

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



Masterarbeit

Untersuchungen zum Verbundgießen von warmfesten
Legierungen

eingereicht von

Thomas Weligoschek, BSc

Betreuer

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr

Leoben, im Februar 2010

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, am 23.02.2010

Thomas Weligoschek

Danksagung

Ich bedanke mich beim gesamten Team des Lehrstuhls für Umformtechnik für die gute Zusammenarbeit bei der Erstellung meiner Masterarbeit und der Unterstützung bei der Umsetzung der praktischen Versuche. Vor allem gilt ein besonderes Dankeschön Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Bruno Buchmayr, der mir die vorliegende Arbeit ermöglicht hat und während dieser Zeit stets ein offenes Ohr für mich hatte.

Weiters möchte ich mich speziell bei Herrn Dipl.-Ing. Salar Bozorgi vom Lehrstuhl Gießereikunde sowie Herrn Dipl.-Ing. Joseph Domitner vom MCL für die Hilfe bedanken. Ein weiterer Dank gilt den Mitarbeitern des Technikums am Lehrstuhl für Metallurgie für die tatkräftige Unterstützung bei der Durchführung der Gießversuche.

Ein ganz besonderer Dank sei auch an meine Eltern sowie meine Freundin Andrea gerichtet, die während des gesamten Studiums viel Verständnis und Unterstützung aufgebracht haben und mir in so mancher schweren Situation zur Seite gestanden sind.

Kurzfassung

Im Bereich hoch temperatur- und korrosionsbeanspruchter Bauteile bietet sich die Kombination hochlegierter, warmfester Werkstoffe mit niedriger legierten Stählen an, wodurch sich eine individuelle Anpassung an das gegebene Beanspruchungsprofil ergibt. Konventionellen Füge-technologien wie Plattierungen, Beschichtungen oder Mischschweißverbindungen sind oftmals verfahrenstechnische und/oder werkstoffbedingte Grenzen gesetzt, die aus den stark unterschiedlichen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften der Werkstoffe resultieren.

In der vorliegenden Arbeit wird auf Basis einer gießtechnischen Methode der Einfluss von verfahrens- und werkstoffbedingten Einflussparametern beim Verbinden von warmfesten Stählen (E911, 1.4905; P/T91, 1.4903; 316, 1.4401) sowie einer Nickelbasis-Legierung (Alloy 602CA, 2.4633) studiert. Die angewandte Gießmethode basiert auf dem Befüllen rohrförmiger Festkörper mit einer Stahlschmelze, wobei durch die eingebrachte Wärmeenergie ein Aufschmelzen der festen Verbundkomponente erreicht werden soll. Mit Hilfe unterstützender Simulationsrechnungen werden Rahmenbedingungen zur Einstellung der in den experimentellen Methoden veränderten Versuchsparameter Vorwärmtemperatur und Gießtemperatur geschaffen, um letztendlich durch eine Parameteranpassung die Ausbildung einer homogenen Haftgrenzschicht zu erreichen. Allerdings machen die Ergebnisse darauf aufmerksam, dass neben thermischen auch strömungs- und geometriebedingte Einflüsse zu berücksichtigen sind.

Ein vorangegangener Gießversuch der Werkstoffpaarung 34CrAlMo5 (1.8507) und 34CrMo4 (1.7220) zeigte bei einem Massenverhältnis von 1,77 (1.7220/1.8507) und einer Vorwärmtemperatur von 450°C im Eingießbereich eine deutliche Querschnittreduzierung des Rohrwerkstoffes (1.8507). Dies deutet auf ein Aufschmelzen der festen Komponente hin, wobei neben diesem lokalen Bindebereich jedoch deutliche Haftungsprobleme aufgetreten sind. Bei der Werkstoffkombination 1.4905 und 2.4633 wird bei einem Massenverhältnis von 6,18 (1.4905/2.4633) und einer Gießtemperatur von 1575°C ein größerer, homogener Bindebereich sowie ein lokaler Aufschmelzbereich festgestellt. Die Einstellung einer Vorwärmtemperatur von 1000°C und einer Gießtemperatur von 1600°C führt bei der analogen Werkstoffkombination zum lokalen Durchbrechen der 3,2mm dicken Rohrwand und somit zu keinem zufriedenstellenden Verbundgießergebnis.

Abstract

For the use of high temperature and corrosion stressed components it would be beneficial to use a combination of high alloyed, creep-resistant materials and low alloyed steels, whereby an individual adaptation to the given loads is achieved. Conventional joining technologies like claddings, coatings or dissimilar weldings often show procedural and/or material conditioned limitations due to significant differences of physical and metallurgical properties of the used materials.

The present thesis studies the influence of procedural and material conditioned factors for a joining process based on a composite casting method for the bonding of creep-resistant steels (E911, 1.4905; P/T91, 1.4903; 316, 1.4401) and a nickelbased-alloy (Alloy 602CA, 2.4633). The applied casting method is based on the filling of tubular solids with molten steel, whereas a partial melting of the solids due to the transferred thermal energy should be achieved. With the aid of supporting computer simulation basic conditions for the setting of the experimental test parameters (preheat temperature, casting temperature) are created, in order to produce a homogenous link layer due to the adaptation of the changeable parameters. Certainly the results show that not only thermal influences have to be considered, but also the melt flow and geometrical conditioned effects.

A previous composite casting experiment of the material combination 34CrAlMo5 (1.8507) and 34CrMo4 (1.7220) showed an observable reduction of the tube wall thickness at the pouring region of the solid (1.8507), whereby a mass ratio of 1,77 (1.7220/1.8507) and a preheat temperature of 450°C were adjusted. This indicates a partial fusing of the tubular solid, whereas clear adhesion problems are registered adjacent to the mentioned joint area. The composite casting of the material combination 1.4905 and 2.4633 results in an extensive bonding range as well as in a local melting area provided that a mass ratio of 6,18 (1.4905/2.4633) and a casting temperature of 1575°C are used. The setting of a 1000°C preheat temperature and a 1600°C casting temperature for the analog material combination lead to local breakout of the 3,2mm thick wall of the solid and consequently to an inadequate casting result.

Inhaltsverzeichnis

<i>Eidesstattliche Erklärung</i>	<i>I</i>
<i>Danksagung</i>	<i>II</i>
<i>Kurzfassung</i>	<i>III</i>
<i>Abstract</i>	<i>IV</i>
<i>Akronyme</i>	<i>VIII</i>
<i>Formelzeichen und Einheiten</i>	<i>IX</i>
1. Einleitung und Zielsetzung	1
2. Aufgabenstellung	2
3. Motivation zum Einsatz von warmfesten Werkstoffverbunden	3
4. Werkstoff- und verfahrenstechnische Grundlagen von Werkstoffverbunden	6
4.1. Werkstoffverbunde und Verbundwerkstoffe	6
4.1.1. Einteilung der Werkstoffverbunde und Verbundwerkstoffe	7
4.1.1.1. Faserverbundwerkstoffe	7
4.1.1.2. Teilchenverbundwerkstoffe	7
4.1.1.3. Durchdringungsverbundwerkstoffe	8
4.1.1.4. Schichtverbundwerkstoffe.....	8
4.1.2. Herstellverfahren von Schichtverbundwerkstoffen	9
4.1.2.1. Plattieren	9
4.1.2.2. Beschichten	11
4.1.2.3. Diffusionsschweißen.....	14
4.1.2.4. Reibschweißen	16
4.2. Schmelzschweißmischverbindungen	21
4.2.1. Grundlegende Betrachtung von Schmelzschweißprozessen	21
4.2.2. Metallurgische Verträglichkeit bei Mischverbindungen.....	22
4.2.2.1. Mischverbindungen Stahl/Aluminium	23
4.2.2.2. Mischverbindungen Stahl/Kupfer	25
4.2.2.3. Mischverbindungen Stahl/Nickel	25
4.2.2.4. Mischverbindungen Ferrit/Austenit.....	26
4.3. Verbundgießen	28
4.3.1. Allgemeiner Verfahrensüberblick und Entwicklung	28
4.3.2. Grundlegende Prozesse bei der Verbundbildung	31
4.3.3. Einflussgrößen auf die Verbundbildung	32

4.3.4.	Voraussetzungen zur Ausbildung einer Verbindung	34
4.3.5.	Weiterführende Betrachtungen bezüglich der gießtechnischen Umsetzung	37
4.4.	Berechnung der Liquidus- und Solidustemperaturen.....	38
4.4.1.	Empirische Lösungsansätze.....	38
4.4.2.	Berechnungen mit ThermoCalc	41
4.4.3.	Weiterführende Betrachtungen bezüglich der gießtechnischen Umsetzung	44
4.5.	Temperaturfeldrechnung	45
4.5.1.	Wärmeleitung	45
4.5.1.1.	Instationäre Wärmeleitung	45
4.5.2.	Lösungsmethoden.....	46
4.5.3.	Verfahren der Finiten Differenzen.....	47
4.5.4.	Anfangs- und Randbedingungen	49
5.	Konzeptentwicklung und experimentelle Durchführung	50
5.1.	Zusammenfassende Betrachtung der Erkenntnisse aus der Literatur in Hinblick auf die Aufgabenstellung	50
5.2.	Gewählte Vorgehensweise / Systembetrachtung.....	51
5.2.1.	Planung der Versuchsmethoden.....	52
5.2.1.1.	Chemische Analyse	54
5.2.1.2.	Metallographie	54
5.2.1.3.	Mikrohärtemessung	54
5.2.2.	Chemische Analysen der Werkstoffpaarungen	55
5.3.	Temperaturfeldrechnung/Erstarrungssimulation	56
5.3.1.	Anfangs- und Randbedingungen	56
5.3.2.	Thermophysikalische Materialdaten	56
5.4.	Vorversuch zur Vermeidung oberflächlicher Oxidation (Verzunderung) durch Anwendung von Schutzgas	57
5.5.	Verbundgießen.....	58
5.5.1.	Versuchsaufbau	58
5.5.2.	Versuchsdurchführung	61
5.6.	Reibschweißversuche	64
5.6.1.	Probenvorbereitung	64
5.6.2.	Versuchsdurchführung	66

6.	<i>Ergebnisse und Diskussion</i>	67
6.1.	Erstarrungssimulation/Temperaturfeldrechnung	67
	6.1.1. Temperaturverteilung	67
	6.1.2. Anteil an flüssiger Phase	69
6.2.	Verbundgießen	71
	6.2.1. Vorversuch	71
	6.2.2. Erster Gießversuch	77
	6.2.3. Zweiter Gießversuch	89
6.3.	Reibschweißen	93
	6.3.1. Erste Versuchserie	93
	6.3.2. Zweite Versuchserie	95
7.	<i>Schlussfolgerungen</i>	98
8.	<i>Ausblick (offene Punkte)</i>	100
9.	<i>Abbildungsverzeichnis</i>	101
10.	<i>Tabellenverzeichnis</i>	105
11.	<i>Literaturverzeichnis</i>	106
12.	<i>Anhang</i>	110
	12.1. Detaillierte Betrachtung und Vergleich der Herstellmethoden für Schichtverbundwerkstoffe.....	110
	12.2. Ergänzende ThermoCalc Ergebnisse.....	111
	12.3. Ergänzende Ergebnisse zum Reibschweißen.....	113

Akronyme

CVD	Chemical Vapor Deposition
PVD.....	Physical Vapor Deposition
HIP	Heiisostatisches Pressen
CTE.....	Coefficient of Thermal Expansion
TC	ThermoCalc
GGW	Gleichgewicht
GS.....	Gulliver-Scheil
FVM	Finite Volumen Methode
RT	Raumtemperatur
TE	Thermoelement
GV.....	Gießversuch
RSV.....	Reibschweiversuch
AW	As Welded
PWHT.....	Post Weld Heat Treatment

Formelzeichen und Einheiten

D	[%]	Aufmischung
A_{bm}	[mm ²]	Fläche Grundwerkstoff (base metal)
A_{fm}	[mm ²]	Fläche Zusatzwerkstoff (filler metal)
$T_{liq.}, T_L$	[°C]	Liquidustemperatur
$T_{sol.}, T_S$	[°C]	Solidustemperatur
a_i	[Masse%]	Konzentrationsfunktion
C_i	[Masse%]	Konzentration
ϑ	[°C, K]	Temperatur
x, y, z	[mm]	Ortskoordinate (kartesische Koordinaten)
r, θ , z	[mm]	Ortskoordinate (Zylinderkoordinaten)
q_v	[W/m ³]	Wärmequellendichte
a	[m ² /s]	Temperaturleitfähigkeit
λ	[W/m*K]	Wärmeleitfähigkeit
c_p	[J/kg*K]	Wärmekapazität
ρ	[kg/m ³]	Dichte
t	[s; min; h]	Zeit
T_{KF}	[°C]	Kontaktflächentemperatur
m_{FK}, m_{Rohr}	[kg]	Masse der Rohre
m_{GM}, m_{Guss}	[kg]	Masse des Gießmetalls
T_v	[°C]	Vorwärmtemperatur
T_G	[°C]	Gießtemperatur
ΔT	[°C, K]	Überhitzung
$d_{i, Rohr}$	[mm]	Innendurchmesser der Rohre
h_{Rohr}	[mm]	Höhe der Rohre
GF	[dm ²]	Größe der Grenzfläche
α	[W/m ² *K]	Wärmeübergangskoeffizient
F_R	[kN]	Reibkraft
t_R	[s]	Reibzeit
F_F	[kN]	Fügekraft
t_F	[s]	Fügezeit

1. Einleitung und Zielsetzung

Werkstoffverbunde finden in vielen technischen Applikationen Anwendung, da sie die vorteilhaften Eigenschaften der einzelnen Verbundkomponenten vereinen können. Im Bereich der Kraftwerks- und Energietechnik treten unterschiedliche thermische und korrosive Beanspruchungen in den verschiedenen Bereichen der Energiemaschinen auf. In diesem Anwendungsgebiet ist die Technologie der Verbundwerkstoffe noch weniger bekannt, obwohl hier die Vorteile aus hochwarmfesten, meist hochlegierten Werkstoffen mit günstigeren, niedrig legierten Stählen auf der Hand liegen. Zur Effizienzsteigerung wird im Energietechniksektor mit zunehmend höheren Temperaturen und Drücken gearbeitet. Dies stellt eine Plattform für die Entwicklung neuer Werkstoff- und Verbundkonzepte dar. Dabei steht ein angepasster, effizienter Werkstoffeinsatz im Vordergrund. Aus diesem Grund werden in der vorliegenden Arbeit neben den vorherrschenden Schmelzschweißverfahren zum Fügen unterschiedlicher Werkstoffe, auch alternative Verfahren, unter anderem plattierende Methoden und besonders gießtechnische Verbunde für massive Bauteile, wie z. B. Wellen betrachtet.

Ziel dieser Arbeit ist es, einen Werkstoffverbund aus zwei metallischen, warmfesten Komponenten herzustellen. Es soll ein geeigneter Versuchsaufbau erarbeitet werden, mit dem sich auf der Grundlage eines Gießverfahrens genannter Werkstoffverbund herstellen lässt. Dabei stellt die Erzeugung einer durchgängigen Haftung an der Grenzfläche des Verbundes die wesentlichste Aufgabe dar. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit primär der Übergangsbereich und die Versuchsbedingungen für eine fehlerfreie Verbindung untersucht.

Bei der gießtechnischen Herstellung eines Werkstoffverbundes ist im Speziellen auf die Oberflächenbeschaffenheit der Komponenten (Bildung von Zundergrenzschichten), das Aufschmelzen der festen Verbundkomponente (Bildung einer Legierungsschicht), die beeinflussende Wirkung der Erstarrungsbedingungen und die Ausbildung hauffestigkeitsvermindernder Heterogenitäten (intermetallische Ausscheidungen, Gaseinschlüsse) zu achten.

2. Aufgabenstellung

Anhand einer Literaturrecherche über bestehende Werkstoffverbunde und die Möglichkeiten zur Herstellung soll der Stand des Wissens festgestellt und eine Verfahrensübersicht gegeben werden. Dabei soll auf die wirksamen Mechanismen bei der Verbindungsbildung, die Haupteinflussgrößen und mögliche Werkstoffkombinationen eingegangen werden. Besonderes Augenmerk soll auch auf Schmelzmischschweißverbindungen gelegt werden, da diese Art der Materialverbindung dem Verbundgießen sehr ähnlich ist und als Fügetechnologie unterschiedlichster Werkstoffpaarungen verwendet wird. Die aus der Literatur gewonnenen Erkenntnisse sollen als Basis für die Durchführung der Experimente dienen.

Es soll ein geeigneter Versuchsaufbau zur gießtechnischen Herstellung eines Werkstoffverbundes, unter Berücksichtigung der auftretenden Probleme bei Mischverbindungen aufgrund der unterschiedlichen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften erarbeitet werden. Durch die Herstellung unterschiedlicher Werkstoffkombinationen soll die Kompatibilität der beiden Komponenten in Bezug auf die Ausbildung einer Haftgrenzschicht analysiert werden. Durch die Variation der Herstellbedingungen soll der erzeugte Werkstoffverbund in Bezug auf die Haftfestigkeit und Qualität der Grenzschicht optimiert werden. Dazu soll einerseits der Einfluss einer Vorwärmung der festen Verbundkomponente und andererseits die Änderung der Gießtemperatur der flüssigen Verbundkomponente untersucht werden.

Die Grenzfläche des hergestellten Verbundes soll durch lichtmikroskopische Untersuchungen in Bezug auf die Fehlerfreiheit und die Gefügeausbildung der Verbundkomponenten charakterisiert werden. Durch Härtemessungen über die Grenzschichten sollen Härteverläufe der Verbundkomponenten und der Grenzfläche gemessen werden.

Um einen Vergleich hinsichtlich einer Fügetechnologie auf Basis eines Pressschweißprozesses mit nur geringem Schmelzphasenanteil zu erhalten, sollen begleitend analoge Werkstoffkombinationen mit Hilfe einer Reibschweißanlage gefügt und analysiert werden. Die Reibschweißproben sollen mögliche Probleme im Vergleich zum Verbundguss aufzeigen und den Einfluss einer Wärmebehandlung auf den Härteverlauf über die Materialgrenzfläche wiedergeben.

Zusätzlich sollen unterstützende Simulationsrechnungen zur Abschätzung der thermischen Bedingungen durchgeführt werden. Mit Hilfe der untersuchten Gießverbunde und der rechnerischen Abschätzung des Energiehaushaltes sollen Verbesserungsmaßnahmen bezüglich der homogenen, ganzheitlichen Ausbildung der Haftgrenzschicht gegeben werden.

3. Motivation zum Einsatz von warmfesten Werkstoffverbunden

Ein großer Anwendungsbereich für warmfeste und hochwarmfeste Werkstoffe liegt im Bereich der Energietechnik [1]. Derzeitige Forschungsaktivitäten beschäftigen sich mit der Entwicklung von Hochtemperaturwerkstoffen für den Einsatz in Kraftwerken, unter der Bedingung von gesteigerten Prozesstemperaturen und Drücken. Damit soll eine Effizienzsteigerung der Energiemaschinen durch die Anhebung des Wirkungsgrades erreicht werden [2]. Moderne Dampfkraftwerke benötigen entsprechende Werkstoffe, die Temperaturen bis zu 700°C ertragen, um Komponenten wie Rohrleitungen, Kessel- oder Turbinenbauteile bereitzustellen. Neben der Werkstoffentwicklung müssen auch neue Verbindungs- und Dichttechniken erforscht werden [3].

Im Bereich der Hochtemperaturanwendungen werden besondere Anforderungen an die Werkstoffe hinsichtlich Zeitstandfestigkeit und Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit gestellt, um die thermischen, chemischen und mechanischen Belastungen zu ertragen [2, 4]. Eine Übersicht häufig eingesetzter Werkstoffgruppen auf Eisen- bzw. Nickelbasis im Bereich der Hochtemperaturtechnik ist in **Abbildung 3-1** dargestellt. Die 10⁴h Zeitstandfestigkeiten sind dabei in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt. Die maximal ertragbaren Temperaturen der verschiedenen Werkstoffgruppen werden durch die dargestellten Linien auf der rechten Seite begrenzt [1].

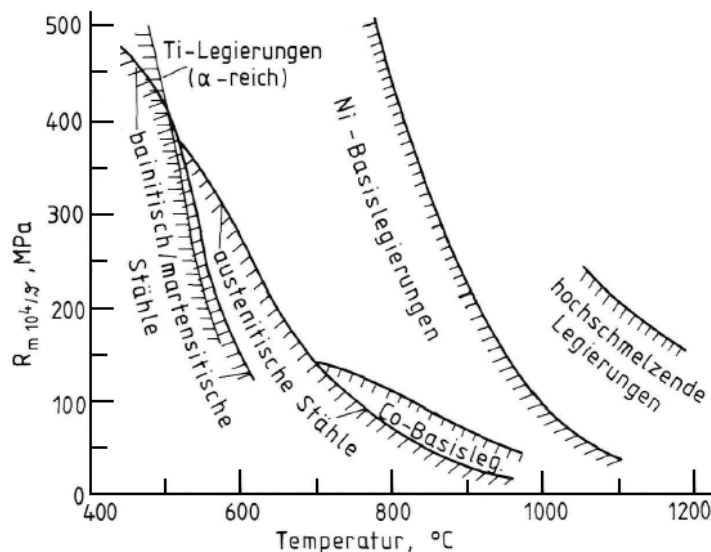


Abbildung 3-1: 10⁴h Zeitstandfestigkeiten verschiedener Hochtemperatur-Werkstoffgruppen in Abhängigkeit von der Temperatur [1]

Grundsätzlich unterscheiden sich die einsetzbaren Werkstoffe durch ihr Gefüge und den damit verbundenen Einsatztemperaturen. Nickelbasis-Legierungen stellen zurzeit werkstoffseitig die Obergrenze hinsichtlich der maximal anwendbaren Prozesstemperatur dar. Die kubisch flächenzentrierten Nickelbasis-Legierungen werden bei Temperaturen bis zu 1150°C verwendet. Kostengünstigere warmfeste und hochwarmfeste Werkstoffe auf Eisenbasis stellen eine Alternative dar, wobei erheblich geringere Prozesstemperaturen die Folge sind [4]. Bei Hochtemperaturwerkstoffen auf Eisenbasis wird zwischen austenitischen, hochwarmfesten Stählen mit kubisch-flächenzentrierter Struktur und ferritisch/martensitischen Stählen (hoch legierte Chrom-Stähle) mit kubisch-raumzentrierter Struktur unterschieden [1, 4]. Um ein angemessenes Verhältnis von Kosten und Hochtemperatureigenschaften zu gewährleisten, werden höherlegierte, austenitische Stähle und Nickelbasis-Legierungen über 550°C bis zu etwa 1200°C eingesetzt. Bei Einsatztemperaturen unterhalb von 550°C finden höherlegierte austenitische Stähle und Nickelbasis-Legierungen nur bei hochkorrosiven Umgebungsmedien Einsatz [5].

In konventionellen Kraftwerken werden aufgrund ihrer geringeren Kosten im Vergleich zu austenitischen Stählen hauptsächlich warmfeste, ferritische Stähle eingesetzt. Einen weiteren Vorteil stellen die erhöhte Wärmeleitfähigkeit und der geringere Wärmeausdehnungskoeffizient der ferritischen Stähle im Vergleich zu austenitischen Werkstoffen dar [4]. Besonders dickwandige, austenitische Bauteile limitieren durch diese nachteiligen Eigenschaften die Anlagenflexibilität, speziell bei Anfahr- und Abschaltvorgängen [6]. In **Tabelle 3-1** sind die Wärmeleitfähigkeiten, die spezifischen Wärmekapazitäten, die Dichten und die daraus errechnete Temperaturleitfähigkeit a für ferritische, austenitische und Nickelbasis-Werkstoffe für eine Temperatur von 20°C gegenübergestellt [1]. Bezüglich der Temperaturleitfähigkeit sei an dieser Stelle auf das Kapitel Temperaturfeldrechnung verwiesen, in dem auf diesen Parameter Bezug genommen wird. Allerdings soll angemerkt werden, dass eine höhere Temperaturleitfähigkeit eine schnellere Temperaturentstehung bedeutet und somit ferritische Stähle Vorteile gegenüber Nickelbasis-Legierungen und vor allem austenitischen Stählen aufweisen. Zusätzlich besteht eine zu berücksichtigende Temperaturabhängigkeit der thermophysikalischen Parameter [1].

3. Motivation zum Einsatz von warmfesten Werkstoffverbunden

Tabelle 3-1: Vergleich der Temperaturleitfähigkeit und ihrer Definitionsgrößen für unterschiedliche Werkstoffe bei 20°C [1]

Eigenschaft	λ [W/mK]	c_p [J/kgK]	ρ [kg/m ³]	a [m ² /s]
Werkstoff				
ferritischer Stahl	45	460	$7,8 \cdot 10^3$	$1,3 \cdot 10^{-5}$
austenitischer Stahl	15	500	$8,0 \cdot 10^3$	$3,8 \cdot 10^{-6}$
Ni-Basislegierungen	11	450	$8,2 \cdot 10^3$	$3,0 \cdot 10^{-6}$

Aus den zuvor angesprochenen werkstofftechnischen und wirtschaftlichen Gründen bei der Werkstoffauswahl ergibt sich ein Konflikt bezüglich der Forderung nach erhöhten Wirkungsgraden durch die Anhebung der Prozessparameter Druck und vor allem Temperatur. Die angesprochene Effizienzsteigerung ist aber nur mit Nickelbasis-Werkstoffen zu realisieren [7]. Aus diesem Konflikt heraus ergibt sich die Notwendigkeit unterschiedliche warmfeste Werkstoffe genau dort einzusetzen, wo ihr Eigenschaftsprofil den gestellten Anforderungen gerecht wird. Daraus leitet sich ein großes Forschungspotential im Bereich des Fügens unterschiedlicher Hochtemperaturwerkstoffe ab. Der Werkstoffverbund unterschiedlicher metallischer Werkstoffe kann durch Schweiß-, Spreng-, Walz-, oder Gießplattierungen erzeugt werden [8].

Der theoretische Teil der vorliegenden Arbeit beschäftigt sich einleitend mit den werkstoff- und verfahrenstechnischen Grundlagen von Werkstoffverbunden und weist auf die zahlreichen Möglichkeiten zur Herstellung und die dabei wirkenden Mechanismen hin.

4. Werkstoff- und verfahrenstechnische Grundlagen von Werkstoffverbunden

4.1. Werkstoffverbunde und Verbundwerkstoffe

Durch die Entwicklung neuer Technologien und den damit verbundenen gesteigerten Anforderungen stoßen die verfügbaren Werkstoffe oft auf ihre Anwendungsgrenzen. Daraus ergibt sich ein großes Entwicklungspotential für Werkstoffkonzepte, die eine Kombination aus verschiedenen Werkstoffen ausnutzen. Werden verschiedenartige Werkstoffe miteinander in Verbindung gebracht, spricht man von Verbundwerkstoffen bzw. Werkstoffverbunden. Durch gezielte Verknüpfung spezieller Werkstoffeigenschaften soll der geschaffene Verbund den Gesamtanforderungen hinsichtlich technologischer und ökonomischer Gesichtspunkte gerecht werden. Mit dem Konzept der Werkstoffverbunde und Verbundwerkstoffe ergeben sich für den Konstrukteur eine erhöhte Gestaltungsfreiheit und damit auch die Möglichkeit zur Entwicklung neuer komplexerer Prozesse [9, 10, 11].

Die Werkstoffe werden konstruktiv so miteinander verbunden, dass sie jeweils im Bereich ihrer charakteristischen Eigenschaft zum Einsatz kommen. Die Arbeitsteilung des Verbundes wirkt sich besonders positiv hinsichtlich

- höherer Leistungen und besserer Funktion,
- Material- und Energieeinsparung und einer eventuellen
- Kosteneinsparung

aus [12]. Die durch den Verbundwerkstoff bzw. durch einen Werkstoffverbund erzielten Eigenschaften können hinsichtlich

- spezifischer Festigkeit
- spezifischer Steifigkeit
- Temperatur-, Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit
- Dichte
- Risszähigkeit und
- Wärmedehnung sowie Wärmeleitfähigkeit

optimiert werden [10]. In Anwendungsbereichen bei denen Werkstoffe hohen Temperaturen ausgesetzt sind, besteht die Forderung nach einer Kombination aus hoher Festigkeit (Zeitstandfestigkeit) und guter Korrosions- und Temperaturbeständigkeit [1].

4.1.1. Einteilung der Werkstoffverbunde und Verbundwerkstoffe

Grundsätzlich können Verbundwerkstoffe nach ihrem Aufbau in Faserverbunde, Teilchenverbunde, Durchdringungsverbunde und Schichtverbunde eingeteilt werden [10].

Abbildung 4-1 zeigt den schematischen Aufbau der verschiedenen Verbundstrukturen.

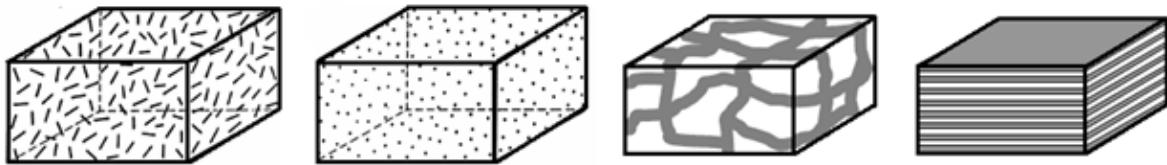


Abbildung 4-1: Schematische Darstellung der verschiedenen Verbundstrukturen [12]

4.1.1.1. Faserverbundwerkstoffe

Faserverbundstrukturen haben sehr weit verbreiteten Einsatz gefunden. Durch den Einsatz von sehr dünnen Fasern als Verstärkungskomponente können enorme Festigkeiten bei vergleichsweise geringem Gewicht erzielt werden [12]. Das Festigkeitsverhalten wird dabei durch die Fasergeometrie (Faserlänge, Faserdurchmesser) sowie die Faserausrichtung in der Matrix beeinflusst. Mit zunehmender Faserlänge und/oder abnehmendem Faserdurchmesser werden höhere Festigkeiten erzielt [10]. Nach der Orientierung der Fasern in der Matrix spricht man bei paralleler Anordnung von unidirektionaler Verstärkung, bei einem 90° Winkel zwischen den Fasersträngen von bidirektionaler Verstärkung und bei der regellosen Anordnung der Fasern von multidirektionaler Verstärkung [12].

4.1.1.2. Teilchenverbundwerkstoffe

Diese Gruppe der Verbundwerkstoffe besteht aus einer Matrix, die von Partikeln geometrisch definierter oder undefinierter Form durchsetzt ist. Die Anordnung der Teilchen führt zu isotropen Eigenschaften des Verbundes [12]. Zu der Gruppe der Teilchenverbundwerkstoffe zählen unter anderem Metallkeramiken, die auch unter dem Namen Cermets bekannt sind. Durch die Kombination von metallischen und keramischen Komponenten soll eine günstige Eigenschaftskombination erreicht werden. Dabei stellt eine keramische Matrix mit eingelagerten metallischen Partikeln die effektivere Variante in Bezug auf eine Zähigkeitssteigerung des Verbundes dar. Als nachteilig ist, bei dieser Art der Dispersionsverbundwerkstoffe, die geringere Festigkeit gegenüber der Matrix zu nennen [10].

4.1.1.3. Durchdringungsverbundwerkstoffe

Durchdringungsverbunde bestehen aus einer porösen Matrix deren offene Poren durch eine flüssige Phase gefüllt werden. Durch die Tränkung des Matrixwerkstoffes mit dem flüssigen Durchdringungsmedium entsteht ein zweiphasiger Verbund. Dabei kommt der Matrix beispielsweise die Aufgabe des Verschleißschutzes zu während die Durchdringungsphase zum Beispiel für eine ausreichende Wärme- und/oder Stromleitfähigkeit sorgt [12].

4.1.1.4. Schichtverbundwerkstoffe

Der Name verrät bereits, dass es sich hierbei um Verbunde handelt, die aus zwei oder mehreren Schichten sogenannten Komponenten aufgebaut sind. Schichtverbundwerkstoffe bestehen aus einer überwiegenden Komponente, die als Grundstoff oder Unterlagestoff bezeichnet wird und einem Plattier-, Auflage-, Einlage- oder Zwischenlagewerkstoff [10, 11]. Ein Beispiel stellt das Plattieren von un- und niedriglegierten Stählen mit korrosions- und/oder hitzebeständigen Plattieraufgaben dar. Des Weiteren werden Schichtverbunde in verschleißanfälligen Anwendungen genutzt oder es werden deren unterschiedliche physikalische Parameter zum Beispiel in Bimetallen zur Temperaturmessung verwendet [10]. Die Erzeugung von Schichtverbundwerkstoffen erfolgt auf unterschiedliche Weise [11]:

- I. Verbindung von festen Komponenten unter Anwendung erhöhter Temperaturen und/oder Drücke (z. B. Walzen, Strangpressen, Fließpressen, Pressschweißen, Diffusionsschweißen, Walz- und Sprengplattieren).
- II. Herstellung einer Verbindung durch Reaktion einer flüssigen auf einer festen Komponente (z. B. Bandbeschichten, Verbundgießen, Schmelztauchen, Spritzen, Aufschmelzen).
- III. Beschichten einer festen Komponente durch Abscheidung einer zweiten Phase aus einer wässrigen Lösung oder einer Salzschnmelze (z. B. elektro-/chemische Abscheidung, PVD).
- IV. Beschichten von Komponenten im festen Zustand durch Abscheiden verschiedener Komponenten aus der Gas-/Dampfphase (z. B. Bedampfen, CVD)

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der unter Punkt II angeführten Verbundgießmethode zur Herstellung eines metallischen Schichtverbundes. Das folgende Kapitel beschäftigt sich zunächst mit jenen unter Punkt I-IV angeführten Herstellverfahren, um die zu Grunde liegenden metallkundlichen und verfahrenstechnischen Besonderheiten hervorzuheben.

4.1.2. Herstellverfahren von Schichtverbundwerkstoffen

In diesem Kapitel werden plattierende und beschichtende Verfahren sowie Schweißprozesse hinsichtlich der auftretenden Wirkmechanismen bei der Erzeugung der metallischen Bindung studiert. Das Verbundgießen wird gesondert in einem eigenen Kapitel abgehandelt, da es in Bezug auf die Aufgabenstellung einer detaillierten Recherche bedarf. In **Abbildung 4-1** findet sich zunächst eine Übersicht der Möglichkeiten zur Herstellung von schichtförmigen Multimaterialverbindungen.

Tabelle 4-1: Übersichtstabelle zur Herstellung von Schichtverbundwerkstoffen

Möglichkeiten zur Herstellung von schichtförmigen Multimaterialverbindungen			
Plattieren	Beschichten	Schweißen	Verbundgießen
Kaltwalzplattieren	CVD	Schmelzschweißen	Synchronverbundgießen
Warmwalzplattieren	PVD	Reibschweißen	Schwerkraftverbundgießen
Sprengplattieren	Thermisches Spritzen	Diffusionsschweißen	Angießen eines Ergänzungsstückes

Zusätzlich sei an dieser Stelle auf **Tabelle 12-1** im Anhang der Arbeit verwiesen, in der eine detaillierte Gegenüberstellung der verschiedenen Verfahren und der zugrunde liegenden Wirkmechanismen bei der Verbindungsbildung sowie den Haupteinflussgrößen gegeben wird.

4.1.2.1. Plattieren

In [13] wird auf die zahlreichen Möglichkeiten zur Herstellung von Plattierungen hingewiesen und eine Übersicht der typischen Plattierverfahren gegeben. Dabei sind neben dem Verbundguss als Plattiermethode auch Gieß- und Lötplattierungen und das Elektroschweißen von metallischen Werkstoffen genannt. Speziell wird dabei auf das Verfahren des Walzplattierens eingegangen.

Beim Walzplattieren werden zwei oder mehrere Werkstoffe mit Hilfe von Umformtechnologien miteinander verbunden. Durch Walzplattieren können großflächige oder lokale Plattierungen erzeugt werden. Das Walzplattieren ist ein dem Pressschweißen ähnliches Verfahren. Das Walzplattieren bietet den Vorteil, dass auch Materialkombinationen, die spröde Phasen ausbilden, mit Hilfe von Zwischenschichten miteinander verbunden werden können [13].

Der Plattiervorgang unterteilt sich in die Prozessstufen Oberflächenvorbehandlung, Walzplattieren und Nachbehandlung. Grundvoraussetzung zur Ausbildung der Haftung ist eine metallisch reine Oberfläche der Plattierwerkstoffe. Im ersten Prozessschritt werden demnach Verunreinigungen auf der Oberfläche durch aufwendige Vorbehandlung entfernt [13]. Beim eigentlichen Plattierschritt durch Walzen der in **Abbildung 4-2** dargestellt ist, wird durch eine

große Dickenabnahme im Bereich von 30 bis 70% und der damit verbundenen starken Längung der Plattierwerkstoffe ein Aufreißen von haftungsreduzierenden Grenzschichten erreicht [14].



Abbildung 4-2: Walzplattiervorgang [14]

Durch die großen Walzdrücke treten Adhäsionsvorgänge, mechanische Verklammerung und teilweise metallische Verbindungen auf [13, 14]. In **Abbildung 4-3** sind die Vorgänge entlang der Grenzfläche schematisch dargestellt.

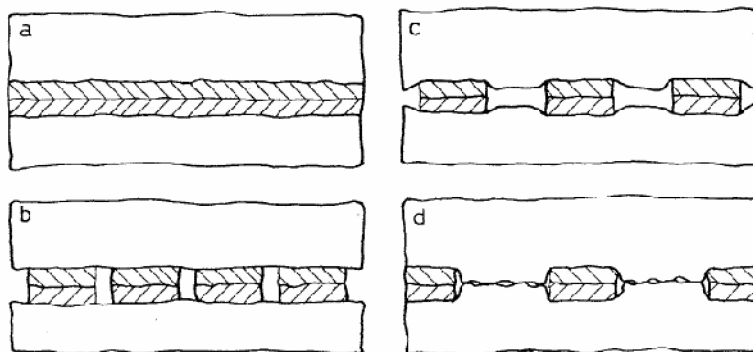


Abbildung 4-3: Schematische Darstellung des Bindemechanismus beim Walzplattieren [15]

Der beschriebene Plattierschritt bezieht sich auf einen Walzvorgang unterhalb der Rekristallisationstemperatur (Kaltwalzplattieren) [14]. Im Gegensatz dazu unterscheidet man, beim Walzen oberhalb der Rekristallisationstemperatur, das Warmwalzplattieren.

Der Unterschied liegt in der Reihenfolge der mechanischen und thermischen Vorgänge. Beim Kaltwalzplattieren wird im Anschluss an den Walzvorgang mit Hilfe einer Haftungs- bzw. Diffusionsglühung die eigentliche Haftfestigkeit der Verbindung eingestellt, während beim Warmwalzplattieren mechanische und thermisch aktivierte Diffusionsprozesse gleichzeitig ablaufen [13, 14]. Pozuelo et al. [16] haben den Einfluss von thermomechanischen Faktoren beim Warmwalzplattieren von Sandwichblechen aus hochkohligen Stahl und Baustahl

untersucht. Dabei wurde der Einfluss der Dickenabnahme beim Walzen auf die Verbindungsqualität der Werkstoffe aufgezeigt [16].

Eine Möglichkeit zum Plattieren schwierig herzustellender Werkstoffkombinationen bietet das Sprengplattieren. Dieses Verfahren arbeitet unter der Ausnutzung des durch Sprengstoff verursachten Detonationsdruckes zum Verbinden der metallisch blanken Grund- und Auflagewerkstoffe. In einem als Kollisionspunkt bezeichneten Bereich kollidiert der Auflagewerkstoff mit dem Grundwerkstoff, wobei es durch die hohen Spannungen zum Fließen der Werkstoffe kommt. Die Grenzschicht sprengplattierter Werkstoffkombinationen ist durch die typische wellenförmige Verzahnung gekennzeichnet, welche durch die hohe Geschwindigkeit der fortschreitenden Detonationszone verursacht wird [17]. In **Abbildung 4-4** ist das Prinzip des Sprengplattierens schematisch dargestellt.

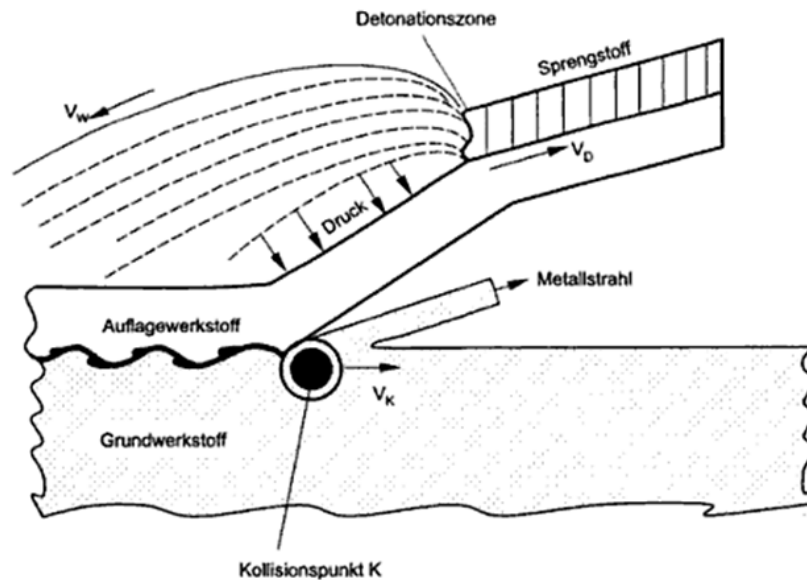


Abbildung 4-4: Prinzip des Sprengplattierens [17]

4.1.2.2. Beschichten

Zum Beschichten von Substraten (zu beschichtende Werkstoffe) eignen sich zahlreiche Verfahren. Zur Erzeugung der Schichten bestehen neben Verfahren der chemischen bzw. physikalischen Gasdeposition (CVD, PVD), galvanische Beschichtungsverfahren sowie Dickschichtverfahren (thermisches Spritzen, Auftragsschweißen) und Schmelztauchprozesse [18].

CVD-Verfahren arbeiten nach dem Prinzip der Gasphasenabscheidung durch Kondensation von Gasphasenbestandteilen. Die stattfindenden Gasphasenreaktionen führen letztendlich zur Ausbildung von festen Werkstoffmodifikationen. Diese leistungsfähigen Schichten dienen in

erster Linie der Verbesserung von Reibungs- und Verschleißeigenschaften. Die Prozesstemperaturen bei der Gasphasenabscheidung liegen, je nach Verfahren in einem Bereich von 300-1200°C. Bei hohen Temperaturen sind die abgeschiedenen Elemente in der Lage in den Substratwerkstoff zu diffundieren, bzw. Reaktionen mit der Substratoberfläche einzugehen [10].

Als PVD-Verfahren bezeichnet man das Aufbringen dünner Schichten auf einem Substrat bei relativ niedrigen Temperaturen. Das als Festkörper vorliegende Material muss vor der Abscheidung mit Hilfe unterschiedlicher physikalischer Verfahren bereitgestellt werden [10]. Nach der Überführung des Beschichtungsmetalle in den gasförmigen Zustand erfolgen der Transport in Richtung des Substrates und der Schichtbildungsprozess, der aus den Phasen Kondensation, Adsorption, Keimbildung und Schichtwachstum besteht [17]. Zu den herkömmlichen PVD-Verfahren zählen neben dem Aufdampfen, das Sputtern sowie das Ionenplattieren. Aktuell werden auch Laser- oder Elektronenstrahlen zur Mobilisierung des Beschichtungswerkstoffes eingesetzt. Mit Hilfe von PVD-Verfahren ist es durch die mehrlagige Abscheidung verschiedener Beschichtungswerkstoffe möglich gradierte Multilayerschichten herzustellen [10].

Thermisches Spritzen eignet sich zum Aufbringen von Schichtdicken im Bereich von 10µm bis zu wenigen Millimetern auf nahezu beliebigen Beschichtungswerkstoffen. Das thermische Spritzen ist ein Verfahren, bei dem Spritzmaterialien (Pulver, Drähte, Stäbe) an-, auf-, oder abgeschmolzen und auf die Substratoberfläche geschleudert werden. Dabei wird in der Regel die Substratoberfläche nicht aufgeschmolzen. Die thermischen Spritzverfahren lassen sich in gas-, flüssigkeits- und strahlbasierte Verfahren einteilen. Daneben existiert als Energieträger auch die elektrische Gasentladung (Lichtbogen- und Plasmaspritzen). Als Verfahren auf der Basis von Gas sind das Flammsspritzen, das Detonations-, das Hochgeschwindigkeits- sowie das Kaltgasspritzen zu nennen [18].

Thermisch gespritzte Schichten weisen aufgrund einer fehlenden metallurgischen Verbindung von Substrat und Spritzwerkstoff eine geringe Haftfestigkeit auf. Eine Verbesserung der Haftung kann durch ein nachfolgendes Umschmelzen oder heißisostatisches Pressen (HIP) erreicht werden [18]. In **Abbildung 4-5** ist die Entstehung der Spritzschicht schematisch dargestellt.

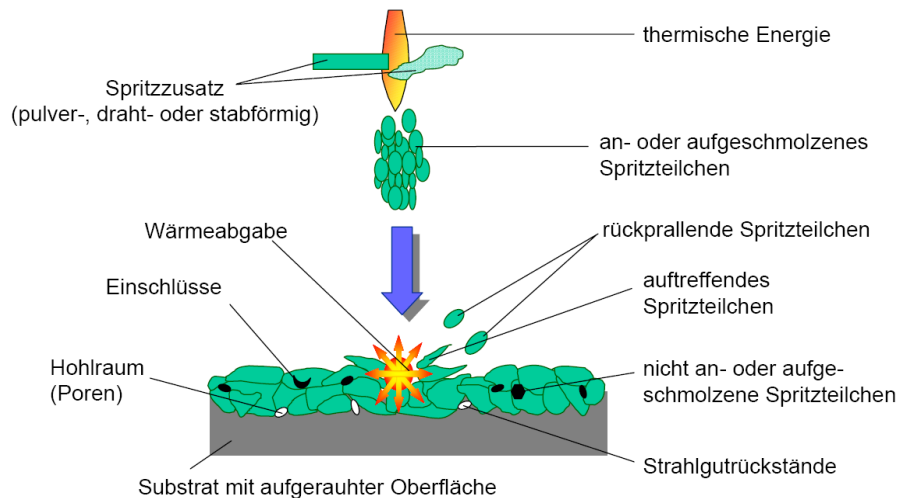


Abbildung 4-5: Entstehung der Spritzschicht beim thermischen Spritzen [19]

Grundsätzlich muss die Substratoberfläche vor dem Spritzvorgang behandelt werden. Wesentlich dabei ist eine Strahlbehandlung der Oberfläche zur Gewährleistung einer definierten Oberflächenrauigkeit. Daraus resultiert neben einer höheren Oberflächenenergie auch eine vergrößerte Substratoberfläche, die es erlaubt die Haftfestigkeit durch mechanische Verklammerung zu erhöhen. Die mechanische Verklammerung entsteht durch das Eindringen der schmelzflüssigen Spritzpartikel in die Oberflächenrauigkeiten und deren anschließender Erstarrung. Dieser Haftungsmechanismus bildet neben Diffusionsprozessen und chemischer sowie physikalischer Adsorption die Grundlage zur Erzielung der Haftfestigkeit.

Einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung üben die Grenzflächentemperatur, die Eigenschaften von Substrat und Spritzwerkstoff sowie die Wärmeleitfähigkeiten der beteiligten Materialien und der Wärmeinhalt der Spritzteilchen aus. Durch eine erhöhte Grenzflächentemperatur werden im Allgemeinen bessere Haftfestigkeiten erreicht [18].

Als weiteres Dickschichtverfahren kann das Auftragsschweißen gesehen werden [18]. Das Auftragsschweißen zählt aber auch zu den Schweißplattierverfahren (Cladding) und wird zum großflächigen Beschichten von Werkstoffen genutzt [20]. Durch Schweißplattieren werden sehr feste, metallurgische Bindungen zwischen Substrat und Beschichtung erreicht [21]. Kuo et al. haben Untersuchungen zum Pulverauftragsschweißen von martensitischem, rostfreien Stahl auf Kohlenstoffstahl durchgeführt [21].

Ein Anwendungsfall ist das Aufbringen von Verschleißschutzschichten durch Schweißplattieren. Beispielsweise werden Kesselrohrwände mit Korrosionsschutzschichten aus Nickelbasis-Legierungen schweißplattiert um die Standzeiten im Einsatz zu erhöhen [20].

In **Abbildung 4-6** ist eine Anordnung schweißplattierter Kesselrohre, mit den im Querschnitt erkennbaren Schweißraupen, gezeigt.



Abbildung 4-6: Darstellung einer Schweißplattierung [20]

Das Laserauftragschweißen bietet eine weitere Möglichkeit zum Plattieren von Substraten. Dabei werden metallurgisch festhaftende Grenzschichten in einem typischen Dickenbereich von 0,1 bis 2mm erzeugt. Das Laserbeschichten führt neben einer geringen Aufmischung des Substrates zu geringem Verzug und guter Oberflächenqualität [22]. Frenk et al. haben Untersuchungen zum Laserauftragsschweißen von Cobalt-Basis Pulvern auf Baustahl angestellt. Dabei wurde die Auswirkung einer veränderten Strahlgeschwindigkeit bzw. Pulverzufuhr untersucht [22].

4.1.2.3. Diffusionsschweißen

Diffusionsschweißen ist ein Prozess, der zu den Pressschweißverfahren gezählt wird. Die zu fügenden Stoßflächen werden dabei erwärmt und unter Kraftanwendung meist ohne Schweißzusatz geschweißt [23]. **Abbildung 4-7** zeigt den schematischen Aufbau einer Diffusionsschweißanlage [24].

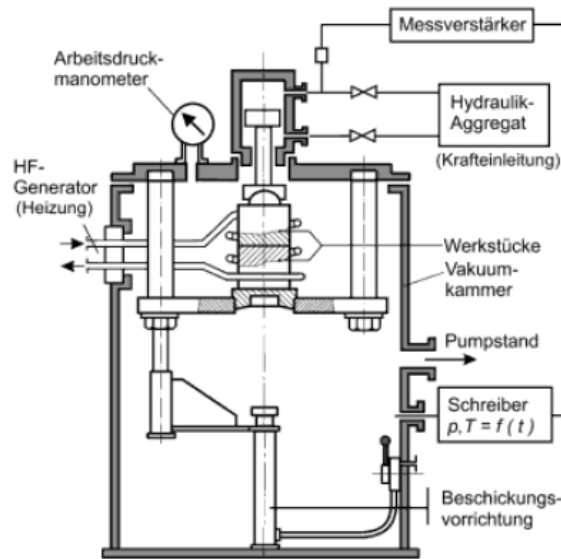


Abbildung 4-7: Schematischer Aufbau einer Diffusionsschweißanlage [24]

Die zu verbindenden Werkstoffe können dabei gleicher aber auch ungleicher Zusammensetzung sein und werden im festen Zustand miteinander verschweißt [25, 26]. Durch Diffusion von Atomen im Bereich der Grenzfläche und darüber hinaus entsteht eine Verbindung der beiden Komponenten. Diffusion findet aufgrund von Konzentrationsunterschieden bestimmter Elemente in den beiden Schweißwerkstoffen statt. Die Kinetik der Diffusion ist dabei von der Temperatur sowie vom vorliegenden Diffusionsmechanismus abhängig [23].

Die Ausbildung der Verbindung beginnt mit einer geringen plastischen Verformung im Bereich der Stoßflächen, wodurch ein metallischer Kontakt gewährleistet wird. Durch den aufgebrachtten Schweißdruck wird die Grenzfläche vergrößert und es kommt in weiterer Folge zur Oberflächendiffusion, bei der Atome über die Berührungsflächen wandern. Durch Kornwachstum entsteht dabei ein neues Gefüge [23]. Die Qualität der Verbindung ist von der verfügbaren Diffusionszeit (Schweißzeit) abhängig. Die Schweißzeiten liegen, je nach Schweißwerkstoff zwischen einigen Minuten bis zu einigen Stunden [23, 25]. Nach Orhan et al. [25] wird ein neues Modell zum Diffusionsschweißprozess beschrieben, bei dem die Schweißzeit zur Ausbildung einer fehlerfreien Grenzschicht vorhergesagt werden kann. Als Basis des Modells dient dabei die Oberflächenbeschaffenheit der Stoßflächen.

Als weitere wichtige Einflussgröße gilt die Schweißtemperatur. Die Schweißtemperatur, bei der es zum Verbinden der beiden Festkörper kommt, liegt unterhalb der Schmelztemperatur der Werkstoffe und liegt im Regelfall bei etwa 0,5 bis 0,7mal der Schmelztemperatur in Kelvin [23]. In [27] wird die Schweißtemperatur mit größer gleich 0,7mal der Schmelztemperatur angegeben. Nach [25] liegt der Temperaturbereich zwischen 0,5 und 0,8mal der Schmelztemperatur. Das

bedeutet der Werkstoff befindet sich noch im festen Zustand, jedoch kommt es zu einer plastischen Verformung der Stoßflächen und somit zu einem ausreichenden Kontakt der beiden Schweißteile [23]. Untersuchungen zum Diffusionsschweißen von Grauguss und Kohlenstoffstahl (AISI4140) wurden von Kurt et al. bei verschiedenen Schweißtemperaturen (850, 900, 950, 1000°C) durchgeführt. Es wurde gezeigt, dass die Schweißtemperatur einen wesentlichen Einfluss auf die Haftfestigkeit der Verbindung hat. Die höchste Scherfestigkeit wurde bei 1000°C Schweißtemperatur erreicht [26]. Kolukisa hat an Diffusionsmischschweißverbindungen zwischen martensitischem, rostfreien Stahl (AISI 420) und Gusseisen ebenfalls gezeigt, dass mit zunehmender Schweißtemperatur bessere Verbindungsgrenzschichten erreicht werden [27].

Voraussetzung für die Ausbildung einer entsprechenden Haftfestigkeit, ist die absolute Sauberkeit der Stoßflächen. Vorhandene Oxidschichten müssen vor dem Schweißprozess entfernt werden. Um eine Reoxidation zu verhindern wird der Prozess unter Vakuum oder Schutzgasatmosphäre ausgeführt [23].

4.1.2.4. Reibschweißen

Der Prozess des Reibschweißens zählt grundsätzlich zu den Pressschweißverfahren [23]. Beim Pressschweißen kommt es durch das Anlegen von äußeren Kräften zu einer lokalen Erwärmung und örtlichen Plastifizierung der Schweißteile (**Abbildung 4-8**). Pressschweißverfahren arbeiten sowohl mit als auch ohne Schweißzusatz [24]. Reibschweißen ist ein sehr wirtschaftlicher Prozess mit hoher Produktivität, wenn es um die Verbindung zweier unterschiedlicher Werkstoffe geht [28]. Beim Reibschweißen entsteht die notwendige Wärmeenergie durch eine rotierende bzw. oszillierende Relativbewegung der Fügeteile unter Anwendung von Druck [23, 24, 29, 30].

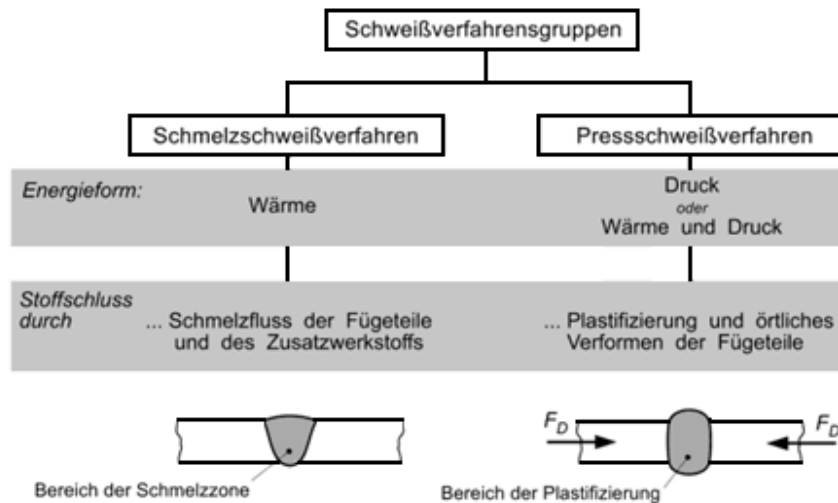


Abbildung 4-8: Schweißverfahrensgruppen [24]

Dabei gibt es eine Reihe von prinzipiellen Möglichkeiten zur Erzeugung der Schweißwärme. Diese sind in **Abbildung 4-9** aufgezeigt. Variante a, mit einem fest eingespannten und einem rotierenden Teil, stellt dabei die am häufigsten eingesetzte Variante dar. Die Teilbilder a, b, c und f zeigen Möglichkeiten mit rotierender Relativbewegung während Teilbild d und e mit translatorischen Bewegungen arbeiten. Variante b arbeitet mit zwei gegenläufigen Reibschweißteilen während in c ein rotierendes Zwischenstück für die Erwärmung sorgt. Teilbild f zeigt die Möglichkeit einer Radialschweißung [24, 29].

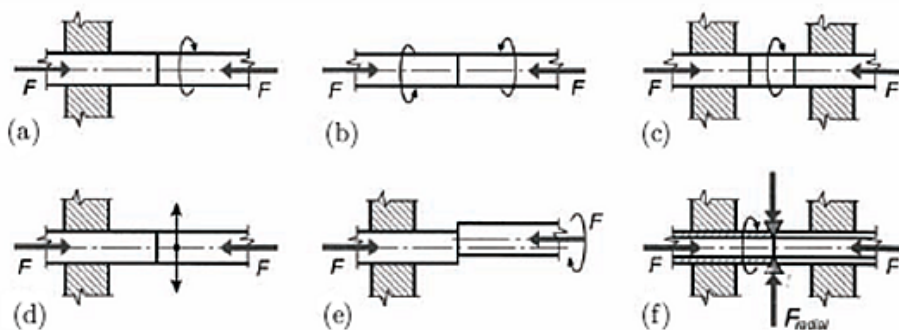


Abbildung 4-9: Möglichkeiten der Erwärmung beim Reibschweißen [24]

Der prinzipielle Aufbau einer Reibschweißanlage ist in **Abbildung 4-10** gezeigt. Der Motor (a) treibt über eine Kupplung /Bremse (b, im Falle von kontinuierlichem Reibschweißen) oder eine Schwungmasse (b, im Falle von Schwungradreibschweißen) über den Spindelkopf (c) das rotierende Einspannfutter (d) an. Die bewegliche Schweißteilhälfte (e) wird im Betrieb gegen die fest eingespannte Schweißteilhälfte (f), die über eine starre Spannvorrichtung gehalten wird,

gedrückt. Der axiale Druck wird dabei über einen beweglichen Schlitten (h) mit Hilfe eines Hydraulikzylinders (i) aufgebracht [24, 29].

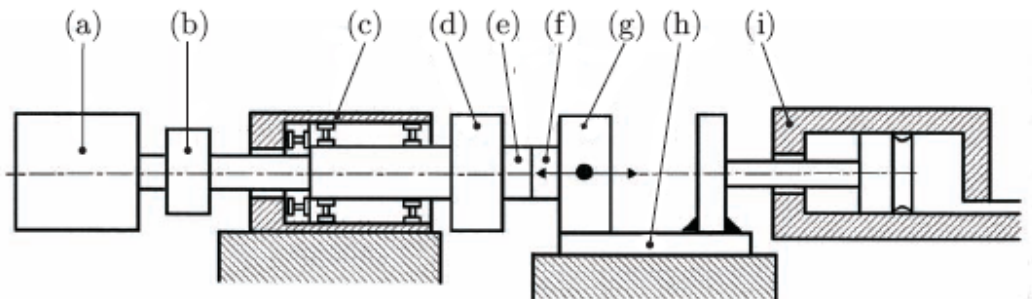


Abbildung 4-10: Schematische Darstellung einer Reibschweißanlage [24]

Eine wichtige Rolle in Bezug auf die Ausbildung einer definierten Reibschweißverbindung spielt der Verlauf von Druck und Zeit. Aus dieser Tatsache ergeben sich für Reibschweißungen mit rotierender Relativbewegung grundsätzlich zwei Verfahrensvarianten [24]. Es wird zwischen Reibschweißen mit kontinuierlichem Antrieb und Reibschweißen mit Schwungradantrieb unterschieden [24, 28, 29]. Der Reibschweißprozess kann in vier unterschiedliche Phasen eingeteilt werden. Der Verlauf der Verfahrensparameter beim Reibschweißen ist in **Abbildung 4-11** dargestellt [29].

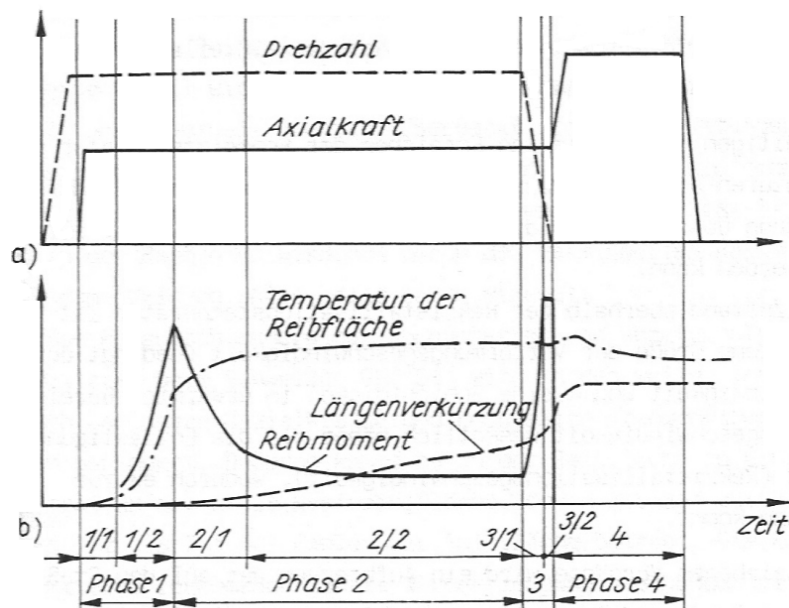


Abbildung 4-11: Schematischer Verlauf von a) Drehzahl, Axialkraft und b) Temperatur, Reibmoment und Stauchweg [29]

Die erste Phase (Einreibphase) ist dabei von einer geringen Berührungsfläche der zu verschweißenden Bauteile gekennzeichnet. Es kommt in dieser Phase von außen beginnend (höhere Reibgeschwindigkeiten) zu einer lokalen elastischen und plastischen Verformung sowie durch partielles Aufschmelzen zu einer teilweisen Glättung der Stirnflächenrauigkeiten. In dieser Phase kann es durch Erreichen der lokalen Schmelztemperatur zu Bindungen der Rauigkeitsspitzen kommen. Diese werden allerdings durch erhöhten Wärmeentzug bei Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur und einer, bei der vorliegenden Verformungsgeschwindigkeit, oberhalb der Rekristallisationstemperatur auftretenden Verfestigung getrennt. Durch die teilweise hohen Temperaturen kann es infolge von Luftzutritt zu einer Bildung von Oxidschichten kommen (Reiboxidation) [24].

In der Erwärmungsphase (Phase 2) steigt die Temperatur an den Reibflächen weiter an. Es kommt zu einem Herausdrücken plastischen Materials in Bereiche geringerer Temperatur. Die Temperatur der verdrängten, hochplastischen Bereiche nimmt rapid ab und es kommt in weiterer Folge zu nicht rotationssymmetrischen Reibkontakten. Daraus resultieren Radialschwingungen der Reibschweißteile. Durch Verschiebungen des stark plastifizierten Werkstoffes in Richtung der Rotationsachse kommt es zur Bildung einer Kreisfläche, welche sich nach außen hin ausbreitet. Dadurch findet in radialer Richtung ein Ausgleich der Temperatur statt. Bei Überschreiten einer bestimmten Temperatur kann die plastische Zone die aufgebrachte Axialkraft nicht mehr aufnehmen und es entsteht ein nach außen gerichteter Reibgrat (Reibwulst) [24].

Die dritte Phase wird als Abbremsphase bezeichnet. Wie der Name schon aussagt wird die Drehzahl reduziert und damit verbunden auch die Temperatur. Parallel dazu steigt die Scherfestigkeit an, infolge dessen auch das Reibmoment zunimmt. Durch den Drehmomentanstieg werden zunehmend Bereiche in axialer Richtung zur Reibgrenzfläche verformt. Aufgrund der jetzt höheren Scherfestigkeit reicht die Rotationsenergie nicht mehr aus, um die vorliegende Temperatur zu halten. Die Verformung weitet sich daher, aufgrund der weiter zunehmenden Scherfestigkeit, auf einen größeren Bereich in axialer Richtung aus [24].

An die Abbremsphase schließt die Verschweißphase (Phase 4) an. Mit dem Übergang von Phase 3 auf Phase 4 erfolgt die Umschaltung von Reibkraft (Erwärmung) auf Stauchkraft (Verschweißung). Nachdem die Spindel zum Stillstand gekommen ist, wird in dieser Phase unter dem Einwirken der Stauchkraft der Schweißvorgang beendet [24].

Die Reibschweißparameter (Reibkraft, Reibzeit, Stauchkraft, Stauchzeit) werden an die jeweiligen Werkstoffkombinationen angepasst und haben Einfluss auf die Reibschweißbarkeit, welche in tabellarischer Form in **Abbildung 4-12** angegeben ist [24, 29].

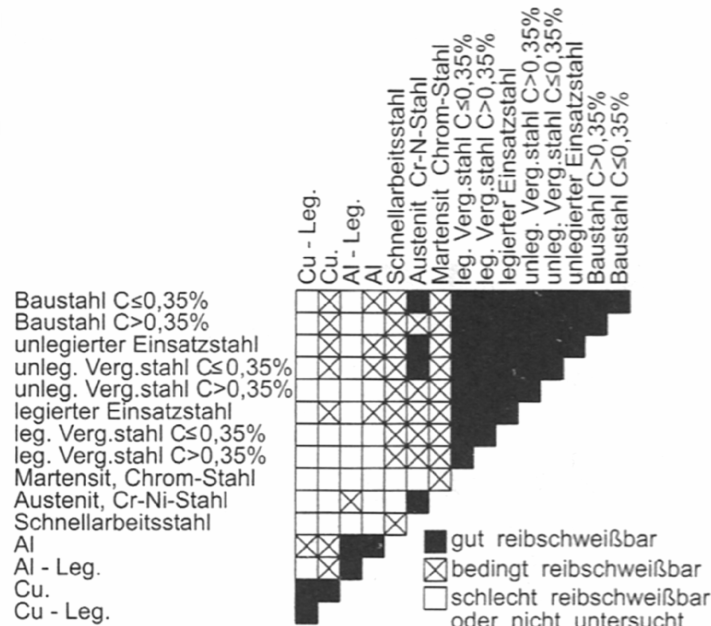


Abbildung 4-12: Reibschweißbarkeit unterschiedlicher Werkstoffkombinationen [24]

Beispiele zum Verbinden unterschiedlicher Werkstoffe mit Hilfe des Reibschweißens finden sich in [28] und [31]. Die Autoren von [28] beschäftigen sich dabei mit dem Reibschweißen eines Schnellarbeitsstahles (HSS S 6-5-2) mit einem Kohlenstoffstahl AISI 1040. In [31] werden Untersuchungen zum Reibschweißen eines austenitischen mit einem ferritischen rostfreien Stahl angestellt. Dabei wird auf die vorteilhaften Prozesseigenschaften des Reibschweißens gegenüber dem Schmelzschweißen dieser Werkstoffkombination hingewiesen. Hier wird unter anderem auf, die bei den Schmelzschweißverbindungen auftretende Problematik unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten von ferritischen und austenitischen Werkstoffen verwiesen. In der Arbeit von Arivazhagan et al. [30] werden die Hochtemperaturkorrosionseigenschaften von reibgeschweißten, metallischen Verbindungen der Werkstoffkombination AISI 4140 und AISI 304 untersucht. Den Effekt der Oberflächenrauigkeit einer Reibschweißverbindung aus austenitischem und ferritischem rostfreiem Stahl haben die Autoren von [32] experimentell überprüft. Dabei wurden die Oberflächen des austenitischen Reibschweißsteiles durch unterschiedliche mechanische Bearbeitung auf definierte Rauigkeitswerte eingestellt.

4.2. Schmelzschweißmischverbindungen

4.2.1. Grundlegende Betrachtung von Schmelzschweißprozessen

Das Verbinden zweier unterschiedlicher, metallischer Werkstoffe mit Hilfe eines Schweißverfahrens ist in vielen Fällen möglich. Dabei stehen sowohl Schmelzschweiß- als auch Pressschweißverfahren (z. B. Diffusionsschweißen, Reibschweißen) zur Verfügung, wobei letztere in **Kapitel 4.1.2.3** und **4.1.2.4** bereits behandelt wurden [23, 33]. Bei Schmelzschweißverfahren werden die Werkstoffe durch die Einwirkung einer externen Wärmequelle über ihren Schmelzpunkt erwärmt und aufgeschmolzen [23]. Das Fügen zweier unterschiedlicher Werkstoffe durch Schweißen stellt eine größere Herausforderung dar, als das Verbinden artgleicher Werkstoffe. Dies liegt an den unterschiedlichen physikalischen, mechanischen und chemischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe [31, 34]. Je mehr sich die beteiligten Werkstoffe in ihren Eigenschaften unterscheiden, desto größere Probleme ergeben sich bei der Herstellung einer stoffschlüssigen Verbindung [35].

Mischverbindungen auf der Grundlage eines Schmelzschweißverfahrens zeichnen sich durch die Entstehung einer neuen Legierung aus, die durch das Aufschmelzen der beiden Grundwerkstoffe sowie eines optional verwendeten Zusatzwerkstoffes entsteht. Der vorliegende Schmelzpool erstarrt in weiterer Folge zu neuartigen Mischkristallen und/oder intermetallischen Phasen. Diese Phasen können ebenso bei einer, an den Schweißprozess nachfolgenden, Wärmebehandlung als auch im betrieblichen Einsatz durch einsetzende Diffusionsvorgänge auftreten. Die Bildung dieser intermetallischen Phasen stellt einen wichtigen Faktor dar, wenn es um die metallurgische Verträglichkeit einer Mischverbindung geht [35]. Aus diesem Grund eignen sich Pressschweißverfahren in der Regel, aufgrund des geringeren Anteils an flüssiger Phase, besser zum Fügen unterschiedlicher Werkstoffe [23]. Da die bei Festkörperschweißverfahren auftretenden Prozesstemperaturen im Allgemeinen unterhalb der Schmelztemperaturen der beteiligten Werkstoffe liegen, wird die herstellbedingte Ausbildung intermetallischer Phasen weitgehend vermieden [35]. Beim Verbinden artunterschiedlicher Werkstoffe auf Basis eines Schweißprozesses ist es als günstig zu beurteilen, wenn die beteiligten Legierungskomponenten vollkommen ineinander löslich sind und somit die Bildung von Mischkristallen bewirken. Die Bildung intermetallischer Phasen hingegen ist allgemein, aufgrund einer Nahtversprödung, als schädlich einzustufen. Zusätzlich sind die vorliegenden Erstarrungsbedingungen des Schmelzpool und die kritische Abkühlgeschwindigkeit in Zusammenhang mit einer Nahtaufhärtung infolge einer Martensitbildung zu berücksichtigen [23].

Zusammenfassend betrachtet ergeben sich beim Schweißen unterschiedlicher Legierungen hinsichtlich ihrer Schmelzschweißbarkeit folgende Fragen [23]:

- I. Welcher Legierungstyp (chemische Zusammensetzung) liegt vor?
- II. Welche thermische Ausdehnung und Wärmeleitfähigkeiten besitzen die beteiligten Legierungen?
- III. Welche Schmelz- und Siedetemperaturen weisen die Legierungspartner auf?
- IV. Welchen Gittertyp und welche Gitterkonstante liegt vor?
- V. Liegt eine vollständige oder begrenzte Löslichkeit vor und ist somit eine Mischkristallbildung möglich?
- VI. Welche Aufmischung ist in Abhängigkeit des Schweißprozesses zu erwarten bzw. einzustellen?

Die angesprochene metallurgische Verträglichkeit bei der Herstellung von Mischschweißverbindungen, die aufgrund der unterschiedlichen chemischen und physikalischen Eigenschaften abzuklären ist, wird nachfolgend allgemein und anhand beispielhafter Werkstoffkombinationen diskutiert.

4.2.2. Metallurgische Verträglichkeit bei Mischverbindungen

Das in **Abbildung 4-13** dargestellte Logogramm zeigt die wichtigsten Punkte bezüglich der chemisch-physikalischen sowie mechanisch-technologischen Eigenschaften bei Mischverbindungen, und weist damit auf die möglichen Nichtübereinstimmungen (mismatch) beim Schweißen von Werkstoffkombinationen hin. Zusätzlich sind der Einfluss der Gefügeart und die daraus resultierenden Fälle der Mischkristallbildung bzw. der Entstehung von intermetallischen Verbindungen angedeutet [35].

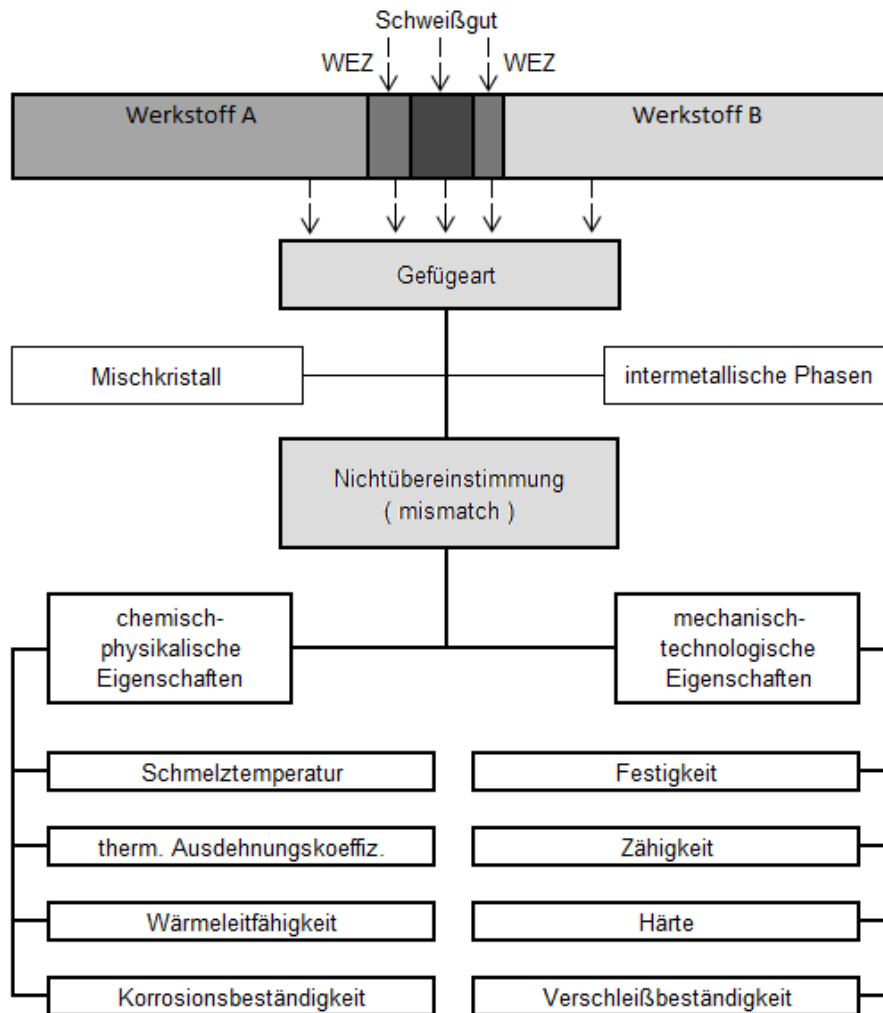


Abbildung 4-13: Mögliche Nichtübereinstimmung der Werkstoffeigenschaften bei Mischverbindungen in Anlehnung an [35]

Der Schwerpunkt bei der folgenden Betrachtung liegt auf der Seite der chemisch-physikalischen Eigenschaften, da die mechanisch-technologischen Eigenschaften erst bei einer nachfolgenden Beanspruchung zum Tragen kommen und es zunächst um die Vorgänge bei der Herstellung der Verbindung geht. In weiterer Folge werden die Besonderheiten unterschiedlicher Werkstoffkombinationen hinsichtlich der metallurgischen Verträglichkeit an einigen Beispielen erläutert.

4.2.2.1. Mischverbindungen Stahl/Aluminium

Schwierig gestaltet sich die Kombination von Stahl und Aluminium, weil bei dieser Werkstoffkombination erhebliche Anteile intermetallischer Phasen über weite Bereiche des Zustandsschaubildes Aluminium/Eisen (siehe **Abbildung 4-14**) auftreten [35, 36].

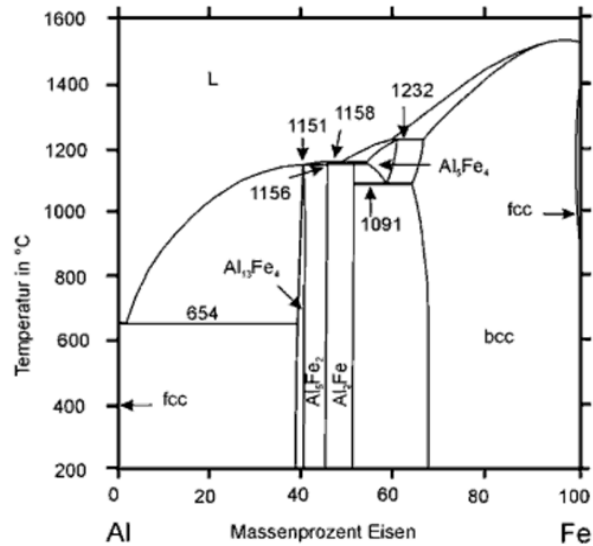


Abbildung 4-14: Zweistoffsystem Aluminium/Eisen [37]

Als intermetallische Phasen treten hier neben der kongruent schmelzenden η -Phase (Fe_2Al_5), die inkongruent schmelzende ζ -Phase (FeAl_2) sowie die θ -Phase (FeAl_3) auf. Bezüglich der metallurgischen Verträglichkeit ergeben sich beim Schmelzschweißen von Stahl mit Aluminium vorwiegend folgende Probleme [35]:

- I. Stark unterschiedliche Schmelzpunkte (Aluminium 660°C, Stahl 1539°C)
- II. Bildung intermetallischer Phasen bei hohen Temperaturen
- III. Unterschiedlich starke Schwindung beim Abkühlen aus dem Schmelzbereich von Aluminium (1,75%) und Stahl (2%)
- IV. Hochschmelzende Oberflächenoxide von Aluminium
- V. Unterschiedliche thermische Ausdehnungen im Fügebereich

Schmelzschweißverbindungen zwischen Aluminium und Stahl werden durch die Verwendung von Pufferschichten, die auf der Stahlseite aufgebracht werden, hinsichtlich der Verbindungsbildung verbessert. Mögliche Pufferwerkstoffe sind einerseits durch Aufspritzen oder Eintauchen aufgebracht Aluminium sowie durch Schmelztauchen aufgebracht Zink oder auch Zinn [35, 36]. Generell ist bei dieser Werkstoffkombination auf der Basis eines Schmelzschweißprozesses immer mit der Bildung von intermetallischen Phasen zu rechnen.

Das Auftreten von örtlichen Aufschmelzungen ist auch beim Reibschweißen nicht zu verhindern, wobei der Anteil aufgeschmolzener Grundwerkstoffe durch geeignete Prozessführung (Temperaturbegrenzung durch zusätzliches Kühlen) sehr gering gehalten werden kann. Die günstigste Prozesstemperatur für Aluminium-Stahl-Verbindungen liegt bei 70-75% der Schmelztemperatur von Aluminium [35].

Aluminium-Stahl-Kombinationen werden auch mit Hilfe plattierender Verfahren, wie Walz- oder Explosionsplattieren hergestellt. Ohne zusätzliche Maßnahmen beschränkt sich die Fügbarkeit mit Hilfe plattierender Verfahren auf Reinaluminium bzw. AlMg-Legierungen mit Stahl, wobei mit Hilfe von Zwischenschichten aus Reinaluminium oder Titan auch alle weiteren Aluminiumlegierungen plattiert werden können [35].

4.2.2.2. Mischverbindungen Stahl/Kupfer

Bei dieser Werkstoffkombination liegt ein sehr großer Unterschied in den Wärmeleitfähigkeiten vor, wobei Kupfer beispielsweise die 25fache Wärmeleitfähigkeit gegenüber einem CrNi-Stahl besitzt. Wird bei einer Schmelzmischverbindung auf der Kupferseite zu wenig Wärmeenergie eingebracht kommt es zum Auftreten von Bindefehlern. Aus diesem Grund eignen sich Schweißverfahren mit hoher lokaler Energieeinbringung, wie z. B. das Elektronenstrahl- oder das Laserstrahlschweißen zum Verbinden von Kupfer mit Stahl. Im Gleichgewicht bilden Legierungen aus Kupfer und Eisen über einen weiten Bereich des Zustandsdiagramms heterogene Mischkristalle aus [35].

Ein grundlegendes Problem bei diesen sogenannten Schwarz-Rot Verbindungen besteht darin, dass flüssiges Kupfer entlang der Korngrenzen in den Stahl eindringen und das Gefüge lockern kann. Dieser als Lotrissigkeit bezeichnete Effekt wird durch die Verwendung einer mehrlagigen Pufferschicht aus Nickel auf der Kupferseite, durch die Vermeidung einer direkten Benetzung von Stahl mit Kupfer, verhindert [35, 36].

4.2.2.3. Mischverbindungen Stahl/Nickel

Bei dieser Werkstoffkombination tritt durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) ein negativer Einfluss bei betriebsbedingten Temperaturschwankungen auf. In diesem Zusammenhang spielen also die Wärmedehnungen der Grundwerkstoffe sowie des verwendeten Zusatzwerkstoffes eine wesentliche Rolle. Bei sehr großen Unterschieden der CTE wird durch die Wahl eines geeigneten Schweißzusatzes, mit einem CTE der zwischen den beiden Schweißwerkstoffen liegt, Abhilfe geschaffen [36]. Die Autoren von [38] verweisen auf diese Problematik bei einer Mischschweißverbindung zwischen Alloy 800 und einem hochwarmfesten Stahl. Hier werden Schweißzusatzwerkstoffe verwendet, deren CTE zwischen den beiden Grundwerkstoffen liegen [38]. Dadurch können Spannungen in der Schweißnaht, die während des Schweißens oder im späteren Betrieb auftreten, abgebaut werden [36]. In selber Weise beschreibt Sireesha et al. [39] das Problem der unterschiedlichen CTE in Bezug auf Mischschweißverbindungen zwischen Alloy 800 und dem austenitischen Stahl

316LN. Bei dieser Werkstoffkombination erweist sich die Wahl eines Nickelbasis-Zusatzwerkstoffes, aus oben genanntem Grund, als vorteilhaft [39].

4.2.2.4. Mischverbindungen Ferrit/Austenit

Anhand der Verbindung von austenitischen mit ferritischen Stählen wird die Bedeutung des verwendeten Zusatzwerkstoffes verdeutlicht. Als Hilfsmittel zur richtigen Auswahl des Zusatzwerkstoffes und zur Vorhersage des im Schweißgut entstehenden Gefüges steht das Schöffler Diagramm zur Verfügung [23]. In den Phasenstabilitätsbereichen des Schöffler Diagrammes existieren unterschiedliche Schädigungsmechanismen, welche starken Einfluss auf die Belastbarkeit der Schweißverbindung haben. Im Stabilitätsbereich von Ferrit kommt es bei Temperaturen über 1150°C zu starkem Kornwachstum und damit zu schlechteren Zähigkeitseigenschaften. Während es im Bereich des Martensits zum Auftreten von Härterissen kommen kann, muss im Austenitgebiet auf die Heißrissanfälligkeit bei Temperaturen oberhalb von 1250°C geachtet werden. Der Existenzbereich von Austenit/Ferrit ist durch die Sigmaphasenversproödung im Temperaturbereich von 500 bis 900°C gekennzeichnet [40]. Durch die Wahl geeigneter Zusatzwerkstoffe beim Schweißen von ungleichen Werkstoffen kann die Lage der letztendlich auftretenden Phasen gezielt beeinflusst werden. Anhand des in **Abbildung 4-15** dargestellten Schöffler Diagramms soll die Beeinflussung der Legierungsbildung über den Schweißzusatzwerkstoff erläutert werden.

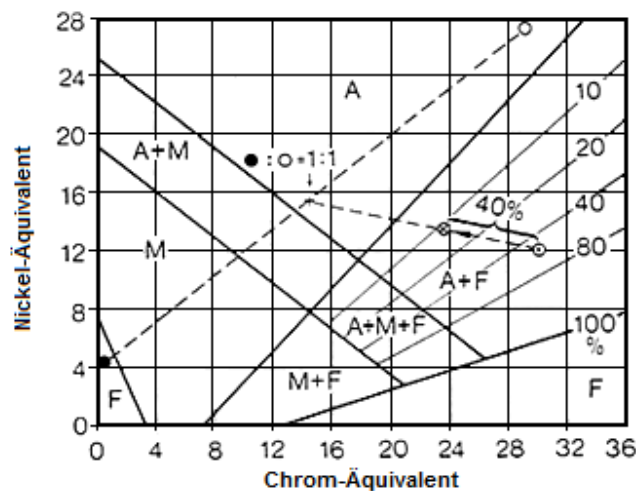


Abbildung 4-15: Schöffler Diagramm der Werkstoffkombination S235 mit X1CrNiMoN25-25-5 (1.4537) [36]

In diesem Beispiel ist eine Mischschweißverbindung des Baustahles S235 mit einem vollaustenitischen Werkstoff (1.4537) gezeigt. Der Baustahl liegt im Bereich des Ferrits und ist durch den Punkt ● gekennzeichnet. Der vollaustenitische Werkstoff liegt im Austenitgebiet und ist durch den Punkt ○ gegeben. Beim Schweißen ohne Zusatzwerkstoff und beim Abschmelzen gleicher Werkstoffanteile liegt die Zusammensetzung des Schweißgutes auf halber Strecke der Verbindungsgerade beider Werkstoffe. In diesem Gebiet liegt eine erhöhte Heißrissanfälligkeit vor. Durch einen Schweißzusatzwerkstoff, dessen Lage durch den Punkt ⊙ gegeben ist, kann die Lage des Schweißgutes verschoben werden. Bei einer Aufmischung von 40% liegt die endgültige Zusammensetzung des Schweißgutes im Punkt ⊗ und somit in einem Bereich von 10% Delta Ferrit, wodurch die Gefahr der Heißrissneigung stark reduziert wird [36].

Die Autoren [41] verweisen auf die eben vorgestellte Methode mit Hilfe des Schöffler Diagramms zur Bestimmung des Delta Ferrit Anteils in Mischverbindungen zwischen austenitischem rostfreien Stahl (304L(N)) und martensitischem Stahl (403SS). In [42] wird die Möglichkeit zur Bestimmung der Aufmischung mit Hilfe metallographischer Methoden erwähnt. Dabei wird durch die Messung der relativen Anteile von geschmolzenem Grundwerkstoff und eingebrachtem Zusatzwerkstoff über den Schweißnahtquerschnitt die Aufmischung berechnet. Diese Aufmischung errechnet sich dabei nach **Gleichung 1**.

$$D = \frac{A_{bm}}{A_{bm} + A_{fm}}$$

Gleichung 1

Der Aufmischungsgrad wird demnach als Verhältnis von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff zur Gesamtschmelze definiert und hängt hauptsächlich von dem angewandten Schweißverfahren, der Arbeitstechnik, dem verwendeten Schweißzusatz und den Werkstoffeigenschaften ab [35].

4.3. Verbundgießen

4.3.1. Allgemeiner Verfahrensüberblick und Entwicklung

Verbundgießen stellt eine Fertigungstechnologie dar, bei der die zu verbindenden Werkstoffe entweder über die Reaktion zweier Flüssigphasen oder aufgrund einer Festkörperreaktion mit einem flüssigen Medium miteinander verbunden werden. Aus diesem Ansatz heraus spielt also der Aggregatzustand der beteiligten Werkstoffe bei der Ausbildung der metallischen Grenzschicht eine wesentliche Rolle [43]. In ähnlicher Weise verfolgt A. Ißleib et al. [44] eine Unterscheidung bezüglich des Phasenzustandes der zu fügenden Werkstoffe. Es werden dabei drei Verbundgießtechnologien angeführt. Synchronverbundgießen stellt dabei ein Verfahren dar, bei dem gleichzeitig zwei Schmelzen vergossen werden, die durch ein Phasentrennblech geteilt sind [44, 45]. Diese Art des Verbundgusses besteht bereits seit geraumer Zeit. Es wurde bereits 1965 von Harnisch et al. [46] ein neu entwickelter Verbundgussstahl vorgestellt. Die Grundlage bildet dabei das sogenannte Klöckner Verbundgussverfahren. Bei diesem Verfahren werden zwei schmelzflüssige Komponenten, ohne ein Vermischen, miteinander verbunden. In **Abbildung 4-16** ist das Prinzip des Klöckner Verbundgussverfahrens dargestellt [46].

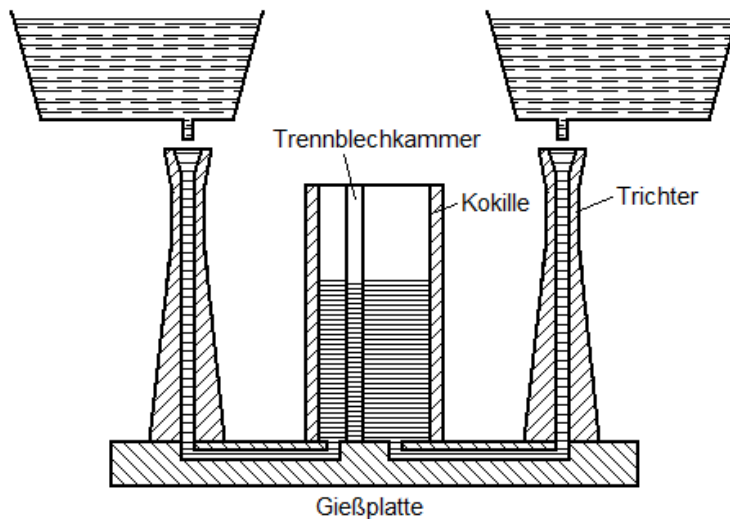


Abbildung 4-16: Schematische Darstellung des Klöckner Verbundgießverfahrens [46]

Die beiden Schmelzen werden über zwei Trichter im steigenden Guss synchron in eine Kokille gegossen. Durch zwei Phasentrennbleche in der Kokille wird der erzeugte Block geteilt. Die Trennbleche sind gelocht ausgeführt, wodurch gewährleistet wird, dass die jeweilige Schmelze in den Zwischenraum (Verbindungsbereich) gelangen kann. Die Trennbleche haben auch die Aufgabe die durchgeflossene Schmelze soweit abzukühlen, dass ein Durchfließen durch das

zweite Phasentrennblech verhindert wird. Dieses Verfahren wurde weiterentwickelt und für die Herstellung von verschleißbeanspruchten Bauteilen genutzt [46]. In [47] ist ein Verfahren zum Gießen von Verbundnockenwellen angeführt. Es basiert ebenfalls auf dem Prinzip des gleichzeitigen Eingießens zweier Eisenwerkstoffe in den Formhohlraum. An den Werkstoffübergängen werden dabei Trennbleche aus Kupfer, Grauguss oder Baustahl eingelegt, die sich bei abgeschlossener Formfüllung aufgelöst haben [47].

Eine andere Möglichkeit bietet sich durch aufeinander folgendes Gießen zweier Schmelzen. Hier wird auf eine unmittelbar zuvor erstarrte Schmelze eine weitere Flüssigphase aufgegossen (z.B. Schwerkraftverbundgießen) [44]. In einem Bericht von H. Krause [48] wird auf die verschiedenen Verbundgießverfahren von Gussstücken aus Eisenwerkstoffen eingegangen. Hier wird auch auf die Möglichkeit des Schleudergießens hingewiesen. Schleudergießen kommt bei der Produktion von Walzen oder zylindrischen Hohlkörpern zum Einsatz. Beim Verbundgießen von Walzen wird beispielsweise eine Kombination aus harten carbidischem Gusseisen und einem weicherem Stahlkern gewählt [48]. In [49] wird das Schleudergießen zur Herstellung von metallischen Verbundrohren genutzt, die in weiterer Folge zu Kesselrohren extrudiert werden. Beim Schleudergießen wird zunächst eine Schmelze in eine schnell rotierende Kokille gegossen. Nachdem dieser geschleuderte Mantel bis auf eine definierte Temperatur unterhalb der Solidustemperatur abgekühlt ist, wird das Kernmaterial eingegossen [49]. Während des Eingießens schmilzt eine dünne Schicht des zuvor erstarrten Mantels auf und vermischt sich mit dem Gießmetall. Dadurch kommt es zur Ausbildung einer Verbindungsschicht [50]. Die großtechnische Umsetzung des Verbundgießens von Walzwerkswalzen und Zylinderlaufbuchsen wird von [51] durchgeführt. Der schematische Ablauf bei der Herstellung von Verbundwalzen ist in **Abbildung 4-17** dargestellt.

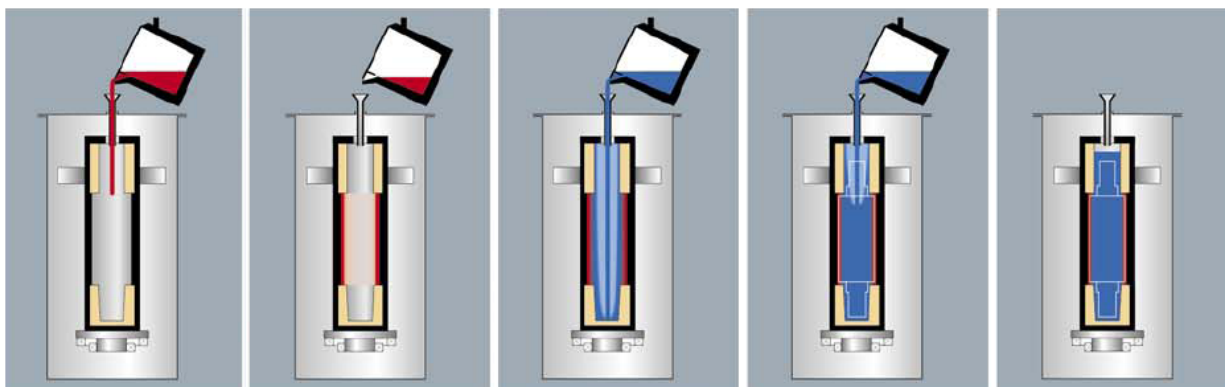


Abbildung 4-17: Verfahrensablauf zur Herstellung von Verbundwalzen [51]

Das Angießen eines Ergänzungswerkstücker bildet die dritte Variante bei der ein fester, optional vorgewärmter Grundkörper mit einer aufgegossenen Schmelze reagiert [44]. H. Krause beschreibt auch die Nutzung von Sandgießverfahren zur Herstellung von Gussverbunden [48]. Es wird gezeigt, dass zum Beispiel rotationssymmetrische Stahlteile erwärmt und mit einer Schmelze umgossen werden können. Auch wird in [48] auf andere Übergieß- und Umgießverfahren verwiesen. K. Lange [52] beschreibt einige Maßnahmen zur Verbesserung von Gusswerkstoffverbunden, die durch Umgießen hergestellt werden. Zum Thema Sandgießverfahren wurden von den Autoren in [53] Untersuchungen an einem Gusseisenschichtverbund mit plattenförmigen Verstärkungen aus niederkohligem Stahl angestellt. Diese Verstärkungsplatten wurden dabei einer Vorwärmung unterzogen. Das Standverbundgießen stellt ein weiteres Verfahren dar, bei dem ein zuvor gegossenes, abgekühltes Teil durch eine zweite Schmelze soweit erwärmt wird, dass es zur Ausbildung einer metallischen Verbundschicht kommt. Dabei werden allerdings große Schmelzmengen benötigt, um den notwendigen Wärmeübergang zu gewährleisten [48]. In [54] wird auf Schichtgießtechniken zur Herstellung von Verschleißschutzschichten hingewiesen. Dabei kann durch eine gezielte Strömungsausnutzung eine optimale Wärmeübertragung der Schmelze auf den Festkörper eingestellt werden. In [43] wird ein Versuchsaufbau zum Verbundgießen zweier Stähle dargestellt. Dabei wird ein fester Einsatz aus rostfreiem Stahl vorgewärmt und im Anschluss von einer Schmelze aus Baustahl umgossen. Die Grenzschicht kommt dabei durch den Kontakt des flüssigen Baustahls mit dem festen Einsatz zustande. Ein ähnlicher Versuchsaufbau wird nach [55] zum Herstellen einer Turbinenwelle aus einem Stahl-Nickel/Cobalt Verbund genutzt. Hierbei wird ein fester Einsatz aus einer Nickel- oder Cobaltbasislegierung durch eine steigend gegossene Stahlschmelze zur Verbindung gebracht.

In [56] wird auf eine Einteilung der Verbundgießverfahren in rein formschlüssige bzw. rein stoffschlüssige Verbindungen hingewiesen. Bei den formschlüssigen Grenzflächen entsteht die Haftung durch eine geometriebedingte, mechanische Verklammerung. Im Gegensatz dazu bilden sich beim Stoffschluss intermetallische Reaktionsflächen als Haftungsgrundlage aus. An den Grenzflächen spielt dabei eine Reihe von Reaktionen eine wichtige Rolle. Die Benetzung der Grenzfläche, die Ausbildung einer Legierungsschicht sowie der Ablauf von Diffusionsprozessen seien hier angeführt. In [57] werden ebenfalls die Arten der Multimaterial-Verbindungen hinsichtlich einer Form-, Kraft- und Stoffschlüssigkeit angedeutet. Das Zustandekommen eines Kraftschlusses wird hier durch die Wirkung der Erstarrungsschrumpfung bei geeigneter Gießanordnung (vollständiges Umgießen des festen Einsatzes) beschrieben. Es wird auch darauf hingewiesen, dass durch eine dementsprechende

Gestaltung des Verbundbauteiles und der damit verbundenen Kombination der angesprochenen Haftungsmechanismen eine Optimierung erzielt werden kann [57].

4.3.2. Grundlegende Prozesse bei der Verbundbildung

In **Abbildung 4-18** sind einige grundsätzliche Vorgänge bei der Ausbildung einer Verbundschicht angegeben. Die Diffusionsprozesse der Atome treten dabei zwischen dem flüssigen oder thixotropen Gießmetall und dem Grundkörper auf. Diese Diffusionsprozesse laufen in beiden Richtungen ab. Durch Lösungs- und Ausscheidungsvorgänge kann es zur Ausbildung von intermetallischen Phasen im Bereich der Grenzschicht kommen (z. B. Karbidsaum) [58].

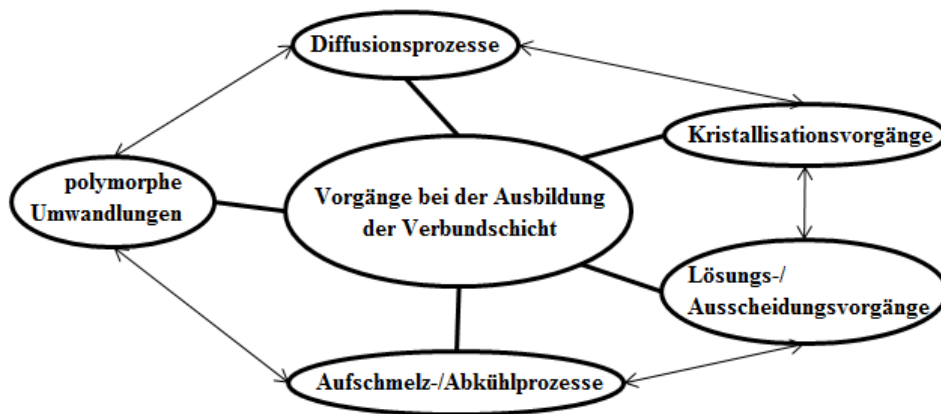


Abbildung 4-18: Allgemeine Vorgänge bei der Ausbildung einer Verbundschicht beim Verbundgießen [58]

In **Abbildung 4-19** ist der schematische Verlauf der Kristallisationsfronten sowie die Ausbildung des jeweiligen Temperaturgradienten, in Abhängigkeit der jeweiligen Erstarrungsintervalle der beteiligten Werkstoffe, gezeigt. Das rechte Teilbild, bei dem der höherschmelzende Werkstoff auf den niedrigerschmelzenden Werkstoff aufgegossen wird, stellt dabei jene Variante mit den komplexeren Erstarrungsbedingungen dar. Hier erstarrt die auftreffende Schmelze an der Oberfläche des Festkörpers und schmilzt den Festkörper auf, sodass es zur Ausbildung von zwei Kristallisationsfronten kommt. In diesem Fall kann es zur Entstehung von Hohlräumen und Einfallstellen kommen [58].

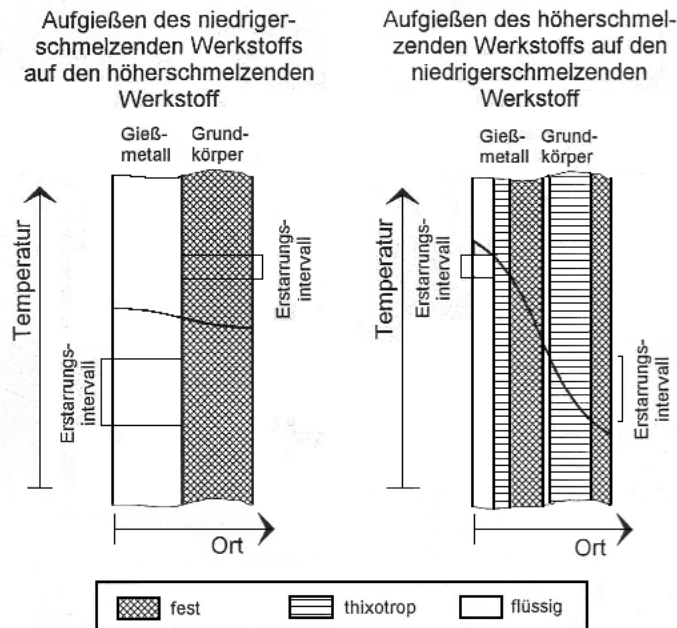


Abbildung 4-19: Temperaturverlauf an den Erstarrungsfronten einer Verbundgusschicht [58]

Die angesprochenen Prozesse unterliegen dabei gegenseitigen Wechselwirkungen, die sowohl von den Konzentrationsverhältnissen abhängen, als auch durch den vorherrschenden Temperaturgradienten und die auftretenden thermischen Spannungen beeinflusst werden [58].

4.3.3. Einflussgrößen auf die Verbundbildung

Es existiert eine Vielzahl von Parametern, welche Einfluss auf die Ausbildung einer Verbindung von Verbundgussteilen haben [56]. In **Abbildung 4-20** sind jene Einflussfaktoren aufgezeigt, die die Verbundbildung einer Metallschmelze mit einem festen Eingießkörper beeinflussen. Die thermischen Bedingungen, wie die Gießtemperatur und die Vorwärmtemperatur des Eingießteils müssen dementsprechend an die geometrischen Bedingungen, das heißt z. B. an die Massenverhältnisse von Schmelze und Eingießteil angepasst werden [44, 58]. In [56] wird darauf hingewiesen, dass der Wärmeeintrag des Gießmetalls bei dickwandigen Gussstücken in der Regel ausreicht, um eine Verschweißung der Komponenten zu erreichen. Im Gegensatz dazu können aufgrund der schnellen Erstarrung (Abschreckung) bei dünnwandigen Festkörpern Probleme bei der Ausbildung einer haftenden Verbindung auftreten [56]. Abhilfe kann hier die gezielte Vorwärmung des Gießkörpers bringen [43, 56]. Wie aus der Abbildung zu erkennen ist, spielen auch die chemischen Analysen der beteiligten Werkstoffe und somit deren thermophysikalischen Daten eine entscheidende Rolle. Als Parameter seien hier die Wärmeausdehnung, die spezifische Wärme und die Wärmeleitfähigkeit genannt [43].

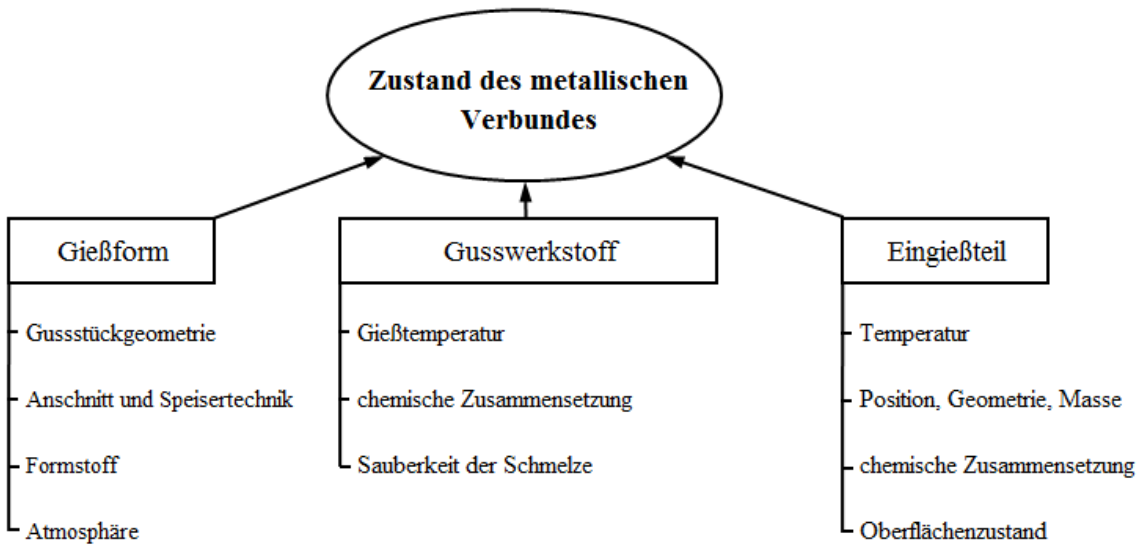


Abbildung 4-20: Einflussparameter auf den Zustand des metallischen Verbundes beim Verbundgießen [56]

Weiters haben die hydrodynamischen Bedingungen beim Gießen einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Verbundgrenzschicht. Die Strömungsverhältnisse werden dabei durch die Art des Gießverfahrens bestimmt. Die Anschnitt- und Speisertechnik spielen ebenfalls eine wichtige Rolle [58]. K. Lange [52] weist im Bereich der Umgießtechnik auf die Schaffung von günstigen Strömungsverhältnissen hin. Durch die Beeinflussung der Strömung soll eine homogene Gießfrontbewegung erreicht werden, wodurch es zu einer Verringerung der Turbulenzen im Gießsystem kommt. Turbulente Gießbedingungen können zur Ausbildung von Haftungsproblemen und somit zur Qualitätsminderung der Verbundgrenzschicht führen [52]. In einer anderen Arbeit von K. Lange [54] wird der Einfluss des Gießsystems für Schichtgießtechniken angesprochen. Durch entsprechende Wahl des Gießsystems (Speiser, Anschnitt) und definierte Strömungsbedingungen der Metallfronten ist es möglich hochwertige Verbundteile herzustellen [54].

In [50] wird ein Modell zur Vorhersage der Auf- bzw. Abschmelzbedingungen des festen Mantels beim Gießen einer Verbundwalze beschrieben. Dabei wird gezeigt, dass die Strömungsverhältnisse beim Eingießen des Kernmaterials wesentlichen Einfluss auf die Menge des rückgeschmolzenen Mantels haben [50].

4.3.4. Voraussetzungen zur Ausbildung einer Verbindung

Um eine flächenhafte Verbindung der beteiligten Werkstoffe zu erreichen ist zunächst eine gute Benetzung der Kontaktfläche zu gewährleisten [44]. Dies führt dazu, dass zumindest einer der beiden Werkstoffe den thixotropen bzw. schmelzflüssigen Zustand erlangen sollte. Oberflächenrauheiten werden dadurch kompensiert und ein Kontakt auf atomistischer Ebene hergestellt [44, 58]. Die Kontaktfläche des festen Werkstoffes muss in einem metallisch reinen Zustand vorliegen, da sich anhaftende Verunreinigungen negativ auf die Verbindungsbildung auswirken [44, 52, 58]. Dabei stellt vor allem die bei der Vorwärmung des festen Körpers auftretende Zunderbildung eine gewisse Problematik dar. Als weitere Voraussetzung muss die Mischbarkeit der beiden Werkstoffe gegeben sein, sodass durch Diffusion ein gegenseitiger Atomaustausch stattfinden kann [44].

Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, arbeitet man in der Praxis mit Schutzgasen oder Flussmitteln, um reine, oxidfreie Kontaktflächen zu gewährleisten [44, 58]. Im praktischen Teil der Arbeit wurde teilweise mit Schutzgas gearbeitet. In einem Verzunderungsversuch wurde dabei die Wirksamkeit des Schutzgases auf die Oberflächenbeschaffenheit untersucht. In **Kapitel 5.4** sind dazu nähere Ausführungen angegeben. In Bezug auf die Mischbarkeit der beteiligten Werkstoffe ist bei der Verwendung von Eisenbasiswerkstoffen keine Sorge zu tragen [44]. Die thermischen Bedingungen, das heißt vor allem das Temperaturmanagement (Gießtemperatur, Vorwärmtemperatur), soll im Bereich des praktischen Teiles untersucht werden. **Abbildung 4-21** zeigt nach Ißleib et al. [44] schematisch den Zeit-Temperaturverlauf eines Gusseisen-Stahl Verbundes.

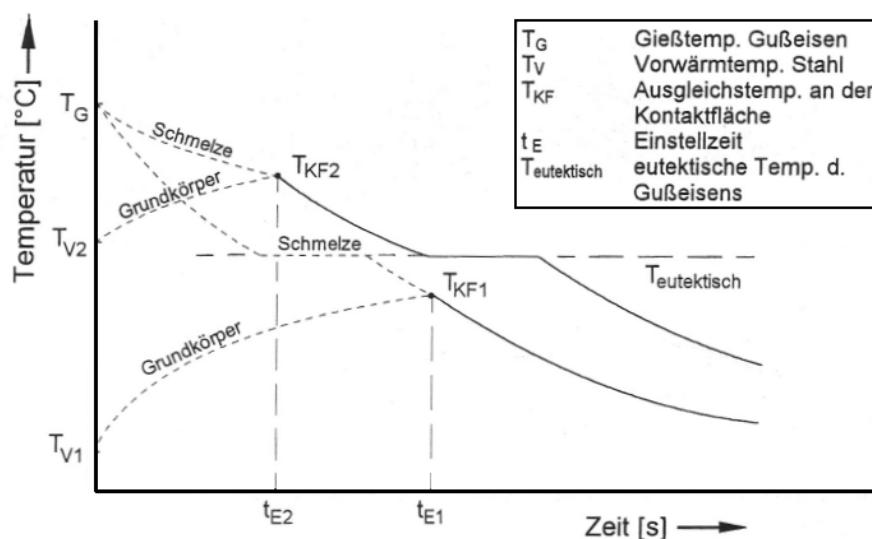


Abbildung 4-21: Temperaturverlauf von Grundkörper und Schmelze beim Verbundgießen von Gusseisen auf Stahl [44]

Dabei zeigt sich die Auswirkung einer veränderten Vorwärmtemperatur auf die Kontaktflächentemperatur. Die Vorwärmtemperatur muss dabei so hoch gewählt werden, dass die Temperatur an der Kontaktfläche über der Solidustemperatur eines der beteiligten Werkstoffe liegt. Die dafür notwendige Zeit hängt dabei von mehreren, thermischen Parametern ab. Neben der angesprochenen Vorwärmtemperatur wirkt sich die Gießtemperatur ebenfalls auf die thermischen und zeitlichen Bedingungen der Kontaktfläche aus. Einen weiteren Einfluss haben die geometrischen Verhältnisse der Verbundgussanordnung. Zum Einen ist das Verhältnis der Kontaktfläche zu der Masse der flüssigen Schmelze ausschlaggebend (Wärmeübergang) und zum Anderen das Massenverhältnis von festem Grundkörper und Masse des flüssigen Metalls (stationäre Wärmeleitung) [44]. In [48] wird auf die große erforderliche Schmelzmenge hingewiesen, um einen Festkörper auf die, zur Verbundbildung, notwendige Temperatur zu erwärmen.

Anhand der **Abbildung 4-22** werden die Auswirkungen der thermischen und geometrischen Gegebenheiten näher erläutert. In Bezug auf die Ausgleichstemperatur in der Kontaktfläche wirken sich eine gesteigerte Gießtemperatur bzw. höhere Vorwärmtemperatur positiv aus. Unter konstanten, geometrischen Bedingungen und gleichen Werkstoffpaarungen stellen sich drei Bereiche ein. Unter der Annahme, dass die Gießtemperatur nur in einem engen Bereich sinnvoll variiert werden kann (keine zu große Überhitzung) zeigt die Abbildung im Bereich I keine stoffschlüssige Verbindung. Dies resultiert aus einer zu geringen Vorwärmtemperatur des festen Grundkörpers. Stellt sich die Ausgleichstemperatur im Bereich der Solidustemperatur ein, ergibt sich ein fehlerhafter, inhomogener Verbund (Bereich II). Erst bei genügend hoher Vorwärmtemperatur erreicht man einen homogenen, stoffschlüssigen Werkstoffverbund im Bereich III [44].

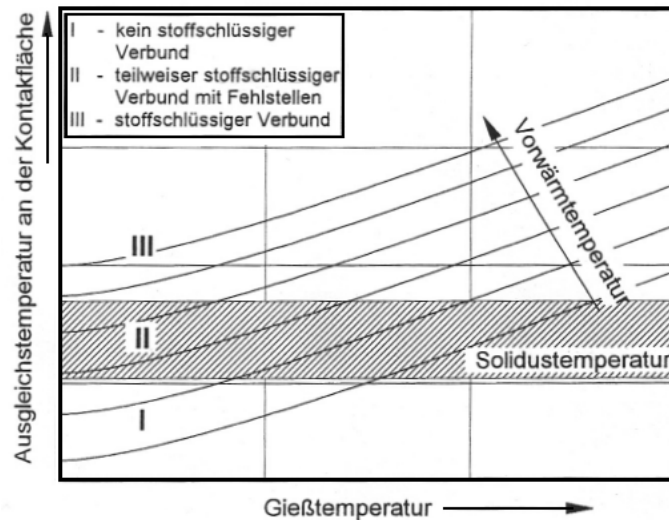


Abbildung 4-22: Bedingungen zur Verbundbildung (Ausgleichstemperatur der Kontaktfläche) als Funktion von Gieß- und Vorwärmtemperatur [44]

Aus diesen Betrachtungen zeigt sich, dass die Vorwärmtemperatur den praktisch wichtigsten Parameter darstellt. Als Obergrenze ist die Solidustemperatur des Grundkörpers gegeben. Die minimale Vorwärmtemperatur muss so gewählt werden, dass sich die Temperatur der Kontaktfläche im Bereich III einstellt. Bei der Wahl der richtigen Vorwärmtemperatur kann, bei Kenntnis der thermophysikalischen Daten der beteiligten Werkstoffe, die thermische Simulation als Hilfsmittel herangezogen werden [44, 56].

Eine Veränderung der geometrischen Bedingungen wirkt sich wie folgt aus. Wird das Verhältnis des Schmelzgewichtes zur Kontaktfläche erhöht, ergibt sich ein höherer Wärmeeintrag in den Festkörper und die Grenzflächentemperatur steigt an. Wird die Masse des festen Grundkörpers im Verhältnis zum flüssigen Metall erhöht, findet eine gesteigerte Wärmeabfuhr durch instationäre Wärmeleitung durch den Festkörper statt. Das bedeutet eine schnellere Abkühlung des Gießmetalls und somit ungünstigere Bedingungen für die Ausbildung einer Verbundgrenzschicht [44].

Ein weiterer Aspekt, der bei der Wahl der Werkstoffpaarung berücksichtigt werden muss, sind die Schmelzpunkte der beteiligten Werkstoffe. Besitzt das Gießmetall den niedrigeren Schmelzpunkt, kann die Vorwärmtemperatur des Festkörpers über einen weiteren Bereich variiert werden, wie aus **Abbildung 4-23** hervorgeht. Die Vorwärmtemperatur kann in diesem Fall im Erstarrungsintervall bzw. oberhalb der Liquidustemperatur des Gießmetalls liegen. Es wird bei dieser Kombination erreicht, dass das Gießmetall nach dem Temperaturengleich im thixotropen bzw. flüssigen Zustand vorliegt. Unter der Voraussetzung einer genügend hohen Überhitzung der Schmelze, einer geringen Wärmeleitfähigkeit des Festkörpers sowie einem

großen Massenanteil der Schmelze im Vergleich zur Kontaktfläche kann die Vorwärmtemperatur auch unterhalb der Solidustemperatur des Gießmetalls gewählt werden (linkes Teilbild, grau markierter Bereich von T_V). Im rechten Teilbild ist der umgekehrte Fall dargestellt. Hier wirkt sich der große Temperaturunterschied von Vorwärm- und Gießtemperatur negativ aus, da es zur Bildung von thermischen Spannungen kommen kann [58].

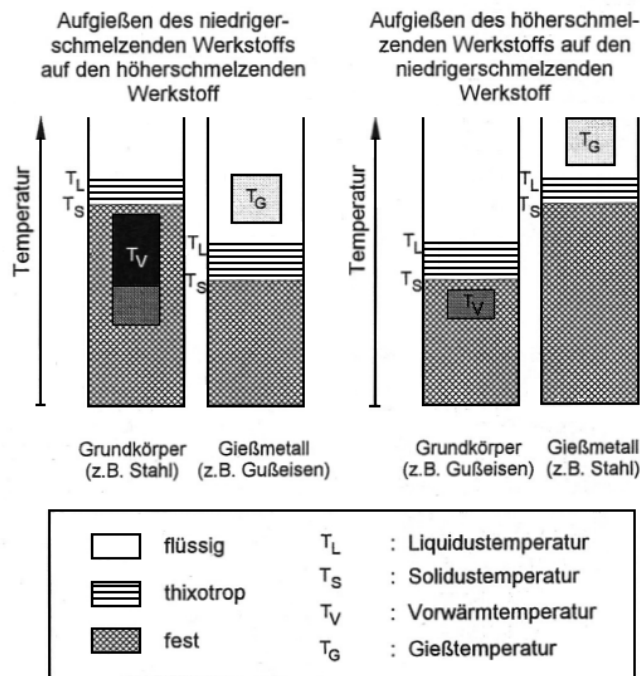


Abbildung 4-23: Gieß- und Vorwärmtemperaturen in Abhängigkeit des Erstarrungsintervalls von Gießmetall und Grundkörper [58]

4.3.5. Weiterführende Betrachtungen bezüglich der gießtechnischen Umsetzung

Aus dem bisherigen Literaturstudium geht unter anderem hervor, dass die thermischen Bedingungen und die sich einstellende Kontaktflächentemperatur entscheidend für die Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung sind. Die Einstellung der jeweiligen Prozesstemperaturen hängt von den beteiligten Werkstoffen und somit von der chemischen Zusammensetzung ab, wobei sich aus den Werkstoffanalysen zunächst die Lage des Schmelzintervalls (Solidus- und Liquidustemperatur) bestimmen lässt. Nachfolgend werden die Solidus- und Liquidustemperaturen der eingesetzten Werkstoffe auf Basis ihrer chemischen Analysen berechnet.

4.4. Berechnung der Liquidus- und Solidustemperaturen

Die Kenntnis der Liquidustemperatur bietet einen Ansatz zur Abschätzung der bei unterschiedlichen Gießprozessen einzustellenden Temperaturen [59, 60]. Damit ist etwa die Gießtemperatur (d.h. die einzustellende Überhitzung) gemeint. Wird die Gießtemperatur zu niedrig (zu geringe Überhitzung) gewählt, kann es zu Kaltverschweißungen kommen. Die Vorwärmtemperatur der beteiligten Festkörper stellt beim Verbundgießen einen sehr wichtigen Parameter dar, wie bereits aus dem Schrifttum zum Verbundgießen hervorgegangen ist. Auf der einen Seite wird sie nach oben hin durch die Solidustemperatur des Grundkörpers begrenzt und auf der anderen Seite muss die Vorwärmtemperatur genügend hoch gewählt werden, sodass sich beim Gießen an der Grenzfläche eine Temperatur oberhalb der Solidustemperatur des Grundkörpers einstellt [44]. Das bedeutet die Kenntnis der Solidustemperaturen, vor allem jener der Grundkörper, ist ebenfalls sehr entscheidend. Die nachfolgend berechneten Liquidus- und Solidustemperaturen dienen als Basis für die im praktischen Teil der Arbeit durchgeführten Gießversuche. In den beiden nachfolgenden Kapiteln werden zwei unterschiedliche Methoden zur Berechnung der Schmelzintervalle vorgestellt. Einerseits dienen empirische Berechnungsformeln zur Abschätzung von Liquidus- und Solidustemperatur und andererseits wird unter Zuhilfenahme eines Thermodynamikprogrammes gearbeitet. Die den Berechnungen zu Grunde liegenden Analysen der Werkstoffe sind für die Festkörper (Rohrwerkstoffe) unter dem Punkt chemische Analysen der Werkstoffpaarungen (**Tabelle 5-2**) im Abschnitt experimentelle Untersuchungen angegeben. Für die Berechnung des Schmelzintervalls der Versuchsschmelze E911 diente vorerst eine Analyse aus der Literatur [2], wobei das Erstarrungsintervall der tatsächlichen Analyse zu einem späteren Zeitpunkt ebenfalls berechnet wurde, um auftretende Abweichungen durch die veränderte Zusammensetzung aufzuzeigen.

4.4.1. Empirische Lösungsansätze

In den Arbeiten von Miettinen und Howe [59] werden verschiedene Modelle zur Berechnung der Liquidustemperatur vorgestellt. Eine direkte Vergleichsmöglichkeit der Lösungsansätze ist nur sehr bedingt gegeben, da die Untersuchungen von den verwendeten Werkstoffen abhängen. Das bedeutet, es gibt nur eine grobe Zuordnung der Formeln zu unterschiedlichen Werkstoffgruppen, wie unlegierte Stähle oder korrosionsbeständige Stähle. In weiterer Folge liefern die Formeln für bestimmte Analysengrenzen sehr gute Ergebnisse und „versagen“ bei Zusammensetzungen, die in den experimentellen Untersuchungen nicht herangezogen wurden [59].

Der Lösungsansatz nach Howe [59] ist durch **Gleichung 2** gegeben.

$$T_L^{(\text{Howe})} = 1537 + a_C + a_{Si} - 5C_{Mn} - 34C_P - 40C_S + a_{Cr} - 2,5C_{Mo} + a_{Ni} - 5C_{Cu} - 72C_N - 15C_{Ti} - 9C_{Nb} + a_V - 2C_{Co} - 0,2C_W - 8C_{Sn} - 63C_O \quad \text{Gleichung 2}$$

Dabei stellen die C_i die Konzentrationen der einzelnen Elemente dar und die a_i sogenannte Konzentrationsfunktionen. Die Konzentrationsfunktionen erhalten dabei je nach Elementgehalt unterschiedliche Berechnungsformeln (siehe **Tabelle 4-2**) [59].

Tabelle 4-2: Konzentrationsfunktionen in Abhängigkeit der Elementkonzentrationen [59]

$C_C \leq 0,471 \rightarrow a_C = -87C_C$ $0,471 < C_C \leq 1 \rightarrow a_C = -70C_C - 8$ $C_C > 1 \rightarrow a_C = -76C_C - 2$	$C_{Si} \geq 1 \rightarrow a_{Si} = (C_{Si})^2 - 9C_{Si} + 1$ $C_{Ni} \leq 4,4 \rightarrow a_{Ni} = -5C_{Ni}$ $C_{Ni} > 4,4 \rightarrow a_{Ni} = -1,92C_{Ni} - 13,54$
$C_V \leq 1 \rightarrow a_V = -3C_V$ $1 < C_V \leq 2 \rightarrow -4C_V + 1$ $C_V > 2 \rightarrow a_V = -3C_V + 1$	$a_{Cr} = -0,0473C_{Cr} - 0,208(C_{Cr})^2 + 0,0123(C_{Cr})^3 - 0,00018(C_{Cr})^4$

Einen zusätzlichen Vergleich soll die Berechnungsformel nach Wolf [59] bieten. Ihre Form ist in **Gleichung 3** angeschrieben.

$$T_L^{(\text{Wolf})} = 1537,4 - 100,3C_C + 22,41(C_C)^2 - 13,55C_{Si} + 0,64(C_{Si})^2 - 5,82C_{Mn} - 0,3(C_{Mn})^2 - 1,59C_{Cr} + 0,007(C_{Cr})^2 - 3C_{Mo} - 4,18C_{Ni} - 0,01(C_{Ni})^2 - 4,2C_{Cu} \quad \text{Gleichung 3}$$

Weitere Berechnungsformeln für die Liquidustemperatur bzw. die Solidustemperatur finden sich in [61] und sind durch **Gleichung 4** und **Gleichung 5** gegeben. Für den Ausdruck $f^*\%C$ werden je nach Kohlenstoffgehalt unterschiedliche Werte eingesetzt. Die Ansätze sind in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes unter der jeweiligen Gleichung dargestellt.

$$T_L [^\circ\text{C}] = 1538 - [f * \%C + 13 * \%Si + 4,8 * \%Mn + 1,5 * \%Cr + 4,3 * \%Ni + 30 * \%S + 30 * \%P] \quad \text{Gleichung 4}$$

$C < 0,5 \rightarrow f * \%C = 55 * \%C + 80 * \%C^2$
$0,5 \leq C < 1 \rightarrow f * \%C = 44 - 21 * \%C + 52 * \%C^2$

$$T_S [^{\circ}\text{C}] = 1533 - [f * \%C + 30 * \%Mn + 31 * \%Si + 245 * \%P + 4 * \%Cr + 3 * \%Mo + 4 * \%V + 10 * \%Cu + 9 * \%Ni + 690 * \%S] \quad \text{Gleichung 5}$$

$C < 0,1 \rightarrow f = 420; C = 0,10 - 0,18 \rightarrow f = 0; C = 0,18 - 0,50 \rightarrow f = 166$

Einen Nachteil stellt der einfache lineare Aufbau der Formeln dar. Bei höheren Legierungsgehalten treten vielzählige chemische Wechselwirkungen auf, die hier unberücksichtigt bleiben. Es wird zwar versucht durch Erweiterungen zweiter Ordnung die Formeln zu korrigieren, jedoch zeigt sich auch dadurch keine hinreichende Verbesserung der Ergebnisse [59]. Es existieren alternative Berechnungsmethoden, die versuchen die Wirkung der schmelzpunkterniedrigenden Elemente als Funktion des Legierungsgehaltes zu berücksichtigen. Nach den Ansätzen von Schürmann et al. [60] wird den Legierungselementen eine dem Kohlenstoffäquivalent wirkende Konzentration zugerechnet. Mit Hilfe von Gleichungen für die δ/α - respektive γ -Liquiduslinie kann die Liquidustemperatur im System Fe-C berechnet werden [60].

Analytische Lösungsansätze stellen also keine genaue Methode zur Vorhersage der Liquidustemperatur dar. Eine exaktere Lösung bieten thermodynamische Gleichungen, die auftretende Wechselwirkungen der Komponenten berücksichtigen [59]. Dennoch seien an dieser Stelle die mit Hilfe der empirischen Ansätze berechneten Temperaturen für den Gießmetallwerkstoff X11CrMoWVNb9-1-1 in Form von **Tabelle 4-3** angegeben, wobei die Höhe der Liquidustemperatur als Richtwert zur Einstellung der in den experimentellen Methoden einzustellenden Gießtemperatur diene. Als Berechnungsbasis wurde die in **Tabelle 4-4** angegebene chemische Zusammensetzung für den Werkstoff E911 [2] gemittelt und zur Berechnung herangezogen.

Tabelle 4-3: Empirisch ermittelte Liquidus- und Solidustemperaturen des Werkstoffes X11CrMoWVNb9-1-1 in $^{\circ}\text{C}$

$T_{liq.(G.g.2)}$	$T_{liq.(G.g.3)}$	$T_{liq.(G.g.4)}$	$T_{sol.(G.g.5)}$
1505	1502	1510	1456

Tabelle 4-4: Gemittelte Analyse des Werkstoffes E911 nach [2]

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	B	N
0,11	0,3	0,45	0,02	0,01	0,04	9,0	0,25	1,0	1,0	0,22	0,08	0,0028	0,07

4.4.2. Berechnungen mit ThermoCalc

ThermoCalc stellt eine leistungsfähige Software zur Berechnung von thermodynamischen Aufgabenstellungen sowie zur Berechnung von Phasendiagrammen in Mehrkomponentensystemen dar [62]. Grundsätzlich bietet ThermoCalc zwei Arten der Berechnung an. Einerseits die Berechnung unter Gleichgewichtsbedingungen, unter der Annahme eines vollständigen Diffusionsausgleichs im flüssigen sowie im festen Zustand und andererseits die auf der Werkstoffanalyse basierende Simulation nach dem Scheil-Gulliver Modell. Das Gleichgewichtsmodell wird bevorzugt bei Wärmebehandlungsprozessen angewandt, um näherungsweise Ausscheidungsvorgänge und Phasenbildungen vorherzusagen. Das Erstarrungsmodell nach Scheil-Gulliver geht von einem vollständigen Konzentrationsausgleich im flüssigen Zustand und einem Diffusionskoeffizienten von Null im festen Zustand aus. Diesem Modell liegt also die Erstarrung im Ungleichgewichtszustand zu Grunde, woraus sich unter anderem der Einsatz für Gießprozesse ergibt [63].

Die Ergebnisse der ThermoCalc Simulation sind am Beispiel des Gießmetalles X11CrMoWVNb9-1-1 in **Abbildung 4-24** dargestellt. Die zugrunde liegende Werkstoffanalyse dieser Simulation entspricht der in **Tabelle 5-2** angegebenen Zusammensetzung für die Schmelze 2 des ersten Gießversuchs. In der Abbildung sind sowohl das Simulationsergebnis unter Gleichgewichtsbedingungen (**GGW**) als auch auf Grundlage des Scheil-Gulliver (**GS**) Modells gegenübergestellt. Alle weiteren Simulationsergebnisse der verwendeten Werkstoffe sind im Anhang der vorliegenden Arbeit dargestellt.

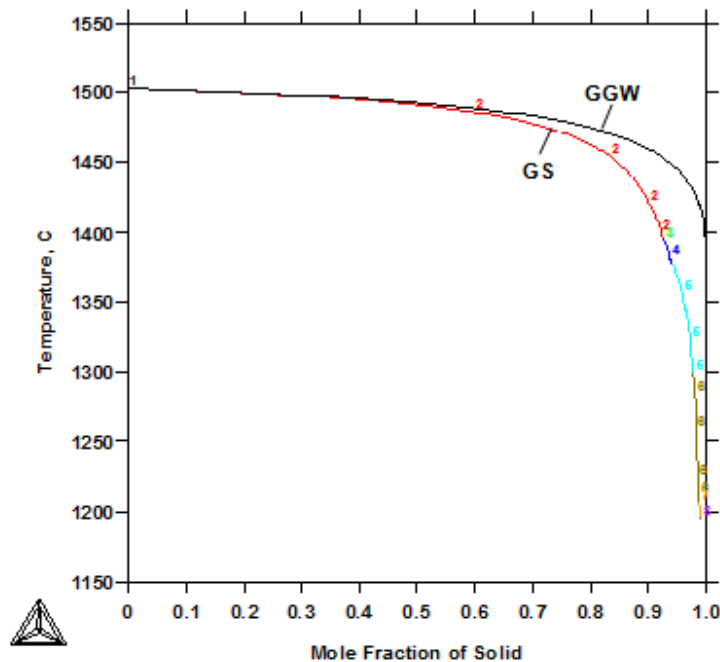


Abbildung 4-24: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X11CrMoWVNb9-1-1

Aus beiden Ergebnissen ist der temperaturabhängige Verlauf des Festphasenanteils (Mole Fraction of Solid) zu erkennen. Auf der einen Seite bedeutet ein Festphasenanteil von Null den Beginn des Erstarrungsintervalls und zeigt auf der Temperaturachse die Liquidustemperatur an. Hier besteht kein Unterschied hinsichtlich des zugrunde liegenden Erstarrungsmodelles. Auf der anderen Seite, bei einem Festphasenanteil von 1, ist der gesamte Flüssigphasenanteil erstarrt. An dieser Stelle kann auf der Temperaturachse die Solidustemperatur abgelesen werden, wobei hier der Unterschied der beiden Berechnungsmodelle klar hervorgeht. Aus diesen Ergebnissen sind zusammenfassend in **Tabelle 4-5** die Liquidus- und Solidustemperaturen der verwendeten Werkstoffe beider Berechnungsmodelle gegenübergestellt.

Tabelle 4-5: Ergebnis der ThermoCalc Rechnung für die Liquidus- und Solidustemperaturen (Angaben in °C)

Werkstoff	$T_{\text{liq. TC}}$	$T_{\text{sol. TC (GS)}}$	$T_{\text{sol. TC (GGW)}}$
X11CrMoWVNb9-1-1	1503	1190	1400
X5CrNiMo17-12-2	1436	1190	1370
X10CrMoVNb9-1	1499	1180	1420
34CrAlMo5	1503	1108	1400
NiCr25FeAlY	1365	1248	*

* im GGW keine eindeutige Temperatur ablesbar

In der nachfolgenden **Tabelle 4-6** sind die Liquidus- und Solidustemperaturen der verschiedenen Lösungsansätze vergleichend zu den Simulationsergebnissen mit ThermoCalc (TC) dargestellt. Es ist festzuhalten, dass in Bezug auf die Liquidustemperatur sowohl der Ansatz nach Howe als auch jener nach Wolf relativ gut mit den ThermoCalc Ergebnissen korrelieren. Die nach **Gleichung 4** errechnete Liquidustemperatur zeigt ebenfalls nur eine geringe Abweichung. Anders verhält sich der Vergleich der nach **Gleichung 5** berechneten Solidustemperatur zu den Simulationsergebnissen. Sehr große Abweichungen bestehen auf der einen Seite zwischen den berechneten Werten nach **Gleichung 4** und den ThermoCalc Ergebnissen auf der Grundlage der Scheil-Gulliver Simulation. Auf der anderen Seite liegt eine deutlich geringere Differenz der Werte für die Solidustemperatur nach **Gleichung 4** und den Simulationsergebnissen unter Gleichgewichtsbedingungen vor. Daraus ist anzunehmen, dass die unter **Gleichung 4** vorgeschlagene Berechnungsformel auf Basis einer Gleichgewichtserstarrung anzuwenden ist. Wie eingangs in diesem Kapitel erwähnt, sollte demnach die Erstarrung nach dem Scheil-Gulliver Modell für Gießprozesse herangezogen werden, sodass den ThermoCalc Ergebnissen in Bezug auf die Solidustemperatur die größere Aussagekräftigkeit zuzumessen ist. Zusätzlich ist anzumerken, dass die vorgestellten Berechnungsformeln nur für Eisenbasislegierungen anzuwenden sind, sodass eine Temperaturberechnung für den Nickelbasis-Werkstoff NiCr25FeAlY unzulässig wäre.

Tabelle 4-6: Gegenüberstellung der verschiedenen Lösungsansätze für die Liquidus- und Solidustemperaturen (Temperaturen in °C)

Werkstoff	$T_{liq. TC}$	$T_{sol. TC (GS)}$	$T_{sol. TC (GGW)}$	$T_{liq. (G.g.2)}$	$T_{liq. (G.g.3)}$	$T_{liq. (G.g.4)}$	$T_{sol. (G.g.5)}$
X11CrMoWVNb9-1-1	1503	1190	1400	1505	1502	1509	1456
X5CrNiMo17-12-2	1436	1190	1370	1465	1446	1455	1301
X10CrMoVNb9-1	1499	1180	1420	1503	1498	1507	1472
34CrAlMo5	1503	1108	1400	1500	1493	1497	1437
NiCr25FeAlY	1365	1248	-	-	-	-	-

Die in **Abbildung 4-25** gezeigte Gegenüberstellung verdeutlicht graphisch die geringen Abweichungen in Bezug auf die durchgeführten Methoden zur Bestimmung der Liquidustemperatur.

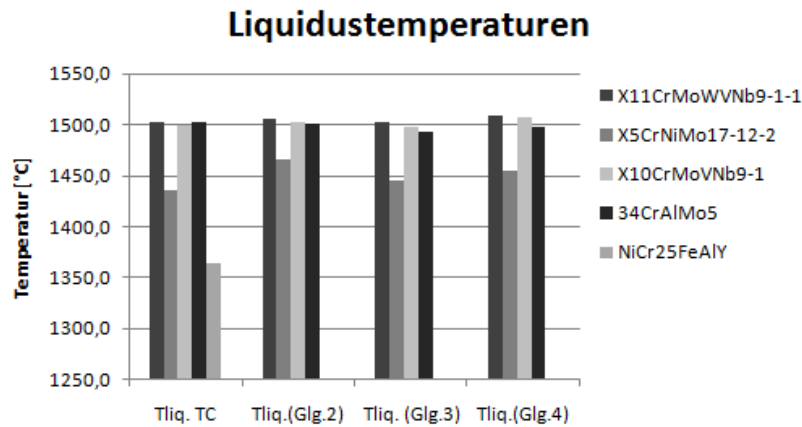


Abbildung 4-25: Vergleich der unterschiedlichen Lösungsansätze zur Berechnung der Liquidustemperaturen

Die in **Abbildung 4-26** dargestellte Graphik zeigt die Unterschiede bezüglich der Solidustemperaturen für die unterschiedlichen Lösungsansätze. Hier wird noch einmal deutlich, dass die empirisch berechneten Solidustemperaturen gegenüber den Simulationsergebnissen auf Basis des Scheil-Gulliver Modells erheblich abweichen.

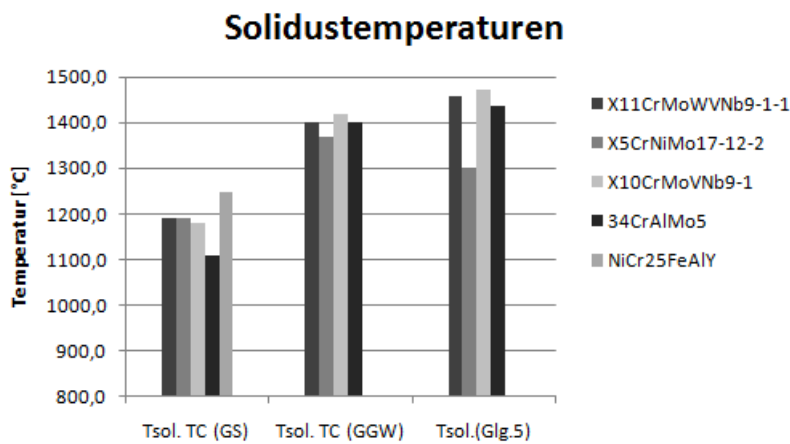


Abbildung 4-26: Vergleich der unterschiedlichen Lösungsansätze zur Berechnung der Solidustemperaturen

4.4.3. Weiterführende Betrachtungen bezüglich der gießtechnischen Umsetzung

Neben der Kenntnis des jeweiligen Erstarrungsintervalls von Gieß- und Festkörperwerkstoff ist der Wärmeübergang und somit der Temperaturengleich entlang und über die Grenzfläche von Interesse. Auf die theoretischen Grundlagen der wärmetechnischen Gegebenheiten und die Berechnung von instationären Temperaturfeldern wird im folgenden Kapitel eingegangen.

4.5. Temperaturfeldrechnung

Grundsätzlich stellt die Temperatur eine skalare Größe dar. Besteht eine örtliche Abhängigkeit der Temperatur spricht man von einem skalaren Temperaturfeld. Je nach Abhängigkeit der Temperatur von der jeweiligen Raumrichtung werden ein-, zwei- und dreidimensionale Temperaturfelder unterschieden. Allgemein wird für stationäre (zeitunabhängige) Felder geschrieben:

$$\vartheta = \vartheta(x)$$
$$\vartheta = \vartheta(x, y)$$
$$\vartheta = \vartheta(x, y, z) \text{ bzw. } \vartheta = \vartheta(r, \varphi, z)$$

Besteht neben einer Ortsabhängigkeit eine Abhängigkeit von der Zeit, wird das Temperaturfeld instationär. Normalerweise sind Temperaturfelder sowohl von der Raumrichtung als auch von der Zeit abhängig [64].

4.5.1. Wärmeleitung

Wärmeleitung stellt einen wichtigen Transportmechanismus für Wärme in ruhenden Körpern dar. Diese Form des Energietransportes beruht auf einer atomaren bzw. molekularen Wechselwirkung, welche aufgrund eines Temperaturgefälles auftritt. Der Wärmetransport ist also an eine inhomogene Temperaturverteilung gebunden und weist in Richtung des kälteren Körpers (Festkörper, Flüssigkeit, Gas) [64, 65, 66]. In den meisten praktischen Fällen muss von einer Zeitabhängigkeit des Wärmetransportes ausgegangen werden. Es ist also von Interesse den Temperatúrausgleich aufgrund des Energietransportes bei Kontakt zweier Medien, in Abhängigkeit von Raum und Zeit, zu bestimmen. Dies führt zur Thematik der instationären Wärmeleitung und dem Ansatz von Fourier (konstitutive Gleichung) [66].

4.5.1.1. Instationäre Wärmeleitung

Als instationäre Systeme bezeichnet man Temperaturfelder, die zeitlichen Veränderungen unterstellt sind. Diese Zeitabhängigkeit ergibt sich aus einer Veränderung der Randbedingungen des Systems. Wird beispielsweise ein Körper mit konstanter Temperatur mit einer Umgebung abweichender Temperatur in Kontakt gebracht, so ergibt sich durch den vorhandenen Temperaturunterschied ein Wärmefluss in Richtung des kälteren Mediums (Temperatúrausgleich). Der stattfindende Temperatúrausgleich führt letztendlich zu einem stationären Temperaturprofil [65, 67]. Die Grundlage zur Berechnung von instationären Temperaturfeldern bildet die Wärmeleitungsgleichung nach Fourier.

Die allgemeine Form der Fourier-Gleichung ist in **Gleichung 6** für kartesische Koordinaten angeschrieben.

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \frac{\lambda}{c_p * \rho} * \left(\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c_p * \rho} * \frac{\partial q_v}{\partial t} \quad \text{Gleichung 6}$$

Die Form der Fourier-Gleichung ändert sich für Zylinderkoordinaten zu **Gleichung 7**.

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \frac{\lambda}{c_p * \rho} * \left(\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial r^2} + \frac{1}{r^2} * \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c_p * \rho} * \frac{\partial q_v}{\partial t} \quad \text{Gleichung 7}$$

In der allgemeinen Form der Fourier-Gleichung wird ein zeitabhängiges und mehrdimensionales Temperaturfeld mit einem zusätzlichen Quellterm beschrieben [64, 67]. Bei diesem Ansatz geht man von konstanten Stoffwerten (λ , ρ , c_p) aus. Jener Parameter, der den Wärmetransport (Geschwindigkeit des Temperatenausgleichs) beschreibt, wird als Temperaturleitfähigkeit a definiert. In der Fourier-Gleichung ist a durch folgenden Ausdruck nach **Gleichung 8** definiert [64, 67].

$$a = \frac{\lambda}{c_p * \rho} \quad \text{Gleichung 8}$$

Geht man bei einer zylindrischen Geometrie von einem radialen Temperatenausgleich aus, reduziert sich das Temperaturfeld auf ein eindimensionales, instationäres Problem. Das Temperaturfeld $\vartheta = \vartheta(r, t)$ wird somit durch **Gleichung 9** in allgemeiner Form mit Hilfe eines Geometrieparameters n beschrieben.

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = a * \left(\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial r^2} + \frac{n}{r} * \frac{\partial \vartheta}{\partial r} \right) \quad \text{Gleichung 9}$$

Der Geometrieparameter n ist im Falle eines Zylinders mit 1 anzunehmen [64].

4.5.2. Lösungsmethoden

Grundsätzlich bieten sich drei Lösungsvarianten zur Berechnung instationärer Temperaturfelder an [67].

- I. Durch eine geschlossene Lösung der Fourier'schen Wärmeleitungsgleichung unter Einhaltung von Randbedingungen

- II. Mit Hilfe eines Differenzenverfahrens oder der Methode der finiten Differenzen mit Randbedingungen
- III. Durch experimentelle Lösung mit Hilfe eines Analogieverfahrens

Der unter Punkt I gegebene Lösungsansatz setzt von der Temperatur unabhängige Stoffparameter voraus. Des Weiteren muss von einem konstanten oder zeitabhängigen, jedoch nicht temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten α ausgegangen werden, um die Linearität der Randbedingung zu gewährleisten.

Numerische Lösungsmethoden bieten sich im Falle komplizierterer, temperaturabhängiger Randbedingungen an ($\lambda, \rho, c_p = f(\vartheta)$). In diesen Fällen stellen numerische Lösungsansätze oft die einzige Möglichkeit zur Berechnung instationärer Temperaturfelder dar.

Analoge Verfahren benutzen Modelle, die zu ähnlichen Differentialgleichungen führen, wie sie in Wärmeleitungsproblemen auftreten. Die aus dem analogen Modell resultierenden Ergebnisse werden dann auf den jeweiligen Wärmeleitungsvorgang übertragen [67].

4.5.3. Verfahren der Finiten Differenzen

Die einfachste Form bei der Methode der Finiten Differenzen bildet das explizite Verfahren. Dabei werden die partiellen Ableitungen (Differentialgleichungen) durch Differenzenquotienten (Differenzengleichungen) ersetzt. Durch ein Raunggitter, bestimmter Maschenweite, entstehen diskrete Knotenpunkte für die jeweils eine Lösung approximiert wird [67]. **Abbildung 4-27** zeigt ein Netz (Raunggitter) das durch einteilen eines Mediums in eine Vielzahl von Maschen entsteht. An den Kreuzungspunkten entstehen dadurch diskrete Knotenpunkte [65, 67].

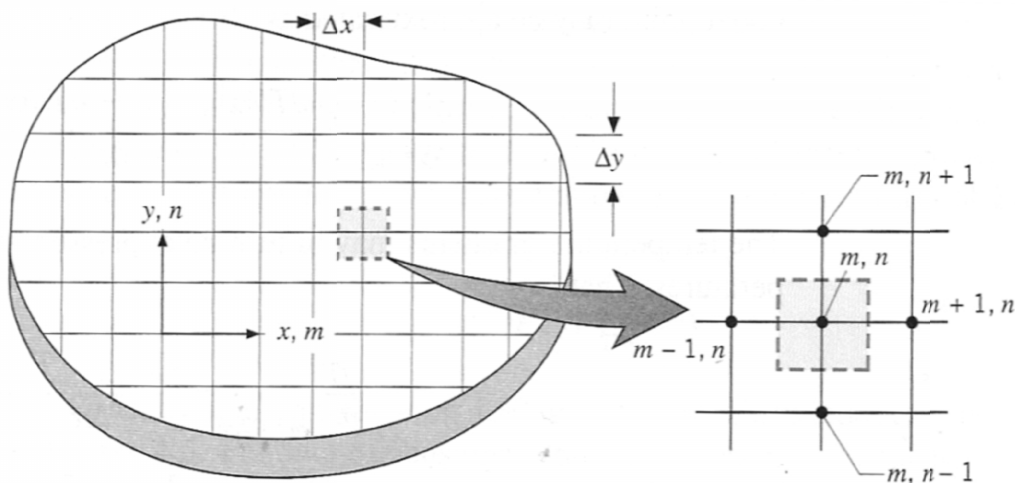


Abbildung 4-27: Darstellung eines Raunggitters mit Knotenpunkten [65]

Im kartesischen Koordinatensystem werden die Differenzenquotienten, je nach Berechnungsweise, folgendermaßen angesetzt (**Gleichung 10** und **Gleichung 11**) [65].

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial x} \Big|_{m-\frac{1}{2},n} \approx \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta x} \quad \text{Gleichung 10}$$

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial x} \Big|_{m+\frac{1}{2},n} \approx \frac{T_{m+1,n} - T_{m,n}}{\Delta x} \quad \text{Gleichung 11}$$

Dabei ergeben sich bei Subtraktion des vorhergehenden bzw. nachfolgenden Nachbarknoten vom Zentralknoten die beiden oben angeschriebenen Quotienten. Die obere Form wird dabei als Rückwärtsdifferenz bezeichnet und die untere als Vorwärtsdifferenz.

In der Fourier'schen Wärmeleitungsgleichung finden sich jeweils die zweiten Ableitungen der Temperatur nach jeder Ortskoordinate (x, y, z). Als Approximation der zweiten Ableitung eines definierten Punktes der Koordinaten m und n in einem zweidimensionalen Netz (**Abbildung 4-27**) kann **Gleichung 12** angeschrieben werden.

$$\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} \Big|_{m,n} \approx \frac{\frac{\partial \vartheta}{\partial x} \Big|_{m+\frac{1}{2},n} - \frac{\partial \vartheta}{\partial x} \Big|_{m-\frac{1}{2},n}}{\Delta x} \quad \text{Gleichung 12}$$

Durch Einsetzen der **Gleichungen 10** und **11** in **Gleichung 12** ergibt sich für die zweite Ableitung der in **Gleichung 13** angegebene Differenzenquotient.

$$\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} \Big|_{m,n} = \frac{T_{m+1,n} + T_{m-1,n} - 2 * T_{m,n}}{(\Delta x)^2} \quad \text{Gleichung 13}$$

Neben der räumlichen Diskretisierung (Indizes m und n für den Raum in x- und y-Richtung) ist es notwendig auch eine zeitliche Diskretisierung vorzunehmen. Die Zeit t wird dabei durch ein ganzzahliges Vielfaches des Zeitintervalls Δt beschrieben. Die Form der finiten Differenzen Approximation der zeitabhängigen Temperatur ist in **Gleichung 14** angeschrieben.

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} \Big|_{m,n} \approx \frac{T_{m,n}^{p+1} - T_{m,n}^p}{\Delta t} \quad \text{Gleichung 14}$$

Durch Einsetzen von **Gleichung 13** und **14** in die Grundgleichung der eindimensionalen Wärmeleitungsgleichung für instationäre Temperaturfelder kommt man letztendlich zur

allgemeinen Form (**Gleichung 15**) für den diskreten Knoten der Indizes m und n zur neuen Zeit p+1.

$$T_{m,n}^{p+1} = T_{m,n}^p + \frac{\lambda * \Delta t}{c * \rho * (\Delta x)^2} * (T_{m+1,n} + T_{m-1,n} - 2 * T_{m,n}) \quad \text{Gleichung 15}$$

Analog dazu beschreibt **Gleichung 16** die Form für Zylinderkoordinaten [65, 68, 69].

$$T_{m,n}^{p+1} = T_{m,n}^p + \frac{\lambda * \Delta t}{c * \rho} * \left(\frac{T_{m+1,n} + T_{m-1,n} - 2 * T_{m,n}}{(\Delta r)^2} + \frac{1}{r_i} * \frac{T_{m+1,n} - T_{m-1,n}}{2 * \Delta r} \right) \quad \text{Gleichung 16}$$

4.5.4. Anfangs- und Randbedingungen

Mit Hilfe der theoretischen Grundlagen zur Berechnung von instationären Temperaturfeldern und eines numerischen Lösungsansatzes mit Hilfe von Fluent (FVM) wurde im praktischen Teil das Temperaturfeld (Temperaturausgleich über die Grenzfläche) für den Prozess des Verbundgießens berechnet. Genauere Angaben zu den Anfangs- und Randbedingungen sowie den Materialdaten finden sich im Abschnitt Temperaturfeldrechnung / Erstarrungssimulation.

5. Konzeptentwicklung und experimentelle Durchführung

5.1. Zusammenfassende Betrachtung der Erkenntnisse aus der Literatur in Hinblick auf die Aufgabenstellung

Die vorangegangene Literaturrecherche hat auf die zahlreichen Einflussparameter bei der Herstellung von Mischverbindungen und die damit verbundenen Probleme aufgrund der unterschiedlichen chemischen, physikalischen und metallurgischen Eigenschaften aufmerksam gemacht. In **Abbildung 5-1** sind die aus der Literatur gewonnenen Erkenntnisse schematisch am Beispiel eines Modelles zum Verbundgießen zusammenfassend dargestellt. Es existieren dabei sowohl verfahrensbedingte als auch werkstoffbedingte Einflussgrößen.

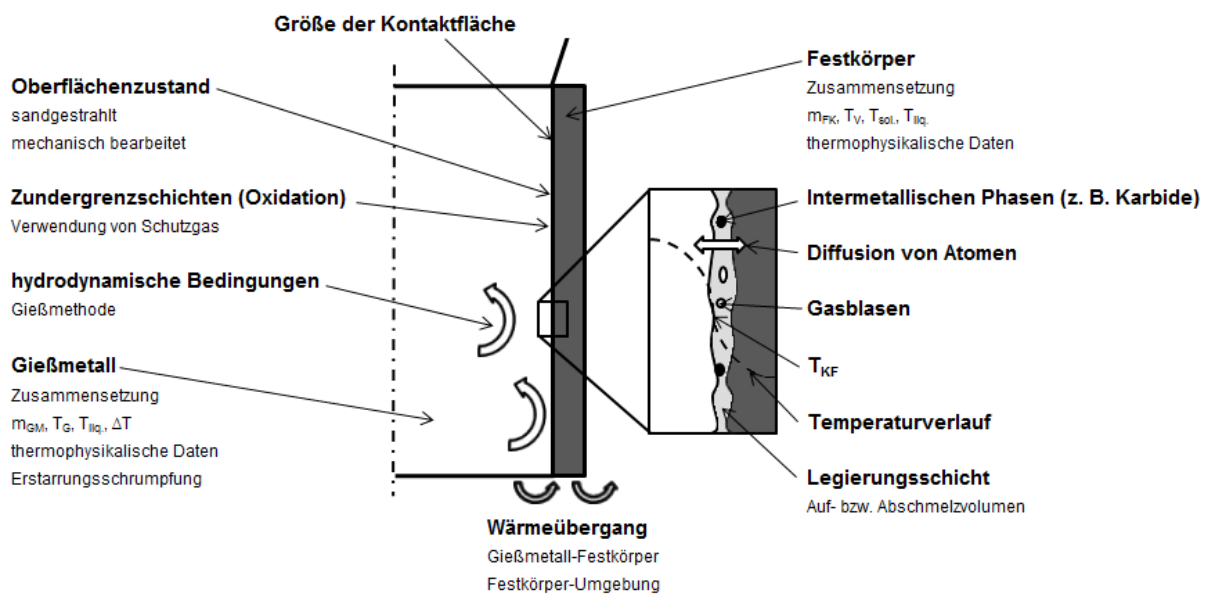


Abbildung 5-1: Gesamtbetrachtung der Einflussgrößen in Bezug auf die Herstellung eines Gießverbundes

Als eine wesentliche Grundvoraussetzung zur Erzielung einer metallischen Bindung wird auf die Sauberkeit der Grenzflächen (Oxidschichten, Zunderbildung) vor und während des Fügeprozesses hingewiesen. In Bezug auf die Oberflächenbeschaffenheit des Festkörpers wirkt sich auch eine veränderte Oberflächenrauigkeit auf die Haftung der Grenzschicht aus.

Aufgrund der Anwesenheit einer flüssigen Phase beim Verbundgießprozess ist den hydrodynamischen Bedingungen besonderes Augenmerk zu schenken. Aus der Literatur [50] ist bekannt, dass sich die Strömungsverhältnisse auf das Auf- bzw. Abschmelzverhalten des

Festkörpers auswirken. Es wurde auch auf die Probleme hinsichtlich einer Haftungsverminderung durch turbulente Gießbedingungen aufmerksam gemacht.

Immer wenn es um das Fügen zweier unterschiedlicher Werkstoffe geht wirken sich die Unterschiede der chemischen Zusammensetzungen (Gefügebau) und damit verbunden auch die physikalischen und thermophysikalischen Eigenschaften (Dichte, Wärme-/Temperaturleitfähigkeit, Schmelzintervall, thermische Ausdehnungskoeffizienten) bezüglich der metallurgischen Verträglichkeit aus.

Bei Verbindungsprozessen auf Grundlage von Wärmeenergie spielen die vorherrschenden Temperaturen bei der Ausbildung eines Temperaturgradienten über den Bereich der Bindeebene und die sich einstellende Kontaktflächentemperatur (T_{KF}) eine übergeordnete Rolle. Das Aufschmelzen einer dünnen Oberflächenschicht des Festkörpers und die Ausbildung einer Legierungszone als zu Grunde liegender Bindemechanismus werden unter anderem von der Kontaktflächentemperatur entscheidend beeinflusst.

5.2. Gewählte Vorgehensweise / Systembetrachtung

Zur Lösung der Aufgabenstellung wurden rotationssymmetrische, feste Hohlkörper unterschiedlicher Geometrie mit einem schmelzflüssigen Stahlwerkstoff ausgegossen. Die Rotationssymmetrie der festen Verbundkomponente ließ sowohl in Axialrichtung als auch in Umfangsrichtung der Verbundkomponenten keine formschlüssige Verbindung zu. Die Auslegung des gesamten Verbundgießsystems ergab somit die Forderung nach einer stoffschlüssigen Verbindung der jeweiligen Verbundkomponenten. Der angestrebte Stoffschluss basiert im günstigsten Fall auf dem partiellen Aufschmelzen der festen Rohrwerkstoffe an der Oberfläche, und somit der Wechselwirkung zweier Flüssigphasen. In diesem Zusammenhang ist es notwendig sich mit den Wärmeübertragungsprozessen und dem Temperatúrausgleich an der Grenzfläche zu beschäftigen. Dazu wurde eine numerische Lösung der zeitlichen Entwicklung des sich einstellenden Temperaturfeldes, unter der Annahme temperaturabhängiger Stoffdaten, durchgeführt.

Die im Labormaßstab durchgeführten Gießversuche wurden in Hinblick auf einem späteren großtechnischen Einsatz im Bereich der Energietechnik ausgeführt. Der herzustellende Werkstoffverbund soll dabei als Halbzeug zur werkstoffgerechten Fertigung von wellenförmigen Bauteilen dienen.

Die gewählte Versuchsanordnung erlaubte, durch die Verwendung unterschiedlicher Festkörpergeometrien (Wandstärken, Innendurchmesser), eine leichte Variation hinsichtlich der Massen- und Oberflächenverhältnisse. Die durchzuführenden Gießversuche fanden dabei

gänzlich unter dem Einfluss einer normalen Atmosphäre statt. Das bedeutet, es wurden keinerlei zusätzliche Maßnahmen (Vakuum, Überdruck, Schutzgasatmosphäre) in Bezug auf das gesamte Gießsystem getroffen. Allerdings wurde der Oxidationsneigung der Festkörper bei erhöhten Temperaturen zum Teil durch Befüllen der Hohlkörper mit Schutzgas entgegnet.

Eine vertikale Ausrichtung der Rotationsachse der Festkörper bot sich an, weil dadurch ein leichtes Eingießen von der Oberseite möglich war. Aus gießtechnischer Sicht wirkte bei der Befüllung der Festkörper sowie bei der Erstarrung der Stahlschmelze und der Aufschmelzzonen nur der Einfluss der Schwerkraft. Aufgrund der gewählten Anordnung der Verbundkomponenten mit einem außen liegenden Festkörper und einer darin erstarrenden Schmelze war der Einfluss der Erstarrungsschrumpfung zu berücksichtigen. Dieser Problematik wurde durch das Aufsetzen eines Gießtrichters auf die Rohre entgegnet, wodurch einerseits das Eingießen der Schmelze in den „Formhohlraum“ erleichtert wurde und andererseits, durch das Auffüllen mit flüssiger Schmelze, für eine ausreichende Speisung des Systems gesorgt wurde.

5.2.1. Planung der Versuchsmethoden

Zunächst wurde aus den zur Verfügung stehenden Mitteln (Werkstoffe, Schmelz- und Vorwärmöfen etc.) sowie aus den, aus der Literatur bekannten, Werkstoff- und Verfahrensparametern eine Auswahl der zu verändernden Prozessgrößen getroffen. Mit der Verwendung der verfügbaren Werkstoffe für die festen Verbundkomponenten ergaben sich folgende nicht beeinflussbare und somit feststehende Systemparameter:

- I. Geometrie (Wandstärke, Innendurchmesser, Höhe wurde verändert)
- II. Zusammensetzung (Schmelzintervall, physikalische und thermophysikalische Parameter)

Um den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit der Kontaktfläche als Einflussparameter für alle Verbundgießversuche konstant zu halten, wurden die betreffenden Oberflächen der Festkörper durch Sandstrahlen auf einheitliche Rauheitswerte eingestellt. Die Sandstrahlbehandlung führt auch zu einer Entfernung eventueller Oberflächenverunreinigungen.

Aus dem Literaturstudium ist bekannt, dass sich zur positiven Beeinflussung der Verbindungsbildung beim Verbundgießen eine Vorwärmung des jeweiligen Festkörpers anbietet. Dieser Gedanke wurde aufgegriffen und die Vorwärmtemperatur als veränderliche Systemgröße festgelegt. Daneben bietet sich auch die Möglichkeit einer veränderlichen Gießtemperatur, wobei dieser Gießparameter über die Temperaturmessung während des Schmelzvorganges sehr leicht zu überwachen und damit einzustellen ist. In Zusammenhang mit dem Schmelzintervall spielt demnach die Überhitzung der Schmelze als veränderbare Größe eine Rolle. Einen Überblick über die Versuchsparameter gibt **Tabelle 5-1**.

Tabelle 5-1: Übersicht der Versuchsparameter für das Verbundgießen

	Guss	Versuchsparameter									
	Rohr	$T_{\text{gieß}}$	T_v	$d_{i,\text{Rohr}}$	h_{Rohr}	m_{Rohr}	m_{Guss}	GF	$m_{\text{Guss}}/\text{GF}$	$m_{\text{Guss}}/m_{\text{Rohr}}$	
Werkstoffpaarung	Werkstoffe	[°C]	[°C]	[mm]	[mm]	[kg]	[kg]	[dm ²]	[kg/dm ²]	[-]	
1	34CrMo4	1560	-	-	-	-	1,97	2,51	0,78	1,77	
	34CrAlMo5	-	450	40	200	1,11	-				
2	E911	1565	-	-	-	-	1,97	2,51	0,78	1,77	
	34CrAlMo5	-	1200	40	200	1,11	-				
3	E911	1565	-	-	-	-	2,18	2,64	0,83	2,40	
	P/T 91	-	1200	42	200	0,91	-				
4	E911	1575	-	-	-	-	6,24	3,74	1,67	10,40	
	AISI 316	-	RT	84	140	0,6	-				
5	E911	1575	-	-	-	-	5,87	3,63	1,62	6,18	
	Alloy 602 CA	-	RT	82,5	140	0,95	-				
6	E911	1600	-	-	-	-	5,04	3,11	1,62	6,15	
	Alloy 602 CA	-	1000	82,5	120	0,82	-				
7	E911	1600	-	-	-	-	5,04	3,11	1,62	6,15	
	Alloy 602 CA	-	1000	82,5	120	0,82	-				

In **Tabelle 5-1** sind neben den ausgewählten Werkstoffkombinationen die verfahrensspezifischen Versuchsparameter gegenübergestellt. Einerseits sind die jeweiligen Gieß- und Vorwärmtemperaturen der Verbundkomponenten vergleichend angeführt und andererseits die geometrischen Abmessungen sowie die daraus errechneten Massen- bzw. Massen-Oberflächenverhältnisse. An dieser Stelle sei angemerkt, dass sich die Größe der Grenzfläche nur auf die innere Oberfläche der rohrförmigen Festkörper bezieht und die Grundfläche des eingeschweißten Bodens nicht mit einbezieht (anderer Werkstoff).

Die unter 1 angegebene Werkstoffpaarung wurde verwendet, um in einem Vorversuch die theoretisch gewonnenen Erkenntnisse bezüglich der gestellten Aufgabe bei der experimentellen Umsetzung zu verifizieren. Die bei diesem Vorversuch verwendete Schmelze wurde nicht im Rahmen der vorliegenden Arbeit erschmolzen sondern stand zum Zeitpunkt des Vorversuches zur Verfügung, wodurch in diesem Fall auch die Gießtemperatur vorgegeben wurde. Bei der Einstellung der Vorwärmtemperatur diente zunächst ein in der Literatur [43] angegebener Wert, wobei aufgrund der unterschiedlichen geometrischen Verhältnisse eine um 50°C höhere Temperatur gewählt wurde.

Der erste Gießversuch wurde mit den unter Werkstoffpaarung 2 bis 5 angegebenen Werkstoffen und Versuchsparametern durchgeführt. Dabei dienten die aus dem Vorversuch gewonnenen Erkenntnisse bezüglich der Versuchsparametereinstellung zur möglichen Verbesserung des Verbundgießergebnisses.

In einem weiteren Gießversuch wurden die unter 6 und 7 angeführten Werkstoffpaarungen mit den zugehörigen Versuchsparametern verwendet.

5.2.1.1. Chemische Analyse

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffe erfolgte jeweils eine Messung an einem Funkenspektrometer Spechtrolab (Hersteller Spectro) am Technikum des Lehrstuhls für Metallurgie. Bei der Herstellung der beiden Versuchsschmelzen erfolgte eine fortlaufende Probennahme, um die Schmelzanalyse den vorgegebenen Richtanalysen anzupassen. Die Endanalysen der Gießwerkstoffe sind in **Tabelle 5-2** angegeben. Die Analysen der äußeren Verbundkomponenten wurden nach einer vorhergehenden Probenpräparation ebenfalls durch spektrometrische Messungen erhalten und sind in **Tabelle 5-2** aufgelistet. Die Analyse der Nickel Basislegierung Alloy 602 CA ist der Literatur [70] entnommen, da aufgrund der Elementverteilung mit dem zur Verfügung stehenden Funkenspektrometer keine genaue Messung möglich war.

5.2.1.2. Metallographie

Um die Mikrostruktur der Grenzfläche sowie der Grundmaterialien zu charakterisieren, wurden metallographische Untersuchungen durchgeführt. Dazu wurden jeweils Proben der Gussverbunde bzw. der Reibschweißproben präpariert. Die Lage der entnommenen Proben der Gießversuche sind im Abschnitt Ergebnisse dargestellt. Sämtliche Proben sind mit Siliziumkarbid-Schleifpapier bis zu einer 800er Körnung vorgeschliffen, und in zwei Polierschritten mit 9µm und 3µm poliert worden. Vor dem Ätzen wurden alle Proben in einem weiteren Polierschritt mit Oxid-Poliersuspension (OPS) fertig poliert. Durch die Anwesenheit unterschiedlicher Werkstoffe kamen verschiedene Ätzmittel zum Einsatz. Die Proben aus dem Vorversuch wurden mit Nital (4%) geätzt. Die Verbundgussproben sowie die Reibschweißproben sind elektrolytisch und im Fall eines unzureichenden Ergebnisses mit einer Lösung aus 1/3 HNO₃ und 2/3 HCl geätzt worden.

5.2.1.3. Mikrohärtemessung

Die Bestimmung der Mikrohärte erfolgte nach dem Vickersverfahren an den geätzten Schlifflinien. Für die Härtemessungen kam ein Gerät des Typs M1C 010 der Firma Emco Test zum Einsatz, wobei mit einer Prüfkraft von 9,81N (entspricht 1000g) gemessen wurde. Die Mikrohärtemessung wurde herangezogen, um Härteverläufe über die Grenzflächen der Werkstoffverbunde zu erstellen. Mit der verwendeten Messmethode können unterschiedliche Gefügebestandteile erfasst und Veränderungen der Mikrostruktur im Bereich der Grundwerkstoffe und der Grenzfläche charakterisiert werden. Sowohl die Grenzflächen aus den Verbundgießexperimenten, als auch die Verbindungsbereiche und deren Umgebung aus den Reibschweißversuchen wurden untersucht.

5.2.2. Chemische Analysen der Werkstoffpaarungen

In **Tabelle 5-2** sind die chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Werkstoffkombinationen aufgelistet. Im oberen Bereich der Tabelle finden sich die Zusammensetzungen der beiden Gießmetalle und im unteren Teil die Analysen der Rohrwerkstoffe. Zu beachten ist dabei die andere Reihung der Elemente bei der Analyse der Nickelbasis-Legierung Alloy 602CA. Beim ersten Gießversuch wurden aufgrund der geringen Ofenkapazität zwei Schmelzen benötigt, um die vier verwendeten Rohrkomponenten zu füllen. Dabei wurde versucht die Analyse der zweiten Schmelze auf die der ersten Charge abzustimmen, um den Einfluss einer veränderten Analyse möglichst gering zu halten. Der Wolframgehalt der ersten Schmelze sowie der Charge aus dem zweiten Gießversuch lag über der Richtanalyse aus der Literatur [2]. Ein möglicher Grund könnte die späte Auflösung und schlechte Homogenisierung der Wolframlegierung in der Schmelze sein.

Tabelle 5-2: Chemische Zusammensetzung der Gießmetalle und der Rohrwerkstoffe

34CrMo4 (Gießmetall, Vorversuch)													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,38	0,4	1	0,005	0,005	0,035	0,98	-	0,24	-	-	-	-	-
E911/X11CrMoWVNb9-1-1 (Gießmetall, Schmelze 1, 1. Gießversuch)													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,10	0,3	0,5	0,015	0,0060	0,0056	8,40	0,37	0,94	0,18	0,07	1,43	-	-
E911/X11CrMoWVNb9-1-1 (Gießmetall, Schmelze 2, 1. Gießversuch)													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,096	0,3	0,4	0,015	0,005	0,0416	8,28	0,39	0,96	0,19	0,15	0,89	-	-
E911/X11CrMoWVNb9-1-1 (Gießmetall, Schmelze 3, 2. Gießversuch)													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,125	0,4	0,5	0,008	<0,001	0,0792	8,63	0,36	1,05	0,17	0,08	1,53	-	-
34CrAlMo5													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,38	0,3	0,4	0,01	0,004	0,77	1,45	-	0,17	-	-	-	-	-
T/P91/X10CrMoVNb 9-1													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,178	0,3	0,4	0,012	<0,001	0,0042	8,35	0,1	0,91	0,18	0,09	<0,01	-	-
AISI 316/X5CrNiMo17-12-2													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	Nb	W	N	B
0,036	0,4	0,8	0,035	<0,001	0,002	16,21	10,8	2,49	0,09	0,02	0,04	-	-
Alloy 602CA/NiCr25FeAlY													
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Ti	Zr	Y
0,15-0,25	≤0,5	≤0,1	-	-	1,8-2,4	24,0-26,0	Rest	-	≤0,1	8,0-11,0	0,10-0,20	0,01-0,1	0,05-0,12

5.3. Temperaturfeldrechnung/Erstarrungssimulation

Für die Simulation des Erstarrungsvorganges und des Temperatenausgleichs an der Grenzfläche des Verbundgusses wurde das Programmpaket FLUENT verwendet. Das Programm basiert auf der mathematischen Behandlung der physikalischen Gegebenheiten mit Hilfe von Finiten Volumen. Grundlage bildet, in Bezug auf die wärmetechnischen Vorgänge, die Lösung der Fourier'schen Wärmeleitungsgleichung. Die theoretischen Grundlagen zur Berechnung von instationären Temperaturfeldern wurden bereits in **Kapitel 4-5** abgehandelt.

Das Modell zur Berechnung des Temperaturfeldes wurde entsprechend den geometrischen Abmessungen der verwendeten Nickelbasis-Legierung abgebildet. Das Modell wies neben einem Außendurchmesser von 88,9mm (Radius 44,45mm) eine Höhe von 120mm auf. Die Position der Kontaktfläche zwischen Gießmetall und Rohrwerkstoff liegt bei einem Radius von 41,3mm. Des Weiteren besteht eine Rotationssymmetrie aufgrund des kreisrunden Querschnittes, sodass nur eine Hälfte des realen Verbundgussmodelles abgebildet wurde. Das Rohr wurde für die Berechnung als unendlich ausgedehnt definiert, wodurch ein stationärer Zustand der Schmelze aus strömungstechnischer Sicht vorausgesetzt wird. Das bedeutet es wird keine Rücksicht auf die Strömungsverhältnisse innerhalb der Geometrie genommen, sondern der reine Wärmeübergang gerechnet.

Letztendlich lieferte die numerische Lösung mit Hilfe von FLUENT Daten in Richtung der Temperaturverteilung über die Grenzfläche sowie die Entwicklung des Flüssigphasenanteils. Die Auswertung fand einerseits im Postprocessing und andererseits extern unter der Verwendung von MS Excel statt.

5.3.1. Anfangs- und Randbedingungen

Als Anfangszustand wurden eine Rohrvorwärmtemperatur von 1000°C (1273K) und eine Gießtemperatur von 1600°C (1873K) definiert. Dies entspricht den Temperaturverhältnissen wie sie beim zweiten Gießversuch praktisch eingestellt wurden. An der Rohraußenseite befindet sich ruhende Luft. An dieser Grenzfläche wurde freie Konvektion mit einem Wärmeübergangskoeffizienten α (10 [W/m²K]) [61] und eine Umgebungstemperatur von 25°C (298K) angenommen.

5.3.2. Thermophysikalische Materialdaten

Die thermophysikalischen Daten der beiden Werkstoffe (Inconel 718, AISI 316) wurden aus [71] entnommen. Als Eingabeparameter waren zunächst die Solidus- und Liquidustemperatur des jeweiligen Werkstoffes von Interesse. Hier wurde für die Temperaturfeldberechnung ebenfalls auf [71] Bezug genommen. Als weiterer konstanter Eingabeparameter wurde die

Schmelzenthalpie festgelegt, die aus der Enthalpiedifferenz des Schmelzintervalls nach den Angaben in [71] berechnet wurde.

Der Grund für die numerische Lösung besteht unter anderem darin, dass die thermophysikalischen Daten Wärmekapazität ($c_p=f(\vartheta)$), Dichte ($\rho=f(\vartheta)$), Wärmeleitfähigkeit ($\lambda=f(\vartheta)$) und dynamische Viskosität ($\eta=f(\vartheta)$) als temperaturabhängig angenommen wurden (siehe dazu auch Lösungsmethoden im theoretischen Teil zur Temperaturfeldrechnung).

5.4. Vorversuch zur Vermeidung oberflächlicher Oxidation (Verzunderung) durch Anwendung von Schutzgas

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde versucht einer eventuell auftretenden Zunderbildung speziell bei hohen Vorwärmtemperaturen, an der für den Verbundguss relevanten Oberfläche, durch die Verwendung eines Inertgasgemisches entgegen zu wirken. Aus diesem Grund erfolgte der hier beschriebene Verzunderungsversuch an einer rohrförmigen Probe des Werkstoffes 34CrAlMo5 (1.8507). Der am Boden geschlossene Rohrkörper wurde mit einem Schutzgasgemisch aus Argon und Kohlendioxid gefüllt und an seinem oberen Ende ebenfalls abgedichtet. Im Anschluss wurden der Probekörper sowie eine Referenzprobe des gleichen Werkstoffes, jedoch ohne Inertgasbefüllung, einer Temperatur von 1100°C unter normaler Ofenatmosphäre ausgesetzt. Nach einer 30 minütigen Temperatureinwirkung wurden die beiden Probenkörper aus dem Ofen entnommen und abgekühlt. Die visuelle Kontrolle zeigte eine deutliche Zunderbildung der Referenzprobe, welche der Ofenatmosphäre ausgesetzt war. Im Gegensatz dazu wurde durch die Verwendung des Inertgasgemisches eine Verzunderung der inneren Oberfläche weitestgehend vermieden. In **Abbildung 5-2** ist die innere, durch Schutzgas geschützte Oberfläche des Werkstoffes 34CrAlMo5 nach Temperatureinwirkung dargestellt.

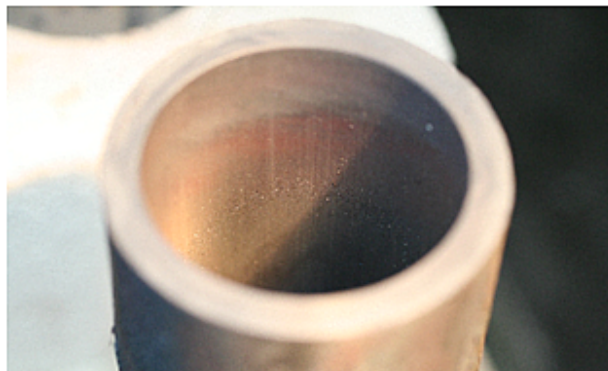


Abbildung 5-2: Innere Oberfläche des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 nach Temperatureinwirkung unter Schutzgasatmosphäre

5.5. Verbundgießen

Alle experimentell durchgeführten Gießversuche wurden am Technikum des Lehrstuhls für Metallurgie umgesetzt. Die Herstellung der beiden Versuchsschmelzen (34CrMo4, E911) erfolgte in einem Induktionsofen der Firma Inductotherm, wobei laufende Temperaturmessungen mit Hilfe einer tragbaren Temperaturmesslanze durchgeführt wurden. Zur Vorwärmung der festen Verbundkomponenten standen einerseits ein Kammerofen der Firma Ebner Ofenbau (Ofen 1) mit einer maximalen Temperatur von 1150°C und andererseits ein Hochtemperaturkammerofen der Firma Arnold Schröder Industrieöfen GmbH (Ofen 2) mit einer maximalen Temperatur von 1600°C zur Verfügung.

5.5.1. Versuchsaufbau

Vorversuch

Der Aufbau des Gießsystems (Gießkonsole) mit der Anordnung des Rohres (34CrAlMo5, 1.8507) ist in **Abbildung 5-3** schematisch für den Vorversuch dargestellt. Aus dem Halbschnitt ist die Position der festen Verbundkomponente innerhalb der Gießkonsole zu erkennen. Das Rohr mit einer Höhe von 200mm und einem Außendurchmesser von 50mm bei einer Wandstärke von 5mm steht senkrecht in dem geschweißten Blechgehäuse, wobei im Inneren des Gehäuses gelochte Feuerleichtsteine (Styrozell SZ10, Aluminiumsilikatstein) angeordnet sind um einerseits das Rohr in seiner Position zu stabilisieren und andererseits die Wärmeabgabe an die Umgebung zu dämpfen. Weiters ist der, auf die Gießkonsole aufgesetzte, Gießtrichter zu erkennen, über den die Stahlschmelze eingegossen wurde. Die geometrischen Verhältnisse sowie die eingestellten Temperaturen dieses Versuchsaufbaus sind **Tabelle 5-1** zu entnehmen.

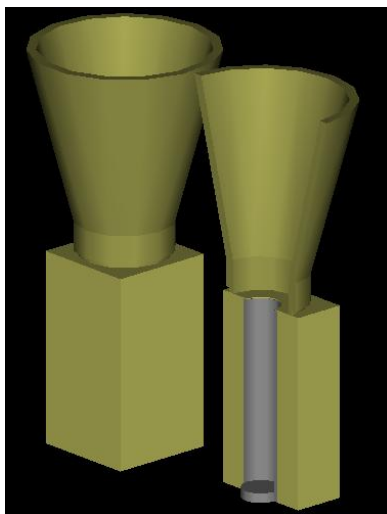


Abbildung 5-3: Schematische Darstellung der Gießkonsole für den Vorversuch

1. Gießversuch

Auf der einen Seite kamen für diesen Gießversuch zwei, der im Vorversuch verwendeten, Gießkonsolen für die Rohrwerkstoffe 34CrAlMo5 (1.8507) und X10CrMoVNb9-1 (1.4903) aufgrund der identischen Außendurchmesser (50mm) der Rohre zum Einsatz. Andererseits wurde für die Rohrwerkstoffe Alloy 602CA (2.4633) und X5CrNiMo17-12-2 (1.4401) mit einem Außendurchmesser von 89mm eine neu konstruierte Gießkonsole verwendet. Der Aufbau dieser Gießkonsole und die Anordnung der Rohre ist in **Abbildung 5-4** dargestellt. Damit es beim Gießvorgang zu keinem Kippen des aufgesetzten Gießtrichters kommen kann, erfolgte die Fixierung mit den in der Abbildung erkennbaren Blechstreifen. In Bezug auf die Abmessungen und geometrischen Beziehungen dieser Gießanordnung sei auf **Tabelle 5-1** verwiesen.



Abbildung 5-4: Aufbau der Gießkonsole für die Rohrwerkstoffe Alloy 602CA und X5CrNiMo17-12-2

2. Gießversuch

In diesem Gießversuch wurden zwei Rohre des Werkstoffes Alloy 602CA (2.4633) verwendet. Der Gießsystemaufbau (Konsole und Rohranordnung) gestaltete sich analog zum ersten Gießversuch, jedoch wurden die Gießparameter abgeändert.

Die Rohre wurden bei diesem Gießversuch mit Thermoelementen instrumentiert. Die durchgeführte Temperaturmessung soll zur besseren Einschätzung der tatsächlichen thermischen Verhältnisse beim Vorwärm- und Gießprozess dienen. Dazu sind jeweils zwei Thermoelemente (NiCr/Ni, Typ K) an jedem Rohr in verschiedenen Höhen angebracht worden. Die zwei Thermoelemente wurden jeweils 30mm vom oberen bzw. unteren Rand des Rohres in

einer Tiefe von etwa 1,5mm platziert. Die Anordnung und die genaue Position der Thermoelemente ist in **Abbildung 5-5** wiedergegeben.

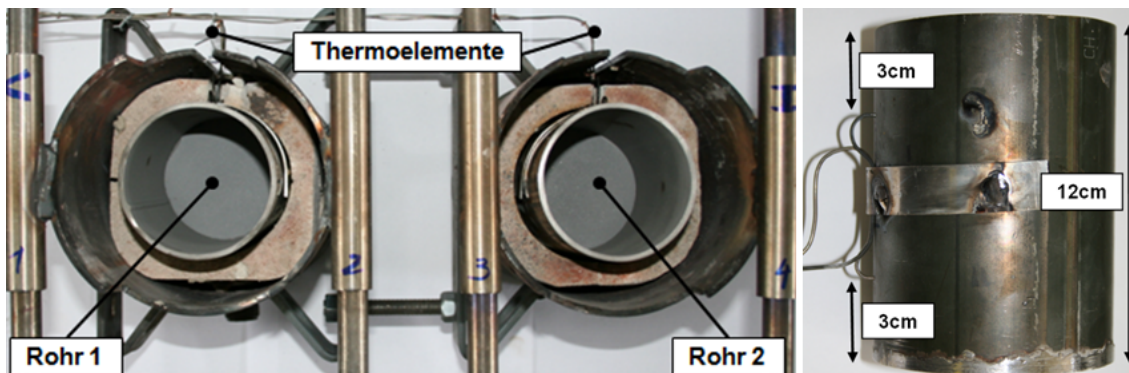


Abbildung 5-5: Aufbau und Position der Thermoelemente für den zweiten Gießversuch

Des Weiteren wurde versucht den Einfluss der Strömungsverhältnisse beim Eingießen zu untersuchen. Dazu wurde auf der einen Seite ein konventioneller Gießtrichter auf das Rohr 2 und auf der anderen Seite ein modifizierter Gießtrichter auf das Rohr 1 aufgesetzt.

In **Abbildung 5-6** ist dieser modifizierte Gießtrichter, bei dem eine „Gießspirale“ eingesetzt wurde, dargestellt. Die zur Herstellung verwendete Blechspirale wurde in den Gießtrichter eingelegt und mit feuerfester Masse, zum Schutz gegen den thermischen Angriff der Stahlschmelze, verkleidet. Der Pfeil in **Abbildung 5-6** deutet die Auftreffrichtung des Gießstrahles an. Die Wirkung dieser Eingießtechnik wurde zuvor an einem Wassermodell getestet, wobei Wasser mit zugesetzten Partikeln zum Einsatz kam, um die Rotation beim Eingießen sichtbar zu machen. An diesem Modell wurde bereits ein relativ guter Effekt erkennbar. Aufgrund der wesentlich höheren Masse des Gießstrahles war eine zusätzliche Verbesserung der Eingießwirkung zu erwarten.



Abbildung 5-6: Modifizierter Gießtrichter mit Gießspirale

5.5.2. Versuchsdurchführung

Der prinzipielle Versuchsablauf bei der Durchführung der gesamten Gießversuche kann in folgende Punkte unterteilt werden:

- I. Herstellung der jeweiligen Versuchsschmelze im Induktionsofen unter der Einhaltung der vorgegebenen Versuchsparameter und der chemischen Zielzusammensetzung
- II. Gegebenenfalls Befüllen der vorzuwärmenden Rohrkomponenten mit Schutzgas
- III. Vorwärmen der jeweiligen festen Verbundkomponente (mit/ohne Gießkonsole) auf die zuvor festgelegte Vorwärmtemperatur in den beschriebenen Vorwärmöfen (außer Rohre Alloy 602CA und X5CrNiMo17-12-2 beim ersten Gießversuch)
- IV. In Position bringen der vorgewärmten Rohre/Konsolen vor dem Gießofen
- V. Aufsetzen der Gießtrichter
- VI. Eingießen der auf Gießtemperatur gehaltenen Schmelze in die (vorgewärmten) Rohre über den zuvor positionierten Gießtrichter. In **Abbildung 5-7** ist der Gießvorgang beispielhaft anhand des nachfolgend beschriebenen ersten Gießversuchs gezeigt.



Abbildung 5-7: Gießvorgang für die Werkstoffkombination Alloy 602CA/X5CrNiMo17-12-2 und X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Gießversuch)

- VII. Abkühlung des Verbundgusses und Entnahme aus der Gießkonsole
- VIII. Probennahme und Präparation mit anschließender Durchführung der experimentellen Untersuchungsmethoden (siehe **Kapitel 5.2.1.2** und **5.2.1.3**)

Vorversuch

Im Rahmen eines, von der vorliegenden Arbeit unabhängigen, Schmelzversuches wurde der Vergütungsstahl 34CrMo4 (1.7220) erschmolzen, welcher für diesen Vorversuch zur Verfügung stand und als schmelzflüssige Verbundkomponente diente. Bei diesem Gießversuch wurde auf die Inertisierung der vorzuwärmenden Verbundkomponente verzichtet. Die feste Verbundkomponente (34CrAlMo5, 1.8507) sowie die Gießkonsole wurden jeweils in einem Vorwärmofen (Ofen 1) auf eine Temperatur von 450°C aufgeheizt. Die Vorwärmzeit der Gießkonsole betrug dabei 130 Minuten und die Vorwärmzeit des Rohres 21 Minuten. Nach dieser Vorwärmphase wurde das Rohr in die vorbereitete Konsole gestellt und in die vor dem Gießofen positionierte Krantraverse eingehängt. Nach dem Aufsetzen des Gießtrichters erfolgte der Abguss der auf 1560°C eingestellten Schmelze. Die weiteren Schritte entsprechen den Punkten VII und VIII des allgemeinen Versuchsablaufs.

1. Gießversuch

Für die beiden Rohrwerkstoffe 34CrAlMo5 (1.8507) und X10CrMoVNb9-1 (1.4903) mit einem Außendurchmesser von 50mm und Wandstärken von 5 bzw. 4mm wurde eine Vorwärmtemperatur von 1200°C (Einsatz in Ofen 2) gewählt. In diesem Fall fand zuvor eine Inertisierung der beiden Rohrkomponenten durch Befüllen mit Argon statt, wobei jedes Rohr für 30 Sekunden bei einer Durchflussrate von 15l/min befüllt wurde. Die Gießtemperatur der für diese beiden Rohre vorgesehenen Schmelze X11CrMoWVNb9-1-1 (1.4905) betrug 1565°C. Die Analyse dieser ersten Schmelze findet sich in **Tabelle 5-2**.

Aufgrund der veränderten geometrischen Verhältnisse (größerer Durchmesser und geringere Wandstärke) wurden die beiden Rohre Alloy 602CA (2.4633) und X5CrNiMo17-12-2 (1.4401) vorerst nicht vorgewärmt. Die Gießtemperatur der zweiten Schmelze, die zum Befüllen dieser beiden Rohre nachgesetzt wurde, betrug 1575°C. In Bezug auf die Zusammensetzung der beteiligten Werkstoffe sei wiederum auf **Tabelle 5-2** in **Kapitel 5.2.2** verwiesen.

2. Gießversuch

Die Vorwärmtemperatur wurde für beide Rohre des Werkstoffes Alloy 602CA (2.4633) auf 1000°C festgelegt. Die gesamte Konsole mit den eingesetzten Rohren wurde in den vorgeheizten (1050°C) Vorwärmofen (Ofen 1) gestellt. Die Erwärmungsdauer konnte aufgrund der instrumentierten Rohre genau überwacht werden. Nach 45 Minuten war eine homogene Temperaturverteilung in den Rohren erreicht.

Die auf Vorwärmtemperatur geheizte Konsole wurde mit Hilfe eines Transportwagens zum Gießofen gefahren. Nach dem Einsetzen der Konsole in die Krantraverse wurden die beiden

Gießtrichter auf die Rohre aufgesetzt und das gesamte Gießsystem vor dem Induktionsofen in Gießposition gebracht. Zunächst wurde in den zuvor beschriebenen Gießtrichter (mit Gießspirale) eingegossen. In analoger Weise gestaltete sich auch das Befüllen des zweiten Rohres, bei dem über den konventionellen Gießtrichter eingegossen wurde. Der Gießvorgang ist für beide Gießvarianten in **Abbildung 5-8** dargestellt. Das linke Teilbild zeigt dabei den Gießvorgang für den Fall mit Strömungsbeeinflussung (1) und das rechte Teilbild den Fall für den konventionellen Gießtrichter (2). Es zeigt sich bereits an dieser Stelle, dass es unter den angewandten Gießbedingungen (Gießparametereinstellung) zu einem Durchbrechen der festen Verbundkomponente gekommen ist, wobei das Gießergebnis sowie eine genauere Betrachtung der möglichen Ursachen im Kapitel Ergebnisse und Diskussion (**Kapitel 6.2.3**) angeführt sind.

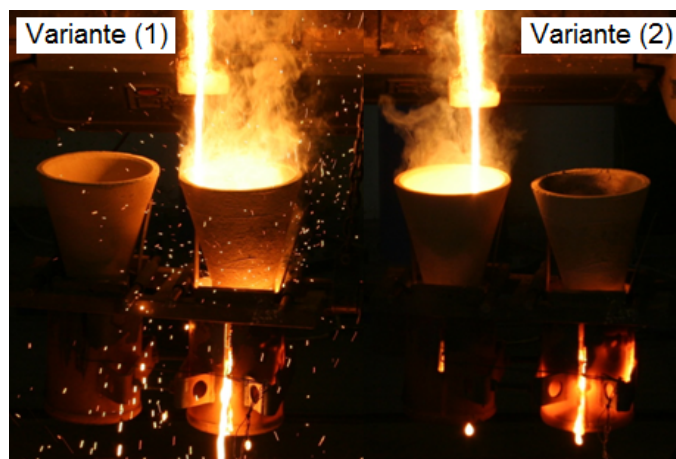


Abbildung 5-8: Abguss der Werkstoffkombination X11CrMoWVNb9-1-1 und Alloy 602CA
(2. Gießversuch)

5.6. Reibschweißversuche

Zur Durchführung der Reibschweißversuche kam eine kombinierte Torsions- und Reibschweißanlage am Lehrstuhl für Umformtechnik zum Einsatz, die in **Abbildung 5-9** dargestellt ist. Insgesamt wurden zwei Reibschweißserien, mit jeweils vier unterschiedlichen Werkstoffkombinationen, die den beim Verbundgießen untersuchten Paarungen entsprechen, hergestellt. Die verwendete Torsions- und Reibschweißanlage erlaubt hinsichtlich der Probengeometrie Durchmesser von maximal 20mm für den Reibschweißprozess. Der Reibdruck der für die Erwärmung notwendig ist, liegt bei der Reibschweißanlage, unter der Annahme eines Reibkoeffizienten von 0,5 bei 120N/mm^2 . Zusätzlich wird am Ende des Schweißprozesses ein Mindeststauchdruck von 400N/mm^2 erzeugt. Bei einem maximalen Probendurchmesser von 20mm ergibt sich eine Stauchkraft von 125kN [72].



Abbildung 5-9: Torsions- und Reibschweißanlage

5.6.1. Probenvorbereitung

Die Probenvorbereitung für die praktischen Versuche im Rahmen dieser Masterarbeit war durch die gegebene Materialverfügbarkeit unterschiedlich für die verwendeten Reibschweißwerkstoffe. Für die Werkstoffe X10CrMoVNb9-1 (P/T91), 34CrAlMo5 und NiCr25FeAlY (Alloy 602 CA) wurden zunächst aus den vorhandenen Rohren 3-4cm hohe Rohrabschnitte abgetrennt und in Längsrichtung geteilt. Diese Halbrohrschalen sind im Anschluss auf der Umformpresse ausgebogen worden. Im Falle des Werkstoffes P/T91 musste aufgrund der martensitischen Struktur mit einer Vorwärmung gearbeitet werden, da die Verformung bei Raumtemperatur zu

einem sofortigen Sprödbruch geführt hat. Dazu wurde die Schale bei 1100°C für etwa 10 Minuten im Ofen erwärmt und verformt. Aus den nun planen, rechteckigen Rohrabschnitten wurden mit Hilfe einer Wasserstrahlschneidanlage zylindrische Plättchen mit einem Durchmesser von 16mm herausgeschnitten, deren Höhe sich durch die Rohrwandstärke ergab. Dieser Teil der Probenvorbereitung ist schematisch in **Abbildung 5-10** gezeigt.

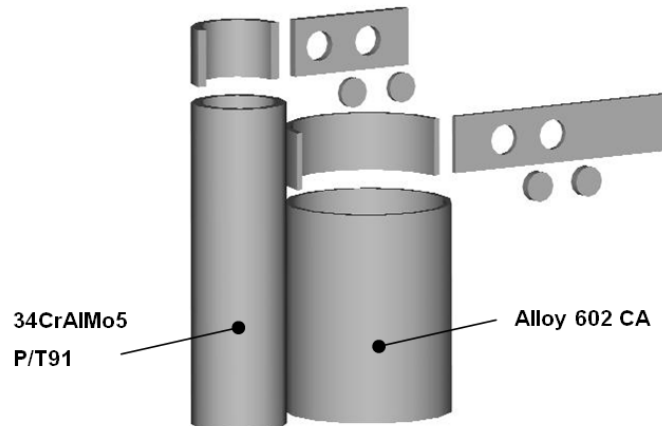


Abbildung 5-10: Probenvorbereitung P/T91, 34CrAlMo5, Alloy 602 CA

Die zylindrischen Plättchen wurden auf einen Stab gleichen Durchmessers aus Baustahl (St52) aufgeschweißt. Die Oberflächen der Schweißverbindungen sind durch mechanische Bearbeitung wieder auf den einheitlichen Durchmesser von 16mm abgedreht worden.

Für das austenitische Rohr wurde artgleiches Stabmaterial, mit einem Durchmesser von 16mm, verwendet. Das jeweilige Gegenstück der Reibschweißverbindungen aus X11CrMoWVNb9-1-1 wurde aus den beim Gießversuch erzeugten Gussverbunden der Rohre P/T91 und 34CrAlMo5 gefertigt. Das Gießmetall (E911) wurde auf einen Durchmesser von 16mm und eine Länge von etwa 70mm abgedreht. In **Abbildung 5-11** ist die gesamte Reibschweißprobe für die Werkstoffpaarung E911 und P/T91 gezeigt.



Abbildung 5-11: Reibschweißprobe für die Werkstoffkombination E911 und P/T91

5.6.2. Versuchsdurchführung

Die hergestellten Reibschweißkörper wurden jeweils in eines der beiden Dreibackenfutter eingelegt und verspannt. Die Stirnflächen der beiden Reibschweißwerkstoffe wurden durch axiales Verfahren des beweglichen Schlittens bis auf 2-3mm Abstand zusammengeführt. Nach der Einstellung der Reibschweißparameter erfolgte der eigentliche Reibschweißvorgang. Die eingestellten Reibschweißparameter für die erste Serie sind in **Tabelle 5-3** angegeben. Die Spanne der angegebenen Reibzeit resultiert aus der manuellen Steuerung dieses Parameters bei den ersten Reibschweißversuchen.

Tabelle 5-3: Reibschweißparameter (erste Serie)

Werkstoffpaarung	Reibschweißparameter 1. Serie				
	Drehzahl	F_R	t_R	F_F	t_F
	[U_{min}]	[kN]	[s]	[kN]	[s]
X11CrMoWVNb9-1-1 / NiCr25FeAlY	2500	8	2 bis 4	16	5
X11CrMoWVNb9-1-1 / X5CrNiMo17-12-2	2500	8	2 bis 4	16	5
X11CrMoWVNb9-1-1 / X10CrMoVNb9-1	2500	8	2 bis 4	16	5
X11CrMoWVNb9-1-1 / 34CrAlMo5	2500	8	2 bis 4	16	5

Im Vergleich zur ersten Versuchsserie wurden die Parameter abgeändert, um eine Veränderung bezüglich der Verbindungsgrenzfläche zu untersuchen. Die abgeänderten Reibschweißparameter der zweiten Serie sind **Tabelle 5-4** zu entnehmen. Die Drehzahl des rotierenden Reibschweißteiles blieb dabei unverändert. Der Reibschweißprozess der Werkstoffpaarung X11CrMoWVNb9-1-1/X5CrNiMo17-12-2 erfolgte unter leicht abgesenkter Reibkraft und verlängerter Fügezeit.

Tabelle 5-4: Reibschweißparameter (zweite Serie)

Werkstoffpaarung	Reibschweißparameter 2. Serie				
	Drehzahl	F_R	t_R	F_F	t_F
	[U_{min}]	[kN]	[s]	[kN]	[s]
X11CrMoWVNb9-1-1 / NiCr25FeAlY	2500	10	3	10	2
X11CrMoWVNb9-1-1 / X5CrNiMo17-12-2	2500	8	3	10	5
X11CrMoWVNb9-1-1 / X10CrMoVNb9-1	2500	10	3	10	2
X11CrMoWVNb9-1-1 / 34CrAlMo5	2500	10	3	10	2

6. Ergebnisse und Diskussion

6.1. Erstarrungssimulation/Temperaturfeldrechnung

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Temperaturfeldrechnung für den instationären Verbundgießprozess bildet den Mechanismus der Wärmeenergieübertragung und den fortschreitenden Temperatenausgleich zwischen Gießmetall und vorgewärmtem Festkörper unter idealisierten Bedingungen ab, um bei einer gegebenen Werkstoffkombination sowie vorgegebenen Versuchsparametern (Randbedingungen) die Einstellung der Kontaktflächentemperatur aufzuzeigen. Aus der Literatur [58] ist bekannt, dass sich die Unterschiede der Schmelzintervalle (Liquidus- und Solidustemperatur) und damit die Anordnung der Verbundkomponenten auf die Erstarrungsbedingungen auswirken.

6.1.1. Temperaturverteilung

In **Abbildung 6-1** ist die Temperaturverteilung in Abhängigkeit von der Ortskoordinate (Rohrradius) dargestellt. Die vertikale, unterbrochene Linie zeigt die Lage der Grenzfläche bei 41,3mm. Zum besseren Verständnis sind auch die Schmelzintervalle der beiden Werkstoffe eingetragen. Die Nickelbasis-Legierung IN 718 (Festkörper FK) weist eine Solidustemperatur von 1260°C und eine Liquidustemperatur von 1336°C auf und bildet den linken Abschnitt neben der Grenzfläche. Das Schmelzintervall des Stahles AISI 316 (Gießmetall GM) liegt über jenem der Nickelbasis-Legierung, wobei die Solidustemperatur in diesem Fall bei 1360°C und die Liquidustemperatur bei 1410°C auf der rechten Seite der Grenzfläche eingetragen sind.

Zum Zeitpunkt $t=0s$ entspricht die Temperaturverteilung den gesetzten Anfangsbedingungen, wobei die Rohrtemperatur bei 1000°C und die Gießtemperatur bei 1600°C liegen.

Nach einer halben Sekunde ist die Temperatur an der Rohraußenseite bereits um 100°C angestiegen, wobei die Temperatur in Richtung der Grenzfläche stark ansteigt und etwa 1360°C am Werkstoffübergang erreicht. Die Temperatur der Schmelze stellt sich dabei im Bereich der Grenzfläche auf dasselbe Niveau ein. Im Rohrwerkstoff wird in der Nähe der Grenzfläche bereits nach 0,5s die Solidustemperatur überschritten und somit das Zweiphasengebiet erreicht. Die Schmelze hingegen erreicht in der Nähe der Grenzfläche den teilflüssigen Zustand, da die Liquidustemperatur unterschritten wird.

Nach drei Sekunden befindet sich der gesamte Rohrquerschnitt durch den mit fortlaufender Zeit fortschreitenden Temperatenausgleich über der Solidustemperatur, wobei parallel dazu die Temperatur in Richtung der Rohrmittelachse kontinuierlich abnimmt.

Nach zehn Sekunden ist der Temperatenausgleich so weit fortgeschritten, dass der Rohrwerkstoff im grenzflächennahen Bereich über die Liquidustemperatur erwärmt wurde. Somit stellt sich neben der nach innen fortschreitenden Erstarrungsfront ein zweiter Erstarrungsbereich im Rohrwerkstoff ein. Diese grundlegenden Kristallisationsverhältnisse sind in Arbeiten von Ißleib et al. [58] ebenfalls dokumentiert.

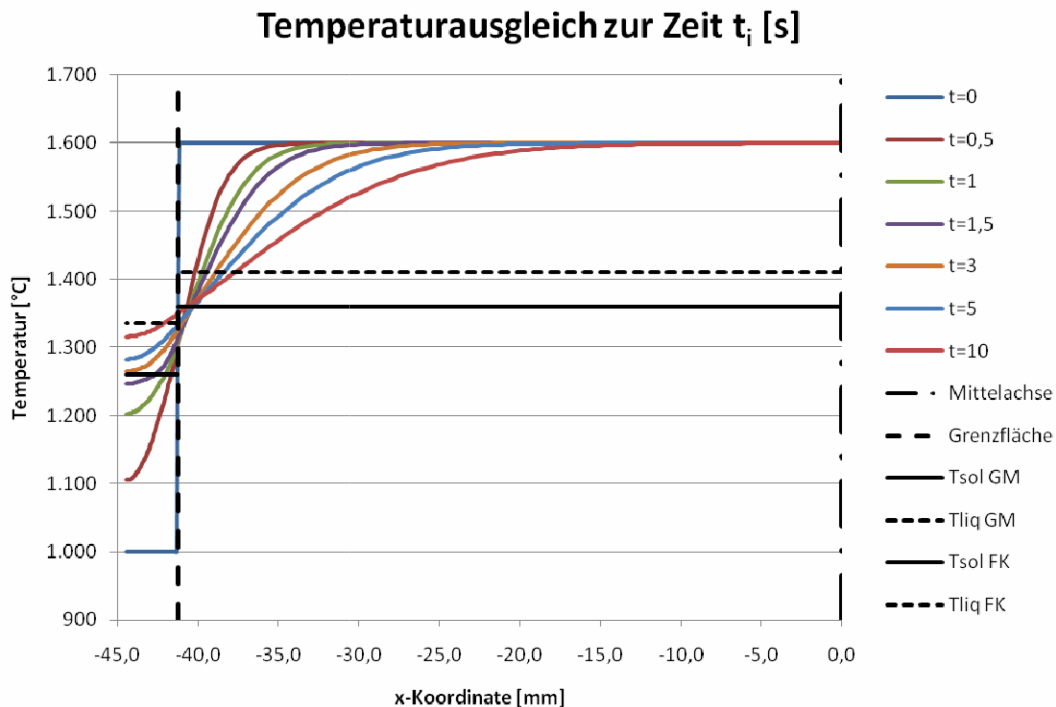


Abbildung 6-1: Temperatenausgleich über die Grenzfläche des Verbundgießkörpers (Simulation)

Abbildung 6-2 zeigt den Verlauf des Temperatenausgleichs in Abhängigkeit von der Zeit. Zu beachten ist hierbei die links dargestellte Temperaturskala, die in Grad Kelvin angegeben ist. In der Mitte der Abbildung ist das gesamte System zum Zeitpunkt Null dargestellt. Dieser Zustand entspricht den definierten Anfangstemperaturen. Durch den nach außen gerichteten Wärmestrom nimmt die Temperatur der Schmelze in Richtung der Mittelachse hin ab. Gleichzeitig erwärmt sich durch den Wärmeübergang der Rohrwerkstoff. Im rechten Teilbild ist die Temperaturverteilung der einzelnen Zeitschritte dargestellt, wobei die Zeit dabei von oben nach unten, in den definierten Zeitintervallen (0,5/1/1,5/3/5/10s) fortschreitet.

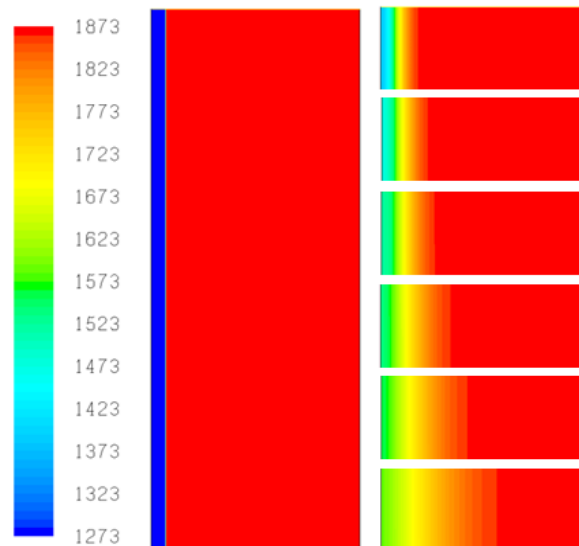


Abbildung 6-2: Temperaturverteilung des Verbundgießkörpers zu unterschiedlichen Zeiten nach Gießbeginn (Simulation)

6.1.2. Anteil an flüssiger Phase

Die zeitabhängige Verteilung des Flüssigphasenanteils zeigt **Abbildung 6-3**. Die links dargestellte Skala liegt dabei zwischen 0.0 (alles fest) und 1.0 (alles flüssig). Zum Zeitpunkt $t=0s$ befindet sich das Rohr im festen und die Schmelze im flüssigen Zustand. Im rechten Teil der Abbildung sind die Verhältnisse der einzelnen Zeitschritte von oben nach unten dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass die Schmelze sofort nach Kontakt mit dem kälteren Rohrwerkstoff an der Grenzfläche erstarrt. Die Wärmeabfuhr nach außen, führt zu einem Anstieg des Flüssigphasenanteils im Rohrwerkstoff. Nach zehn Sekunden ist genügend Wärmeenergie übertragen worden, sodass sich im Rohr eine flüssige Schicht ausgebildet hat. Die durch Wärmeleitung übertragene Energie ist also bei den gegebenen Anfangs- und Randbedingungen ausreichend, um den festen Rohrwerkstoff aufzuschmelzen. Allerdings zeigt diese Simulation auch, dass zu keinem Zeitpunkt ein Kontakt zweier Flüssigphasen vorliegt.

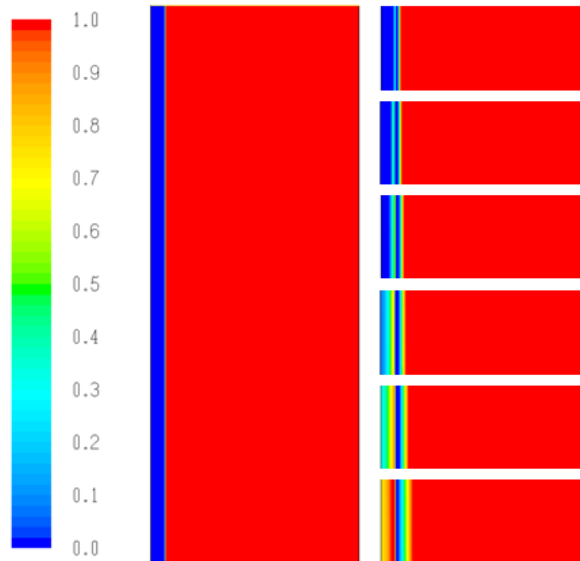


Abbildung 6-3: Flüssigphasenanteil des Verbundgießkörpers zu unterschiedlichen Zeiten nach Gießbeginn (Simulation)

In der Literatur [58] wird darauf hingewiesen, dass derart komplizierte Kristallisationsbedingungen, verursacht durch die Anordnung des höher schmelzenden Werkstoffes als Gießmetall, die Gefahr zur Bildung von Hohlräumen und Einfallstellen bergen. Die vorliegende Werkstoffanordnung und das damit verbundene Niveau der Schmelzintervalle ist allerdings hinsichtlich der gießtechnischen Umsetzung als vorteilhaft zu betrachten, da sich das Schmelzintervall von Nickelbasis-Legierungen um etwa 200-250°C unter den eingestellten Gießtemperaturen befindet. Dadurch sollte das anzustrebende Aufschmelzen der festen Verbundkomponente bei dieser Werkstoffanordnung auch experimentell umsetzbar sein. Der folgende Abschnitt befasst sich mit den Ergebnissen der systematischen Versuchserprobung vom ersten Vorversuch bis hin zur abschließenden Verbundgussanordnung der Werkstoffkombination Alloy 602CA (Nickelbasis-Legierung) und dem hochwarmfesten Stahl E911.

6.2. Verbundgießen

In diesem Kapitel werden die erhaltenen Verbundgießergebnisse zunächst makroskopisch, hinsichtlich auffälliger Materialveränderungen (Aufschmelzbereiche etc.) betrachtet und in weiterer Folge einer genaueren mikroskopischen Charakterisierung der Werkstoffe im Bereich der teilweise beobachteten Verbindungsbildung an der Grenzfläche unterzogen. Weiters werden die Verbindungsgrenzschichten durch Messungen des Mikrohärteverlaufes ergänzt, um auf die Ausbildung eventuell auftretende Härtespitzen (z. B. durch Anwesenheit intermetallischer Phasen) aufmerksam zu machen.

6.2.1. Vorversuch

Makroskopische Betrachtung der Materialpaarung 34CrAlMo5/34CrMo4

Abbildung 6-4 zeigt das Ergebnis des Verbundgießversuches der in Tabelle 5-1 angegebenen Werkstoffpaarung 1 (34CrAlMo5/34CrMo4) nach dem Entfernen aus der Gießkonsole. Aus dem praktisch vorherrschenden Masseverhältnis $m_{\text{Guss}}/m_{\text{Rohr}}=1,77$ ist eine schnelle Wärmeabfuhr durch instationäre Wärmeleitung über den Rohrquerschnitt hinweg und damit verbunden eine schnelle Erstarrung des Gießmetalles zu erwarten.



Abbildung 6-4: Verbundgussrohr der Materialpaarung 34CrAlMo5/34CrMo4

Bei diesem Gießversuch wurde der Gießvorgang nach dem Auffüllen des Rohres beendet, das heißt der aufgesetzte Gießtrichter wurde nicht mit Stahlschmelze aufgefüllt. Es ist zu erkennen, dass an der Rohraußenseite ebenfalls einige Schmelze erstarrt ist. Eine mögliche Ursache könnte das „Aufkippen“ des Gießtrichters und das Auslaufen der Schmelze beim Befüllen des Rohres sein. Weiters ist der Bereich der Probenahme dargestellt, wobei das Verbundrohr hier abgetrennt und in weiterer Folge metallographisch präpariert wurde.

In **Abbildung 6-5** ist der halbe Querschnitt des Verbundrohres nach dem Entfernen des oberen Teiles und der metallographischen Präparation dargestellt. Darunter ist die Stirnseite der zweiten Hälfte nach einer Drehung um 90° zu erkennen. Im linken Teil der Abbildung ist etwa ein Drittel der Grenzfläche zwischen Rohr und Gießmetall als geschlossener Verbund zu erkennen. In diesem Bereich ist eine deutliche Reduzierung der Rohrwandstärke zu verzeichnen. Dies spricht für ein Aufschmelzen des Rohrwerkstoffes durch den Kontakt mit dem flüssigen Gießmetall, dessen Ausgangstemperatur bei 1560°C lag. Ausgehend von einer Vorwärmtemperatur von 450°C lag die letztendlich erreichte Kontaktflächentemperatur in diesem Bereich zumindest über der bei 1400°C (mit TC berechneter Wert im GGW) liegenden Solidustemperatur des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 .

Der restliche Bereich der Grenzfläche weist einen deutlich erkennbaren Hohlraum auf. Das „Abheben“ des erstarrten Gießmetalls von der Rohroberfläche und die damit mangelhafte Ausbildung der Haftgrenzschicht könnte durch die nach innen wirkende Erstarrungsschrumpfung und die mangelnde Speisung, durch das fehlende Auffüllen des Gießtrichters mit flüssiger Schmelze, hervorgerufen worden sein. Ein zusätzliches Indiz für eine schlechte Speisung ist die in **Abbildung 6-5** erkennbare Mittenporosität. Hier ist bereits ein Nachteil des verwendeten Gießsystems zu erkennen. Im Gegensatz zu umgießenden Verbundgießverfahren wird hier durch das Eingießen in die Rohre der negative Effekt der Erstarrungsschrumpfung wirksam. Bei umgießenden Verbundgießverfahren (Festkörper innen [43]) wirkt aufgrund der Schrumpfung beim Erstarrungsvorgang ein zusätzlicher Druck auf die gesamte Grenzfläche.

Weiters weist die Inhomogenität der Grenzfläche auf die unterschiedlichen thermischen Verhältnisse, die beim Eingießvorgang und bei der Erstarrung herrschen hin. Einerseits zeigt sich ein Bereich partieller Aufschmelzung und andererseits ein größerer, unverbundener Bereich der Grenzfläche. Um ein Aufschmelzen des festen Rohrwerkstoffes zu erreichen, muss genügend Wärme vom Gießmetall übertragen werden, sodass es zu einer Erwärmung bis in das Schmelzintervall des Rohrwerkstoffes kommt. Dabei spielen auf der einen Seite thermophysikalische Parameter (z. B. Wärmeleitfähigkeit des Rohrwerkstoffes) und auf der anderen Seite auch die Strömungsverhältnisse (Kontaktzeit zwischen flüssigem Gießmetall und festem Rohrwerkstoff) beim Eingießvorgang eine Rolle.

Je höher die Wärmeleitfähigkeit des Rohrwerkstoffes ist, desto schneller geht die von innen, wirkende Wärmemenge des Gießmetalls durch den Rohrquerschnitt an das Umgebungsmedium über. Dadurch steht weniger Zeit für das Aufschmelzen des Rohrwerkstoffes zur Verfügung. Zusätzlich wirkt sich das eingangs angegebene geringe Massenverhältnis bezüglich einer raschen Wärmeabfuhr nach außen negativ auf die thermischen Verhältnisse an der Grenzfläche aus. Treten jedoch strömungsbedingt längere Kontaktzeiten zwischen flüssiger und fester Phase auf, wirkt sich dies aufgrund der größeren übertragenen Wärmemenge positiv in Richtung einer metallurgisch festen Verbindung aus. In diesem Fall liegt die Vermutung nahe, dass es durch das Übergießen des oberen Rohrandes zu dieser ausgeprägten Aufschmelzstelle gekommen ist. An dieser Stelle hatte der heiße Gießstrahl während der gesamten Gießzeit Kontakt mit dem Rohrwerkstoff. Dafür spricht auch der im Rohr nach unten hin geringer werdende Aufschmelzbereich, der im unteren Teil von **Abbildung 6-5** auf der linken Seite zu erkennen ist.

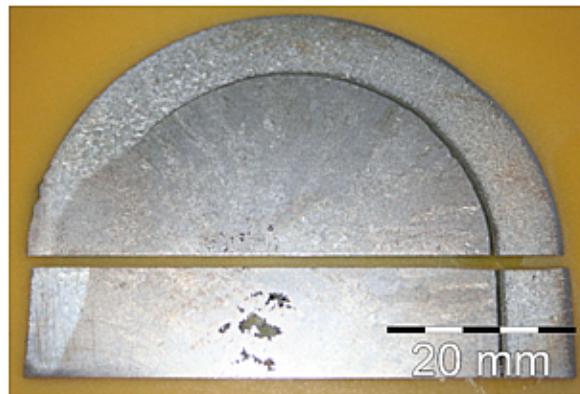


Abbildung 6-5: Makroskopische Darstellung des Verbundgussrohres 34CrAlMo5/34CrMo4

Lichtmikroskopische Untersuchung der Materialpaarung 34CrAlMo5/34CrMo4

In **Abbildung 6-6** ist das Gussgefüge des Vergütungsstahles 34CrMo4 bei 200facher Vergrößerung dargestellt. Die genauen Abkühlbedingungen während und nach dem Gießvorgang waren nicht bekannt, allerdings deutet das erkennbare bainitisch/martensitische Gussgefüge auf eine relativ rasche Erstarrung (hohe Abkühlgeschwindigkeit) hin. In Bezug auf die Abkühlbedingungen spielen neben thermophysikalischen Parametern, die geometrischen Verhältnisse eine wesentliche Rolle. Die wichtigsten Relationen sind bereits aus **Tabelle 5-1** bekannt. Das Verhältnis des Schmelzgewichts zu der zur Verfügung stehenden Kontaktfläche beträgt in diesem Fall $0,78\text{kg/dm}^2$. Dieser Wert bedeutet einen sehr geringen Gewichtsanteil an Schmelze, der auf einer Fläche von 1dm^2 erstarrt.

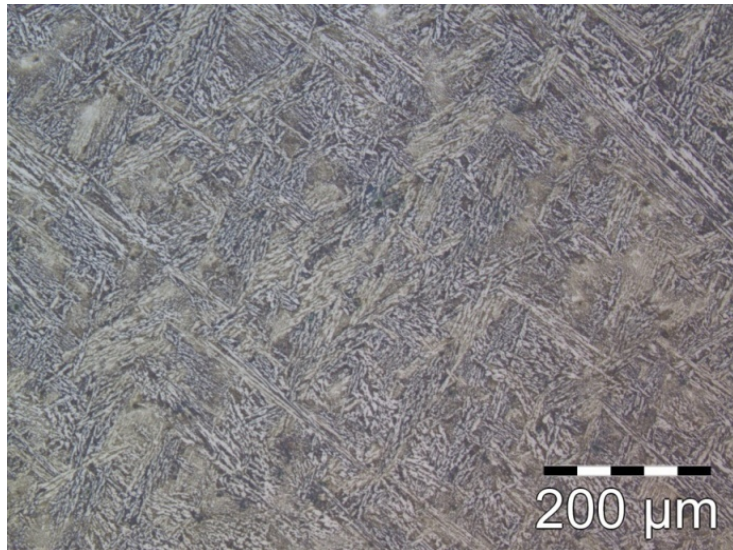


Abbildung 6-6: Gefüge des Gießmetalles 34CrMo4 im Gusszustand bei 200x Vergrößerung

Anhand des in **Abbildung 6-7** gezeigten ZTU-Schaubildes [73] für kontinuierliche Abkühlung ist die Gefügeentwicklung des Stahls 34CrMo4 abzuleiten. Zusätzlich sind unterhalb der jeweiligen Abkühlkurven, die zu erwartenden Härtewerte in HV angegeben. Die Mikrohärtemessung des erstarrten Gussgefüges ergab einen, aus zehn Einzelwerten, gemittelten Härtewert von 325HV1. Dieser Wert deutet nach **Abbildung 6-7** auf einen erheblichen Anteil an Zwischenstufe (etwa 60%) hin, der bei der mikroskopischen Betrachtung des Gussgefüges, neben etwa 40% Martensitanteil, auch beobachtet wurde.

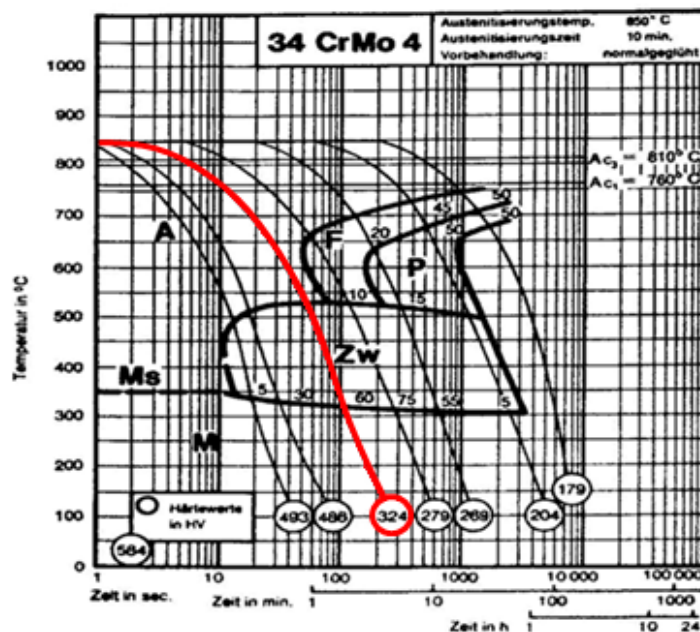


Abbildung 6-7: Kontinuierliches ZTU Schaubild für den Stahl 34CrMo4 [73]

Abbildung 6-8 zeigt das nahezu Ferrit freie Vergütungsgefüge des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 nach dem Gießprozess und erfolgter Abkühlung bei 200facher Vergrößerung. Aus der Mikrohärtemessung ergibt sich ein mittlerer Härtewert von 350HV1 (10 Einzelmessungen) welcher nach dem ZTU-Schaubild aus [73] auf einen sehr geringen Ferritanteil von etwa 1% und einen Zwischenstufenanteil von etwa 60% schließen lässt.

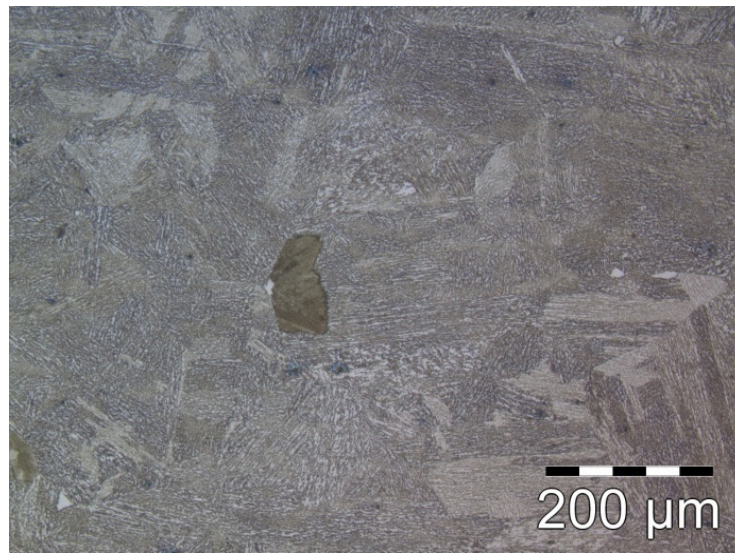


Abbildung 6-8: Gefüge des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 nach dem Gießen bei 200x Vergrößerung

Abbildung 6-9 zeigt die metallurgisch einwandfrei verbundene Grenzschicht der beiden Werkstoffe im Bereich der, bei der makroskopischen Betrachtung festgestellten Aufschmelzstelle. Das Gefüge ist bei 200facher Vergrößerung aufgenommen worden. Diese Verbindung ist durch die Wechselwirkung zweier Flüssigphasen entstanden (Schmelze und aufgeschmolzener Rohrwerkstoff). Es sind keinerlei Inhomogenitäten der Verbindungszone erkennbar. Simsir et al. [43] beschreibt in seiner Arbeit drei verschiedene Grenzflächentypen. Die erste Grenzfläche entsteht durch eine flüssig-flüssig Reaktion, die durch ein Vermischen der beiden Werkstoffe gekennzeichnet ist. Die Mischung der beiden Werkstoffe ist in **Abbildung 6-9** andeutungsweise an der unebenen Grenzfläche zu erkennen. Der zweite Grenzflächentyp entsteht nach [43] aufgrund der Wechselwirkung einer flüssigen und einer festen Phase. In diesem Fall tritt kein Vermischen der beteiligten Werkstoffe auf. Der dritte Grenzflächentyp resultiert aus der Wechselwirkung zweier fester Phasen aufgrund von Diffusionserscheinungen, spielt jedoch in diesem Fall eine untergeordnete Rolle.

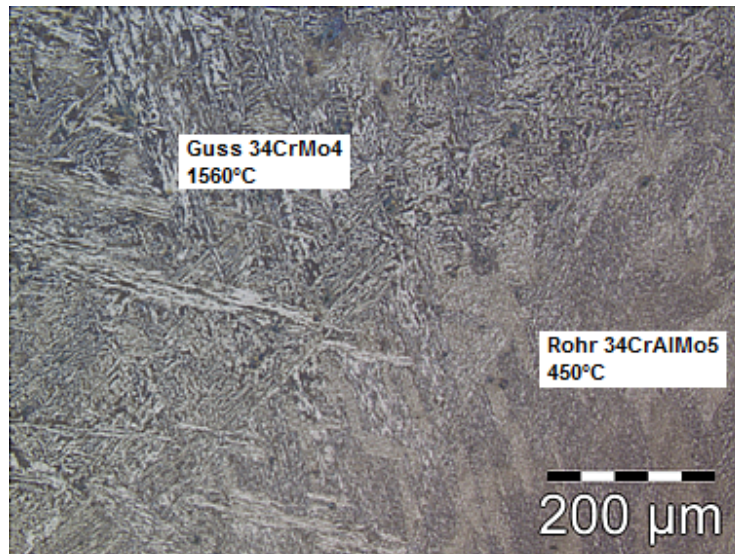


Abbildung 6-9: Grenzfläche an der Aufschmelzstelle der Werkstoffkombination 34CrAlMo5/34CrMo4

Die bei der makroskopischen Betrachtung auffallende Luftspaltbildung an der Werkstoffgrenze hat veränderte Abkühlbedingungen zur Folge, wodurch sich im oberflächennahen Bereich des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 ein verändertes Gefüge einstellt. Aus **Abbildung 6-10** (50fache Vergrößerung) ist ein ferritisch-perlitisches Gefüge an der inneren Rohroberfläche zu erkennen, das sich aus der Wärmeeinwirkung der Schmelze und der langsameren Abkühlung, aufgrund der Luftspaltbildung, entwickelt hat.

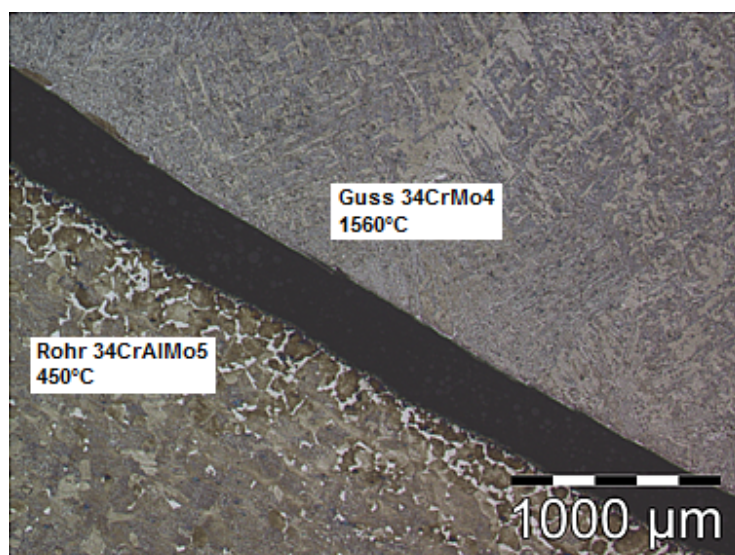


Abbildung 6-10: Bindefehler (Luftspaltbildung) der Werkstoffkombination 34CrAlMo5/34CrMo4

Mögliche Verbesserungsmaßnahmen hinsichtlich weiterer Gießversuche

- I. Der beobachtete Einfluss des Übergießens der Rohrstirnseite und die dadurch verursachte Aufschmelzstelle sollte durch Anpassung des unteren Gießtrichterdurchmessers an den Rohrinne Durchmesser verhindert werden, da dieser Effekt zwar auf die strömungsbedingten Einflüsse aufmerksam macht, jedoch in den folgenden Gießversuchen unerwünscht ist.
- II. Die Rohrvorwärmtemperatur sollte erheblich erhöht werden, um die notwendige Kontaktflächentemperatur an der Grenzfläche in den theoretisch erforderlichen Bereich anzuheben.
- III. Der beobachteten Entstehung eines Luftspaltes durch die Wirkung der Erstarrungsschrumpfung sollte durch eine ausreichende Nachspeisung, durch die Verwendung des Gießtrichters als Speiser, entgegnet werden.

6.2.2. Erster Gießversuch

Makroskopische Betrachtung der Materialpaarungen 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 und X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1

Für die in **Tabelle 5-1** angegebene Werkstoffpaarung 2 ergaben sich, trotz einer deutlich gesteigerten Vorwärmtemperatur von 1200°C, massive Haftungsprobleme. Bei der Einstellung der Vorwärmtemperatur muss allerdings die Manipulationszeit vom Vorwärmofen bis zur Positionierung vor dem Gießofen und der damit verbundene Temperaturverlust berücksichtigt werden, sodass bei Gießbeginn von einer niedrigeren Temperatur des Festkörpers ausgegangen werden muss. Als Ursache der fehlenden Verbindungsbildung kann eine mögliche Oxidschichtbildung (Zunderschicht) der inneren Festkörperoberfläche aufgrund der vorgenommenen Inertisierung ausgeschlossen werden. Vielmehr sind die Gründe in den thermischen Bedingungen zu suchen. Vermutlich kommt es aufgrund der geringen Massen- bzw. Massen/Oberflächenverhältnisse ($m_{\text{Guss}}/GF=0,78$ und $m_{\text{Guss}}/m_{\text{Rohr}}=1,77$) beim ersten Kontakt der Schmelze mit der Rohroberfläche zu einer Abschreckung der Schmelze. In weiterer Folge reicht die Wärmeenergie der verbliebenen Schmelze nicht aus, um durch die erstarrte Randschicht genügend Wärme an den Festkörper zu leiten, sodass dieser die erforderliche Kontaktflächentemperatur (die Solidustemperatur des Werkstoffes 34CrAlMo5 liegt laut TC Rechnung bei 1400°C im GGW) nicht erreicht. Die Abschreckwirkung könnte aus einer zu geringen Überhitzung der Schmelze X11CrMoWVNb9-1-1 resultieren. Die Gießtemperatur wurde, bei einer Liquidustemperatur von 1503°C (TC), für diesen Gießversuch auf 1565°C eingestellt, woraus sich einer Überhitzung von etwa 60°C ergibt. Der Einfluss der Erstarrungsschrumpfung konnte gegenüber dem Vorversuch durch die Verwendung des

Gießtrichters als Speiser verbessert werden, wodurch eine massive Luftspaltbildung vermieden wurde. Weiters konnte der Übergießeffekt an der oberen Rohrstirnseite ausgeschlossen werden. Letztendlich wurde bei dieser Versuchsanordnung und den eingestellten Versuchsparametern keine Verbindung der beiden Komponenten im gesamten Grenzflächenbereich beobachtet. In **Abbildung 6-11** sind die getrennten Verbundkomponenten nach dem Gießvorgang und erfolgter Abkühlung dargestellt. Die vollständig erstarrte Stahlschmelze X11CrMoWVNb9-1-1 konnte dabei ohne größeren Widerstand aus dem Rohrkörper entfernt werden.



Abbildung 6-11: Werkstoffpaarung X10CrMoVNB9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 nach dem Gießvorgang und erfolgter Abkühlung

Bei der Werkstoffpaarung 3 (**Tabelle 5-1**) kam es unter der Einhaltung der analogen Gieß- und Vorwärmtemperatur, jedoch bei leicht veränderten geometrischen Verhältnissen, ebenfalls zu deutlichen Haftungsproblemen. Der vorgewärmte Festkörper wurde im Anschluss an den Gießvorgang der zuvor beschriebenen Werkstoffkombination mit Schmelze der gleichen Charge gefüllt, wodurch es während des ersten Abgusses zu einer weiteren Abkühlung dieses Festkörpers (X10CrMoVNB9-1) gekommen ist. Die im Vergleich zum Werkstoff 34CrAlMo5 höhere Solidustemperatur von 1420°C (TC für GGW-Zustand) würde jedoch bei konstanten geometrischen Bedingungen ein insgesamt höheres Temperaturniveau (Vorwärm- und Gießtemperatur) fordern.

Mögliche Verbesserungsmaßnahmen hinsichtlich weiterer Gießversuche

- I. Die Ergebnisse dieser beiden Werkstoffpaarungen haben gezeigt, dass die Massenverhältnisse bezüglich der Erstarrungsbedingungen einen wesentlichen Einfluss ausüben. In weiterer Folge sollte demnach mit höheren Werten für die Beziehungen m_{Guss}/GF und $m_{\text{Guss}}/m_{\text{Rohr}}$ gearbeitet werden.
- II. Zusätzlich sollte die Gießtemperatur bzw. die Überhitzung der Schmelze gesteigert werden, um eine mögliche Abschreckwirkung an der Oberfläche des Festkörpers zu reduzieren. Allerdings sollte bei der Wahl der Vorwärmtemperatur der Festkörper auf die veränderten Geometriebeziehungen Rücksicht genommen werden.

Makroskopische Betrachtung der Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/ X11CrMoWVNb9-1-1

Das Verhältnis der Masse des Gießmetalls E911 zur Oberfläche des austenitischen Festkörperwerkstoffes 316 lag bei dieser Werkstoffpaarung bei einem Wert von 1,67. Weiters wies der angestrebte Verbundkörper ein Massenverhältnis $m_{\text{Guss}}/m_{\text{Rohr}}$ von 10,40 auf. Die vorliegenden Geometriebedingungen stellten die höchsten Werte aller untersuchten Werkstoffverbunde dar, woraus einerseits ein hoher Wärmeeintrag vom Gießmetall in die Kontaktfläche und andererseits eine geringe Wärmeabfuhr durch instationäre Wärmeleitung zu erwarten wäre. Diese Annahmen resultieren aus den Grundlagen zu den thermischen Bedingungen zum Verbundgießen in [44]. Die geringe Festkörperwandstärke von 2,4mm und die daraus resultierende geringe Festkörpermasse würden sich theoretisch, günstig in Richtung einer langsameren Erstarrung des Gießmetalles an der Grenzfläche und somit einer längeren Temperatureinwirkung auf den Festkörper auswirken, jedoch zeigen die folgenden Ergebnisse eine gegenteilige Entwicklung. Zusätzlich birgt die geringe Festkörperwandstärke die Gefahr des vollständigen Auflösens bei höherer Vorwärmtemperatur, wodurch es zum Durchbrechen des außen angeordneten Festkörpers und zum Ausfließen der Stahlschmelze kommen würde. In **Abbildung 6-12** ist zunächst der Querschnitt des Verbundrohrkörpers der Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2 und X11CrMoWVNb9-1-1 nach der Bearbeitung mit Siliziumkarbid-Schleifpapier gezeigt. Es ist die über den gesamten Umfang geschlossene Kontaktfläche zu erkennen, die bei dieser makroskopischen Betrachtung einerseits die Kompensation der auftretenden Erstarrungsschrumpfung verdeutlicht und andererseits die Ausbildung einer Haftgrenzschicht erwarten ließe. Jedoch erfolgte nach der Halbierung des gezeigten Probenabschnittes ein vollständiges Ablösen der äußeren Verbundkomponente.

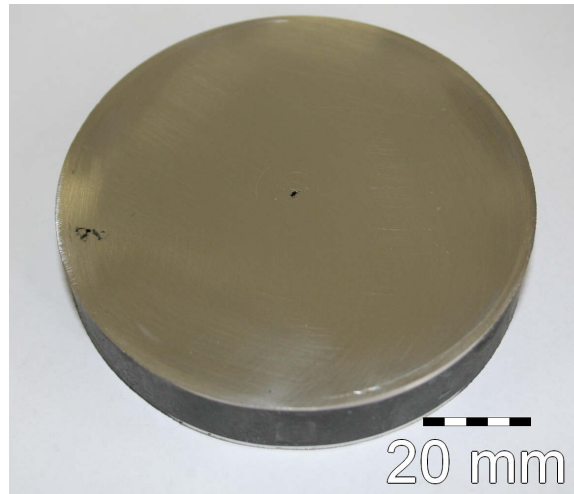


Abbildung 6-12: Geschliffener Querschnitt des Verbundgussrohres der Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1

Der in **Abbildung 6-13** gezeigte Ausschnitt der unverbundenen Kontaktfläche deutet aufgrund der inhomogenen Oberflächenmorphologie darauf hin, dass es an der Festkörperoberfläche zu einer Abschreckwirkung der Stahlschmelze, bei einer Gießtemperatur von 1575°C, am nicht vorgewärmten Festkörper gekommen sein muss. Daraus ist anzunehmen, dass trotz der hohen Masse der Stahlschmelze im Vergleich zur Festkörpermasse, keine ausreichend große Wärmeübertragung stattgefunden hat, um den Festkörper in das Zweiphasengebiet ($T_{\text{sol}}=1370^{\circ}\text{C}$ laut TC für GGW-Zustand) zu erwärmen.



Abbildung 6-13: Makroskopische Betrachtung der Gießmetalloberfläche (X11CrMoWVNb9-1-1)

Lichtmikroskopische Untersuchung der Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1

Die Gussoberfläche der an der Festkörperoberfläche erstarrten Stahlschmelze X11CrMoWVNb9-1-1 ist nach der metallographischen Präparation in **Abbildung 6-14** dargestellt. Es zeigt sich die angesprochene unebene Oberflächenbeschaffenheit der erstarrten Schmelze, welche durch die raschen Abkühlbedingungen hervorgerufen wurde. Diese

lichtmikroskopische Betrachtung soll zusätzlich den Einfluss eventuell auftretender Oxidschichten, die während des Gießprozesses durch Oxidation des Gießstrahles entstanden sein und an der Grenzfläche hochschmelzende Barrieren bilden könnten, als Ursache der unzureichenden Verbindungsbildung ausschließen. Wie aus **Abbildung 6-14** hervorgeht, ist die Gussoberfläche frei von etwaigen Zunder-/ Oxidationsschichten.

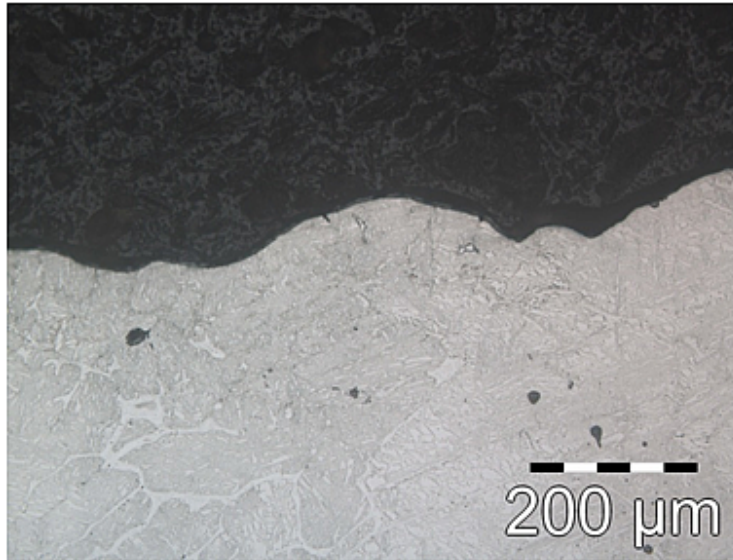


Abbildung 6-14: Oberfläche des Gießwerkstoffes X11CrMoWVNb9-1-1 nach dem Gießen

Makroskopische Betrachtung der Materialpaarung Alloy 602CA/ X11CrMoWVNb9-1-1

Abbildung 6-15 zeigt das Ergebnis des Gießversuches für die Materialpaarung Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1. An der Rohraußenseite ist ein Bereich partieller Erweichung zu erkennen. Die Oberfläche weist an dieser Stelle kleine Falten auf. Dies ist ein Indiz, dass der Rohrwerkstoff bis in den teilflüssigen (teigigen) Zustand erwärmt worden ist (von Raumtemperatur auf 1248-1365°C laut TC). Dabei ist es zu keinem Durchbruch gekommen. Eine mögliche Erklärung für diese „Aufschmelzstelle“ ist das Auftreffen des heißen Gießstrahles an der Rohrrinnenseite. Der durch den Gießtrichter abgelenkte Gießstrahl hat in diesem Bereich über längere Zeit (bis zum Erreichen dieses Füllniveaus) Kontakt mit dem Rohrwerkstoff. Die Kontaktzeit zwischen heißem Gießstrahl und Rohrmaterial hat sich bereits im Vorversuch als einflussreicher Parameter hinsichtlich des Aufschmelzverhaltens erwiesen.



Abbildung 6-15: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 aus Gießversuch 1

In **Abbildung 6-16** ist der Querschnitt des Verbundrohrkörpers der Materialpaarung Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1 nach der Bearbeitung mit Siliziumkarbid-Schleifpapier gezeigt. Dieser Rohrabschnitt wurde unmittelbar über der in **Abbildung 6-15** eingezeichneten Probeentnahmestelle (Aufschmelzbereich) entnommen und präpariert.

In Bezug auf die Gussqualität ist festzuhalten, dass in diesem Fall keinerlei Inhomogenitäten (Porosität, Lunker) aufgetreten sind. Dies spricht für eine gute Dichtspeisung des Gusses. Durch das Anfüllen des Gießtrichters wurde die Nachspeisung, und somit das vollständige Ausfüllen des Rohres gewährleistet.

Die Grenzfläche des Gusses und der Rohroberfläche ist, bei dieser makroskopischen Betrachtung größtenteils als geschlossener dichter Übergang zu erkennen. In diesem Bereich sind keine erkennbaren Fehlstellen entlang der Grenzfläche gegeben. Im linken unteren Quadrant ist jedoch eine ungeschlossene Grenzfläche in etwa über ein Viertel des Umfanges festzuhalten (siehe eingezeichnete Pfeile). Dieser Bindefehler liegt diagonal gegenüber zum Aufschmelzbereich, sodass diese Spaltbildung vermutlich aus der Wirkung der Erstarrungsschrumpfung, die in dieser Achse den größten Einfluss ausübt, resultiert.

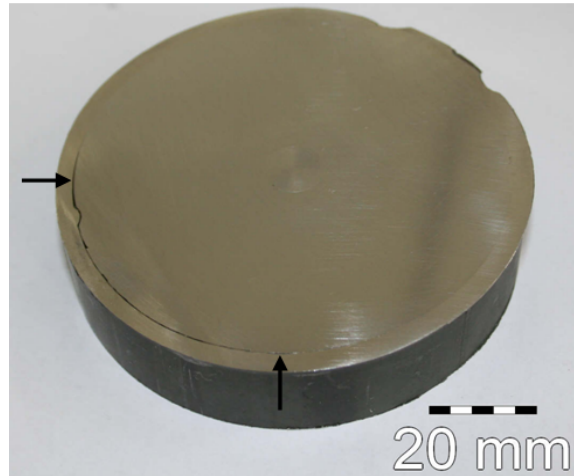


Abbildung 6-16: Geschliffener Querschnitt des Verbundgussrohres der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Lichtmikroskopische Untersuchung der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

In **Abbildung 6-17** ist das Gefüge des Gießwerkstoffes X11CrMoWVNb9-1-1 nach elektrolytischer Ätzung bei 200facher Vergrößerung zu erkennen. Der Chromanteil von 8,28% führt zu einer martensitischen Gefügestruktur, wobei kleinere Anteile an δ -Ferrit zu beobachten sind (siehe Pfeile). Die Gruppe der 9%-Chromstähle, zu denen der X11CrMoWVNb9-1-1 zu zählen ist, sind alle durch ein zu langen Abkühlzeiten verschobenes Ferritgebiet gekennzeichnet [2]. In diesem Fall liegt ein Gussgefüge vor, das von 1575°C auf Raumtemperatur abgekühlt wurde. Somit war eine relativ lange Abkühlzeit gegeben aus der die geringen δ -Ferrit Anteile resultieren könnten. Generell sind jegliche Anteile an δ -Ferrit als schädlich hinsichtlich der Hochtemperaturfestigkeitseigenschaften zu betrachten [74].

9%-Chromstähle erhalten ihre exzellenten Zeitstandeigenschaften aus der komplexen Wirkung des Chromgehaltes in Kombination mit Molybdän und Vanadium und der daraus resultierenden martensitischen Struktur, welche durch die Ausscheidung von $M_{23}C_6$ -Karbiden stabilisiert wird [2]. Die lichtmikroskopische Untersuchung der Gefügestruktur lässt allerdings im Gusszustand keinerlei Ausscheidungen erkennen. Eine normale Wärmebehandlung besteht bei 9%-Chromstählen jedoch aus einer Normalisierungsglühung (1040-1080°C) und anschließender Anlassbehandlung (750-780°C) [2].

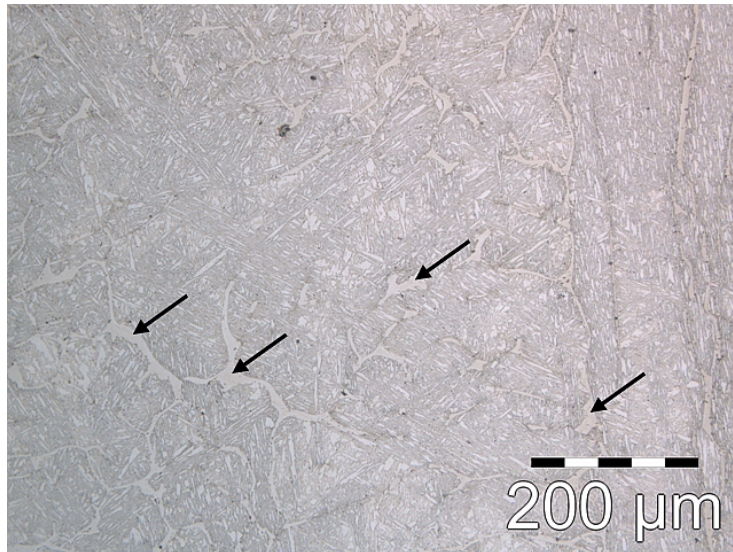


Abbildung 6-17: Gefüge des Gießmetalles X11CrMoWVNb9-1-1 im Gusszustand bei 200x Vergrößerung

Abbildung 6-18 zeigt das Gefüge des Rohrwerkstoffes Alloy 602CA im Lieferzustand (lösungsgeglüht) nach elektrolytischer Ätzung bei 200facher Vergrößerung. Daraus ist sehr gut das austenitische Gefüge der Nickelbasis-Legierung zu erkennen. Die chemische Analyse des Werkstoffes ist in **Tabelle 5-2** angegeben. Der relativ hohe Kohlenstoffanteil von 0,18-0,2% und der hohe Chromgehalt von 25% führen zur Ausscheidung von gleichmäßig verteilten Karbiden [75]. Durch die Anwesenheit von geringen Gehalten an Titan und Zirkon kommt es zur Ausscheidung von fein verteilten Karbiden und Karbonitriden, die auch aus dem metallographischen Schliff zu erkennen sind [75]. Diese Ausscheidungen finden sich sowohl in den Austenitkörnern als auch an den Korngrenzen. Die Grundhärte der Nickelbasis-Legierung liegt bei einem Mittelwert von 175HV1 und wurde aus 10 Einzelmessungen im Lieferzustand ermittelt.

Zur Erläuterung sei ergänzend die unterschiedliche Größe der Austenitkörner über den Querschnitt des verwendeten Rohres aufgezeigt. In der Mitte der Wandstärke (3,2mm) weisen die Rohre aus Alloy 602CA herstellbedingt eine geringere Austenitkorngröße auf, als in den Randbereichen. In **Abbildung 6-18** ist der Übergangsbereich von der Rohrinneiseite (unten) bis in den mittleren Bereich der Rohrwandstärke dargestellt.

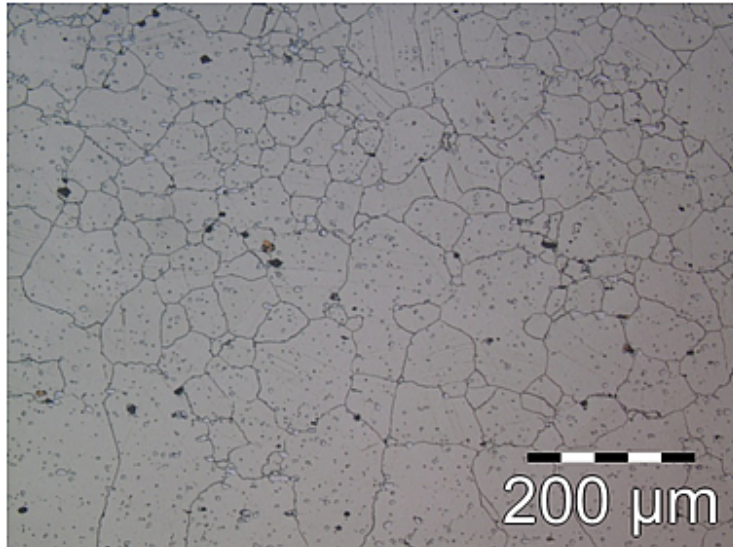


Abbildung 6-18: Gefüge des Rohrwerkstoffes Alloy 602CA im Lieferzustand bei 200x Vergrößerung

In **Abbildung 6-19** ist die Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1 bei 200facher Vergrößerung dargestellt. Diese Aufnahme stammt aus dem, aus der makroskopischen Betrachtung (**Abbildung 6-15**), erkennbaren Aufschmelzbereich. Das Gefügebild ist dabei um 90° gedreht zur Rohrlängsachse dargestellt. Im oberen Bereich ist der hochwarmfeste Rohrwerkstoff und im unteren Bereich das Gießmetall zu erkennen. Die Krümmung der Grenzfläche resultiert aus der partiellen Erweichung des Rohrwerkstoffes. Im Bereich der „Aufschmelzstelle“ zeigte sich sowohl an der Rohraußenseite als auch an der Grenzfläche eine veränderte, unebene Rohroberfläche. Allerdings ist keine Vermischung der beiden Werkstoffe aufgrund der klar definierte Grenzlinie zu erkennen. Demnach kann keine Wechselwirkung zweier Flüssigphasen stattgefunden haben. Nach den Autoren von [38], die Untersuchungen an Mischschweißverbindungen zwischen Alloy 800 und einem warmfesten Stahl angestellt haben, wird diese Art der Grenzfläche dann beobachtet, wenn das Schmelzintervall des Zusatzwerkstoffes gleich oder höher liegt als jenes des Grundwerkstoffes. Im Grenzflächenbereich zeigen beide Werkstoffe eine deutlich feinere Struktur (kleinere Korngröße) als in der Umgebung. Die feine Struktur des Gießwerkstoffes ergibt sich aus der großen Abkühlgeschwindigkeit beim Auftreffen der heißen Schmelze auf die kalte Rohrwand. In Bezug auf die Ausscheidungscharakteristik ist festzustellen, dass in der unmittelbaren Umgebung der Grenzfläche kaum Ausscheidungen an den Korngrenzen oder innerhalb der Körner zu erkennen sind. Die Ausscheidungen bleiben sehr lange stabil und lösen sich auch bei Lösungsglühtemperaturen von bis zu 1230°C nicht vollständig auf [75]. Die Materialveränderung an der Grenzfläche lässt allerdings auf Temperaturen von über 1248°C schließen und könnte somit der Grund für das Auflösen der Ausscheidungen sein.

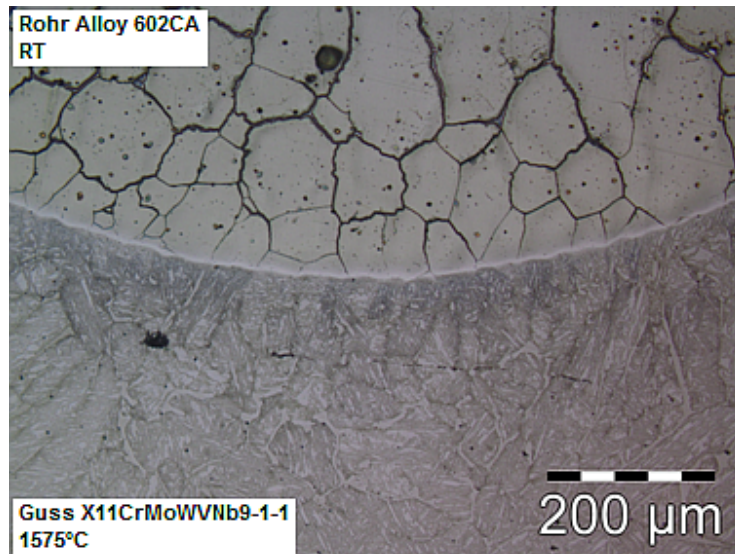


Abbildung 6-19: Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 bei 200x Vergrößerung

Die Gefügaufnahme in **Abbildung 6-20** zeigt die Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1 bei 500facher Vergrößerung. Die höhere Auflösung zeigt an einigen Stellen eine feine, martensitische Struktur, die sich auf ehemaligen Austenitkornbereichen gebildet hat. Diese genauere Betrachtung lässt den Schluss zu, dass eine Art Abschmelzprozess stattgefunden hat, bei dem die Austenitkörner der Nickelbasis-Legierung teilweise von der Schmelze aufgezehrt wurden, wodurch eine Wechselwirkung der beiden Werkstoffe auf atomarer Ebene stattgefunden haben müsste.

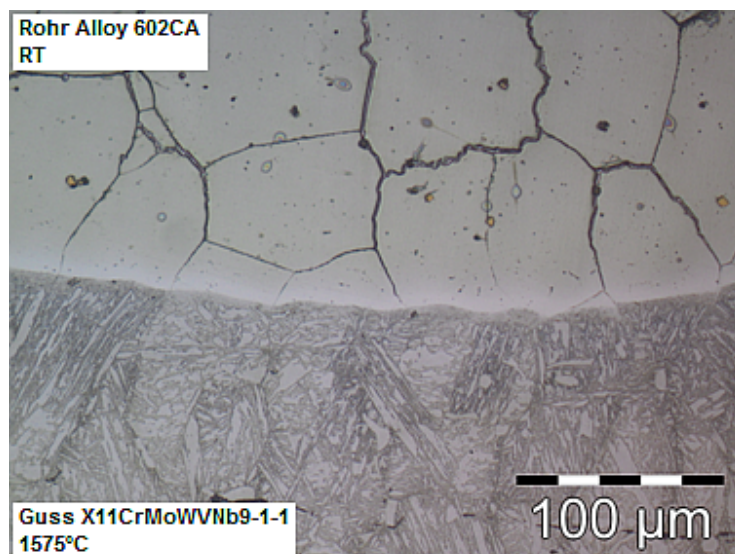


Abbildung 6-20: Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 bei 500x Vergrößerung

Der in **Abbildung 6-21** dargestellte Bindebereich (200fache Vergrößerung) wurde in unmittelbarer Nähe der vorliegenden Aufschmelzstelle vorgefunden und unterscheidet sich sichtbar anhand der eben verlaufenden Werkstoffgrenze von der zuvor dargestellten Grenzfläche. Hier ist es zu keinem Erweichen des Rohrwerkstoffes gekommen, wodurch die innere Kontur der Rohroberfläche erhalten wurde. Auch diese Verbundzone wäre nach der lichtmikroskopischen Betrachtung als stoffschlüssiger Werkstoffübergang zu charakterisieren, allerdings müsste die Grenzfläche einer mechanischen Belastung ausgesetzt werden, um endgültig auf eine metallische Bindung schließen zu können.

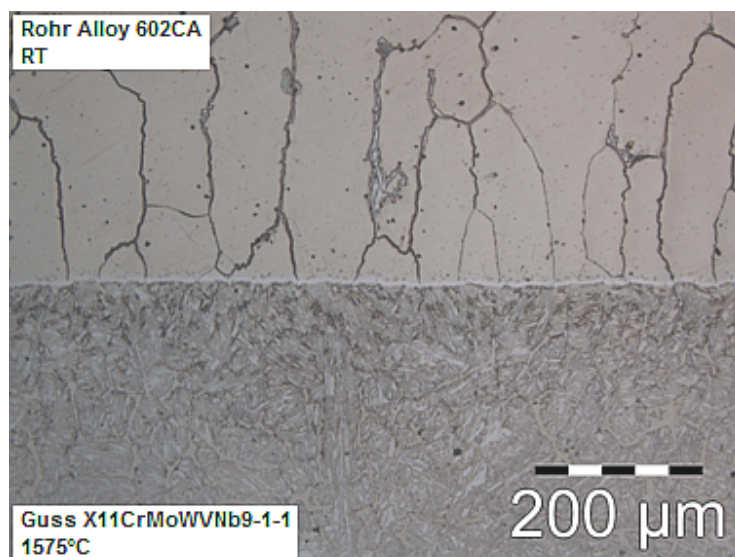


Abbildung 6-21: Verbundzone der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 außerhalb des Bereiches partieller Erweichung

Mikrohärtemessung der Grenzfläche Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Im Bereich des Gießmetalls X11CrMoWVNb9-1-1 weist der Werkstoffverbund eine durchschnittliche Härte von 394HV1 auf. Dieser Wert wurde aus zehn Einzelmessungen mit 1mm Abstand und entfernt von der Grenzfläche ermittelt. In **Abbildung 6-22** ist der Härteverlauf über die Grenzfläche der Werkstoffpaarung Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1 für die in **Abbildung 6-19** gezeigte Verbundzone (1) dargestellt. Auf der Seite der Nickelbasis-Legierung liegt die Durchschnittshärte bei 184HV1 und zeigt sich somit gegenüber dem Ausgangszustand nur gering verändert. Am Werkstoffübergang ist ein starker Anstieg der Härte zu verzeichnen. Auf der Seite des Gießwerkstoffes liegt die mittlere Härte bei 384HV1, wobei eine relativ homogene Härteverteilung vorliegt. Grundsätzlich liegt im grenzflächennahen Bereich aber ein gegenüber der Grundhärte (entfernt von der Grenzfläche) niedrigeres Härteniveau vor. Aus dem dargestellten Härteverlauf sind keinerlei Härtespitzen zu erkennen, die auf die Anwesenheit

intermetallischer Phasen hindeuten würden. Bezüglich des Werkstoffüberganges sei angemerkt, dass eine Identifizierung von intermetallischen Phasen direkt an der Grenzfläche nicht über die Mikrohärtemessung erfolgen kann, da der Härteeindruck in diesem Bereich aufgrund der untypischen Kontur nicht ausgewertet werden kann.

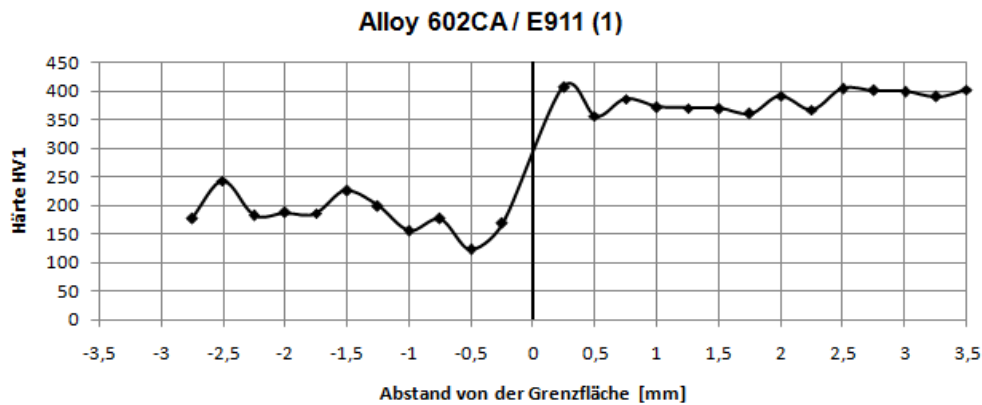


Abbildung 6-22: Härteverlauf über die Grenzfläche der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (Verbundzone 1)

Der in **Abbildung 6-23** dargestellte Härteverlauf für die in **Abbildung 6-21** gezeigte Verbundzone (2) zeigt einen ähnlichen Verlauf der Mikrohärte. In diesem Fall liegt ein gleichmäßiges Härteniveau mit einem Mittelwert von 175HV1 auf der Seite des Werkstoffes Alloy 602CA vor, wobei keine Veränderung gegenüber dem Lieferzustand zu verzeichnen ist. Das mittlere Härteniveau auf der Seite des warmfesten Stahles X11CrMoWVNb9-1-1 liegt bei 361HV1 und liegt demnach gut 20 Einheiten unter dem Wert der Verbundzone (1), allerdings sind hier größere Schwankungen zu beobachten.

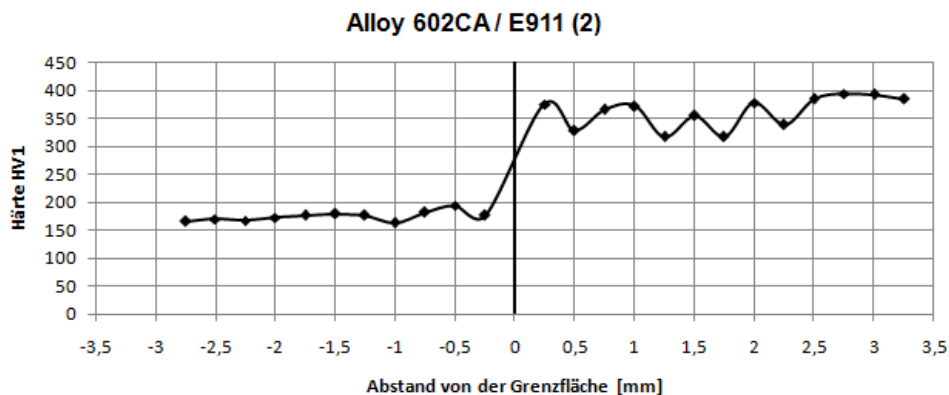


Abbildung 6-23: Härteverlauf über die Grenzfläche der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (Verbundzone 2)

6.2.3. Zweiter Gießversuch

Makroskopische Betrachtung der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Aus den theoretischen Erkenntnissen über die Höhe der sich einstellenden Kontaktflächentemperatur wurde bei diesem Gießversuch mit einer Vorwärmtemperatur von 1000°C gearbeitet. Dadurch sollte sich bei einer Gießtemperatur von 1600°C und unter Berücksichtigung des Temperaturverlustes beim Manipulieren vom Vorwärm- zum Gießofen an der Werkstoffgrenzfläche eine Temperatur oberhalb der Solidustemperatur des Rohrwerkstoffes (1248°C) Alloy 602CA einstellen. Diese Hypothese berücksichtigt allerdings nicht die turbulenten Strömungsbedingungen beim Befüllen der Rohrkörper die, wie sich gezeigt hat, der Grund für das lokale Durchbrechen des 3,2mm starken Rohrwandquerschnittes sind. Jedoch wurde auch gezielt versucht durch den Einfluss der strömenden Schmelze beim Eingießen verbesserte Aufschmelzbedingungen zu realisieren. Durch das tangentielle Einleiten der Schmelze beim Eingießen sollte durch die gelenkte Gießmetallströmung der im Vorversuch bzw. auch beim ersten Gießversuch beobachtete Einfluss (Verlängerung der Kontaktzeit zwischen flüssigem Gießmetall und vorgewärmten Festkörper) gezielt an der relevanten Kontaktfläche genutzt werden. Der Gießversuch hat allerdings aufgrund der vollständigen Materialauflösung sowohl im Fall des Gießsystems mit Strömungsbeeinflussung als auch im Fall der konventionellen Eingießmethode zu einem unbefriedigenden Ergebnis geführt, dass in Form von **Abbildung 6-24** und **Abbildung 6-25** dargestellt ist. Die Anordnung der Gießtrichter ist dem Versuchsaufbau in **Kapitel 5.5.1** zu entnehmen.



Abbildung 6-24: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Gießversuch, Rohr 1)



Abbildung 6-25: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Gießversuch, Rohr 2)

In beiden Fällen war der Wärmeeintrag durch die strömende Schmelze im unteren Bereich des Rohrkörpers groß genug, um den Rohrwerkstoff lokal über seine Liquidustemperatur von 1365°C zu erwärmen und somit die unerwünschte Materialauflösung zu verursachen. Die Auswertung der mit Thermoelementen instrumentierten Rohre zeigte, wie im folgenden Abschnitt dargestellt ist, aufgrund der teilweisen Materialauflösung nur zum Teil vollständige Temperaturverläufe, die auf die thermischen Bedingungen im Rohrwerkstoff schließen lassen. Zusätzlich bilden die Temperaturverläufe den Kontakt der Schmelze mit der inneren Oberfläche und den dadurch verursachten Wärmeübergang nicht in gewünschter Weise ab, da der Flüssig-Fest-Kontakt sofort nach dem Durchbrechen verloren ging.

Experimentelle Thermoelementmessung der Werkstoffpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

In **Abbildung 6-26** ist der Temperaturverlauf der Thermoelementmessung an Rohr 1 dargestellt. Der linke Abschnitt des Temperaturprofils zeigt den Temperatenausgleich (Homogenisierung) während der Vorwärmphase, wobei der unterschiedliche Verlauf aus der Anordnung der Thermoelemente (siehe Versuchsaufbau in **Kapitel 5.5.1**) resultiert. Nach knapp 45 Minuten liegt ein angeglichenes Temperaturniveau vor, sodass von einer homogenen Temperaturverteilung ausgegangen werden kann. Nach der Entnahme der gesamten Gießkonsole aus dem Vorwärmofen kommt es aufgrund des Luftkontaktes zu einer deutlichen Temperaturabnahme, wobei der Rohrkörper an der Oberseite auf ein niedrigeres

Temperaturniveau fällt als im Bereich des Bodens. Vor dem Gießprozess kann demnach eine Temperatur von 685°C im oberen Bereich und 850°C im unteren Bereich des Festkörpers angenommen werden.

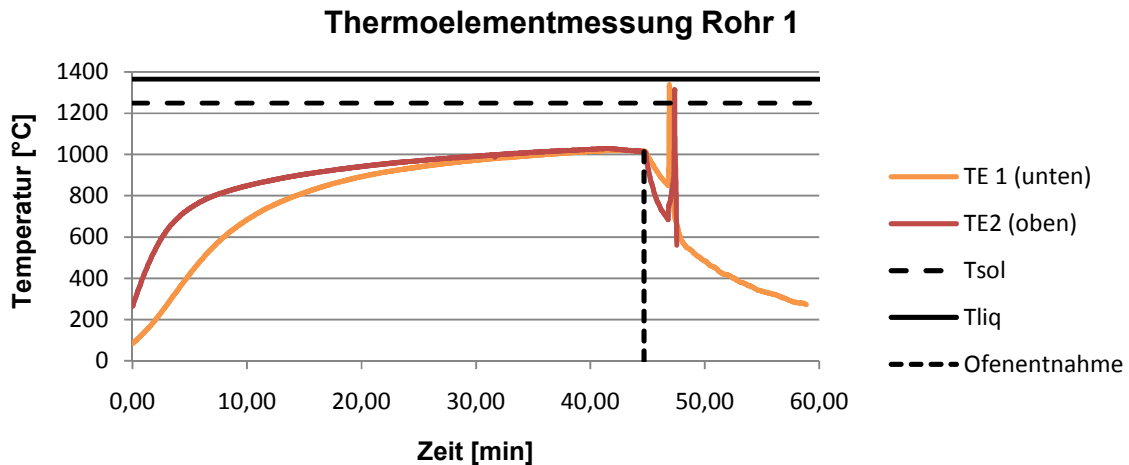


Abbildung 6-26: Temperaturverlauf der experimentellen Thermoelementmessung (Rohr 1)

Geht man von einer Kontaktflächentemperatur aus, die in der Mitte von Gieß- und Vorwärmtemperatur liegt, so würde sich im Bereich des Bodens ein Wert von 1225°C ergeben. Nach dieser Überlegung läge die Kontaktflächentemperatur knapp unterhalb der Solidustemperatur (1248°C) des Rohrwerkstoffes, die in der Abbildung eingezeichnet ist. Tatsächlich ist jedoch ein Temperaturanstieg zu verzeichnen, dessen Spitzentemperatur im Schmelzintervall der Nickelbasis-Legierung liegt. Für den lokalen Bereich des angeordneten Thermoelementes würde dieser Verlauf genau den gewünschten thermischen Bedingungen entsprechen. Durch die Anordnung der Thermoelemente in der Mitte des Rohrwandquerschnittes würden in diesem Fall gute Bedingungen zum Aufschmelzen einer dünnen Oberflächenschicht vorliegen. Der starke Temperaturanstieg im oberen Bereich des vorgewärmten Festkörpers ist dadurch zu erklären, dass der tangential eingeleitete Gießstrahl im Bereich des Thermoelementes sehr viel Wärmeenergie in den Rohrwerkstoff übertragen hat. Aus der rein theoretischen Betrachtung ohne die Berücksichtigung des Strömungseinflusses wäre dieser starke Anstieg nicht zu erwarten, da die Temperatur unmittelbar vor dem Gießen bei 685°C lag und sich dadurch eine Kontaktflächentemperatur von 1143°C ergeben würde.

Abbildung 6-27 zeigt den Temperaturverlauf der Thermoelementmessung an Rohr 2. Im Bereich der Vorwärmphase wird in Analogie zu Rohr 1 der Temperaturgleich zwischen oberem und unterem Bereich des Rohres beobachtet, wobei die Temperaturmessung an

Thermoelement 4 ab der Entnahme aus dem Ofen, möglicherweise aufgrund der Manipulation der Gießkonsole aus dem Ofen und dem Lösen der sensiblen Thermoelementspitze in der Bohrung, unterbrochen wurde. Nach der Ofenentnahme ist an der Oberseite des Rohres ein Temperaturabfall bis auf 637°C zu verzeichnen. Die Temperatur zu Gießbeginn liegt somit etwa 50°C unter der Starttemperatur von Rohr 1 und resultiert aus der Zwischenzeit von 30 Sekunden, die zwischen dem Abguss von Rohr 1 und Rohr 2 liegt. Der weitere Temperaturverlauf zeigt nur mehr einen geringen Temperaturanstieg auf knapp 800°C der allerdings nicht durch direkten Kontakt der Schmelze mit dem Festkörper an der Position des Thermoelementes resultiert, sondern zum größten Teil aus der durch Wärmeleitung übertragenen Wärmeenergie aus dem unteren Bereich des Rohres stammt.

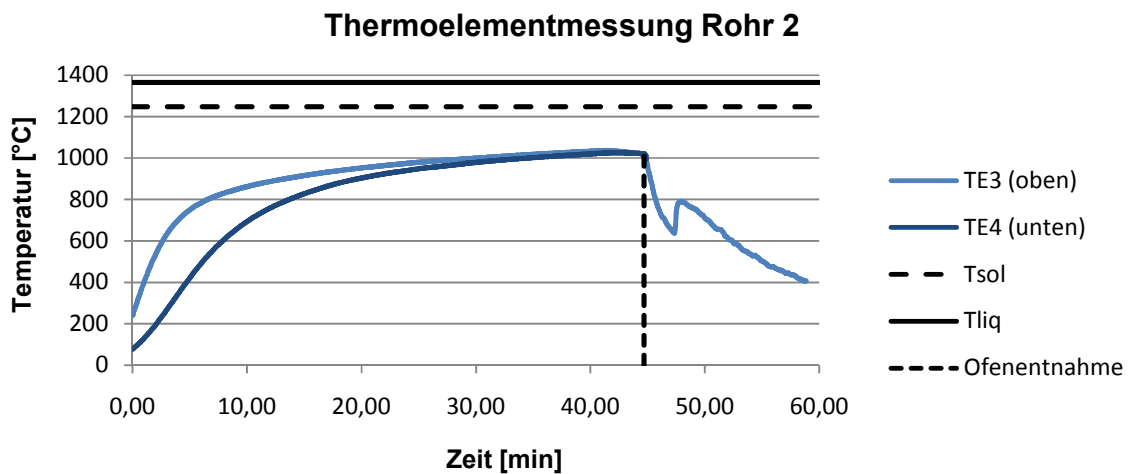


Abbildung 6-27: Temperaturverlauf der experimentellen Thermoelementmessung (Rohr 2)

Zusammenfassend betrachtet, dient die durchgeführte Thermoelementmessung in erster Linie zur Überwachung der Vorwärmtemperatur in der Vorwärmphase und gibt Aufschluss über die tatsächliche Festkörpertemperatur an den definierten Positionen unmittelbar vor dem Gießen. Es wird ebenfalls darauf aufmerksam gemacht, dass die 3 minütige Manipulationszeit vom Vorwärmofen bis zum Gießofen mit einem erheblichen Temperaturverlust verbunden ist. In der eigentlichen Gießphase ergibt sich aufgrund des dargestellten Ergebnisses nicht das gewünschte bzw. nur ein verfälschtes Temperaturprofil.

6.3. Reibschweißen

Die folgenden Ergebnisse werden vergleichend zu den im Verbundguss erhaltenen Verbundzonen hinsichtlich der Verbindungsbildung und Gefügecharakteristik dargestellt und diskutiert. Der Schwerpunkt liegt aufgrund der im Verbundguss erzielten Ergebnisse auf der Werkstoffkombination Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1. Bezüglich der ergänzenden Ergebnisse aus den Reibschweißversuchen der weiteren Materialkombinationen sei auf den Anhang verwiesen. Es wird dieselbe Herangehensweise verfolgt wie bei den Ergebnissen der Verbundgießversuche, wobei zunächst wieder eine makroskopische Betrachtung der Reibschweißverbindung erfolgt und im Weiteren eine lichtmikroskopische Auswertung. Zusätzlich werden die gemessenen Härteverläufe über die Verbundzonen gegenübergestellt, um Unterschiede aufgrund der verschiedenen Verfahrensweisen aufzuzeigen.

6.3.1. Erste Versuchserie

Makroskopische Betrachtung der Materialkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Die in **Abbildung 6-28** dargestellte Ansicht lässt den sich ausbildenden Reibwulst an der Werkstoffgrenzfläche erkennen. Aus dieser Ansicht kann jedoch die Richtung des gebildeten Reibwulstes nicht klar definiert werden.

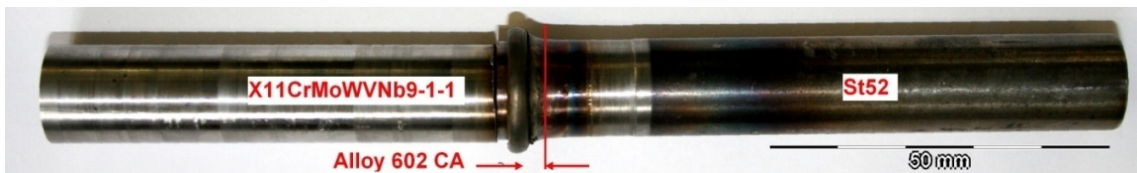


Abbildung 6-28: Visuelle Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

Erst durch die in **Abbildung 6-29** gezeigte makroskopische Querschnittbetrachtung kann die Ausbildung des Reibwulstes eindeutig und zum größten Teil der Seite des warmfesten Stahles X11CrMoWVNb9-1-1 zugeordnet werden. Die unterschiedlichen thermischen und physikalischen Eigenschaften der beiden Reibschweißwerkstoffe haben meist eine asymmetrische Deformation an der Grenzfläche zur Folge. Dabei spielen die Wärmekapazitäten, die Wärmeleitfähigkeiten sowie das Verhältnis von Härte und Temperatur eine wesentliche Rolle. Die Reibwulstausbildung wird in erster Linie durch die Festigkeit der beteiligten Werkstoffe beeinflusst [31]. Aus dieser Darstellung geht auch hervor, dass an der Werkstoffgrenzfläche keinerlei Inhomogenitäten oder Bindefehler aufgetreten sind. Daraus ist eine einwandfreie Verbundzone der Werkstoffpaarung anzunehmen, wobei die nachfolgende lichtmikroskopische Untersuchung endgültigen Aufschluss bringt.

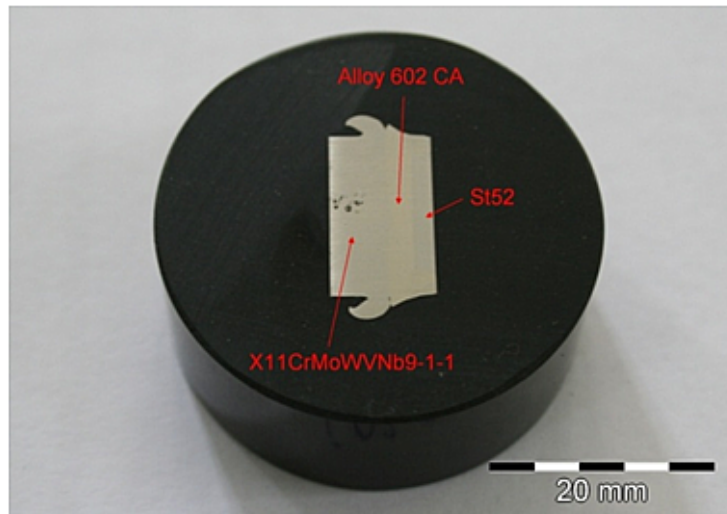


Abbildung 6-29: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

Lichtmikroskopische Betrachtung der Materialkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Die lichtmikroskopische Aufnahme der Grenzfläche (**Abbildung 6-30**) stammt aus dem mittleren Bereich der Reibschweißverbindung und zeigt einen unebenen Werkstoffübergang, der aus der Materialverschiebung entlang der Werkstoffgrenze resultiert. Im Bereich der Nickelbasis-Legierung zeigt sich eine charakteristische Feinkornzone, die aus der Abbildung eindeutig hervorgeht. Dieses feinkörnige Gefüge ist ein typisches Merkmal von Reibschweißverbindungen und wird durch Warmverformungs- und Rekristallisationsprozesse hervorgerufen [29].

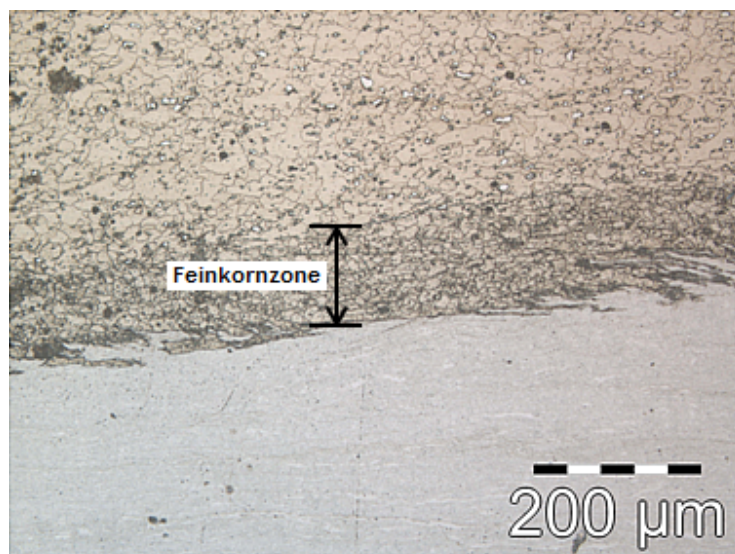


Abbildung 6-30: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

Hier ist bereits ein wesentlicher Unterschied zur Grenzfläche der analogen Verbundgießverbindung zu erkennen. Die gießtechnisch erzeugte Verbundzone zeigt im Bereich des warmfesten Stahles eine sehr feine martensitische Gussstruktur in unmittelbarer Nähe zum Werkstoffübergang. Im Vergleich dazu liegt bei der Reibschweißverbindung ein durch Deformation verursachtes ausgerichtetes Gefüge vor. Der grundlegende Unterschied in der Prozesstechnologie zwischen dem Pressschweißverfahren, welches unterhalb der Schmelztemperatur operiert und dem Verbundgießen, bei dem eine Temperatur im Schmelzintervall angestrebt wird, ist auch anhand der Grenzflächenstruktur am Werkstoffübergang zu erkennen. Durch den teigigen Zustand der Werkstoffe beim Reibschweißen und die Einwirkung von mechanischer Energie kommt es zu Materialverschiebungen, die in **Abbildung 6-30** zu erkennen sind. Die Verbundzone des Gießverbundes zeigt dagegen einen gleichförmigen Verlauf, wenn der Verbund durch den Kontakt der Schmelze mit dem festen oder teigigen Festkörper reagiert (siehe **Abbildung 6-19** und **Abbildung 6-21**), oder aber einen sehr unregelmäßigen Werkstoffübergang, wenn es zum Aufschmelzen des Festkörpers und Vermischen der beiden Werkstoffe kommt (siehe **Abbildung 6-9**).

6.3.2. Zweite Versuchserie

Die Veränderung der Reibschweißparameter gegenüber der ersten Versuchserie zeigte eine weniger starke Ausbildung des Reibwulstes, wobei bezüglich der Grenzfläche aus der visuellen Betrachtung ebenfalls keinerlei Inhomogenitäten zu beobachten waren. Die geringere Wulstbildung resultiert hauptsächlich aus der um 6kN verringerten Fügekraft die bei 10kN für die zweite Reibschweißserie lag. Der Einfluss einer veränderten Fügezeit (von 5 auf 2s) hat laut [29] nur geringen Einfluss auf das Reibschweißergebnis. Die Auswirkungen auf die Materialgrenzfläche werden anhand der folgenden lichtmikroskopischen Betrachtung erläutert.

Lichtmikroskopische Betrachtung der Materialkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

In erster Linie ist die im Vergleich zur ersten Reibschweißverbindung größere Feinkornzone mit einer Ausdehnung von etwa 230µm (im Vergleich etwa 160µm bei der ersten Serie) auffallend. Diese dynamisch rekristallisierte Zone resultiert aus der Kombination von eingebrachter Wärmeenergie und plastischer Deformation und zeigt, dass in diesem Fall ein ausgedehnterer Wärmeeintrag in den austenitischen Werkstoff stattgefunden hat. Der Grund könnte in der Kombination aus höherer Reibkraft und der gegenüber der ersten Serie definierten Reibzeit von

3s zu suchen sein. Diese Parameter beeinflussen in der Reibphase die Wärmeentwicklung an der Reibgrenzfläche und damit die Gefügeentwicklung.

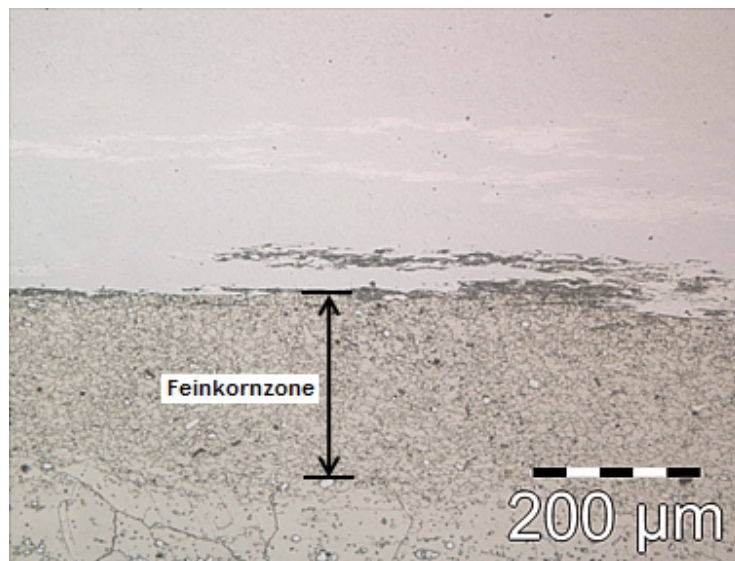


Abbildung 6-31: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)

Vergleichende Betrachtung der Mikrohärteverläufe für die Werkstoffpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1

Die in **Abbildung 6-32** gezeigte Gegenüberstellung der gemessenen Härteverläufe über den Werkstoffübergang und in die unmittelbare Umgebung gibt einen Vergleich zwischen den Verbundzonen der Reibschweißproben mit der Verbundzone (1) aus dem ersten Gießversuch.

Die Mikrohärteverläufe der Reibschweißverbindungen aus der ersten und zweiten Serie unterscheiden sich im geschweißten Zustand nur unwesentlich. In der Literatur [76] wird angeführt, dass mit zunehmendem axialen Druck eine Härtezunahme erfolgt. Mit steigendem Axialdruck steigt die Menge an plastifiziertem Material, woraus eine geringere Wärmeentwicklung zu erwarten ist und daraus resultierend hohe Kühlraten vorliegen [76]. Die praktischen Ergebnisse zeigen eine leichte Tendenz zu einem höheren Härteniveau der Reibschweißverbindung aus dem zweiten Reibschweißversuch, das aus dem größeren axialen Druck (Reibkraft) resultieren könnte. Eine Wärmebehandlung (PWHT) der Reibschweißverbindung aus Serie 1 bringt einen deutlichen Härteangleich über die Werkstoffgrenze von Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1. Nach einer Wärmebehandlungszeit von 4 Stunden bei 650°C zeigt sich auf der Seite des warmfesten Stahles eine Härteabnahme von durchschnittlich 394HV1 auf 305HV1. Dieser Härteverlust kommt durch Anlasseffekte des martensitischen 9%-Chromstahles zustande. Nach [2] liegt die

empfohlene Anlasstemperatur für den Stahl E911 bei 1ständiger Behandlung zwischen 750 und 780°C. Auf der Seite der Nickelbasis-Legierung ist ein Härteanstieg zu verzeichnen, wobei die Härte im Mittel von 210HV1 auf 293HV1 steigt. Der Härteanstieg ist vermutlich die Folge einer Ausscheidungshärtung des im lösungsgeglühten Zustand vorliegenden Werkstoffs Alloy 602CA. Insgesamt ergibt sich durch die durchgeführte Wärmebehandlung eine gleichmäßige Härteverteilung über den Bereich der Verbundzone.

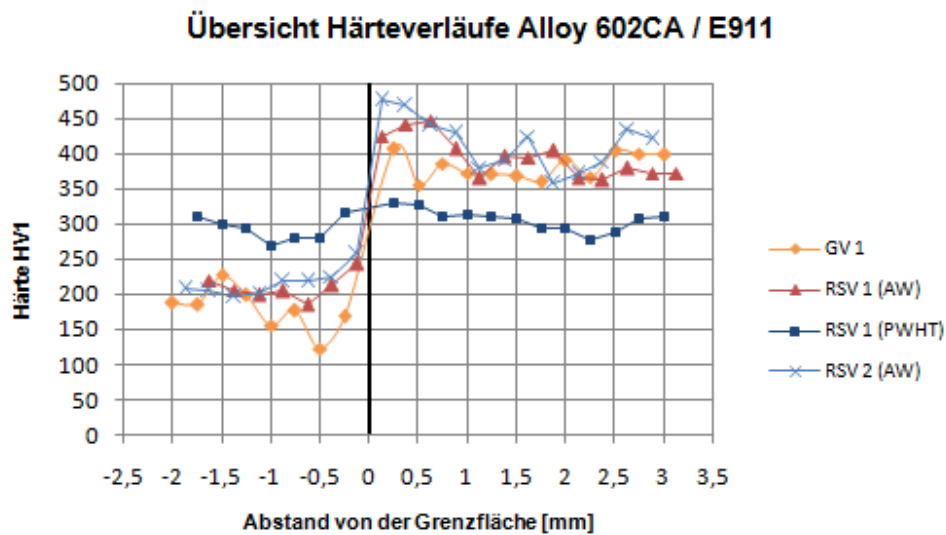


Abbildung 6-32: Übersicht der Mikrohärteverläufe für die Werkstoffpaarung Alloy 602CA/X11CrMoVNb9-1-1

Der Verlauf der Mikrohärte für die Verbundzone der gießtechnisch hergestellten Verbindung zeigt keine wesentlichen Abweichungen gegenüber den Härteprofilen der Reibschweißverbindungen. Insgesamt liegt beiderseits der Grenzfläche ein geringfügig niedrigeres Härteniveau vor, wobei auf der Seite der hochwarmfesten Nickelbasis-Legierung eine mittlere Härte von 184HV1 und auf der Stahlseite ein mittlerer Wert von 384HV1 beobachtet wird. Beim Reibschweißprozess erfolgt der Bindevorgang unterhalb der Schmelztemperatur im teigigen Zustand. Der Bindeprozess bei der Verbundgießverbindung ist aus der Wechselwirkung der an der Oberfläche erstarrenden Schmelze und dem durch Wärmeenergieübertragung teigig gewordenen Festkörperwerkstoff entstanden. Diese grundsätzliche Analogie zwischen den beiden zugrunde liegenden Verbindungstechnologien erklärt den ähnlichen Verlauf des Mikrohärteprofils.

7. Schlussfolgerungen

Die aus dem erarbeiteten Versuchsaufbau und der gießtechnischen Umsetzung hervorgegangenen Verbundgießergebnisse sind hinsichtlich der gestellten Aufgabe, zur Erzielung eines ganzheitlichen homogenen Werkstoffüberganges, als unzureichend einzustufen. Die Verbundgießexperimente haben bezüglich des Versuchsaufbaus bzw. der Versuchsdurchführung deutlich gemacht, dass eine steigende Gießvariante als erfolgsversprechender anzusehen wäre. Der Grund dafür liegt in einer deutlich kontrollierteren Formfüllung, wodurch erheblich homogenere thermische Verhältnisse zu erwarten wären. Letztendlich können sich aber dennoch folgende Punkte aus den experimentellen Untersuchungen ableiten lassen:

- I. Die Kontaktzeit der, auf Gießtemperatur eingestellten, flüssigen Stahlschmelze und dem optional vorgewärmten Festkörper erweist sich bereits im Vorversuch als einflussreicher Parameter hinsichtlich des Aufschmelzverhaltens des Festkörpers. Der Versuchsaufbau erlaubte allerdings eine nur schwierige Zugänglichkeit zum Parameter Kontaktzeit, wobei versucht wurde durch die Veränderung des Eingießsystems die Kontaktzeit zu verlängern.
- II. Durch die in der vorliegenden Arbeit verwendete Werkstoffanordnung (Befüllen von festen Rohrkomponenten mit flüssiger Stahlschmelze) wird die Wichtigkeit einer ausreichenden Speisung des Gießsystems zur Kompensation der Erstarrungsschrumpfung aufgezeigt. Bezüglich der Gussqualität wurden insgesamt gesehen, mit Ausnahme des Vorversuches, einerseits nahezu porenfreie Gusszustände realisiert und andererseits kaum Spaltbildungen an der Werkstoffgrenzfläche beobachtet.
- III. Anhand der Werkstoffkombinationen $34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1$ und $X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1$ hat sich gezeigt, dass neben der Vorwärmtemperatur (in beiden Fällen $1200^{\circ}C$) auch das Massenverhältnis eine wesentliche Rolle spielt. Bei ähnlich hoch liegenden Solidustemperaturen von 1400 bzw. $1420^{\circ}C$ und einer Gießtemperatur von $1565^{\circ}C$ konnte unter anderem aufgrund des geringen Massenverhältnisses von $1,77$ bzw. $2,40$ keinerlei Verbindung der Werkstoffe erreicht werden.
- IV. Auf den zu Grunde liegenden Mechanismen bei der Entstehung von Verbindungsgrenzschichten ist der Einsatz von Nickelbasis-Legierungen als feste,

optional vorgewärmte Verbundkomponente als vorteilhaft zu betrachten, da deren Schmelzintervall in der Regel deutlich unter den vorliegenden Gießtemperaturen liegt. Die in dieser Arbeit vorgenommene Erstarrungssimulation hat, unter Ausschluss von strömungsbehafteten Einflüssen, jedoch gezeigt, dass es durch das Eingießen des höher schmelzenden Stahlwerkstoffes in den niedriger schmelzenden Nickelbasis-Werkstoff zu komplexen Erstarrungsbedingungen kommt, wodurch die Wechselwirkung zweier Flüssigphasen am Werkstoffübergang nicht stattfinden kann.

8. Ausblick (offene Punkte)

Die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Verbundgießversuche sind als Basis weiterführender Untersuchungen zur gießtechnischen Umsetzung von Werkstoffverbunden anzusehen. Diese Arbeit macht darauf aufmerksam, dass noch sehr viel Forschungs- und Entwicklungsbedarf zur Realisierung gegossener Multimaterialverbindungen besteht. Zunächst sollten die Zusammenhänge und der Einfluss der Gieß- bzw. Geometrieparameter auf die Verbindungsbildung weiter untersucht werden, um deren Einfluss speziell bei der großtechnischen Umsetzung systematisch zu erfassen und in der Weise kontrollieren zu können, dass eine akzeptable Prozesssicherheit resultiert und reproduzierbare Haftungsgrenzschichten erzielbar sind.

In Hinsicht auf die Anwendung in der Kraftwerks- und Energietechnik sollten, neben der in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffkombination zwischen Alloy 602CA und X11CrMoWVNb9-1-1, weitere Verbunde zwischen Nickelbasis-Legierungen (z. B. IN 617, IN 718) und warmfesten Stählen hergestellt und bezüglich einer zufriedenstellenden Verbindungsbildung systematisch erforscht werden.

Als sehr nützliches Werkzeug ist die numerische Gieß- und Erstarrungssimulation anzuführen, wobei neben dem zu beherrschenden Zeit-Temperatur-Regime zukünftig auch der Bereich der Strömungssimulation vermehrt betrachtet werden sollte, denn die experimentellen Versuche haben die Einflussnahme der Strömungsbedingungen sehr deutlich aufgezeigt.

Unerlässlich für den industriellen Einsatz ist die Kenntnis mechanischer Kennwerte, wie sie beispielsweise aus Zug- oder Kerbschlagbiegeversuchen hervorgehen. Es wird demnach neben der erfolgreichen, gießtechnischen Realisierung einer homogenen Haftungsgrenzschicht darauf ankommen, dementsprechende Probengeometrien aus den Werkstoffverbunden herzustellen und mechanischen Materialprüfungen zu unterziehen. Die aus dieser Arbeit hervorgegangenen Verbundzustände waren aufgrund der Materialverfügbarkeit und der gewählten Versuchsanordnung nicht für die Herstellung von Zug- oder Kerbschlagproben geeignet. Die spätere Verwendung im Bereich korrosiver Hochtemperaturatmosphären fordert in weiterer Folge die Kenntnis von Zeitstandfestigkeiten (z. B. 100.000h) und Hochtemperaturkorrosionseigenschaften, woraus sich im Bereich der Werkstoffverbundprüfung ebenfalls Bedarf an weiterer Forschungsarbeit ergibt.

9. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 3-1: 10 ⁴ h Zeitstandfestigkeiten verschiedener Hochtemperatur-Werkstoffgruppen in Abhängigkeit von der Temperatur [1].....	3
Abbildung 4-1: Schematische Darstellung der verschiedenen Verbundstrukturen [12]	7
Abbildung 4-2: Walzplattiervorgang [14]	10
Abbildung 4-3: Schematische Darstellung des Bindemechanismus beim Walzplattieren [15]....	10
Abbildung 4-4: Prinzip des Sprengplattierens [17]	11
Abbildung 4-5: Entstehung der Spritzschicht beim thermischen Spritzen [19].....	13
Abbildung 4-6: Darstellung einer Schweißplattierung [20].....	14
Abbildung 4-7: Schematischer Aufbau einer Diffusionsschweißanlage [24]	15
Abbildung 4-8: Schweißverfahrensgruppen [24]	17
Abbildung 4-9: Möglichkeiten der Erwärmung beim Reibschweißen [24].....	17
Abbildung 4-10: Schematische Darstellung einer Reibschweißanlage [24].....	18
Abbildung 4-11: Schematischer Verlauf von a) Drehzahl, Axialkraft und b) Temperatur, Reibmoment und Stauchweg [29].....	18
Abbildung 4-12: Reibschweißbarkeit unterschiedlicher Werkstoffkombinationen [24]	20
Abbildung 4-13: Mögliche Nichtübereinstimmung der Werkstoffeigenschaften bei Mischverbindungen in Anlehnung an [35]	23
Abbildung 4-14: Zweistoffsystem Aluminium/Eisen [37].....	24
Abbildung 4-15: Schäffler Diagramm der Werkstoffkombination S235 mit X1CrNiMoN25-25-5 (1.4537) [36].....	26
Abbildung 4-16: Schematische Darstellung des Klöckner Verbundgießverfahrens [46]	28
Abbildung 4-17: Verfahrensablauf zur Herstellung von Verbundwalzen [51].....	29
Abbildung 4-18: Allgemeine Vorgänge bei der Ausbildung einer Verbundschicht beim Verbundgießen [58].....	31
Abbildung 4-19: Temperaturverlauf an den Erstarrungsfronten einer Verbundgusschicht [58].	32
Abbildung 4-20: Einflussparameter auf den Zustand des metallischen Verbundes beim Verbundgießen [56].....	33
Abbildung 4-21: Temperaturverlauf von Grundkörper und Schmelze beim Verbundgießen von Gusseisen auf Stahl [44].....	34
Abbildung 4-22: Bedingungen zur Verbundbildung (Ausgleichstemperatur der Kontaktfläche) als Funktion von Gieß- und Vorwärmtemperatur [44]	36
Abbildung 4-23: Gieß- und Vorwärmtemperaturen in Abhängigkeit des Erstarrungsintervalls von Gießmetall und Grundkörper [58]	37
Abbildung 4-24: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X11CrMoWVNb9-1-1	42
Abbildung 4-25: Vergleich der unterschiedlichen Lösungsansätze zur Berechnung der Liquidustemperaturen.....	44
Abbildung 4-26: Vergleich der unterschiedlichen Lösungsansätze zur Berechnung der Solidustemperaturen	44
Abbildung 4-27: Darstellung eines Raumgitters mit Knotenpunkten [65].....	47

Abbildung 5-1: Gesamtbetrachtung der Einflussgrößen in Bezug auf die Herstellung eines Gießverbundes.....	50
Abbildung 5-2: Innere Oberfläche des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 nach Temperatureinwirkung unter Schutzgasatmosphäre.....	57
Abbildung 5-3: Schematische Darstellung der Gießkonsole für den Vorversuch.....	58
Abbildung 5-4: Aufbau der Gießkonsole für die Rohrwerkstoffe Alloy 602CA und X5CrNiMo17-12-2.....	59
Abbildung 5-5: Aufbau und Position der Thermoelemente für den zweiten Gießversuch.....	60
Abbildung 5-6: Modifizierter Gießtrichter mit Gießspirale.....	60
Abbildung 5-7: Gießvorgang für die Werkstoffkombination Alloy 602CA/X5CrNiMo17-12-2 und X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Gießversuch).....	61
Abbildung 5-8: Abguss der Werkstoffkombination X11CrMoWVNb9-1-1 und Alloy 602CA (2. Gießversuch).....	63
Abbildung 5-9: Torsions- und Reibschweißanlage.....	64
Abbildung 5-10: Probenvorbereitung P/T91, 34CrAlMo5, Alloy 602 CA.....	65
Abbildung 5-11: Reibschweißprobe für die Werkstoffkombination E911 und P/T91.....	65
Abbildung 6-1: Temperatenausgleich über die Grenzfläche des Verbundgießkörpers (Simulation).....	68
Abbildung 6-2: Temperaturverteilung des Verbundgießkörpers zu unterschiedlichen Zeiten nach Gießbeginn (Simulation).....	69
Abbildung 6-3: Flüssigphasenanteil des Verbundgießkörpers zu unterschiedlichen Zeiten nach Gießbeginn (Simulation).....	70
Abbildung 6-4: Verbundgussrohr der Materialpaarung 34CrAlMo5/34CrMo4.....	71
Abbildung 6-5: Makroskopische Darstellung des Verbundgussrohres 34CrAlMo5/34CrMo4.....	73
Abbildung 6-6: Gefüge des Gießmetalles 34CrMo4 im Gusszustand bei 200x Vergrößerung ...	74
Abbildung 6-7: Kontinuierliches ZTU Schaubild für den Stahl 34CrMo4 [74].....	74
Abbildung 6-8: Gefüge des Rohrwerkstoffes 34CrAlMo5 nach dem Gießen bei 200x Vergrößerung.....	75
Abbildung 6-9: Grenzfläche an der Aufschmelzstelle der Werkstoffkombination 34CrAlMo5/34CrMo4.....	76
Abbildung 6-10: Bindefehler (Luftspaltbildung) der Werkstoffkombination 34CrAlMo5/34CrMo4.....	76
Abbildung 6-11: Werkstoffpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 nach dem Gießvorgang und erfolgter Abkühlung.....	78
Abbildung 6-12: Geschliffener Querschnitt des Verbundgussrohres der Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1.....	80
Abbildung 6-13: Makroskopische Betrachtung der Gießmetalloberfläche (X11CrMoWVNb9-1-1).....	80
Abbildung 6-14: Oberfläche des Gießwerkstoffes X11CrMoWVNb9-1-1 nach dem Gießen.....	81
Abbildung 6-15: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 aus Gießversuch 1.....	82
Abbildung 6-16: Geschliffener Querschnitt des Verbundgussrohres der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1.....	83

Abbildung 6-17: Gefüge des Gießmetalles X11CrMoWVNb9-1-1 im Gusszustand bei 200x Vergrößerung	84
Abbildung 6-18: Gefüge des Rohrwerkstoffes Alloy 602CA im Lieferzustand bei 200x Vergrößerung	85
Abbildung 6-19: Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 bei 200x Vergrößerung.....	86
Abbildung 6-20: Grenzfläche der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 bei 500x Vergrößerung.....	86
Abbildung 6-21: Verbundzone der Werkstoffkombination Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 außerhalb des Bereiches partieller Erweichung.....	87
Abbildung 6-22: Härteverlauf über die Grenzfläche der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (Verbundzone 1).....	88
Abbildung 6-23: Härteverlauf über die Grenzfläche der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (Verbundzone 2).....	88
Abbildung 6-24: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Gießversuch, Rohr 1).....	89
Abbildung 6-25: Verbundgussrohr der Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Gießversuch, Rohr 2).....	90
Abbildung 6-26: Temperaturverlauf der experimentellen Thermoelementmessung (Rohr 1).....	91
Abbildung 6-27: Temperaturverlauf der experimentellen Thermoelementmessung (Rohr 2).....	92
Abbildung 6-28: Visuelle Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)	93
Abbildung 6-29: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)	94
Abbildung 6-30: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)	94
Abbildung 6-31: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)	96
Abbildung 6-32: Übersicht der Mikrohärteverläufe für die Werkstoffpaarung Alloy 602CA/X11CrMoWVNb9-1-1	97
Abbildung 12-1: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl 34CrAlMo5 (1.8507)	111
Abbildung 12-2: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X10CrMoVNb9-1 (1.4903)	111
Abbildung 12-3: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X5CrNiMo17-12-2 (1.4401).....	112
Abbildung 12-4: ThermoCalc Ergebnis für die Nickelbasis-Legierung Alloy 602CA (2.4633) ...	112
Abbildung 12-5: Makroskopische Gegenüberstellung der Reibschweißergebnisse für die Materialpaarungen X10CrMoVNb9-1, X5CrNiMo17-12-2, 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 ..	113
Abbildung 12-6: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)	113
Abbildung 12-7: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie).....	114
Abbildung 12-8: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie).....	114
Abbildung 12-9: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)	115

Abbildung 12-10: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie).....	115
Abbildung 12-11: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie).....	116
Abbildung 12-12: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)	117
Abbildung 12-13: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie).....	117
Abbildung 12-14: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie).....	118

10. Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1: Vergleich der Temperaturleitfähigkeit und ihrer Definitionsgrößen für unterschiedliche Werkstoffe bei 20°C [1]	5
Tabelle 4-1: Übersichtstabelle zur Herstellung von Schichtverbundwerkstoffen.....	9
Tabelle 4-2: Konzentrationsfunktionen in Abhängigkeit der Elementkonzentrationen [60].....	39
Tabelle 4-3: Empirisch ermittelte Liquidus- und Solidustemperaturen des Werkstoffes X11CrMoWVNb9-1-1 in °C	40
Tabelle 4-4: Gemittelte Analyse des Werkstoffes E911 nach [2].....	40
Tabelle 4-5: Ergebnis der ThermoCalc Rechnung für die Liquidus- und Solidustemperaturen (Angaben in °C).....	42
Tabelle 4-6: Gegenüberstellung der verschiedenen Lösungsansätze für die Liquidus- und Solidustemperaturen (Temperaturen in °C)	43
Tabelle 5-1: Übersicht der Versuchsparameter für das Verbundgießen.....	53
Tabelle 5-2: Chemische Zusammensetzung der Gießmetalle und der Rohrwerkstoffe	55
Tabelle 5-3: Reibschweißparameter (erste Serie).....	66
Tabelle 5-4: Reibschweißparameter (zweite Serie).....	66
Tabelle 12-1: Verfahrensübersicht zur Herstellung von Schichtverbundwerkstoffen	110

11. Literaturverzeichnis

- [1] Bürgel, R., Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, 3. Auflage, Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2006.
- [2] Hahn, B. und W. Bendick, Rohrstähe für moderne Hochleistungskraftwerke, Teil I: Metallurgische Grundlagen - Langzeiteigenschaften - Einsatzempfehlungen, 3R international 47 (2008), 7, 3-12.
- [3] Kather, A. et al., Empfehlungen des COOROTEC-Beirates zur Förderung der Forschung und Entwicklung CO₂-emissionsarmer Kraftwerkstechnologien und CO₂-Abscheide- und Speichertechnologien, Bonn, Deutschland, (2009), 1-12.
- [4] Sauthoff, G., Entwicklung neuartiger Eisen-Chrom- und Eisen-Aluminium-Legierungen für Anwendungen bei hohen Temperaturen, Düsseldorf, Deutschland, (2004), 139-145.
- [5] Brill, U. and M. Rockel, High-temperature alloys from Krupp VDM for industrial engineering, VDM Report No.25, Werdohl, Deutschland, (2000), 1-64.
- [6] n, n., Practical improvements in power plant efficiency through materials engineering, Department of Trade and Industry, London, UK, (2000), 1-4.
- [7] Bozena, A., <http://www.materialmagazin.com/Dateien/B102-Hochtemperaturwerkstoffe.pdf>, abgerufen am 4. April 2009.
- [8] Buchmayr, B., Werkstoffe für die Energietechnik – Anforderungen, Anwendungen und Entwicklungspotentiale, BHM 154 (2009), 5, 181-187.
- [9] Steffens, H. D. und J. Wilden, Entwicklungskonzepte für Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, In: Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Ziegler, G. (Hrsg.), DGM-Informationsges.mbH, Oberursel, 1996.
- [10] Roos, E. und K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 2005.
- [11] Lange, K. (Hrsg.), Umformtechnik, Band 4, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 1993.
- [12] Weißbach, W., Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, 13. Auflage, Vieweg & Sohn Verlag, Braunschweig-Wiesbaden, 2000.
- [13] Kawalla, R., M. Spittel und M. Schmidtchen, Übersicht über Plattiervorgänge und Möglichkeiten der Eigenschaftsgestaltung, In: Walzen von Flachprodukten, Hirsch, J. (Hrsg.), WILEY-VCH Verlag, Weinheim, 2001.
- [14] Köhler, M., Kaltwalzplattiertes Stahlband, STAHL (2007), 1, 20-22.
- [15] Zhang, W., Bond formation in cold welding of metals, PhD Thesis, Technical University Denmark, 1994.
- [16] Pozuelo, M. et al., Effect of hot rolling on bonding characteristics and impact behavior of a laminated composite material based on UHCS-1.35 Pct C, Metallurgical and Materials Transactions 39A (2008), 666-671.
- [17] Hofmann, H. und J. Spindler, Verfahren der Oberflächentechnik, Carl Hanser Verlag, München-Wien, 2004.
- [18] Wielage, B., A. Wank und J. Wilden, Herstellung von Verbundwerkstoffen bzw. Werkstoffverbunden durch thermische Beschichtungsverfahren, In: Metallische Verbundwerkstoffe, Kainer, K. U. (Hrsg.), WILEY-VCH Verlag, Weinheim, 2003.

- [19] Hübner, A. et al., Fertigungslehre, Studienmaterial für die Studenten zu den fūgetechnischen Lehrveranstaltungen, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2006.
- [20] ThyssenKrupp Xervon Energy GmbH, Oberflächenschutz, http://www.thyssenkrupp-xervonenergy.com/fileadmin/user_upload/downloads/ThyssenKrupp_XervonEnergy-Oberflaechenschutz.pdf, abgerufen am 18. September 2009.
- [21] Kuo, I. C. et al., Submerged arc stainless steel strip cladding-effect of post-weld heat treatment on thermal fatigue resistance, *Journal of Materials Engineering and Performance* 18 (2009), 2, 154-161.
- [22] Frenk, A. et al., Analysis of the laser-cladding process for Stellite on steel, *Metallurgical and Materials Transactions* 28B (1997), 501-508.
- [23] Fahrenwaldt, H. J. und V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik*, 2. Auflage, Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2006.
- [24] Matthes, K. J. (Hrsg.), *Schweißtechnik-Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*, Carl Hanser Verlag, München-Wien, 2002.
- [25] Orhan, N., M. Aksoy and M. Eroglu, A new model for diffusion bonding and its application to duplex alloys, *Materials Science and Engineering A271* (1999), 458-468.
- [26] Kurt, B., N. Orhan and A. Haşçalık, Effect of high heating and cooling rate on interface of diffusion bonded gray cast iron to medium carbon steel, *Materials and Design* 28 (2007), 2229-2233.
- [27] Kolukisa, S., The effect of the welding temperature on the weldability in diffusion welding of martensitic (AISI 420) stainless steel with ductile (spheroidal graphite-nodular) cast iron, *Journal of Materials Processing Technology* 186 (2007), 33-36.
- [28] Sahin, M., Joining with friction welding of high-speed steel and medium-carbon steel, *Journal of Materials Processing Technology* 168 (2005), 202–210.
- [29] Neumann, A. und D. Schober, *Reibschweißen von Metallen*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1991.
- [30] Arivazhagan, N. et al., High temperature corrosion studies on friction-welded dissimilar metals, *Materials Science and Engineering B* 132 (2006), 222–227.
- [31] Satyanarayana, V. V., G. Madhusudhan Reddy and T. Mohandas, Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels, *Journal of Materials Processing Technology* 160 (2005), 128–137.
- [32] Satyanarayana, V. V., G. Madhusudhan Reddy and T. Mohandas, Effect of surface roughness on the friction welded austenitic-ferritic stainless steel dissimilar joints, *IE(I) Journal-MM* 88 (2007), 3-7.
- [33] Bala Srinivasan, P. and M. P. Satish Kumar, Microstructural and electrochemical characterization of thin-section dissimilar stainless steel weld joint, *Materials Chemistry and Physics* (2008), 1-6.
- [34] Kacar, R. and O. Baylan, An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels, *Materials and Design* 25 (2004), 317-329.
- [35] Pohle, C., *Schweißen von Werkstoffkombinationen*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 1999.
- [36] Ippendorf, F. und U. Boese, *Das Verhalten der Stähle beim Schweißen-Teil II: Anwendung*, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2001.
- [37] Bach, F. W. (Hrsg.), *Moderne Beschichtungsverfahren*, WILEY-VCH Verlag, Weinheim, 2000.

- [38] Dehmolaei, R., M. Shamanian and A. Kermanpur, Microstructural characterization of dissimilar welds between alloy 800 and HP heat-resistant steel, *Materials Characterization* 59 (2008), 1447-1454.
- [39] Sireesha, M. et al., A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800, *Journal of Nuclear Materials* 279 (2000), 65-76.
- [40] Dilthey, U., *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*, Band 2, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 2005.
- [41] Das, C. R. et al., Selection of filler wire for and effect of auto tempering on the mechanical properties of dissimilar metal joint between 403 and 304L(N) stainless steels, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009), 1428-1435.
- [42] Naffakh, H., M. Shamanian and F. Ashrafzadeh, Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009), 3628-3639.
- [43] Simsir, M., L. C. Kumruoglu and A. Özer, An investigation into stainless-steel/structural-alloy-steel bimetal produced by shell mould casting, *Materials and Design* 30 (2009), 264-270.
- [44] Ißleib, A., A. Friedel und I. Lubojanski, Verbundgießen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen – grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche – Teil I, *Gießerei-Praxis* 15/16 (1995), 286-289.
- [45] Ißleib, A., A. Friedel und I. Lubojanski, Verbundgießen für Verschleißteile – Stand und Zukunftsaussichten, *Gießerei-Praxis* 7/8 (1995), 146-150.
- [46] Harnisch, A., A. Buchholz und F. Hillebrand, Ein neu entwickelter Verbundgussstahl für auf Verschleiß beanspruchte Anlagen, *Werkstoffe und Korrosion* 16 (1965), 3, 185-189.
- [47] Rückert, F., Verfahren zum Gießen von Nockenwellenrohlingen aus unterschiedlichen Eisenwerkstoffen, Patent: DE-OS 41 00 779, 1991.
- [48] Krause, H., Verbundgießverfahren zur Herstellung spezieller Gussstücke aus Eisenwerkstoffen, *Giesserei-Praxis* 17 (1990), 279-282.
- [49] Sponseller, D. L., G. A. Timmons and W. T. Bakker, Development of clad boiler tubes extruded from bimetallic centrifugal castings, *Journal of Materials Engineering and Performance* 7 (1998), 2, 227-238.
- [50] Fjeld, A. and A. Ludwig, Flow patterns and re-melting during filling of a large composite casting, *International Journal of Cast Metals Research* 22 (2009), 1-4, 111-114.
- [51] Gontermann-Peipers GmbH, http://www.gontermann-peipers.de/uploads/media/GP_Image_de.pdf, abgerufen am 12. Februar 2009.
- [52] Lange, K., Moderne Gießtechniken zur Herstellung von Verschleißteilen mit hohen Gebrauchseigenschaften, *Gießereitechnik* 36 (1990), 9, 271-276.
- [53] Avci, A. et al., Mechanical and microstructural properties of low-carbon steel-plate-reinforced gray cast iron, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009), 1410-1416.
- [54] Lange, K. und W. Gebur, Schichtgießtechnik zur ökonomischen Herstellung von extrem hochbeanspruchten Maschinen- bzw. Verschleißteilen, *Gießereitechnik* 34 (1988), 3, 81-85.
- [55] Hippenstiel, F. und K. P. Johann, Verfahren zum Herstellen von Turbinenwellen für Energiemaschinen, Patent: DE 10 2007 061 176 B3, 2009.
- [56] Stets, W., *Werkstoffkundliche Grundlagen des Verbundgießens von Gusseisenlegierungen mit Stahlwerkstoffen*, Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, 1997.

- [57] Schulz, D., Verbundguss – weniger Gewicht bei mehr Wirtschaftlichkeit, *Giesserei* 94 (2007), 76-77.
- [58] Ißleib, A., A. Friedel, I. Lubojanski, Verbundgießen von Eisen-Kohlenstofflegierungen – grundlegende metallurgische Reaktionen an der Grenzfläche – Teil II, *Gießerei-Praxis* 23/24 (1995), 442-447.
- [59] Miettinen, J. and A. A. Howe, Estimation of liquidus temperatures for steels using thermodynamic approach, *Ironmaking and Steelmaking* 27 (2000), 3, 212-227.
- [60] Schürmann, E., M. Djurdjevic and L. Nedeljkovic, Calculation of liquidus temperature of low and high alloyed iron base melts from their chemical composition by means of the equivalence factors, *steel research* 68 (1997), 3, 101-106.
- [61] Spur, G. und T. Stöferle, *Handbuch der Fertigungstechnik*, Band 4/2, Carl Hanser Verlag, München-Wien, 1987.
- [62] Thermo-Calc Software, www.thermocalc.com, abgerufen am 15. November 2009.
- [63] Fragner, W. und H. Kaufmann, Legierungsgerechte Auswahl von Gießparametern, *Druckgusspraxis* 1 (2005), 29-33.
- [64] Marek, R. und K. Nitsche, *Praxis der Wärmeübertragung*, Carl Hanser Verlag, München, 2007.
- [65] Incropera, F. P. (ed.), *Fundamentals of heat and mass transfer*, 6. Edition, WILEY-VCH Verlag, Weinheim, 2007.
- [66] Herwig, H. und A. Moschallski, *Wärmeübertragung*, Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2006.
- [67] Baehr, H. D. und K. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung*, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 2004.
- [68] Smith, G. D., *Numerische Lösung von partiellen Differentialgleichungen*, Vieweg & Sohn Verlag, Braunschweig, 1970.
- [69] Marsal, D., *Finite Differenzen und Elemente*, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 1989.
- [70] ThyssenKrupp VDM GmbH, Nicrofer 6025 HT – Alloy 602CA, http://thyssenkruppvdm.de/_pdf/Nicrofer6025H_HT_d.zip, abgerufen am 30. März 2009.
- [71] Mills, C. K., *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*, Woodhead Publ., Camebridge, 2002.
- [72] Figala, G., *Konstruktion, Bau und Inbetriebnahme einer kombinierten Torsions- und Reibschweißanlage*, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [73] Bayerisches Online-Materialinformationssystem, www.werkstoffe.de, abgerufen am 5. April 2009.
- [74] Ennis, P. J. and A. Czyrska-Filemonowicz, Recent advances in creep-resistant steels for power plant applications, *Sadhana* 28 (2003), 3-4, 709-730.
- [75] Wessel, J. K., *The Handbook of Advanced Materials*, Wiley-Interscience, 2004.
- [76] Meyer, A., *Friction Hydro Pillar Processing-Bonding Mechanism and Properties*, Dissertation, Geesthacht, 2003.

12. Anhang

12.1. Detaillierte Betrachtung und Vergleich der Herstellmethoden für Schichtverbundwerkstoffe

Tabelle 12-1: Verfahrensübersicht zur Herstellung von Schichtverbundwerkstoffen

Verfahrensgruppe	Verfahren	Wirkmechanismen	Hauptinflussgrößen
Plattierungen	Kaltwalzplattieren	Zertrümmern feiner Oberflächenebenen, Einebnung und Vergrößerung der Kontaktflächen, Adhäsion, mechanische Verklammerung, Oberflächen- und Volumendiffusion	Deformation an der Grenzfläche, Zustand der Grenzflächen vor der Umformung, lokaler Druck im Bereich der Grenzflächen
	Warmwalzplattieren		Detonationsgeschwindigkeit, Kollisionsgeschwindigkeit, Kollisionswinkel
	Sprengplattieren	Verbindung der Metalle durch Detonationsdruck, verformungsinduziertes Schmelzen	Mischungsverhältnis der eingesetzten Gassorten, Reaktionstemperatur
Beschichtungen	CVD	Gasphasenabscheidung durch Kondensation von Gasphasenbestandteilen	Verdampfungsrate, Prozesstemperatur, Bias-Spannung, Vakuumdruck, Teilchenenergie
	PVD	Mobilisierung (Verdampfung) eines festen Beschichtungsmaterials und Abscheidung auf dem Substrat im Vakuum	Grenzflächentemperatur, Eigenschaften von Substrat und Spritzwerkstoff, Wärmeleitfähigkeiten, Wärmeinhalt der Spritzteilchen
	Thermisches Spritzen	mechanische Verklammerung, Diffusionsprozesse, chemische und physikalische Adsorption	Streckenenergie, Aufmischungsgrad, Zusatzwerkstoff
Schweißen	Schmelzschweißen	Erwärmen der Grundwerkstoffe über Liquidustemperatur, Legierungsbildung durch Aufmischung der Grundwerkstoffe sowie des evtl. vorhandenen Zusatzwerkstoffes	Reibzeit, Reibkraft, Fügezeit, Fügekraft, Drehzahl, Oberflächenbeschaffenheit
	Reibschweißen	lokale elastische und plastische Verformung, partielles Aufschmelzen, radialer Temperaturausgleich, axiale Kraftwirkung, Adhäsion mit nachfolgender Diffusionsschweißung	Schweißzeit, Oberflächenbeschaffenheit, Schweißtemperatur
	Diffusionsschweißen	geringe plastische Verformung der Stoßflächen, Oberflächendiffusion von Atomen	thermophysikalische Eigenschaften, Vorwärmtemperatur, Gießtemperatur, Oberflächenzustand, hydrodynamische Bedingungen, geometrische Verhältnisse
Verbundgießen		Flächenhafte Berührung der Phasen in Atomnähe (Benetzung), Diffusionswechselwirkungen Fest-/Flüssigphase, Aufschmelz-, Kristallisations- und Erstarrungsvorgänge, Lösungs-/Ausscheidungs Vorgänge, polymorphe Umwandlungen	

12.2. Ergänzende ThermoCalc Ergebnisse

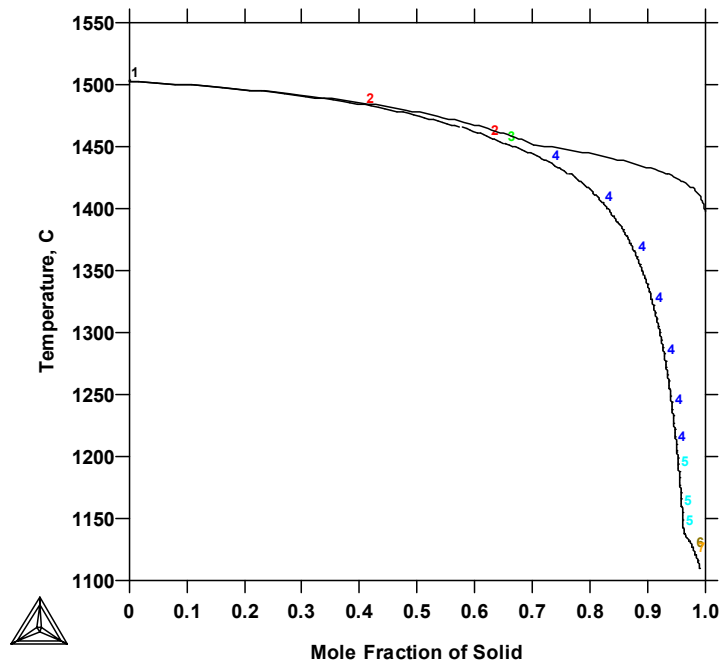


Abbildung 12-1: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl 34CrAlMo5 (1.8507)

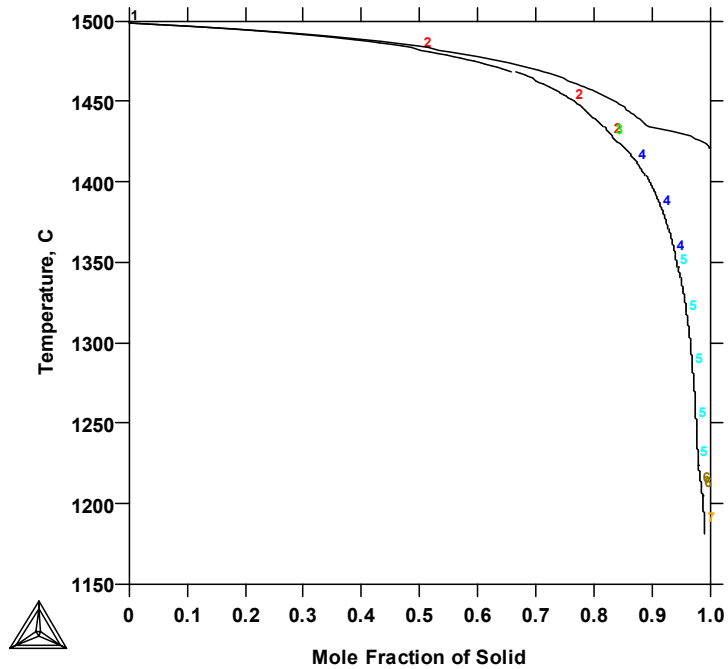


Abbildung 12-2: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X10CrMoVNb9-1 (1.4903)

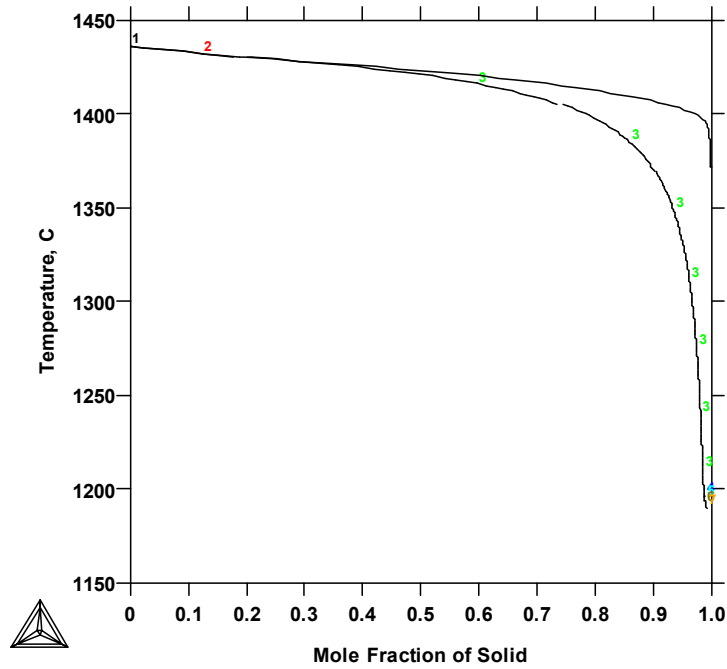


Abbildung 12-3: ThermoCalc Ergebnis für den Stahl X5CrNiMo17-12-2 (1.4401)

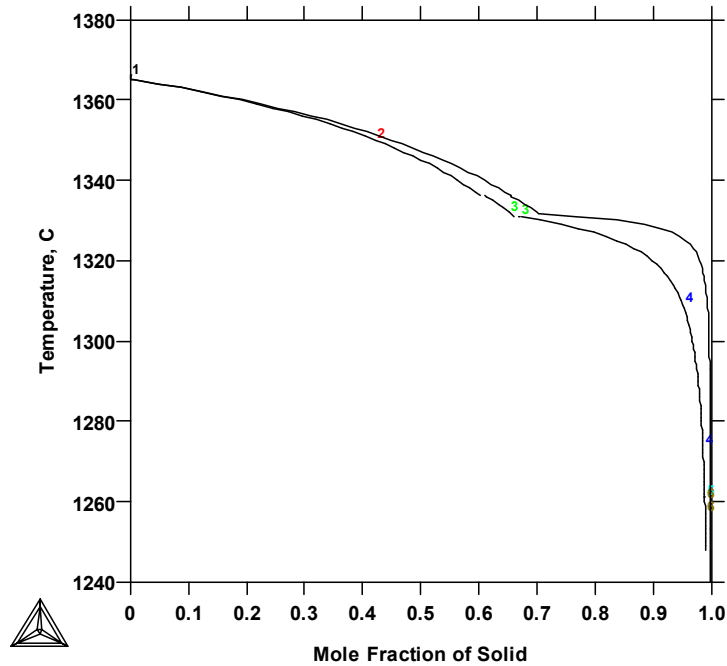


Abbildung 12-4: ThermoCalc Ergebnis für die Nickelbasis-Legierung Alloy 602CA (2.4633)

12.3. Ergänzende Ergebnisse zum Reibschweißen

Makroskopische Betrachtung der Ergebnisse aus der ersten Versuchserie



Abbildung 12-5: Makroskopische Gegenüberstellung der Reibschweißergebnisse für die Materialpaarungen X10CrMoVNb9-1, X5CrNiMo17-12-2, 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1

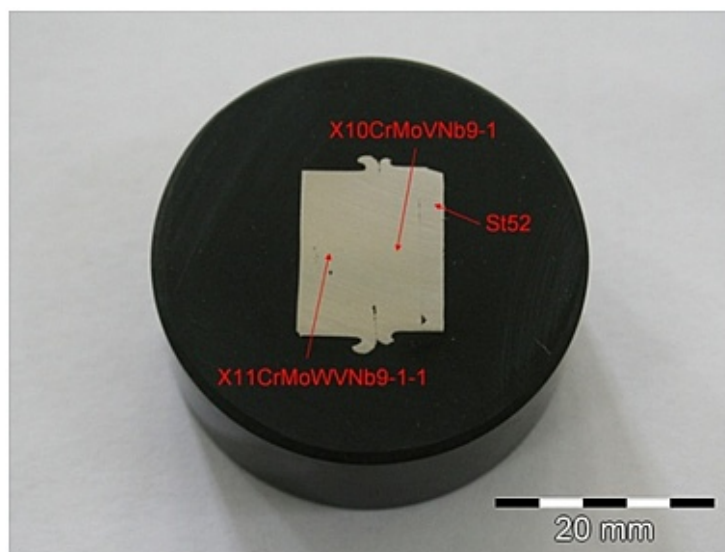


Abbildung 12-6: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

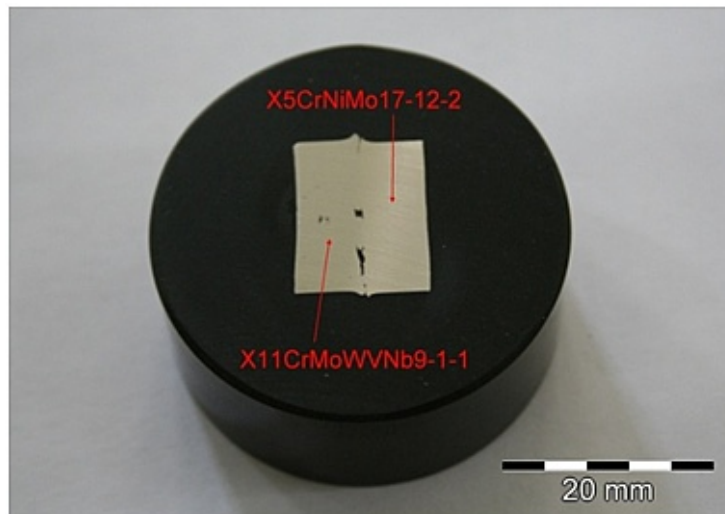


Abbildung 12-7: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

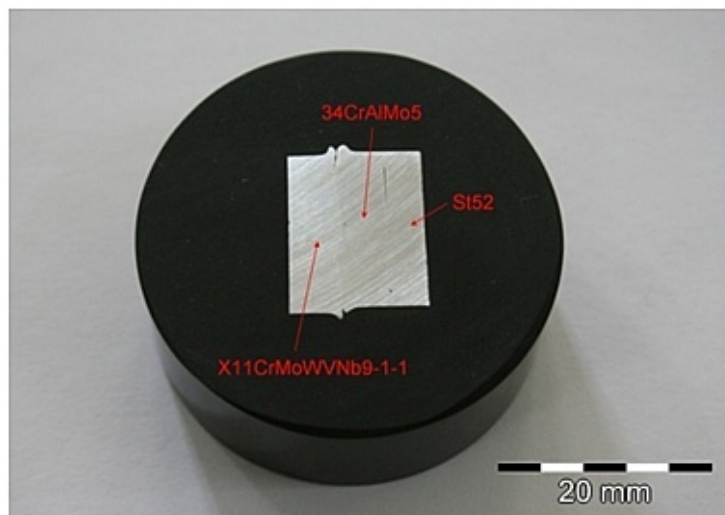


Abbildung 12-8: Makroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

Lichtmikroskopische Betrachtung der Ergebnisse aus der ersten Versuchserie

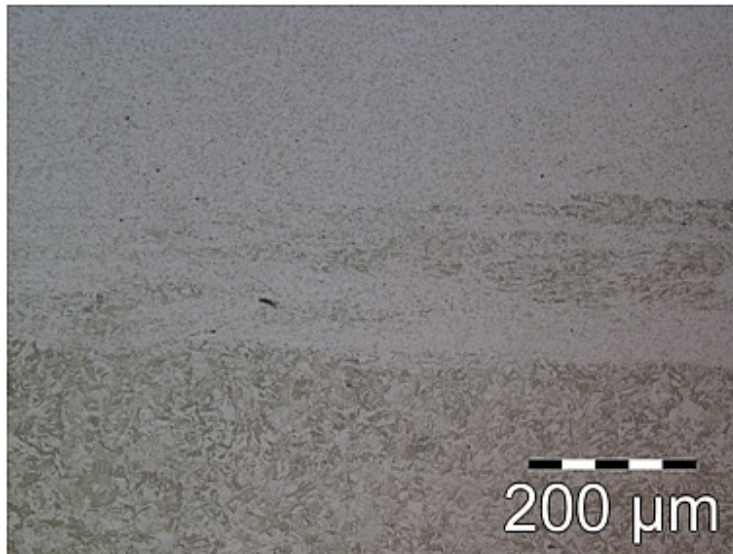


Abbildung 12-9: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

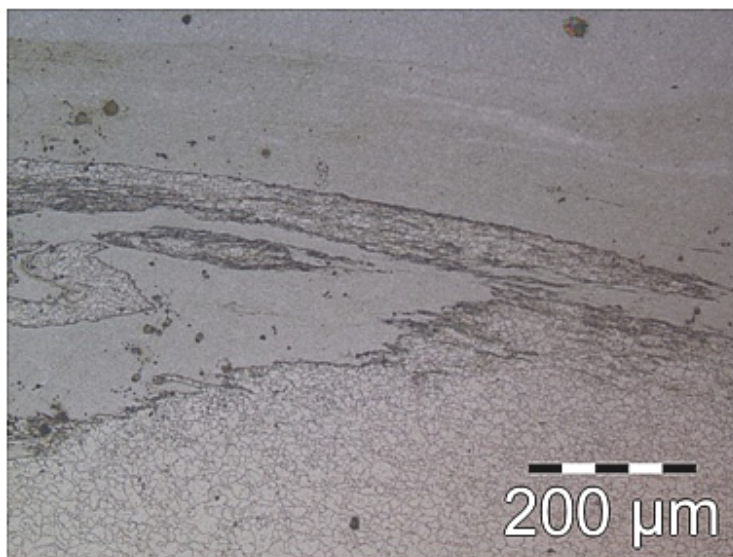


Abbildung 12-10: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

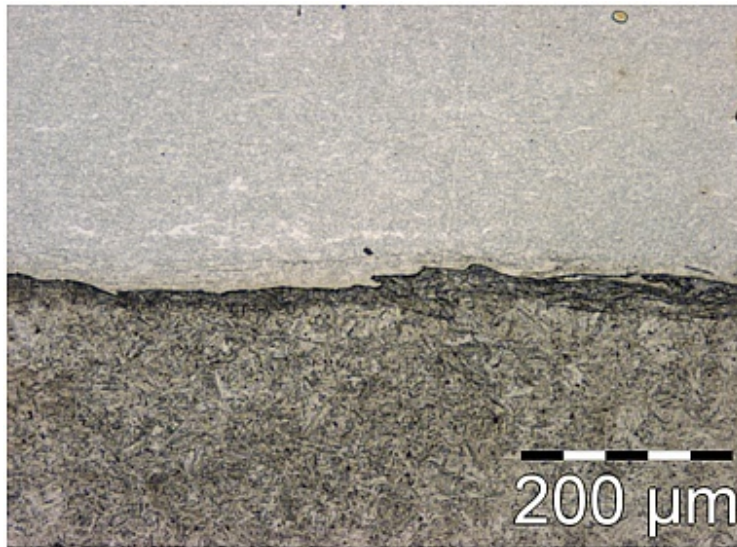


Abbildung 12-11: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung 34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (1. Serie)

Lichtmikroskopische Betrachtung der Ergebnisse aus der zweiten Versuchserie

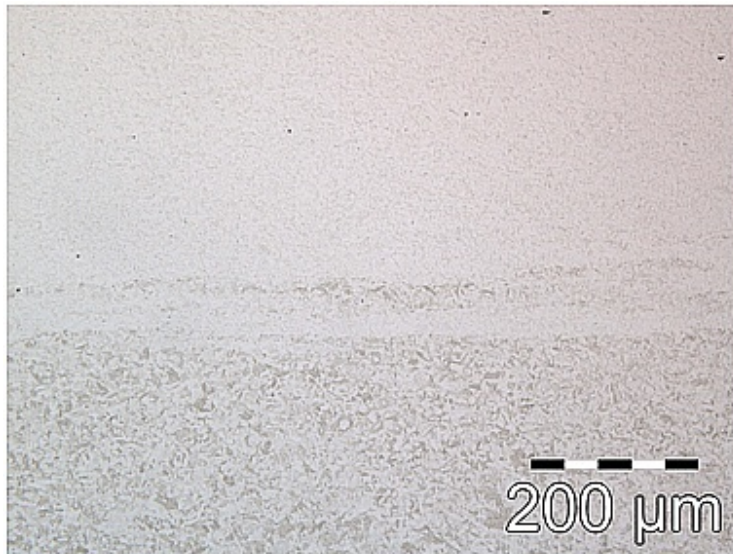


Abbildung 12-12: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X10CrMoVNb9-1/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)

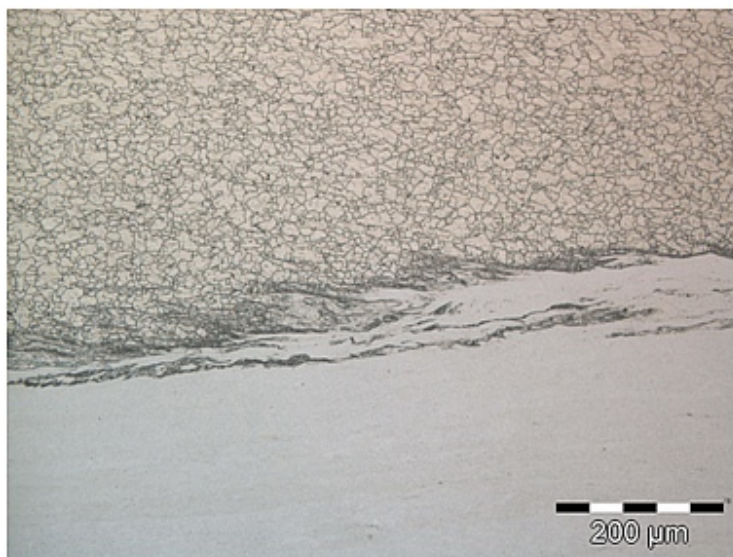


Abbildung 12-13: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung X5CrNiMo17-12-2/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)

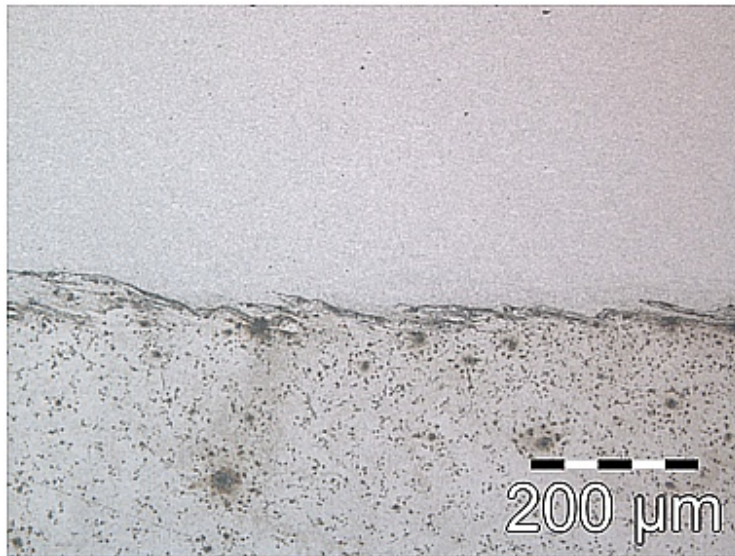


Abbildung 12-14: Lichtmikroskopische Betrachtung der reibgeschweißten Materialpaarung
34CrAlMo5/X11CrMoWVNb9-1-1 (2. Serie)