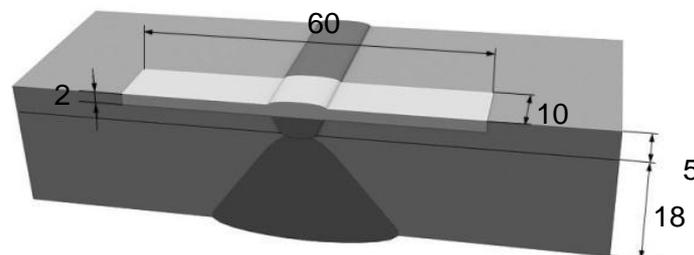


Bild 63: Probenentnahme und -abmessungen für die Prüfung des Lochkorrosionsverhaltens der Plattierungsseite der CMT- und ILB-Schweißnaht

Tabelle 36 stellt die Ergebnisse der mittels ECR bestimmten CPT des reinen Plattierungswerkstoffes und der CMT- und ILB-Schweißnaht gegenüber. Für die geschweißten Proben zeigte die Auswertung, dass die Lochkorrosion dem Bereich der Schweißnaht zuzuordnen ist. Die ermittelten CPT-Werte bestätigen die Ergebnisse der Mikrosondenmessungen hinsichtlich der zu erwartenden besseren Korrosionsbeständigkeit der mit dem CMT-Prozess gefertigten Plattierungsseite. Diese weist bei einem deutlich geringeren Fe-Gehalt in der Decklage (0,4 bis 0,6 Gew.-%) eine höhere CPT auf als die gefertigte ILB-Schweißung, bei der ein Fe-Gehalt von bis zu 3,0 Gew.-% in der Decklage ermittelt wurde.

Tabelle 36: Ergebnisse der Lochkorrosionsprüfung der Plattierungsseite der CMT- und ILB-Schweißnaht (Einzelmessungen)

Probe	CMT-Naht	ILB-Naht	reine Plattierung
CPT [°C]	50,1	41,8	55,6

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

Das Ziel des Forschungsvorhabens bestand primär in der Erhöhung der Qualität von MSG-Verbindungsschweißungen an heißrissempfindlichen Ni-Basiswerkstoffen durch die Nutzung energiereduzierter MSG-Schweißprozesse auf Basis der modifizierten Kurzlichtbogentechnik. In diesem Kontext zielte das Vorhaben insbesondere auf eine Erhöhung der Heißrissicherheit der Ni-Basiserschweißnähte bei gleichzeitiger Gewährleistung der in den Regelwerken festgelegten Qualitätsanforderungen im Hinblick auf weitere innere und äußere Nahtunregelmäßigkeiten, wie Bindefehler, Poren, Kerben und unzulässige Nahtgeometrien, sowie hinsichtlich der geforderten mechanisch-technologischen Güterwerte und Korrosionsbeständigkeiten. Die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsvorhabens sollten durch weiterführende Erkenntnisse zur Wechselwirkung der werkstoffspezifischen Erstarrungsmechanismen und der mechanischen Spannungs-Dehnungsreaktionen beim MSG-Schweißen zu einem verbesserten Verständnis der Heißrissursachen und -mechanismen bei der schweißtechnischen Verarbeitung von Ni-Basiswerkstoffen beitragen.

Als Versuchswerkstoffe wurden die vollaustenitischen Ni-Basislegierungen alloy 600H (2.4816), alloy 625 (2.4856), alloy 59 (2.4605) und alloy 617 (2.4663) sowie die Fe-Basislegierung alloy 800H (1.4958) im Blechdickenbereich von 5 bis 16 mm herangezogen. Als Vertreter des modifizierten KLB-Schweißens wurden der CMT-, der Puls-Mix- sowie stichprobenartig der coldArc-Prozess untersucht und dem konventionellen MSG-ILB-Schweißen gegenübergestellt.

Im Einzelnen ergaben sich die nachfolgend dargestellten wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Ergebnisse:

Auf Basis einer Technologieoptimierung für das MSG-Schweißen mit modifiziertem Kurzlichtbogen konnten bei verringerten Streckenenergien qualitätsgerechte MSG-Schweißnähte an massiven und plattierten Blechen aus Ni-Basiswerkstoffen erzeugt werden. Die modifizierten Kurzlichtbogenprozesse wiesen dabei eine hohe Prozessstabilität in Form einer geringen Spritzerneigung und einer guten Tropfenablösung auf, wodurch sehr saubere und gleichmäßige Nahtoberflächen erzeugt wurden, die einen nur geringen Nacharbeitsaufwand erfordern. Eine gute Lagenüberschweißbarkeit beim modifizierten KLB-Schweißen wurde zum einen durch eine Optimierung der Geometrie der Einzelraupen erzielt. Ein ausreichender Einbrand und eine gute Benetzung konnten durch hohe Drahtvorschubgeschwindigkeiten (bis 11 m/min) bei gleichzeitig hohen Schweißgeschwindigkeiten (bis 70 cm/min) erreicht werden. Zum anderen wurde der Lagenaufbau für die modifizierten KLB-Prozesse angepasst. Die erste Fülllage wurde mit zwei nebeneinander liegenden Strichraupen ausgeführt, um Bindefehler im unteren Schweißnahtbereich sicher zu vermeiden. Hier wurde die Notwendigkeit einer genauen Brennerpositionierung für das Erzeugen bindefehlerfreier MSG-Schweißnähte deutlich.

Im Rahmen des Forschungsvorhabens konnte darüber hinaus gezeigt werden, dass sich der geringere Wärmeeintrag bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse auf die Produktivität beim MSG-Verbindungsschweißen vorteilhaft auswirkt. Durch niedrigere erzielte Spitzentemperaturen und eine signifikant schnellere Abkühlung der Einzelraupen auf Zwischenlagentemperatur konnte die Fertigungszeit für eine Schweißnaht um bis zu 50 %

gegenüber dem konventionellen MSG-ILB-Schweißen reduziert werden. Zusätzlich zum Projektplan durchgeführten Versuche zeigten außerdem, dass auch das Schweißen von Wurzellagen, für das bislang meist das manuelle WIG-Verfahren eingesetzt wurde, durch die Nutzung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik effizienter durchgeführt werden kann. Es konnten stabile und reproduzierbare Wurzelschweißungen mit den modifizierten KLB-Prozessen realisiert werden, die das Ausführen der gesamten Schweißnaht durchgängig mit einem MSG-Prozess ermöglichen.

Bezüglich der Auswirkungen der verringerten Streckenenergien auf die Heißrissneigung beim Schweißen der vollaustenitischen Ni- und Fe-Basiswerkstoffe stellte sich heraus, dass insbesondere in den Schweißnähten der Ni-Basislegierungen alloy 625 (2.4856) und alloy 617 (2.4663) Heißrisse in Form von Mikroheißrissen auch bei Anwendung der modifizierten KLB-Prozesse nicht sicher vermieden werden können. Umfangreiche Untersuchungen zum Heißrissverhalten und den schweißmetallurgischen Vorgängen in WEZ und Schweißgut haben zu weiteren Erkenntnissen zur Heißrissneigung und den Heißrissursachen der verschiedenen Versuchswerkstoffe geführt. Das Auftreten von Heißrissen beim MSG-Mehrlagenschweißen wurde mittels licht- und rasterelektronenmikroskopischer Untersuchungen charakterisiert. Heißrisse traten sowohl im Schweißgut als auch in den wärmebeeinflussten Grundwerkstoffen auf. Die Wiederaufschmelzrisse in der WEZ der Schweißnähte an den Ni-Basislegierungen alloy 617 und alloy 600H (2.4816) konnten in Zusammenhang mit einer seigerungsbedingten Karbidzeiligkeit der verschweißten Grundwerkstoffbleche gebracht werden. In rissbehafteten Bereichen im Schweißgut des alloy 617 wurden mittels EDX- und ESMA-Analyse Anreicherungen der Legierungselemente Molybdän und Chrom in den Dendritenzwischenräumen nachgewiesen.

Aussagen zur Heißrissneigung der verschiedenen Versuchswerkstoffe und dem Einfluss der reduzierten Streckenenergien beim modifizierten KLB-Schweißen konnten auch durch umfangreiche Versuche mit dem standardisierten Programmiereten-Verformungs-Riss (PVR)-Test erzielt werden. Für die untersuchten Ni- und Fe-Basisgrundwerkstoffe wurde ein Werkstofffranking hinsichtlich der Heißrissneigung im PVR-Test aufgestellt. Außerdem konnten legierungsspezifische Unterschiede hinsichtlich der auftretenden Heißrissarten aufgezeigt werden. Auch an den PVR-Proben wurden metallographische Untersuchungen zu den Heißrissursachen durchgeführt. Beispielsweise sind im Zusammenhang mit Wiederaufschmelzrissen im schmelzliniennahen Bereich der WEZ der Ni-Basislegierung alloy 625 Anreicherungen der Legierungselemente Nb, Si und Mo entlang der Korngrenzen nachgewiesen worden. Das Auftreten von Ductility-Dip Cracks im PVR-Versuch konnte für die Legierungen alloy 617, alloy 600H und alloy 800H festgestellt werden. Zur Charakterisierung und Einordnung dieser Risse wurden u.a. REM-Aufnahmen der Rissoberflächen herangezogen. Ein Einfluss der modifizierten KLB-Prozesse auf die Heißrissbeständigkeit der untersuchten Schweißzusatz-/Grundwerkstoffkombinationen konnte nur für das Auftreten von Erstarrungsrisse im Schweißgut aufgezeigt werden. Die bei höherer Streckenenergie mit dem ILB-Prozess aufgebrachten PVR-Prüfraupen wiesen eine deutlich höhere Neigung zur Erstarrungsrissebildung auf als beim modifizierten KLB-Schweißen. Es wurde jedoch deutlich, dass auch die sich unterschiedlich ausbildende Geometrie der Prüfraupen bei Einsatz der verschiedenen MSG-Prozesse in die Ursachenbetrachtung einbezogen werden sollte. In weiteren PVR-Versuchen konnte gezeigt werden, dass es durch das energiereduzierte Verbindungsschweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen zu keiner signifikanten Änderung in der chemischen Zusammensetzung des MSG-Schweißgutes kommt, die einen Einfluss auf die Heißrissneigung im PVR-Versuch hat.

Im Hinblick auf die Auswirkungen der verringerten Streckenenergien beim modifizierten KLB-Schweißen auf die erreichbare Verbindungsgüte konnte nachgewiesen werden, dass die im Rahmen des Forschungsvorhaben gefertigten Schweißverbindungen durch hohe mechanisch-technologische Gütwerte und Korrosionsbeständigkeiten charakterisiert sind. Ein Einfluss der in den Schweißnähten der Ni-Basislegierungen alloy 625 und alloy 617 lichtmikroskopisch nachgewiesenen (Mikro-)Risse auf die ermittelten Festigkeiten und Kerbschlagzähigkeiten konnte nicht festgestellt werden. Es wurden jedoch vereinzelt Anrisse auf den Prüfflächen der Quer- und Seitenbiegeproben beobachtet. Die arttypische Beständigkeit der hochlegierten Versuchswerkstoffe gegenüber interkristalliner Korrosion bleibt beim Schweißen mit den modifizierten KLB-Prozessen erhalten. Vorteile konnten im Rahmen eines Stichversuches bei der schweißtechnischen Verarbeitung plattierter Bleche nachgewiesen werden. Bei Anwendung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik lässt sich die Aufmischung aus dem Trägerwerkstoff gegenüber der konventionellen Impulslichtbogentechnologie verringern.

Ausgehend von den erreichten Forschungsergebnissen kann das Forschungsvorhaben als erfolgreich bearbeitet eingeschätzt werden. Die Projektziele wurden erreicht. Die dargestellten Ergebnisse des Vorhabens stellen einen wichtigen Beitrag dar, das Anwendungsfeld der modifizierten Kurzlichtbogenprozesse auf das Verbindungsschweißen dickwandiger Bauteile aus vollaustenitischen Ni- und Fe-Basiswerkstoffen zu erweitern sowie weitere Fertigungsaufgaben klein- und mittelständischer Unternehmen in der geforderten Qualität und mit hoher Produktivität und Fertigungssicherheit abzuwickeln.

## **8 Erläuterungen 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 mittelständische Unternehmen**

Eine Nutzung der Forschungsergebnisse ist voraussichtlich in den Fachgebieten Werkstoffe, Materialien und Produktion zu erwarten. Von den Ergebnissen profitieren alle Hersteller und Verarbeiter von Ni-Basiswerkstoffen aus den Bereichen der Chemie-, Energie- und Umwelttechnik und dem Kraftwerksbau. In diesen Bereichen gibt es eine Vielzahl klein- und mittelständischer Unternehmen, die als Apparate- und Anlagenhersteller (Produktentwicklung) und als Dienstleister (Reparaturschweißungen) Schweißarbeiten an hochkorrosionsbeständigen und hochwarmfesten Ni-Basiswerkstoffen durchführen. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Abschluss des Forschungsprojektes zur Verfügung. Im Rahmen des Projektes konnte aufgezeigt werden, dass aufgrund des reduzierten Wärmeeintrages und der daraus resultierenden geringeren Abkühlgeschwindigkeiten sowie der höheren Schweißgeschwindigkeiten und geringeren Nacharbeit eine wesentliche Produktivitätssteigerung und eine ausreichend hohe Wirtschaftlichkeit bei Einsatz der modifizierten KLB-Prozesse zu erwarten ist. Eine Ausweitung der Anwendung der modifizierten Kurzlichtbogentechnik auch auf das Verbindungsschweißen dickwandiger Bauteile macht die Investitionskosten für derartige Anlagen, die über denen von Standard-Pulsanlagen liegen, auch für viele klein- und mittelständische Unternehmen lohnend. Darüber hinaus geht aus den Forschungsergebnissen hervor, dass Fertigungsaufgaben, wie das Schweißen von Wurzellagen, das bislang mit dem manuellen WIG-Verfahren abgewickelt wurde, ebenfalls effizienter durch Nutzung der modifizierten KLB-Prozesse durchgeführt werden können. Auch bei der schweißtechnischen Verarbeitung plattierter Bleche, wo mit abnehmender Auflagedicke die Problematik der Aufmischung aus dem Trägerwerkstoff beim Schweißen steigt, kann die modifizierte Kurzlichtbogentechnik Vorteile bringen. Insgesamt tragen die Ergebnisse des vorliegenden Forschungsvorhabens dazu bei, gegebene Fertigungsaufgaben in einer Lohnfertigung von klein- und mittelständischen Unternehmen gleichzeitig in der geforderten Qualität und mit hoher Produktivität und Fertigungssicherheit abzuwickeln.

## 10 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

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

- Fink, C.; Zinke, M.: Beitrag zum wärmereduzierten MAG-Schweißen heißrissempfindlicher Nickelbasislegierungen. In: 31. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS-Berichte, Band 270 (2011) (ISBN 978-3-87155-263-2), S. 113-119.
- Fink, C.; Zinke, M.: Wärmereduziertes MAG-Schweißen der heißrissempfindlichen Ni-Basislegierung alloy 625 (2.4856). In: Nationale Technische Universität der Ukraine „Kiewer Polytechnisches Institut“: „Visnyk“. - Kiew, Band 61 (2011), Heft 1, S. 45-50.
- Fink, C.; Zinke, M.; Keil, D.: Bewertung der Heißrissneigung verschiedener Fe- und Ni-Basiswerkstoffe. In: Große Schweißtechnische Tagung 2011, DVS-Berichte, Band 275 (2011) (ISBN 978-3-87155-267-0), S. 147-152.
- Fink, C.; Keil, D.; Zinke, M.: Evaluation of hot cracking susceptibility of nickel base alloys by the PVR-test. Welding in the World, Volume 56 (2012), 7-8 (erscheint demnächst).

## 11 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum/Zeitraum	
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vortrag auf 31. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2010 (Zinnwald) und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 270	16.-18.09.2010	
	Vortrag auf IIW Commission II-Meeting 2011 in Delft	15.-18.03.2011	
	Veröffentlichung der Ergebnisse in Fachzeitschriften (3)	Vortrag auf I. Ukrainisch-Deutschen Konferenz für Maschinenbau in Kiew und Veröffentlichung in Visnyk, Band 61	13.-14.04.2011
	Vorträge auf Konferenzen (6)	Vortrag auf 64th IIW Annual Assembly in Chennai (Document II-A-230-11)	17.-22.07.2011
		Vortrag auf DVS Congress 2011 (Hamburg) und Veröffentlichung im DVS-Berichte Band 275	26.-29.09.2011
		Vortrag auf IIW Commission II-Meeting 2012 in Cambridge	20.-24.02.2012
Vorstellung der Ergebnisse durch Vorträge in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS (6)		10.05.2010	
	Präsentation von akt. Ergebnissen vor dem FA 1 des DVS „Metallurgie und Werkstofftechnik“	16.09.2010	
		10.03.2011	
Ergebnistransfer in die Industrie (5)		03.11.2011	
		26.04.2012	
	Vortrag auf Weiterbildungsveranstaltungen des DVS-Bezirksverbandes Magdeburg für regionale kmU und im Arbeitskreis „Schweißfachingenieure“	15.06.2011	
	Projektgespräche mit den PA-Mitgliedern an der Forschungsstelle oder bei den Unternehmen zur zeitnahen und direkten Weitergabe der Ergebnisse in die Industrie	03.09.2010	
		01.10.2010	
Projektbegleitender Ausschuss (6)		09.12.2011	
		14.06.2011	
		09.12.2011	
		04.03.2010	
	Darstellung und Diskussion von akt. Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie	08.07.2010	
		09.12.2010	
	03.05.2011		
	19.10.2011		
	23.02.2012		

## Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)		Rahmen	Datum/Zeitraum
Veröffentlichung der Ergebnisse	Veröffentlichung der Ergebnisse in Fachzeitschriften (2)	Vortrag auf 65th IIW Annual Assembly in Denver (Document II-A-240-12)	08.-13.07.2012
	Vorträge auf Konferenzen (1)	Veröffentlichung in Welding in the World, Volume 56 (2012), 7-8	Mitte 2012
		Veröffentlichung in Schweißen und Schneiden	Ende 2012
	Vorstellung der Ergebnisse in Gremien und auf Veranstaltungen des DVS (1)	Schlussbericht zum AiF-Vorhaben	30.06.2012
	Veröffentlichung der Ergebnisse im Rahmen einer Promotion (1)	Beitrag zur Promotion eines wissenschaftlichen Mitarbeiters	2013
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses	studentische Arbeiten (Studien-/Diplom- bzw. Master/Bachelorarbeiten) sowie Lehrveranstaltungen (Seminare, Vorlesungen und Demonstrationspraktika) an der Universität Magdeburg	kontinuierlich nach Laufzeitende

## Literatur

- [1] Prokhorov, N.; Jakuschin, B.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen. In: Schweißtechnik 18 (1968) 1, S. 8–11.
- [2] Slyvinskyy, O.: Untersuchungen zur Schweißbarkeit und Charakteristik der durch Schweißen ausgelösten Gefügeschädigungen der Nickelbasislegierung NiCr25FeAlY, Univ., Fak. für Maschinenbau, Diss.-Magdeburg, 2004. Aachen, 2005.
- [3] Katayama, S.: Solidification Phenomena of Weld Metals (1st Report). Characteristic Solidification Morphologies, Microstructures and Solidification Theory. In: Welding research abroad 48 (2002) 2, S. 25–37.
- [4] DIN EN ISO 4136 [2011-05]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch.
- [5] DIN EN ISO 5173 [2012-02]: Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen - Biegeprüfungen.
- [6] DIN EN ISO 148-1 [2011-01]: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren.
- [7] Matting, A.; Neitzel, M.: Das Bewerten von Schweißfehlern im Dauerschwingversuch. In: Schweißen und Schneiden 18 (1966) 3, S. 113–24.
- [8] Aufdeckung und Nutzung der Wirkungen von Stickstoffbeimengungen im Schutzgas und im Schweißzusatz beim Schweißen heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen, AiF-Forschungsprojekt-Nr. 12.535B. IWF, Universität Magdeburg, 2002.
- [9] Charakteristik der durch Schweißen ausgelösten Werkstoffschädigungen der Nickel-Basis-Legierung NiCr25FeAlY hinsichtlich ihrer Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit, Forschungsprojekt des Landes Sachsen-Anhalt FKZ 2657A/0087B. IWF, Universität Magdeburg, 2002.
- [10] DIN EN ISO 5817 [2006-10]: Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen und Unregelmäßigkeiten.
- [11] Thomas, R.: HAZ-cracking in thick sections of austenitic stainless steels - part II. In: Welding Journal, New York 63 (1984) 12, S. 355s-68s.
- [12] Hoffmeister, W.: Schweißplattieren im Kessel- und Anlagenbau - neueste Entwicklungen. In: Thomé-Kozmiensky, K. J.; Beckmann, M. (Hrsg.): Energie aus Abfall. Neuruppin, 2007, S. 621–39.
- [13] Untersuchungen zur Erzeugung von partiellen Plattierungen aus Ni-Basislegierungen mit dem Cold-Metal-Transfer-Prozess (CMT), AiF-Forschungsprojekt-Nr. 16.293B. ISF, TU Clausthal; IWF, Universität Magdeburg, 2011.
- [14] DIN EN ISO 17641-1 [2004-10]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 1: Allgemeines.
- [15] Ramirez, A.; Lippold, J.: New Insight into the Mechanism of Ductility-Dip Cracking in Ni-base Weld Metals. In: Böllinghaus, T.; Herold, H. (Hrsg.): Hot cracking phenomena in welds. Berlin; Heidelberg, 2005, S. 19–41.

- [16] Schuster, J.: Grundlegende Betrachtung zur Entstehung von Heißrissen. In: Schweißen und Schneiden 50 (1998) 10, S. 646–54.
- [17] Schuster, J.: Heißrisse in Schweißverbindungen - Entstehung, Nachweis und Vermeidung, Habil.-Schr. TU Chemnitz, 2004. Düsseldorf, 2004.
- [18] Tösch, J.; Schabereiter, H.; Perteneder, E., et al.: Bedeutung und praktische Beeinflussbarkeit des Ferritgehaltes bei der Schweißung austenitischer Stähle. In: Schweiss- & Prüftechnik (1997) 2, S. 18–26.
- [19] Krafka, H.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung. In: Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung (Hrsg.): Festigkeits- und Bruchverhalten von Fügeverbindungen, 2000, S. 161–71.
- [20] Shankar, V.; Gill, T.; Mannan, S., et al.: Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. In: Sadhana - Academy Proceedings in Engineering Sciences 28 (2003) 3-4, S. 359–82.
- [21] DVS-Merkblatt 1004-2 [1996-11]: Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben.
- [22] Wolf, M.: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren, Univ. der Bundeswehr, Diss.-Hamburg, 2006. Bremerhaven, 2006.
- [23] Prokhorov, N.: Die Plastizität der kristallisierenden Metalle. In: Litejnoe Proiz. (1962) 4, S. 32–35.
- [24] Prokhorov, N.: The technological strength of metals while crystallizing during welding. IIW-Doc. IX-479-65.
- [25] Wilken, K.: Aussagefähigkeit von Warmrissprüfverfahren für die Warmrissicherheit von geschweißten Bauteilen. In: Chemie-Ingenieur Technik 44 (1972) 12, S. 777–83.
- [26] DIN-Fachbericht 17641-3 [2004]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen.
- [27] Goodwin, G.: The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel. In: Welding Journal, New York 67 (1988), S. 88s-94s.
- [28] Schobbert, H.; Boellinghaus, T.; Wolf, M.: Hot Cracking Resistance of Laser and Hybrid Welded Austenitic Stainless Steels. In: David, S. A. (Hrsg.): Trends in welding research. Proceedings of the 6th International Conference, Callaway Gardens Resort, Phoenix, Arizona, 15-19 April 2002. Materials Park, OH, 2003, S. 76–81.
- [29] Schulze, G.; Krafka, H.; Neumann, P.: Schweißtechnik. Werkstoffe, Konstruieren, Prüfen, 2. Auflage. Düsseldorf, 1996.
- [30] DVS-Merkblatt 0601 [1998-12]: Schweißen von Nickel und Nickellegierungen.
- [31] Heubner, U.; Klöwer, J.: Nickelwerkstoffe und hochlegierte Sonderedelstähle. Eigenschaften - Verarbeitung - Anwendungen ; mit 64 Tabellen, 4. Auflage. Renningen, 2009.
- [32] DuPont, J. N.; Lippold, J. C.; Kiser, S. D.: Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. Hoboken, NJ, 2009.

- [33] DIN EN ISO 17641-2 [2005-09]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 2: Selbstbeanspruchende Prüfungen.
- [34] Killing, R.: Mit geringerem Wärmeeintrag schnell und sicher verbinden - Übersicht über die energiearmen MSG-Verfahren. In: Der Praktiker (2006) 2, S. 44–48.
- [35] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 7218 - alloy 600, Nicrofer 7218H - alloy 600H. Hitzebeständige Legierungen, Werkstoffdatenblatt Nr. 4107 (1988 (Revision 2003)).
- [36] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 6020hMo - alloy 625. Hochtemperatur- und korrosionsbeständige Legierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4118 (2007).
- [37] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 5923hMo - alloy 59. Korrosionsbeständige Legierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4130 (2006).
- [38] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 5520 Co - alloy 617. Superlegierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4119 (2005).
- [39] Maile, K.; Klenk, A.; Speicher, M.: Rissempfindlichkeit von Alloy 617 für Rohrleitungen. In: VDEh (Hrsg.): Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe. Beiträge zur 31. Vortragsveranstaltung der Arbeitsgemeinschaft für Warmfeste Stähle und der Arbeitsgemeinschaft für Hochtemperaturwerkstoffe am 28. November 2008 im Stahl-Zentrum in Düsseldorf, 2008, S. 139–50.
- [40] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 3220H - alloy 800H, Nicrofer 3220HP - alloy 800HP. Werkstoffdatenblatt Nr. 4129, Korrosionsbeständige Legierungen (1998 (Revision 2003)).
- [41] Prokhorov, N.: The technological strength of metals while crystallizing during welding. In: Welding Production 9 (1962) 4, S. 1–8.
- [42] DIN EN 571 [1997-03]: Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen.
- [43] DIN EN 1435 [2002-09]: Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung von Schmelzschweißverbindungen.
- [44] DIN EN ISO 643 [2003-09]: Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße.
- [45] DIN EN ISO 6507-1 [2006-03]: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren.
- [46] DIN EN ISO 9016 [2011-05]: Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung.
- [47] Krüger, U.: DVS-Gefügekatalog Schweißtechnik. Nichteisenmetalle. Düsseldorf, 1987.
- [48] Mankins, W.; Hosier, J.; Bassford, T.: Microstructure and phase stability of INCONEL alloy 617. In: Metallurgical Transactions 5 (1974) 12, S. 2579–90.
- [49] Totemeier, T. C.; Tian, H.; Clark, D. E.; Simpson, J. A.: Microstructure and strength characteristics of Alloy 617 welds, INL/EXT-05-00488 (2005).
- [50] Brill, U.; Heubner, U.; Drefal, K., et al.: Zeitstandwerte von Hochtemperaturwerkstoffen. In: Ingenieur-Werkstoffe 3 (1991) 4, S. 59–61.

- [51] Helmholtz, R.: Stand der Technik beim Schweißplattieren mit Ni-Basiswerkstoffen: 20. Schweißtechnische Fachtagung 2010. 6. Mai 2011 ; Tagungsband ; [Vorträge der gleichnamigen Fachtagung in Magdeburg am 6. Mai 2010]. Magdeburg, 2010.
- [52] Geipl, H.: Neue Entwicklungen beim Metall-Schutzgasschweißen von Ni-Werkstoffen: Schweißen und Schneiden '95. Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Dresden vom 13. - 15. September 1995. Düsseldorf, 1995, S. 239–45.
- [53] Egerland, S.: Bedeutung und Anwendung moderner Lichtbogenprozesse für das Schweißplattieren: Die Verbindungs-Spezialisten 2009. Große Schweißtechnische Tagung ; Forschungsforum, Industrieforum, Studentenkongress, Handwerkerforum ; Vorträge der Veranstaltung in Essen vom 14. bis 19. September 2009. Düsseldorf, 2009, S. 301–08.
- [54] Rudolph, G.: Der Einfluss der Streckenenergie auf Gefügeeigenschaften von Nicrofer 6020 hMo- und Nicrofer 3127 LC E-Hand-Verbindungsschweißungen. In: Dieser, K. (Hrsg.): Metallographie - Präparationstechnik und Gefügeanalyse an Schweiß- und Lötverbindungen, Korrosions- und Verschleißschutzschichten. Berichte der Metallographie-Tagung Trier, 9. bis 11. Oktober 1985. Stuttgart, 1986, S. 41–54.
- [55] Wilson, I.; Gourley, R.; Walkosak, R., et al.: The effect of heat input on microstructure and cracking in alloy 625 weld overlays. In: Loria, E. A. (Hrsg.): Superalloys 718, 625 and various derivatives. Proceedings of the International Symposium on the Metallurgy and Applications of Superalloys 718, 625 and Various Derivatives ; held June 23 - 26, 1991. Warrendale, Pa, 1991, S. 735–45.
- [56] Cieslak, M.: The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. In: Welding Journal, Welding Research Supplement (1991) 2, S. 49s-56s.
- [57] Duvall, D.; Owczarski, W.: Studies of Postweld Heat-Treatment Cracking in Nickel-Base Alloys. In: Welding Journal, Welding Research Supplement 48 (1969) 1, S. 10s-22s.
- [58] Vollmechanisiertes Schweißsystem zum Wurzelschweißen von V- und X-Nahtvorbereitungen mit modernen, geregelten Lichtbogenverfahren und digitaler Kurzschlussauflösung, AiF-Forschungsprojekt-Nr. 15.916N. Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen, 2011.
- [59] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, 4. Auflage. Berlin, Heidelberg, 2010.
- [60] Göllner, J.; Burkert, A.; Heyn, A.: Elektrochemische Rauschmessungen - Innovation in der Korrosionsprüfung. In: Materials and Corrosion 53 (2002) 9, S. 656–62.
- [61] Heyn, A.; Göllner, J.: Using electrochemical noise for corrosion testing: Determination of critical pitting temperatures. In: Materials and Corrosion 58 (2007) 12, S. 953–60.

## Anhang

Anhang A: MSG-Schweißparameter der mehrlagigen Auftragschweißungen (Mittelwerte über alle Schweißraupen)

Grundwerkstoff	Schweißzusatz	Versuchsreihe	MSG-Prozess	Schutzgas	$v_s$ [m/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]
alloy 625	S Ni 6625 (Ø 1,0 mm)	1	CMT	50% He,	70	11,4	199,0	24,0	4,1
			Puls-Mix	550ppm CO <sub>2</sub> ,	60	10,0	195,0	26,5	5,2
			ILB	Rest Ar	70	8,0	185,0	29,8	4,7
		2	CMT	30% He, 2% H <sub>2</sub> ,	65	6,1	128,5	18,0	2,1
			coldArc	550ppm CO <sub>2</sub> ,	65	6,0	120,8	20,5	2,3
			Puls-Mix	Rest Ar	65	6,0	127,7	21,6	2,5
			ILB		65	6,0	146,0	25,9	3,5
		3	CMT	30% He, 2% H <sub>2</sub> ,	35	6,1	129,6	20,4	4,5
			coldArc	550ppm CO <sub>2</sub> ,	35	6,0	116,9	22,0	4,4
			Puls-Mix	Rest Ar	40	6,0	128,5	23,2	4,5
			ILB		40	6,1	147,2	27,1	6,0
		alloy 600H	S Ni 6082 (Ø 1,0 mm)	1	Puls-Mix	30% He, 2% H <sub>2</sub> ,	65	6,0	127,4
ILB	550ppm CO <sub>2</sub> ,				65	6,1	151,5	26,1	3,6
				Rest Ar					

\*Messwerterfassung

Anhang B: MSG-Schweißparameter der Auftragrauben im PVR-Versuch mit konstanter Drahtvorschub- und Schweißgeschwindigkeit für alle eingesetzten MSG-Prozesse (Variante 1) (Mittelwerte aus jeweils mind. 3 PVR-Proben)

Grundwerkstoff	Schweißzusatz	MSG-Prozess	$v_s$ [m/min]	$v_{Dr}^*$ [m/min]	$I_{eff}^*$ [A]	$U_{eff}^*$ [V]	$E_{eff}^*$ [kJ/cm]	Ab-schmelz-leistung [kg/h]
alloy 600H	S Ni 6082 (Ø 1,0 mm)	CMT	40	5,9	126,4	21,0	4,0	2,4
		Puls-Mix	40	6,1	128,2	23,9	4,6	2,4
		ILB	40	6,0	155,1	28,6	6,7	2,4
alloy 625	S Ni 6625 (Ø 1,0 mm)	CMT	40	6,1	121,0	21,3	3,8	2,3
		coldArc	40	6,0	122,3	23,0	4,2	2,3
		Puls-Mix	40	6,1	125,6	24,3	4,6	2,3
		ILB	40	6,1	148,2	27,5	6,1	2,3
alloy 59	S Ni 6059 (Ø 1,0 mm)	CMT	40	6,0	127,9	19,4	3,7	2,4
		Puls-Mix	40	5,9	128,1	22,2	4,3	2,4
		ILB	40	6,1	151,3	26,7	6,1	2,4
alloy 617	S Ni 6617 (V1) (Ø 1,0 mm)	CMT	40	6,0	126,1	19,4	3,7	2,3
		Puls-Mix	40	5,9	126,0	22,5	4,3	2,3
		ILB	40	6,1	148,2	27,7	6,2	2,3
alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb (Ø 1,0 mm)	CMT	40	6,1	149,4	20,8	4,7	2,3
		Puls-Mix	40	6,0	155,3	23,5	5,5	2,3
		ILB	40	5,9	170,9	26,8	6,9	2,3

\*Messwerterfassung

Anhang C: Ergebnisse der PVR-Versuche mittels WIG-Umschmelzung der reinen Grundwerkstoffe (Mittelwerte aus jeweils 3 PVR-Proben)

Grundwerkstoff (Chargen-Nr.)	$v_{kr}$ ER		$v_{kr}$ WAR		$v_{kr}$ DDC	
	1. ER [mm/min]	3 ER [mm/min]	1. WAR [mm/min]	3 WAR [mm/min]	1. DDC [mm/min]	3 DDC [mm/min]
alloy 600H (Charge 60260)	17,1	17,3	15,8	16,4	11,2	11,4
alloy 625 (Charge 125444)	23,3	24,0	22,7	23,4	-	-
alloy 59 (Charge 135278)	36,6	37,5	25,6	28,4	-	-
alloy 617 (Charge 330084)	-	-	25,8	26,5	17,5	18,0
alloy 800H (Charge 155566)	16,2	16,8	-	-	24,7	25,7

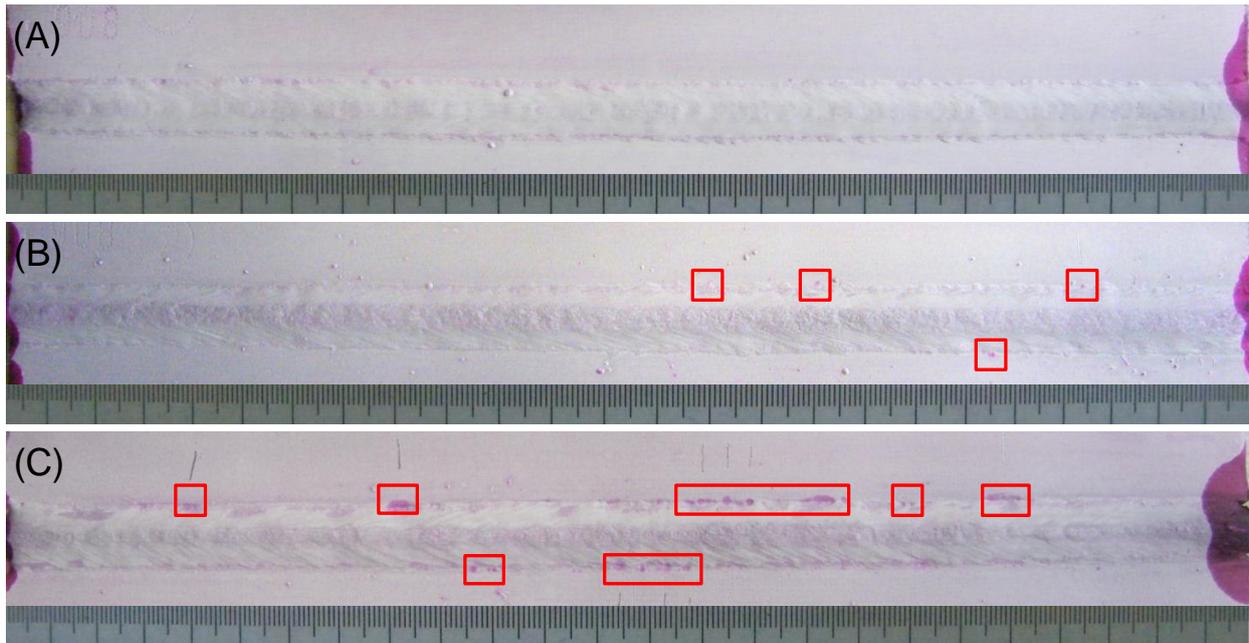
## Anhang D: MSG-Schweißparameter der Verbindungsschweißungen an unterschiedlichen Blechdicken (\*Messwerterfassung)

Grundwerkstoff	Schweißzusatz	s [mm]	MSG-Prozess	Raupenzahl	Kennlinie	v <sub>s</sub> [m/min]	v <sub>Dr</sub> * [m/min]	I <sub>eff</sub> * [A]	U <sub>eff</sub> * [V]	E <sub>eff</sub> * [kJ/cm]
alloy 600H	S Ni 6082 (Ø 1,0 mm)	5	CMT	2	C1047	50	10,0 - 10,1	186,0 - 195,3	28,1 - 28,3	6,3 - 6,6
		5	Puls-Mix	2	C0975+P	50	10,0 - 10,1	196,7 - 197,1	30,2 - 30,6	7,1 - 7,2
		5	ILB	2	P0414	40 - 45	8,3 - 8,5	169,8 - 177,5	33,1 - 34,4	7,5 - 9,2
		16	CMT	19	C1047	70	8,5 - 10,7	171,9 - 204,9	21,5 - 26,3	3,2 - 4,6
		16	Puls-Mix	19	C0975+P	70	8,9 - 11,2	178,7 - 207,9	23,8 - 30,0	3,9 - 5,3
		16	ILB	19	P0414	40 - 60	7,9 - 9,7	172,4 - 206,9	30,9 - 32,7	5,5 - 9,6
alloy 625	S Ni 6625 (Ø 1,0 mm)	5	CMT	2	C1047	50	9,8 - 11,3	174,5 - 186,2	22,3 - 27,5	4,7 - 6,1
		5	Puls-Mix	2	C0975+P	50	10,7 - 11,5	198,9 - 203,9	29,6 - 31,5	7,2 - 7,5
		5	ILB	2	P0414	40 - 45	8,3 - 8,4	169,5 - 190,8	31,6 - 32,3	7,3 - 9,0
		16	CMT	17	C1047	70	10,3 - 11,9	182,7 - 205,7	22,6 - 27,3	3,6 - 4,8
		16	Puls-Mix	19	C0975+P	70	9,3 - 11,8	180,9 - 207,8	25,2 - 29,6	4,1 - 5,2
		16	ILB	18	P0414	40 - 60	7,7 - 9,9	173,4 - 200,8	31,2 - 34,3	5,5 - 9,3
alloy 59	S Ni 6059 (Ø 1,0 mm)	5	CMT	2	C1047	50	10,6 - 11,1	184,1 - 196,9	24,5 - 27,8	5,4 - 6,6
		5	Puls-Mix	2	C0975+P	50	10,0 - 10,8	202,5 - 204,6	26,3 - 29,9	6,5 - 7,3
		5	ILB	2	P0414	40 - 45	8,4	177,0 - 206,4	30,9 - 31,5	7,4 - 9,6
		16	CMT	18	C1047	70	9,1 - 11,5	169,7 - 202,1	21,4 - 26,9	3,1 - 4,5
		16	Puls-Mix	19	C0975+P	70	8,1 - 10,7	173,7 - 206,7	22,2 - 27,7	3,3 - 4,9
		16	ILB	18	P0414	40 - 60	8,2 - 9,6	169,7 - 216,7	30,6 - 32,8	5,4 - 9,6
alloy 617	S Ni 6617 (V1) (Ø 1,0 mm)	12	CMT	10	C1047	60 - 70	9,9 - 11,3	182,1 - 202,5	22,1 - 26,9	3,4 - 5,3
		12	Puls-Mix	13	C0975+P	70	8,1 - 10,3	171,5 - 200,7	22,8 - 27,3	3,4 - 4,4
		12	ILB	13	P0414	40 - 70	7,8 - 8,3	170,3 - 204,4	30,8 - 31,7	4,6 - 9,6
	S Ni 6617 (V2) (Ø 1,0 mm)	12	CMT	14	C1047	70	7,8 - 11,3	159,0 - 186,7	19,5 - 24,4	2,7 - 3,9
		12	Puls-Mix	14	C0975+P	70	8,5 - 11,2	156,4 - 199,2	21,6 - 27,9	2,9 - 4,7
		12	ILB	13	P0414	45 - 65	7,8 - 8,4	146,9 - 196,2	30,4 - 32,5	4,9 - 7,8
	S Ni 6617 (V3) (Ø 1,2 mm)	12	CMT	13	C0928	70	7,5 - 8,5	185,4 - 229,2	23,1 - 28,5	4,8 - 5,5
		12	ILB	10	P0415	60	6,5 - 7,4	193,7 - 234,4	29,4 - 32,6	5,8 - 7,1
	alloy 800H	GZ 21 33 Mn Nb (Ø 1,0 mm)	5	CMT	4	C1047	45	10,0 - 11,0	175,4 - 186,5	21,3 - 23,9
5			ILB	2	P0414	38-40	9,8 - 10,7	277,4 - 284,0	30,9 - 32,5	12,9 - 14,6

Anhang E: Schweißparameter für das manuelle WIG-Schweißen der Wurzellage an den 16 mm dicken MSG-Verbindungsschweißungen

$I_s$ [A]	$U_s$ [V]	$v_s$ [cm/min]	E [kJ/cm]
112	9,4	9,5	7,1

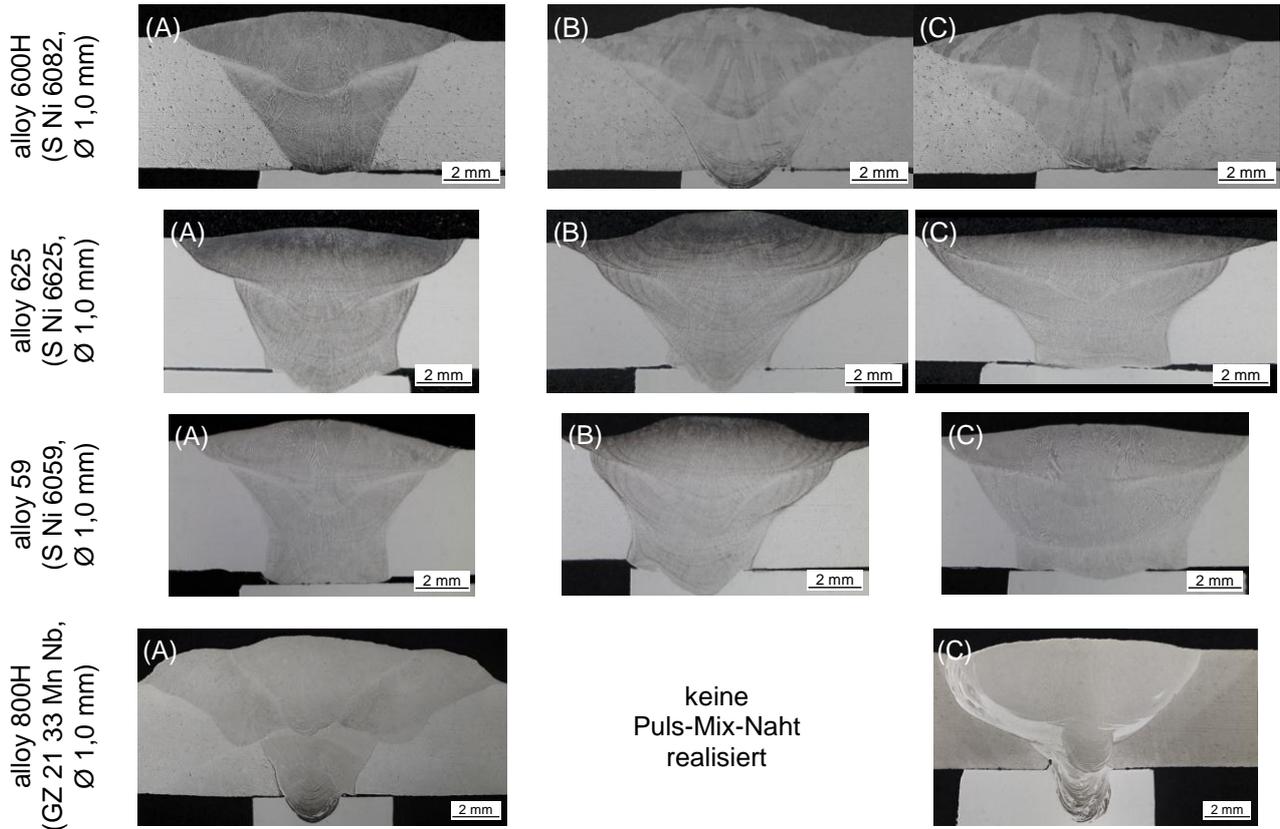
Anhang F: Ergebnisse der PT-Prüfung an den mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an alloy 600H (Blechdicke 5 mm) mit dem Schweißzusatz S Ni 6082,  $\varnothing$  1,0 mm



Anhang G: Anzeigen bei der PT-Prüfung an den MSG-Schweißverbindungen an alloy 600H (Blechdicke 16 mm) am Beispiel der Puls-Mix-Schweißnaht, die auf eine Feinporigkeit des Grundwerkstoffmaterials zurückgeführt werden



Anhang H: Makrogefüge der mit dem (A) CMT-, (B) Puls-Mix- und (C) ILB-Prozess gefertigten MSG-Schweißverbindungen an 5 mm dicken Ni- und Fe-Basisblechen (Ätzmittel: ASTM 130)

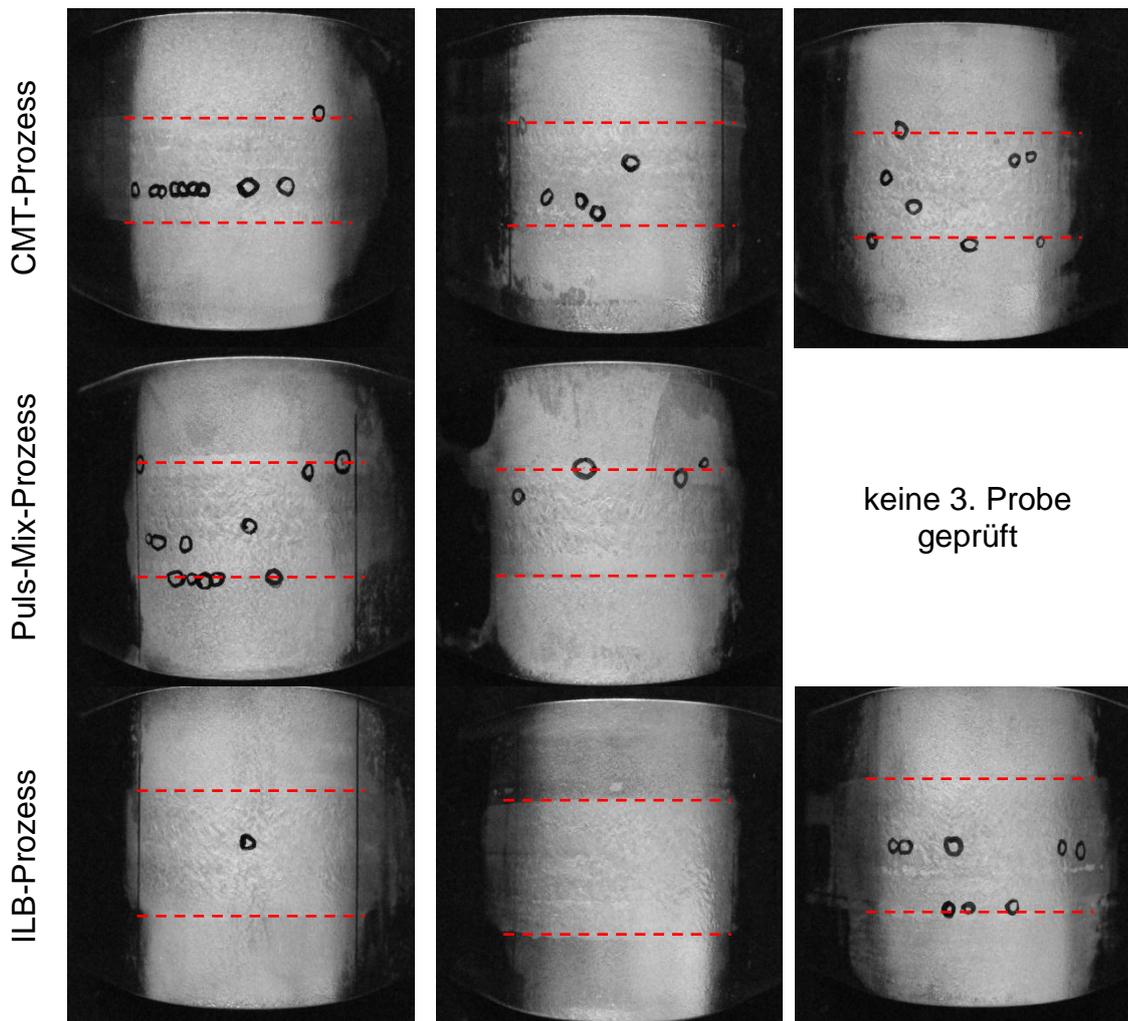


Anhang I: Ergebnisse der LBT-Heißrissprüfung an den MSG-Schweißnähten der Legierung alloy 617 ( $L_{MF}$  - Gesamtlänge aller nachgewiesenen Risse > 0,1 mm)

Schweißzusatz	MSG-Prozess	Proben-Nr.	Länge/ges. $L_{MF}$ [mm]	Auswertefläche [mm <sup>2</sup> ]	$MSI_{(LBT)}$ ( $L_{MF}/l_0 \times b$ ) [ $10^{-3} \text{mm}^{-1}$ ]	Mittelwert $MSI$ [ $10^{-3} \text{mm}^{-1}$ ]
S Ni 6617 (V1) ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	1	3,84	70	54,86	25,90
		2	0,39	70	5,57	
		3	1,21	70	17,29	
	Puls-Mix	1	2,65	70	37,86	24,21
		2	0,74	70	10,57	
	ILB	1	0,11	70	1,57	5,86
		2	0	70	0	
		3	1,12	70	16,0	
	S Ni 6617 (V2) ( $\varnothing$ 1,0 mm)	CMT	1	2,37	70	33,86
2			2,17	70	31,00	
Puls-Mix		1	0,84	70	12,00	7,93
		2	0,27	70	3,86	
ILB		1	1,83	70	26,14	34,93
		2	3,06	70	43,71	
S Ni 6617 (V3) ( $\varnothing$ 1,2 mm)	CMT	1	0,59	70	8,43	8,43
		2*	-	-	-	-
	ILB	1	0,32	70	4,57	5,00
		2	0,38	70	5,43	

\*Diese Probe konnte aufgrund eines technischen Defektes an der Biegemaschine nicht ausgewertet werden.

Anhang J: Rissaufreten in den LBT-Proben der MSG-Schweißnähte an der Ni-Basislegierung alloy 617 mit dem Schweißzusatz S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm (Risse - schwarz; Schmelzlinien - rot)



Anhang K: Randbedingungen für die Wurzelschweißversuche mit den modifizierten MSG-KLB-Prozessen (CMT und Puls-Mix)

<b>Grundwerkstoff</b>	alloy 617 (2.4663), s = 12 mm
<b>Schweißzusatz</b>	S Ni 6617 (V1), Ø 1,0 mm
<b>Schutzgas</b>	Ar, 30% He, 2% H <sub>2</sub> , 550ppm CO <sub>2</sub>
<b>Nahtart</b>	V-Naht
<b>Öffnungswinkel</b>	70°
<b>Spaltbreite</b>	Nullspalt / 2,0 mm
<b>Brennerposition</b>	10° schleppend
<b>Schweißposition</b>	PA
<b>Wurzelschutzgas</b>	Argon 4.6

Anhang L: Ergebnisse der Kleinkrafthärtemessungen (HV 1) an den MSG-Schweißverbindungen (Blechdicke 16 mm)

Werkstoff	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	MSG- Prozess	Grundwerkstoff			Schmelz- linie	Schweißgut		
			Min	Max	MW		Min	Max	MW
alloy 600H	4,2	CMT	139	204	165	206	194	214	206
	4,7	Puls-Mix	139	196	165	211	202	231	213
	7,0	ILB	140	210	177	199	196	224	214
alloy 625	4,4	CMT	212	265	231	268	242	268	255
	4,7	Puls-Mix	229	264	247	255	230	266	253
	7,3	ILB	204	266	234	248	242	269	254
alloy 59	4,3	CMT	182	255	208	222	223	250	240
	4,4	Puls-Mix	186	255	219	261	223	273	253
	7,2	ILB	188	251	214	238	229	250	239
alloy 617*	3,5	CMT	194	236	209	233	214	255	238
	4,1	Puls-Mix	188	233	211	231	226	248	234
	5,8	ILB	202	243	226	235	218	253	237

\*mit Schweißzusatz S Ni 6617 (V2), Ø 1,0 mm

## Anhang M: Ergebnisse der Querkzugversuche an den Flachzugproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 16 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	E <sub>eff</sub> [kJ/cm]	Probe	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>p0,1</sub> [MPa]	A [%]	Bruchlage
alloy 600H	CMT	4,2	1	596	196	157	37	GW
			2	590	226	216	36	GW
			<b>MW</b>	<b>593</b>	<b>211</b>	<b>187</b>	<b>36</b>	-
	Puls-Mix	4,7	1	589	240	233	35	GW
			2	588	217	206	36	GW
			<b>MW</b>	<b>589</b>	<b>229</b>	<b>220</b>	<b>36</b>	-
	ILB	7,0	1	595	243	231	35	GW
			2	591	240	228	35	GW
			<b>MW</b>	<b>593</b>	<b>241</b>	<b>229</b>	<b>35</b>	-
alloy 625	CMT	4,4	1	803	496	485	18	SG
			2	818	502	484	20	SG
			<b>MW</b>	<b>810</b>	<b>499</b>	<b>485</b>	<b>19</b>	-
	Puls-Mix	4,7	1	715	478	425	10	SG
			2	844	489	478	30	SG
			<b>MW</b>	<b>780</b>	<b>484</b>	<b>451</b>	<b>20</b>	-
	ILB	7,3	1	843	496	486	26	SG
			2	748	479	462	15	SG
			<b>MW</b>	<b>795</b>	<b>488</b>	<b>474</b>	<b>21</b>	-
alloy 59	CMT	4,2	1	757	411	397	51	GW
			2	757	392	367	53	GW
			<b>MW</b>	<b>757</b>	<b>402</b>	<b>382</b>	<b>52</b>	-
	Puls-Mix	4,4	1	756	579	578	39	GW
			2	754	394	381	50	GW
			<b>MW</b>	<b>755</b>	<b>487</b>	<b>480</b>	<b>44</b>	-
	ILB	7,2	1	757	421	409	41	SG
			2	745	401	385	48	GW
			<b>MW</b>	<b>751</b>	<b>411</b>	<b>397</b>	<b>45</b>	-
alloy 617	CMT	3,5	1	762	342	315	62	SG
			2	759	.*	.*	59	SG
			<b>MW</b>	<b>761</b>	<b>342</b>	<b>315</b>	<b>61</b>	-
	Puls-Mix	4,1	1	761	.*	.*	68	GW
			2	756	373	355	49	SG
			<b>MW</b>	<b>759</b>	<b>373</b>	<b>355</b>	<b>59</b>	-
	ILB	5,8	1	762	375	360	53	GW
			2	766	282	176	51	SG
			<b>MW</b>	<b>764</b>	<b>329</b>	<b>268</b>	<b>52</b>	-

\*Bei diesen Proben konnten die Dehngrenzen aufgrund eines technischen Defektes am Dehnungsnehmer nicht ermittelt werden.

Anhang N: Ergebnisse der Biegeversuche an den Seitenbiegeproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 16 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	Biegewinkel [°]	Biegedehnung [%]	Rissort
alloy 600H	CMT	4,2	1	180	30	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	Puls-Mix	4,7	1	180	25	-
			2	180	28	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	ILB	7,0	1	180	28	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
alloy 625	CMT	4,4	1	180	30	-
			2	180	30	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>30</b>	
	Puls-Mix	4,7	1	180	28	-
			2	180	28	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	ILB	7,3	1	180	27	-
			2	180	28	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
alloy 59	CMT	4,2	1	180	30	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	Puls-Mix	4,4	1	180	28	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	ILB	7,2	1	180	27	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>27</b>	
alloy 617	CMT	3,5	1	180	27	-
			2	180	30	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	Puls-Mix	4,1	1	180	28	-
			2	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	
	ILB	5,8	1	180	28	-
			2	180	28	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>28</b>	

Anhang O: Ergebnisse der Biegeversuche an den Querbiegeproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 16 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	Biegewinkel [°]	Biegedehnung [%]	Rissort
alloy 600H	CMT	4,2	1	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>27</b>	-
	Puls-Mix	4,7	1	180	27	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>27</b>	-
	ILB	7,0	1	180	30	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>30</b>	-
alloy 625	CMT	4,4	1	180	43	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>43</b>	-
	Puls-Mix	4,7	1	180	37	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>37</b>	-
	ILB	7,3	1	180	43	-
			2	180	43	-
<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>43</b>	-			
alloy 59	CMT	4,2	1	180	37	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>37</b>	-
	Puls-Mix	4,4	1	180	33	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>33</b>	-
	ILB	7,2	1	180	33	-
			2	180	33	-
<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>33</b>	-			
alloy 617	CMT	3,5	1	180	28	-
			2	180	30	-
			<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>29</b>	-
	Puls-Mix	4,1	1	180	32	-
			2	180	30	-
	<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>31</b>	-		
ILB	5,8	1	180	35	-	
		2	180	32	-	
		<b>MW</b>	<b>180</b>	<b>33</b>	-	

## Anhang P: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche an den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 16 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	verbrauchte Schlagenergie KV <sub>2</sub> [J]	Bemerkungen
alloy 600H	CMT	4,2	1	258	-
			2	258	-
			<b>MW</b>	<b>258</b>	
	Puls-Mix	4,7	1	227	-
			2	224	-
			<b>MW</b>	<b>226</b>	
	ILB	7,0	1	231	-
			2	248	-
			<b>MW</b>	<b>240</b>	
alloy 625	CMT	4,4	1	171	-
			2	156	-
			<b>MW</b>	<b>164</b>	
	Puls-Mix	4,7	1	169	-
			2	165	-
			<b>MW</b>	<b>167</b>	
	ILB	7,3	1	175	-
			2	167	-
			<b>MW</b>	<b>171</b>	
alloy 59	CMT	4,2	1	146	-
			2	144	-
			<b>MW</b>	<b>145</b>	
	Puls-Mix	4,4	1	140	-
			2	132	-
			<b>MW</b>	<b>136</b>	
	ILB	7,2	1	146	-
			2	159	-
			<b>MW</b>	<b>153</b>	
alloy 617	CMT	3,5	1	172	-
			2	185	-
			<b>MW</b>	<b>179</b>	
	Puls-Mix	4,1	1	177	-
			2	162	-
			<b>MW</b>	<b>170</b>	
	ILB	5,8	1	181	-
			2	177	-
			<b>MW</b>	<b>179</b>	

Anhang Q: Ergebnisse der Querkzugversuche an den Flachzugproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 5 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,1}$ [MPa]	A [%]	Bruchlage
alloy 600H	CMT	6,4	1	603	261	250	48	GW
			2	552	225	213	47	GW
			<b>MW</b>	<b>577</b>	<b>243</b>	<b>231</b>	<b>48</b>	-
	Puls-Mix	7,2	1	589	256	242	49	GW
			2	593	251	234	45	GW
			<b>MW</b>	<b>591</b>	<b>254</b>	<b>238</b>	<b>47</b>	-
	ILB	8,3	1	565	228	216	47	GW
			2	549	228	217	48	GW
			<b>MW</b>	<b>557</b>	<b>228</b>	<b>216</b>	<b>48</b>	-
alloy 800H	CMT	5,4	1	541	266	257	36	GW
			2	528	262	251	34	GW
			<b>MW</b>	<b>534</b>	<b>264</b>	<b>254</b>	<b>35</b>	-
	ILB	13,7	1	504	283	273	23	SG
			2	547	271	258	36	GW
			<b>MW</b>	<b>525</b>	<b>277</b>	<b>265</b>	<b>29</b>	-

Anhang R: Ergebnisse der Biegeversuche an den Seitenbiegeproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 5 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	Biegewinkel [°]	Rissort
alloy 625	CMT	5,4	1	180	-
	Puls-Mix	7,4	1	180	-
	ILB	8,2	1	180	-
alloy 59	CMT	6,0	1	180	-
	Puls-Mix	6,9	1	180	-
	ILB	8,5	1	180	-

Anhang S: Ergebnisse der Biegeversuche an den Querbiegeproben aus den MSG-Verbindungsschweißungen (Blechdicke 5 mm)

Werkstoff	MSG-Prozess	$E_{\text{eff}}$ [kJ/cm]	Probe	Biegewinkel [°]	Rissort
alloy 600H	CMT	6,4	1	180	-
			2	180	-
	Puls-Mix	7,2	1	180	entlang SL zum GW
			2	-*	-*
	ILB	8,3	1	180	entlang SL zum GW
			2	180	entlang SL zum GW
alloy 625	CMT	5,4	1	180	-
	Puls-Mix	7,4	1	180	-
	ILB	8,2	1	180	-
alloy 59	CMT	6,0	1	180	-
	Puls-Mix	6,9	1	180	-
	ILB	8,5	1	180	-
alloy 800H	CMT	5,4	1	180	-
			2	180	-
	ILB	13,7	1	180	-
			2	180	-

\*Diese Probe konnte aufgrund eines technischen Defektes an der Biegemaschine nicht ausgewertet werden.

Anhang T: Schweißparameter für das Verbindungsschweißen der Trägerwerkstoffseite der sprengplattierten Bleche mit dem konventionellen MSG-Prozess

	$v_s$ [m/min]	$I_s$ [A]	$U_s$ [V]	$E$ [kJ/cm]
Wurzellage	22	165	20,8	9,4
Fülllage	30 - 33	256 - 270	24,0 - 24,2	11,8 - 12,4
Decklage	35	276	23,8	11,3