

Schlussbericht

zu dem IGF-Vorhaben

Verbesserung der Schweißbeignung von Ni-Basis-Schleuder- und Sandformguss

der Forschungsstelle(n)

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



Das IGF-Vorhaben 17.403 B der Forschungsvereinigung Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. wurde über die



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



aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Magdeburg, 17. November 2014

Ort, Datum

Dr.-Ing. Manuela Zinke

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

Danksagung

Das IGF-Vorhaben (IGF-Nr. 17.403 B / DVS-Nr. 01.081) 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 Energie (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	<i>MSS GmbH, Barleben</i>
Dipl.-Ing. G. W. Overbeck	<i>Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG, Lindlar</i>
Dipl.-Ing. B. Hoberg	<i>voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Hamm</i>
Dipl.-Ing. F. Grimm	<i>voestalpine Böhler Welding Germany GmbH, Hamm</i>
Dr.-Ing. T. Simon	<i>Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH, Radevormwald</i>
Dr.-Ing. S. Schultze	<i>Institut für Korrosions- und Schadensanalyse, Magdeburg</i>
Dr.-Ing. H. Hammelrath	<i>Otto Junker GmbH, Simmerath</i>
Dipl.-Ing. A. Richter	<i>pro-beam AG & Co. KGaA, Burg</i>
Dr.-Ing. F. Stahl	<i>Bilfinger Piping Technologies GmbH, Dortmund</i>
Dipl.-Ing. D. Rosenfeld	<i>Kraftanlagen München GmbH, Moosinning</i>
Dipl.-Ing. C. Matz	<i>Linde AG, Unterschleißheim</i>
Dipl.-Ing. S. Brodrecht	<i>MAT GmbH, Magdeburg</i>

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	3
Abbildungsverzeichnis	5
Tabellenverzeichnis	11
1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung	14
1.1 Anlass für den Forschungsantrag	14
1.2 Ausgangssituation	15
2 Stand der Technik	18
2.1 Einteilung von Heißrissen	18
2.2 Theorien zur Heißrissbildung beim Schweißen	20
2.3 Prüfung der Heißrissneigung	21
2.4 Schweißneigung der Ni-Basiswerkstoffe	25
2.5 Schweißmöglichkeit der Ni-Basiswerkstoffe	27
3 Forschungsziel und Lösungsweg	29
3.1 Forschungsziel.....	29
3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse	29
3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles.....	30
4 Präzisierung des Arbeitsplanes.....	33
5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik.....	37
5.1 Auswahl und Charakterisierung der Versuchsmaterialien	37
5.2 Geräte- und Messtechnik zum Schweißen	44
5.2.1 Manuelle Standardtechnologien (E-Hand, mWIG)	44
5.2.2 Spezielle Schweißtechnologien (vWIG, EB).....	44
5.3 Geräte- und Messtechnik für die Heißrissprüfverfahren	45
5.3.1 PVR-Test.....	45
5.3.2 Heißzugversuch	46
5.4 Prüftechnik für die Bestimmung der Schweißnahteigenschaften.....	47
6 Forschungsergebnisse	48
6.1 Charakterisierung der Sandform- und Schleudergusswerkstoffe.....	48
6.2 Bestimmung der Heißrissneigung mittels PVR-Test.....	60
6.2.1 Versuchsdurchführung	60
6.2.2 Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung	61
6.3 Ermittlung des BTR im Heißzugversuch	70
6.3.1 Versuchsdurchführung	70
6.3.2 Ergebnisse der Heißzugversuche	71
6.4 Schweißuntersuchungen mit manuellen Standardtechnologien (Lichtbogenhand- und manuelles WIG-Schweißen).....	81
6.4.1 Versuchsplan und -durchführung	81

6.4.2	Sicht- und PT-Prüfung der Decklagen	84
6.4.3	Lichtmikroskopische Untersuchungen	85
6.4.4	Mechanisch-technologische Prüfung.....	88
6.5	Zwischenauswertung/Werkstoffauswahl für weitere Arbeitspunkte	93
6.6	Schweißuntersuchungen mit speziellen Schweißtechnologien (vollmechanisiertes WIG- und Elektronenstrahlschweißen)	96
6.6.1	Untersuchungen zum vollmechanisierten WIG-Schweißen (vWIG)	96
6.6.2	Untersuchungen zum Elektronenstrahlschweißen	105
6.7	Verifikationsschweißung sowie Prüfung und Bewertung der Bauteilqualität.....	113
6.7.1	Versuchsdurchführung	113
6.7.2	Sicht- und PT-Prüfung	114
6.7.3	Durchstrahlungsprüfung	115
6.7.4	Lichtmikroskopische Untersuchungen	116
6.7.5	Mechanisch-technologische Prüfung.....	117
7	Gegenüberstellung der Ergebnisse mit den Zielsetzungen des ursprünglichen Forschungsantrages und Schlussfolgerungen aus den Forschungsergebnissen	121
8	Erläuterungen zur Verwendung der Zuwendungen.....	125
9	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der Forschungsergebnisse für kleine und mittelständische Unternehmen	126
10	Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen	127
11	Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft	128
12	Literatur.....	130

Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Bauteile aus Ni-Basisguss [2].....	14
Bild 2:	Gegenüberstellung der Heißrissanfälligkeit von mWIG- und MAG-Impulslichtbogenschweißungen an 16 mm dickem Knet- und Gusswerkstoff aus alloy 59.	16
Bild 3:	Gegenüberstellung des Mikrogefüges der Ni-Basislegierung alloy 59 in verschiedenen Anlieferungszuständen.....	16
Bild 4:	Gegenüberstellung der mittels Farbeindringprüfung bewerteten PVR-Proben des alloy 59 sowie von Oberflächenschliffen im Bereich der ersten Heißrisse.	17
Bild 5:	Schematische Darstellung der Duktilität eines Werkstoffes als Funktion der Temperatur [22]. Die gestrichelte Linie beschreibt einen Verformbarkeitsabfall im festen Zustand.	19
Bild 6:	Darstellung des Verformungsvermögens im BTR (TIS) [35].	21
Bild 7:	Prinzipielle Darstellung der PVR-Heißrissprüfung.....	22
Bild 8:	Schematische Darstellung der Durchführung und Auswertung beim Heißzugversuch nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42].....	24
Bild 9:	Mikrogefüge der Knetlegierung alloy 617 (links) und Heißrisse in einer PVR-Probe aus alloy 617 (rechts) [49].	26
Bild 10:	Anzahl der Wiederaufschmelzrisse (WAR) in Laser-Plasma-Hybridschweißungen am alloy 617 in Abhängigkeit der Streckenenergie [50].	26
Bild 11:	WAR in der WEZ einer PVR-Probe mit WIG-Umschmelzung am alloy 625 [49].	27
Bild 12:	Methodischer Ansatz bzw. Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch).	31
Bild 13:	PVR-Anlage am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF), Universität Magdeburg.	45
Bild 14:	Gleeble® 3500-Prüfsystem am IWF, Universität Magdeburg (links) und Arbeitskammer mit in Kupferbacken eingespannter Rundzugprobe für den Heißzugversuch (rechts).	46
Bild 15:	Makrogefüge ausgewählter Schleudergussmaterialien aus alloy 617 (Probe Z 524, links) und alloy 59 (Probe Z 523, rechts). Unterschiede in der Vergrößerung.....	48
Bild 16:	Makrogefüge ausgewählter Sandformgussmaterialien aus alloy 626 (Charge 6237, links) und alloy 59 (Charge 6014, rechts). Unterschiede in der Vergrößerung.....	48
Bild 17:	Querschliff über den gesamten Rohrwandquerschnitt von 26 mm (oben) einer geschleuderten Büchse aus alloy 59 (Probe Z 791) und REM-Aufnahmen fehlerbehafteter Oberflächenbereiche (unten).	49
Bild 18:	Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüges der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 im Anlieferungszustand.....	50

Bild 19:	REM-Aufnahme von Poren und Lunkern (links) und EDX-Ergebnisse zum Nachweis von Mikroseigerungen (rechts) in den Sandformgussmaterialien aus alloy 59.....	51
Bild 20:	Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüge der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 625 im Anlieferungszustand.....	52
Bild 21:	Inhomogene Gefügeausbildung über dickwandiges Schleudergussrohr (WD: 42 mm) aus alloy 625 (Probe N26625): Rohraußenseite (A) und Rohrrinnenseite (B).	53
Bild 22:	Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüge der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 617 im Anlieferungszustand.....	54
Bild 23:	Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Stickstoffgehalte der vorliegenden Guss- und Knetmaterialien.	56
Bild 24:	Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Sauerstoffgehalte der vorliegenden Guss- und Knetmaterialien.	56
Bild 25:	Flachzugproben ausgewählter Ni-Basis-Gussmaterialien.	57
Bild 26:	Kornfeinung der hoch Nb-haltigen Ni-Basisgusslegierung alloy 718 durch die Zugabe von Additiven (NbC) im Gießprozess [87].	58
Bild 27:	Gefügeausbildung des Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 im (A) lösungsgeglühten Ausgangszustand und (B) nach einer zusätzlichen Wärmebehandlung bei 1250°C für 8 h (Abschrecken im Wasser).	59
Bild 28:	Form und Abmessungen der eingeschweißten PVR-Proben der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien und Probenentnahme aus den Schleudergussrohren mit großer Wanddicke (26 und 42 mm). Angaben in mm. Prüfseite im PVR-Test (rot).	60
Bild 29:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung der Grundwerkstoffgefüge der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien.	62
Bild 30:	Gegenüberstellung der ersten Heißrisse (WAR nahe der Schmelzlinie) in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 59.	63
Bild 31:	Gegenüberstellung der ersten Heißrisse (WAR nahe der Schmelzlinie) in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 625.	64
Bild 32:	Gegenüberstellung der ersten Heißrisse in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 617.	65
Bild 33:	Lichtmikroskopische Aufnahmen flüssiger Korngrenzenfilme im Hochtemperaturbereich der WEZ in Zusammenhang mit der Bildung von Wiederaufschmelzrissen in PVR-Proben von (A, B) Sandformguss aus alloy 625 (Charge 6237) und (C, D) Sandformguss aus alloy 59 (Charge 6014).	66
Bild 34:	Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 59.	67
Bild 35:	Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 625.	68

Bild 36:	Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 617.	68
Bild 37:	Gegenüberstellung der PT-Prüfung der PVR-Proben des lösungsgeglühten Knetwerkstoffes und des Schleuderguss aus alloy 617 (Probe Z 524) im lösungsgeglühten Ausgangszustand und nach zusätzlicher Wärmebehandlung.	69
Bild 38:	Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung am Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 im lösungsgeglühten Ausgangszustand und nach zusätzlicher Wärmebehandlung (links) und Makrogefüge über die Rohrwanddicke von 16 mm (rechts).	69
Bild 39:	Probengeometrie für die Heißzugversuche (links) und schematische Darstellung der Probenentnahme aus dem Schleudergussrohr aus alloy 625, Ø 292/250 mm (rechts).	70
Bild 40:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der Heißzugversuche am Knetmaterial alloy 625 (links) mit den Ergebnissen von Lin <i>et al.</i> [46] (rechts).	72
Bild 41:	Gegenüberstellung der Ergebnisse der Heißzugversuche an (links) weichgeglühtem Knetwerkstoff und (rechts) Schleuderguss (ohne Wärmebehandlung) aus alloy 625.	73
Bild 42:	Bruchquerschnitt der Heißzugproben von Knet- (A bis C) und Gussmaterial (D bis F) aus alloy 625 am Beispiel verschiedener Prüftemperaturen beim Aufheizvorgang.	74
Bild 43:	Gegenüberstellung der Warmverformbarkeitskurven von Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 (links) und Mikrogefüge einer Heißzugprobe aus Schleuderguss nahe der Bruchzone bei 800°C - Aufheizphase (rechts).	75
Bild 44:	Mikrogefüge der Heißzugproben des Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 an der NDT- und NST-Temperatur.	76
Bild 45:	Bruchoberflächen repräsentativer Heißzugproben aus Knetmaterial aus alloy 625 und Probenlage in Bezug zur ermittelten Warmverformbarkeitskurve.	77
Bild 46:	Bruchoberflächen repräsentativer Heißzugproben aus Schleudergussmaterial aus alloy 625 und Probenlage in Bezug zur ermittelten Warmverformbarkeitskurve.	78
Bild 47:	Gegenüberstellung des Duktilitätsverhaltens in der WEZ beim Schweißen von Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 auf Basis der Ergebnisse des Heißzugversuches (schematisch).	79
Bild 48:	Fugenvorbereitung und Versuchsaufbau für das Schweißen der Guss- und Knetmaterialien mit den manuellen Standardtechnologien (E-Hand, mWIG).	81
Bild 49:	Probenentnahme aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen der Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 (links) und alloy 625 (rechts).	83
Bild 50:	Ergebnisse der PT-Prüfung an den manuellen Schweißverbindungen an Guss- und Knetmaterial aus alloy 59 (Bildausschnitt aus der Decklagenseite).	84

Bild 51:	Makroaufnahmen der Nahtquerschliffe der manuellen Schweißnähte (mWIG, E-Hand) an den Knet- und Gussmaterialien aus alloy 59 (Aufnahmen am Stereomikroskop).....	85
Bild 52:	Makroaufnahmen der Nahtquerschliffe der manuellen Schweißnähte (mWIG, E-Hand) an den Knet- und Gussmaterialien aus alloy 625 (Aufnahmen am Stereomikroskop).....	86
Bild 53:	Lichtmikroskopische Aufnahmen von Wiederaufschmelzrissen (WAR) in der WEZ der manuellen Schweißnähte an Sandform- und Schleuderguss aus alloy 59.....	87
Bild 54:	Lichtmikroskopische Aufnahmen von Wiederaufschmelzrissen (WAR) in der WEZ der manuellen Schweißnähte an Sandform- und Schleuderguss aus alloy 625.....	87
Bild 55:	REM-Aufnahmen der Rissoberfläche eines Wiederaufschmelzrisses (WAR) in der WEZ der mWIG-Schweißnaht am Schleuderguss (Probe Z 791) aus alloy 59.....	88
Bild 56:	Gegenüberstellung ausgewählter Seitenbiegeproben (SBB) aus den manuellen Schweißnähten an Knetwerkstoff und Schleuderguss aus alloy 59.....	89
Bild 57:	Gegenüberstellung der Quersugproben aus den manuellen Schweißnähten an alloy 59 mit Bruchort im GW (Knetlegierung) und der rissbehafteten WEZ (Schleuderguss).....	90
Bild 58:	Zusammenfassung der im Rahmen der Arbeitspunkte 1 bis 4 erzielten Forschungsergebnisse zu den Ursachen für das unterschiedliche Heißrissaufreten beim Schweißen der Ni-Basis-Guss- und Knetwerkstoffe.	94
Bild 59:	Variation der Fugengeometrie zur Verringerung des Schweißgutvolumens (links) und Erhöhung des Temperaturgradienten in der WEZ durch Einsatz der EB-Technologie (oben).	95
Bild 60:	Versuchsanordnung für das vWIG-Schweißen von Längs- und Rundnähten am Rohr (schematisch) und Versuchsaufbau am IWF, Universität Magdeburg.	96
Bild 61:	Untersuchte Fugengeometrien für das vollmechanisierte WIG-Schweißen.	98
Bild 62:	Optimierung der Fugengeometrie (Reduzierung des Flankenwinkels) anhand der Knetlegierungen aus alloy 617 (A, C) und alloy 59 (B).....	99
Bild 63:	vWIG-Schweißnähte am Schleudergussrohr aus alloy 617 mit einem Flankenwinkel von 15° (links) und 3° (Mitte) sowie Detailaufnahme (A) mit charakteristischer Lage der Heißrisse entlang der Korngrenzen unterhalb des Decklagenschweißgutes.....	100
Bild 64:	Ergebnisse der Temperaturmessungen in einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke bei Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Ø 0,8 und 1,2 mm)....	102
Bild 65:	Makroschliffe der vWIG-Schweißnähte am Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (S Ni 6617).....	102

Bild 66:	Ergebnisse der Temperaturmessungen in einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke bei Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur (50 °C und 120 °C).....	103
Bild 67:	Makroschliffe der vWIG-Schweißnähte am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 mit Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur.....	104
Bild 68:	Exemplarisches Rissauftreten in den vWIG-Schweißnähten am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 bei Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur.	104
Bild 69:	Schematische Darstellung der Versuchsanordnung für das EB-Schweißen und Versuchsaufbau zum Schweißen der I-Naht am Schleudergussrohr aus alloy 617.	105
Bild 70:	Gegenüberstellung einer EB-Schweißnaht mit gleichen Schweißparametern an Knetmaterial (links) und Schleuderguss (rechts) aus alloy 617. Unterschiede in der Vergrößerung.	106
Bild 71:	Rissbildung entlang der senkrecht verlaufenden Korngrenzen des Gussgefüges im risskritischen Bereich unterhalb des Nagelkopfes der EB-Schweißnähte.....	107
Bild 72:	Charakteristisches Rissauftreten in den EB-Schweißnähten am Knetmaterial (links) und Schleuderguss (rechts) aus alloy 617. Auswertung an je 5 Schweißnähten.	107
Bild 73:	Ergebnisse der statistischen Versuchsauswertung (Software <i>Minitab</i>) zur Ableitung optimierter Parameter für das EB-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617. Auswertung anhand von 16 Parametersätzen.....	108
Bild 74:	Aufnahmen der Deck- und Wurzellagenseite (A, B) und PT-geprüfte Decklage (C) der Stumpfnahht am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	108
Bild 75:	Querschliffe der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	109
Bild 76:	Ergebnisse der Zugversuche und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Grundwerkstoffproben aus dem Schleudergussrohr aus alloy 617 (Schmelze 81-0307).....	110
Bild 77:	Spannungs-Dehnung-Kurven und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Zugproben aus der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.	110
Bild 78:	Aufnahmen der Prüfflächen der Seitenbiegeproben aus der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.	112
Bild 79:	Probenentnahme aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Rohr	114
Bild 80:	Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr (Ø 222/190 mm) aus alloy 617 als Rundnaht mit dem vollmechanisierten WIG-Schweißen.	115
Bild 81:	PT-Prüfung der Decklagen- und Wurzellagenseite der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	115
Bild 82:	Makroaufnahmen der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617 im Nahtquerschliff.....	116

Bild 83:	Mikroaufnahmen ausgewählter Nahtquerschliffe der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	117
Bild 84:	Ergebnisse der Zugversuche und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Zugproben aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.	118
Bild 85:	Aufnahmen der Prüfflächen der Seitenbiegeproben aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	119
Bild 86:	Probenlage (nach DIN EN ISO 9016 [78]) der Kerbschlagproben aus der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617.....	119
Bild 87:	Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagproben aus der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617. Probenlage im Schweißgut (links) und an der Schmelzlinie (rechts).....	120

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Heißrissprüfungen, Rissarten, Anwendungen [42].	22
Tabelle 2: Kenngrößen im Heißzugversuch nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42].	25
Tabelle 3: Versuchswerkstoffe im Forschungsprojekt.	33
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften ^e der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 59 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm ^a und Angaben der Werkstoffhersteller ^b .	39
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften ^f der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 625 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm ^a und Angaben der Werkstoffhersteller ^b .	40
Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften ^d der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 617 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm ^a und Angaben der Werkstoffhersteller ^b .	41
Tabelle 7: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der für die Versuche verwendeten Ni-Basissschweißzusätze laut Angaben ^a des Zusatzwerkstoffherstellers.	42
Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten Ni-Basissschweißzusätze laut Norm ^a und Richtwerten des Werkstoffherstellers.	43
Tabelle 9: Eingesetzte Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen an den Guss- und Knetmaterialien.	47
Tabelle 10: Ergebnisse der Härtemessungen HV 0,2 an den vorliegenden Guss- und Knetmaterialien (Mittelwerte aus 5-10 Messwerten).	55
Tabelle 11: Ergebnisse der Zugversuche (bei RT) an Flachzugproben aus ausgewählten Gussmaterialien und Herstellerangaben für die untersuchten Knetwerkstoffe.	57
Tabelle 12: Prüfparameter im PVR-Test mit WIG-Umschmelzung der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien (Blindraupe).	61
Tabelle 13: Versuchsparameter für den Heißzugversuch.	71
Tabelle 14: Ergebnisse der Heißzugversuche der geprüften Versuchsmaterialien und vorhergehende Ergebnisse von Lin <i>et al.</i> [46].	75
Tabelle 15: Randbedingungen für das Schweißen der Guss- und Knetmaterialien mit den manuellen Standardverfahren (E-Hand, mWIG).	82
Tabelle 16: Schweißparameter für das E-Hand- und mWIG-Schweißen (Füll- und Decklagen) an den Guss- und Knetmaterialien. Mittelwerte über alle Raupen einer Schweißnaht.	83

Tabelle 17: Ergebnisse der Rissauswertung der manuellen Schweißnähte an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 und alloy 625 anhand von mehreren Nahtquerschliffen.	88
Tabelle 18: Abmessungen der Seitenbiegeproben aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 5173 [77].	88
Tabelle 19: Prüfbedingungen der Seitenbiegeprüfung an den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen nach DIN EN ISO 5173 [77].	89
Tabelle 20: Ergebnisse der Seitenbiegeprüfung (SBB) an den manuellen Schweißnähten an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 und alloy 625.	90
Tabelle 21: Abmessungen der Flachzugproben aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 4136 [94].	90
Tabelle 22: Ergebnisse der Querschugversuche an den manuellen Schweißverbindungen (E-Hand, mWIG) am Schleuderguss- und Knetmaterial aus alloy 59.	91
Tabelle 23: Abmessungen der Kerbschlagproben aus den E-Hand- und manuellen WIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 148-1 [79].	91
Tabelle 24: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung der E-Hand- und mWIG-Schweißnähte (Kerblage im Schweißgut) an Guss- und Knetmaterial aus alloy 59 und alloy 625.	92
Tabelle 25: Randbedingungen für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Gussmaterialien im Vergleich zum manuellen WIG-Schweißen im Arbeitspunkt 4.	98
Tabelle 26: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Flankenwinkels (Rundnaht an Rohrabschnitten).	100
Tabelle 27: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Flankenwinkels (Rundnaht an Rohrabschnitten).	101
Tabelle 28: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Längsnaht an Rohrsegmenten).	101
Tabelle 29: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Längsnaht an Rohrsegmenten).	102
Tabelle 30: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 59 mit Variation der Zwischenlagentemperatur (Längsnaht an Rohrsegmenten).	103
Tabelle 31: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 59 mit Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur (Längsnaht an Rohrsegmenten).	104

Tabelle 32: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts in der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.	109
Tabelle 33: Abmessungen der Rundzugproben aus der EB-Schweißnaht.	109
Tabelle 34: Ergebnisse der Querschugversuche an der EB-Naht am Schleuderguss aus alloy 617 im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff (Schmelze 81-0307).	111
Tabelle 35: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung an der optimierten EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.	112
Tabelle 36: Randbedingungen und Fugengeometrie für die vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.	113
Tabelle 37: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Rundnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617 (Verifikationsschweißung).	114
Tabelle 38: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts in der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617.	117
Tabelle 39: Ergebnisse der Querschugversuche an der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleuderguss aus alloy 617 im Vergleich zur EB-Naht und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff (Schmelze 81-0307).	118
Tabelle 40: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung an der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.	120

1 Wissenschaftlich-technische und wirtschaftliche Problemstellung

1.1 Anlass für den Forschungsantrag

Gussstücke aus Ni-Basislegierungen machen weniger als 1 % der von der chemischen Industrie eingesetzten Gussstücke aus. Bauteile aus diesen Legierungen sind jedoch in Form von Pumpen, Ventilen, Fittings, Lüfterschaufeln oder Rohren ein wesentlicher Teil im Apparate- und Anlagenbau für viele chemische und energetische Prozesse [1]. Einige Anwendungsbeispiele zeigt das Bild 1.

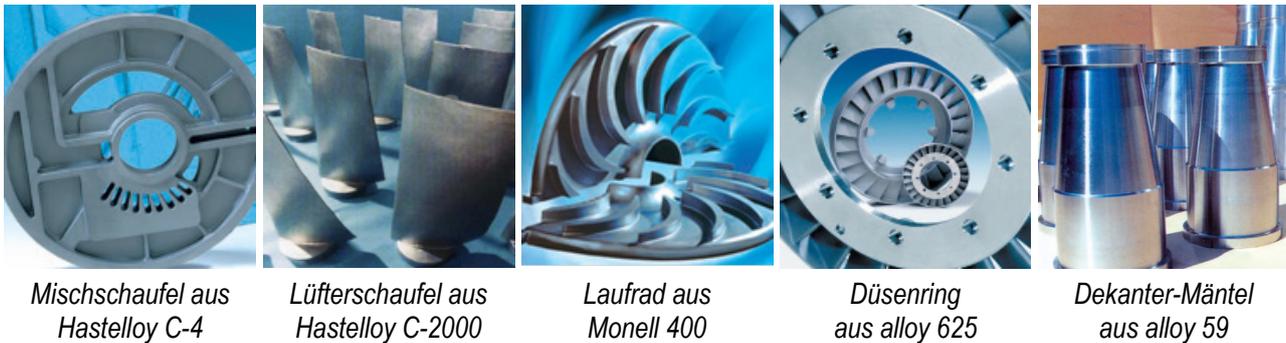


Bild 1: Bauteile aus Ni-Basisguss [2].

Durch die Forderungen nach immer höheren Korrosionsbeständigkeiten in diesen Bereichen steigt trotz der hohen Werkstoffkosten die Nachfrage nach maßgeschneiderten Gussmaterialien. Häufig werden diese Legierungen zunächst als Knetwerkstoffe entwickelt und von den Gießereien, wenn sich eine entsprechende Nachfrage der Kunden einstellt, als Gusswerkstoffe in Form von Schleuder-, Sandform- oder Feinguss adaptiert [3]. Aktuelle Beispiele sind alloy 59 (NiCr23Mo16Al, W.-Nr. 2.4605), alloy 625 (NiCr22Mo9Nb, W.-Nr. 2.4856), alloy 800 (X10CrNiAlTi 32 20, W.-Nr. 1.4876), alloy C22 (NiCr21Mo14W, W.-Nr. 2.4602) oder alloy 617 (NiCr23Co12Mo, W.-Nr. 2.4663). Die Herstellung von Komponenten aus Ni-Basisguss stellt besondere Anforderungen und ist in der Regel schwieriger als bei Teilen aus Edelstahlguss. Als Hauptprobleme erweisen sich die hohe Neigung zur Gasaufnahme sowie die geringe Toleranz gegenüber Verunreinigungen. [1]

Das Schweißen wird bei den Gusswerkstoffen entweder als Konstruktionsschweißen zur Fertigung von Baugruppen, die zu groß oder zu kompliziert sind, um sie in einem Stück zu gießen, oder als Fertigungsschweißen zur Reparatur bzw. Instandhaltung defekter Gussbauteile angewendet. Ein Großteil der Literatur zum Schweißen von Ni-Basis-Gusslegierungen orientiert sich an der Schweißmetallurgie der Knetwerkstoffe, die jedoch durch ein homogeneres und feinkörnigeres Gefüge gekennzeichnet sind. Während sich die Chemie der Knetmaterialien in den meisten Fällen erfolgreich auf die Gusswerkstoffe übertragen lässt, zeigten sich deutliche Wissensdefizite im Hinblick auf die Schweißmetallurgie der Guss- gegenüber den Knetlegierungen. [4]

Da es sich bei den Ni-Basis-Gusslegierungen um einphasige austenitische Werkstoffe handelt, ist beim Schweißen von einer sehr hohen Neigung zu Heißrissen auszugehen. Das Einstellen sehr geringer Gehalte an verunreinigenden Elementen, wie Blei, Wismut, Zinn, Antimon, Schwefel, Phosphor und Bor, senkt die Heißrissanfälligkeit. Hierbei ist aber nicht klar, welche Verunreinigung bzw. welche Kombination von Verunreinigungen die eigentliche Ursache für die beim Schweißen auftretenden Heißrisse sind. Bei extra reinen Nickel-Basislegierungen ist die Gefahr der Heißrissbildung jedoch deutlich reduziert. Diese

hohe Reinheit lässt sich in einer Gießerei jedoch weder wirtschaftlich noch praktisch darstellen. [2]

Ein Vergleich von gegossenen und warmgewalzten Ni-Basislegierungen [5] offenbart zudem, dass die quasi in einem Fertigungsschritt hergestellten Gusslegierungen infolge der beim Gießen auftretenden langsamen Abkühlgeschwindigkeiten stärkere Gefügeinhomogenitäten, wie Seigerungen, intermetallische Ausscheidungen und nichtmetallische Einschlüsse, sowie ein deutlich gröberes Korn aufweisen. Deshalb sind ihre Korrosionsbeständigkeit und die mechanisch-technologischen Eigenschaften meistens, aber nicht immer, geringer als die der äquivalenten Knetlegierungen (vgl. Tabelle 4 bis Tabelle 6).

Diese Besonderheiten ließen einen signifikanten Einfluss auf die Schweißbarkeit und insbesondere die Heißrissbeständigkeit der Ni-Basis-Gusswerkstoffe vermuten.

1.2 Ausgangssituation

Für das Schweißen von vollaustenitischen gewalzten Ni-Basislegierungen gibt es aufgrund der bedingten Schweißbarkeit einschlägige Regelwerke, in denen z. B. eine Begrenzung der Streckenenergie bzw. der Wärmeeinbringung, der Zwischenlagentemperaturen sowie die Anwendung der Strichraupentechnik gefordert werden. Mit diesen Vorgaben lassen sich trotz der aus schweißmetallurgischer Sicht ungünstigen Eigenschaften Schweißungen in der geforderten Qualität herstellen.

Die Empfehlungen zum Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe orientieren sich in Ermangelung anderer Informationen an den Empfehlungen für die Knetlegierungen. Dies wird z. B. am Werkstoffdatenblatt für den Märker[®] Alloy 59 [6] ersichtlich, der das Äquivalent zur Knetlegierung Nicrofer[®] 5923 hMo darstellt. Gemäß diesem Datenblatt kann der Märker[®] Alloy 59 mit allen für Ni-Basiswerkstoffe genutzten konventionellen Schweißprozessen, wie WIG-, Plasma-, MIG/MAG-Impulslichtbogen- und Lichtbogenhandschweißen, artgleich geschweißt werden. Zum Schweißen sollen die allgemeinen Verarbeitungsrichtlinien für solche Werkstoffe Beachtung finden [7].

Grundlegende Voruntersuchungen am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF) zur Schweißbarkeit von Sand- und Schleuderguss aus Märker[®] Alloy 59 offenbarten jedoch eine deutlich höhere Anfälligkeit zur Bildung von Wiederaufschmelzrissen (WAR) beim Einsatz der Lichtbogenverfahren gegenüber der Knetlegierung trotz nahezu gleicher chemischer Zusammensetzung in den Legierungselementen. Bild 2 zeigt dies beispielhaft für das manuelle WIG-Schweißen und das vollmechanisierte MAG-Impulslichtbogen-schweißen an V-Nähten mit einem Öffnungswinkel von 70°. Die Schweißungen erfolgten mit nahezu konstanten Schweißparametern. Die Bleche bzw. Gussstücke wurden zum Zwecke einer hohen Dehn- und Schrumpfbegrenzung zuvor auf eine ferritische Stahlplatte aufgeschweißt.

Knetlegierung

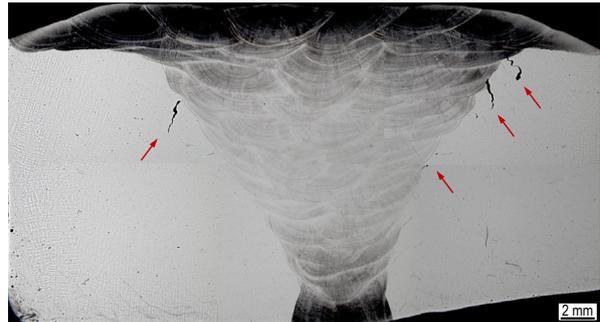


mWIG (E = 4,0-8,4 kJ/cm)

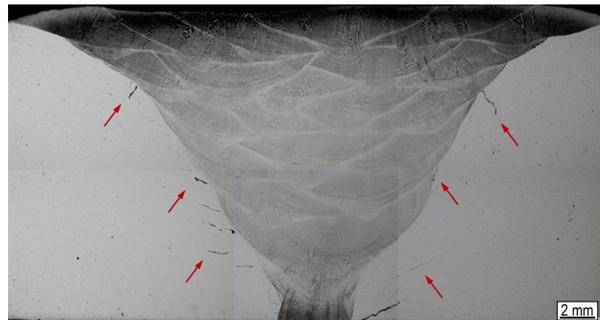


MAG-ILB (E = 5,5-6,6 kJ/cm)

Sandformguss



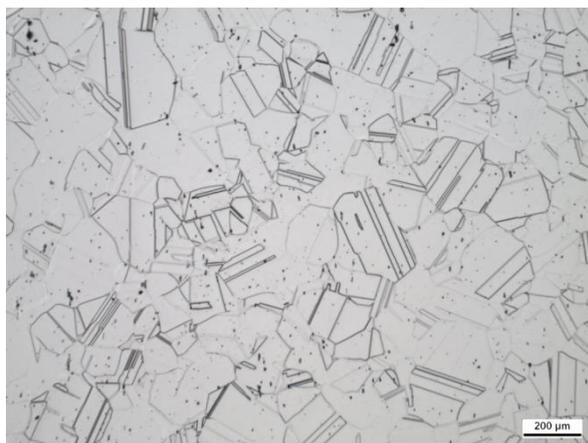
mWIG (E = 4,5-8,9 kJ/cm)



MAG-ILB (E = 4,4-7,4 kJ/cm)

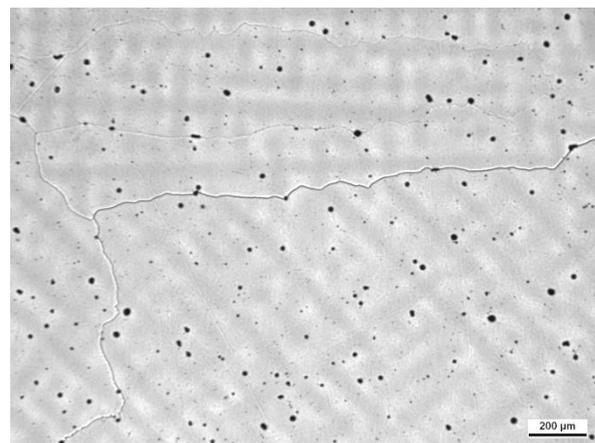
Bild 2: Gegenüberstellung der Heißrissanfälligkeit von mWIG- und MAG-Impulslichtbogenschweißungen an 16 mm dickem Knet- und Gusswerkstoff aus alloy 59.

Signifikante Unterschiede zwischen den Knet- und Gussmaterialien aus alloy 59 waren ein signifikant gröberes Korn des Gussgefüges sowie ein höherer Stickstoff- und Sauerstoffgehalt und daraus resultierende nichtmetallische oxidische Einschlüsse bzw. Porosität. Der Sandformguss wies im Vergleich zum Schleuderguss bzw. zur Knetlegierung einen deutlich höheren Sauerstoffgehalt auf (Bild 3).



Knetlegierung

(Stickstoffgehalt: 190 ppm , Sauerstoffgehalt: 5 ppm)



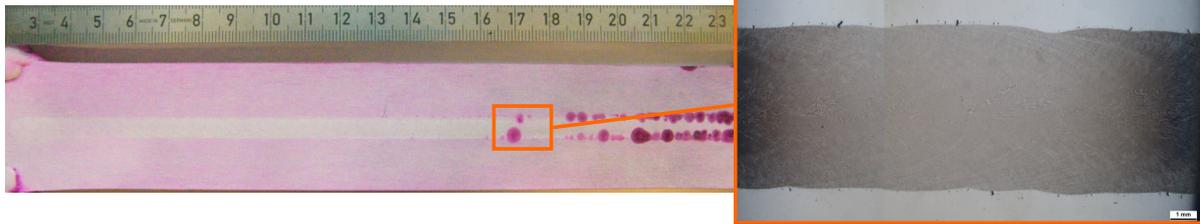
Sandformguss

(Stickstoffgehalt: 710 ppm, Sauerstoffgehalt: 270 ppm)

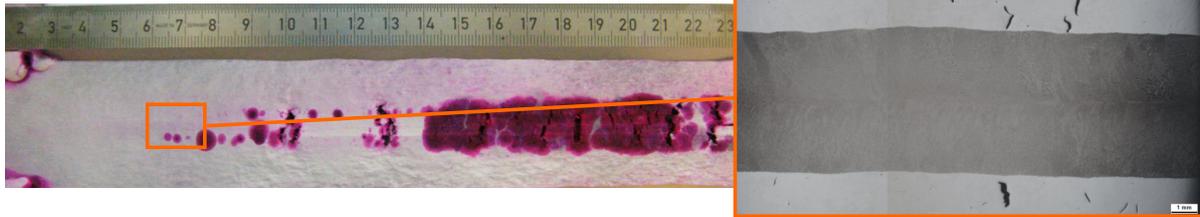
Bild 3: Gegenüberstellung des Mikrogefüges der Ni-Basislegierung alloy 59 in verschiedenen Anlieferungszuständen.

Die Heißrissprüfung mit dem Programmierten-Verformungsriß-Test (PVR-Test) bestätigte das Ergebnis im Hinblick auf das stark unterschiedliche Heißrissaufreten der Knet- und Gussmaterialien aus alloy 59 (Bild 4). Als erste Heißrisse traten in beiden Werkstoff-

modifikationen Wiederaufschmelzrisse (WAR) beidseitig nahe der Schmelzlinie der WIG-Umschmelzung auf der PVR-Probe auf.



Knetlegierung (Stickstoffgehalt: 190 ppm , Sauerstoffgehalt: 5 ppm)



Schleuderguss (Stickstoffgehalt: 563 ppm, Sauerstoffgehalt: 7 ppm)

Bild 4: Gegenüberstellung der mittels Farbeindringprüfung bewerteten PVR-Proben des alloy 59 sowie von Oberflächenschliffen im Bereich der ersten Heißrisse.

2 Stand der Technik

Die schweißtechnische Verarbeitung von hochfesten und korrosionsbeständigen Stählen bzw. Stahlguss [8], Aluminium- und Titanlegierungen [9, 10] sowie Ni-Basislegierungen [11, 12] ist durch ihre Sensibilität gegenüber dem Auftreten von Heißrissen in den Schweißgütern und in der Wärmeeinflusszone (WEZ) der Grundwerkstoffe häufig als problematisch einzustufen. So sind Risse, gleichgültig ob Heiß- oder Kaltrisse, nach DIN EN 5817:2014 [13] in Lichtbogenschweißverbindungen selbst nach der geringsten Bewertungsgruppe unzulässig und stellen in dynamisch beanspruchten Bauteilen generell die gefährlichste Schweißnahtunregelmäßigkeit dar [14]. Mikrorisse, laut der genannten Norm [13] Risse, die erst bei 50facher Vergrößerung unter dem Mikroskop sichtbar sind, sind in der Bewertungsgruppe D dagegen zulässig. Auch in den Bewertungsgruppen C und B können Mikrorisse zulässig sein. Dies hängt von der Art und vor allem der Rissanfälligkeit des Grundwerkstoffes ab [13]. Mikroheißrisse in Schweißnähten sind mit den etablierten zerstörungsfreien Prüfmethoden jedoch kaum detektierbar, so dass sie entweder als Folge ihrer Kerbwirkung erst nach mehreren Jahren [15] oder, mehr oder weniger zufällig, in metallographischen Schliffen von Arbeitsproben sichtbar werden. Da die o. g. Werkstoffe aufgrund ihrer spezifischen Eigenschaften meist keine Alternativen zulassen, sind Kenntnisse zur Heißrissanfälligkeit der zu verbindenden Werkstoffe und des entstandenen Schweißgutes sowie die Auswirkungen des Schweißverfahrens auf den Werkstoff somit essentiell.

Da im Mittelpunkt des Forschungsprojektes eine Verbesserung der Schweißeignung von Ni-Basis-Gusslegierungen unter Berücksichtigung neuester Erkenntnisse zur Heißrissentstehung steht, wird an dieser Stelle zunächst auf die Phänomenologie der Heißrisse eingegangen. Hierfür existiert in der Literatur ein breiter Kenntnisstand, der jedoch aufgrund der hohen Komplexität des Phänomens hauptsächlich auf vereinfachten Modellen basiert. Anschließend erfolgt eine Literaturlauswertung zu den werkstofflichen Grundlagen sowie zur Schweißbarkeit der Ni-Basis-Knet- und Gusswerkstoffe.

2.1 Einteilung von Heißrissen

Heißrisse werden nach DIN EN ISO 17641-1:2004 [16] als *„Werkstofftrennungen, die bei hohen Temperaturen längs der Korngrenzen (Dendritengrenzen) auftreten, wenn die Größe der Dehnungen und der Dehngeschwindigkeit ein bestimmtes Niveau überschreiten“* definiert. Neben der Definition in der Normung findet man in der Fachliteratur auch die Beschreibung der Heißrisse als verformungslose Werkstofftrennungen im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes, die im Erstarrungsintervall im Verlauf und nach Beendigung der Schweißung entstehen können. [17–20].

Bei der Untersuchung von Heißrissen wird zwischen Entstehungsform und Entstehungsart unterschieden. Dabei wird zwischen folgenden drei Arten auf Basis des Entstehungsortes unterschieden: Erstarrungsrisse (ER), Wiederaufschmelzrisse (WAR) und Risse durch Verformbarkeitsabfall, auch als Ductility Dip Cracks (DDC) bezeichnet. [21]

Des Weiteren erfolgt nach Hemsworth *et al.* [22] die Unterteilung der drei Rissarten in zwei Haupttypen, welche in unterschiedlichen Temperaturbereichen auftreten (Bild 5). Dem Typ 1 werden Risse durch Seigerungen (ER, WAR) zugeordnet. Typ 2 sind Risse durch Verformbarkeitsabfall (DDC), die in einem Temperaturbereich deutlich unterhalb der Solidustemperatur auftreten.

Heißrisse des Typs 1 sind an das Vorhandensein flüssiger niedrigschmelzender Phasen auf den Korn- bzw. Dendritengrenzen gebunden, die sich infolge von Seigerungs- vorgängen gebildet haben [23]. Aufgrund ihres aufgeschmolzenen Zustandes verliert der Werkstoff an Duktilität und ist nicht mehr in der Lage, Zugspannungen, wie sie während des Abkühlvorganges eines Schweißprozesses auftreten, zu übertragen. Es kommt an entsprechender Stelle zu einer submikroskopischen Gefügeaufweitung, dem Heißriss [17]. Heißrisse des Typs 1 (ER, WAR) entstehen im Schmelzintervall oder knapp unterhalb der Solidustemperatur.

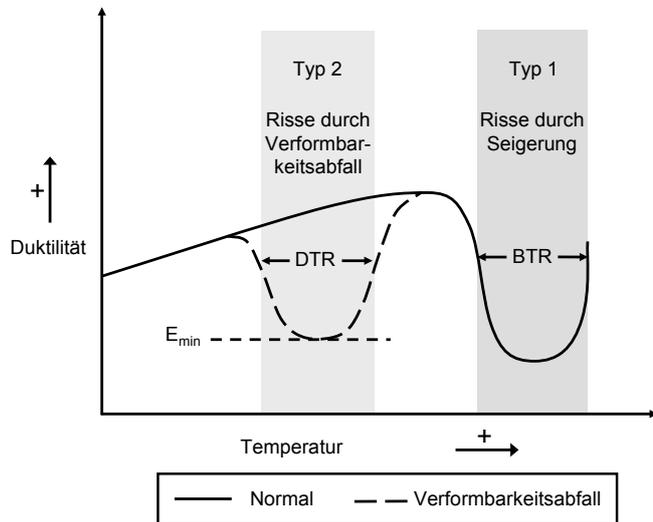


Bild 5: Schematische Darstellung der Duktilität eines Werkstoffes als Funktion der Temperatur [22]. Die gestrichelte Linie beschreibt einen Verformbarkeitsabfall im festen Zustand.

Erstarrungsrisse (ER) bilden sich im Schweißgut bei der Erstarrung des flüssigen Schmelzbades. Bei der Kristallisation entstehen sie aus der flüssigen Phase und dehnen sich üblicherweise bis zur Oberfläche des Schweißgutes aus. Erkennbar sind sie häufig mithilfe einer Lupe oder teilweise auch mit bloßem Auge (Mittensrisse, Endkratterrisse). Dadurch ist es möglich Oberflächenrissprüfverfahren z. B. PT-Prüfung anzuwenden. [21]

Wiederaufschmelzrisse (WAR) entstehen während des Schweißvorganges in der Wärmeinflusszone (WEZ) des Grundwerkstoffes beim Aufheizen und in der Abkühlphase. Weiterhin können sich Wiederaufschmelzrisse im Schweißgut von Mehrlagenschweißungen bilden, wenn dieses erneut durch Folgeraupen thermisch beeinflusst wird. Meist sind diese Risse direkt mit der Schmelzlinie verbunden und verfügen teilweise über Verzweigungen, die über die Schmelzlinie in das Schweißbad verlaufen. Die Entstehung von WAR ist immer mit dem Auftreten flüssiger Phasen auf den Korngrenzen verbunden. Die Ursachen derartiger Phasen sind vielfältig. Ihre Bildung kann u. a. auf Seigerungen, niedrigschmelzende Eutektika sowie auf konstitutionelle Unterkühlung durch Ausscheidungen auf den Korngrenzen zurückgeführt werden. Aufgrund der zumeist mikroskopischen Dimensionen lassen sich Wiederaufschmelzrisse nur bedingt mit zerstörungsfreien Prüfverfahren auffinden. [21, 24, 25]

Ductility Dip Cracks (DDC) sind Heißrisse, die beim Schweißen durch eine Verminderung der Verformbarkeit infolge hoher Temperaturen in der WEZ des Grundwerkstoffes oder des Mehrlagenschweißgutes in einiger Entfernung von der Schmelzlinie entstehen [21]. Diese interkristallinen Trennungen bilden sich im festen Zustand und sind unmittelbar nach dem Schweißen vorhanden. Jedoch werden bei dieser Rissart die Korngrenzen nicht an-

geschmolzen. Dieser Risstyp ist somit eher einer Sonderform der Heißrissbildung zuzuordnen und von Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen zu unterscheiden [23, 26, 27]. Die Entstehung von DDC ist nach [28, 29] auf ein Korngrenzengleiten im Bereich der Rekristallisationstemperatur oder spannungsinduzierte Ausscheidungsvorgänge zurückzuführen. Ein grobkörniges Gefüge ist anfälliger als ein feinkörniges Gefüge [30], was auf eine höhere Anfälligkeit von Schweißgütern und Gusswerkstoffen im Vergleich zum Knetmaterial schließen lässt. Zu unterscheiden sind DDC von den Wiedererwärmungsrisse, die sich während der thermischen Behandlung nach dem Schweißen, z. B. beim Spannungsarmglühen oder im Betriebseinsatz, bei entsprechend hohen Temperaturen bilden [21]. Ebenso wie die Wiederaufschmelzrisse, sind DDC aufgrund ihrer geringen Ausmaße den Mikrorissen zuzuordnen. Eine Detektion mittels zerstörungsfreier Prüfverfahren ist daher nur bedingt möglich [25].

2.2 Theorien zur Heißrissbildung beim Schweißen

Zum grundlegenden Verständnis des Heißrissphänomens sind seit den 50er Jahren eine Vielzahl an Untersuchungen durchgeführt und Theorien zur Entstehung von Heißrissen entwickelt worden. Zur Beschreibung der Entstehung von Heißrissen des Typs 1 können die von der Fachwelt anerkannten Theorien bzw. Modelle von *Borland* [31, 32], *Prokhorov* [33–37], das ROF-ROS-Modell [38, 39] oder das RDG-Kriterium [40] herangezogen werden. Es existieren jedoch viele weitere Modelle, die durch die Weiterentwicklung oder die Kombination vorhergehender Theorien entstanden sind. Die verschiedenen Ansätze können nach [41] und [25] wie folgt unterteilt werden:

- Modelle, die von einem spröden Materialzustand zum Zeitpunkt der Heißrissentstehung ausgehen (z. B. *Prokhorov*),
- Modelle, die die Tendenz zur Heißrissbildung direkt mit der Möglichkeit zur Nachspeisung der Erstarrungsschrumpfung gegenüberstellen (z. B. ROF-ROS-Modell),
- Modelle, bei denen auch thermomechanische Schrumpfungen berücksichtigt werden (z. B. RDG-Kriterium).

Theorie von *Prokhorov*

Die von *Prokhorov* [34] entwickelte Heißrisstheorie schätzt anhand der kinetischen Theorie der "Technologischen Festigkeit" die Wahrscheinlichkeit gegenüber dem Auftreten von Heißrissen ab. Hierbei wird ein Zusammenhang zwischen werkstofflichen Einflussgrößen und thermomechanischen Zugbeanspruchungen zur Erstarrungsrissbildung hergestellt. Der von *Prokhorov* [34] eingeführte Begriff der "Technologischen Festigkeit" beschreibt die Fähigkeit eines Metalles seine atomaren Bindungen zu bewahren. Er geht davon aus, dass jeder Werkstoff im Bereich der Soliduslinie ein "Temperaturintervall der Sprödigkeit", (TIS) besitzt, in der englischen Literatur auch als Brittle Temperature Range (BTR) bezeichnet. In diesem kritischen Temperaturintervall nahe der Solidustemperatur ist das Verformungsvermögen des Werkstoffes infolge des Auftretens flüssiger Phasen stark vermindert, so dass beim Überschreiten einer kritischen Dehngeschwindigkeit interkristalline Werkstofftrennungen entstehen können. Erstarrungsrisse entstehen somit, wenn die in erster Näherung linear verlaufende Dehnkurve (ϵ), die sich aus Anteilen der Formänderung und der freien Schrumpfverformung zusammensetzt, die Kurve des Verformungsvermögens schneidet (Bild 6).

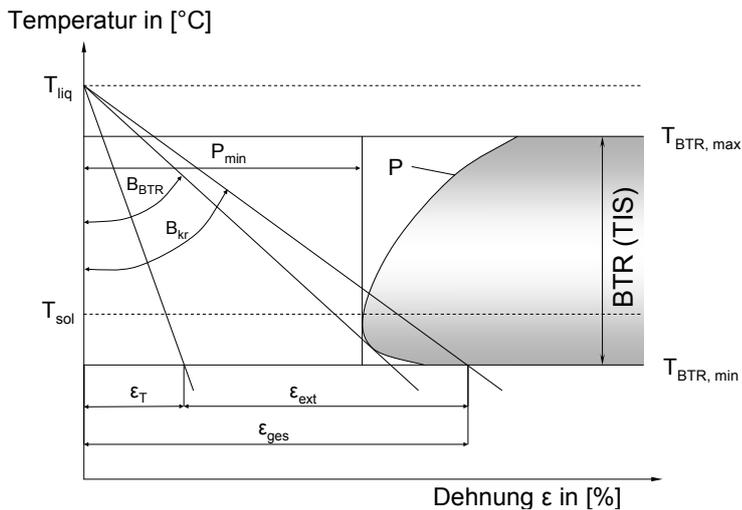


Bild 6: Darstellung des Verformungsvermögens im BTR (TIS) [35].

Die Wahrscheinlichkeit des Entstehens von Heißrissen hängt laut *Prokhorov* [34] von den folgenden Faktoren ab:

- Dehngeschwindigkeit $B = d\varepsilon/dT$ des Metalles im TIS (u. a. abhängig von der Wärmeausdehnung, der Steifigkeit der Konstruktion, der Wärmeausbreitung),
- minimales Verformungsvermögen P_{min} des Metalles 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 $B_{kr} [\%/K] \approx P_{min}/TIS$ bzw. $d\varepsilon/dT$ überschritten werden. Dieser ermittelte Zusammenhang erlaubt folglich eine Abschätzung der Einflüsse von thermischen Prozessen, Schmelzbadformen und räumlichen Kristallisations-schemata auf die Heißrissneigung eines Werkstoffes. Nach *Prokhorov* [34] wird durch die Steigerung der Streckenenergie beim Lichtbogenschweißen die innere Verformung in der Nähe des Schmelzbades und somit die Wahrscheinlichkeit der Bildung von Erstarrungsrisen im Schweißgut erhöht.

2.3 Prüfung der Heißrissneigung

Eine Bewertung der Heißrissanfälligkeit erfolgt mit Hilfe geeigneter Prüfverfahren, die in DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] sowie im nationalen DVS-Merkblatt 1004-2:1996 [43] unterteilt und beschrieben werden. Die Heißrissprüfverfahren selbst lassen sich in zwei große Gruppen unterscheiden, den Prüfverfahren mit selbstbeanspruchenden und mit fremdbeanspruchten Proben. Die Beurteilung der Heißrissanfälligkeit durch Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben erfolgt anhand spezieller quantitativer Bewertungskriterien in Bezug zur Heißrisstheorie von *Prokhorov* [34]. Diese betrachten die komplexe Wirkung des Schweißprozesses auf die Kristallisation des Schmelzbades unter Berücksichtigung der werkstofflichen, technologischen und konstruktiv bauteilbedingten Eigenschaften. Die Aussagefähigkeit eines speziellen Kriteriums zur Quantifizierung der Heißrissneigung ist damit von der Art des Versuchsaufbaues, dem Proben- und Prüfaufwand sowie den aus der Versuchsdurchführung ableitbaren Bewertungskriterien abhängig.

Der Programmierete-Verformungs-Riss-(PVR)-Test gehört zur Gruppe der fremdbeanspruchten Prüfverfahren und ist neben dem Vareststraint/Transvareststraint-Test und dem Heißzugversuch einer der drei in der oben genannten Norm [42] aufgeführten Heißrissprüfverfahren, siehe Tabelle 1.

Tabelle 1: Heißrissprüfungen, Rissarten, Anwendungen [42].

Prüfung	Rissart	Ergebnis	Anwendungen
Vareststraint	Erstarrung	L_{tot} , BTR	Grundwerkstoff, Auswahl und Zulassung
	Wiederaufschmelzung	L_{tot}	Schweißgut, Auswahl und Zulassung
	Verformbarkeitsabfall	L_{tot}	Schweißverfahren
Transvareststraint	Erstarrung	L_{tot}	Auswahl des Schweißgutes Schweißverfahren
	Erstarrung	v_{kr}	Werkstoffauswahl
PVR-Test	Wiederaufschmelzung	v_{kr}	mehrlagige Schweißteile Schweißverfahren
	Verformbarkeitsabfall	v_{kr}	Werkstoffkombinationen
	Erstarrung	BTR	Werkstoffauswahl und Zulassung
Wiederaufschmelzung	BTR		

L_{tot} : Gesamtrisslänge [mm]

v_{kr} : kritische Verformungsgeschwindigkeit [mm/min]

BTR: Brittle Temperature Range

Der PVR-Test wurde als technologisches Verfahren zur Ermittlung der Heißrissicherheit von Schweißzusätzen mit hoher quantitativer Aussagekraft [44] in Anlehnung an die Heißrisstheorie von *Prokhorov* [34] entwickelt. Das Versuchsprinzip (Bild 7) besteht darin, dass einer beliebigen Schweißung auf einem flachzugartigen Probenkörper gleichzeitig eine Zugbeanspruchung mit einer linear zunehmenden Zuggeschwindigkeit in Schweißrichtung überlagert wird.

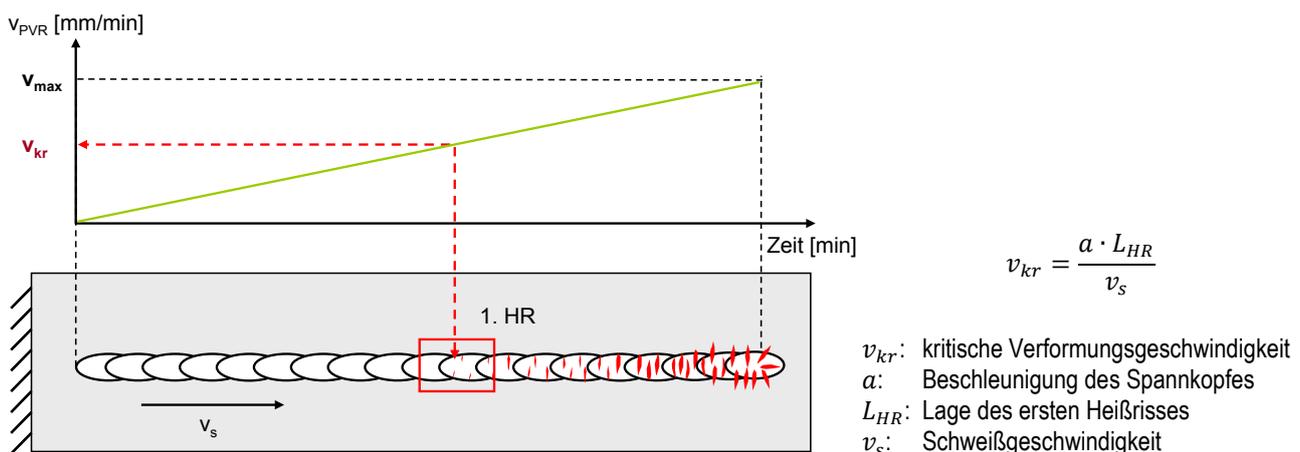


Bild 7: Prinzipielle Darstellung der PVR-Heißrissprüfung.

Heißrisse entstehen nach der Heißrisstheorie von *Prokhorov* [34] immer dann, wenn die lokale Verformungsgeschwindigkeit unmittelbar hinter dem Schmelzbad im Brittle Temperature Range (BTR) die kritische Dehngeschwindigkeit B übersteigt. Dem Entstehungsort des ersten Heißrisses auf der PVR-Probe kann nach der in Bild 7 dargestellten Gleichung

eine kritische Verformungsgeschwindigkeit v_{kr} [mm/min] zugeordnet werden. Diese steht in Zusammenhang mit der von Prokhorov [34] postulierten kritischen Dehngeschwindigkeit B [%/K]. Damit lässt das Prüfverfahren die direkte Übertragbarkeit des Prüfkriteriums kritische Verformungsgeschwindigkeit v_{kr} auf die Bauteilschweißung formal zu.

Mit dem PVR-Test können Proben aus Grundwerkstoff, reinem Schweißgut oder von Schweißungen (Verbindungs- und Auftragschweißungen) geprüft werden. Er ermöglicht die Variation des Schweißprozesses (u. a. WIG, MSG, E-Hand), des Schweißzusatzes, der Schweißhilfsstoffe (Schutzgase, Umhüllungen, Füllstoffe) und der Schweißparameter. Die Prüfraupen werden als Blind- oder Auftragraupen unter konstanten und kontrollierten Schweißbedingungen ausgeführt. Die ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeit quantifiziert somit jeweils diejenige Heißrissneigung gegenüber der zu beurteilenden Heißrissart, die eine bestimmte Schweißtechnologie auf der Prüfprobe verursacht. Folglich bestimmen schweißprozessbedingte Variationen den Prüfumfang.

Die Vorteile des Prüfverfahrens sind ein geringer Probenaufwand, eine sehr gute Reproduzierbarkeit der Versuchsergebnisse sowie eine Unterscheidung zwischen den drei Heißrissarten. Der PVR-Test stellt eine Methode dar, die im Hinblick auf die Reproduzierbarkeit quantitativer Ergebnisse den Forderungen der zukünftigen internationalen Standardisierung im Testen von Heißrissen gerecht werden kann [45].

Als eine weitere Möglichkeit zur grundlegenden Charakterisierung der Heißrissanfälligkeit ist der Heißzugversuch als fremdbeanspruchertes Prüfverfahren im DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] beschrieben. Im Unterschied zu anderen Heißrissprüfverfahren, wie dem PVR- oder Vareststraint/Transvareststraint-Test, kommen im Heißzugversuch keine realen Schweißprozesse zur Anwendung, sodass der Heißzugversuch zur Bewertung prozessbedingter Einflussgrößen weniger gut geeignet ist. Die Heißrissanfälligkeit eines Werkstoffes wird vielmehr bestimmt, indem zylindrisch geformte Zugproben einer schweißsimulierenden Wärmebehandlung unterzogen und während eines definierten Zeit-Temperatur-Zyklus bei unterschiedlichen Temperaturen schlagartig zerrissen werden [42]. Wie in Tabelle 1 dargestellt, kann mit dieser Methode die Neigung zu Erstarrungs- und Wiederaufschmelzrissen quantifiziert werden, indem das Brittle Temperature Range (BTR), als werkstoffspezifischer heißrisskritischer Temperaturbereich, ermittelt wird. Der Heißzugversuch kommt somit bevorzugt auf dem Gebiet der Grundlagenforschung zur Anwendung, da er sich für die exakte Erfassung und Eingrenzung des Temperaturbereiches eignet, in dem die Heißrissbildung stattfindet [17]. Es erfolgen eine Nachbildung des heißrisskritischen Bereiches in der Wärmeeinflusszone (WEZ) beim Schweißen und die Bestimmung der mechanisch-technologischen Gütewerte in diesem heißrisskritischen Hochtemperaturbereich.

Die schematische Vorgehensweise sowie die Ergebnisse des Heißzugversuches für eine beispielhafte Legierung sind in Bild 8 dargestellt. In Bild 8 (A) ist der Zeit-Temperatur-Zyklus dargestellt, auf dem die Proben während des Aufheiz- und Abkühlvorganges bei unterschiedlichen Temperaturen bis zum Bruch belastet werden. Der Zeit-Temperatur-Zyklus orientiert sich hinsichtlich der Aufheiz- und Abkühlrate am thermischen Zyklus im Hochtemperaturbereich der Wärmeeinflusszone beim Schweißen. Die Analyse der Heißzugproben anhand der erfolgten Brucheinschnürung ermöglicht die Erstellung einer werkstoffspezifischen Warmverformbarkeitskurve (Bild 8, B). Aus den im Heißzugversuch aufgenommen Messdaten kann anhand der maximalen Zugfestigkeit außerdem eine Warmfestigkeitskurve (Bild 8, C) ermittelt werden. [42]

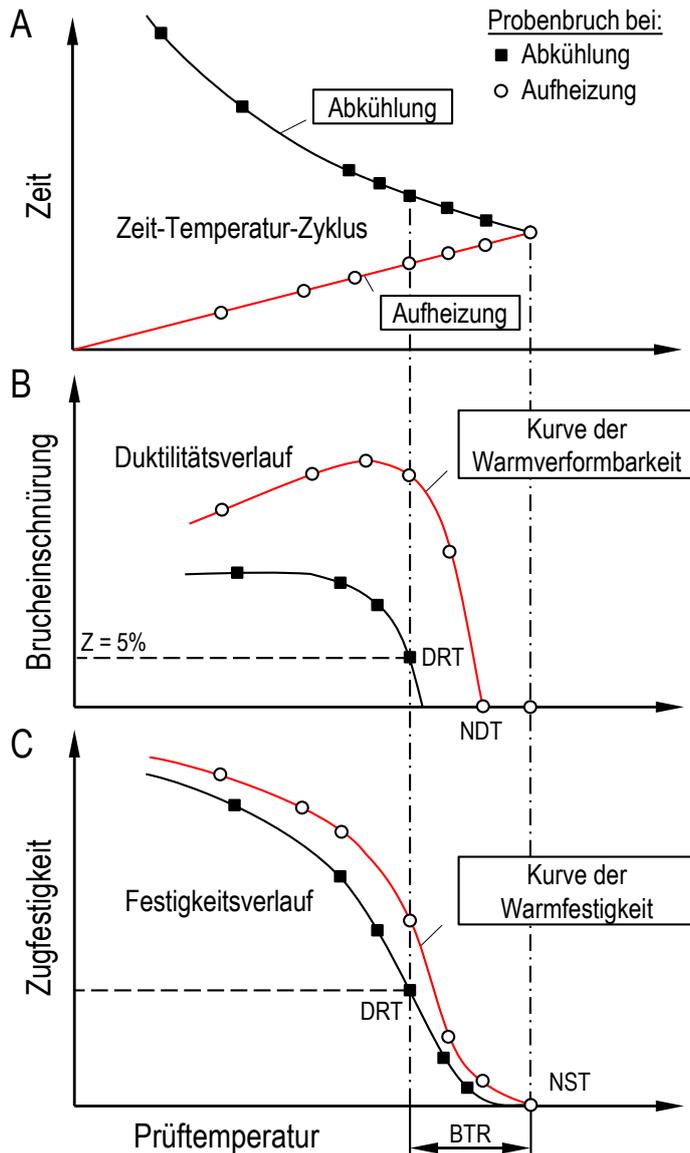


Bild 8: Schematische Darstellung der Durchführung und Auswertung beim Heißzugversuch nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42].

Die drastische Verringerung der Brucheinschnürung sowie der Zugfestigkeit im Hochtemperaturbereich wird gemäß der Literatur auf das Vorhandensein schmelzflüssiger Phasen zurückgeführt [46]. Für gewöhnlich liegt das Duktilitäts- und Zugfestigkeitsniveau während des Aufheizvorganges über dem des Abkühlvorganges. Grund dafür sind ausgeprägte Aufschmelzungsreaktionen infolge der Erwärmung auf eine hohe Spitzentemperatur, bevor die Probe bei einer definierten Temperatur während der Abkühlung bis zum Bruch gezogen wird [17].

Die im Heißzugversuch ermittelten Warmverformbarkeits- und Warmfestigkeitskurven weisen charakteristische Kennwerte auf, die für die Bestimmung des Brittle Temperature Range (BTR) und somit für die Bewertung des Heißrissverhaltens des geprüften Werkstoffes herangezogen werden können. Diese sind in Tabelle 2 aufgeführt. Die Nil Ductility Temperature (NDT oder „Temperatur der Nullduktilität“) ist die Temperatur, bei der die Brucheinschnürung während des Aufheizvorganges auf null abfällt. Die Temperatur, bei der während der Aufheizung keinerlei Zugspannungen mehr übertragen werden können, entspricht der Nil Strength Temperature (NST oder „Temperatur der Nullfestigkeit“). So-

bald während des Abkühlvorganges ein signifikanter Rückgewinn der Brucheinschnürung ($Z = 5\%$) verzeichnet werden kann, spricht man von der Ductility Recovery Temperature (DRT oder „Rückverformungstemperatur“). Da angenommen wird, dass die Heißrissbildung innerhalb eines Schweißprozesses während der Abkühlphase eintritt, wird das BTR im Heißzugversuch als Differenz zwischen der NST- und der DRT-Temperatur bestimmt. Für eine zuverlässige Bestimmung der Warmverformbarkeits- und Warmfestigkeitskurven ist eine Mindestanzahl von zwölf Proben erforderlich, wobei die schrittweise Annäherung an die charakteristischen Kenngrößen NST, NDT und DRT im Vordergrund steht [42].

Tabelle 2: Kenngrößen im Heißzugversuch nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42].

Kenngröße	Beschreibung
NST – Nil Strength Temperatur (Temperatur der Nullfestigkeit)	Temperatur, bei der die Festigkeit während der Aufheizphase gegen null tendiert
NDT – Nil Ductility Temperature (Temperatur der Nullduktilität)	Duktilität (Brucheinschnürung) geht während der Aufheizphase gegen null
DRT – Ductility Recovery Temperature (Rückverformungstemperatur)	Legierung lässt sich während Abkühlphase wieder plastisch verformen → Brucheinschnürung von $Z = 5\%$
BTR – Brittle Temperatur Range (Temperaturintervall der Sprödigkeit)	BTR = NST – DRT

2.4 Schweißbeignung der Ni-Basiswerkstoffe

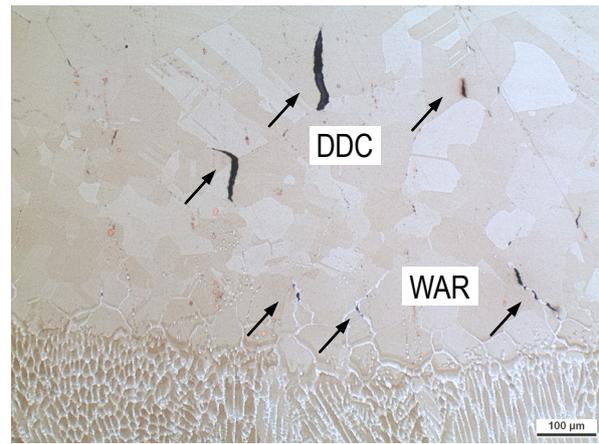
Vollaustenitische einphasige Mikrogefüge mit kubisch-flächenzentriertem (kfz) Gitter, die charakteristisch für Ni-Basislegierungen und -schweißgüter sind, werden im Hinblick auf das Auftreten verunreinigender Elemente, wie Schwefel, Phosphor, Blei, Silizium, Bor, usw., als hochempfindlich eingestuft. Als Grund dafür wird die im kfz-Gitter vorhandene geringe Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit dieser Elemente genannt, was die Ausbildung niedrighschmelzender 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 und auf die Korngröße auswirken. Eine feinere Erstarrungsstruktur und der Übergang von filmförmiger zur globularen Form der unerwünschten Verunreinigungen kann in solchen Fällen sogar die Heißrissbeständigkeit erhöhen [17].

Die Untersuchungen im Rahmen des Forschungsprojektes konzentrieren sich auf Sandform- und Schleudergusswerkstoffe aus 3 weitverbreiteten Ni-Basislegierungen. Hierbei handelt es sich um die nasskorrosionsbeständige Legierung alloy 59 (W.-Nr. 2.4605) sowie die hochtemperaturbeständigen Legierungen alloy 625 (W.-Nr. 2.4856) und alloy 617 (W.-Nr. 2.4663). Im Hinblick auf die Schweißbeignung der Gussvarianten dieser Ni-Basislegierungen, insbesondere zur Heißrissanfälligkeit der Ni-Basis-Gusswerkstoffe, existieren im Schrifttum keine Publikationen. Im Folgenden wird daher kurz auf den Stand der Technik zur Schweißbeignung der entsprechenden äquivalenten Knetwerkstoffe eingegangen, von denen sich die Gussvarianten nur wenig hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung unterscheiden und die im Rahmen des Forschungsprojektes als Referenzwerkstoffe betrachtet werden.

Die Ni-Basislegierung alloy 617 ist herstellungsbedingt durch das Auftreten von Seigerungen von Elementen, wie Chrom, Titan, Kohlenstoff und Molybdän und eine damit verbundene ungleichmäßige Karbidbildung charakterisiert. Die Ausscheidung der Karbide erfolgt bevorzugt in zeiliger, nestförmiger oder korngrenzenbelegender Form in unterschiedlicher Zusammensetzung (z. B. Cr-Karbide, Cr-Mo-Karbide). Die Korngröße der Knetlegierung ist bedingt durch die seigerungsbedingten Karbidzeilen inhomogen, da die Karbidzeilen beim Lösungsglühen Feinkorn im Bereich der Karbidzeilen und Grobkorn in karbidfreien Bereichen hervorrufen [47, 48], (Bild 9, links). Dadurch bedingt ist alloy 617 beim Schweißen durch eine höhere Empfindlichkeit gegenüber Heißrissen charakterisiert, die bevorzugt als Wiederaufschmelzrisse (WAR) und Ductility Dip Cracks (DDC) in der WEZ auftreten. Dies wurde in dem an der Forschungsstelle bearbeiteten AiF/IGF-Forschungsprojekt 16.316 BR [49] an PVR-Proben nachgewiesen (Bild 9, rechts).



lösungsgeglühtes Grundwerkstoffgefüge



WAR und DDC in der WEZ einer WIG-Umschmelzung einer PVR-Probe (Oberflächenschliff)

Bild 9: Mikrogefüge der Knetlegierung alloy 617 (links) und Heißrisse in einer PVR-Probe aus alloy 617 (rechts) [49].

Beim Laser-Plasma-Hybridschweißen an alloy 617 wurden ebenfalls nur Wiederaufschmelzrisse (WAR) in der WEZ der Schweißverbindungen nachgewiesen. Hier wurde außerdem ermittelt, dass die Anzahl der Wiederaufschmelzrisse mit zunehmender Streckenenergie tendenziell abnimmt. Durch eine Variation der Schweißparameter war es möglich, die für das Heißrissaufreten mitverantwortlichen Spannungs- und Temperaturfelder so zu gestalten, dass die Heißrissgefahr minimiert werden konnte, siehe Bild 10 [50].

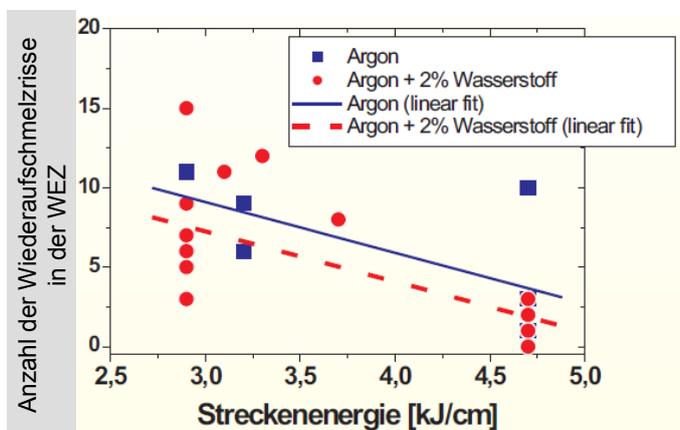


Bild 10: Anzahl der Wiederaufschmelzrisse (WAR) in Laser-Plasma-Hybridschweißungen am alloy 617 in Abhängigkeit der Streckenenergie [50].

Die Ni-Basislegierung alloy 625 zeigt ein ähnliches Heißrissverhalten wie alloy 617. Auch hier zeigen PVR-Untersuchungen mit WIG-Umschmelzung am Grundwerkstoff als erste nachzuweisende Heißrisse Wiederaufschmelzrisse in den Seigerungszonen im Hochtemperaturbereich in der WEZ (Bild 11).

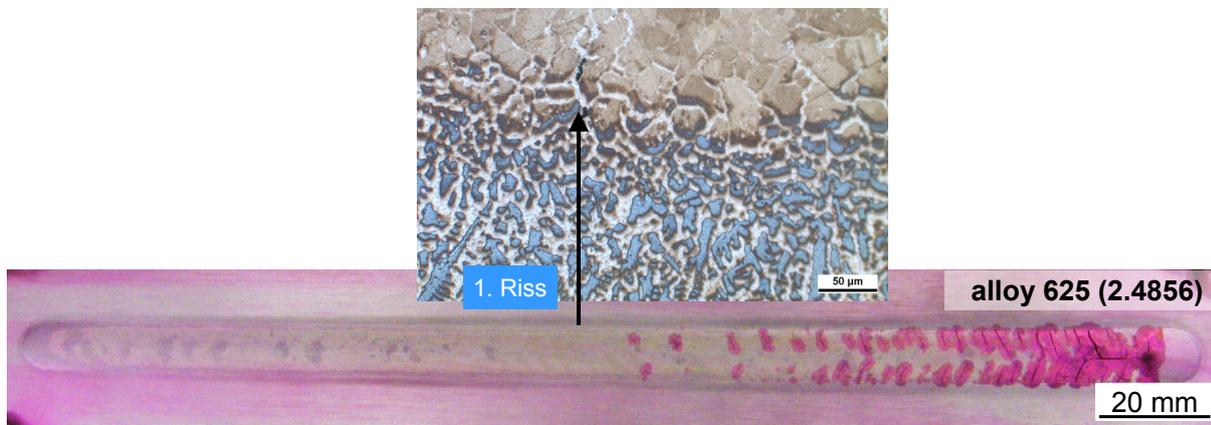


Bild 11: WAR in der WEZ einer PVR-Probe mit WIG-Umschmelzung am alloy 625 [49].

Im Vergleich zu den vorherigen genannten Ni-Basislegierungen verfügt alloy 59 über eine bessere Schweißseignung mit geringerer Anfälligkeit für Heißrisse. Dies ergaben sowohl PVR-Tests am IWF [49] als auch MVT-Tests [51] an gewalzten Blechmaterialien aus alloy 59 und alloy 625. Die ersten Heißrisse an den PVR-Roben von alloy 59 sind ebenfalls Wiederaufschmelzrisse (vgl. auch Bild 4, oben).

Ein Vergleich des Verhaltens der Legierungen in praktischen Anwendungen als auch in den Schweißseignungstests (MVT) ergab für die Legierung alloy 59 ein konsistentes Verhalten. Die Untersuchungen für die Legierung alloy 625 wiesen in diesem Fall eine Diskrepanz auf, da in praktischen Anwendungen die Legierung als deutlich heißrissunempfindlicher eingestuft wurde. Die unterschiedliche Übertragbarkeit der Ergebnisse für die beiden Legierungen wurde auf das komplexere Ausscheidungsverhalten (NbC, Laves-Phase) der Legierung alloy 625 im Vergleich zum alloy 59 zurückgeführt [52].

Insgesamt hat eine Vielzahl praktischer Anwendungen gezeigt, dass die Schweißgüter aller drei genannten Ni-Basislegierungen bei Beachtung der entsprechenden Verarbeitungshinweise über eine gute Heißrissresistenz verfügen. Beim Schweißen von dickwandigen Bauteilen und bei Nichtbeachten der Verarbeitungshinweise, lassen sich jedoch auch hier die Probleme der Bildung von Heißrissen identifizieren.

2.5 Schweißmöglichkeit der Ni-Basiswerkstoffe

Wie in Abschnitt 1.2 beschrieben, orientieren sich die schweißtechnischen Empfehlungen für Ni-Basis-Gusswerkstoffe in Ermangelung anderer Informationen an den Empfehlungen für die Knetmaterialien. Im Hinblick auf das Schmelzschweißen bedeutet dies den Einsatz manueller Schweißprozesse, wie dem Wolfram-Inertgas- (WIG) und Lichtbogenhandschweißen (E-Hand), oder wirtschaftlicherer mechanisierter Schweißprozesse, wie dem Plasma- oder Metall-Schutzgas-Impulslichtbogenschweißen (MIG/MAG-ILB). Der WIG-Prozess zählt hierbei immer noch zu den am meisten genutzten Prozessen in klein- und mittleren Unternehmen (kmU), da die Verfahrenstechnik vergleichsweise kostengünstig ist und qualitativ hochwertige und sehr korrosionsbeständige Schweißnähte erzeugt werden.

Für den dickwandigen Bauteilbereich sind jedoch wirtschaftliche Schweißprozesse von Vorteil, wie das Unterpulver- (UP), das WIG-Kalt- oder Heißdraht- oder auch das Laser- bzw. Elektronenstrahlschweißen (EB). Das UP-Schweißen ermöglicht zwar die Erzeugung anlauffarbenfreier und kerbfreier Schweißnähte, das gegenüber den o. g. Prozessen höhere Wärmeeinbringen kann jedoch die Ausscheidung unerwünschter Sekundärphasen bewirken. Überdies ist mit dem Abbrand wichtiger Legierungselemente, wie Aluminium oder Titan, und mit erhöhten Anteilen an Oxiden im Schweißgut zu rechnen. Diesbezüglich bieten das WIG-Kalt- oder Heißdrahtschweißen mit Engspalttechnik Vorteile. Bedingt durch die zähflüssige Ni-Schmelze können hier jedoch verstärkt Bindefehler hervorgerufen werden. [47, 53–55]

Das Laser- und Elektronenstrahlschweißen findet beim Schweißen von dickwandigen heißrissempfindlichen Ni-Basis-Superlegierungen für den Triebwerks- und Turbinenbau ebenfalls breite Anwendung. Frühere Untersuchungen zum EB-Schweißen von Ni-Basis-Superlegierungen, u. a. an der Ni-Basislegierung alloy 617, berichten von einer hohen Mikrorissanfälligkeit in EB-Schweißnähten als auch in der WEZ, die durch die prozessbedingte gute Kontrolle des Energieeintrages reduziert werden konnte [56, 57]. Aktuellere Forschungsarbeiten befassen sich mit dem Einsatz der Mehrfokustechnik beim Laser- und Elektronenstrahlschweißen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik am Beispiel ausscheidungshärtender Nickelbasis-Superlegierungen [58]. Auch hier war die Legierung alloy 617 einer der untersuchten Werkstoffe. Jedoch wurden Heißrisse, die in Form von Wiederaufschmelzrissen in der WEZ auftraten, nur bei Einsatz des Laserstrahlschweißens an den 5 mm dicken Versuchsblechen beobachtet.

Die Auswertung der vorliegenden Literatur zum Stand der Technik zeigt, dass es eine Vielzahl von Untersuchungen zur Schweißeignung und Schweißmöglichkeit von Ni-Basiswerkstofflegierungen gibt. Insbesondere der Heißrisseignung beim Schweißen dieser Legierungen wird große Aufmerksamkeit gewidmet und es gibt verschiedene Ansätze zur Aufdeckung der Heißrissursachen und deren Mechanismen bzw. zur Vermeidung dieser Heißrisse. Die Schweißeignung von als Schleuder- oder Sandformguss hergestellten Ni-Basiswerkstoffen wird in der Literatur bislang jedoch nur geringfügig beleuchtet. Der zunehmende Einsatz solcher Legierungen im chemischen und thermischen Apparate- und Anlagenbau in Form von Pumpen, Ventilen, Fittings, Lüfterschaufeln oder Rohren offenbart jedoch Wissensdefizite im Hinblick auf eine qualitätsgerechte schweißtechnische Verarbeitung.

3 Forschungsziel und Lösungsweg

3.1 Forschungsziel

Das grundlegende Ziel des Forschungsvorhabens bestand darin, Wege aufzuzeigen, die Schweißseignung von wirtschaftlich relevanten Ni-Basis-Sandform- und Schleudergusslegierungen zu verbessern. Zum Erreichen dieses Zieles wurden von der Forschungsstelle zwei Strategien verfolgt: Zum einen sollte untersucht werden, inwieweit sich das Gefüge der Gusslegierungen durch Veränderungen im Gießprozess bzw. durch geeignete Wärmenachbehandlungen positiv beeinflussen lässt, um so den Reinheitsgrad, die Korngröße, Seigerungen bzw. evtl. vorhandene intermetallische Phasen im Gussgefüge zu reduzieren. Zum anderen sollten die Einsatzpotentiale von Standardtechnologien, die zum Schweißen von Ni-Basiswerkstoffen Einsatz finden (WIG- und MAG-Impulslichtbogen-Schweißen), zum Gewährleisten heißrisssfreier Verbindungsschweißungen an den Gussmaterialien ermittelt werden. Für den Fall, dass die manuellen Standardtechnologien zu keinen qualitätsgerechten Schweißnähten (Bewertungsgruppe B gemäß DIN EN ISO 5817:2014 [13]) führen, sollten neue Technologien für das Schweißen der Ni-Basis-Gusslegierungen erarbeitet werden, die der erhöhten Heißrisssgefahr der Schweißverbindungen Rechnung tragen. Dazu gehören der Einsatz der geregelten Kurzlichtbogentechnik (KLB) beim MSG-Schweißen und das Elektronenstrahlschweißen, ggf. mit Drahtzugabe. Für die Untersuchungen zum Einsatz der geregelten MSG-KLB-Technik sollte auf Ergebnisse aus einem vorangegangenen IGF-Forschungsvorhaben an der Forschungsstelle: „Schweißmetallurgische Untersuchungen zum wärmereduzierten MAG-Verbindungsschweißen heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen“ (16.316 BR) aufgebaut werden. Bei den Untersuchungen zum Einsatz des EB-Schweißens sollten die Ergebnisse aus den AiF/IGF-Forschungsvorhaben: „Einsatz der Mehrfokustechnik beim Laser- und Elektronenstrahlschweißen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik am Beispiel ausscheidungshärtender heißrissempfindlicher Nickelbasis-Superlegierungen“ (16.517 N), sowie „Metallkundlich-technologische Untersuchungen zum Elektronenstrahlschweißen mit kombinierter Mehrprozess-technik von austenitisch-ferritischen Stählen ohne Schweißzusatz“ (16.277 BG) die Ausgangsbasis bilden.

Gesamtziel war es, eine Erhöhung der Qualität, Produktivität und der Prozesssicherheit bei der Fertigung von geschweißten Bauteilen aus Ni-Basis-Gusswerkstoffen zu erreichen.

3.2 Angestrebte Forschungsergebnisse

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

- Bewertung und Einordnung der Schweißseignung verschiedener gegossener Ni-Basiswerkstoffe (Sandform- und Schleuderguss) im Vergleich zum warmgewalzten Blechmaterial (chemische Zusammensetzung, Reinheitsgrad, Seigerungen, Korngröße, intermetallische Phasen etc.),
- Abschätzung des Einflusses einer Wärmenachbehandlung auf Seigerungen, Karbide, intermetallische Phasen, Korngröße und Gefügehomoogenität der Ni-Basis-Gusswerkstoffe,
- Quantifizierung der Heißrisseignung der zu untersuchenden Legierungen sowie Bestimmung des für die Heißrisbildung kritischen Temperaturintervalles (DTR) mittels Gleeble[®]-Untersuchungen,

- Gewinn weiterführender wissenschaftlicher Erkenntnisse zu den Heißrissursachen und -mechanismen beim Schweißen von Ni-Basiswerkstoffen,
- Aussagen zu den Auswirkungen des Ausgangszustandes des Gussmaterials auf die Schweißmöglichkeit unter Berücksichtigung der für die Heißrissempfindlichkeit relevanten metallurgischen Vorgänge und mechanischen Spannungs-Dehnungsreaktionen (Schweißprozess, Parameterbereich, Streckenenergie, Zwischenlagentemperatur),
- Überprüfung der Einsatzmöglichkeit der EB-Technologie ggf. mit Mehrprozess-technik und Zusatzwerkstoff sowie des geregelten MAG-KLB-Schweißens zur Reduzierung der Heißrissneigung in Schweißverbindungen,
- Gegenüberstellung der mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Raum- und erhöhter Temperatur sowie der Lochkorrosionsbeständigkeit (nur Ni-Basislegierung alloy 59) der Guss- und Walzwerkstoffe und ihrer Schweißverbindungen.

Das Forschungsvorhaben sollte zudem wirtschaftlich nutzbare Ergebnisse für die sichere schweißtechnische Verarbeitung von hochkorrosionsbeständigen und hochwarmfesten Ni-Basis-Gusslegierungen liefern.

Bislang orientierten sich die schweißtechnischen Empfehlungen für Ni-Basis-Gusswerkstoffe in Ermangelung anderer Informationen an den Empfehlungen für die Knetmaterialien. Bekannt war aus Voruntersuchungen der Forschungsstelle, dass die Heißrissneigung von Ni-Basis-Gusswerkstoffen im Vergleich zu den gewalzten Blechmaterialien als signifikant höher einzustufen ist. Aus diesem Grund war eine Bewertung der Übertragbarkeit der technologischen Vorgaben für das Schweißen des Knetmaterials auf die Gussvarianten erforderlich. Darauf aufbauend sollten für die Unternehmen nutzbare Schweißanweisungen zur schweißtechnischen Verarbeitung der Ni-Basis-Gusslegierungen erarbeitet werden. Diese Schweißanweisungen sollten entweder das Konstruktionsschweißen zur Fertigung von Baugruppen, die zu groß oder zu kompliziert sind, um sie in einem Stück zu gießen, oder das Fertigungsschweißen zur Reparatur bzw. Instandhaltung defekter Gussteile betreffen.

Ein weiteres wirtschaftliches Ergebnis sollte in der Bereitstellung von Eingangsdaten zur numerischen Simulation der Heißrissbildung an Realbauteilen auf der Basis der Bestimmung der für die Heißrissbildung kritischen Temperaturintervalle (DTR, BTR) bestehen. In Folgethemen können diese zur Abschätzung der Heißrissneigung beim Schweißen von Ni-Basis-Gusslegierungen genutzt werden.

3.3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungszieles

Zum Erreichen des Forschungszieles sollten 3 weitverbreitete Ni-Basis-Gusslegierungen aus dem Bereich des Anlagen- und Apparatebaus (alloy 59, alloy 625 und alloy 617) in verschiedenen Gussmodifikationen (Schleuder- und Sandformguss) herangezogen werden (Tabelle 3). In Referenz zu den Gussmaterialien waren bei allen Arbeitspunkten die äquivalenten warmgewalzten Blechwerkstoffe zu betrachten. Zunächst sollten Möglichkeiten einer Verbesserung der Schweißneigung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe durch Veränderungen im Gießprozess bzw. durch geeignete Wärmebehandlungen untersucht werden. Dies sollte in enger Zusammenarbeit mit den im projektbegleitenden Ausschuss (PA) vertretenen Gießereien erfolgen. Neben einer metallkundlichen Charakterisierung der Versuchsmaterialien und der Prüfung der Heißrissneigung mit dem PVR-Test sowie Gleeble[®]-Untersuchungen, sollte die Übertragbarkeit technologischer Vorgaben für das Schweißen

der Knetwerkstoffe auf das manuelle Lichtbogenschweißen (WIG- und MAG-ILB-Schweißen) der Gussmaterialien untersucht werden. Auf Basis der erzielten Erkenntnisse waren spezielle Schweißtechnologien (geregeltes MAG-KLB-Schweißen, EB-Schweißen) zum Schweißen der Ni-Basis-Gusslegierungen zu untersuchen, die der erhöhten Heißrissgefahr der Schweißnähte Rechnung tragen. Der methodische Ansatz des Forschungsvorhabens ist in Bild 12 dargestellt.

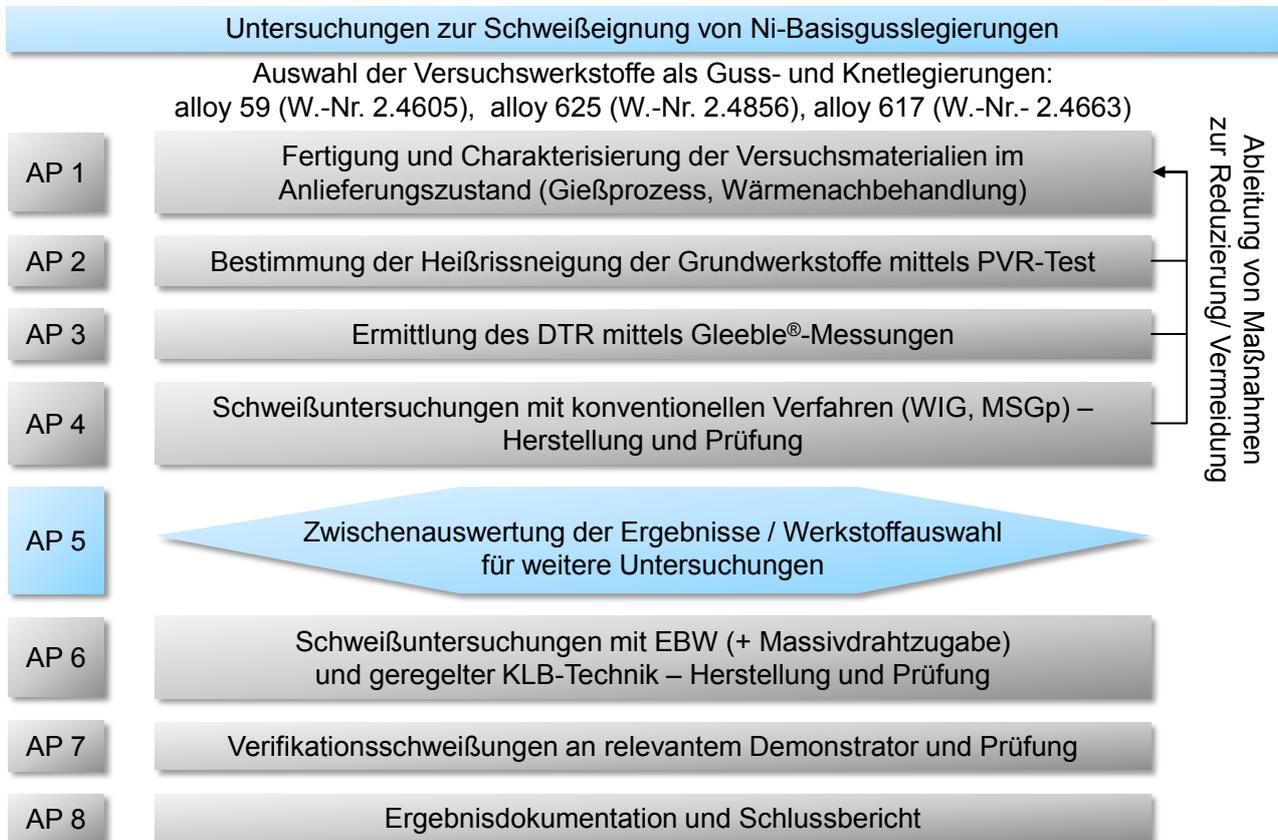


Bild 12: Methodischer Ansatz bzw. Lösungsweg zum Erreichen des Forschungszieles (schematisch).

Folgende Arbeitspunkte waren laut Forschungsantrag zu realisieren:

- (1) *Fertigung und Charakterisierung der Versuchswerkstoffe* (Anlieferungszustand und ggf. nach Variation des Gießprozesses und/oder zusätzlicher Wärmebehandlung) im Hinblick auf Korngröße, Seigerungen, der Art und Anzahl von Ausscheidungen, Stickstoff- und Sauerstoffgehalt,
- (2) *Quantifizierung der Heißrissneigung mittels PVR-Test* vergleichend für die Ni-Basis-Gusswerkstoffe sowie die äquivalenten Knetmaterialien,
- (3) *Ermittlung des DTR mittels Gleeble®-Messungen* zur Bestimmung der Anfälligkeit der Guss- und Knetwerkstoffe gegenüber Rissen durch Verformbarkeitsabfall (DDC),
- (4) *Schweißuntersuchungen mit manuellen Standardtechnologien* (WIG- und MAG-Impulslichtbogen-Schweißen) zur Herstellung qualitätsgerechter Verbindungsschweißungen an den Ni-Basis-Gussmaterialien,
- (5) *Zwischenauswertung der Ergebnisse und Festlegung der Schweißverfahren und Werkstoffe für die nachfolgenden Untersuchungen*,

- (6) *Schweißuntersuchungen mit speziellen Schweißtechnologien* (geregeltes MAG-KLB- und EB-Schweißen) zur Herstellung qualitätsgerechter Verbindungsschweißungen an den Ni-Basis-Gussmaterialien,
- (7) *Verifikationsschweißungen* an einem Demonstratorbauteil sowie Prüfung und Bewertung der Bauteilqualität,
- (8) *Anfertigen des Schlussberichtes.*

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.

Die Werkstoffauswahl wurde gemeinsam mit den Mitgliedern des PA getroffen und umfasst drei weitverbreitete Ni-Basis-Gusslegierungen, für die seitens der Industrie eine starke Nachfrage besteht. Hierbei handelt es sich um die nasskorrosions- bzw. hochtemperaturbeständigen Ni-Basislegierungen alloy 59 (W.-Nr. 2.4605), alloy 625 (W.-Nr. 2.4856) und alloy 617 (W.-Nr. 2.4663). Diese Gussmaterialien wurden durch die im PA vertretenen Gießereien in verschiedenen Gussmodifikationen (Sandform- und Schleuderguss) zur Verfügung gestellt, siehe Tabelle 3. Sandformguss aus alloy 59 und alloy 625 wurde von der Fa. *Otto Junker GmbH* bereitgestellt. Sandformguss aus alloy 617 ist laut Aussagen dieser Firma technisch nicht sinnvoll und wurde somit nicht in das Versuchsprogramm einbezogen. Die Fa. *Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH* lieferte für das Projekt Schleuderguss aus alloy 625. Sandform- und Schleuderguss aus alloy 59 sowie Schleuderguss aus alloy 617 wurden durch die Fa. *Schmidt + Clemens GmbH + Co* zur Verfügung gestellt. Zum Teil wurden somit mehrere Sandform- oder Schleudergussvarianten einer Legierung unterschiedlicher Hersteller im Rahmen des Projektes betrachtet. Eine Auflistung aller untersuchten Gussmaterialien mit Chargen- bzw. Probenbezeichnung, chemischer Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand findet sich in Tabelle 4 bis Tabelle 6 im Abschnitt 5.1. Eine grundlegende werkstoffkundliche Charakterisierung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe wurde im Rahmen des AP 1 durchgeführt und ist in Abschnitt 6.1 dargestellt.

Tabelle 3: Versuchswerkstoffe im Forschungsprojekt.

Ni-Basislegierung	Sandformguss	Schleuderguss	Knetwerkstoff
NiCr23Mo16Al (W.-Nr. 2.4605, alloy 59)	X	X	X
NiCr22Mo9Nb (W.-Nr. 2.4856, alloy 625)	X	X	X
NiCr23Co12Mo (W.-Nr. 2.4663, alloy 617)	-*	X	X

* nicht sinnvoll

Als Referenz zu den Gussmaterialien wurden bei allen Arbeitspunkten zusätzlich die äquivalenten Knetlegierungen untersucht, für die insbesondere bei großen Blechdicken ebenfalls eine erhöhte Heißrissgefahr besteht. Diese wurden als warmgewalzte Blechwerkstoffe durch die Fa. *VDM Metals GmbH* zur Verfügung gestellt.

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

(1) *Fertigung und Charakterisierung der Versuchswerkstoffe*

Im ersten Arbeitspunkt erfolgten die Fertigung der verschiedenen Ni-Basis-Gussmaterialien durch die im PA vertretenen Gießereien als Gussrohre bzw. -brammen im

Schleuderguss- und Sandformgussverfahren sowie die grundlegende werkstoffkundliche Charakterisierung der bereitgestellten Gusswerkstoffe im Anlieferungszustand. Die dendritischen Gussgefüge wurden anhand licht- und rasterelektronenmikroskopischer (REM, EDX) Aufnahmen im Hinblick auf das Ausscheidungs- und Seigerungsverhalten sowie die Korngröße charakterisiert. Für alle Gussmaterialien wurden Härtewerte ermittelt und der Stickstoff- und Sauerstoffgehalt mittels Schmelzextraktion bestimmt. An ausgewählten Gussmaterialien wurden außerdem mechanisch-technologische Kennwerte im Zugversuch bei Raumtemperatur ermittelt. Die Angaben zur chemischen Zusammensetzung wurden den durch die Gießereien bereitgestellten Herstellerprüfzeugnissen bzw. -analysen entnommen.

Im Hinblick auf eine Modifikation des Ausgangszustandes der Gusslegierungen vor dem Hintergrund eines verbesserten Heißrissverhaltens wurden auf Basis einer umfangreichen Literaturlauswertung verschiedene Möglichkeiten aufgezeigt und mit den PA-Mitgliedern diskutiert. Im Rahmen des AP 1 umgesetzt wurde eine zusätzliche Wärmebehandlung (Lösungsglühung) an Schleudergussmaterial aus alloy 617 sowie die Bereitstellung und Untersuchung einer Schleudergussvariante aus alloy 59 mit veränderter chemischer Analyse (Cu-Gehalt). Auch diese Gussmaterialien wurden analog zum Ausgangszustand grundlegend werkstoffkundlich charakterisiert.

(2) Quantifizierung der Heißrissneigung mittels PVR-Test

Im Arbeitspunkt 2 wurde die Heißrissneigung der verschiedenen Gussmaterialien (Ausgangs- und modifizierter Zustand) mit dem PVR-Test quantifiziert und den äquivalenten Knetwerkstoffen gegenübergestellt. Die Heißrissprüfung erfolgte im PVR-Test durch Umschmelzung der Grundwerkstoffe mit dem WIG-Lichtbogen. Als Risskriterium wurde für jeden Werkstoff(-variante) eine kritische Verformungsgeschwindigkeit ermittelt. Da laut Hinweis der im PA vertretenen Gießereien über den Rohrquerschnitt von dickwandigen Schleudergussrohren die Ausbildung einer inhomogenen Gefügestruktur möglich ist, wurde an diesen Versuchsmaterialien sowohl die Rohrrinnen- als auch die Rohraußenseite im PVR-Test geprüft. Zur Bestimmung der Rissart und Klärung der Rissursachen wurden an ausgewählten Proben mikroanalytische Methoden (Lichtmikroskopie, REM/EDX) angewendet.

(3) Ermittlung des BTR mittels Gleeble[®]-Messungen

Die im Rahmen des Arbeitspunkt 3 geplante Bestimmung des DTR (Ductility Temperature Range) für Guss- und Knetmaterial der Ni-Basislegierung alloy 617 wurde in Absprache mit dem PA zurückgestellt. Entgegen der Erwartungen bei der Projektbeantragung und im Gegensatz zur äquivalenten Knetlegierung wurden bei der PVR-Heißrissprüfung (AP 2) des Schleuderguss aus alloy 617 keine Heißrisse vom Typ Ductility Dip Cracks (DDC) festgestellt. Gleichzeitig wiesen die PVR-Prüfung als auch die Schweißversuche mit den manuellen Standardverfahren (AP 4) auf eine hohe Neigung aller untersuchten Gussmaterialien für das Auftreten von Wiederaufschmelzrisen (WAR) im Hochtemperaturbereich der Wärmeeinflusszone der Grundwerkstoffe hin. Im Hinblick auf die Untersuchung der Heißrissursachen beim Schweißen der Gusslegierungen war es daher zielführender im Rahmen des AP 3 das BTR (Brittle Temperature Range) mit Hilfe der Gleeble[®]-Anlage in Anlehnung an den Heißzugversuch (nach DIN EN ISO 17641-3 [42]) zu ermitteln. In Absprache mit den PA-Mitgliedern wurden diese Untersuchungen an Schleuderguss- und Knetmaterial aus alloy 625 durchgeführt und die Ergebnisse vergleichend gegenübergestellt. Zur Klärung der werkstofflichen Vorgänge in Zusammenhang mit der Heißrissent-

stehung im BTR wurden die Proben zudem umfangreich mikroanalytisch (Lichtmikroskopie, REM/EDX) untersucht.

(4) *Schweißuntersuchungen mit manuellen Standardtechnologien*

In Absprache mit dem PA wurden die manuelle Schweißversuche an den Gussmaterialien im Rahmen des Arbeitspunktes 4 praxisrelevant mit den Verfahren manuelles Wolfram-Inertgas-Schweißen (mWIG) und Lichtbogenhandschweißen (E-Hand) realisiert. Das E-Handschweißen ersetzte das ursprünglich im Arbeitsplan vorgesehene vollmechanisierte MSG-Impulslichtbogenschweißen, das in der Praxis laut Auskunft der PA-Mitglieder für Ni-Basisguss kaum zur Anwendung kommt. Die Wahl der Schweißbedingungen (Schweißzusatz, Schutzgas, Schweißparameter, Zwischenlagentemperatur) orientierte sich am vorliegenden Stand der Technik zum Schweißen der Knetwerkstoffe. Es wurden Schweißversuche an Proben gleicher Abmessungen (200 x 80 x 16 mm) aus Sandform- und Schleuderguss aus alloy 59 und alloy 625 durchgeführt, da von diesen Materialien alle drei Halbzeugarten zur Verfügung standen. Als Referenz wurden die jeweiligen Knetwerkstoffe mit nahezu konstanten Schweißparametern verschweißt. Die Prüfung der Schweißnähte, insbesondere im Hinblick auf das Auftreten von Heißrissen, erfolgte zerstörungsfrei mittels Sicht- und PT-Prüfung sowie anhand mehrerer metallographischer Querschliffe pro Schweißnaht. Für die metallkundliche Bewertung wurden zudem Härtemessungen sowie licht- und rasterelektronenmikroskopische (REM/EDX) Analysen herangezogen. Trotzdem alle manuellen Schweißungen an den Gussmaterialien Heißrisse aufwiesen, wurde eine mechanisch-technologische Prüfung im quasistatischen Zug-, Seitenbiege- und Kerbschlagbiegeversuch durchgeführt, um das Ausmaß der Rissbildung in den Schweißnähten weiter zu untersuchen bzw. deren Einfluss auf die mechanisch-technologischen Gütewerte zu ermitteln.

(5) *Zwischenauswertung und Werkstoffauswahl für weitere Arbeitspunkte*

Ausgehend von den ermittelten werkstofflichen Besonderheiten der Ni-Basis-Gussmaterialien (AP 1) sowie den bei der Heißrissprüfung (AP 2 und AP 3) und den manuellen Schweißversuchen (AP 4) erzielten Ergebnissen wurden im Rahmen des Arbeitspunktes 5 Ursachen für die hohe Heißrissneigung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe im Vergleich zu den äquivalenten Knetmaterialien abgeleitet. Darauf aufbauend wurden verschiedene Ansätze für das Erzielen rissfreier Schweißnähte an den Gusswerkstoffen erarbeitet. In Absprache mit dem PA wurden diese in Form technologischer Maßnahmen im Rahmen des AP 6 umgesetzt.

(6) *Schweißuntersuchungen mit speziellen Schweißtechnologien*

Entsprechend der Festlegungen im AP 5 wurde im Rahmen des Arbeitspunkt 6 das Einsatzpotential spezieller Schweißtechnologien zum Gewährleisten rissfreier Schweißnähte an den Ni-Basis-Gusswerkstoffen geprüft. Anknüpfend an die Untersuchungen zum manuellen WIG-Schweißen im AP 4 wurde auf Beschluss der PA-Mitglieder das ursprünglich im Arbeitsplan vorgesehene geregelte MSG-Kurzlichtbogenschweißen durch das praxisrelevante, vollmechanisierte WIG-Kaltdraht-Schweißen (vWIG) ersetzt. Anhand von Verbindungsschweißungen in Form von Längs- und Rundnähten an Schleudergussmaterial aus alloy 59 und alloy 617 wurde der Einfluss verschiedener technologischer Maßnahmen, wie Fugengeometrie, Wärmeeintrag, Schutzgas, Zwischenlagentemperatur und Kaltdrahtdurchmesser, auf die Heißrissempfindlichkeit beim Schweißen der Gusswerkstoffe untersucht. Außerdem kam das Elektronenstrahlschweißen (EB) zur Anwendung, das ebenfalls an Verbindungsschweißungen (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617 untersucht

wurde. Der ursprünglich im Projektantrag geplante Ansatz des Einsatzes von Zusatzwerkstoff beim EB-Schweißen erscheint nicht sinnvoll, da die bislang erzielten Forschungsergebnisse eine starke Neigung der Gusswerkstoffe zu Heißrissen in der Wärmeeinflusszone des Grundwerkstoffes zeigen, jedoch keine Rissbildung im Schweißgut aufgetreten ist. Die Prüfung der vWIG- und EB-Schweißnähte erfolgte analog zu AP 4 zunächst mittels Sicht- und PT-Prüfung sowie anhand mehrerer metallographischer Querschliffe. Zur weiteren Analyse der Heißrissursachen in den Gussmaterialien wurden mikroanalytische Methoden (Lichtmikroskopie, REM/EDX) herangezogen. An der mittels EB-Schweißen gefertigten I-Naht am Schleudergussrohr aus alloy 617 wurden mechanisch-technologische Gütwerte im quasistatischen Zug-, Seitenbiege- und Kerbschlagbiegeversuch ermittelt.

(7) Verifikationsschweißung

Als Verifikationsschweißung wurde im Arbeitspunkt 7 eine Rundnaht mit dem vollmechanisierten WIG-Kaltdraht-Schweißen am Schleudergussrohr aus alloy 617 durchgeführt. Die Werkstoffauswahl und die Auswahl des Schweißverfahrens erfolgten in Absprache mit den PA-Mitgliedern. Der Demonstrator wurde entsprechend der für das Gussmaterial im AP 6 optimierten Schweißtechnologie (Schweißparameter, Fugengeometrie, Lagenaufbau, Kaltdrahtdurchmesser, Zwischenlagentemperatur, Schutzgas) hergestellt. Die Prüfung der Bauteilqualität erfolgte mittels Sicht- und PT-Prüfung, Durchstrahlungsprüfung, metallographischer Querschliffe sowie mechanisch-technologischer Prüfung (quasistatisch im Zug-, Seitenbiege-, Kerbschlagbiegeversuch).

(8) Anfertigen des Schlussberichtes

5 Versuchskonzept und verwendete Gerätetechnik

5.1 Auswahl und Charakterisierung der Versuchsmaterialien

Für die Untersuchungen wurden drei weitverbreitete hochtemperatur- und nasskorrosionsbeständige Ni-Basis-Gusslegierungen gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss ausgewählt, die nachfolgend kurz beschrieben werden. Ni-Basis-Gusswerkstoffe sind in der internationalen Norm ISO 12725:1997 [59] standardisiert. Jedoch hat die amerikanische Norm ASTM A494/A494M:2012 [60] eine weitaus größere Bedeutung. Obwohl die meisten Ni-Basislegierungen deutsche Werkstoffnummern und Kurzzeichen haben, findet sich in der deutschen Normung kein Verweis auf aktuelle, gegossene Ni-Basiswerkstoffe. Im Rahmen der Projektberichterstattung werden die untersuchten Gussmaterialien ebenso wie die entsprechenden Knetwerkstoffe zur Vereinfachung mit der Alloy-Bezeichnung benannt.

- Die Ni-Cr-Mo-Legierung *alloy 59* zeichnet sich bei hohen Chrom- und Molybdängehalten sowie niedrigstem Eisen-, Kohlenstoff- und Siliziumgehalt durch eine sehr hohe Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion verbunden mit hohen Festigkeitswerten aus. Die Legierung findet daher breite Anwendung für nasskorrosionsbeständige Bauteile in der chemischen und petrochemischen Prozessindustrie sowie der Energie- und Umwelttechnik. [61]
- Auch die hoch Nb-haltige Ni-Basislegierung *alloy 625* wird im weichgeglühten Zustand vorwiegend für Nasskorrosionsanwendungen in der chemischen Prozessindustrie, der Meerestechnik und in der Umwelttechnik eingesetzt. Aufgrund des geringen Kohlenstoffgehaltes und der stabilisierenden Wärmebehandlung bei vorzugsweise 980 °C weist die Legierung eine hohe Beständigkeit gegenüber einer Vielzahl von korrosiven Medien auf. Für Hochtemperaturanwendungen über 600 °C, wo höhere Festigkeits- und Zeitstandwerte, sowie bessere Kriecheigenschaften gefordert werden, wird die Legierung im lösungsgeglühten Zustand mit leicht erhöhtem Kohlenstoffgehalt eingesetzt. [62]
- Bei der Ni-Basislegierung *alloy 617* 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 [63]. Wie bei den bereits genannten Ni-Basislegierungen 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 in den Versuchswerkstoffen aus *alloy 617* mit bis zu 0,006 Gew.-% enthalten und trägt ebenfalls zu einer Verbesserung der Zeitstandfestigkeit und Kriecheigenschaften bei [64].

Die Ni-Basis-Gusswerkstoffe wurden von den im PA beteiligten Gießereien (Fa. *Otto Juncker GmbH*, Fa. *Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG* und Fa. *Klaus Kuhn Edelstahlgießerei GmbH*) in verschiedenen Gussmodifikationen (Sandform- und Schleuderguss) für das Projekt zur Verfügung gestellt (vgl. Tabelle 3). Gusslegierungen können grundlegend nach ihrer Kristallstruktur in Poly-, Stängel- und Einkristalle unterschieden werden. Bei den untersuchten Ni-Basis-Gussmaterialien handelt es sich um polykristalline Werkstoffe, die mit dem Sandform- und Schleudergussverfahren hergestellt wurden.

Das Sandformgießen gehört zu den Gussverfahren mit verlorenen Formen. Hierbei wird das flüssige Metall in nichtmetallische (vorwiegend aus Quarzsand bestehende) Formen, in denen der zu gießende Körper als Hohlraum ausgebildet ist, vergossen. Nach dem Füllen des Hohlraumes mit flüssigem Metall erstarrt dieses in der Gussform. Die Gussstücke werden durch Zerstören der nichtmetallischen Formen entnommen. Es gibt drei Arten des Sandformgießens: mit Nassgusssand (Grünsand), mit chemisch gebundenem Sand und Keramikschalenguss. Während das Gießen mit Nassgusssand die rauesten Oberflächen erzeugt, bewirkt der Keramikschalenguss die glatteste Oberfläche. [65]

Schleuderguss ist den Gussverfahren mit Dauerformen zuzuordnen. Beim Schleuderguss ist für die innere Formgebung kein Kern erforderlich; sie erfolgt allein durch Bemessung der zuzuführenden flüssigen Metallmenge unter Einwirkung der Zentrifugalkraft. Die Wanddicke des Hohlkörpers wird bestimmt durch die zugeführte Metallmenge. Im Schleuderguss hergestellter Guss weist ein feinkörniges und homogenes Gefüge auf, das frei von Einschlüssen, Blasen und Lunkern ist. Er erzielt meist höhere mechanisch-technologische Eigenschaften als mittels Sandform- oder Kokillengießen hergestellte Gussstücke. Das Schleudergussverfahren wird somit eingesetzt, wenn es um die kostengünstige Herstellung dickwandiger, rotationssymmetrischer Gussrohlinge geht. [65]

Für alle im Rahmen des Forschungsvorhabens untersuchten Gussmaterialien wurden chemische Analysen und zum Teil Angaben zu den mechanisch-technologischen Eigenschaften durch die herstellenden Gießereien zur Verfügung gestellt. Für die Knetmaterialien standen Abnahmeprüfzeugnisse des Herstellers zur Verfügung. Die chemische Zusammensetzung und die mechanisch-technologischen Eigenschaften aller Versuchswerkstoffe sind in Tabelle 4 bis Tabelle 6 aufgeführt.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften^e der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 59 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm^a und Angaben der Werkstoffhersteller^b.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Mo	Co	Al	Cu	P	S	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN 17744:2002 [66])													
UNS-N06059 (NiCr23Mo16Al, 2.4605)	Rest	22,0-24,0	2,0	0,01	0,5	0,1	15,0-16,5	0,3	0,1-0,4	0,5	0,025	0,015	lösungsgeglüht
Charge 112450, s = 16 mm	Rest	22,9	0,6	0,004	0,17	0,02	15,5	0,10	0,30	0,01	0,006	0,002	lösungsgeglüht
Charge 137282, s = 16 mm	Rest	22,6	0,3	0,004	0,19	0,03	15,4	0,03	0,35	0,01	0,006	0,002	lösungsgeglüht
Gusswerkstoffe (ASTM A494/A494M:2012 [60])													
UNS-N26059 (CX2M) Schleuderguss	Rest	22,0-24,0	1,5	0,02	1,0	0,5	15,0-16,5	-	-	-	0,02	0,02	lösungsgeglüht
Probe Z 791 ^c , Ø 242/216 mm	Rest	22,8	0,77	0,003	0,38	0,10	15,1	0,1	0,04	0,09	0,003	0,001	lösungsgeglüht
Probe Z 523 ^c , WD = 16 mm	Rest	23,6	0,03	0,010	0,25	0,06	15,9	-	0,02	1,67	0,004	0,004	lösungsgeglüht
Sandformguss													
Probe Z028 ^c , k.A.	Rest	24,0	0,15	0,012	0,01	0,04	15,6	0,05	0,05	-	0,002	0,004	lösungsgeglüht
Charge 6014 ^d , k.A.	Rest	22,6	0,28	0,003	0,40	0,19	15,2	-	0,04	0,02	0,008	0,001	lösungsgeglüht

^a Mit Ausnahme von Nickel sind die aus den Normen entnommenen Einzelwerte für alle Elemente Höchstwerte.

^b Angaben der Hersteller für die wichtigsten Legierungselemente.

^c Erschmelzungsart: Elektrostahl.

^d Erschmelzungsart: Vakuuminduktion.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p0,1} [MPa]	A ₅ [%]	A ₅₀ [%]	KV [J]	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN 17750:2002 [67])							
UNS-N06059 (NiCr23Mo16Al, 2.4605)	690	320	360	40	-	-	lösungsgeglüht
Charge 112450, s = 16 mm	750	371	404	68	80	268 272 281	lösungsgeglüht
Charge 137282, s = 16 mm	776	371	411	64	64	230 234 232	lösungsgeglüht
Gusswerkstoffe (ASTM A494/A494M:2012 [60])							
UNS-N26059 (CX2M)	495	270	-	-	40	-	lösungsgeglüht
Probe Z 523, WD = 16 mm	623	332	357	71	-	345 354 345	lösungsgeglüht

^e Angaben bei Raumtemperatur.

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften^f der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 625 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm^a und Angaben der Werkstoffhersteller^b.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Mo	Co	Al	Ti	Nb	P	S	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN 17744:2002 [66])														
UNS-N06625 (NiCr22Mo9Nb, 2.4856)	min. 58,0	20,0-23,0	5,0	0,1	0,5	0,5	8,0-10,0	1,0	0,4	0,4	3,15-4,15 ^c	0,02	0,015	weichgeglüht
Charge 126224, s = 16 mm	Rest	21,3	4,8	0,02	0,04	0,2	8,6	0,03	0,16	0,19	3,35 ^c	0,007	0,001	weichgeglüht
Gusswerkstoffe (ASTM A494/A494M:2012 [60])														
UNS-N26625 (CW6MC)	Rest	20,0-23,0	5,0	0,06	1,0	1,0	8,0-10,0	-	-	-	3,15-4,50	0,015	0,015	lösungsgeglüht
Schleuderguss														
Probe N26625 ^d , Ø 292/250 mm	Rest	21,5	2,27	0,03	0,42	0,28	9,0	0,02	0,01	0,01	2,94	0,012	0,006	ohne
Sandformguss														
Charge 6237 ^e , k.A.	Rest	21,3	2,13	0,06	0,53	0,47	9,0	0,01	0,03	0,01	3,52	0,012	0,001	lösungsgeglüht

^a Mit Ausnahme von Nickel sind die aus den Normen entnommenen Einzelwerte für alle Elemente Höchstwerte.

^b Angaben der Hersteller für die wichtigsten Legierungselemente.

^c Angabe für Nb+Ta.

^d Erschmelzungsart: Induktion.

^e Erschmelzungsart: Vakuuminduktion.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p0,1} [MPa]	A ₅ [%]	A ₅₀ [%]	KV [J]	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN 17750:2002 [67])							
UNS-N06625 (NiCr22Mo9Nb, 2.4856)	760	380	410	30	-	-	weichgeglüht
Charge 126224, s = 16 mm	938	492	-	48	57	139 141 143	weichgeglüht
Gusswerkstoffe (ASTM A494/A494M:2012 [60])							
UNS-N26625 (CW6MC)	485	275	-	-	25	-	lösungsgeglüht

^f Angaben bei Raumtemperatur.

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] und mechanisch-technologische Eigenschaften^d der Schleuder- und Sandformgusswerkstoffe aus der Ni-Basislegierung alloy 617 sowie der äquivalenten Knetwerkstoffe laut Norm^a und Angaben der Werkstoffhersteller^b.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Mo	Co	Al	Ti	B	P	S	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN EN 10302:2008 [68])														
UNS-N06617 (NiCr23Co12Mo, 2.4663)	Rest	20,0-23,0	2,0	0,05-0,1	0,2	0,2	8,5-10,0	11,0-14,0	0,7-1,4	0,2-0,6	0,006	0,01	0,01	lösungsgeglüht
Charge 314666, s = 12 mm	Rest	22,2	1,4	0,08	0,07	0,10	8,64	11,51	1,06	0,43	0,001	0,002	<0,002	lösungsgeglüht
Charge 42966, s = 16 mm	Rest	22,3	1,5	0,08	-	0,17	8,69	11,45	1,16	0,38	0,002	0,003	0,003	lösungsgeglüht
Gusswerkstoffe (nicht genormt)														
Schleuderguss Probe Z 524 ^c , WD = 16 mm	Rest	21,6	0,41	0,07	0,03	0,06	9,4	11,40	1,56	0,28	0,0045	0,03	0,002	lösungsgeglüht
Schmelze 81-0307 ^c , Ø 222/190 mm	Rest	22,1	1,10	0,08	0,02	0,06	8,6	11,68	1,16	0,44	0,0051	0,003	0,003	lösungsgeglüht
Schmelze 81-0308 ^c , Ø 222/190 mm	Rest	21,8	1,06	0,07	0,01	0,05	8,7	11,46	1,10	0,43	0,0042	0,003	0,003	lösungsgeglüht

^a Mit Ausnahme von Nickel sind die aus den Normen entnommenen Einzelwerte für alle Elemente Höchstwerte.

^b Angaben der Hersteller für die wichtigsten Legierungselemente.

^c Erschmelzungsart: Elektrostahl.

Bezeichnung (Charge, Abmessungen)	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p0,1} [MPa]	A ₅ [%]	A ₅₀ [%]	KV [J]	Wärmebehandlung
Knetwerkstoffe (DIN 17750:2002 [67])							
UNS-N06617 (NiCr23Co12Mo, 2.4663)	700	300	-	45	-	-	lösungsgeglüht
Charge 314555, s = 12 mm	863	411	-	44	56	118 122 122	lösungsgeglüht
Charge 42966, s = 16 mm	825	402	447	-	56	-	lösungsgeglüht
Gusswerkstoffe (nicht genormt)							
Probe Z 524, WD = 16 mm	613	302	329	54	-	255 237 270	lösungsgeglüht

^d Angaben bei Raumtemperatur.

Für das Schweißen der genannten Ni-Basis-Gusswerkstoffe kamen in Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss die in Tabelle 7 aufgeführten artgleichen Zusatzwerkstoffe zum Einsatz, die eine breite Anwendung in der schweißtechnischen Praxis bei der Verarbeitung der jeweils äquivalenten Knetwerkstoffe finden. Alle Schweißzusätze wurden von der Fa. *voestalpine Böhler Welding Germany GmbH* zur Verfügung gestellt. Die Mindestwerte für die mechanisch-technologischen Eigenschaften der reinen Schweißgüter sowie die chemische Zusammensetzung der für die Versuche verwendeten Schweißzusätze laut Angaben des Zusatzwerkstoffherstellers sind in Tabelle 7 und Tabelle 8 aufgeführt.

Tabelle 7: Mechanisch-technologische Eigenschaften der reinen Schweißgüter der für die Versuche verwendeten Ni-Basis-Schweißzusätze laut Angaben^a des Zusatzwerkstoffherstellers.

ISO-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.)	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _{p0,1} [MPa]	A [%]	KV [J]	Wärmebehandlung
Stabelektroden						
E Ni 6059 (2.4609, NiCr23Mo16)	700	420	-	40	60	ungeglüht
E Ni 6625 (2.4621, NiCr22Mo9Nb)	760	420	450	30	75	ungeglüht
Schweißstäbe						
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	700	450	-	35	120	ungeglüht
S Ni 6625 (2.4831, NiCr22Mo9Nb)	740	460	500	35	120	ungeglüht
Massivdrahtelektroden						
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	700	420	-	40	60	ungeglüht
S Ni 6617 (2.4627, NiCr22Co12Mo9)	700	400	-	40	100	ungeglüht

^a Mindestwerte bei Raumtemperatur.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] der für die Versuche verwendeten Ni-Basissschweißzusätze laut Norm^a und Richtwerten des Werkstoffherstellers.

ISO-Bezeichnung (Werkstoff-Nr.) Charge, Durchmesser	Ni	Cr	Fe	C	Mn	Si	Mo	Co	Al	Ti	Sonstige Elemente
Stabelektroden^b (DIN EN ISO 14172:2009 [69])											
E Ni 6059 (2.4609, NiCr23Mo16)	min. 56,0	22,0-24,0	1,5	0,02	1,0	0,2	15,0-16,5	-	-	-	-
Serien-Nr. 4108619, Ø 3,2 mm	Rest	23,0	<1,5	<0,02	<0,5	0,10	16,0	-	-	-	-
E Ni 6625 (2.4621, NiCr22Mo9Nb)	min. 55,0	20,0-23,0	7,0	0,10	2,0	0,8	8,0-10,0	-	-	-	Cu: 0,5; Nb: 3,0-4,2
Serien-Nr. 4108995, Ø 3,2 mm	Rest	21,5	<2,0	<0,04	<1,0	<0,7	9,5	-	-	-	Nb: 3,3
Schweißstäbe (DIN EN ISO 18274:2011 [70])											
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	≥56,0	22,0-24,0	1,5	0,01	0,5	0,1	15,0-16,5	0,3	0,1-0,4	0,5	V: 0,3
Charge 98240, Ø 2,4 mm	Rest	23,0	<1,5	0,01	<0,5	<0,10	16,0	-	-	-	-
S Ni 6625 (2.4831, NiCr22Mo9Nb)	≥58,0	20,0-23,0	5,0	0,1	0,5	0,5	8,0-10,0	-	0,4	0,4	Cu: 0,5; Nb: 3,0-4,1
Charge 100255, Ø 2,4 mm	Rest	22,0	<1,0	0,03	0,1	0,1	9,0	-	-	-	Nb: 3,6
Massivdrahtelektroden (DIN EN ISO 18274:2011 [70])											
S Ni 6059 (2.4607, NiCr23Mo16)	≥56,0	22,0-24,0	1,5	0,01	0,5	0,1	15,0-16,5	0,3	0,1-0,4	0,5	V: 0,3
Charge 100412, Ø 1,2 mm	Rest	23,0	<1,5	0,01	<0,5	0,10	16,0	-	-	-	-
S Ni 6617 (2.4627, NiCr22Co12Mo9)	≥44,0	20,0-24,0	3,0	0,05-0,15	1,0	1,0	8,0-10,0	10,0-15,0	0,8-1,5	0,6	Cu: 0,5; W: 0,5; P: 0,03
Charge 98037, Ø 0,8 mm	Rest	21,5	1,0	0,05	0,1	0,1	9,0	11,0	1,3	0,5	-
Charge 100764, Ø 1,2 mm											

^a Mit Ausnahme von Nickel sind die aus der Norm entnommenen Einzelwerte für alle Elemente Höchstwerte.

^b Angaben für das reine Schweißgut.

5.2 Geräte- und Messtechnik zum Schweißen

5.2.1 Manuelle Standardtechnologien (E-Hand, mWIG)

Als manuelle Standardverfahren für das Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe kamen im Rahmen des Arbeitspunkt 4 das Lichtbogenhandschweißen (E-Hand) und das manuelle Wolfram-Inertgas-Schweißen (mWIG) zum Einsatz. Für das E-Handschweißen wurde eine Schweißstromquelle vom Typ *SuperWeld 500* der Fa. *contitools* genutzt. Die Stabelektroden wurden vor dem Schweißen entsprechend der Herstellerangaben in einem elektrisch beheizten Elektrodenköcher getrocknet. Das manuelle WIG-Schweißen wurde mit einer Stromquelle vom Typ *TransModul 500* der Fa. *Castolin Eutectic* durchgeführt. Als Wolframelektrode kam der Typ WC 20 (\varnothing 2,4 mm) zur Anwendung. Die Schutzgasversorgung erfolgte über Schutzgasflaschen.

Für die Messung und Kontrolle der Schweißparameter während des Schweißens wurde das Messwerterfassungssystem *WeldLogger* der Fa. *HKS Prozesstechnik GmbH* genutzt. Mit Hilfe dieses Gerätes können die Schweißspannung und der Schweißstrom beim Lichtbogenschweißen erfasst, angezeigt und gespeichert werden. Beide Parameter werden im Speicher des Gerätes mit einer Frequenz von 10 Hz abgespeichert.

5.2.2 Spezielle Schweißtechnologien (vWIG, EB)

Im Rahmen des Arbeitspunkt 5 wurden spezielle Schweißtechnologien zum Schweißen der Gusswerkstoffe herangezogen. Das vollmechanisierte WIG-Schweißen mit Kaltdrahtzugabe (vWIG) und das Elektronenstrahlschweißen (EB) wurden auf ihr Einsatzpotential zum Gewährleisten qualitätsgerechter Schweißnähte an den Ni-Basis-Gussmaterialien untersucht.

Für das vollmechanisierte WIG-Kaltdraht-Schweißen wurde eine transistorisierte Schweißstromquelle vom Typ *AUTOTIG 600PC* der Fa. *Polysoude* in Kombination mit einem externen Wasserrückkühler vom Typ *222-18* (Fa. *Polysoude*) eingesetzt. Diese primärgetaktete Inverter-Schweißstromquelle erlaubt Gleichstromschweißungen mit ungepulstem sowie gepulstem Schweißstrom sowohl im niederfrequenten als auch im hochfrequenten Bereich bis 2000 Hz. Der Schweißstrombereich erstreckt sich von 15-600 A (DC). Aufgrund eines Anlagendefektes kam außerdem eine Inverter-Stromquelle vom Typ *P6* der Fa. *Polysoude* zum Einsatz, die kurzfristig durch die Fa. *Kraftanlagen München GmbH* an der Forschungsstelle zur Verfügung gestellt wurde. Diese Schweißstromquelle verfügt über einen Schweißstrombereich von bis zu 300 A. Als Bewegungseinrichtung zum Positionieren des Schweißbrenners und zum Ausführen der Bewegung über der Schweißfuge kam das Schweißfahrwerk *POLYCAR II* der Fa. *Polysoude* zum Einsatz, das ursprünglich für das Orbitalschweißen ausgelegt ist, aber durch Umbaumaßnahmen auch auf einer Längsführungsschiene eingesetzt werden kann. Die Ausrüstung des *POLYCAR II* umfasst eine motorisierte Lichtbogenhöhenregulierung (AVC), die den Abstand zwischen der Wolframelektrode und der Probenoberfläche während des Schweißens konstant hält. Die Kalt drahtzufuhr erfolgte über das im Schweißfahrwerk integrierte Drahtvorschubsystem *POLYFILL 6597* (Fa. *Polysoude*).

Für das vWIG-Schweißen am Gussrohr wurde der Drehkipptisch *FTT150* der Fa. *Fronius* in Kombination mit dem externen Steuergerät *FCU-5* (Fa. *Fronius*) eingesetzt. Die Rohre wurden im Dreibackenfutter des Drehautomaten zentriert. Die Rotation unter dem feststehenden WIG-Brenner erfolgte in horizontaler Lage, sodass durchgängig in Wannensposi-

on (PA) geschweißt wurde. Als Wolframelektrode kam der Typ WC 20 (\varnothing 4 mm) zur Anwendung. Die Realisierung der Schutzgasversorgung erfolgte über Schutzgasflaschen.

Die Schweißversuche zum Elektronenstrahlschweißen wurden bei der Fa. *pro-beam AG & Co. KGaA* in Burg durchgeführt. Zum Einsatz kam eine Elektronenstrahlschweißanlage vom Typ *S20-6* mit einer maximalen Strahlleistung von 30 kW und einer maximalen Beschleunigungsspannung von bis zu 150 kV. Die Anlage hat ein Kammervolumen von 2 m³ mit den Abmessungen 1720 mm x 1110 mm x 980 mm. Die Schweißungen fanden im Hochvakuumbereich von 10⁻³ mbar statt. Die Arbeitskammer ist mit einem Schleusensystem ausgestattet, das kurze Evakuierungszeiten erlaubt, da die Prozesskammer ständig unter Vakuum steht und in der Schleuse ein Vorvakuum erzeugt wird.

5.3 Geräte- und Messtechnik für die Heißrissprüfverfahren

5.3.1 PVR-Test

Der Programmierbare-Verformungsriß-Test (PVR-Test) ist ein standardisiertes fremdbeanspruchertes Heißrissprüfverfahren nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] zur quantitativen und vergleichenden Bewertung der Heißrissbeständigkeit. Für die Prüfung der Versuchsmaterialien im Rahmen des Forschungsprojektes wurde die an der Forschungsstelle vorhandene PVR-Anlage genutzt, siehe Bild 13. Die Anlage wurde speziell für diese Heißrissprüfung durch die Fa. *WPM Werkstoffprüfsysteme Leipzig GmbH* gebaut. Das Versuchsprinzip ist in Abschnitt 2.3 beschrieben. Die PVR-Prüfung der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien erfolgte durch Umschmelzung der Grundwerkstoffe im WIG-Lichtbogen ohne Schweißzusatz (Blindraupe). Hierfür kam eine Schweißstromquelle vom Typ *MagicWave 2600 Fuzzy* der Fa. *Fronius* zum Einsatz. Als Wolframelektrode wurde der Typ WC 20 (\varnothing 2,4 mm) verwendet. Die Schutzgasversorgung mit Argon 4.6 erfolgte aus Schutzgasflaschen.

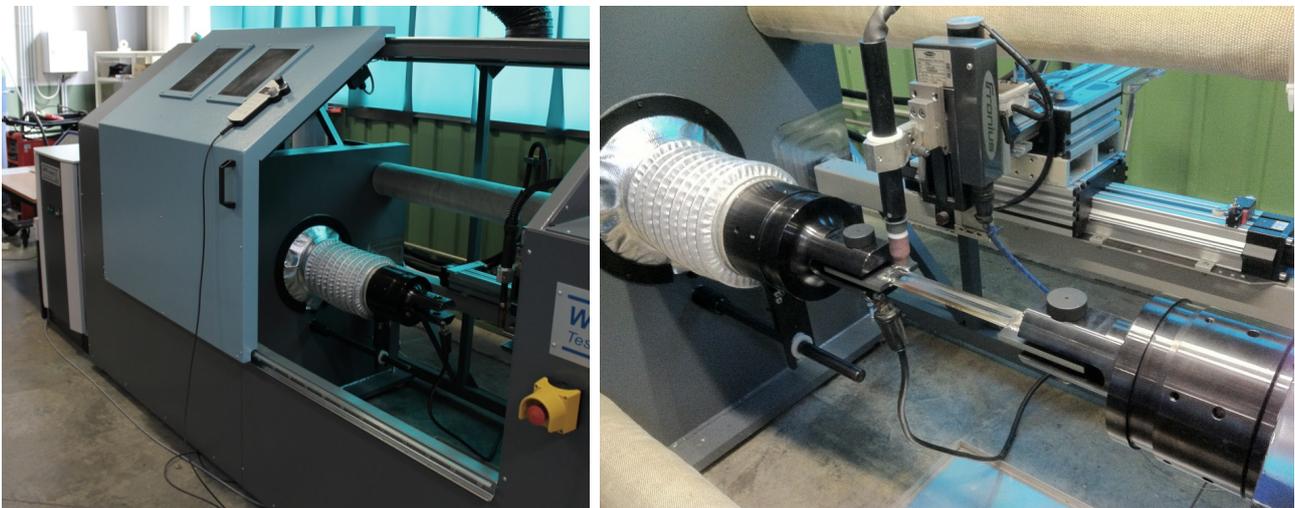


Bild 13: PVR-Anlage am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik (IWF), Universität Magdeburg.

Nach dem PVR-Versuch wurden die Prüfflächen der PVR-Proben elektrolytisch mit dem Reinigungsgerät *Magic Cleaner* der Fa. *Fronius* gereinigt.

5.3.2 Heißzugversuch

Der Heißzugversuch ist ein Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben und ebenfalls im DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] beschrieben. Das Versuchsprinzip ist in Abschnitt 2.3 dargestellt. Die Prüfung erfolgte in einem an der Forschungsstelle vorhandenen Gleeble[®] 3500-Prüfsystem (Bild 14). Die Gleeble[®] 3500 ist ein thermo-mechanisches Prüfsystem zur wärmephysikalischen Simulation des Werkstoffverhaltens von Metallen. Die Besonderheit des Gleeble[®]-Systems liegt in der Vielfalt der Kombinationsmöglichkeiten von Belastungen und Belastungsgeschwindigkeiten. Das computergesteuerte System arbeitet die programmierten Belastungsvorgänge ab und speichert alle Messdaten des Prüfprozesses. Dazu heizt das Prüfsystem die in Spannbacken fixiertes Proben in einer schutzgas- bzw. vakuumkontrollierten Arbeitskammer mittels konduktiver Widerstandserwärmung auf, realisiert die vorgegebenen schlag-, zug- und/oder druckartigen Bewegungsabläufe über ein servohydraulisches Bewegungssystem mit Weg- und Kraftsteuerung und zeichnet alle Prozessdaten synchron auf. Die Durchführung von Heißzugversuchen ist eine klassische Anwendungsmöglichkeit des Gleeble[®]-Systems.



Bild 14: Gleeble[®] 3500-Prüfsystem am IWF, Universität Magdeburg (links) und Arbeitskammer mit in Kupferbacken eingespannter Rundzugprobe für den Heißzugversuch (rechts).

5.4 Prüftechnik für die Bestimmung der Schweißnahteigenschaften

Zur Beurteilung der Heißrissneigung und der Ausbildung weiterer innerer und äußerer Unregelmäßigkeiten sowie der Bewertung der mechanisch-technologischen Eigenschaften sind die an den Guss- und Knetmaterialien erzeugten Schweißungen im Rahmen der Arbeitspunkte 4, 6 und 7 mittels der in Tabelle 9 erläuterten Prüftechniken untersucht worden.

Tabelle 9: Eingesetzte Prüftechnik für die Bestimmung der Eigenschaften der Schweißungen an den Guss- und Knetmaterialien.

Prüfung	Prüfziel / Prüfgrößen	Prüfmittel / Gerätetechnik
Sichtprüfung	Nachweis von Oberflächenrissen	Lupe
PT-Prüfung (DIN EN 571:1997 [71])	Nachweis von Oberflächenrissen	Diffusions-Rot und Entwickler ARDROX (Fa. Chemetall)
Durchstrahlungsprüfung (DIN EN ISO 17636:2013 [72])	Nachweis innerer Unregelmäßigkeiten	Strahlenquelle: Gammamat TI-F / Ir 192 (Fa. Prüftechnik Linke & Rühle GmbH)
Stereomikroskopie	Nachweis von Oberflächenrissen	Stereomikroskop MZ APO (Fa. Leica)
Makro- und Mikrogefügeanalyse	Gefügebewertung im polierten u. geätzten Zustand (Risse, Poren, Bindefehler, etc.), Nahtkenngrößen	Inverses Auflichtmikroskop Leica MeF4A (Fa. Leica)
Korngrößenbestimmung nach ASTM E112:2004 [73]	mittlere Korngröße in μm , Korngrößen-Kennzahl G	Bildanalysesoftware QX Grain (Fa. Leica)
Schmelzextraktion	Bestimmung des Stickstoff- und Sauerstoffgehaltes	ON/H-mat286 (Fa. Juwe)
Rasterelektronenmikroskopie	Mikrogefügestruktur (Heißrisse, Ausscheidungen)	XL 30 ESEM FEG (Fa. Philips)
Mikrosondenmessung	Analyse von Seigerungen im dendritischen Gussgefüge, Ausscheidungsanalyse bzw. Phasenanalyse auf Rissoberflächen	EDAX XL Series
Härteprüfung nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1:2006 [74] und DIN EN ISO 9015-1:2011 [75])	Härtewerte HV 0,2, HV 5 und HV 10	Mikrohärtemessgerät Micro-Duromat 4000E (Fa. Reichert), Makrohärtemessgerät Dia Testor 2Rc (Fa. Roell Amsler)
Querzugversuch bei RT (DIN EN ISO 4136:2011 [4])	Zugfestigkeit, Bruchdehnung	Materialprüfmaschine Z100 (Fa. Zwick)
Querzugversuch bei 700°C (DIN EN ISO 6892:2011 [76])	Zugfestigkeit, Bruchdehnung	Materialprüfmaschine Z100 (Fa. Zwick)
Seitenbiegeprüfung (DIN EN ISO 5173:2012 [77])	Biegewinkel	Zug-, Druck-, Biegeprüfmaschine ZDM 50 (Fa. VEB WPM Leipzig)
Kerbschlagbiegeversuch (DIN EN ISO 9016:2011 [78] und DIN EN ISO 148-1:2011 [79])	verbrauchte Schlagenergie (KV_2)	Pendelschlagwerk RKP 300 (Fa. Roell Amsler)

6 Forschungsergebnisse

6.1 Charakterisierung der Sandform- und Schleudergusswerkstoffe

Alle für das Projekt zur Verfügung gestellten Ni-Basis-Gussmaterialien wurden im Rahmen des Arbeitspunkt 1 grundlegend werkstoffkundlich charakterisiert und werden nachfolgend erläutert. Die chemische Zusammensetzung aller Versuchsmaterialien ist entsprechend der Herstelleranalysen in Tabelle 4 bis Tabelle 6 im Abschnitt 5.1 aufgeführt. Die Legierungszusammensetzung der Ni-Basis-Gussmaterialien entspricht weitgehend der der äquivalenten Knetwerkstoffe.

Das Makro- (Kornstruktur) und Mikrogefüge (Ausscheidungen, Seigerungen) der Gussmaterialien im Anlieferungszustand wurde anhand licht- und rasterelektronenmikroskopischer (REM/EDX) Aufnahmen charakterisiert. Die im Schrifttum getroffene Aussage zum Auftreten einer signifikant größeren Kornstruktur im Vergleich zu den gewalzten Knetwerkstoffen kann bestätigt werden. Bild 15 zeigt beispielhaft das Makrogefüge von Schleuderguss aus alloy 617 und alloy 59 über den Rohrwandquerschnitt (Wanddicke: 16 mm). Die Wärmeabfuhr der rotierenden Kokille bestimmt die Richtung des Kristallwachstums bei der Erstarrung der geschleuderten Büchse. Es liegen langgestreckte Stängelkristalle vor, die sich teilweise über die gesamte Wanddicke erstrecken. Die untersuchten Sandformgussmaterialien sind ebenfalls durch sehr große, jedoch weniger gerichtete Stängelkristalle gekennzeichnet, siehe Bild 16. Die einzelnen Körner im dendritischen Gussgefüge des Sandform- und Schleuderguss sind zum Teil mehrere Millimeter groß, wogegen die mittlere Korngröße des Umformgefüges der Knetlegierungen nur max. 75 µm beträgt.

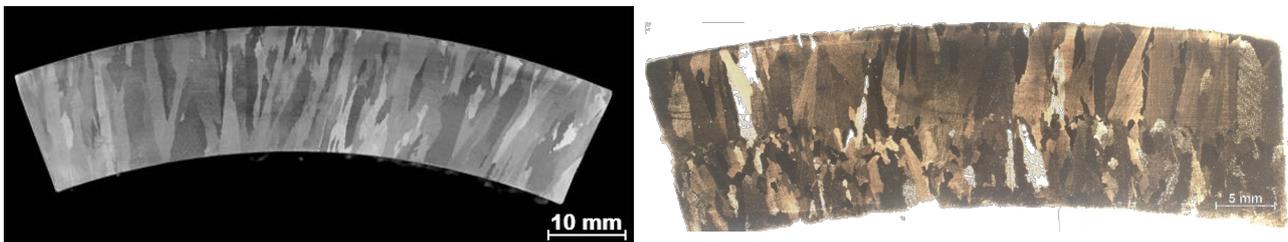


Bild 15: Makrogefüge ausgewählter Schleudergussmaterialien aus alloy 617 (Probe Z 524, links) und alloy 59 (Probe Z 523, rechts). Unterschiede in der Vergrößerung.

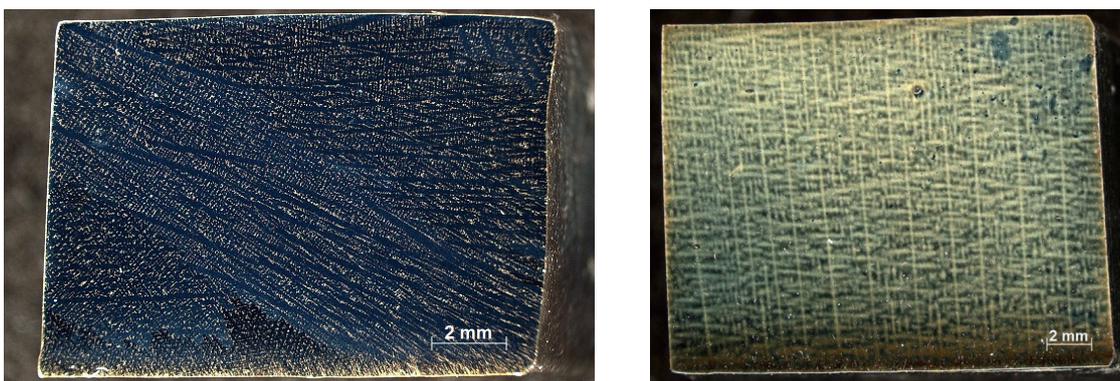


Bild 16: Makrogefüge ausgewählter Sandformgussmaterialien aus alloy 626 (Charge 6237, links) und alloy 59 (Charge 6014, rechts). Unterschiede in der Vergrößerung.

Die Schleudergussmaterialien sind auf der Innenoberfläche in Folge der Zentrifugalkraft durch sich dort sammelnde Verunreinigungen wie Schlacken, Oxide und Lunker rau und unvollständig ausgebildet. Diese inneren Zonen der Gussstücke gehen u.U. bis zu mehre-

re Millimeter in das Material hinein (Bild 17) und werden bei Bauteilen bis zum Erreichen von gesundem Material ausgebohrt. Vor einer schweißtechnischen Verarbeitung sind die stark fehlerbehafteten Oberflächenbereiche unbedingt zu entfernen. Mittels zerstörungsfreier Verfahren sollte nach der mechanischen Bearbeitung auf unzulässige Fehler geprüft werden.

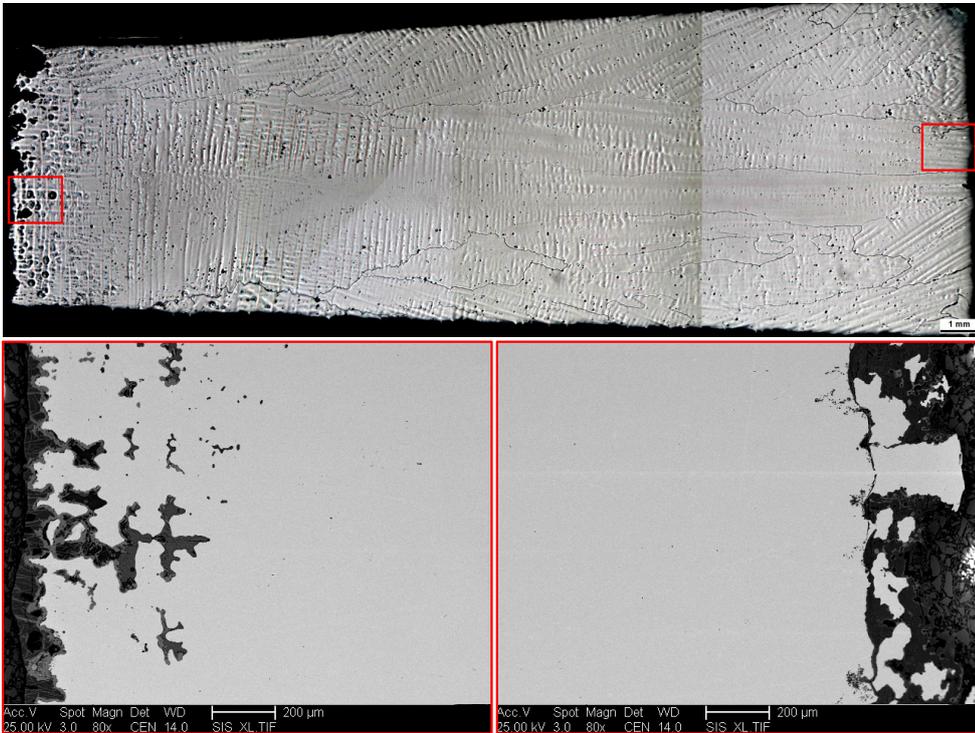


Bild 17: Querschliff über den gesamten Rohrwandquerschnitt von 26 mm (oben) einer geschleuderten Büchse aus alloy 59 (Probe Z 791) und REM-Aufnahmen fehlerbehafteter Oberflächenbereiche (unten).

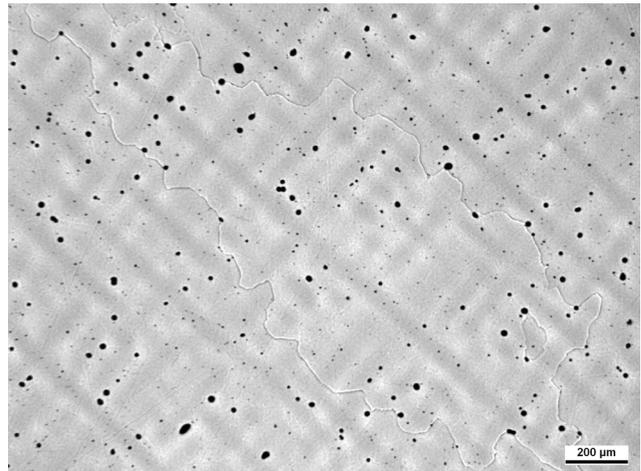
Da die Erstarrung der gegossenen Ni-Basislegierungen über das Wachstum von Dendriten erfolgt, zeigen die untersuchten Gussmaterialien neben der sehr groben Kornstruktur ein dendritisches Gussgefüge. Die Primärkorn Grenzen verlaufen in den zuletzt erstarrten interdendritischen Bereichen. In diesen Zwischenräumen kommt es aufgrund der langsameren Abkühlgeschwindigkeiten in der Gussform zu Gefügeinhomogenitäten, wie der Anreicherung seigerungsaffiner Legierungselemente und der Ausscheidung von intermetallischen Phasen und/oder Karbiden. Die bei den Verformungsvorgängen der Knetwerkstoffe erreichte Kornverfeinerung und Homogenisierung entfällt. Das Mikrogefüge aller vorliegenden Gussmaterialien ist anhand lichtmikroskopischer Aufnahmen in Bild 18 bis Bild 22 gegenübergestellt.

Alle untersuchten Sandform- und Schleudergussmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 59 lagen im lösungsgeglühten Zustand vor. In den dendritischen Gussgefügen sind, wie in der entsprechenden Knetlegierung, keine Ausscheidungen zu erkennen (Bild 18). Auffällig ist jedoch eine ausgeprägte Mikroporosität bzw. das Auftreten kleinster Lunker im Gefüge beider Gussmodifikationen (Bild 19, links). Das Legierungselement Molybdän ist in den Gussmaterialien aus alloy 59, wie im äquivalenten Knetwerkstoff, mit bis zu 16 Gew.-% enthalten. Im dendritischen Gussgefüge kommt es zu einer ungleichmäßigen Elementverteilung in Form von Mikroseigerungen von Molybdän in den dendritischen Zwischenräumen, in denen auch die Primärkorn Grenzen verlaufen. Bild 19 (rechts) informiert

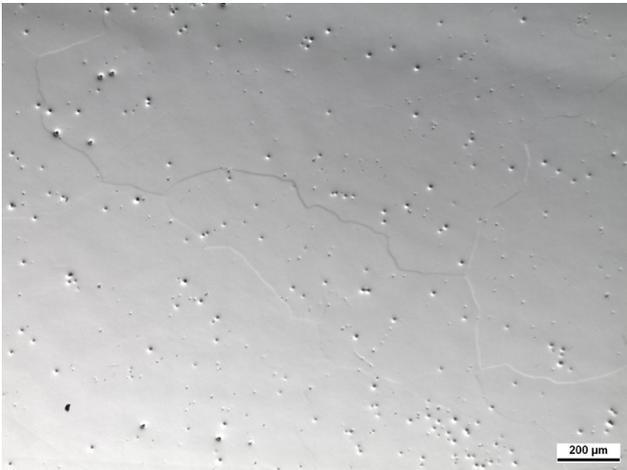
exemplarisch über Mittelwerte von EDX-Analysen im Sandformgussgefüge aus alloy 59, bei denen interdendritisch Molybdängehalte von 19,6 Gew.-% nachgewiesen wurden.



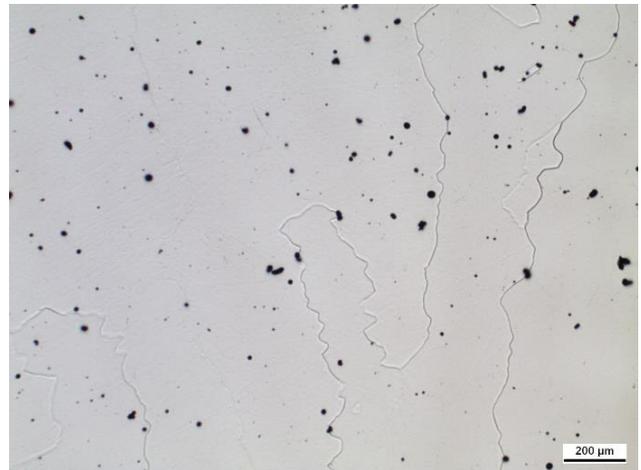
Sandformguss (Charge 6014)



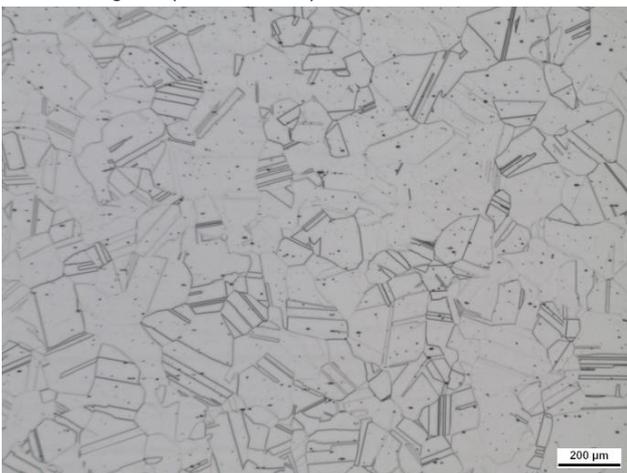
Sandformguss (Probe Z 028)



Schleuderguss (Probe Z 523)

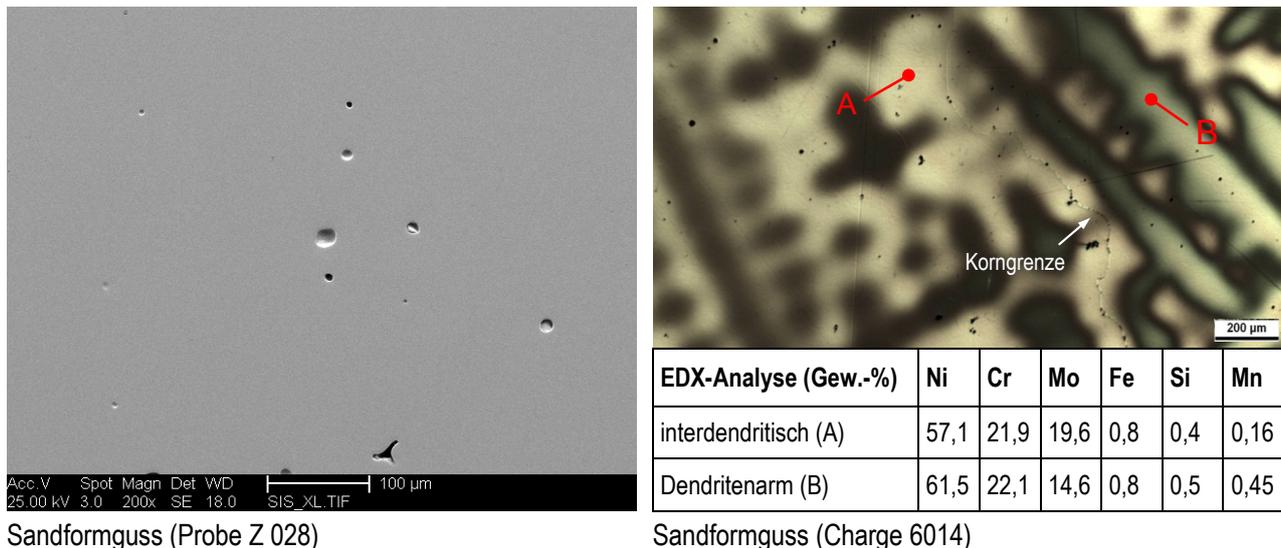


Schleuderguss (Probe Z 791)



Knetlegierung (Charge 112450)

Bild 18: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüge der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 im Anlieferungszustand.

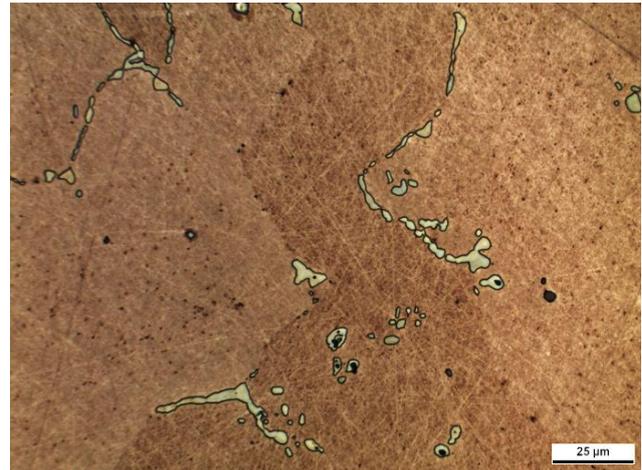


Sandformguss (Probe Z 028)

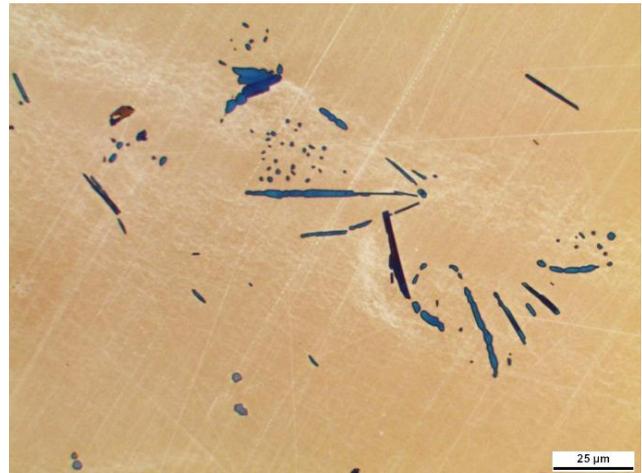
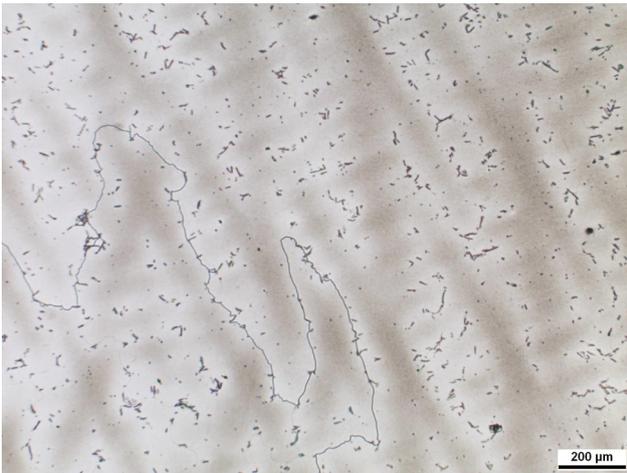
Sandformguss (Charge 6014)

Bild 19: REM-Aufnahme von Poren und Lunkern (links) und EDX-Ergebnisse zum Nachweis von Mikroseigerungen (rechts) in den Sandformgussmaterialien aus alloy 59.

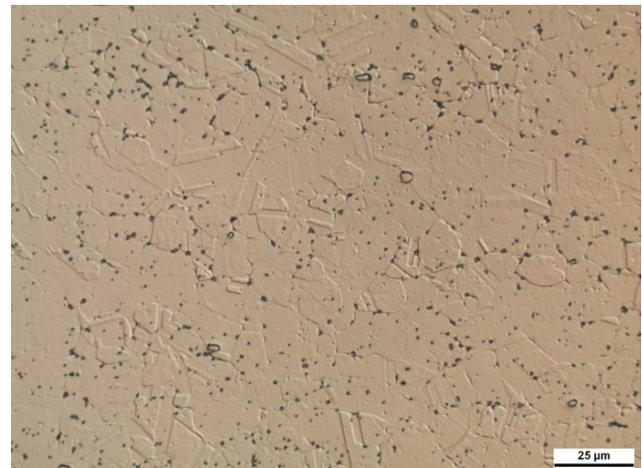
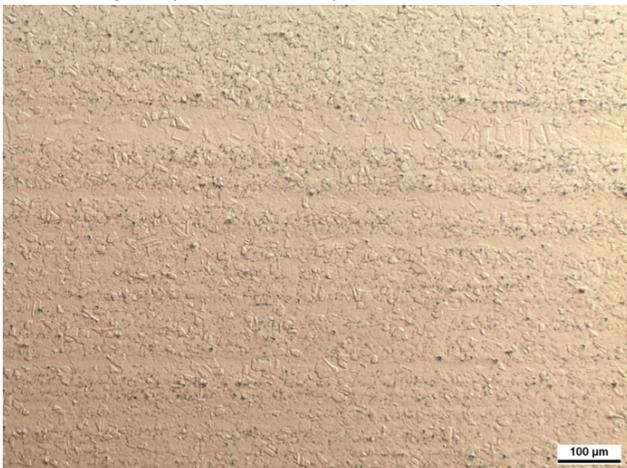
Bei den Gussmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 625 wurde nur der Sandformguss einer Lösungsglühung durch die herstellende Gießerei unterzogen. Das Schleudergussmaterial lag dagegen im Gusszustand, d.h. ohne eine zusätzliche Wärmebehandlung vor. Mikroaufnahmen beider Gussgefüge sowie des weichgeglühten Knetwerkstoffes sind in zwei unterschiedlichen Vergrößerungen in Bild 20 gegenübergestellt. Die starke Seigerungsneigung des Legierungselementes Niob, das in den untersuchten Werkstoffvarianten von alloy 625 mit bis zu 3,5 Gew.-% enthalten ist, führt zu zahlreichen Ausscheidungen im Gussgefüge, die sich signifikant von denen im Knetwerkstoff gleicher chemischer Zusammensetzung unterscheiden. In den interdendritischen Bereichen des Schleudergussgefüges wurden mittels EDX-Analysen Nb-Gehalte von bis zu 13 Gew.-% ermittelt. Interdendritisch und somit auch entlang der groben Kornstruktur des Sandform- und Schleuderguss treten zahlreiche Nb-reiche MC-Karbide auf. Während die Karbide im Sandformgussgefüge in überwiegend blockiger, zum Teil perlenschnurartiger Form vorliegen (Bild 20, oben), sind sie im stängelkristallinen Schleudergussgefüge vor allem als Netzwerk mit einer „Chinesenschrift“-Morphologie [80] erkennbar (Bild 20, Mitte). Das gewalzte Austenitgefüge der Knetlegierung zeichnet sich dagegen durch eine zeilige Anordnung der Karbidausscheidungen in Form von blockigen inter- und intragranularen Nb- und Ti-reichen Karbiden aus.



Sandformguss (Charge 6237)



Schleuderguss (Probe N26625)



Knetlegierung (Charge 126224)

Bild 20: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüge der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 625 im Anlieferungszustand.

In Bild 21 ist der untersuchte Schleuderguss aus der Ni-Basislegierung nochmals im Schliff über die gesamte Rohrwanddicke von 42 mm dargestellt. Auffällig ist die stark inhomogene Ausprägung der Gefügestruktur über die Rohrwand. Im Außenbereich (A) ist eine zum Rohrmittelpunkt gerichtet erstarrte Stängelkristallzone zu erkennen. Die einzelnen Kristalle erreichen dabei Längen von mehr als 10 mm und sind im Querschliff ca. 1 mm breit. Im Innenbereich (B) der geschleuderten Büchse ist das Gefüge dagegen deut-

lich feinkörniger und globulitisch erstarrt. Die Detailaufnahmen zeigen die mit der inhomogenen Gefügeausprägung einhergehenden Unterschiede hinsichtlich der Karbidmorphologie. Im Bereich der grobkörnigen Stängelkristalle findet sich die bereits genannte „Chinesenschrift“-Morphologie [80] aus eher stängelförmigen Nb-Karbid, wogegen sich die feinkörnigen Gefügebereiche der Rohrinneenseite durch gröbere, netzwerkartige Karbidausscheidungen in den Dendritenzwischenräumen und entlang der Korngrenzen auszeichnen.

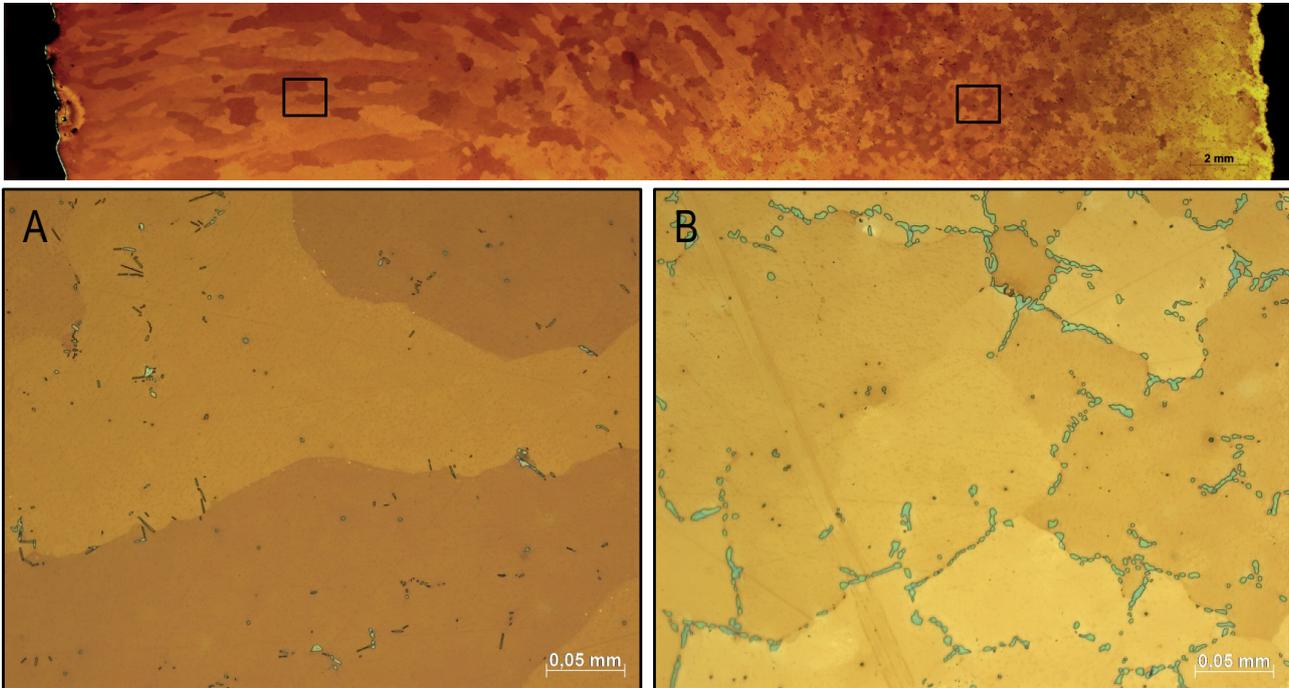
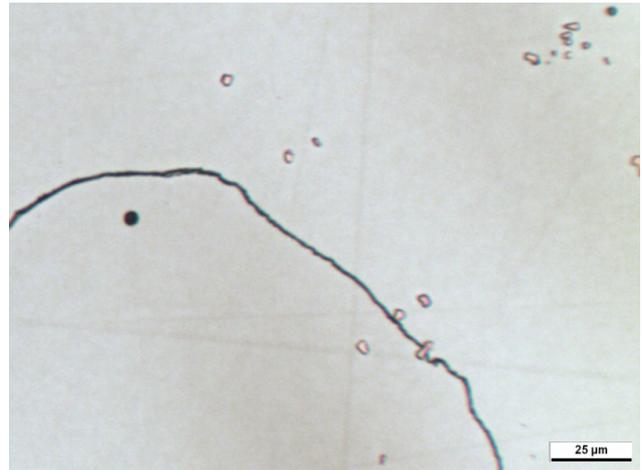
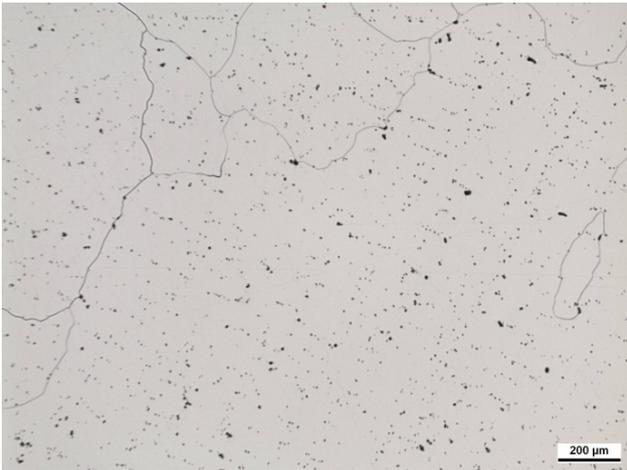
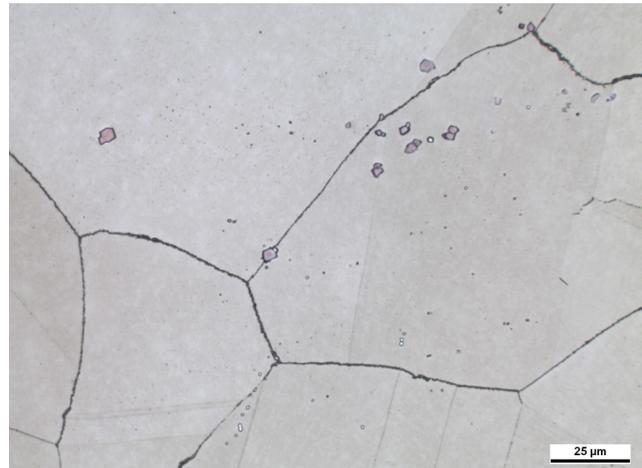
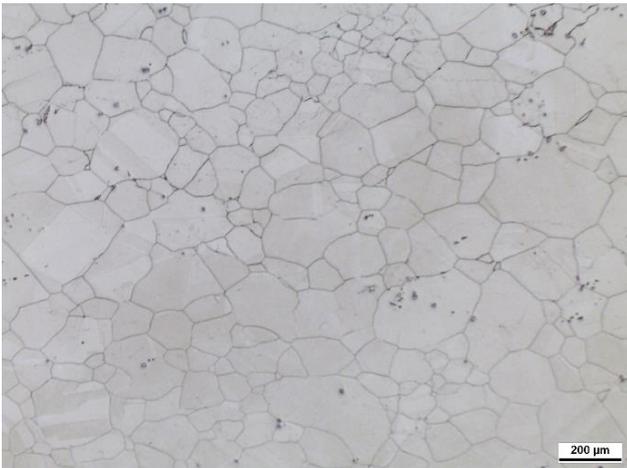


Bild 21: Inhomogene Gefügeausbildung über dickwandiges Schleudergussrohr (WD: 42 mm) aus alloy 625 (Probe N26625): Rohraußenseite (A) und Rohrinneenseite (B).

Die Ni-Basis-Gusslegierung alloy 617 stand für das Forschungsvorhaben nur als Schleudergussvariante im lösungsgeglühten Zustand zur Verfügung, da eine Darstellung dieser Legierung als Sandformguss nach Auskunft der mitarbeitenden Gießereien technisch nicht sinnvoll ist. Mikrogefügeaufnahmen des Schleudergussgefüges sowie der ebenfalls lösungsgeglühten Knetlegierung aus alloy 617 sind in Bild 22 gegenübergestellt. Bei den im Gussgefüge vorhandenen Ausscheidungen handelt es sich um Ti- und Mo-reiche MC-Karbide sowie um Titankarbonitride $Ti(C,N)$ [81], die bevorzugt in den Dendritenzwischenräumen auftreten. Auch das äquivalente Walzgefüge weist in den Körnern und an den Korngrenzen angelagerte Karbidausscheidungen in Form von blockigen Titankarbonitriden, als auch kleineren Cr- und Mo-reichen Karbiden [82, 83] auf.



Schleuderguss (Probe Z 524)



Knetlegierung (Charge 314666)

Bild 22: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Mikrogefüge der vollaustenitischen Guss- und Knetmaterialien aus alloy 617 im Anlieferungszustand.

Bei der Kleinkraft Härteprüfung nach Vickers (HV 0,2) wiesen die Gussmaterialien aller untersuchten Ni-Basislegierungen vergleichbare Härtewerte wie die entsprechenden Knetwerkstoffe auf (Tabelle 10). Die höchste mittlere Härte von ca. 250 HV 0,2 wurde bei dem Knet- und Sandformgussmaterial aus alloy 625 ermittelt. Der im Gusszustand vorliegende Schleuderguss dieser Legierung fällt mit einem Mittelwert von 216 HV 0,2 etwas ab. Die Härtewerte der Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 liegen im Mittel bei 225 bis 254 HV 0,2, weisen zum Teil aber einen recht großen Schwankungsbereich auf. Für das Schleuderguss- und Knetmaterial aus alloy 617 wurde eine vergleichbare Härte von ca. 200 HV 0,2 bestimmt.

Tabelle 10: Ergebnisse der Härtemessungen HV 0,2 an den vorliegenden Guss- und Knetmaterialien (Mittelwerte aus 5-10 Messwerten).

Ni-Basislegierung	Material	Kleinkrafthärte HV 0,2			
		Min	Max	MW	
alloy 59	Schleuderguss	Probe Z 791	222	231	225
		Probe Z 523	226	253	235
	Sandformguss	Probe Z 028	203	234	224
		Charge 6014	213	230	225
	Knetwerkstoff	Charge 112450	223	295	254
alloy 625	Schleuderguss	Probe N26625	200	237	216
	Sandformguss	Charge 6237	231	275	259
	Knetwerkstoff	Charge 126224	237	259	249
alloy 617	Schleuderguss	Probe Z 524	181	230	210
		Schmelze 81-0308	203	214	208
	Knetwerkstoff	Charge 314666	183	211	196

Große Unterschiede zwischen Guss- und Knetwerkstoffen wurden für alle untersuchten Ni-Basislegierungen im Hinblick auf den Stickstoff- und Sauerstoffgehalt deutlich. Die mittels Schmelzextraktion ermittelten Werte sind in Bild 23 und Bild 24 gegenübergestellt.

Während der Stickstoffgehalt in den gewalzten Blechmaterialien aus alloy 59, alloy 625 und alloy 617 zwischen 190 und 275 ppm beträgt, weisen die jeweiligen Sandform- und Schleudergussmaterialien signifikant höhere mittlere Gehalte von 315 bis 854 ppm auf (Bild 23). Zum Teil wurden in den Gusswerkstoffen somit bis zu dreifach höhere Stickstoffgehalte ermittelt als in den äquivalenten Knetwerkstoffen. Noch größere Unterschiede wurden hinsichtlich des Sauerstoffgehaltes festgestellt. Der mittlere Sauerstoffgehalt der untersuchten Knetwerkstoffe beträgt zwischen 9 und 14 ppm. Einige der vorliegenden Gusswerkstoffe weisen zum Teil das 10 bis 15fache (bis zu 188 ppm) des Sauerstoffgehaltes auf; andere liegen mit 13 bis 17 ppm dagegen im Bereich der jeweils äquivalenten Knetlegierungen.

Für die dickwandigen Schleudergussmaterialien aus alloy 59 und alloy 625 (Probe Z 791 bzw. N26625) wurden die Stickstoff- und Sauerstoffgehalte in verschiedenen Bereichen über die Rohrwanddicke ermittelt und gegenübergestellt. Wie Bild 23 und Bild 24 zeigen, wurde kein signifikanter Unterschied festgestellt. Insgesamt variieren die ermittelten Stickstoff- und Sauerstoffgehalte zwischen den einzelnen untersuchten Sandform- und Schleudergussmaterialien einer Ni-Basislegierung zum Teil sehr stark. Ein direkter Zusammenhang mit dem Gussverfahren (Sandform-, Schleuderguss) oder der Erschmelzungsart (vgl. Tabelle 4 bis Tabelle 6) konnte nicht ermittelt werden.

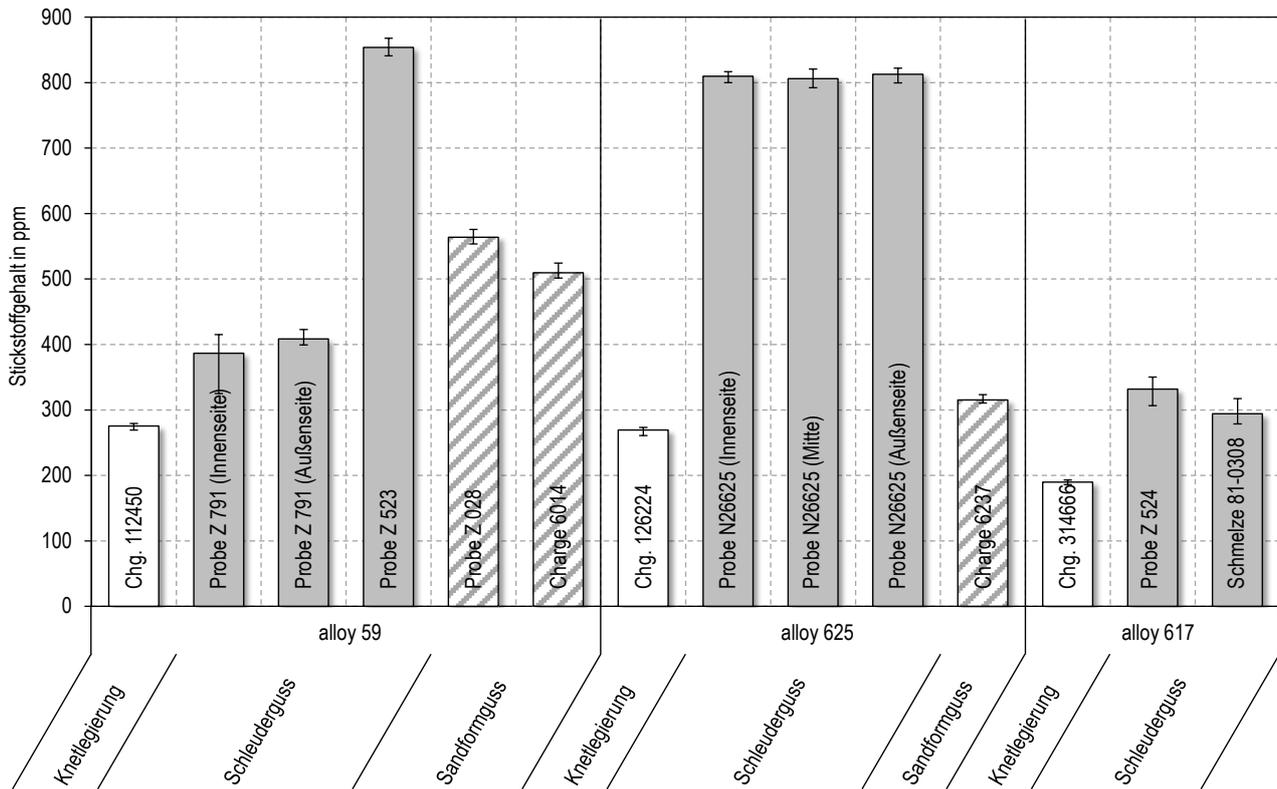


Bild 23: Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Stickstoffgehalte der vorliegenden Guss- und Knetmaterialien.

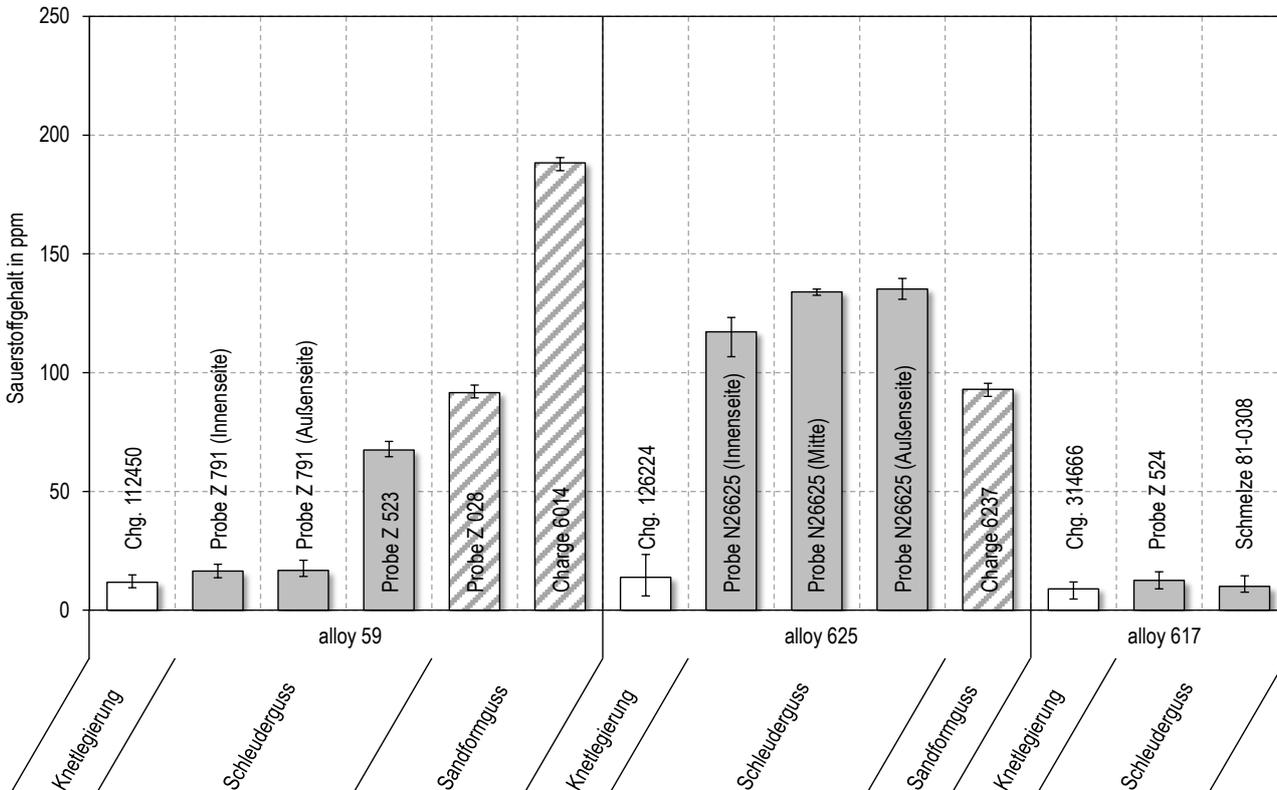


Bild 24: Gegenüberstellung der mittels Schmelzextraktion bestimmten Sauerstoffgehalte der vorliegenden Guss- und Knetmaterialien.

Mechanisch-technologische Kennwerte für die für das Projekt gefertigten oder bereitgestellten Gussmaterialien konnten nur zum Teil von den herstellenden Gießereien zur Ver-

fügung gestellt werden. Die in Tabelle 4 bis Tabelle 6 (siehe Abschnitt 5.1) aufgeführten Herstellerangaben wurden daher durch Zugversuche an den weiteren Gusswerkstoffen ergänzt, sofern genügend Versuchsmaterial vorlag. Die Ergebnisse der bei Raumtemperatur (RT) durchgeführten Flachzugprüfung sind in Tabelle 11 aufgeführt.

Tabelle 11: Ergebnisse der Zugversuche (bei RT) an Flachzugproben aus ausgewählten Gussmaterialien und Herstellerangaben für die untersuchten Knetwerkstoffe.

Ni-Basislegierung	Material	Probe	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	
alloy 59	Schleuderguss	Probe Z 791 (innen)	1	462	291	35
			2	535	305	65
		MW	1	499	298	50
			2	588	292	64
		Probe Z 791 (außen)	1	568	277	62
			MW	578	284	63
	Sandformguss	Probe Z 028	1	496	269	49
alloy 625	Knetwerkstoff	Charge 112450	-	750*	371*	68*
	Schleuderguss	Probe N26625 (außen)	1	598	294	59
	Knetwerkstoff	Charge 126224	-	938*	492*	48*

* Angaben laut Herstellerprüfzeugnis.



Bild 25: Flachzugproben ausgewählter Ni-Basis-Gussmaterialien.

Die geprüften Gussmaterialien erreichen hinsichtlich der Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze nicht die hohen Werte der entsprechenden Knetwerkstoffe. Sie weisen jedoch über alle untersuchten Ni-Basislegierungen sehr hohe Bruchdehnungen auf, die die Werte der Knetwerkstoffe zum Teil deutlich übersteigen. In Bild 25 sind beispielhaft Zugproben der verschiedenen Gussmaterialien dargestellt. Auffällig ist die homogene Einschnürung über die gesamte Probenlänge, die zu einer hohen Gleichmaßdehnung und großen Probenverlängerung führt. Die starken Verformungen der groben Gussgefüge sind deutlich erkennbar. Zum Teil treten außerhalb des Versagensortes zahlreiche kleine Risse auf der Probenoberfläche auf, die jedoch nicht zu einem frühzeitigen Versagen im Zugversuch führen.

Zur Verbesserung der Heißrissbeständigkeit der Ni-Basis-Gusswerkstoffe sollten im Rahmen des Forschungsprojektes auch Möglichkeiten einer Modifikation der Gussmaterialien im Ausgangszustand untersucht werden. Die erzielten Ergebnisse der Arbeitspunkte 1 bis

4 (vgl. Abschnitt 6.1 bis 6.4) zeigen, dass die Ni-Basis-Gusswerkstoffe im Vergleich zu den äquivalenten Knetwerkstoffen metallurgisch bedingt durch eine hohe Heißrissneigung gekennzeichnet sind. Eine große Rolle für das Heißrissaufreten spielen zum einen Ausscheidungen und Elementanreicherungen, die interdendritisch im Gussgefüge zum Teil sehr zahlreich vorhanden sind. In Zusammenhang mit der Bildung schmelzflüssiger, niedrigschmelzender Phasen infolge der Hochtemperaturbelastung beim Schweißen sind diese an der Rissbildung beteiligt. Zum anderen führt die sehr grobe Kornstruktur der Gusswerkstoffe zur Benetzung der Korngrenzen bis weit in das Gussgefüge hinein und zu sehr großen Risslängen von mehreren Millimetern. Auf Basis einer Literaturrecherche und in Diskussion mit den im PA mitarbeitenden Gießereien wurden mögliche Wege zur Modifikation der Gussmaterialien im Ausgangszustand ermittelt.

In der Literatur wurde die grundsätzliche Funktionalität einer Kornfeinung für Ni-Basis-Superlegierungen in Laboruntersuchungen bereits nachgewiesen. Es finden sich Untersuchungen zum Einsatz spezieller Gießverfahren (FGCP, LMST) [84, 85] und zur Kornfeinung durch das Abgießen unter Einfluss pulsierender elektromagnetischer Felder [86]. Für die hoch Nb-haltige Ni-Basis-Superlegierung alloy 718 und austenitische korrosionsbeständige Stähle wird außerdem die Zugabe von Additiven beim Gießen [87, 88] diskutiert. Nb-Karbide, die während des Gießprozesses gezielt zugegeben werden, wirken als Kristallisationskeime für die primäre γ -Mischkristallphase bei der Erstarrung. Im Laborversuch konnte die Korngröße des alloy 718 signifikant auf 100 μm reduziert und feine gleichachsige Körner erzeugt werden (Bild 26) [87]. Speziell diese Vorgehensweise ist prinzipiell auch für die ebenfalls hoch Nb-haltige Ni-Basis-Gusslegierung alloy 625 denkbar. Aus Sicht der teilnehmenden Gießereien ist diese Methodik jedoch großtechnisch aktuell nicht realisierbar. Auch die weiteren aufgezeigten Möglichkeiten zur Kornfeinung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe befinden sich überwiegend noch in der Entwicklungsphase und konnten somit im Rahmen des Forschungsvorhabens nicht umgesetzt werden.

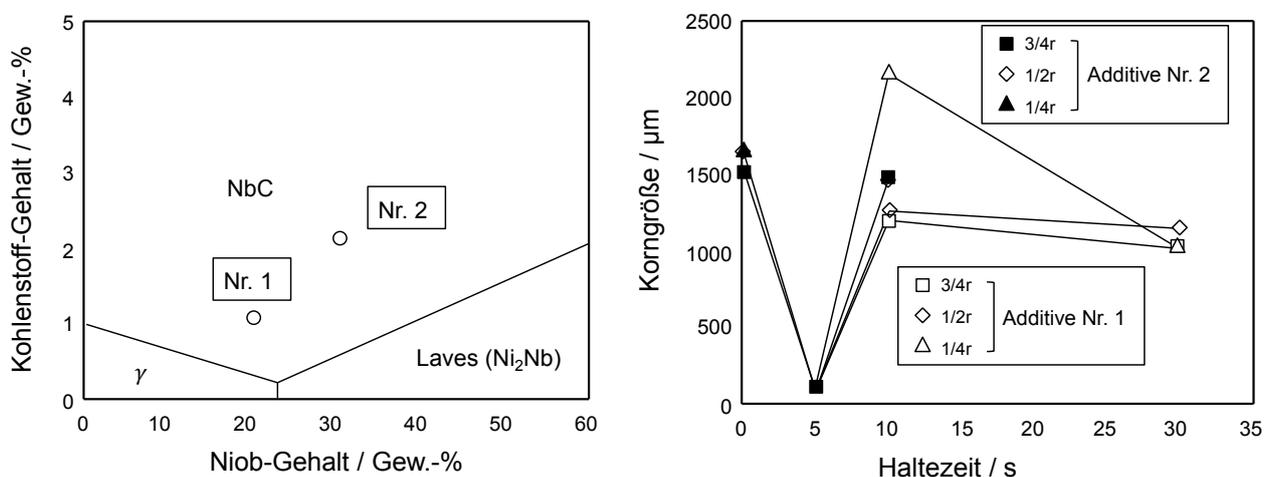


Bild 26: Kornfeinung der hoch Nb-haltigen Ni-Basisgusslegierung alloy 718 durch die Zugabe von Additiven (NbC) im Gießprozess [87].

In Absprache mit den am Projekt beteiligten Gießereien wurden daher einfachere Wege der Modifikation der Gusswerkstoffe realisiert. Mit dem Ziel einer weiteren Homogenisierung des Gussgefüges wurde an Schleudergussmaterial der Ni-Basislegierung alloy 617 (Probe Z 524) eine zusätzliche Wärmebehandlung (bei 1250°C für 8 h + Abschrecken in Wasser) vorgenommen. Aus dem Material, das in Form von Rohrsegmenten vorlag, wurden PVR-Proben (Abmessungen 250 x 40 x 10 mm) entnommen und in einem Ofen an der Forschungsstelle wärmebehandelt, um die Karbidausscheidungen im Gussgefüge zu

modifizieren. Die Proben wurden anschließend im AP 1 werkstoffkundlich charakterisiert und im Rahmen des AP 2 mit dem PVR-Test auf ihre Heißrissbeständigkeit im Vergleich zum unbehandelten Ausgangszustand geprüft (vgl. Abschnitt 6.2). Nach dieser zusätzlichen Wärmebehandlung unterscheidet sich das Mikrogefüge des Schleuderguss aus alloy 617 nur geringfügig von dem des bereits lösungsgeglühten Anlieferungszustandes. Lediglich die Karbidausscheidungen entlang der Korngrenzen in Form von MC-Karbiden (Ti,Mo)C sind weniger zahlreich, allerdings wurde dies nur lichtmikroskopisch festgestellt und konnte nicht näher quantifiziert werden. Intragranular liegen für beide Wärmebehandlungszustände blockige Titankarbonitride Ti(C,N) vor, deren Anzahl und Größe durch die zusätzliche Lösungsglühung nicht beeinflusst wurde. Auch auf die grobe Kornstruktur des Gusswerkstoffes hat die zusätzliche Wärmebehandlung keinen Einfluss. Ein Unterschied beider Gussvarianten wurde hinsichtlich der Härte des Gussgefüges festgestellt. Im Ausgangszustand weist der Schleuderguss eine mittlere Härte von 210 HV 0,2 auf. Nach der zusätzlichen Wärmebehandlung steigt die Härte auf einen Mittelwert von 283 HV 0,2 an.

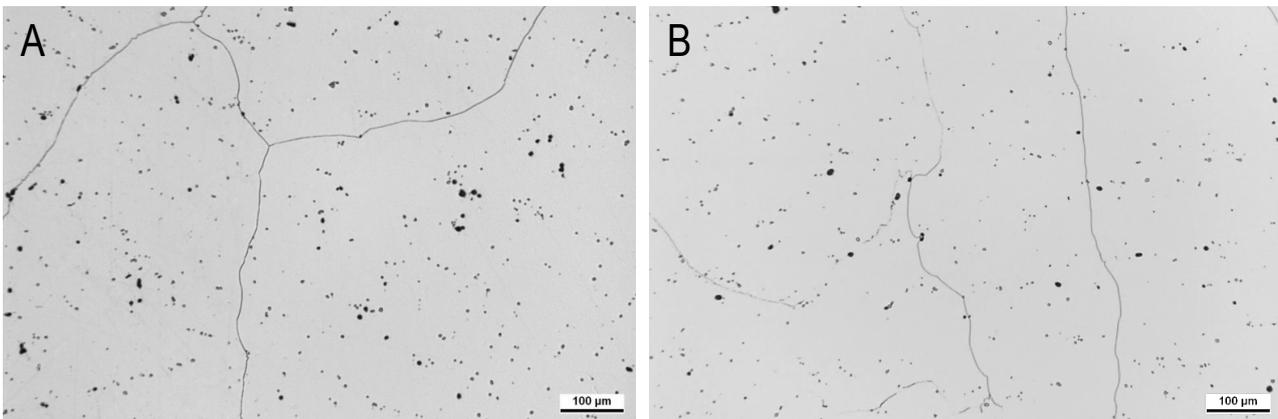


Bild 27: Gefügeausbildung des Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 im (A) lösungsgeglühten Ausgangszustand und (B) nach einer zusätzlichen Wärmebehandlung bei 1250°C für 8 h (Abschrecken im Wasser).

Als weiteres modifiziertes Gussmaterial wurde eine Schleudergussvariante aus alloy 59 (Probe Z 523) mit veränderter chemischer Analyse für das Forschungsprojekt gefertigt und hinsichtlich seiner Heißrissneigung untersucht. Das Material weist einen erhöhten Kupfergehalt von 1,67 Gew.-% auf (vgl. Tabelle 4 in Abschnitt 5.1). Laut DIN 17744:2002 [66] ist Kupfer in alloy 59 mit maximal 0,50 Gew.-% enthalten. Das modifizierte Gussmaterial entspricht somit eher der Zusammensetzung der Legierung alloy C-2000 des amerikanischen Herstellers *Haynes International Inc.*, der aus patentrechtlichen Gründen mit diesem Werkstoff eine dem alloy 59 ähnliche Legierung auf den Markt brachte. Der höhere Kupfergehalt des alloy C-2000 soll die Beständigkeit des Gusswerkstoffes gegen Schwefelsäure, Fluorwasserstoffsäure und verdünnter Salzsäure verbessern [89]. Die Mikrostruktur des untersuchten modifizierten Schleuderguss (vgl. Bild 18) weist im dendritischen Gussgefüge keine Besonderheiten auf, die auf einen Einfluss auf die Heißrissneigung beim Schweißen schließen lassen. Wie in den weiteren Gusswerkstoffen aus alloy 59 sind im grobkörnigen Gefüge keine Ausscheidungen, jedoch zahlreiche Mikroporen zu erkennen. Auffällig ist der mit ca. 850 ppm sehr hohe Stickstoffgehalt des modifizierten Schleudergussmaterials.

6.2 Bestimmung der Heißrissneigung mittels PVR-Test

6.2.1 Versuchsdurchführung

Im Rahmen des Arbeitspunkt 2 wurde der standardisierte PVR-Heißrisstest nach DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] genutzt, um die verschiedenen Gussmaterialien hinsichtlich ihrer Heißrissanfälligkeit im Vergleich zu den äquivalenten Knetwerkstoffen quantitativ zu bewerten. Die verwendete Prüftechnik ist in Abschnitt 5.3.1 beschrieben.

Es wurden jeweils 3 Proben pro Guss- und Knetmaterial im PVR-Test geprüft. Die Probenabmessungen sind in Bild 28 dargestellt. Aufgrund der herstellungsbedingt inhomogenen Gefügeausbildung der dickwandigen Schleudergussrohre (vgl. Bild 21) wurden aus dem Schleuderguss Probe N26625 (alloy 625; Ø 292/250 mm) und Probe Z 791 (alloy 59; Ø 242/216 mm) zusätzlich jeweils 3 PVR-Proben für eine Prüfung der Außen- und Innenseite herausgearbeitet. Wie in Bild 28 dargestellt, betrug der abgearbeitete Bereich jeweils mind. 2 mm. Aus allen anderen Schleudergussmaterialien mit geringerer Wanddicke erfolgte die Probenentnahme jeweils mittig über der Rohrwand. Es wurde auf der zur Rohraußenseite gerichteten Probenseite geprüft.

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 härtesten Stahl S355 J2G3 (Werkstoff-Nr. 1.0570) unter Nutzung des Schweißzusatzes S Ni 6082 (Werkstoff-Nr. 2.4806) eingeschweißt (Bild 28). Über diese Einspannungen erfolgte anschließend die Befestigung der Proben in die Aufnahmevorrichtung der PVR-Anlage.

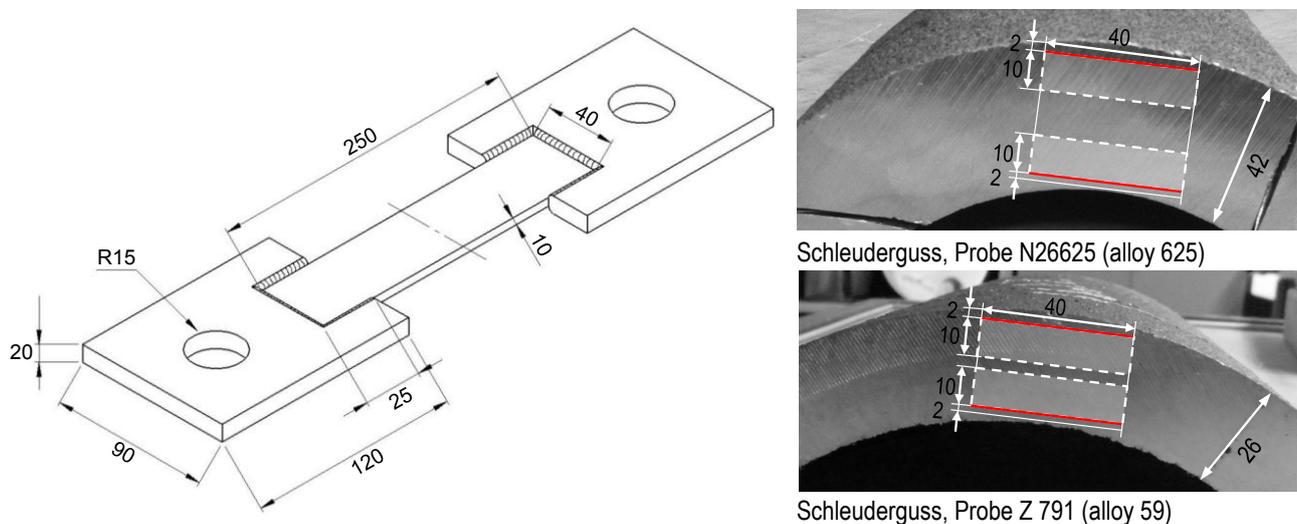


Bild 28: Form und Abmessungen der eingeschweißten PVR-Proben der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien und Probenentnahme aus den Schleudergussrohren mit großer Wanddicke (26 und 42 mm). Angaben in mm. Prüfseite im PVR-Test (rot).

In Tabelle 12 sind die verwendeten Parameter für die PVR-Heißrisssprüfung aufgeführt. Diese blieben für alle Versuchsmaterialien konstant.

Tabelle 12: Prüfparameter im PVR-Test mit WIG-Umschmelzung der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien (Blindraupe).

I [A]	U [V]	v_s [mm/min]	E [kJ/cm]	v_{max} [mm/min]	Schutzgas
180	12	200	6,5	45	Argon 4.6

Nach dem PVR-Test erfolgte eine PT-Prüfung der Prüfraupen, um makroskopisch die ersten auftretenden Heißrisse zu lokalisieren. Entsprechend den Forderungen des DIN-Fachbericht 17641-3:2004 [42] 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 3, auf einer PVR-Probe auftretenden Heißrisse (v_{kr} 3 HR) betrachtet. Die Berechnung erfolgte wie in Abschnitt 2.3 beschrieben.

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.

6.2.2 Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung

Die Ergebnisse der bei 25facher Vergrößerung ausgewerteten PVR-Proben sind in Bild 29 dargestellt. Die kritische Verformungsgeschwindigkeit v_{kr} ist als Mittelwert für die ersten drei, auf einer PVR-Probe auftretenden Heißrisse angegeben. Je höher die ermittelte kritische Verformungsgeschwindigkeit ist, desto höher ist die Heißrissbeständigkeit des geprüften Versuchsmaterials. Eine geringe kritische Verformungsgeschwindigkeit weist dagegen auf ein frühes Rissauftreten entlang der PVR-Prüfraupe (WIG-Umschmelzung) und somit auf eine hohe Heißrissneigung hin.

Bild 29 zeigt, dass die geprüften Gussmaterialien aller untersuchten Ni-Basislegierungen eine signifikant höhere Heißrissanfälligkeit aufweisen als die äquivalenten Knetwerkstoffe. Die mittleren kritischen Verformungsgeschwindigkeiten der Gussmaterialien erreichen kaum ein Drittel der für die Knetlegierungen ermittelten Werte. Dies lässt auf eine sehr frühe Rissbildung auf den Gussproben schließen, während in den PVR-Proben aus den gewalzten Blechmaterialien deutlich später im Verlauf der Prüfraupe Risse auftreten. Besonders signifikant ist die sehr geringe Heißrissbeständigkeit der Sandform- und Schleudergussmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 59 im Vergleich zur eher heißrissbeständigen äquivalenten Knetlegierung. Auch das Schleudergussmaterial aus alloy 59 mit veränderter chemischer Zusammensetzung (Probe Z 523) zeigt keine Verbesserung der Heißrissbeständigkeit im PVR-Test.

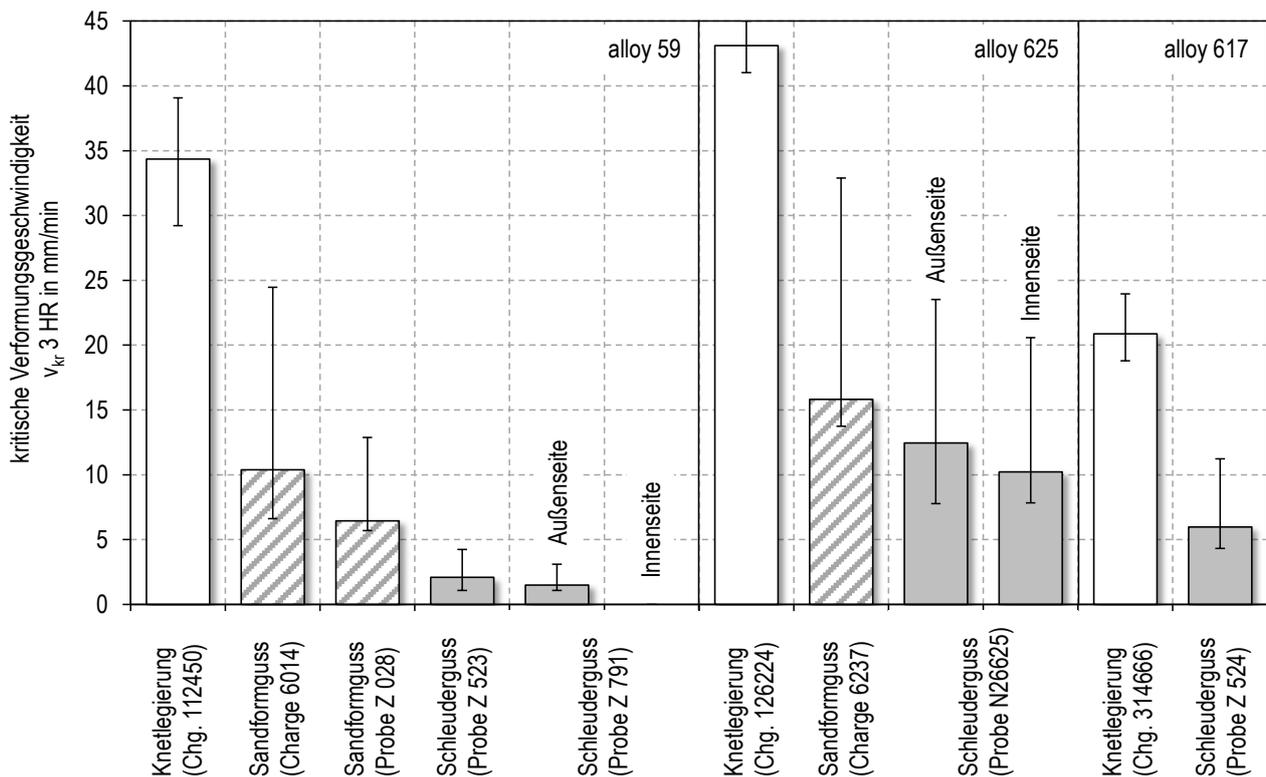
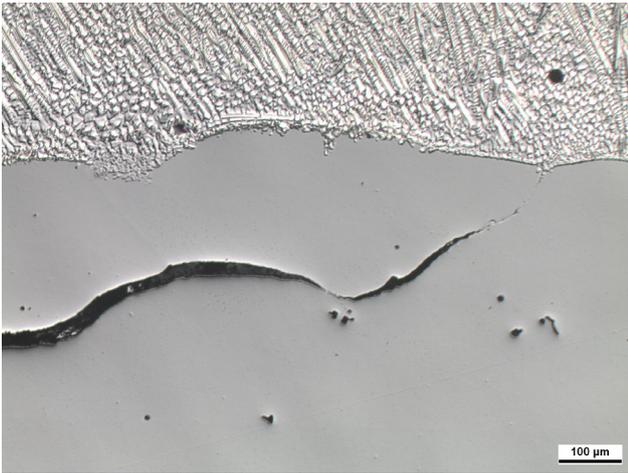


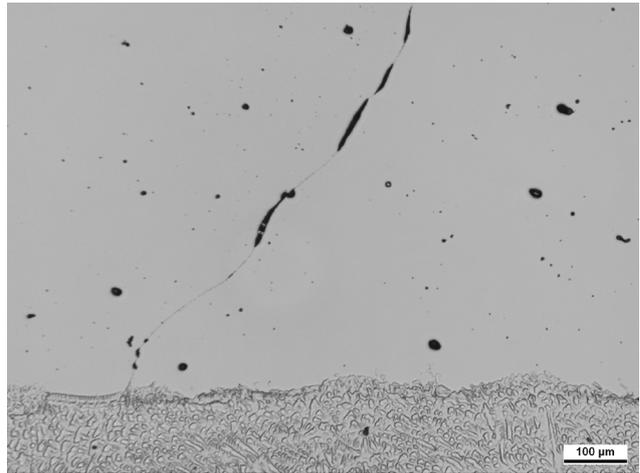
Bild 29: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung mittels WIG-Umschmelzung der Grundwerkstoffgefüge der Ni-Basis-Guss- und Knetmaterialien.

Die geprüften Schleudergussmaterialien aller untersuchten Ni-Basislegierungen weisen tendenziell eine höhere Heißrissneigung auf als die Sandformgussmaterialien. Die Ergebnisse zeigen aber zum Teil eine hohe Streuung hinsichtlich des Rissauftritts in den einzelnen PVR-Proben eines Versuchsmaterials. Lag die Prüfseite bei den dickwandigen Schleudergusswerkstoffen in Richtung der Rohrinneiseite wurden im Mittel nochmal leicht geringere kritische Verformungsgeschwindigkeiten ermittelt. Die PVR-Proben aus dem Schleuderguss Z 791 (alloy 59) weisen sogar unmittelbar zu Beginn der PVR-Prüfraupe Risse auf. In Zusammenhang mit den in Bild 17 (siehe Abschnitt 6.1) dargestellten Oberflächenfehlern, zu denen es auf der Innenseite geschleuderter Büchsen herstellungsbedingt kommen kann, kann als mögliche Ursache für die sehr hohe Heißrissanfälligkeit der Rohrinneiseite im PVR-Test eine ungenügende Abarbeitung der fehlerbehafteten inneren Zonen dieses Schleudergussrohres vermutet werden. Darauf weisen auch die auf der Oberfläche dieser PVR-Proben zahlreich auftretenden Risse hin (siehe Bild 34, unten), die im PVR-Test außerhalb der Prüfraupe auftreten.

Alle untersuchten Ni-Basis-Gusswerkstoffe weisen analog zu den geprüften Knetmaterialien Wiederaufschmelzrisse (WAR) im wärmebeeinflussten Grundwerkstoff als erste Heißrisse im PVR-Test auf. Die Risse verlaufen interkristallin entlang der Korngrenzen nahe der Schmelzlinie der PVR-Prüfraupe. In Bild 30 bis Bild 32 sind für alle geprüften Guss- und Knetwerkstoffe exemplarisch Oberflächenschliffe der ersten auftretenden Heißrisse dargestellt. Auffällig sind die im Vergleich zum Knetmaterial sehr großen Risslängen in den PVR-Proben der Gussmaterialien. Im Gussgefüge stellen die Primärkorngrenzen sehr lange potentielle Risspfade dar. Aufgrund der groben Kornstruktur sind nur wenige Korngrenztripelpunkte vorhanden, die nach der Initiierung eines Heißrisses den Rissfortschritt behindern. Dies führt zu sehr großen Risslängen von zum Teil mehreren Millimetern.



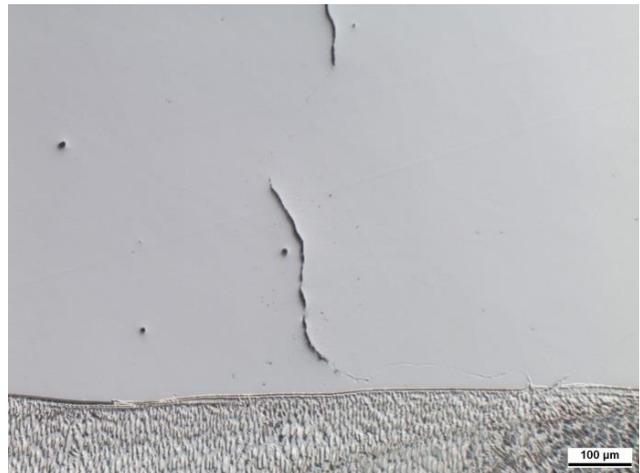
Sandformguss (Charge 6014)



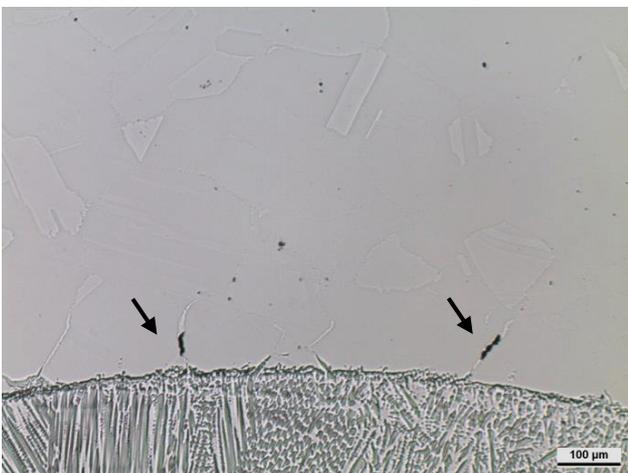
Sandformguss (Probe Z 028)



Schleuderguss (Probe Z 523)



Schleuderguss (Probe Z 791)

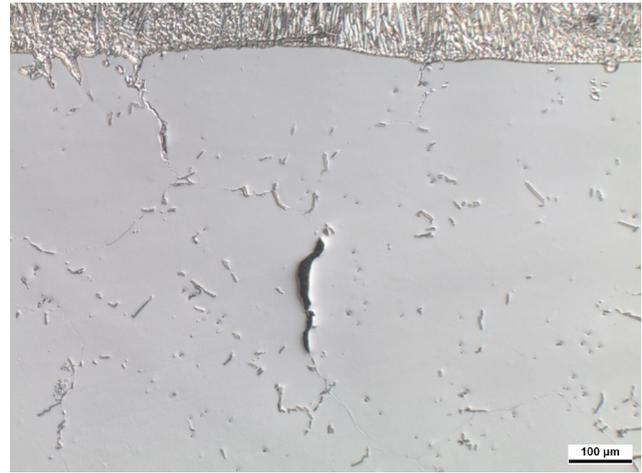


Knetlegierung (Charge 112450)

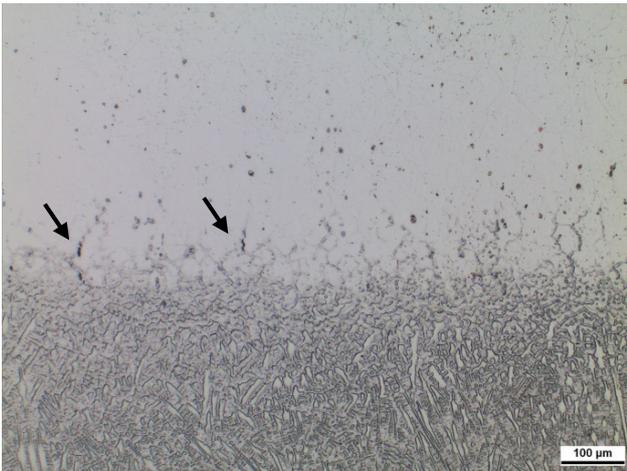
Bild 30: Gegenüberstellung der ersten Heißrisse (WAR nahe der Schmelzlinie) in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 59.



Sandformguss (Charge 6237)



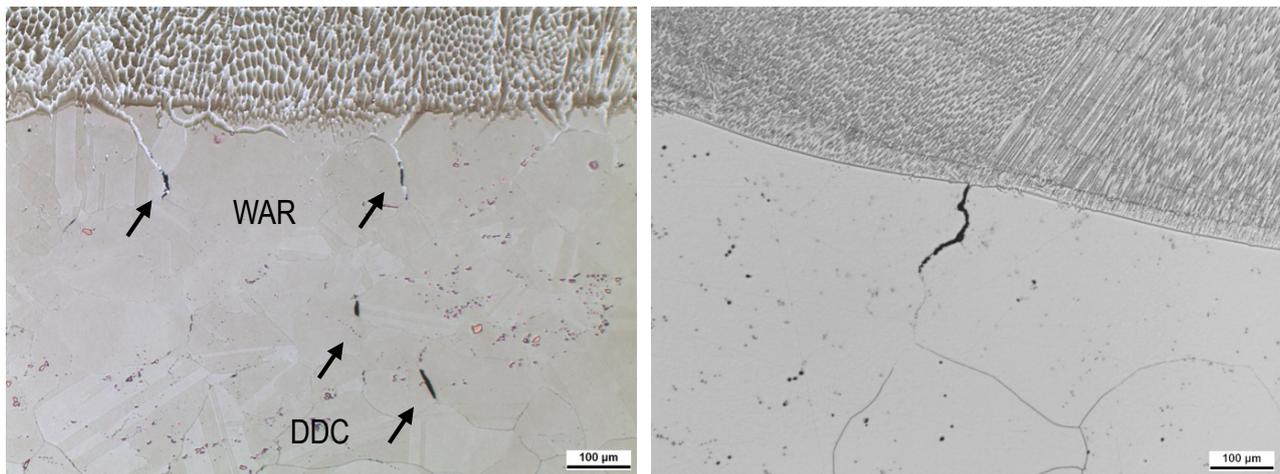
Schleuderguss (Probe N26625)



Knetlegierung (Charge 126224)

Bild 31: Gegenüberstellung der ersten Heißrisse (WAR nahe der Schmelzlinie) in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 625.

In den PVR-Proben der Knetlegierung aus alloy 617 treten neben Wiederaufschmelzrisse (WAR) auch Ductility-Dip-Cracks (DDC) als erste Heißrisse auf. DDC entstehen ebenfalls im wärmebeeinflussten Grundwerkstoff, jedoch in einem größeren Abstand zur Schmelzlinie der PVR-Prüfraupe (Bild 32, links). Das geprüfte Schleudergussmaterial aus alloy 617 weist im Gegensatz zur Knetlegierung keine DDC im PVR-Test auf. Wie in den Gussmaterialien der weiteren Ni-Basislegierungen treten WAR mit zum Teil sehr großen Risslängen als erste Heißrisse in den PVR-Proben auf (Bild 32, rechts).



Knetlegierung (Charge 314666)

Schleuderguss (Probe Z 524)

Bild 32: Gegenüberstellung der ersten Heißrisse in den PVR-Proben der Guss- und Knetmaterialien der Ni-Basislegierung alloy 617.

Die Wiederaufschmelzrisse (WAR) in den Guss- und Knetmaterialien verlaufen interkristallin entlang von Korngrenzen nahe der Schmelzlinie der PVR-Prüfraupe. In diesem Hochtemperaturbereich der Wärmeinflusszone (WEZ) kommt es in Folge des Schweißprozesses zu schmelzflüssigen Phasen entlang der Korngrenzen, die den im PVR-Test von außen aufgetragenen und linear ansteigenden Zugspannungen nicht standhalten können und aufreißen. In Bild 33 sind exemplarisch Detailaufnahmen der WAR in Gussmaterialien aus alloy 625 und alloy 59 dargestellt, die den Zusammenhang der Rissbildung mit flüssigen Phasen auf den Korngrenzen deutlich machen. In der hoch Niob-haltigen Legierung alloy 625 kommt es in Folge der hohen Temperaturen nahe der Schmelzlinie zu Aufschmelzungen um die im Gefüge vorhandenen Karbidausscheidungen vom Typ MC-Karbide (NbC), siehe Bild 33 (oben). Dieser Mechanismus ist in Zusammenhang mit der Bildung von Wiederaufschmelzrissen in der Knetlegierung des alloy 625 bereits durch Lin *et al.* [46] beschrieben worden. Im Gefüge der untersuchten Gussmaterialien aus alloy 625 sind interdendritisch und damit auch entlang der Korngrenzen zahlreiche Karbidausscheidungen (vgl. Abschnitt 6.1) vorhanden. Die Aufschmelzungen im Hochtemperaturbereich der WEZ stellen damit große Mengen flüssiger Phasen zur Verfügung, die aufgrund der groben Kornstruktur der Gussgefüge die Korngrenzen bis in einiger Entfernung zur Schmelzlinie benetzen. Infolge der aus dem Schweißprozess resultierenden Schrumpfspannungen und Dehnungen bzw. der im PVR-Test von außen aufgetragenen Zugspannungen kommt es zur Rissbildung.

Auch im wärmebeeinflussten Gefüge des Sandformguss aus alloy 59 in Bild 33 (unten) sind schmelzflüssige Phasen entlang der Korngrenzen bis in einiger Entfernung von der Schmelzlinie zu erkennen. Die Korngrenzen, die bei der Kristallisation des Gussgefüges entstanden sind, verlaufen in den Dendritenzwischenräumen. Für die Gussmaterialien aus alloy 59 wurden signifikante Unterschiede in der lokalen chemischen Zusammensetzung zwischen den Dendritenarmen und den interdendritischen Bereichen nachgewiesen (vgl. Abschnitt 6.1). Insbesondere das Legierungselement Molybdän neigt zu Mikrosegrierungen, wenn es nicht zu einem Diffusionsausgleich zwischen Kristall und Restschmelze bei der Erstarrung kommt. Die hohen Mo-Konzentrationen an den Primärkorngrenzen könnten in Zusammenhang stehen mit der Bildung schmelzflüssiger Phasen, die eine Rissbildung begünstigen. Ein Mechanismus konnte im Rahmen der Untersuchungen jedoch nicht nachgewiesen werden.

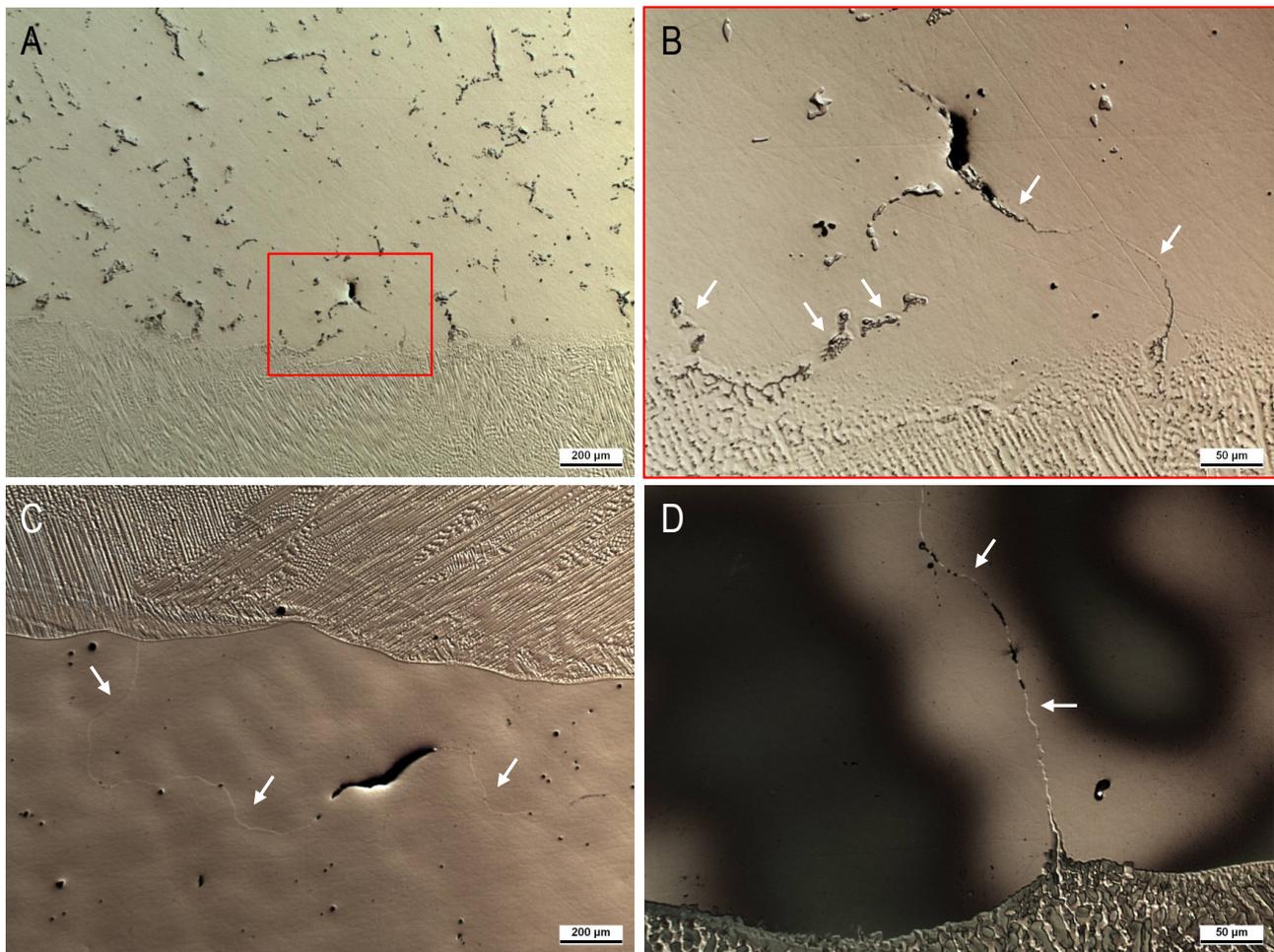
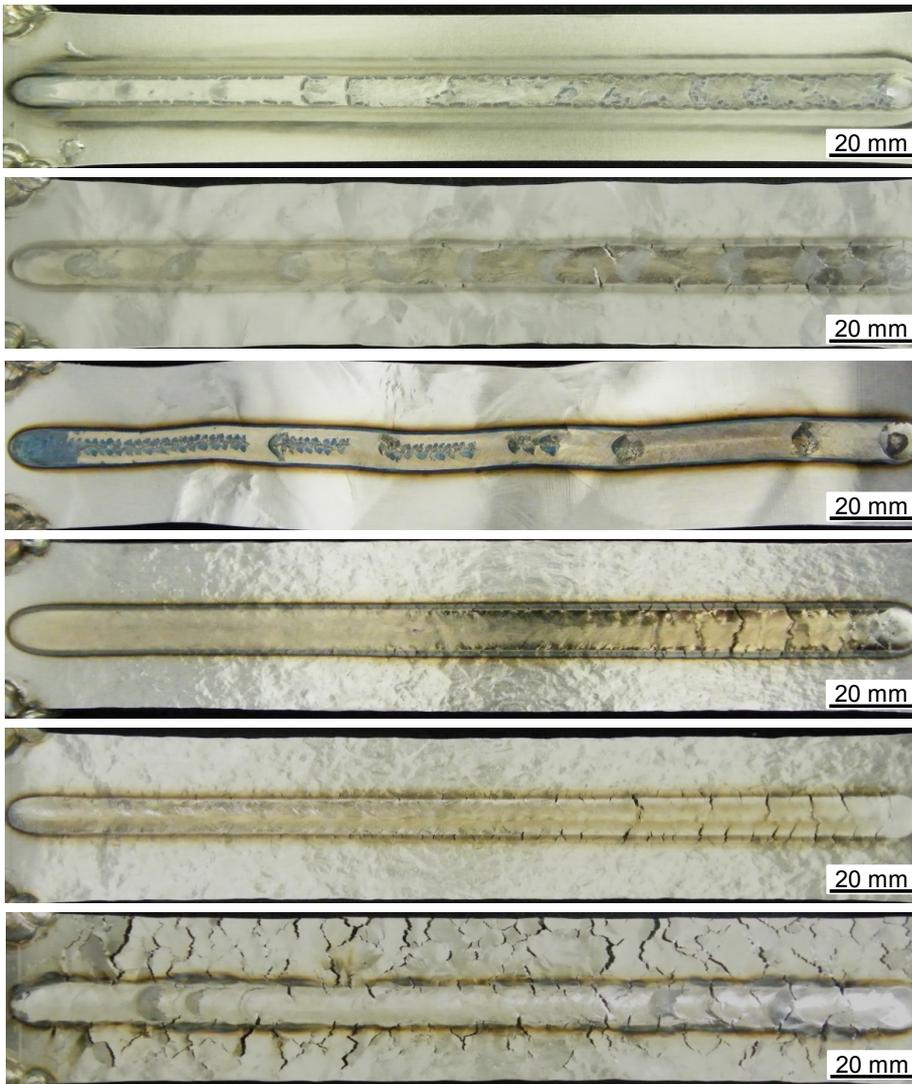


Bild 33: Lichtmikroskopische Aufnahmen flüssiger Korngrenzenfilme im Hochtemperaturbereich der WEZ in Zusammenhang mit der Bildung von Wiederaufschmelzrissen in PVR-Proben von (A, B) Sandformguss aus alloy 625 (Charge 6237) und (C, D) Sandformguss aus alloy 59 (Charge 6014).

Bild 34 bis Bild 36 zeigen exemplarisch Aufnahmen der geprüften PVR-Proben aller Versuchsmaterialien. Die Probenoberflächen der aus den Gussmaterialien gefertigten Proben weisen zum Teil starke Verformungen auf, die die Orientierung der groben Körner der Gussgefüge widerspiegeln. Auf der Probenoberfläche der Gussmaterialien treten weit außerhalb der PVR-Prüfraupe Risse auf, die jedoch nicht in Zusammenhang mit der Heißrissprüfung stehen. Die im Arbeitspunkt 1 durchgeführten Flachzugproben aus den Gussmaterialien wiesen ebenfalls an der bei Raumtemperatur stark verformten Probenoberfläche zum Teil zahlreiche Risse auf (vgl. Abschnitt 6.1).



Knetlegierung
Charge 112450

Sandformguss
Probe Z028

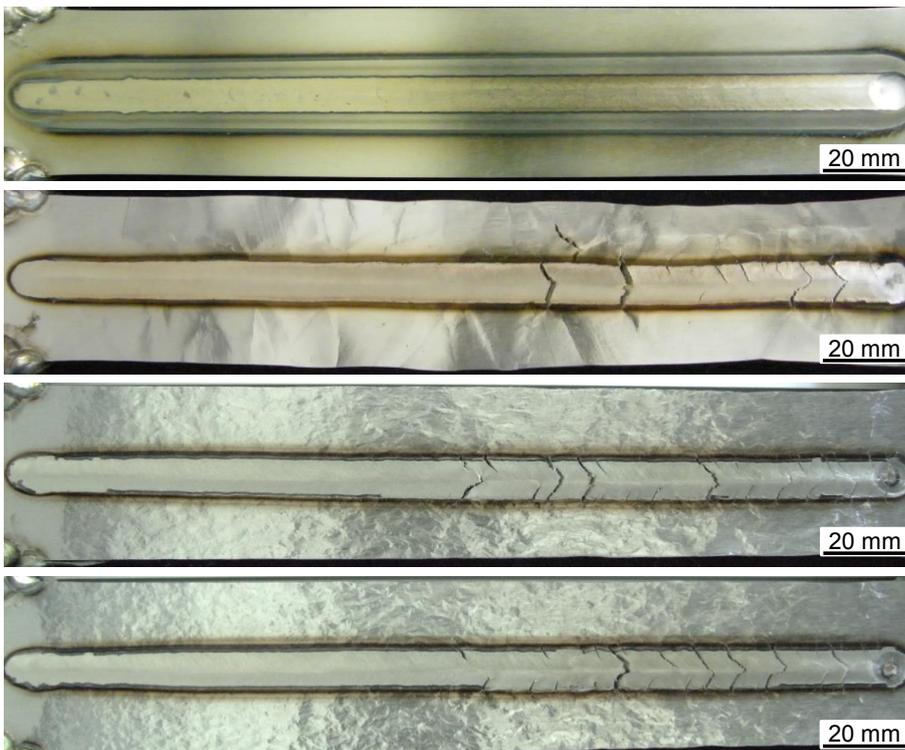
Sandformguss
Charge 6014

Schleuderguss
Probe Z523

Schleuderguss
Probe Z791
Außenseite

Schleuderguss
Probe Z791
Innenseite

Bild 34: Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 59.



Knetlegierung
Charge 126224

Sandformguss
Charge 6237

Schleuderguss
Probe N26625
Außenseite

Schleuderguss
Probe N26625
Innenseite

Bild 35: Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 625.



Knetlegierung
Charge 314666

Schleuderguss
Probe Z 524

Bild 36: Gegenüberstellung von PVR-Proben mit WIG-Umschmelzung der Guss- und Knetmaterialien aus der Ni-Basislegierung alloy 617.

Die Ermittlung der Heißrissbeständigkeit des zusätzlich lösungsgeglühten Schleudergussmaterials aus alloy 617 (vgl. Abschnitt 6.1) erfolgte analog zu der bereits am Anlieferungszustand durchgeführten PVR-Prüfung. Es wurde jeweils eine Probe auf der Innen- und Außenseite geprüft. Die Ergebnisse der Heißrissprüfung sind in Bild 38 (links) im Vergleich zum lösungsgeglühten Ausgangszustand und der ebenfalls lösungsgeglühten Knetlegierung dargestellt. Bild 37 zeigt exemplarisch das Ergebnis der PT-Prüfung an PVR-Proben aller Versuchsmaterialien aus alloy 617 und den ersten auftretenden Makroriss im Vergleich. Es wird deutlich, dass nach der zusätzlichen Wärmebehandlung des Schleuderguss keine signifikante Verbesserung des Heißrissverhaltens im PVR-Test festzustellen ist. Die PVR-Proben erreichen ähnliche kritische Verformungsgeschwindigkeiten wie der Anlieferungszustand. Der ermittelte Unterschied in der Heißrissbeständigkeit der Außen- und Innenseite des Schleudergussrohres kann auf die gießtechnisch bedingt unterschiedliche Erstarrungsstruktur zurückzuführen sein. Die Rohraußenseite ist durch langgestreckte Stängelkristalle charakterisiert, dagegen weisen die inneren Bereiche weniger

gerichtete, kleinere Körner auf (Bild 38, rechts). Die höhere Heißrissneigung der auf der Außenseite geprüften PVR-Probe wird auf die gröbere Kornstruktur zurückgeführt.

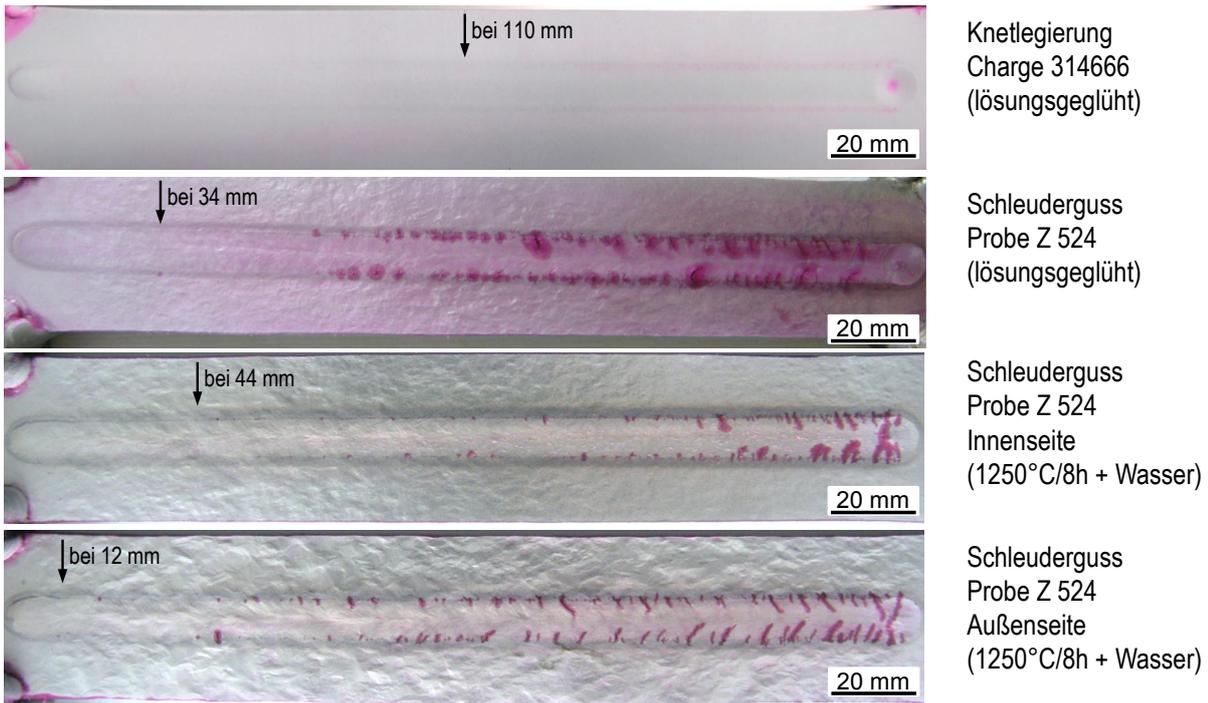


Bild 37: Gegenüberstellung der PT-Prüfung der PVR-Proben des lösungsgeglühten Knetwerkstoffes und des Schleuderguss aus alloy 617 (Probe Z 524) im lösungsgeglühten Ausgangszustand und nach zusätzlicher Wärmebehandlung.

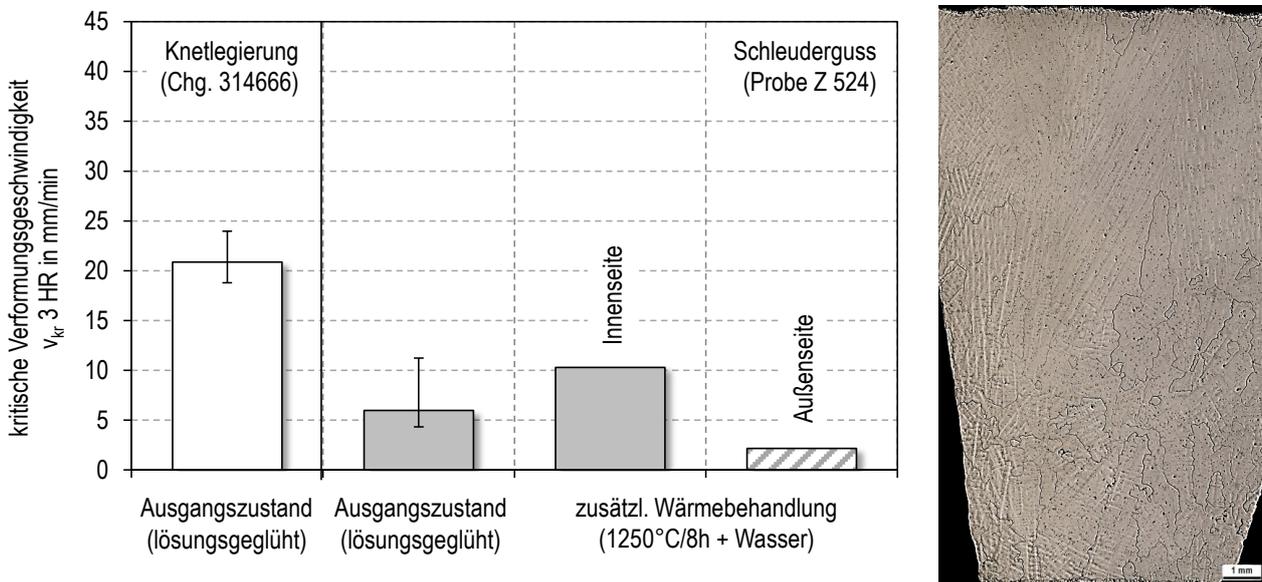


Bild 38: Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung am Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 im lösungsgeglühten Ausgangszustand und nach zusätzlicher Wärmebehandlung (links) und Makrogefüge über die Rohrwanddicke von 16 mm (rechts).

6.3 Ermittlung des BTR im Heißzugversuch

6.3.1 Versuchsdurchführung

Zur Untersuchung der werkstofflichen Ursachen für die hohe Heißrissneigung der Gusslegierungen im Vergleich zum äquivalenten Knetmaterial wurden im Rahmen des Arbeitspunkt 3 Heißzugversuche durchgeführt und das heißrisskritische Temperaturintervall, das sogenannte Brittle Temperature Range (BTR), vergleichend für Guss- und Knetmaterial gegenübergestellt. Je größer dieser werkstoffspezifische, kritische Temperaturbereich ist, desto stärker neigt der Werkstoff beim Schweißen zum Auftreten von Heißrissen.

Die Heißzugversuche wurden in Absprache mit den PA-Mitgliedern in Form von vergleichenden Untersuchungen an Schleuderguss- und Knetmaterial der Ni-Basislegierung alloy 625 durchgeführt. Als Versuchsmaterial dienten die Knetlegierung im weichgeglühten Zustand (Charge 126224) und die im Schleudergussverfahren hergestellte Gussvariante ohne zusätzliche Wärmebehandlung (Probe N26625). Das Knetmaterial stand als warmgewalztes Blech (16 x 150 x 500 mm) und das Gussmaterial als Rohr mit einem Innendurchmesser von 250 mm und einer Wanddicke von 42 mm zur Verfügung. Die chemische Zusammensetzung beider Halbzeugarten ist der Tabelle 5 (Abschnitt 5.1) zu entnehmen. Eine Beschreibung der Mikrostruktur im Ausgangszustand findet sich in Abschnitt 6.1. Die Heißzugversuche erfolgten an Rundzugproben mit den in Bild 39 (links) dargestellten Abmessungen. Besondere Sorgfalt wurde auf die Oberflächenbearbeitung der Proben verwandt, um mögliche Kerbwirkungen auf das Prüfergebnis zu vermeiden. Dies führte zu einem hohen Fertigungs- und Kostenaufwand bei der Probenherstellung. Es wurden jeweils 20 Proben je Versuchsmaterial gefertigt und geprüft. Die Probenentnahme aus dem Schleudergussrohr erfolgte wie in Bild 39 (rechts) dargestellt.

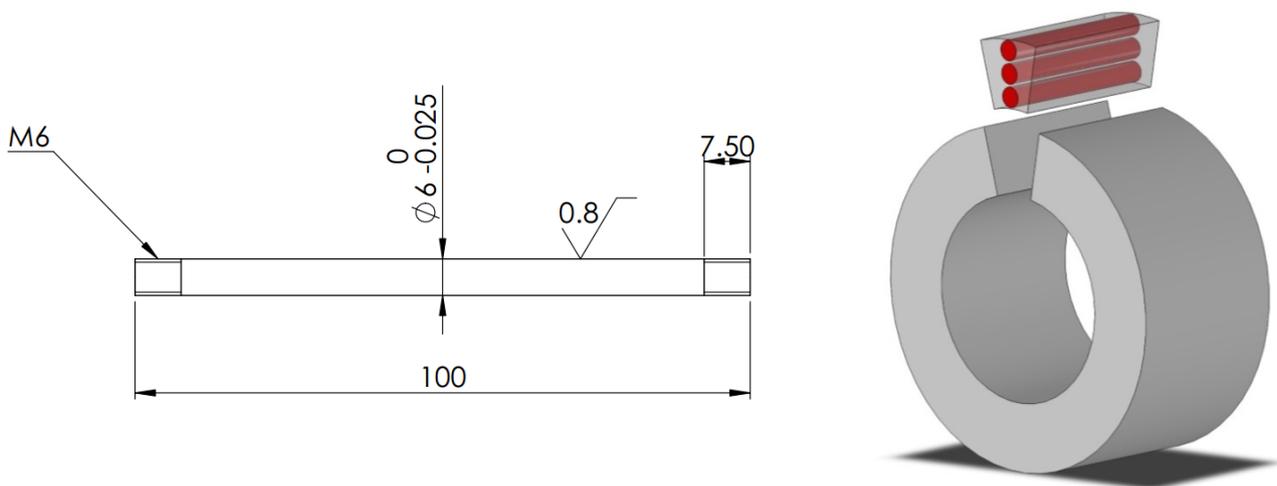


Bild 39: Probengeometrie für die Heißzugversuche (links) und schematische Darstellung der Probenentnahme aus dem Schleudergussrohr aus alloy 625, $\varnothing 292/250$ mm (rechts).

Die Einspannung der Proben in die Arbeitskammer des Gleeble[®]-Prüfsystems erfolgte mit einer freien Einspannlänge von 25 mm. Für die Temperaturregelung wurden Thermoelemente vom Typ K eingesetzt, die mittels Kondensatorentladungsschweißen auf der Probenmitte angebracht wurden. Die Erwärmung der Proben erfolgte mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 111 K/s. Alle Versuche wurden unter Schutzgasatmosphäre (Argon 4.6) durchgeführt. Für die Ermittlung der NST-Temperatur (vgl. Abschnitt 2.3) wurden die Proben unter einer konstanten Zugkraft von 100 N erwärmt. Die NST ergibt sich als arithmetischer Mittelwert aus drei Proben als maximal erreichbare Temperatur bis zum Pro-

benversagen. Für die Heißzugversuche beim Aufheizvorgang wurden die Proben unbelastet bis auf eine gewählte Prüftemperatur erwärmt und anschließend mit einer Zuggeschwindigkeit von 50 mm/s bis zum Bruch gezogen. Für die Heißzugprüfung während des Abkühlvorganges wurden die Proben zunächst auf eine Spitzentemperatur von 1235 °C erwärmt. Anschließend erfolgte eine freie Abkühlung mit der für die verwendeten Materialien und das Prüfsystem höchstmöglichen Abkühlrate von 35 K/s. Bei einer gewählten Prüftemperatur wurden die Proben dann analog zu den Aufheizversuchen bis zum Bruch belastet. In der Literatur wird in der Regel die NST als Spitzentemperatur für den Abkühlvorgang gewählt [42]. Aufgrund erheblicher Aufschmelzungserscheinungen nahe der NST und dadurch hervorgerufenen vorzeitigen Werkstofftrennungen, insbesondere bei den Gussproben, wurde auf eine niedrigere Spitzentemperatur von 1235 °C zurückgegriffen. Die Versuchsparameter sind zusammenfassend in Tabelle 13 dargestellt und blieben für beide Versuchsmaterialien konstant.

Die Ermittlung der Brucheinschnürung erfolgte nach der Prüfung bildanalytisch anhand von Aufnahmen des gebrochenen Probenquerschnittes am Stereomikroskop. Für die metallographische Analyse der Heißzugproben wurden Längsschliffe nahe der bruchkante hergestellt. Für die Knetlegierung kam als Ätzmittel Lucas-Reagenz zum Einsatz, das Mikrogefüge der Gussproben wurde mit einer Anlassätzung präpariert. Die Betrachtung der Proben erfolgte am Lichtmikroskop bei einer maximalen Vergrößerung von 500x. Die fraktographische Untersuchung der Bruchflächen erfolgte am Rasterelektronenmikroskop. Die Proben wurden vorher mit Aceton im Ultraschallbad gereinigt.

Tabelle 13: Versuchsparameter für den Heißzugversuch.

Parameter	Aufheizung	Abkühlung
Aufheizgeschwindigkeit	111 K/s	111 K/s
Spitzentemperatur T_{\max}	$T_{\text{Prüf}}$	1235 °C (NDT < T_{\max} < NST)
Haltezeit an der Spitzentemperatur	-	0,2 s
Abkühlgeschwindigkeit	-	freie Abkühlung (35 K/s)
Haltezeit an der Prüftemperatur $T_{\text{Prüf}}$	0,3 s	0,3 s
Zuggeschwindigkeit	50 mm/s	50 mm/s
freie Einspannlänge	25 mm	25 mm
Schutzgasatmosphäre	Argon 4.6	Argon 4.6

6.3.2 Ergebnisse der Heißzugversuche

Die für das Knetmaterial aus alloy 625 ermittelten Warmverformbarkeitskurven für die Aufheiz- und Abkühlphase sind in Bild 40 (links) dargestellt. Dem gegenübergestellt sind in Bild 40 (rechts) Ergebnisse aus vorhergehenden Heißzugversuchen von Lin *et al.* [46] aus dem Jahr 1992, die ebenfalls an Knetmaterial aus alloy 625 ermittelt wurden. Die Warmverformbarkeit fällt in der Aufheizphase über einer Prüftemperatur von 1100 °C rapide ab und erreicht ihren Nullpunkt bei 1220 °C (Nil Ductility Temperature - NDT). Die im Rahmen der Untersuchungen erzielten Ergebnisse für das Knetmaterial sind somit in guter Übereinstimmung mit denen von Lin *et al.* [46], die einen ähnlich steilen Duktilitätsabfalls und ebenfalls eine NDT von 1220 °C ermittelt haben. Gleiches gilt für die NST (Nil Strength Temperature), die mit 1308 °C für das geprüfte Knetmaterial nur geringfügig von dem von Lin *et al.* [46] genannten Wert von 1313 °C abweicht.

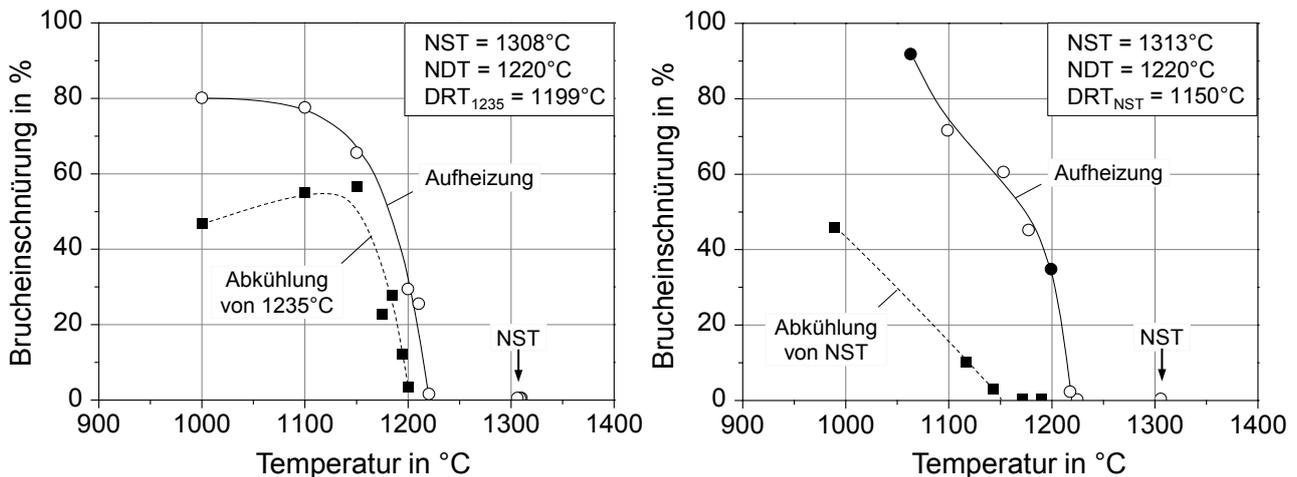


Bild 40: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Heißzugversuche am Knetmaterial alloy 625 (links) mit den Ergebnissen von Lin *et al.* [46] (rechts).

Der Unterschied hinsichtlich der ermittelten Warmverformbarkeit bei der Abkühlphase im Vergleich zu den Ergebnissen von Lin *et al.* [46] kann mit der unterschiedlichen Spitzentemperatur erklärt werden. Bei Lin *et al.* [46] wurden die Proben bis zur NST erhitzt, kühlten bis auf die Prüftemperatur ab und wurden dann bis zum Bruch gezogen. Das Versuchsmaterial zeigte erst bei Prüftemperaturen unterhalb von 1150 °C wieder eine messbare Bruchdehnung. Die Temperatur, bei der die 5 % Bruchdehnung erzielt werden, wird als DRT (Ductility Recovery Temperature) bezeichnet und wurde von Lin *et al.* [46] mit 1150 °C bestimmt. Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurde dagegen eine geringere Spitzentemperatur für die Abkühlversuche von 1235 °C gewählt (vgl. Abschnitt 5.3.2). Diese geringere Spitzentemperatur führte zu einem sehr steilen Duktilitätsanstieg für das geprüfte Knetmaterial bereits bei Prüftemperaturen unterhalb von 1200 °C (Bild 40, links) und damit einer DRT von 1199 °C, die deutlich höher liegt als die von Lin *et al.* [46]. Die gewählte Spitzentemperatur als wesentlicher Einflussfaktor auf den Verlauf der Warmverformbarkeitskurve in der Abkühlphase ist bereits durch Lundin *et al.* [90] beschrieben worden, sodass die für das Knetmaterial aus alloy 625 erzielten Ergebnisse insgesamt eine gute Übereinstimmung mit den vorherigen Heißzugversuchen von Lin *et al.* [46] aufweisen.

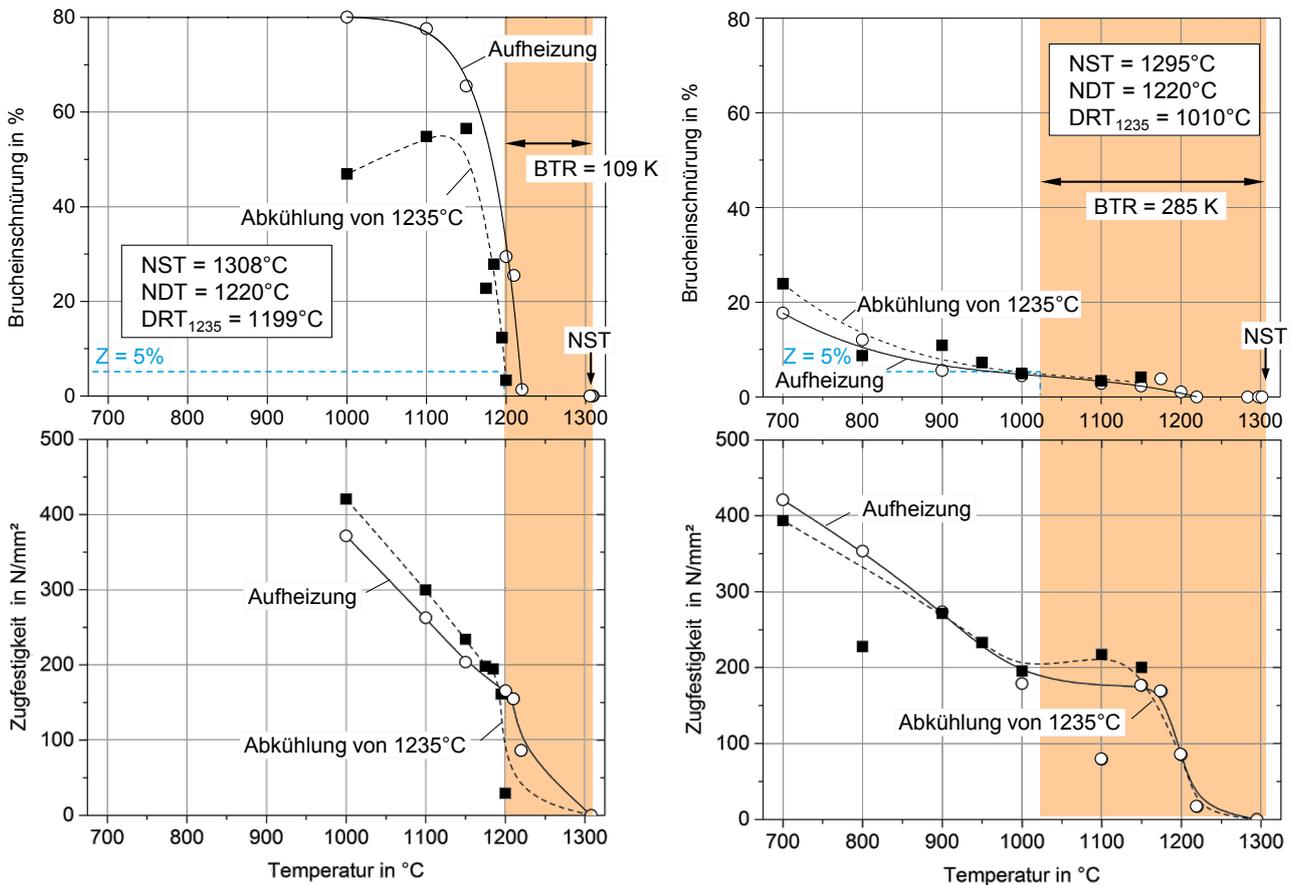


Bild 41: Gegenüberstellung der Ergebnisse der Heißzugversuche an (links) weichgeglühtem Knetwerkstoff und (rechts) Schleuderguss (ohne Wärmebehandlung) aus alloy 625.

In Bild 41 sind die Ergebnisse der Heißzugversuche des geprüften Knet- und Gussmaterials aus alloy 625 gegenübergestellt. Die Warmverformbarkeitskurven unterscheiden sich signifikant für beide Halbzeugarten, siehe Bild 41 (oben). Für das Gussmaterial wurde der Bereich der Prüftemperatur bis auf 700 °C erweitert, aber auch in diesem niedrigeren Temperaturbereich steigt die ermittelte Brucheinschnürung nur geringfügig an und liegt deutlich unter der des Knetmaterials. Die NDT wurde für das Gussmaterial wie für die Knetlegierung bei einer Temperatur von 1220 °C bestimmt, während die NST mit 1295 °C leicht unter der des Knetmaterials (1308 °C) liegt. Die Warmverformbarkeit in der Abkühlphase ist nach einer Spitzentemperatur von ebenfalls 1235 °C für das Gussmaterial ebenso niedrig wie in der Aufheizphase und steigt mit abnehmender Prüftemperatur nur leicht an. Dies führt dazu, dass erst bei einer im Vergleich zum Knetmaterial niedrigeren Temperatur von 1010 °C wieder eine merkliche Brucheinschnürung von 5 % erreicht wird (DRT). Dieser Unterschied zwischen Guss- und Knetmaterial hat wesentlichen Einfluss auf das ermittelte Brittle Temperature Range (BTR), das als Differenz zwischen NST und DRT bestimmt wird. Für das Knetmaterial aus alloy 625 wurde ein BTR von 109 K bestimmt. Die signifikant geringere Duktilität des thermisch beeinflussten Gussgefüges im Hochtemperaturbereich führt für das untersuchte Gussmaterial dagegen zu einem BTR von 285 K und damit einem kritischen Temperaturintervall für die Heißrissbildung, das mehr als doppelt so groß ist wie das des äquivalenten Knetmaterials.

In Bild 42 sind die gebrochenen Querschnitte der Heißzugproben beider Werkstoffvarianten für den Hochtemperaturbereich beim Aufheizvorgang exemplarisch gegenübergestellt. Bei 1150 °C schnürt die Probe des Knetmaterials noch sehr stark ein, auch bei 1200 °C ist noch eine deutliche Einschnürung erkennbar. Erst an der NDT ist keinerlei Brucheinschnü-

ung beim Versagen der Probe zu verzeichnen (Bild 42, oben). Dagegen weist der Probenquerschnitt des Gussmaterials bereits bei 1150 °C eine sehr geringe Brucheinschnürung auf, die bei gleicher NDT (1220 °C) ebenfalls bis auf null abfällt. Auf der Bruchfläche der Gussproben ist die grobe dendritische Gussstruktur gut zu erkennen. Es gibt bei Betrachtung am Stereomikroskop keinerlei Anzeichen einer plastischen Verformung. Dies lässt auf die Beteiligung großer Mengen schmelzflüssiger Phasen im Gusswerkstoff bereits bei Temperaturen weit unterhalb der NDT schließen, die zu einem fast völlig verformungslosen Probenversagen entlang der interdendritisch verlaufenden Korngrenzen führen. Dies wurde bei REM-Untersuchungen der Bruchflächen bestätigt, siehe Bild 46.

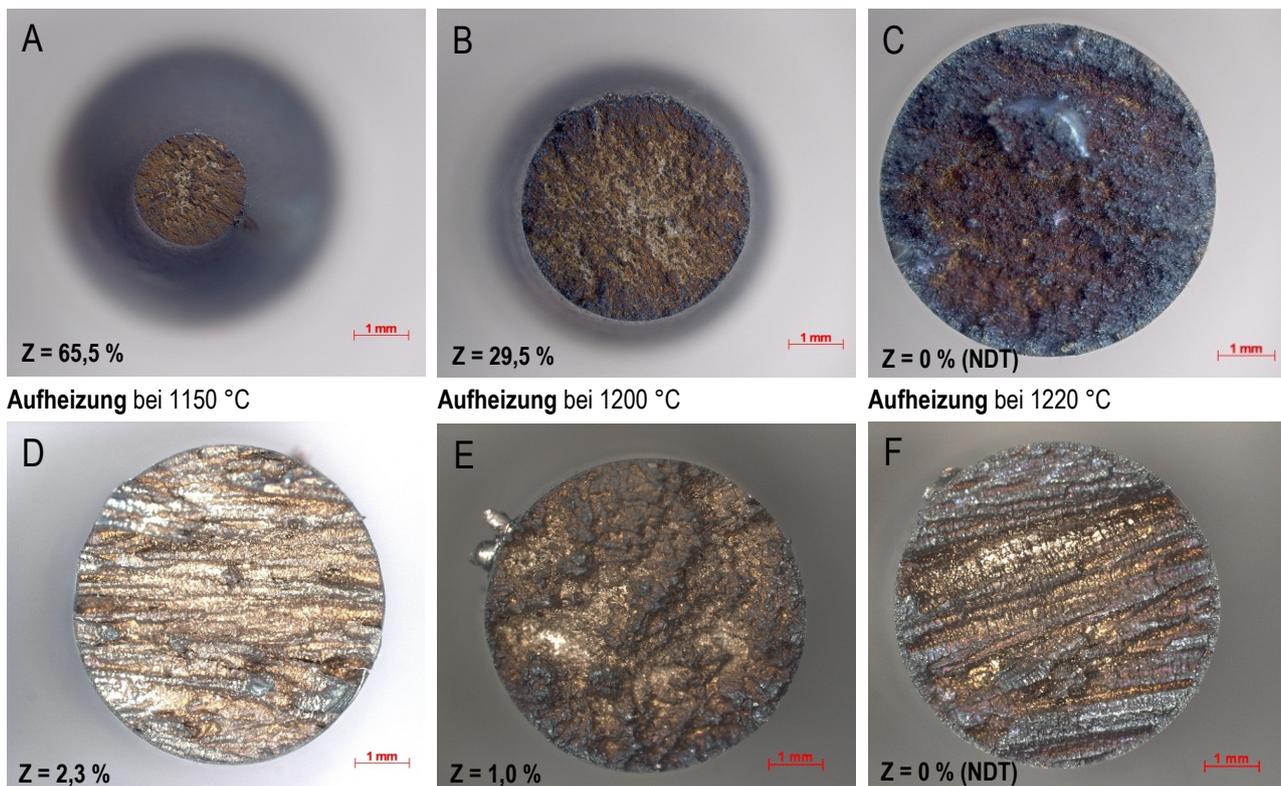


Bild 42: Bruchquerschnitt der Heißzugproben von Knet- (A bis C) und Gussmaterial (D bis F) aus alloy 625 am Beispiel verschiedener Prüftemperaturen beim Aufheizvorgang.

Neben der Ermittlung der Brucheinschnürung wurden aus den Messdaten des Gleeble[®]-Prüfsystems Warmfestigkeitskurven für beide Halbzeugarten ermittelt, siehe Bild 41 (unten). Für beide Versuchsmaterialien beschreibt die NST die Temperatur, bei der die Proben im Heißzugversuch keinerlei Festigkeit aufweisen. Für Prüftemperaturen unterhalb von 1200 °C liegen die ermittelten Festigkeiten sowohl in der Aufheiz- als auch der Abkühlphase für das Knetmaterial über denen des geprüften Gussmaterials. Oberhalb dieser Temperatur sind die Kurven für beide Werkstoffvarianten nahezu identisch. Die Ergebnisse der Heißzugversuche sind in Tabelle 14 zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 14: Ergebnisse der Heißzugversuche der geprüften Versuchsmaterialien und vorhergehende Ergebnisse von Lin *et al.* [46].

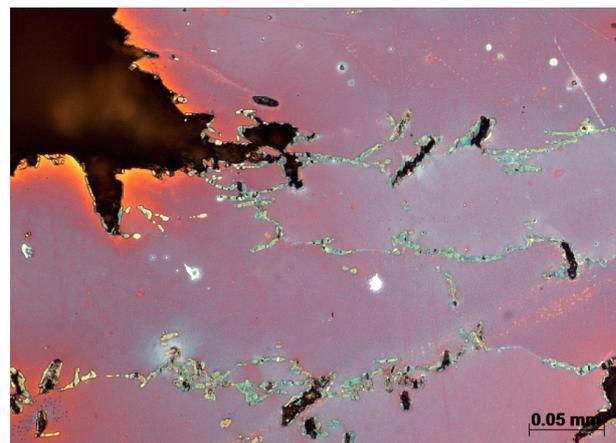
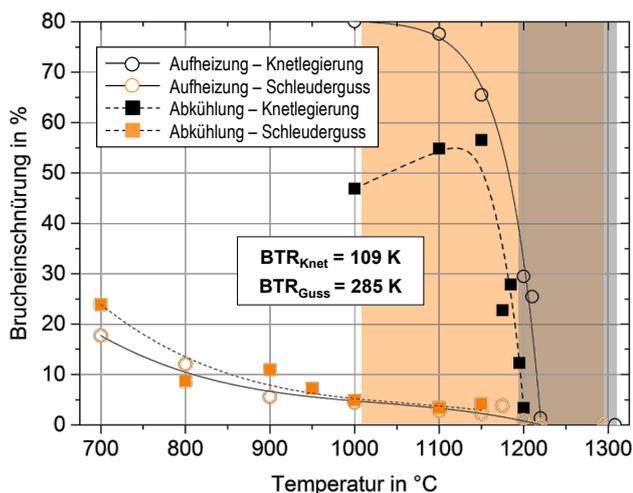
	Schleuderguss ^a alloy 625	Knetwerkstoff ^a alloy 625	Knetwerkstoff ^b alloy 625 nach Lin <i>et al.</i> [46]
NST	1295 °C	1308 °C	1313 °C
NDT	1220 °C	1220 °C	1220 °C
DRT	1010 °C	1199 °C	1150 °C
BTR (= NST - DRT)	285 K	109 K	163 K

^a Spitzentemperatur für Abkühlversuche: 1235 °C.

^b Spitzentemperatur für Abkühlversuche: NST (1313 °C).

Anhand von Mikrogefügeaufnahmen nahe der Bruchkante der Heißzugproben sowie REM-Aufnahmen der Bruchflächen konnten die metallurgischen Ursachen für das ermittelte und stark unterschiedliche Warmverformbarkeits- und Warmfestigkeitsverhalten des Knet- und Schleudergussmaterials aufgezeigt werden. Die für die Heißrissbildung im kritischen Temperaturbereich (BTR) signifikante Warmverformbarkeit beider Werkstoffvarianten ist in Bild 43 (links) nochmal gegenübergestellt.

Die geringe Warmverformbarkeit des Schleudergussmaterials im geprüften Temperaturbereich ab 700 °C (Brucheinschnürung < 25 %) ist auf die versprödende Wirkung der Nb-Karbide zurückzuführen, die sich in großer Zahl interdendritisch und kettenförmig entlang der Korngrenzen im Gussgefüge finden. In ihrer zusammenhängenden Form wirken sie sich stark nachteilig auf die Duktilität und das Risswachstum aus. Das Versagen der Heißzugproben erfolgt bereits bei geringen Temperaturen entlang der versprödenden Karbidnetzwerke mit nur geringen Anzeichen einer plastischen Verformung. Dies ist in Bild 43 (rechts) anhand einer während der Aufheizphase bei 800 °C geprüften Probe dargestellt. An der Bruchkante ist die Karbidbelegung zu erkennen, entlang der das Versagen erfolgte. Außerdem sind zahlreiche Risse entlang der korngrenzenbelegenden Karbide zu erkennen.

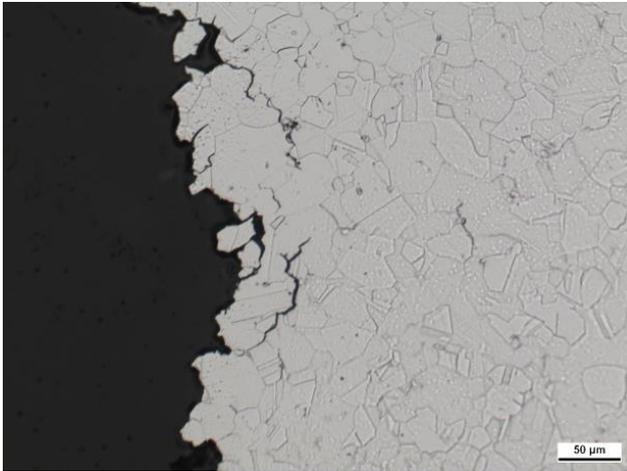


Schleuderguss, Aufheizung bei 800 °C, Z = 12 %

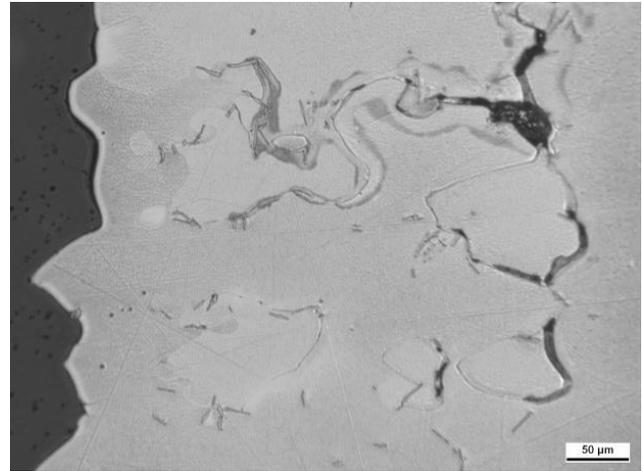
Bild 43: Gegenüberstellung der Warmverformbarkeitskurven von Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 (links) und Mikrogefüge einer Heißzugprobe aus Schleuderguss nahe der Bruchzone bei 800 °C - Aufheizphase (rechts).

Die NDT wurde für beide Halbzeugarten bei 1220 °C ermittelt. Hier weist der Werkstoff keinerlei Duktilität mehr auf. Die metallographischen Längsschliffe nahe der Bruchkante

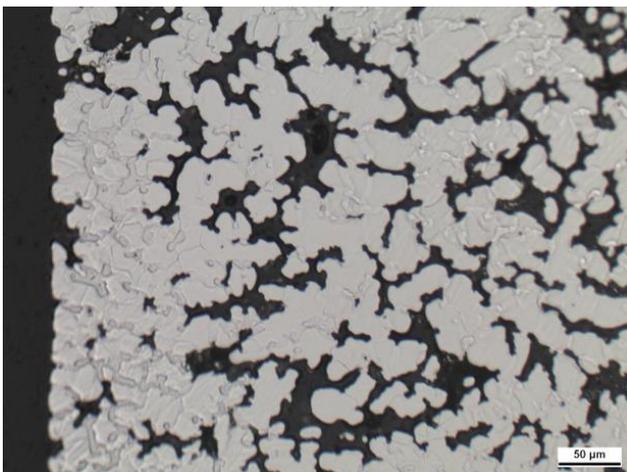
zeigen für das Knet- und das Schleudergussmaterial einen verformungslosen interkristallinen Bruchverlauf (Bild 44, oben). Anzeichen von flüssigen Phasen sind lichtmikroskopisch nur im Gussgefüge entlang der karbidbelegten Korngrenzen zu erkennen. Für das Knetmaterial zeigen sich erst bei der fraktographischen Analyse der Bruchflächen glatte, wenig strukturierte Kornflächen, die auf das Vorhandensein dünner interkristalliner Flüssigkeitsfilme hinweisen (Bild 45, B).



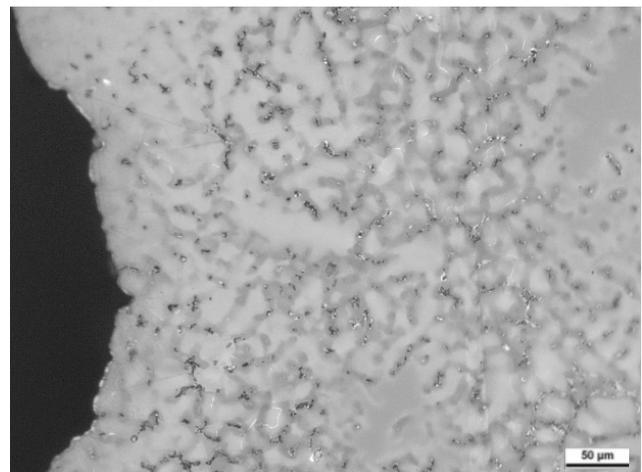
(A) Knetlegierung, NDT bei 1220 °C



(B) Schleuderguss, NDT bei 1220 °C



(C) Knetlegierung, NST bei 1308 °C



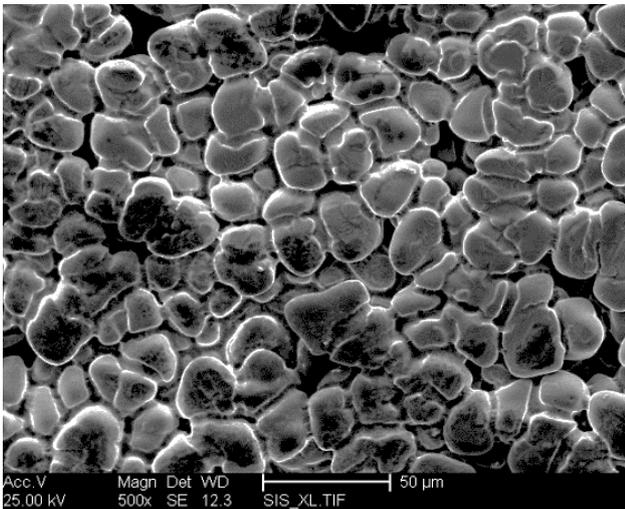
(D) Schleuderguss, NST bei 1295 °C

Bild 44: Mikrogefüge der Heißzugproben des Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 an der NDT- und NST-Temperatur.

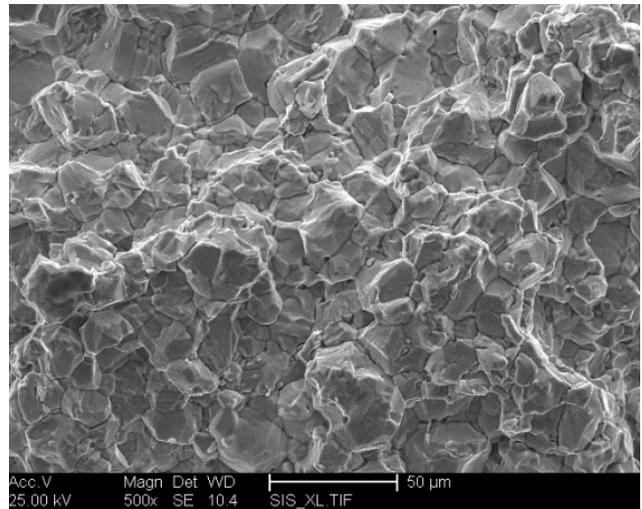
Beim Schleuderguss zeigen sich an der NDT dagegen große abgerundete Bereiche, die auf ausgeprägte schmelzflüssige Korngrenzenfilme schließen lassen. Auf der Bruchfläche sind zahlreiche Nb-Karbide zu erkennen, siehe Bild 46 (C). Durch „konstitutionelle“ Aufschmelzungen [17] kommt es an den Nb-Karbiden zur Bildung schmelzflüssiger Phasen [46]. Die sehr grobe Kornstruktur und eine dementsprechend geringe Korngrenzenfläche beim Schleudergussmaterial begünstigen eine filmartige Verteilung entlang der Korngrenzen. Nach Floreen *et al.* [91] setzt die Bildung flüssiger Phasen entlang Nb-reicher Karbide bei einer Temperatur von ca. 1200 °C ein und wird bei höheren Temperaturen umso umfangreicher.

An der NST ist auf der Bruchfläche beider Halbzeugarten eine ähnlich feine Struktur in Form von abgerundeten, glatten Körnern zu erkennen, siehe Bild 45 (A) und Bild 46 (A). Diese weisen auf dicke schmelzflüssige Korngrenzenfilme hin, die keinerlei Festigkeit auf-

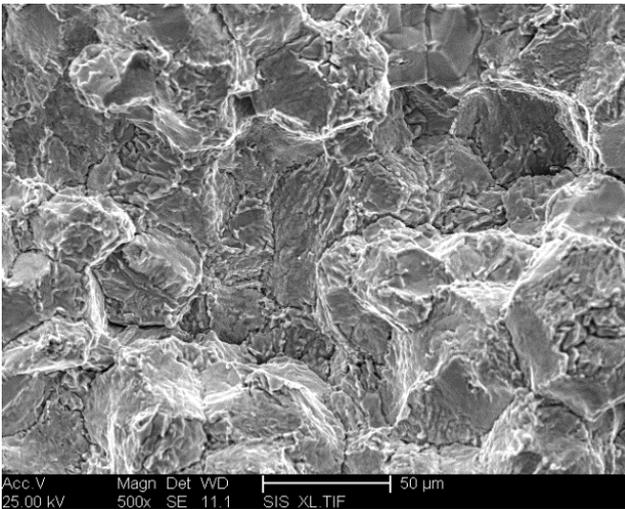
nehmen können und nach dem Probenbruch erstarrt sind, wie in Bild 44 am Längsschliff nahe der Bruchkante nochmal deutlich wird. Die Erstarrung erfolgt für beide Werkstoffvarianten ähnlich feinkörnig. Die groben Karbidstrukturen im Schleudergussgefüge werden an der NST vollständig aufgeschmolzen.



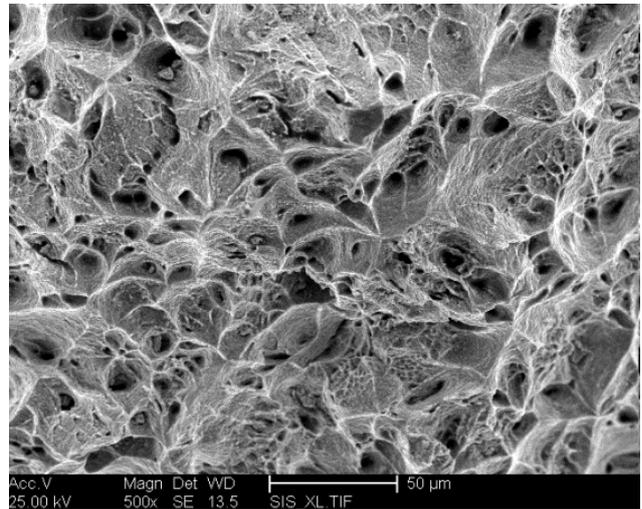
(A) NST bei 1308 °C, Z = 0 %



(B) NDT bei 1220 °C, Z = 0 %



(C) Abkühlung bei 1200 °C, Z = 3,3 %



(D) Abkühlung bei 1000 °C, Z = 47 %

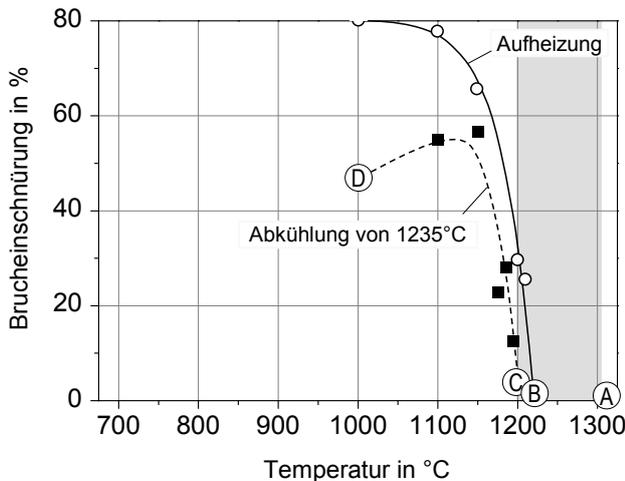
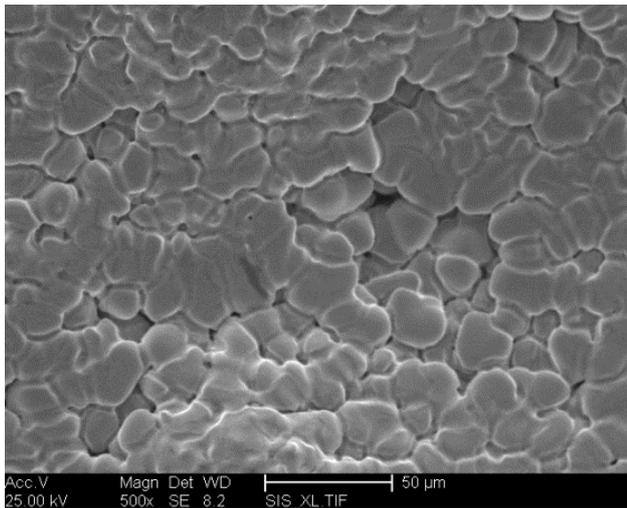
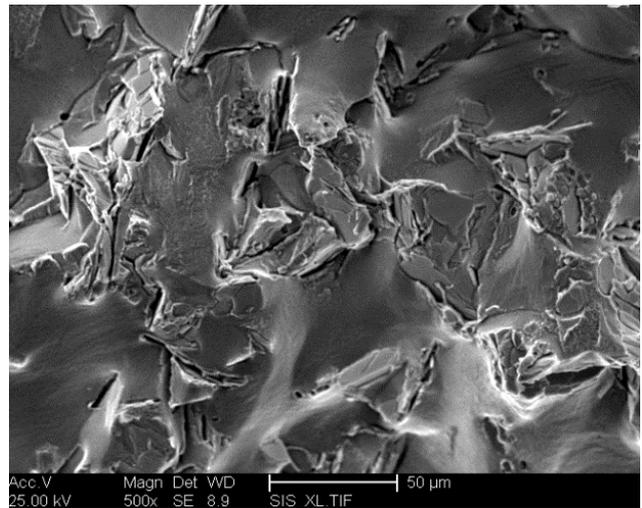


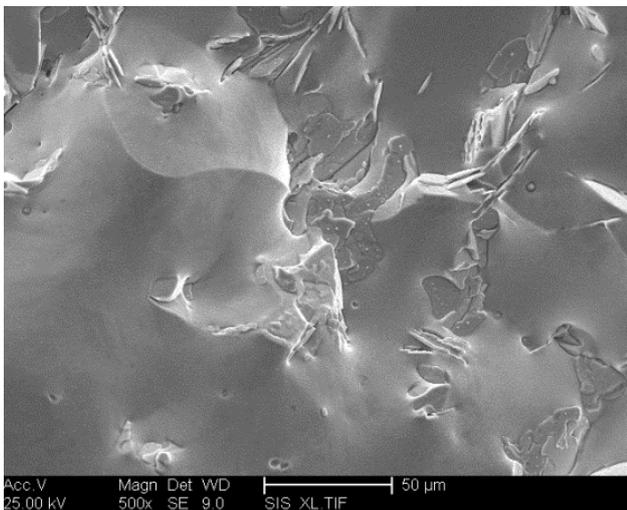
Bild 45: Bruchoberflächen repräsentativer Heißzugproben aus Knetmaterial aus alloy 625 und Probenlage in Bezug zur ermittelten Warmverformbarkeitskurve.



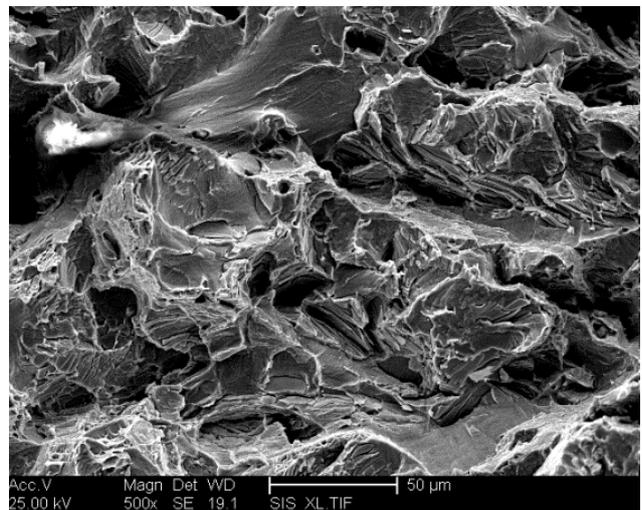
(A) NST bei 1295 °C, Z = 0 %



(B) Aufheizung bei 1000 °C, Z = 4,4 %



(C) NDT bei 1220 °C, Z = 0 %



(D) Abkühlung bei 700 °C, Z = 24 %

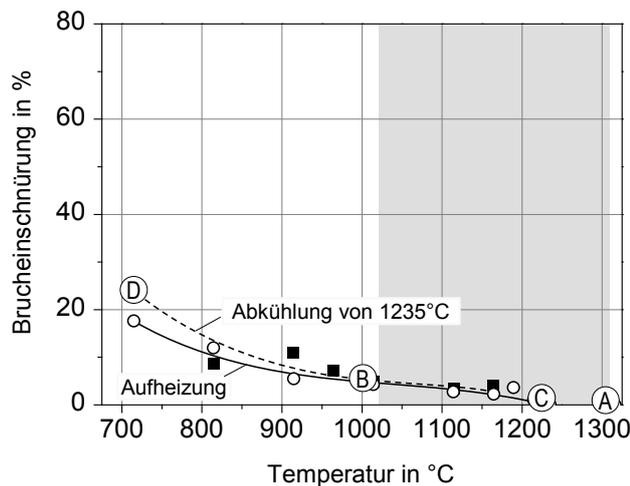


Bild 46: Bruchoberflächen repräsentativer Heißzugproben aus Schleudergussmaterial aus alloy 625 und Probenlage in Bezug zur ermittelten Warmverformbarkeitskurve.

Bei den Heißzugversuchen während des Abkühlvorganges kommt es an der Spitzentemperatur von 1235 °C ebenfalls zur Bildung schmelzflüssiger Phasen entlang der Nb-Karbide. Im Schleudergussmaterial tritt dies, wie beschrieben, aufgrund des ausgeprägten Karbidnetzwerkes und der groben Kornstruktur in deutlich größerem Umfang auf. Auf den Bruchflächen der Schleudergussproben finden sich Hinweise, dass die Korngrenzen bei

der Abkühlphase noch bei Temperaturen unter 1100 °C teilweise durch schmelzflüssige Phasen benetzt sind. Zunehmender Kontakt zwischen den Körnern ermöglicht jedoch bereits eine gewisse Festigkeit. Die aufgenommene Warmfestigkeitskurve bildet dies ebenfalls ab (Bild 41). Für das Knetmaterial konnten schmelzflüssige Phasen auf den Bruchflächen dagegen nur bis knapp unterhalb 1200 °C nachgewiesen werden. Darunter kommt es zur Ausbildung einer schwammartigen Struktur, die als Anzeichen für eine Rückgewinnung der Duktilität angesehen werden kann [92]. Bei einer Testtemperatur von 1000 °C stellt sich bereits eine duktile transkristalline Wabenstruktur ein. Auch hier wird dies durch den steilen Anstieg der Warmverformbarkeits- und Warmfestigkeitskurve des Knetmaterials in Bild 41 deutlich.

Das im Heißzugversuch ermittelte, signifikant unterschiedliche Hochtemperaturverhalten des Guss- und Knetmaterials der Ni-Basislegierung alloy 625 lässt Rückschlüsse auf das Duktilitätsverhalten in der Wärmeeinflusszone (WEZ) beim Schweißen beider Halbzeugarten zu. Dies ist schematisch in Bild 47 dargestellt. Um das flüssige Schmelzbad herum entsteht während des Lichtbogendurchgangs ein lokaler Bereich im Hochtemperaturbereich der WEZ, der durch eine „Null-Duktilität“ charakterisiert ist (Bild 47, graue Bereiche). Dies ist der kritische Bereich für das Auftreten von Wiederaufschmelzriszen beim Schweißen. Mit dem Heißzugversuch lässt sich über die ermittelten Kennwerte (NST, NDT, DRT etc.) für jeden Abstand zur Schmelzlinie (bestimmt über die Wahl der Spitzentemperatur für die Abkühlversuche) das Duktilitätsverhalten in der WEZ werkstoffspezifisch ermitteln. Durch eine Reihe von Heißzugversuchen (mit unterschiedlichen Spitzentemperaturen) lässt sich so die Größe und Form des Bereiches der „Null-Duktilität“ in der WEZ für jedes Versuchsmaterial genau bestimmen. Denkbar ist eine Nutzung dieser Daten als Eingangsparameter für Simulationsmodelle, die auf eine Vorhersage des Auftretens von Heißriszen in der WEZ zielen.

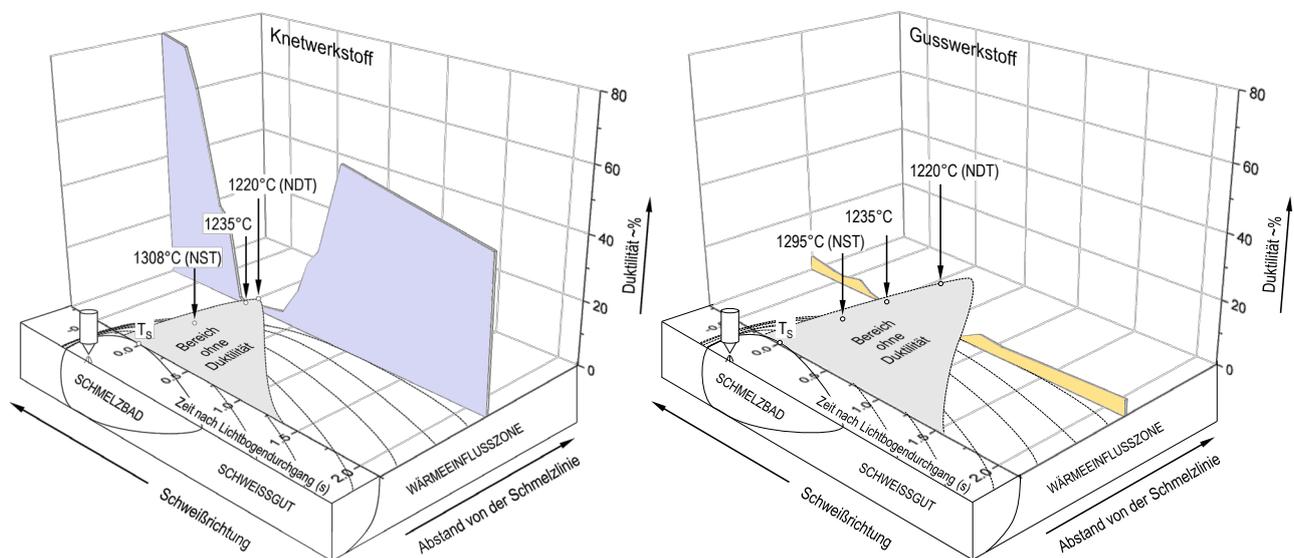


Bild 47: Gegenüberstellung des Duktilitätsverhaltens in der WEZ beim Schweißen von Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 auf Basis der Ergebnisse des Heißzugversuches (schematisch).

Im Rahmen des Forschungsvorhabens wurden Heißzugversuche aufgrund des hohen Proben- und Fertigungsaufwandes exemplarisch nur für eine Spitzentemperatur (1235 °C) durchgeführt, deshalb kann das Duktilitätsverhalten des geprüften Guss- und Knetmaterials aus alloy 625 lediglich schematisch in Bild 47 (blaue und gelbe Kurve) dargestellt werden. Aus den durchgeführten Versuchen wird jedoch bereits deutlich, dass die Duktilität in

der WEZ beim Schweißen des Gusswerkstoffes deutlich geringer ist die des Knetwerkstoffes. Zudem ist der risskritische Bereich der „Null-Duktilität“ im Hochtemperaturbereich der WEZ deutlich breiter und erstreckt sich bis in tiefere Temperaturbereiche. Die mikroanalytischen Untersuchungen der Gussproben haben gezeigt, dass große Mengen schmelzflüssiger Phasen die Korngrenzen im Gefüge des Schleuderguss aus alloy 625 benetzen und an der Rissbildung beteiligt sind. Dies lässt sich auf die Wärmeeinflusszone beim Schweißen des Gusswerkstoffes übertragen. Infolge der Hochtemperaturbelastung durch den Schweißprozess kommt es entlang der interdendritisch zahlreich vorhandenen Karbidausscheidungen zu flüssigen Korngrenzenfilmen, die die Korngrenzen bis in einige Entfernung von der Schmelzlinie benetzen. Dies führt zu einer sehr geringen Duktilität in der WEZ. Dehnungs- und Schrumpfungsreaktionen infolge des Schweißprozesses können an den Korngrenzen des Gussgefüges leicht zu interkristallinen Werkstofftrennungen führen.

6.4 Schweißuntersuchungen mit manuellen Standardtechnologien (Lichtbogenhand- und manuelles WIG-Schweißen)

6.4.1 Versuchsplan und -durchführung

Gemäß dem Arbeitsplan wurden im AP 4 Schweißversuche mit den Standardverfahren Lichtbogenhandschweißen (E-Hand) und manuelles WIG-Schweißen (mWIG) realisiert. Ziel der Untersuchungen war es, das Potential von Standardtechnologien, die für die schweißtechnische Verarbeitung der Ni-Basis-Knetwerkstoffe qualifiziert sind und folglich den Stand der Technik in kmU darstellen, zur Herstellung qualitätsgerechter Schweißverbindungen an den Gusswerkstoffen zu ermitteln. Die Wahl der Randbedingungen für das manuelle Schweißen der Gusswerkstoffe (Schweißzusatz, Schutzgas, Schweißparameter, Zwischenlagentemperatur) orientierte sich daher an den Verarbeitungsrichtlinien für die Knetwerkstoffe.

Die Untersuchungen wurden an den Ni-Basislegierungen alloy 59 und alloy 625 durchgeführt, da für diese Werkstoffe alle drei Halbzeugarten (Sandformguss, Schleuderguss, Knetwerkstoff) zur Verfügung standen. Für die Schweißversuche wurden aus den Sandform- und Schleudergussmaterialien sowie den äquivalenten Knetwerkstoffen einheitlich Proben mit den Abmessungen 200 x 80 x 16 mm (L x B x H) mechanisch herausgetrennt. Als Fugengeometrie wurde eine V-Naht mit einem Flankenwinkel von 35° gewählt (Bild 48, links), wie sie in der schweißtechnischen Praxis vielfach für Ni-Basislegierungen zum Einsatz kommt. Zur positionssicheren Fixierung während des Schweißprozesses und zur Erzeugung maximaler Eigenspannungen wurden die Proben nach dem Schweißen der manuellen WIG-Wurzellage auf eine 50 mm dicke ferritische Stahlplatte aufgeschweißt. Bild 48 (rechts) zeigt den für beide Schweißverfahren verwendeten Versuchsaufbau.

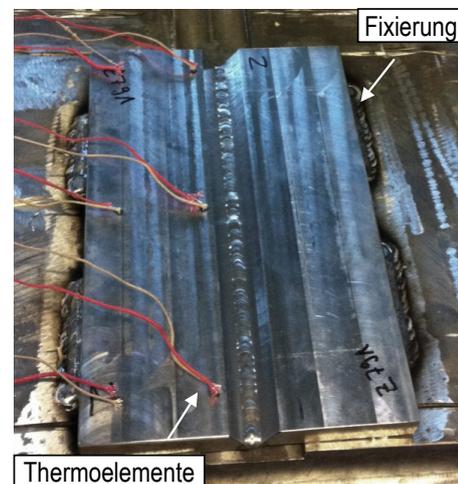
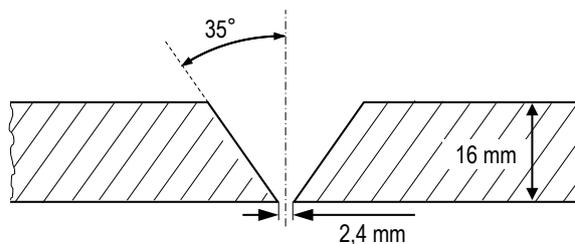


Bild 48: Fugenvorbereitung und Versuchsaufbau für das Schweißen der Guss- und Knetmaterialien mit den manuellen Standardtechnologien (E-Hand, mWIG).

Die Zwischenlagentemperatur wurde entsprechend der Herstellerempfehlungen für die Knetwerkstoffe auf max. 150 °C festgelegt. Aufgrund der zum Teil sehr starken Rissbildung beim Schweißen der Gussmaterialien aus alloy 59 (vgl. Abschnitt 6.4.3) wurde sie für die Schweißversuche am Guss- und Knetmaterial aus alloy 625 sogar auf max. 100 °C herabgesetzt. Die Kontrolle der Zwischenlagentemperatur erfolgte zum einen mittels Anlegethermometer direkt auf der Mitte der Schweißraupe als auch mittels Thermoelementen (Typ K) über die Schweißnahtlänge in einem Abstand von 5 und 50 mm zur Nahtflanke. Es wurden jeweils artgleiche Schweißzusätze eingesetzt. In Tabelle 15 sind die gewählten

Randbedingungen für das E-Hand- und mWIG-Schweißen der Gusswerkstoffe zusammenfassend dargestellt. Als Referenz wurden die äquivalenten Knetwerkstoffe aus alloy 59 und alloy 625 in gleicher Weise und mit nahezu konstanten Schweißparametern verschweißt.

Tabelle 15: Randbedingungen für das Schweißen der Guss- und Knetmaterialien mit den manuellen Standardverfahren (E-Hand, mWIG).

Parameter	Lichtbogenhandschweißen	manuelles WIG-Schweißen
Probenabmessungen	200 x 80 x 16 mm	200 x 80 x 16 mm
Nahtart (Flankenwinkel)	V-Naht (35°)	V-Naht (35°)
Schweißposition	PA	PA
Schweißzusatz	Stabelektrode (Ø 3,2 mm), artgleich	Schweißstäbe (Ø 2,4 mm), artgleich
Schutzgas	-	Argon 4.6
max. Zwischenlagentemperatur	≤ 150°C (alloy 59) ≤ 100°C (alloy 625)	≤ 150°C (alloy 59) ≤ 100°C (alloy 625)
Wurzellage	mWIG-Prozess (6-8 kJ/cm) inkl. 1. Fülllage	mWIG-Prozess (6-8 kJ/cm)
Wurzelschutzgas	Argon 4.6	Argon 4.6

Eine Übersicht über die verwendeten Schweißparameter gibt Tabelle 16. Die Streckenenergie wurde für jede Schweißraupe aus den mittels *WeldLogger* (vgl. Abschnitt 5.2.1) aufgenommenen Strom- und Spannungswerten sowie der Schweißgeschwindigkeit berechnet. Als Richtwerte für die maximale Streckenenergie beim Lichtbogenhandschweißen der Ni-Basis-Knetwerkstoffe alloy 625 und alloy 59 sind in den Werkstoffdatenblättern des Herstellers 7 kJ/cm angegeben. Für das manuelle WIG-Schweißen werden max. 8 kJ/cm für die Knetmaterialien empfohlen. Beim E-Handschweißen konnten für die Guss- und Knetmaterialien jeweils vergleichbare Streckenenergien im Rahmen der vorgegebenen Richtwerte erzielt werden. Bei den Versuchen zum manuellen WIG-Schweißen wurden zum Teil deutlich höhere Streckenenergien eingebracht. Probleme bei der Anbindung der Schmelze an die Nahtflanke wurden durch niedrigere Schweißgeschwindigkeiten kompensiert, die zu einem hohen Wärmeeintrag beim Schweißen führten.

Tabelle 16: Schweißparameter für das E-Hand- und mWIG-Schweißen (Füll- und Decklagen) an den Guss- und Knetmaterialien. Mittelwerte über alle Raupen einer Schweißnaht.

Ni-Basislegierung	Schweißverfahren	Halbzeugart	I [A]	U [V]	v _s [cm/min]	E _m [kJ/cm]
alloy 59	E-Hand	Knetlegierung	97,1	24,3	23,6	6,1
		Sandformguss	98,6	23,9	23,5	5,9
		Schleuderguss	96,6	24,5	23,5	6,2
	mWIG	Knetlegierung	131,2	12,8	11,8	8,6
		Sandformguss	131,8	13,0	8,6	12,0
		Schleuderguss	132,8	12,7	11,0	9,0
alloy 625	E-Hand	Knetlegierung	100,5	24,5	19,0	7,8
		Sandformguss	101,1	24,5	22,4	6,8
		Schleuderguss	100,2	24,8	21,2	7,2
	mWIG	Knetlegierung	132,5	12,7	10,3	9,9
		Sandformguss	132,8	12,8	9,2	11,1
		Schleuderguss	132,1	12,7	9,2	11,0

Die Prüfung der gefertigten Schweißverbindungen an den Guss- und Knetwerkstoffen erfolgte zunächst zerstörungsfrei mittels Sicht- und PT-Prüfung. Die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden anhand von mehreren Querschliffen pro Schweißnaht im polierten und geätzten Zustand durchgeführt. Laut Arbeitsplan sollten bei nachgewiesener Heißrissfreiheit die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen ermittelt werden. Trotz auftretender Heißrisse in allen manuellen Schweißnähten erfolgte eine mechanisch-technologische Prüfung. Aufgrund des begrenzten Versuchsmaterials wurde diese jedoch in verringertem Umfang durchgeführt. Für alle Schweißverbindungen wurde das Ausmaß der Rissbildung in der WEZ im Seitenbiegeversuch weiter untersucht. An den Schweißnähten am Guss- und Knetmaterial aus alloy 59 wurde der Einfluss der Heißrissigkeit auf die statische Verbindungsfestigkeit im Querzugversuch ermittelt. Für die Schweißverbindungen an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 625 wurde die Zähigkeit in der rissbehafteten Wärmeeinflusszone im Kerbschlagbiegeversuch bestimmt. An allen Schweißnähten wurden außerdem Kerbschlagwerte im Schweißgut ermittelt. Die Probenentnahme erfolgte wie in Bild 49 dargestellt.

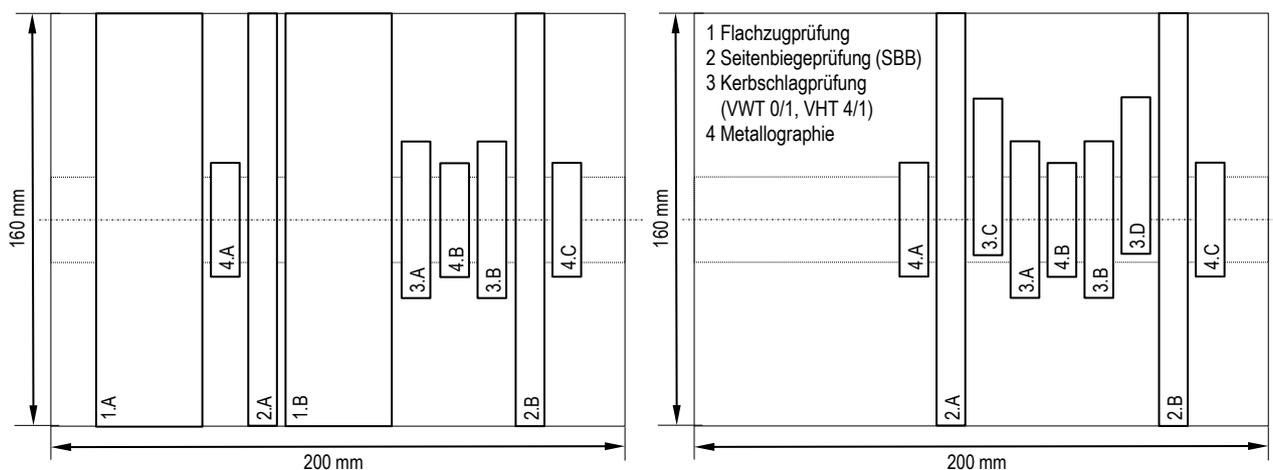


Bild 49: Probenentnahme aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen der Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 (links) und alloy 625 (rechts).

6.4.2 Sicht- und PT-Prüfung der Decklagen

An allen manuell gefertigten Schweißnähten (E-Hand, mWIG) erfolgte nach Fertigstellung eine Sicht- und PT-Prüfung zur Bewertung der Heißrissigkeit. In allen Schweißverbindungen an den Gussmaterialien aus alloy 59 wurden beidseitig an der Schmelzlinie des Decklagenschweißgutes Oberflächenrisse im wärmebeeinflussten Grundwerkstoffgefüge festgestellt. Die Schweißnähte an dem äquivalenten Knetwerkstoff weisen dagegen keine Risse auf. In Bild 50 ist das Rissaufreten in der schmelzliniennahen WEZ der Gusswerkstoffe anhand von Aufnahmen der PT-Prüfung dargestellt. Ein signifikanter Unterschied im Rissaufreten in Abhängigkeit vom eingesetzten Schweißverfahren (E-Hand, mWIG) konnte nicht festgestellt werden. Oberflächenrisse im Decklagenschweißgut traten in keiner Schweißnaht auf.

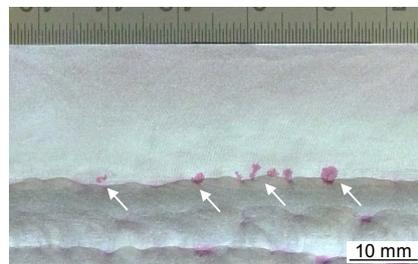
Die im mWIG-Prozess gefertigte Schweißprobe am Schleuderguss aus alloy 59 weist neben den beschriebenen schmelzliniennahen Rissen auf einer der verbundenen Probenhälften ein ausgeprägtes Oberflächenrissnetzwerk im nahtentfernten Grundwerkstoff auf, siehe Bild 50 (rechts unten). Bei dieser Probenhälfte war die Rohrrinnenseite in Richtung der Decklage gerichtet. Im Rahmen der Werkstoffcharakterisierung (AP 1) wurde festgestellt, dass der Schleuderguss im Rohrrinnenbereich herstellungsbedingt stark fehlerbehaftete Oberflächenbereiche aufweist (vgl. Bild 17 in Abschnitt 6.1). Die massive Rissbildung steht für diese Schweißprobe somit vermutlich in Zusammenhang mit einer ungenügenden Abarbeitung dieser fehlerhaften Bereiche bei der Probenentnahme aus dem Gussrohr.

Die verschweißten Gussmaterialien aus alloy 625 zeigten bei der Sicht- und PT-Prüfung nur in der E-Hand-Schweißnaht am Schleuderguss vereinzelte Risse beidseitig nahe der Schmelzlinie der Decklage. Alle weiteren Schweißverbindungen waren, ebenso wie die Schweißnähte am Knetmaterial, frei von Oberflächenrisse. Risse im Decklagenschweißgut wurden nicht festgestellt.

Knetlegierung (Charge 112450)

E-Hand ($E_m = 6,1 \text{ kJ/cm}$)mWIG ($E_m = 8,6 \text{ kJ/cm}$)

Sandformguss (Probe Z 028)

E-Hand ($E_m = 5,9 \text{ kJ/cm}$)mWIG ($E_m = 12,0 \text{ kJ/cm}$)

Schleuderguss (Probe Z 791)

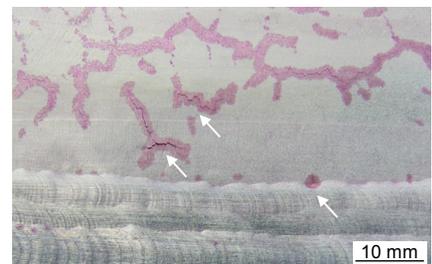
E-Hand ($E_m = 6,2 \text{ kJ/cm}$)mWIG ($E_m = 9,0 \text{ kJ/cm}$)

Bild 50: Ergebnisse der PT-Prüfung an den manuellen Schweißverbindungen an Guss- und Knetmaterial aus alloy 59 (Bildausschnitt aus der Decklagenseite).

6.4.3 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus allen Schweißverbindungen wurden für die lichtmikroskopischen Untersuchungen jeweils mindestens drei Querschliffe über die Gesamtlänge der Schweißnaht entnommen. Die Betrachtung und Bewertung hinsichtlich auftretender Nahtunregelmäßigkeiten, insbesondere dem Heißrissauftreten, erfolgte zunächst im polierten und anschließend im geätzten Zustand an Makro- und Mikroschliffen.

Die Makroaufnahmen der E-Hand- und mWIG-Schweißnähte sind in Bild 51 und Bild 52 dargestellt. In den Querschliffen der Schweißverbindungen an den Gusswerkstoffen aus alloy 59 sind zahlreiche Heißrisse in der WEZ der Grundwerkstoffe zu erkennen, überwiegend als Makrorisse mit Risslängen von ca. 1-2 mm. Die Schweißverbindungen an den Gussmaterialien aus alloy 625 weisen dagegen eine geringere Rissbildung auf. Heißrisse wurden zunächst nur in den Querschliffen der E-Hand- und mWIG-Schweißnaht am Schleuderguss aus alloy 625 festgestellt. Im verschweißten Sandformguss zeigten sich erst in zwei zusätzlich entnommenen Querschliffen ebenfalls Heißrisse. Die unter gleichen Schweißbedingungen an den äquivalenten Knetwerkstoffen gefertigten Schweißnähte wiesen dagegen in den Nahtquerschliffen wie schon bei der zerstörungsfreien Prüfung keinerlei Rissbildung auf. Einen Überblick über die Rissauswertung an den entnommenen Querschliffen gibt Tabelle 17.

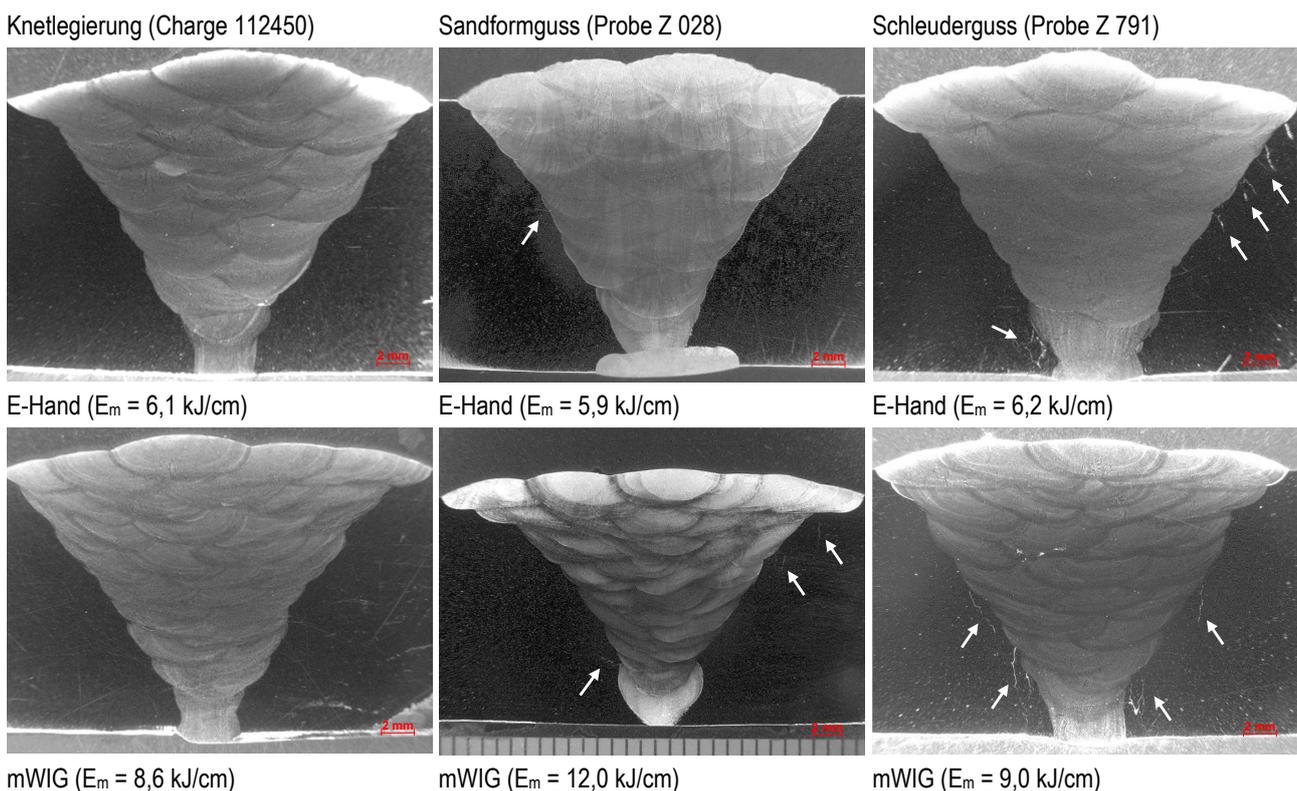


Bild 51: Makroaufnahmen der Nahtquerschliffe der manuellen Schweißnähte (mWIG, E-Hand) an den Knet- und Gussmaterialien aus alloy 59 (Aufnahmen am Stereomikroskop).

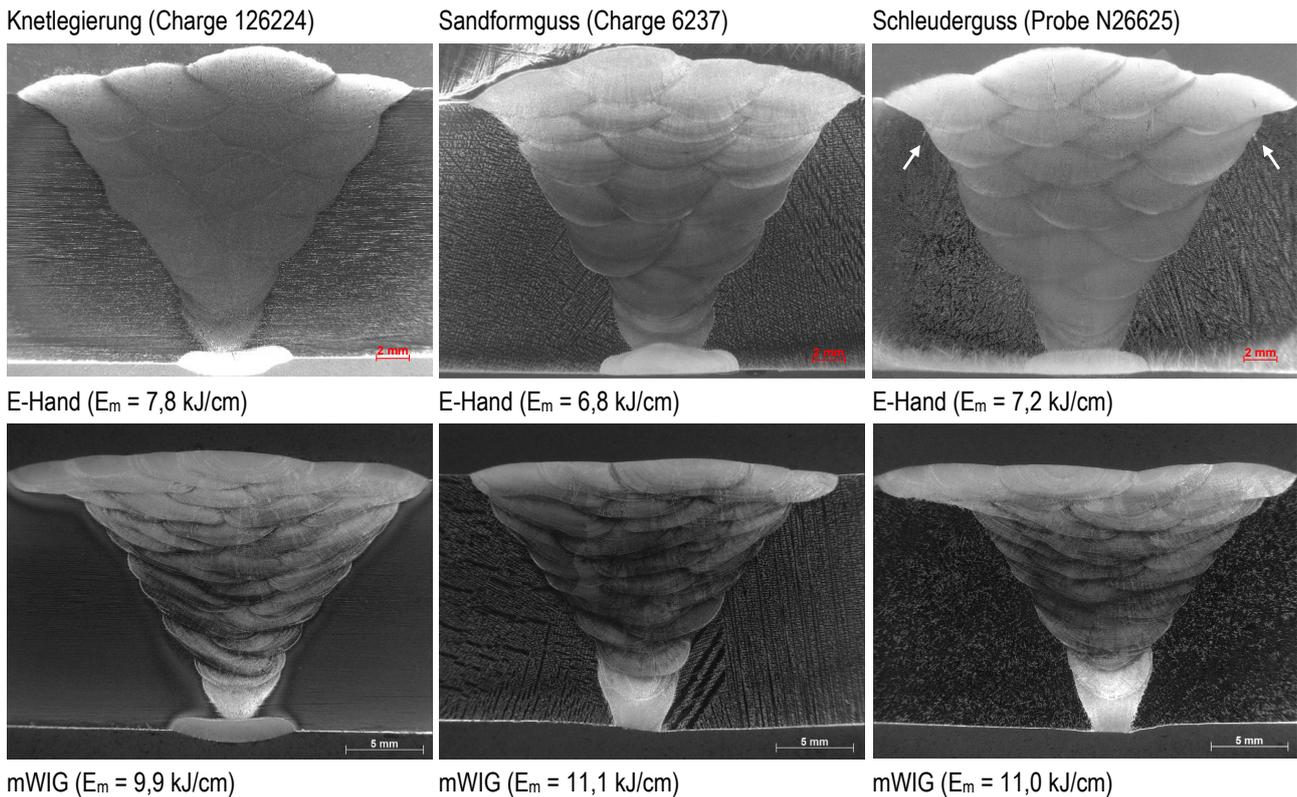
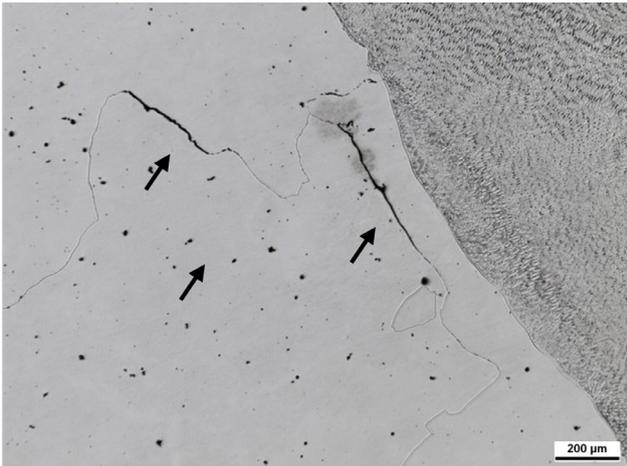


Bild 52: Makroaufnahmen der Nahtquerschliffe der manuellen Schweißnähte (mWIG, E-Hand) an den Knet- und Gussmaterialien aus alloy 625 (Aufnahmen am Stereomikroskop).

In allen Gussmaterialien verlaufen die Heißrisse ausgehend von der Schmelzlinie interkristallin in der WEZ entlang der groben Kornstruktur der Gussgefüge. In Bild 53 und Bild 54 sind für alle verschweißten Gusswerkstoffe auftretende Heißrisse exemplarisch lichtmikroskopisch dargestellt. Die Risse haben nur zum Teil direkten Kontakt zur Schmelzlinie und treten auch in einiger Entfernung im wärmebeeinflussten Gussgefüge auf. Sie verlaufen immer entlang der Korngrenzen. Insbesondere für den Sandformguss aus alloy 625 (Bild 54, links) wird der Zusammenhang der Rissbildung mit korngrenzenbelegenden Karbidausscheidungen deutlich. Die Risslängen sind in den Gussmaterialien aus alloy 59 tendenziell etwas größer als in der WEZ des Sandform- und Schleuderguss aus alloy 625.

Sandformguss (Probe Z 028)

E-Hand ($E_m = 5,9 \text{ kJ/cm}$)

Schleuderguss (Probe Z 791)

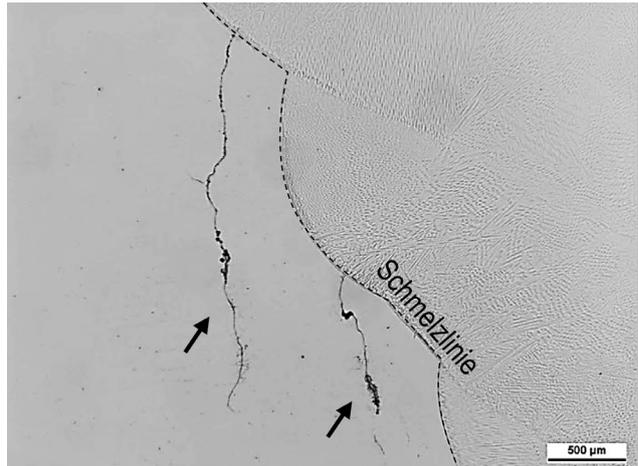
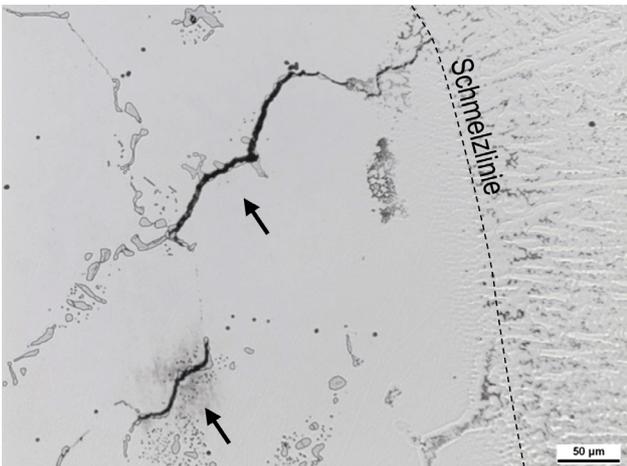
mWIG ($E_m = 9,0 \text{ kJ/cm}$)

Bild 53: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Wiederaufschmelzrissen (WAR) in der WEZ der manuellen Schweißnähte an Sandform- und Schleuderguss aus alloy 59

Sandformguss (Charge 6237)

E-Hand ($E_m = 6,8 \text{ kJ/cm}$)

Schleuderguss (Probe N26625)

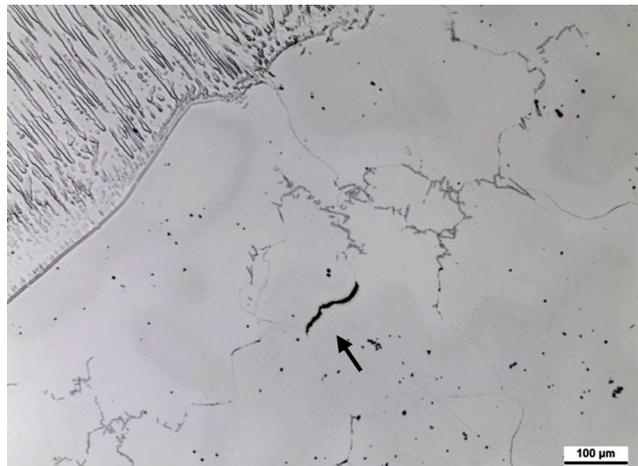
mWIG ($E_m = 11,0 \text{ kJ/cm}$)

Bild 54: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Wiederaufschmelzrissen (WAR) in der WEZ der manuellen Schweißnähte an Sandform- und Schleuderguss aus alloy 625

Bei den im wärmebeeinflussten Gussgefüge auftretenden Heißrissen handelt es sich um Wiederaufschmelzrisse (WAR), deren Bildung immer in Zusammenhang mit flüssigen Phasen auf der Korngrenzen steht, die die infolge des Schweißprozesses auftretenden Schrumpfspannungen und Dehnungen nicht aufnehmen können und zur Rissbildung führen. Anhand von Heißrissen in der WEZ der mWIG-Schweißnaht am Schleuderguss aus alloy 59 wurden Untersuchungen zur Topographie der Rissoberflächen am REM durchgeführt. Die REM-Aufnahmen in Bild 55 zeigen typische Hinweise auf Restschmelzfilme die an der Rissbildung beteiligt waren.

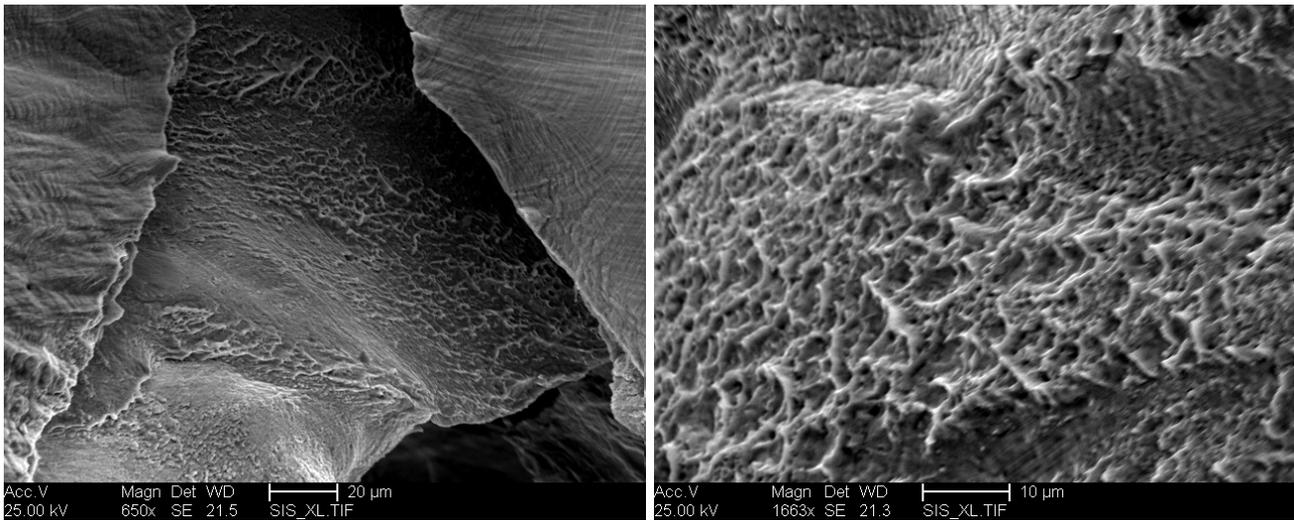


Bild 55: REM-Aufnahmen der Rissoberfläche eines Wiederaufschmelzrisses (WAR) in der WEZ der mWIG-Schweißnaht am Schleuderguss (Probe Z 791) aus alloy 59

Tabelle 17: Ergebnisse der Rissauswertung der manuellen Schweißnähte an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 und alloy 625 anhand von mehreren Nahtquerschliffen.

Ni-Basislegierung	Halbzeugart		Anzahl der Querschliffe	T_{zw}	Rissauftreten in Schweißnaht	
					E-Hand	mWIG
alloy 59	Knetlegierung	Charge 112450	3	150°C	keine Risse	keine Risse
	Sandformguss	Probe Z 028	3		WAR	WAR
	Schleuderguss	Probe Z 791	3		WAR	WAR
alloy 625	Knetlegierung	Charge 126224	3	100°C	keine Risse	keine Risse
	Sandformguss	Charge 6237	5		WAR	WAR
	Schleuderguss	Probe N26625	3		WAR	WAR

6.4.4 Mechanisch-technologische Prüfung

6.4.4.1 Seitenbiegeprüfung

An allen manuell gefertigten Schweißnähten erfolgte eine Seitenbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173 [77]. Ziel war es weitere Aussagen zum Ausmaß der Rissbildung in der WEZ der Gussgefüge zu erhalten. Entsprechend Bild 49 wurden jeweils zwei Seitenbiegeproben quer zur Schweißnaht (SBB) mit den in Tabelle 18 angegebenen Endabmessungen entnommen. Die Deck- und die Wurzellagenseite wurden plan gefräst. Die Seitenbiegeprüfung erfolgte unter den in Tabelle 19 aufgeführten Prüfbedingungen.

Tabelle 18: Abmessungen der Seitenbiegeproben aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 5173 [77].

Probenart	Probendicke	Probenbreite	Rundungsradius	Probenlänge
SBB	10 mm	16 mm	1 mm	160 mm

Tabelle 19: Prüfbedingungen der Seitenbiegeprüfung an den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen nach DIN EN ISO 5173 [77].

Art der Prüfung	Biegedorndurchmesser	Stützrollendurchgang	Biegeverhältnis
SBB	30 mm	98 mm	3,0

Die Ergebnisse der Seitenbiegeprüfung sind in Tabelle 20 zusammenfassend dargestellt. Wie die Auswertung der Nahtquerschliffe erwarten ließ, erreichten die Seitenbiegeproben der Schweißnähte an den Gussmaterialien unabhängig vom eingesetzten Schweißprozess (E-Hand, mWIG) den angestrebten Biegewinkel von 180° nicht. Zum Teil traten Risse auf der Prüffläche (mit einer Länge > 3 mm nach DIN EN ISO 15614-1 [93]) bereits bei sehr geringen Biegewinkeln von 30° auf. Nur eine einzelne Probe erreichte einen Biegewinkel von 180°, wies aber bei Betrachtung bei 8facher Vergrößerung unter dem Stereomikroskop ebenfalls Risse auf. Die Seitenbiegeproben der Schweißverbindungen an den Knetmaterialien konnten dagegen mit Ausnahme einer Probe rissfrei bis auf 180° gebogen werden. Diese Probe zeigte bereits bei 130° einen Riss im Schweißgut, der aufgrund der Lage im Bereich der 1. Fülllage auf einen Bindefehler schließen lässt. In den Proben der Gussverbindungen traten die Risse ausschließlich in der schmelzliniennahen WEZ, meist mit direktem Kontakt zur Schmelzlinie und mit mehreren Millimetern Risslänge (Bild 56, rechts), auf. Der Rissverlauf entlang der groben Kornstruktur der Gussgefüge wurde nochmals deutlich. Risse im Schweißgut wurden bei keiner Seitenbiegeprobe aus den Gussverbindungen festgestellt.

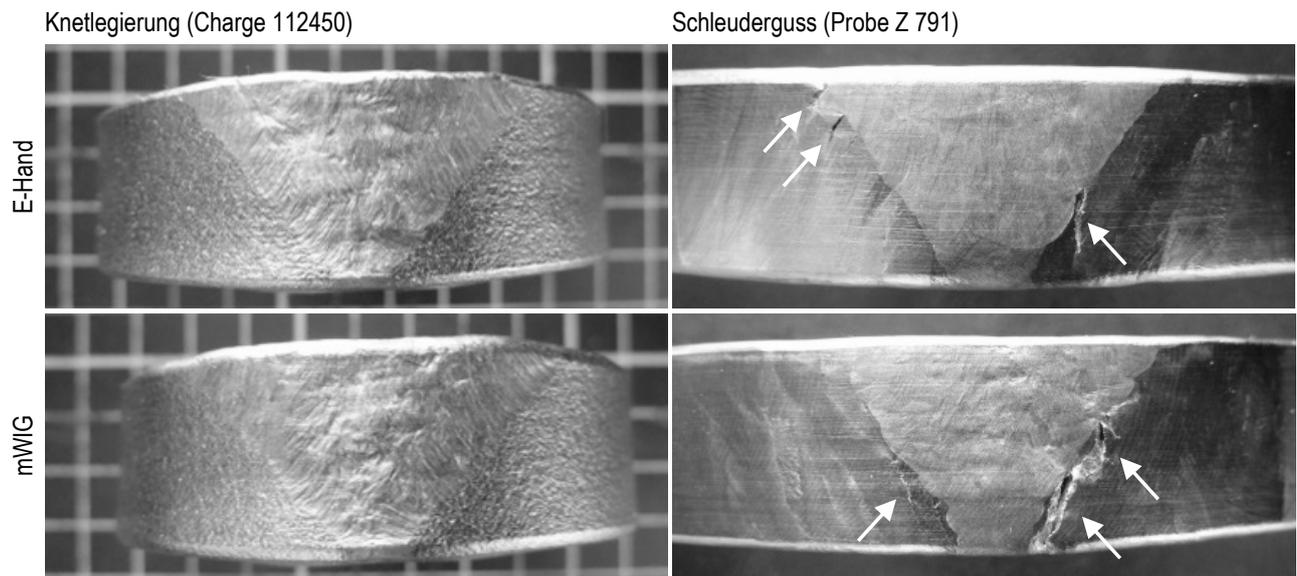


Bild 56: Gegenüberstellung ausgewählter Seitenbiegeproben (SBB) aus den manuellen Schweißnähten an Knetwerkstoff und Schleuderguss aus alloy 59

Tabelle 20: Ergebnisse der Seitenbiegeprüfung (SBB) an den manuellen Schweißnähten an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 und alloy 625.

Ni-Basislegierung	Halbzeugart		Biegewinkel [°]				Rissort			
			E-Hand		mWIG		E-Hand		mWIG	
			1	2	1	2	1	2	1	2
alloy 59	Knetlegierung	Charge 112450	180°	180°	180°	180°	-	-	-	-
	Sandformguss	Probe Z 028	95°	180°	30°	35°	WEZ	-	WEZ	WEZ
	Schleuderguss	Probe Z 791	35°	35°	30°	35°	WEZ	WEZ	WEZ	WEZ
alloy 625	Knetlegierung	Charge 126224	180°	180°	130°	180°	-	-	SG	-
	Sandformguss	Charge 6237	45°	40°	130°	55°	WEZ	WEZ	WEZ	WEZ
	Schleuderguss	Probe N26625	155°	115°	110°	125°	WEZ	WEZ	WEZ	WEZ

6.4.4.2 Querzugprüfung

Für eine Querzugprüfung bei RT in Anlehnung an DIN EN ISO 4136 [94] wurden nur aus den E-Hand- und mWIG-Schweißnähten am Schleuderguss aus alloy 59 sowie den Schweißverbindungen am äquivalenten Knetmaterial jeweils zwei Flachzugproben entnommen. Bei der Probenentnahme (Abmessungen in Tabelle 21) erfolgte zunächst das probenebene Abfräsen der Decklage. Anschließend wurde die Wurzellagenseite auf das Endmaß von 10 mm Probendicke abgearbeitet. Im Zugversuch wurden die Zugfestigkeit R_m , die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A bestimmt.

Tabelle 21: Abmessungen der Flachzugproben aus den E-Hand- und mWIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 4136 [94].

Gesamtlänge	Kopfbreite	Probendicke	Breite der parallelen Länge	Parallele Länge	Radius der Hohlkehle
160 mm	37 mm	10 mm	25 mm	85 mm	20 mm

Im Querzugversuch erfolgte das Probenversagen der Gussverbindungen durchgängig in der rissbehafteten WEZ der Schweißnähte, siehe Bild 57. Wie bei der Zugprüfung des Schleuderguss im AP 1 (vgl. Bild 25 in Abschnitt 6.1) traten auf der Probenoberfläche außerhalb des Bruchortes zahlreiche Risse auf. Alle Zugproben aus den Schweißnähten am Knetmaterial versagten im unbeeinflussten Grundwerkstoff.

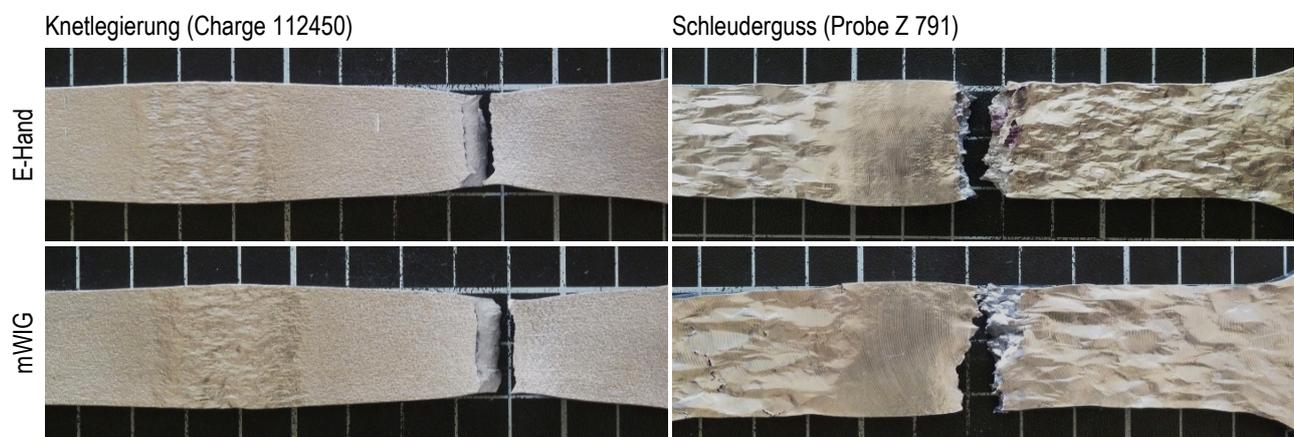


Bild 57: Gegenüberstellung der Querzugproben aus den manuellen Schweißnähten an alloy 59 mit Bruchort im GW (Knetlegierung) und der rissbehafteten WEZ (Schleuderguss).

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 22 aufgeführt. Die erreichten Zugfestigkeiten der Schweißnähte am Gussmaterial liegen durch das vorzeitige Versagen in der rissbehafteten WEZ unter den für den unbeeinflussten Gusswerkstoff im AP 1 ermittelten Festigkeiten (vgl. Tabelle 11 in Abschnitt 6.1). Die Zugproben aus den Schweißnähten am Knetmaterial erzielten durchgängig Festigkeitswerte (R_m , $R_{p0,2}$), wie sie für den Grundwerkstoff im Herstellerprüfzeugnis angegeben werden (vgl. Tabelle 11).

Tabelle 22: Ergebnisse der Querzugversuche an den manuellen Schweißverbindungen (E-Hand, mWIG) am Schleuderguss- und Knetmaterial aus alloy 59.

Ni-Basislegierung	Halbzeugart	Probe	E-Hand-Schweißnaht			WIG-Schweißnaht		
			R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]
alloy 59	Schleuderguss (Probe Z 791)	1	495	323	21	436	316	15
		2	489	318	23	498	309	26
		MW	492	320	22	467	312	20
	Knetwerkstoff (Charge 126224)	1	366	774	33	-	-	-
		2	398	776	37	402	754	37
		MW	382	775	35	402	754	37

6.4.4.3 Kerbschlagbiegeprüfung

Die Zähigkeitsprüfung der manuellen Schweißnähte erfolgte im Kerbschlagbiegeversuch bei Raumtemperatur (RT) nach DIN EN ISO 148-1 [79] durch die Ermittlung der beim Bruch verbrauchten Schlagenergie KV_2 . Aus den Schweißnähten an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 625 wurden entsprechend der DIN EN ISO 9016 [78] jeweils zwei Kerbschlagproben der Art VHT 0/1 (Kerblage an der Schmelzlinie) entnommen, um den Einfluss der rissbehafteten WEZ für die Schweißverbindungen an den Gusswerkstoffen zu ermitteln. Außerdem wurde für alle manuellen Schweißnähte die verbrauchte Schlagenergie im Schweißgut an Proben der Art VWT 0/1 bestimmt. Die Probenabmessungen sind in Tabelle 23 aufgeführt.

Tabelle 23: Abmessungen der Kerbschlagproben aus den E-Hand- und manuellen WIG-Schweißverbindungen entsprechend DIN EN ISO 148-1 [79].

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 zusammenfassend in Tabelle 24 dargestellt. Für die Schweißgüter wurden die vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderten Mindestwerte für die verwendeten Stabelektroden von 60 J (E Ni 6059) und 75 J (E Ni 6625) durchgängig erreicht. Der Mindestwert für die verwendeten Schweißstäbe (S Ni 6625, S Ni 6059) von jeweils 120 J wurde von allen mWIG-Schweißnähten an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 625 erzielt und mit 150-166 J deutlich übertroffen. Die mWIG-Schweißnähte an den Guss- und Knetmaterialien aus alloy 59 erreichten den geforderten Mindestwert dagegen nicht. Die Ursache liegt vermutlich in den hohen eingebrachten Streckenenergien beim manuellen WIG-Schweißen (vgl. Abschnitt 6.4.1), die den für das Knetmaterial empfohlenen Grenzwert von 8 kJ/cm zum Teil deutlich überstiegen.

Die Proben mit Kerblage an der Schmelzlinie erzielten für die Schweißnähte am Knetmaterial aus alloy 625 mit 140-148 J die im Prüfzeugnis für den unbeeinflussten Grundwerkstoff angegebenen Werte (vgl. Tabelle 5 in Abschnitt 5.1). Für den verschweißten Sand-

form- und Schleuderguss aus alloy 625 wurden aufgrund fehlender Herstellerangaben zusätzlich Referenzwerte am unbeeinflussten Grundwerkstoff an jeweils 2 Proben ermittelt. Der Schleuderguss erreichte Schlagenergien von 84 und 74 J. Deutlich geringere Werte von 43 und 18 J wurden für den Sandformguss erzielt. In der rissbehafteten WEZ der Schweißnähte an den Gussmaterialien fallen die Kerbschlagwerte für beide Gussmaterialien aus alloy 625 deutlich ab (siehe Tabelle 24).

Tabelle 24: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung der E-Hand- und mWIG-Schweißnähte (Kerblage im Schweißgut) an Guss- und Knetmaterial aus alloy 59 und alloy 625.

Ni-Basislegierung	Halbzeugart	Probenart	verbrauchte Schlagenergie KV ₂ [J]						
			E-Hand			mWIG			
			1	2	MW	1	2	MW	
alloy 625	Knetlegierung	Charge 126224	VWT 0/1 (Schweißgut)	77	87	82	151	150	151
	Sandformguss	Charge 6237		89	86	88	155	153	154
	Schleuderguss	Probe N26625		94	92	93	166	153	160
	Knetlegierung	Charge 126224	VHT 0/1 (Schmelzlinie)	148	140	144	145	146	146
	Sandformguss	Charge 6237		18	18	18	15	18	17
	Schleuderguss	Probe N26625		52	52	52	42	33	38
alloy 59	Knetlegierung	Charge 112450	VWT 0/1 (Schweißgut)	66	60	63	102	99	101
	Sandformguss	Probe Z 028		66	70	68	106	116	111
	Schleuderguss	Probe Z 791		75	79	77	112	99	106

6.5 Zwischenauswertung/Werkstoffauswahl für weitere Arbeitspunkte

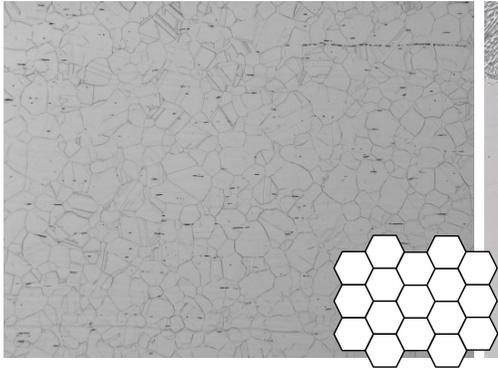
Auf Basis der im Rahmen des AP 4 erzielten Ergebnisse wurde festgestellt, dass die Ni-Basis-Gusswerkstoffe mit den konventionellen manuellen Schweißtechnologien (E-Hand- und manuelles WIG-Schweißen) nicht rissfrei zu verschweißen sind. Mit den untersuchten Fertigungsbedingungen, wie sie vielfach für das Schweißen der Ni-Basis-Knetwerkstoffe Verwendung finden, konnten keine qualitätsgerechten Schweißnähte an den Gussmaterialien erzeugt werden, da insbesondere das thermisch beeinflusste Gussgefüge in der schmelzliniennahen Wärmeeinflusszone (WEZ) stark zum Auftreten von Heißrissen in Form von Wiederaufschmelzrissen (WAR) neigt. Eine einfache Übertragbarkeit der von den Herstellern für die Knetwerkstoffe empfohlenen Parameter (Wärmeeintrag, Zwischenlagentemperatur etc.), mit denen die gewalzten Blechmaterialien rissfrei verschweißt werden können, ist somit für eine qualitätsgerechte Verarbeitung der Ni-Basis-Gussmaterialien nicht zweckmäßig.

Als wesentliche Bedingungen für das Auftreten von Heißrissen beim Schweißen werden in der Literatur [17] genannt:

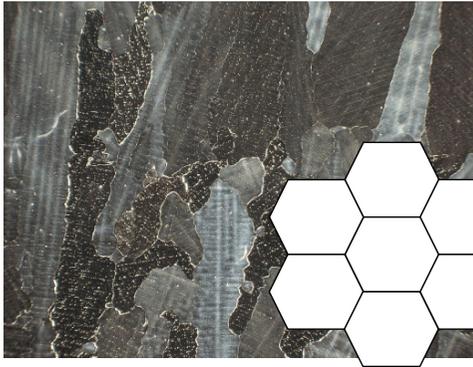
- Vorhandensein von *niedrigschmelzenden Phasen* (z. B. in Verbindung mit S, P, Si), *Mikroseigerungen* (z. B. von Mo oder C) oder *Ausscheidungen* (z. B. Karbide, Nitride, intermetallische Phasen) im Korngrenzenbereich,
- Auftreten von *Zugspannungen* während der Erstarrung und Abkühlung und
- Vorliegen einer *grobkörnigen oder grobdendritischen Gefügestruktur*.

Auf Basis dieser allgemeinen Überlegungen konnten anhand der im Rahmen der Arbeitspunkte 1 bis 4 erzielten Ergebnisse grundlegende Ursachen für die aufgezeigte hohe Heißrissneigung der Ni-Basis-Gussmaterialien im Vergleich zu den äquivalenten Knetwerkstoffen abgeleitet werden. Dies ist schematisch in Bild 58 zusammengefasst. Die Werkstoffcharakterisierung im AP 1 zeigte das herstellungsbedingt wesentlich gröbere Gefüge der Sandform- und Schleudergussmaterialien im Gegensatz zu dem feinkörnigen Umformgefüge der gewalzten Blechwerkstoffe. Das dendritische Gussgefüge der untersuchten Ni-Basislegierungen ist durch die lokale Anreicherung einzelner Legierungselemente (z. B. Mikroseigerungen von Molybdän) und durch inter- und intragranulare Ausscheidungen, vor allem in Form von Karbiden und Karbonitriden, gekennzeichnet. Die sehr grobe Kornstruktur hat eine geringe Korngrenzenfläche im Gussgefüge zur Folge, so dass schmelzflüssige Phasen die Korngrenzen bis in einiger Entfernung zur Schmelzlinie benetzen bzw. sich hohe Konzentrationen rissauslösender Phasen an den Korngrenzen ansammeln können. Sowohl bei der PVR-Heißrissprüfung (AP 2) als auch in den E-Hand- und WIG-Schweißnähten (AP 4) führte dies zu zahlreichen Heißrissen im thermisch beeinflussten Gussgefüge und zu zum Teil sehr großen Risslängen von mehreren Millimetern. Korngrenzentrümpelpunkte, die einem Rissfortschritt in der WEZ entgegen wirken können, sind im Gegensatz zu den Knetmaterialien im grobkörnigen Gussgefüge kaum vorhanden. Im Rahmen von Heißzugversuchen (AP 3) konnte der Mechanismus der Bildung schmelzflüssiger Korngrenzenfilme im Hochtemperaturbereich der WEZ exemplarisch an Guss- und Knetmaterial der Ni-Basislegierung alloy 625 aufgezeigt werden. Entlang Nb-haltiger Karbide kommt es in dieser Legierung zu Aufschmelzungen in einem kritischen Temperaturintervall (BTR), das aufgrund der weit zahlreicheren Karbidausscheidungen für das untersuchte Gussmaterial fast dreimal so breit ist wie das des Knetwerkstoffes. In einer breiten risskritischen Zone der WEZ kommt es daher beim Schweißen zu massiv mit flüssigen Phasen benetzten Korngrenzen, die in Folge der aus dem Schweißprozess resultierenden Schrumpfspannungen und Dehnungen aufreißen.

AP 1: Charakterisierung der Ni-Basis-Guss- und Knetwerkstoffe

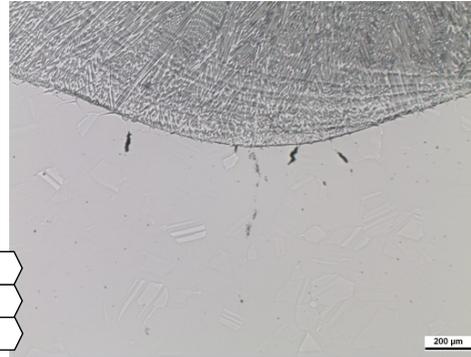


feinkörniges Gefüge der Ni-Basis-Knetwerkstoffe



sehr grobkörniges Gefüge der Ni-Basis-Gusswerkstoffe

AP 2: PVR-Heißrissprüfung

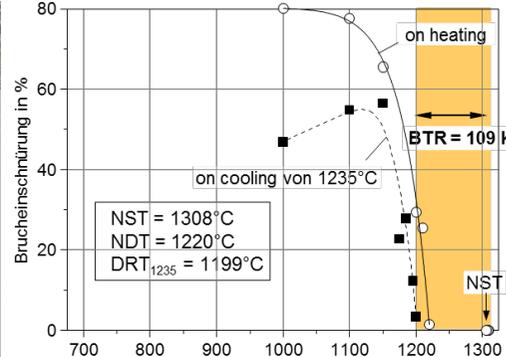


Wiederaufschmelzrisse (WAR) mit **geringen Risslängen**

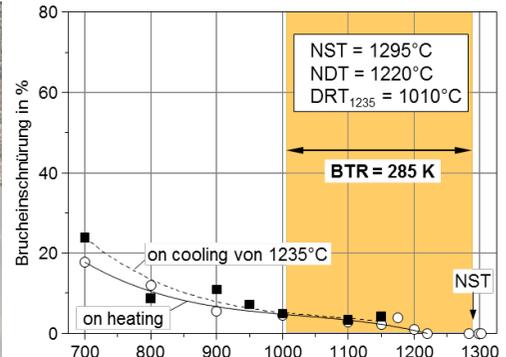


Wiederaufschmelzrisse (WAR) mit zum Teil **sehr großen Risslängen**

AP 3: BTR-Ermittlung im Heißzugversuch

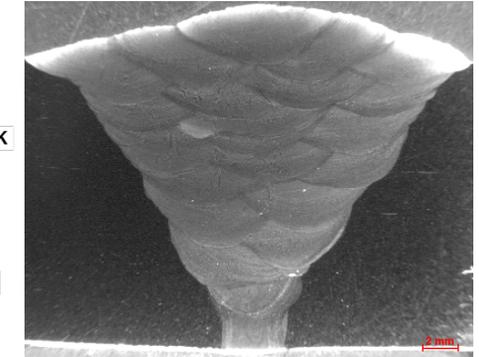


schmales heißrisskritisches Temperaturintervall (BTR)

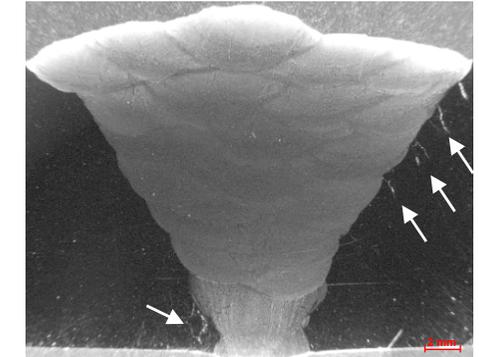


sehr breites heißrisskritisches Temperaturintervall (BTR)

AP 4: Schweißversuche mit manuellen Standardverfahren (E-Hand, mWIG)



heißrissfreie Schweißnähte



zahlreiche Heißrisse in der Wärmeinflusszone (WEZ) der Schweißnähte

Bild 58: Zusammenfassung der im Rahmen der Arbeitspunkte 1 bis 4 erzielten Forschungsergebnisse zu den Ursachen für das unterschiedliche Heißrissaufreten beim Schweißen der Ni-Basis-Guss- und Knetwerkstoffe.

6.6 Schweißuntersuchungen mit speziellen Schweißtechnologien (vollmechanisiertes WIG- und Elektronenstrahlschweißen)

6.6.1 Untersuchungen zum vollmechanisierten WIG-Schweißen (vWIG)

6.6.1.1 Versuchsplan und -durchführung

Mit dem vollmechanisierten WIG-Prozess wurden Schweißverbindungen an Schleuderguss aus alloy 59 und alloy 617 hergestellt. Die Gussmaterialien standen als Rohrsegmente und Rohrabschnitte mit einheitlicher Wanddicke von 16 mm zur Verfügung, so dass Längs- und Rundnähte in PA-Position realisiert wurden, siehe Bild 60. Die Zugabe von artgleichem Schweißzusatz erfolgte mit vorlaufender Kaltdrahtzufuhr. Es wurde eine Wolframelektrode vom Typ WC 20 mit einem Elektrodendurchmesser von 4 mm verwendet. Die schmale Schweißfuge, die sich bei Flankenwinkeln $\leq 15^\circ$ ergibt, machte das Schweißen mit einem Stickout von bis zu 18 mm erforderlich. Dennoch wurde auch in den unteren Lagen eine ausreichende Schutzgasabdeckung mit einer konventionellen Gaskappe (\varnothing 23 mm) erzielt. Für die Rohrsegmente wurde eine Haltevorrichtung gebaut, die eine Fixierung der Proben ermöglichte. Die Rohrabschnitte wurden mittels WIG-Lichtbogen ohne Schweißzusatz an vier Stellen über den Rohrumfang geheftet und in einem Drehautomat mit Dreibackenfutter zentriert. Der Wurzelschutz wurde beim Schweißen der Rohrsegmente über eine Kupferschiene gewährleistet, bei den Rundnähten wurde ein Formiergaszylinder verwendet. Die Formierung der Wurzelseite mit Argon 4.6 erfolgte durchgängig während der gesamten Schweißnahtfertigung. Die Einhaltung der Zwischenschichttemperatur beim Schweißen wurde mittels Anlegethermometer mittig auf der Schweißraupe kontrolliert. Außerdem wurden die Temperatur-Zeit-Verläufe mittels Thermoelementen (Typ K) in einem Abstand von 5 und 50 mm zur Nahtflanke aufgenommen.

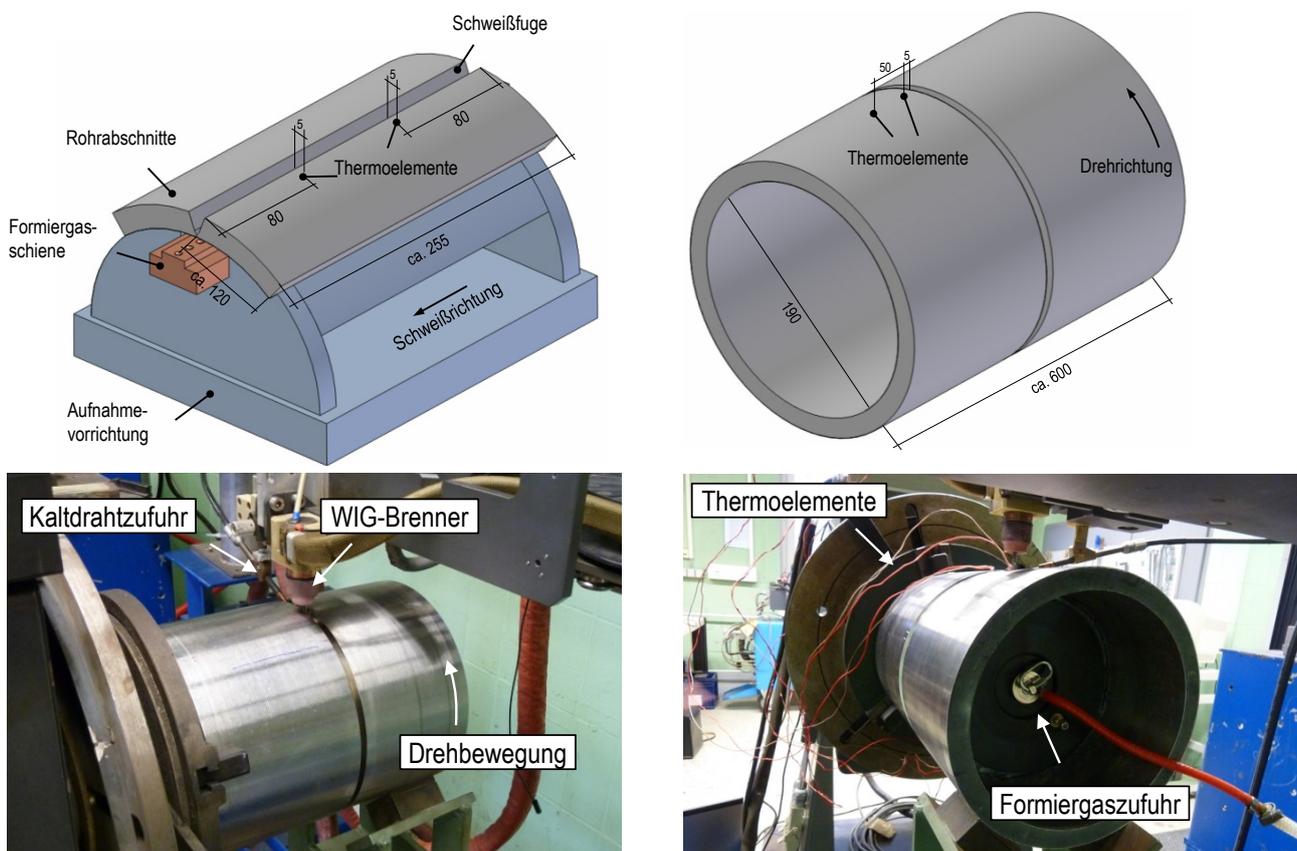


Bild 60: Versuchsanordnung für das vWIG-Schweißen von Längs- und Rundnähten am Rohr (schematisch) und Versuchsaufbau am IWF, Universität Magdeburg.

Für das vollmechanisierte WIG-Schweißen wurde auf Basis der Festlegungen im AP 5 die Impulslichtbogentechnik eingesetzt. Im Vergleich zum ungepulsten WIG-Schweißen werden beim WIG-Impulslichtbogenschweißen geringere Spitzentemperaturen erreicht, was ein verringertes Wärmeeinbringen und eine bessere Schmelzbadbeherrschung beim Schweißen sowie einen verringerten Verzug ermöglicht [95]. Das WIG-Impulslichtbogenschweißen lässt sich durch die Parameter Impulsstrom I_P und Grundstrom I_G sowie Impulszeit t_P und Grundzeit t_G beschreiben. Wichtigster Faktor beim niederfrequenten Impulslichtbogenschweißen ist der Impulsstrom. Über diesen werden die Schmelzbadgröße, das Einbrandprofil, die radiale Ausdehnung des Lichtbogens und der Lichtbogendruck beeinflusst. [95–97]

Einige Verfahrensvorteile des WIG-Impulslichtbogenschweißens im Vergleich zum ungepulsten WIG-Schweißen sind:

- die Begrenzung der Schmelzbadgröße,
- der geringere Energieeintrag,
- eine schmalere WEZ,
- das bessere Tiefen-Breiten-Verhältnis bei größeren Wanddicken,
- eine gleichmäßigere Wurzel Ausbildung sowie bessere Durchschweißung,
- die bessere Zwangslageneignung,
- der geringe Verzug der Werkstücke,
- bessere mechanische Eigenschaften,
- eine geringere Heißrissanfälligkeit als auch
- eine bessere Spaltüberbrückbarkeit. [97–99]

Dem gegenüber stehen aber auch Nachteile, wie:

- die Erhöhung der Anzahl an Prozessparametern, die für jeden Werkstoff und dessen Materialdicke und Nahtform spezifisch bestimmt werden müssen,
- die teurere Anlagentechnik und
- eine verringerte Schweißgeschwindigkeit. [98]

Neben dem Einsatz der Impulslichtbogentechnik wurden folgende weitere technologische Maßnahmen zur Heißrissvermeidung im Rahmen des vollmechanisierten WIG-Schweißens der Gusswerkstoffe umgesetzt:

- Reduzierung des Flankenwinkels,
- Variation des Kaltdrahtdurchmessers,
- Absenken der Zwischenlagentemperatur.

Ausgehend von der V-Nahtvorbereitung mit einem 35° Flankenwinkel für die manuellen Schweißprozesse (E-Hand, mWIG) im AP 4 wurde die Fugengeometrie für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Gusswerkstoffe durch eine zunehmende Verringerung des Flankenwinkels bis auf 3° (Engspaltnaht) angepasst, siehe Bild 61. Ziel war eine deutliche Verringerung des schrumpfenden Schweißgutvolumens und damit eine Reduzierung der Dehnungen in der Wärmeeinflusszone beim Schweißen der Gusswerkstoffe. Für jede Fugengeometrie wurde eine Optimierung der Schweißparameter und des Lagenaufbaus

zunächst an den äquivalenten Knetwerkstoffen aus alloy 59 und alloy 617 durchgeführt. Die Parameter wurden anschließend auf das Längs- und Rundnahtschweißen der Schleudergussmaterialien übertragen. Das Schweißen der Wurzellage erfolgte ebenfalls vollmechanisiert mit dem WIG-Impulslichtbogenschweißen. Auf den mechanisch bearbeiteten Nahtflanken wurden vor dem Schweißen stichprobenartig Härtemessungen durchgeführt, um eine unzulässige Aufhärtung infolge Kaltverfestigung beim Herstellen der Fugengeometrie auszuschließen. Es wurden maximale Härtewerte von 238 HV 10 gemessen.

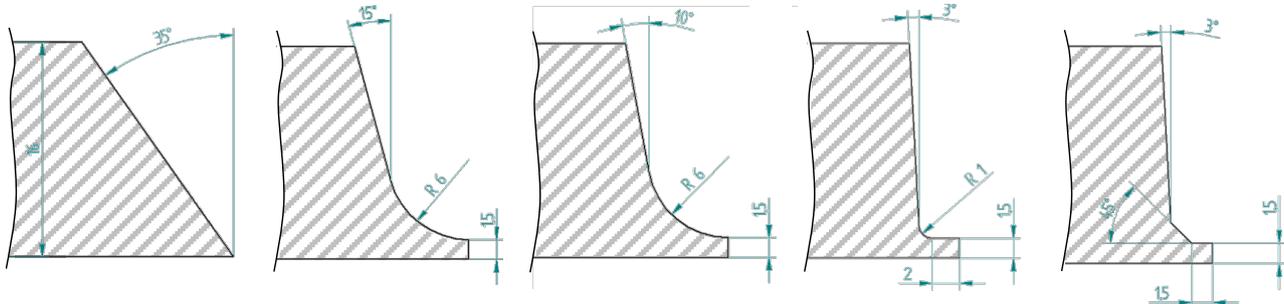


Bild 61: Untersuchte Fugengeometrien für das vollmechanisierte WIG-Schweißen.

Untersuchungen zur Variation des Kaltdrahtdurchmessers beim vWIG-Schweißen wurden am Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 mit dem artgleichen Schweißzusatz S Ni 6617 in einem Drahtdurchmesser von $\varnothing 0,8$ und $1,2$ mm durchgeführt. Die Schweißversuche erfolgten als Längsnähte an Rohrsegmenten mit einem einheitlichen Flankenwinkel von 3° und einer maximalen Zwischenlagentemperatur von 90°C .

Der Einfluss der Zwischenlagentemperatur auf das Heißrissaufreten wurde anhand von Schweißversuchen am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 untersucht. Die Zwischenlagentemperatur wurde von max. 120°C auf nur noch 50°C abgesenkt. Die Schweißversuche erfolgten ebenfalls als Längsnähte an Rohrsegmenten mit einem einheitlichen Flankenwinkel von 3° und einem Kaltdrahtdurchmesser von $\varnothing 1,2$ mm.

Die gewählten Randbedingungen für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Gussmaterialien sind in Tabelle 25 im Vergleich zum manuellen WIG-Prozess im AP 4 (vgl. Abschnitt 6.4) zusammenfassend dargestellt. Die Auswertung der Schweißungen erfolgte insbesondere hinsichtlich des Heißrissauftretens und einer zuverlässigen Flankenabbindeung anhand mehrerer entnommener Nahtquerschliffe.

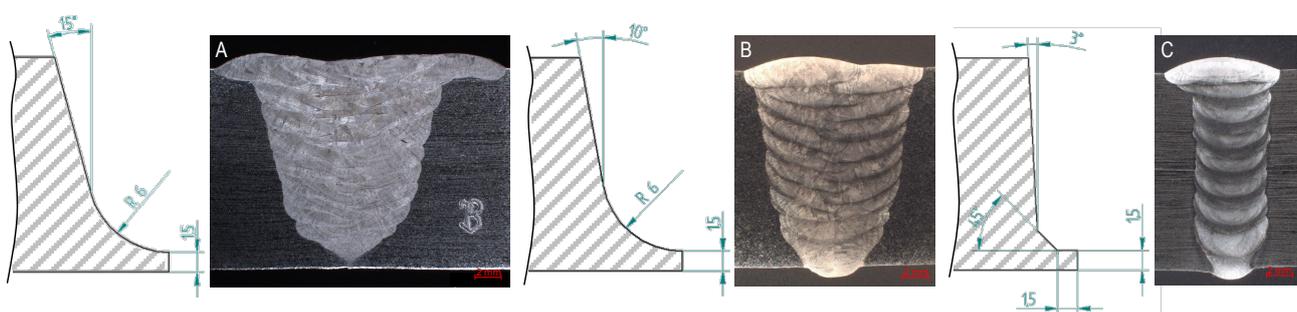
Tabelle 25: Randbedingungen für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Gussmaterialien im Vergleich zum manuellen WIG-Schweißen im Arbeitspunkt 4.

Parameter	vollmechanisiertes WIG-Schweißen	manuelles WIG-Schweißen
Stromverlauf	Impulslichtbogentechnik ($f_p = 2,5$ Hz)	ungepulst
Schweißposition	PA	PA
Fugengeometrie	U-Naht (Flankenwinkel $\leq 15^\circ$)	V-Naht (Flankenwinkel 35°)
Spaltbreite	Nullspalt	2,4 mm
Schweißzusatz	S Ni 6617, $\varnothing 0,8/1,2$ mm (alloy 617) S Ni 6059, $\varnothing 1,2$ mm (alloy 59)	Schweißstäbe ($\varnothing 2,4$ mm), artgleich
Schutzgas	98 % Ar, 2% H ₂	Argon 4.6
max. Zwischenlagentemperatur	90°C (alloy 617) 50 und 120°C (alloy 59)	$\leq 150^\circ\text{C}$ (alloy 59) $\leq 100^\circ\text{C}$ (alloy 625)
Wurzelschutzgas	Argon 4.6 (5 l/min)	Argon 4.6 (5 l/min)

6.6.1.2 Reduzierung des Flankenwinkels

Die beim Schweißen eingebrachten Dehnungen bzw. Dehnraten infolge von Schrumpfsreaktionen haben einen großen Einfluss auf die Höhe der thermo-mechanischen Belastungen in der Wärmeeinflusszone und damit auf die Heißrissneigung. Im Rahmen der Schweißversuche zum vWIG-Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe wurde daher eine Fugengeometrie mit möglichst geringem Flankenwinkel angestrebt, um eine deutliche Verringerung des schrumpfenden Schweißgutvolumens zu erzielen und so das Heißrissaufreten im wärmebeeinflussten Gussgefüge zu vermeiden.

Eine Reduzierung des Flankenwinkels beim vollmechanisierten WIG-Schweißen ausgehend V-Naht mit einem 35° Flankenwinkel bis zu einer Engspaltnaht mit einem Flankenwinkel von nur noch 3° wurde zunächst an den gewalzten Blechwerkstoffen (Blechdicke: 16 mm) der Ni-Basislegierungen aus alloy 59 und alloy 617 realisiert. Die Versuche dienten zum einen der Optimierung der Schweißparameter und des Lagenaufbaus für die unterschiedlichen Fugengeometrien (Bild 61). Zum anderen wurden Untersuchungen zum vollmechanisierten WIG-Schweißen der Wurzellage durchgeführt. Da das Schweißen am Schleudergussrohr nur eine einseitige Zugänglichkeit erlaubt, stellte die Ausbildung einer qualitätsgerechten Wurzellage eine notwendige Voraussetzung für die Übertragbarkeit der Parameter auf das Gussmaterial dar. Positive Effekte hinsichtlich einer sicheren Durchschweißung und guten Flankenerfassung konnten vor allem durch den Einsatz der Impulslichtbogentechnik und die Verwendung eines wasserstoffhaltigen Schutzgases (98 % Ar, 2 % H₂) beobachtet werden. Gleiches gilt für die Erfassung der Nahtflanken beim Schweißen der Fülllagen bei verringertem Flankenwinkel. Für alle Fugengeometrien konnten an den Knetmaterialien optimierte Schweißparameter ermittelt werden. Bild 62 zeigt verschiedene Stufen der Parameteroptimierung bei unterschiedlicher Fugengeometrie. Es konnte nachgewiesen werden, dass durch eine Reduzierung des Flankenwinkels eine signifikante Verringerung der zu schweißenden Raupen- und Lagenanzahl und damit des schrumpfenden Schweißgutvolumens erzielt werden kann. Ein weiterer Effekt des verringerten Flankenwinkels ist die Veränderung der Nahtgeometrie. Bei einem Flankenwinkel von 3° entsteht eine sehr schmale Verbindungsnaht in Einraupentechnik mit fast parallel ausgerichteten Schmelzlinien (Bild 62, rechts). Bei der metallographischen Auswertung der Schweißnähte an den Knetmaterialien wurden in keinem der entnommenen Querschliffe Heißrisse im Schweißgut oder der WEZ des Grundwerkstoffes festgestellt.



Querschliff	Flankenwinkel	Anzahl Lagen/Raupen	Schweißgutfläche im Querschliff [mm ²]	Ausrichtung der Schmelzlinie zur Blechdicke
A	15° Flankenwinkel	23/10	224	ca. 13°
B	10° Flankenwinkel	19/10	196	ca. 9°
C	3° Flankenwinkel	8/8	112	fast parallel

Bild 62: Optimierung der Fugengeometrie (Reduzierung des Flankenwinkels) anhand der Knetlegierungen aus alloy 617 (A, C) und alloy 59 (B)

Die für unterschiedliche Fugengeometrien am Knetmaterial optimierten Parameter wurden auf das Schweißen am Schleudergussrohr aus alloy 617 übertragen. Es wurden Rundnähte mit einem Flankenwinkel von 15° und 3° gefertigt und hinsichtlich der Nahtausbildung und dem Auftreten von Nahtunregelmäßigkeiten (insbesondere dem Heißrissaufreten) gegenübergestellt. Die Schweißparameter sind in Tabelle 26 aufgeführt.

Tabelle 26: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Flankenwinkels (Rundnaht an Rohrabschnitten).

Fugengeometrie	U [V]	Verhältnis I_p/I_G	v_{Dr} [mm/min]	v_s [mm/min]	E_m [kJ/cm]	$\sum E_m$ [kJ/cm]
15° Flankenwinkel	11	1,3-1,5	750-1500	14-30	3,7-6,6	123,8
3° Flankenwinkel	11	1,3-1,5	750-1250	15-20	5,2-6,9	57,1

Bild 63 zeigt die vWIG-Schweißnähte am Schleudergussrohr aus alloy 617 im Querschliff. Für beide Fugengeometrien wurde ein regelmäßiger Nahtaufbau mit einem gleichmäßigen Flankeneinbrand realisiert. Bindefehler wurden nicht festgestellt. Im Wurzelbereich konnte ein sicheres Durchschweißen mit einer leicht gewölbten Wurzelausbildung auf der Rohrin-nenseite erzielt werden. Bei einem Flankenwinkel von 15° wurden in beiden entnommenen Querschliffen Heißrisse in der WEZ des Gussgefüges festgestellt. Der Ort des Rissauf-tretens ist exemplarisch in Bild 63 (links, Punkte) dargestellt. Die Risse vom Typ WAR traten vor allem unterhalb der breiter ausgeführten Decklage auf, aber auch beidseitig entlang der Schmelzlinien (Bild 63, rechts). Parallel zur Rohrwanddicke ausgerichtete Stängelkristalle wurden hier von der Schmelzlinie geschnitten, und es kam entlang der senkrecht ver-laufenden Korngrenzen zur Rissbildung. Risse im Schweißgut wurden nicht festgestellt.

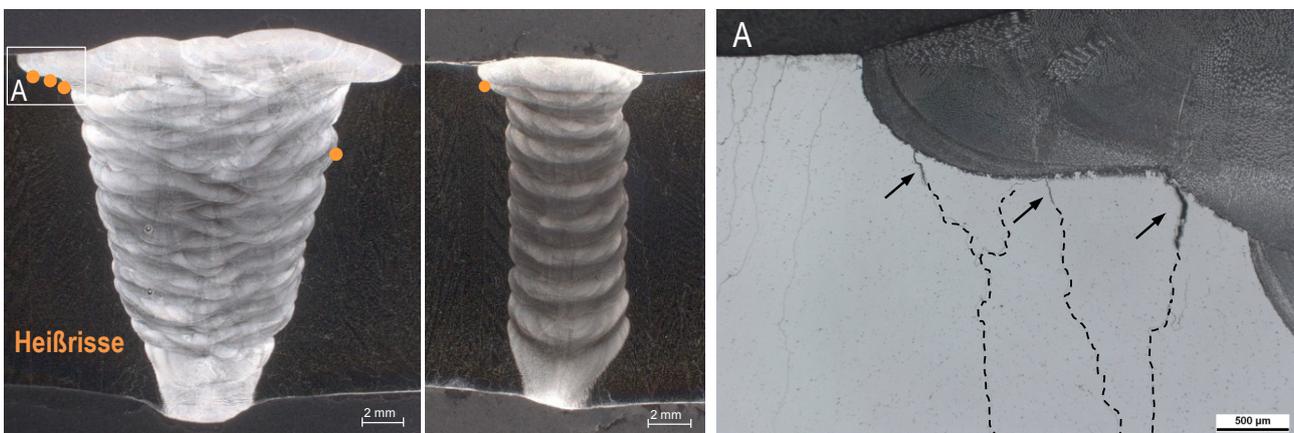


Bild 63: vWIG-Schweißnähte am Schleudergussrohr aus alloy 617 mit einem Flankenwinkel von 15° (links) und 3° (Mitte) sowie Detailaufnahme (A) mit charakteristischer Lage der Heißrisse entlang der Korngrenzen unterhalb des Decklagenschweißgutes.

Bei einem auf 3° verringerten Flankenwinkel wurde eine schmale Schweißnaht mit einer deutlich verringerten Raupenanzahl realisiert. Das Schweißgutvolumen konnte so um ca. 50 % verringert werden, siehe Tabelle 27. In den entnommenen Nahtquerschliffen wurde nur ein einzelner Heißriss nachgewiesen. Es handelt sich um einen WAR im wärmebeeinflussten Gussgefüge, der im risskritischen Bereich unterhalb der etwas außermittig ausgeführten Decklagenraupe auftrat (Bild 63, Mitte). Durch die fast parallele Nahtgeometrie wurden über die Rohrwanddicke weniger Korngrenzen des stängeligen Schleudergussgefüges durch die Schmelzlinie geschnitten, so dass es zu einer geringeren Heißrissbildung in dieser Schweißnaht kam. Die Ergebnisse der metallographischen Auswertung beider Rundnähte sind in Tabelle 27 dargestellt.

Tabelle 27: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissaufretens beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Flankenwinkels (Rundnaht an Rohrabschnitten).

Fugengeometrie	Anzahl Lagen/Raupen	Schweißgutfläche im Querschliff [mm ²]	Anzahl Querschliffe	Gesamtanzahl Heißrisse	Gesamtrisslänge [mm]
15° Flankenwinkel	11/28	199	2	8	2,43
3° Flankenwinkel	10/10	99	2	1	0,23

6.6.1.3 Variation des Kaltdrahtdurchmessers

Die im vorhergehenden Abschnitt dargestellte Optimierung des Lagenaufbaus für das vWIG-Impulslichtbogenschweißen bei verringerten Flankenwinkeln erfolgte mit möglichst geringen Streckenenergien, die aber dennoch eine sichere Erfassung der Nahtflanken gewährleisten. Gleichzeitig wurde eine flache Geometrie der Einzelraupen (Breiten-Höhen-Verhältnis > 3:1) angestrebt, um schrumpfbedingte Verformungen in der WEZ zu reduzieren. Eine weitere Verringerung des Wärmeeintrages durch ein Absenken der WIG-Schweißparameter bzw. die Realisierung sehr flacher Einzelraupen kann über die Verwendung eines geringeren Kaltdrahtdurchmessers erfolgen. Dies wurde anhand des Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 mit dem artgleichen Schweißzusatz S Ni 6617 mit einem Drahtdurchmesser von Ø 0,8 und 1,2 mm vergleichend untersucht. Die Schweißversuche erfolgten als Längsnähte an Rohrsegmenten bei einem 3° Flankenwinkel und einer maximalen Zwischenlagentemperatur von 90 °C.

Die in Tabelle 28 aufgeführten Schweißparameter zeigen, dass für beide Kaltdrahtdurchmesser vergleichbare mittlere Streckenenergien beim Schweißen bei annähernd gleicher Abschmelzleistung eingebracht wurden. Ein Absenken des Schweißstromes bei geringem Kaltdrahtdurchmesser (Ø 0,8 mm) konnte nicht realisiert werden. In Vorversuchen zur Parameterfindung kam es bei zu geringen Streckenenergien und Drahtvorschubgeschwindigkeiten zu massiven Flankenbindefehlern im Engspalt. Ein Ansatz, der aufgrund des begrenztes Versuchsmaterials, nicht weiterverfolgt werden konnte, ist eine entsprechende Anpassung des Lagenaufbaus (2 Raupen je Lage) bei breiterer Fugengeometrie, um die Vorteile des geringeren Kaltdrahtdurchmesser hinsichtlich des Wärmeeintrages beim Schweißen der Gusswerkstoffe umsetzen zu können.

Tabelle 28: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Längsnaht an Rohrsegmenten).

Kaltdraht-durchmesser	U [V]	Verhältnis I_p/I_G	v_{Dr} [mm/min]	v_s [mm/min]	Abschmelz-leistung [kg/h]	E_m [kJ/cm]	$\sum E_m$ [kJ/cm]
S Ni 6617 (Ø 0,8 mm)	11-11,5	1,5-1,8	1000-2000	15	0,3-0,5	4,6-5,8	65,8
S Ni 6617 (Ø 1,2 mm)	11-12	1,4-1,6	750-1000	15	0,4-0,6	4,6-6,4	69,1

In einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke wurden bei beiden Schweißversuchen die Temperatur-Zeit-Verläufe in der WEZ aufgenommen und vergleichend gegenübergestellt, siehe Bild 64. Beim Schweißen mit einem Kaltdrahtdurchmesser von Ø 1,2 mm wurden ab der 5. Fülllage höhere Spitzentemperaturen (bis zu 100 K) in der WEZ erzielt.

Bild 65 zeigt Makroaufnahmen der Schweißnähte im Nahtquerschliff. Beide sind durch einen regelmäßigen Nahtaufbau mit 12 Lagen gekennzeichnet. Bindefehler wurden nicht festgestellt. Die Decklagenraupe ist bei beiden Schweißnähten breit und damit nicht opti-

mal ausgebildet, sodass auf Basis der vorhergehenden Erkenntnisse (vgl. Abschnitt 6.6.1.2) risskritische Bereiche in der WEZ des Gussgefüges unterhalb des Decklagenschweißgutes entstehen. In den jeweils fünf über die Schweißnahtlänge entnommenen Querschliffen traten hier auch in beiden Schweißnähten bevorzugt Heißrisse vom Typ WAR auf. Die Ergebnisse der Rissauswertung sind in Tabelle 29 dargestellt. Die Gesamtrisslänge beträgt 2,96 bzw. 2,54 mm. In Abhängigkeit vom eingesetzten Kaltdrahtdurchmesser ist unter den gegebenen Randbedingungen kein signifikanter Unterschied im Heißrisseauftreten beim Schweißen des Schleuderguss aus alloy 617 festzustellen.

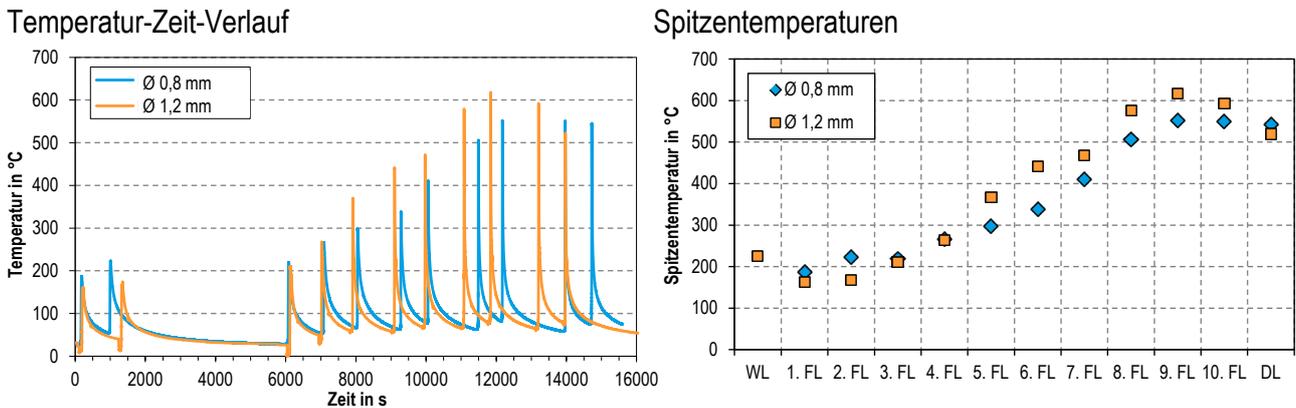


Bild 64: Ergebnisse der Temperaturmessungen in einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke bei Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Ø 0,8 und 1,2 mm).

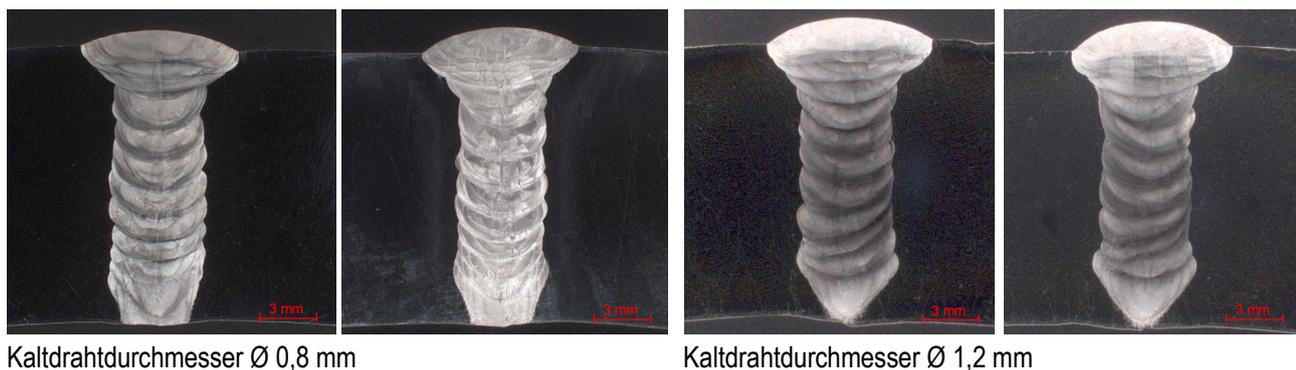


Bild 65: Makroschliffe der vWIG-Schweißnähte am Schleuderguss (Probe Z 524) aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (S Ni 6617).

Tabelle 29: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrisseauftretens beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 mit Variation des Kaltdrahtdurchmessers (Längsnaht an Rohrsegmenten).

Kaltdrahtdurchmesser	Anzahl Lagen/Raupen	Anzahl Querschliffe	Anzahl rissbehafteter Querschliffe	Gesamtanzahl Heißrisse	Gesamtrisslänge [mm]
S Ni 6617 (Ø 0,8 mm)	12/12	5	3	7	2,96
S Ni 6617 (Ø 1,2 mm)	12/12	5	2	4	2,54

6.6.1.4 Absenken der Zwischenlagentemperatur

Als weitere Einflussgröße auf das Heißrisseauftreten beim vWIG-Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe wurde die Zwischenlagentemperatur untersucht. Hierfür wurden Schweiß-

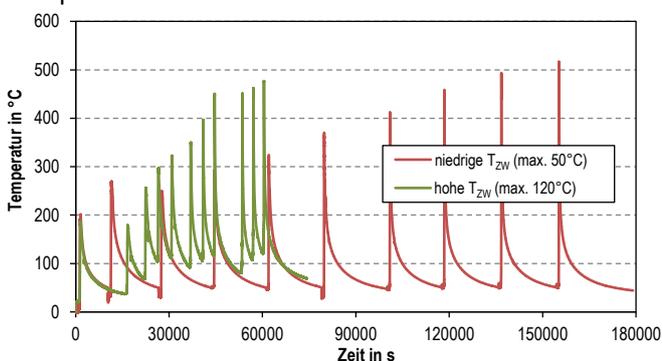
versuche am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 als Längsnähte an Rohrsegmenten durchgeführt. Die im Rahmen des Forschungsprojektes untersuchten Gusswerkstoffe aus alloy 59 zeigten sowohl bei der PVR-Heißrissprüfung (AP 2) als auch bei Einsatz der manuellen Standardschweißverfahren (AP 4) eine besonders hohe Heißrissneigung (vgl. Abschnitt 6.2 und 6.4). Aufgrund dieser Ergebnisse wurde für das vWIG-Schweißen nicht die im Werkstoffdatenblatt der Knetlegierung empfohlene Zwischenlagentemperatur von 150 °C gewählt, sondern eine maximale Temperatur von 120 °C. Im Vergleich wurde eine Schweißnaht bei gleichen Schweißparametern mit einer deutlich abgesenkten Zwischenlagentemperatur von 50 °C gefertigt. Die verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 30 aufgeführt.

Tabelle 30: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 59 mit Variation der Zwischenlagentemperatur (Längsnaht an Rohrsegmenten).

Zwischenlagentemperatur	U [V]	Verhältnis I_p/I_G	v_{Dr} [mm/min]	v_s [mm/min]	E_m [kJ/cm]	$\sum E_m$ [kJ/cm]
max. 120° C	11	1,4-1,6	750-1000	15	4,8-6,4	62,7
max. 50° C	11	1,4-1,6	750-1000	15	4,9-6,4	67,2

Bei beiden Schweißungen wurden die Temperatur-Zeit-Verläufe in der WEZ in einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke aufgenommen, siehe Bild 66. Die geringere Zwischenlagentemperatur führte zu einer deutlich längeren Fertigungszeit. Die beim Schweißen erreichten Spitzentemperaturen in der WEZ sind für beide Schweißnähte dagegen über alle Schweißlagen annähernd gleich.

Temperatur-Zeit-Verlauf



Spitzentemperaturen

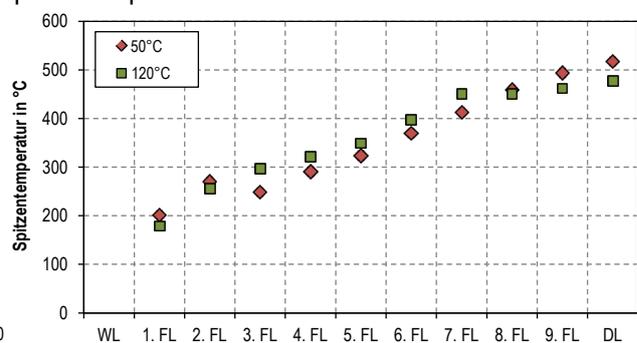
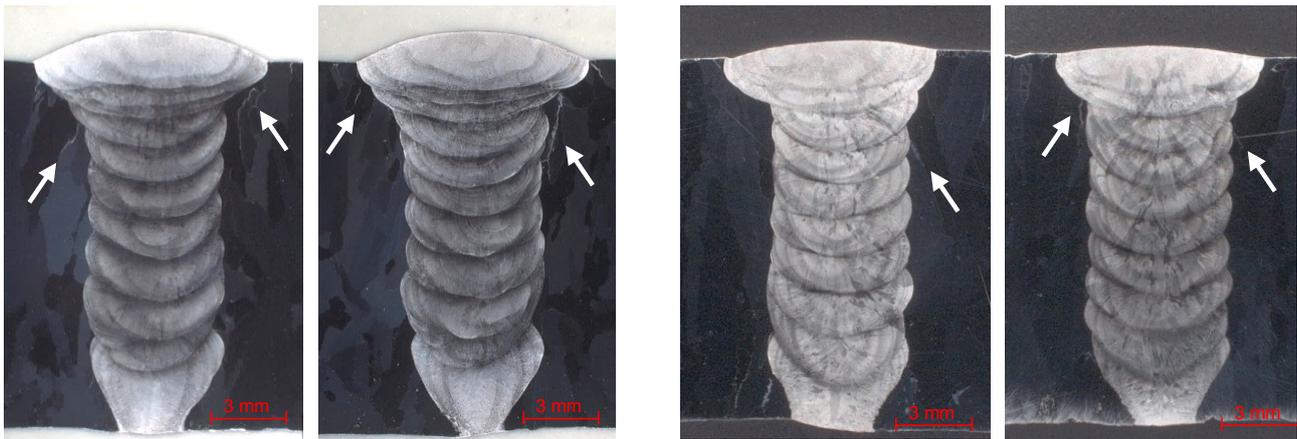


Bild 66: Ergebnisse der Temperaturmessungen in einem Abstand von 5 mm zur Nahtflanke bei Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur (50 °C und 120 °C)

Bild 67 zeigt Makroaufnahmen der Schweißnähte im Nahtquerschliff. Es wurden jeweils fünf Querschliffe über die gesamte Schweißnahtlänge entnommen. Bereits im Makroschliff sind in den dargestellten Aufnahmen beider Schweißungen Heißrisse im Bereich der oberen Fülllagen und unterhalb der Decklage zu erkennen. Die Risse von Typ WAR verlaufen mit zum Teil sehr großen Risslängen von mehreren Millimetern entlang der groben Kornstruktur des Schleuderguss, siehe Bild 68. In allen entnommenen Nahtquerschliffen traten jeweils zahlreiche Heißrisse auf. Wie die Ergebnisse der Rissauswertung in Tabelle 31 zeigen, wurden in beiden Schweißnähten sehr hohe Gesamtrisslängen von 22,92 bzw. 17,85 mm ermittelt. Die Schweißung bei geringerer Zwischenlagentemperatur (max. 50 °C) weist ein leicht verringertes Heißrissaufreten auf. Eine Empfehlung für den Einsatz verringerter Zwischenlagentemperaturen lässt sich anhand der durchgeführten Schweißversuche jedoch nicht ableiten. Dazu sind weiterführende Untersuchungen notwendig, die

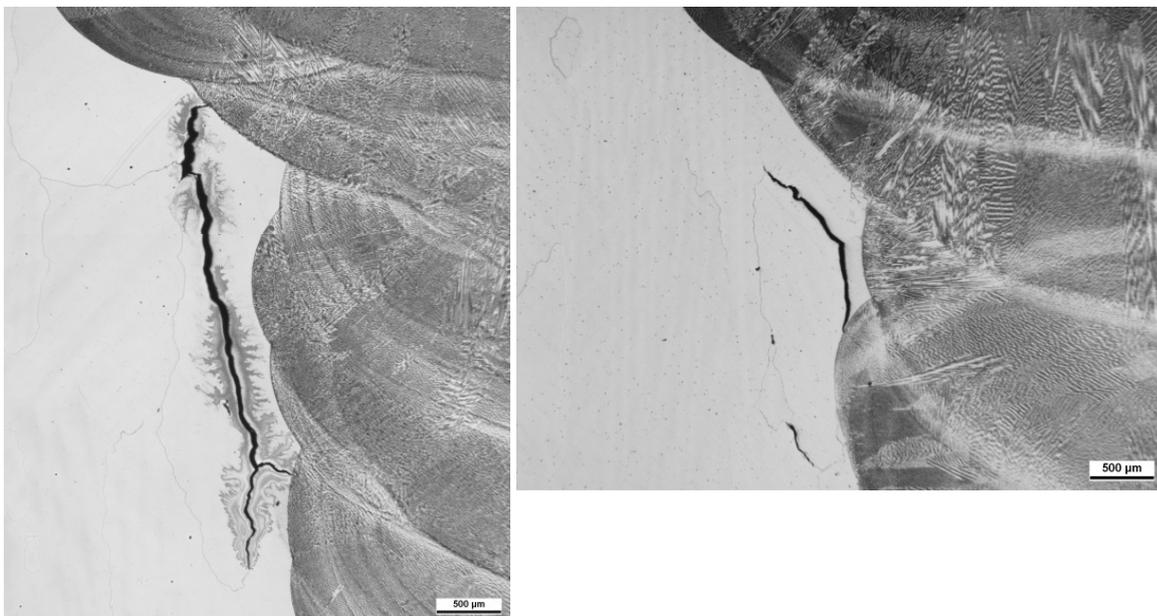
sich auch auf die Ausbildung der Spannungs-Dehnungsreaktionen in der WEZ infolge des unterschiedlichen Temperatur-Zeit-Verlaufes konzentrieren sollten.



Zwischenlagentemperatur max. 120°C

Zwischenlagentemperatur max. 50°C

Bild 67: Makroschliffe der vWIG-Schweißnähte am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 mit Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur.



Zwischenlagentemperatur max. 120°C

Zwischenlagentemperatur max. 50°C

Bild 68: Exemplarisches Rissauftreten in den vWIG-Schweißnähte am Schleuderguss (Probe Z 523) aus alloy 59 bei Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur.

Tabelle 31: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts beim vWIG-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 59 mit Variation der maximalen Zwischenlagentemperatur (Längsnaht an Rohrsegmenten).

Zwischenlagentemperatur	Anzahl Lagen/Raupen	Anzahl Querschliffe	Anzahl rissbehafteter Querschliffe	Gesamtanzahl Heißrisse	Gesamtrisslänge [mm]
max. 120 °C	10/10	5	5	32	22,92
max. 50 °C	11/11	5	5	22	17,85

6.6.2 Untersuchungen zum Elektronenstrahlschweißen

6.6.2.1 Versuchsplan und -durchführung

Die Versuche zum Elektronenstrahlschweißen (EB) wurden in Zusammenarbeit mit der Fa. *pro-beam AG & Co. KGaA* in Burg durchgeführt. Zur Parameteroptimierung wurden zunächst Blindnähte in Form von Durchschweißungen am Schleuderguss (Schmelze 81-0307) aus alloy 617 sowie dem äquivalenten Knetwerkstoff realisiert. Der Vorteil von Blindschweißungen liegt im Vergleich zu Verbindungsschweißungen in einem geringeren Aufwand für die Probenvorbereitung. Unter werkstofflichen Gesichtspunkten können aber grundlegende Effekte zum Werkstoffverhalten und zur Beeinflussung des Schweißprozesses an Blindnähten untersucht werden. Eine Übertragung auf bauteilspezifische Anforderungen ist jedoch nur unter Berücksichtigung weiterer Aspekte, z. B. konstruktiver Gegebenheiten möglich. Das Schleudergussrohr wies bereits eine abgedrehte und damit metallisch blanke Oberfläche auf, der Knetwerkstoff wurde dagegen nochmals plan gefräst auf eine Blechdicke von 16 mm. Alle Schweißproben wurden vor dem Schweißen mit Schleifvlies und Isopropanol gereinigt.

Die Schweißungen wurden in PG-Position (Rohrabschnitte) bzw. PC-Position (Blechproben) mit einem horizontalen Strahlerzeuersystem ausgeführt. Die Anlage ist mit einem verfahrbaren Arbeitstisch ausgestattet, auf den das Rohr zur positionssicheren Fixierung während des Schweißprozesses in einem Drehautomat mit Dreibackenfutter zentriert (Bild 69) bzw. die Blechproben (Abmessungen: 200 x 80 x 16 mm) aufrecht eingespannt wurden. Der Strahlfänger diente jeweils der Aufnahme der Restenergie des Strahlstroms nach der Durchschweißung, um eine Beschädigung der Arbeitskammer bzw. eine Beeinflussung der gegenüberliegenden Wurzel bei der Rohrschweißung zu verhindern. Die Blindnähte wurden jeweils in einem Abstand von 10 bis 15 mm ausgeführt. Jede Folgenaht wurde erst nach Abkühlung des Werkstückes auf Raumtemperatur geschweißt.

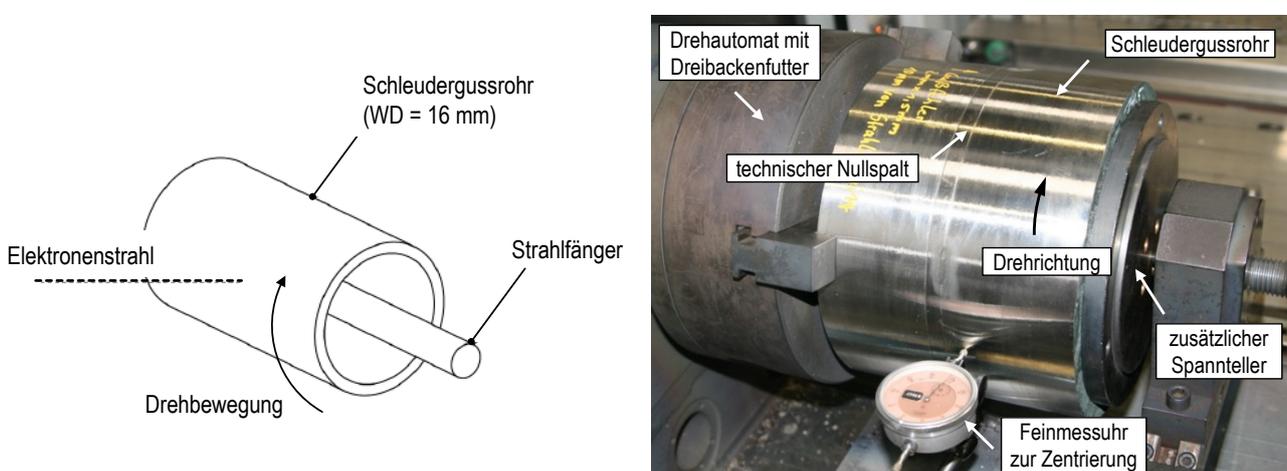


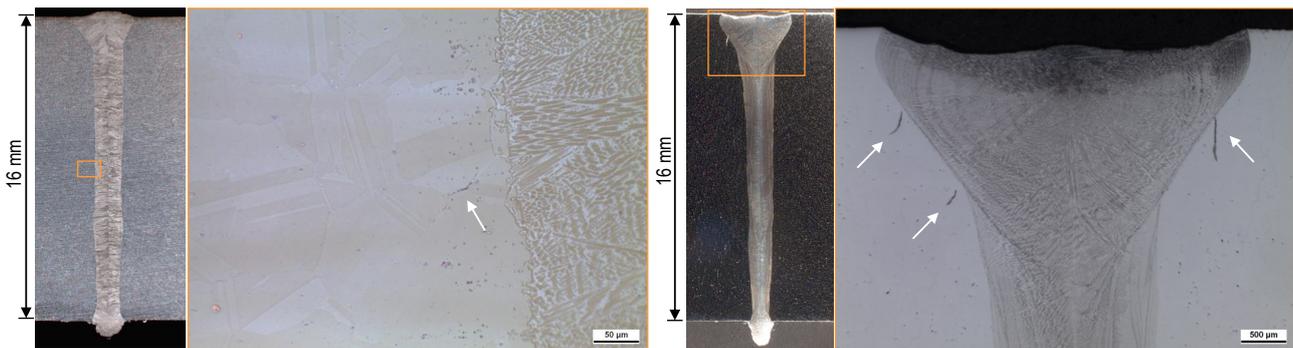
Bild 69: Schematische Darstellung der Versuchsanordnung für das EB-Schweißen und Versuchsaufbau zum Schweißen der I-Naht am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Mit dem am Gussmaterial optimierten Parametersatz wurde zusätzlich eine I-Naht am Schleudergussrohr aus alloy 617 realisiert. Hierfür wurden die Stoßflächen planparallel gefräst und fräsbedingter Grat entfernt. Ziel war es, einen technischen Nullspalt zu realisieren, um ein Durchfallen der Naht sowie eine ungenügende Aufschmelzung der Nahtflanken durch den Elektronenstrahl zu vermeiden. Außerdem wurde so sichergestellt, dass alle gegebenenfalls im Zuschnitt (Sägeschnitt) beeinflussten Randzonen entfernt wurden. Die Stoßflächen des Rohres wurden durch 3 WIG-Heftstellen in einem Abstand von 120° über den Rohrumfang verteilt fixiert. Das Heften wurde mit großer Sorgfalt ausgeführt, um

beide Flächen planparallel und ohne Versatz zueinander zu fixieren. Die Einspannung des Rohres auf dem Arbeitstisch der Anlage erfolgte wiederum in einem Dreibackenfutter. Die gegenüberliegende Seite wurde durch einen zusätzlichen Spannteller fixiert. Auch hier wurde auf eine genaue Zentrierung geachtet. Das Schweißen der I-Naht erfolgte wiederum in PG-Position.

6.6.2.2 Optimierung der Schweißparameter und Nahtgeometrie

Zunächst wurden an Blindnähten am Knetmaterial (Blechdicke: 16 mm) geeignete Prozessparameter für das EB-Schweißen des alloy 617 ermittelt. Diese wurden anschließend auf Blindschweißungen am Schleudergussrohr übertragen. Bild 70 zeigt Blindnähte mit gleichen Schweißparametern am Knet- und Gussmaterial. Im Knetmaterial wurde eine schmale Durchschweißung mit einer für das EB-Schweißen typischen Nahtgeometrie erzeugt (Bild 70, links). In dem entnommenen Querschliff wurden vereinzelt Mikrorisse in der WEZ entlang des Nahtmittenbereiches sichtbar. Es handelt sich um Wiederaufschmelzrisse (WAR) mit Risslängen $<100\ \mu\text{m}$. Bei einer einfachen Übertragung der Schweißparameter auf das Schweißen des Schleudergussrohres in PG-Position bildet sich ebenfalls eine schlanke Naht aus, die jedoch durch eine breite Nagelkopfgeometrie und eine leichte Nahtunterwölbung mit Wurzelüberhöhung (Nahtdurchhang) gekennzeichnet ist. Unterhalb des Nagelkopfes sind Heißrisse (WAR) im wärmebeeinflussten Gussgefüge mit Risslängen bis zu $500\ \mu\text{m}$ zu erkennen. Heißrisse im Schweißgut treten nicht auf.



Leistung: 8 kW; Geschwindigkeit: 12 mm/s; Streckenenergie: 6,6 kJ/cm; Oszillation: 1 mm/längs

Bild 70: Gegenüberstellung einer EB-Schweißnaht mit gleichen Schweißparametern an Knetmaterial (links) und Schleuderguss (rechts) aus alloy 617. Unterschiede in der Vergrößerung.

Auf Basis dieser Ergebnisse wurden die Schweißparameter am Schleudergussrohr aus alloy 617 weiter optimiert. Als wesentliche Parameter wurden die Fokusslage (-50 bis -120), die Schweißgeschwindigkeit (12-50 mm/s), die Streckenenergie (3-8 kJ/cm) und die Art der Oszillation (längs/quer, 1-2 mm) in einem breiten Parameterbereich variiert. Die Auswertung der 360°-Blindschweißungen erfolgte anhand von Nahtquerschliffen insbesondere hinsichtlich der auftretenden Heißrissigkeit (Gesamtrisslänge).

Es wurde ein signifikanter Unterschied im Heißrissaufreten der EB-Schweißnähte am Knet- und Gussmaterial festgestellt. Beim Schweißen des Schleuderguss ist der Bereich unterhalb des Nagelkopfes stark rissgefährdet. Ausgehend von der Schmelzlinie treten im wärmebeeinflussten Gussgefüge zahlreiche Heißrisse (WAR) mit interkristallem Rissverlauf und zum Teil großen Risslängen (bis 1 mm) auf (Bild 71). Der schmale, fast senkrecht der Rohrwanddicke verlaufende Nahtmittenbereich ist dagegen fast vollständig rissfrei. Im Gegensatz dazu, kommt es im Knetmaterial nur vereinzelt zu Mikrorissen in der schmelzliniennahen WEZ entlang der gesamten Nahtgeometrie. In Bild 72 ist die charakteristische

Lage der Heißrisse in den Schweißnähten beider Versuchsmaterialien vergleichend gegenübergestellt. Der risskritische Bereich (II) beim EB-Schweißen am Schleuderguss in der WEZ beidseitig unterhalb des Nagelkopfes wird deutlich. Heißrisse treten nur dort auf, wo vertikal verlaufende Korngrenzen des stängelkristallinen Gussgefüges von der Schweißnaht geschnitten werden (Bild 71).

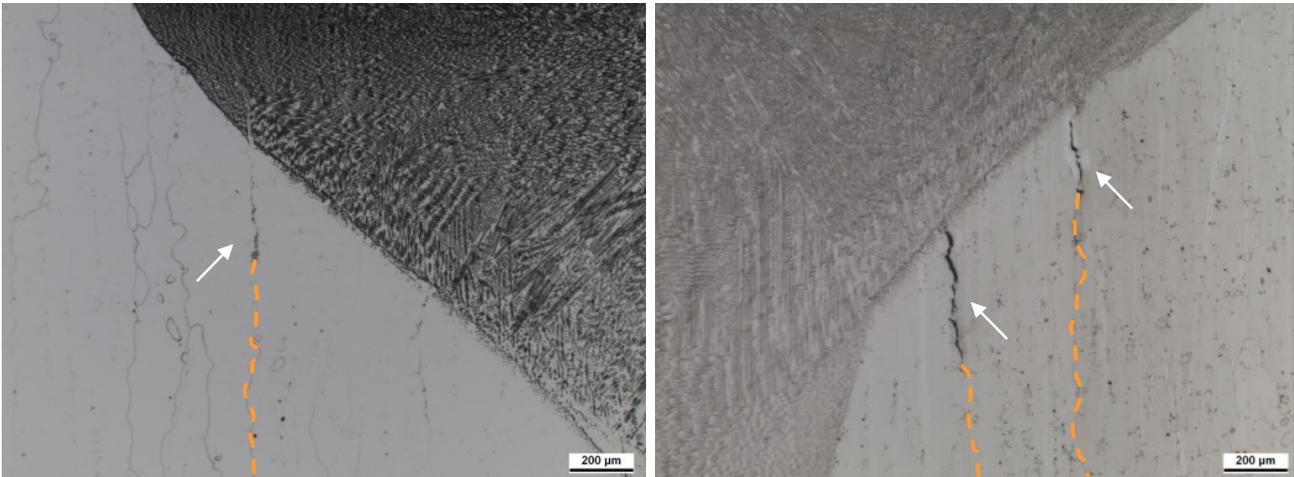


Bild 71: Rissbildung entlang der senkrecht verlaufenden Korngrenzen des Gussgefüges im risskritischen Bereich unterhalb des Nagelkopfes der EB-Schweißnähte.

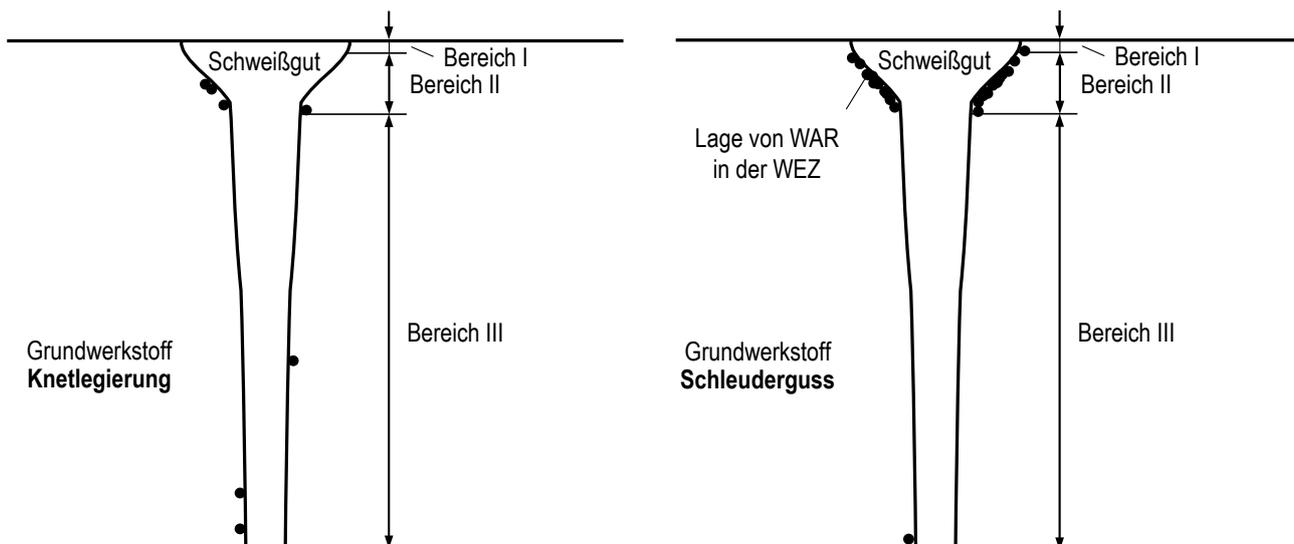


Bild 72: Charakteristisches Rissaufreten in den EB-Schweißnähten am Knetmaterial (links) und Schleuderguss (rechts) aus alloy 617. Auswertung an je 5 Schweißnähten.

Die Ausbildung einer stark nagelkopfähnlichen Nahtgeometrie fördert die Rissbildung beim EB-Schweißen des Schleuderguss. Vertikal verlaufende Korngrenzen werden von der Schmelzlinie des Nagelkopfes geschnitten und reißen auf. Gleichzeitig führt das größere schrumpfende Nahtvolumen im oberen Nahtbereich zu größeren Verformungen in der risskritischen WEZ. Die Untersuchungen zum EB-Schweißen am Schleuderguss zeigen somit, wie schon die Ergebnisse zum vollmechanisierten WIG-Schweißen mit verringertem Flankenwinkel im AP 6 (vgl. Abschnitt 6.6.1), einen Zusammenhang zwischen der Ausrichtung der Korngrenzen im Schleuderguss und dem Rissaufreten in den Schweißnähten. Der Vorteil einer sehr schmalen und geraden Nahtgeometrie beim EB-Schweißen am Schleuderguss wurde durch eine statistische Auswertung der durchgeführten Schweißversuche mit der Software *Minitab 15* (Fa. *Minitab Inc.*) untermauert. Bild 73 (links) zeigt,

dass die Gesamtrisslänge mit reduzierter Nagelkopfbreite bzw. -winkel signifikant abnimmt. Verläuft die Schmelzlinie auch im oberen Nahtbereich somit weitgehend parallel zu den Stängelkristallen des Gussgefüges, werden weniger Korngrenzen von der Schweißnaht geschnitten und reißen infolge schweißbedingter Dehnungen auf. Auf dieser Basis konnte ein optimierter Parametersatz für das EB-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617 abgeleitet (Bild 73, rechts) und auf eine Rundnaht (I-Naht) am Stumpfstoß übertragen werden.

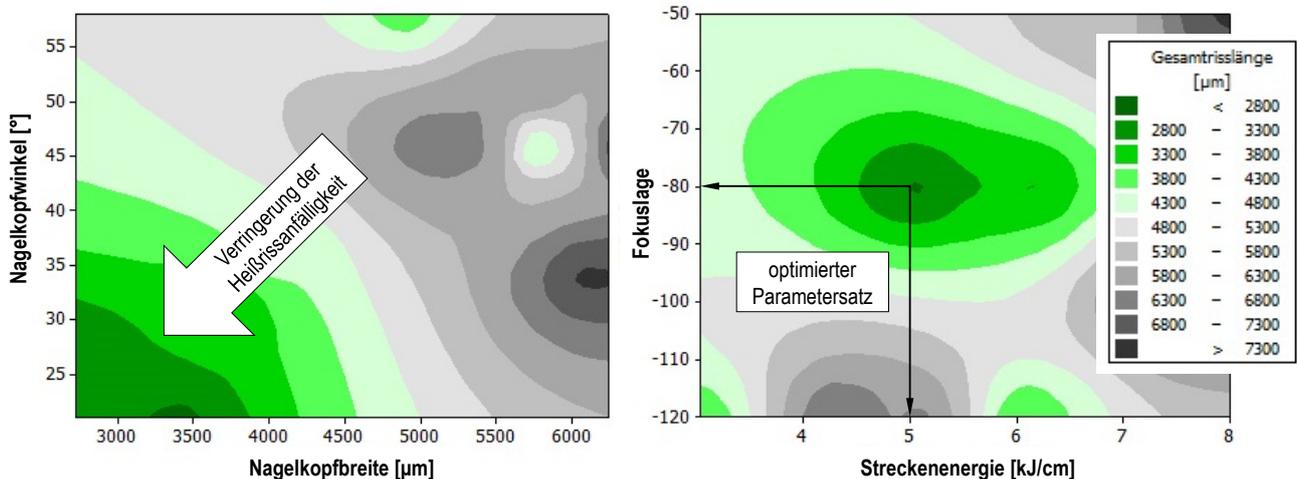
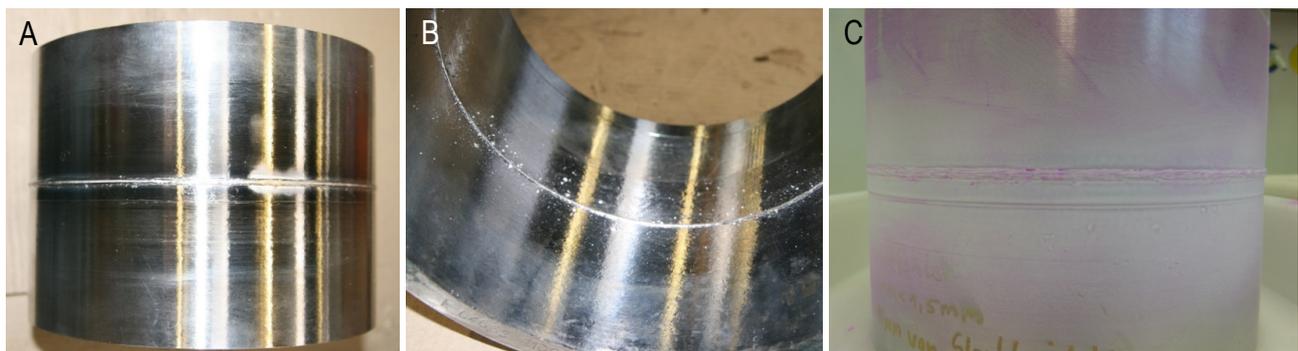


Bild 73: Ergebnisse der statistischen Versuchsauswertung (Software *Minitab*) zur Ableitung optimierter Parameter für das EB-Schweißen am Schleuderguss aus alloy 617. Auswertung anhand von 16 Parametersätzen.

6.6.2.3 EB-Schweißen am Stumpfstoß (I-Naht)

Die Vorgehensweise zum EB-Schweißen der Rundnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617 ist in Abschnitt 6.6.2.1 beschrieben. Die Bewertung hinsichtlich äußerer und innerer Nahtunregelmäßigkeiten erfolgte mittels Sicht- und PT-Prüfung sowie anhand von vier metallographischen Querschnitten, die in einem Abstand von 90° über den Rohrfumfang verteilt entnommen wurden. Der Ein- und Ausslopebereich wurden nicht in die Bewertung einbezogen. Außerdem wurde die Schweißnaht mechanisch-technologisch im Querzugversuch, Seitenbiegeversuch und Kerbschlagbiegeversuch geprüft.



Decklagenseite

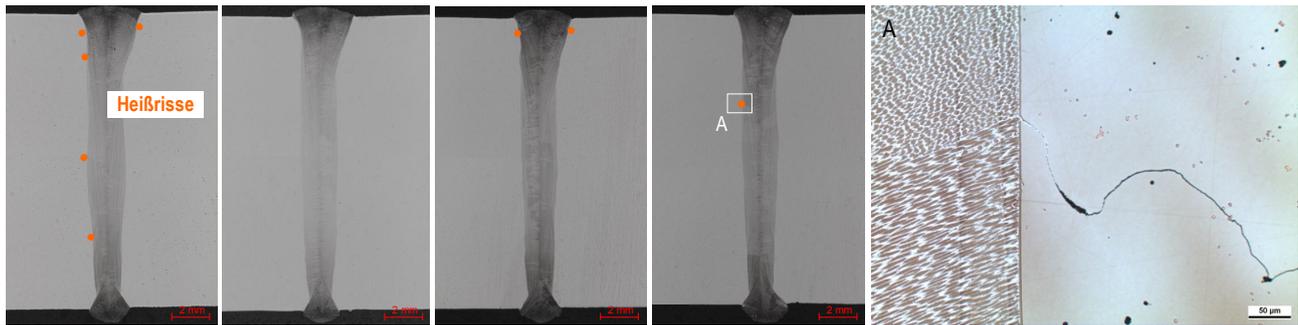
Wurzellagenseite

PT-Prüfung der Decklage

Bild 74: Aufnahmen der Deck- und Wurzellagenseite (A, B) und PT-geprüfte Decklage (C) der Stumpfnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Die Deck- und Wurzellagenseite der gefertigten Schweißnaht sind in Bild 74 (A, B) dargestellt. Die Decklage zeigte keine Auffälligkeiten. Eine Durchschweißung und gute Wurzel-

ausbildung wurde durchgängig erzielt. Die PT-Prüfung ergab keine Anzeigen, die auf Oberflächenrisse oder Flankenbindefehler hätten schließen lassen.



Leistung: 15,2 kW; Geschwindigkeit: 30 mm/s; Streckenenergie: 5 kJ/cm; Oszillation: 1 mm/längs

Bild 75: Querschliffe der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.

In den Nahtquerschliffen in Bild 75 wird die schmale Nagelkopfgeometrie deutlich. Beide Nahtflanken wurden sicher erfasst. In den vier über die gesamte Rundnaht entnommenen Querschliffen wurden vereinzelte Heißrisse (Risslänge < 200 µm) mit einer Gesamtrisslänge von 1,25 mm nachgewiesen (Tabelle 32). Ein Querschliff war rissfrei. Das Rissauf-treten ist damit deutlich geringer als bei den zuvor realisierten Blindnähten und zeigt den Erfolg der verfolgten Strategie zur Heißrissvermeidung beim EB-Schweißen des Schleuderguss.

Tabelle 32: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauf-tretens in der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Schleuderguss	Anzahl Querschliffe	Anzahl rissbehafteter Querschliffe	Gesamtanzahl Heißrisse	Gesamtrisslänge [mm]
alloy 617 (Schmelze 81-0307)	4	3	8	1,25

Für die Querzugversuche wurden vier Rundzugproben (Abmessungen in Tabelle 33) quer zur Schweißnaht entnommen und jeweils zwei Proben bei Raumtemperatur sowie im Warmzugversuch bei 700 °C geprüft. Die Verwendung von Ansetz-Dehnungsaufnehmern war nicht möglich, da sich die Probenoberfläche des Schleuderguss im Zugversuch zu stark verformte. Die dargestellten Dehnungswerte wurden daher über den Traversenweg berechnet. Um eine direkte Vergleichbarkeit mit dem Grundwerkstoff zu ermöglichen, wurden auch aus dem unbeeinflussten Schleudergussrohr des alloy 617 (Schmelze 81-0307) Rundzugproben gleicher Abmessungen entnommen und geprüft. Die aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Grundwerkstoffproben sind in Bild 76 dargestellt.

Tabelle 33: Abmessungen der Rundzugproben aus der EB-Schweißnaht.

Gesamtlänge	metrisches ISO-Gewinde	Kopfhöhe	Proben-durchmesser	Parallele Länge	Übergangsradius
75 mm	M10	8 mm	6 mm	51 mm	5 mm

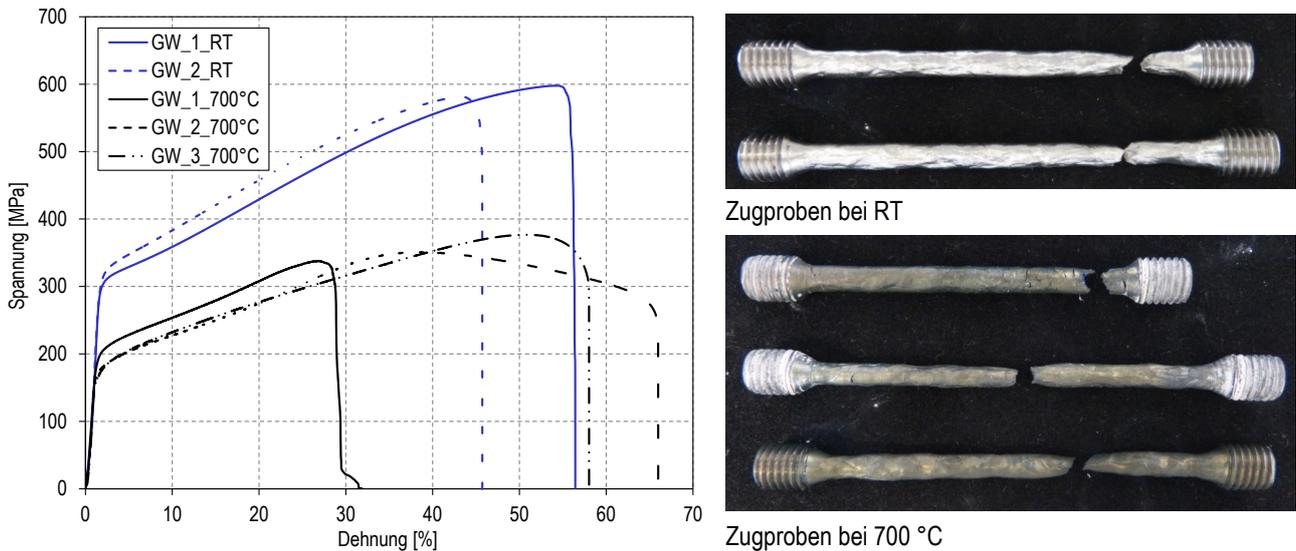


Bild 76: Ergebnisse der Zugversuche und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Grundwerkstoffproben aus dem Schleudergussrohr aus alloy 617 (Schmelze 81-0307)

Die Zugproben aus der EB-Naht versagten durchgängig außerhalb des Schweißnahtbereichs im unbeeinflussten Grundwerkstoff. Aufnahmen der gebrochenen Proben sowie die Spannungs-Dehnungs-Verläufe sind in Bild 77 dargestellt. Die erreichten Festigkeits- und Dehnungswerte entsprechen den ermittelten Grundwerkstoffwerten in Tabelle 34. Im Warmzugversuch bei 700 °C sind erwartungsgemäß sowohl die Zugfestigkeit als auch die Bruchdehnung deutlich herabgesetzt.

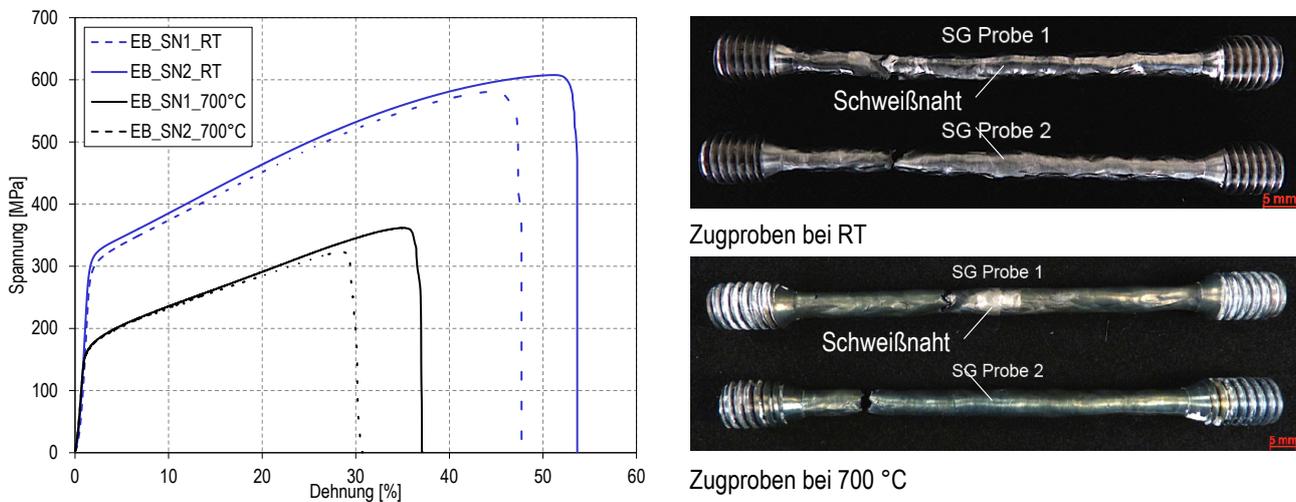


Bild 77: Spannungs-Dehnung-Kurven und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Zugproben aus der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Tabelle 34: Ergebnisse der Querkzugversuche an der EB-Naht am Schleuderguss aus alloy 617 im Vergleich zum unbeeinflussten Grundwerkstoff (Schmelze 81-0307).

Prüfbedingung	Probe	EB-Schweißnaht			Grundwerkstoff	
		R _m [MPa]	A [%]	Bruchort	R _m [MPa]	A [%]
Raumtemperatur (RT)	1	581	45	GW	598	54
	2	608	51	GW	581	43
	MW	595	48		590	49
Warmzugversuch bei 700 °C	1	362	35	GW	338	27
	2	323	28	GW	351	39
	3	-	-	-	377	51
	MW	343	32		355	39

Bei der Seitenbiegeprüfung (SBB) nach DIN EN ISO 5173 [77] ging es zum einen um weitere Aussagen zum Ausmaß der Mikrorissbildung in der WEZ und zum anderen um einen Verformbarkeitsnachweis der EB-Schweißnaht im Sinne einer Verfahrensprüfung. Es wurden drei Proben quer zur Schweißnaht mit den bereits im AP 4 genutzten Endabmessungen (Tabelle 18 in Abschnitt 6.4.4.1) entnommen. Die Deck- und Wurzellagenseite wurden plan gefräst. Die Seitenbiegeprüfung erfolgte ebenfalls analog zur Vorgehensweise im AP 4 (vgl. Tabelle 19).

Zwei der drei geprüften Seitenbiegeproben erreichten den angestrebten Biegewinkel von 180° ohne Risse mit einer Länge > 3 mm auf der Prüffläche (nach DIN EN ISO 15614-1 [93]). Bei einer dieser beiden Proben wurde nach der Prüfung bei 25facher Vergrößerung ein Riss an der Schmelzlinie im oberen Nahtbereich festgestellt (Bild 78, rechts oben). Die dritte Probe zeigte bereits bei einem sehr geringen Biegewinkel von 25° deutliche Risse beidseitig an der Schmelzlinie im oberen Nahtbereich und entlang des Nahtmittenbereiches (Bild 78, links unten). Die Risse traten somit ausschließlich in den bereits im Querschleiff rissbehafteten Bereichen der EB-Naht auf (vgl. Bild 75). Mit zwei bestanden von drei Proben spiegelt die Seitenbiegeprüfung der EB-Schweißnaht insgesamt das Ergebnis der metallographischen Rissauswertung wider, bei der ebenfalls rissbehaftete sowie rissfreie Querschleiffe festgestellt wurden.

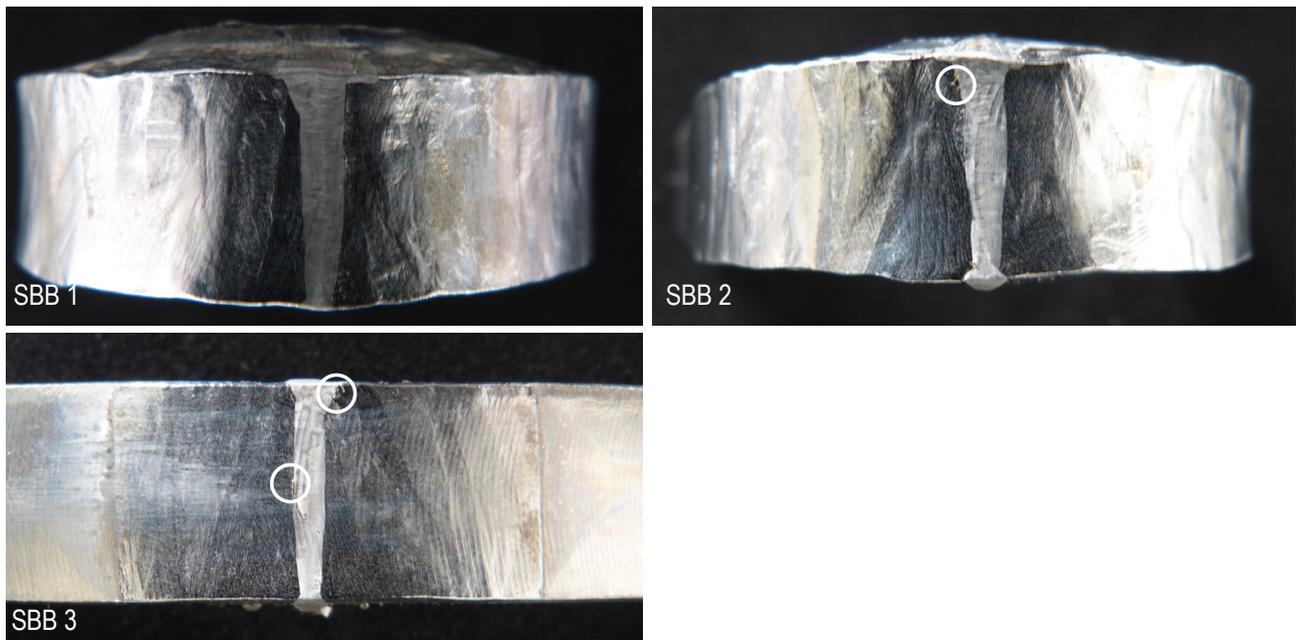


Bild 78: Aufnahmen der Prüfflächen der Seitenbiegeproben aus der EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Für den Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN ISO 148-1 [79] wurden aus der EB-Naht drei Proben mit Kerblage entlang der Schmelzlinie (VHT 0/3) entnommen. Ziel war es, den Einfluss der zum Teil mit Mikrorissen behafteten WEZ auf die verbrauchte Schlagenergie KV_2 zu ermitteln. Die Kerbschlagbiegeprüfung wurde bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Probenabmessungen entsprachen den bereits im AP 4 für die manuellen Schweißnähte genutzten Standardabmessungen (vgl. Tabelle 23 in Abschnitt 6.4.4.3). Als Referenz wurden Proben aus dem unbeeinflussten Grundwerkstoff des Schleudergussrohres aus alloy 617 (Schmelze 81-0307) entnommen und geprüft. Die Kerblage im Rohr entsprach der der Proben aus der EB-Schweißnaht.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung sind in Tabelle 35 aufgeführt. Die für die Schmelzlinie der EB-Schweißnaht ermittelten Werte schwanken von 141 bis 214 J. Dieser große Streubereich tritt jedoch auch bei den aus dem unbeeinflussten Grundwerkstoff entnommenen Proben auf (155 bis 242 J) und ist somit eher auf das heterogene Gussgefüge als auf eine Herabsetzung der Zähigkeit durch auftretende Mikrorisse zurückzuführen.

Tabelle 35: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung an der optimierten EB-Schweißnaht (I-Naht) am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Probenlage	Probenentnahme	verbrauchte Schlagenergie KV_2 [J]			
		1	2	3	MW
EB-Schweißnaht	VHT 0/3 (Schmelzlinie)	141	214	203	186
Grundwerkstoff	Schmelze 81-0307	155	242	227	208

6.7 Verifikationsschweißung sowie Prüfung und Bewertung der Bauteilqualität

6.7.1 Versuchsdurchführung

Basierend auf den Ergebnissen zur Heißrissneigung und den Heißrissursachen beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe (AP 1 bis 4) sowie der für die Gussmaterialien erarbeiteten optimierten Schweißtechnologie (AP 5 und 6) wurde im Arbeitspunkt 7 abschließend eine Verifikationsschweißung an einem Demonstrator durchgeführt. In Absprache mit dem PA wurde hierfür eine Rundnaht am Rohr (\varnothing 222/190 mm) aus Schleuderguss der Ni-Basislegierung alloy 617 hergestellt. Die Randbedingungen orientierten sich an der im AP 6 optimierten Schweißtechnologie zum Gewährleisten qualitätsgerechter, insbesondere riss- und bindefehlerfreier Schweißnähte an den Ni-Basis-Gussmaterialien.

Als Schweißverfahren für die Wurzel-, Füll- und Decklagen wurde das vollmechanisierte WIG-Impulslichtbogenschweißen eingesetzt. Analog der Versuche zum vWIG-Schweißen im AP 6 waren die zu verbindenden Rohrabschnitte in einem Drehautomaten eingespannt. Die Fixierung der beiden Rohrabschnitte erfolgte durch vier, gleichmäßig über den Rohrumfang verteilte Heftstellen mittels WIG-Lichtbogen ohne Zusatzwerkstoff. Als Schweißfuge wurde eine Engspaltgeometrie (U-Naht) mit einem 3° Flankenwinkel gewählt, für die im AP 6 bereits Schweißparameter und Lagenaufbau an den Gussmaterialien optimiert worden waren. Die Nahtvorbereitung erfolgte mechanisch bei der Fa. *Bilfinger Piping Technologies GmbH*. Die Schweißversuche wurden analog zu AP 6 mit einem feststehenden konventionellen WIG-Brenner mit vorlaufender Kaltdrahtzufuhr in PA-Position verschweißt. Es kam der artgleiche Schweißzusatz S Ni 6617 (\varnothing 1,2 mm) zum Einsatz. Zur sicheren Vermeidung von Bindefehlern wurde ein wasserstoffhaltiges Schutzgas (98 % Ar, 2% H₂) eingesetzt. Von der Wurzelseite wurde durchgängig, d.h. über alle Schweißlagen mit Argon 4.6 formiert, um Anlauffarben zu verhindern. Eine maximale Zwischenlagentemperatur von 50 °C wurde nicht überschritten und mittels Anlegethermometer auf der Mitte der Schweißraupe kontrolliert. Die Randbedingungen für die Verifikationsschweißung sowie die verwendete Fugengeometrie sind in Tabelle 36 zusammenfassend dargestellt. Die Schweißparameter sind in Tabelle 37 aufgeführt.

Tabelle 36: Randbedingungen und Fugengeometrie für die vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Ni-Basis-Gusswerkstoff	alloy 617 (Schmelze 81-0308)
Halbzeug	Schleudergussrohr (\varnothing 222/190 mm)
Schweißprozess	vWIG- Impulslichtbogen ($f_p = 2,5$ Hz)
Fugengeometrie	U-Naht (3° Flankenwinkel)
Schweißposition	PA
Schweißzusatz	S Ni 6617, \varnothing 1,2 mm
Schutzgas	98 % Ar, 2% H ₂ (17 l/min)
max. Zwischenlagentemperatur	50° C
Wurzelschutzgas	Argon 4.6 (6 l/min)

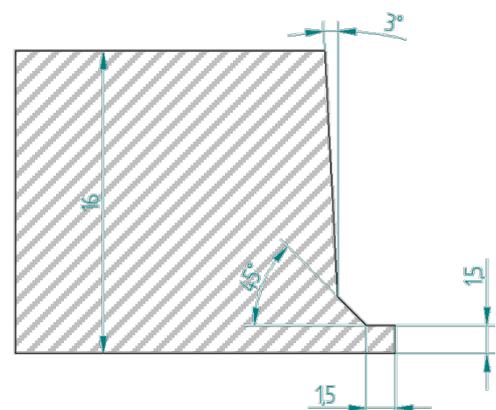
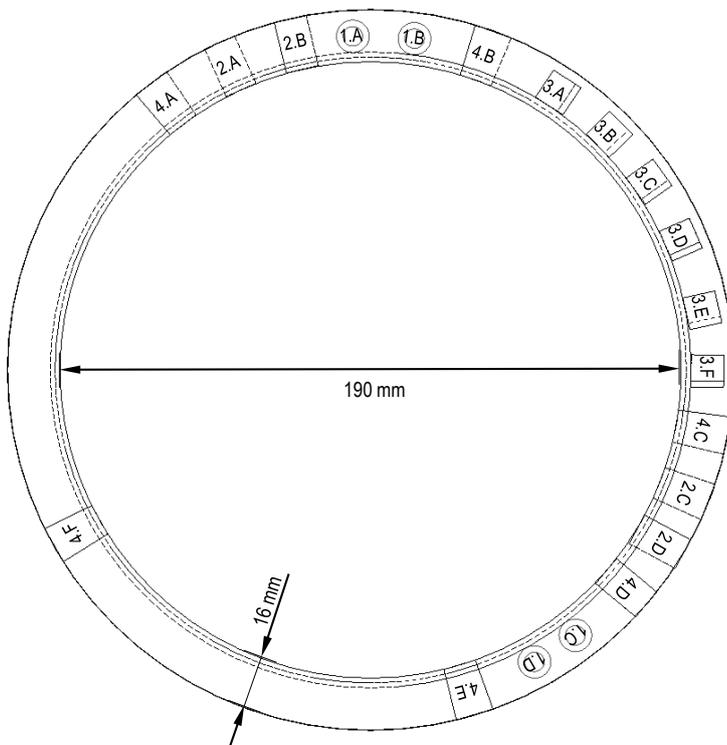


Tabelle 37: Schweißparameter für das vollmechanisierte WIG-Schweißen der Rundnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617 (Verifikationsschweißung).

Lagen-/Raupenanzahl	U [V]	Verhältnis I_p/I_G	v_{Dr} [mm/min]	v_s [mm/min]	E_m [kJ/cm]	$\sum E_m$ [kJ/cm]
11/11	11	1,4-1,5	750-1250	15-17	5,3-6,4	66,1

Zur Prüfung der Bauteilqualität wurden an der Verifikationsschweißung verschiedene, für eine Zulassungsprüfung übliche, zerstörungsfreie und zerstörende Prüfungen vorgenommen. Zunächst wurde mittels Sicht-, PT- und Durchstrahlungsprüfung auf innere und äußere Nahtunregelmäßigkeiten geprüft. Für lichtmikroskopische Untersuchungen wurden darüber hinaus gleichmäßig über die Rundnaht verteilt sechs Querschliffe entnommen und im polierten und geätzten Zustand beurteilt. Die Bewertung der Schweißnahtqualität erfolgte entsprechend der höchsten Bewertungsgruppe B der DIN EN ISO 5817 [13]. Zusätzlich erfolgte eine mechanisch-technologische Prüfung im quasistatischen Querkzug-, Seitenbiege- und Kerbschlagbiegeversuch. Der Probenentnahmeplan ist in Bild 79 dargestellt.



- 1 Rundzugprüfung (bei RT und 700 °C)
- 2 Seitenbiegeprüfung (SBB)
- 3 Kerbschlagprüfung (VWT 0/3, VHT 0/3)
- 4 Metallographie

Bild 79: Probenentnahme aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Rohr

6.7.2 Sicht- und PT-Prüfung

Nach Fertigstellung der Rundnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617 (Bild 80, links) erfolgte zunächst eine Sicht- und PT-Prüfung der Deck- und Wurzellagenseite. Die Decklage zeigt ein fehler- und oxidfreies Nahtbild mit einer gleichmäßigen Nahtschuppung. Die Wurzel ist auf der Rohrinneenseite durchgängig, auch im Bereich der Heftstellen, gut ausgebildet und weist keine Anlauffarben auf, siehe Bild 80 (rechts). Aufnahmen der PT-Prüfung der Schweißnaht auf der Deck- und Wurzellagenseite sind in Bild 81 dargestellt. Auch bei dieser Oberflächenrissprüfung wurden keine äußeren Nahtunregelmäßigkeiten festgestellt.

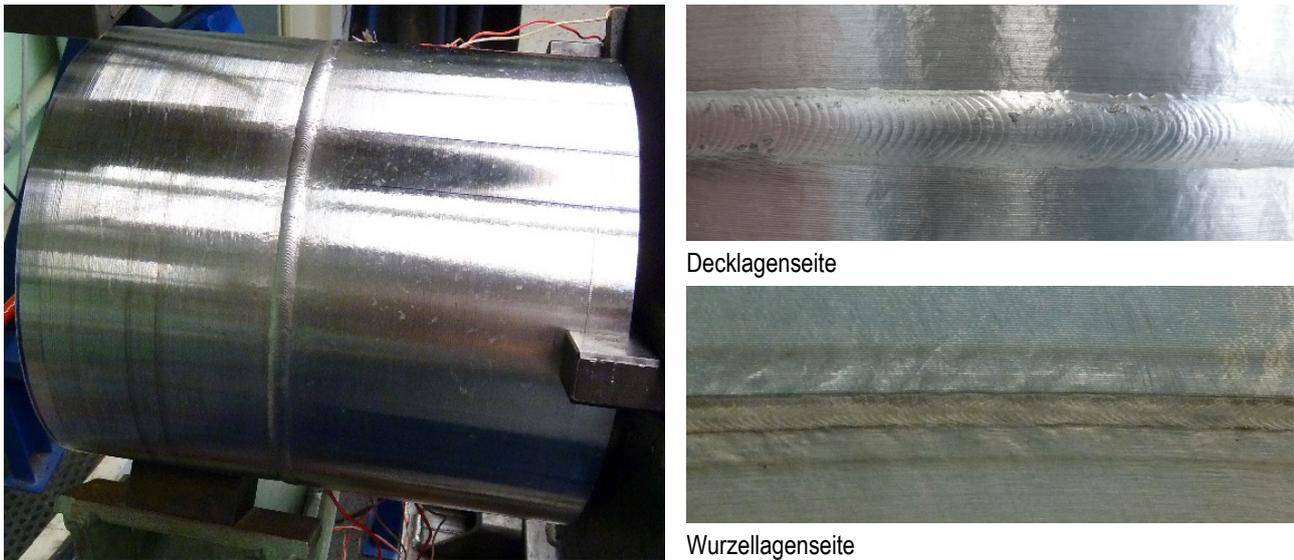


Bild 80: Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr (Ø 222/190 mm) aus alloy 617 als Rundnaht mit dem vollmechanisierten WIG-Schweißen.



Bild 81: PT-Prüfung der Decklagen- und Wurzellagenseite der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

6.7.3 Durchstrahlungsprüfung

Die zerstörungsfreie Qualitätsuntersuchung der Verifikationsschweißnaht mittels Durchstrahlungsprüfung (Röntgenprüfung) nach DIN EN 1435 Prüfklasse B [100] wurde durch die Fa. *PLR Prüftechnik Linke & Rühle GmbH* ausgeführt. Die vWIG-Rundnaht am Schleuderguss aus alloy 617 wurde entsprechend DIN EN ISO 5817 [13] bewertet und die Ergebnisse in einem normgerechten Prüfprotokoll bereitgestellt.

Die Durchstrahlungsprüfung ergab über die gesamte Rundnaht keinen Prüfbefund. Die vWIG-Schweißnaht am Schleuderguss aus alloy 617 erfüllt somit die Bewertungsgruppe B nach DIN EN ISO 5817 [13].

6.7.4 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus der Verifikationsschweißung wurden für die lichtmikroskopischen Untersuchungen sechs Querschliffe über den Rohrumfang entnommen. Die Betrachtung und Bewertung der Proben hinsichtlich auftretender Nahtunregelmäßigkeiten (Heißrisse, Pore, Bindefehler etc.) erfolgte zunächst im polierten und anschließend im geätzten Zustand an Makro- und Mikroschliffen.

Die Makroaufnahmen in Bild 82 zeigen über die gesamte Schweißnaht einen schmalen, regelmäßigen Nahtaufbau in Einraupentechnik. Flankenbindefehler waren in den entnommenen Querschliffen nicht zu erkennen. Die Decklage ist mittig ausgebildet und erfasst beide Nahtflanken, geht aber nicht zu breit über die schmale Naht hinaus. Trotz einer sorgfältigen Nahtvorbereitung trat im Wurzelbereich ein leichter Kantensversatz auf. Die Wurzellage ist dennoch durchgängig gut ausgebildet.

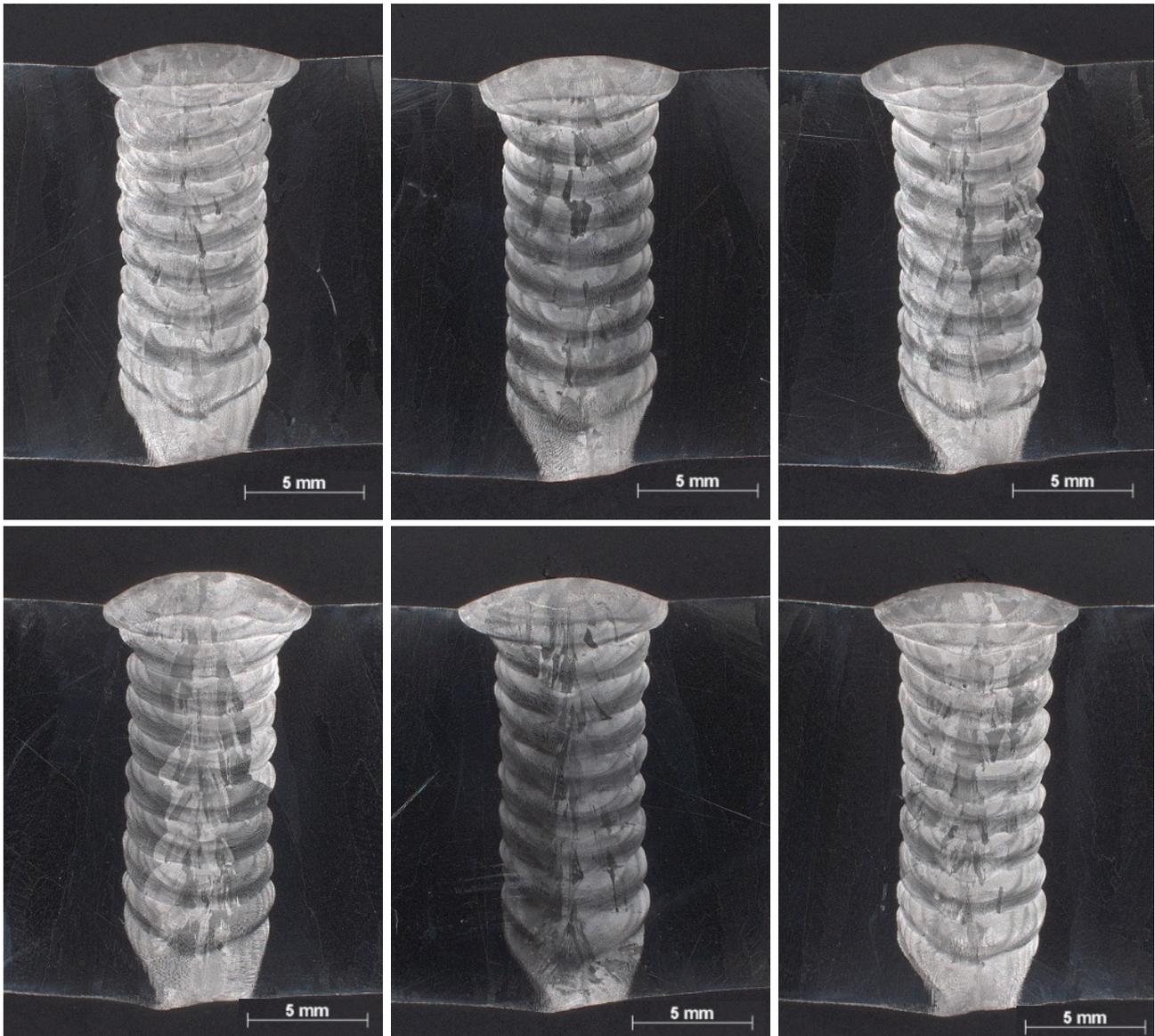


Bild 82: Makroaufnahmen der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617 im Nahtquerschliff.

In den entnommenen Querschliffen wurden nur sehr vereinzelt Heißrisse im oberen Nahtbereich festgestellt. Insgesamt traten drei Mikrorisse mit Risslängen $< 300 \mu\text{m}$ in zwei der sechs Querschliffe auf. Die Gesamtrisslänge liegt mit $0,68 \text{ mm}$ nochmal deutlich unter den im Rahmen der vWIG-Schweißungen im AP 6 erzielten Ergebnissen (vgl. Abschnitt 6.6.1). Der risskritische Bereich unterhalb der Decklagenraupe, in dem die Stängelkristalle des Schleudergussgefüges zum Teil orthogonal von der Schmelzlinie geschnitten werden, ist überwiegend rissfrei, siehe Bild 83 (links). Bei den im Mikroschliff sichtbaren Heißrisse handelt es sich um Wiederaufschmelzrisse (WAR) mit direktem Kontakt zur Schmelzlinie. Wie in Bild 83 (rechts) gezeigt, treten im Hochtemperaturbereich der WEZ schmelzflüssige Phasen entlang der Korngrenzen auf, die den schweißbedingten Verformungen nicht standhalten können und aufreißen. Das Ergebnis der metallographischen Rissauswertung ist in Tabelle 38 zusammengefasst. Die in der Schweißnaht nachgewiesenen Mikrorisse sind in der angestrebten Bewertungsgruppe B der DIN EN ISO 5817 [13] nicht grundsätzlich unzulässig. Vielmehr ist die Zulässigkeit von Mikrorissen (d.h. Risse, gewöhnlich nur sichtbar bei 50facher Vergrößerung unter dem Mikroskop) von der Art des Grundwerkstoffes und von dessen Rissanfälligkeit abhängig. Dem Anwender, der die Bewertung der Nahtqualität meist nur an ein oder zwei Querschliffen beurteilt, wird selbst beim Auftreten einzelner Mikrorisse ein gewisser Spielraum bei risskritischen Werkstoffen eingeräumt.

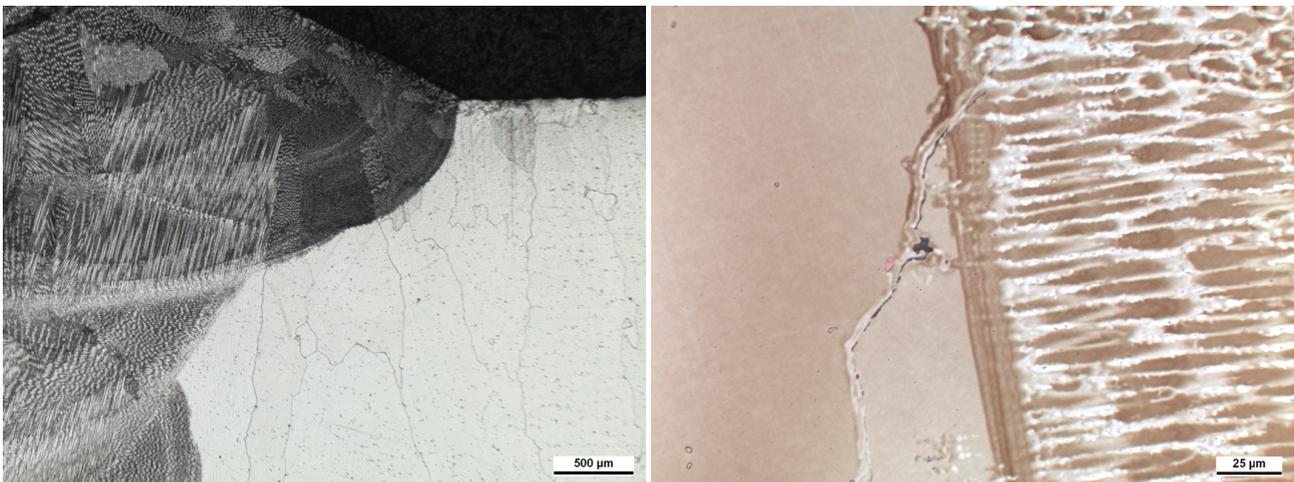


Bild 83: Mikroaufnahmen ausgewählter Nahtquerschliffe der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Tabelle 38: Ergebnis der metallographischen Auswertung hinsichtlich des Heißrissauftritts in der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Schleuderguss	Anzahl Querschliffe	Anzahl rissbehafteter Querschliffe	Gesamtanzahl Heißrisse	Gesamtrisslänge [mm]
alloy 617 (Schmelze 81-0308)	6	2	3	0,68

6.7.5 Mechanisch-technologische Prüfung

6.7.5.1 Querzugprüfung

Aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617 wurden analog zur Prüfung der EB-Schweißnaht im AP 6 (vgl. Abschnitt 6.6.2.3) vier Rundzugproben entnommen. Jeweils zwei Proben wurden bei Raumtemperatur (RT) und im Warmzugversuch bei einer Temperatur von $700 \text{ }^\circ\text{C}$ geprüft. Die aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-

Verläufe sowie Aufnahmen der gebrochenen Zugproben sind in Bild 84 dargestellt. Alle Proben versagten im quasistatischen Zugversuch außerhalb der vWIG-Schweißnaht im unbeeinflussten Gussgefüge. Im Warmzugversuch liegen die ermittelten Festigkeiten und Bruchdehnungen unterhalb der bei Raumtemperatur erzielten Ergebnisse. In Tabelle 39 sind die Ergebnisse der Querszugprüfung den an der EB-Schweißnaht aus AP 6 und den am Schleudergussrohr ermittelten Werten gegenübergestellt. Da auch für die EB-Naht der Bruch durchgängig außerhalb der Schweißnaht auftrat, liegen alle ermittelten Werte auf Grundwerkstoffniveau.

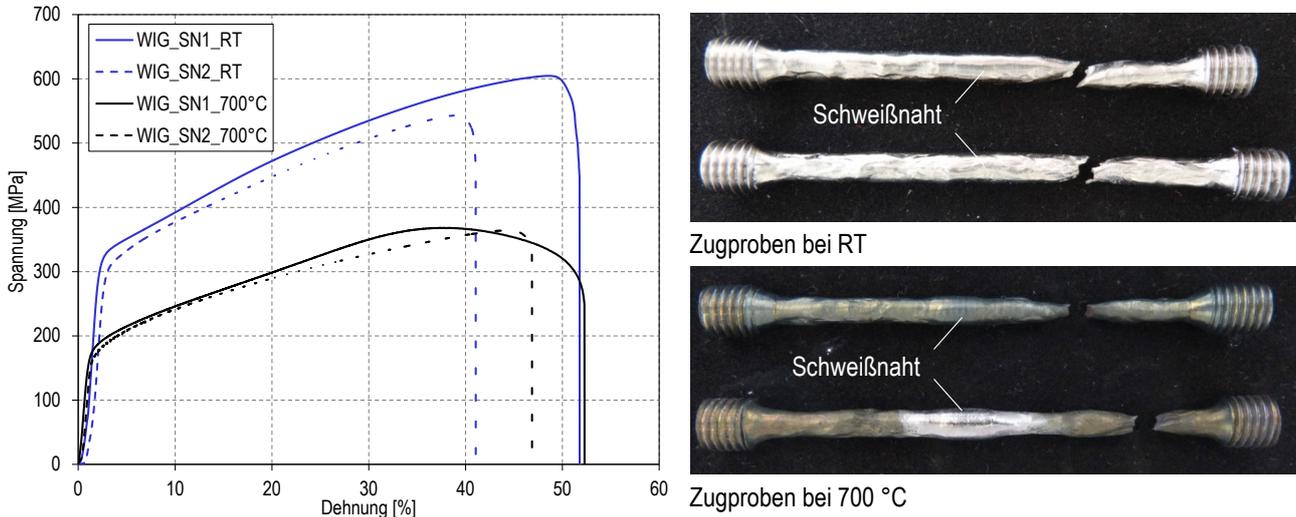


Bild 84: Ergebnisse der Zugversuche und Aufnahmen der bei RT und 700 °C geprüften Zugproben aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Tabelle 39: Ergebnisse der Querszugversuche an der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleuderguss aus alloy 617 im Vergleich zur EB-Naht und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff (Schmelze 81-0307).

Prüfbedingung	Probe	vWIG-Schweißnaht			EB-Schweißnaht			Grundwerkstoff	
		R _m [MPa]	A [%]	Bruchort	R _m [MPa]	A [%]	Bruchort	R _m [MPa]	A [%]
Raumtemperatur (RT)	1	605	49	GW	581	45	GW	598	54
	2	543	39	GW	608	51	GW	581	43
	MW	574	44		595	48		590	49
Warmzugversuch bei 700 °C	1	368	38	GW	362	35	GW	338	27
	2	364	44	GW	323	28	GW	351	39
	3	-	-	-	-	-	-	377	51
	MW	366	41	41	343	32		355	39

6.7.5.2 Seitenbiegeprüfung

Der Verformbarkeitsnachweis der vWIG-Schweißverbindung erfolgte mittels Seitenbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173 [77]. Es wurden 4 Seitenbiegeproben (SBB) verteilt über die Rundnaht entnommen. Die Probenabmessungen und Prüfbedingungen entsprechen denen in AP 4 und 6 (vgl. Tabelle 18 und Tabelle 19 in Abschnitt 6.4.4.1). Geprüft wurde bei einem Biegeverhältnis von 3.

Alle Seitenbiegeproben aus der vWIG-Verifikationsschweißung erreichten den angestrebten Biegewinkel von 180° ohne das Auftreten von Unregelmäßigkeiten mit einer Länge größer 3 mm (nach DIN EN ISO 15614-1 [93]). Nach der Prüfung wurden unter dem Ste-

reomikroskop auf der Prüffläche von zwei Proben kleine Risse (< 1 mm) festgestellt, die an der Schmelzlinie im unteren Nahtbereich auftraten.

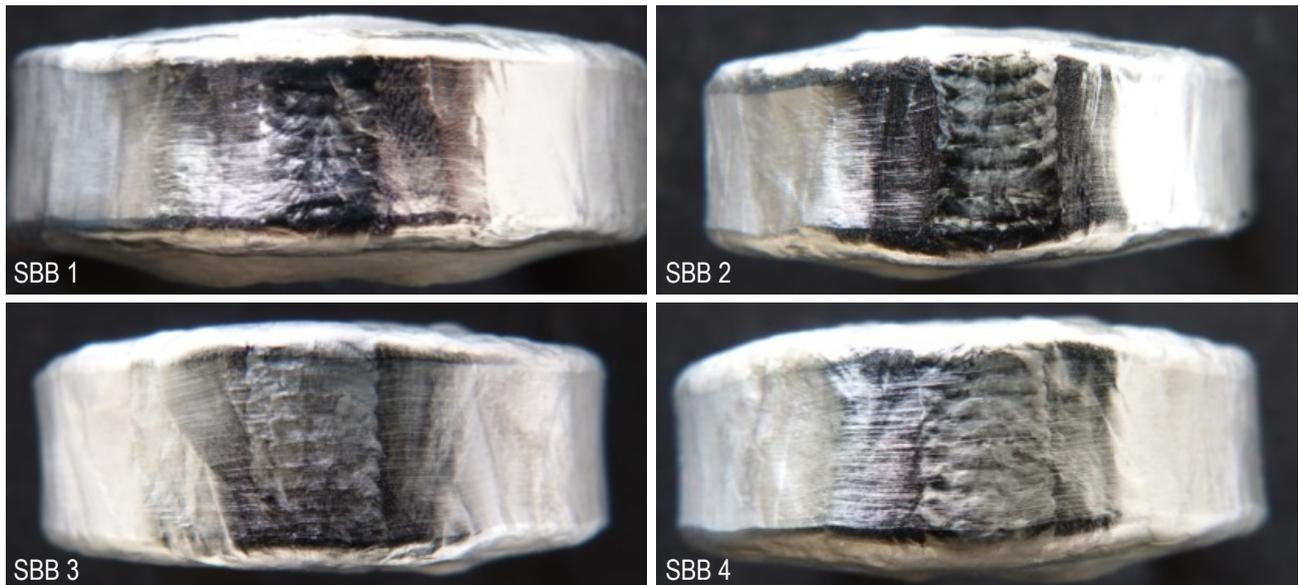


Bild 85: Aufnahmen der Prüfflächen der Seitenbiegeproben aus der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

6.7.5.3 Kerbschlagbiegeprüfung

Die Zähigkeitsprüfung der vWIG-Verifikationsschweißung erfolgte im Kerbschlagbiegeversuch bei Raumtemperatur (RT) nach DIN EN ISO 148-1 [79]. Die verbrauchte Schlagenergie KV_2 wurde als Mittelwert an jeweils drei Proben der Art VWT 0/3 (Kerblage im Schweißgut) und VHT 0/3 (Kerblage an der Schmelzlinie) ermittelt. Die Probenabmessungen entsprachen den Standardproben der DIN EN ISO 148-1 [79] (vgl. Tabelle 23 in Abschnitt 6.4.4.3). Als Referenz wurden Proben aus dem unbeeinflussten Grundwerkstoff des Schleudergussrohres aus alloy 617 (Schmelze 81-0308) entnommen und geprüft. Die Kerblage im Rohr entsprach der der Proben aus der vWIG-Schweißnaht.

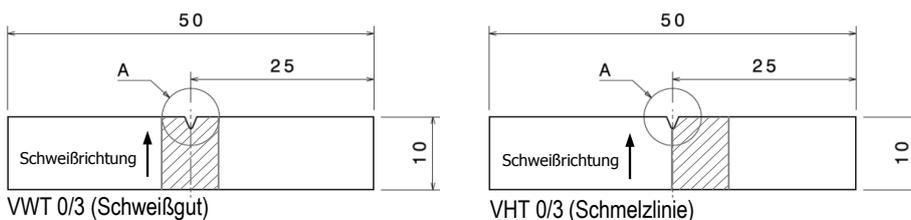


Bild 86: Probenlage (nach DIN EN ISO 9016 [78]) der Kerbschlagproben aus der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche sind in Tabelle 40 aufgeführt. Im Schweißgut wird der vom Zusatzwerkstoffhersteller geforderte Mindestwert von 100 J (S Ni 6617) mit ermittelten Schlagenergien von 168-212 J weit übertroffen. Die Zähigkeit des Schweißgutes entspricht damit in etwa der des unbeeinflussten Schleudergusswerkstoffes, für den ein Mittelwert von 204 J bestimmt wurde. An der Schmelzlinie wurden leicht verringerte Kerbschlagwerte von 119-148 J ermittelt. Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagproben sind in Bild 87 dargestellt.

Tabelle 40: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeprüfung an der vWIG-Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617.

Probenlage	Probenentnahme	verbrauchte Schlagenergie KV ₂ [J]			
		1	2	3	MW
vWIG-Schweißnaht	VWT 0/3 (Schweißgut)	212	199	168	193
	VHT 0/3 (Schmelzlinie)	148	119	130	132
Grundwerkstoff	Schmelze 81-0308	211	187	215	204

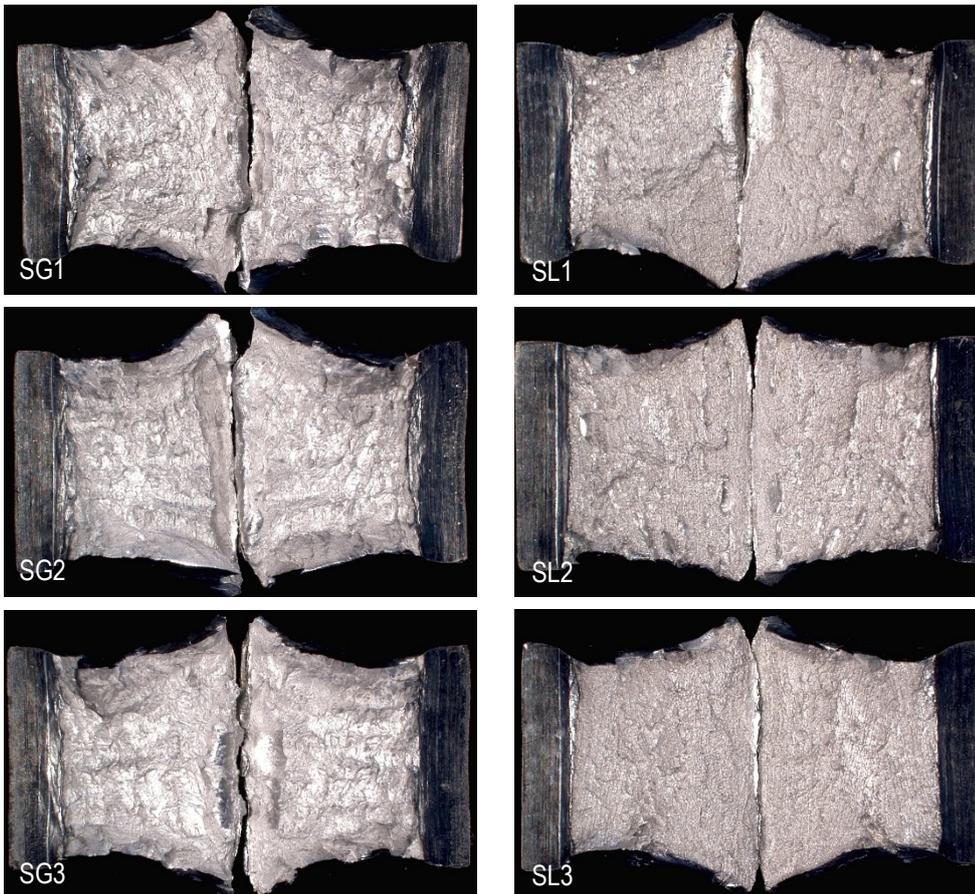


Bild 87: Aufnahmen der Bruchflächen der Kerbschlagproben aus der vWIG-Verifikationsschweißnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617. Probenlage im Schweißgut (links) und an der Schmelzlinie (rechts).

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 geschweißten Bauteilen aus Ni-Basis-Gusswerkstoffen durch eine Verbesserung der Schweißseignung und schweißtechnischen Verarbeitung wirtschaftlich relevanter Ni-Basis-Sandform- und Schleudergusslegierungen. In diesem Kontext wurden von der Forschungsstelle zwei Strategien verfolgt: In Zusammenarbeit mit den im PA vertretenen Gießereien sollten Ansätze für Veränderungen der Gussmaterialien im Herstellungsprozess im Hinblick auf eine positive Beeinflussung der Schweißseignung des Gussgefüges aufgezeigt werden. Im Rahmen technologischer Maßnahmen zur Verbesserung der schweißtechnischen Verarbeitung der Gusswerkstoffe sollte zunächst das Einsatzpotential von manuellen Standardverfahren zur Herstellung qualitätsgerechter Schweißverbindungen ermittelt werden. Darauf aufbauend sollten spezielle Schweißtechnologien angewendet werden, die der erhöhten Heißrissgefahr der Schweißverbindungen an den Ni-Basis-Gusswerkstoffen Rechnung tragen.

Als Versuchswerkstoffe wurden die wirtschaftlich relevanten Ni-Basis-Gusslegierungen alloy 59, alloy 625 und alloy 617 aus dem Anlagen- und Apparatebau bzw. Kraftwerksbau herangezogen, die in verschiedenen Gussmodifikationen (Sandform- und Schleuderguss) von den im PA beteiligten Gießereien für das Projekt zur Verfügung gestellt wurden. Als Referenzmaterial dienten bei allen Arbeitspunkten die äquivalenten Knetmaterialien.

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

- Die untersuchten Ni-Basis-Sandform- und Schleudergusswerkstoffe sind im Vergleich zu den äquivalenten Knetwerkstoffen durch eine metallurgisch bedingte, hohe Heißrissneigung beim Schweißen gekennzeichnet.
- Die Ursachen für die hohe Heißrissneigung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe liegen in der groben Kornstruktur des dendritischen Gussgefüges mit interdendritischen Ausscheidungen und Elementanreicherungen.
- Beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe stellt die Wärmeeinflusszone (WEZ) im Grundwerkstoff den heißrisskritischen Bereich dar. Die Primärkorn Grenzen des wärmebeeinflussten Gussgefüges sind bevorzugte Risspfade, da schweißbedingte Verformungen infolge der Benetzung der Korngrenzen mit schmelzflüssigen Phasen nicht aufgenommen werden können. So kann es zur Bildung von Heißrissen vom Typ Wiederaufschmelzriss (WAR) in der WEZ der Schweißnähte kommen.
- Aufgrund der sehr groben Kornstruktur der Gussgefüge werden die Korngrenzen zum Teil bis weit in das Gussgefüge hinein mit flüssigen Phasen benetzt, sodass Heißrisse bis in einiger Entfernung von der Schmelzlinie auftreten können. Ist das Gussgefüge durch zahlreiche Ausscheidungen gekennzeichnet, steht zudem u.U. viel schmelzflüssige Phase für die Benetzung der Korngrenzen zur Verfügung.
- Nach der Rissinitiierung laufen Heißrisse entlang der Korngrenzen zum Teil bis weit in das Gussgefüge hinein, da in der groben Kornstruktur wenige Korngrenzentripelpunkte vorhanden sind, die einem Risswachstum entgegen wirken können. Die Folge sind sehr lange Risslängen beim Schweißen der Gusswerkstoffe im Vergleich zu den Knetwerkstoffen.

- Besonders risskritisch sind Korngrenzen im Gussgefüge, die von der Schmelzlinie orthogonal geschnitten werden. Vor allem bei stark gerichteter Erstarrung, wie im stängelkristallinen Gussgefüge von Schleudergussrohren, werden bei großen Fugenwinkeln eine Vielzahl an Korngrenzen geschnitten und reißen infolge der hohen thermischen Belastung und schweißbedingten Verformungen auf. Beim Schweißen an den Schleudergussmaterialien konnte ein Zusammenhang zwischen der Wahl der Fugen- bzw. Nahtgeometrie und der Gesamtrisslänge in den Schweißnähten aufgezeigt werden.
- Eine Quantifizierung der Heißrissneigung der vorliegenden Gussmaterialien im Vergleich zu den warmgewalzten Blechmaterialien konnte mit der PVR-Heißrissprüfung erzielt werden. Heißrisse traten in den Proben der Gusswerkstoffe bereits bei deutlich geringen Verformungsgeschwindigkeiten auf als in den äquivalenten Knetmaterialien. Als erste auftretende Heißrissart wurden für alle Gussmaterialien Wiederaufschmelzrisse (WAR) in der WEZ des Gussgefüges beobachtet.
- Die Ergebnisse der PVR-Heißrissprüfung spiegeln qualitativ die bei den manuellen Schweißversuchen (E-Hand, mWIG) beobachtete höhere Heißrissneigung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe im Vergleich zu den Knetwerkstoffen wider. Auch die Art der Heißrisse in den manuellen Schweißnähten, bei denen es sich ausschließlich um Wiederaufschmelzrisse in der WEZ der Gussgefüge handelte, entspricht der im PVR-Test auftretenden ersten Heißrissart.
- Trotz einer Modifikation der Ni-Basis-Gusswerkstoffe im Ausgangszustand mit dem Ziel der Verbesserung der Schweißeignung durch eine zusätzliche Lösungsglühung des Schleuderguss alloy 617, als auch durch einen erhöhten Cu-Gehalt im Schleuderguss aus alloy 59 konnte keine Verbesserung der Heißrissanfälligkeit im PVR-Test erzielt werden.
- Eine Abschätzung der Heißrissneigung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe im Vergleich zu den Knetwerkstoffen erfolgte auf Basis der Heißrisstheorie von *Prokhorov* [34] außerdem durch die Ermittlung und Gegenüberstellung des risskritischen Temperaturintervalls (BTR). Das BTR wurde exemplarisch für Schleuderguss- und Knetmaterial der Ni-Basislegierung alloy 625 im Heißzugversuch mit dem Gleeble-Prüfsystem bestimmt. Das BTR des geprüften Gusswerkstoffes ist signifikant größer als das des Knetmaterials. Als quantifizierende Werkstoffkenngröße für die Heißrissneigung lässt dies auf eine hohe Anfälligkeit des wärmebeeinflussten Gussgefüges gegenüber Heißrissen beim Schweißen schließen. Das Ergebnis der Heißzugversuche korreliert somit mit der höheren Heißrissneigung der Gusswerkstoffe bei der PVR-Heißrissprüfung als auch bei den manuellen Schweißversuchen.
- Bei Einsatz der manuellen Standardverfahren (E-Hand, mWIG) neigen die untersuchten Ni-Basis-Gusswerkstoffe in sehr viel stärkerem Maß als die äquivalenten Knetwerkstoffe zum Auftreten von Heißrissen. Die Rissbildung tritt interkristallin in der WEZ der Schweißnähte im wärmebeeinflussten Gussgefüge auf. Die Heißrisse vom Typ WAR verlaufen entlang der Korngrenzen mit Risslängen von zum Teil mehreren Millimetern. Eine einfache Übertragung der Verarbeitungsrichtlinien der Knetlegierungen auf die Ni-Basis-Gusswerkstoffe ist somit bereits bei geringen Wanddicken nicht zweckmäßig.
- Es konnte gezeigt werden, dass der Einsatz spezieller Schweißtechnologien, wie das vollmechanisierten WIG-Schweißen (vWIG) oder das Elektronenstrahlschweißen (EB), das Auftreten von Heißrissen in den Schweißnähten an den Ni-Basis-Gusswerkstoffen signifikant verringern kann.

- Der Wärmeeintrag beim Schweißen und die Wahl der Fugengeometrie haben großen Einfluss auf die Anfälligkeit des wärmebeeinflussten Gussgefüges gegenüber dem Auftreten von Heißrissen. Beim vWIG-Schweißen der Gusswerkstoffe wurde eine Reduzierung der beim Schweißen eingebrachten Streckenenergien durch den Einsatz der Impulslichtbogentechnik erzielt. Durch eine Verringerung des Flankenwinkels bis hin zu einer 3°-Engspaltnaht konnte eine sehr schmale Nahtgeometrie realisiert werden, so dass entlang der Schmelzlinien weniger Korngrenzen als potentielle Risspfade im stängelkristallinen Schleudergussgefüge geschnitten werden. Diese technologischen Maßnahmen führten zu einer signifikanten Reduzierung der Gesamtrisslänge in den vWIG-Schweißnähten an den Schleudergussmaterialien aus alloy 59 und alloy 617. Die durchgeführten Schweißversuche geben außerdem Hinweise auf eine Verringerung des Heißrissauftritts durch ein Absenken der Zwischenlagentemperatur beim vWIG-Schweißen. Hier könnten weiterführende Untersuchungen erfolgen, die neben den sich ausbildenden Temperaturfeldern auch die Spannungs-Dehnungs-Reaktionen durch wiederkehrende Aufheiz- und Abkühlvorgänge auf die lokale Belastungssituation in der WEZ der Schweißnähte mit in Betracht ziehen.
- Beim EB-Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe wurden verfahrensspezifisch ein gezielter Wärmeeintrag und eine sehr schmale I-Nahtgeometrie realisiert. Risskritischer Bereich in den EB-Schweißnähten am Schleudergussrohr aus alloy 617 ist das wärmebeeinflusste Gussgefüge unterhalb des Nagelkopfes. Werden die im Schleudergussgefüge überwiegend parallel zur I-Naht verlaufenden Korngrenzen im oberen Nahtbereich geschnitten, kann es zur Bildung von Wiederaufschmelzrissen in der WEZ kommen. Durch eine Optimierung der Schweißparameter wurden Nagelkopfbreite und -winkel so verringert, dass nur noch vereinzelte Mikroheißrisse in den entnommenen Nahtquerschliffen festgestellt werden konnten.
- Die erzielten Forschungsergebnisse zur Heißrissvermeidung und den Heißrissursachen beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe konnten für die Fertigung einer Verifikationsschweißung als Rundnaht am Schleudergussrohr aus alloy 617 mittels vWIG-Schweißen herangezogen werden. Die Schweißnaht wies bei der Sicht- und PT-Prüfung der Deck- und Wurzellagenseite keine äußeren Nahtunregelmäßigkeiten auf. Insbesondere Oberflächenrisse im wärmebeeinflussten Gussgefüge konnten vollständig vermieden werden. Eine geringe Mikrorissigkeit in der WEZ der Schweißnähte konnte nur anhand mehrerer entnommener Querschliffe festgestellt werden. Die Zulässigkeit dieser Mikrorisse ist nach DIN EN ISO 5817 [13] in den Bewertungsgruppen C und B nicht eindeutig definiert und hängt laut dem Standard von der Art des Grundwerkstoffes und vor allem von der Rissanfälligkeit ab. Ein Einfluss der verbleibenden Mikrorisse (Gesamtrisslänge < 1 mm in 6 Nahtquerschliffen) auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften (quasi-statisch) der vWIG-Schweißverbindung konnte nicht festgestellt werden. Insgesamt zeigt die nachgewiesene hohe Schweißnahtqualität der Verifikationsschweißung am Schleudergussrohr aus alloy 617, dass die erarbeiteten technologischen Maßnahmen in hohem Maße geeignet sind, um das Heißrissauftreten beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe signifikant zu reduzieren.

Zusammenfassend konnte im Rahmen des durchgeführten Forschungsprojektes eine Bewertung und Einordnung der Schweißseignung der untersuchten Ni-Basis-Gusswerkstoffe (Sandform- und Schleuderguss) im Vergleich zu den warmgewalzten Blechwerkstoffen erzielt werden. Dies geschah mittels verschiedener Heißrissprüfverfahren als auch durch reale Schweißversuche mit Standardverfahren und speziellen Schweißtechnologien. So konnten weiterführende Erkenntnisse zu den Heißrissursachen und Heißrissmechanismen

beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe (Heißrissarten, Rissverlauf, Rolle von Korngrenzenausscheidungen bei der Rissentstehung, etc.) erarbeitet werden. Im Hinblick auf die Gewährleistung heißrissfreier Schweißverbindungen an den Gussmaterialien wurden Aussagen zum Einsatzpotential des vollmechanisierten WIG-Schweißens und des Elektronenstrahlschweißens zur Reduzierung des Heißrissauftritts gemacht. Für beide Verfahren wurden Empfehlungen in Form technologischer Maßnahmen (Fugengeometrie, Begrenzung von Wärmeeintrag und Zwischenlagentemperatur etc.) gegeben, die eine qualitätsgerechte schweißtechnische Verarbeitung der Ni-Basis-Gussmaterialien ermöglichen.

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, die Sicherheit und Produktivität beim Konstruktions- und Fertigungsschweißen von hochwarmfesten bzw. nasskorrosionsbeständigen Ni-Basis-Gussbauteilen zu erhöhen.

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 (FP). 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. Bedingt durch einen Anlagendefekt, erhöhten Zeitaufwand bei der Probenbearbeitung und einen unerwarteten mehrmonatigen Personalausfall wurde zwischenzeitlich einem Antrag auf kostenneutrale Verlängerung der Projektlaufzeit um 6 Monate stattgegeben. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte wissenschaftlich-technische Personal war für die Auswahl und Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

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 und Materialien, Verfahrenstechnik und Produktion zu erwarten. Von den Ergebnissen profitieren alle Hersteller und Verarbeiter von Ni-Basis-Gusswerkstoffen aus den Bereichen der Offshore-, 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 Ni-Basis-Gusslegierungen durchführen. Die Erkenntnisse des Forschungsprojektes stehen den Unternehmen unmittelbar nach Abschluss des Forschungsprojektes zur Verfügung.

Im Rahmen des Projektes konnte gezeigt werden, dass beim Schweißen mit manuellen Standardtechnologien, wie sie vielfach bei klein- und mittelständischen Verarbeitern zum Einsatz kommen, eine einfache Übertragung der Verarbeitungsrichtlinien der Knetwerkstoffe auf die Gussmaterialien nicht zweckmäßig ist. So können Heißrisse im Schweißgut der Verbindungen zwar sicher vermieden werden, jedoch müssen zur Reduzierung der zum Teil makroskopischen Rissbildung in der Wärmeeinflusszone der Gusswerkstoffe weiterführende technologische Maßnahmen ergriffen werden, die im Rahmen der manuellen Standardverfahren jedoch nur begrenzt möglich sind. Aus den Forschungsergebnissen geht hervor, dass insbesondere eine Reduzierung des Wärmeeintrages beim Schweißen und die Anpassung der Fugengeometrie zu einer deutlichen Verringerung des Rissauftritts beim Schweißen der Ni-Basis-Gusswerkstoffe führen. Für das vollmechanisierte WIG-Impulslichtbogenschweißen und das Elektronenstrahlschweißen wurden entsprechende Technologien für eine qualitätsgerechte Verarbeitung der Ni-Basis-Gusswerkstoffe optimiert. Diese können in Schweißanweisungen sowie Verarbeitungs- und Konstruktionsvorgaben einfließen. Die Kosten für eine potentielle Nutzung der mechanisierten WIG-Impulslichtbogentechnik liegen auch für klein- und mittelständische Unternehmen im finanzierbaren Bereich. Durch die nachhaltige Reduzierung der Nacharbeit rissbehafteter Schweißnähte bzw. der Zahl der Ausschussteile und der verfahrensbedingten Produktivitätssteigerung ist eine ausreichend hohe Wirtschaftlichkeit bei Einsatz des mechanisierten WIG-Schweißens an Bauteilen aus Ni-Basis-Gusswerkstoffen zu erwarten. Der Einsatz einer EB-Schweißanlage stellt ein größeres Investitionsvolumen dar. Die letzten Jahre haben jedoch gezeigt, dass der Einsatz des EB-Schweißens oft wirtschaftlicher ist als die Anwendung konkurrierender Verfahren, beispielsweise durch innovative Schleusenkonzepte, eine Vielzahl einzigartiger konstruktiver Möglichkeiten, Kreativität im Vorrichtungsbau und die Möglichkeit einer vollständigen Integration in Fertigungsprozesse. Für klein- und mittelständische Unternehmen besteht die Möglichkeit entsprechende Fertigungsaufgaben im Rahmen einer Lohnfertigung auszulagern.

Insgesamt tragen die Ergebnisse des vorliegenden Forschungsvorhabens dazu bei, gegebene Fertigungsaufgaben in einer Lohnfertigung von klein- und mittelständischen Unternehmen in der geforderten Qualität und gleichzeitig mit hoher Fertigungssicherheit und Produktivität abzuwickeln. Eine qualitätsgerechte Fertigung von Schweißnähten an Ni-Basis-Gusswerkstoffen ermöglicht es zudem neue Einsatzmöglichkeiten für die Werkstoffgruppe zu erschließen.

10 Bisherige Veröffentlichungen zu den Forschungsergebnissen

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

- Fink, C.; Zinke, M.: Verbesserung der schweißtechnischen Verarbeitung von Nickel-Basis-Sandform- und Schleudergusslegierungen. In: DVS Congress 2014, DVS-Berichte, Band 306 (2014) (ISBN: 978-3-945023-03-7), S. 295-301.
- Sudy, M.; Fink, C.; Zinke, M.: Beurteilung der Heißrissneigung von Ni-Basis-Guss- und Knetmaterial im Heißzugversuch an der Gleeble[®] 3500. In: DVS Studentenkongress 2014, DVS-Berichte, Band 306 (2014) (ISBN: 978-3-945023-03-7), S. 106-111.
- Fink, C.; Zinke, M.: Erkenntnisse zur schweißtechnischen Verarbeitung von Schleuder- und Sandguss von Nickelbasislegierungen. In: 6. FDBR-Werkstofftagung, Düsseldorf, 04.11.2014.

Folgende Veröffentlichung ist bereits angenommen und erscheint demnächst als Buchbeitrag:

- Fink, C.; Zinke, M.; Jüttner, S.: Weldability of Cast and Wrought Nickel Base Alloys 59, 617 and 625. In: Cracking Phenomena in Welds IV (erscheint demnächst).

11 Plan zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft

Bereits durchgeführte Transfermaßnahmen:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum
Vorträge auf Konferenzen (3)	Vortrag auf DVS Congress 2014 (Berlin)	15.-16.09.2014
	Vortrag auf DVS Studentenkongress 2014 (Berlin)	
Beiträge in Tagungsbänden (2)	Vortrag auf 4th International Workshop Cracking Phenomena in Welds (Berlin)	02.-04.04.2014
	Tagungsband DVS Congress 2014 (DVS-Berichte Band 306)	15.-16.09.2014
Veröffentlichung der Ergebnisse	Tagungsband DVS Studentenkongress 2014 (DVS-Berichte Band 306)	15.-16.09.2014
	Vorträge in Gremien und Veranstaltungen des DVS (6)	26.04.2012 15.11.2012 28.05.2013 20.11.2013 27.03.2014 10.09.2014
Internetdokument (3)	Präsentation von aktuellen Ergebnissen vor dem FA 1 des DVS „Metallurgie und Werkstofftechnik“	27.04.2012 26.04.2013
	Institutsberichte des IWF (http://www.iwf.ovgu.de)	01.02.2012
Projektbegleitender Ausschuss (6)	Kurzfassung im Forschungsportal Sachsen-Anhalt (http://www.forschung-sachsen-anhalt.de)	08.02.2012 08.11.2012
	Darstellung und Diskussion von akt. Ergebnissen und Abgleich mit den Anforderungen der Industrie	02.07.2013 18.12.2013 16.04.2014 30.07.2014
Verifizierung der erarbeiteten Forschungsergebnisse	Fertigung eines Funktionsmusters aus Ni-Basisguss an der Forschungsstelle	09.07.2014
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	„Elektronenstrahlschweißen von Knet- und Gussmaterial der Nickel-Basislegierung alloy 617“ (Masterarbeit)	27.05.2014
	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchts (2)	„Ermittlung der Brittle Temperature Range (BTR) im Heißzugversuch mittels Gleeble für Guss- und Knetmaterial der Ni-Basislegierung alloy 625“ (Masterarbeit)

Geplante Transfermaßnahmen nach Laufzeitende:

Maßnahme (Anzahl)	Rahmen	Datum	
Veröffentlichung der Ergebnisse	Vorträge auf Konferenzen (1)	Vortrag auf 6. FDBR-Werkstofftagung (Düsseldorf)	04.11.2014
	Buchbeiträge (1)	Cracking Phenomena in Welds IV	Anfang 2015
	Beiträge in Fachzeitschriften (1)	Schweißen und Schneiden	Anfang 2015
	Internetdokument (1)	Abschlussbericht auf den Internetseiten des DVS (www.dvs-forschungsvereinigung.de)	31.11.2014
Ergebnistransfer in die akademische Ausbildung	Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchs (4)	„Mechanisiertes WIG-Wurzelschweißen von dick- wandigen Ni-Basislegierungen“ (Master-Projektarbeit)	13.11.2014
		„Untersuchungen zur Verringerung des Heißriss- auftretens beim vollmechanisierten WIG-Kaltdraht- schweißen von Ni-Basisguss“ (Masterarbeit)	10.03.2015
		Dissertation	Anfang 2015
		Lehrveranstaltungen (u.a. Vorlesung „Werkstoffe und Schweißen“)	kontinuierlich fortlaufend

12 Literatur

- [1] Atkinson, R.: Herstellung von Gußstücken aus Nickelbasislegierungen. Gießerei-Praxis(12), 2000, S. 515–24.
- [2] Röhrig, K.: Guss aus hochkorrosionsbeständigen Ni-Basislegierungen. Konstruieren + Giessen 33(3), 2008, S. 9–15.
- [3] AICHEMA 2006 Messe für Chemieanlagenbau und Umweltschutz. Gießerei-Praxis(9), 2006, S. 274–80.
- [4] Kelly, T. J.: Welding metallurgy of investment cast nickel-based superalloys. In: Patterson, R. A. (Hrsg.) Weldability of materials. ASM International Materials Park, Ohio, 1990, S. 151–57.
- [5] ThyssenKrupp Steel (Hrsg.): Vergleich der korrosiven, mechanischen und physikalischen Eigenschaften von gegossenen und geschmiedeten Bauteilen aus rostfreien Stählen, 2002.
- [6] Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG: Märker® Alloy 59. Werkstoffdatenblatt G-NiCr23Mo16, 2006 Lindlar.
- [7] Overbeck, G.-W.: Neue Gusswerkstoffe mit verbesserten Korrosionseigenschaften für den Pumpenbau Pumpentagung - Pump Congress, Karlsruhe 1996, , Tagungsband.
- [8] Stephan, D.: Heißrissprüfung hochlegierter Stahlgusserschweißungen. Schweißtechnik 39, 1989, S. 356-.
- [9] Kannengießler, T.; McInnerney, T.; Florian, W., et al.: The Influence of Local Weld Deformation on Hot Cracking Susceptibility Mathematical modelling of weld phenomena 6, , Tagungsband, S. 803–18.
- [10] Ogawa, T.: Prevention of weld hot cracking. Welding International 5(12), 1991, S. 931–35.
- [11] Yushchenko, K. A.; Savchenko, S.: Welding of high-nickel alloys High Productivity Joining Processes, Volume II, Aachen, , Tagungsband, S. 677–88.
- [12] Herold, H.; Zinke, M.: Entwicklungstendenzen bei korrosionsbeständigen hochwarmfesten Werkstoffen und ihre schweißtechnische Verarbeitung. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 30(11), 1999, S. 678–81.
- [13] DIN EN ISO 5817:2014-06 Schweißen - Schmelzschweißverbindungen an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten.
- [14] Matting, A.; Neitzel, M.: Das Bewerten von Schweißfehlern im Dauerschwingversuch. Schweißen und Schneiden 18(3), 1966, S. 113–24.
- [15] Thomas, R.: HAZ-cracking in thick sections of austenitic stainless steels - part II. Welding Journal, New York 63(12), 1984, S. 355s-368s.
- [16] DIN EN ISO 17641-1:2004-10 Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 1: Allgemeines.
- [17] Schuster, J.: Heißrisse in Schweißverbindungen - Entstehung, Nachweis und Vermeidung Düsseldorf, Habil.-Schr. TU Chemnitz, 2004.
- [18] Probst, R.; Beckert, M.; Neumann, A.: Grundlagen der Schweißtechnik. Schweißmetallurgie, Verl. Technik Berlin, 1971.
- [19] Folkhard, E.: Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle, Springer Wien, 1984.
- [20] Thier, H.: Deltaferrit und Heißrisse beim Schweißen chemisch beständiger austenitischer Stähle Die Schweißtechnik im Dienste der Energieversorgung und des Chemieanlagenbaus, , Tagungsband, S. 100–04.
- [21] DVS-Merkblatt 1004-1:1996-11 Heißrissprüfverfahren - Grundlagen.

- [22] Hemsworth, B.; Boniszewski, E. N. F.: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. *Metal Construction and British Welding Journal* 1(February), 1969, S. 5–16.
- [23] Krafka, H.: Risse in Schweißverbindungen: Heißrissarten, Heißrissentstehung und Heißrissprüfung Festigkeits- und Bruchverhalten von Fügeverbindungen, Berlin, 22.-23.02.2000, Tagungsband, S. 161–71.
- [24] Lippold, J. C.; Baeslack, W. A. I.; Varol, I.: Heat-Affected Zone Liquation Cracking in Austenitic and Duplex Stainless Steels. *Welding Journal, Welding Research Supplement* 71(1), 1992, S. 1s-14s.
- [25] Wolf, M.: Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren. Universität der Bundeswehr Bremerhaven, Dissertation, 2006.
- [26] Schuster, J.: Grundlegende Betrachtung zur Entstehung von Heißrissen. *Schweißen und Schneiden* 50(10), 1998, S. 646–54.
- [27] Nissley, N.; Lippold, J. C.: Development of the Strain-to-Fracture Test. *Welding Journal, Welding Research Supplement*(December), 2003, S. 355s-364s.
- [28] 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*. Springer Berlin, Heidelberg, 2005, S. 19–41.
- [29] Noecker II, F.; DuPont, J. N.: Metallurgical Investigation into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys: Part II. Microstructural and microchemical development is characterized during simulated weld reheat thermal cycle and correlated to ductility dip cracking susceptibility. *Welding Journal, Welding Research Supplement* 88(March), 2009, S. 62s-77s.
- [30] Kikel, J. M.; Parker, D. M.: Ductility dip cracking susceptibility of Inconel Filler Metal 52 and Inconel Alloy 690 Trends in welding research, , Tagungsband, S. 757–62.
- [31] Borland, J. C.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds (and Castings). *British Welding Journal*(August), 1960, S. 508–12.
- [32] Borland, J. C.: Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. *British Welding Journal* 8, 1961, S. 526–40.
- [33] Prokhorov, N.: The technological strength of metals while crystallizing during welding. *Welding Production* 9(4), 1962, S. 1–8.
- [34] Prokhorov, N.; Jakuschin, B.; Prokhorov, N. N.: Theorie und Verfahren zum Bestimmen der technologischen Festigkeit von Metallen während des Kristallisationsprozesses beim Schweißen. *Schweißtechnik* 18(1), 1968, S. 8–11.
- [35] Prokhorov, N.: Die Plastizität der kristallisierenden Metalle. *Litejnoj Proiz.*(4), 1962, S. 32–35.
- [36] Prokhorov, N.: Die Widerstandsfähigkeit der Metalle gegen die Bildung von Rissen während der Gusskörperbildung. *Litejnoj Proiz.*(4), 1962, S. 28–31.
- [37] Prokhorov, N.; Prokhorov, N. N.: Fundamentals of the Theory for Technological Strength of Metals while Crystallising During Welding. *Transactions of the Japan Welding Society* 2(2), 1971, S. 109–17.
- [38] Feurer, U.: Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminium alloys *Proceedings International Symposium on Engineering Alloys*, Delft, Netherlands, , Tagungsband, S. 131–45.
- [39] Feurer, U.: Mathematisches Modell der Warmrißneigung von binären Aluminiumlegierungen. *Gießereiforschung* 28(2), 1976, S. 75–80.
- [40] Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Gremaud, M.: A new hot-tearing criterion. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30(2), 1999, S. 449–55.

- [41] Holt, M.; Olson, D.; Cross, C.: Interfacial tension driven fluid flow model for hot cracking. *Scripta Metallurgica et Materialia* 26(7), 1992, S. 1119–24.
- [42] DIN-Fachbericht 17641-3:2004 Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Heißrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen.
- [43] DVS-Merkblatt 1004-2:1996-11 Heißrissprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben.
- [44] Folkhard, E.; Rabensteiner, G. S. H.; Fuchs, K., et al.: Der PVR-Test, ein neues Verfahren zur Ermittlung der Heißrissicherheit von Schweißwerkstoffen mit hoher quantitativer Aussagekraft 50 Jahre Böhler Schweißtechnik, Leoben/Kapfenberg, 24.-25.11.1977, Tagungsband.
- [45] Farrar, J. C. M.: Hot Cracking Tests – The Route to International Standardization. In: Böllinghaus, T.; Herold, H. (Hrsg.) *Hot cracking phenomena in welds*. Springer Berlin, Heidelberg, 2005, S. 291–304.
- [46] Lin, W.; Nelson, T. W.; Lippold, J. C., et al.: A study of the HAZ crack susceptible region in Alloy 625 *International trends in welding science and technology*, , Tagungsband, S. 695–702.
- [47] Klenk, A.: Anforderungen an Schweißverbindungen in Hocheffizienzkraftwerken. Cluster-Forum Schweißtechnik im Kraftwerksbau:20.10.2009.
- [48] Speicher, M.; Klenk, A.; Maile, K., et al.: Investigations on advanced materials for 700°C steam power plant components 3rd Symposium on Heat Resistant Steels and Alloys for High Efficiency USC Power Plants, , Tagungsband.
- [49] Schweißmetallurgische Untersuchungen zum wärmereduzierten MAG-Verbindungsschweißen heißrissempfindlicher Ni-Basislegierungen. IGF-Forschungsvorhaben 16.316BR, (Laufzeit 01.03.2010-28.02.2012).
- [50] BAM: Laser-Plasma-Pulver-Hybridschweißen an Ni-Basis Legierung Alloy 617 (2.4663) in Zwangslagen. Poster der Fachgruppe 5.5.
URL: http://www.bam.de/de/kompetenzen/fachabteilungen/abteilung_5/fg55/fg55_medien/fg55_poster_lppaw2.pdf.
- [51] Brill, U.; Hoffman, T.; Wilken, K.: Solidification cracking: Super stainless steels and nickel base alloys. In: Patterson, R. A. (Hrsg.) *Weldability of materials*. ASM International Materials Park, Ohio, 1990, S. 99–105.
- [52] Karlsson, L.; Bergquist, E.-L.; Rigdal, S., et al.: Evaluating Hot Cracking Susceptibility of Ni-Base SAW Consumables for Welding of 9% Ni Steel. In: Böllinghaus, T. (Hrsg.) *Hot cracking phenomena in welds II*. Springer Berlin, 2008, S. 329–47.
- [53] Rudolph, G.; Hoffmann, T.: Verbesserung der Schweißtechnik und Schweißreignung von Nickellegierungen. Teil 1: Kenntnisstand und Schweißverfahren. *Metall* 41(10), 1987, S. 988–97.
- [54] Rudolph, G.; Hoffmann, T.: Verbesserung der Schweißtechnik und Schweißreignung von Nickellegierungen. Teil 2: Schweißversuche, Nachfolgeuntersuchungen, Diskussion. *Metall* 41(12), 1987, S. 1210–20.
- [55] Verbesserung der Heißrissicherheit beim UP-Schweißen von Nickelbasislegierungen unter dem Aspekt gesteigerter Wirtschaftlichkeit. (Laufzeit: 01.02.2005-31.01.2007), IGF-Forschungsvorhaben Nr. 13.864N.
- [56] Arata, Y.; Terai, K.; Nagai, H., et al.: Fundamental Studies on Electron Beam Welding of Heat-resistant Superalloys for Nuclear Plants (Report I). Effect of Welding Conditions on Some Characteristics of Weld Bead. *Transactions of JWRI* 5(2), 1976, S. 119–26.
- [57] Arata, Y.; Shimizu, S.; Murakami, T.: Study on Electron Beam Welding of Dissimilar Materials for Nuclear Plant (Report I) - Effect of Welding Conditions on Weld Defects. *Transactions of JWRI* 12(2), 1983, S. 183–92.

- [58] Einsatz der Mehrfokustechnik beim Laser- und Elektronenstrahlschweißen zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik am Beispiel ausscheidungshärtender heißrissempfindlicher Nickelbasis-Superlegierungen (FokuWob). IGF-Forschungsvorhaben 16.517N, (Laufzeit: 01.06.2010 - 31.05.2012), 2012.
- [59] ISO 12725:1997-07 Nickel and nickel alloy castings.
- [60] ASTM A494 / A494M - 12:2012 Standard Specification for Castings, Nickel and Nickel Alloy.
- [61] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 5923hMo - alloy 59. Korrosionsbeständige Legierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4130, 2006.
- [62] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 6020hMo - alloy 625. Hochtemperatur- und korrosionsbeständige Legierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4118, 2007.
- [63] ThyssenKrupp VDM GmbH: Nicrofer 5520 Co - alloy 617. Superlegierung, Werkstoffdatenblatt Nr. 4119, 2005.
- [64] Maile, K.; Klenk, A.; Speicher, M.: Rissemföndlichkeit von Alloy 617 für Rohrleitungen Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 28.11.2008, Tagungsband, S. 139–50.
- [65] Houska, C.: Stainless Steel and Nickel-Base Castings. The Nickel Institute (Hrsg.). URL: http://www.nickelinstitute.org/index.cfm/ci_id/15786/la_id/1/ci_doc_id/3299/st_id/47/level/3.html. Abrufdatum 23.03.2011.
- [66] DIN 17744:2002-09 Nickel-Knetlegierungen mit Molybdän und Chrom Zusammensetzung.
- [67] DIN 17750:2002-09 Bänder und Bleche aus Nickel und Nickel-Knetlegierung - Eigenschaften.
- [68] DIN EN 10302:2008-06 Warmfeste Stähle, Nickel- und Cobaltlegierungen.
- [69] DIN EN ISO 14172:2009-03 Schweißzusätze - Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenhandschweißen von Nickel und Nickellegierungen - Einteilung.
- [70] DIN EN ISO 18274:2011-04 Schweißzusätze - Draht- und Bandlektroden, Massivdrähte und-stäbe zum Schmelzschweißen von Nickel und Nickellegierungen - Einteilung.
- [71] DIN EN ISO 3452-1:2013-09 Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen.
- [72] DIN EN ISO 17636-1:2013-05 Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung. Teil 1: Röntgen- und Gammastrahlungstechniken mit Filmen.
- [73] ASTM E112:2004 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.
- [74] DIN EN ISO 6507-1:2006-03 Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren.
- [75] DIN EN ISO 9015-1:2011-05 Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Härteprüfung - Teil1: Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen.
- [76] DIN EN ISO 6892-2:2011-05 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur.
- [77] DIN EN ISO 5173:2012-02 Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen - Biegeprüfungen.
- [78] DIN EN ISO 9016:2011-05 Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kerbschlagbiegeversuch - Probenlage, Kerbrichtung und Beurteilung.
- [79] DIN EN ISO 148-1:2011-01 Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren.
- [80] Sabol, G. P.; Stickler, R.: Microstructure of Nickel-Based Superalloys. *physica status solidi (b)* 35(1), 1969, S. 11–52.

- [81] Hartnagel, W.; Overbeck, G.-W.: Alloy 617 im Schleuderguss - Untersuchungen zum mechanischen Verhalten verschiedener Modifikationen Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 30.11.2012, Tagungsband, S. 81–91.
- [82] Mankins, W.; Hosier, J.; Bassford, T.: Microstructure and phase stability of INCONEL alloy 617. *Metallurgical Transactions* 5(12), 1974, S. 2579–90.
- [83] Kihara, S.; Newkirk, J. B.; Ohtomo, A., et al.: Morphological changes of carbides during creep and their effects on the creep properties of Inconel 617 at 1000 °C. *Metallurgical Transactions A* 11(6), 1980, S. 1019–31.
- [84] Ma, Y.; Sun, J.; Xie, X., et al.: An investigation on fine-grain formation and structural character in cast IN718 superalloy. *Journal of Materials Processing Technology* 137(1-3), 2003, S. 35–39.
- [85] Liu, L.; Zhang, R.; Wang, L., et al.: A new method of fine grained casting for nickle-base superalloys. *Journal of Materials Processing Technology* 77(1-3), 1998, S. 300–04.
- [86] Li, Y.-j.; Ma, X.-p.; Yang, Y.-s.: Grain refinement of as-cast superalloy IN718 under action of low voltage pulsed magnetic field. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 21(6), 2011, S. 1277–82.
- [87] Mizumoto, M.; Nomura, S.; Kagawa, A.: Grain refining of Inconel 718 by Addition of Ni-Nb-C Alloy. *Trans. Indian Inst. Met.* 58(4), 2005, S. 597–602.
- [88] Mizumoto, M.; Sasaki, S.; Ohgai, T., et al.: Development of new additive for grain refinement of austenitic stainless steel. *International Journal of Cast Metals Research* 21(1-4), 2008, S. 49–55.
- [89] HAYNES International Inc.: HASTELLOY C-2000 alloy. *Corrosion-Resistant Alloys*, 2005.
- [90] Lundin, C. D.; Qiao, C. Y. P.; Lee, C. H.: Standardization of Gleeble Hot Ductility Testing: Part II: Experimental Evaluation. In: Patterson, R. A. (Hrsg.) *Weldability of materials*. ASM International Materials Park, Ohio, 1990, S. 9–22.
- [91] Floreen, S.; Fuchs, G. E.; Yang, W. J.: *The Metallurgy of Alloy 625 Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*, , Tagungsband, S. 13–37.
- [92] Lin, W.-E.: A methodology for quantifying heat-affected zone liquation cracking susceptibility. *The Ohio State University Columbus, Dissertation*, 1991.
- [93] DIN EN ISO 15614-1:2012-06 Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe - Schweißverfahrensprüfung - Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen.
- [94] DIN EN ISO 4136:2011-05 Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querzugversuch.
- [95] Killing, U.: Beitrag zur Wärmeeinbringung und Schweißnahtbildung beim WIG-Impulsschweißen Dortmund, Dissertation, 1985.
- [96] Krebs, S.: WIG-Heißdraht-Orbitalschweißen von Rohren aus hochwarmfesten Stählen Magdeburg, Dissertation, 2004.
- [97] Ruge, J.: *Handbuch der Schweißtechnik*, Springer Berlin [u.a.], 3., neubearb. Aufl., 1993.
- [98] Hauser, G.: Analyse von Schweißnahtunregelmäßigkeiten beim WIG-Orbitalschweißen von vollaustenitischen Stahlrohren Dresden, Diplomarbeit, 2011.
- [99] DVS-Merkblatt 0920:2004-07 Wolfram-Inertgasschweißen (WIG) - Allgemeine Übersicht.
- [100] DIN EN 1435:2002-09 Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen - Durchstrahlungsprüfung von Schmelzschweißverbindungen.