

**Hohl- und Verbundguss von Druckgussbauteilen – Numerische
Auslegungsmethoden und experimentelle Verifikation**

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der Universität Stuttgart
zur Erlangung der Würde eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
genehmigte Abhandlung

Vorgelegt von
M.Sc. Paul Fickel
aus Tschebendowka

Hauptberichter: Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Tag der mündlichen Prüfung: 27.01.2017

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF)
der Universität Stuttgart

2017

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	V
Kurzfassung	X
Abstract.....	XI
1 Einleitung.....	1
2 Stand der Technik bei Hinterschnitten im Druckguss.....	4
2.1 Prozesstechnische Ansätze.....	5
2.1.1 Schiebertechnologie.....	5
2.1.2 Gasinjektion.....	6
2.2 Einleger mit dauerhaftem Verbleib.....	6
2.2.1 Metallschäume.....	7
2.2.2 Stahl- und Leichtmetalleinleger.....	7
2.2.3 Combicore Einlegerohre.....	15
2.3 Verlorene Kerntechnologie.....	15
2.3.1 Aktuelle Ansätze für verlorene Kerne im Druckgussprozess.....	15
2.3.2 Salzkern zur Herstellung von Hinterschnitten im Druckguss.....	18
2.4 Numerische Abbildung von Einlegern im Druckgussprozess.....	25
2.4.1 Darstellung von Kernbelastungen im Druckgussprozess.....	27
2.4.2 Simulationsmodelle für Einleger mit dauerhaftem Verbleib.....	28
3 Motivation und Zielstellung	30
4 Experimentelle und numerische Methoden	34
4.1 Experimentelle und numerische Betrachtung des Salzkernherstellprozesses..	34
4.1.1 Probekörper, Werkzeugkonzepte und Versuchsumfeld.....	35
4.1.2 Mechanische und metallographische Werkstoffcharakterisierung.....	37
4.1.3 Salzlegierungsvariation und weiterführende Versuchsplanung.....	40
4.1.4 Anpassung des Materialmodells mittels Biegestab- und Spiralkokille	47

4.1.5	Numerisches Model für die Darstellung von Warmrissen	52
4.2	Experimentelle und numerische Betrachtung des Umgussprozesses	55
4.2.1	Werkzeugkonzept und Versuchsdurchführung	55
4.2.2	Darstellung der Einlegerbelastungen während des Druckgussumgusses..	62
4.3	Charakterisierung und numerische Darstellung der St-Al-Verbunde.....	66
4.3.1	Mechanische und metallographische Charakterisierung	66
4.3.2	Simulationsmodell für kraftschlüssige Verbindungen	70
4.3.3	Ansatz zur Darstellung von stoffschlüssigen Verbindungen	77
4.3.4	Triaxialitätsabhängiges Schädigungsmodell	81
4.3.5	Kriechmodell zur Darstellung von Spannungsrelaxationen.....	87
5	Ergebnisse und Diskussion	92
5.1	Experimentelle und numerische Betrachtung von Salzkernen	92
5.1.1	Einfluss der Zusammensetzung und Gießparameter	92
5.1.2	Verhalten bei mechanischer und thermischer Beanspruchung	102
5.1.3	Abbildungsgenauigkeit des Salzmaterialmodells.....	105
5.1.4	Entstehung und numerische Vorhersage von Warmrissen.....	113
5.2	Numerische Vorhersage von Einlegerbelastungen im Umgussprozess	120
5.3	Herstellung und numerische Abbildung von St-Al-Verbunden	128
5.3.1	Experimentelle Charakterisierung der St-Al-Verbunde	128
5.3.2	Numerische Darstellung von kraftschlüssigen St-Al-Verbunden	137
5.3.3	Numerische Darstellung von stoffschlüssigen St-Al-Verbunden	141
6	Anwendungsbeispiele für St-Al-Verbunde und Salzkern.....	152
6.1	St-Al-Verbundguss (Cabriolet)-A-Säule	152
6.2	Salzkern zur Darstellung einer Kurbelgehäuse-Zylinderstegkühlung.....	156
7	Zusammenfassung, Fazit und Ausblick	161
Anhang		XII
Literaturverzeichnis		XLVIII
Danksagung		LIX

Abkürzungsverzeichnis

Kleine Symbole

a_L	[mm]	Risslänge
a	[mm ² s]	Temperaturleitfähigkeit
b	[mm]	Probenbreite
c	[-]	Materialkonstante
c_p	[J K ⁻¹]	Wärmekapazität
c_W	[-]	Luftwiderstandsbeiwert
f	[mm]	Durchbiegung
f_s	[-]	Festanteil der Salzschmelze
h	[mm]	Probenhöhe
h_p	[mm]	Ringprobenhöhe
l	[mm]	Länge
m	[kg]	Masse
m	[-]	Materialkonstante
m_p	[kg]	Probenmasse
m_R	[kg]	Referenzmasse
n	[-]	Materialkonstante
p	[MPa]	Druck
r	[mm]	Radius
r_a	[mm]	Außenradius Stahlrohr
t	[s]	Zeit
t_A	[s]	Ausformzeit
t_n	[MPa]	Versagensspannung in Zugrichtung
t_s	[MPa]	Versagensspannung in Scherrichtung
t_t	[MPa]	Versagensspannung in Torsionsrichtung

\dot{u}^{pl}	[mm]	Plastische Verschiebung
$v_{Anschnitt}$	[mm s ⁻¹]	Anschnittsgeschwindigkeit
v_{Kolben}	[mm s ⁻¹]	Kolbengeschwindigkeit

Große Symbole

A	[mm ²]	Fläche
A	[-]	Materialkonstante
$A_{Anschnitt}$	[mm ²]	Anschnittsfläche
A_K	[mm ²]	Kontaktfläche
D	[-]	Schadensvariable
D _E	[-]	Damage Evolution
$D_{Gießkammer}$	[mm]	Durchmesser Gießkammer
E	[GPa]	E-Modul
F_{ad}	[N]	Ausdruckskraft
F_b	[N]	Bruchkraft
F_z	[N]	Auszugskraft
HTC	[W m ⁻² K ⁻¹]	Heat Transfer Coefficient
K	[-]	Materialkonstante
K_{nn}	[MPa]	Kohäsiver Modul in Zugrichtung
K_{ss}	[MPa]	Kohäsiver Modul in Scherrichtung
K_{tt}	[MPa]	Kohäsiver Modul in Torsionsrichtung
L	[mm]	Charakteristische Länge Element
N	[MPa]	Zugspannung
T	[K]	Thermodynamische Temperatur
T_K	[K]	Kokillentemperatur
T_S	[K]	Schmelztemperatur
ΔT_R	[K]	Temperaturdifferenz Referenzkristall
ΔT_P	[K]	Temperaturdifferenz Probe
V	[mm ³]	Volumen

Kleine griechische Buchstaben

α	[K ⁻¹]	thermischen Ausdehnungskoeffizienten
ϑ	[°C]	Temperatur
δ	[mm]	Verschiebung
δ_{init}	[mm]	Verschiebung bei Versagen
δ_{max}	[mm]	Verschiebung bei kompletter Schädigung
ε	[%]	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	[% s ⁻¹]	Dehnrage
ε_0	[%]	Vordehnung
ε_{nom}	[%]	Nominelle Dehnung
ε_{ln}^{pl}	[%]	Logarithmische Dehnung
$\dot{\varepsilon}^{pl}$	[% s ⁻¹]	Plastische Dehnrage
ε_0^{pl}	[%]	äquivalente plastische Dehnung zu Beginn der Schädigung
ε_f^{pl}	[%]	äquivalente plastische Dehnung am Bruch
η	[-]	Spannungstriaxialität
λ	[W m ⁻¹ K ⁻¹]	Wärmeleitfähigkeit
μ	[-]	Reibkoeffizient
ν	[-]	Querkontraktion
ρ	[kg m ⁻³]	Dichte
σ	[MPa]	Spannung
σ_D	[MPa]	Druckspannung
$\bar{\sigma}_D$	[MPa]	Ungeschädigter Spannungstensor
σ_f	[MPa]	Biegespannung
σ_h	[MPa]	Hydrostatischer Druck
σ_{Haft}	[MPa]	Haftzugspannung
σ_{nom}	[MPa]	Nominelle Spannung
σ_0	[MPa]	Fließgrenze
σ_r	[MPa]	Radialspannung
σ_s	[MPa]	Sättigungsspannung

σ_{Scher}	[MPa]	Scherspannung
σ_{true}	[MPa]	Wahre Spannung
σ_v	[MPa]	Mises Spannung
σ_{y0}	[MPa]	Zugfestigkeit
σ_z	[MPa]	Auszugsspannung
τ	[MPa]	Schubspannung
ω_d	[-]	Zustandsvariable

Große griechische Buchstaben

Υ	[-]	Geometriefaktor
------------	-----	-----------------

Abkürzungen

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
ATL	Abgasturbolader
BR	Baureihe
BV	Bearbeitungsversion
CAD	Computer Aided Design
CFD	Computational Fluid Dynamics
CT	Computertomographie
DoE	Design of Experiments
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FEM	Finite-Element-Methode
FMVSS	Federal Motor Vehicle Safety Standard
FSI	Fluid-Struktur-Interaktion
GMO	General Moving Object
HDWS	Hochdruckwasserstrahlen
HPDC	high pressure die casting
KGH	Kurbelgehäuse
LDS	Lichtdrahtbogenspritzen

LM	Lichtmikroskop
NDG	Niederdruckguss
ÖGI	Österreichisches Gießereinstitut
PKW	Personenkraftwagen
PVC	Polyvinylchlorid
REM	Rasterelektronenmikroskop
SADH	Stahlblech-Aluminiumdruckguss-Hybrid
TSE	Thermal-Stress-Evolution
VOF	Volume of Fluid-Methode
WBH	Wärmebehandlung
SF	Solid Fraction

Kurzfassung

Die Herstellung von Aluminiumstrukturbauteilen mit Hinterschnitten erfordert laut Stand der Technik komplexe Schieber. Bekannte Sandsysteme, Gasinjektionsverfahren, Glaskerne, metallische Ausschmelzkerne oder gepresste Salzkerne sind nur durch Restriktionen des Druckgussprozesses einsetzbar. Somit haben aktuell nur Salzkerne, die aus der flüssigen Phase hergestellt werden, sowie verbleibende metallische Einleger das Potential, im Druckguss verwendet zu werden. Gegossene Salzkerne erreichen hohe Biege- und Druckfestigkeiten und können nach dem Umgussprozess z. B. durch Hochdruckwasserstrahlen rückstandslos entfernt werden. Einleger aus Stahl, die nach dem Umgussprozess im Bauteil verbleiben, stellen eine zusätzliche Verstärkung des Aluminiumbauteils dar. Im Rahmen der Arbeit werden experimentelle Grundlagen zur Herstellung von gegossenen Salzkerne erarbeitet. Aus Voruntersuchungen mit verschiedenen Salzlegierungen im Natriumchlorid-Natriumcarbonat-Phasendiagramm wird eine Zusammensetzung für weiterführende Untersuchungen ausgewählt. Mit Hilfe einer entwickelten Prinzipgeometrie werden die Abhängigkeiten zwischen den Prozessparametern und den resultierenden Festigkeiten sowie der Warmrissanfälligkeit untersucht. Für eine mechanische Charakterisierung werden Biege-, Zug-, und Druckversuche bei Raum- und weiteren Temperaturen durchgeführt. Für die numerische Abbildung des Salzkerneherstellungsprozesses werden Simulationsmethoden erarbeitet und anhand experimenteller Untersuchungen verifiziert. Neben den Salzkerne werden Stahleinleger im Druckguss betrachtet und der Verbund experimentell charakterisiert, wobei kraft-, form- und stoffschlüssige Verbindungen betrachtet werden. Für die Verbesserung der stoffschlüssigen Anbindung werden unterschiedliche Beschichtungen appliziert und bewertet. Die Charakterisierung der Anbindungsqualität erfolgt mittels mechanischer Auszug-, Ausdruck-, Scherzug- und Haftzugprüfungen sowie Licht- und Rastermikroskopie. Darauf aufbauend werden Simulationsmethoden entwickelt, um kraft-, form-, und stoffschlüssige Verbindungen numerisch darzustellen. Die Einlegerbelastung und das Schädigungsverhalten der Salzkerne und Stahleinleger werden in Druckgussumgussversuchen untersucht. Eine Simulationsmethodik für die Vorhersage der Einlegerbelastung wird entwickelt und verifiziert. Beide Technologien werden zudem auf Anwendungsbeispiele übertragen und die Vorgehensweise und die Erkenntnisse aus den Prinzipversuchen angewendet.

Abstract

According to the state of the art the manufacturing processes of aluminum high pressure die casting (HPDC) parts with undercuts is only possible by using complex sliders, integrated in the HPDC-tool. Known systems like sandcores, fluid injection, glass cores, metallic melting cores or pressed salt cores are only usable with restrictions in the HPDC process. Therefore, only salt cores, manufactured from the liquid phase as well as metallic inserts currently have the potential to be used successfully in HPDC. Casted salt cores achieve high levels of bending and compression strength and can be removed residue-free for example with water jet cutting after the aluminum casting process. Steel inserts which remain in the aluminium casting reinforce the part. This work presents some basic research to enable the manufacturing of casted salt cores. In preliminary investigations a salt alloy within a sodiumchloride-sodiumcarbonate phase diagram will be chosen for further investigations. Based on a principle test specimen the dependence of the process parameters and the resulting strength and the hot cracking tendency will be demonstrated. For the mechanical characterization a bending, tensile and compression test will be performed at room temperature and temperatures up to 500 °C. An approach for the numerical simulation of the salt core casting process is presented and verified by experimental results. In addition to salt cores, steel inserts have been investigated and the aluminium-steel compound structure has been characterized. Force-, form-, and chemical bonding have been considered. For a better chemical bonding between the steel insert and aluminium casting different coatings were applied and graded. Mechanical pull-, push-, shear- and adhesive tensile tests as well as light and scanning electron microscope investigations were performed to characterize the connection quality. On this basis, numerical simulation methods were developed. The viability and fracture behaviour of the salt cores and steel inserts during the HPDC process were investigated. Therefore, a numerical method was introduced and verified with experimental results to predict the core viability. Both technologies were transferred on application examples.

1 Einleitung

Die Anforderungen an den Automobilbau, insbesondere an Personenkraftwagen (kurz Pkw) steigen stetig. Nach einer vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie beauftragten Studie [1] strebt die Europäische Union das Ziel an, anthropogene Treibhausgasemissionen bis zum Jahr 2050 im Vergleich zum Niveau des Jahres 1990 um 80 % bis 95 % zu reduzieren. Zentrales Element zur Senkung der Emissionen im Straßenverkehr ist die Regulierung der CO_2 -Emissionen neuer Pkw und leichter Nutzfahrzeuge. Bis zum Jahr 2015 mussten daher die durchschnittlichen CO_2 -Emissionen einer Pkw-Neuwagenflotte auf $130 \text{ g } \frac{CO_2}{km}$ verringert werden. Bis Ende des Jahres 2020 wird ein Wert von $95 \text{ g } \frac{CO_2}{km}$ erreicht werden müssen. Um die CO_2 -Emissionen eines Fahrzeuges zu reduzieren, bestehen drei wesentliche Möglichkeiten. Der erste Ansatz besteht in der Optimierung der Aerodynamik durch die Reduzierung des c_W -Werts, einer dimensionslosen Größe für den Strömungswiderstand eines Körpers. Am Beispiel der Mercedes S-Klasse wurde der c_W -Wert von 0,41 bei der Baureihe 116 (1972-1980) auf 0,23 bei der Baureihe 223 (seit 2013), gesenkt. Ein weiterer Ansatz ist die Effizienzsteigerung des Antriebsstrangs. Beispiele bei Verbrennermotoren sind tribologische Optimierungen am Kolben und die Brennraumverdichtung durch Abgasturbolader (ATL). Alternative Antriebe und Elektromobilität werden in Zukunft einen wesentlichen Anteil zur CO_2 -Reduktion beisteuern. Die dritte Option ist die Reduzierung der Fahrzeugmasse – der Leichtbau. Nach *Henning et al.* [2] ist Leichtbau die Umsetzung einer Entwicklungsstrategie, die darauf ausgerichtet ist, unter vorgegebenen technischen Randbedingungen die geforderte Funktion durch ein System minimaler Masse zu realisieren. Das heißt, die Funktion des Bauteils steht trotz der Gewichtsreduzierung im Vordergrund. Die größte Masse kann im Fahrzeug in der Fahrzeugarchitektur, dem Rohbau und bei massiven Antriebsstrangbauteilen, wie dem Kurbelgehäuse, eingespart werden. Der Leichtbau kann nach *Klein* [3] durch die Differenzial-, Integral-, integrierende, Verbundbauweise sowie Vollwand- und Schalensysteme realisiert werden. Ein weiterer Stellhebel, um die Masse zu reduzieren, ist die Werkstoffauswahl. Die typischen Leichtbauwerkstoffe im Automobilbau sind dabei in Tabelle 1.1 dargestellt. Gerade Aluminiumlegierungen sind nach [3] der wichtigste Konstruktionswerkstoff des metallischen Leichtbaus und laut *Ostermann* [4] das wichtigste Gebrauchsmaterial nach Stahl. Die wesentlichen Vorteile sind die geringe Dichte mit $2,70 \frac{kg}{dm^3}$, an Stähle heranreichende Festigkeitswerte von bis zu 400 MPa, der relativ gute Elastizitätsmodul von 70 GPa und die gute Zähigkeit. Zudem können Aluminiumlegierungen auf unterschiedlichste Weise verarbeitet werden. *Ostermann* [4] führt das Gießen, das Walzen, das Strangpressen, das Schmieden, das

Kaltfließpressen, die Aluminiumblechumformung und die spanende Formgebung von Aluminium als die wichtigsten Verfahren auf.

Tabelle 1.1: Typische Leichtbauwerkstoffe unter Zugbeanspruchung mit gemittelten Spezifikationswerten nach [3]

	$\rho \left[\frac{kg}{dm^3} \right]$	$E [MPa]$	$R_m [MPa]$
Stahl-Legierungen	7,85	210.000	700
Al-Legierungen	2,70	70.000	400
Mg-Legierungen	1,74	45.000	300
Ti-Legierungen	4,50	110.000	1000
CFK-DU (50%)	1,50	120.000	1700

Wie in Abbildung 1.1 dargestellt, wird der Aluminiumwerkstoff bereits intensiv im Fahrzeugrohbau und -antrieb eingesetzt. Der Rohbau des Mercedes SL, Baureihe 231, ist bis auf die Stahl-A-Säule und den Stahl-Dachrahmen komplett aus Aluminium realisiert. Die komplexen Bauteile sind dabei überwiegend mit Hilfe des Gießverfahrens gefertigt. Dabei ist das Druckgussverfahren das wirtschaftlichste Verfahren um komplexe, dreidimensionale, endkonturnahe Bauteile in großen Stückzahlen herzustellen [5]. Das meistbetrachtete Aluminiumdruckgussbauteil im Antrieb ist das Kurbelgehäuse, gezeigt in Abbildung 1.1 b im bearbeiteten Zustand.

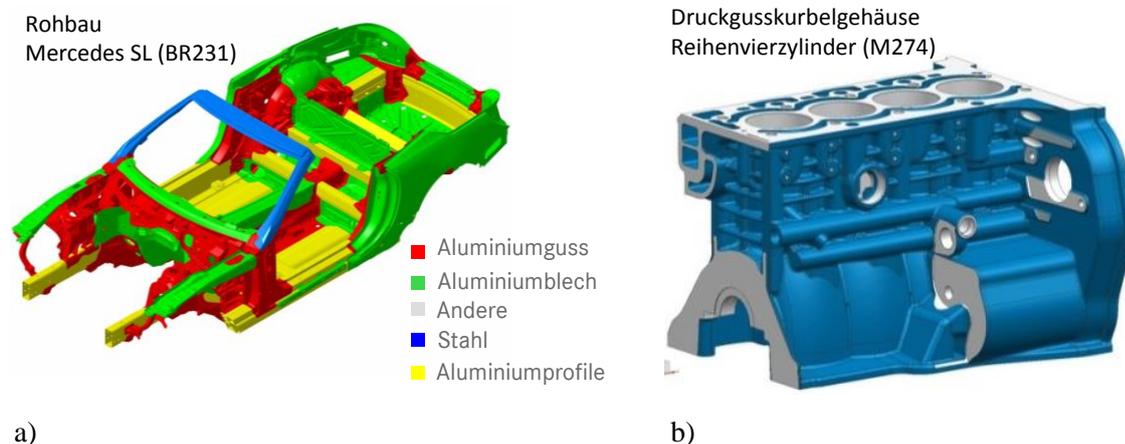


Abbildung 1.1: a) Rohbau des Mercedes SL (BR231) inkl. Angabe der verwendeten Materialien, b) Druckgusskurbelgehäuse am Beispiel eines Reihenvierzylinders M274

Neben diesen Vorteilen, ist der größte Nachteil des Aluminiumdruckgussverfahrens die eingeschränkte Darstellbarkeit von Hinterschnitten und hohlen Strukturen. Bislang können einfache Hinterschnitte teilweise nur mit mechanisch aufwändigen Schiebern, die im Druckgusswerkzeug integriert sind, realisiert werden. Kernsysteme aus dem Sand- und Kokillenguss sind aufgrund der verfahrensspezifischen Geschwindigkeiten

und Drücke nicht einsetzbar. Um Druckgussbauteile weiter zu entwickeln und somit den Leichtbau konsequent voranzutreiben, ist es notwendig, die aktuellen gießtechnischen Prozesse und die dabei verwendeten formgebenden Materialien, wie Kokillen- oder Kernwerkstoffe, weiterzuentwickeln. In der Entwicklung der druckfesten, verlorenen Kerne geht der Trend zu Keramik- oder Salzkernen. Diese zeichnen sich durch ihre hohe Festigkeit und gute Oberfläche aus. Salzkerne ermöglichen es durch ihre Wasserlöslichkeit, im Druckguss Oberflächen geringer Rauheit mit Hinterschnitten zu erzeugen. Bauteile, die bislang im Kokillen- oder Sandguss hergestellt werden, können somit mit dem Druckgussverfahren realisiert und die Funktionsintegration aktueller Druckgussbauteile gesteigert werden. Ein weiterer Ansatz den Druckgussprozess zu optimieren, ist das Eingießen von Metallen, die eine höhere Festigkeit als der Aluminiumguss besitzen. Damit kann neben dem erzeugten Hinterschnitt auch die Performace des Bauteils gesteigert werden.

Im folgenden Kapitel 2 wird der Stand der Technik bei Hinterschnitten im Druckguss aufgezeigt und daraus abgeleitet in Kapitel 3 das Ziel der Dissertation beschrieben.

2 Stand der Technik bei Hinterschnitten im Druckguss

Der Druckgussprozess ermöglicht die Fertigung eines endkonturnahen Bauteils, das im nachgelagerten Arbeitsschritt nur geringer Nachbearbeitung bedarf, innerhalb von Sekunden. Nachteil dieses Prozesses ist die Limitierung der erreichbaren Geometriekomplexität, da im klassischen Druckguss das Bauteil mit Hilfe zweier Formhälften abgebildet wird. Beispielsweise könne hohle innenverrippte Strukturbauteile aktuell nur durch Fügen offener einschaliger Bauteile wirtschaftlich rentabel im Druckguss hergestellt werden. Vorteile von vollständig hohlgegossenen Bauteilen gegenüber gefügten sind die höheren Festigkeiten aufgrund der geschlossenen und durchgängigen Rippenstrukturen, die Gewichtsreduktion durch den entfallenden Fügeflansch und die Ausführbarkeit lastgerechterer Konstruktionen. Medienführende Kanäle in Gehäusen wie z. B. Kurbelgehäusen werden aktuell durch aufwändige Bohrungen und eine anschließende Abdichtung der Bohrungsenden realisiert. Dadurch sind medienführende Kanäle, die den für das Bauteil optimalen Strömungsverlauf abbilden nicht immer möglich. Komplexe und dem Lastfall angepasste Kühlkanäle könnten durch Einlegerstrukturen noch belastungsgerechtere Bauteile ermöglichen.

Für die Herstellung des hohlen Strukturbauteils werden neben dem Kern lediglich ein Druckgusswerkzeug und eine Druckgussmaschine benötigt, wodurch Kosten eingespart werden. Kostensenkend wirkt sich auch der Entfall der Fügeoperationen aus. Bezogen auf Gehäusestrukturen entfallen die Bohrungen und Abdichtung als zusätzliche, an den Druckgussprozess angegliederte Prozessschritte.

Zur Herstellung dieser Bauteile werden extrem belastbare, maßhaltige und gleichzeitig lösbare Kerne benötigt, um Hinterschnitte und dünne innenverrippte Konstruktionen abzubilden [6]. Um den Druckguss noch attraktiver zu gestalten und so den Leichtbau konsequent weiter zu entwickeln, gibt es verschiedene Ansätze, die versuchen, komplexe Hinterschnitte und Hohlräume in Druckgussbauteile zu integrieren. Nachfolgend wird diesbezüglich der aktuelle Stand in Industrie und Forschung aufgezeigt. Die Ansätze lassen sich dabei in prozesstechnische Ansätze, Einleger mit dauerhaftem Verbleib und verlorene Kerne unterteilen.

Obwohl Gießprozesse ein zentrales Thema der vorliegenden Arbeit darstellen, wird an dieser Stelle bewusst auf die Darstellung der Grundlagen für Urformverfahren,

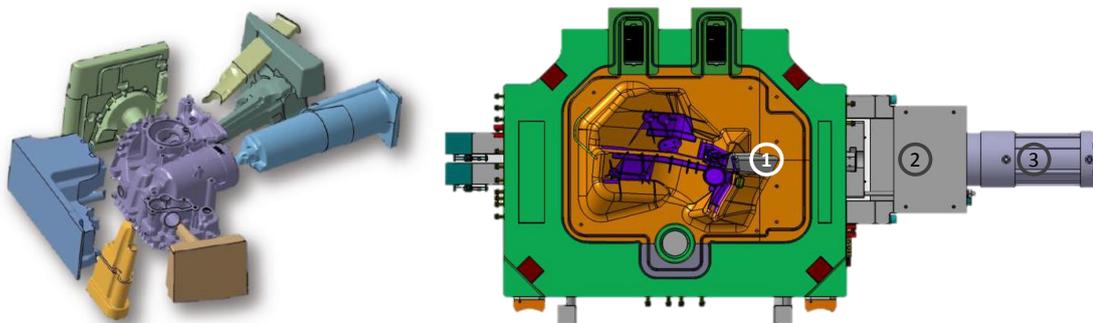
insbesondere den Druckgussprozess, verzichtet. Dazu wird auf die Literatur [2], [7], [4], [5] und [8] verwiesen. Beschrieben werden darin die Grundlagen der Urformverfahren Schwerkraftsand- und Kokillenguss, Kokillen- und Sandniederdruckguss sowie den Druckgussprozess.

2.1 Prozesstechnische Ansätze

Mit Hilfe eines modifizierten Druckgussprozesses lassen sich Hinterschnitte erzeugen. Dabei muss kein Einleger in Form eines Kerns in das Bauteil eingebracht und nach dem Prozess entfernt werden.

2.1.1 Schiebertechnologie

Die am weitesten verbreitete Methode zur Erzeugung von Hinterschnitten im Druckguss ist die Schiebertechnologie. Der Hinterschnitt wird bei dieser Variante mittels geometrieabbildender Elemente, die mechanisch oder hydraulisch angetrieben werden und im Werkzeug integriert sind, erzeugt. Dadurch lassen sich jedoch nur einfache Hinterschnitte realisieren, weil die Schieber Entformungsrichtungen und -schrägen benötigen. Abbildung 2.1 a zeigt ein Fluidmanagementmodul, das sieben konturgebende Schieber benötigt, um alle für die Funktionalität notwendigen Hinterschnitte darzustellen [9]. Die hohe Anzahl der Schieber erhöht deutlich die Kosten des Druckgusswerkzeuges und macht den Prozess störanfälliger [7].



a)

b)

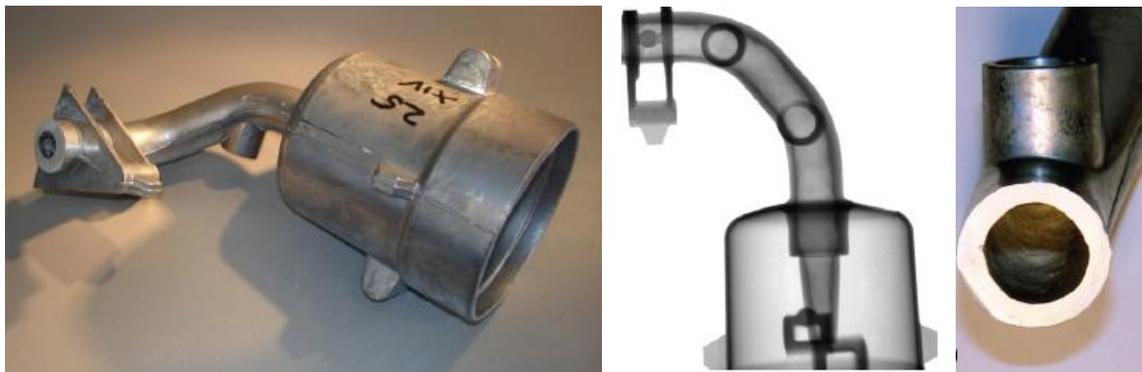
Abbildung 2.1: a) Fluidmanagementmodul mit sieben Schiebern [9], b) Druckgusswerkzeug mit komplexem Schieber (1), Schieberkulisse (2) und Hydraulikaggregat (3) [10][11]

Da die Einsatzpartien oftmals klein und filigran sind, ist die Kühlung dieser Bereiche erschwert, wodurch die thermische Belastung steigt. Dies führt zu erhöhtem Verschleiß und entsprechendem Wartungsaufwand, was wiederum die Verfügbarkeit des Werkzeuges bzw. der Druckgussmaschine verringert. Die schlechtere Wärmeabfuhr beeinflusst das Gefüge in diesem Bereich negativ und führt ggf. zu erhöhter Erstarrungsporosität. Zudem wird die Taktzeit des Gießprozesses durch den Einsatz von Schiebern erhöht, da die Schieber nicht simultan zum Öffnen der Form herausgefahren werden können. Ein weiterer Nachteil von Schiebern ist, wie in Abbildung 2.1 verdeutlicht, dass für die Realisierung des kleinen Hinterschnittes in einer

Gehängeaufnahme ein großes Hydraulikaggregat notwendig ist und zusätzlich der Formrahmen größer dimensioniert sein muss [11].

2.1.2 Gasinjektion

Ein weiterer prozesstechnischer Ansatz zur Erzeugung von Hinterschnitten und Hohlräumen im Druckguss beschreiben *Böhnlein* [9] und *Kallien* [12], indem sie ein bereits im Kunststoffspritzguss eingesetztes Verfahren auf den Druckgussprozess übertragen – das Gasinjektionsverfahren. Hierbei wird die Kavität zuerst vollständig gefüllt, anschließend die gewünschte Wandstärke durch eine zuvor gewählte Wartezeit eingestellt und die restliche noch flüssige Schmelze durch Einblasen eines Mediums entfernt. So können, wie in Abbildung 2.2 am Beispiel eines Ölfiltergehäuses dargestellt, Hohlräume realisiert werden. Als Medium wird in diesem Beispiel Stickstoff verwendet. Durch eine Injektionssteuerung, die mit der Druckgussmaschine verbunden ist, wird der gewünschte Gasdruck eingestellt, der die noch flüssige Schmelze in eine eigens dafür vorgesehene Überlaufkavität verdrängt.



a) b) c)
Abbildung 2.2: Ölfiltergehäuse mit dreidimensional verlaufenden medienführenden Kanälen [9] a) Gussbauteil, b) Röntgenaufnahme des Gussbauteils, c) Schnitt der Hohlgeometrie

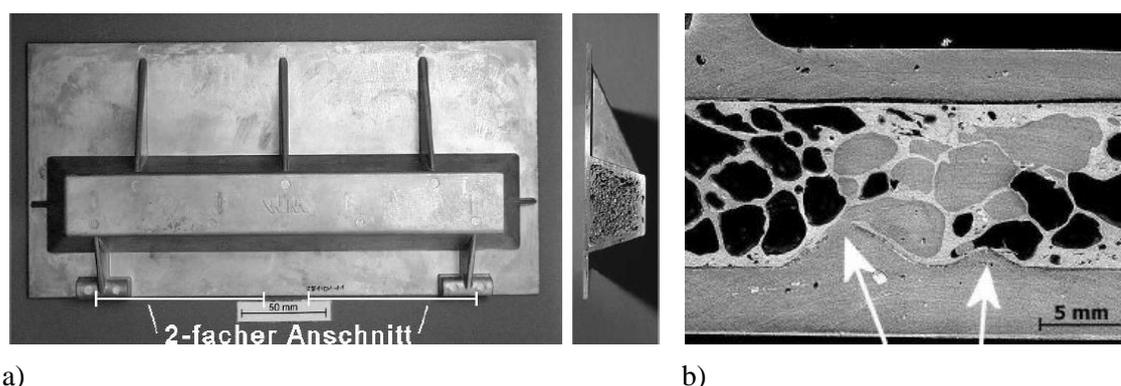
Dieses Verfahren eignet sich besonders zur Herstellung von einfachen medienführenden Kanälen. Wie in Abbildung 2.2 c jedoch erkennbar, ist die Herstellung einer gleichmäßigen Wandstärke sehr schwierig, da es im Prozess zu Verwirbelungen des Gases kommt. Zudem ist die Herstellung von komplexen Geometrien, wie z. B. Rippen, mit diesem Verfahren nicht möglich.

2.2 Einleger mit dauerhaftem Verbleib

Neben der prozesstechnischen Erzeugung von Hinterschnitten und Hohlräumen im Druckguss sind Einleger mit dauerhaftem Verbleib eine bereits genutzte Alternative. Unterschieden wird zwischen Einlegern, die die Funktion des Bauteils unterstützen, und Einlegern die zur Erzeugung eines Hohlraumes oder Hinterschnittes eingebracht werden.

2.2.1 Metallschäume

Ein Beispiel für Einleger mit dauerhaftem Verbleib, die allein den Hohlraum oder Hinterschnitt erzeugen sind Schäume, insbesondere Metallschäume. Der Schaumkern hat eine Außenhaut, die ihn vor der Infiltration durch die flüssige Aluminiumschmelze schützen soll und im Inneren eine herstellungsbedingte und zufällig verteilte Porosität. Somit können die Massen der Schaumkerne trotz hoher Volumina gering ausgeführt werden, was Voraussetzung für die Verwendung ist, da der Kern nach dem Umguss im Bauteil verbleibt. Bei dem von *Heinrich* [13] beschriebenen Verfahren wird im ersten Schritt ein Aluminiumschaumkern aus einer AlSi- oder AlMg-Legierung mittels pulvermetallurgischem Backofenverfahren hergestellt. Im Anschluss wird der Schaumkern mit einer AlSi9Cu3-Aluminiumlegierung umgossen, wodurch die Herstellung eines Demonstrators, dargestellt in Abbildung 2.3, möglich ist. Der Schaumkern ist nicht dafür konzipiert, Lasten zu übertragen, weshalb die Anbindungsqualität nebensächlich ist. Durch diese Technologie können theoretisch auch komplexe Geometrien wie Rippen hergestellt werden. Die Schaumkerne besitzen zwar eine kompakte Außenhaut, jedoch ist diese oftmals nicht ausreichend druckstabil, wodurch, wie Abbildung 2.3 b zeigt, die Schaumstruktur komprimiert und infiltriert wird.



a) **Abbildung 2.3:** Demonstratorbauteil mit umgossenem Schaumkern [13], a) Demonstrator in der Ansicht von oben und im Schnitt, b) Ausschnitt aus umgossener Schaumplatte

Eine Weiterentwicklung zu dem pulvermetallurgisch erzeugten Metallkern ist das Integralschaumgießen nach *Hirschmann* [14], bei dem eine kompaktere Außenhaut und eine definierte, gleichmäßig verteilte Porosität im Kerninneren realisierbar sind. Medienführende Kanäle und hohle Strukturen sind nach aktuellem Stand mit diesem Verfahren noch nicht möglich.

2.2.2 Stahl- und Leichtmetalleinleger

Verfahren mit Einlegern, die dauerhaft im Bauteil verbleiben und die Funktion des Bauteils unterstützen, werden auch als Verbundguss bezeichnet. So kann neben dem eigentlichen Hinterschnitt oder Hohlraum eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch einen höherwertigen Einleger erreicht werden. *Kerber* [15] unterteilt den Verbundguss in verschiedene Verfahrenskonzepte. Beim simultanen

Verbundguss werden zwei oder mehr Schmelzen in die Kavität eingeleitet, wobei eine unkontrollierte Vermischung mit Hilfe von Phasentrennblechen vermieden werden muss. Aufeinanderfolgender Verbundguss beschreibt ein Verfahren, bei dem zuerst ein Gusswerkstoff in die Kavität gefüllt wird und abkühlt. Sobald dieser erste Werkstoff den teilflüssigen Zustand erreicht hat, wird ein zweiter Werkstoff eingeleitet. Die dritte Variante ist der An-, Ein- und Umguss von Einlegeteilen. Es können ein oder mehrere Einlegeteile in der Kavität platziert werden und mit zumeist einem Gusswerkstoff an-, ein-, oder umgossen werden. Die Funktionalität des Bauteils wird dabei maßgeblich von der Anbindung bzw. dem Verbund zwischen Einleger und Umgussmaterial beeinflusst. Dieser kann kraft-, form-, oder stoffschlüssig ausgeführt werden. Nachfolgend werden zuerst die zuvor genannten Verbindungsmechanismen beschrieben und im Anschluss Beispiele für Stahl-Aluminium- und Leichtmetall-Verbindungen vorgestellt

Verbindungsmechanismen

Kraftschluss: Umschließt der Umguss den Einleger in mindestens zwei Koordinatenachsen, entsteht eine kraftschlüssige Verbindung. Diese ist abhängig vom Temperaturgradienten und dem Wärmeausdehnungskoeffizienten der Verbundgusspartner. Die Verbindung entsteht während der Festkörperabkühlung zwischen Solidus- und Raumtemperatur, da die Gusslegierung durch den Einleger an der Festkörperkontraktion gehindert wird. Eine detailreichere Darstellung der Randbedingungen für kraftschlüssige Verbindungen ist in *Cespedes-Gonzales* [16] zu finden und wird an dieser Stelle nicht vertiefend betrachtet.

Formschluss: Als Formschluss wird eine mechanische Verbindung bezeichnet, die ein Ineinandergreifen von mindestens zwei Körpern beinhaltet. Der Formschluss ist unabhängig von der Materialpaarung und wird maßgeblich durch die geometrische Gestaltung des Einlegers definiert. Beispiele dafür sind Durchbrüche und profilierte Oberflächen im Einleger. Es muss ausschließlich sichergestellt werden, dass im Gießprozess das umgießende Material die im Einleger für den Formschluss vorgesehenen Stellen umschließt. Somit kann ein starker Verbund hergestellt werden, der eine Vielzahl von Gestaltungsmöglichkeiten bietet und auf die Anforderungen der Verbindung angepasst werden kann. Für eine tiefergehende Betrachtung wird an dieser Stelle auf einschlägige Literatur wie [2] und [3] verwiesen.

Stoffschluss: Die stoffschlüssige Verbindung ist ein atomarer Verbund zwischen zwei metallischen Werkstoffen, der durch Diffusion beziehungsweise durch Aufschmelz-, Kristallisations- und Erstarrungsvorgänge während des Umgussprozesses oder einer nachgelagerten Wärmebehandlung entsteht. Dabei bildet sich zwischen dem Einleger und dem Umguss eine intermetallische Verbindung, eine intermetallische Phase, eine

festen Lösung oder eine neue Legierung. Die Grundvoraussetzungen und Diffusionsmechanismen für stoffschlüssige Verbindungen schildern *Cespedes-Gonzales* [16], *Oberschelp* [17] und *Bin* [18]. Der Stoffschluss kann mit kraft- und formschlüssigen Verbindungen kombiniert werden. Im Vergleich zu Kraft- und Formschluss ist die Realisierung einer stoffschlüssigen Verbindung ungemein schwieriger, da ölhaltige Rückstände und Oxidanhäufungen auf dem Einleger im Vorfeld entfernt werden müssen. Ist es nicht möglich, zwischen Einleger und Umgussmaterial eine stoffschlüssige Verbindung herzustellen, weil z. B. die Oxidschicht des Einlegers eine intermetallische Phase nicht zulässt, muss der Einleger beschichtet werden.

Stahl-Aluminium-Verbindungen

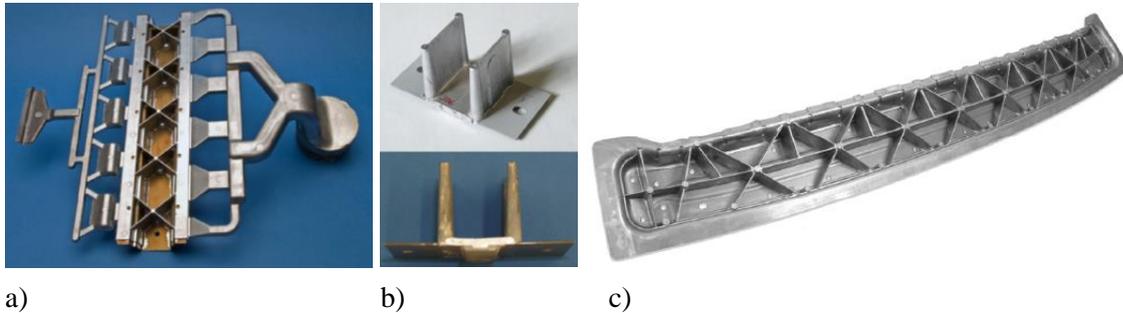
Aufgrund der hohen Attraktivität für den Automobilbau, stellen Stahlaluminiumverbundgussverbindungen den Schwerpunkt aktueller Forschungsergebnisse dar. *Bührig-Polaczek et al.* [19] und *Nowack et al.* [20] beschreiben im Rahmen des Forschungsprojekts Variostruct® einen Stahlblech-Aluminium-Hybrid-Demonstrator, angelehnt an ein PKW-Karosseriebauteil. Abbildung 2.4 a zeigt die Demonstratorgeometrie inkl. Anschnitt und Überlauf, Abbildung 2.4 c den Übertrag auf einen Dachquerträger. Beide sind im Kaltammerdruckgussverfahren hergestellt.

Eine formschlüssige Verbindung kann mittels Durchbrüchen im Stahlblech und eine kraftschlüssige Verbindung durch das Umgießen realisiert werden. Weitergehend beschreiben die Autoren zur Realisierung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen Stahlblech und Aluminiumguss verschiedene Beschichtungen wie Zink, Aluminium, Eisen, organische Beschichtungen und Kombinationen aus diesen. Versuchsergebnisse der Beschichtungseinflüsse auf die Anbindungsqualität werden nicht dargestellt. Die Hybridbauteile werden außerdem einem Korrosionstest unterzogen, wobei eine nicht näher spezifizierte korrosionsschützende Beschichtung zielführend eingesetzt wird, da die Bauteile sonst einen verstärkten korrosiven Angriff aufweisen. [19]

Können keine durchgängigen Stoffschlussverbindungen hergestellt werden, besteht eine erhöhte Korrosionsgefahr durch den entstehenden Spalt. *Nowack et al.* [20] wenden das Al-Fin-Verfahren an, um einen durchgängigen Stoffschluss zu erreichen. Dazu wird der Blecheinleger in ein Schmelzbad getaucht und innerhalb des Bades bewegt. Mit dem vorgestellten Al-Fin-Verfahren kann laut den Autoren ein nahezu vollständiger Stoffschluss erzielt werden. [20]

Weitere Untersuchungen am Variostruct-Demonstrator führten *Pasligh* [21], *Oberschelp* [17] und *Lao* [18] durch. *Pasligh* betrachtet in seiner Arbeit form- und

kraftschlüssige Verbindungen und untersucht experimentell an einer abgeleiteten, vereinfachten Formschlussprobe (Abbildung 2.4 b) die Interaktion zwischen Stahlblecheinleger und Aluminiumguss während und nach dem Umgussprozess. Zudem werden erste numerische Modelle für die Auslegung von Stahl-Aluminium-Verbundgussbauteilen vorgestellt.



a) b) c)
Abbildung 2.4: Beispiel für eine Verbundgussanwendung a) Variostruct®-Hybrid Stahl-Aluminium mit Anschnitten und Überlauf [17], b) Prinzipgeometrie ausgeführt als Formschlussprobe [17], c) Dachquerträger als SADH (Stahlblech-Aluminiumdruckguss-Hybrid) [17][21]

Oberschelp [17] beschreibt Beispiele für stoffschlüssige Verbindungen zwischen dem kaltaushärtenden Umgusswerkstoff AlSi9Mn und einem mikrolegierten Stahlblech ZStE 420 mit verschiedenen Beschichtungen. Weiterführende Untersuchungen auf Basis des Variostruct® Systems stellt *Lao* [18] vor. Als Versuchskörper werden die oben beschriebene Formschlussprobe und die Demonstratorgeometrie verwendet. In einem eigens entwickelten Tauchverfahren wird der Wärmeeinfluss auf verschiedene Stahl und Aluminiumeinleger untersucht und über Beschichtungen für die Verbesserung der stoffschlüssigen Anbindung berichtet. Die kaltgewalzten Feinblechstähle ZSTE420 und DC04 zeigen nach dem Tauchverfahren nur geringe Änderungen ihrer mechanischen Kennwerte. Dualphasenstähle wie z. B. DP600 sind aufgrund des martensitischen Zerfalls als Einlegerwerkstoff nicht zielführend, da ein Festigkeitsverlust von ca. 20% beobachtet wird. Des Weiteren wird ein Konzept zur Qualitätskontrolle von Metallhybriden vorgestellt. Beschrieben wird eine Prozessabfolge aus Sichtprüfung, Röntgen- oder CT-Prüfung und einer Ultraschallprüfung zur Erkennung von Anbindungsfehlern.

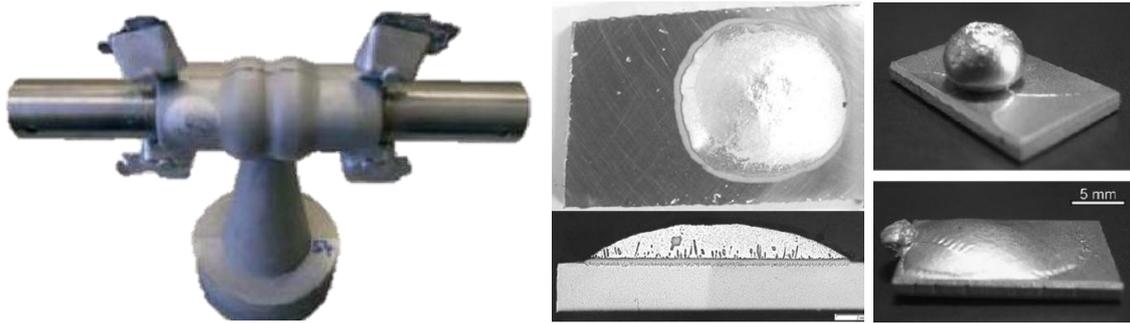
Ein Beispiel für eine Stahl-Aluminium-Verbundgussstruktur für Fahrwerksträgeranwendungen präsentiert *Céspedes-Gonzales* [16]. Dabei wird in einem Versuchswerkzeug ein Profil aus mikrolegiertem Stahlwerkstoff S600MC mit einer Gusslegierung AlSi7Mg0,3 (EN AC-42100) im Niederdruck-Kokillenguss eingegossen. Um den stoffschlüssigen Verbindungsanteil zu erhöhen, werden verschiedene Beschichtungen eingesetzt. Die hergestellten Versuchskörper werden quasistatisch und zyklisch im Zugversuch geprüft. Zudem werden die Grenzschichten metallographisch untersucht, Korrosionsprüfungen und Wärmebehandlungsuntersuchungen durchgeführt.

Der Wärmebehandlungs-einfluss führt zu einer Verschlechterung der Auszugskraft um 41% bei unbeschichteten Einlegern und einer Verbesserung bei beschichteten Einlegern. Eine Beeinträchtigung der Verbindungsfestigkeit bei einer zyklischen Belastung von bis zu $3,5 \cdot 10^6$ Lastwechseln wird nicht beobachtet. Mit Ausnahme der mit AlSi12 vorkonditionierten Probe, zeigen alle Verbundgussproben einen starken korrosiven Angriff. Dies kann jedoch mit einer nachträglich aufgebracht Nahtabdichtung auf PVC-Basis unterbunden werden.

Bitsche [22] stellt, wie in Abbildung 2.5 a beschrieben, einen Stahl-Aluminium-Verbundguss-Demonstrator, hergestellt im Squeeze-Casting-Verfahren, dar. Das Squeeze-Casting-Verfahren unterscheidet sich vom konventionellen Druckguss durch eine vertikale Füllung sowie deutlich langsamere Anschnittgeschwindigkeiten. Dazu wird ein Simulationsmodell für die Berechnung von Stahl-Aluminium-Verbunden mit kraft- und formschlüssiger Verbindung entwickelt. Als Einleger wird eine Hohlwelle aus C45E und als Umgussmaterial die Aluminiumlegierung A356 verwendet. Unter anderem werden numerische Festigkeitsberechnungen für Zug- und Torsionsbelastungen vorgestellt und mit experimentellen Versuchen verifiziert (siehe Abschnitt 2.4.2).

Wasmuth [23] betrachtet in seinen Untersuchungen an einer zylindrischen Prinzipgeometrie, abgeleitet aus einem Aluminiumkolben mit eingegossenem Stahlringträger, eine kraftschlüssige Stahl-Aluminium-Verbindung. Der Fokus der Analyse liegt auf der numerischen und experimentellen Bestimmung von Eigenspannungen beim Verbundgießen (siehe Abschnitt 2.4.2).

Fragner et al. [24][25] und *Zhang et al.* [26] schildern anhand von Benetzungsversuchen, wie die Anbindung eines niedriglegierten Karosserieblechs (DX51) an Al99,98 (siehe Abbildung 2.5 b) und AlSi7 durch einen zweistufigen Prozess mit Reinigen und Beizen verbessert wird. Zudem werden die Verbindungen Aluminium-Aluminium und Aluminium-Magnesium untersucht. Abbildung 2.5 c stellt dar, wie eine intermetallische Phase zwischen Aluminiumsubstrat und flüssigem Aluminium mit Hilfe eines dreistufigen Präparationsprozesses gewährleistet wird. Im Vergleich zu Abbildung 2.5 c oben zeigt Abbildung 2.5 c unten eine deutlich bessere Benetzung. Dazu wird eine AlMg1- Legierung gereinigt, im Anschluss eine Zinkatschicht von $0,5 \mu\text{m}$ aufgebracht und zuletzt auf eine $5 \mu\text{m}$ dicke Schicht galvanisch verzinkt. Eine direkte Benetzung von Aluminium mit Magnesium führt zu porösen intermetallischen Phasen. Eine Verbesserung wird durch manganbeschichtetes Aluminium erreicht. Die Benetzungsversuche mit AlCu7 zeigen eine spröde intermetallische Phase, wohingegen AlZn7 aufgrund der hohen Löslichkeit von Zink vergleichbar mit der Al99,98 Phase ist.



a) **Abbildung 2.5:** Beispiele für einen Verbundgussdemonstrator [22] sowie die Bildung von intermetallischen Phasen im Benetzungs- und Tauchversuch zwischen Stahlblechen und Aluminiumlegierungen: a) Eine kraft- und formschlüssige Stahl-Aluminium Verbindung, hergestellt im Squeezecasting-Verfahren, b) Benetzungsprobe Stahl-Al99,98 [24], c) oben: Al-Al-Verbindung nicht behandelt; unten: Al-Substrat behandelt mit 3-stufigem Prozess [25]

Ein neues Verfahren zur Herstellung von Stahl-Aluminium-Verbunden führen *Pan et al.* [27] ein – das Hochleistungsumschall-Schwerkraftgießen. Dabei werden ein Stahleinleger mit geringem Kohlenstoffgehalt und ein Aluminiueinleger aus der Legierung 6063 mit einem Aluminiumguss aus AC4C (JIS H5202-1982) stoffschlüssig verbunden und die Qualität der Verbindung in Abhängigkeit der Beschallungsdauer während der Erstarrung untersucht. Als Ergebnis beschreiben die Autoren eine Scherzugspannung bei der 6063Al/AC4C-Verbindung von 1 MPa ohne Unterstützung durch Ultraschall und eine Steigerung auf 60 MPa durch Ultraschallunterstützung. Grund für die verbesserte Verbindung ist die Zerstörung der Oxidschicht auf dem Aluminiueinleger durch die Beschallung. Die Stahl/AC4C-Verbindung wird durch das ultraschallunterstützte Gießen von 10 MPa auf 60 MPa gesteigert. Die Autoren begründen den Anstieg durch die Begünstigung der chemischen Reaktion zwischen Stahl und Aluminium während der Ultraschallanwendung.

Eine durch Tauchverfahren hergestellte Stahl-Aluminium-Verbindung stellen *Dezellus et al.* [28] vor. Dabei wird ein Stahlrundprofil mit 5 mm Durchmesser in Aluminiumschmelze (AS-13) getaucht und im Anschluss auf Raumtemperatur abgekühlt. Damit ist die Herstellung einer intermetallischen Zone möglich. Die Ausdruckversuche im Nachgang ergeben Spannungen von 48,5 MPa (3800 N) bis 51,6 MPa (4050 N) im linearen Bereich, wobei die Kräfte im Verlauf der Ausdruckprüfung auf 6720 N bis 7490 N ansteigen. Analog dazu und im gleichen Versuchsaufbau dokumentieren *Dezellus et al.* [29] den Verbund zwischen Titanium und einer AlSi7-Aluminiulegierung.

Zusammenfassung und Bewertung der bereits verwendeten Beschichtungen bei Stahleinlegern

Da eine stoffschlüssige Stahl-Aluminium-Verbindung nur mit Hilfe einer Vorkonditionierung des Einlegers möglich ist, werden alle bisher in der Literatur angewandten Maßnahmen zur Verbesserung der Anbindung zwischen einem Stahleinleger und einer Aluminiumlegierung in Tabelle 0.1 (Anhang) aufgelistet und bewertet. Die Bewertungsskala wird von -- „überhaupt nicht geeignet“ über o „prinzipiell geeignet, jedoch nicht wirtschaftlich“ bis ++ „druckgussgeeignet“ definiert. Falls Angaben vorhanden sind, werden der Einlegerwerkstoff, die Oberflächenbehandlung, die applizierte Schichtdicke, der verwendete Umgusswerkstoff, das Gießverfahren und die resultierende Anbindung dokumentiert. Letzteres wird entweder in Prozent der maximal möglichen stoffschlüssigen Fläche angegeben oder subjektiv bewertet, falls keine quantitative Aussage möglich ist. Ferner wird noch die entstandene intermetallische Phase angegeben.

Die besten Ergebnisse sind laut Literatur beim Druckgussverfahren mit einer feuerverzinkten Beschichtung zu erwarten. Durch die relativ niedrige Liquidustemperatur des Zinks kann die Aluminiumschmelze beim Umguss genügend Energie in die Schicht einbringen, um diese aufzuschmelzen und eine intermetallische Phase zu bilden. Die stoffschlüssige Verbindung ist dabei nicht direkt zwischen dem Stahl und Aluminium zu erwarten, sondern zwischen dem Stahleinleger und dem Zink sowie zwischen dem Zink und der Aluminiumlegierung. Des Weiteren ist eine elektrolytisch aufgebraute Zinkschicht zielführend, wobei diese als eine Konservierungsschicht fungiert und die Oxidschicht unterdrückt. Beim Umgussverfahren wird die dünne Zinkschicht weggespült und das Aluminium kann mit dem oxidfreien Stahleinleger eine stoffschlüssige Verbindung generieren. Alfinieren zeigt zwar die beste Anbindung mit 100 % Stoffschlussanteil, jedoch ist dieses Verfahren nur im Labormaßstab anwendbar, da der Einleger vorab in flüssige Aluminiumschmelze getaucht und im teilflüssigen Zustand in die Druckgussform eingelegt werden muss.

Leichtmetall-Verbindungen (Aluminium-Magnesium, Aluminium-Aluminium)

Ein Beispiel für Al-Al-, Mg-Mg- sowie Al-Mg-Verbindungen schildern *Papis et al.* [30][31][32]. Die Verbindungen werden im Labormaßstab durch Benetzungsversuche analog *Fragner* hergestellt. Für die Beseitigung der Oxidschicht und die Realisierung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen den Verbundpartnern wird eine galvanische Zink- oder Manganbeschichtung verwendet.

Hajjari et al. [33][34] beschreiben Al-Mg-Verbindungen, hergestellt im Schwerkraftgussverfahren. Ein Beispiel für eine Beschichtung wird nicht gegeben. Die Verbindungen werden mit Ausdruckversuchen charakterisiert und erreichen je nach Ausbildung der intermetallischen Phase 20,2 MPa bis 39,9 MPa. Da es sich um eine eingegossene Rundprobe handelt, sind die Werte inkl. dem entstandenen Kraftschluss zu sehen.

Kerber [15] beschreibt verschiedene Beschichtungsverfahren, mit denen eine intermetallische Phase zwischen Einleger und Beschichtungswerkstoff sowie Beschichtungswerkstoff und Gusswerkstoff am Beispiel eines Aluminium-Magnesiumverbundes hergestellt werden kann. Gängige Verfahren sind galvanische Beschichtungsverfahren, Tauchbeschichtungen, Beschichtungen durch thermisches Spritzen und die Schichttransplantation. Als Werkstoffe werden eine AlSi9Cu3- und AZ91-Legierung verwendet, wobei die Werkstoffe jeweils als Einleger und als Umguss- bzw. Angusswerkstoff dienen. Da die direkte intermetallische Phase zwischen Aluminium und Magnesium spröde ist, werden die Einleger vor dem Umguss beschichtet. Als Beschichtung werden AlSi12, Zink, Nickel und Kupfer mittels thermischen Spritzens und als zusätzliche Variante Zink durch Auftragslötten aufgebracht. Stoffschlüssige Verbunde werden beim plasmagespritztem AlSi12 und bei beiden Zinkbeschichtungen realisiert. Die maximal erreichten stoffschlüssigen Verbunde mit einer mittleren Zugfestigkeit von 60 MPa zeigen die AZ91-Ni-AlSi9Cu3 und die AZ91-Zn-AlSi9Cu3-Verbindung. Durchgeführte Wärmebehandlungsuntersuchungen zeigen einen vollständigen Festigkeitsabfall bei stoffschlussbasierenden Verbindungen, wohingegen die formschlussbasierenden Verbindungen kaum an Festigkeit verlieren.

Rübner et al. [35], *Körner et al.* [36] und *Wedler et al.* [37] zeigen Beispiele für Aluminium-Aluminium-Verbindungen, hergestellt im Druckgussverfahren. In allen drei Veröffentlichungen wird eine Zinkbeschichtung für die Erzielung einer stoffschlüssigen Verbindung verwendet. Die geprüften Scherzugfestigkeiten liegen dabei zwischen 40 MPa und 60 MPa.

2.2.3 Combicore Einlegerohre

Für die Erzeugung medienführender Kanäle im Druckguss bietet die Firma Drahtzug Stein die Combicore Technologie an, die einen teils verlorenen, teils im Bauteil verbleibenden Kern darstellt. Nach *Dinger et al.* [38][39] werden die Combicore-Einlegerohre aus Aluminium- oder Stahllegierungen gefertigt und auf den Einsatzzweck und das Umgussmaterial angepasst. So können Probleme, resultierend aus unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen Einleger und Umgussmaterial, vermieden werden.



a) b) c)
Abbildung 2.6: Combicore-Einlegerohre[38]; a) Darstellung verschiedener Einlegerohre zur Realisierung verschiedener Kanalgeometrien, b) Schnitt durch ein umgossenes Combicore-Rohr, c) Teilschnitt eines Combicore-Rohr inkl. eingebetteter Drahtwendel

Zudem wird das Rohr oder Profil, wie in Abbildung 2.6 b veranschaulicht, mit Formstoff, wie z. B. Natriumchlorid gefüllt, um den hohen Drücken im Druckgussprozess entgegenzuwirken. Nach dem Füllprozess wird das Rohr durch eine Matrize gezogen, wodurch sich der Rohrdurchmesser reduziert und der Formstoff verdichtet. Daraufhin kann dieser Schritt wiederholt werden, um den Durchmesser weiter zu verringern oder weitere Umformprozesse wie z. B. Biegen durchzuführen. Durch diesen Prozess lassen sich, wie in Abbildung 2.6 a wiedergegeben, komplexe Profilgeometrien realisieren. Nach dem Umguss wird der Formstoff mit Wasser ausgespült. Durch vorher eingebrachte Drahtwendel, dargestellt in Abbildung 2.6 c, wird das Entfernen des Kerns nach dem Umguss erleichtert und erfolgt somit rein mechanisch. Da die Rohre keine Last übertragen und als medienführende Kanäle gedacht sind, reicht in diesem Fall eine kraft- und formschlüssige Verbindung vollkommen aus.

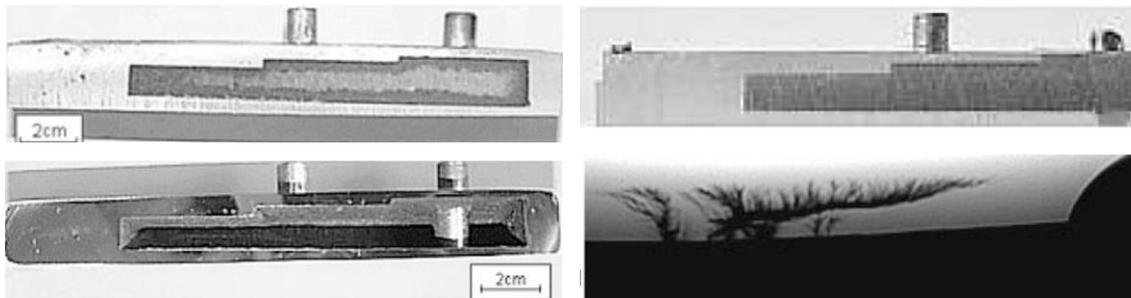
2.3 Verlorene Kerntechnologie

Eine weitere Methode Hinterschnitte und Hohlräume im Druckguss zu realisieren, sind verlorene Kerne. Bereits untersuchte Systeme in der Literatur sind Kernwerkstoffe aus Sand, Keramik, Salz sowie metallische Ausschmelzkerne.

2.3.1 Aktuelle Ansätze für verlorene Kerne im Druckgussprozess

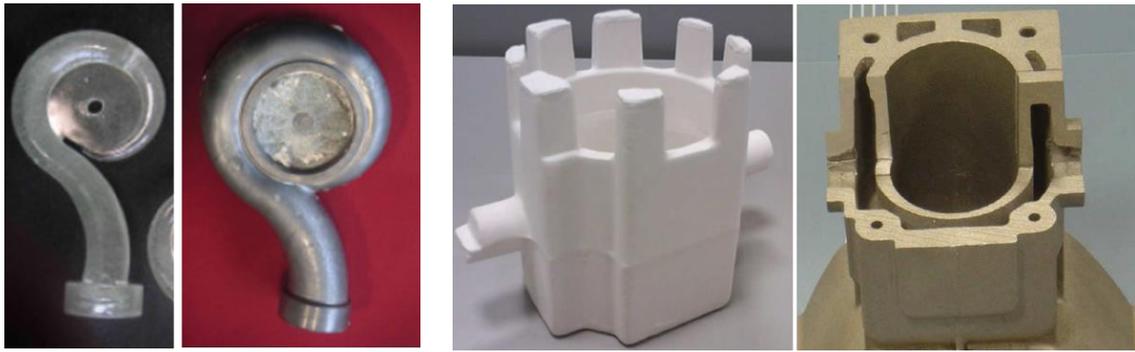
Kugel et al. [6][40] setzten für die Herstellung von Hinterschnitten im Druckguss **Sandkerne**, **Keramikfaserkerne** und **metallische Ausschmelzkerne** ein. Abbildung 2.7 a oben stellt ein Aluminiumdruckgussbauteil mit einem umgossenen Sandkern dar.

Es ist prinzipiell möglich, Sandkerne erfolgreich im Druckguss zu umgießen und den Kern im Anschluss zu entformen (siehe Abbildung 2.7 a unten), jedoch halten die Autoren Sandkerne im Druckgussprozess für ungeeignet. Als Gründe werden entstehende Kerngase während des Gießprozesses, starke Penetration der Kernoberfläche durch die Schmelze sowie Ausbrüche des Formstoffes genannt. Kerne aus Keramikfasern zeigen trotz niedriger Anschnittgeschwindigkeiten und Nachdrücke aufgrund der geringen Festigkeiten starke Deformationen. Die metallischen Ausschmelzkerne können umgossen werden, zeigen jedoch, wie in Abbildung 2.7 b dargestellt, Aufschmelzeffekte durch die hohen Temperaturbelastungen. Die metallischen Hohlkörpereinlagen aus Stahl mit 1,5 mm Wanddicke zeigen bereits bei geringem Nachdruck von 50 bar Verformungen. Die Kombination aus Aluminium- und Stahlrohren gefüllt mit ZnAl4Cu1 im Schwerkraftgießen stellt aus technologischer Sicht das einzige vielversprechende Verfahren dar.



a) **Abbildung 2.7:** Darstellung von Hohlräumen mit Sand- und metallischen Ausschmelz-kernen:
 a) Druckgussbauteil mit Sandkern, oben: Längsschnitt durch Umgussbauteil, unten: entkerntes Bauteil [6], b) Druckgussbauteil mit Ausschmelzkern, oben: Längsschnitt durch Umgussbauteil, unten: aufschmelzendes metallisches Kernmaterial [6]

Im Rahmen eines geförderten Forschungsvorhabens, geleitet von der Universität Ilmenau, untersuchen *Raab et al.* [41][42] die Einsatzmöglichkeiten von verlorenen Kernen aus Glas. Die **Glaskerne** zeichnen eine sehr geringe Oberflächenrauheit aus, wodurch Bauteile wie Pumpengehäuse, siehe Abbildung 2.8 a, darstellbar sind. Nachteile sind die sich deutlich unterscheidenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten, die beim Abkühlen des Bauteils zu Rissen führen sowie die Notwendigkeit von organischen Säuren als Lösungsmittel für das Entfernen der Kerne. Letzteres beruht auf einer rein chemischen Reaktion und führt bei hohen Kernmassen und geringer Angriffsfläche zu sehr langen Entkernungszeiten. Die Entkernzeit für das in Abbildung 2.8 a dargestellte Bauteil beläuft sich auf bis zu 2 Tage. Ein Ansatz für die Entkernoptimierung sind hohle Glaskerne. Die Kerne werden entweder direkt hohlgegossen oder schalenweise gepresst und anschließend verklebt. Das erste Verfahren ist sehr aufwändig und die Herstellung von komplexen Rippen ist auch kritisch zu sehen. Das zweite Verfahren bedeutet einen zusätzlichen Prozessschritt und eine Schwachstelle in Form des Klebers.



a)

b)

Abbildung 2.8: Darstellung von Hohlräumen mittels Glas- und Keramikernen: a) Glaskern und dazugehöriges Umgussbauteil für ein Pumpengehäuse [44], b) Prototyp eines Einzylindermotorblocks, hergestellt mittels Keramikern [44]

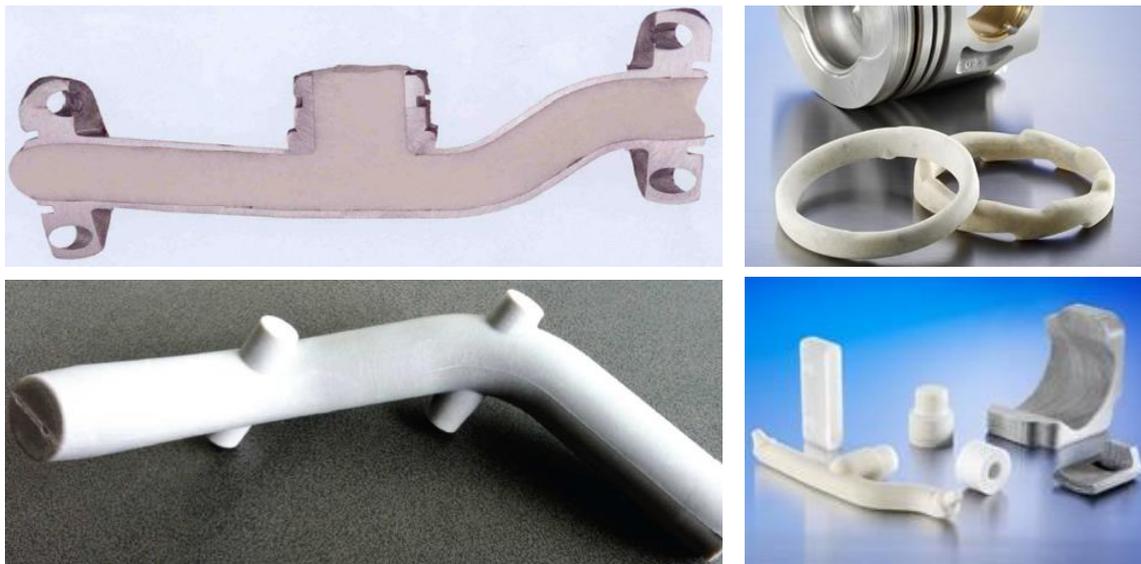
Die Verwendung von **keramischen Kernen** zur Herstellung von Struktur- und Multifunktionsteilen wird von *Giegold* [43] und *Moschini* [44] geschildert. Als Vorteile werden die preiswerte Technologie und die exzellenten Hochtemperatur- und mechanischen Eigenschaften genannt. Zusätzlich wird keine Gasentwicklung während des Umgusses beobachtet und es gibt keinen negativen Einfluss auf die Korrosion. Die Kerne können mittels Hochdruckwasserstrahlens und Sandstrahlens entfernt werden. Über die Entkerndauer werden keine Angaben gemacht. Als Anwendungsbeispiel wird der Prototyp eines Einzylindermotorblocks, dargestellt in Abbildung 2.8 b, aufgeführt.

Bünck [45] und *Michels* [46] untersuchen verlorene Kernsysteme für den Druckgussprozess. Die Belastungen sind in diesem Verfahren zwischen Druckguss und Schwerkraftgießen einzuordnen. Es werden **Sand-, Salz-, Kunststoff- und Zinkkerne** untersucht sowie verschiedene Oberflächenbehandlungen durchgeführt, um diese zu verbessern. Die Ergebnisse zeigen, dass mit keinem getesteten Sandkernsystem erfolgreich Bauteile im Normalbetrieb der Druckgussmaschine hergestellt werden können. Die Nachdruckphase führt immer zum Bruch des Kerns. Auch die glasfaserverstärkten Polyamid-Kerne erweisen sich als nicht zielführend, da sie zwar erfolgreich umgossen werden können, sich das Entfernen der Kerne jedoch als problematisch erweist. Das wesentliche Problem bei Zinkkernen ist das Lösen des Zinks im Umgussmaterial. Die Salzkerne zeigen von allen untersuchten Systemen das größte Potential. Druckgesinterte Salzkerne halten dem Umguss stand und können problemlos im warmen Wasserbad aus dem Bauteil entfernt werden. Weder beim Entkernen noch während des Gießens kommt es zu chemischen Reaktionen zwischen Metall und Salz. Die erzielten Ergebnisse werden mit einem Referenzbauteil mit eingelegtem Stahlkern verglichen. Dabei ist festzuhalten, dass im Vergleich zu den Salz- und Zinkkernen, die Oberflächenpräparation der Sandkerne essentiell für stahlkernvergleichbare Qualität ist.

2.3.2 Salzkerne zur Herstellung von Hinterschnitten im Druckguss

Bei der Herstellung druckgussstabiler Salzkerne werden drei Verfahren unterschieden: das Kernschießen, das Kernpressen und das Kerngießen. Im Kernschussverfahren werden Salzkerne ähnlich wie Sandkerne mit anorganischen Bindersystemen versetzt, in den formgebenden Hohlraum geschossen und ausgehärtet. Gepresste Kerne der Firma CeramTec AG werden bereits in Serie im Kokillenguss zur Herstellung von Kolben eingesetzt, wobei die Kernfestigkeit über einen Press- und Sinterprozess des pulverförmigen Salzes erreicht wird. Beim Salzkerngießen werden durch Verarbeitung der flüssigen oder teilflüssigen Salzschnmelze Kerne im Schwerkraft- oder Druckgussprozess hergestellt.

Kallien et al. [47] und *Scheydecker* [48] beschreiben im Rahmen des Forschungsvorhabens 3-D-Freifform Salzkerne für medienführende Kanäle. Untersucht werden im Kernschießverfahren hergestellte Salzkerne, siehe Abbildung 2.9 a oben, im Druckgussverfahren hergestellte Salzkerne, siehe Abbildung 2.9 a unten, sowie gepresste Salzkerne.

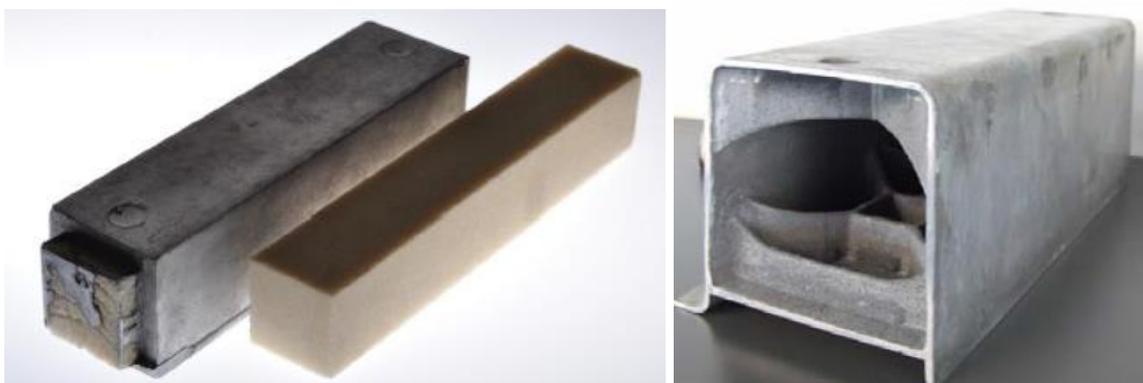


a) **Abbildung 2.9:** Salzkerne für Gießanwendungen: a) oben: Geschossener Salzkerne; unten: Im Druckgussverfahren hergestellter Salzkerne [12], b) gepresste und gesinterte Salzkerne der Fa. Emil-Müller-GmbH / CeramTec AG [48]

Alle Systeme werden in einer Kaltkammerdruckgussmaschine bei variierten Prozessparametern umgossen. Die geschossenen Kerne versagen bereits bei niedrigen Kolbengeschwindigkeiten und Gießdrücken und werden zudem stark komprimiert. Auch die gepressten Kerne können den auftretenden Belastungen nicht standhalten und brechen mehrfach. Die Untersuchungen haben bestätigt, dass die Herstellung von Salzkerne aus der schmelzflüssigen Phase das größte Potential aufweist. Diese Kerne

halten dem Umgussprozess und der Nachverdichtung von bis zu 1000 bar stand. Zudem werden keine Kompressionen oder Aufschmelzeffekte am Kern festgestellt.

Ein weiteres Beispiel für gepresste Salzkerne im Druckguss stellen *Fuchs et al.* [50][51][10][11] und *Eibisch* [52] dar. *Fuchs* untersucht am Beispiel eines Prinzipbauteils, siehe Abbildung 2.10 a links, in Form eines Biegeriegels die Druckgusstauglichkeit gepresster Salzkernsysteme. Die Biegefestigkeit der Kerne beträgt bei Raumtemperatur 12 MPa, fällt jedoch bis auf 4 MPa bei 250 °C. Bei Anschnittgeschwindigkeiten von $35 \frac{m}{s}$ und einem Nachdruck von 820 bar kommt es bereits zu Kernbrüchen, wie in Abbildung 2.10 a rechts dargestellt. *Eibisch* beschreibt den in Abbildung 2.10 b aufgeführten Validierungskörper für Hohl-gussbauteile im Druckguss. Auch bei dieser Geometrie zeigen gepresste Kerne statistisch auftretende Kernbrüche, auffällige Kernkompression und eine hohe Oberflächenrauigkeit. Die oben geschilderten Kernsysteme beruhen auf dem klassischen Press- und Sinterprozess und sind für den Druckgussprozess ungeeignet. Aus diesem Grund werden trocken- und nassgepresste Kernsysteme ohne Sinterprozess untersucht. Die Systeme haben eine höhere Verdichtung, höhere Festigkeiten und eine geringere Oberflächenrauheit. Nachteil der trockenepressten Kerne ist die hohe Schwankung der mechanischen Reibung aufgrund von inneren Reibungen während des Herstellprozesses.



a) b)
Abbildung 2.10: Gepresste Salzkerne und Druckgussumguss a) links: gepresster Salzbiege-riegel und Umgussbauteil; rechts: CT-Aufnahme des Umgussbauteils [10], b) entkerntes verripptes Hohl-gussbauteil, hergestellt mit einem gepressten Salzkern [52]

Vielversprechender sind die nassgepressten Kerne mit Vorwärmtemperaturen von über 500 °C, die eine nochmals verbesserte Biegefestigkeit von 20 MPa bei Raumtemperatur aufweisen. Dennoch kann bei hohen Nachdrücken, die dem Serierendruckgussprozess entsprechen, die Kompression der Kerne, in diesem Fall um 2,5 %, nicht vermieden werden. Wird der Salzkern vor der Wärmebehandlung nicht aus dem Bauteil entfernt, können nach *Fuchs* [49] die mechanischen Eigenschaften erhöht oder der Auslagerungsprozess komplett eingespart werden. Festzuhalten ist, dass die maximale Anschnittgeschwindigkeit von $38 \frac{m}{s}$ gewählt und der Kern nicht direkt angeströmt wird,

da dies die maximal auftretenden Kräfte auf den Kern reduziert. Gerade die geringe gewählte Anschnittgeschwindigkeit kann bei größeren Bauteilen, die einen höheren Fließweg erfordern, kritisch sein. Deshalb kann aus diesen Versuchen nur bedingt ein Rückschluss auf die Eignung des Kernsystems geschlossen werden, da bei Druckgussserienbedingungen Anschnittgeschwindigkeiten von ca. $70 \frac{m}{s}$ eingestellt werden und ein direktes Anströmen des Kerns je nach Bauteilkonstruktion nicht vermieden werden kann.

Aschmann [53] und *Fabbroni* [54] beschreiben einen im Druckgussprozess hergestellten Salzkern der Firma Bühler AG. Die durchschnittliche Biegefestigkeit soll über 18 MPa liegen, wobei keine Angaben zur Zusammensetzung vorliegen. Abbildung 2.11 a zeigt einen im Druckguss hergestellten Salzkern der Firma Bühler AG.



a) b) c)
Abbildung 2.11: Bühler Pilotbauteil [54]: a) Salzkern Pilotbauteil, b) Schnitt durch Pilotbauteil mit sichtbarem Salzkern, c) Schnitt durch Pilotbauteil entkernt

Der Kern hält den Umgussbelastungen stand, wobei keine Angaben bzgl. statistischen Versagens gemacht werden. Der Kern zeigt zudem keinerlei Kompressionserscheinungen, wie in Abbildung 2.11 b zu sehen ist. Der Salzkern kann zudem durch Wasserstrahlen bei einem Druck von 500 - 600 bar und 20 °C Wassertemperatur entfernt werden. Die Entkernzeit ist abhängig vom Bauteil. Die Kerne zeichnen sich ähnlich wie in [47] durch eine sehr glatte und dichte Oberfläche aus. Als besondere Herausforderung wird die hohe Materialschwindung bei der Erstarrung des Salzes mit entsprechend starker Lunkerbildung im Kerninneren geschildert. Die Herstellung eines Salzkernes im Druckgussverfahren bedeutet, dass zwei verschiedene Druckgusswerkzeuge sowie, je nach Auslastung und Stückzahl, zwei Druckgussmaschinen benötigt werden. Dies lässt die Wirtschaftlichkeit des Prozesses aufgrund der langen Prozesszeiten bei der Salzkernproduktion im Vergleich zum herkömmlichen Druckguss sinken. Gerade bei großen Salzkernen sind die Möglichkeiten eingeschränkt, so dass das Kerngewicht des Salzkernes im Verhältnis zum Druckgussbauteil so niedrig wie möglich sein sollte. [55]

Yaokawa et al. [56] untersuchen naheutektische Salzlegierungen aus den Zusammensetzungen NaCl–Na₂CO₃, KCl–K₂CO₃, KCl–NaCl und K₂CO₃–Na₂CO₃. Die Biegefestigkeit wird an im Schwerkraftguss hergestellten Proben untersucht. Das größte Potential zeigt das NaCl–Na₂CO₃-System, wodurch Biegefestigkeiten von 30 MPa erreicht werden. KCl–NaCl und K₂CO₃–Na₂CO₃-Systeme sind spröde, wodurch die Biegefestigkeiten unterhalb 6 MPa liegen. *Yamada et al.* [57] stellt aus einer KCl–NaCl–K₂CO₃–Na₂CO₃-Salzlegierung in einem an den Druckgussprozess angelehnten Verfahren Biegeproben her, wodurch Biegefestigkeiten von 25 MPa erreicht werden. Bei dem verwendeten Verfahren wird die Schmelze bei einer Temperatur zwischen Solidus- und Liquidustemperatur zähflüssig verarbeitet. Somit lassen sich die materialbedingten Schwindungen reduzieren.

Eine weitere Möglichkeit zur Verarbeitung von Salzschnmelzen zeigt *Ohle* [58] auf. Mit Hilfe des Lost-Foam-Prozesses werden geometrisch komplexe Salzkerne gefertigt. So können kleine, filigrane Strukturen sowie große bis zu 50 kg schwere Kernstrukturen realisiert werden. Zudem kann durch den Lost-Foam-Prozess eine schwammartige, poröse Innenstruktur ermöglicht werden, die ein leichteres Herauslösen des Kerns zur Folge hat.

Zusammenfassung und Bewertung der Kernsysteme

Die in der Literatur verfügbaren Kernsysteme werden in Tabelle 0.2 (Anhang) gegenübergestellt und bewertet. Die Bewertungsskala wird von -- „überhaupt nicht geeignet“ über o „prinzipiell geeignet, jedoch nicht wirtschaftlich“ bis ++ „druckgussgeeignet“ definiert. Als Bewertungskriterien werden das Herstellverfahren, die bereits untersuchten Umgussprozessparameter, die Festigkeit, die Oberfläche des Kerns bzw. des Umgussbauteils und der Entformungsaufwand gewählt. Felder, für die keine Werte oder Angaben vorhanden sind werden mit keinen Angaben (k. A.) bezeichnet. Das Herstellverfahren des Kerns beeinflusst maßgeblich die Wirtschaftlichkeit des Gesamtverfahrens inkl. Umgussprozess. Der Druckgussprozess als Zielprozess besitzt eine kurze Taktzeit und stellt somit eine wesentliche Randbedingung für den Herstellprozess des Kernsystems dar. Bereits dokumentierte Umgussversuche geben Aufschluss über das Potential des Kernsystems. Einer der wichtigsten Faktoren ist die zu erreichende Festigkeit des Systems, da diese direkt Aufschluss über das Versagen in Form von Kernbrüchen während des Umgussprozesses gibt. Für die genaue Abbildung der Geometrie und für die Erfüllung der engen Füge-toleranzanforderungen wird die Oberflächenstruktur der Kerne mitberücksichtigt. Analog zum Herstellprozess der Kerngeometrie muss die Entformung betrachtet werden. Lange Entformzeiten erhöhen die Gesamt-taktzeit und können sich daher negativ auf die Wirtschaftlichkeit des Gesamtprozesses auswirken.

Die Bewertung zeigt, dass Keramikfaserkerne überhaupt nicht geeignet sind, da sie bereits bei geringsten Anschnittgeschwindigkeiten brechen. Sandkerne halten zwar teilweise im Vergleich zum Druckgussprozess reduzierten Geschwindigkeiten stand, jedoch wirken sich die schlechte Temperaturleitfähigkeit und herausgelöste Sandkörner negativ auf das Hohl-gussbauteil aus. Größter Nachteil metallischer Ausschmelzkerne ist das Kernaufschmelzen durch die thermische Belastung im Umgussprozess und die mit einhergehende Legierungsbildung zwischen Einleger- und Umgussmaterial. Polymerkerne halten verringerten Umgussparametern stand, erfordern jedoch einen sehr hohen Entformungsaufwand.

Die recherchierten Keramikkerne zeichnen sich durch hohe Festigkeiten und eine sehr glatte Oberfläche aus. Zu der Wirtschaftlichkeit der Herstellung und der Entformung können keine Angaben gefunden werden.

Das System mit dem größten Fokus der Industrie sind Salzkerne. Gepresste und geschossene Salzkerne halten Druckgussparametern nur bedingt stand, zeigen Kernkompressionen und besitzen im Vergleich zu gegossenen Kernen eine rauere Oberfläche. Insbesondere gegossene Salzkerne weisen ein hohes Potential für den Einsatz als verlorene Kerne im Druckguss auf. Sie besitzen hohe Festigkeiten bis zu 30 MPa, können laut Literatur durch verschiedene Verfahren hergestellt und problemlos durch Hochdruckwasserstrahlen entfernt und werden. Aus diesen Gründen wird ein aus der flüssigen Phase hergestellter Salzkern näher betrachtet. Als Salzkernsystem wird eine Natriumchlorid-Natriumcarbonat-Mischung ausgewählt. Nach *Latscha et al.* [59] ist Natriumchlorid, auch Kochsalz oder Steinsalz genannt, ein weitverbreitetes und kostengünstiges Material. Es kommt in Steinsalzlagerstätten, Solquellen oder im Meerwasser (3 %) vor. Der Kristall besteht aus Kationen und Anionen, die mittels Ionenbindungen ein kubisch flächenzentriertes Gitter bilden. Über einer kritischen relativen Luftfeuchtigkeit von 75,3 % bei 20 °C verhält sich Natriumchlorid hygroskopisch und bildet auf dem Festkörper durch Wasseraufnahme eine Salzlösung [11].

Natriumcarbonat wird auch als calcinierte Soda bezeichnet. Es wird mit dem „SOLVAY-Verfahren“ und aus sodahaltigen Mineralien hergestellt. Verwendung findet das Material vor allem in der Glasindustrie zur Herstellung von Natriumverbindungen. Der Rohstoff ist ein weißes Pulver mit einem Schmelzpunkt von 854 °C. Wie NaCl ist es auch hygroskopisch und bildet das Monohydrat $\text{Na}_2\text{CO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$, eine wässrige Lösung, die stark alkalisch ist. [60]

Das Phasendiagramm des binären Systems aus $\text{NaCl}/\text{Na}_2\text{CO}_3$ ist in Abbildung 2.12 beschrieben. Das eutektische System ist in der flüssigen Phase vollständig gemischt. Bei einer Zusammensetzung von 44,7 mol% NaCl, was 59,45 m% NaCl entspricht, befindet

sich das Eutektikum mit der Solidustemperatur von 632°C. Nach Müller [61] sind Festkörper normalerweise kristallin und haben einen dreidimensional-periodischen Aufbau. Aperiodische Kristalle besitzen zwar eine Fernordnung, jedoch keine dreidimensionale Translationssymmetrie und werden in inkommensurabel modulierte Strukturen, inkommensurable Kompositkristalle und Quasikristalle eingeordnet. Natriumcarbonat (γ - Na_2CO_3) ist eines der ältesten bekannten Beispiele für inkommensurabel modulierte Strukturen. Wie der Abbildung 2.12 zu entnehmen ist, kristallisiert das System hexagonal (α - Na_2CO_3) bei hohen Temperaturen und enthält Carbonationen, die senkrecht zur hexagonalen c-Achse ausgerichtet sind.

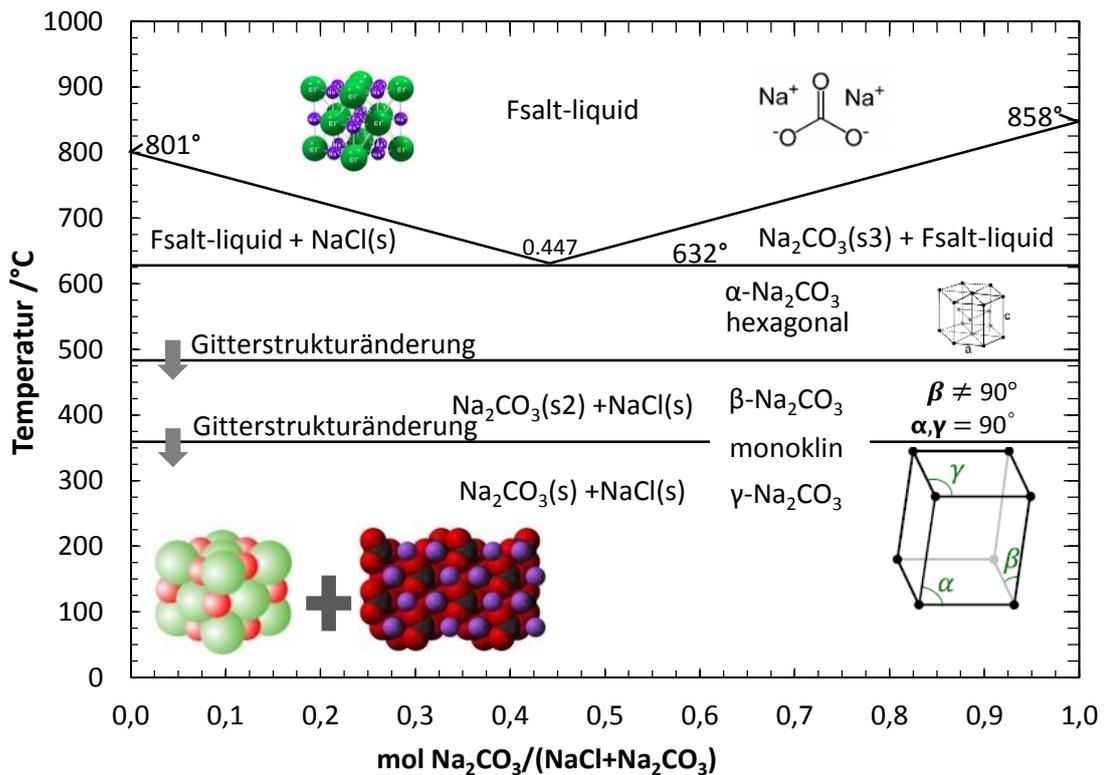


Abbildung 2.12: Phasendiagramm für $\text{NaCl}+\text{Na}_2\text{CO}_3$ [62] mit eingezeichneten Gitterstrukturänderungen und dazugehörigen Gittertypen

Unter 481 °C geht die hexagonale Symmetrie verloren und bildet eine monokline Symmetrie (β - Na_2CO_3 , Raumgruppe $C2/m$). Bei Temperaturen zwischen 103 °C und 332 °C tritt γ - Na_2CO_3 auf, wobei es immer noch im Mittel wie β - Na_2CO_3 aufgebaut ist, die Atome jedoch nicht mehr gerade längs c angeordnet sind, sondern einer Sinuswelle folgen. Unterhalb 103 °C kann die die Struktur wieder mit einer dreidimensionalen Raumgruppe und entsprechend vergrößerten Elementarzellen beschrieben werden. Diese Gitteränderungen können sich im Abkühlvorgang negativ auf die Rissneigung auswirken.

Da das Kernsystem ein sprödes Verhalten aufweist, sind nach der Griffith-Theorie (*Perez* [63]) insbesondere Defekte im Bauteil festigkeitsbestimmend. Der Risswiderstand kann nach Gleichung (2.1) mit dem Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} beschrieben werden,

$$K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi a_L} \cdot Y \quad (2.1)$$

wobei a die Risslänge, σ die maximale Spannung und Y ein Geometriefaktor ist. Weiterführende Informationen sind der Literatur [63] zu entnehmen. Das Ziel ist die Herstellung eines Salzkerns mit wenig Defekten und hohem Risswiderstand. Dies kann z. B. durch eine Verlängerung des Risspfades erreicht werden. Mittels einer Umleitung der Rissfront beim Rissfortschritt wird die Oberfläche des Risses, bezogen auf die Risseindringtiefe, größer. Dadurch muss zusätzliche Energie aufgebracht werden, was die Bruchzähigkeit erhöht.

Für eine Rissumleitung können zwei Mechanismen angewendet werden - „Crack Bowing“ und „Crack Deflection“. Bei „Crack Bowing“ wird der Riss um die Sekundärphasen oder Partikel umgelenkt. Bei „Crack Deflection“ besteht eine direkte Wechselwirkung zwischen der Oberfläche der sekundären Phase und dem Riss. Der Riss wird an der Oberfläche abgelenkt. Dazu müssen die Primärkristalle, im Vergleich zu der eutektischen Matrix, einen höheren Elastizitätsmodul besitzen. Der Riss kann somit nicht in den Kristall eindringen und wird abgelenkt. [64] [65] [66]

Nach *Yaokawa et al.* [56] tragen vor allem die NaCl-Kristalle bei einer untereutektischen Zusammensetzungen bzw. Na_2CO_3 -Kristalle bei übereutektischen Zusammensetzungen zu einer Steigerung des Risswiderstandes bei. Abbildung 2.13 zeigt schematisch einen fortschreitenden Riss in einer eutektischen Zusammensetzung, in einem Reinkristall und in einem System mit dendritischen Primärkristallen. Dabei wird in dem Gefüge mit Primärkristallen deutlich, dass Dendriten die „Crack Deflection“ begünstigen.

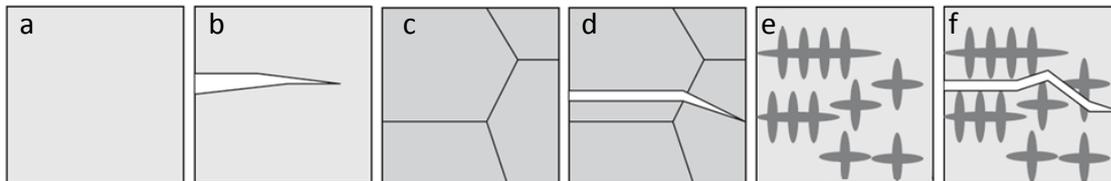


Abbildung 2.13: Schematische Abbildung der Kristallstruktur und des Risswachstums für verschiedene Salzzusammensetzungen, a u. b : Eutektische Zusammen-setzung, c u. d: Reinsalz, e u. f: Zusammensetzung zwischen Eutektikum und Reinsalz [56]

Der Fokus bei der Salzkernherstellung im vorgestellten Phasendiagramm muss daher auf der Realisierung eines Gefüges mit erhöhtem Risswiderstand liegen. Nur so kann die Wahrscheinlichkeit eines defektfreien Umgussprozesses erhöht werden.

2.4 Numerische Abbildung von Einlegern im Druckgussprozess

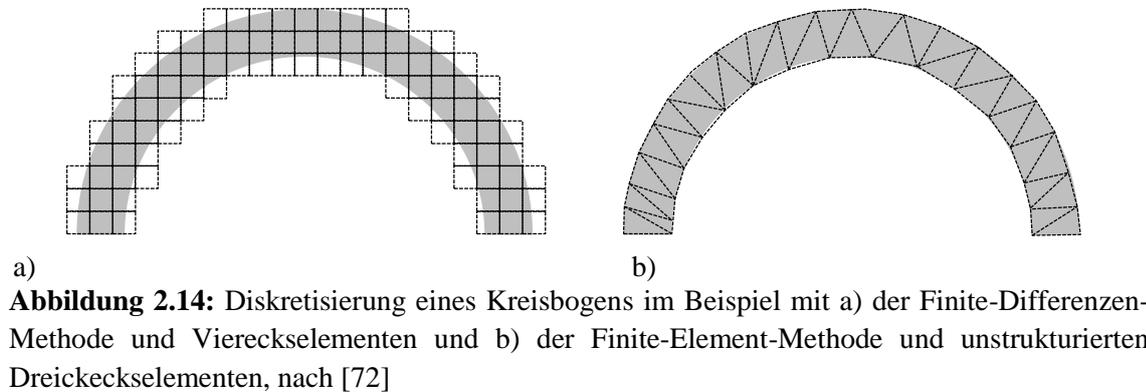
Nach *Hirz et al.* [67] ist Frontloading ein essentieller Bestandteil im Produktentwicklungsprozess, wobei das Ziel darin besteht, möglichst viele Produktspezifikationen bereits während der Konzeptphase zu definieren. Unerlässlich sind neben dem Wissen aus Vorläuferprojekten, Konstruktions- und Simulationsschritte in einer frühen Phase, wodurch eine Reduzierung der Entwicklungszeit und eine Vermeidung von Produkt- und Bauteilfehlern erreicht werden.

Vor dem Hintergrund des Frontloadings ist die numerische Simulation des Gießens nach *Kaschnitz* [68] [69] und *Ravi* [70] eine wesentliche Innovation in der Gießereiindustrie und wirkt sich durch wesentliche Zeit- und Kosteneinsparungen in der Prozessplanung und Produktion von komplexen Bauteilen aus. Die Überlegungen der Gießer und Werkzeugbauer können somit in einer frühen Phase in eine gießgerechte Bauteilgestaltung einfließen. Strömungsmechanische Aufgabenstellungen und Wärmetransport werden nach *Bührig-Polaczek* [71] meist mit der Finite-Differenzen-Methode (kurz FDM) gelöst, wohingegen Aufgabenstellungen in der Strukturmechanik mit der Finite-Element-Methode (kurz FEM) abgebildet werden.

Bei der FDM werden kontinuumsmechanische Erhaltungssätze auf kleinen Kontrollvolumina, meist Hexaeder, diskretisiert und für diskrete Zeitpunkte der Formfüllung numerisch approximiert. Dabei bilden die Navier-Stokes-Gleichungen, die in ihrer allgemeinen Form nichtlineare partielle Differentialgleichungen zweiter Ordnung sind, den Ausgangspunkt. Mit zusätzlichen Gleichungen, wie der thermischen Energie- und Wärmeleitungsgleichung, wird im Anschluss an das turbulente Strömungsproblem die Erstarrung numerisch approximiert. Die Lösung für die Formfüllung und Erstarrung wird für einen Punkt in der Zellmitte berechnet, wobei durch die Netzauflösung die Darstellungsgenauigkeit gesteuert wird.

Bei der FEM werden falls möglich Hexaeder verwendet, jedoch aufgrund von komplexen Geometrien teilweise auf lineare oder quadratische Tetraederelemente zurückgegriffen. Berechnet werden die Knotenverschiebungen, wobei die Spannung mit dem Hookschen Gesetz und weiteren Materialmodellen dargestellt wird. Mit der Finite-Element-Methode wird zudem virtuell das Verhalten des Bauteils im Lastfall überprüft. Diese numerische Methode ist die am stärksten verbreitete Methode, mit Hilfe derer auch dynamische Festigkeitseigenschaften erfasst und Lebensdauer-

vorhersagen abgegeben werden können. Beispielhaft ist in Abbildung 2.14 die räumliche Diskretisierung im zweidimensionalen Raum für einen Kreisbogen mit einem FDM- und einem FEM-Netz abgebildet. Numerische Berechnungsmethoden sind Stand der Technik.



Für die Grundlagen der Finiten-Element-Methode wird aus diesem Grund an dieser Stelle auf die Literatur [73], [74], [75], [76] und [77] verwiesen. Wesentliche Themen für die vorliegende Ausarbeitung sind die implizite und explizite Zeitintegration, die Materialmodellierung und die Kontaktdefinitionen in der FEM. Für die Grundlagen der Formfüll- und Erstarrungssimulation wird auf *Bührig-Polaczek* [71], *Hattel* [78] und *Stefanescu* [79] verwiesen. Basis sind meist Finite-Differenzen-Ansätze, die auch in dieser Arbeit Anwendung finden. Die wichtigsten Punkte aus diesem Themengebiet sind Ansätze zur räumlichen Diskretisierung, Vernetzungsmethodik und Materialmodellierung. Die Fluid-Struktur-Interaktion ist ein wichtiger Aspekt der vorliegenden Arbeit, weshalb bzgl. dieser Thematik an dieser Stelle auf *Bungartz* [80] verwiesen wird. Als Anwendungsbeispiel für Aussagen der Gießsimulation sind *Ahuett-Garza* und *Miller* [81] zu nennen. Sie bewerten den Einfluss der eingebrachten Wärmemenge in das Gießwerkzeug während eines Gießzykluses und quantifizieren die stattfindende Verformung der Kavität. *Verran et al.* [82] untersuchen mittels Gießsimulation den Einfluss der Schmelzegeschwindigkeit in der ersten und zweiten Phase sowie des Nachdrucks auf die Bauteilqualität. *Sun et al.* [83] optimieren mit der Software MAGMASOFT® das Anschnittsystem eines Magnesiumwerkzeugs. *Domkin* [84] bildet simulativ die Erosion, bedingt durch die chemische Affinität des Aluminiums an Eisen, ab. Damit gibt er einen Ansatz für die Darstellung des Verschleißes der Druckgussform, was bedingt durch die hohen Investitionskosten einer solchen Form essentiell für Wirtschaftlichkeit des Druckgussprozesses ist. *Helenius et al.* [85] untersuchen den Wärmeverlust in einer Druckgusschusskammer, um Rückschlüsse auf den Temperaturverlust der Schmelze und die damit einhergehende Bauteilqualität zu ziehen.

2.4.1 Darstellung von Kernbelastungen im Druckgussprozess

In Absatz 2.3 wird deutlich, dass bereits aus der Literatur bekannte Kernsysteme dem Druckgussprozess nicht standhalten. Umso wichtiger ist eine Vorabauslegung des Kerns, um einen Kernbruch und Schmelzeinfiltration zu vermeiden. Aus diesen Erkenntnissen könnten im Vorfeld die Kerengeometrie, Anschnittsystem und Kernlagerung verändert bzw. optimiert werden.

Lagler [86][87] stellt die Belastung für einen im Druckgussprozess hergestellten Salzkern dar. Als Strömungssimulations-Software wird Flow3D von FlowScience Inc. verwendet. Ab der Version 10 bietet der CFD-Solver die Möglichkeit, eine gekoppelte Füll- und FEM-Simulation durchzuführen. Durch diese Fluid-Struktur-Interaktion (FSI) können durch die strömende Schmelze verursachte mechanische Spannungen im Einleger dargestellt werden. Abbildung 2.15 a stellt einen Salzkern in der Seitenansicht sowie die Belastung (Hauptnormalvergleichsspannung in Pa) während des Umgussprozesses dar. Zu erkennen ist die deutlich niedrigere Belastung bei 80 m/s Anschnittgeschwindigkeit im Vergleich zu 120 m/s Anschnittgeschwindigkeit. Als Materialparameter werden ein E-Modul größer 10 GPa und eine Querkontraktionszahl von 0,18-0,24 genannt. Als Bewertungskriterium wird die durchschnittliche Biegefestigkeit von größer 18 MPa herangezogen. Der Schädigungsmechanismus durch den Nachdruck wird nicht berücksichtigt.

Auch *Fuchs et al.* [50][51][10][11] verwendeten zur Belastungsdarstellung von Einlegern im Druckguss die Software Flow3D. Abbildung 2.15 b zeigt die Belastungen eines gepressten Salzkerns, umgossen im Druckgussprozess. Als Bewertungskriterium für das Versagen wird die Hauptnormalvergleichsspannung berücksichtigt, wobei als Grenzen -6,5 MPa und + 6,5 MPa definiert werden, die zuvor im 3-Punkt-Biegeversuch ermittelt wurden. Die Kernkompression und Versagen während der Nachdruckphase werden nicht erfasst.

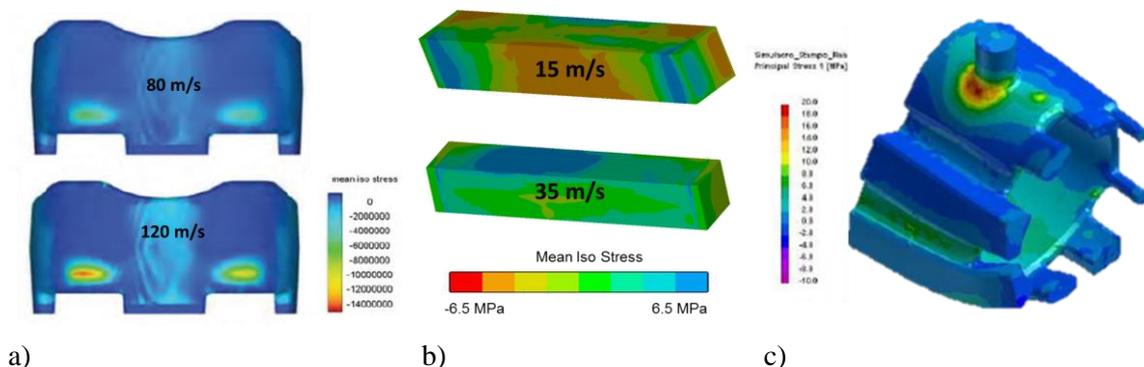


Abbildung 2.15: Belastungssimulation für Salzkerne im Druckguss: a) Darstellung mean iso stress der Bühler Salzkerns bei Anschnittgeschwindigkeit 80 m/s oben und 120 m/s unten [86] b) Belastung für gepresste Salzkerns bei Anschnitt-geschwindigkeit 15 m/s oben und 35 m/s unten [10]

Giegold [43] und *Moschini* [44] verwenden für die Belastungsberechnung die Software ProCAST der Firma ESI, basierend auf einem reinen FEM-Ansatz. Als Bewertungskriterium wird, wie in Abbildung 2.15 c dargestellt, die Hauptnormalspannung in den Grenzen von -10 bis +20 MPa verwendet. Die Simulationsauswertung zeigt die Belastung bei einer Anschnittgeschwindigkeit von 55 m/s mit einem E-Modul von 4 GPa.

2.4.2 Simulationsmodelle für Einleger mit dauerhaftem Verbleib

Im Gegensatz zu verlorenen Kernen verbleiben metallische Einleger im Bauteil, weshalb die numerische Abbildbarkeit auch nach dem Gießprozess, z. B. für die Wärmebehandlung oder die Festigkeitsuntersuchung, gegeben sein muss. Wie in Abschnitt 2.2.2 berichtet, können Dauereinleger mit dem Umgussmaterial eine form-, kraft-, oder stoffschlüssige Verbindung bilden. Diese drei Verbindungsarten müssen für eine Auslegung des Bauteils numerisch abgebildet werden.

Bitsche [22] gibt ein Beispiel für die Auslegung von form- und kraftschlüssigen Stahl-Aluminiumverbindungen am Beispiel eines Prinzipbauteils. Ausgehend von einer homogen verteilten Temperatur für Stahleinleger und Aluminiumguss bei 400 °C werden die entstehenden Spannungen zwischen Aluminium und Stahl nach einem Abschreckprozess in Wasser mit der FEM Software ABAQUS dargestellt. Berücksichtigt wird der Wärmeübergang an der Materialzone in Abhängigkeit von makro- und mikroskopischer Spaltbildung sowie Kontaktdruck. Die maximalen Spannungen in radialer Richtung am Stahl-Alu-Interface, entstanden durch das Aufschrumpfen des Aluminiums, werden auf bis zu 92 MPa detektiert. Die daraus resultierenden Ausdruckkräfte von 36,7 kN sind in guter Übereinstimmung mit dem Experiment. Als statischer Reibkoeffizient für die Materialpaarung wird $\mu=0,4$ vorgestellt, wobei kein dynamischer Reibkoeffizient eingesetzt wird. Für die Vorhersage des Formschlusses und die Darstellung der Schädigung wird auf ein Schädigungsmodell verzichtet und der ABAQUS-interne Schadensindikator als Bewertung für das Versagen verwendet. Um Spannungsspitzen bei Multimaterialstrukturen zu vermeiden, werden zuletzt Design-Richtlinien erstellt.

Einen weiteren Ansatz zur numerischen Darstellung von Aluminium-Stahl-Verbunden liefert *Wasmuth* [23]. Es wird lediglich eine kraftschlüssige Verbindung an einem Prinzipbauteil betrachtet. Experimentell werden die entstehenden Eigenspannungen mittels Zerlegeverfahren, Bohrlochverfahren, Abdrehverfahren und Neutronentomographie untersucht. Durch eine erstellte Kriechroutine, die die Temperaturabhängigkeit, die Spannungsabhängigkeit und den Zeiteinfluss berücksichtigt, können die Eigenspannungen numerisch dargestellt und durch die experimentellen Versuche verifiziert werden.

Pasligh [21] führt für den Variostrukt-Demonstrator Gießsimulation durch, um den thermischen Einfluss auf den Einleger zu untersuchen. Mit dem FEM-Programm LS-Dyna wird der Abkühlvorgang der Hybridprobe berechnet, wobei keine temperaturabhängigen Materialkennwerte verwendet werden. Eine numerische Abbildung von stoffschlüssigen Verbindungen konnte zu diesem Zeitpunkt nicht recherchiert werden.

3 Motivation und Zielstellung

Dem Stand der Technik - siehe Abschnitt 2.1 - ist zu entnehmen, dass prozesstechnische Ansätze zur Erzeugung von Hinterschnitten schnell ihre Grenzen erreichen. Gerade komplexe, verrippte Strukturen oder medienführende Kanäle sind mit diesen Verfahren nicht prozesssicher zu realisieren. Die zwei Technologien, die aktuell das höchste Potential aufweisen, um Hinterschnitte im Druckguss darzustellen und somit den Druckgussprozess noch attraktiver zu gestalten, sind zum einen Einleger mit dauerhaftem Verbleib, Stahl-Aluminium-Verbindungen sowie Salzkerne, hergestellt aus der flüssigen Phase als sog. verlorene Kerne.

Für beide Technologien stehen sowohl im Rohbau als auch im Antriebsstrang potentielle Anwendungsbauteile zur Verfügung. Der größte Vorteil von **Einlegern mit dauerhaftem Verbleib** ist neben der Möglichkeit der Erzeugung des Hinterschnittes die lokale Steigerung der Bauteilsteifigkeit durch die geeignete Wahl des Einlegers. Um die Masse eines Bauteils zu reduzieren, wird ein Aluminiumwerkstoff eingesetzt, wodurch Stellen mit punktuellen Belastungsspitzen oder Lastpfade mit höherfesten Stahleinlegern realisiert werden. Als Nachteil ist die limitierte Gestaltungsfreiheit der Einleger zu nennen. Die Herausforderung besteht in der prozesssicheren Anbindung der zwei verschiedenen Materialien und der Auslegung mittels numerischer Ansätze. Weiterhin muss die Frage geklärt werden, ob eine stoffschlüssige Verbindung sinnvoll ist oder ob eine rein kraft- und formschlüssige Verbindung, je nach Anwendungsbereich, ausreicht.

Da die **Salzkerne** nach dem Umguss entfernt werden, wird die Struktur nicht zusätzlich verstärkt. Vielmehr kann durch die komplexe Gestaltung des Salzkerns, z. B. mit einer Rippenstruktur, die Bauteilfestigkeit erhöht werden. Einteilige, hohle und innenverrippte Strukturbauteile sind mit Salzkernen im Bereich des Machbaren. Die größte Herausforderung besteht darin, einen druckstabilen Kern zu fertigen, der sowohl die zweite hochdynamische Phase als auch die Nachdruckphase des Druckgussprozesses unbeschädigt übersteht. Weitere Herausforderungen sind die Entfernung des Kerns nach der Abkühlung der Aluminiumschmelze und die numerische Auslegung des Herstell- und Umgussprozesses. Beide Technologien eignen sich gleichermaßen für die Darstellung von medienführenden Kanälen.

Die Prozesskette eines Druckgussbauteils mit Einleger unterscheidet sich gegenüber der Prozesskette eines gewöhnlichen Druckgussbauteils durch zusätzliche Prozessschritte.

So muss in der Konzeptionsphase des Druckgussbauteils zusätzlich der Einleger mitbetrachtet und ausgelegt werden, da der Einleger eigene Fertigungsrestriktionen besitzt und damit die Geometrie des Hohl-gussbauteils beeinflusst. Umso wichtiger ist eine verlässliche numerische Auslegung des Hohl-gussbauteils und des Einlegers im Vorfeld, um kostenintensive Experimente und Anpassungen im Druckguss- und Einlegerwerkzeug zu vermeiden.

Die vorliegende Arbeit fokussiert sich auf die Erzeugung von Hinterschnitten mit verbleibenden Einlegern und verlorenen Kernen. Als verbleibende Einleger werden Stahl und als Umgussmaterial AlSi9MgMn- und AlSi7Mg0,15-Aluminiumlegierungen betrachtet. Als Kernsystem wird eine NaCl–Na₂CO₃-Legierung verwendet. Das übergeordnete Ziel der Arbeit besteht in der Erarbeitung notwendiger Daten zur numerischen Auslegung von kraft-, form- und stoffschlüssigen Stahl-Aluminiumverbindungen sowie komplexer Hohl-gussbauteile, hergestellt mit Salzkernen aus der flüssigen Phase. Da der Niederdrucksandguss für die Prototypendarstellung von Druckgussbauteilen in einer frühen Entwicklungsphase angewandt wird, soll neben dem Druckgussumgussprozess auch der Niederdrucksandguss als Herstellungsverfahren für das Aluminiumbauteil betrachtet werden. Die experimentelle Grundlage wird mit Hilfe von Prinzipbauteilen geschaffen, um Phänomene, die die Herstellung und den Umgussprozess von gegossenen Salzkernen und Stahl-Aluminium-Verbunden beeinflussen, zu identifizieren. Hauptbestandteil der Arbeit ist weiterhin der Aufbau einer Simulationsmethodik, die es erlaubt, Einleger in Form von Salzkernen und Stahlbauteilen numerisch abzubilden und zu bewerten. Die zuvor durchgeführten experimentellen Versuche dienen als Verifizierung für die Simulationsmethodik. Die gesammelten Erkenntnisse sollen im Anschluss auf ausgewählte Anwendungsbeispiele übertragen werden und damit zusätzlich verifiziert werden. Die Vorgehensweise und einzelnen Arbeitspakete sind in Abbildung 3.1 beschrieben. Für den Aufbau der Grundlagen soll im Detail der Einfluss der Salzkernzusammensetzung, die Wahl der Prozessparameter wie Schmelztemperatur, Kokillentemperatur und Ausformzeit auf die Festigkeit, Härte und Warmrissneigung der Salzkern untersucht werden. Dazu ist eine Prüfmethodik zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften zu entwickeln und mit den Prozessparametern zu korrelieren. Des Weiteren ist das Fließverhalten in Abhängigkeit der Schmelztemperatur und der Kokillentemperatur darzustellen. Die Betrachtung der bisher vorliegenden Ergebnisse bzgl. verlorenen Salzkernen, hergestellt aus der flüssigen Phase, verdeutlicht, dass nur *Lagler* [86] [87] mit der CFD Software Flow3D Belastungen auf einen Salzkern, dessen Zusammensetzung unbekannt ist, numerisch dargestellt hat, jedoch keine entsprechende experimentelle Verifikation vorliegt. *Yaokawa et al.* [56] untersuchten den Einfluss der Zusammensetzung der NaCl–Na₂CO₃-Legierung auf die Biegefestigkeit, jedoch nicht die Auswirkungen der Prozessparameter und die Warmrissentstehung. Beide zuvor genannten Literaturquellen zeigen zudem keine numerische Betrachtung der Herstellung des Salzkerns. *Fuchs* [50][51][10][11] betrachtet in seinen Arbeiten

Einlegerbelastungen auf gepresste Salzkerne mit der Software Flow3D, und *Giegold* [43] und *Moschini* [44] Keramikkern mit der CFD Software ProCAST. Für die numerische Darstellung von Salzkerne mittels Gießsimulationen sind deshalb alle notwendigen thermophysikalischen Größen zu ermitteln sowie fehlende und nicht experimentell bestimmbare Daten iterativ zu bestimmen. Das Ziel der Herstellsimulation soll die Vorhersage von Fließ- und Abkühlverhalten, Gießfehlern sowie Warmrissen von Salzkerne sein. Für die Auslegung eines Umgussprozesses sollen experimentell die Schädigungscharakteristika von Salzkerne im Druckgussumgussprozess bestimmt und numerisch abgebildet werden. Somit ist eine Optimierung der Salzkernegeometrie im Vorfeld, die Vermeidung von Warmrissen und die Sicherstellung des zerstörungsfreien Aluminiumumgusses gewährleistet.

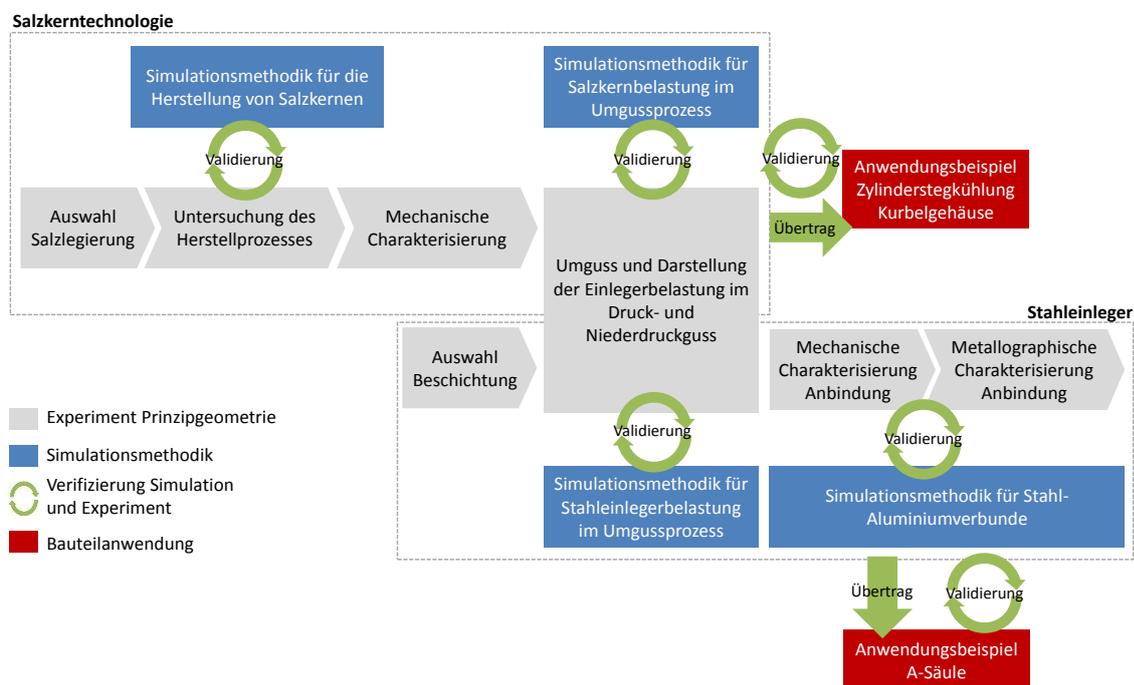


Abbildung 3.1: Vorgehensweise und Arbeitspakete der vorliegenden Arbeit

Bei der numerischen Darstellung der Stahl-Aluminium-Verbunde liegt das Augenmerk auf der qualitativen Bewertbarkeit von kraft-, form-, und stoffschlüssigen Verbindungen. Erste Ansätze für eine numerische Auslegung von Stahl-Aluminium-Bauteilen stellen *Bitsche* [22] und *Wasmuth* [23] mit der FEM-Software ABAQUS sowie *Pasligh* [21] mit der Software LS-Dyna in ihren Arbeiten vor. Betrachtet werden von ihnen nur kraft- und formschlüssige Bauteile. Auslegungsmethoden für stoffschlüssige Verbindungen wurden nicht entwickelt. Ferner wird kein Aufschluss darüber gegeben, welchen quantitativen Mehrwert eine stoffschlüssige Verbindung, sofern sie hergestellt werden kann, gegenüber einer rein kraft- und formschlüssigen Verbindung generiert. Als Erweiterung zu bereits bekannten Ergebnissen sollen deshalb gezielt stoffschlüssige Verbindungen hergestellt und mechanisch sowie metallographisch charakterisiert werden. Darauf aufbauend soll eine Methodik

entwickelt werden, um kraft-, form-, und stoffschlüssige Verbindungen und deren Verhalten unter Last abzubilden. Analog der Salzkerneinleger soll eine Methodik zur Darstellung der Belastungen bei Stahleinlegern im Druckgussumguss entwickelt werden.

4 Experimentelle und numerische Methoden

Die experimentellen Untersuchungen an verlorenen Salzkernen und Stahleinlegern mit dauerhaftem Verbleib werden an Prinzipproben durchgeführt. In diesem Kapitel werden die Versuchsgeometrien, die dazugehörigen Gießwerkzeuge und Prozessparameter vorgestellt. Zuerst werden die Probekörper, Kokillenwerkzeuge und das Versuchsumfeld für die empirischen Versuche zum Kernherstellungsprozess erläutert und im Anschluss die durchgeführten Salzkerncharakterisierungsmethoden vorgestellt. Für die numerische Abbildung der Salzkernherstellung werden die zum Experiment dazugehörigen Simulationsmodelle erläutert. Für den Umguss von Salzkernen und Stahleinleger im Druckguss- und Niederdruckgussverfahren werden die verwendeten Werkzeuge und die Versuchsdurchführung vorgestellt. Darauf aufbauend wird das Simulationsmodell für die Einlegerbelastung von Salzkernen und Stahleinleger im Druckguss präsentiert. Für die mechanische und metallographische Charakterisierung der hergestellten Stahl-Aluminiumverbunde werden die verwendeten experimentellen Methoden aufgeführt. Die Darstellung von Stahl-Aluminium-Verbunden mit der Finite-Element-Methode wird zuletzt präsentiert.

4.1 Experimentelle und numerische Betrachtung des Salzkernherstellprozesses

Für den Einsatz von Salzkernen in der Druckgussserienfertigung erfordert es eine umfassende Qualifizierung des Werkstoffes und die detaillierte Analyse des Kernherstellungsprozesses. Neben der Zusammensetzung des Kernsystems, sind die Prozessparameter der Herstellung aus der flüssigen Phase entscheidend für die Bauteilqualität. Um den Einfluss der einzelnen Prozessparameter besser zu verstehen, werden vier Prinzipbauteile definiert, die im Schwerkraftguss aus der flüssigen Phase hergestellt werden – die Biege-, Warmriss- und Zugprobe sowie die Gießspirale. Für die Identifizierung eines geeigneten Salzkernsystems werden zunächst Biege- und Warmrissproben mit unterschiedlichen Zusammensetzungen hergestellt, bewertet und eine Variante für weiterführende Untersuchungen ausgewählt. Für diese Zusammensetzung wird daraufhin eine erweiterte Versuchsplanung definiert und die hergestellten Proben mittels verschiedener mechanischer sowie gefügedarstellender Prüfmethoden charakterisiert. Für eine abschließende Charakterisierung werden eine umfangreiche Warmrissuntersuchung und Fließverhaltensstudie durchgeführt. Für die numerische Abbildung des Salzkernherstellungsprozesses werden das Beigestabgießexperiment, die Gießspirale und die Warmrissversuche modelliert.

4.1.1 Probekörper, Werkzeugkonzepte und Versuchsumfeld

Die Biegeprobe wird in der Biegestabkokille aus Warmarbeitsstahl 1.2343, dargestellt in Abbildung 4.1., hergestellt. Die Kokille (1) besteht aus zwei Kokillenhälften und beinhaltet drei Kavitäten. Zwei Kavitäten bilden die Biegeprobe (2) ab und eine Kavität die Warmrissprobe (3). Die zweite Prinzipgeometrie, die Warmrissprobe, ist bis auf die Schwindungsbehinderung (4) am unteren Ende mit der Biegestäbchengeometrie identisch. Das Biegestäbchen dient zur Identifizierung der Prozessparametereinflüsse und zur mechanischen sowie werkstofftechnischen Charakterisierung, wobei mit der Warmrissprobe die Rissneigung, verursacht durch Erstarrungsphänomene, qualifiziert wird. Die Kokillenhälften werden über die gesamte Länge von 130 Millimetern mit zwei Heizpatronen (5), die eine homogene Temperaturverteilung in der Kokille bewirken, temperiert. Die Kokillenhälften stehen auf einem ITEM-Profil Tisch (6). Über einen Schneckenantrieb (7) wird der Tisch verfahren und damit die Kokille geschlossen und geöffnet. Die Abkühlraten während der Erstarrung werden mit einem Thermoelement (8), das mittig in der Kavität positioniert ist, aufgezeichnet.

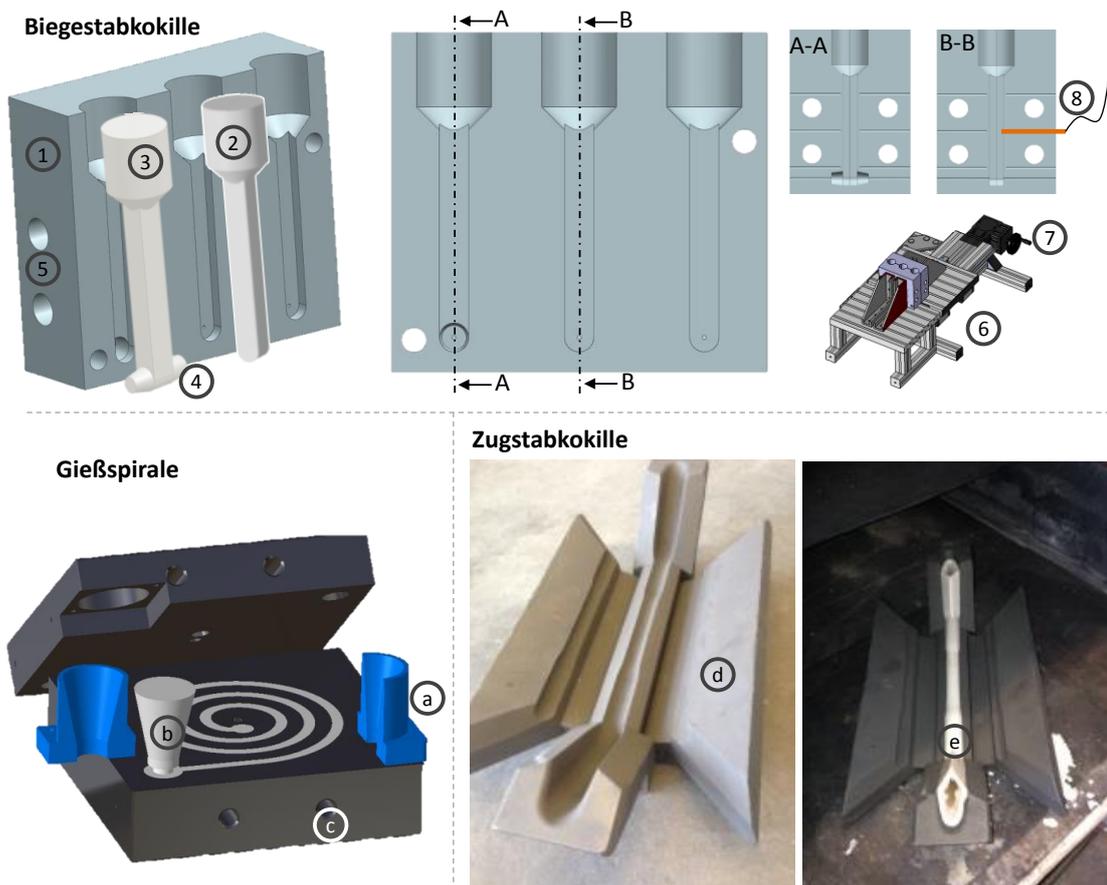


Abbildung 4.1: Darstellung der Biegestab-, Gießspiralen- und Zugstabskokille für die Salzkernprinzipuntersuchungen

Die Regelung der Kokillentemperatur erfolgt beidseitig über am Regelsystem angeschlossene Thermofühler, die mittig in der Kokille platziert sind. Mit

Thermoelementen werden die Kokillenwandtemperaturen aufgezeichnet. Ziel der Versuche ist die reproduzierbare Herstellung prüfbarer Salzbiegestäbchen und die Aufzeichnung der gießparameterabhängigen Abkühlraten. Die Gießspirale ist nach *Di Sabatino* [88], *Bührig-Polaczek* [89] und *Gugisch* [90] eine gängige Methode, um die Fließfähigkeit von Metallen zu untersuchen. Abbildung 4.1 zeigt die Spiralkokille, die für die Gießversuche verwendet wird. Sie besteht aus zwei Kokillenhälften und einem geteilten Gießeinsatz (a), damit die Spirale (b) zerstörungsfrei entnommen werden kann. Die Formerwärmung wird analog der Biegestabkokille mit Heizpatronen (e) realisiert. Für die Ermittlung der Zugfestigkeit wird eine dreigeteilte Rundstabkokille (a) verwendet. Die Kokille wird anders als die Biegestab- und Gießspiralenkokille in einem Ofen auf die gewünschte Temperatur erwärmt und diese mit einem Thermoelement überprüft. Bei Erreichen einer homogenen Kokillentemperatur wird die Probe (b) abgegossen und im Ofen ausgeformt.

Der vollständige Versuchsaufbau für die Biegestab- und Gießspiralenversuche ist in Abbildung 4.2 skizziert und umfasst die beschriebene Mehrfachkokille (1) und die Spiralkokille (2) sowie die Temperaturregeleinheit der Fa. GammaFlux (8), die die Heizpatronen der Fa. Hasco (6) und die Thermofühler an der Kokille steuert.

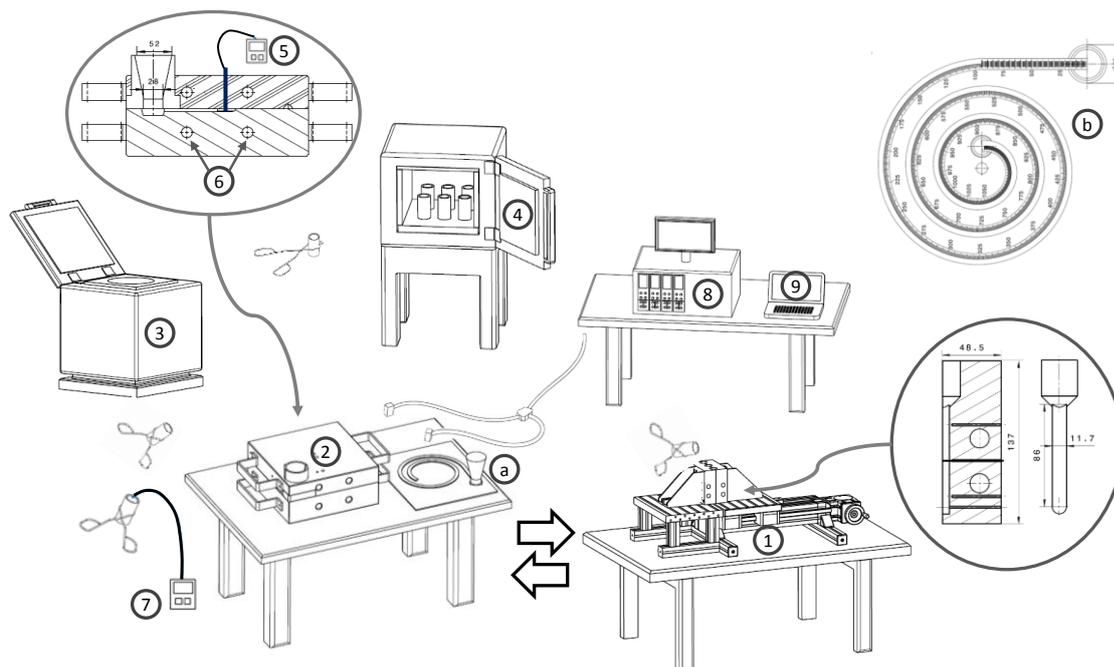


Abbildung 4.2: Skizzierter, nicht maßstabsgetreuer Versuchsaufbau für die Prinzipuntersuchungen mit der Biegestab- und Spiralkokille

Im Umluftofen Mod. N31/H[®] der Fa. Nabertherm (4) werden Al₂O₃-Tiegel bei 725°C vorgewärmt. Die Salzschnmelze wird mit dem Tiegelfofen KU/13 der Fa. Nabertherm (3) und einem eingesetzten Stahltiegel erhitzt. Vor der Verwendung des Stahltiegels wird dieser sandgestrahlt, bei 500°C angelassen und mit Wasser abgeschreckt. Eine Verunreinigung der Salzschnmelze beim Aufschmelzen durch Rückstände oder oxidierte

Stellen im Stahltiegel wird dadurch vermieden. Die Kokillentemperaturen werden über einen separaten Messrechner (9) mit insgesamt fünf Thermoelementen des Typen K und der Messsoftware Labview™ im 10-Hertz-Takt aufgezeichnet. Die Gießtemperatur im Keramiktiegel (7) und in der Kokille (5) werden über ein weiteres Thermoelement manuell direkt vor dem Vergießen gemessen. Zur Messung der Gießlängen der Spiralen wird eine Gießspiralen-Skala (a und b) verwendet. Zur Erstellung der Gießspiralen-Skala im DIN-Format A3 wird aus dem vorhandenen CAD-Modell eine maßstabsgetreue Werkstattzeichnung, die zusätzlich eine Millimetereinteilung entlang der Fließlänge aufweist, abgeleitet.

4.1.2 Mechanische und metallographische Werkstoffcharakterisierung

Die Salzlegierung weist ein stark keramisches Verhalten auf. Nach *Danzer und Lube* [91] müssen im Zugversuch bei keramischen Werkstoffen mindestens 30 Proben geprüft werden, um einen hinreichend abgesicherten Festigkeitswert zu erhalten. Deshalb werden bei keramischen Werkstoffen Biegeversuche durchgeführt, wobei die Festigkeiten aus dem Biegeversuch aufgrund des geringeren beanspruchten Volumens im Vergleich zum Zugversuch höher sind.

Derzeit existiert keine Prüfnorm für die Ermittlung von Biegefestigkeiten bei Salzkernen. Deshalb werden die Biegespannung σ_f und die Randfaserdehnung ε nach DIN EN 843-1 [92] ermittelt. Die Norm beschreibt die Prüfung von Hochleistungskeramik und wird aufgrund der vergleichbaren spröden Materialeigenschaften von Keramik und Salz verwendet. Die Stützweite wird mit 60 mm festgelegt, der Auflageradius und der Biegestempelpadius betragen 5 mm, die Vorprüfkraft 5 N und die Prüfgeschwindigkeit wird mit $0,5 \frac{mm}{min}$ definiert. Der Biegeversuch, dargestellt in Abbildung 4.3 a, findet auf der Universalprüfmaschine RetroLine® der Zwick GmbH & Co. KG statt. Für die Versuche mit Salzbiegestäbchen wird eine 10 kN Kraftmessdose verwendet, um kleine Kräfte bei Sprödbrüchen erfassen zu können. Die Durchbiegung der Salzstäbchen wird mit einem induktiven Wegaufnehmer der Firma Hottinger ermittelt. Die Vermessung der Proben erfolgt mit einem Messschieber und die Ausrichtung manuell. Anhand der Gleichungen (4.1) und (4.2) werden die Randfaserdehnungen ε und die Biegefestigkeiten σ_f bestimmt:

$$\sigma_f = \frac{3 F_B l}{2 b h^2} \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \frac{600 h f}{l^2} \quad (4.2)$$

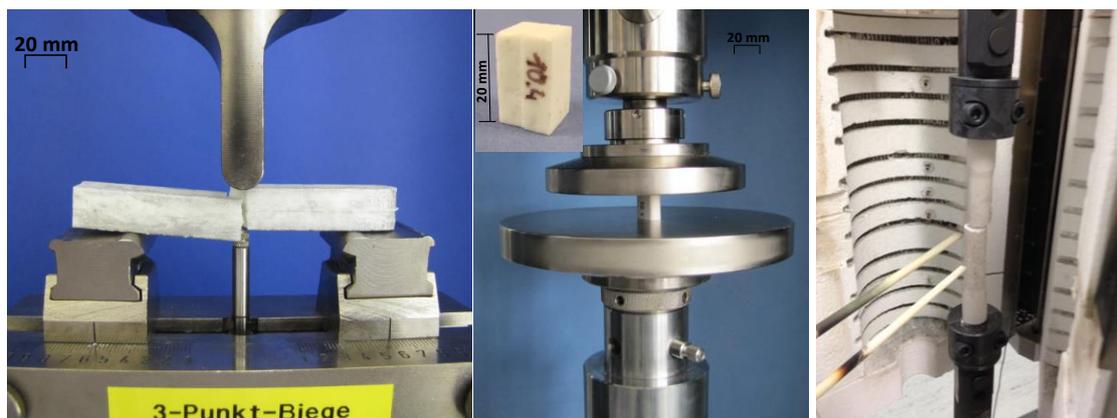
Hierbei ist σ_f die Biegefestigkeit in $\frac{N}{mm^2}$, F_B die Kraft bei Bruch in N, l der Auflagerabstand in mm, b die Probenbreite in mm, h die Probenhöhe in mm sowie f die Durchbiegung in mm. Entsteht der Bruch nicht in der Mitte des Auflagerabstandes, muss der Abstand x , wie in Gleichung (4.3) dargestellt, in der Spannungsberechnung berücksichtigt werden:

$$\sigma_B = \frac{3 F (l - 2x)}{2 b h^2} \quad (4.3)$$

Die Druckprüfung (Aufbau vorgestellt in Abbildung 4.3 b) wird als weitere Charakterisierungsmethode verwendet. Dazu wird, wie beim Biegeversuch, der Speiser vom Biegestäbchen getrennt und der verbleibende Teil in 20 mm hohe Stücke mit planparallelen Stirnflächen verarbeitet. Da bei diesem Versuch aufgrund der großen Druckplatten kein Dehnungsaufnehmer verwendet werden kann, wird die Druckspannung σ_D nach Gleichung (4.4) mit der an der Kraftmessdose gemessenen Kraft und der Querschnittsfläche der Probe berechnet.

$$\sigma_D = \frac{F}{b h} \quad (4.4)$$

Die Zugprüfung erfolgt mittels der in Abbildung 4.3 c präsentierten Vorrichtung. Da aufgrund des spröden Materials kein Gewinde auf die Probe gefertigt werden kann, werden die Enden der Zugprobe überdreht und in einer dafür vorgesehenen Prüfvorrichtung eingespannt. Über ein Extensometer werden die Dehnungen im Prüfbereich ermittelt.



a) Aufbau des 3-Punkt-Biegeversuchs für die Ermittlung der Biegefestigkeiten von Salzkernen; b) Aufbau der Druckprüfung inkl. Probenabbildung zur Ermittlung der Druckfestigkeiten von Salzkernen; c) Prüfaufbau für die Zugprüfung

Ergänzend zur Festigkeitsbestimmung werden Härteprüfungen nach Brinell DIN EN ISO 6506-04 auf der Universalhärteprüfmaschine Testor 930/250D® der Fa. Wolpert Wilson Instruments durchgeführt. Für die Härteprüfung wird aus jeder Versuchsserie eine den Gießparametersatz charakterisierende Probe verwendet. Der Kugeldurchmesser beträgt 2,5 mm und die Prüfkraft liegt bei 613,13 N. An jeder Probe werden in axialer Richtung fünf Härtemessungen durchgeführt. Die Härteprüfung erfolgt an der unbehandelten Gussoberfläche. Bei Proben mit großen Einfallstellen und Kaltläufen werden die Positionen der Messpunkte um wenige Millimeter auf eine Stelle mit höherer Oberflächengüte versetzt. Zur Messung der Eindruckdurchmesser werden die Härteeindrücke farbig markiert. Dadurch wird das Ablesen der Durchmesser auf der Mattscheibe der Härteprüfmaschine erleichtert.

Die zerstörungsfreie Ermittlung der elastischen Kennwerte wird mittels der Impulserregungstechnik der Firma Grindo Sonic nach *Lemmens* [93] durchgeführt. Dabei wird der Probekörper durch einen leichten von außen einwirkenden mechanischen Impuls angeregt und die resultierende Schwingung mit einem Detektor aufgenommen. Ausgewertet werden drei körperspezifische Grundschwingungsarten - die flexurale, torsionale und longitudinale Schwingung. Vor der Messung werden für jede Probe die geometrischen Abmaße und die Masse ermittelt. Die Berechnung des Elastizitäts-, des Schubmoduls sowie der Querkontraktionszahl erfolgt mittels der Software GENEMOD.

Die Untersuchung des Gefüges der Salzstäbchen erfolgt mit dem Rasterelektronenmikroskop JSM-7100F® der Fa. JEOL. Die Aufnahme der Gefügebilder erfolgt mit der Software der Fa. Texas Instruments. Untersucht wird das Gefüge in der Mitte der Salzbiegestäbchen auf Höhe des platzierten Thermoelementes, um es direkt mit den Abkühlraten vergleichen zu können. Dafür wird aus den Stäbchen ein 10 mm langer Bereich herausgesägt. Jeweils drei Probenstücke werden zusammen in einer REM-Probe mit Durchmesser 30 mm kalt eingebettet. Verwendet werden das Epoxid Harz EpoFix Resin® und der Härter EpoFix® Hardener der Fa. Struers, die zusammen eine Aushärtezeit von 24 Stunden besitzen. In einem Probenhalter werden die beiden REM-Proben mit Silicium-Carbid Schleifpapieren der Korngrößen 80, 180, 240, 320, 600, 800, 1200 und 2500 mit jeweils 15 Newton pro Probe für 150 Sekunden trocken geschliffen. Die geschliffenen Proben werden abschließend mit einem Poliertuch ohne Polierpaste für zwei Minuten und 10 Newton pro Probe poliert. Der Poliervorgang findet unmittelbar vor der REM Untersuchung statt, um eine Feuchtigkeitsaufnahme der Proben zu vermeiden. Zur Extraktion der eingeschlossenen Gase des Kalteinbettmittels werden die Proben in einem Vakuum-Exsikkator ausgelagert.

Zur Untersuchung der Rissneigung wird die Warmrissprobe aus Kapitel 4.1.1 verwendet. Die Herstellung der Warmrissprobe erfolgt gleich der Biegeprobenherstellung. Die Rissbildung in der Warmrissprobe kann durch die Variation der Prozessparameter gezielt gesteuert werden. Hohe Schmelzetemperaturen erhöhen die Rissneigung aufgrund der hohen Schwindung. Niedrige Kokillentemperaturen erhöhen die Rissneigung, da dadurch die Abkühlrate steigt. Lange Ausformzeiten begünstigen Risse, da die Schwindungsbehinderung vorherrscht, solange die Probe noch nicht ausgeformt ist.

4.1.3 Salzlegierungsvariation und weiterführende Versuchsplanung

Nach *Yaokawa et al.* [56] unterliegen $\text{NaCl-Na}_2\text{CO}_3$ -Systeme, abhängig von der molaren Zusammensetzung, starken Festigkeitsschwankungen. Die höchsten mechanischen Festigkeiten sind demnach vor allem bei den stark unter- und übereutektischen Salzlegierungen zu erwarten und in Abbildung 4.4 eingezeichnet. Aus diesem Grund werden zuerst verschiedene Zusammensetzungen ausgewählt (siehe Abbildung 4.4), hergestellt und bewertet. Ziel ist die Identifizierung einer geeigneten Kernzusammensetzung für weiterführende Untersuchungen.

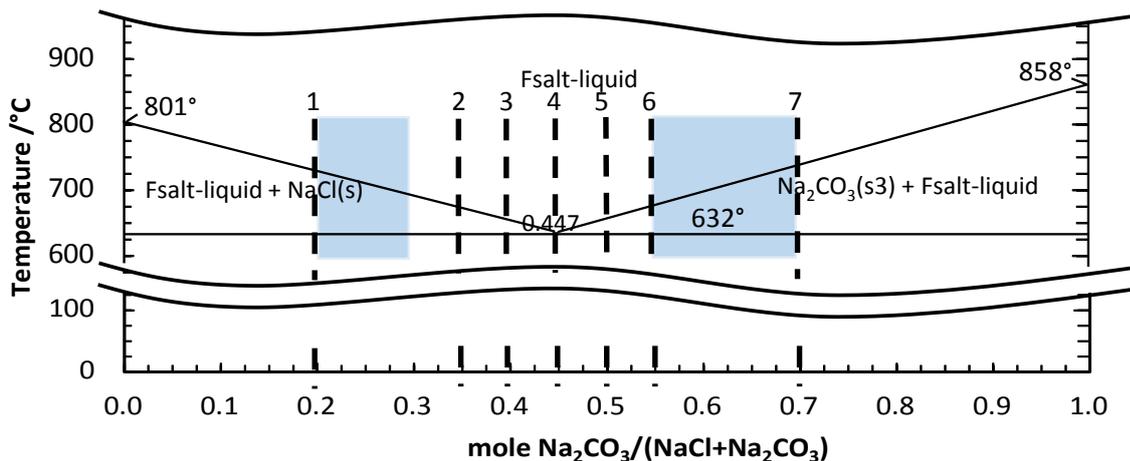


Abbildung 4.4: $\text{Na}_2\text{Cl-Na}_2\text{CO}_3$ Phasendiagramm inkl. eingezeichneter molarer Zusammensetzungen für die Voruntersuchungen und Bereiche mit den zu erwartenden höchsten mechanischen Festigkeiten

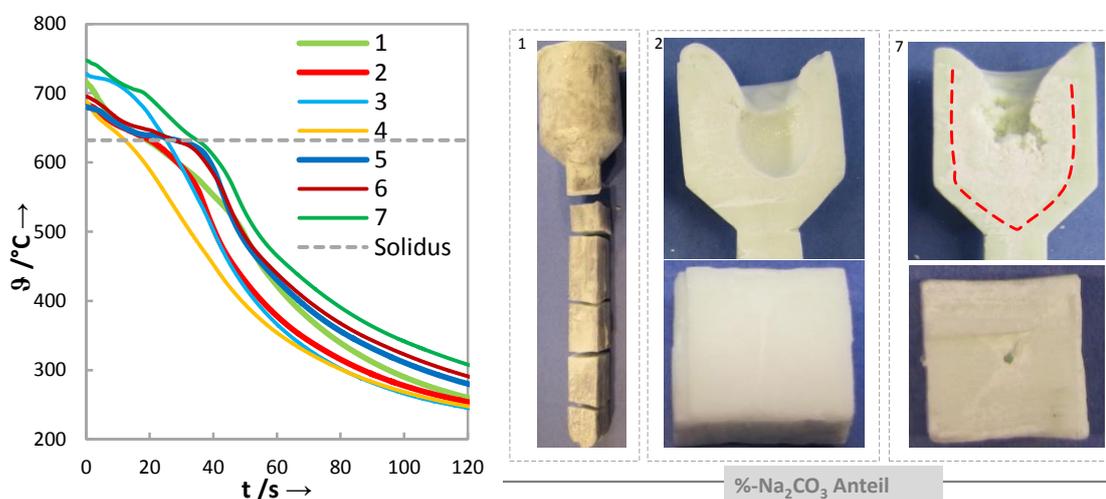
Die untere Grenze im Phasendiagramm wird bei 20 % Na_2CO_3 und die obere Grenze bei 70 % Na_2CO_3 gewählt. Zusammensetzungen außerhalb des definierten Intervalls erfordern sehr hohe Gießtemperaturen und werden deshalb nicht betrachtet. Innerhalb der Grenzen werden die eutektische (Position 4), drei untereutektische (1-3) und drei übereutektische (5-7) Zusammensetzungen für die Voruntersuchungen festgelegt. Zur Vergleichbarkeit wird die Gießtemperatur bei allen sieben Varianten 30 K über der jeweiligen Liquidustemperatur gewählt. Die Prozesstemperaturen, molaren und massenspezifischen Zusammensetzungen der ausgewählten Legierungen sind in Tabelle 4.1 aufgelistet. Die Kokillentemperatur wird mit 200 °C und die Ausformzeit

mit 60 s definiert. Die Bewertung erfolgt anhand der 3-Punkt-Biegefestigkeiten und des Warmrissverhaltens.

Tabelle 4.1: Ausgewählte NaCl-Na₂CO₃ Zusammensetzungen mit molarer und Massenprozent inkl. Liquidus und Gießtemperatur

Mol% NaCl	Mol% Na ₂ CO ₃	Masse% NaCl	Masse% Na ₂ CO ₃	Liquidus Temperatur /°C	Gießtemperatur /°C (Liquidus +33 K)	Benennung
80	20	68,8	31,2	725,4	759	1 (stark untereutektisch)
64,5	35,5	50	50	666,8	700	2 (untereutektisch)
60,3	39,7	45,6	54,4	650,9	684	3 (leicht untereutektisch)
55,3	44,7	40,5	59,5	632	665	4 (eutektisch)
50,3	49,7	35,8	64,2	652,4	686	5 (leicht übereutektisch)
44,9	55,1	31	69	674,5	708	6 (übereutektisch)
30	70	19,1	80,9	735,4	769	7 (stark übereutektisch)

Für die Untersuchung des Abkühlverhaltens werden für jede Legierung drei Abkühlkurven ermittelt und der Mittelwert, dargestellt in Abbildung 4.5 a, gebildet. Die Abbildung verdeutlicht die starken Unterschiede im Abkühlverhalten. Als auffallend ist bei den Gießversuchen festzuhalten, dass mit der stark untereutektischen Legierung Nr.1 kaum prüfbare Proben hergestellt werden können. Bereits beim Abguss der Biegeprobe, die keine Schwindungsbehinderung besitzt, bricht die Probe, wie in Abbildung 4.5 b dargestellt, meist mehrfach.



a) **Abbildung 4.5:** Gegenüberstellung der gemittelten Abkühlkurven für die Salzlegierungen Nr. 1 bis Nr. 7. b) Exemplarische Ergebnisdarstellung der stark untereutektischen, der untereutektischen und der stark übereutektischen Salzlegierungen für die Voruntersuchungen zur Auswahl einer geeigneten Salzlegierungsmischung

Die Biegefestigkeit liegt bei ausformbaren Proben bei ca. 3 MPa, weshalb diese Zusammensetzung nicht weiter berücksichtigt wird. Exemplarisch sind die

untereutektische Legierung 2, die eutektische Legierung 4 und die stark übereutektische Legierung 7 im Schnitt durch den Speiserbereich sowie den Längs- und Querschnitt dargestellt. Besitzen die untereutektischen Proben noch eine dichte, durchgängige Struktur mit einem vergleichsmäßig großen Schwindungslunker im Speiser, steigt der poröse Anteil mit steigendem Carbonatgehalt. Wie bei Legierung Nr. 7 zu sehen, geht die dichte Außenhaut in eine porösere Struktur über und die Größe des Schwindungslunkers nimmt ab. Es ist zudem festzuhalten, dass bei der leicht untereutektischen Zusammensetzung eine Schollenbildung im Tiegel bis 730°C beobachtet wird, wodurch ein prozesssicheres Abgießen erst ab 735°C möglich ist. Noch stärker ist dieses beschriebene Phänomen bei der eutektischen Legierung ausgeprägt, wodurch die geplante Abgusstemperatur von 665°C auf 730°C erhöht werden muss.

Die Versuchsplanung für die weiterführenden Versuche wird mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung (engl. Design of Experiments, kurz DoE) erstellt. Einflüsse und Wechselwirkungen einzelner Faktoren auf Systeme lassen sich damit ermitteln. Ziel ist die Aufstellung eines systembeschreibenden Ausdrucks, der die Versuchsergebnisse mit einer hohen Übereinstimmung abbildet. Exemplarisch sind in Gleichung (4.5) die linearen und in Gleichung (4.6) die quadratischen Ansätze zur Beschreibung eines Versuchsraumes bestehend aus drei Faktoren dargestellt:

$$y = c_0 + c_1x_1 + c_2x_2 + c_3x_3 + c_{12}x_1x_2 + c_{13}x_1x_3 + c_{23}x_2x_3 + \varepsilon \quad (4.5)$$

$$y = c_0 + c_1x_1 + c_2x_1^2 + c_3x_2 + c_4x_2^2 + c_5x_3 + c_6x_3^2 + c_7x_1x_2 + c_8x_1x_3 + c_9x_2x_3 + \varepsilon \quad (4.6)$$

Die Gleichungen stellen für verschiedene Kombinationen der Eingangsgrößen x_1 , x_2 , x_3 einen Näherungswert y dar. Die Modellkonstanten $c_0 \dots c_9$ werden aus den Versuchsergebnissen ermittelt. ε steht für die Streuung der Messergebnisse im Versuch. Für weiterführende Literatur zum Thema Design of Experiments wird auf Siebert [94] und Allen [95] verwiesen.

Im Gießexperiment werden die in Tabelle 4.2 aufgelisteten Gießparameterserien nach angefertigtem DoE abgegossen. Für die Minimierung der Versuchsanzahl wird ein teilfaktorieller Versuchsplan erstellt. Als Variablen bzw. Eingangsgrößen werden die Gießtemperatur (T_s), die Kokillentemperatur (T_K) und die Ausformzeit (t_A) definiert. Aus den Vorversuchen wird der Zentralpunkt der Planung bei $T_s = 700$ °C, $T_K = 200$ °C und $t_A = 60$ s festgelegt. Die Schmelzetemperatur wird um 20 °C, die Kokillentemperatur um 100 °C und die Ausformzeit um 30 s variiert.

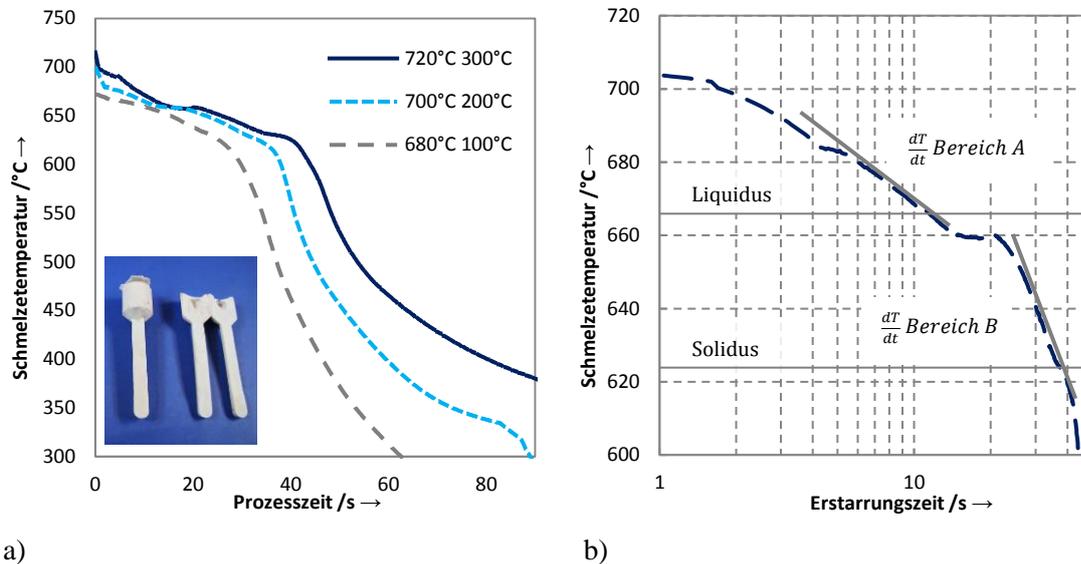
Nach einer definierten Erstarrungszeit wird das Salzstäbchen aus der Form entnommen und an der Luft bis zum Erreichen der Raumtemperatur abgekühlt. Für jeden Gießparametersatz werden acht Salzbiegestäbchen abgegossen. Die eingestellten Gießparameter werden zu Beginn der Gießserie mit einem Warmguss überprüft, wobei das hergestellte Probestäbchen zusätzlich überschüssiges Formtrennmittel aus der Kokille aufnimmt. Mit der zweiten Probe wird die charakteristische Abkühlkurve der Gießserie aufgezeichnet. Im Anschluss wird die Durchgangsbohrung in der Kokille mit einem Stift verschlossen und die Proben für die mechanische Charakterisierung hergestellt. Für die DoE-Versuchsserie werden 118 Salzstäbchen abgegossen und 15 Abkühlkurven verschiedener Gießparameterkonfigurationen aufgezeichnet.

Tabelle 4.2: Übersicht der Prozessparametersätze für die Salzbiegestäbchenversuche abgeleitet aus dem DoE

Lfd. Nr	Gießtemp. /°C	Kokillentemp /°C	Ausformzeit /s
1	680	100	60
2	720	100	60
3	680	300	60
4	720	300	60
5	680	100	120
6	720	100	120
7	680	300	120
8	720	300	120
9	680	200	90
10	720	200	90
11	700	100	90
12	700	300	90
13	700	200	60
14	700	200	120
15	700	200	90
16	700	200	90
17	700	200	90
18	700	200	90
19	700	200	90
20	700	200	90

In Abbildung 4.6 a sind exemplarisch die Abkühlkurven der minimalen und maximalen Prozesstemperaturen der DoE-Planung aufgetragen. Die Abbildung zeigt das Abkühlverhalten der Schmelze im Inneren der Biegestäbchen über eine Zeitspanne von 90 Sekunden. Die Abkühlung der drei Parametersätze ähnelt sich in der ersten Phase der Erstarrung bis 620 °C. Der Phasenumwandlungspunkt der erstarrenden Schmelze bei ca. 600 °C wird bei den Gießparametern nach 30 bzw. 45 Sekunden Prozesszeit erreicht. Die unterschiedlichen Kokillentemperaturen wirken sich anschließend direkt auf die Kerntemperaturen und somit auf die Abkühlzeit aus. Nach 90 Sekunden besitzen die Gießparametersätze eine Kerntemperatur die ca. 100 °C höher als die jeweilige Kokillentemperatur ist. Ergänzend werden für alle Versuchspunkte die Abkühlraten ermittelt, wobei in Abbildung 4.6 b exemplarisch das Vorgehen aufgezeigt wird. Für den Vergleich der Abkühlraten werden zwei Temperaturbereiche definiert. Im ersten Bereich A wird die maximale Abkühlrate der flüssigen Schmelze bis zur Liquidustemperatur untersucht. Im zweiten Bereich B wird die Abkühlrate von der Liquidustemperatur bis 630 °C im oberen fest-flüssigen Bereich der Salzschnmelze ermittelt. Dadurch ist im Anschluss der Vergleich der Abkühlraten und der

Erstarrungsmorphologien möglich. Die Abkühlraten werden durch Anlegen von Tangenten an die Kurven ermittelt. Die maximale Steigung der Tangenten $\frac{dT}{dt}$ stellt dabei die charakteristische Abkühlrate der DoE-Serie in diesem Bereich dar.



a)

b)

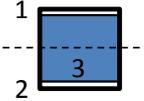
Abbildung 4.6: a) Darstellung der Abkühlkurven im Mehrfachkokillen Gießexperiment für die Prozessparameterkombination $T_s = 720 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$, $T_s = 700 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$ und $T_s = 680 \text{ °C} / T_K = 100 \text{ °C}$ b) Vorgehen zur Ermittlung der Abkühlraten im Biegestäbchen-gießversuch exemplarisch dargestellt an dem Prozessparameter $T_s = 720 \text{ °C}$, $T_K = 300 \text{ °C}$

Da der Salzkern während des Druckgussprozesses von der Aluminiumschmelze erwärmt wird, werden die mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen untersucht. Zudem dienen die Daten als Basis für die numerische Rissvorhersage. Für die Biegeprüfung werden 25 Biegestäbchen bei $T_s = 680 \text{ °C}$ und $T_K = 230 \text{ °C}$ abgegossen. Die Warmbiegefestigkeitsprüfung wird bei der Firma WZR ceramic solutions GmbH unter gleichen Prüfbedingungen wie die zuvor beschriebene Raumtemperaturprüfung durchgeführt. Vor jeder Biegeprüfung werden die Biegeproben in einem Ofen, der mit der Prüfkammer verbunden ist, auf die gewünschte Prüftemperatur gebracht. Damit sich eine homogene Temperatur im Prüfkörper einstellt, wird die Prüftemperatur 30 Minuten gehalten. Als Prüftemperaturen werden 100 °C , 150 °C , 200 °C , 300 °C und 400 °C definiert, wobei bei jeder Temperatureinstellung fünf Proben geprüft werden. Die Warmzug- und Warmdruckprüfungen verlaufen analog.

Im Zugversuch herrscht am kleinsten Querschnitt eine homogene Spannungsverteilung, wohingegen beim Biegeversuch allein an der Randfaser die maximale Zug- bzw. Druckspannung anliegt. Die unterschiedlichen Ergebnisse im Zug- und Biegeversuch lassen auf ein unterschiedliches Gefüge zwischen der Außenhaut und dem Inneren der Salzkernprobe schließen, das einen Einfluss auf die Festigkeit der Probe besitzt. Um diesen Effekt näher zu untersuchen, werden gezielt Bereiche der Biegeprobe

mechanisch bearbeitet und diese im Anschluss im Biegeversuch geprüft. Für die Versuche werden zwölf Salzgussbiegeproben mit Schmelzetemperatur 680 °C und 230 °C Kokillentemperatur hergestellt. Dafür werden die Biegeproben nach Tabelle 4.3 bearbeitet und somit verschiedene Bearbeitungsvarianten (BV) mit unterschiedlichen Querschnitten erzeugt.

Tabelle 4.3: Schematische Darstellung der Salzkernprobenherstellung zur Charakterisierung des Gefügeeinflusses auf die Biegefestigkeit der ausgewählten Salzkernlegierung

T_S	T_K	Bearbeitungs- verfahren	Werkzeug	Erzeugter Querschnitt	Erzeugte Geometrie Länge*Breite*Höhe
680	230	Schleifen	1200 SiC-Papier		80*12*11,3 (mm)
680	230	Fräsen	Vollhartmetall - Schaftfräser		80*12*5 (mm)
680	230	Fräsen	Vollhartmetall - Schaftfräser		80*12*5 (mm)

Die in der Tabelle gezeigten Grafiken zur Darstellung der erzeugten Querschnitte, bestehen aus dem Ursprungsquerschnitt 1 (äußerer Rahmen), der Teilungsebene 2 (gestrichelte Linie) und dem durch Bearbeitung erzeugten Querschnitt 3 (blaues Rechteck). In BV1 werden die Salzproben beidseitig per Hand mit SiC-Schleifpapier der Körnung 1200 abgeschliffen, um möglichst genau die Höhe der Probe von 11,3 mm zu erreichen. Länge und Breite bleiben bei allen Bearbeitungsversuchen unbearbeitet. Bei BV2 und BV3 werden die Salzproben mit einem Vollhartmetall-Schaftfräser bearbeitet. Da eine hydraulische oder mechanische Einspannung aufgrund von Ausbrüchen an der Einspannung nicht möglich ist, werden die Salzproben auf eine Aluminiumplatte mit Zweikomponenten-Epoxidharz aufgeklebt und die Aluminiumplatte mechanisch auf den Maschinentisch aufgespannt. Die Probekörper werden mit einer Drehzahl von 2500 U/min, einem Vorschub von 150 mm/min und einer Zustellung von 1 mm bearbeitet. Die Bearbeitung erfolgt trocken, da ein Schmierstoff die Probe angreifen würde. Das abgetragene Salzmaterial wird über eine Absauganlage abgesaugt. BV2 und BV3 besitzen die gleiche Querschnittsfläche, jedoch sind BV2 Proben nur auf einer Seite bearbeitet und BV3 beidseitig. Nach der Bearbeitung werden die Proben von der Aluminiumplatte abgelöst.

Zur Bestimmung der charakteristischen Gießspiralenlängen werden drei verschiedene Gießparametersätze verwendet. Durch Kombinationen der Schmelzetemperatur T_S mit den Kokillentemperaturen T_K entstehen kalte, mittelwarme und heiße Gießanordnungen.

Dadurch können eindeutige Fließlängenbereiche im Versuch erzeugt werden. Dabei wird solange Schmelze in den Anguss eingefüllt, bis diese den oberen Rand des Angusses erreicht. Nach einer Erstarrungszeit von ca. 60 Sekunden wird die Gießspirale entformt und zum Abkühlen auf ein Stahllochblech am Boden gestellt. Mit Hilfe der Gießspiralen-Skala können abschließend die Gießlängen ermittelt werden. Exemplarisch sind die Gießspiralen der Prozesskombinationen $T_S = 720 \text{ °C}/T_K = 300 \text{ °C}$, $T_S = 700 \text{ °C}/T_K = 200 \text{ °C}$ und $T_S = 680 \text{ °C}/T_K = 100 \text{ °C}$ in der Abbildung 4.7 dargestellt, wodurch der deutlich unterschiedliche Fließweg in Abhängigkeit der Prozessparameter deutlich wird.

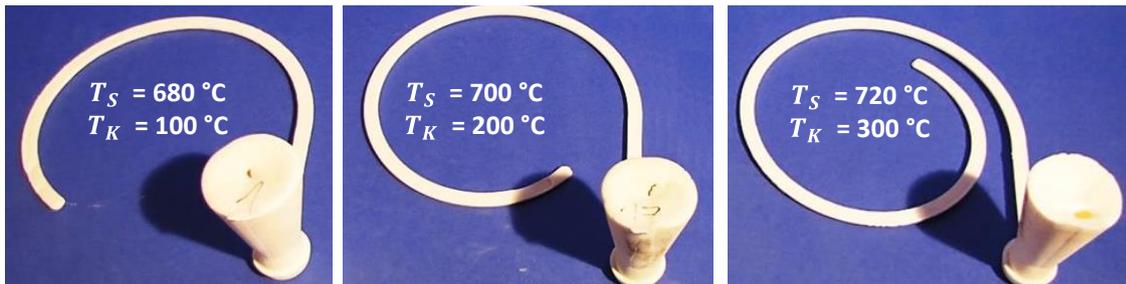


Abbildung 4.7: Darstellung der Gießspiralen bei den Prozessparametern $T_S = 720 \text{ °C}/T_K = 300 \text{ °C}$, $T_S = 700 \text{ °C}/T_K = 200 \text{ °C}$ und $T_S = 680 \text{ °C}/T_K = 100 \text{ °C}$

Zur gezielten Darstellung von Rissen werden mit der Zielzusammensetzung bei $T_S = 680 \text{ °C}$, 700 °C und 720 °C sowie bei $T_K = 100 \text{ °C}$, 200 °C und 300 °C variiert. Als Ausformzeiten werden 15 s, 30 s, 45 s und 60 s definiert. Exemplarisch sind die Ergebnisse der 700 °C Gießtemperatur in Abbildung 4.8 dargestellt.

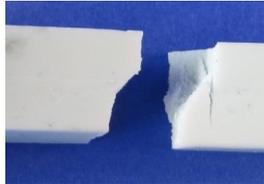
	15 s	30 s	45 s	60 s
100 °C	2 kleine Risse ☹️ 2 umlaufende Risse	3 defekte Proben ☹️	keine Abgüsse durchgeführt	keine Abgüsse durchgeführt
200 °C	1 kleiner Riss ☹️ 2 umlaufende Risse	2 kleine Risse ☹️ 2 umlaufende Risse 3 defekte Proben	1 umlaufender Riss ☹️ 2 defekte Proben	1 umlaufender Riss ☹️ 2 defekte Proben
300 °C	Keine Abgüsse durchgeführt	3 unbeschädigte Proben 😊	2 unbeschädigte Proben 😊 2 kleine Risse	2 umlaufende Risse ☹️ 2 defekte Proben
				
	intakte Probe	kleiner Riss	umlaufender Riss	defekte Probe

Abbildung 4.8: Übersicht der Rissentstehung in der Warmrissprobe bei $T_S = 700 \text{ °C}$, die Ergebnisse sind tabellarisch dargestellt bei $T_K = 100 \text{ °C}$, 200 °C und 300 °C sowie der Ausformzeit von 15 s, 30 s, 45 s und 60 s inkl. Beispiel für die Rissgruppeneinteilung

Bei den Versuchen stellen sich vier Probenzustände ein. Die Probe wird entweder rissfrei ausgeformt oder es entsteht ein Riss. Die Risse teilen sich wiederum in kleine Anrisse, umlaufende Risse oder Durchrisse auf. Niedrige Kokillentemperaturen steigern die Warmrissneigung, da bereits bei 30 s Ausformzeit alle Proben defekt sind. Um die Versuchsanzahl zu minimieren, werden in diesem Fall keine zusätzlichen Proben mit längerer Ausformzeit abgegossen. Auch die hohen Ausformzeiten von 60 s bei einer Kokillentemperatur von 300 °C führen zu Rissen in den Proben. Lediglich die Kombination aus $T_K = 300$ °C und 30 s Ausformzeit führen zu rissfreien Proben. Folglich sind die Proben bei 15 s auch als rissfrei zu betrachten, weshalb keine Abgüsse durchgeführt werden.

4.1.4 Anpassung des Materialmodells mittels Biegestab- und Spiralkokille

Für die Abbildung der Gießexperimente wird das Strömungssimulationsprogramm Flow3D von Flow Science Inc. verwendet. Die Schmelzebewegung wird dabei nach *Hirt* [96] mit der Volume of Fluid-Methode (kurz VOF) berechnet. Zur simulativen Auslegung und Konstruktion von Salzkernen wird ein Materialmodell benötigt, das die Herstellung der Salzkern durch Gießverfahren realitätsnah beschreibt. Dazu werden zuerst die experimentell ermittelten thermophysikalischen Daten in das Formfüll- und Erstarrungsprogramm Flow3D implementiert (siehe Anhang). Zur Komplettierung des Materialmodells werden aufbauend auf den Versuchen aus Abschnitt 4.1 numerische Modelle erstellt. Im Rahmen dieses Vorgehens wird die Biegestab- und Spiralkokille nachgebildet und fehlende, nicht messbare Größen iterativ ermittelt. Zuletzt wird das numerische Modell zur Rissvorhersage im Herstellungsprozess von Salzkernen vorgestellt.

Die in Gießprozessen auftretenden Temperaturdifferenzen wirken sich unmittelbar auf das physikalische Verhalten der verwendeten Werkstoffe aus. Die Verteilung und die Leitung der Temperaturen innerhalb eines Stoffes und die daraus resultierenden Wärmespannungen können nur simulativ abgebildet werden, wenn temperaturabhängige Werkstoffdaten verfügbar sind. Die Gleichung (4.7) zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeit bildet die Basis der notwendigen physikalischen Größen. Die Wärmeleitfähigkeit λ wird mit Hilfe der Dichte ρ , der spezifischen Wärmekapazität c_p und Temperaturleitfähigkeit a mit nachfolgender Gleichung berechnet:

$$\lambda(T) = \rho(T)c_p(T)a(T) \quad (4.7)$$

Um die Wärmeleitfähigkeit von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase darzustellen, werden im ersten Schritt am Österreichischen Gießereinstitut (ÖGI) alle notwendigen thermophysikalischen Kenngrößen des verwendeten Kernwerkstoffs Salz ermittelt. Die

Probengeometrien dafür werden aus dem Biegestab herausgearbeitet und sind in Abbildung 0.4 im Anhang dargestellt.

Die Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ im festen Bereich wird nach [97] auf der Anlage NETZSCH LFA 427 mit der Laserflash-Methode bestimmt. Die Bestimmung der Dichte erfolgt nach [98] wobei nach Gleichung (4.8) die Dichte ρ_0 mit der Masse m und dem Volumen V bestimmt wird.

$$\rho_0 = \frac{m}{V} \quad (4.8)$$

Die Ermittlung der temperaturabhängigen Daten im festen und im flüssigen Zustand erfolgt mit einem Schubstangendilatometer des Typs DIL 402 der Firma Netzsch. Die Dichte im festen Zustand bei erhöhter Temperatur T wird aus der Dichte bei Raumtemperatur ρ_0 und der linearen thermischen Ausdehnung $\frac{\Delta l}{l_0}$ mit Gleichung (4.9) berechnet:

$$\rho(T) = \frac{\rho_0}{\left(1 + \frac{\Delta l(T)}{l_0}\right)^3} \quad (4.9)$$

Die Dichte im flüssigen Zustand wird nach Gleichung (4.9) aus der Masse m und dem Volumen von zwei Proben berechnet, wobei r der Radius und l die Länge der Probe ist.

$$\rho(T) = \frac{m}{r(T)^2 \pi l(T)} \quad (4.10)$$

Die Ermittlung der spezifischen Wärmekapazität $c_p(T)$, der Schmelzenthalpie und des temperaturabhängigen Festanteils in der Schmelze erfolgt nach [99] mittels eines Wärmestrom-Differenz-Kalorimeters. Zusätzlich können aus den Messergebnissen die Solidus- und Liquidustemperaturen des Werkstoffes abgeleitet werden. Zur Bestimmung der Wärmekapazität werden die Temperaturdifferenzen zwischen der Probe ΔT_p und des Referenzkristalls ΔT_R bezogen auf die Basislinie errechnet. Die spezifische Wärmekapazität der Probe $c_{p,p}$ ergibt sich nach Gleichung (4.11) aus dem Vergleich mit der spezifischen Wärmekapazität der Referenz $c_{p,R}$ unter Berücksichtigung der Probenmasse m_p und der Referenzmasse m_R .

$$c_{p,P} = c_{p,R} \frac{m_R \Delta T_p}{m_P \Delta T_R} \quad (4.11)$$

Die Schmelzenthalpie wird mit der Fläche unter der Messkurve im Erstarrungsintervall errechnet. Aus der Integration der Messkurve im Erstarrungsintervall und seiner Normierung wird der entstandene Flüssig- bzw. Festanteil der Schmelze berechnet. Die experimentell ermittelten Daten sind dem Anhang zu entnehmen. Die Dichte $\rho(T)$ und die thermische Ausdehnung α des Salzwerkstoffes sind im Anhang in Abbildung 0.5 a und die spezifische Wärmekapazität $c_p(T)$ in Abbildung 0.5 b dargestellt. Die gemessene Dichte beträgt $\rho(700 \text{ °C}) = 1810 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$ bei der 35,5 mol% Natriumcarbonat Salzlegierung und stimmt damit gut mit den Werten nach Janz [100] überein, der einen Wert von $\rho(727 \text{ °C}) = 1825 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$ bei einer 37,9 mol% Natriumcarbonat Salzlegierung beschreibt. Die ermittelte Schmelzenthalpie wird aus der spezifischen Wärmekapazität errechnet und beträgt $345300 \frac{\text{J}}{\text{kg}}$. Der ermittelte Festanteil der Salzschnmelze f_s ist in Abbildung 0.6 a zu sehen und die gemessene Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ sowie die errechnete Wärmeleitfähigkeit λ in Abbildung 0.6 b.

Für die numerische Darstellung von Gießprozessen werden neben den Materialkenngrößen eines Werkstoffes auch Kenngrößen benötigt, die das Fließverhalten der Schmelze beschreiben. Die Fließfähigkeit einer Schmelze wird in der Simulation über Variablen beeinflusst, die eine Aussage über den temperaturabhängigen fest-flüssig Bereich der Schmelze treffen. Zu diesen Variablen zählen die Critical und Coherent Solid Fraction sowie der Drag-Coefficient, der den Fließwiderstand definiert. Die Critical Solid Fraction beschreibt die Temperatur einer Schmelze bei der die Partikel gebunden sind und sich wie ein Festkörper verhalten. Den Beginn der Gruppierung der Schmelzepartikel wird durch die Coherent Solid Fraction festgelegt. Der Drag-Coefficient beschreibt dabei den Schmelzewiderstand der Partikel in dem Übergangsbereich von flüssiger zur fester Phase. Die Fließfähigkeit ist keine Materialkonstante sondern eine Kenngröße, die direkt von den Einflussgrößen im Gießprozess abhängig ist. Sie muss, ähnlich wie die Wärmeübergangskoeffizienten, für jedes Gießsystem in der Simulation angepasst werden.

Das erstellte numerische Modell (siehe Abbildung 4.9) für die Anpassung basiert auf den experimentellen Versuchen mit der Biegestabkokille aus Abschnitt 4.1.3, wobei der Zentralpunkt des DoE ($T_s = 700 \text{ °C}$, $T_K = 200 \text{ °C}$) als Iterationsbasis dient. Die verschiebbaren Tische und die Befestigung der Kokille werden in der Modellbildung vernachlässigt. Der Einfluss der Komponenten auf die Wärmeverteilung ist gering, wird jedoch in den Randbedingungen berücksichtigt. Das Aufheizen der Kokille wird wie im Experiment mit Heizpatronen durchgeführt. Um den Füllvorgang aus dem Experiment

realitätsnah abzubilden, wird dieser über eine Massenquelle (Mass Momentum Source) (1) mit elliptischer Form und 10° Neigung zur horizontalen Ebene definiert. Das Füllvolumen wird tabellarisch über die Volumenrate angegeben.

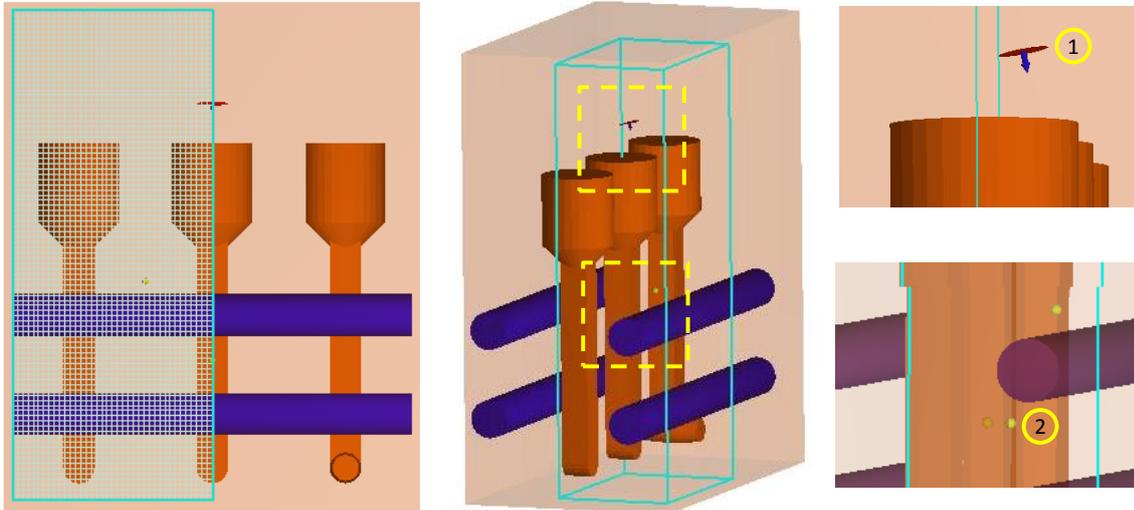


Abbildung 4.9: Simulationsmodell für die Mehrfachkokille in Flow3D, Darstellung der Vernetzung, der Einfüllöffnung und der History Probes zur Aufzeichnung der Temperaturkurven

Zur Aufzeichnung der Abkühlraten und zur Bestimmung der Wandtemperaturen in der Kavität werden auf den Positionen der Thermolemente aus dem Gießexperiment Datenaufzeichnungspunkte (History Probes) (2) gesetzt. Da die Schwindungsbehinderung keinen signifikanten Einfluss auf das Temperaturfeld in der Kokille hat, wird die Symmetrie der Kokille genutzt und nur ein Viertel des Bauteils vernetzt. Die Simulation besteht aus zwei Modellen, die den Gießprozess in zwei Phasen unterteilen. In der ersten Berechnung wird die Temperaturverteilung innerhalb der Kokille durch das Aufheizen der Heizpatronen abgebildet und dient als Basis für die Füll- und Erstarrungssimulation, die die ermittelte Temperaturverteilung in der Kokille als Startbedingung übernimmt. Da das Aufheizverhalten der Kokille konstant ist, kann die Aufheizsimulation für die folgenden Füllvorgänge wieder verwendet werden. Aufgrund der geringen Temperaturänderung pro Zeitschritt, erfolgt die Berechnung der Wärmetransportphänomene der ersten Berechnung implizit. Für die Füll- und Erstarrungssimulation wird der Wärmetransport aufgrund der geringen Füllzeit und der hohen Zustandsänderung der Salzschnmelze innerhalb der ersten Sekunden explizit berechnet. In Abbildung 4.10 sind die im Experiment ermittelten Oberflächentemperaturen der Kokille für die Kokillentemperaturen 100°C , 200°C und 300°C sowie die Abgrenzung des Modells mit den Netzrandbedingungen dargestellt. Die verwendeten Heizpatronen weisen eine nominale Heizleistung von 1000 W auf. Für die Simulation wird allerdings die vom Hersteller angegebene Abstrahlleistung pro Mantelfläche zur Berechnung der tatsächlichen Wärmeleistung verwendet. Die Grenzen des Simulationsmodells (engl. Mesh Boundaries) werden durch den erstellten Vernetzungsraum definiert. An den Grenzflächen wird zudem der Wärmetransport der

Kokille zur Umgebung festgelegt. Zur Vereinfachung des Modells wird die Wärmestrahlung vernachlässigt und über einen angepassten Wärmeübergang der Kokille zur Luft definiert.

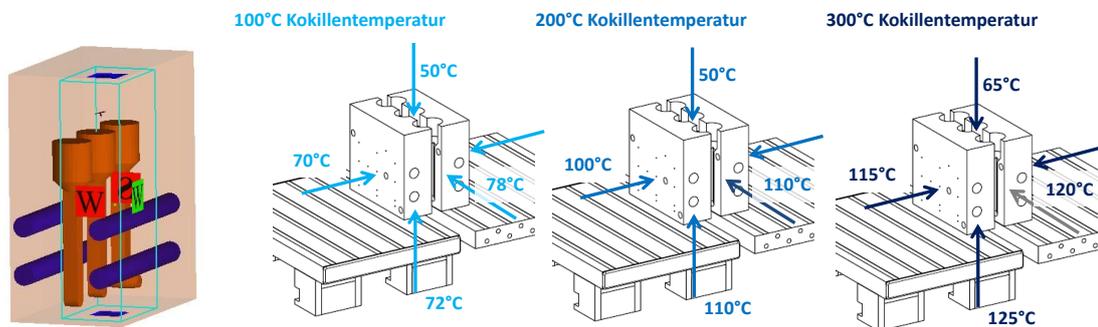
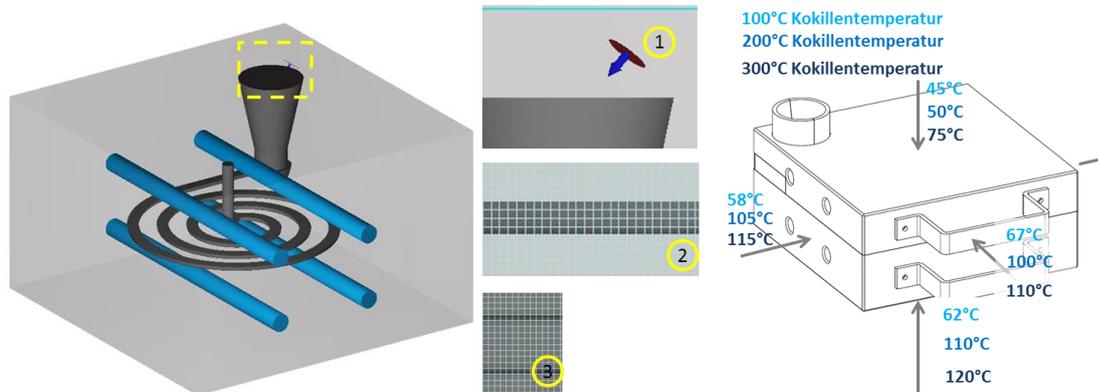


Abbildung 4.10: Netzrandbedingungen und Oberflächentemperaturen im Mehrfachkokillenmodell dargestellt für $T_K = 100\text{ °C}$, $T_K = 200\text{ °C}$ und $T_K = 300\text{ °C}$

Zur iterativen Ermittlung der Wärmeübergänge zwischen der Kokille, den Heizpatronen und der Luft werden die Grenzflächentemperaturen benötigt. Mit den Außenflächentemperaturen kann die Wärmeverteilung innerhalb der Kokille mittels Wärmeübergangskoeffizienten simulativ angepasst werden. Die Temperaturen der Luft nahe den Kokillenoberflächen werden im Gießexperiment mit einem Thermoelement Typ K (Ni-Cr-Ni) ermittelt. Neben den thermischen Randbedingungen wird zur Ermittlung der Wärmeübergangskoeffizienten auch der Kontakt zwischen den Heizpatronen und der Kokille berücksichtigt. Ein hohes Untermaß der Heizpatronen zur Kokille drückt sich danach durch einen niedrigeren Wärmeübergangskoeffizienten und somit einer niedrigeren Wärmeleitung aus.

Die Fließlänge in der Spiralkokille, entstanden bei den Gießparametern des Zentralpunktes der DoE ($T_S = 700\text{ °C}$, $T_K = 200\text{ °C}$) dienen wie bei der Biegestabkokille als Verifizierung der Simulation und zusätzliche Iterationsbasis. Zum Aufbau des Simulationsmodells wird der CAD-Konstruktionsdatensatz vereinfacht übernommen. Dabei werden Konstruktionselemente wie z. B. die Haltegriffe der Formober- bzw. Unterseite und die Positionierungsstempel entfernt. Diese Elemente besitzen einen sehr geringen Einfluss auf die Wärmeverteilung der Kokille und können daher vernachlässigt werden. Die Spiralkokille wird dabei als Komplement in der Simulation über das positive Abbild der Spirale mit Anguss gebildet. Die Heizpatronen werden als eigenständige Komponenten hinzugefügt. Das Bauteil wird aufgrund der geringen Querschnittsfläche der Spirale mit einem 1mm Netz versehen. In Abbildung 4.11 a ist das Modell der Spiralkokille mit den Heizpatronen dargestellt. Der Füllvorgang der Spiralkokille wird, wie bei dem vorherigen Modell, über ein elliptisches Inlet (1) mit einer Volumenrate definiert. Der Füllvorgang kann realitätsnah über die gemessene Füllmenge aus dem Gießexperiment und die Füllzeit abgebildet werden. Die Simulation des Gießvorganges und die Erstarrung der Salzschnmelze in der Spiralkokille werden

analog der Mehrfachkokillensimulation durchgeführt. Für die Basissimulation wird der Wärmetransport zuerst implizit und im Anschluss in der Formfüllsimulation explizit berechnet. Die verwendeten Heizpatronen besitzen eine nominale Heizleistung von 1250 Watt.



a) **Abbildung 4.11:** a) Gießspiralemodell in Flow3D mit Darstellung der Schmelzeinitiatoren (1) und der Vernetzung der Spirale (2 u. 3), b) Oberflächentemperaturen der Spiralkokille bei 100 °C, 200 °C und 300 °C Kokillentemperatur

Die tatsächliche Abstrahlleistung wird über die Angaben im Herstellerdatenblatt pro Mantelfläche errechnet. Die Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Kokille, Heizpatronen und Luft werden aus dem vorangegangenen Modell übernommen. Für die Simulation der Wärmeverteilung innerhalb der Spiralkokille werden ebenfalls die Oberflächentemperaturen experimentell erfasst und in den Mesh Boundaries definiert. Die gemessenen Oberflächentemperaturen der Kokille sind in Abbildung 4.11 b dargestellt.

4.1.5 Numerisches Modell für die Darstellung von Warmrissen

Grundsätzlich können mit der in dieser Arbeit genutzten Software Flow3D drei Vorgehensweisen angewendet werden, um resultierende Verformungen und Spannungen aus gießtechnischen Strömungs- und Erstarrungsphänomenen darzustellen. Die erste Möglichkeit ist das Mappen von Größen wie z. B. Temperaturfeldern in ein FEM-Programm wie z. B. Abaqus. Dazu wird das FEM-Netz in Abaqus zugrunde gelegt und die exakt gleiche Geometrie wie in der Gießsimulation erstellt, in Flow3D importiert und über das FDM-Netz gelegt. Mittels Interpolation werden im Anschluss für alle Knoten die Temperaturen zum gewünschten Zeitschritt herausgeschrieben. Über einen Temperaturfeldimport werden damit die Spannungen im FEM-Programm berechnet.

Die zweite und dritte Möglichkeit nutzt das Thermal-Stress-Evolution Model (TSE) nach Brethour [101], welches in Flow3D integriert ist. Dabei werden Standardbewegungsgleichungen in Festkörpern mit der FEM gelöst. Dazu werden die

Verschiebungsinformationen zu jedem Zeitschritt, hervorgerufen durch die thermische Ausdehnung, aus dem FDM-Netz ausgetauscht. Das FEM-Netz kann in Abaqus erstellt und in Flow3D importiert werden. Die Spannungsberechnung erfolgt jedoch in Flow3D intern. Alternativ werden beide Netze in Flow3D erstellt und alle Größen intern errechnet. Um Programmschnittstellenproblematiken zu vermeiden, wird in den nachfolgend dargestellten Berechnungen die dritte, Flow3D interne, Variante gewählt.

Das Simulationsmodell für die Darstellung von Rissen bei der Herstellung von Salzkernen aus der flüssigen Phase baut auf dem Biegestabmodell aus dem vorangegangenen Abschnitt auf. Verwendet wird die äußere Kavität mit der Schwindungsbehinderung am unteren Ende der Probe. Die Simulation wird, wie im vorherigen Abschnitt ausführlich beschrieben, in zwei Schritten durchgeführt. Für das TSE-Modell wird zuerst der Raum mit zwei Netzen diskretisiert. Abbildung 4.12 a zeigt die FDM-Vernetzung der Warmrissprobe. Durch die Flow3D interne Vernetzungsmethode kann das Bauteil mit einer geringen Anzahl von Elementen genau abgebildet werden. Wird während der Berechnung in einem Element die Soliduslinie unterschritten, kommt die in Abbildung 4.12 b dargestellte FEM Vernetzung zum Einsatz. Dabei wird in jedem Zeitschritt die Temperatur von der FDM-Zelle auf die Knoten des überlagerten FEM-Elementes interpoliert.

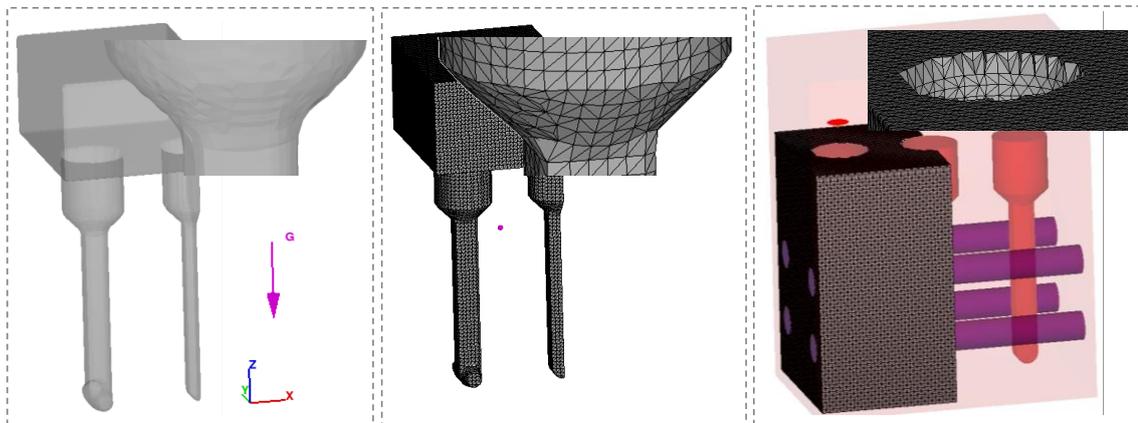


Abbildung 4.12: a) FDM-Vernetzung der Rissprobengeometrie, b) FEM-Vernetzung der Rissprobengeometrie, c) FEM Vernetzung der Mehrfachkokille zur Realisierung der Festkörperinteraktion zwischen Kokille und erstarrender Schmelze

Durch die Temperatur-unterschiede ergibt sich eine Verschiebung der Knoten, woraus mit Hilfe der mechanischen Daten, wie dem E-Modul und der Querkontraktionszahl, elastische Spannungen berechnet werden. Auswählbare Elementtypen in Flow3D sind lineare Hexaeder oder Tetraeder. Alternativ können extern erstellte Netze im Exodusformat importiert werden. Eine weitere Auswahlmöglichkeit ist die Festkörperinteraktion in Flow3D, wodurch Verschiebungen unter Angabe eines Reibkoeffizienten μ darstellbar sind. Dazu wird die Kokille mit einem FEM-Netz versehen (Abbildung 4.12 c).

Im Postprocessing wird für die Spannungsbetrachtung das FDM- und FEM-Netz betrachtet, wobei eine überlagerte Darstellung möglich ist. Abbildung 4.13 stellt die Temperaturverteilung in der Schwindungsbinderungsprobe für das FDM- (Abbildung oben) und FEM-Netz (Abbildung unten) in der Längsschnittansicht durch die Probe dar. Wie bei der Biegestabprobe entsteht kurz nach dem Gießvorgang eine Gushaut. Ab 15 s Prozesszeit werden erste FEM-Ergebnisse sichtbar, wobei sich nur vereinzelt Elemente entlang der Randschale bilden. Ab 30 s Prozesszeit ist eine durchgängige Randschale erkennbar und bei 45 s ist der Festkörperanteil im Prüfbereich der Probe zu 100 % erreicht. Da der Speiser nach 55 s immer noch flüssige Schmelze beinhaltet, sind in diesem Bereich keine Spannungsergebnisse auswertbar.

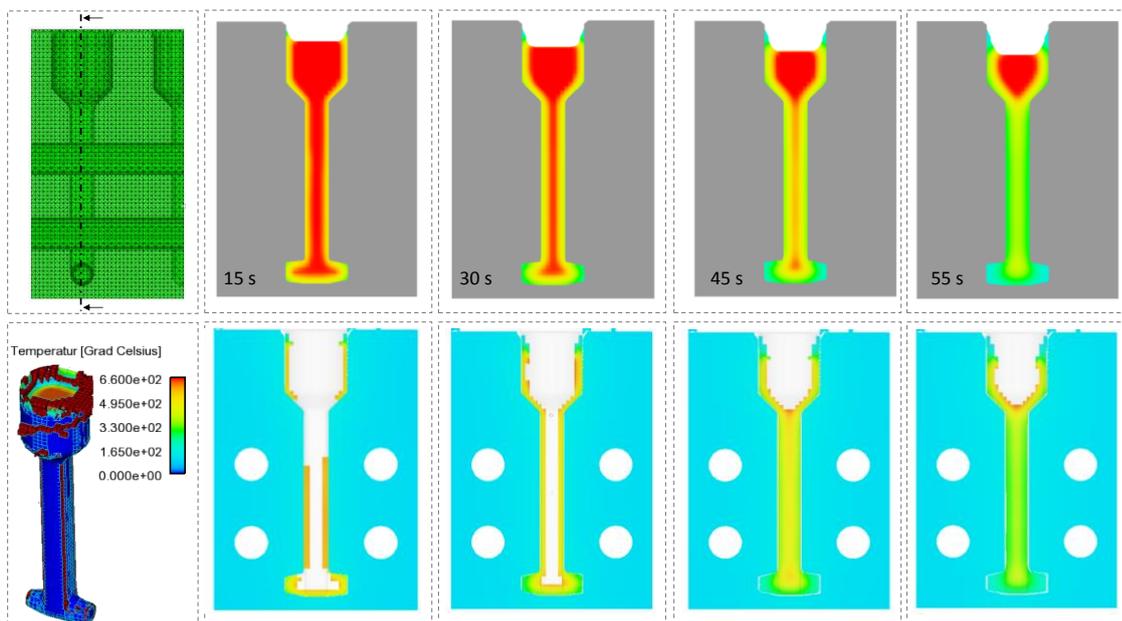


Abbildung 4.13: Darstellung des Temperaturfeldes im Verlauf der Erstarrung im Längsschnitt bei der Rissprobegeometrie für das FDM-Netz (oben) und FEM-Netz (unten)

4.2 Experimentelle und numerische Betrachtung des Umgussprozesses

Zur prototypischen Darstellung von Druckgussbauteilen werden diese vorab im Niederdruckgussandverfahren hergestellt. Somit kann kostengünstig ein Prototyp erstellt werden und Fragestellungen, wie z. B. die der Fügetechnik bis hin zu der des Einbauversuchs und der Festigkeitsbewertung, untersucht werden. Zur Untersuchung von Hohlstrukturen, hergestellt mit Salzkernen und Stahleinlegern mit dauerhaftem Verbleib, werden in diesem Abschnitt die experimentellen Versuche im Druck- und Niederdrucksandguss vorgestellt. Dazu gehören die Werkzeugkonzepte für beide Verfahren, die Einlegertechnik und die Versuchsplanung. Aufgrund der Wahl der Randbedingungen wird eine Vergleichbarkeit der beiden Verfahren sichergestellt. Zudem werden nachfolgend die angewandten Methoden zur Charakterisierung der Hohlstruktur und exemplarische Ergebnisse vorgestellt.

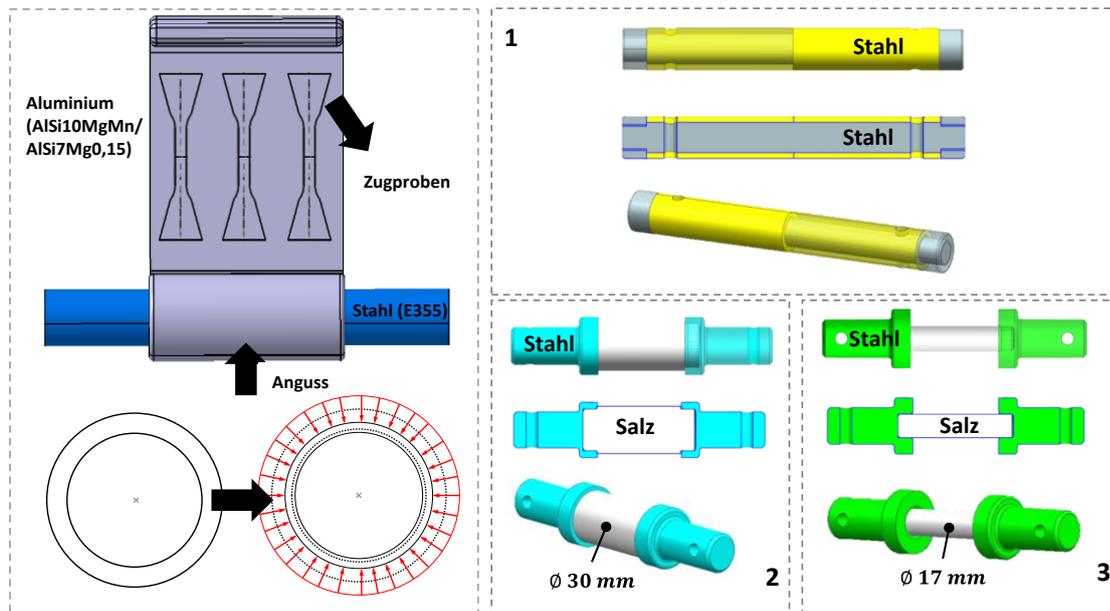
4.2.1 Werkzeugkonzept und Versuchsdurchführung

Für die Verbundgussuntersuchungen wird eine vereinfachte Aluminium-Stahl-Verbundgussprinzipgeometrie entworfen. Mit der Geometrie sollen kraft- und stoffschlüssige Verbindungen realisiert werden, weshalb auf Formschluss verzichtet wird. Als Umgussmaterial wird die Aluminiumlegierung AlSi9MgMn verwendet. Für die Umgussversuche mit Salzkernen wird eine vereinfachte, zylindrische Geometrie verwendet.

Für die Stahleinlegergeometrie wird ein runder Querschnitt gewählt, da dieser nach *Céspedes-Gonzales* [16] einen positiven Einfluss auf die Ausbildung einer kraftschlüssigen Verbindung hat, weil sich keine Spannungsspitzen wie beispielsweise bei einem Rechteckprofil ausbilden. Da aus dem direkten Umfeld des Einlegers keine Proben entnommen werden können, wird die Prinzipgeometrie um eine 3 mm dicke Platte ergänzt. Somit lassen sich, wie in Abbildung 4.14 a schematisch dargestellt, Zugproben zur Materialcharakterisierung entnehmen. Als Stahleinleger wird ein 184 mm langes Stahlrohr mit einem Außendurchmesser von 26 mm und einem Innendurchmesser von 20 mm definiert. Als Einlegermaterial werden aufgrund der kostengünstigen Verfügbarkeit geschweißte, maßgewalzte Rohre nach *DIN EN 10305-3* [102] aus E355 verwendet. Der Umgussbereich ist 86 mm breit und hat eine Wandstärke von 7 mm.

Neben dem durchgehenden Stahlrohr werden die in Abbildung 4.14 b dargestellten Einleger umgossen. Teil 1 stellt ein geteiltes Rohr dar, das für Auszugversuche verwendet wird. Für die Positionierung im Werkzeug werden die zwei Rohrhälften auf einer Gewindestange platziert und mit zwei Gewindehülsen befestigt. Nach dem Umgussversuch werden die Gewindestange und die Hülsen entfernt. Die Salzkern-

werden über Einlegerhülsen, dargestellt in Teil 2 und Teil 3, im Druckgusswerkzeug befestigt. Für die Umgussversuche werden Salzkerne mit Durchmesser 30 mm und 17 mm hergestellt. Der massivere Salz Kern dient zur Qualifizierung des Aluminiumumgusses und soll Serienparametern von 70 ms^{-1} Anschnittgeschwindigkeit und einem Nachdruck von 1000 bar standhalten. Der 17 mm Salz Kern wird gezielt während des Umgusses geschädigt, um das Bruchverhalten im Anschluss simulativ abzubilden und mit den experimentellen Daten zu verifizieren. Um das Schädigungsverhalten der Stahlrohre abzubilden, werden Stahlrohre mit verschiedenen Wandstärken von 1 mm bis 3,5 mm in 0,5 mm Schritten bei konstanten Prozessparametern umgossen.



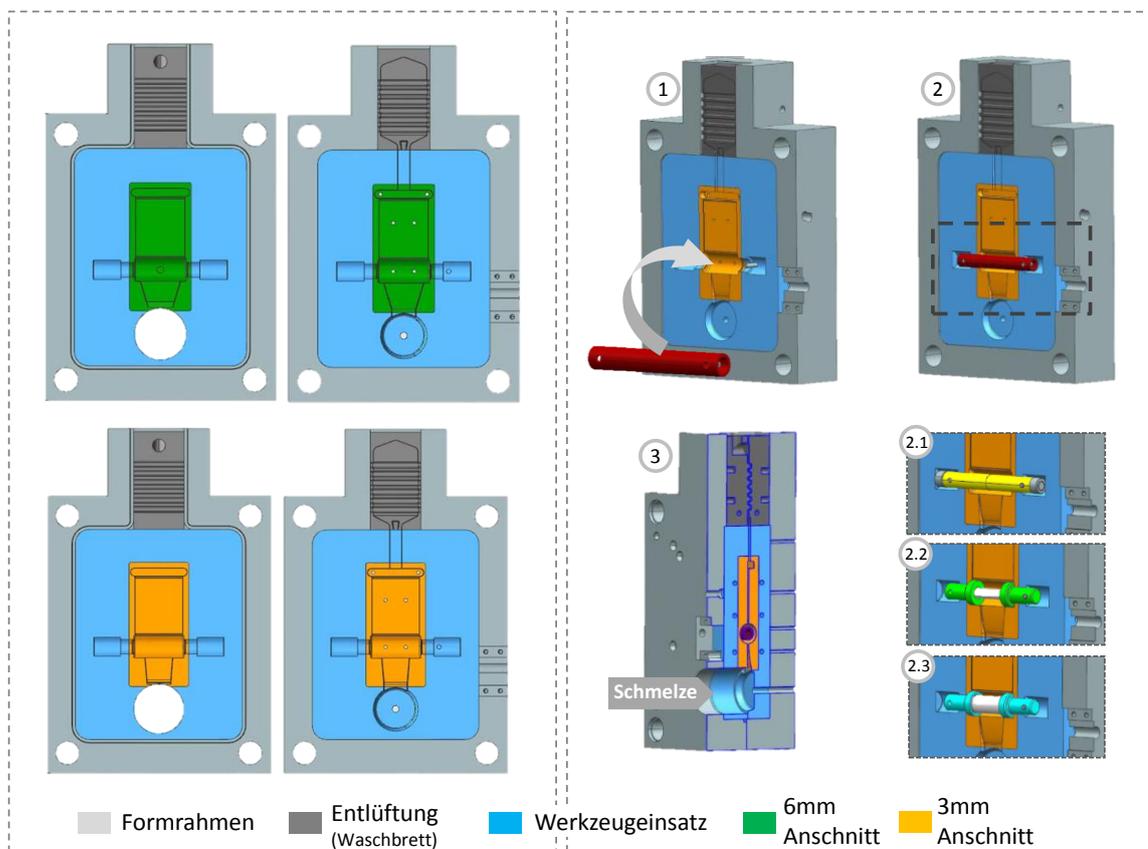
a) **Abbildung 4.14:** a) Prinzipgeometrie für Verbundgussuntersuchungen inkl. Angabe des Umguss- und Einlegermaterials und Darstellung der Zugprobenentnahme-bereiche; b) Einlegervariation im Druckgussversuch, 1: geteiltes Rohr für Auszugversuche, 2: 30 mm Salz kern für Aluminiumcharakterisierung, 3: 17 mm Salz kern zur Darstellung der Einlegerbelastung

Die Druckgussform, dargestellt in Abbildung 4.15 a, ist modular aufgebaut. Nach der Kontinuitätsgleichung (4.12) für inkompressible Fluide kann die Anschnittgeschwindigkeit mit Hilfe der Kolbengeschwindigkeit und der geometrischen Abmaße des Kolbens und des Anschnitts berechnet werden.

$$v_{\text{Anschnitt}} = v_{\text{Kolben}} \cdot \frac{\pi}{4} \cdot \frac{D_{\text{Gießkammer}}^2}{A_{\text{Anschnitt}}} \quad (4.12)$$

Somit können durch Variation der Kolbengeschwindigkeit von $0,3 \text{ ms}^{-1}$ bis $3,6 \text{ ms}^{-1}$ mit dem 6 mm Einsatz minimale Anschnittgeschwindigkeiten von 3 ms^{-1} und mit dem 3

mm Einsatz maximale Anschnittgeschwindigkeiten von 70 ms^{-1} realisiert werden. Die Füllzeit variiert von 44 ms bis 464 ms. Mit einem externen Messsystem werden Temperaturen in der Kavität aufgezeichnet. Die Gießversuche werden auf einer Druckgussmaschine DAK 400 – 40 der Fa. Frech durchgeführt. Nach dem Abgießen der Pilzproben erfolgt das Spülen bzw. Entgasen der Aluminiumschmelze bei 680°C für ca. 15 Minuten mit Stickstoff, wodurch ein Dichteindex von ca. 1,6 erreicht wird. Vor den Abgüssen werden Füllgradversuche an der Druckgussmaschine durchgeführt. Dabei werden das geeignete Schmelzevolumen und der ideale Umschaltzeitpunkt für die Versuche ermittelt. Da keine automatisierte Dosiereinrichtung zur Verfügung steht, wird nach manueller Füllung der Gießkammer der Kolben bis zu einem gewählten Umschaltzeitpunkt verfahren und gestoppt.

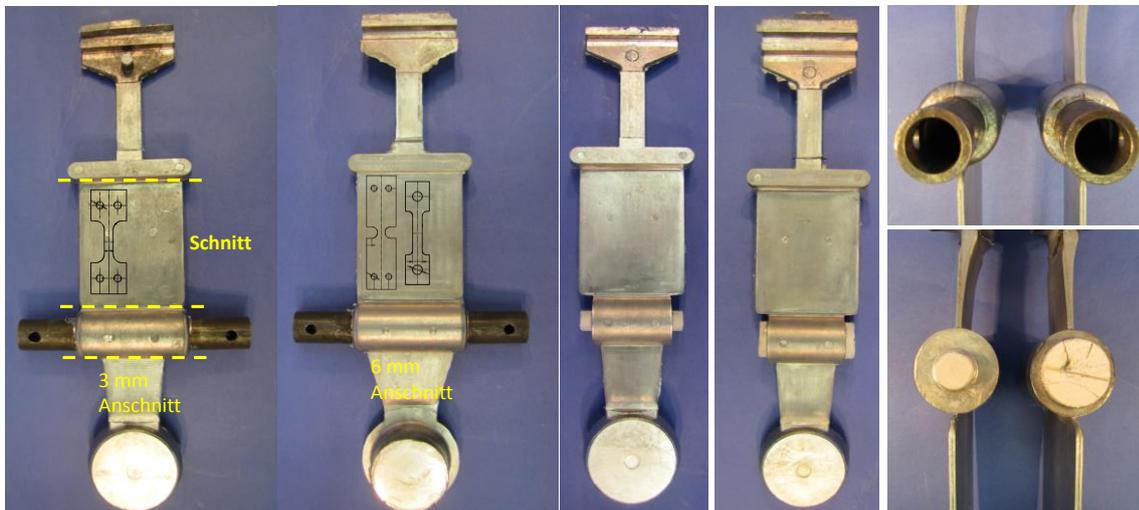


a) b)
Abbildung 4.15: a) Modulares Werkzeugkonzept für die Druckgussuntersuchungen. Gekennzeichnet sind der Formrahmen, die Entlüftung, der Werkzeugeinsatz und der 6 mm sowie 3mm Anschnitt, b) Schematische Darstellung des Druckgussumgussprozesses mit dem 6mm Anschnittsystem und prozesstechnischer Abfolge (1-3). In 2.1 – 2.3. sind zudem die neben dem Stahlrohr alternativen Einleger dargestellt.

Der Umschaltzeitpunkt wird so eingestellt, dass die Schmelze beim Umschalten auf die zweite Phase auf mittlerer Höhe des Anschnittsystems steht. Somit wird sichergestellt, dass der Einleger die an der Maschine eingestellte Geschwindigkeit erfährt und die Schmelze die volle Belastung auf den Einleger aufbringt. Durch eine Referenzbohrung

im beschichteten Gießlöffel wird die Füllmenge für die Gießversuche trotz manueller Füllung konstant gehalten. Das integrierte Vakuum-Entlüftungssystem der Druckgussform wird für die Gießversuche abgeschaltet. Danach wird wie in Abbildung 4.15 b dargestellt, der Einleger in die Form eingelegt und die Druckgussform geschlossen. Ein Bolzen, der in die bewegliche Formhälfte eingebracht ist, verhindert das Herausfallen des Einlegers während des Verfahrens der Druckgussform. In Abschnitt 3 ist zu erkennen, dass der Anschnitt genau in der Trennebene liegt und somit der Einleger immer zentral angeströmt wird. Damit kann die volle Energie der flüssigen Aluminiumschmelze auf den Einleger übertragen werden. Zu Beginn der Versuchsserie und nach jeder längeren Unterbrechung des Experiments wird das Druckgusswerkzeug ohne eingelegten Kern warmgeschossen. Durch das Warmschießen wird eine einheitliche, konstante Temperaturverteilung im Werkzeug für die Gießversuche gewährleistet. Das Druckgusswerkzeug ist dabei auf 160 °C temperiert. Für die erste Phase ist unabhängig vom Gießparametersatz eine Geschwindigkeit von $0,2 \frac{m}{s}$ eingestellt.

Abbildung 4.16 stellt die Versuchsergebnisse aus den Druckgussumgussversuchen dar. Einen exemplarischen Abguss mit dem 3mm Anschnittsystem inkl. Markierung der Trennebenen zur Erzeugung der Auszug- und Ausdruckgeometrie sowie die Plattengeometrie zur Entnahme der Zugproben zeigt Abbildung 4.16 a.



a) b) c) d) e)
Abbildung 4.16: Darstellung der Versuchsergebnisse aus den Druckgussumgussversuchen, a) Verbundgussgeometrie mit 3mm-Anschnitt mit eingezeichneten Trennebenen und Zugprobenentnahmeposition, b) Verbundgussgeometrie mit 6mm-Anschnitt, c) Umgussgeometrie mit $\varnothing 17 \text{ mm}$ Salzkern, d) Umgussgeometrie mit $\varnothing 30 \text{ mm}$ Salzkern, e) Darstellung der Abbildungen a - d in den Seitenansicht

Analog dazu ist in Abbildung 4.16 b das Ergebnis des 6 mm Anschnitts zu sehen und in c und d die Ergebnisse der Salzkernumgussversuche mit den zuvor vorgestellten

Salzkerngeometrien. Bis auf den Einleger sind die Umgussprinzipbauteile somit identisch. Abbildung 4.16 e zeigt alle vier verschiedenen Umgussvarianten in der Seitenansicht, wodurch erneut der Unterschied zwischen 3 mm und 6 mm Anschnitt verdeutlicht wird.

Die Niederdruckgussversuche (NDG-Versuche) werden bei der Firma Grunewald GmbH & Co. KG durchgeführt. Als Umgussmaterial wird eine AlSi7Mg0,15-Legierung verwendet. Untersuchungen haben gezeigt, dass eine zweistufig wärmebehandelte AlSi7Mg0,15-Legierung, hergestellt im Niedersanddruckguss, ähnliche Eigenschaften wie eine AlSi9MgMn-T6, hergestellt im Druckgussverfahren, aufweist. Wie im Druckguss werden durchgängige Rohre, geteilte Rohre sowie Salzkerne mit 30 mm und 17 mm umgossen. Da keine hohen mechanischen Belastungen in diesem Verfahren auf den Einleger wirken, werden die Stahlrohre mit verschiedenen Wandstärken nicht untersucht. Aufgrund der aufwändigeren Maschinenteknik und der längeren Prozesszeiten werden in einem Gießvorgang vier Einleger hergestellt. In Abbildung 4.17 ist der Gießprozess im Niederdruckguss dargestellt. Das gesamte System besteht aus vier Sandformen und einer Gießblauform. Die Einleger werden zuerst in die Sandformen gelegt und im Anschluss auf der Gießblausandform aneinander gereiht. Danach wird die Sandform auf den Niederdruckgussofen gestellt und abgedichtet.

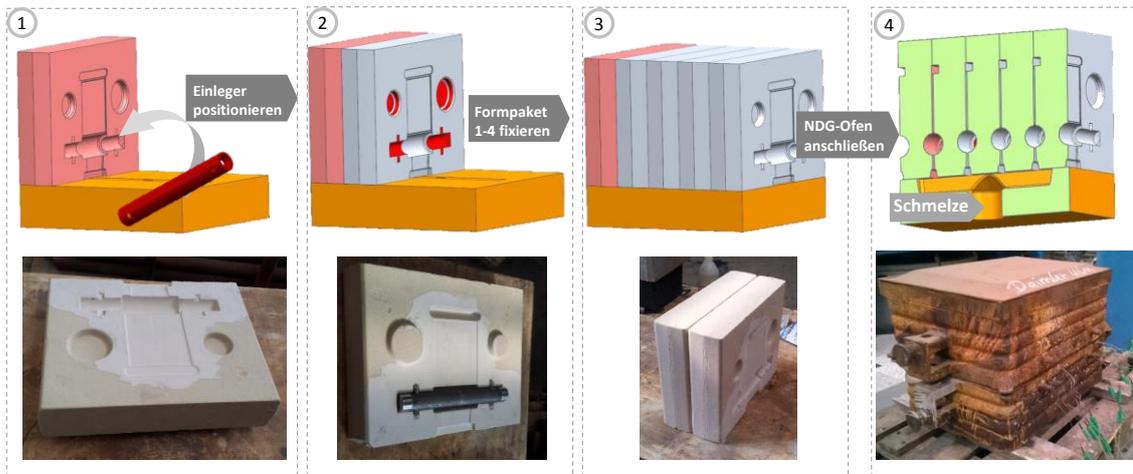
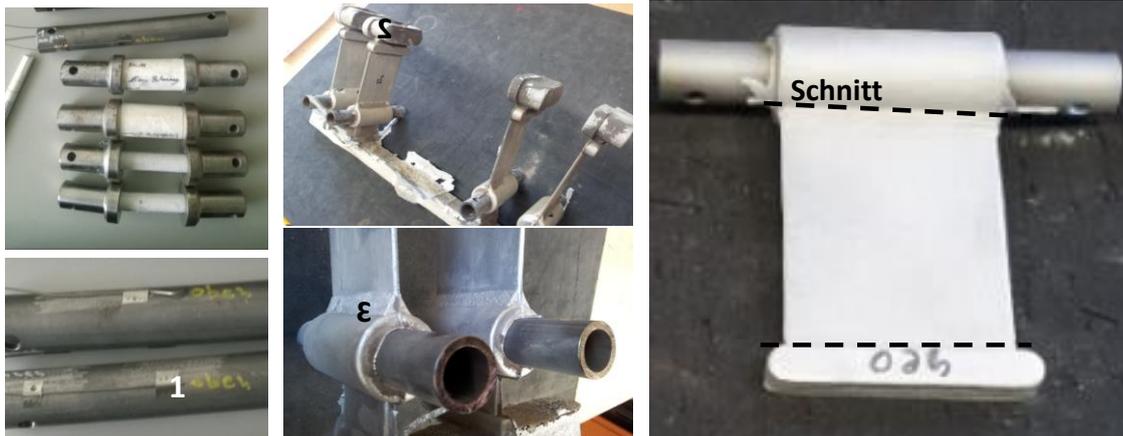


Abbildung 4.17: Darstellung des Niederdruckgussprozesses für die Herstellung der Verbundgussgeometrie als CAD-Geometrie und Realbauteil. Dargestellt sind die Einlegertechnik (1) und (2) sowie die Formpakete (3) und das zentrale Anschnittsystem

Durchgeführt werden die Versuche auf der Anlage AL 20-12 CSO der Firma Kurtz. Als Formmaterial wird geschossener Sand, 100% Neusand des Typs H32 Quarzsand mit dem Binder ColdBox Bindersystem der Fa. Hüttenes Albertus verwendet. Damit die Vergleichbarkeit mit den Druckgussversuchen gewährleistet ist, wird auch in den Niederdruckgussversuchen der Einleger zentral von unten angeströmt. Der NDG-Prozess wird in vier Schritte unterteilt. Im ersten Schritt wird die Schmelze mit einem Druck von 60 mbar innerhalb von 3 s bis zur Unterkante der Form gebracht. Die

anschließende Formfüllung dauert 2 s, wobei der Druck auf 160 mbar erhöht wird. Für die Verbesserung der Bauteilqualität wird danach ein Nachdruck mit 260 mbar für 10 s angelegt. Der Druckabbau auf 0 mbar wird innerhalb von 259 s durchgeführt. Abbildung 4.18 a zeigt die Salzkerne und die Präparation der Stahlrohre mit Thermoelementen (1) Typ K (Ni-Cr-Ni) zur Temperaturerfassung. Damit wird sichergestellt, dass alle vier Kavitäten die gleichen Randbedingungen während des Gießversuchs besitzen. Außerdem dienen die gewonnenen Daten der Simulationsverifizierung.



a) b) c)
Abbildung 4.18: Darstellung der Versuchsabgüsse im Niederdruckguss: a) Darstellung der $\varnothing 17\text{ mm}$ und $\varnothing 30\text{ mm}$ Salzkerne und der Thermoelementpositionen (1) an den Stahlrohren, b) Gussrohling der Niederdruckgussversuche, c) Verputzte Versuchsgeometrie mit eingezeichneter Schnittebene

Die Form wird zudem wie in Abbildung 4.18 b dargestellt, mit einem radialen Übergang (3) zwischen Umguss- und Plattenkavität versehen, da es sonst verstärkt zu Lufteinschlüssen kommt. Ferner wird ein zusätzlicher Überlauf (3) angebracht, um die Lufteinschlussbildung zu minimieren. Wie in den Druckgussversuchen, abgebildet in Abbildung 4.18 c, wird im letzten Schritt die Plattengeometrie von der Umgussgeometrie entfernt.

Für die Verbesserung der Anbindung zwischen dem Stahleinleger und dem Aluminiumguss sind resultierend aus Tabelle 0.1 (Anhang) in Tabelle 4.4 die verwendeten Beschichtungen in der vorliegenden Arbeit aufgelistet. Die verwendeten Verfahren lassen sich in das galvanische Abscheiden, thermisches Spritzen (LDS) und das Schmelztauchverfahren unterteilen. Als galvanische Beschichtung wird Zink und Zink-Nickel mit einer mittleren Schichtdicke von $15\text{ }\mu\text{m}$ verwendet sowie eine dünnere Zinkbeschichtung mit $5\text{ }\mu\text{m}$. Beide Werkstoffe werden aus alkalischen Elektrolyten gewonnen. Zudem wird eine Zinkschicht, galvanisch aus einem sauren Elektrolyt mit einer Schichtdicke von $10\text{ }\mu\text{m}$, verwendet. In Vorversuchen wurde versucht Al99,5 und AlSi12 durch das Tauchschmelzverfahren auf ein Stahlrohsubstrat aufzubringen.

Tabelle 4.4: Übersicht der verwendeten Beschichtungen inkl. mittlerer Schichtdickenangaben und Rauheit vor und nach dem Beschichten

	Vorbehandlung	Rauheit (Rz) vor Beschichtung	Beschichtungsverfahren	Chemische Zusammensetzung	Mittlere Schichtdicke	Rauheit (Rz) nach Beschichtung
Galvanische Abscheidung	Säubern/beizen	9,1 µm	Zink (alkalisch)	Zn	5 µm	14,5 µm
	Säubern/beizen	9,1 µm	Zink (alkalisch)	Zn	15 µm	17 µm
	Säubern/beizen	9,1 µm	Zink (sauer)	Zn	10 µm	18,3 µm
	Säubern/beizen	9,1 µm	Zink-Nickel (alkalisch)	ZnNi	15 µm	27,6 µm
Thermisches Spritzen Lichtdrahtbogenspritzen (LDS)	Korundstrahlen	40,1 µm	LDS	Al99,5	100 µm	108,2 µm
	Hochdruckwasserstrahlen (HDWS)	102,5 µm	LDS	Al99,5	100 µm	157,0 µm
	Korundstrahlen	40,1 µm	LDS	AlSi12	100 µm	130,0 µm
	Hochdruckwasserstrahlen (HDWS)	102,5 µm	LDS	AlSi12	100 µm	178,0 µm
Schmelztauchverfahren	säubern	9,1 µm	Feuerverzinkung	Zn	150 µm	19,1 µm
	säubern	9,1 µm	Zink-Thermodiffusion	Zn	150 µm	25,9 µm

Diese Versuche haben gezeigt, dass keine durchgängige stoffschlüssige Verbindung produziert werden kann und zudem die Steuerung regelmäßiger Schichtdicken über das Substrat hinweg nicht möglich ist. Aus diesem Grund wird für die Applikation von Al99,5 und AlSi12 das thermische Lichtdrahtbogenspritzen, kurz LDS, verwendet. Damit die Schicht auf das Substrat aufgebracht werden kann, muss der Einleger im Vorfeld konditioniert werden. Hierbei wird als Vorkonditionierung Korundstrahlen und Hochdruckwasserstrahlen, kurz HDWS, angewendet. Als Schmelztauchverfahren finden das Feuerverzinken und das Zink-Thermodiffusionsverfahren Anwendung. Letzteres Verfahren wird unter dem Namen DIFFCO® von der Firma ITW Fastener Products GmbH vertrieben. Die Oberflächenrauheit wird vor und nach der Beschichtungsapplikation dokumentiert, da diese einen erheblichen Einfluss auf die

Anbindung und insbesondere auf die Auszugskräfte bei kraftschlüssigen Verbunden hat. Die galvanischen Beschichtungen zeigen R_z -Werte von $14,5 \mu\text{m}$ bis $27,6 \mu\text{m}$ und liegen damit auf einem ähnlichen Niveau wie die Versuchsgeometrien, die durch Schmelztauchverfahren behandelt werden. Die Oberflächen der Einleger, die durch thermisches Spritzen beschichtet werden, weisen mit maximalen R_z -Werten von $178 \mu\text{m}$ einen deutlichen höheren Wert auf.

4.2.2 Darstellung der Einlegerbelastungen während des Druckgussumgusses

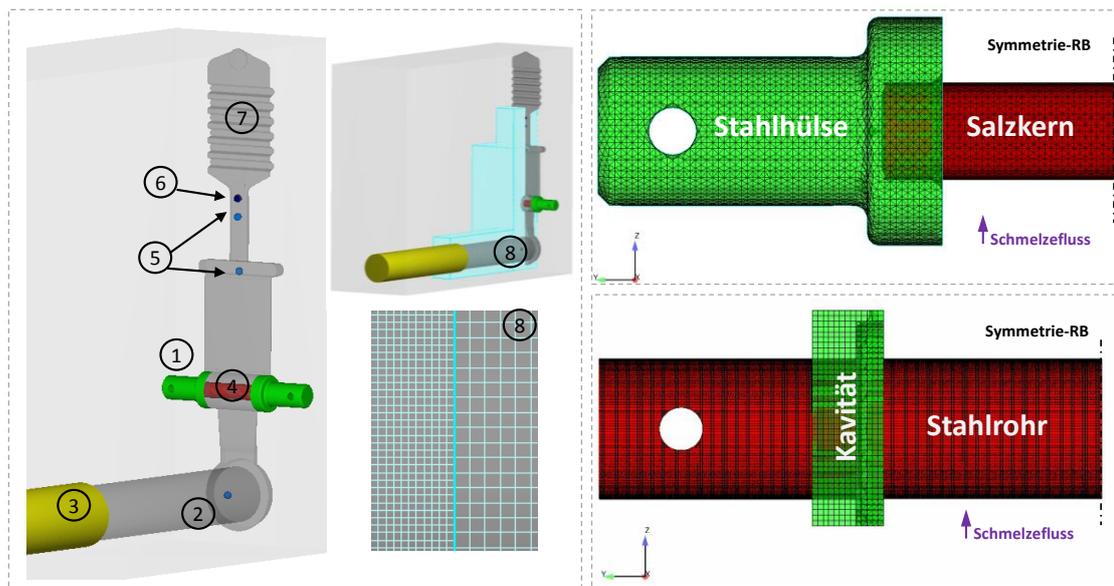
Für die Darstellung der Belastung während des Umgießens eines Einlegers ist eine Formfüll- und Erstarrungssimulation notwendig. Das Modell für die Druckgussimulation wird im Folgenden vorgestellt. Eine Besonderheit von Flow3D ist das Fluid Structure Interaction Model (kurz FSI) nach *Brethour* [101], das eine Kopplung zwischen Fluid und Festkörper ermöglicht. Dabei kann eine beidseitige oder einseitige Wechselwirkung betrachtet werden. Die in dieser Arbeit vorgestellten Modelle werden mit einer einseitigen Wechselwirkung betrachtet. Somit wird aufgrund des geringen Einflusses der Impuls des Festkörpers an das Fluid vernachlässigt.

Wie beim TSE Modell aus Abschnitt 4.1.5 werden beim FSI Model zu jedem Zeitschritt Informationen zwischen dem FDM und FEM Netz ausgetauscht. Dabei werden die lokal wirkenden Drücke im Fluid als äußere Spannungen auf die Grenzflächen zwischen Schmelze und Festkörper abgebildet. Viskose Spannungen werden nicht berücksichtigt, da der Einfluss auf Festkörper zu gering ist. Mit dem Normalvektor \vec{n} und dem im Fluid wirkenden Druck p wird nach Gleichung (4.13) für den nächsten Zeitschritt $n + 1$ die Spannung im Festkörper berechnet.

$$\vec{\sigma}^{n+1} = -\vec{n} \cdot p \quad (4.13)$$

Das verwendete Simulationsmodell wird exemplarisch für den Salzkern mit $\varnothing 17 \text{ mm}$ erläutert und ist in Abbildung 4.19 aufgeführt. Das Druckgusswerkzeug wird als positives Abbild des Gussbauteils erzeugt und weitere Komponenten wie die Einlegerhülsen (1), die Füllkammer (2), der Kolben (3) und der Salzkern (4) hinzugefügt. Die Füllkammer und der Kolben werden in Flow3D als Zylinder definiert. Zur Definition der eingeschlossenen Luft werden sog. Void Pointers (5) definiert. Das Entweichen der Luft während des Füllvorganges wird über das Valve Model (6) nach *Carter* [103] unter Eingabe eines Valveloss Coefficient beschrieben. Zusätzlich wird ein Waschbrett (7) integriert. Um die die Zellenanzahl zu reduzieren beträgt die Netzgröße der Gießkammer 2 mm und des Druckgusswerkzeuges 1 mm . Das Verhältnis am Netzübergang (8) sollte aus Konvergenzgründen 2:1 betragen. Zusätzlich wird die die Symmetrie des Werkzeuges genutzt.

Zur Berechnung der Spannung im Umgussprozess wird der Salzkern vernetzt und als FSI Komponente definiert. Die Netzgröße des Salzkernes wird auf 0,5 mm festgelegt. Als Elementtyp werden Tetraeder verwendet. Aufgrund der einfachen Geometrie des Salzkernes wird das Netz mit dem in Flow3D integrierten Vernetzungswerkzeug erstellt. Das generierte Netz des Salzkernes ist in Abbildung 4.19 b dargestellt. Für die Darstellung der relativen Festkörperverschiebung werden auch die Einlegerhülsen mit einem FEM-Tetraedernetz abgebildet. Für die Belastungsbetrachtung der Stahleinleger und die Darstellung der relativen Verschiebung werden die Stahlrohre und ein Teil der Kavität mit Hexaedern vernetzt.



a) **Abbildung 4.19:** a) Flow3D Modell für die Abbildung der Druckgusseperimente; Dargestellt sind die charakteristischen Modellinhalte 1-7 sowie der Übergang an der Vernetzung (8) mit unterschiedlicher Netzgröße, b) Darstellung der FEM-Vernetzung der Einlegerhülsen mit Salzkern sowie des Stahlrohrs und der Kavität

Der Füllvorgang wird über die Bewegung des Kolbens mit dem General Moving Object (kurz GMO) nach *Wei* [104] im Modell definiert. Der Kolben kann über eine Kraft- oder Geschwindigkeitsrandbedingung bewegt werden. Bei der ersten Variante wird die Randbedingung über eine gekoppelte Bewegung (engl. coupled motion) definiert. Der Kolben verfährt über die aufgetragene Kraft und interagiert gleichzeitig mit dem sich aufbauenden Gegendruck in der Kavität. Der Gegendruck setzt sich aus dem Gegendruck der entweichenden Luft und der sich aufbauenden dynamischen Trägheit der Schmelze zusammen. Bei der geschwindigkeitsgesteuerten Variante wird über eine vorgegebene Bewegung (engl. prescribed motion) die Kolbengeschwindigkeit aus dem Experiment in Flow3D definiert. Bei einer prescribed motion verfährt der Kolben strikt nach erstellter Geschwindigkeitskurve und wird in seiner Bewegung nicht von äußeren Faktoren beeinflusst. Durch die Entkopplung der Bewegung aus dem System kann keine Interaktion der Komponenten stattfinden. Bei der simulativen Abbildung der

Nachdruckphase entstehen somit Abweichungen in der Abbildung des dynamischen Nachdruckes aus dem Gießprozess. Für eine genauere Betrachtung kann über eine PQ²-Analyse eine Geschwindigkeitsregelung eingestellt werden. Dafür wird der Durchmesser des Schusskolbens vorgegeben, der maximale Druck, der maximale und minimale Volumenstrom oder die maximale Beschleunigung am Kolben. Die Software passt mit diesen Daten während der Berechnung die Kolbengeschwindigkeit automatisch an. Für die vorliegende Arbeit wird die geschwindigkeitsgesteuerte Variante verwendet.

Die erstellte Druck- und Geschwindigkeitskurve für die Salzkernumgussversuche sind exemplarisch für eine Schusskurve mit Serienparameter in Abbildung 4.20 dargestellt. Zudem zeigt die Abbildung sechs charakteristische Füllschritte. Die erste Phase im Füllvorgang wird durch die Punkte 1 und 2 beschrieben. Die Kolbengeschwindigkeit von $0,2 \frac{m}{s}$ wird homogen auf die Schmelze übertragen. Im Umschaltzeitpunkt (3) bei 1,29 s steht die Schmelze im Anguss vor dem Salzkern. Die Schmelze besitzt dabei im Anschnitt bereits eine Geschwindigkeit von $65,13 \frac{m}{s}$.

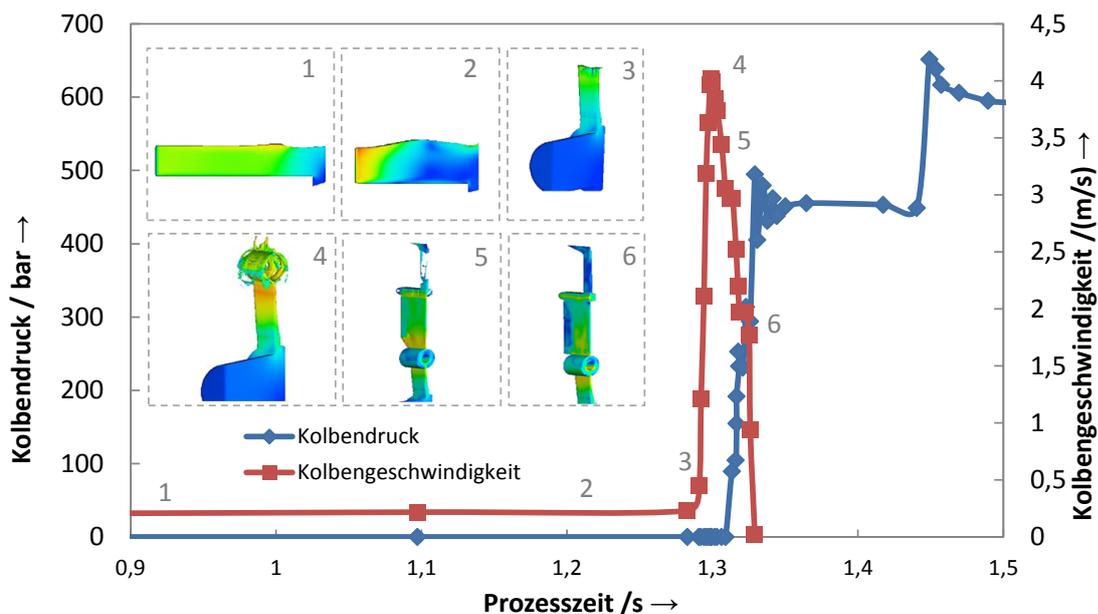


Abbildung 4.20: Prozessablauf eines Druckgussumgussversuchs, dargestellt an dem Kolbendruck und der Kolbengeschwindigkeit über der Prozesszeit sowie an charakteristischen Zeitpunkten aus der Füllsimulation

In Punkt 4 ist der Umguss des Salzkernes dargestellt. In diesem Punkt werden die höchsten Geschwindigkeiten der Schmelze und damit auch die höchsten dynamischen Belastungen auf den Kern erzeugt. Beim Füllvorgang wird in der Kavität ein Gegendruck aufgebaut, der im Punkt 5 den schlagartigen Abfall der Kolbengeschwindigkeit zur Folge hat. Die Druckgussform ist in diesem Punkt nahezu

vollständig gefüllt. Durch den hydraulischen Druck im Werkzeug wird die Form in Punkt 6 vollständig gefüllt, wodurch die Drücke in der Schmelze weiter ansteigen.

Die Spannungen im Salzkern, resultierend aus der Verschiebung des Salzkerns aufgrund der mechanischen Belastung, und die Geschwindigkeit der Aluminiumschmelze sind in Abbildung 4.21 dargestellt. Abbildung a zeigt den Zustand am Umschaltzeitpunkt von erster zur zweiten Phase.

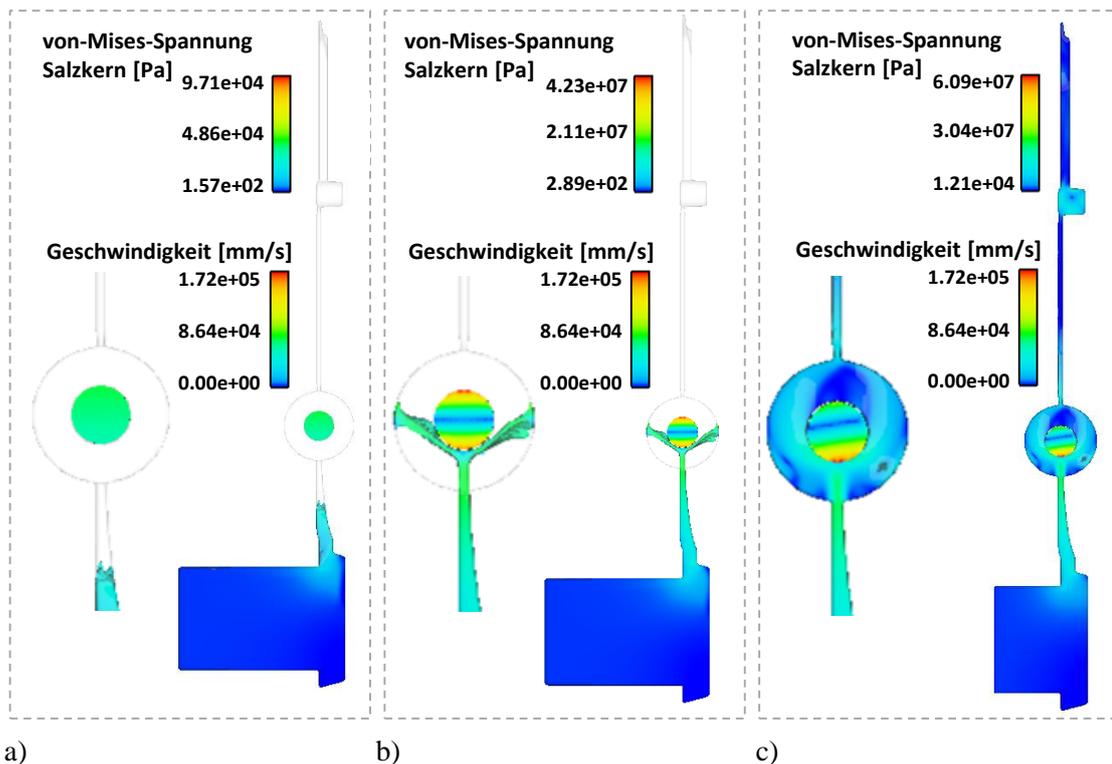


Abbildung 4.21: Darstellung der von Mises-Spannung im Salzkern und der Schmelzgeschwindigkeit für drei charakteristische Zeitpunkte im Füllprozess der Umgussprinzipgeometrie, a) Umschaltzeitpunkt von erster zur zweiten Phase, b) erstes Auftreffen der Schmelze auf den Salzkern, c) Nachdruckphase

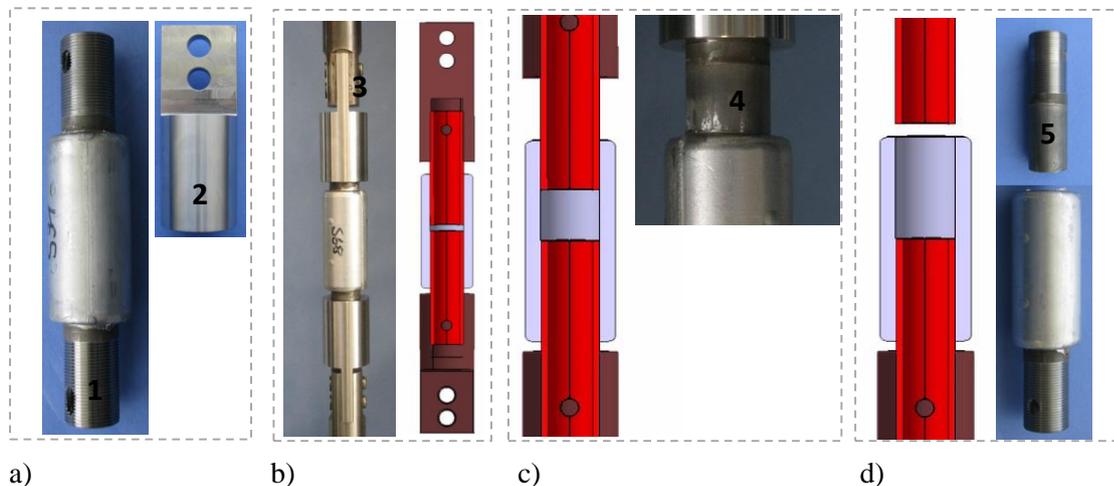
Die Schmelze hat zu diesem Zeitpunkt eine Geschwindigkeit von etwa $40 \frac{m}{s}$ und der Salzkern bedingt durch den Luftdruck eine homogene Spannungsverteilung von 0,1 MPa. Abbildung b dokumentiert das erste Auftreffen der Schmelze auf den Salzkern. Die hohe kinetische Energie der Schmelze mit maximalen Geschwindigkeiten von $72,39 \frac{m}{s}$ bewirkt eine Durchbiegung des Kernes um 0,016 mm. Die Verschiebungen im Kern bewirken an der Zug- bzw. Druckseite Spannungen an der Oberfläche in Höhe von 42,3 MPa. Die Nachdruckphase ist in Abbildungsteil c dargestellt. Die Geschwindigkeit der Schmelze ist in vielen Bereichen bereits sehr niedrig, wobei an der Druckseite des Salzkerns maximale von Miseses-Spannungen von 60,9 MPa zu erkennen sind.

4.3 Charakterisierung und numerische Darstellung der St-Al-Verbunde

Um die Anbindungsqualität zwischen dem Stahleinleger und dem Aluminiumguss quantitativ zu bewerten, werden ein Auszugs-, ein Ausdruck-, ein Haftzug- und ein Scherzugversuch entwickelt. Mit dem Auszug- und Ausdruckversuch werden die kraft- und teilweise stoffschlüssig überlagerten Proben mechanisch charakterisiert. Der Haft- und Scherzugversuch dienen zur Qualifizierung der stoffschlüssigen Anbindung. Im Gegensatz zum Salzkern verbleiben die Stahleinleger im Aluminiumgussbauteil. Deshalb muss die entstandene Verbindung und die damit einhergehenden Eigenschaften des gesamten Gussbauteils in den Nachfolgeprozessen berücksichtigt und numerisch abgebildet werden. Im Folgenden wird die Vorgehensweise und die Erstellung eines Simulationsmodells für ausschließlich kraftschlüssige Stahl-Aluminiumverbunde vorgestellt. Darauf aufbauend wird ein Ansatz zur Darstellung von stoffschlüssigen Verbindungen vorgestellt. Für die Abbildung eines formschlüssigen Verhaltens sowie Schädigungsdarstellung im Crash wird ein triaxialitätsabhängiges Schädigungsmodell ausgearbeitet. Zuletzt wird ein Kriechmodell erstellt, um den Einfluss von Spannungsabbauphänomenen während der Erstarrung zu untersuchen.

4.3.1 Mechanische und metallographische Charakterisierung

Das Vorgehen beim Auszugsversuch wird in Abbildung 4.22 beschrieben.

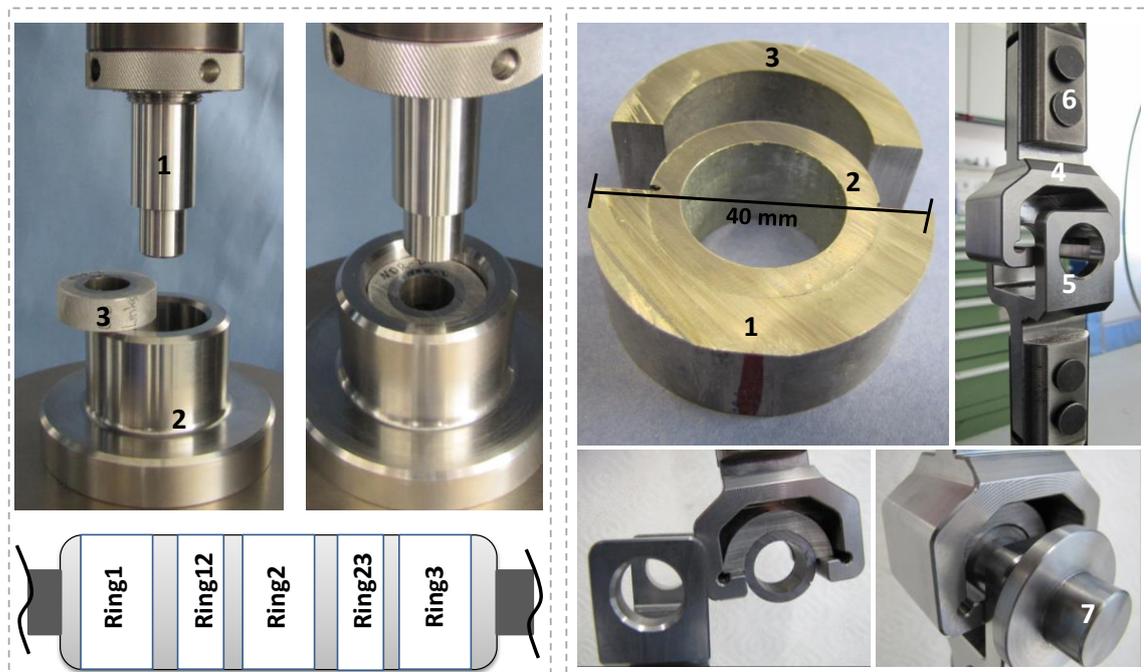


a) **Abbildung 4.22:** Vorgehen beim Auszugsversuch zur Charakterisierung der Anbindungsqualität zwischen Stahleinleger und Aluminiumguss, a) ungeprüfte Auszugprobe und Prüfaufnahme, b) Versuchsaufbau im CAD-Schnitt und Realbauteil, c) teilgeprüfte Probe nach 15 mm Traversenverfahrweg, d) vollständig ausgezogene Probe im CAD-Schnitt und Realbauteil

Dazu wird das in Abschnitt 4.2.1 vorgestellte, geteilte Stahlrohr verwendet, an beiden Enden mit einem Feingewinde (1) versehen und passende Aufnahmen (2) für die Zugprüfmaschine gefertigt. Die Aufnahmen werden an dem Gestänge der Zugprüfmaschine mit zwei Bolzen (3) befestigt. Abbildung 4.22 b zeigt die

Versuchsanordnung im CAD-Geometrieschnitt und als Realbauteil. Exemplarisch stellt Abbildung 4.22 c den Zustand nach 15 mm Verfahrweg dar. Der bereits herausgezogene Bereich (4) ist deutlich durch eine hellere Farbgebung zu erkennen. Abbildung 4.22 d zeigt das herausgezogene Ende (5) nach dem Auszugversuch. Wie zu erkennen, findet keine relative Verschiebung zwischen dem unteren Stahlrohr und dem Aluminiumguss statt.

Um die Probenanzahl zu reduzieren und den Einfluss der Position entlang der Rohrgeometrie zu untersuchen, wird die in Abbildung 4.23 a vorgestellte Ausdruckmethode zur Charakterisierung der Anbindung zwischen Einleger und Umguss angewendet. Dazu wird das durchgängige Stahlrohr als Einleger verwendet und fünf Ringe (siehe Abbildung) aus der Umgussgeometrie herausgetrennt. Für die Druckprüfmaschine werden ein Stempel (1) und ein Auflager (2) konzipiert, durch die Stahlringe aus dem Aluminiumguss (3) herausgedrückt werden.



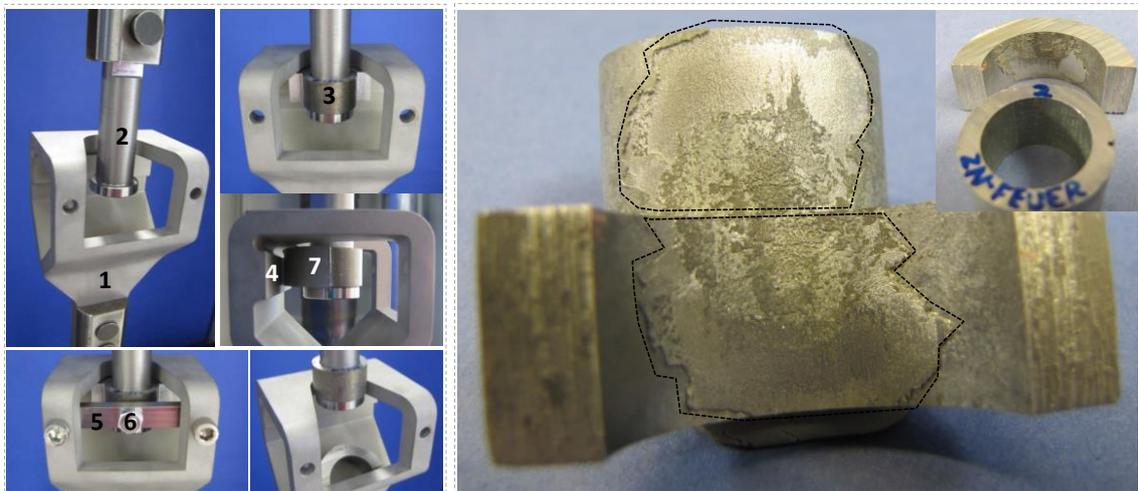
a) **Abbildung 4.23:** a) Ausdruckversuch zur Charakterisierung der Anbindung zwischen Einleger und Umgussmaterial und Darstellung der Ringbeschriftung, b) Aufbau für die Haftzugprüfung an der geteilten Verbundguss-Ringgeometrie, exemplarisch dargestellt für eine feuerverzinkte Probe

Der Aluminiumguss liegt dabei flächig auf dem Auflager auf. Von der Mantelfläche bis zur Innenfläche des Auflagers ist ein 1 mm breiter Spalt in radialer Richtung vorgesehen. Damit sich die Probe nicht verschieben kann und der Stahlring auf dem Auflager aufliegt, wird die Probe mit drei Druckfederstiftarretierungen, gleichmäßig verteilt über den Umfang, positioniert. Wie in der CAD-Schnittansicht zu sehen, kann das Stahlrohr komplett aus den Umguss herausgedrückt werden.

Abbildung 4.23 b beschreibt den Haftzugversuch. Zu sehen ist die dafür präparierte Probe. Das abgetrennte Teilstück (3) sorgt für den Abbau der kraftschlüssigen Verbindung, da der verbleibende Halbring (1) durch den Stahleinleger (1) nicht mehr behindert wird. In der Prüfvorrichtung werden die obere (4) und untere Aufnahme (5) in die bereits vorgestellte Zugmaschine mittels zweier Bolzen (6) befestigt. Im Anschluss wird die Probe an den zwei Aluminiumschultern angelegt. Ein Bolzen, der durch den Stahlring und die untere Aufnahme geschoben wird, realisiert die Krafteinleitung in die Ringgeometrie. Da die Ringe nicht alle exakt die gleiche Höhe aufweisen, wird zur Vergleichbarkeit die Ausdrucksspannung in Gleichung (4.14) als Bewertungskriterium ausgewählt. Dazu wird die maximale Kraft am Ende des linearen Anstiegs F_z , der Außenradius des Stahlrohrs r_A und die Höhe der Ringprobe h_p zur Berechnung der Auszugsspannung σ_z verwendet.

$$\sigma_z = \frac{F_z}{2\pi r_A h_p} \quad (4.14)$$

Die Vorgehensweise des Scherzugversuches ist in **Abbildung 4.24 a** dokumentiert, wobei die gleiche Probengeometrie (3) wie im Haftzugversuch verwendet wird. Basis für die Scherzugprüfung sind erneut eine untere (1) und eine obere Aufnahme (2), die mittels Bolzen am Zugmaschinengestänge befestigt werden.



a) **Abbildung 4.24:** a) Scherzugversuch für die Charakterisierung der Anbindung auf Scherung, b) exemplarische Darstellung einer geprüften Haftzug- bzw. Scherzugprobe am Beispiel eines feuerverzinkten Stahleinlegers

Die Probengeometrie wird im ersten Schritt auf die rotationssymmetrische obere Aufnahme geschoben. Damit die Probe nicht verkippt, ist der Aluminiumguss (7) an einem Anschlag (4) in der unteren Aufnahme positioniert und wird auf der Gegenseite mit einer Druckfederstiftarretierung (5 und 6) gegengelagert. Abbildung 4.24 b zeigt

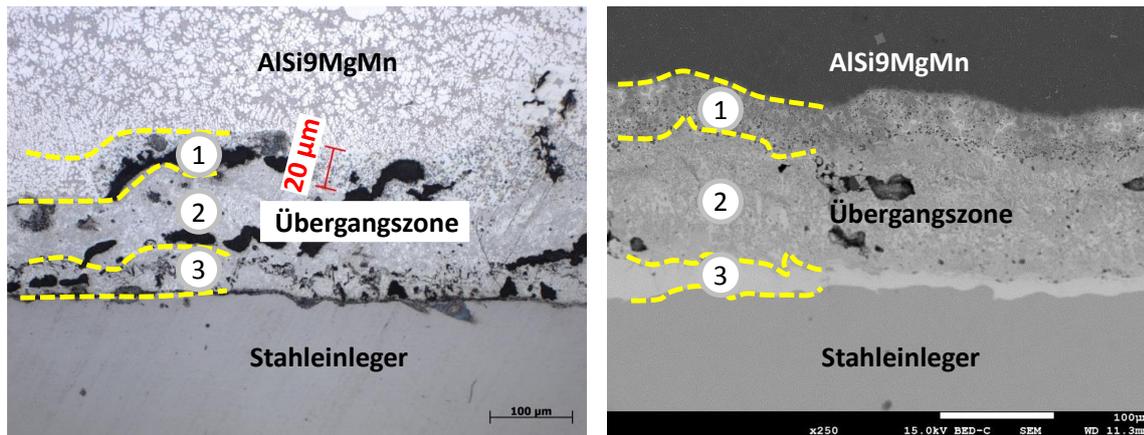
exemplarisch das Ergebnis aus dem Haftzug- bzw. Scherzugversuch einer feuerverzinkten Probe. Die Ergebnisse sind aufgrund des spröden Verhaltens der Verbundschicht in beiden Versuchen ähnlich zu beschreiben. Dargestellt sind der Aluminiumteilring und der dazugehörige Stahlring. Deutlich ist der Bereich der stoffschlüssigen Verbindung zu erkennen. Er ist mit ca. 30 %, bezogen auf die Gesamtfläche, zu beziffern.

Die gemessenen Kräfte werden mit Gleichung (4.15) in Scher- und Haftzugspannungen umgerechnet. Dazu wird, falls möglich, bei jeder geprüften Probe der stoffschlüssige Anteil ausgemessen, in eine Fläche A_{Stoff} umgerechnet und die gemessene Kraft F_Z an der Zugprüfmaschine herangezogen.

$$\sigma_{Scher/Haft} = \frac{F_Z}{A_{Stoff}} \quad (4.15)$$

Da beide verwendeten Aluminiumgusslegierungen eine Wärmebehandlung (WBH) benötigen, um die gewünschten Materialkennwerte zu erreichen, wird mit jeder Beschichtungsva-riation eine WBH durchgeführt. Abbildung 0.29 im Anhang stellt den WBH-Prozess für beide Legierungen dar. Im Vorfeld werden an wandstärkengleichen Prinzipproben die Aufheizdauern bis zu den charakteristischen Temperaturen ermittelt und bei der Gesamtzeit mit berücksichtigt. Zuerst werden beide Legierungen in einem Ofen auf Lösungsglüh-temperatur aufgeheizt. Die Druckgusslegierung wird bei 480 °C 60 min lang gehalten und im Anschluss an Luft abgeschreckt. Die Sandgusslegierung wird 360 min bei 535 °C lösungsgeglüht und im Anschluss in Wasser abgeschreckt. Der Lösungsglühvorgang findet bei der AlSi9MgMn-Legierung bei 230 °C 180 min lang und bei der AlSi7Mg0,15-Legierung 120 min bei 200 °C statt.

Neben der mechanischen Prüfung werden die Stahl-Aluminium-Verbindungen mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie vor und nach der WBH bewertet. Das Lichtmikroskop (LM) ist ein Axiophot der Firma Zeiss mit einer Vergrößerung von 2,5- bis 100-fach. Die eingesetzte Kamera ist die AxioCamMrc5 mit dem Licht Hal100. Das REM ist in Abschnitt 4.1.2 beschrieben. Abbildung 4.25 a zeigt eine LM-Aufnahme beispielhaft für den stoffschlüssigen Bereich der feuerverzinkten Stahlprobe, umgossen mit AlSi9MgMn. Abbildung 4.25 b zeigt die gleiche Probe, aufgenommen im Sekundärelektronenbild am REM. In beiden Aufnahmen sind der Stahleinleger und der Aluminiumguss deutlich zu erkennen. Zudem lässt sich durch beide Betrachtungen eine Aussage über eine stoffschlüssige Anbindung treffen. Die Auflösung der intermetallischen Phase zwischen Einleger und Guss ist im Vergleich zur LM-Aufnahme in der REM-Aufnahme deutlich besser.



a) **Abbildung 4.25:** Stahl-Aluminiumverbundgussbauteil mit Zink-Zwischenschicht, hergestellt im Druckguss: a) Lichtmikroskop-, b) Rasterelektronenmikroskopaufnahme

Hier sind drei wesentliche Ausprägungen der Schicht zu erkennen und in beiden Abbildungen teilweise durch die unterbrochene Linie angedeutet. Da die Probenpräparation und der Mikroskopieaufwand beim REM deutlich höher sind, wird für eine erste Aussage über eine stoffschlüssige Anbindung das LM eingesetzt. Für genauere Betrachtungen und Quantifizierung der Verbindungsschicht wird das REM genutzt.

Als zerstörungsfreie Prüfmethode werden die Computertomographie (CT) und die optische Sichtprüfung angewendet. Die CT-Daten werden mit der Software myVGL22 ausgewertet.

4.3.2 Simulationsmodell für kraftschlüssige Verbindungen

Die Materialmodellierung erfolgt für den Sandgusswerkstoff AlSi7Mg0,15 und den Druckgusswerkstoff AlSi9MgMn. Exemplarisch wird hier die Materialmodellerstellung für den Werkstoff AlSi9MgMn vorgestellt. Für die Erstellung eines Materialmodells für kraftschlüssige Verbindungen werden aus der Plattengeometrie in Abschnitt 4.2.1 Miniflachzugproben (Geometrie in Abbildung 4.27 a dargestellt) entnommen.

Da im Zugversuch nur die Dehnung bis zur Gleichmaßdehnung ermittelt und die Einschnürung nicht erfasst wird, werden die nominellen Spannungen σ_{nom} und Dehnungen ε_{nom} nach Gleichungen (4.16) und (4.17) in wahre Spannungen σ_{true} und logarithmische Dehnungen ε_{ln}^{pl} umgerechnet.

$$\sigma_{true} = \sigma_{nom}(1 + \varepsilon_{nom}) \quad (4.16)$$

$$\varepsilon_{ln}^{pl} = \ln(1 + \varepsilon_{nom}) - \frac{\sigma_{true}}{E} \quad (4.17)$$

Für eine Abbildung des Werkstoffverhaltens über die Gleichmaßdehnung hinaus, müssen die ermittelten Fließkurven extrapoliert werden. Nach *Thomas* [105], *Mülders* [106] und *Larour* [107] sind verschiedene mathematische Fließkurvenapproximationen bekannt. Es wird dabei ein mathematisches Modell iterativ an die originale Fließkurve angepasst und über die Gleichmaßdehnung hinaus verlängert. Ein gängiges Modell ist das nach Gleichung (4.18) beschriebene Ludwik-Modell

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n, \quad (4.18)$$

wobei σ_0 die Fließgrenze, ε die wahre Dehnung beschreibt sowie K und n zu iterierende Materialkonstanten sind. Das Swift-Krupkowski-Modell ist ähnlich dem Hollomon-Modell und beinhaltet zusätzlich die Vordehnung ε_0 bei σ_0 .

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (4.19)$$

Von Voce liefert ebenfalls eine Beschreibung der Fließkurve, die besagt, dass ein Werkstoff sich nicht beliebig verfestigen kann, sondern eine Sättigungsspannung σ_s erreicht. Zusätzlich beinhaltet die Gleichung die anzupassende Konstante c .

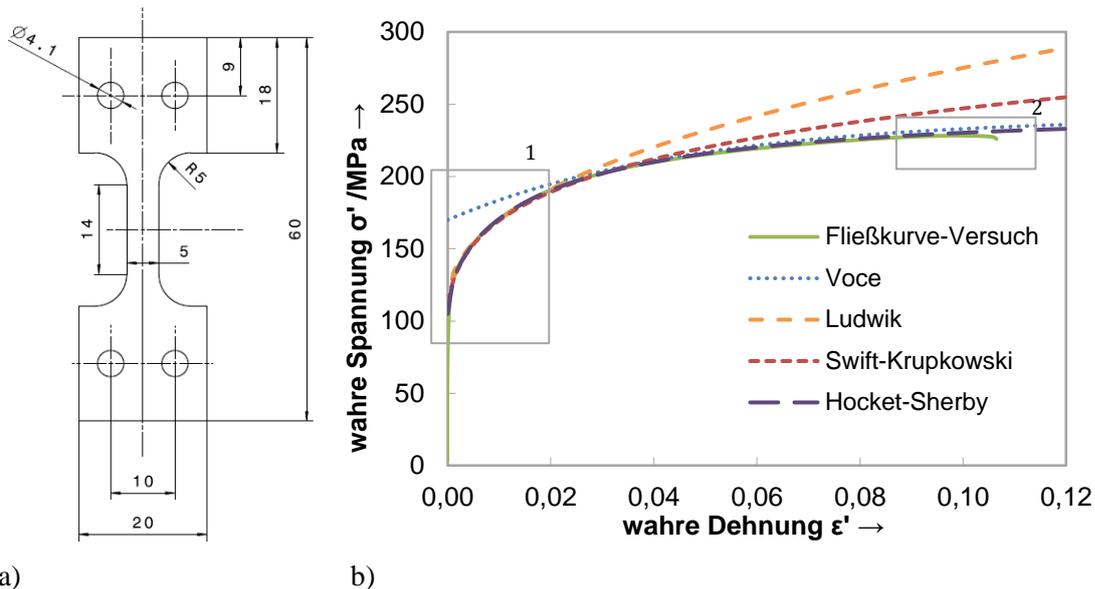
$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s) \exp\left(-\frac{\varepsilon}{c}\right) \quad (4.20)$$

Das Hocket-Sherby-Model beinhaltet wie von Voce auch die Sättigungsspannung σ_s und wird nach Gleichung (4.21) berechnet. Zusätzlich beinhaltet die Gleichung die anzupassende Konstante m .

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_0 - \sigma_s) \exp(-m\varepsilon^n) \quad (4.21)$$

Die grafische Fließkurvenapproximation ist in Abbildung 4.26 b dargestellt. Die Modelle von Ludwik und Swift-Krupkowski zeigen eine gute Übereinstimmung im Bereich des Fließkurvenbeginns (1), wohingegen die Modelle am Ende der Fließkurve die Spannung stark überschätzen. Grund ist die fehlende Sättigungsspannung σ_s , die die Modelle von Voce und Hocket-Sherby berücksichtigen. Aus diesem Grund ist mit den beiden zuletzt genannten Modellen eine gute Approximation auch gegen Ende der

Fließkurve möglich. Da die Übereinstimmung vom Voce-Model mit der Kurve aus dem Versuch zu Beginn der Fließkurve unzureichend ist, wird für die Erstellung der Kurven das Hocket-Sherby-Model verwendet.



a) b)
Abbildung 4.26: a) Technische Zeichnung der Miniflachzugprobe mit einer Wandstärke von 2mm, b) Fließkurvenapproximation am Beispiel AlSi9MgMn-T6

Die Fließkurven basieren auf den Zugversuchen aus der Plattengeometrie in Abschnitt 4.2.1. Die Darstellung der mechanischen Kennwerte in Abbildung 0.17 im Anhang legitimiert die Verwendung der Werte, da diese sich bzgl. Zugfestigkeit und Streckgrenze nicht von den Werten einer Referenzplatte ohne Einleger unterscheidet. Die Platte weist jedoch im Vergleich zum Umgussbereich (7 mm Wandstärke) mit 3 mm einen geringen Querschnitt und eine miteinhergehende niedrigere Abkühlrate auf.

Nach *Demirkol* [108], *Tabor* [109] und *Barrie* [110] gibt es einen direkten Zusammenhang zwischen Ergebnissen aus einer Kugeldruck-Härteprüfung und dem Fließspannungsverhalten von eisen- und nicht-eisenhaltigen Metallen. Eine Korrelation zwischen der Vickershärte und der Streckgrenze bei Aluminiumlegierungen am Beispiel einer A356-, AlSi11Mg0,22-, und AlSi1,3Mg0,32-Legierung wird in *Colley* [111] vorgestellt. Am Beispiel einer 7010-Aluminiumlegierung zeigt *Tiryakioglu* [112] eine lineare Korrelation zwischen der Vickershärte und der Streckgrenze sowie Zugfestigkeit. Aus diesem Grund wird die Härte an der Zugprobe und an Ringproben aus der Umgussgeometrie gemessen, um indirekt die Abkühlraten- und Festigkeitsunterschiede zu ermitteln. Als meist angewendetes Messverfahren, eingesetzt für weiche bis mittelharte Materialien, wird die Härte nach Brinell mit einem Kugeldurchmesser von 2,5 mm und einer Belastung von 62,5 kg verwendet. Bei der Verbundgussgeometrie und den Zugproben werden jeweils fünf Proben zur Messung verwendet, wobei bei der Umgussgeometrie sechs Härteeindrücke in radialer Richtung und bei der Zugprobengeometrie zwei Härteeindrücke an der Oberfläche gesetzt

werden. Abbildung 4.27 zeigt die ermittelten Werte exemplarisch für die AlSi9MgMn-F-Legierung. Die Härte­werte nach Brinell streuen bei den Zugproben von 98 HBW bis 107 HBW und bei den Umgussringen von von 81 HBW bis 87 HBW. Daraus ergibt sich ein Durchschnittswert für die Zugprobe von 101,32 HBW und für die Umguss-Ringgeometrie 83,6 HBW sowie ein resultierender Umrechnungsfaktor von 0,82.

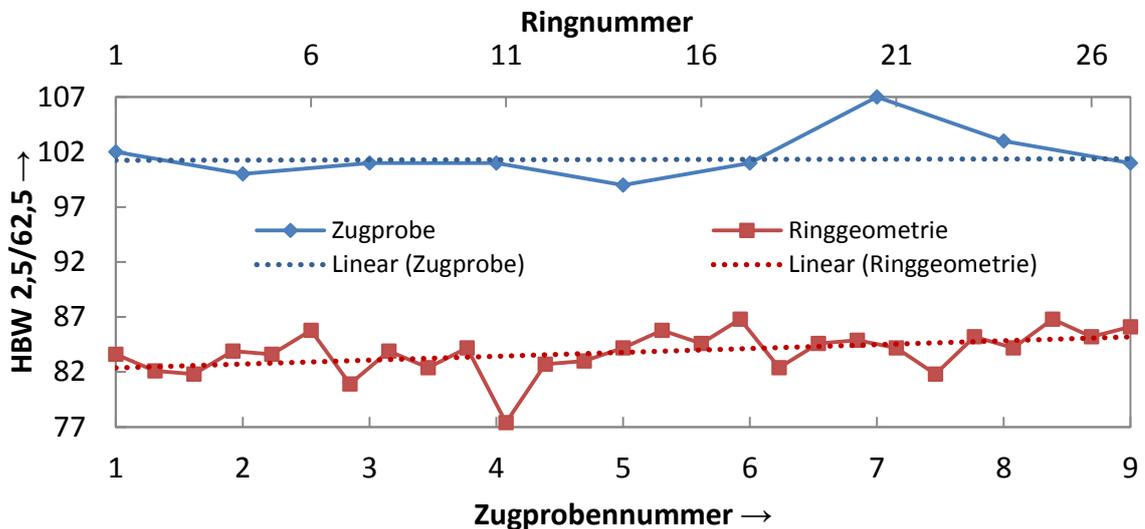


Abbildung 4.27: Auswertung der Härtemessung nach Brinell für die Zugprobe und die Umgussgeometrie mit einer linearen Ausgleichsgerade, für beide Härte­wertkurven

Abbildung 4.28 stellt exemplarisch für AlSi9MgMn-F mit der Endung –a die gemessenen und bis 30 % plastischer Dehnung approximierten Fließkurven bei Raumtemperatur, 200 °C, 300°C sowie 400°C dar. Die Kurven mit der Endung –g stellen die angepassten Fließkurven von Raumtemperatur bis 400 °C dar. Die Materialparameter für Dichte ρ , Elastizitätsmodul E , Querkontraktion ν , thermischen Ausdehnungskoeffizienten α , thermische Leitfähigkeit λ und spezifische Wärmekapazität c_p sind für den Aluminiumwerkstoff dem Anhang der Abbildung 0.7, Abbildung 0.8 sowie der Abbildung 0.9 zu entnehmen. Für den Stahlwerkstoff sind die Werte in Abbildung 0.10, Abbildung 0.11 und Abbildung 0.12 dokumentiert, wobei die Fließkurven Abbildung 0.13 zu entnehmen sind. Die Abbildungen stellen die Werte für den Stahleinleger und den Aluminiumguss dar und werden mit der thermophysikalischen Software JmatPro der Firma Metatech errechnet. Die Temperaturen sind in Kelvin angegeben. Für den Wärmeübergang im Stahl-Aluminium-Interface wird der nach *Bitsche* [22] in Abbildung 0.14 (Anhang) dargestellte Wärmeübergang in Abhängigkeit von der makroskopischen Spaltbildung und dem Kontaktdruck verwendet.

Die Abkühlung der Auszugsgeometrie wird über einen definierten Wärmeübergang an der Bauteiloberfläche, den sogenannten s-film realisiert. Die verwendeten Wärmeübergangskoeffizienten für Bauteil-Luft und Bauteil-Wasser sind in dieser Arbeit in Abbildung 0.15 a und b dargestellt. Weil das Bauteil über die Außenfläche des

kompletten Bauteils an Luft abkühlt, wird der Wärmeübergangskoeffizient für Luftabkühlung angenommen.

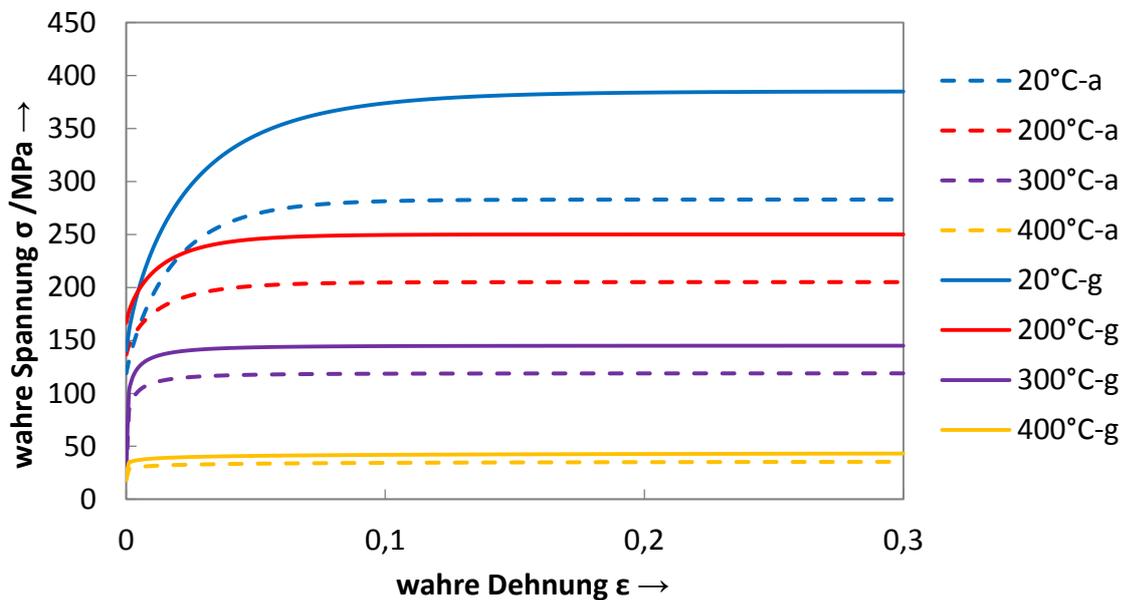


Abbildung 4.28: Darstellung der gemessenen Fließkurven bis 30 % plastischer Dehnung für AlSi9MgMn-F mit der Endung -a; Die approximierten Kurven nach dem Hocket-Sherby-Model sind mit der Endung -g bezeichnet

Ein Temperaturmapping aus der dreidimensionalen Formfüll- und Erstarrungssimulation auf die zweidimensionalen verwendeten CAX4RT-Elemente ist nicht möglich. Aus diesem Grund werden die Temperatur der Schmelze an der Rohroberfläche und im Rohrinne während des Druckgussversuchs aus Abschnitt 4.2.1 mit Thermoelementen gemessen und in Abbildung 4.29 dargestellt. In Versuch Nr. 12 und Nr.13 befinden sich die Thermoelemente auf der gegenüberliegenden Seite des Angusspunktes, wohingegen sich in Versuch Nr. 9 das Thermoelement um 180 ° gedreht direkt im Angusspunkt befindet. Die Abbildung verdeutlicht, dass die Schmelzetemperatur beim Umströmen der Rohrgeometrie von 570 °C auf 530 °C sinkt und somit um 40 °C abnimmt. Die Schnittpunkte S1 und S2 kennzeichnen jeweils den Zeitpunkt, an dem die Temperatur an der Rohraußenfläche, also in der Schmelze, gleich der Temperatur an der Rohrinnefläche ist. In Schussnummer 12 erreicht das Rohr bereits nach 10 Sekunden das Temperaturniveau der Schmelze und kühlt ab 400 °C gleichmäßig mit dem Aluminiumguss ab. Bei Schussnummer 13 tritt der Zeitpunkt der homogenen Temperaturverteilung etwas später bei 12 Sekunden Prozesszeit und etwa 370 °C ein. Zudem treten nach *Wasmuth* [23] gemessenen in-situ-Messungen bis etwa 350°C keine signifikanten Spannungen beim Abkühlen in Stahl-Aluminium-Verbunden auf, weshalb für die numerischen Simulationen die Anfangstemperatur homogen als 400 °C für Stahl und Aluminium definiert wird.

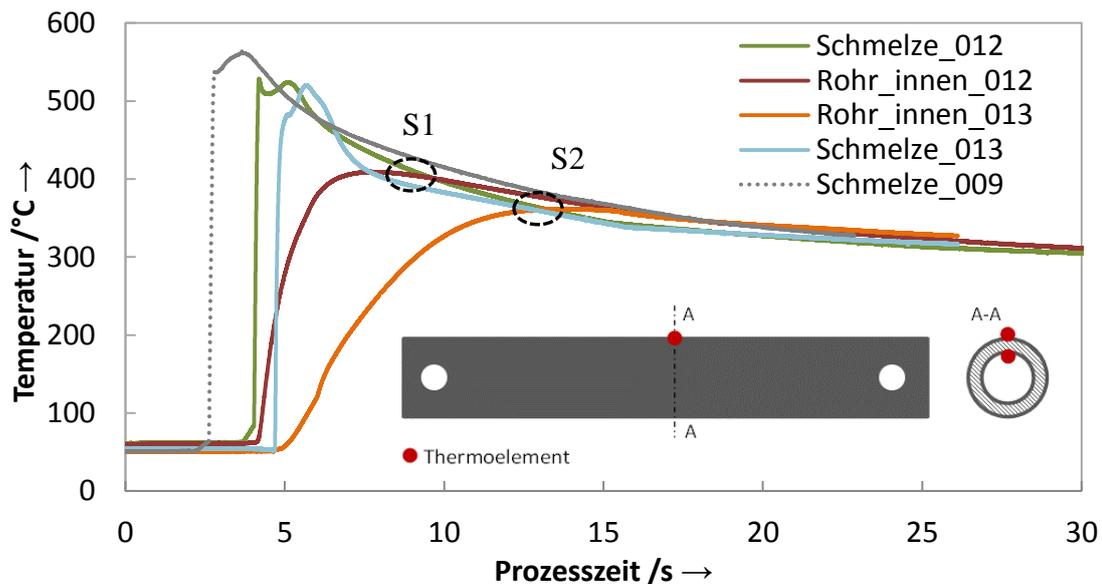
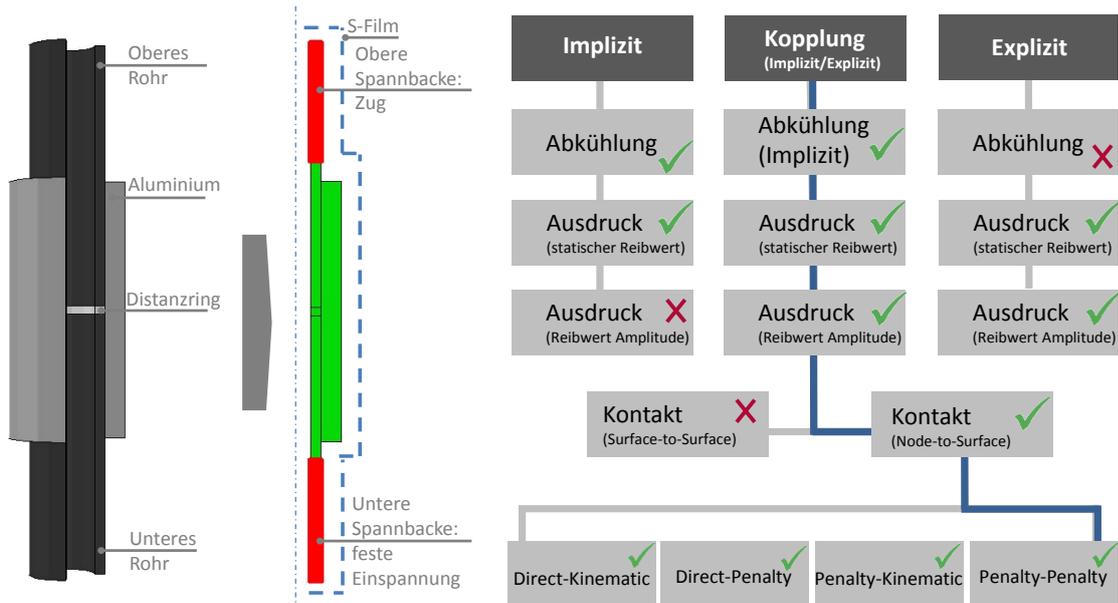


Abbildung 4.29: Temperaturaufzeichnungen der Schmelzetemperaturen an der Rohraußenfläche und Rohrinnefläche mittig in axialer Richtung aus dem Druckgussumgussversuch für Schussnummer 12 und 13

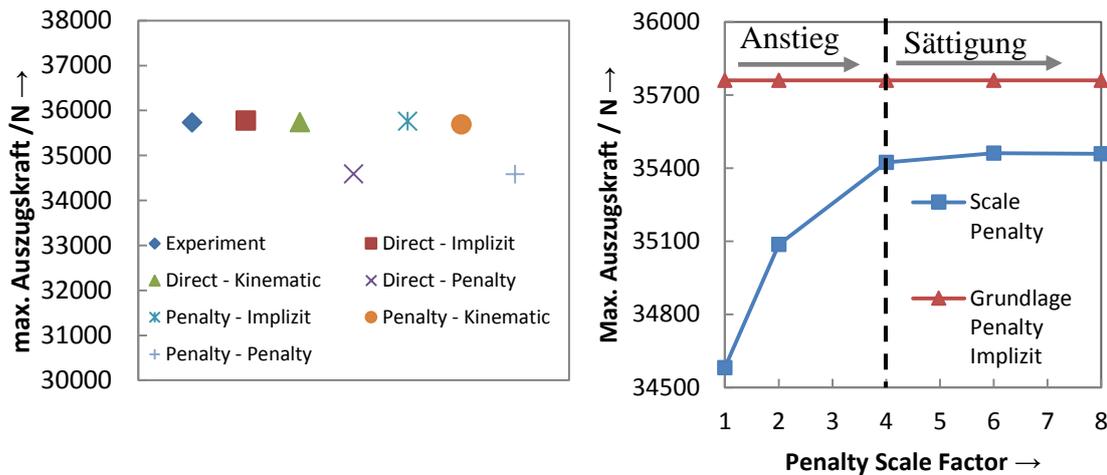
Zur Darstellung und Verifizierung des numerischen Verbundgussmodells für kraftschlüssige Stahl-Aluminium-Verbindungen wird das in Abschnitt 4.2.1 eingeführte, geteilte Rohr verwendet. Abbildung 4.30 a zeigt das Modell im $\frac{3}{4}$ -Schnitt und das verwendete FEM-Modell in ABAQUS. Dazu wird die obere Rohrhälfte, die untere Rohrhälfte, der Aluminiumguss sowie der durch das Trennen notwendige Distanzring zur Einhaltung der Bohrungsabstände modelliert. Zur Vernetzung werden CAX4RT-Elemente mit vier Knoten und einem Integrationspunkt pro Element verwendet. Diese Elementtypen werden sowohl von ABAQUS implizit, als auch ABAQUS explizit unterstützt und erlauben eine Importsimulation zwischen impliziter und expliziter Berechnungsmethodik. Für thermische und zeitlich lange Prozesse wird in der Regel die implizite Zeitintegration verwendet, jedoch kann die Abkühlung grundsätzlich durch explizite und implizite Zeitintegration erfolgen. Der Kontakt zwischen zwei Körpern kann mit einer Surface-to-Surface- und einem Node-to-Surface-Formulierung dargestellt werden. Somit ergeben sich bei Importsimulation zwischen impliziter und expliziter Zeitintegration vier verschiedene Kontaktkombinationen. Abbildung 4.30 b beschreibt schematisch die mögliche Vorgehensweise zur numerischen Darstellung des Abkühl- und Auszugsversuchs. Die Gesamtdauer der Abkühlung beträgt 3000 s, wodurch die Anzahl der Zeitinkremente bei expliziter Zeitintegration auf über 12 Millionen ansteigt und damit selbst bei Übernahme von vier Nachkommastellen durch den Befehl „double“ zu Ungenauigkeiten führt. Aus diesem Grund wird die Abkühlung implizit berechnet.



a) **Abbildung 4.30:** a) FEM-Modell für die Abkühl- und Auszugsimulation in ABAQUS dargestellt im $\frac{3}{4}$ Schnittmodell und im 2D-Modell, b) Schematische Darstellung der theoretischen Berechnungsvorgehensweise zur Abkühl- und Auszugsimulation in ABAQUS

Der Auszugs- bzw. Ausdruck-Kraft-Weg-Verlauf (siehe Abbildung 0.2) weist einen charakteristischen Abfall des Kraftniveaus nach dem Erreichen der Maximalkraft auf. Dies spricht für einen Wechsel des statischen Reibkoeffizienten auf den dynamischen Reibkoeffizienten. In den durchgeführten numerischen Berechnungen kann trotz numerischen Stabilisierungsmaßnahmen keine Konvergenz mit der impliziten Zeitintegration bei Implementierung eines statischen und dynamischen Reibkoeffizienten erreicht werden. Eine Möglichkeit dieses Problem zu umgehen ist eine Importberechnung. Dazu werden der Abkühlvorgang implizit und der Auszugsversuch explizit durchgeführt. Das verformte Netz wird dabei am Ende des implizit berechneten Abkühlvorgangs in die explizite Berechnung importiert und als Ausgangsbasis genutzt. Die Nutzung von Implizit-Explizit-Importsimulationen erfordert die genaue Definition der Kontakte, da es sonst zu einem starken Spannungsabbau durch den Transfer kommen kann. Nicht möglich sind Surface-to-Surface-Definitionen, da diese zu Spannungsverlusten in der Kontaktzone von bis zu 50 % führen.

Node-to-Surface Kontakte funktionieren, wobei es hierbei verschiedene Kombinationen gibt. Abbildung 4.31 a stellt die verschiedenen Kombinationen in Bezug auf die maximale Auszugskraft gegenüber. Der erste Datenpunkt ist die Maximalkraft aus dem Experiment, bei den drei nachfolgenden Datenpunkten wird die Kontaktdefinition „direct“ als Basis verwendet und bei den letzten drei Datenpunkten die Kontaktdefinition „penalty“.



a) b)
Abbildung 4.31: a) Darstellung der maximalen Auszugskraft in Abhängigkeit verschiedener Kontaktdefinitionen einer Importberechnung in Abaqus, b) Einfluss des Penalty Scale Faktors auf die maximale Auszugskraft

Die Grafik zeigt, dass alle Kombinationen auf einem ähnlichen Niveau liegen. Lediglich die Kombinationen Direct-Penalty und Penalty-Penalty führen zu einem leichten Abfall der Maximalkraft. Gemeinsamer Faktor ist die Penalty-Definition der expliziten Ausdruckberechnung. Da sowohl im Impliziten, als auch im Expliziten, für den General-Kontakt nur eine Penalty-Formulierung möglich ist, wird die Penalty-Penalty-Kombination trotz Kraftabfall favorisiert. Um diesem Abfall entgegenzuwirken, wird ein Penalty Scale Faktor verwendet, der den Kontakt etwas versteift. Abbildung 4.31 b zeigt die Auswirkung des Penalty-Scale-Faktors auf die Maximalkraft in der Auszugsberechnung. Die Erhöhung des Scale-Faktors von 1 auf 2 bewirkt einen Maximalkraftanstieg von 34500 N auf 35100 N. Bei einem Scale-Faktor von 4 ist eine Sättigung des Kraftanstiegs erreicht. Mit dieser Maßnahme kann die maximale Auszugskraft auf 35400 N gesteigert werden und weist somit eine Abweichung von 300 N zum Experiment auf, was einer prozentualen Abweichung von 0,84 % entspricht.

4.3.3 Ansatz zur Darstellung von stoffschlüssigen Verbindungen

Zur numerischen Abbildung von stoffschlüssigen Verbindungen wird der Versuchsaufbau des Ausdruckversuchs aus Abschnitt 4.2.2 nachmodelliert. Dazu wird zuerst ein Modell ohne Stoffschluss verwendet. Wie in Abbildung 4.32 a aufgezeigt, werden die Ringe, die im Experiment herausgetrennt werden, im Vorfeld einzeln modelliert und mit Festkontakten (Tie-Kontakt) an den Übergängen verbunden. Die Elementauswahl und weitere Randbedingungen sind gleich dem Modell aus dem vorangegangenen Unterkapitel. Nach der impliziten Abkühlberechnung findet erneut eine explizite Importberechnung statt, wobei aufgrund der massiven Randbedingungsänderung ein Kontaktfindungsschritt eingefügt wird. Im Gegensatz zur Vorgehensweise aus dem vorherigen Abschnitt, wird nur der mittlere oder obere Ring

importiert und mit dem Halter und Stempel ergänzt. Zur besseren Veranschaulichung ist das explizite Ausdruckmodell in Abbildung 4.32 b im $\frac{3}{4}$ -Schnitt dargestellt.

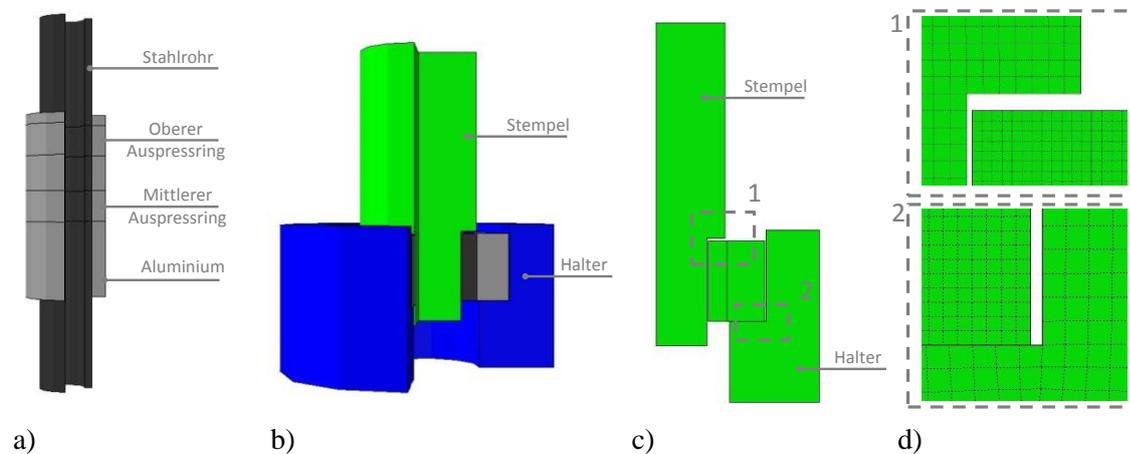
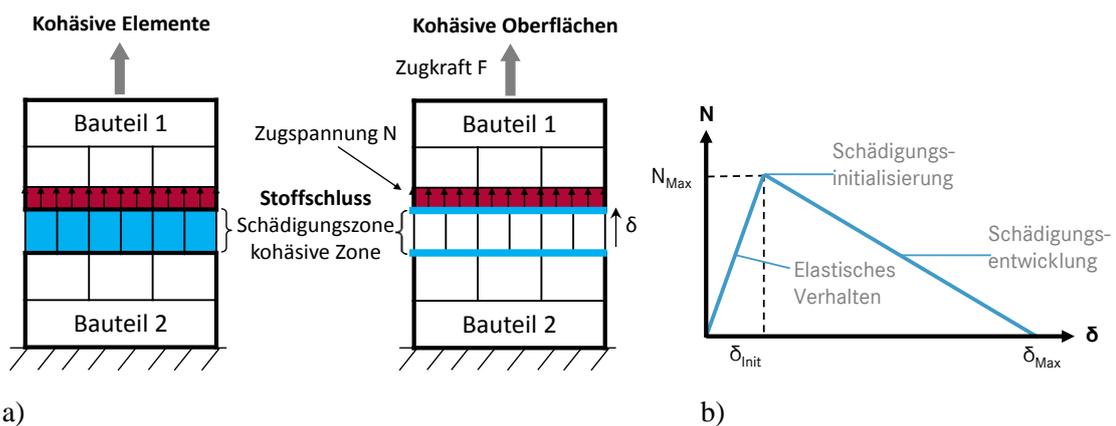


Abbildung 4.32: a) Darstellung des Abkühlmodells im $\frac{3}{4}$ -Schnitt für die Ausdruck-simulation, b) Ausdruckmodell im $\frac{3}{4}$ -Schnitt mit Halter und Stempel, c) 2D-Darstellung des Ausdruckmodells, d) Vernetzung und Spalte an den Kontaktflächen zwischen Stahlring und Stempel sowie Aluminium und Halter

Die Vernetzung, insbesondere an den Kontaktflächen, und die Spalte zwischen der Aluminiummantelfläche und Halter sowie zwischen Stempel und Stahlinnenfläche sind in Abbildung 4.32 c und d visualisiert und werden dem experimentellen Aufbau nachempfunden. Die FEM-Software ABAQUS in der Version 6.13 bietet bereits implementierte Möglichkeiten in Form von kohäsiven Elementen und kohäsiven Oberflächen die Schädigung von Kontakten darzustellen. Beide Verfahren können in 2D und 3D sowie bei impliziter und expliziter Zeitintegration verwendet werden. Lediglich bei zweidimensionalen expliziten Berechnungen werden keine kohäsiven Elemente unterstützt. Eine schematische Darstellung der Unterschiede zwischen den zwei Arten der Modellierung zeigt Abbildung 4.33 a. Bei kohäsiven Elementen muss die Verbindungsschicht zwischen zwei Bauteilen modelliert werden. Sie eignet sich grundsätzlich für dickere Schichten wie z. B. Kleber, kann jedoch auch mit der nominellen Schichtdicke von 0 versehen werden. Im Gegensatz dazu wird bei kohäsiven Flächen die Verbindung durch die Kontaktformulierung realisiert. Beide Verfahren haben die Vergabe der Schichteigenschaften gemeinsam, die durch das in Abbildung 4.33 b gezeigte Steifigkeitsdreieck beschrieben werden. Die Verbindungsschicht kann nur durch ein elastisches Verhalten definiert werden wobei Gleichung (4.22) den formalen Zusammenhang zwischen den Größen beschreibt.

$$N = E_n \varepsilon = K_n \delta \quad (4.22)$$

Hierbei ist E_n der Elastizitätsmodul, ε die Dehnung und K_n das kohäsive Modul. Die Zuspansung N wird über die Verschiebung δ zwischen Bauteil 1 und Bauteil 2 definiert. Ab N_{Max} beginnt die Kontaktzone, in diesem Fall die stoffschlüssige Verbindung, zu versagen und die Spannung, die aufgenommen werden kann, nimmt ab. Der Zeitpunkt des Versagens wird mit δ_{Init} bezeichnet. Bei δ_{Max} ist die Zone komplett geschädigt und kann keine Spannung mehr aufnehmen. Zur vollständigen numerischen Darstellung der Verbundgusschicht mit dem kohäsiven Kontaktmodell werden die kohäsiven Moduln in Zug (K_{nn})- und Scherrichtung (K_{ss}) sowie das Torsionsmodul (K_{tt}) benötigt. Zudem sind die drei dazugehörigen Versagensspannungen t_n , t_s und t_t zu bestimmen, die das Versagen der Schicht initiieren. Der Schädigungsfortschritt wird mit einem Wert für alle drei Richtungen angegeben. Aufgrund des Entfalls der zusätzlichen Schichtmodellierung eignen sich kohäsive Flächen für komplexe Bauteile besser und werden deshalb in dieser Arbeit als Ansatz gewählt. Um die notwendigen Daten zu ermitteln werden der Scherzug-, der Haftzug- und Ausdruckversuch nachmodelliert und die erforderlichen Werte iterativ ermittelt und an die experimentellen Ergebnisse angepasst.



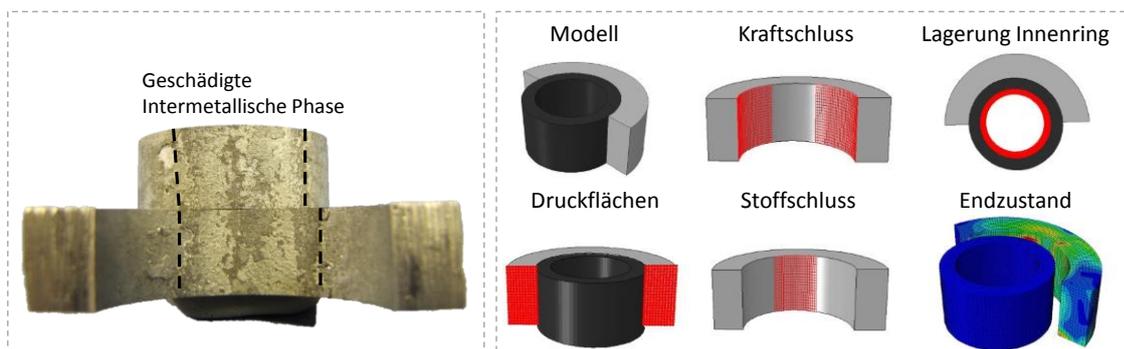
a) **Abbildung 4.33:** a) Schematische Darstellung der Funktionsweise von kohäsiven Elementen und kohäsiven Kontaktflächen, b) Schädigungstheorie zur Beschreibung von kohäsiven Elementen und kohäsiven Flächen in Abaqus 6.13 [113]

Da in den experimentellen Versuchen keine Garantie für eine durchgängige stoffschlüssige Verbindung gegeben werden kann und keine kohäsiven Oberflächen im 2D unterstützt werden, wird das 2D-Ausdruckmodell in ein 3D-Modell übertragen, jedoch die Symmetrie genutzt und ein Viertelmodell verwendet. Die weiteren Randbedingungen im 3D-Ausdruckmodell sind inkl. vorangegangener Abkühl-simulation gleich dem 2D-Ausdruckmodell. Beispielhaft wird die Darstellung von stoffschlüssigen Verbindungen an der feuerverzinkten Probe vorgestellt. Die Modellierung erfolgt für die anderen Schichten exakt gleich. Für die Darstellung des Ausdruckversuchs wird zuerst nach dem experimentellen Versuch, wie in Abbildung 4.34 a aufgezeigt, die intermetallische Zone vermessen.



a) **Abbildung 4.34:** a) Darstellung eines feuerverzinkten Stahlrings nach dem Ausdruckversuch mit geschädigter intermetallischer Phase, b) Kraft- und Stoffschlussbereich im 3D-Ausdruckmodell aufgezeigt am Aluminiumgussbereich

Aufgrund der Symmetrie werden die Bereiche angepasst und auf das FEM-Modell übertragen. Abbildung b zeigt die Definition des kraft- und stoffschlüssigen Bereichs im 3D-Ausdruckversuch. Dargestellt ist der Aluminiumguss. Das Modell für den Haftzugversuch ist in Abbildung 4.35 b dargestellt. Zuerst wird wie im Ausdruckversuch die intermetallische Phase vermessen – siehe Abbildung 4.35 a. Im Anschluss werden eine Abkühlsimulation mit stoffschlüssigem Anteil und eine Importsimulation durchgeführt. Die Trennung des Aluminiums vom Stahlring erfolgt über eine definierte Verschiebung der Knoten an den Stirnflächen des halbierten Aluminiumrings. Der Stahlring wird an der kompletten Innenmantelfläche fest gelagert. Die gleichen Knoten werden zur Auswertung der erbrachten Gegenkraft verwendet. Das Modell mit den beschriebenen Randbedingungen ist in Abbildung 4.35 b dokumentiert. Gerechnet wird aufgrund der fehlenden Symmetrie mit einem Vollmodell. Wie beim Ausdruckversuch wird der stoff- und kraftschlüssige Anteil definiert.



a) **Abbildung 4.35:** a) Darstellung eines feuerverzinkten Stahlrings nach dem Haftzugversuch mit eingezeichneter geschädigter intermetallischer Phase, b) Darstellung des numerischen Modells zur Abbildung des Haftzugversuchs inkl. Randbedingungen und getrenntem Zustand

Die Modellierung des Scherzugversuchs entspricht dem Haftzugversuch. Einziger Unterschied ist die Verschiebungsrandbedingung in der expliziten Simulation und die Richtung bei der Auswertung der Gegenkraft.

4.3.4 Triaxialitätsabhängiges Schädigungsmodell

Neben der kraft- und stoffschlüssigen Verbindung ist die formschlüssige Verbindung ein geeignetes Mittel um Stahl-Aluminiumverbindungen herzustellen. Das Versagen im Lastfall entsteht dabei aufgrund der Überschreitung der elastischen und plastischen Kennwerte des Aluminiumwerkstoffes. Deshalb muss für eine vollständige Abbildung von Verbundgussbauteilen diese Art der Schädigung zusätzlich betrachtet werden. Dazu wird ein triaxialitätsbasierendes Schädigungsmodell nach *Basaran* [114], *Sun* [115] und *Efelsberg* [116] für die verwendeten Aluminiumlegierungen aufgebaut.

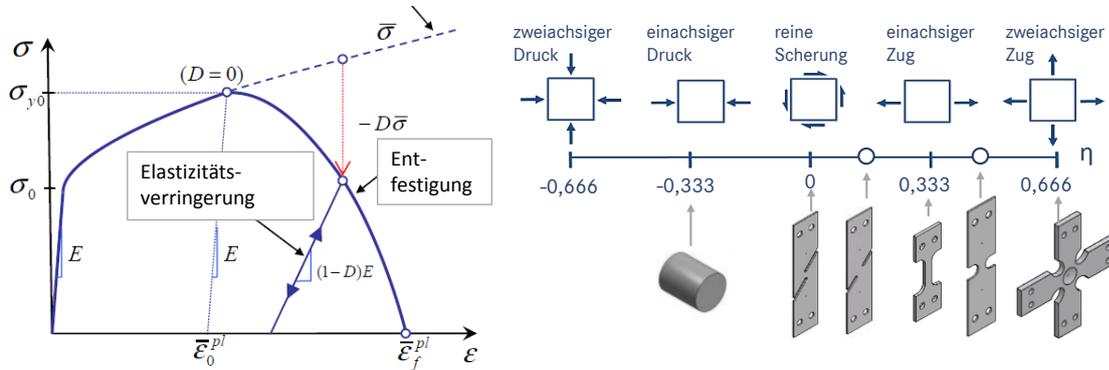
Die FEM-Software ABAQUS bietet die Möglichkeit, progressive Schädigung und Versagen bei duktilen Materialien darzustellen. Duktile Brüche werden z. B. durch Poren oder lokale Scherbänder ausgelöst. Diese Schädigungsfunktion kann im Zusammenhang mit plastischen Von-Mises-, Johnson-Cook-, Hill- und Drucker-Prager-Materialmodellen verwendet werden. Dabei können ein oder mehrere Schadensmechanismen gleichzeitig auf ein Material wirken. Das Materialversagen bezieht sich dabei auf den vollständigen Verlust der Spannungsbelastbarkeit, der durch die Steifigkeitsabnahme des Materials verursacht wird. Mögliche Schadenskriterien sind u. a. Dehngrenzen, maximale Scherspannungen, maximale Hauptspannungen, maximale Hauptdehnungen und Hystereseenergie. Jedes Schadenskriterium benötigt unterschiedliche Angaben und kann nicht mit jedem Elementtyp kombiniert werden.

Der Schadensfortschritt beschreibt die Abbaugeschwindigkeit der Materialsteifigkeit nach der Initiierung des Schadenskriteriums. Der Schaden äußert sich durch das Herabsetzen der Streckgrenze und der Verringerung der Elastizität. Die durchgezogene Linie in Abbildung 4.36 a beschreibt einen Spannungs-Dehnungsverlauf mit Schädigung, während die durchbrochene Linie das Verhalten ohne Schädigung beschreibt. Zu jedem Zeitpunkt der numerischen Berechnung kann der Spannungstensor mittels der Schädigungsgleichung aus Gleichung (4.23) angegeben werden.

$$\bar{\sigma} = (1 - D)\bar{\sigma}_D \quad (4.23)$$

Hierbei ist D die Schadensvariable und $\bar{\sigma}_D$ der effektive bzw. ungeschädigte Spannungstensor. Das Material verliert jegliche Lastaufnahmekapazität sobald $D = 1$ ist und kann daraufhin im Postprocessing aus dem Netz entfernt werden. In Abbildung 4.36 a ist σ_{y_0} die Zugfestigkeit, $\bar{\epsilon}_0^{pl}$ die äquivalente plastische Dehnung zu

Beginn der Schädigung und $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ die äquivalente plastische Dehnung am Bruch, wenn $D = 1$ ist. Dabei hängt $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ von der charakteristischen Länge des Elements ab und kann nicht als Materialparameter definiert werden.



a) **Abbildung 4.36:** a) Darstellung eines Spannungs-Dehnungs-Diagramms mit der Beschreibung eines Schadenfortschrittes und Verringerung der Elastizität ab Initiierung; Abbildung einer Kurve mit und ohne Schädigung [113], b) Abbildung der fünf verschiedenen Spannungszustände mit beispielhaften Probengeometrien für die Ermittlung der Triaxialitäts-zustände η von -0,666 bis +0,666

Mögliche Schädigungsfortschritte können Verschiebung, Energie und Hystereseenergie sein. Das Schädigungskriterium „ductile“ und der Schadensfortschritt „displacement“ werden in dieser Arbeit verwendet und sollen im Folgenden näher erläutert werden. Das Kriterium „ductile“ ist ein phänomenologisches Modell für die Vorhersage von Schädigung aufgrund von Keimbildung, Wachstum und Zusammenwachsen von Fehlstellen. Durch das Modell wird angenommen, dass die äquivalente plastische Dehnung zu Beginn der Schädigung eine Funktion der Spannungstriaxialität und der Dehnrates ist.

$$\bar{\epsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\epsilon}^{pl}) \quad (4.24)$$

Dabei ist η die Spannungstriaxialität, σ_H der hydrostatische Druck, σ_V die äquivalente Von-Mises-Spannung sowie $\dot{\epsilon}^{pl}$ die plastische Dehnrates. Sie werden nach den Gleichungen (4.25), (4.26) und (4.27) berechnet.

$$\eta = \frac{\sigma_H}{\sigma_V} \quad (4.25)$$

$$\sigma_H = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \quad (4.26)$$

$$\sigma_V = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2] + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)} \quad (4.27)$$

Das Kriterium der Schadensinitiierung ist erfüllt, wenn folgende Bedingung erfüllt ist:

$$\omega_D = \int \frac{d\bar{\epsilon}^{pl}}{\bar{\epsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^{pl})} = 1 \quad (4.28)$$

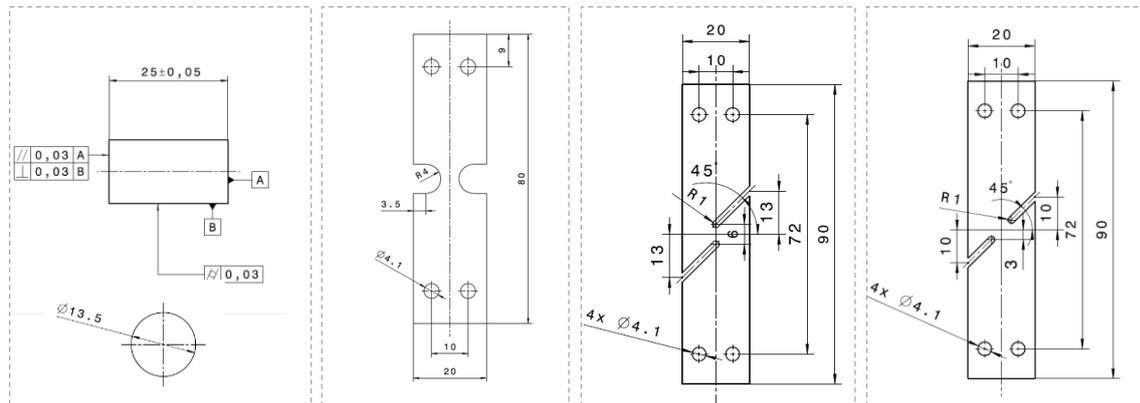
Die Größe ω_D ist eine Zustandsvariable, die mit zunehmender plastischer Deformation monoton ansteigt. Der Schädigungsfortschritt „displacement“ basiert auf der effektiven plastischen Verschiebung und wird mit Erreichen des Schädigungskriteriums wie folgt definiert:

$$\dot{\bar{u}}^{pl} = L\dot{\bar{\epsilon}}^{pl} \quad (4.29)$$

Hierbei ist L die charakteristische Länge des Elements und \bar{u}^{pl} die effektive plastische Verschiebung. Das Fortschreiten der Schädigung kann linear, tabular oder exponentiell erfolgen und muss in dem Inputfile definiert werden.

Die Faktoren Dehnrates und Temperatur werden in dieser Arbeit nicht berücksichtigt. Die Betrachtung der Triaxialität für den einachsigen Spannungszustand zeigt, dass die Schubspannung τ entfällt und infolgedessen nur eine Normalspannungskomponente σ erhalten bleibt. Damit ergibt sich für den Zugversuch eine Triaxialität von $\frac{1}{3}$. Abbildung 4.36 b stellt die Triaxialität für verschiedene Belastungsfälle dar. Es ist zu erkennen, dass bei Schubspannungen eine Triaxialität von 0 und im Fall einer zweiachsigen Belastung eine Triaxialität von $-\frac{2}{3}$ bzw. $\frac{2}{3}$ vorliegt. Die reine Druckbelastung beschreibt eine Triaxialität von $-\frac{1}{3}$. Um die dazugehörige plastische Spannung zu ermitteln und das Schädigungsmodell genauer abzubilden, werden Scherzug-, Flachkerb-, und Druckversuche durchgeführt. Die Geometrien der Probekörper sind in Abbildung 4.37 dargestellt.

Die Erstellung des triaxialitätsabhängigen Materialmodells wird im Folgenden exemplarisch für die Prototypensandgusslegierung AlSi7Mg0,15 vorgestellt, da sie in Kapitel 6.1 für das Anwendungsbeispiel verwendet wird.



a) b) c) d)
Abbildung 4.37: Proben zur Ermittlung des Verhaltes unter verschiedenen Spannungszuständen a) Druckprobe, b) Kerbzug R4, c) Scherzug 0°, d) Scherzug 45°

Für die Materialmodellerstellung wird aus den Einzelversuchen jeweils eine charakteristische Kurve ausgewählt. Die ausgewählten Zuggeometrien werden im nächsten Schritt in ein FEM-Modell überführt. Für die Fließkurvenenerweiterung wird das bereits vorgestellte Hocket-Sherby-Modell aus Abschnitt 4.3.2 verwendet. Exemplarisch sind die Ergebnisse der Iterationsberechnungen für die Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,15-F in Abbildung 4.38 dokumentiert. Die Anpassungen für die Flach-, Kerb-, und Scherzugprobe 45° zeigen sehr gute Übereinstimmungen zwischen numerischer Simulation und experimentellem Verhalten. Lediglich der Kraft-Weg-Verlauf der Scherzug-0°-Geometrie wird im maximalen Kraftniveau und Weg durch die numerische Abbildung leicht überschätzt. Zur Verifizierung der Ergebnisse wird das optische Messsystem ARAMIS verwendet. Mit dem in Abbildung 0.16 a (Anhang) gezeigten Messaufbau werden Dehnungen auf der Oberfläche der Probe aufgezeichnet. Die Abbildung zeigt die Gegenüberstellung der optischen Aufnahmen und numerischen Ergebnisse. Als Bewertungsskala wird die logarithmische Vergleichsdehnung nach von Mises zugrunde gelegt. Bei dem einachsigen Spannungszustand der Zugprobe zeigt die FEM-Berechnung ein Scherband unter 45°. Im Experiment ist dieses Scherband aufgrund des spröden Gusszustandes nur im Ansatz im unteren Drittel der Probe zu erkennen. Beide Darstellungen zeigen den Zeitpunkt vor dem vollständigen Bruch. Die Dehnungsverteilung und das Dehnungsmaximum von 12,5 % der Berechnung stimmen sehr gut mit dem Experiment überein. Die Kerbzugprobe - abgebildet ist der Zeitpunkt vor dem Bruch - zeigt in der numerischen und experimentellen Betrachtung ein lokales Dehnungsmaximum in der Radiusmitte von ca. 5,3 % und eine mittlere Dehnungsverteilung von ca. 3 %. Da es bei den Scherzugproben beim Kraftabfall zu keinem Durchriss der Probe kommt, repräsentiert die Abbildung jeweils den Zeitpunkt der maximalen Kraftaufnahme.

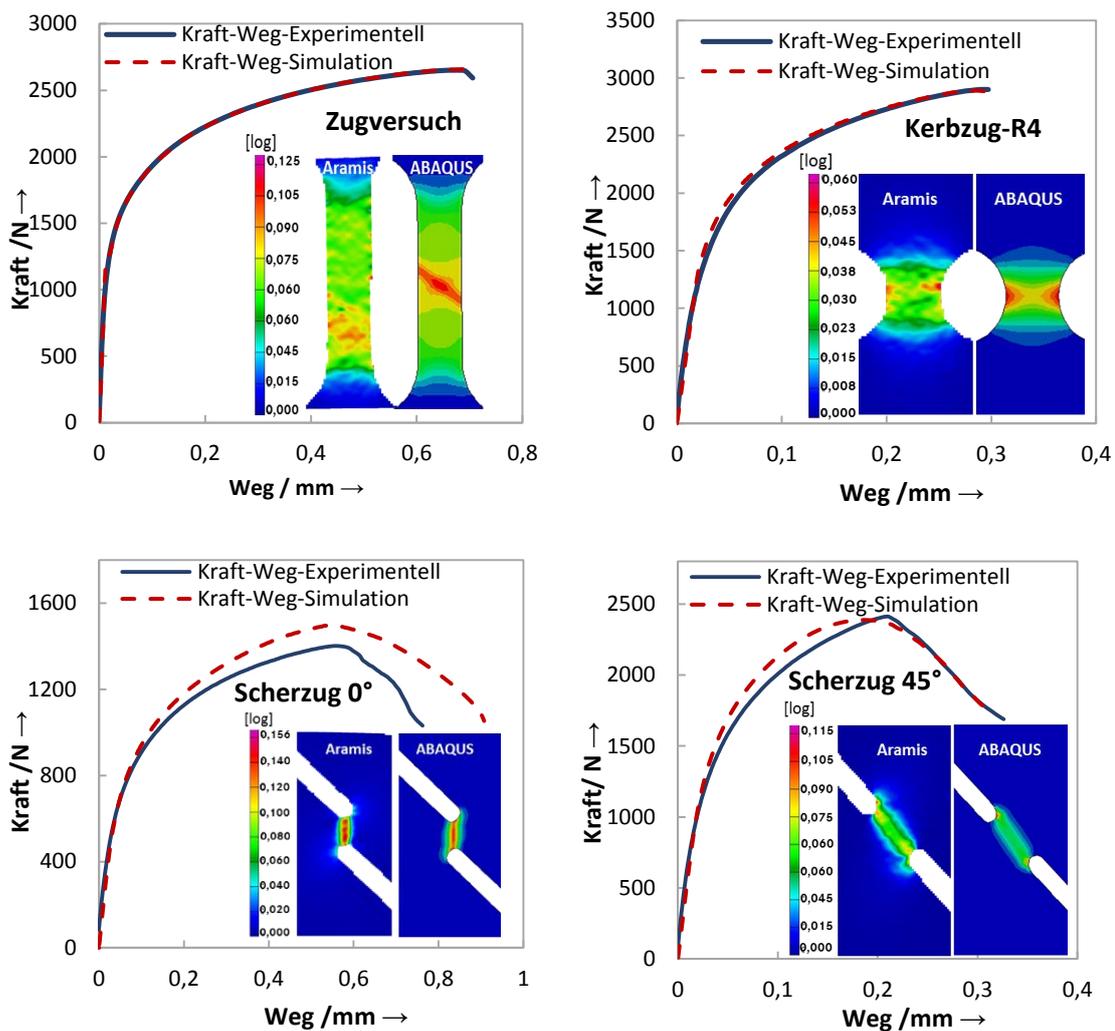
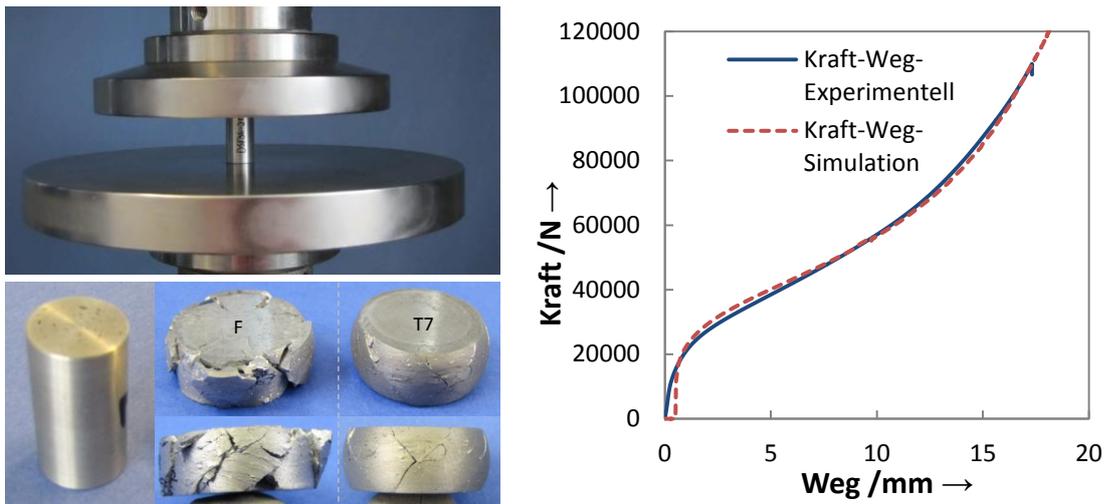


Abbildung 4.38: Iterativ ermittelte Kraft-Weg-Kurven in ABAQUS für die Legierung AlSi7Mg0,15-F am Beispiel des Zug- und Kerbzugversuchs sowie der beiden Scherzugversuche bei 0° und 45. Zudem ist der jeweilige Vergleich zwischen der optischen Aramis-Messung (links) und der numerischen Simulation (rechts) dargestellt. Als Skala wird die Vergleichsdehnung nach von Mises verwendet

Die Ausführung mit 0° zeigt in Simulation und optischer Aufnahme über den gesamten Prüfbereich eine maximale Dehnung nach von Mises von ca. 15 %, was auch der maximalen lokalen Dehnung entspricht. Die 45°-Ausführung zeigt lediglich einen sehr kleinen Bereich im Radius mit einer maximalen Dehnung von ca. 10 % und eine homogene Dehnungsverteilung im Prüfbereich von ca. 6 %. Aufgrund der Versuchsrandbedingungen, dargestellt in Abbildung 4.39 und der geringen Fläche der Probenmantelfläche ist eine optische Vermessung der 20 mm hohen Druckprobe nicht möglich. Die Probe im Gusszustand (F) zeigt deutliche Risse in der Mantelfläche, die sich ca. 5 mm in radialer Richtung zur Probenmitte ausbreiten.



a) **Abbildung 4.39:** a) Versuchsaufbau für die Druckprüfung inkl. Darstellung der Druckprobe im Ausgangszustand und nach Ende der Verfahrweges für die AlSi7Mg0,15-Legierung im F- und T7-Zustand; b) Vergleich der numerischen Simulation und des experimentellen Kraft-Weg-Verlaufs im Druckversuch exemplarisch für AlSi7Mg0,15-T7

Die wärmebehandelte (T7) Druckprobe zeigt am Ende des Verfahrweges nur leichte Risse in der Außenhaut. Es ist kein weiteres Eindringen der Risse zur Bauteilmitte zu erkennen. Der Versuchsabbruch erfolgt bei allen Druckprüfungen bei 110 kN da bei diesem Wert die Maximalkraft der Kraftmessdose erreicht ist. Die Betrachtung der experimentellen Kraft-Weg-Kurve zeigt für den F- und T7-Zustand den nahezu identischen Kraft-Weg-Verlauf bis 80 kN. Danach ist ein leichter Kraftabfall bei den Proben im Gusszustand zu erkennen. Die ermittelte und durch das Hocket-Sherby-Modell erweiterte Fließkurve zeigt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen numerischem und experimentellem Kraft-Weg-Verlauf, wie in Abbildung 4.39 b zu sehen ist. Der Beginn des Versagens in der numerischen Simulation wird mit dem Beginn der ersten Anrisse im Experiment gleichgesetzt. Für die Ermittlung der plastischen Dehnung $\bar{\varepsilon}_f^{pl}$ und der Triaxialität η bei Bruch wird in der FEM-Simulation für jeden Zugversuch das Element, welches als erstes versagt, identifiziert. Da sich die Triaxialität im Element während der numerischen Berechnung ändert, wird der Mittelwert über die Berechnungsdauer gebildet. Die ermittelten Daten dienen als Stützpunkte für die in Abbildung 4.40 dargestellte charakteristische Schädigungskurve. Somit wird für die Scherzug 0° Probe ein $\bar{\varepsilon}_f^{pl} = 0,178$ und $\eta = 0,052$, für die Scherzug 45° Probe eine $\bar{\varepsilon}_f^{pl} = 0,1$ und $\eta = 0,276$, für die Zugprobe eine $\bar{\varepsilon}_f^{pl} = 0,096$ und $\eta = 0,33$ und für Kerbzuggeometrie ein $\bar{\varepsilon}_f^{pl} = 0,102$ und $\eta = 0,355$ ermittelt. Für die Identifizierung von $\bar{\varepsilon}_f^{pl}$ für die Druckprobe wird aus dem experimentellen Versuch für die Legierung AlSi7Mg0,15 der Wert 0,33 identifiziert.

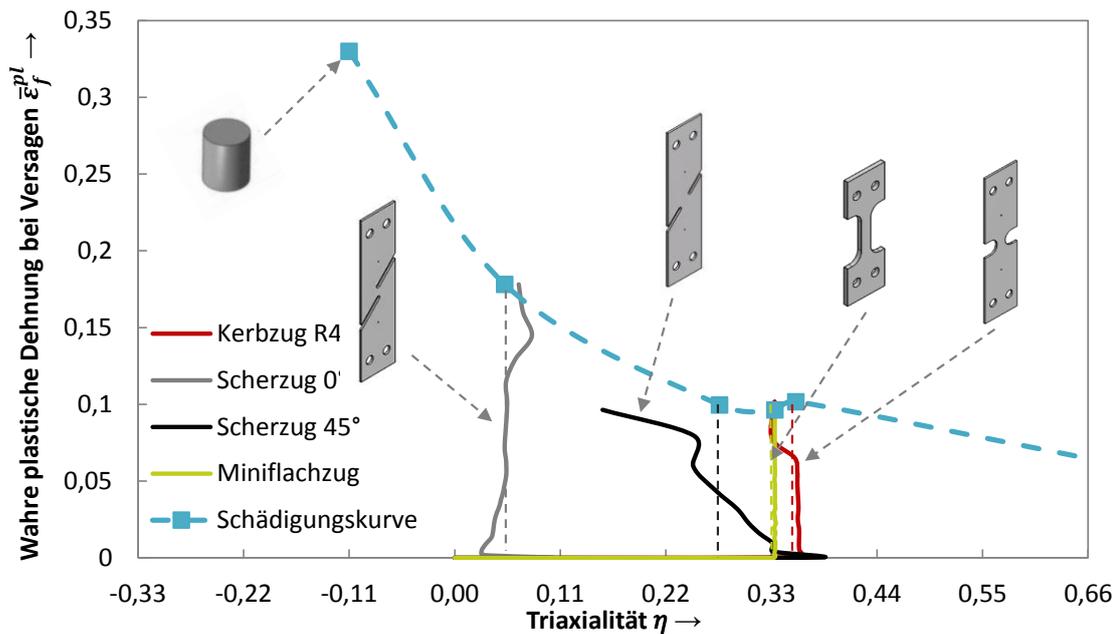


Abbildung 4.40: Exemplarische Darstellung der wahren plastischen Dehnung bei Versagen über der Triaxialität η inklusive Triaxialitätsverlauf und Mittelwert bis zum Versagen im kritischen Element für die Legierung AlSi7Mg0,15-F

Da die Prinzipproben keine Verifizierung des Schädigungsmodells erlauben, wird das Modell an dem Anwendungsbeispiel in Kapitel 6.1 verifiziert.

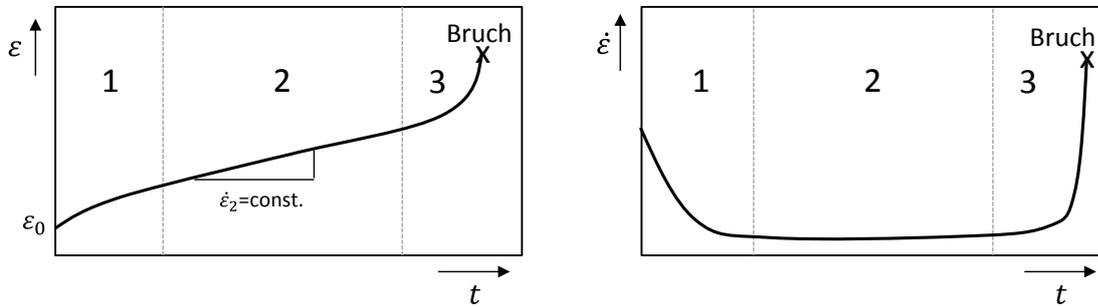
4.3.5 Kriechmodell zur Darstellung von Spannungsrelaxationen

Nach *Wasmuth* [23] können während des Abkühlens der Verbundgussverbindungen Kriecheffekte zu Spannungsabbau führen und die kraftschlüssige Verbindung beeinflussen. Das Kriechverhalten von metallischen Werkstoffen lässt sich, wie in *Abbildung 4.41* dargestellt, in drei Bereiche einteilen, das primäre, sekundäre und tertiäre technische Kriechen. Für den primären Kriechbereich ist eine anfangs hohe, mit einer kontinuierlichen bis zu einem konstanten Wert abnehmende Kriechrate charakteristisch. Der darauffolgende Bereich mit einer konstanten Kriechrate wird als sekundäres Kriechen bezeichnet. Im dritten Bereich, dem tertiären Kriechen steigt die Kriechrate erneut stark an, bis es zum Bruch der Probe kommt. Für die meisten technischen Anwendungen sind nur die ersten beiden Bereiche relevant. Nach *Thoma* [117] lässt sich die Kriechkurve durch folgende Funktion (4.30) beschreiben:

$$\varepsilon = f(t, \sigma, T, \text{Gefüge}) \quad (4.30)$$

Dabei sind neben der Zeit die Temperatur, die Spannung und das vorliegende Gefüge als weitere wesentliche Einflussfaktoren für das Kriechen zu nennen. Für weiterführende Literatur bzgl. Kriechvorgängen bei metallischen Werkstoffen,

insbesondere Aluminiumsiliziumlegierungen, sowie die numerische Modellierung wird neben *Wasmuth* [23] und *Thoma* [117] auf *Michelfeit* [118], *Schemmel* [119], *Kliemt* [120] und *Kojic* [121] verwiesen.

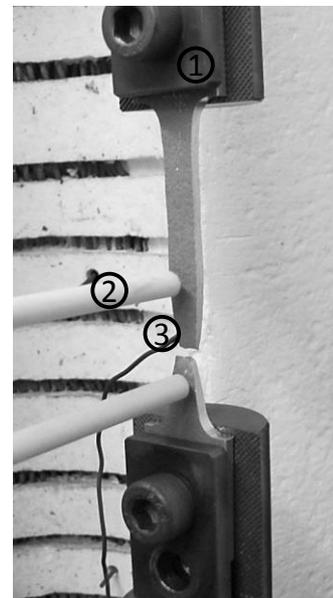
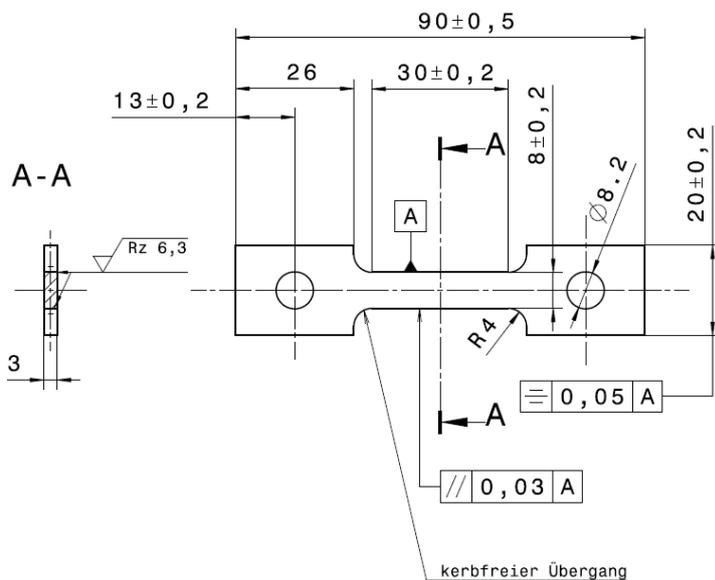


a)

b)

Abbildung 4.41: Schematische Darstellung des zeitlichen Verlaufs der Dehnung ε und der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$, verursacht durch primäres (1), sekundäres (2) und tertiäres (3) Kriechen bei metallischen Werkstoffen bis zum Bruch [117]

Für die experimentelle Datenerhebung und die Durchführung der Zeitstandversuche wird die Geometrie in Abbildung 4.42 verwendet. Es handelt sich um eine Flachzugprobe mit den Abmaßen 3 mm x 8 mm x 30 mm. Eingespannt wird die Probe mit einer in der Geometrie vorgesehenen Bohrung (1). Der gesamte Aufbau befindet sich in einem Ofen. Die Messspitzen (2) werden auf eine Messlänge von 20 mm eingestellt. Die Temperatur wird mit einem Thermoelement über die gesamte Versuchsdauer dokumentiert.

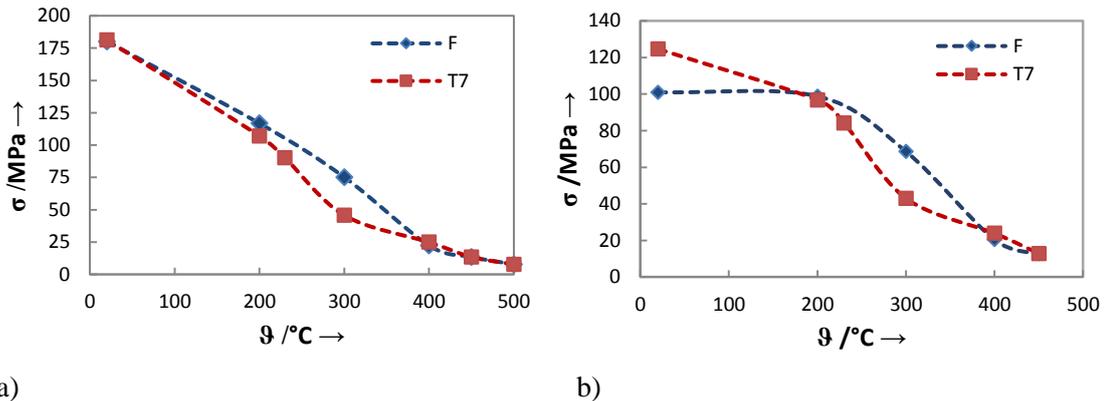


a)

b)

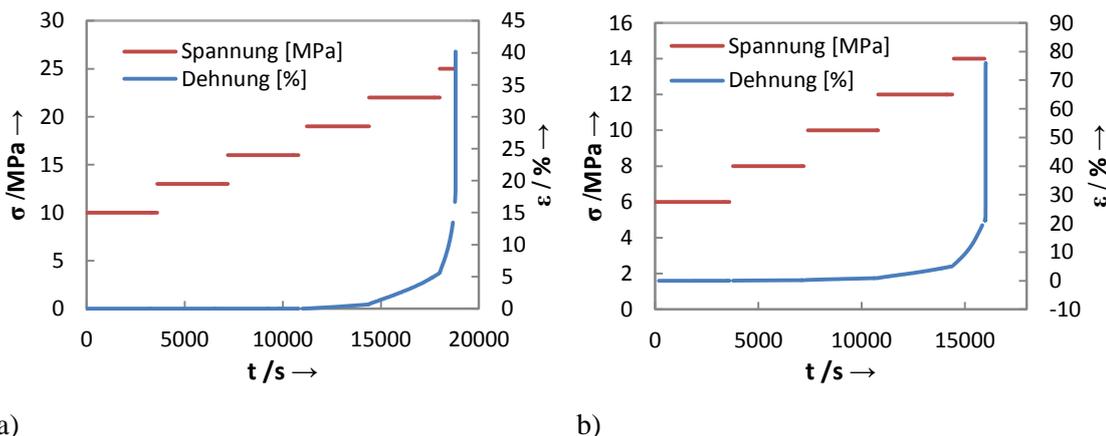
Abbildung 4.42: a) Technische Zeichnung der Zeitstandprobe für die Untersuchung des Kriechverhaltens der verwendeten Aluminiumlegierungen, b) Versuchsaufbau für die Zeitstandversuche

Nach *Wasmuth* [23] sind Kriechprozesse abhängig von der Schmelztemperatur T_S , wobei Temperaturen von $T \geq 0,3 \cdot T_S$ ausschlaggebend für die Aktivierung von Kriechprozessen sind. Zudem zeigen die ermittelten Streckgrenzen und Zugfestigkeiten, dargestellt in Abbildung 4.43, dass Zeitstandversuche über 400 °C kritisch zu betrachten sind. Die Streckgrenze bleibt für AlSiMg0,15 F bis ca. 200°C nahezu konstant und fällt anschließend bis 400°C linear ab. Für AlSi7Mg0,15 T7 fällt die Streckgrenze bis 200°C auf das Niveau des Gusszustands ab und nimmt anschließend stärker ab.



a) b)
Abbildung 4.43: Darstellung der Zugfestigkeit (a) und Streckgrenze (b) für die Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,15 über Temperatur

Ab 400°C sind für beide Zustände nahezu keine Zugfestigkeiten mehr vorhanden, was das Messen von Kriechvorgängen nahezu unmöglich macht. Die Zugfestigkeit nimmt für beide Werkstoffzustände näherungsweise linear über die Temperatur ab. Aus den oben beschriebenen Gründen werden die Temperaturen 250 °C, 300 °C, 350 °C und 400 °C für beide verwendete Legierungen betrachtet. Exemplarisch sind die Versuchsergebnisse für die Temperaturen 350 °C und 400 °C für die Legierung AlSi7Mg0,15 in Abbildung 4.44 dokumentiert.



a) b)
Abbildung 4.44: Darstellung der Stufenzeitstandversuche für die Legierung AlSi7Mg0,15-F für a) bei der Temperatur 350 °C und b) bei der Temperatur 400 °C

Dazu wird aus den durchgeführten Temperaturzugversuchen die Startspannung für die Zeitstandversuche ermittelt und für jede Probe die Stufen separat angepasst. Für die

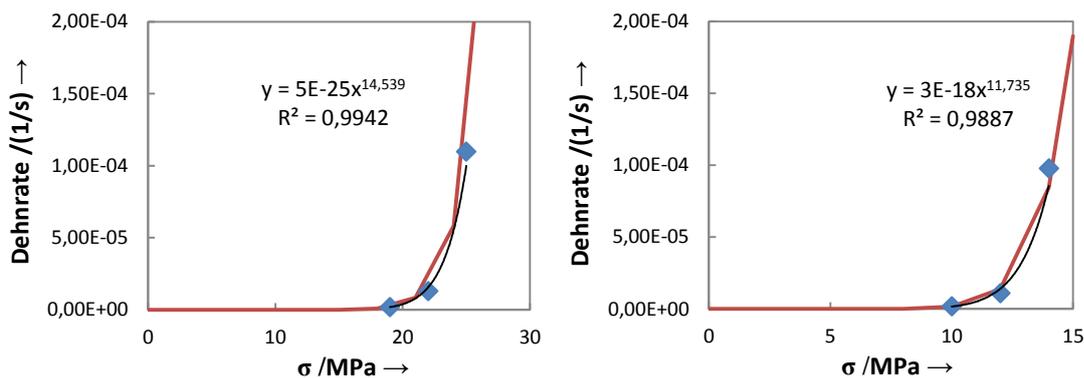
Prüfung bei 350 °C beginnt der Versuch bei einer Vorspannung von 10 MPa. Jede Spannungsstufe wird, sofern es nicht zum Versagen der Probe kommt, 1h aufrechterhalten und im Anschluss die nächste Spannungsstufe angefahren. Wie zu erkennen ist, kommt es bei der Probe in Abbildung a erst ab der vierten Stufe, bei 19 MPa, zu einer Dehnung. Bei der letzten Spannungsstufe, bei 25 MPa, versagt die Probe. Im Vergleich dazu sind die Spannungsniveaus, bedingt durch die höhere Temperatur, bei dem 400 °C Versuch deutlich niedriger. Bereits bei 14 MPa kommt es zum Probenbruch.

Für die numerische Modellierung wird der Norton-Ansatz verwendet. Dabei wird die Dehnrate $\dot{\epsilon}$ nach Gleichung (4.31) berechnet:

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A(T)\sigma^{n(T)} \quad (4.31)$$

Für eine spezifische Temperatur wird die Dehnrate als eine Potenzfunktion der Spannung betrachtet. Die Parameter A und n sind Materialkonstanten und müssen für jedes Material bestimmt werden.

Die Betrachtung der Dehnrate für die zuvor beschriebenen Zeitstandversuche ist in Abbildung 4.45 verdeutlicht. Dafür werden ab dem Zeitpunkt der ersten Dehnung mindestens drei Bereiche mit konstanten Dehnraten gewählt und eine Ausgleichsgerade sowie das Bestimmtheitsmaß gebildet. Die Abbildung veranschaulicht erneut die unterschiedlichen benötigten Spannungen für das Hervorrufen der gleichen Dehnung bei den unterschiedlichen Temperaturen von 350 °C und 400 °C.



a)

b)

Abbildung 4.45: Ermittlung der Dehnrate $\dot{\epsilon}_{cr}$ für die Stufenzeitstandversuche der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,15-F a) bei der Temperatur 350 °C und b) bei der Temperatur 400 °C

Abbildung 4.46 zeigt die ermittelten Dehnraten für die Legierung AlSi7Mg0,15 F-Zustand für die Temperaturen 300 °C, 350 °C und 400 °C. Die Datenpunkte

repräsentieren die Ergebnisse aus dem experimentellen Versuch, die durchgezogenen Linien das erstellte Norton-Modell.

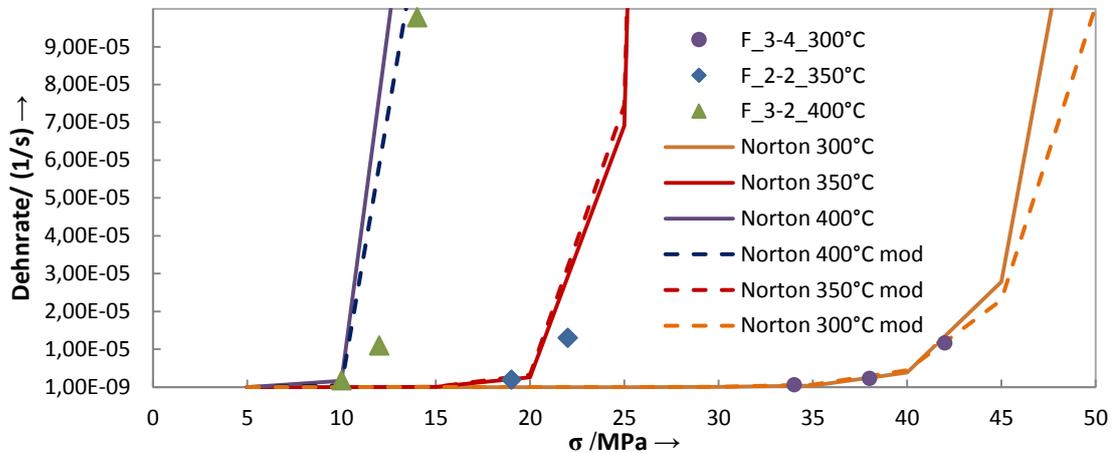
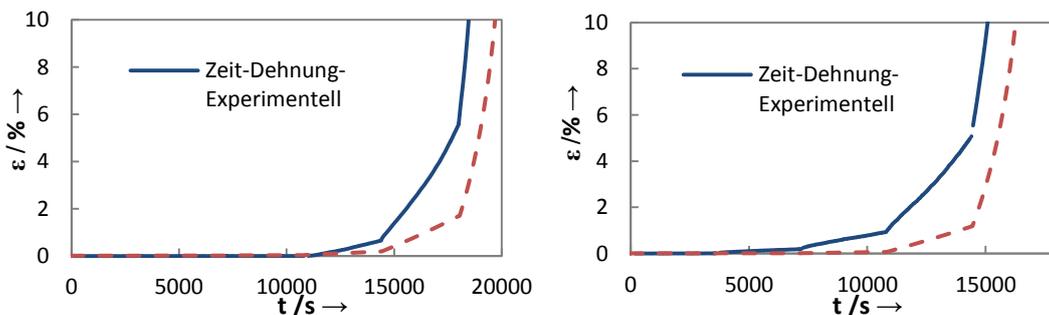


Abbildung 4.46: Parameterermittlung für das Kriechmodell nach Norton für AlSi7Mg0,15-F

Die Modelle beschreiben die experimentellen Versuche für 300 °C sehr gut. Für 350 °C und 400 °C werden nicht alle Datenpunkte exakt abgebildet. Aus diesem Grund werden die experimentell ermittelten Norton-Modelle iterativ angepasst. Dazu werden die Zeitstandversuche nachmodelliert und für jede Temperatur berechnet. Die angepassten Kriechmodelle sind in der Abbildung als durchbrochene Linien dargestellt. Exemplarisch ist der Vergleich zwischen den numerischen Ergebnissen und dem Experiment für die AlSi7Mg0,15 Legierung F-Zustand bei 350 °C und für 400 °C in Abbildung 4.47 gezeigt. Für beide Temperaturen zeigt die Simulation ein etwas trägeres Verhalten, so dass die Dehnung zu einem etwas späteren Zeitpunkt eintritt.



a)

b)

Abbildung 4.47: Vergleich zwischen der numerischen Simulation und den experimentellen Versuchen für die Stufenzeitstandversuche der Aluminiumlegierung AlSi7Mg0,15-F für a) bei der Temperatur 350 °C und b) bei der Temperatur 400 °C

Dennoch zeigen die numerischen und experimentellen Ergebnisse eine gute Übereinstimmung und werden den Spannungsabbau Betrachtungen für die Verbundgussprinzipproben zugrunde gelegt.

5 Ergebnisse und Diskussion

Da die Eigenschaften der Salzkerns sehr stark von der Zusammensetzung und den Gießprozessparametern abhängen, werden die Einflüsse dieser Faktoren auf die Qualität bewertet und Maßnahmen abgeleitet. Des Weiteren wird der Herstellungsprozess numerisch abgebildet und das erstellte Modell mit dem Experiment verifiziert sowie die Abbildungsgenauigkeit der numerischen Darstellung diskutiert.

Für die Darstellung von Hohl- und Verbundgussstrukturen werden relevante experimentelle Einflüsse identifiziert und eine numerische Abbildung für die Bauteile gegeben sowie die Qualität der Simulation diskutiert.

5.1 Experimentelle und numerische Betrachtung von Salzkernen

Für die Auswahl eines zielführenden Salzkernsystems werden zuerst verschiedene Zusammensetzungen in einem NaCl-Na₂CO₃-System untersucht und bewertet. Mit der Zielzusammensetzung werden anschließend Gießparameter wie die Schmelztemperatur T_S , die Kokilltemperatur T_K und die Ausformzeit t_A systematisch variiert und die Einflüsse auf die Salzkernqualität bewertet. Anhand einer Prinzipprobe mit Schwindungsbehinderung wird die Entstehung von Warmrissen bei der Erstarrung von gegossenen Salzkernen untersucht und bewertet. Da diese Ergebnisse keine zentrale Rolle für die numerische Auslegung einnehmen, jedoch die Basis für die Auswahl des Salzkernsystems darstellen, sind die Erkenntnisse teilweise dem Anhang zu entnehmen.

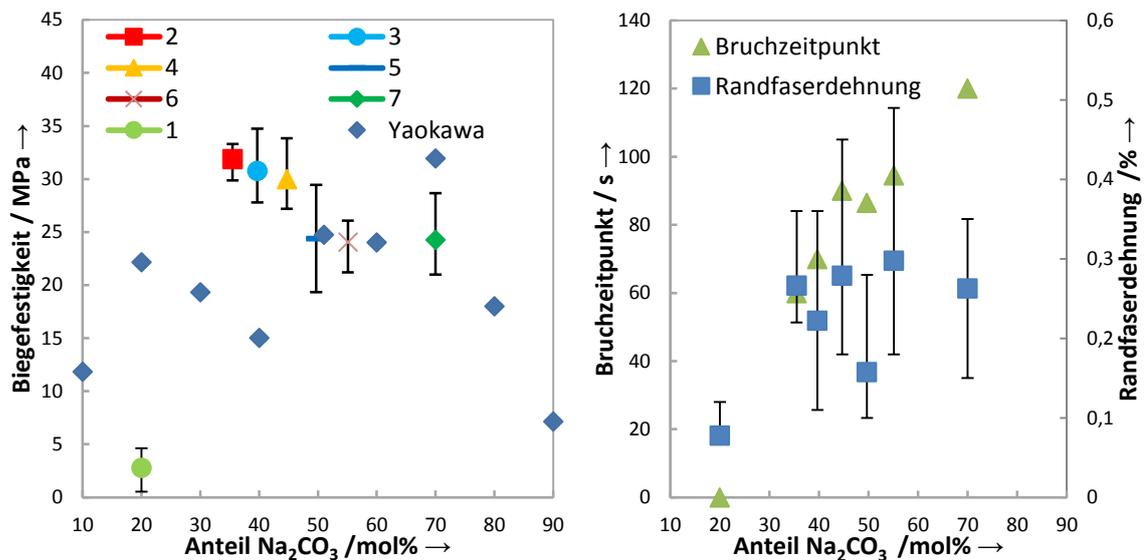
Für die Herstellung von Hohl- und Verbundgussstrukturen im Druck- und Niederdrucksandguss und die dadurch erhöhten thermischen und mechanischen Beanspruchungen wird das Verhalten der ausgewählten Salzkernzusammensetzung bei thermischer Beanspruchung sowie bei unterschiedlichen Spannungszuständen betrachtet. Um die Herstellung von Salzkernen im Vorfeld numerisch abzubilden, werden das erstellte Materialmodell und die Einflüsse der verschiedenen thermophysikalischen sowie numerischen Stellhebel analysiert und die Aussagekraft der Simulation mit Hilfe der experimentellen Ergebnisse bewertet.

5.1.1 Einfluss der Zusammensetzung und Gießparameter

Die Eigenschaften von Salzkernen aus NaCl-Na₂CO₃-Mischungen sind wie in Abschnitt 4.1.2 angedeutet, stark abhängig von der Zusammensetzung [56]. Um ein geeignetes

Mischungsverhältnis zu finden und den Einfluss der Zusammensetzung auf die Bauteilfestigkeit zu identifizieren, werden Biege- und Warmrissproben mit sieben verschiedenen Mischungsverhältnissen im Schwerkraftgussverfahren hergestellt. Für die Verwendung und den späteren Aluminiumguss sind bis auf die stark untereutektische Variante alle Zusammensetzungen einsetzbar, da immer eine kompakte Außenhaut ausgebildet wird. Die Qualität der Oberfläche ist bei allen hergestellten Proben als ausreichend einzustufen. Detaillierte Ergebnisse sind dem Anhang zu entnehmen.

Die Salzkernzusammensetzung hat einen entscheidenden Einfluss auf die Festigkeit und das Warmrissverhalten der Kerne. Zum einen werden alle Proben im 3-Punkt-Biegeversuch geprüft und zum anderen jede Zusammensetzung in der Kavität mit Schwindungsbehinderung abgegossen und der Zeitpunkt des Bruches dokumentiert. Abbildung 5.1 a stellt die Biegefestigkeit der sieben untersuchten Zusammensetzungen gegenüber.



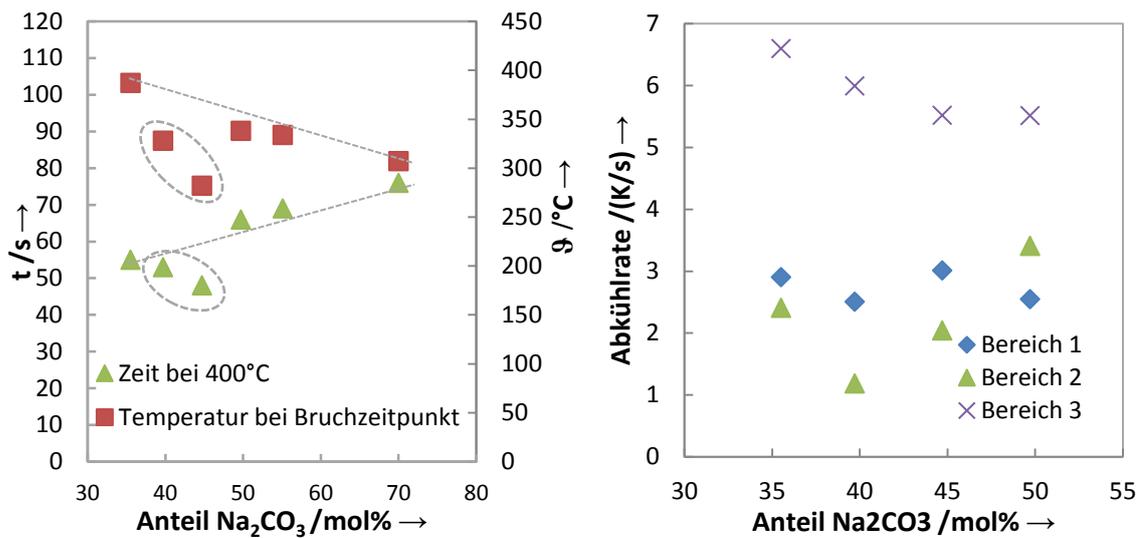
a) **Abbildung 5.1:** a) Darstellung der ermittelten 3-Punkt-Biegefestigkeiten in Abhängigkeit der Zusammensetzung; Zudem die Darstellung der ermittelten Festigkeiten nach Yaokawa [56], b) Darstellung des Bruchzeitpunkts bei der Warmrissprobe und der Randfaserdehnung in der Drei-Punkt-Biege-Prüfung in Abhängigkeit der Salzkernezusammensetzung

Die Biegefestigkeit der stark übereutektischen Legierung Nr. 1 wird mit 2,7 MPa beziffert. Die höchste Biegefestigkeit besitzt die Variante Nr. 2 mit 31,8 mol% Natriumcarbonat. Zugleich ist bei diesem System die geringste Streuung der Ergebnisse zu beobachten. Nur geringfügig niedriger sind die Festigkeiten der leicht unter- und eutektischen Variante mit 30,7 MPa und 29,9 MPa. Die Streuung ist jedoch bei beiden Varianten deutlich höher. Rechts vom Eutektikum gibt es einen deutlichen Abfall der Biegefestigkeit. Die leicht übereutektische Legierung mit 49,7 mol% Na_2CO_3 -Anteil

zeigt im arithmetischen Mittel eine Biegefestigkeit von 24,4 MPa. Auf einem ähnlichen Niveau sind mit 24,06 und 24,28 MPa die Variante Nr. 6 und Nr. 7. Nach *Yaokawa* [56] (Arbeit näher erläutert in Abschnitt 2.3.2) sind die höchsten Festigkeiten (siehe Abbildung 5.1 a) mit 70 mol% Na₂CO₃-Anteil bei 32 MPa zu erwarten. Diese Werte werden mit diesem System in der vorliegenden Arbeit nicht erreicht, jedoch mit der 30 mol% Natriumcarbonatzusammensetzung. Die Variante Nr. 5 und Nr. 6 zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den erzielten Werten aus [56]. Die Gründe für die Unterschiede werden auf die unterschiedlichen Prozessrandbedingungen zurückgeführt. Die Proben in *Yaokawa* [56] werden mit 10 K über Liquidustemperatur vergossen, was einem Temperaturunterschied zur vorliegenden Arbeit von $\Delta T = 20$ K entspricht. Zudem wird in *Yaokawa* [56] liegend und in der vorliegenden Arbeit stehend gegossen. Die unterschiedlichen Ergebnisse untermauern eine sehr starke Prozessparameterabhängigkeit des Salzkernsystems.

Das Warmrissverhalten in Abhängigkeit der Zusammensetzung ist in Abbildung 5.1 b dargestellt. Variante Nr. 1 wird hierbei nicht berücksichtigt, da bereits in der Biegeprobenkavität kaum intakte Proben hergestellt werden können. Eine wesentliche Erkenntnis ist das Steigen der Ausformzeit mit steigendem Na₂CO₃-Gehalt. Der späteste Ausformzeitpunkt bei der untereutektischen Probe beträgt 60 s. Im Vergleich dazu sind mit natriumcarbonathaltigeren Salzzusammensetzungen Ausformzeiten bis zu 120 s möglich. Die Betrachtung der Randfaserdehnungen, gemessen mit dem Dehnungsaufnehmer im 3-Punkt-Biegeversuch, zeigt keine Erklärung für dieses Phänomen. Die Legierungen Nr. 2 bis Nr. 7 liegen auf einem Niveau von ca. 0,25 % Randfaserdehnung.

Eine mögliche Erklärung für die unterschiedlichen Warmrisseigenschaften ist in dem Abkühlverhalten der Salzkernlegierungen zu finden. Abbildung 5.2 a stellt für die Mischungen Nr. 2 bis Nr.7 die Temperatur zum Bruchzeitpunkt und die Dauer bis zum Erreichen der 400 °C Grenze dar. Da alle Proben bis 400 °C in der Kokille verbleiben, ist somit ein direkter Vergleich möglich. Die leicht untereutektische Legierung Nr. 3 und eutektische Legierung Nr. 4 müssen bei dieser Betrachtung außer Acht gelassen werden, da die Gießtemperatur aufgrund von Schollenbildung von 730 °C auf 735 °C bzw. von 665 °C auf 730 °C erhöht werden muss. Die Betrachtung der Temperaturen zeigt, dass die stark übereutektische Legierung Nr. 7 mit 307 °C die geringste Temperatur im Kerninneren besitzt. Mit 387 °C bricht die Mischung Nr. 2 bei der höchsten Temperatur. Die langsamere Abkühlung ist eine Erklärung für die langen Ausformzeiten und zeigt ein lineares Verhalten der Ausformzeit in Abhängigkeit des Na₂CO₃-Gehalts im untersuchten Bereich.



a)

b)

Abbildung 5.2: a) Darstellung der Temperatur bei Bruch und der Zeit bis zum Erreichen der 400 °C Grenze für die untersuchten Legierungen Nr. 2 bis Nr. 7, b) Darstellung der Abkühlraten für die Salzmischung Nr. 2, Nr. 5, Nr. 6 und Nr. 7 für den Bereich 1: Messpunkt 1 – Liquidus, Bereich 2: Liquidus – Solidus und Solidus – 400 °C

Abbildung 5.2 b zeigt die Abkühlraten für die Legierungen Nr. 2, Nr. 5, Nr. 6 und Nr. 7 für jeweils drei Bereiche. Bereich 1 definiert die Zeit vom ersten Messpunkt, also die Gießtemperatur minus den Temperaturverlust bis zum Erreichen des Thermoelements, bis zur Liquiduslinie. Der Semisolid-Zustand zwischen Liquidus- und Soliduslinie wird mit Bereich 2 bezeichnet. Die Erstarrung im festen Bereich bis 400 °C ist mit Bereich 3 bezeichnet. Im flüssigen Bereich benötigen alle vier Legierungen etwa die gleiche Zeit bis zum Erreichen der Liquiduslinie. Die Abkühlraten im Kerninneren liegen in diesem Bereich im Intervall von $2,5 \frac{K}{s}$ bis $3 \frac{K}{s}$. Im Bereich 2 besitzt die Legierung Nr. 2 links vom Eutektikum eine Abkühlrate von $2,4 \frac{K}{s}$, wohingegen beim Überschreiten des Eutektikums die Abkühlrate in diesem Bereich zunächst stark abfällt und mit steigendem Carbonatgehalt wieder ansteigt. Ebenso zeigen die Versuche einen starken Abfall der Abkühlrate mit steigendem Carbonatgehalt im festen Bereich. Die untereutektischen Legierungen scheiden NaCl und die übereutektischen Legierung Na₂CO₃ als Primärphase aus, wobei der Rest jeweils als eutektische Zusammensetzung vorliegt [56]. Das heißt, dass bei den übereutektischen Legierungen in der Randschale vermehrt Na₂CO₃ vorliegt und dies einen niedrigeren Wärmeübergangskoeffizienten zwischen erstarrtem Salz und Stahlkokille bewirkt und somit auch die Ausformzeiten beeinflusst.

Abgeleitet aus den vorliegenden Ergebnissen wird aufgrund der höchsten Festigkeit und der geringsten Streuung die untereutektische Legierung Nr. 2 für weiterführende Versuche ausgewählt. Als weitere zielführende Legierung wird auch die stark

übereutektische Legierung ausgewählt, jedoch in der vorliegenden Arbeit nicht weiter untersucht. Durch die langen Ausformzeiten können Vorteile für großvolumigere Kerne entstehen, wobei die um 6 MPa geringere Biegefestigkeit für erfolgreiche Druckgussumgussversuche als ausreichend zu bewerten ist (siehe Abschnitt 5.2), jedoch in Folgeuntersuchungen verifiziert werden müsste.

Einfluss der Prozessparameter auf die Salzkernfestigkeit Nr. 2

Für die weiterführenden Untersuchungen an Legierung Nr. 2 wird ein teilfaktorieller DoE-Plan erstellt. Die Übersicht der Ergebnisse der Biege- und Härteprüfung der Biegeproben sind in Abbildung 0.20 (Anhang) dargestellt.

Ein direkter Zusammenhang zwischen der Ausformzeit und Biegefestigkeit kann nicht festgestellt werden. Vielmehr bestehen Wechselwirkungen zwischen der Ausformzeit und der Kokillen- bzw. Schmelztemperatur die im Folgenden gesondert ausgewertet werden. Für die DoE werden zunächst die Regressionskoeffizienten für die Festigkeit, abhängig von der Schmelze-, der Kokillentemperatur und der Ausformzeit, ermittelt. In der ersten Varianzanalyse wird kein bedeutender Einfluss der Ausformzeit und Gießtemperatur ermittelt, weshalb der quadratische Anteil der Ausformzeit und der Gießtemperatur in den weiteren Varianzanalysen nicht berücksichtigt wird. Dadurch steigt das Bestimmtheitsmaß von 78,18 % auf 80,06 % und der p-Wert verringert sich von 0,329 auf 0,12. Das Bestimmtheitsmaß beschreibt die Abbildungswahrscheinlichkeit der Versuchsergebnisse und der p-Wert die Güte der Vorhersage des aufgestellten Koeffizienten-Modells.

Aus den ermittelten Koeffizienten der Varianzanalyse ergibt sich die Gleichung (5.1) mit den Koeffizienten der Gießtemperatur x_1 , der Kokillentemperatur x_2 und der Ausformzeit x_3 sowie der quadratischen Anteile der Faktoren. Die Prüfung des aufgestellten Ausdrucks, beispielhaft für den Gießparametersatz DoE09, der eine mittlere Biegefestigkeit von 30,90 MPa aufweist ($T_S = 680^\circ\text{C}$, $T_K = 200^\circ\text{C}$ und $t_A = 90\text{ s}$) ergibt das Ergebnis in Gleichung (5.1).

$$y = 148,33 - 0,19x_1 + 1,31x_2 - 3,8x_3 - 0,0006x_2^2 - 0,002x_1x_2 + 0,005x_1x_3 + 0,0012x_2x_3 = \mathbf{29,27\ MPa} \quad (5.1)$$

Zwischen der errechneten Festigkeit und der geprüften mittleren Festigkeit der Biegeproben besteht damit eine Abweichung von 5,28 %. Die Zielgrößenoptimierung mit den ermittelten Daten der DoE ergibt eine Festigkeit von 30,89 MPa bei $T_K = 231,31^\circ\text{C}$ und $T_S = 680^\circ\text{C}$. Aufgrund der konservativen Abweichung der DoE-

Berechnung und den experimentellen Werten ist die maximal erreichbare Festigkeit geringfügig höher einzuschätzen.

Die abschließend differenzierte Zusammenfassung der ermittelten Festigkeiten in Abhängigkeit der Gießparameter und das Residuendiagramm zur dritten Varianzanalyse ist in Abbildung 0.22 (Anhang) dargestellt. Im ersten Wirkungsflächendiagramm ist die Festigkeit über die Ausformzeit und die Gießtemperatur bei konstanter Kokillentemperatur aufgetragen. Die Festigkeit sinkt um 30% mit steigenden Ausformzeiten bei niedrigen Gießtemperaturen. Außerdem sinkt die Festigkeit bei hohen Gießtemperaturen und kürzeren Ausformzeiten. Die höchsten Festigkeiten werden mit niedriger Ausformzeit und Gießtemperatur erreicht. Das zweite Wirkungsflächendiagramm stellt den Einfluss der Kokillentemperatur in Kombination mit der Ausformzeit bei konstanter Gießtemperatur dar. Ein Maximum der Festigkeit wird bei einer hohen Ausformzeit und einer Kokillentemperatur zwischen 200 °C und 300 °C erreicht. Mit fallenden Kokillentemperaturen sinken die Festigkeiten unter 20 MPa. Mit höheren Kokillentemperaturen verlieren die Kerne nur geringfügig an Festigkeit. Im mittleren Kokillentemperaturbereich besitzt die Ausformzeit nahezu keinen Einfluss auf die erreichte Festigkeit der Kerne. Im dritten Wirkungsflächendiagramm ist die Festigkeit der Biegeproben über T_K und T_S bei konstanter Ausformzeit aufgetragen. Das Wirkungsflächendiagramm zeigt, wie bereits zuvor in Abbildung 0.20 festgestellt, den Festigkeitsabfall bei steigenden Gießtemperaturen und fallenden Kokillentemperaturen. Der hohe Einfluss der Kokillentemperatur auf die Kernfestigkeit ist hier besonders deutlich.

Zusammenhang zwischen der Biegefestigkeit, dem Gefüge und den Abkühlraten

Da die Temperaturprofile stark von der Bauteilgeometrie und den Prozessrandbedingungen abhängen, soll mit der Hilfe der Abkühlraten und der numerischen Simulation eine Aussage über die Bauteilqualität zukünftiger Kernkonzepte getroffen werden. Dazu werden die im Mehrfachkokillen-Experiment aufgezeichneten Abkühlkurven ausgewählter DoE-Gießserien hinsichtlich ihrer Abkühlraten in der Erstarrungsphase untersucht. Zudem werden die ermittelten Abkühlraten mit der Erstarrungsmorphologie der Biegestäbchen verglichen und diskutiert. Abschließend wird die Abhängigkeit der Biegefestigkeit vom Erstarrungsgefüge untersucht. Zur Untersuchung der Abkühlraten und des Gefüges werden die DoE-Gießversuche verwendet, die für die drei Kokillentemperaturen 100 °C, 200 °C und 300 °C die höchsten Biegefestigkeiten und gleichzeitig hohe bzw. niedrige Abkühlgeschwindigkeit besitzen.

Für den in Kapitel 4.1.1 vorgestellten Gießversuch mit der Biegestabkokille sind die Abkühlkurven und die ermittelten Abkühlraten der ausgewählten DoE Gießserien in Tabelle 5.1 dargestellt. Zum Vergleich der Abkühlraten werden zwei Temperaturbereiche definiert. Im ersten Bereich A wird die maximale Abkühlrate der flüssigen Schmelze bis zur Liquidustemperatur untersucht. Im zweiten Bereich B wird die Abkühlrate von der Liquidustemperatur bis 630 °C im oberen fest-flüssigen Bereich der Salzschnmelze ermittelt. Dadurch ist im Anschluss der Vergleich der Abkühlrate und der Erstarrungsmorphologie möglich. Die Abkühlraten werden durch Anlegen von Tangenten an die Temperaturverläufe ermittelt. Die maximale Steigung der Tangenten $\frac{dT}{dt}$ stellt dabei die charakteristische Abkühlrate der DoE Serie in diesem Bereich dar.

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung der Abkühlraten für fünf charakteristische Prozessparameterkombinationen aus dem DoE-Versuchsplan für den Bereich A (flüssige Schmelze – Liquidus-temperatur) und Bereich B (Liquidus – Solidus)

Bereich A	Abkühlrate in K/s	Bereich B	Abkühlrate in K/s
$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 100 \text{ °C}$	-1,081	$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 100 \text{ °C}$	-2,323
$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$	-1,875	$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$	-2,027
$T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$	-3,913	$T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$	-2,682
$T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$	-2,550	$T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$	-2,495
$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$	-0,770	$T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$	-1,713

Im Bereich A liegt die höchste Abkühlrate von $\frac{dT}{dt} = -3,9 \frac{K}{s}$ bei dem Parametersatz $T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$. Die niedrigste Abkühlrate entsteht beim Parametersatz $T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$ mit $\frac{dT}{dt} = -0,8 \frac{K}{s}$.

Im Bereich B beginnt die Abkühlung und Erstarrung der Schmelzen von einem gleichen bzw. ähnlichen Temperaturniveau um den Liquiduspunkt. Die maximale Abkühlrate von $-2,7 \frac{K}{s}$ wird erneut von dem Parametersatz $T_S = 720 \text{ °C} / T_K = 200 \text{ °C}$ erreicht. Der Wertebereich der Abkühlraten ist jedoch im Vergleich zu Bereich A kleiner. Die niedrigste Abkühlrate besitzt der Parametersatz $T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$ mit $-1,7 \frac{K}{s}$. Die Untersuchung ergibt keinen proportionalen Zusammenhang zwischen Kokillentemperatur und Abkühlrate. Dieser Sachverhalt widerspricht der Annahme, dass niedrige Kokillentemperaturen hohe Abkühlraten im Bauteil im Bereich der Erstarrungstemperaturen hervorrufen. Das Abkühlverhalten spricht deshalb für eine

inhomogene Abkühlung, die durch unterschiedliche wärmeleitende Schichten im Bauteil hervorgerufen wird.

Zur Darstellung der Größenunterschiede der Dendriten im Kerninneren und in den Randbereichen werden Bilder mit 300-facher Vergrößerung erstellt. In Abbildung 5.3 ist exemplarisch das Gefüge im Randbereich und in der Mitte der DoE05-Probe dargestellt. Der Randbereich kann in vier verschiedene Erstarrungsbereiche eingeteilt werden. In Bereich 1 ist die Randschale mit einer Stärke von ca. 60 μm zu erkennen. Die Randschale bildet sich bei Kontakt der Schmelze mit der Kokillenwand. Im Randbereich erstarrt das NaCO_3 der Salzschnmelze schlagartig.

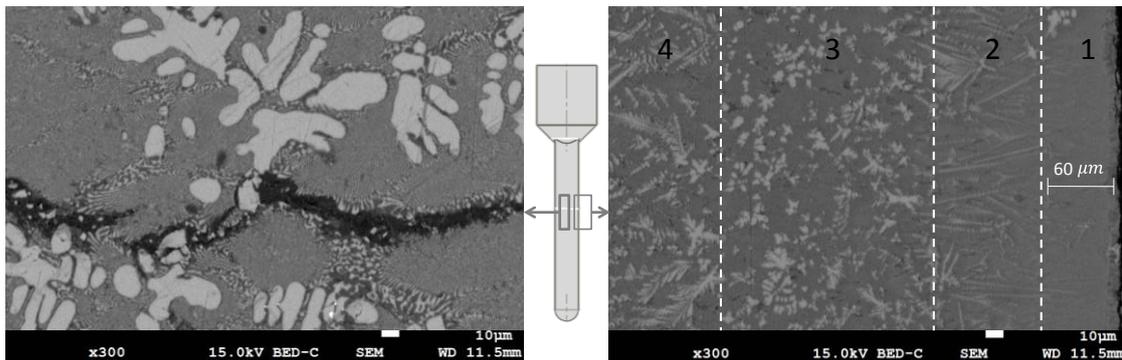


Abbildung 5.3: Gefüge der DoE5 mittig und im Randbereich mit x300 Vergrößerung

In Bereich 2 findet eine gerichtete dendritische Erstarrung des NaCl statt. Diese entsteht durch den Kontakt der Randschale zur kalten Kokillenwand und die damit verbundene Wärmeabfuhr. In Bereich 4 tritt ebenfalls eine dendritische Erstarrung des NaCl auf. Durch aufsteigende Wärme im Kerninneren, die sich bei Erstarren dynamisch vertikal zum Speiser bewegt, entstehen im Kerninneren Bereiche, die kühler sind als die Bereiche der Randschale. Dadurch entsteht ein Wärmestrom von Bereich 4 in Richtung der Mitte des Salzstäbchens. Bereich 3 befindet sich zwischen den beiden Wärmegebieten und besitzt keine eindeutige Wärmeabfuhrichtung. Dadurch findet ein nahezu ungerichtetes dendritisches Erstarren der NaCl -Anteile der Salzschnmelze statt. In der Mitte der Salzprobe findet eine vollkommen ungerichtete Erstarrung der Salzschnmelze statt. Die Dendriten bilden keine Arme aus, sondern erstarren kugelförmig. Durch die hohe isolierte Schwindung inmitten des Salzstäbchens finden sich Warmrisse verteilt über der Probenmitte. Diese Warmrisse sind ein Zeichen für die nicht konstant erstarrende Schmelze, die Erstarrungsspannungen hervorruft. [122]

Für den Vergleich der Abkühlraten mit dem Gefüge werden Probenstücke der geprüften Biegestäbchen kalt eingebettet und für die Untersuchungen mit dem REM präpariert. Der Vergleich der Erstarrungsmorphologie mit den aufgetretenen Abkühlraten im Experiment erfolgt mit den Gefügebildern der Parameter $T_S = 680\text{ °C} / T_K = 100\text{ °C}$ (DoE01), $T_S = 680\text{ °C} / T_K = 300\text{ °C}$ (DoE07), und $T_S = 720\text{ °C} / T_K = 200$ (DoE10), die

in Abbildung 5.4 gegenübergestellt sind. Diese Gießserien spiegeln das Gießexperiment mit den minimalen, mittleren und maximalen Abkühlraten wider. Das Gefüge der Aufnahmen lässt sich im Vorfeld in vier Bereiche gliedern. Der erste Bereich zeigt die wenige Mikrometer dicke Randschale des Biegestäbchens. Bereich 2 bildet das Gefüge ab, das sich direkt nach dem ersten Kontakt der Schmelze mit der Kokillenwand aufgrund des hohen Wärmeentzugs aus der Schmelze einstellt. Bereich 3 zeigt den Bereich zwischen dem Randbereich und der Bauteilmitte. In diesem Bereich wird die Erstarrung durch die Wärmeabfuhr an die Kokillenwand und durch die Dynamik der aufgrund von Konvektion aufsteigenden Schmelze im Inneren beeinflusst. Der Bereich 3 bildet damit einen Gleichgewichtszustand der Wärmeströme ab. In der Mitte des Stäbchens ist der Bereich 4 definiert. Hier findet eine homogene Erstarrung aufgrund der homogenen Temperaturverteilung der Schmelze statt. Zunächst werden die Bereiche 1 und 2 hinsichtlich ihrer Abkühlraten verglichen. Die hohe Abkühlrate der DoE10 mit $-3,9 \frac{K}{s}$ im Bereich A und $-2,7 \frac{K}{s}$ im Bereich B wirken sich direkt auf die Gefügebildung in Bereich 1 und 2 aus. Die Randschale des Biegestäbchens weist ein gerichtetes dendritisches Gefüge, mit langgezogenen Dendritenarmen auf. Mit einer Länge von 2,522 mm sind diese Bereiche 5- bzw. 2,5-mal so lang wie die Randbereiche der DoE01 und der DoE07. Die Randbereiche der DoE01 und DoE07 ähneln sich in der Erstarrungsmorphologie. Im Gegensatz zur DoE10 sind die Dendriten kleiner und die Dendritenarme kürzer. Die Wärmeabfuhr bei der Erstarrung an die Kokillenwand ist jedoch in beiden Bereichen sichtbar. Die Randschalen der drei Proben weisen keine großen Unterschiede bezogen auf die unterschiedlichen Abkühlraten auf. Die Randschale misst bei der DoE10 und der DoE7 jeweils in etwa $10 \mu m$ und bei der DoE1 $28,5 \mu m$. Ein direkter Zusammenhang zwischen der Abkühlrate und der Randschalendicke ist somit nicht gegeben. Bei der DoE10 ist der Bereich 3 1,55 mm lang und weist ausgeprägtes gerichtetes dendritisches Erstarren auf. Der Bereich 3 der DoE07 zeigt ähnliches dendritisches Gefüge auf einer Länge von 2,05 mm. Den größten Bereich 3 mit einer Länge von 2,41 mm besitzt die Gießserie der DoE01. Entgegen des gerichteten dendritischen Erstarrens der DoE10 und DoE07 findet kein ausgeprägtes gerichtetes Dendritenwachstum der NaCl- Bestandteile statt.

Die Längen des Bereichs 4 errechnen sich aus den Längen der Bereiche 1, 2 und 3 und der Dicke der Biegestäbchenhälfte von 5,5 mm. Den größten Bereich 4 weist die Probe der DoE01 mit 2,62 mm auf. Der große Bereich mit homogen erstarrter Schmelze spiegelt sich in der Abkühlrate und in der Erstarrung wieder. Das Gefüge besteht aus kugelförmigen Dendriten des NaCl, das ungerichtet erstarrt. Die Erstarrung erfolgt gleichmäßig und im Vergleich zur DoE10 langsamer. Der Parametersatz DoE07 zeigt eine ähnliche Erstarrung in Bereich 4 auf. Mit der geringsten Abkühlrate der drei Parametersätze entsteht ebenfalls ein ungerichtetes Erstarren der Schmelze auf einer Länge von 2,53 mm. Die hohe Abkühlrate der DoE10 zeigt sich letztlich in dem kurzen Bereich 4.

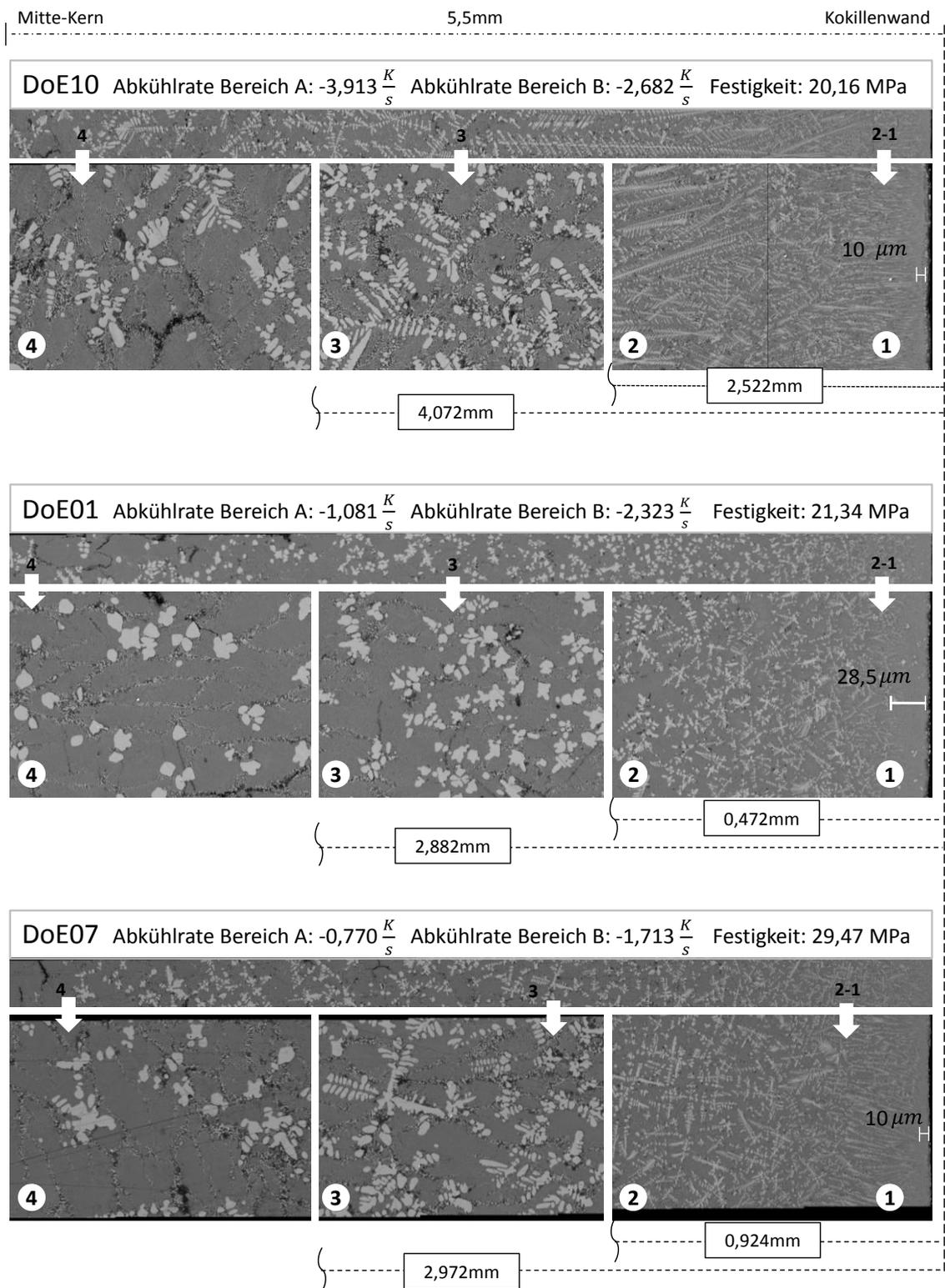


Abbildung 5.4: Vergleich der Abkühlraten mit der Erstarrungsmorphologie der DoE-Gießserien. Dargestellt sind drei charakteristische Proben mit den minimalen, mittleren sowie maximalen errechneten Abkühlraten.

Da die Wärme zu großen Teilen über die Kokillenwand in Bereich 1 und 2 abgeführt werden kann und zusätzlich die Schmelze im Inneren schnell nach oben aufsteigt, findet kein ungerichtetes Erstarren in der Mitte des Stäbchens statt. Im Bereich 4 der DoE10 stellt sich deshalb ein ausgeprägtes Dendritenwachstum ein.

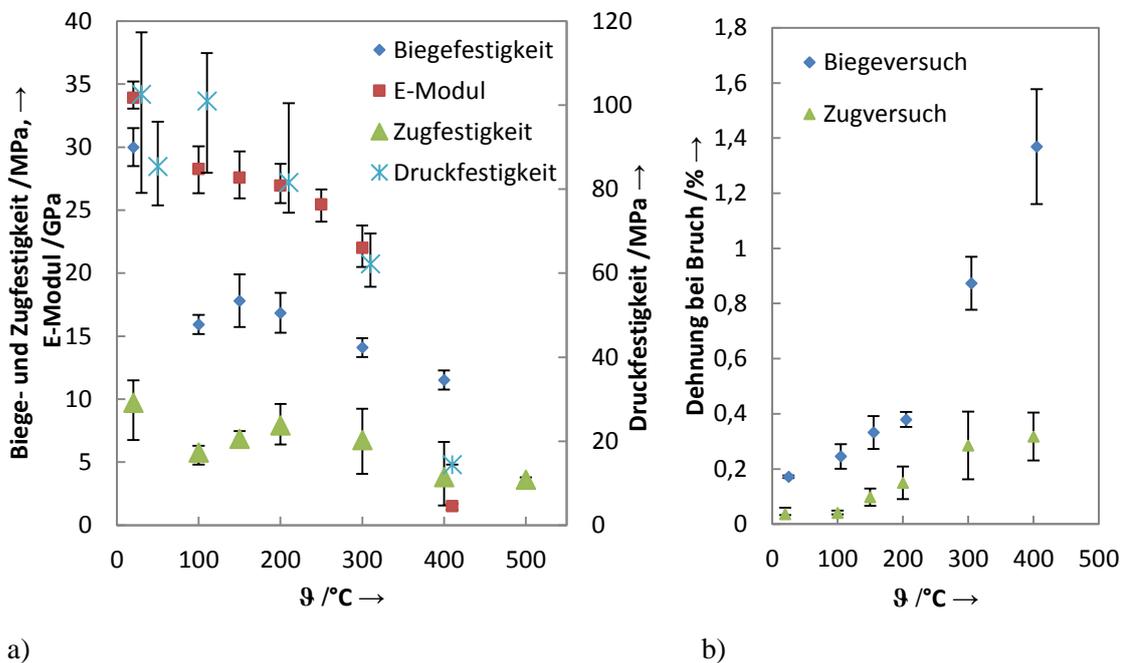
Die Gefüge der untersuchten DoE-Gießserien werden mit den ermittelten Biegefestigkeiten verglichen, um einen Zusammenhang aufzuzeigen. Die untersuchten DoE-Gießserien zeigen in der REM-Untersuchung keine Warmrisse oder Fehlstellen im Gefüge auf. Trotz der unterschiedlichen Erstarrungsmorphologie der Gefüge besitzen die Biegestäbchen Biegefestigkeiten von über 20 MPa. Die höchste Festigkeit der drei Proben mit 29,47 MPa erreicht der Parametersatz der DoE07. Das Gefüge weist in allen Erstarrungsbereichen dendritisches Wachstum auf. Im Vergleich zu den Gießserien DoE10 und DoE01 sind die Dendritenarme kürzer und gerichteter ausgebildet.

Bei der Biegeprüfung werden besonders die Bereiche 1 und 2 in Zugrichtung beansprucht. Im Gefüge der DoE10 sind die Dendritenarme orthogonal zur Zugbelastung ausgerichtet. Damit wird die Hauptlast vom Eutektikum der NaCl-Na₂CO₃-Mischung aufgenommen. Bei der DoE01 finden sich zwar keine langen Dendritenarme, jedoch trägt auch hier das Eutektikum die Hauptlast bei der Biegeprüfung. Die NaCl-Dendriten sind sehr klein ausgebildet und verstärken das Eutektikum in der Zugrichtung nur gering. Damit stellt sich eine geringfügig höhere Biegefestigkeit gegenüber der DoE10 ein. Die hohe Festigkeit der DoE07 lässt sich deshalb durch die verzweigteren Dendritenarme erklären, die bei der Zugbelastung das Eutektikum bei der Spannungsaufnahme unterstützen. Das deckt sich mit der Beschreibung von *Yaokawa* [56], da somit mehr Dendriten zur Verfügung die den Risswiderstand erhöhen (s. Abbildung 2.13).

5.1.2 Verhalten bei mechanischer und thermischer Beanspruchung

Für eine umfassendere Qualifizierung des Kernwerkstoffes werden die Kerne, zusätzlich zur 3-Punkt-Biegeprüfung, im Druck- und Zugversuch geprüft sowie der E-Modul mittels Impulserregungstechnik ermittelt. Die Prüfverfahren werden von Raumtemperatur bis 400 °C durchgeführt und in Abbildung 5.5 gegenübergestellt. Abgebildet sind mittlere Biege-, Zug-, Druckfestigkeit und der E-Modul über die Prüftemperatur. Die Betrachtung der Dehnungen, dokumentiert für den Zug- und Biegeversuch in Abbildung 0.23 b, zeigt wie bei anderen Materialien einen Anstieg der Dehnung mit steigender Temperatur. Der Druckversuch wird hierbei nicht betrachtet, da die Verschiebung mit dem Traversenweg gemessen wird und somit keine exakte Aussage über den Dehnungsverlauf möglich ist. Festzuhalten ist, dass die maximale Dehnung bei 400°C beim 3-Punkt-Biegeversuch mit 1,4 % im Mittel, im Vergleich zum Zugversuch mit 0,3 % deutlich höher ausfällt. Zwar ist ein Anstieg der Dehnungen zu beobachten, dennoch sind die erreichten Werte generell auf einem sehr niedrigen

Niveau, was auch bei erhöhten Temperaturen auf ein sprödes Materialverhalten schließen lässt.



a) **Abbildung 5.5:** a) Gegenüberstellung der 3-Punkt-Biege-, Zug- und Druckfestigkeiten sowie des E-Moduls der ausgewählten Salzkernlegierung bei Raumtemperatur bis 400 °C, b) Darstellung der gemessenen Dehnung im 3-Punkt-Biegeversuch und Zugversuch in Abhängigkeit der Temperatur

Die Betrachtung der mechanischen Werte zeigt einen deutlichen Einfluss der Temperatur auf alle gemessenen mechanischen Eigenschaften. Die höchsten Werte werden jeweils bei Raumtemperatur erreicht. Bei der Zug- und Druckfestigkeit kommt es nach einem Abfall der Festigkeit bei 100 °C zu einem erneuten Anstieg der Festigkeitswerte. Das gleiche Phänomen ist bei den Druckfestigkeiten von 50 °C auf 100°C zu beobachten. Ein Grund dafür könnte der Masseverlust (s. Abbildung 0.23 im Anhang) von 2% bis 3%, bedingt durch verdampfendes Wasser bei 100°C, sein. Die Untersuchungen zeigen, dass beim ersten Aufheizen der Probe 2,5 % der Masse verloren gehen, wohingegen das erneute Aufheizen derselben Probe zu keinem weiteren Masseverlust führt.

Der Unterschied zwischen Biege- und Zugfestigkeiten spricht für ein deutlich ausgeprägtes Randfaserverhalten der gegossenen Salzkern, bedingt durch den Gießprozess. Die Betrachtung des Gefüges im vorangegangenen Anschnitt zeigt, dass die Kerne, je nach Abkühlverhalten, im äußeren Bereich ein gerichtet erstarrtes Gefüge und im Inneren ein homogen eutektisches Gefüge besitzen. Die Betrachtung der mechanischen Prüfverfahren zeigt, dass im 3-Punkt-Biegeversuch die höchste Spannung in der Randfaser wirkt. In diesem Fall wird demnach das gerichtet erstarrte Gefüge belastet. Es beeinflusst maßgeblich die gemessenen Spannungswerte. Im Zugversuch

herrscht im Idealfall ein homogen einachsiger Spannungszustand, ähnlich wie im Druckversuch. Somit wird der Außenbereich gleich dem eutektischen Kerninneren belastet. Um den Einfluss des Gefüges auf die Festigkeit zu verdeutlichen, werden die Biegestäbe schrittweise mechanisch bearbeitet und im 3-Punkt-Biegeversuch geprüft. Abbildung 5.6 zeigt die mittlere Festigkeit in Abhängigkeit der mechanischen Bearbeitung sowie die genaue Auflageposition im 3-Punkt-Biegeversuch.

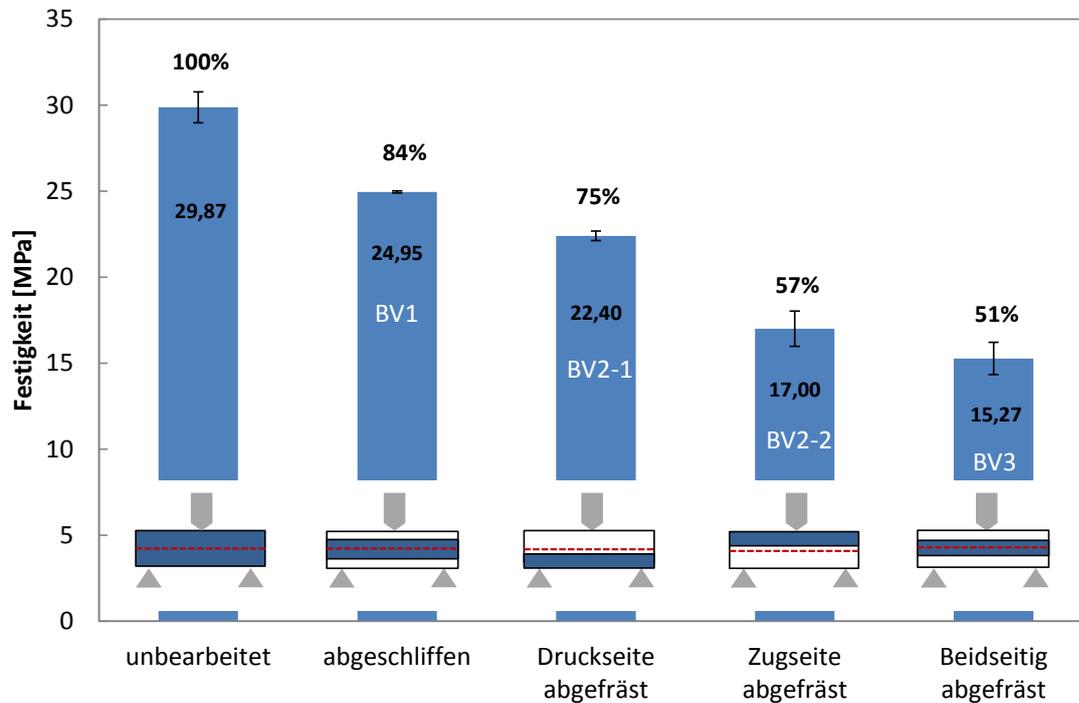


Abbildung 5.6: Mittlere 3-Punkt-Biegefestigkeit der mechanisch bearbeiteten Salzproben inkl. Standardabweichung und Auflageposition im Biegeversuch. Schematisch sind in der Biegeprobe im Längsquerschnitt der Ursprungsquerschnitt, die Trennebene und der durch Bearbeitung erzeugten Prüfquerschnitt eingezeichnet.

Die Auflageposition ist schematisch mit Biegestempel und den beiden Auflagern dargestellt. Außerdem sind in der Biegeprobe im Längsquerschnitt der Ursprungsquerschnitt, die Trennebene und der bearbeitete Prüfquerschnitt eingezeichnet. Die Ergebnisse legen dar, dass das Gefüge im Kerninneren im Vergleich zu der Außenhaut eine geringere Festigkeit aufweist. Wird die Außenhaut lediglich geringfügig abgetragen, kommt es bereits zu einem Festigkeitsabfall. Das deutet darauf hin, dass die Außenhaut, insbesondere das gerichtet dendritisch erstarrte NaCl, die höchsten Festigkeiten besitzt. Der Unterschied von BV2-1 zu BV2-2 untermauert diese Aussage. Zudem ist festzuhalten, dass Variante BV2-1 trotz einer intakten Außenhaut auf der Zugseite 25 % geringere Festigkeiten im Vergleich zur unbearbeiteten Probe aufweist. Das spricht für den Einfluss und Überlagerung der Druckspannungen auf der Druckseite, die ein früheres Versagen herbeiführen könnten.

Bei Betrachtung der mechanischen, temperaturabhängigen Kennwerte zeigt sich, dass die Einflussgröße Temperatur entscheidend bei der Salzkernauslegung ist. Bereits ab 100 °C sinken die Festigkeitswerte stark ab, bleiben bis 200 °C relativ konstant und fallen bei 300°C leicht und bei 400°C stark ab. Diese Festigkeitsverluste müssen beim Umguss und bei eventuell vorgewärmten Kernen beachtet werden. Durch die kurze Prozesszeit des Aluminiumdruckgussverfahrens beim Kernumguss und der schlechten Wärmeleitfähigkeit von Salz ist davon auszugehen, dass sich die Salzkerne nur geringfügig erwärmen (siehe Abschnitt 5.2). Müssen die Kerne jedoch vorgewärmt werden, um längere Fließwege beim Umguss zu erreichen oder Spannungen im Lagerbereich zu minimieren, muss damit gerechnet werden, dass die Kerne eventuell nicht mehr druckgussstabil sind. Zudem nimmt die Randfaserdehnung mit der Temperatur kontinuierlich zu, wodurch sich bei hohen Vorwärmtemperaturen die Kerne verbiegen und die Maßhaltigkeit nicht mehr gewährleistet wird.

5.1.3 Abbildungsgenauigkeit des Salzmaterialmodells

Für die Erstellung eines Materialmodells werden im ersten Schritt extern gemessene thermophysikalische Daten in die Simulation implementiert. Im Anschluss wird aufbauend auf den experimentellen Versuchen aus Kapitel 4.1 ein Simulationsmodell der Biegestab- und Gießspiralenkokille erstellt. Nicht gemessene Werkstoffkenngrößen, die das Erstarrungs- und Fließverhalten der Schmelze definieren, werden iterativ ermittelt. Abschließend wird das erstellte Materialmodell zur Verifizierung für weitere Gießparametersätze angewendet und die Ergebnisse miteinander verglichen. Die finalen Parameter des Materialmodells sind im Folgenden aufgelistet:

- $HTC_{Luft,Kokille}$ = 40500
- $HTC_{Luft,Salz}$ = 40500
- $HTC_{liquid,Salz}$ = $5 \cdot 10^6$
- $HTC_{solid,Kokille}$ = $3,15 \cdot 10^5$
- $SF_{critical}$ = 0,73
- $SF_{coherent}$ = 0,12
- $Drag\ Coefficient$ = 1650

Unter Berücksichtigung der Einflüsse der thermischen Parameter wird das finale Materialmodell zur Beschreibung des Erstarrungsverhaltens von Salzschnmelzen iterativ ermittelt. Das Materialmodell bildet das Erstarrungsverhalten der Salzschnmelze im Zentralpunkt der DoE mit einer $T_S = 700$ °C und $T_K = 200$ °C sehr gut ab. Die Ergebnisse der Aufheiz- und Füllsimulationen werden in Abbildung 5.7 exemplarisch für die Gießparameter des Zentralpunktes mit der $T_K = 200$ °C und $T_S = 700$ °C vorgestellt.

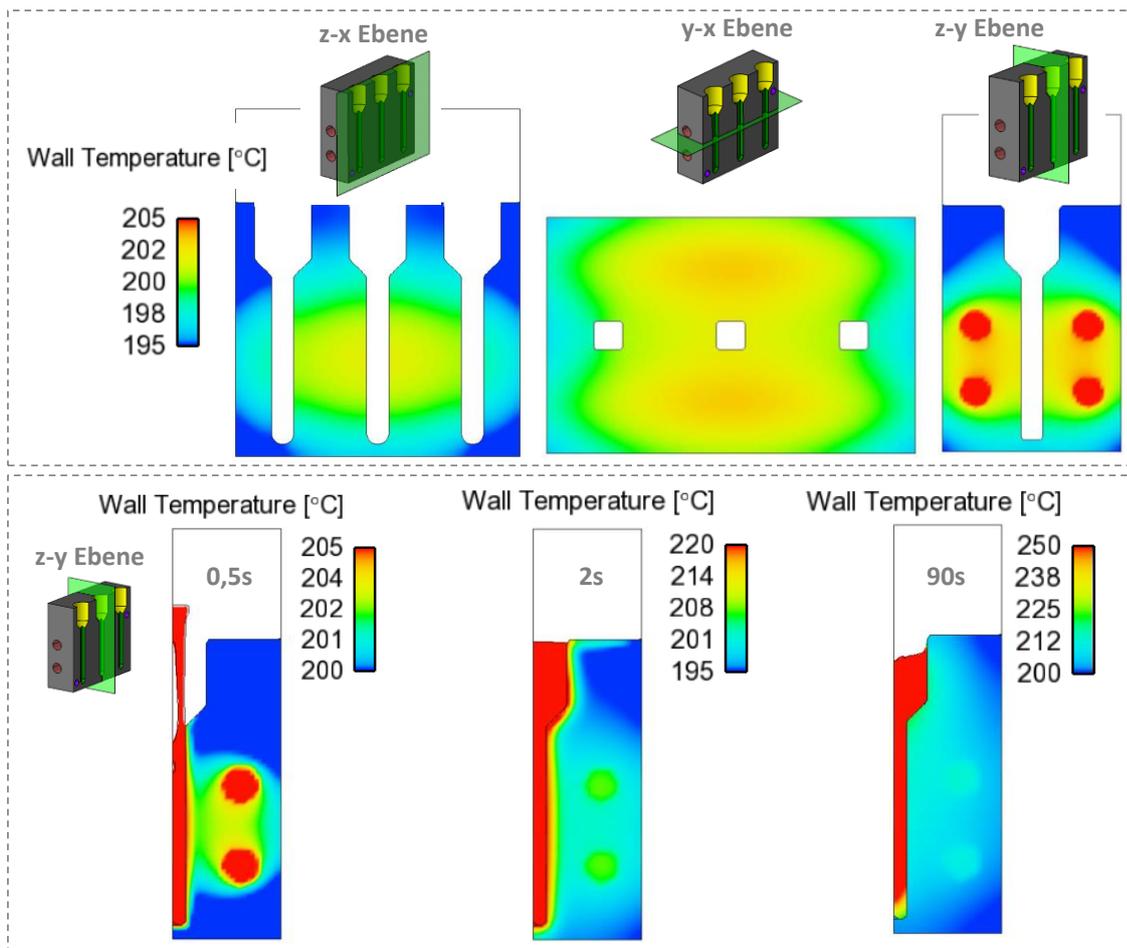


Abbildung 5.7: Simulationsergebnis aus der Formfüll- und Erstarrungssimulation in Flow3D; dargestellt wird die Temperaturverteilung der Kokille vor dem Gießvorgang bis hin zum Zeitpunkt der Entformung des Biegestäbchens nach 90 s

Zunächst werden die Wandtemperaturen der Mehrfachkokille in der Simulation untersucht und anschließend mit den gemessenen Wandtemperaturen aus dem Gießexperiment verglichen. Die Temperaturverteilung, die durch die Wärmezufuhr der Heizpatronen und der Wärmeabfuhr an die Umgebung entsteht, wird nach 1200 s dargestellt. Die Wandtemperaturen der Kokille liegen insgesamt in einem Bereich von 195 °C bis 205 °C. Die homogene Kokillentemperatur von etwa 200 °C kann nur für das mittlere Biegestäbchen eingehalten werden. In der y-x-Ebene, auf Höhe der Thermoelemente im Gießexperiment, herrschen in der Simulation homogene Temperaturen um 200 °C. Die Erstarrung am Umfang des Biegestäbchens wird somit nicht durch Temperaturbereiche in der Kavität beeinflusst.

In Abbildung 5.8 ist zu erkennen, dass sich die Kokille im Gießexperiment aufgrund der Temperatureinwirkung der Salzschmelze auf maximal 227 °C erwärmt. In der Simulation wird die Wärme der Kokille direkt auf das eingeschlossene Thermoelement

übertragen. Dadurch wird eine etwas höhere Temperatur an der History Probe aufgezeichnet.

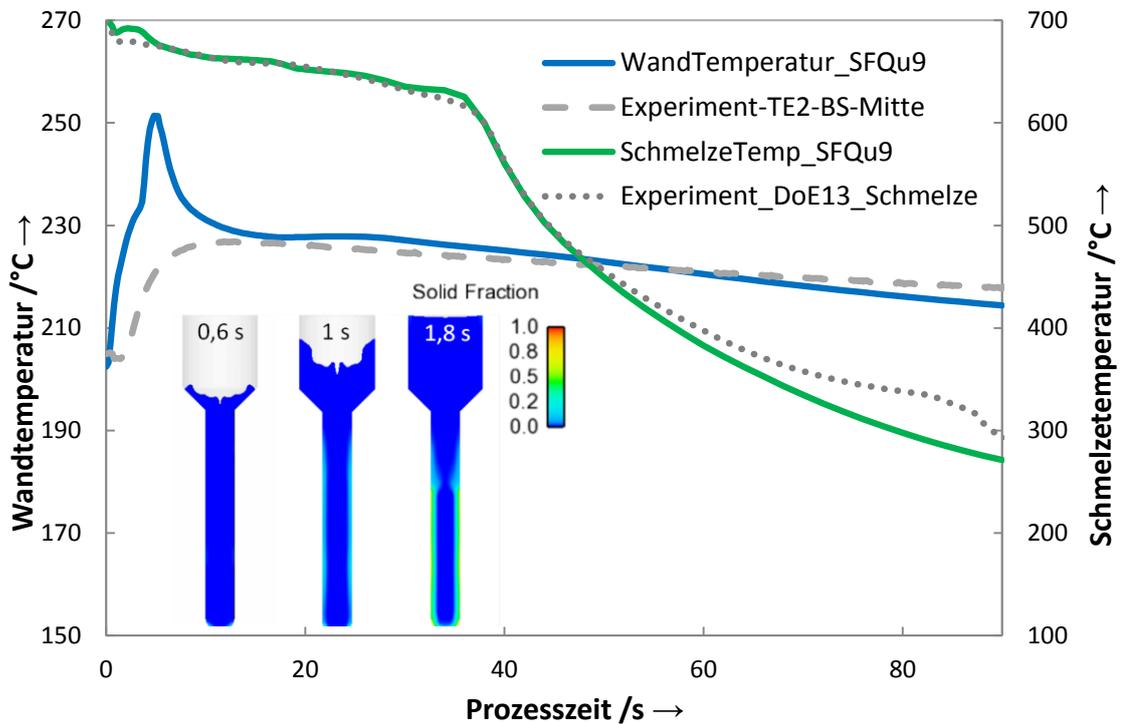


Abbildung 5.8: Darstellung des Temperatur-Zeit-Verlaufs für die Schmelzetemperatur in der Kavität und der Wandtemperatur nahe der Kavität für das Experiment und die numerische Berechnung sowie der Festkörperanteil (Solid Fraction) während des Füllvorganges bis 1,8 s Prozesszeit.

Wie in Abbildung 5.8 zu erkennen, ergibt die Auswertung der Kokillentemperatur an der History Probe eine maximale Kokillentemperatur von 251 °C. Die Temperaturen im Gießexperiment und in der Simulation fallen ab einer Prozesszeit von 10 Sekunden nahezu gleichermaßen ab. Die Temperaturen weichen über die gesamte Prozessdauer um ± 3 °C ab. Die Füllsimulation zeigt das Abkühlverhalten der Schmelze im Kerninneren. Beim Füllvorgang wird an der kalten Kokillienwand aufgrund der hohen Wärmeabfuhr schlagartig eine Randschicht gebildet. Die erstarrte Schmelze wirkt isolierend auf die flüssige Schmelze im Kerninneren. In Sekunde 1 und 2 im Gießprozess ist das Aufsteigen der heißen Schmelze aus der Stabmitte in Richtung Speiser, der einen Schmelze-Hotspot bildet, zu beobachten. Durch die vertikale Wärmeabfuhr erstarrt das Stäbchen in vertikaler Richtung. Nach 90 Sekunden enthält das Stäbchen im Speiser immer noch flüssige Schmelze mit 635 °C. Entlang des Biegestäbchens sind die Temperaturen am Rand auf unter 350 °C gesunken.

Der Vergleich zwischen dem experimentellen Verlauf und der numerischen Berechnung der Abkühlkurve im Salzbiegestab ist in Abbildung 5.9 dargestellt. Zwischen der numerischen Berechnung mit dem erstellten Materialmodell und den gemessenen

Abkühlkurven aus dem Gießexperiment besteht nur eine geringe Abweichung. Im Temperaturbereich von 700 °C und 640 °C besteht eine leichte positive Abweichung vom Gießexperiment.

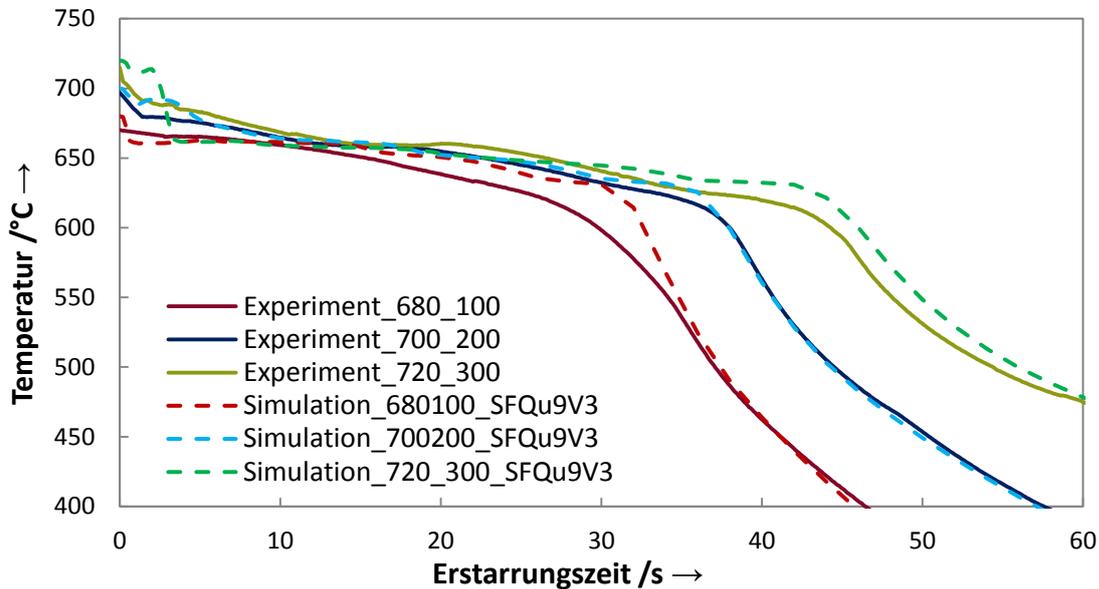


Abbildung 5.9: Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Temperaturkurven; Dargestellt wird der Temperaturverlauf in der Mitte des Salzbiegestäbchens während des Gießprozesses. Als numerisches Materialmodell wird der iterativ bestimmte, finale Datensatz SFQ9V3 zugrunde gelegt.

Im festen Zustand der Schmelze besteht keine Abweichung im Abkühlverhalten im Vergleich zum Experiment. Die Übertragung des Materialmodells auf weitere Gießparametersätze der DoE zeigt ein ähnliches Abbildungsverhalten. Für den Gießparametersatz $T_S = 680$ °C und $T_K = 100$ °C besteht die größere Abweichung des Materialmodells bezogen auf das Abkühlverhalten. Im Temperaturbereich von 680 °C bis 630 °C besitzt die Schmelze eine zu hohe Wärmeenergie, die nur langsam abgeführt werden kann. Die anschließende hohe Abkühlrate des $HTC_{fest,Kokille}$ bewirkt eine verfrühte Abkühlung im Salzkern. Nach 60 Sekunden im Gießprozess bleibt eine Temperaturdifferenz zwischen Experiment und Simulation von 31 °C. Für den Gießparametersatz $T_S = 720$ °C und $T_K = 300$ °C fällt die Abweichung des Materialmodells geringer aus. Die Temperaturen im oberen Erstarrungsbereich führen erneut zu einer langsameren Wärmeabfuhr der Schmelze und zu einer schnelleren Abkühlung im festen Bereich. Die Temperaturverteilung innerhalb der Spiralkokille bei einer Kerntemperatur von 200 °C ist in Abbildung 0.25 im Anhang gezeigt. Das Ergebnis der Gießspiralsimulation für den Zentralpunkt mit $T_S = 700$ °C und $T_K = 200$ °C ist in Abbildung 5.10 dargestellt. Der Füllvorgang wird in 1,5 Sekunden über den hydrostatischen Druck im Angusstrichter, der die Schmelze in den Gießkanal drückt, durchgeführt. Aufgrund der kalten Kokille verliert die Spirale insbesondere an der Schmelzefront konstant an Temperatur. Nach dem Füllvorgang hat die Schmelze ca.

90% ihrer maximalen Fließlänge erreicht. Bei 1,7 s sind aufgrund der noch hohen Wärmemenge im Angusstrichter und im Anfangsbereich des Gießkanals große Teile der Schmelze in einem fest-flüssigen Zustand. Dadurch wird ein Weiterfließen der Schmelze ermöglicht. Die sich final einstellende Fließlänge und die Temperaturverteilung in der Spirale sind bei Sekunde 5,0 dargestellt.

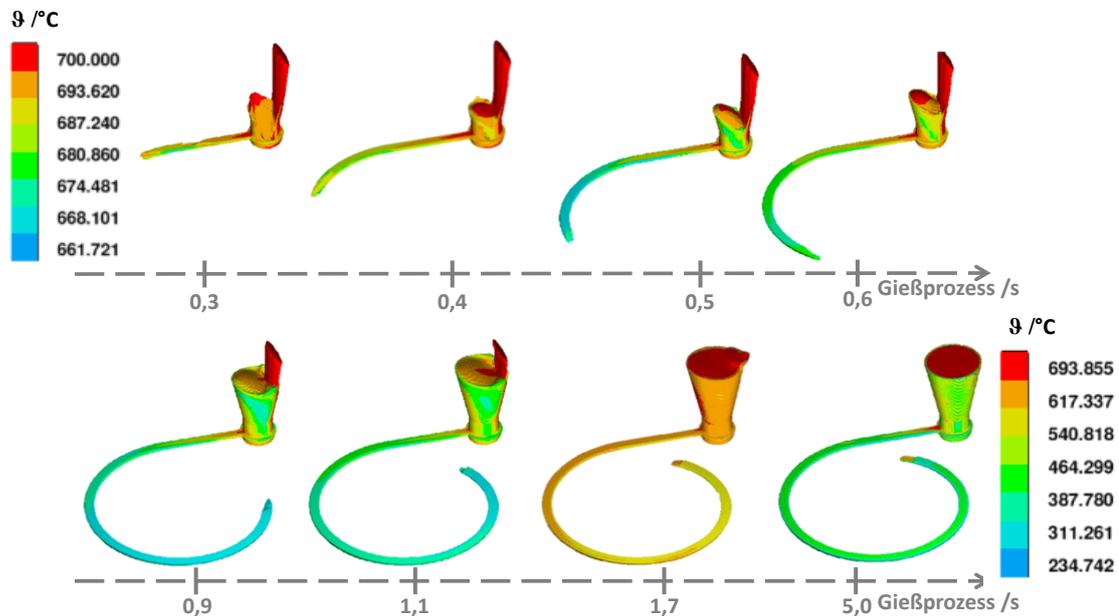


Abbildung 5.10: Füllvorgang beim Spiral-Kokillenguss dargestellt in acht Schritten

Die Anwendung des erstellten Materialmodells auf das Gießspiralenexperiment ist in Abbildung 5.11 dargestellt. Im Vergleich zur gemittelten Fließlänge aus dem empirischen Experiment erreicht die Simulation eine um 6,3 % längere Fließlänge. Bei der Simulation weiterer Gießparameter wird ebenfalls eine erhöhte Fließlänge in der Simulation erreicht. Bei den Gießparametern $T_S = 680 \text{ °C}$ und $T_K = 100 \text{ °C}$ ist die Abweichung mit + 3,06 % geringer als bei dem Gießparametersatz $T_S = 720 \text{ °C}$ und $T_K = 200 \text{ °C}$ mit + 6,84 %. Bezogen auf die Fließlängen sind die Unterschiede jedoch als gering anzusehen. In Anbetracht der Simulation von größeren Bauteilen mit längeren Fließwegen kann das Materialmodell zur Abbildung des Fließverhaltens mit Berücksichtigung einer mittleren Abweichung von 5,4 % eingesetzt werden.

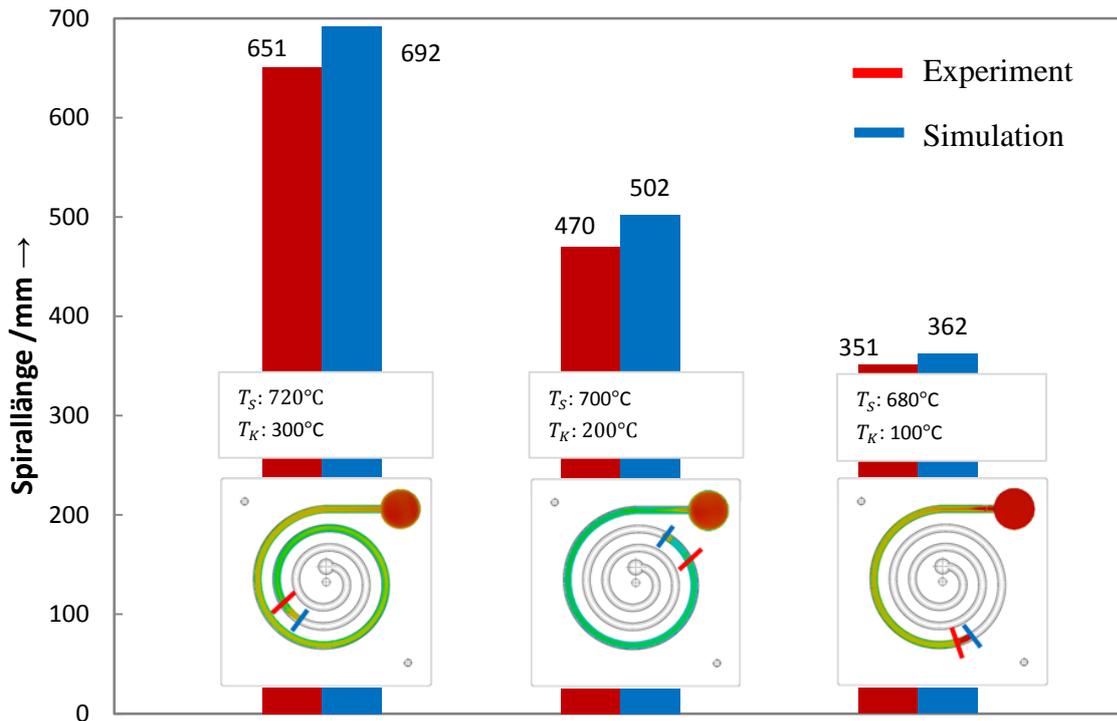


Abbildung 5.11: Vergleich der Spirallängen zwischen Experiment und numerischer Simulation. Dargestellt werden der Zentralpunkt, zwei weitere Prozessparameterkombinationen mit Angabe der Gießlängen sowie einer schematischen Darstellung in der Gießspirale.

Abbildungsqualität von Gussphänomenen in der Biegestab- und Gießspiralkokille

Abschließend wird in diesem Kapitel die Abbildbarkeit der Gussbauteilgüte und Gussbauteiloberflächen in der Simulation durch das erstellte Materialmodell geprüft. Dafür werden das Schwindungsverhalten der Proben und die Entstehung von Lunkern und Porosität der Proben im Gießexperiment mit der Simulation verglichen. Das Schwindungsverhalten im Speiser der Biegestäbchen im Experiment und der Simulation ist in Abbildung 5.12 dargestellt. Das Biegestäbchen im Gießexperiment, das mit den Gießparametern $T_S = 700^\circ\text{C}$ und $T_K = 200^\circ\text{C}$ hergestellt wird, weist einen großen Erstarrungslunker im Speiser auf. Durch die hohe Wärmemenge im Speiser erstarrt die Schmelze homogen und schwindet in sich ungerichtet. Im Biegestäbchen sind zudem kleine, diagonal verlaufende Warmrisse zu sehen, die auf dieses Erstarrungsverhalten zurück zu führen sind. Entlang der Prüffläche der Biegeprobe findet sich ein durchgehend homogenes Gefüge. Lediglich in der Mitte der Stäbchen, in vertikaler Richtung, ist eine geringe Porosität vorzufinden. Diese entsteht ebenfalls durch die hohe Isolationswirkung der Randschichten des Stäbchens und der damit verbundenen sehr langsamen homogenen Abkühlung. In der numerischen Betrachtung wird ebenfalls die Volumenschwindung abgebildet. Der nach 140 s entstandene Lunker stimmt jedoch nicht vollständig mit dem im Experiment überein. Da kein separater Wärmeübergangskoeffizient zwischen der flüssigen und bereits erstarrten Salzschnmelze

zur Luft definiert werden kann, wird in der Simulation die Randschale an der Luft zu spät gebildet. Das Volumen der noch flüssigen Schmelze ist somit zu gering, wodurch sich der Lunker in der Simulation im Vergleich zum Experiment kleiner ausformt.

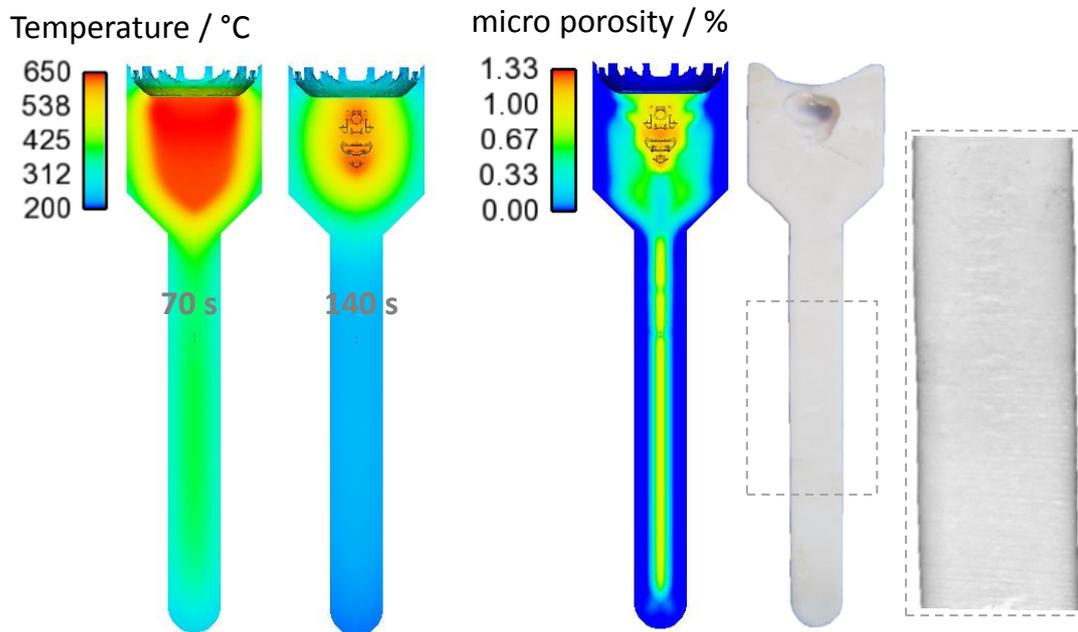


Abbildung 5.12: Darstellung der Temperatur in der Biegestabgeometrie nach 70 s und 140 s Erstarrungszeit; Mikroporositätsverteilung im Inneren des Stäbchens nach 140 s im Vergleich zum experimentellen Ergebnis

Die sich einstellende Porosität im Biegestäbchen ist weiterhin von der Netzgröße der Simulation abhängig. Über das verwendete Micro Porosity Model kann jedoch eine Porosität von 1,278 % in der Mitte des Stäbchens ermittelt werden, was gut mit dem Experiment übereinstimmt.

Die Abbildungsgenauigkeit der Gießspirale ist in Abbildung 5.13 dargestellt. Verwendet werden aufgrund des gut ausgeprägten Auslaufverhaltens am Ende der Gießspirale die Parameter $T_S = 720 \text{ °C}$ und $T_K = 300 \text{ °C}$. Die Gießspirale aus dem Gießexperiment und der Simulation entsteht durch das Erstarren der Schmelzefront im Gießkanal. Durch die hohe Wärmeübertragung der Schmelze an die Kokillenwand bildet die Schmelze eine Randschale im Gießkanal. In diesem Gießkanal fließt die noch flüssige Schmelze weiter, bis diese über den Querschnitt im Kanal erstarrt. Dadurch stockt die Schmelze am Ende und kühlt weiter ab. Die Querschnitte im Gießkanal werden durch die Bereiche A bis C beschrieben. Der Bereich A stellt die Schmelzefront dar. Die Schmelze erstarrt schlagartig an der kalten Kokillenwand, wodurch nach Schrumpfung der zentralen, noch nicht erstarrten Schmelze ein Hohlraum des Kanals entsteht.

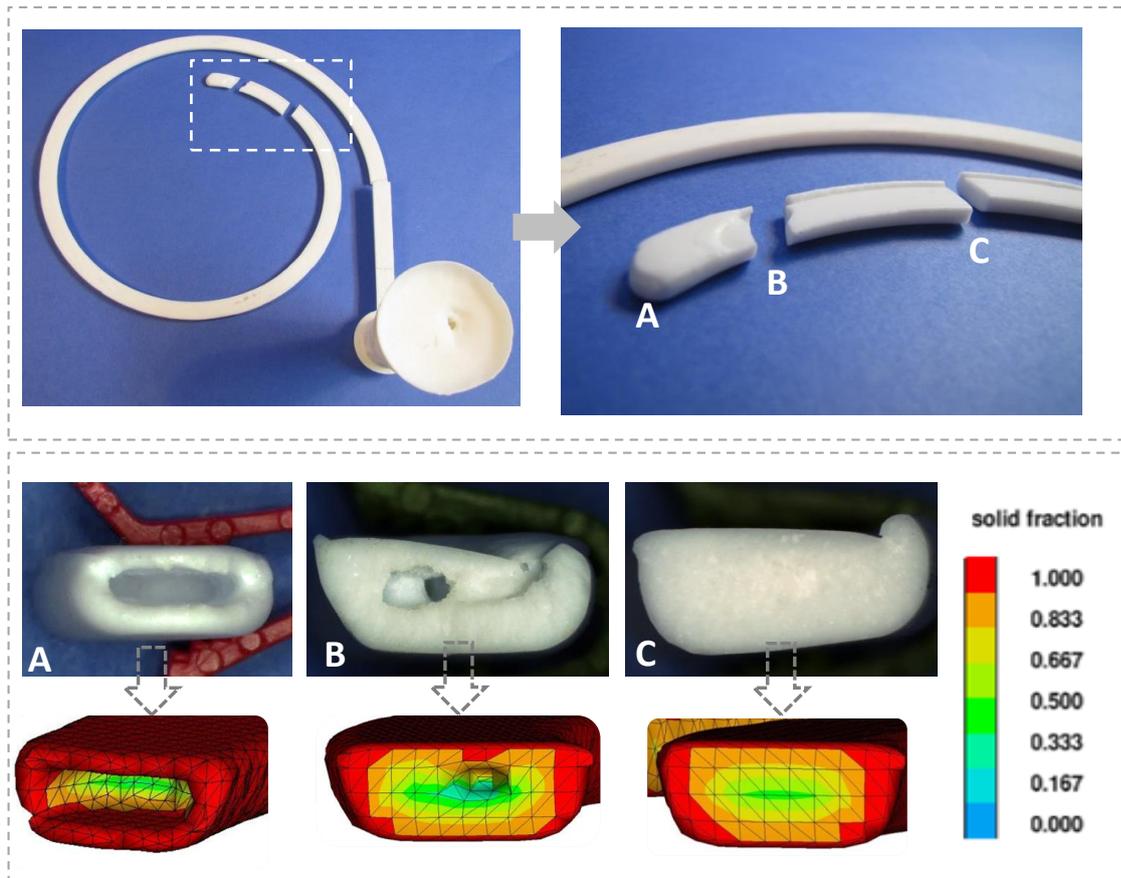


Abbildung 5.13: Darstellung einer Salzgießspirale in der Ansicht von oben mit den drei Querschnitten A, B und C am Auslaufende; Vergleich der experimentell erzeugten Salzkernspirale mit der numerischen Simulation

In Bereich B ist die nachfließende Schmelze über die Abkühlung der Randschichten ebenfalls erstarrt. Direkt vor dem Bereich B ist der Gießkanal voll mit Schmelze ausgefüllt. Durch die Erstarrung am Gießspiralenende schwindet die Schmelze in sich. In der Simulation kann ebenfalls das Erstarrungsverhalten realitätsnah abgebildet werden. Der sich bildende Hohlraum am Ende der Spirale in Bereich A wird auch gut abgebildet. Das Verhalten der Schmelze in Bereich B kann jedoch, aufgrund der groben Netzgröße, nicht detailliert dargestellt werden. Das Einfallen der Gießkanaldecke wird nur zum Teil abgebildet. Die frühzeitig erstarrten Randbereiche werden jedoch in der Simulation dargestellt.

Das erstellte Salzmaterialmodell beruht auf einem Kompromiss zwischen der Abbildung des Abkühlverhaltens und der Fließfähigkeit. Zugrundegelegt sind jeweils der zentrale Prozessparameterpunkt mit $T_S = 700 \text{ °C}$ und $T_K = 200$. Trotz der bestehenden Abweichungen in Teilbereichen der Erstarrung und der Fließlängenvorhersage können mit dem Materialmodell verschiedene Gießparametersätze miteinander simulativ verglichen werden und Vorhersagen über die Erstarrungstemperaturen im Experiment getroffen werden.

5.1.4 Entstehung und numerische Vorhersage von Warmrissen

Für die Untersuchung der Warmrissentstehung werden in der Biegestabkokille Salzproben mit einer Schwindungsbehinderung und verschiedenen Prozessparametervariationen abgegossen. Variiert werden die Gieß- und Kokillentemperatur sowie die Ausformzeit. Die Betrachtung der Rissentstehung in Abhängigkeit der Gieß- und Kokillentemperatur ist in Abbildung 5.14 wiedergegeben. Die Charakterisierung der Salzkerne erfolgt in vier Stufen: Unbeschädigte Proben, kleine Risse, umlaufende Risse und defekte Proben. Für eine Verdeutlichung der Ergebnisse sind in der linken Spalte der Abbildung alle Proben aus der Gießserie nach der verwendeten Gießtemperatur und in der rechten Spalte nach der Kokillentemperatur aufgelistet. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass von allen Proben mit $T_S = 680$ °C 20 % unbeschädigte Proben hergestellt werden, 5 % der gegossenen Bauteile kleine Risse aufweisen, ca. 35 % der Proben umlaufende Risse zeigen und 35 % nach dem Ausformen defekt sind. Für die Temperaturen $T_S = 700$ °C und $T_S = 720$ °C verhält es sich ähnlich.

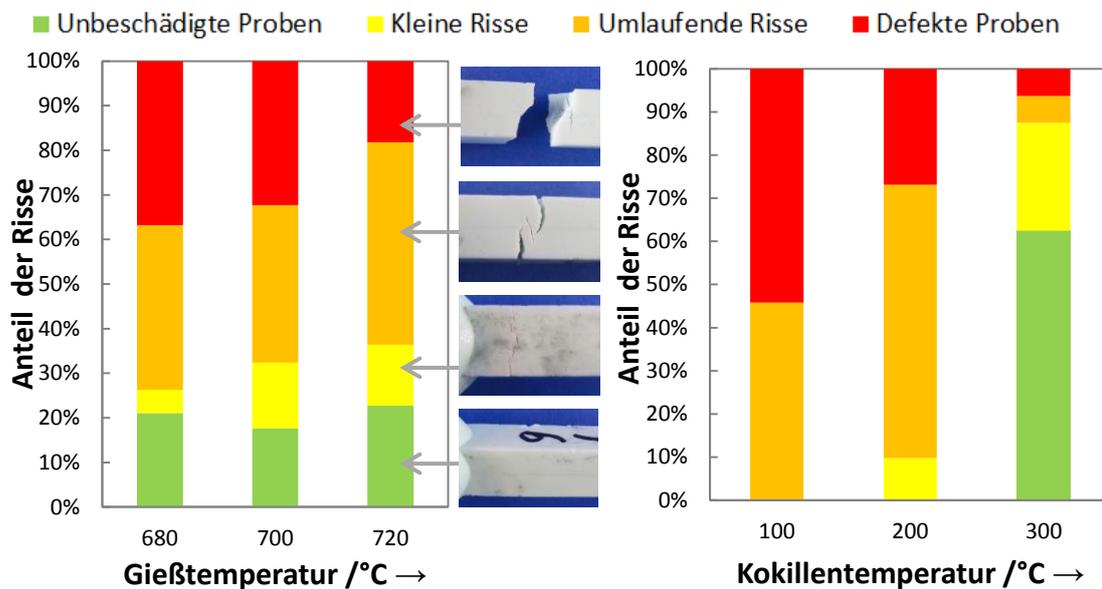


Abbildung 5.14: Auswertung der Rissentstehung nach Gießtemperatur (links) und Kokillentemperatur (rechts); Unterteilt werden die Risse in vier Kategorien.

Die Betrachtung, gegliedert nach den Kokillentemperaturen, zeigt einen sehr deutlichen Einfluss von T_K auf die Wahrscheinlichkeit rissfreie Proben herzustellen. So sind mit $T_K = 100$ °C keine unbeschädigten und Proben mit kleinen Rissen herzustellen. Die bei dieser Kokillentemperatur hergestellten Proben, zeigen zu jeweils 50 % umlaufende Risse auf oder sind vollständig gerissen. Ähnlich verhält es sich bei $T_K=200$ °C. Zwar sinkt der Anteil der komplett gebrochenen Proben auf ca. 25 %, unbeschädigte Proben können bei dieser Temperatur jedoch nicht hergestellt werden. Die Erhöhung der Kokillentemperatur auf 300 °C bewirkt einen Anstieg des Anteils der unbeschädigten Proben um 60 % im Vergleich zu $T_K = 200$ °C. Die restlichen Bauteile zeigen bei dieser

Temperatur einen Anteil von 20 % kleine Risse, wobei nur 5 % umlaufende Risse aufweisen und 5 % vollständig geschädigt sind.

Die Ergebnisse zeigen eine sehr starke Abhängigkeit der Warmrissentstehung von der verwendeten Kokillentemperatur. Im Vergleich dazu spielt die Gießtemperatur bei der Warmrissentstehung eine untergeordnete Rolle. Um ein Kriterium zu generieren, das auf weitere Bauteile übertragbar ist, werden die Rissentstehungen über die Temperaturdifferenz zwischen Kokille und Schmelze ausgewertet und in Abbildung 5.15 dargestellt. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass mit Temperaturdifferenzen von 480 °C keine intakten Proben herzustellen sind. Erst ab einer Differenz von 420 °C können defektfreie Proben hergestellt werden. Bei einer Temperaturdifferenz von 380 °C sind alle hergestellten Proben rissfrei. Um diesen Effekt numerisch vorherzusagen, wird das vorgestellte Simulationsmodell aus 4.1.5 und das im Vorfeld verifizierte Materialmodell für den Salzwerkstoff verwendet. Als experimentelle Verifizierung werden zwei Extrema verwendet. Der erste Fall repräsentiert bzgl. der Warmrissentstehung die ungünstigsten Randbedingungen der Gießserie. Mit einer $T_S = 720$ °C und $T_K = 100$ °C ist bei diesen Bedingungen die größte Erstarrungsschwindigkeit zu erwarten.

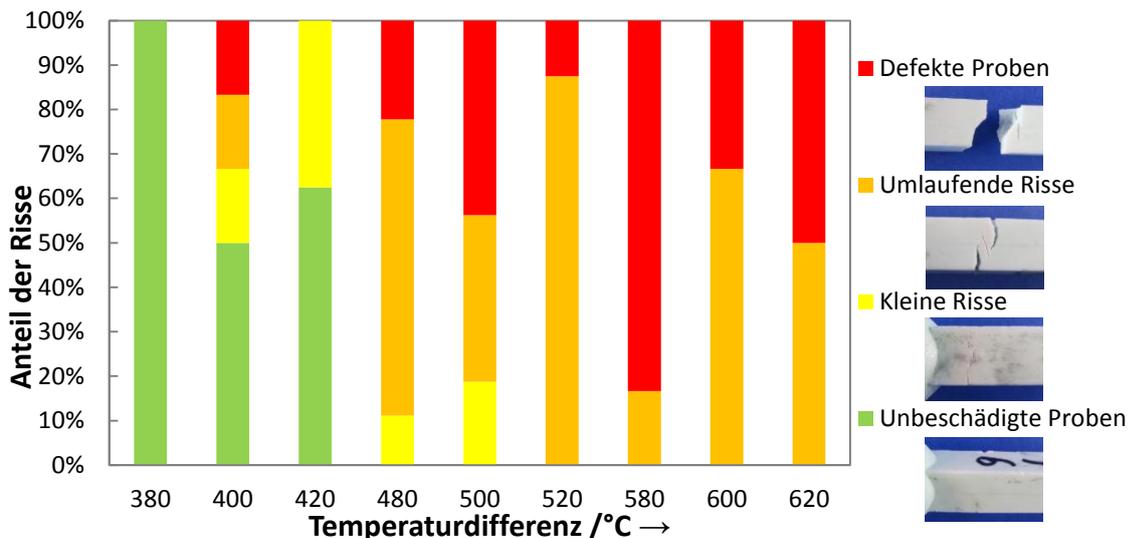


Abbildung 5.15: Auswertung der Rissentstehung über die Temperaturdifferenz zwischen Kokillentemperatur und Gießtemperatur; Unterteilt werden die entstehenden Risse in vier Kategorien.

Wie in Abbildung 5.16 dargestellt, werden in diesem Fall keine unbeschädigten Proben hergestellt. Selbst durch das frühzeitige Ausformen bei 15 s sind keine intakten Proben herzustellen. Der zweite Fall stellt die günstigsten Randbedingungen der Gießkampagne dar. Mit $T_S = 680$ °C und $T_K = 300$ °C ist hier ΔT zwischen der Kokille und der Schmelze am geringsten, weshalb es selbst bei 60 s Ausformzeit zu keinen beschädigten Proben kommt.

720°C	15 s	30 s	45 s	60 s
100 °C	2 defekte Proben 2 umlaufende Risse	1 defekte Proben 2 umlaufende Risse	2 defekte Proben 1 umlaufende Risse	1 defekte Proben 1 umlaufende Risse
680°C	15 s	30 s	45 s	60 s
300 °C	keine Abgüsse durchgeführt	keine Abgüsse durchgeführt	keine Abgüsse durchgeführt	4 intakte Proben

Abbildung 5.16: Darstellung der zwei Extrempunkte der Salzkerngießversuche zur Untersuchung der Warmrissfähigkeit; Worst Case: $T_S=720^\circ\text{C}$ und $T_K=100^\circ\text{C}$ mit dem höchsten ΔT zwischen Kokille und Schmelze; Best Case: $T_S=680^\circ\text{C}$ und $T_K=300^\circ\text{C}$ mit dem geringsten ΔT zwischen Kokille und Schmelze

Die numerischen Simulationsergebnisse sind für beide Fälle in Abbildung 5.17 veranschaulicht. Abgebildet ist jeweils das Ergebnis aus der FEM-Spannungsberechnung für die Zeitschritte 15 s, 30 s, 45 s und 60 s. Als Auswertekriterium wird max. Principal Stress verwendet, was σ_1 , der ersten Hauptspannung im Mohrschen Spannungskreis, entspricht.

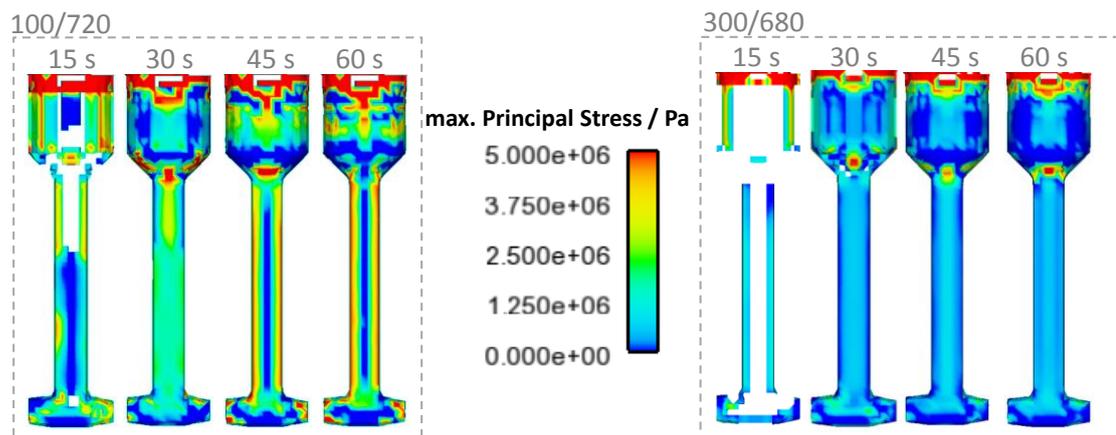


Abbildung 5.17: Darstellung der ersten Hauptspannung im Verlauf der Abkühlung in der Salzkerwarmrissprobe mit Schwindungsbehinderung für die Variante 1: $T_S=720^\circ\text{C}/ T_K=100^\circ\text{C}$ und Variante 2: $T_S=680^\circ\text{C}/ T_K=300^\circ\text{C}$

Als experimentelle Vergleichsgröße werden die Zugversuchsergebnisse verwendet. Aufgrund des hohen ΔT zeigt Variante 1 nach 15 s bereits erste erstarrte Bereiche in der Randschale, wohingegen in Variante 2 aufgrund des geringer ΔT noch kaum Bereiche erstarrt sind und sich deshalb keine Spannungen aufbauen können. Bei 30 s Prozesszeit hat sich bei beiden Varianten bereits eine Randschale ausgebildet. Nach 45 s bilden sich bei Variante 1 flächige Spannungen über 5 MPa aus und zeigen eine noch stärkere Ausprägung bei 60 s Erstarrungszeit. Die Spannungen bei Variante 2 bleiben bis 60 s bis auf den Speiserbereich konstant bei ca. 1,5 MPa.

Die Abbildung 5.18 zeigt exemplarisch den Spannungsverlauf für beide Varianten in der Randschale der Probenmitte und im Speiserübergangsbereich zur Stabkontur. Zu erkennen ist ein erster Spannungsanstieg auf 3,55 MPa nach 14 s bei Variante 1. Dies stimmt sehr gut mit den experimentellen Ergebnissen aus Abbildung 5.16 überein, da bereits nach 15 s keine unbeschädigten Proben hergestellt werden können. Nach 30 s kommt es im Speiserbereich erneut zu einem Spannungsanstieg auf 6,43 MPa. Da im Experiment die Proben zu diesem Zeitpunkt beschädigt ist, sind diese Werte jedoch nicht repräsentativ. Die Spannungen in der Variante 2 sind deutlich geringer, wie in Abbildung 5.17 zu sehen. Nach 21 s Erstarrungszeit kommt es zu einem Spannungsanstieg auf 1,85 MPa in der Probenmitte und nach 47 s zu einem Anstieg auf 2,58 MPa im oberen Bereich.

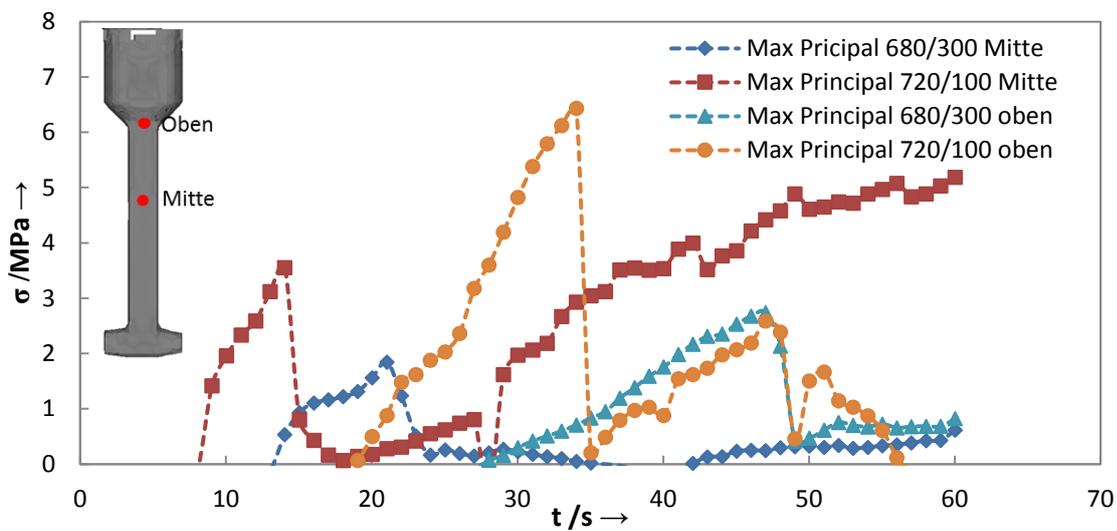


Abbildung 5.18: Verlauf der ersten Hauptspannung in der Randschale der Probenmitte und im Speiserübergangsbereich zur Stabkontur für die Variante 1: $T_S=720^\circ\text{C}/T_K=100^\circ\text{C}$ und Variante 2: $T_S=680^\circ\text{C}/T_K=300^\circ\text{C}$

Da sich mit den unterschiedlichen Prozessparametern auch die Abkühlkurven stark unterscheiden, ist eine Aussage über eine Rissentstehung durch die reine Spannungsbetrachtung nur bedingt möglich. Deshalb werden die Spannungswerte in Abbildung 5.19 über die Temperatur betrachtet. Zusätzlich sind die experimentellen Daten aus den Zugversuchen hinterlegt und dienen als Grenze für die maximal ertragbaren Spannungen in der numerischen Simulation. Dem Diagramm ist zu entnehmen, dass die erste Spannungsspitze der Variante 1 nach 15 s die Grenze der maximal ertragbaren Spannung schneidet. Sowohl der Zeitpunkt als auch der Wert stimmt somit mit dem Experiment sehr gut überein. Zudem ist festzuhalten, dass Variante 2, die im Experiment keine Risse aufzeigt, auch in der numerischen Simulation die gesamte Abkühldauer unterhalb den Werten der Zugfestigkeiten bleibt.

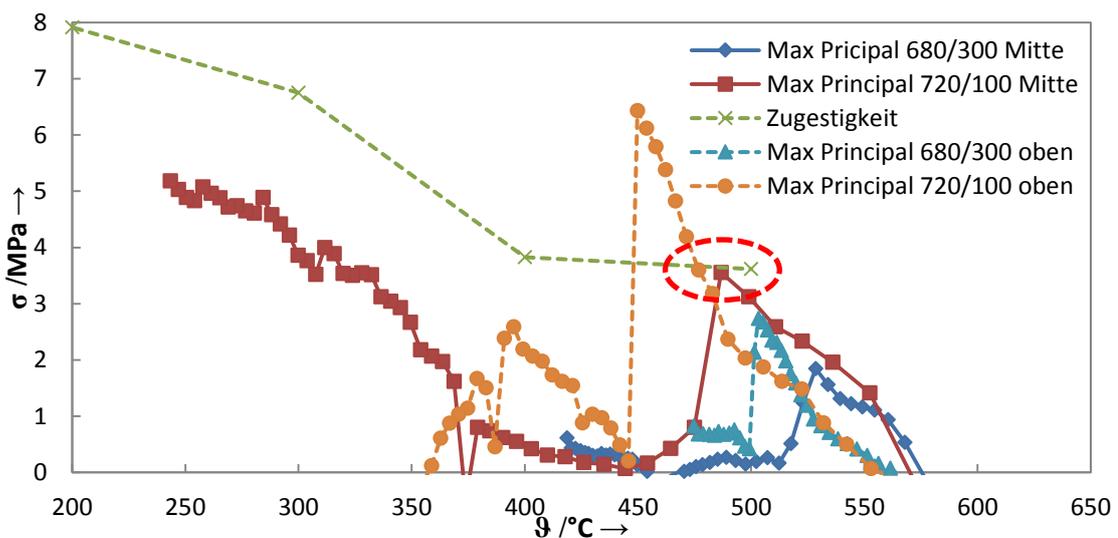


Abbildung 5.19: Darstellung der ersten Hauptspannung in der Randschale der Probenmitte und im Speiserübergangsbereich zur Stabkontur für die Variante 1: $T_S=720^\circ\text{C}/ T_K=100^\circ\text{C}$ und Variante 2: $T_S=680^\circ\text{C}/ T_K=300^\circ\text{C}$ über der Temperatur; Zudem ist die maximal ertragbare Spannung, basierend auf den durchgeführten Zugversuchen im Diagramm, eingezeichnet.

Diese Methode eignet sich somit zur Darstellung von Warmrissen, ist jedoch sehr aufwändig in der Auswertung, da die einzelnen Punkte im Vorfeld ausgewählt werden müssen und immer die Gefahr besteht, dass nicht alle kritischen Bereiche im Postprocessing erfasst werden. Um die Auswertung effektiver und objektiver zu gestalten wird mittels einer Softwareanpassung ein Warmrisskriterium (engl. Hot Crack Criterion) entwickelt. Die Funktionsweise der Anpassung ist in Abbildung 5.20 skizziert.

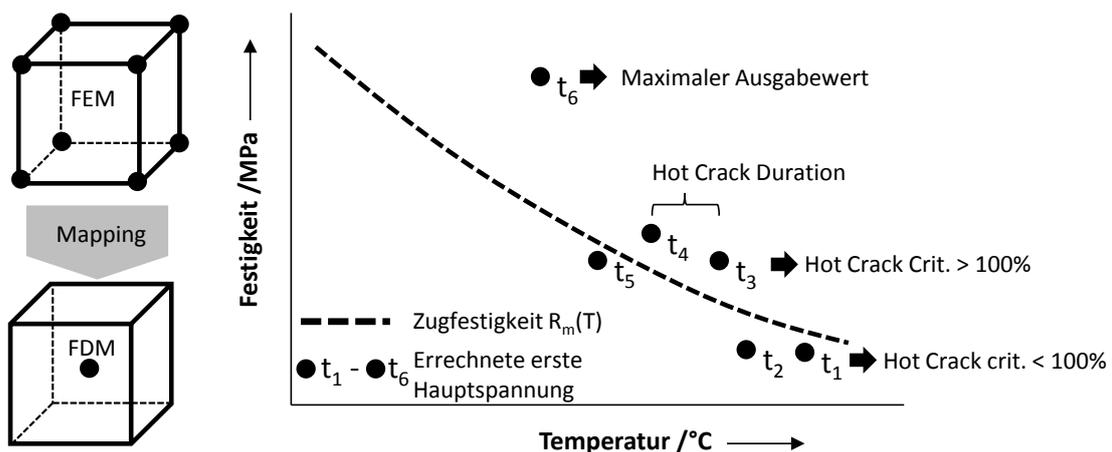


Abbildung 5.20: Schematische Darstellung der Funktionsweise des angepassten Solvers in Flow3D zur Darstellung der beiden Skalare „Hot Crack“ und „Hot Crack Duration“

Dazu werden im ersten Schritt die notwendigen Größen aus dem FEM-Netz aus Flow3D auf das FDM-Netz übertragen und die Hauptspannungen sowie die von-Mises-Vergleichsspannung berechnet und in Skalare gespeichert. Die maximale

Hauptspannung wird im Anschluss mit Festigkeitswerten aus einer definierten Tabelle abgeglichen und daraus das Risskriterium abgeleitet. Als Festigkeitswerte werden die in Abschnitt 5.1.2 experimentell ermittelten Daten in FORTRAN-Tabellenform verwendet. Angegeben werden für jede Temperatur die Dehngrenze und Zugfestigkeit, wobei die Zwischenwerte linear interpoliert werden. In das Skalar „Hot Crack Criterion“ wird der größte erreichte Wert prozentual zur vorgegebenen Zugfestigkeit gespeichert. Werte über 100 % ergeben somit ein Überschreiten der definierten Festigkeit. Damit kann am Ende des Abkühlvorgangs im letzten Zeitschritt eine objektive Aussage über den Ort und das prozentuale Überschreiten der ertragbaren Spannung gemacht werden. Um kurze Spannungsspitzen zu identifizieren, wird zudem die Dauer des Überschreitens in Sekunden in dem Skalar „Hot Crack Duration“ gespeichert.

Die Verifizierung der eingeführten Größen ist in Abbildung 5.21 dokumentiert. Für den Fall $T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$ erreicht das Hot Crack Criterion im Biegestabbereich die 100 % während der gesamten 60 s Abkühlzeit nicht, was sich gut mit den experimentellen Ergebnissen deckt. Für den Gießversuch mit $T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$ werden die 100 % im Hot Crack Criterion bereits bei 15 s im Biegestabbereich erreicht, ähnlich wie in der Kurvenverlaufauswertung spezifischer Punkte zuvor.

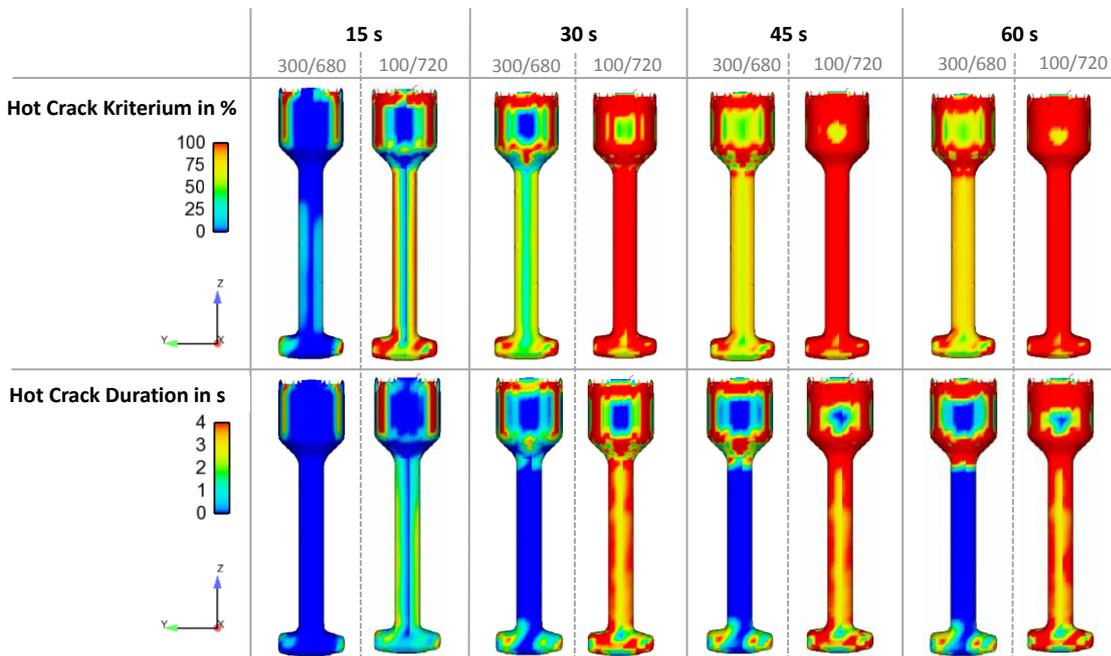


Abbildung 5.21: Darstellung des Hot Crack Kriteriums und der Hot Crack Duration für den Fall $T_S=680\text{°C} / T_K=300\text{°C}$ und $T_S=720\text{°C} / T_K=100\text{°C}$; Abgebildet sind die Ergebnisse bei 15 s, 30 s, 45 s und 60 s Abkühlzeit.

Auch die Hot Crack Duration ist im ersten Fall im Biegestabbereich bei 0, wohingegen beim zweiten Fall fast die gesamte Probe die 4 s Hot-Crack-Duration ab 30 s Abkühlzeit überschreitet. Direkt unter und im Speißbereich zeigt die numerische

Betrachtung bei der $T_S = 680 \text{ °C} / T_K = 300 \text{ °C}$ Variante eine Überschreitung der 100 % im Hot Crack Criterion. Auch im Experiment sind in diesem Bereich leichte Risse zu erkennen, die jedoch nicht zum Durchbruch der Probe führen. Die Auswertung für den Biegestabbereich passt sehr gut mit den experimentellen Ergebnissen überein, womit sich die vorgestellte Methode für die Abschätzung von Warmrissen bei der Erstarrung von Salzkernen eignet.

5.2 Numerische Vorhersage von Einlegerbelastungen im Umgussprozess

Für die numerische Versagensvorhersage von Salzkern- und Stahleinlegern im Druckgussprozess werden die in Abschnitt 4.2.1 durchgeführten experimentellen Versuche zugrunde gelegt.

Vorhersage der Einlegerbelastung bei Salzkernen

Beim Versuchsplan zur Untersuchung der Salzkern- werden zylindrische Salzkern- mit dem Durchmesser von 17 mm, fixiert mit Einlegerhülsen bei verschiedenen Parametern, dokumentiert in Tabelle 5.2, eingesetzt. Der geringste einstellbare hydraulische Druck liegt bei 480 bar. Alle Salzkern- zeigen bei 540 bar bereits eine Schädigung. Zudem wird die minimale Kolbengeschwindigkeit von $0,7 \frac{m}{s}$ ermittelt. Wird diese Geschwindigkeit überschritten, kommt es ebenfalls zum Bruch. Die sich einstellende Bruchcharakteristik wird über Röntgenaufnahmen der umgossenen Kerne direkt nach dem Gießen ermittelt. Die Salzkern-, umgossen mit Serienparametern und mit dem Durchmesser von 30 mm halten alle den Serienprozessparametern stand.

Tabelle 5.2: Übersicht der verwendeten Druckgussprozessparameter und des Ergebnisses bei der Versagensstudie von Salzkernen während des Druckgussumgusses

		Nachdruck in bar		
		hydr. Druck 480	mittel 540	Serie 600 bar
Kolben- geschwindigkeit 2.Phase in m/s	niedrig 0,7	4 	4 	
	mittel 1,0	4 		
	Serie 3,3	2 		2 

Das Bruchverhalten der Kerne mit $\varnothing 17 \text{ mm}$ aus der Versuchsmatrix ist in Abbildung 5.22 zusammen mit den aufgezeichneten Schusskurven der Druckgussmaschine und den erstellten CT-Aufnahmen dargestellt. Grundsätzlich werden im Druckgussumguss zwei Bruchcharakteristika beobachtet. Die CT-Aufnahmen zeigen einen Mehrfachbruch des Kerns im Druckgussumguss bei $4 \frac{m}{s}$ Kolbengeschwindigkeit, was den ersten Zerstörungsfall darstellt. Durch das flächige Auftreffen der Schmelze auf den Kern entsteht eine hohe Druckbelastung auf der Unterseite, die eine Durchbiegung des Kerns sowie Zugspannungen an der Oberseite

bewirkt. Im Gießexperiment ist der Kern dadurch an den Auflagern vollständig durchgebrochen. Zusätzlich wird aus der Mitte des Kernes ein ca. 38 mm langes Kernstück herausgetrennt und wird durch die weitere Füllung gegen die obere Kavitätswand gedrückt. Dies spricht für ein Versagen beim ersten Auftreffen der Aluminiumschmelze oder kurz danach. Der zweite Fall wird durch das mittlere Bild verdeutlicht. Dabei stellt sich ein mittiger oder leicht außermittiger Riss ein, der den gesamten Kern durchzieht. Der Kern bleibt jedoch auf seiner ursprünglichen Einlegeposition. Hierbei ist anzunehmen, dass das Versagen erst nach der vollständigen Füllung der Kavität eintritt, da ansonsten eine Auslenkung festzustellen wäre. Zudem ist festzuhalten, dass die Kerne auch ohne zusätzlichen Nachdruck in der dritten Phase unter den Belastungen des reinen hydraulischen Druckes im Gießprozess brechen. Bruchfreie Kerne werden mit Kolbengeschwindigkeiten von $0,7 \frac{m}{s}$ und ohne dritte Phase erreicht.

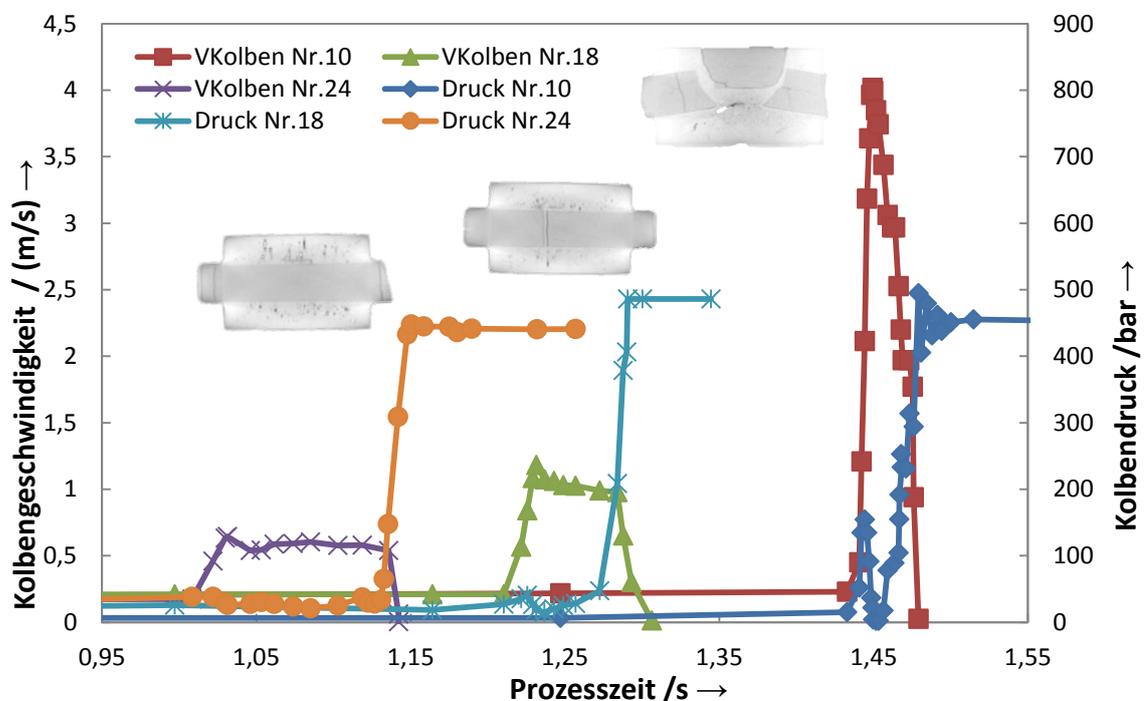
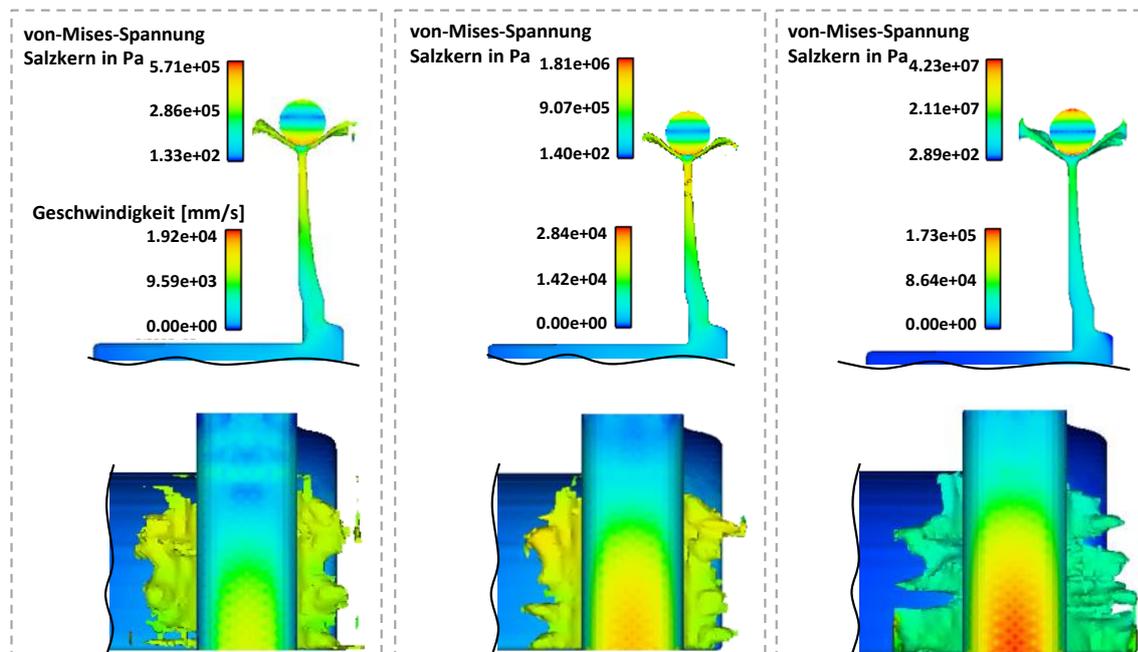


Abbildung 5.22: Darstellung der charakteristischen Schusskurven inkl. des dazugehörigen Bruchverhaltens der Salzkerne nach dem Druckgussumgussprozess

Für die numerische Abbildung werden die drei charakteristischen Schusskurven in die Formfüll- und Erstarrungssimulation überführt. Zur Verdeutlichung der unterschiedlichen Belastungen sind in Abbildung 5.23 die von Mises-Spannungen im Salz Kern kurz nach dem ersten Auftreffen der Schmelze auf den Salz Kern und die Schmelzegeschwindigkeit dargestellt. Die Abbildung verdeutlicht, dass die Spannungen im ersten Lastfall bei ca. 0,5 MPa liegen und damit kein Bruch zu erwarten ist. Die Anschnittgeschwindigkeit beträgt hierbei ca. $14 \frac{m}{s}$. Zudem zeigt die Abbildung, dass sich die höchsten Spannungen, wie zu erwarten, an der Oberseite des Salz Kerns, auf der

gegenüberliegenden Anströmseite einstellen, da eine relative Verschiebung der zwei FSI Netze zugelassen wird (siehe Modellaufbau Abschnitt 4.2.2). Bei einer Anschnittgeschwindigkeit von ca. $21 \frac{m}{s}$ stellt sich im zweiten Lastfall eine von Mises-Spannung von 1,8 MPa ein. Im dritten Lastfall wird eine maximale von Mises Spannung von 42 MPa erreicht. Grund dafür ist die hohe Anschnittgeschwindigkeit von ca. $70 \frac{m}{s}$ und die damit verbundene kinetische Energie der Schmelze.



a) b) c)
Abbildung 5.23: Abbildung der von-Mises-Spannung im Salz kern und Schmelzgeschwindigkeit kurz nach dem Auftreffen der Aluminiumschmelze für die Kolbengeschwindigkeit a) $0,7 \frac{m}{s}$, b) $1,0 \frac{m}{s}$ und c) $4,0 \frac{m}{s}$

Für die exakte Auslegung der Salzkerne werden die mechanischen Kennwerte aus Abschnitt 5.1.2 verwendet. Für die numerische Abbildung des ersten Lastfalls werden für eine konservative Auslegung die Zugversuchswerte verwendet und mit der Größe „Max Principal Stress“, die der ersten Hauptspannung entspricht, verglichen. Abbildung 5.24 a stellt den zeitlichen Verlauf der ersten und zweiten Hauptspannung an der Zugseite und Druckseite des Salz kerns dar. Die senkrechten, unterbrochenen Linien entsprechen der experimentell ermittelten Zug- und Biegefestigkeiten des Salz kerns bei Raumtemperatur. Eine thermische Beanspruchung wird bei dieser Betrachtung vernachlässigt, da der Salz kern kurz nach dem Einlegen umströmt wird und eine Erwärmung in dieser kurzen Zeit aufgrund der schlechten Leitfähigkeit unwahrscheinlich ist. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass die erste und zweite Hauptspannung beim ersten Auftreffen der Schmelze, bei ca. 1,533 s Prozesszeit, 10 MPa überschreitet. Die genannten Werte erreichen auf der Druckseite -4,4 MPa und -18 MPa. Die ermittelten Werte aus der numerischen Berechnung stimmen gut mit den

experimentellen Erkenntnissen überein, da bei diesen Prozessparametern ein Versagen des Salzkerns eintritt.

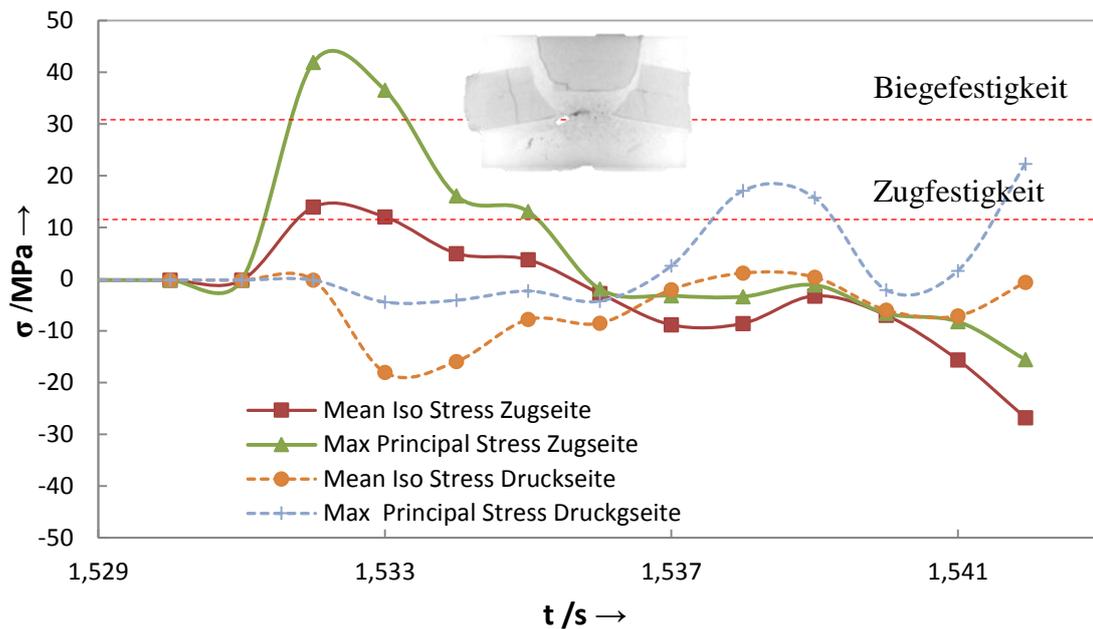


Abbildung 5.24: Darstellung der ersten und zweiten Hauptspannung an der Zug- und Druckseite über die Prozesszeit inkl. Markierung der experimentell ermittelten Zug- und Biegefestigkeit für den Belastungsfall mit der höchsten Kolbengeschwindigkeit von $4,0 \frac{m}{s}$

Für die Darstellung des zweiten Lastfalles wird der geschwindigkeitsgesteuerte Kolben bis zu einem Füllgrad von 99,99 % verfahren. Dabei wird, wie in Abbildung 5.25 präsentiert, der Kolbendruck aufgezeichnet, wobei ein Wert von über 800 bar erreicht wird, was im Experiment nicht der Fall ist.

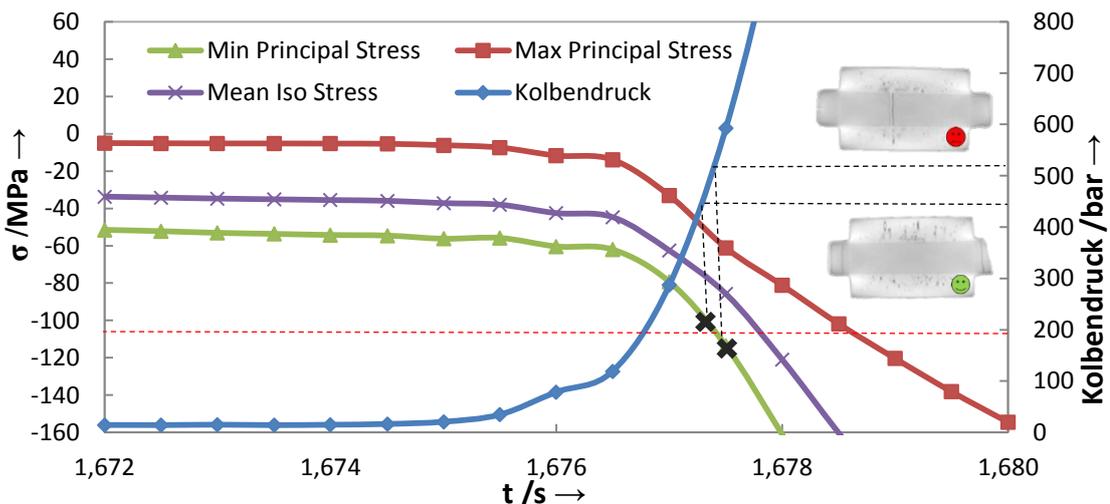
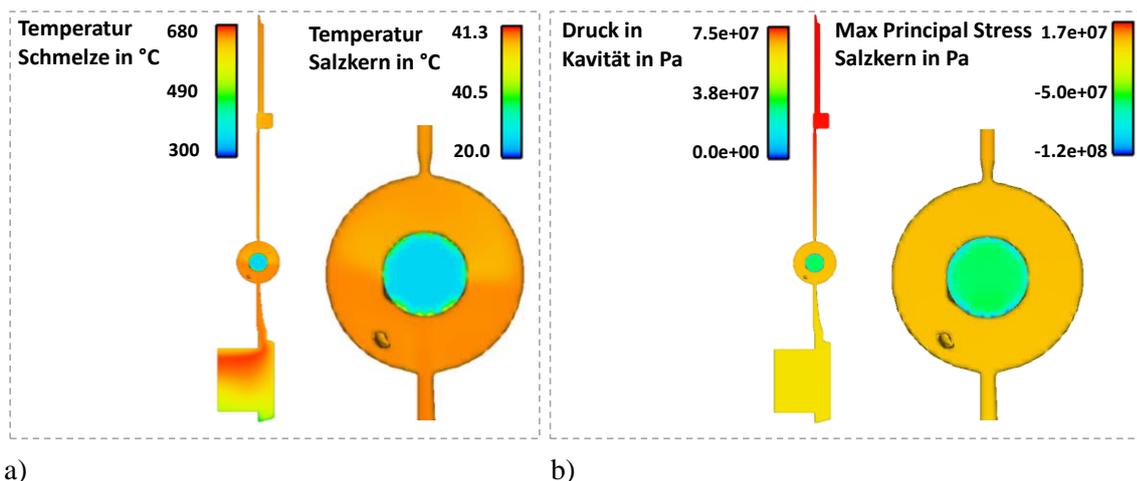


Abbildung 5.25: Abbildung des Kolbendrucks, der ersten drei Hauptspannungen in der Randschale des Salzkerns während des Umgussprozesses am Ende der zweiten Phase mit Übergang zur dritten Phase

Da die Schmelze in diesem Lastfall den kompletten Salzkern umhüllt, wird hierbei auch der thermische Lastfall betrachtet. Zudem wird der „Min Principal Stress“ als Bewertung verwendet, der der dritten Hauptspannung entspricht, und mit den Druckversuchen aus dem Experiment verglichen. In diesem Fall wird der Salzkern nicht durch das erste Auftreffen der Schmelze zerstört, sondern durch den Nachdruck bzw. den hydraulischen Druck des Kolbens. Die Abbildung zeigt deshalb zwei charakteristische Umgussexperimente. Bei Versuchen mit Drücken deutlich unter 500 bar wird kein Bruch festgestellt, wobei Drücke über 500 bar zum Versagen der Kerne führen. Der Vergleich des numerisch ermittelten Kolbendruckes mit der dazugehörigen dritten Hauptspannung zeigt, dass die Simulation diesen Grenzfall sehr gut abbildet.

Die Betrachtung der Temperatur im Postprocessing zeigt in Abbildung 5.26 a, dass sich der Salzkern während der dritten Phase auf ca. 35 °C erwärmt und sollte aufgrund der hohen thermischen Dehnung berücksichtigt werden. In Abbildung b sind die Druckverteilung in der Kavität und die dritte Hauptspannung im Salzkern abgebildet.



a) **Abbildung 5.26:** a) Temperaturverteilung in der Kavität und im Salzkern während der dritten Phase des Druckgussprozesses, b) Druckverteilung in der Kavität und Spannung im Salzkern während der Nachdruckphase

Es wird ersichtlich, dass durch die Erwärmung ein Anstieg der Spannung von ca. 10 MPa erfolgt. Durch die beschriebene Methode lassen sich die Belastungen bei Salzkernen während des Druckgussumgussversuchs sehr gut vorhersagen. Dabei muss jedoch die zweite und dritte Phase separat betrachtet werden und die Zug- und Druckfestigkeit der Salzkern berücksichtigt werden.

Vorhersage der Belastung von Stahleinlegern

Für die numerische Auslegung von Stahleinlegern im Druckguss werden als Basis experimentelle Versuche durchgeführt, wobei bei konstanten Prozessparametern (siehe

Abbildung 0.33 im Anhang) die Wandstärke der Einleger im Intervall von 1 mm bis 3,5 mm in 0,5 mm Schritten variiert wird. Die Kolbengeschwindigkeit der zweiten Phase wird mit $2,8 \frac{m}{s}$ definiert. Dabei wird eine Versuchsreihe mit und eine ohne Nachdruck durchgeführt. Der Nachdruck wird bewusst mit einer leichten Zeitverzögerung hinzugeschaltet um die Belastung zu isolieren. Von einem Wandstärkentyp werden jeweils drei Bauteile umgossen. Die experimentellen Ergebnisse sind in Abbildung 5.28 dokumentiert, wobei immer alle drei Einleger zerstört oder intakt ausgeformt werden. Ohne den Nachdruck in der dritten Phase sind Einleger mit 2,0 mm Wandstärke ohne Versagen einsetzbar. Der dynamische Spitzenkolbendruck erreicht dabei 500 bar. Die Versuche mit Nachdruck zeigen, dass die unterste mögliche Grenze mit 2,5 mm Wandstärke zu wählen ist.

Für die Verifizierung der numerischen Berechnung werden die Rohre mit den Wandstärken 1,5 mm, 2,0 mm und 2,5 mm verwendet. Um eine genaue Aussage über das Versagen zu treffen, werden zudem Druckversuche durchgeführt und die mechanischen Eigenschaften der Rohre ermittelt. Dabei ist der Fließbeginn der Indikator für das Versagen. Die ermittelten Fließspannungen im Druckversuch ergeben eine Spannung von 364 MPa für die 1,5 mm, 390 MPa für die 2,0 mm und 401 MPa für die 2,5 mm Wandstärke (s. Abbildung 0.34 im Anhang).

Die numerische Berechnung zeigt, dass die Stahlrohre nicht während des ersten Auftreffens der Schmelze in der zweiten Phase zerstört werden. Die Auswertung der von Mises-Spannung des Rohres mit 1,5 mm Wandstärke zeigt in Abbildung 5.27 eine Maximalspannung auf der Innenseite des Rohrs in Höhe von 14,5 MPa und liegt damit deutlich unter der 364 MPa-Fließgrenze. Die Geschwindigkeit der Schmelze beträgt hierbei ca. $33 \frac{m}{s}$ am Anschnitt. D.h., die Schädigung der Stahlrohre tritt in allen Versuchen während der Nachdruckphase oder des dynamischen Drucks des Kolbens am Ende der Füllung ein.

Für die Auswertung der Stahleinlegerberechnungen wird die automatische Geschwindigkeitsanpassung über die beschriebene PQ^2 -Analyse (s. Abschnitt 4.2.2) verwendet. Dazu wird der maximale Druck am Kolben, wie in Abbildung 5.27 exemplarisch für die 500 bar Nachdruck gezeigt, eingestellt. Zudem wird für jedes Stahlrohr die experimentell ermittelte Fließgrenze hinterlegt. Die Software vergleicht in diesem Fall für jeden Zeitschritt die aktuelle von Mises-Spannung mit der angegebenen Fließgrenze. Somit lässt sich eine realistische Verformungsverhalten des Rohrs, wie am Beispiel des 1,5 mm Stahlrohrs bei 500 bar hydraulischem Druck (s. Abbildung 5.27), darstellen und passt gut mit den experimentellen Ergebnissen überein. Da für das FDM-Netz keine Verschiebung dargestellt wird, ist das Eindringen der Aluminiumschmelze in das Rohrrinnere nicht darstellbar. Das Eindringen der

Schmelze ist auf die Deformation des Rohrs und die Entstehung eines Spaltes zwischen Rohr und Kavität Lagerstelle zurückzuführen.

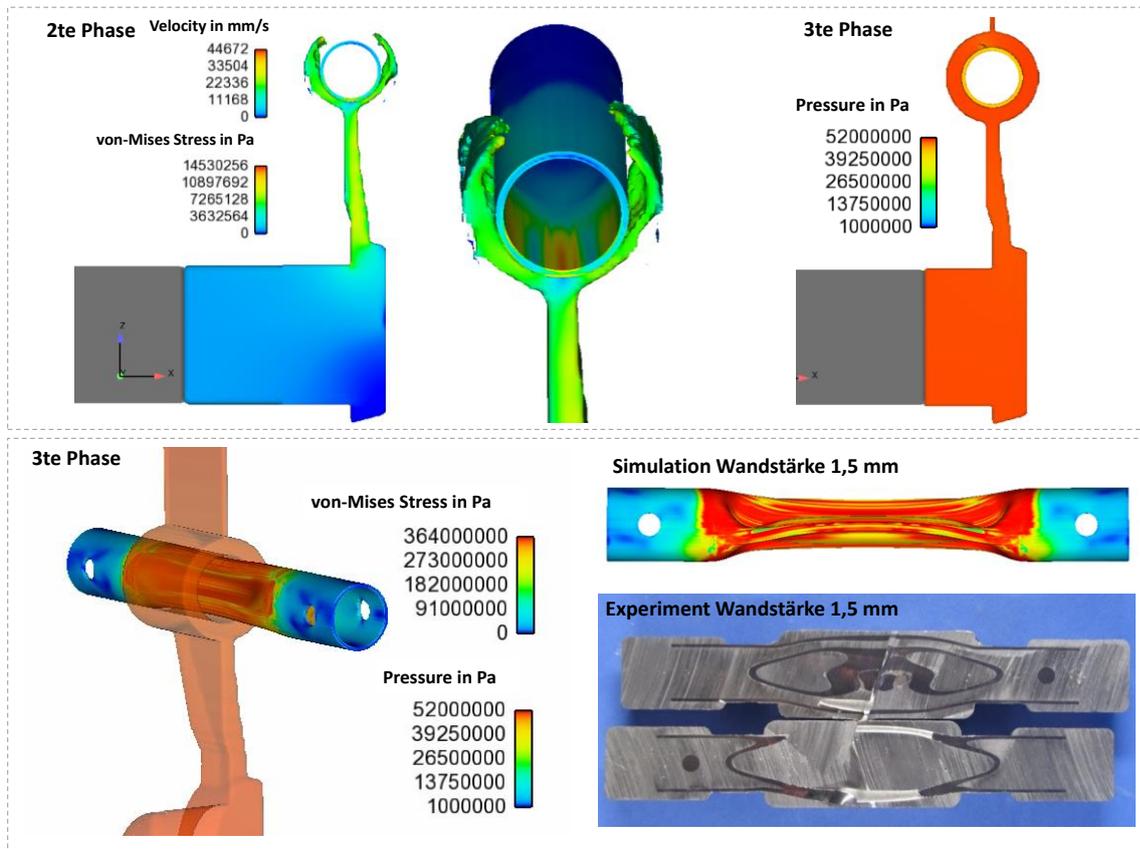


Abbildung 5.27: Exemplanische Darstellung des Füllvorgangs beim Umguss des Stahleinlegers mit 1,5 mm Wandstärke mit von-Mises-Spannung im Rohr und der Geschwindigkeit der Aluminiumschmelze in der Kavität sowie der Nachdruckphase mit 480 bar und 800 bar Nachdruck

Die Betrachtung der maximalen von Mises-Spannungen der numerischen Berechnungen bei 500 bar und 780 bar Nachdruck für die gewählten Verifizierungswandstärken ist in Abbildung 5.28 gegenübergestellt. Der Maximalwert in der Legende entspricht der experimentell ermittelten Fließgrenze im Druckversuch. Außerdem sind für den Vergleich die experimentellen Ergebnisse dargestellt. Die von-Mises-Spannungen bei 500 bar und 1,5 mm Wandstärke überschreiten die 364 MPa deutlich, wodurch das Rohr zu fließen beginnt und komprimiert wird. Die Auswertung des 2 mm Stahlrohrs ergibt von-Mises-Spannungen von 357 MPa an der Innenfläche und 280 MPa an der Außenfläche. Da beide Werte unterhalb der Fließgrenze liegen, tritt keine Spannungsumlagerung von der Innenseite zur Außenseite und somit keine Kompression ein. Wird der Nachdruck auf 780 bar erhöht, versagt das 2,0 mm Rohr, wie der Abbildung zu entnehmen. Wie das 1,5 mm Rohr bei 500 bar Nachdruck zuvor, kommt es zur Überschreitung der Fließgrenze und zur Kompression des Rohrs, womit die numerischen Ergebnisse sehr gut mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmen. Mit einer Spannung von 381 MPa an der Innenfläche und 289 MPa an der Außenfläche

wird beim 2,5 mm Stahlrohr der elastische Bereich nicht überschritten. Somit zeigen alle vier numerischen Berechnungen eine Übereinstimmung mit dem Experiment und eignen sich dadurch für die Versagensvorhersage von Stahleinlegern im Druckguss.

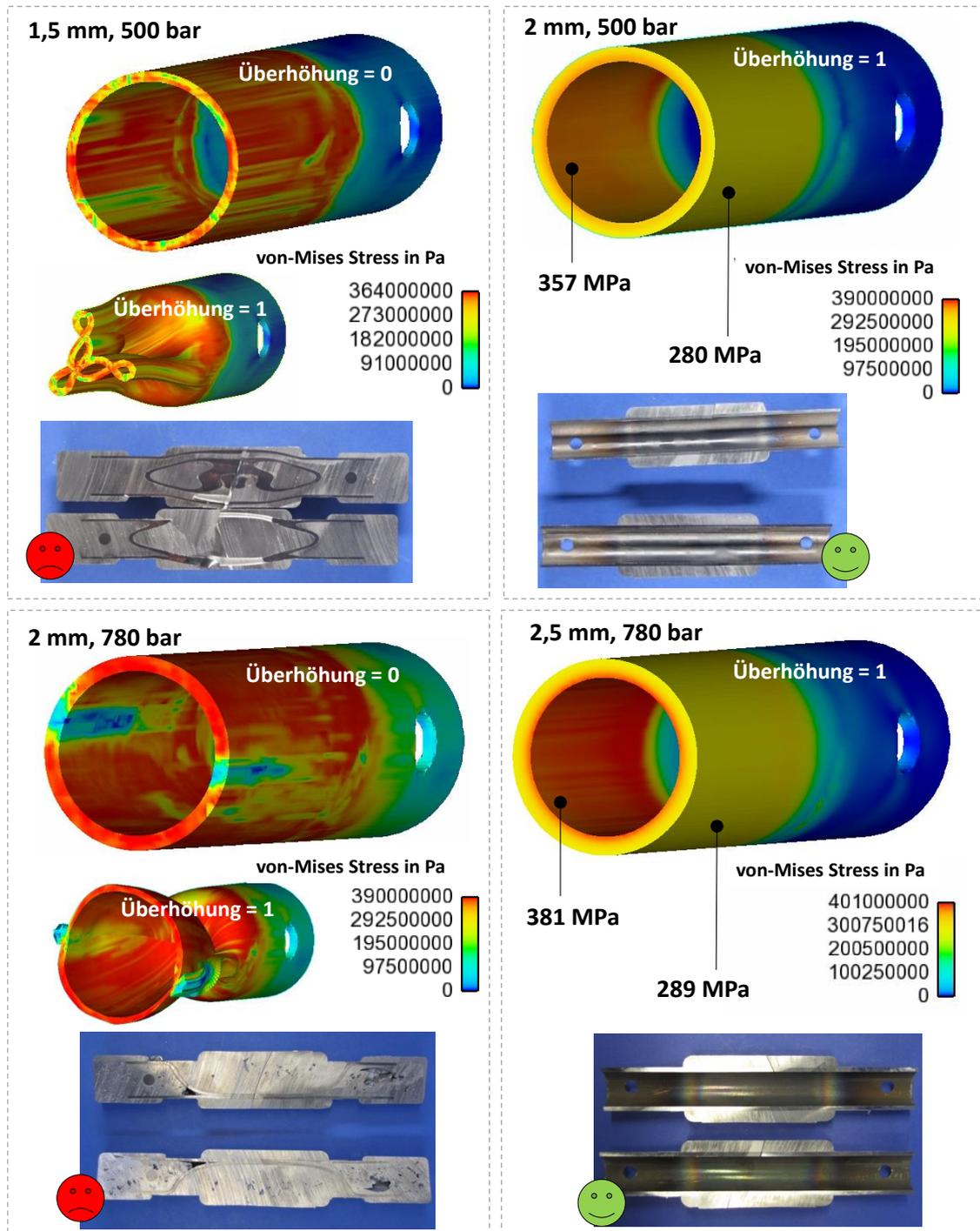


Abbildung 5.28: Übersicht der verwendeten Stahlrohre (inkl. Wandstärke) und der Ergebnisse der Umgussversuche bei der Kolbengeschwindigkeit $2,8 \text{ ms}^{-1}$ mit und ohne dem Nachdruck; Gegenüberstellung der von-Mises-Spannungen für das 1,5 mm und 2 mm Stahlrohr bei einem Nachdruck von 500 bar sowie für das 2 mm und 2,5 mm Stahlrohr bei einem Nachdruck von 780 bar

5.3 Herstellung und numerische Abbildung von St-Al-Verbunden

Die im Druckguss hergestellten Stahl-Aluminiumverbunde und Hohlstrukturen werden in diesem Abschnitt charakterisiert. Dazu werden die Stahl-Aluminiumverbunde mittels dafür konzipierter zerstörender mechanischer Prüfverfahren und metallographischer Methoden bewertet und gegenübergestellt. Aufbauend auf den experimentellen Ergebnissen wird die entwickelte Simulationsmethodik verifiziert und die Abbildungsgenauigkeit der numerischen Ergebnisse diskutiert. Für die spätere Auslegung von Druckgussstrukturen mit Einlegern wird eine numerische Vorhersage der Einlegerbelastungen gemacht und anhand der experimentellen Versuche verifiziert.

5.3.1 Experimentelle Charakterisierung der St-Al-Verbunde

Im Folgenden werden die mechanischen und metallographischen Ergebnisse vorgestellt und diskutiert. Alle verwendeten Beschichtungen werden zunächst in dem Ausdruckverfahren charakterisiert und in Abbildung 5.29 gegenübergestellt. Dargestellt ist jeweils die gemittelte Maximalspannung nach dem ersten linearen Anstieg im Ausdruckversuch. An dieser Stelle sei erwähnt, dass bei einigen Versuchen höhere Maximalspannungen gemessen werden. Meist ist das bei formschlüssigen Proben der Fall, wobei der Grund dafür Materialanhäufungen während des Verfahrens des Stahlinnenringes sind. Zur besseren Visualisierung der Ergebnisse werden diese nach den Verbundmechanismen gruppiert.

Mit 8,60 MPa zeigt die unbeschichtete Probe die geringste Ausdruckspannung. Im Vergleich zu den Werten aus *Bitsche* [22] mit ca. 24 MPa maximalen Ausdruckspannungen liegen die ermittelten Werte deutlich niedriger. Die unterschiedlichen Ergebnisse sind im Kraft-Weg-Verlauf zu begründen. Nach dem Erreichen der Maximalkraft fällt die Kurve schlagartig ab. Dies spricht für einen Wechsel vom Haftreibungskoeffizienten auf den dynamischen Reibkoeffizienten. Zudem weisen die Einleger in der vorliegenden Arbeit nach dem Auszugversuch keine bis minimale Abriebspuren vom Aluminiumguss am Stahl auf. Der Kraftverlauf in *Bitsche* [22] bleibt nach dem Erreichen der Maximalauszugskraft auf dem gleichen Niveau, was für eine Anhaftung des Aluminiums an dem Stahleinleger spricht. Grund dafür könnte das unterschiedliche Verhältnis von Aluminiumguss zu Stahleinleger sein und die damit höhere eingebrachte Energiemenge in den Stahleinleger. Eine weitere Erklärung könnte ein deutlich höherer R_z -Wert der Stahleinleger sein, wodurch sich ein Mikroformschluss einstellt.

Die nachfolgende Gruppierung fasst alle Proben zusammen, die zusätzlich zu der kraftschlüssigen Verbindung eine Beschichtungsapplikation auf dem unbehandelten,

nicht profilierten Stahleinleger besitzen. Mit 23,69 MPa und 22,45 MPa zeigen die galvanisch verzinkten Stahlrohre nach dem Umguss ähnliche Ausdruckspannungen und liegen um den Faktor 2,7 höher als beim unbeschichteten Stahleinleger. Die unterschiedlichen galvanisch aufgetragenen Zinkschichten aus dem alkalischen Elektrolyt von 5 μm und 15 μm zeigen keinen signifikanten Unterschied in der stoffschlüssigen Anbindung. Die galvanisch applizierte Zink-Nickel-Beschichtung erhöht die Maximalspannung im Ausdruckversuch gegenüber der unbeschichteten Basis um 323 % und liegt auf dem gleichen Niveau wie die feuerverzinkte Variante und die Zink-Thermodiffusion Variante. Deutlich höhere Maximalspannungen, im Mittelwert 40,9 MPa, zeigt die galvanische Zinkbeschichtung aus einem sauren Elektrolyt.

Die Betrachtung der nicht beschichteten, jedoch mit Korund und HDWS aufgerauten Einleger zeigt, dass der durch die beiden Behandlungen eingebrachte Mikroformschluss einen deutlichen Effekt auf die maximalen Auszugskräfte hat. Der mit Korund gestrahlte Stahleinleger mit einem R_z -Wert von 40,1 μm erreicht im Mittel eine maximale Auszugsspannung von 30,80 MPa. Die Streuung der Ergebnisse deutet auf eine unregelmäßige Strukturierung des umgossenen Stahlrohrs hin.

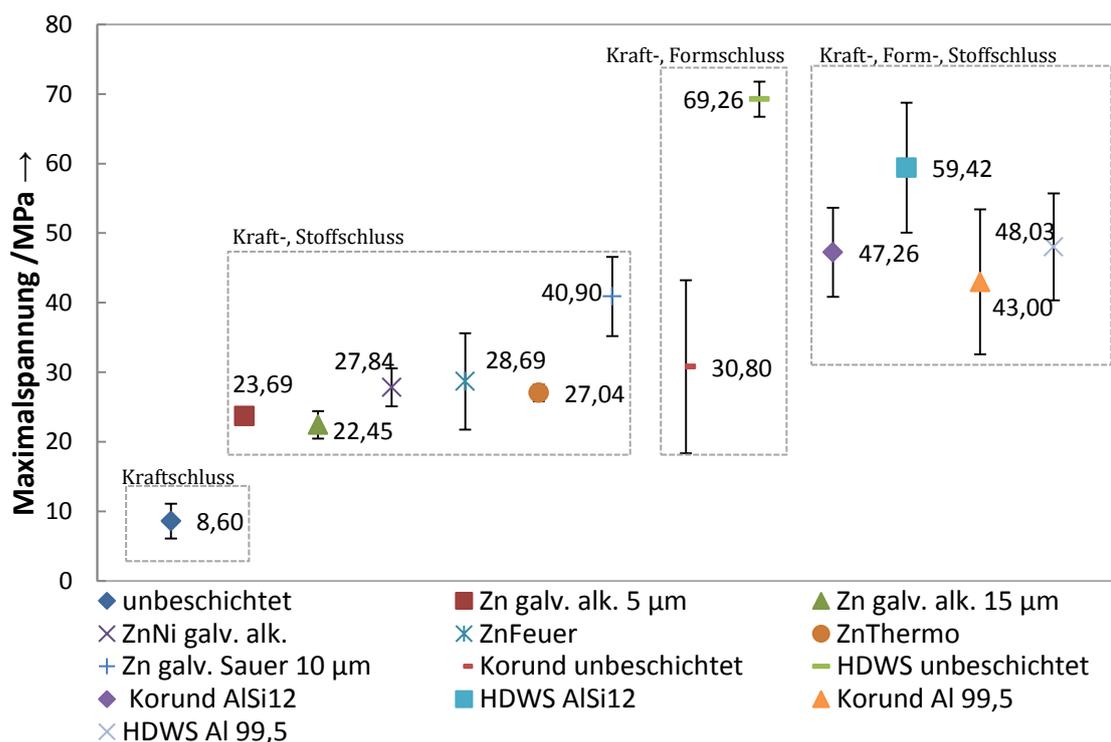


Abbildung 5.29: Gegenüberstellung der ermittelten Maximalspannungen für die unterschiedlichen Stahleinleger, umgossen im Aluminiumdruckguss und geprüft im Ausdruckversuch

Der HDWS behandelte Einleger mit einem R_z -Wert von 102,5 μm zeigt, bezogen auf die maximalen Auszugsspannungen, den höchsten Wert mit 69,26 MPa im Mittel und zudem eine sehr geringe Streuung der Messergebnisse. Die ermittelten Werte stimmen

gut mit den erzielten Werten aus *Cespedes-Gonzales* [16] und *Lao* [18] überein, da auch hier erhöhte Auszugskräfte durch eine Profilierung bzw. Erhöhung des R_z -Werts erreicht werden. Die letzten vier Werte repräsentieren die Einleger, die zusätzlich zur Aufrauung eine Beschichtung vorweisen. Die erreichten Maximalspannungen liegen zwischen 43,0 MPa und 59,42 MPa und damit auf einem hohen Niveau. Trotz der im Vergleich zum reinen HDWS-Stahleinleger höheren R_z -Werte werden die Werte vom reinen HDWS-Einleger nicht erreicht. Auch hier zeigen die beiden Einleger mit der HDWS-Behandlung eine höhere Auszugsspannung als die mit Korund behandelten Stahleinleger.

Neben der maximalen ertragbaren Auszugsspannung ist der Auszugsverlauf und damit die Energieaufnahme ein entscheidendes Qualitätsmerkmal der Verbindung. Die Betrachtung der Energie für die verwendeten Beschichtungen ist in Abbildung 5.30 wiedergegeben. Für die Vergleichbarkeit werden ausschließlich Ringe mit gleicher Höhe betrachtet. Wie bei der Betrachtung der Maximalspannung zeigt auch in diesem Fall, wie zu erwarten, der unbeschichtete Einleger mit 38,52 J die geringste Energieaufnahme. Aus der Gruppe der unprofilierten, jedoch beschichteten Einleger besitzt wie in der Betrachtung zuvor der galvanisch-sauer verzinkte Einleger mit 320,87 J die höchste Energieaufnahme. Der feuerverzinkte Einleger, der in der Maximalspannungsbetrachtung den zweithöchsten Wert aufweist, zeigt mit 145,43 J bei der Energiebetrachtung den geringsten Wert aus dieser Gruppe.

Die mit Korund behandelte, unbeschichtete Probe liegt mit 233,56 J auf dem Niveau der nicht profilierten, beschichteten Proben. Der HDWS-behandelte Einleger ist aufgrund des höheren R_z -Werts mit einer Energieaufnahme von 483,92 J auf einem deutlichen höheren Niveau.

Bei der Energiebetrachtung zeigt, anders als bei der der Maximalspannungsbetrachtung, der HDWS-behandelte und mit AlSi12 beschichtete Einleger die höchste Energieaufnahme. Mit 553,39 J liegt der Wert damit um der Faktor 14,36 höher als in der unbeschichteten Ausgangsvariante. In der Gruppe der profilierten und beschichteten Einleger zeigen die AlSi12-beschichteten Verbindungen mit 418,30 J (Korund) und 553,39 J (HDWS) deutlich bessere Ergebnisse als die Al99,5-Verbindungen mit 207,12 J (Korund) und 195,98 J (HDWS). Grund dafür könnte die im Vergleich zu Al99,5 härtere AlSi12 Schicht sein, die während des Auszugs mehr Energie zur Überwindung des Formschlusses benötigt.

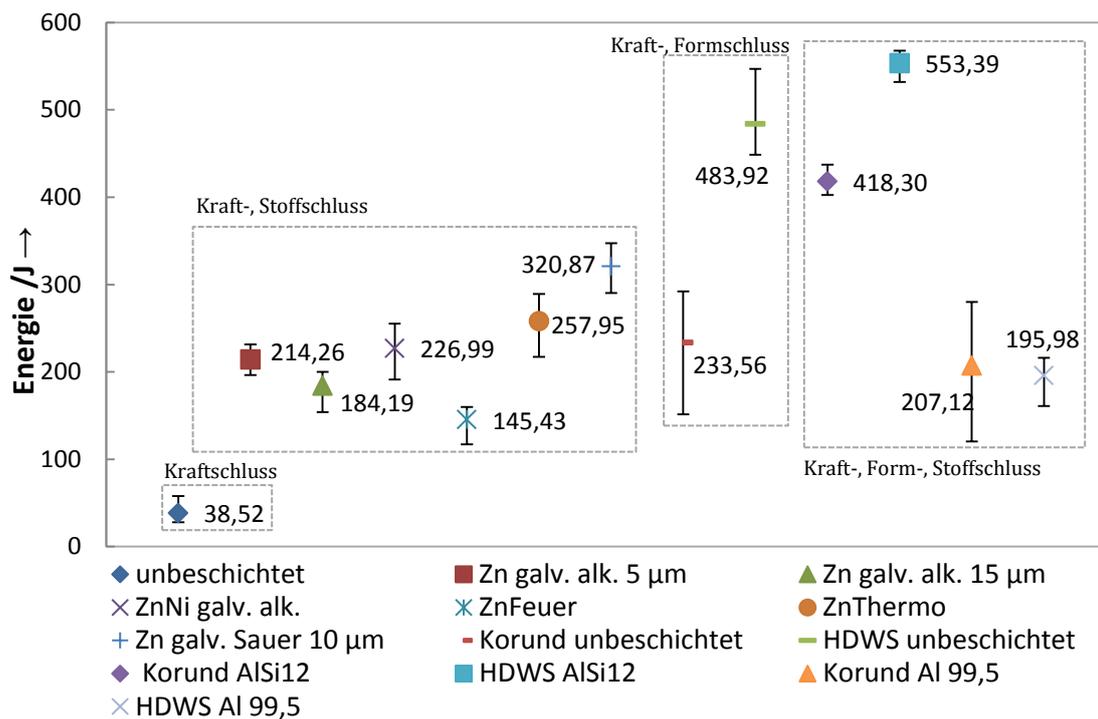


Abbildung 5.30: Gegenüberstellung der gemittelten Energieaufnahme für die unterschiedlichen Stahleinleger, umgossen im Aluminiumdruckguss und geprüft im Ausdruckversuch

Da die Rauheit des Einlegers die Auszugskräfte deutlich beeinflusst, sind die oben diskutierten Werte differenziert zu betrachten. Durch die Applikation einer Beschichtung wird immer auch die Rauheit mit verändert (s. Tabelle 4.4), wodurch eine Aussage über den Benefit der reinen Beschichtung und den entstandenen Stoffschluss nur unzureichend getroffen werden kann. Die Auswirkungen der Rauheit auf die Maximalspannung und Energieaufnahme ist in Abbildung 5.31 a und b dargestellt.

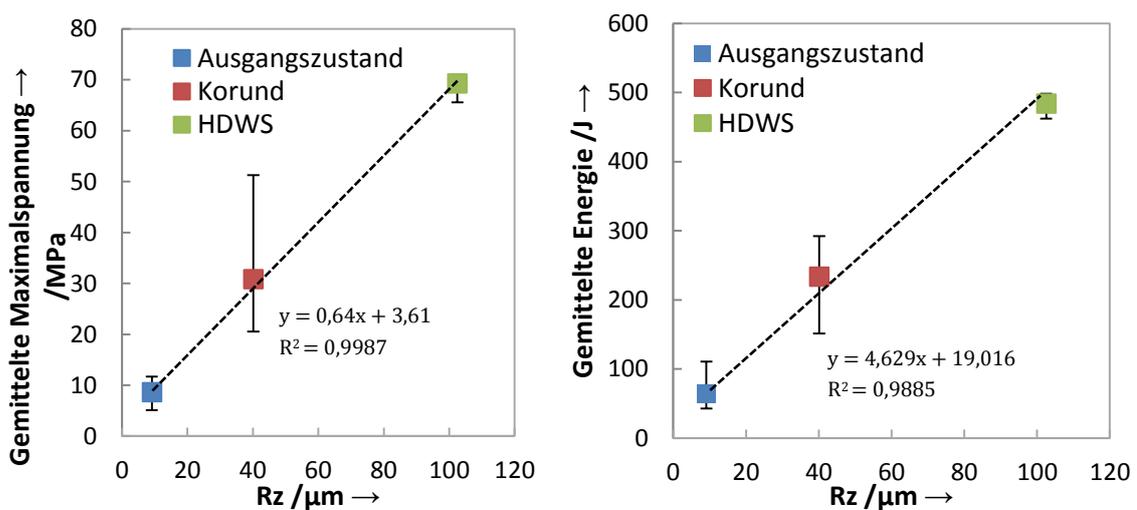


Abbildung 5.31: Betrachtung der a) Maximalspannung und b) Energie der unbeschichteten, profilierten Einleger im Ausdruckversuch, aufgetragen über den taktil gemessenen R_z -Wert

Sowohl bei der Maximalspannung als auch bei der Energieaufnahme, ist ein linearer Zusammenhang zwischen der Rauheit, repräsentiert durch den R_z -Wert, und den ermittelten Werten vorhanden. Das Bestimmtheitsmaß beträgt bei der Maximalspannung 0,9987 und bei der Energieaufnahme 0,9885. Die Auszugspannungen steigen durch eine Profilierung um den Faktor 7 und der Energiegehalt um den Faktor 5 gegenüber einem unprofilierten Einleger. Diese Faktoren gelten jedoch nur für den Spannungszustand in den vorliegenden Versuchen.

Nach *Popov* [123] hängt der Reibkoeffizient nicht von der Normalkraft und nicht von der Rauheit der Reibpartner ab. Dennoch ist die Reibkraft und im vorliegenden Fall die Ausdruckkraft linear abhängig von der Normalkraft bzw. von der Verbundspannung. Die Betrachtung der Stahl-Aluminiumverbindungen ohne stoffschlüssigen Anteil zeigt, dass die Ausdruckkraft F_{AD} , abgeleitet aus dem Coulombschen Reibungsgesetz, mit Gleichung (5.2) berechnet werden kann.

$$F_{AD} = \sigma_r \cdot A_K \cdot \mu_{H/G} \cdot \frac{R_z}{9,1} \quad (5.2)$$

Dabei ist σ_r die mittlere Radialspannung, die sich in einem kraftschlüssigen Verbund bildet, A_K die Kontaktfläche, $\mu_{H/G}$ der Haft- bzw. Gleitreibungskoeffizient zwischen der Materialpaarung und R_z das Maß für die Rauheit dividiert durch den Basis R_z – Wert, auf dem die Auslegung basiert. Darauf aufbauend zeigt Abbildung 0.27 im Anhang ein Designchart zur Ermittlung der theoretischen Auszugs- / Ausdruckspannung einer kraftschlüssigen Verbindung bei unterschiedlichen Kontaktspannungen. Für den Reibkoeffizienten wird der später ermittelte Wert (s. Kapitel 5.3.2) von 0,204 angenommen.

Für die Bildung einer stoffschlüssigen Schicht zwischen Einleger und Umguss oder zwischen Einleger, Beschichtung und Umguss muss der Aluminiumguss genügend Energie in den Einleger direkt oder in die Beschichtung einbringen, damit sich eine intermetallische Phase ausbilden kann. Die zuvor betrachteten Ausdruckversuche basieren auf einem bei Raumtemperatur eingelegten Einleger und einer Schmelztemperatur von 680°C. Wie in Abbildung 5.32 zu sehen, bildet sich in Bereich 1, dem ersten Auftreffen der Aluminiumschmelze, eine durchgängig stoffschlüssige Verbindung. Bereich 2 verdeutlicht die Energieabnahme der Schmelze, da die restliche Zinkschicht in diesem Bereich deutlicher ausgeprägt ist. Bereich 3 dokumentiert das Ende der stoffschlüssigen Anbindung. In Bereich 4, der den Überlauf darstellt, ist keine Anbindung vorhanden.

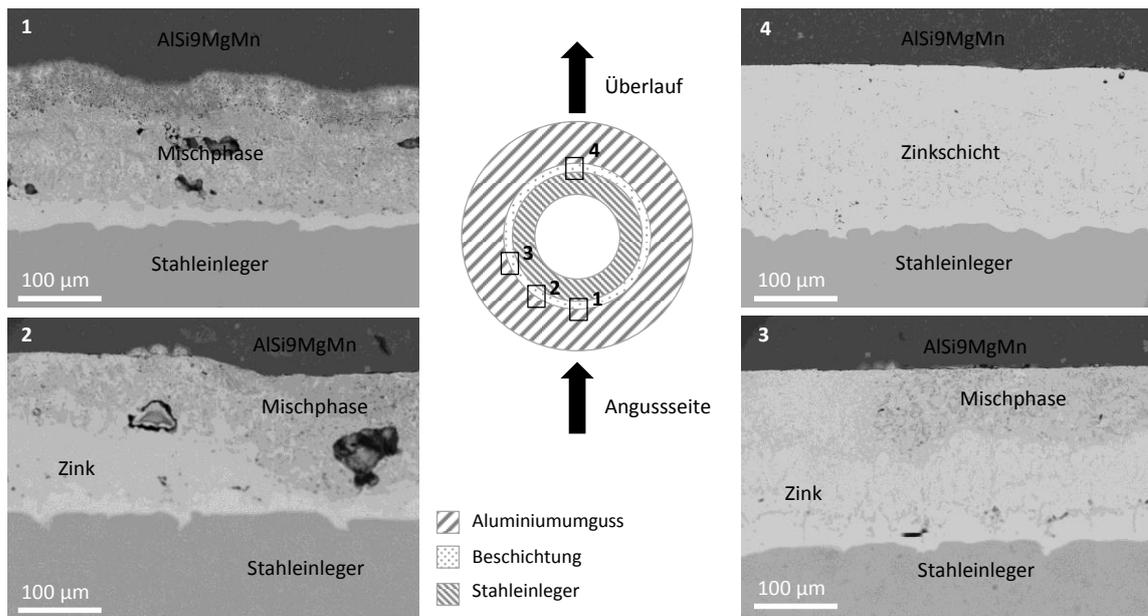
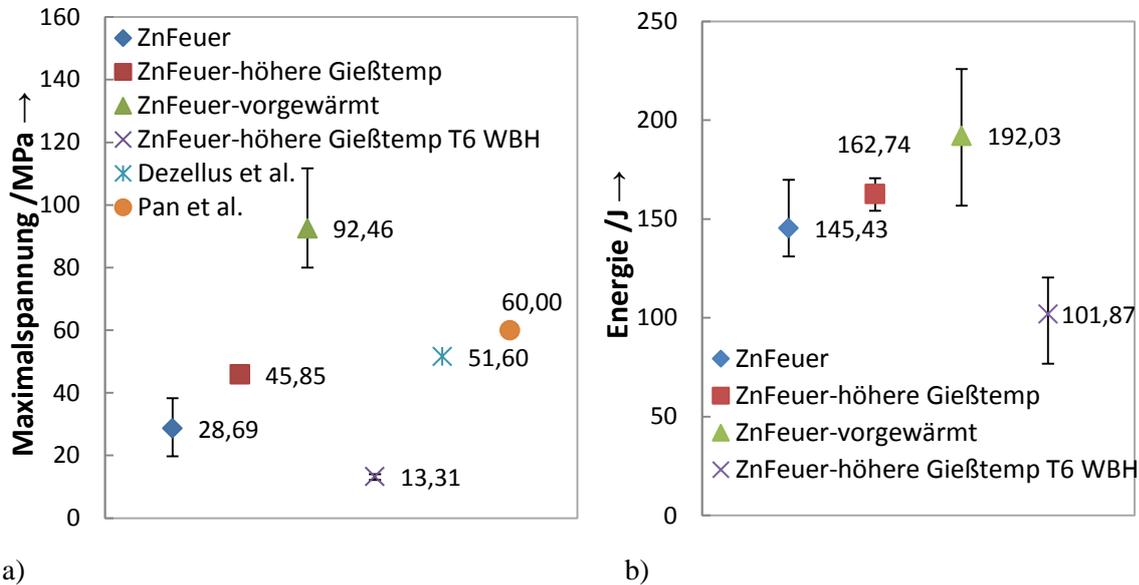


Abbildung 5.32: REM-Aufnahmen des feuerverzinkten Stahlblechs, eingelegt bei Raumtemperatur und 680 °C Schmelztemperatur; Abbgebildet ist der Anguss (Bereich1), die erste Abnahme der stoffschlüssigen Anbindung (Bereich2), das Ende der stoffschlüssigen Anbindung (Bereich3) sowie der Überlauf, der keinerlei stoffschlüssige Anbindung aufweist (Bereich4).

Um die Anbindung zu verbessern, wird die Energie im System mittels der Erhöhung der Schmelze- und Einlegertemperatur erhöht. Abbildung 5.33 zeigt den Einfluss der Einleger- und Schmelztemperatur auf die Ausdruckspannung und Energieaufnahme. Am Beispiel des feuerverzinkten Einlegers wird die Schmelztemperatur von 680 °C auf 700 °C erhöht und in einem weiteren Schritt der Einleger vor dem Umguss in einem Ofen auf 250°C vorgewärmt.

Abbildung 5.33 a demonstriert, dass durch die Erhöhung der Schmelztemperatur um 20 °C die Ausdruckspannung von 28,69 MPa auf 45,85 MPa (Faktor 1,59) gesteigert werden kann. Einen noch größeren Effekt hat die Vorwärmung des Einlegers auf 250 °C, wodurch 92,46 MPa (Faktor 3,22) Ausdruckspannung erreicht werden können. Die Steigerung bei der Energiebetrachtung fällt bei der Erhöhung der Gießtemperatur mit 145,43 J auf 162,74 J und bei den vorgewärmten Einlegern mit 192,03 J deutlich geringer aus. Die Begründung dafür liegt im Kraft-Weg-Verlauf. Zwar zeigen die Versuche mit den modifizierten Prozessparametern deutlich höhere Maximalkräfte, jedoch ist der Verlauf nach dem Kraftabfall bei allen drei Varianten vergleichbar. Die Betrachtung der Schädigungszone nach dem Ausdruckversuch zeigt, dass die stoffschlüssige Verbindung bei den 15mm ZnFeuer-Proben im Mittel 199,53 mm², bei der ZnFeuer-Variante mit der höheren Gießtemperatur 393,71 mm² und bei der vorgewärmten ZnFeuer-Probe 608,85 mm² beträgt. Die dafür ermittelte Ausdruckspannung von 92,46 MPa liegt im Vergleich zu den Werten von *Dezellus* et al. [28] mit 51,6 MPa und *Pan* [27] mit 60 MPa deutlich höher. Bei der letzteren Variante

ist von einer nahezu vollständigen stoffschlüssigen Verbindung auszugehen, was auch die metallographischen Untersuchungen, beispielhaft verdeutlicht in Abbildung 0.28 (Anhang), zeigen.

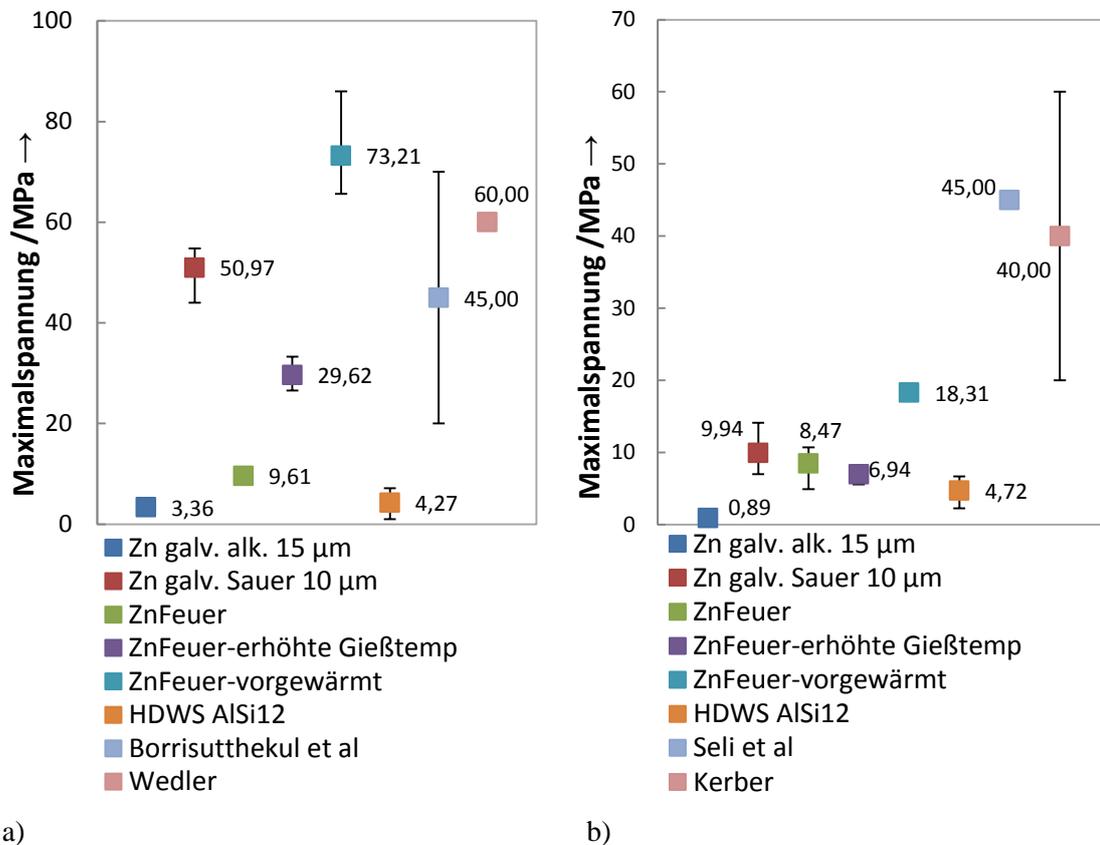


a) b)
Abbildung 5.33: Darstellung des Einflusses von Einlegertemperatur und Schmelzetemperatur sowie der T6-Wärmebehandlung auf die Maximalspannung und Ausdrückenergie am Beispiel des feuerverzinkten Einlegers; Die Erhöhung der Schmelzetemperatur ist von 680°C auf 700°C gewählt, die vorgewärmten Einleger sind bei 250 °C gewählt.

Die Wärmebehandlungsversuche mit stoffschlüssigen Verbunden werden am Beispiel des feuerverzinkten Stahleinlegers durchgeführt. Durch den niedrigen Liquiduspunkt der Zinkbeschichtung ist ein Herauslösen des Verbundes zu beobachten. Abbildung 0.30 und Abbildung 0.31 im Anhang dokumentieren diesen Effekt. Am Beispiel des feuerverzinkten Einlegers mit erhöhter Gießtemperatur werden zudem nach der Wärmebehandlung Ausdruckversuche durchgeführt. Dabei sind ein Abfall der Maximalspannung auf 13,31 MPa und ein Abfall der Energieaufnahme auf 101,87 J zu festzustellen. Aus diesem Grund ist für die Herstellung eines stoffschlüssigen Verbundes bei Verwendung von Beschichtungen mit Liquiduspunkten unterhalb der T6-Lösungsglüh-temperatur eine naturharte Aluminiumlegierung zu verwenden. Für die Verwendung von lösungsgeglühten Stahl-Aluminiumverbunden müsste eine höherschmelzende Beschichtung identifiziert werden. Hierbei muss darauf geachtet werden, dass der Liquiduspunkt der Beschichtung deutlich unterhalb der Gießtemperatur der Aluminiumschmelze liegt, damit genügend Energie zur Verfügung steht, um die Beschichtung aufzuschmelzen.

Für die Betrachtung der Scher- und Haftzugfestigkeit, dargestellt in Abbildung 5.34, werden nur die Proben mit einer stoffschlüssigen Verbindung verwendet. Da nicht immer ein durchgängiger Stoffschluss vorliegt, wird nach der mechanischen Prüfung

mittels optischer Charakterisierung der stoffschlüssige Anteil ermittelt, vermessen und die Spannung errechnet.



a) **Abbildung 5.34:** Darstellung der a) Scherzugfestigkeit und b) Haftzugfestigkeit für ausgewählte Stahl-Aluminiumverbindungen mit stoffschlüssigen Anteilen

Die Niveaus der ermittelten Spannung liegen im Vergleich zu den Ausdruckversuchen aufgrund der fehlenden kraftschlüssigen Verbindung niedriger. Auch sind die Haftzugfestigkeiten im Schnitt niedriger als die Scherzugfestigkeiten. Ein Grund dafür könnte die unterschiedliche Belastungsrichtung sein. Mit 3,36 MPa im Scherzug und 0,89 MPa im Haftzug zeigen die galvanisch alkalisch verzinkten Proben die geringsten Festigkeiten. Mit 4,27 MPa im Scherzug und 4,72 MPa im Haftzug folgt die AlSi12-beschichtete Probe mit HDWS-Bearbeitung. Da bei diesem Versuch keine deutlichen Grenzen hinsichtlich einer stoffschlüssigen Anbindung erkennbar sind und durch die Profilierung ein Formschluss vorliegt, wird mit einer 100 % Anbindung gerechnet. Der galvanisch sauer verzinkte Einleger zeigt mit 50 MPa hohe Werte im Scherzugversuch, wobei die erreichten Werte mit 9,94 MPa im Haftzugversuch deutlich geringer ausfallen. Die Scherzugfestigkeit beim feuerverzinkten Einleger kann durch eine Erhöhung der Gießtemperatur von 9,61 MPa auf 29,62 MPa erhöht werden. Das Vorwärmen der Einleger auf 250 °C verbessert den Stoffschluss nochmals deutlich auf 73,21 MPa. Da in der Literatur keine Scher- und Haftzugfestigkeiten zu stoffschlüssigen Stahl-Aluminiumverbindungen, hergestellt im Gießverfahren bekannt sind, werden die ermittelten Festigkeiten mit geschweißten Stahl-Aluminiumverbindungen und

Leichtmetallverbindungen verglichen. *Seli et al.* [124] erreicht mit einer mittels Reibschweißen hergestellten Stahl-Aluminium-Verbindung eine mittlere Haftzugfestigkeit von 45 MPa. Die Verbindung entsteht an der Stirnfläche zweier zylindrischer Körper, wobei der Stahlkörper rotiert und der Aluminiumkörper in axialer Richtung auf den Stahlkörper gedrückt wird. *Borrisutthekul et al.* [125] fügt im Laserschweißverfahren ein Stahl- und Aluminiumblech, wodurch abhängig von der intermetallischen Phase Scherzugfestigkeiten von 20 MPa bis 70 MPa erreicht werden. *Kerber und Wedler et al.* stellen im Druckguss Leichtmetallverbindungen her. Die erreichten Al-Mg-Haftzugfestigkeiten in *Kerber* [15] streuen im Bereich von 20 MPa bis 60 MPa. Grundsätzlich sind die Festigkeiten bei eingelegtem Magnesiumbauteil und Aluminiumguss höher als in der umgekehrten Konstellation. Grund dafür ist die höhere eingebrachte thermische Energie, wodurch sich eine ausgeprägtere Zone aus intermetallischen Phasen ausbilden kann. Die erzielten Scherzugfestigkeiten einer Al-Al-Verbindung in *Wedler et al.* [37] liegen mit einer geringen Streuung um die 60 MPa. Abbildung 5.34 verdeutlicht, dass die Scherzugfestigkeiten im Rahmen der Literaturwerte liegen. Die in dieser Arbeit ermittelten Haftzugfestigkeiten sind hingegen im Vergleich zu den Verbindungen aus der Literatur deutlich niedriger.

Der Vergleich der Scherzugfestigkeiten am Beispiel der feuerverzinkten Einleger zeigt, dass der kraftschlüssige Anteil auf die rein stoffschlüssige Verbindung addiert werden kann und umgekehrt. Die Differenz zwischen einer Probe mit und ohne Kraftschlussanteil beträgt bei der ausgangsfrauerverzinkten Variante 19,08 MPa, bei der Variante mit der erhöhten Gießtemperatur 16,23 MPa und bei den vorgewärmten Einlegern 19,25 MPa. Der R_z -Wert der feuerverzinkten Einleger beträgt im Mittel 19,1 μm , wodurch sich aus der Geraden in Abbildung 5.31 eine Spannung von 15,8 MPa ergibt und damit gut mit den experimentell ermittelten Werten übereinstimmt.

Eine Darstellung aller geprüfter Verbindungen gegenübergestellt bzgl. der Maximalspannungen und Energieaufnahmen ist dem Anhang in Abbildung 0.28 zu entnehmen.

5.3.2 Numerische Darstellung von kraftschlüssigen St-Al-Verbunden

Für die numerische Darstellung von kraftschlüssigen Stahl-Aluminiumverbunden hergestellt im Druckgussverfahren, wird eine Simulationsmethodik (siehe Abschnitt 4.3.2) entwickelt und anhand des Auszugversuchs validiert. Der Abkühlvorgang wird dazu implizit unter Berücksichtigung folgender thermophysikalischer und mechanischer Daten für den Stahleinleger und den Aluminiumguss durchgeführt:

- $\alpha_i(T)$ – thermischer Ausdehnungskoeffizient
- $\rho(T)$ – Dichte
- $E(T)$ – E-Modul
- $\nu(T)$ – Querkontraktion
- $c_p(T)$ – spezifische Wärmekapazität
- $\lambda(T)$ – thermische Leitfähigkeit
- $\sigma, \varepsilon(T)$ – Spannung-Dehnung / Fließkurve
- $h(p), h(d_{mac})$ – Wärmeübergang in Abhängigkeit des makroskopischen Kontaktpaltes und des Kontaktdruckes

Die in Abschnitt 4.3.2 bestimmten Parameter werden für den in Abbildung 5.35 dargestellten Abkühlvorgang von von 0 s bis 3000 s verwendet. Aufgeführt sind die Temperaturen im Bauteil in Kelvin, die Spannungen in radialer Richtung und die Kontaktspannung in axialer Richtung am Stahl-Aluminium-Interface für die Zeitschritte 0 s, 0,5 s, 10,5 s, 250,5 s und 3000,5 s. Zum Zeitpunkt 0 s hat das Bauteil eine homogene Temperaturverteilung von 673,15 K, was den 400 °C aus den Temperaturmessungen im Experiment entspricht. Zudem sind keine Spannungen in radialer Richtung sowie keine Kontaktspannungen am Stahl-Aluminium-Interface ausgebildet. Bereits nach 0,5 s bilden sich erste Kontaktspannungen aus und steigen nach 10,5 s auf ca. 8 MPa an. Nach 250 s liegen die Temperaturen im Umgussbereich vom Stahlrohr und Aluminium bei ca. 400 K und die Spannung in radialer Richtung im Interfacebereich beträgt ca. 60 MPa. Zu diesem Zeitpunkt ist der Hauptanteil der Kontaktspannung bereits ausgebildet und steigt bis zum Ende des Abkühlvorgangs nur noch um 8 MPa auf 68 MPa im Mittel im Kontaktbereich zwischen Stahleinleger und Aluminiumguss. Zum Ende der Berechnung herrscht im Bauteil eine homogene Temperaturverteilung von 293 K. Wie aus den Kontaktspannungsplots zu entnehmen, steigt mit zunehmender Abkühldauer das Spannungsgefälle in der Kontaktzone zwischen Rohrmitte und Rohrende.

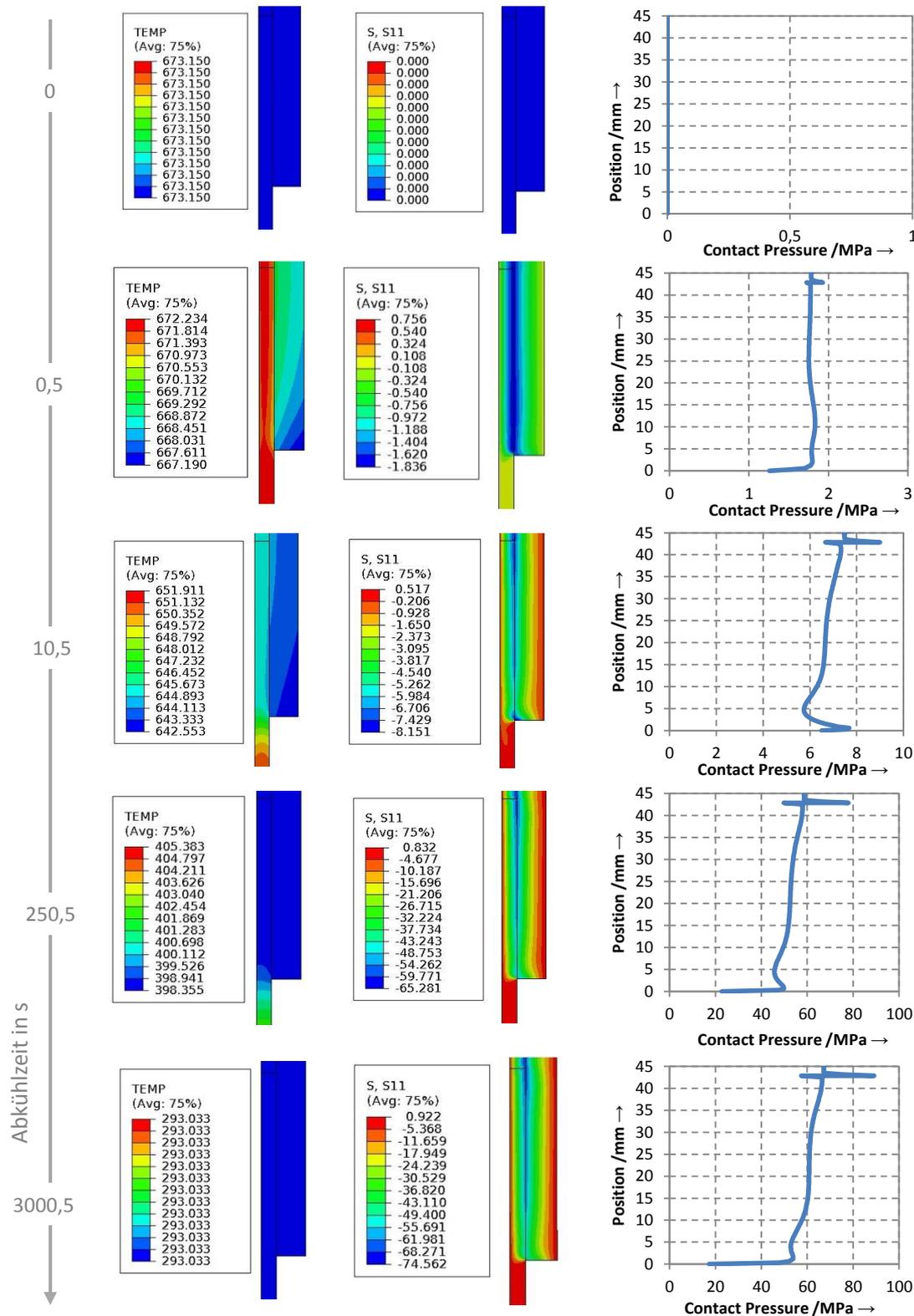


Abbildung 5.35: Temperaturverteilung; Spannungen in radialer Richtung und Kontaktspannung im Verbundgussdemonstrator während des Abkühlvorgangs, dargestellt für die untere Hälfte des Demonstrators

Die Ergebnisse der im Anschluss durchgeführten expliziten Auszugsimulation sind in Abbildung 5.36 dargestellt. Zur Verdeutlichung wird die Verformung des FEM-Netzes in radialer Richtung in 20-facher Überhöhung dargestellt. Zu erkennen ist ein deutlicher Spannungsabbau im Aluminium, sobald das Stahlrohr entfernt wird und nicht mehr als Schwindungsbehinderung fungiert. Das Aluminium nimmt nun den Zustand an, den es ohne die Schwindungsbehinderung des Stahleinlegers angenommen hätte. Zudem wird ersichtlich, dass die Innenfläche des Aluminiumgusses keine zur Mittelachse parallele Stellung einnimmt und eine leichte Ausbauchung aufgrund der geometrischen Randbedingungen auftritt.

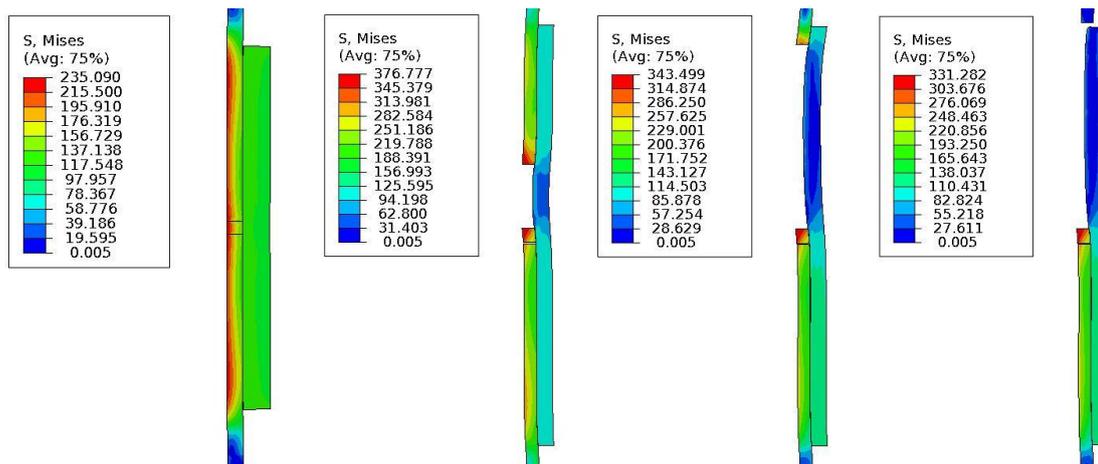
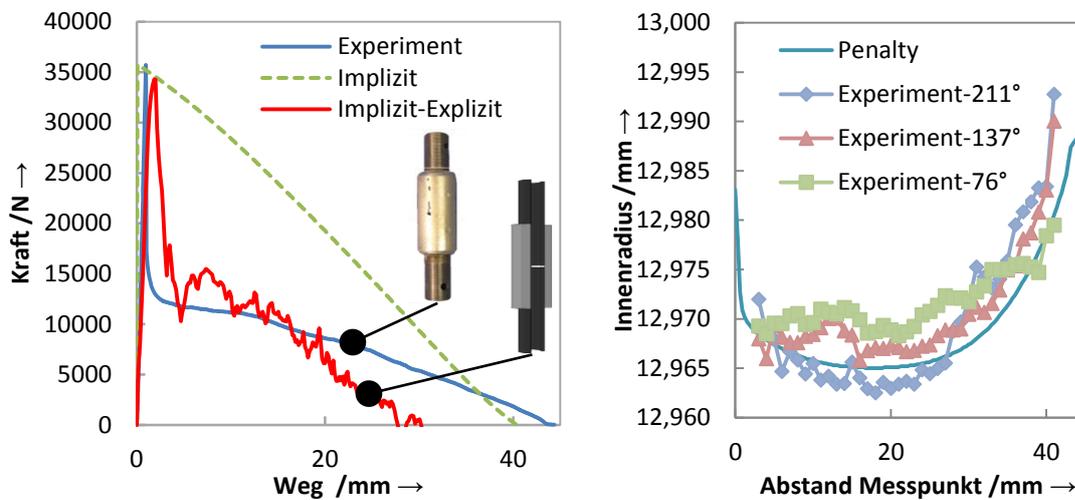


Abbildung 5.36: Darstellung der Auszugsberechnung in 20-facher Überhöhung in radialer Richtung mit Darstellung der von-Mises-Spannung

Das Kraft-Weg-Diagramm für das Experiment und die numerische Simulation ist in Abbildung 5.37 a dargestellt. Der Referenzwert ist ein charakteristischer, experimentell ermittelter Verlauf. Nach einem linearen Anstieg folgt ein sofortiger Kraftabfall. Dabei wird der kraftschlüssige Verbund überwunden und die Kraft fällt von 35 kN auf ca. 13kN. Die relative Verschiebung zwischen dem Stahleinleger und dem Aluminiumguss sorgt für einen Wechsel des Haftreibungskoeffizienten zu einem Gleitreibungskoeffizienten. Da diese beiden Parameter in der vorliegenden Arbeit nicht gemessen werden können, erfolgt eine iterative Bestimmung. Für den statischen Reibkoeffizienten wird 0,204 und den dynamischen Reibkoeffizienten 0,085 ermittelt. Damit weicht der Haftreibungskoeffizient von den verwendeten Werten in *Bitsche* [22] und *Wasmuth* [23], die jeweils einen Wert von $\mu=0,4$ verwendet haben, ab, passt jedoch sehr gut mit dem Wert von $\mu=0,2$ in [16] *Cespedes-Gonzales* zusammen. Der Kraft-Weg-Verlauf aus der numerischen Simulation stimmt damit sehr gut mit dem experimentellen Verlauf überein. Der Kraft-Weg-Verlauf bei Nicht-Berücksichtigung des dynamischen Reibkoeffizienten ist mit der durchbrochenen Linie dokumentiert. Hier findet kein Kraftabfall statt und die Abnahme erfolgt lediglich durch die kontinuierliche Verschiebung des Stahleinlegers aus dem Aluminiumguss. Damit wird zwar die Maximalkraft gut abgebildet, die Energieaufnahme jedoch stark überschätzt. Bei der Betrachtung in einem Anwendungsfall muss somit zwingend mit

dynamischem Reibkoeffizienten gerechnet werden. Die verwendeten Kontaktbedingungen sind im Anhang in **Tabelle 0.4** aufgelistet.



a) **Abbildung 5.37:** a) Gegenüberstellung der Kraft-Weg-Verläufe der Auszugprüfung aus dem Experiment, der rein impliziten Simulation mit Haftreibkoeffizient und der Implizit-Explizit-Import-Simulation mit Berücksichtigung des Wechsels von Haft- auf Gleitreibung, b) Innenradius der rotationssymmetrischen Berechnung und taktilen Vermessung an drei ausgewählten Winkeln in Abhängigkeit der axialen Richtung

Zur zusätzlichen Verifikation der Berechnungsergebnisse wird der Innenradius des Aluminiumgusses nach dem Auszug taktil in 1 mm Schritten in axialer Richtung vermessen. Abbildung 5.37 b zeigt die Gegenüberstellung der 2D-Simulationsergebnisse für die Penalty und die Direct-Kontaktformulierung exemplarisch für die Punkte aus der Vermessung für 211° , 137° und 76° . Dargestellt ist der Innenradius in mm über die Messpunkte in axialer Richtung. Die Vermessung des Bauteils zeigt, wie in der Simulation, eine bauchige Charakteristik. Die Abweichung vom Experiment zur Simulation beträgt im Mittel ca. $5 \mu\text{m}$ und zeigt damit eine gute Übereinstimmung.

Das erstellte Kriechmodell aus Abschnitt 4.3.5 hat nur eine geringe Auswirkung auf die entstehenden Kontaktspannungen zwischen Stahleinleger und Aluminiumguss. Abbildung 5.38 a und b zeigt die Auswirkung auf die Maximalspannung in radialer Richtung am Distanzring und qualitativ über das gesamte Bauteil. Der Unterschied bei der radialen Maximalspannung bei der „direct“ und „penalty“ Kontaktformulierung beträgt lediglich 1 MPa. Zudem ist kein Unterschied im Verlauf entlang des Bauteils erkennbar. Abschließend zeigt die Betrachtung des Innenradius in Abbildung c keinen nennenswerten Unterschied der untersuchten Varianten.

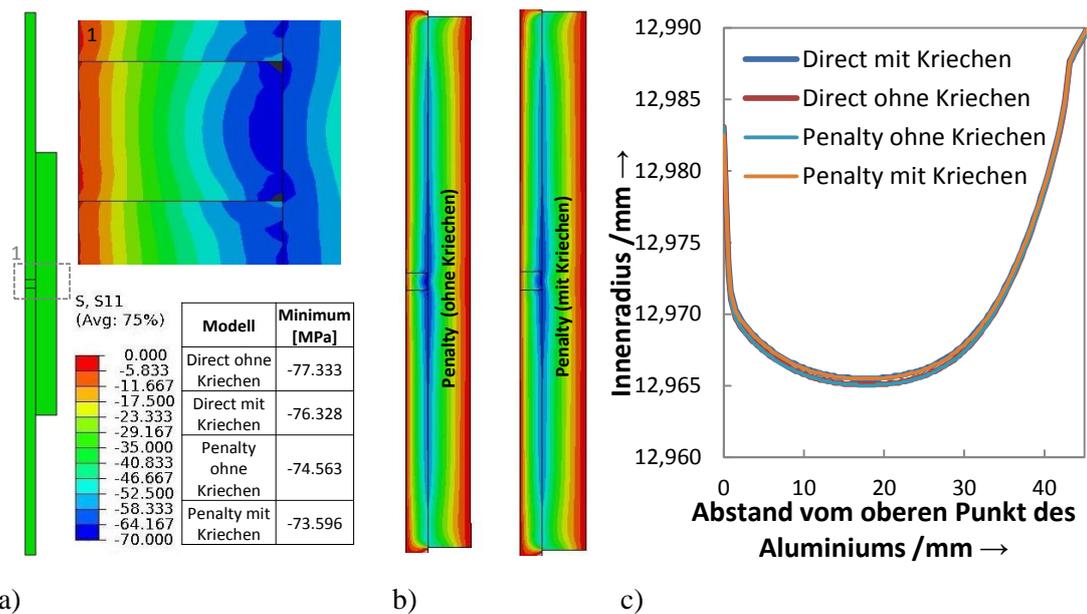


Abbildung 5.38: a) Darstellung der Kontaktspannung in radialer Richtung am Distanzring mit Angabe der Maximalspannung der „direct“ und „penalty“ Kontakt-formulierung aus ABAQUS mit und ohne Kriechmodell, b) Übersicht der Spannungsverteilung in radialer Richtung über das gesamte Bauteil, c) Innenradius nach dem Auszug für die beiden Kontaktformulierungen mit und ohne Kriechmodell

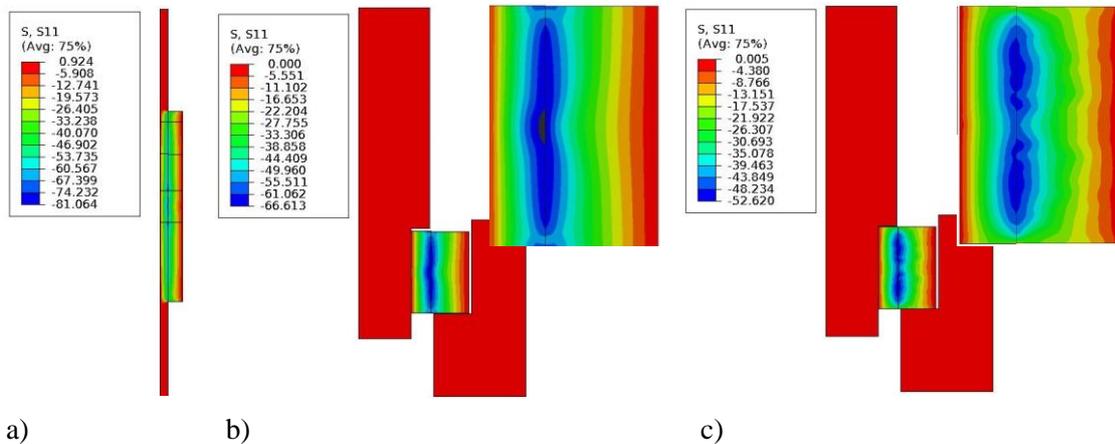
Der Grund für den geringen Unterschied liegt in den niedrigen Kontaktspannungen und der relativ kurzen Abkühlzeitraum. Somit kommt in diesem Beispiel das Kriechmodell kaum zum Tragen. Im Gegensatz zu den vorliegenden Ergebnissen zeigt *Wasmuth* [23] mit einem gekoppelten Temperatur-Spannungs-Zeit-Kriechmodell, dass die mechanische Dehnung in einer Stahl-Aluminium-Verbundgussprobe unter Verwendung des Kriechmodells von $1500 \frac{\mu m}{m}$ auf $500 \frac{\mu m}{m}$ abfällt und damit mit den experimentellen Ergebnissen übereinstimmt. Die im Sandguss hergestellte Verbundgussprobe unterliegt jedoch höheren Abkühlzeiten von über 10000 s als die Druckgussprobe in der vorliegenden Arbeit.

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass keine Auswirkungen des Kriechmodells auf die Kontaktspannungen in diesem Beispiel nachgewiesen werden können, es jedoch bei anderen Anwendungsfällen zu weitaus höheren Kontaktspannungen und einem damit verbundenen Spannungsabbau kommen kann. Deshalb sollte grundsätzlich bei einer numerischen Betrachtung von Verbunden mit hohen Kontaktspannungen ein Kriechmodell verwendet werden.

5.3.3 Numerische Darstellung von stoffschlüssigen St-Al-Verbunden

Für die Verifizierung der Simulationsmethodik für stoffschlüssige Verbunde wird das Ausdruckmodell verwendet. Dazu wird der Kontaktspannungsabbau durch den Trennvorgang berücksichtigt. Die Ergebnisse der numerischen Berechnung des

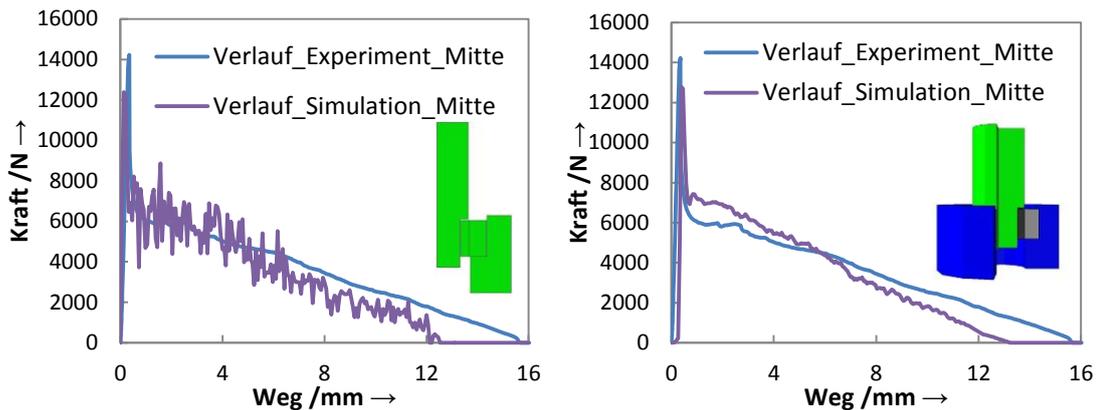
Abkühlvorgangs sind in Abbildung 5.39 a gezeigt. Die maximalen Spannungen in radialer Richtung sind am Stahl-Aluminiuminterface mit 81 MPa zu beziffern und liegen damit auf dem gleichen Niveau wie die maximalen Spannungen aus der Auszugsberechnung im vorherigen Abschnitt.



a) Spannungen in radialer Richtung nach dem Abkühlvorgang des Ausdruckmodells, b) Spannungszustand im ersten Inkrement der expliziten Import-Ausdruckberechnung, c) Spannungszustand am Ende des Kontaktfindungsschrittes

Abbildung 5.39 b zeigt die Spannungen in radialer Richtung am Anfang des ersten Berechnungsschrittes (Kontaktfindung) im ersten Zeitinkrement der expliziten Ausdrucksimulation. Die Spannungsverteilung und -höhe entsprechen dem letzten Inkrement der Abkühlsimulation. Die Spannungsverteilung und -höhe ändert sich während des Kontaktfindungsschrittes, da ein Stück des Verbundgussbauteils fehlt und damit Spannungsrelaxationen stattfinden. Die Ergebnisse am Ende des Schrittes sind in Abbildung 5.39 c aufgezeigt. Das Aluminium kann sich in axialer Richtung ausdehnen, wodurch ein leichter Spannungsabfall auf ca. 50 MPa eintritt. Der weitere Ausdruckvorgang ist mit dem Auszugvorgang aus dem vorherigen Abschnitt identisch.

Abbildung 5.40 a zeigt den Vergleich zwischen der numerischen Simulation und der experimentell ermittelten Kraft-Weg-Kurve für den unbeschichteten Einleger. Die numerische Berechnung bildet das Experiment sehr gut ab wobei eine leichte Abweichung in der Maximalkraft von 13601 N im Experiment auf 12228 N in der numerischen Berechnung festzustellen ist. Da keine durchgängige stoffschlüssige Verbindung vorliegt, wird das 2D-Modell auf ein 3D-Modell erweitert. Hier besteht die Möglichkeit, Teilbereiche stoffschlüssig zu modellieren. Als Verifizierung des Modells wird zunächst ein rein kraftschlüssiges 3D-Ausdruckmodell betrachtet und in Abbildung 5.40 b abgebildet. Die Kraft-Weg-Kurve unterscheidet sich zum 2D-Ergebnis kaum. Die Maximalkraft liegt bei 12700 N.



a)

b)

Abbildung 5.40: Vergleich zwischen Experiment und numerischer Simulation im Ausdruckversuch, a) Kraft-Weg-Verlauf des 2D Ausdruckverlaufs, b) Kraft-Weg-Verlauf des 3D-Ausdruckversuchs

Der Abkühlvorgang der Verbundgussprinzipgeometrie im Schnitt mit den Spannungen in radialer Richtung mit stoffschlüssiger Verbindung ist in Abbildung 5.41 verdeutlicht. Dargestellt sind wie im 2D-Modell die S_{11} -Spannungen, diesmal im zylindrischen Koordinatensystem. Zum Zeitpunkt 0 sind keine Spannungen vorhanden. Sie steigen bis 1800 s Abkühlzeit auf 68 MPa in der Kontaktzone zwischen Stahl und Aluminium an. Trotz der Definition der stoffschlüssigen Zone ist kein Unterschied in den radialen Spannungen im Vergleich zu dem Modell ohne Verbundzone zu erkennen. Bezogen auf die kraftschlüssige Verbindung, die sich proportional zu den radialen Spannungen ausbildet, beeinflusst somit der stoffschlüssige Anteil den Verbund nicht.

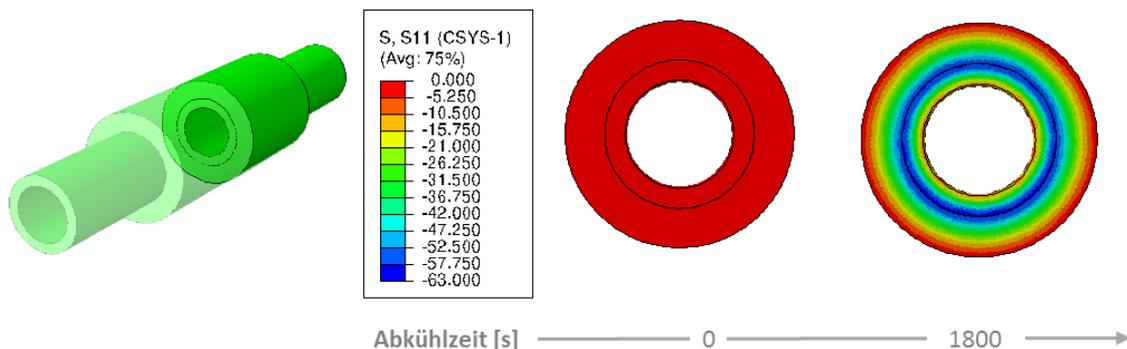


Abbildung 5.41: Entstehung der radialen Spannungen S_{11} , dargestellt in einem zylindrischen Koordinatensystem, während des Abkühlvorgangs im 3D-Verbundgussmodell

Bevor der Scherzug- und Haftzugversuch erfolgen, muss das Bauteil getrennt werden. Der kraftschlüssige Anteil wird damit entfernt. Die Ergebnisse des numerischen Trennvorgangs für die Abbildung des Scher- und Haftzugversuchs sind in Abbildung 5.42 dargestellt. Die Graphen unter den Darstellungen beschreiben die Kontaktspannung am Anfang und am Ende des Trennvorgangs exemplarisch mittig im Bauteil in Umfangsrichtung.

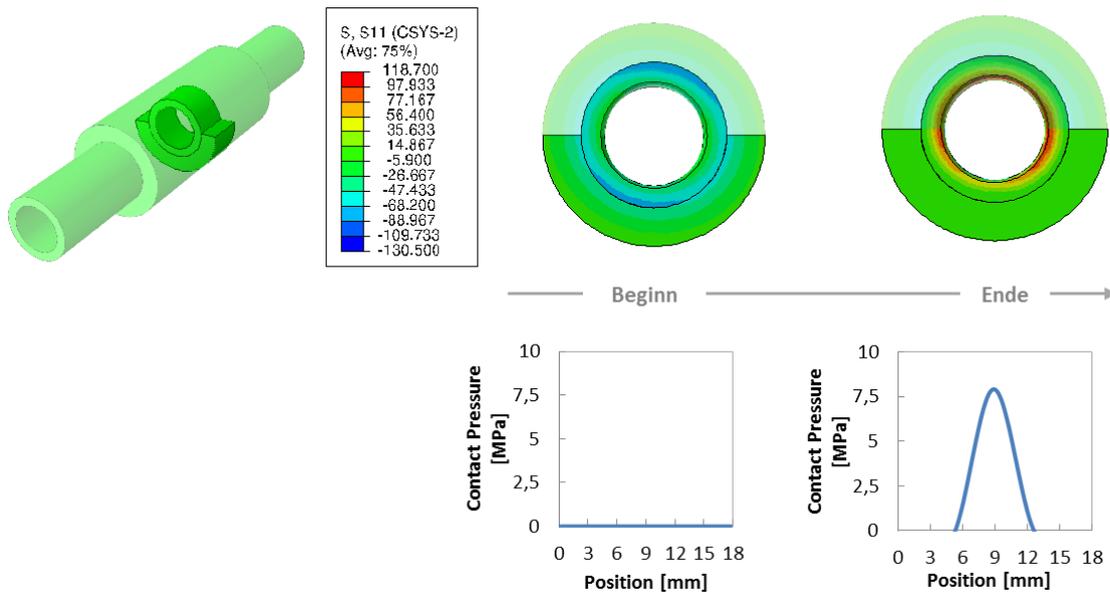
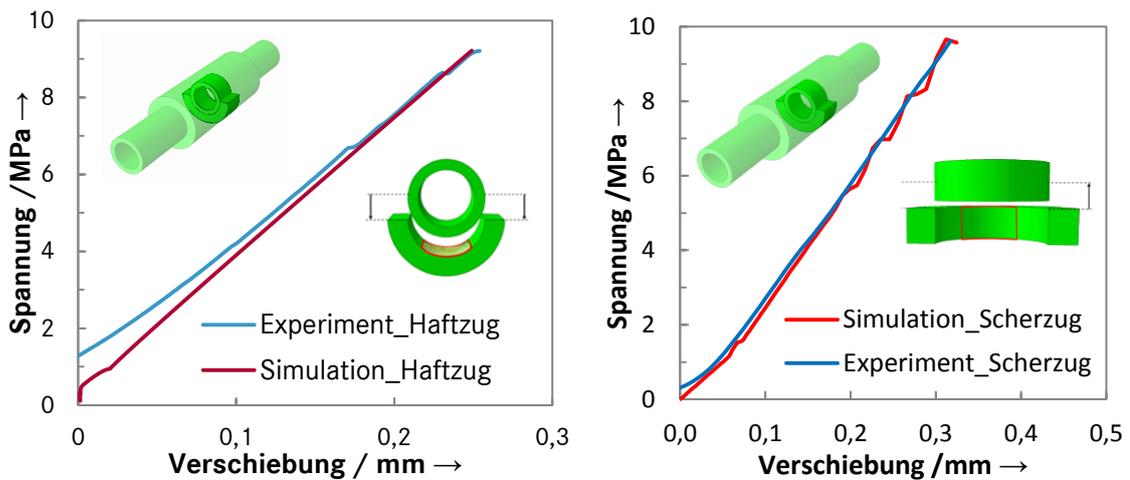


Abbildung 5.42: Darstellung der Spannungen S_{11} in radialer Richtung im zylindrischen Koordinatensystem und der Kontaktspannung im Stahl-Aluminiuminterface mittig, in Umfangsrichtung zu Beginn und am Ende des Trennvorgangs

Eine negative Kontaktspannung stellt einen Zugzustand und eine positive Kontaktspannung einen Druckzustand dar. Die Druckspannungen, die anfangs noch an der Außenmantelfläche des Stahlrings herrschen, werden im Verlauf des Berechnungsschrittes vollständig abgebaut. Die entstehenden Zugspannungen auf der Innenfläche des Rings entstehen durch die Fixierung der Innenknoten und sind zu vernachlässigen. Wie am Ende der Berechnung zu erkennen, versucht das Aluminium aufgrund der fehlenden zweiten Umgusschälfte in Umfangsrichtung zu gleiten. Dies führt zu einem Anstieg der Spannung in der Schicht in Druckrichtung auf 7,5 MPa.

Für die Ermittlung und Verifizierung der kohesiven Parameters wird der Haft- und Scherzugversuch aus Abschnitt 4.2.1 simulativ abgebildet. Die iterativ bestimmten Parameter sind im Anhang Tabelle 0.3 aufgelistet. Eine Detaildarstellung des Schichtverhaltens ist exemplarisch für den Haftzugversuch in Abbildung 0.32 im Anhang gezeigt. Die Gegenüberstellung der experimentellen und numerischen Kraft-Weg-Kurve für den Haft- und Scherzugversuch ist in Abbildung 5.43 skizziert. Die numerischen Ergebnisse stimmen sowohl für den Haftzug als auch für den Scherzugversuch sehr gut überein.

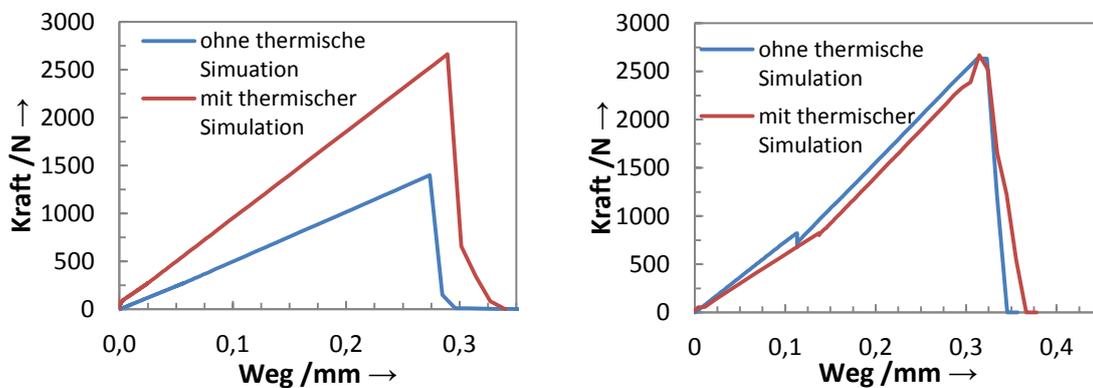


a)

b)

Abbildung 5.43: Vergleich der experimentellen und numerischen Kraft-Weg-Kurve im a) Haftzugversuch und b) Scherzugversuch einer feuerverzinkten und mit AISI10MgMn umgossenen Stahlprobe

Abbildung 5.44 verdeutlicht, dass die Berücksichtigung des Abkühlvorgangs im Vorfeld essentiell für die korrekte Abbildung des stoffschlüssigen Verbundes ist. So entsteht im Falle des Haftzugversuchs ein Maximalkraftunterschied von 1263 N, was einer Abweichung von 52,5 % entspricht. Im Fall des Scherzugversuchs ist zwischen der Berechnung mit vorangegangener und ohne Abkühlbetrachtung kein nennenswerter Unterschied festzustellen.

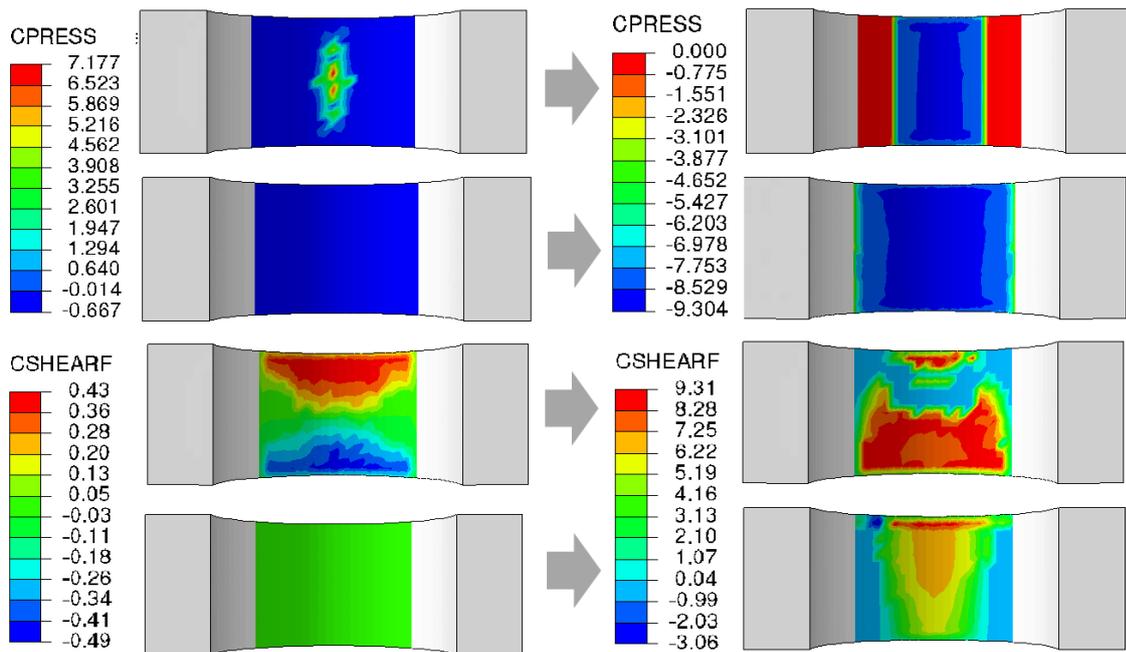


a)

b)

Abbildung 5.44: Gegenüberstellung der numerischen Kraft-Weg-Kurven mit und ohne thermischer Importberechnung für a) den Haftzugversuch und b) den Scherzugversuch

Der Unterschied beim Haftzugversuch ist auf die positive Kontaktspannung mit einem punktuellen Maximum von 7,2 MPa zurückzuführen (siehe Abbildung 5.45). Diese Kontaktspannung muss in der Haftzugprüfung erst überwunden werden, bevor es, wie in Abbildung b dargestellt, zum Versagen der Schicht kommt.

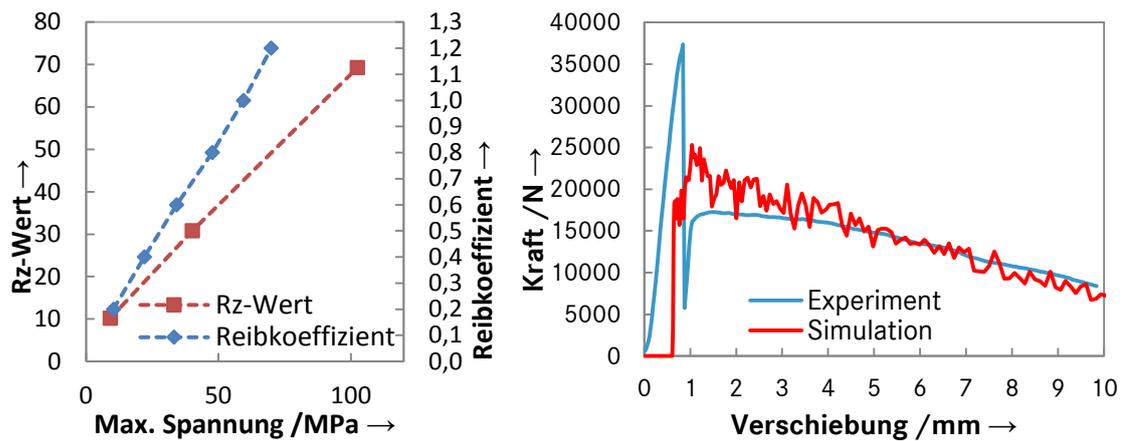


a)

b)

Abbildung 5.45: Darstellung der Größe CPRESS und CSHEAR für die Simulation mit Abkühlvorgang (oben) und ohne (unten) für den Fall a) nach dem Trennvorgang, am Ende des Kontaktfindungsschrittes und für den Fall b) kurz vor dem Versagen der kohäsiven Schicht

Die Scherspannungen sind nach dem Trennvorgang nur in einem geringen Betrag vorhanden, weshalb die Kraft-Weg-Kurve in den zwei verschiedenen numerischen Betrachtungen annähernd gleich ist. Der Übertrag der Scher- und Haftzugergebnisse auf den Ausdruckvorgang einer gemischt stoff-/kraftschlüssigen Verbindung erfolgt am Beispiel einer feuerverzinkten Probe. Da der Rz-Wert des feuerverzinkten Einlegers mit $19,1 \mu\text{m}$ größer als der Wert des unbeschichteten Einlegers ist, erfolgt eine Anpassung des Reibkoeffizienten. Zudem kann durch die Anpassung dieses Koeffizienten ein Ersatzmodell für den Mikroformschluss einer profilierten Geometrie gegeben werden. Die Variation des Reibkoeffizienten aus der rein kraftschlüssigen Verbindung von 0,2 bis 1,2 zeigt wie erwartet einen linearen Verlauf bezogen auf die maximale Auszugspannung. Zusammen mit den experimentell ermittelten Rz-Werten aus dem vorangegangenen Abschnitt lässt sich durch das Gleichsetzen beider Geraden aus Abbildung 5.46 a für den feuerverzinkten Einleger ein μ von 0,449 errechnen. Der numerisch ermittelte und charakteristische, experimentelle Kraft-Weg-Verlauf ist in Abbildung 5.46 b dargestellt.



a)

b)

Abbildung 5.46: a) Darstellung des experimentell ermittelten Rz-Werts und des numerischen statischen Reibkoeffizienten über die experimentell und numerisch ermittelte maximale Ausdruckspannung, b) Gegenüberstellung des experimentellen und numerischen Kraft-Weg-Verlaufs aus dem Ausdruckversuch einer charakteristischen feuerverzinkten Verbundgussprobe

Obwohl der stoffschlüssige Anteil in der numerischen Modellierung dem experimentellen Anteil entspricht, stimmen die Verläufe nicht überein. Der Grund dafür ist, dass die kohäsive Schicht nicht den durch die Abkühlung entstandenen Kraftschluss berücksichtigt – schematisch verdeutlicht in Abbildung 5.47. Das heißt, dass der erste lineare Anstieg des errechneten Verlaufs auf die kraftschlüssige Verbindung zurückzuführen ist. Sobald das Bauteil anfängt sich zu bewegen, fängt die kohäsive Schicht an zu schädigen, wodurch die Kraft etwas weiter ansteigt. Nach dem Versagen der Schicht ist der komplette Kontakt zwischen Stahl und Aluminium durch den Kraftschluss mit einem dynamischen Reibkoeffizienten definiert.

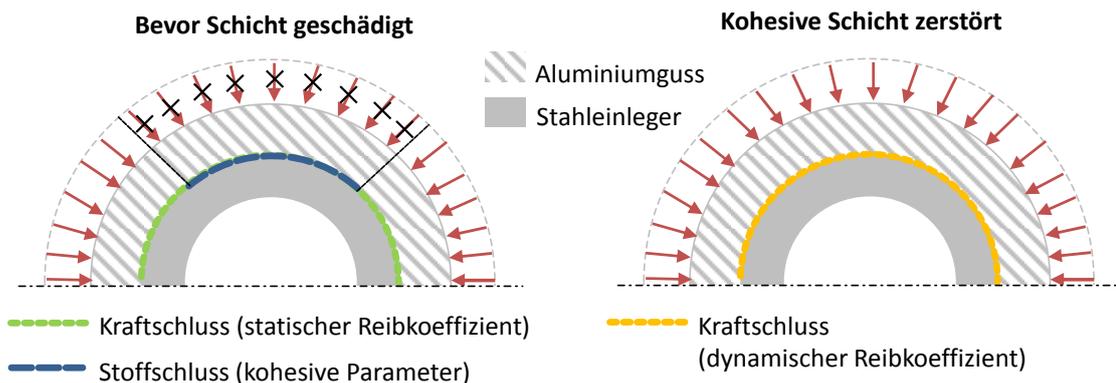


Abbildung 5.47: Schematische Darstellung der wirkenden Parameter im FEM-Modell einer Stahl-Aluminium-Verbundgussprobe vor und nach der Schädigung der kohäsiven Schicht

Um diesem Effekt entgegenzuwirken, kann durch eine Anpassung der kohäsiven Schichtparameter (Tabelle 0.6 im Anhang) eine Kompensation des fehlenden Kraftschlusses erreicht und eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment gefunden werden. Abbildung 5.48 zeigt den Vergleich zwischen

Berechnung und experimentellem Verlauf des Ausdruckversuchs. Für den kraftschlüssigen Anteil werden $\mu_{\text{statisch}} = 0,45$ und $\mu_{\text{dynamisch}} = 0,2$ verwendet. Nach der Schädigung der kohäsiven Schicht wird, aufgrund der sehr rauen Oberfläche in der Schädigungszone, ein $\mu_{\text{dynamisch}} = 0,5$ verwendet.

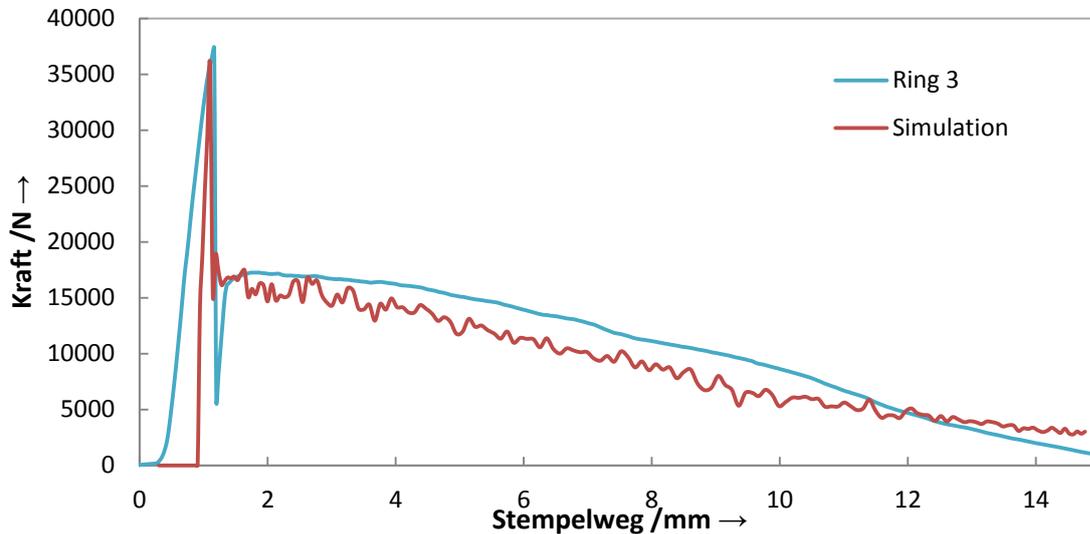


Abbildung 5.48: Vergleich zwischen numerischer Berechnung und Experiment unter Annahme erhöhter Werte für die kohäsive Schicht

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass die verwendeten Werte der kohäsiven Schicht deutlich höher als die experimentell ermittelten Werte sind und lediglich als Näherung betrachtet werden können. Übertragen auf andere Bauteile könnten dadurch überschätzte Kraft- und Energieniveaus entstehen, die nicht der Realität entsprechen. Aus diesem Grund wird für die Realisierung einer gemischt kraft/-stoffschlüssigen Verbindung eine eigens programmierte Erweiterung der Simulationssoftware, eine sog. Subroutine, verwendet.

Die in Fortran programmierte Subroutine VUINTER erlaubt eine Kontaktdefinition zwischen zwei Kontaktflächen in Abaqus / Explicit. Dazu muss die Spannung im Kontakt durch die Subroutine berechnet werden und an Abaqus als Variable zurückgegeben werden. Die Funktionsweise der verwendeten Subroutine ist schematisch in Abbildung 5.49 erklärt. Als Eingangsgrößen für die Routine dienen die relativen Verschiebungen zwischen den Master- und Slaveknoten eines Kontaktes. Verwendet werden kann die Größe „drdisp“, die der relativen Verschiebung im aktuellen Zeitinkrement, oder „rdisp“, die der relativen Verschiebung gemessen seit der ersten Kontaktdefinition, entspricht. Ein positiver Wert steht für eine Durchdringung und ein negativer Wert für einen Spalt. Die erste Richtungskomponente entspricht der relativen Verschiebung in normalen Richtung und Komponente zwei und drei beschreiben die tangentielle Verschiebung. Somit werden die Dehnungen dE_{11} , dE_{12} und dE_{13} berechnet. Über eine Materialkenngröße, die vergleichbar mit einem E-Modul

der Schicht ist, werden im Anschluss die Spannungen s_{11} , s_{12} und s_{13} berechnet und an Abaqus zurückgegeben. Diese Größen lassen sich im Postprocessing über c_{press} , c_{shear1} und c_{shear2} visualisieren. Somit ist es möglich, bei einer Verschiebung in tangentialer Richtung, wie am Beispiel des Ausdruckversuchs, den kraftschlüssigen Anteil in Form von s_{11} wirken zu lassen.

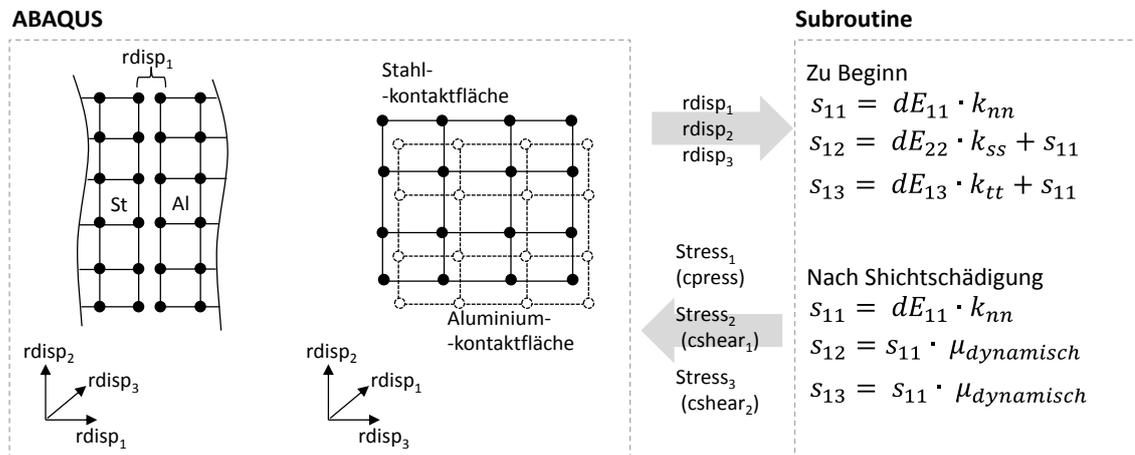


Abbildung 5.49: Schematische Darstellung der Funktionsweise der verwendeten Subroutine zur Abbildung kombinierter stoff- und kraftschlüssiger Stahl-Aluminium-Verbunde mit der ABAQUS Kontaktdefinition

Zudem kann über logische Ausdrücke, Verzweigungen und Schleifen eine Schichtschädigung und ein Wechsel von statischen auf dynamischen Reibkoeffizienten dargestellt werden. Da bei einer Implizit / Explizit-Importberechnung ein bereits verformtes Netz importiert wird und für die Subroutine eine relative Verschiebung zwischen Master- und Slaveknoten notwendig ist, wird der Spannungszustand aus der Abkühlsimulation mit einem Spannungsfeld über den „Initial Condition“-Befehl realisiert. Das Ergebnis der initialen Kontaktspannung ist dabei gleich der Importvorgehensweise. Abbildung 5.50 verdeutlicht die Funktionsweise der Subroutine. Dargestellt ist die Kontaktspannung in einem viertelsymmetrischen Ausschnitt der Ausdruckgeometrie mit der Größe CPRESS zu Beginn der Berechnung und am Ende des Kontaktfindungsschrittes für eine Berechnung mit und ohne Verwendung der Subroutine. Wie zu erkennen ist, unterscheidet sich der Verlauf von CPRESS kaum. Zudem sind kaum Kanteneffekte an den Kontaktdefinitionsgrenzen zu erkennen.

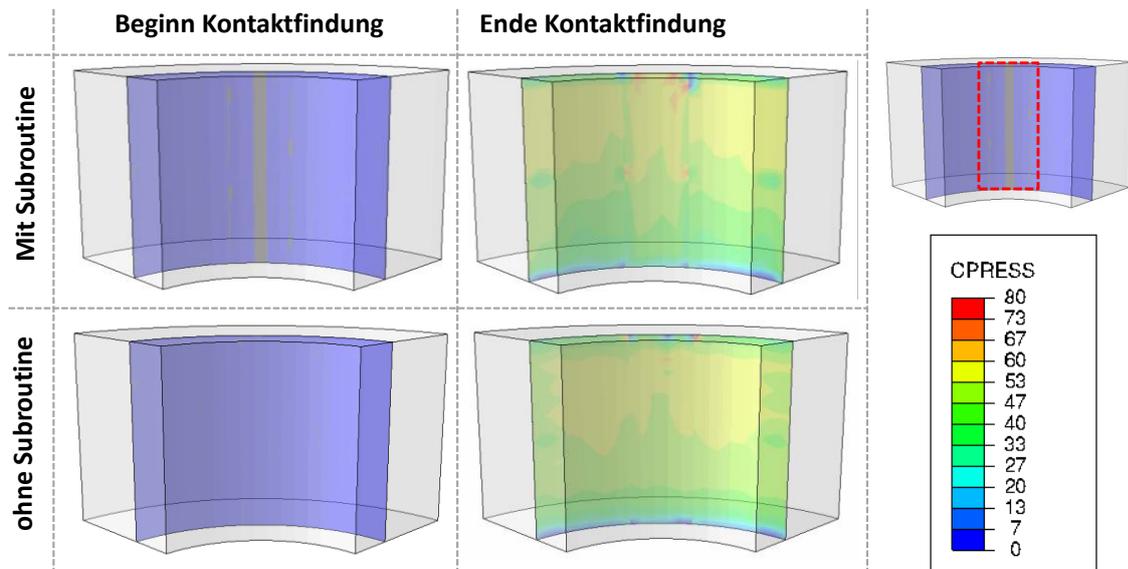


Abbildung 5.50: Aufbau der Kontaktspannung, dargestellt durch die Größe CPRESS in dem Stahl-Aluminium-Kontakt mit und ohne der Subroutine VUINTER; Der Bereich der Subroutine ist mit einer roten gestrichelten Linie verdeutlicht.

Das Ergebnis der numerischen Berechnung unter Verwendung der erstellten Subroutine ist in Abbildung 5.51 gezeigt. Der Kraft-Weg-Verlauf in Abbildung a erreicht ein Kraftmaximum von 34800 N und unterscheidet sich damit um 1742 N bzw. 4,7 % von dem experimentellen Ergebnis mit einer Maximalkraft von 36542 N. Zudem wird der Verlauf sehr gut abgebildet, bis auf ein kurzes Teilstück von 2,5 mm bis 4 mm Verfahrweg. Hier kommt es zu einer verstärkten Verformung der Elemente am Kontakt, weshalb die Größe CPRESS und damit direkt die Auszugskraft etwas schwanken.

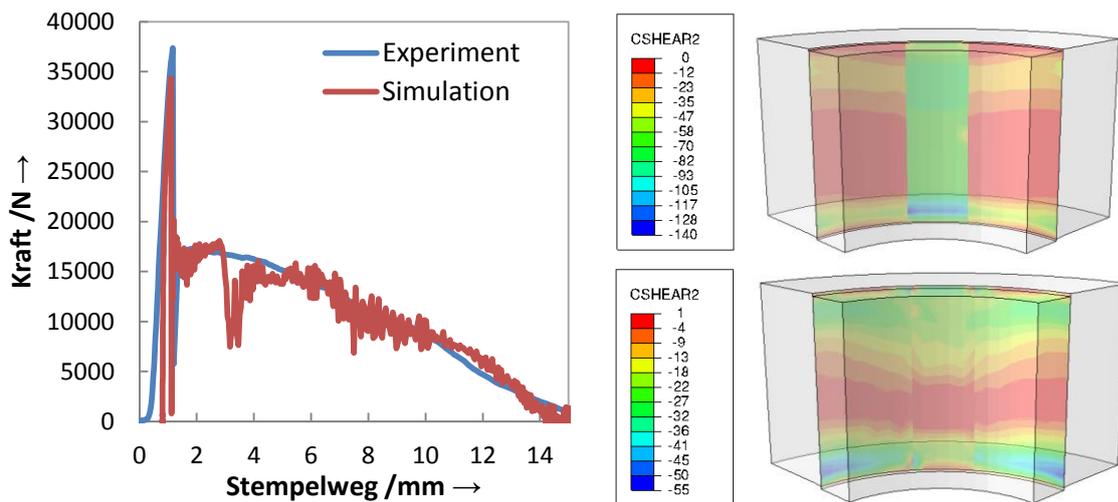


Abbildung 5.51: a) Vergleich der Kraft-Weg-Kurve von Experiment und der numerischen Berechnung unter Verwendung der Subroutine, b) Darstellung der Größe CSHEAR2 im Zeitschritt vor und nach der Schädigung der Schicht

Abbildung b zeigt die Größe CSHEAR2, die direkt die Auszugskraft beeinflusst. Die obere Abbildung zeigt das Ergebnis im Zeitschritt vor der Schädigung der stoffschlüssigen Verbindung. Der Teil des stoffschlüssigen Kontakts zeigt vor der Schädigung im Mittel um die 50 MPa an. Nach der Schädigung besteht nur noch ein kraftschlüssiger Verbund unter Wirkung des dynamischen Reibkoeffizienten. Es sind nur leichte Kontaktphänomene zwischen dem konventionellen und dem subroutinen-definierten Kontaktbereich zu beobachten.

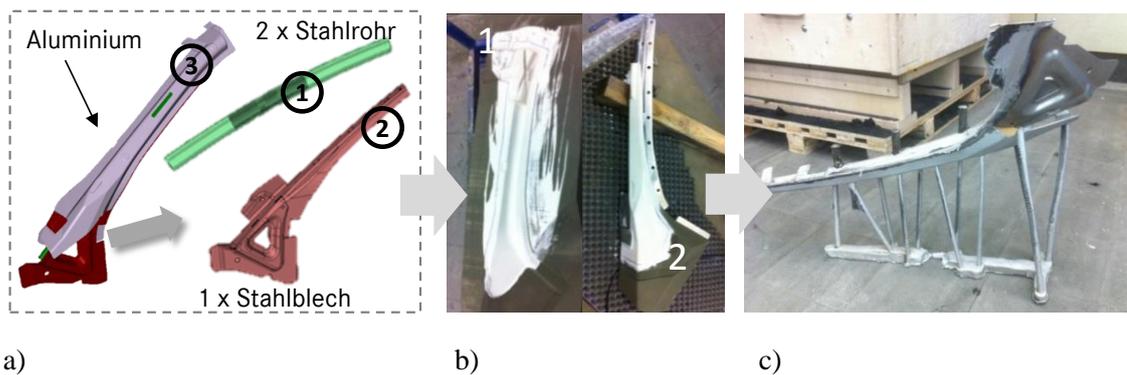
6 Anwendungsbeispiele für St-Al-Verbunde und Salzkerne

Die erarbeiteten Ergebnisse aus den Prinzipbauteiluntersuchungen werden im Folgenden auf Anwendungsbeispiele übertragen. Für die Stahl-Aluminium-Verbunde wird eine A-Säule im Niederdrucksandguss realisiert und bewertet. Als Anwendungsbeispiel der Salzkerntechnik wird eine Zylinderstegkühlung für ein Aluminiumdruckgusskurbelgehäuse konzipiert und im Warmkammerdruckguss hergestellt sowie im Anschluss im Kaltkammerdruckguss umgossen.

6.1 St-Al-Verbundguss (Cabriolet)-A-Säule

Als Übertrag der Erkenntnisse aus den Verbundgussprinzipproben auf ein Anwendungsbeispiel wird die Verbundguss-A-Säule im Folgenden vorgestellt. Die Motivation ist die Reduzierung des Stahlanteils und die Gewichtseinsparung, insbesondere über dem Schwerpunkt des Fahrzeugs. Als weiterer Vorteil kann der Entfall der Mischfügestellen zwischen Stahl und Aluminium genannt werden.

Das Konzept der A-Säule ist in Abbildung 6.1 a ersichtlich. Als Basis dient die A-Säule des Roadsters Mercedes-Benz SL - Baureihe R231. Aus der Serienfertigung werden die zwei Stahlrohre (1) und ein Stahlblech (2) verwendet. Die zwei Stahlrohre aus dem Material BTR 165 sind warmumgeformte und pressgehärtete Stähle, das Stahlblech ist aus dem Material E355. Die Bauteile werden mittels Schweißen gefügt und liegen als Zusammenbauteil (ZB) vor. Der Aluminiumguss (3) wird so konzipiert, dass die Anbindungstellen an die aus der Serienproduktion verfügbaren Anbauteile gefügt werden können. Die Herstellung der A-Säule, dargestellt in Abbildung 6.1 b, erfolgt in dem bereits vorgestellten Niederdruckgussverfahren aus Abschnitt 4.1.4, das zur Darstellung von Prototypenbauteilen verwendet wird. Als Material, wird wie bei den Prinzipproben, die Legierung AlSi7Mg0,15 verwendet. Um den Hohlraum um den ZB-Einleger darzustellen, werden zusätzlich Sandkerne (2) eingesetzt. Auf die Sandform (1) und den Sandkern wird vor dem Abguss eine Schlichte aufgetragen. Damit keine Aluminiumschmelze infiltriert, werden die Öffnungen der Stahlrohre mit einer Aluminiumoxidwolle verschlossen. Abbildung 6.1 c zeigt den Gussrohling mit Angussystem und Speisern. Die A-Säule wird über die gesamte Länge, ausgehend von einem zentralen Anguss, angeströmt. Die Spannungen, die nach der Erstarrung vorliegen, sind im Anhang in Abbildung 0.41 dokumentiert.

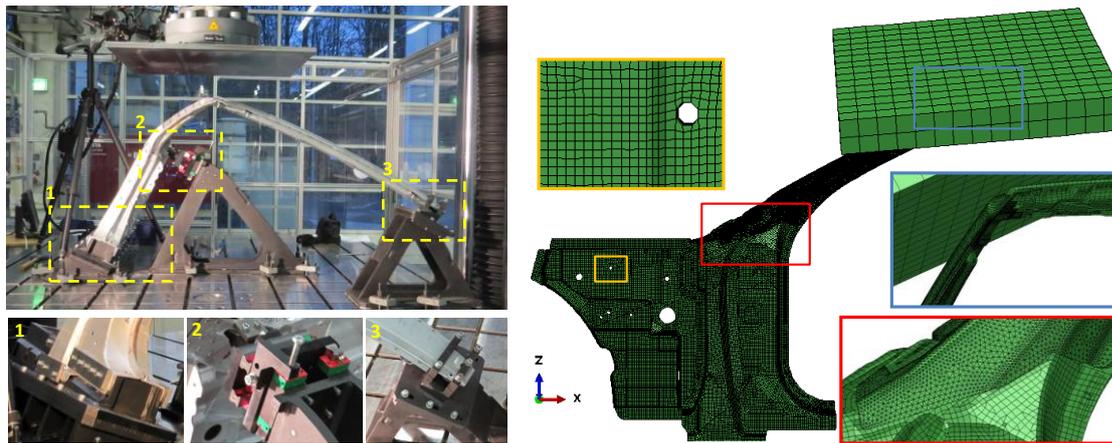


a) **Abbildung 6.1:** a) Verbundguss-A-Säulenkonzept mit Darstellung der zwei verwendeten Stahlrohre, des Stahlblechs und des Aluminiumgussbereichs; b) Sandform und Sandkern; c) Gussrohling der Verbundgussssäule mit Angussystem und Speisern

Bei einem Überschlag eines Cabriolet-Kraftfahrzeugs wird die Hauptbelastung aufgrund der fehlenden B- und C-Säule durch die A-Säule aufgenommen. Um diesen Lastfall zu bewerten, wird das genormte Prüfverfahren Roof Crush Test FMVSS 216a (s. Abbildung 0.35 im Anhang) durchgeführt. Um diesen Lastfall unter Laborbedingungen nachzubilden wird ein Ersatzlastfall abgeleitet (s. Abbildung 0.36 im Anhang). Zur Verifizierung des Ersatzlastfalls wird die Kraft-Weg-Kurve aus der numerischen Berechnung des Gesamtmodells mit der Serien-A-Säule zu Grunde gelegt und ein FEM-Modell für die Serien-A-Säule mit dem Ersatzlastfall aufgebaut. Die Übereinstimmung zwischen Gesamtfahrzeugmodell und Ersatzlastfall ist in der numerischen Betrachtung gegeben.

Die experimentelle und numerische Umsetzung des Ersatzlastfalls ist in Abbildung 6.2 beschrieben. Da kein geeigneter Prüfstempel zur Verfügung steht, wird der gesamte Aufbau (s. Abbildung 6.2 a) um die vorgeschriebenen 25° und 5° geneigt. Dazu werden Fixiervorrichtungen konzipiert und auf einer Prüfmaschine der Firma Zwick-Roell auf einem Nutentisch befestigt. Die Fixierung des A-Säulenfußes (1) erfolgt mit Lochstahlstreifen und eingebrachten Bohrungen im Fuß über den gesamten Umfang. Die bewegliche Befestigung (B und 2) wird mit zwei Profilschienenführungen der Firma Hiwin realisiert. Der Dachrahmen (3) wird mittels zweier profilierter Klemmungen befestigt. Für die Auswertung des Versuchs wird die Kraft-Weg-Kurve am Stempel aufgezeichnet. Für die numerische Abbildung der A-Säule werden die beiden unteren A-Säulenfüße und der untere und obere Dachrahmen mit linearen Schalenelementen vernetzt (dargestellt in Abbildung 6.2 b). Die beweglichen und fixierten Bereiche werden wie im Experiment und in Abbildung 0.36 im Anhang definiert. Die Blechgeometrie und die zwei gebogenen Rohre werden mit Schalenelementen, der Aluminiumguss mit quadratischen Tetraedern und der Stempel mit linearen Hexaedern, vernetzt. Die Reibung zwischen Stempel und den berührenden Bauteilen wird als reibungsfrei angenommen. Der Kleber und die Nieten werden als Festkörper modelliert und über einen Festkontakt an die anliegenden Bauteile

angebracht. Für den Aluminiumbereich der oberen A-Säule und den Aluminiumfuß wird ein triaxialitätsbasierendes Schädigungsmodell, vorgestellt in Abschnitt 4.3.4, verwendet. Da im Experiment kein Versagen eintritt, werden die Blech- und Rohrgeometrie elastisch-plastisch mit Kennwerten aus den vorangegangenen Abschnitten beschrieben. Die Fügpunkte, wie Kleber und Nietverbindungen, werden linear-elastisch definiert. Der Stempel verfährt 150 mm in Normalenrichtung weggesteuert. Die Gegenkraft wird über ein RBE2-Element gemessen.



a) **Abbildung 6.2:** a) Realaufnahmen des Prüfaufbaus zur Umsetzung des A-Säulenersatzlastfalls mit Dateilaufnahmen der Fixierungen 1-3, b) FEM-Modell für den Roof-Crush-Test der Verbundguss-A-Säule inkl. Stempel

Die Ergebnisse aus den quasistatischen Versuchen im Experiment und numerischer Berechnung sind in Form von Kraft-Wegkurven in Abbildung 6.3 wiedergegeben. Das Serienkonzept, ein Stahlblechaufbau zeigt über den kompletten Verfahrensweg von 150 mm keine Schädigung. Das liegt an der hohen Bruchdehnung des verwendeten Stahlblechs. Somit wird eine Gegenkraft von 68955 N erzeugt und eine Energie von $4829 \frac{kN}{mm}$ aufgenommen. Die Betrachtung der Verbundguss-A-Säule F-Zustand mit einer festen Knotenverbindung zwischen Stahleinleger und Aluminiumguss sowie mit einem elastisch-plastischen Materialmodell ohne Schädigung, zeigt ein Kraftmaximum von 70566 N nach 150 mm Verfahrensweg, wobei kein Kraftabfall zu erkennen ist. Dieses Ergebnis stimmt nicht mit dem experimentellen Verlauf überein, da hierbei eine Schädigung nach 99 mm Verfahrensweg im Aluminiumguss eintritt. Die numerische Berechnung mit den Kontakteinstellungen aus den Prinzipuntersuchungen in Abschnitt 5.3.2 und dem erstellten Schädigungsmodell aus Abschnitt 4.3.4 zeigt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und numerischer Berechnung. Der Kraftabfall und das Versagen des Aluminiumgusses findet in der Simulation bei ca. 102 mm Verfahrensweg statt und weicht damit nur um 2 mm vom Experiment ab. Auch im weiteren Verlauf der Simulation steigt wie im Experiment die Kraft erneut an. Bei 150 mm Verfahrensweg ist in der Simulation eine Kraft von 36629 N und im Experiment 42326 N erreicht, womit eine Abweichung von 13,45 % eintritt.

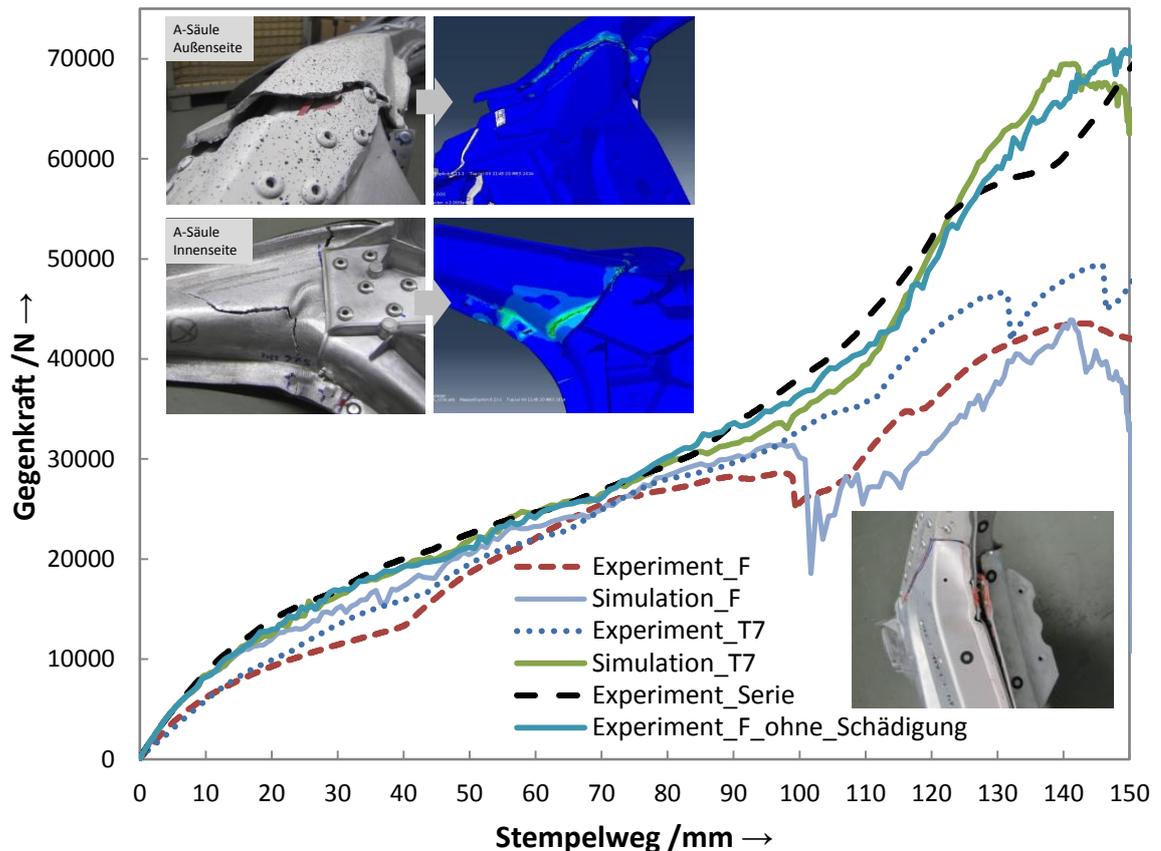


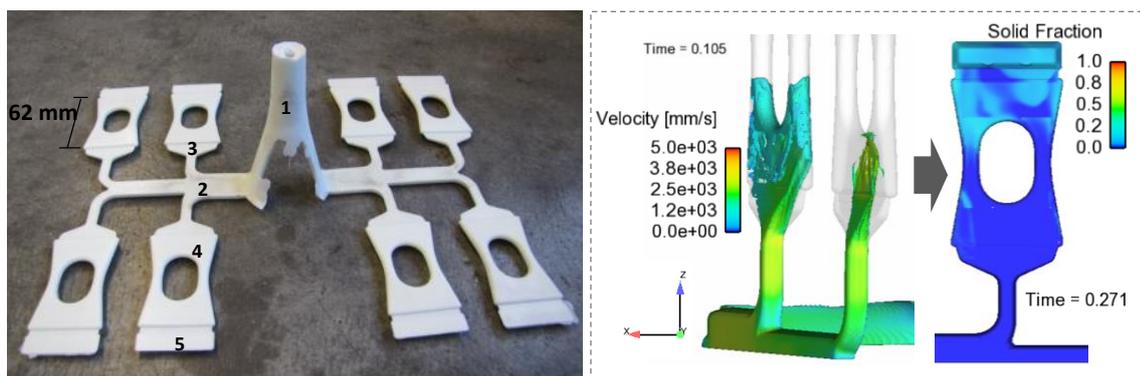
Abbildung 6.3: Vergleich des Kraft-Weg-Verlaufs für den Ersatzlastfall des Dacheindrückttests zwischen Experiment und numerischer Simulation; Dokumentiert ist der Verlauf aus dem Experiment im Gusszustand und im T7-Zustand sowie der dazugehörige Verlauf aus der numerischen Berechnung mit Schädigungsmodell. Ergänzend sind die Ergebnisse der Seriengeometrie und einer Berechnung ohne Schädigungsmodell eingezeichnet.

Die Betrachtung der A-Säule im T7-Zustand zeigt eine sehr starke Abweichung zwischen Simulation und Experiment. Der Grund liegt in dem A-Säulen-Fuß, der während dem Eindrücktvorgang, bevor die A-Säule versagt, an der Fügestelle zwischen Innen- und Außenfuß aufplatzt, zu sehen am ersten Kraftabfall. Erst beim zweiten Kraftabfall kommt es zu einem Anriss des A-Säule, jedoch zu keinem vollständigen Versagen. Da zum vorliegenden Zeitpunkt kein Schädigungsmodell für die Nietverbindungen und den Kleber vorliegt, kann dieses Phänomen nicht abgebildet werden. Die numerische Kraft-Weg-Kurve, mit den ideal modellierten Fügeverbindungen zeigt jedoch das Potential einer Stahl-Aluminium-Verbundguss-A-Säule auf, da ein Kraftmaximum von 68473 N erreicht wird und erst ab 140 mm Verfahrweg eine leichter Kraftabfall auf 66882 N eintritt. Da die A-Säule zudem im Vergleich zum Serienkonzept ca. 2 kg leichter ist, könnte durch ein optimiertes Konzept und eine bessere Krafteinleitung in den A-Säulenfuß ein Leichtbaubenefit durch solch ein Konzept realisiert werden.

6.2 Salzkern zur Darstellung einer Kurbelgehäuse-Zylinderstegkühlung

Der Übertrag der gewonnen Erkenntnisse der Salzkernuntersuchungen erfolgt am Beispiel einer Zylinderstegkühlung für ein Druckgusskurbelgehäuse (kurz. KGH). Bisher werden Zylinderstegkühlungen in Druckguss durch Schrägbohrungen hergestellt, da es keine Kernsysteme für Druckgussanwendungen gibt. Durch den Einsatz einer 3D-Kühlgeometrie könnte der Wasserdurchsatz gezielter eingestellt und damit die Kühlung effizienter und belastungsgerechter gestaltet werden. Eine Demonstrator-salzkerngeometrie wird dazu im Warmkammerdruckgussverfahren hergestellt und im Anschluss im Kaltkammerdruckgussverfahren umgossen.

Die Herstellung der Salzkerngeometrie erfolgt im Warmkammerdruckgussverfahren mit dem Maschinentyp W125 der Firma Oskar Frech GmbH & Co. Abbildung 6.4 zeigt einen Rohteilabguss sowie die Füllung und Erstarrung der numerischen Simulation. Das symmetrische Werkzeug besteht aus insgesamt acht Kavitäten (4), die durch ein Angusssystem (2) verbunden sind. Verwendet wird die Legierungszusammensetzung Nr. 2 aus den Schwerkraftprinzipversuchen in Abschnitt 5.1.1. Nach der Formöffnung werden die Salzkerne mittels Auswerfern an der Überlaufkavität (5) und dem Gießlauf (3) ausgeformt und anschließend manuell aus der Maschine herausgenommen. Um ein Aufheizen des Werkzeugs durch die Schmelze auszugleichen, kühlt die Warmkammermaschine die feste Formhälfte, die bewegliche Formhälfte und den Verteiler direkt hinter dem Mundstück (1). Um vergleichbare Prinzipteile zu erhalten, werden zudem die Temperaturbedingungen über den Prozess konstant gehalten. Ein Thermoelement kontrolliert die Temperatur des Verteilerkanals über den Gießprozess. Für die numerische Simulation werden die Erkenntnisse aus den Prinzipversuchen in Abschnitt 5.1 angewandt.



a) b)
Abbildung 6.4: a) Rohteil des 8-fach-Abgusses und; b) Darstellung der Füllung und Schmelzgeschwindigkeit nach 0,105 sowie der Erstarrung der Salzkernstegkühlung mittels der Solid Fraction nach 0,271 s

Die Simulation zeigt, dass durch die Anordnung der Kavitäten eine turbulente, ungleichmäßige Füllung entsteht, wobei die innere Kavität zuerst gefüllt wird. Das resultiert in einer ungleichmäßigen Erstarrung zwischen den innen und außen positionierten Kernen. Zudem zeigt die Abbildung, dass am Ende der Füllung, nach 0,271 s, bereits Festanteile aufgrund des hohen Wärmeübergangs zwischen flüssiger Schmelze und Kokillenwand vorhanden sind. Somit sollte bereits während der Füllung von filligranen Salzkernteilen die Erstarrung mitbetrachtet werden.

Die Salzkerne werden im Kaltammerdruckgussverfahren mit Aluminium umgossen. Drei Kerne werden dabei bei Raumtemperatur mit einem Greifersystem automatisch in die Druckgussform eingelegt. Abbildung 6.5 zeigt einen umgebauten Wassermantelkern mit eingelegten Salzkerne und eine Abbildung kurz vor dem Schließen der Werkzeugform. Das Vorgehen für die numerische Umgussimulation ist gleich der Vorgehensweise aus den Prinzipversuchen in Abschnitt 5.2. Abbildung 6.5 zeigt das offene Volumen (1) und den Wassermantel (2) des Kurbelgehäuses. Für eine hinreichende Diskretisierung und Abbildung der Radien werden Teilbereiche des Wassermantels (3) und der Salzkerne (4) mit 0,5 mm Tetraedern vernetzt. Eine relative Verschiebung zwischen Wassermantel und Salzkerne wird ermöglicht. Zudem wird die automatische Geschwindigkeitsanpassung des Kolbens aus der PQ²-Analyse (s. Abschnitt 4.2.2) verwendet.

Die Interpretation der Berechnungsergebnisse erfolgt analog dem Vorgehen aus den Prinzipumgussberechnungen. Die Ergebnisse der 3-Punkt-Biegeprüfung der Salzkerne besitzen bei optimierten Prozessparametereinstellungen eine mittlere Biegefestigkeit von 29,64 MPa und sind damit trotz des unterschiedlichen Prozesses vergleichbar mit den Festigkeitsergebnissen aus den Schwerkraftgussversuchen. Aus diesem Grund werden für die Auslegung die Zug- und Druckfestigkeiten aus den Schwerkraftgussversuchen zugrunde gelegt, obwohl zum vorliegenden Zeitpunkt keine Zugversuchs- und Druckversuchswerte für Warmkammerguss-Salzkerne ermittelt werden können. Abbildung 6.6 a zeigt die Füllung des KGH's. Am Anschnitt werden Geschwindigkeiten von ca. $45 \frac{m}{s}$ erreicht. Da die Salzkerne im hinteren Teil der Kavität liegen und der umliegende Querschnitt größer als der Anschnittquerschnitt ist, strömt die Aluminiumschmelze die Salzkerne mit ca. $20 \frac{m}{s}$ bis $25 \frac{m}{s}$ an. Das resultiert in einer maximalen Spannung von etwas weniger als 4 MPa an den Lagerstellen und in der Mitte des Salzkernteiges, da es hier zu einer Biegebelastung kommt. D. h., dass keine mechanische Schädigung in der zweiten Phase zu erwarten ist.

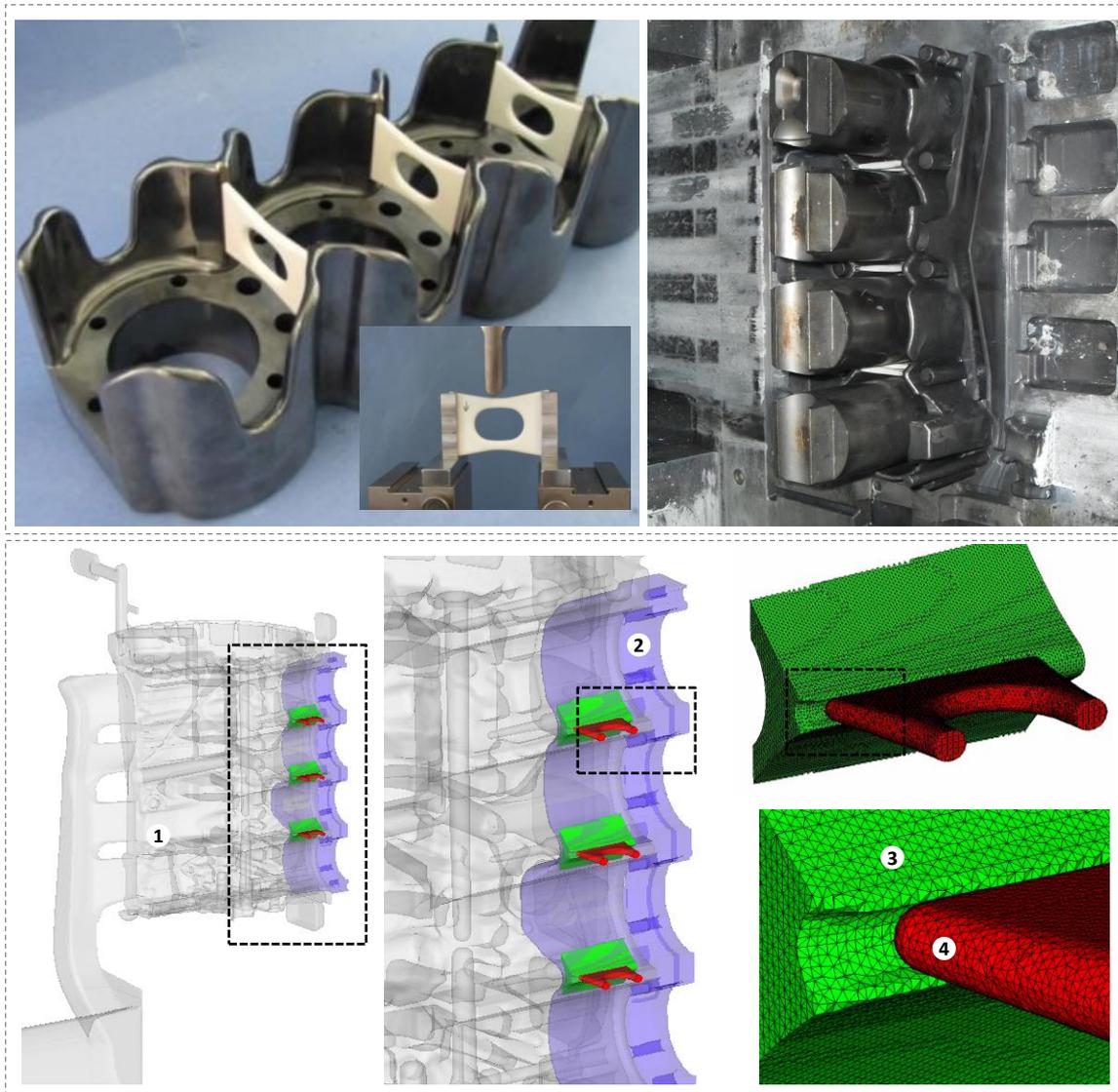


Abbildung 6.5: Abbildung mit eingelegten Salzkerne im Wassermantelkern kurz vor dem Umgussversuch inkl. Salzkerneprüfkonzept; Darstellung des Flow3D-Modells für die Auslegung der Salzkerne-Stegkühlungen im Kurbelgehäuseumguss inkl. FEM-Vernetzung der Wassermantelbereiche und der Salzkerne

Die Ergebnisse der dritten Phase sind in Abbildung 6.6 b dargestellt. Durch einen Nachdruck von 800 bar werden in den Plättchen Druckspannungen (dargestellt durch Min Principal Stress) von bis zu 90 MPa an den Lagerstellen erzeugt. Im Stegbereich liegt die Spannung bei ca. 70 MPa und damit deutlich unter den 102 MPa aus den ermittelten Druckversuchen. Somit ist laut der numerischen Berechnung ein Versagen während des Druckgussumgusses auszuschließen.

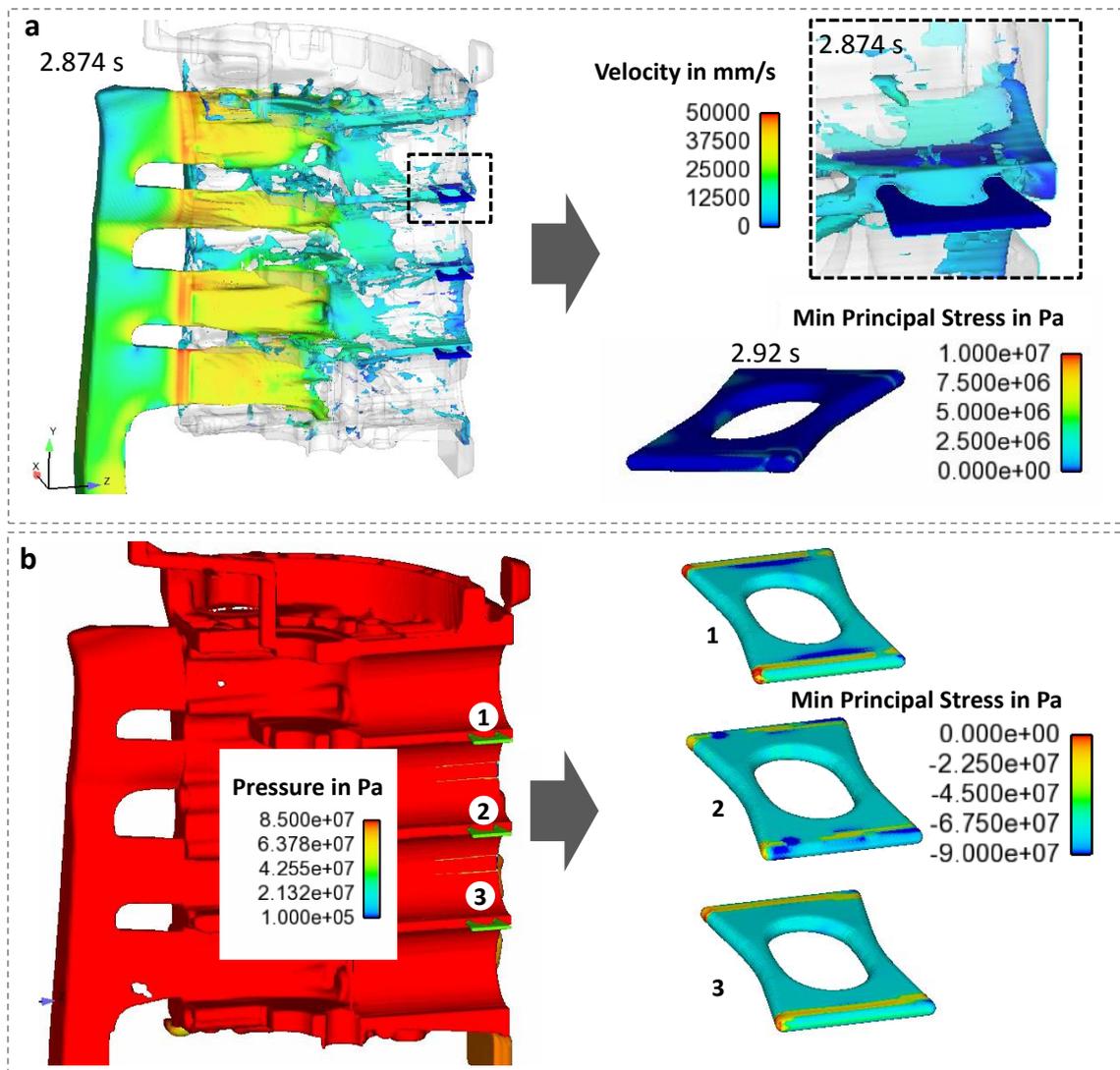


Abbildung 6.6: a) Darstellung der Schmelzegeschwindigkeit und des Max Principal Stress während des Umgusses für die drei eingelegten Salzkerne und im Detail für das höchstbelastete Plättchen; b) Darstellung der Salzkernelastung während der dritten Phase, der Nachdruckphase; Abgebildet ist der Min Principal Stress

Die experimentelle Verifizierung der Ergebnisse ist in Abbildung 6.7 dokumentiert. Zu sehen ist ein 4-Zylinder-Druckgusskurbelgehäuse. Teil a der Abbildung zeigt einen Teilschnitt durch den Zylindersteg Nr. 2 und Zylinder Nr. 3 und Nr. 4, wodurch eine Hälfte der Kanengeometrie (1) zu erkennen ist und die beiden Kanäle (2) in Zylindersteg Nr. 3. Ein Eingelegter Salzkernel ist in Abbildung Teil b dargestellt. Abbildung Teil c und d dienen zur besseren Visualisierung der Kanengeometrie

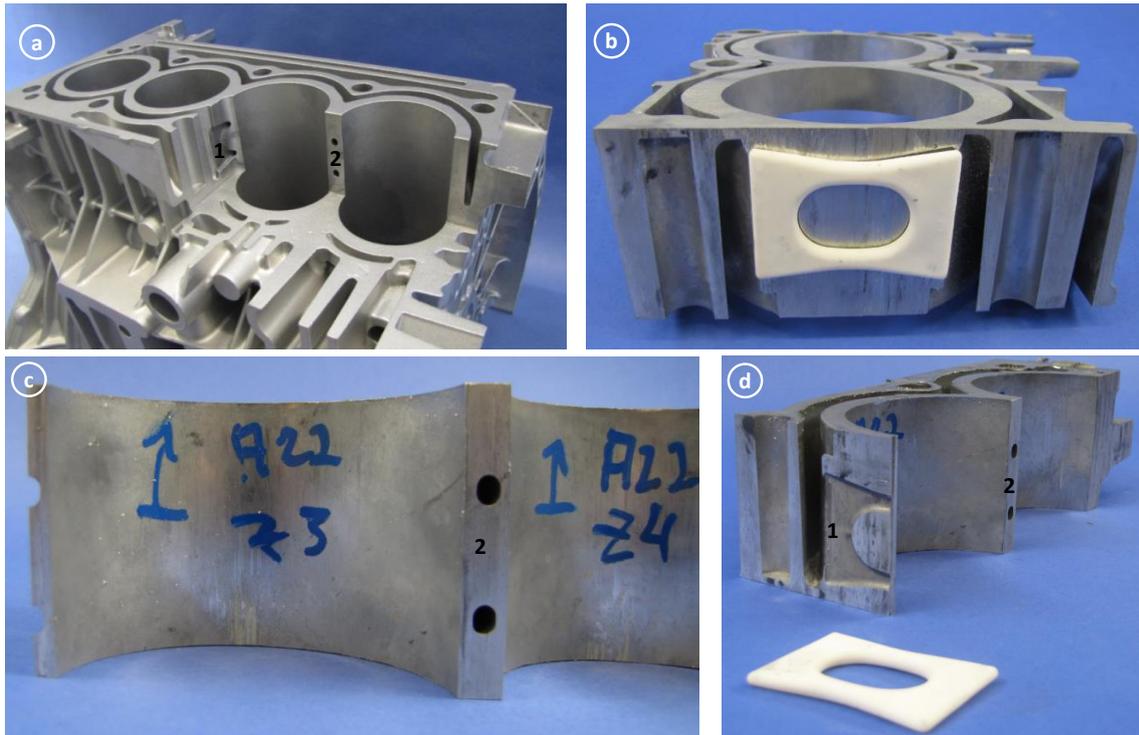


Abbildung 6.7: a) Darstellung eines Aluminiumdruckgussgehäuses (kurz. KGH) im Teilschnitt nach dem Umguss und dem Entfernen der Salzkerne, b) Ausschnitt aus dem KGH mit eingelegtem Salzkerne, c) Verdeutlichung der Kanalbildung nach dem Entfernen des Salzkerne im KGH, d) Ausschnitt aus dem KGH zur Verdeutlichung der Salzkerneposition und Kühlkanalbildung

Der Umguss der Salzkerne sowie die anschließende Entfernung mittels Hochdruckwasserstrahlen funktioniert sehr gut. In wenigen Fällen zeigen die Salzkerne eine leichte Infiltration mit Aluminiumschmelze. Grund dafür sind Luftblasen an der Oberfläche die dem Nachdruck nicht standhalten, da die Querschnittsfläche an dieser Stelle reduziert ist. Deshalb ist auf die Fertigung eines gasporenarmen Salzkerne zu achten.

7 Zusammenfassung, Fazit und Ausblick

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse aus den vorhergehenden Untersuchungen zusammengefasst, ein Fazit zu den untersuchten Technologien gezogen sowie Ansatzpunkte für weitere Untersuchungen, die in der vorliegenden Arbeit nicht mehr durchgeführt werden, vorgestellt.

Zusammenfassung

Die Struktur der Arbeit ist in Abbildung 7.1 dargestellt. Aus einer Gegenüberstellung bereits bekannter Technologien zur Erzeugung von Hinterschnitten im Druckguss werden Stahl-Aluminium-Verbunde und Salzkerne, hergestellt aus der flüssigen Phase, für weiterführende Untersuchungen ausgewählt. Ziel der Arbeit ist die Erarbeitung notwendiger Daten zur numerischen Auslegung von kraft-, form- und stoffschlüssigen Stahl-Aluminium-Verbindungen sowie komplexer Hohl-gussbauteile, hergestellt mit Salzkerne aus der flüssigen Phase. Für die Stahl-Aluminium-Verbindung wird ein E355-Stahlrohr und für die Salzkernelegierung ein $\text{NaCl}+\text{Na}_2\text{CO}_3$ -System ausgewählt.

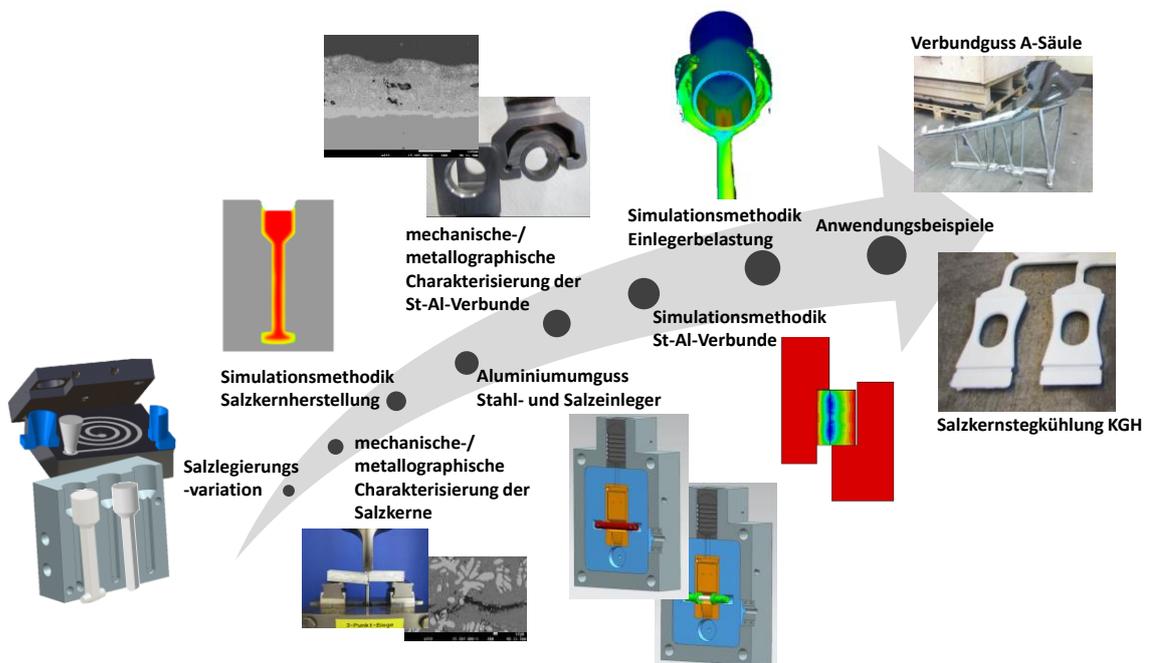


Abbildung 7.1: Struktur und Arbeitspakete der Dissertation

Für die Prinzipuntersuchungen werden vier Salzkernprinzipkörper und ein Werkzeugkonzept für deren Herstellung konzipiert. Der erste Prinzipkörper ist ein Biegestab, mit

dem die Biege- und Druckfestigkeit ermittelt wird. Mit einer konzipierten Warmrissprobe, die auf der Biegestabgeometrie aufbaut und eine zusätzliche Schwindungsbehinderung integriert hat, wird das Warmrissverhalten bewertet. Mit der dritten Geometrie, dem Zugstab, werden die Zugfestigkeiten ermittelt. Abschließend wird das Fließverhalten mit einer Gießspirale untersucht.

Da die Zusammensetzung im vorliegenden NaCl+Na₂CO₃-System einen starken Einfluss auf die Salzkernqualität hat, wird diese im ersten Schritt mit der Biegestab- und Warmrissprobe untersucht. Aus sieben verschiedenen Legierungszusammensetzungen werden zwei zielführende Zusammensetzungen identifiziert: eine stark übereutektische Legierung mit 70 mol% Na₂CO₃-Anteil, einer mittleren Biegefestigkeit von 24,28 MPa und maximalen Ausformzeit von 120 s, sowie die untereutektische Legierung mit 35,5 mol% Na₂CO₃-Anteil, einer mittleren Biegefestigkeit von 31,87 MPa und einer maximaler Ausformzeit in der Warmrissprobe von 60 s. Aufgrund der höheren Festigkeit wird die letztgenannte Zusammensetzung für weiterführende Untersuchungen ausgewählt. Dazu werden anhand der Biegestabprobe mit einem teil-faktoriellen DoE-Versuchsplan die Einflüsse der Schmelzetemperatur T_S , der Kokillentemperatur T_K und der Ausformzeit t_A auf die Biegefestigkeit, die Härte nach Brinell sowie auf die Abkühlraten und das Gefüge untersucht. Das Ergebnis ist ein Ausdruck, der die Biegefestigkeit im untersuchten System mit der Gleichung (5.1) (s. Abschnitt 5.1.1) beschreibt. Zudem wird in einer Zielwertermittlung eine optimale Prozessparameterkombination von $T_S = 680^\circ\text{C}$ und $T_K = 231,31^\circ\text{C}$ identifiziert. Die Ausformzeit hat laut der DoE-Auswertung keinen entscheidenden Einfluss auf die Biegefestigkeit. Eine Korrelation zwischen der Härte und der Biegefestigkeit kann nicht aufgezeigt werden. Die Untersuchungen haben zudem gezeigt, dass die Festigkeit stark von den Abkühlraten und dem entstehenden Gefüge abhängt. Hohe Abkühlraten führen tendenziell bei der vorliegenden Probengeometrie zu verminderten Biegefestigkeiten (20,16 MPa), da die extrem gerichtet erstarrten NaCl-Dendriten in der Randschale bei der Biegebelastung leicht abscheren. Geringe Abkühlraten führen zu erhöhten Festigkeiten (29,47) MPa, da sich dadurch verzweigte NaCl-Dendriten in der Randschale und im inneren des Bauteils ausbilden und somit den Risswiderstand und damit wiederum die Festigkeit erhöhen. Die Warmrissuntersuchung zeigt, dass bei der Verwendung des Salzkernsystems enge Prozessfenster eingehalten werden müssen. Als Anhaltspunkt wird eine ΔT zwischen T_S und T_K von 380°C bis maximal 420°C ermittelt. Höhere Temperaturunterschiede erschweren die Herstellung von rissfreien Proben mit Schwindungsbehinderung ungemein. Im letzten Schritt werden, unter anderem als Grundlage der numerischen Berechnung, die mechanischen Eigenschaften bei Druck-, Biege-, und Zugbelastung von Raumtemperatur bis 500°C ermittelt. Die Ergebnisse zeigen eine starke Abhängigkeit der Festigkeit von der Belastungsrichtung, wobei bei Raumtemperatur Druckfestigkeiten von 102 MPa, Biegefestigkeiten von 30 MPa und Zugfestigkeiten von 9,72 MPa ermittelt werden. Die

Festigkeitsunterschiede werden mit der Belastungsrichtung der Dendritenstruktur und der Querschnittsfläche begründet und in weiteren Untersuchungen bestätigt.

Auf Basis der experimentellen Ergebnisse wird ein Salzmaterialmodell für das Formfüll- und Erstarrungsprogramm Flow3D erstellt. Dazu werden im ersten Schritt die Dichte $\rho(T)$, die Wärmekapazität $c_p(T)$ und Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ gemessen und daraus die Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$, Schmelzenthalpie und Festanteil der Schmelze ermittelt. Um die fehlenden Größen, die zur Vervollständigung eines Materialmodells notwendig sind, zu ermitteln, werden drei Simulationsmodelle erstellt. Anhand der experimentellen Ergebnisse aus den Biegestabversuchen wird der Temperaturverlauf in der Mitte des Stäbchens zur Anpassung des Materialmodells verwendet. Um die Fließfähigkeit der Salzschnmelze richtig abzubilden, wird auch die Gießspirale nachmodelliert und an die experimentellen Versuche angepasst. Somit ist es möglich, durch verschiedene Iterationsschleifen an den genannten Gießversuchen ein funktionsfähiges Salzmaterialmodell zu erstellen und zu verifizieren. Das Modell ist ein Kompromiss aus der Abbildung des Temperaturverlaufs und der Bestimmung der Fließfähigkeit. Dennoch können auch Gießfehler, wie Einfallstellen und Lunker, damit sehr gut abgebildet werden. Aufbauend auf den experimentellen Warmrissuntersuchungen wird eine Methodik für die Vorhersage von Warmrissen bei der Erstarrung der Salzkernlegierung entwickelt. Im ersten Schritt wird das Thermal-Stress-Evolution (TSE)-Modell von Flow3D verwendet. Als Bewertungsbasis für den Anriss und das Versagen der Salzkerne wird die Zugfestigkeit verwendet, womit eine Abschätzung der Entstehung von Warmrissen möglich ist. Zur Vereinfachung und objektiven Auswertung der Warmrisse wird eine Softwareanpassung realisiert und zwei neue Größen, das Hot-Crack-Kriterium und die Hot Crack Duration, eingeführt und an den Versuchen verifiziert.

Für die numerische Auslegung der Stahl-Aluminium-Verbunde werden im ersten Schritt kraft- und formschlüssige Prinzipproben hergestellt. Verwendet wird ein Stahlrohr mit einem Außenradius von 26 mm und Wandstärke 3,5 mm. Für eine stoffschlüssige Verbindung werden aus den in der Literatur bereits vorliegenden Ergebnissen zehn zielführende Beschichtungen ausgewählt und auf die Stahleinleger appliziert. Als Druckgussmaterial wird eine AlSi9MgMn-Legierung definiert. Der Einfluss der Beschichtungen wird in dafür konzipierten Ausdruck-, Scher- und Haftzugversuchen identifiziert. Im Vergleich zu den unbeschichteten Stahleinlegern kann die maximale Auszugsspannung von 8,60 MPa auf 69,26 MPa und die Energieaufnahme 38,52 J auf 553,39 J gesteigert werden. Grundsätzlich ist die reproduzierbare Herstellung von stoffschlüssigen Verbunden, wie bereits in der Literatur untersucht, sehr schwierig, da die Bildung einer durchgängigen intermetallischen Phase zwischen Einleger, Beschichtung und Umgussmaterial sehr stark mit dem Liquiduspunkt der Beschichtung und dem Temperaturhaushalt in der Kavität zusammenhängt. Exemplarisch wird dies

am Beispiel eines feuerverzinkten Einlegers dargelegt und eine Steigerung der maximalen Ausdruckspannung von 28,69 MPa auf 45,85 MPa durch die Erhöhung der Gießtemperatur von 680 °C auf 700 °C erreicht. Noch höhere Spannungen von 92,46 MPa werden durch eine Vorwärmung des Einlegers auf 250 °C erreicht. Um die Anbindung zwischen dem Stahleinleger und dem Aluminiumguss zu verbessern, werden das Hochdruckwasser- und das Korundaufrauen identifiziert. Somit kann ein Mikroformschluss erreicht werden, der zusätzlich durch die kraftschlüssige Verbindung überlagert wird. Im Rahmen der Arbeit wird ein linearer Zusammenhang zwischen dem R_Z -Wert eines Stahleinlegers und der maximalen Auszugsspannung sowie der Energieaufnahme festgestellt und darauf aufbauend ein Design-Chart für verschiedene Kontaktspannungen erstellt.

Für die numerische Abbildung von Stahl-Aluminiumverbunden wird eine Simulationsmethodik in dem FEM-Programm ABAQUS entwickelt. Für den Stahleinleger und die Aluminiumlegierung werden die Größen $\alpha_i(T)$, $\rho(T)$, $E(T)$, $\nu(T)$, $c_p(T)$, $\lambda(T)$, σ , $\varepsilon(T)$ und für den Kontakt $h(p)/h(d_{mac})$ berücksichtigt. Die Daten werden jeweils zum Teil aus experimentellen Untersuchungen ermittelt oder mit der Software JMatPro errechnet. Für eine erste Verifizierung der Berechnungsmethodik wird ein Auszugversuch verwendet, wobei der experimentelle Kraft-Weg-Verlauf und der Innenradius des Aluminiums nach dem Auszug als Iterationsbasis dienen. Das Endergebnis ist eine Vorgehensweise, bei der der Abkühlvorgang, die thermische Berechnung, implizit berechnet und der Auszugversuch, die mechanische Prüfung mit einer Importsimulation und expliziter Zeitintegration realisiert wird. Es wird gezeigt, dass sich während dem Abkühlvorgangs aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten Kontaktspannungen von 60 MPa bis 80 MPa einstellen. Einen entscheidenden Einfluss des auf Norton basierenden Kriechmodells auf den Abbau der Kontaktspannungen kann nicht aufgezeigt werden. Für eine korrekte numerische Abbildung des mechanischen Vorgangs muss der statische und dynamische Reibkoeffizient berücksichtigt werden. Als geeignete Werte werden in dieser Arbeit für $\mu_{statisch} = 0,201$ und $\mu_{dynamisch} = 0,085$ identifiziert. Als Erweiterung wird ein Ansatz zur Darstellung von stoffschlüssigen Verbindungen aufgezeigt. Die Verifizierung erfolgt mit Hilfe des experimentell durchgeführten Ausdruckversuchs, wobei ein Kohäsiv-Zonen-Modell für die Abbildung der stoffschlüssigen Verbindung verwendet wird. Für die Ermittlung der notwendigen Kohäsivparameter werden Haft- und Scherzugversuche durchgeführt und die numerischen Parameter iteriert. Da eine gemischt kraft-/stoffschlüssige Verbindung in ABAQUS mit dem verwendeten Kontaktmodell nicht darstellbar ist, wird eine Subroutine VUINTER erstellt, mit der eine Abbildung eines Prinzipbauteils mit kraft- und stoffschlüssiger Verbindung möglich ist.

Für eine Vorhersage des Versagens von Salzkernen und Stahleinlegern im Druckguss werden Umgussversuche an Prinzipsalzkernen mit unterschiedlichen Prozessparametern und an Stahleinlegern mit verschiedenen Wandstärken und gleichen Prozessparametern durchgeführt. Die Versuche zeigen bei Salzkernen im Druckguss zwei verschiedene Schädigungsmechanismen. Im ersten Fall wird der Salzkern aufgrund der im Vergleich zu Metallen relativ geringen Zug- und Biegefestigkeiten während der zweiten Phase des Druckgussprozesses zerstört und im Verlauf der Füllung teilweise an die Kavitätwand gedrückt. Dadurch werden die gewünschte Geometrie und der gewünschte Hinterschnitt nicht abgebildet, was im Fall einer Anwendung zum Ausschuss des Aluminiumbauteils führt. Beim zweiten Versagensfall wird der Salzkern während der dritten Phase, dem Nachdruck, zerstört. Dabei wird der Salzkern durch einen Druckimpuls leicht angerissen, wodurch sich eine Aluminiumblattrippe bildet, der Kern seine Position jedoch nicht verändert. Hierbei wird die Druckfestigkeit des Salzkerns betrachtet. Grundsätzlich ist ein intakter Kern anzustreben, jedoch ist dieser Versagensfall je nach Anwendungsfall unterschiedlich zu bewerten. Die Blattrippe kann während des Auswaschvorgangs entfernt werden, wodurch die gewünschte Hinterschnittgeometrie dargestellt wird. Die Lagetoleranz ist in diesem Fall ebenso abzu prüfen. Für beide Fälle wird in der Strömungsberechnung das Versagen der Kerne übereinstimmend mit dem Experiment vorhergesagt. Die Einlegerbelastungsrechnung der Stahlrohre zeigt, dass in der zweiten Phase keine Schädigung zu erwarten ist, da die hohen Festigkeiten von Metallen für die mechanische Belastung der zweiten Phase ausreichend sind. In der Nachdruckphase kommt es jedoch, abhängig von der Wandstärke, bei verschiedenen Nachdrücken zur Kompression der Rohre. Auch dieses Phänomen kann in der CFD-Berechnung kongruent zu den experimentellen Ergebnissen vorhergesagt werden.

Für den Übertrag der Erkenntnisse aus den Prinzipbauteilversuchen auf Anwendungsbeispiele wird eine Verbundguss-A-Säule definiert und im Niederdrucksandguss hergestellt. Für die Funktionsprüfung wird aus einem genormten Prüfverfahren ein Ersatzlastfall entwickelt und angewandt. Für die numerische Abbildung des Versagens wird außerdem ein triaxialitätsbasierendes Schädigungsmodell aus den Prinzipumgüssen erstellt und auf die Verbundguss-A-Säule übertragen. Damit kann die Schädigung der A-Säule im Gusszustand (F) in der FEM-Berechnung im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen sehr gut abgebildet werden. Die Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment ist für die wärmebehandelte (T7) A-Säule nicht gegeben, da aufgrund der nicht optimalen Krafteinleitung im Experiment der A-Säulen-Fuß an den Fügeverbindungen versagt und diese Abbildung in der vorliegenden Arbeit nicht mehr geleistet werden kann.

Die Erkenntnisse über die Salzkerngeometrie werden auf eine Demonstratorgeometrie einer Zylinderstegkühlung für ein Druckgusskurbelgehäuse übertragen. Die Herstellung der Salzkerngeometrie erfolgt im Warmkammerdruckgussverfahren, wobei die Temperaturen der

Werkzeugform und der Schmelze an die Grundlagenversuche angelehnt sind. Mit Hilfe der erarbeiteten Simulationsmethodik wird die Herstellung des Bauteils ausgelegt und der Druckgussunguss bewertet. Die nachfolgenden Versuche zeigen, dass die Vorhersage der Simulation zutreffend ist.

Fazit

Grundsätzlich sind beide untersuchten Technologien, der Verbundguss und die gegossenen Salzkerne, für eine Anwendung zu empfehlen. Für die Erzeugung einer Stahl-Aluminium-Verbindung im Druckguss oder Niederdruckguss ist auf eine stoffschlüssige Verbindung jedoch zum aktuellen Stand zu verzichten, da keine durchgängige Anbindung garantiert werden kann. Zudem sind die Schichten, die eine stoffschlüssige Verbindung bilden, nicht wärmebehandlungsstabil, weshalb eine naturharte Aluminiumlegierung verwendet werden sollte. Deshalb sollte mit einer kraft-/formschlüssigen Verbindung gearbeitet werden. Als zielführend ist eine Profilierung wie z. B. das Hochdruckwasserstrahlen zu nennen. Diese bewirkt hohe Auszugskräfte bei einer St-Al-Verbindung. Als Anbindungsabsicherung oder für Korrosionsschutzzwecke (siehe *Cespedes-Gonzales* [16]) kann eine zusätzliche Beschichtung auf dem Stahleinleger appliziert werden. Wie am Beispiel der A-Säule gezeigt, sind keine Nachteile bei der Wärmebehandlung von kraft-/formschlüssigen Verbundgussbauteilen zu nennen. Bei der numerischen Auslegung ist darauf zu achten, dass der Aufschumpfprozess des Aluminiums auf den Stahleinleger bei der mechanischen Bewertung mitbetrachtet wird, da der kraftschlüssige Anteil einen großen Einfluss auf die Auszugskräfte haben kann. Zudem ist mit realistischen Kontaktbedingungen der Materialpaarung sowie der Berücksichtigung des Haft- und Gleitreibungskoeffizienten zu rechnen. Zuletzt sollte ein Stahleinleger verwendet werden, der durch die thermische Belastung keine oder nur wenig Festigkeit abbaut.

Die Untersuchung der Salzkerne hat gezeigt, dass das verwendete System Restriktionen bzgl. der Prozessparameter besitzt und lediglich in einem kleinen Intervall von Schmelze- und Kokillentemperatur rissfreie Kerne mit akzeptablen Festigkeitswerten herstellbar sind. Zudem ist darauf zu achten, dass die Salzkernebauteile möglichst homogene Wandstärken besitzen, da es sonst aufgrund des Materialverhaltens zu Warmrissen kommt. Bereiche mit viel Bauteilvolumen bleiben sehr lange flüssig, da die Salzkerne-randschale eine isolierende Wirkung aufweist, wodurch sich die Ausformzeiten extrem verlängern und in dieser Zeit Bereiche mit Schwindungsbehinderungen (z. B. Rippen) Warmrisse entwickeln. Intakte Kerne zeigen jedoch eine sehr geringe Oberflächenrauheit und damit gute Abbildungsgenauigkeit im Aluminiumbauteil. Kernkompressionen, wie bei geschossenen oder gepressten Kernen, werden nicht festgestellt. Der Auswaschvorgang kann problemlos durchgeführt werden. Ein negativer

Einfluss auf das Aluminiumbauteil, verursacht durch den Salzkern, kann nicht genannt werden.

Ausblick

Für eine aussagekräftige Beurteilung der Temperaturbelastung von Salzkernen während des Aluminiumgusses im Druckguss oder Niederdruckguss, muss der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Salzkernen und der flüssigen Aluminiumschmelze experimentell ermittelt und in die numerische Simulation integriert werden. Um die Verwendung und die Designs von Salzkernen zu vereinfachen, müssen Kennwerte (z. B. maximales Längen- zu Querschnittsverhältnis) erarbeitet werden. Da die verwendete Salzkernlegierung ein enges Prozessfenster für die Herstellung intakter Salzkernbauteile besitzt, ist der Einsatz der bereits erwähnten übereutektischen Legierung mit 70 mol% Na_2CO_3 -Anteil näher zu untersuchen. Zudem kann, wie bereits teilweise aus der Literatur bekannt, mit weiteren Legierungsbestandteilen (s. *Yamada* [57] und *Yaokawa* [56]) die Schwindung und die thermische Dehnung reduziert werden, wodurch sich das Prozessfenster vergrößern würde. Ein Materialmodell muss für diesen Fall analog der vorgestellten Ergebnisse erstellt und verifiziert werden. Zudem könnte eine abkühlratenabhängige Festigkeit in das Formfüll- und Erstarrungsprogramm implementiert werden, um den Umgussprozess noch genauer betrachten zu können und noch filigranere Salzkerne herzustellen. Als Beispiele sind hier *Treitler* [126], *Rehm* [127] und *Todte* [128] zu nennen, die für Metalle lokale Materialeigenschaften in Abhängigkeit vom Gießprozess vorhersagen.

Für die Optimierung von Verbundgussanwendungen muss eine Möglichkeit der Vorhersage von stoffschlüssigen Zonen erarbeitet werden. Dazu sind mit zielführenden Beschichtungen Umgussversuche mit verschiedenen Prozessparametern (Schmelze-, Kokillen- und Einlegertemperatur) durchzuführen und der Einfluss auf die stoffschlüssige Verbindung zu ermitteln. Über ein erarbeitetes Vergleichskriterium in der CFD-Rechnung kann im Anschluss die Qualität der Verbindung vorhergesagt werden. Zudem ist der Verzug von Verbundbauteilen durch den Gießprozess und die anschließende Wärmebehandlung zu untersuchen. Ein Beispiel für die Verzugsvorhersage hat *Thoma* [117][129][130], *Egner-Walter* [131] und *Demirel* [132] gegeben. Als weitere Anwendung mit Potential ist der Aluminium-Aluminium-Verbundguss zu nennen. Untersuchungen dazu wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit nur sporadisch durchgeführt und deshalb nicht dokumentiert. Literaturbeispiele wurden in Kapitel 2.2.2 bereits genannt.

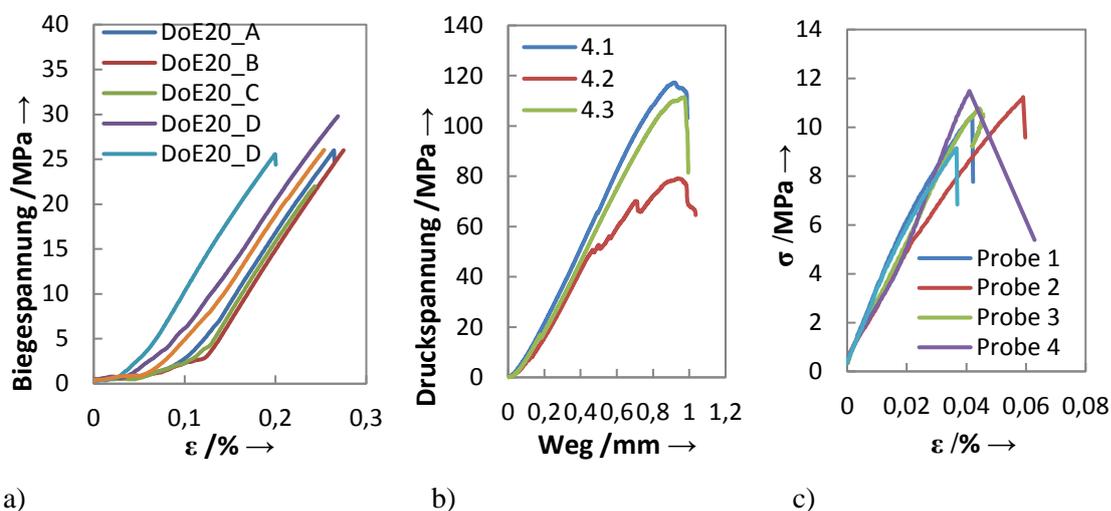
Die vorgestellten Technologien können auch auf weitere Bauteilanwendungen übertragen werden. Als Beispiel für die Verbundgusstechnologie kann im Bereich

Powertrain eine Lagerstuhlverstärkung genannt werden. Da in diesem Bereich das Druckgussaluminium Schwächen besitzt, könnte durch einen geschmiedeten Aluminium- oder Stahleinleger eine deutliche Verbesserung der Festigkeit erreicht werden. Weitere Verbundgussanwendungen sind im Strukturbauteilbereich zu nennen. Hier könnten Flansche eingegossen werden, um Mischfügeoperationen zu vermeiden oder Schweißverbindungen zu ermöglichen. Mittels Salzkernen könnten aktuell gefügte hohle Strukturen (z. B. Längs- oder Querträger) durch ein Bauteil (teil-)substituiert werden.

Anhang

Exemplarische Salzkernergebnisse aus der mechanischen Prüfung

Exemplarisch sind in Abbildung 0.1 a die ermittelten Biegespannungen für den Zentralpunkt der DoE mit der Schmelzetemperatur $T_S = 700^\circ\text{C}$ und der Kokillentemperatur $T_K = 200^\circ\text{C}$ aufgetragen. Der Bereich der ermittelten Biegefestigkeiten liegt zwischen 21,99 MPa und 30,83 MPa. Der Mittelwert der sechs geprüften Proben liegt bei 25,90 MPa. Alle Proben zeigen ein linear-elastisches Verhalten bis zum Bruch. Da kein plastisches Materialverhalten vorliegt, liegen die Randfaserdehnungen mit 0,20 % bis 0,275 % auf einem sehr niedrigen Niveau. Abbildung 0.1 b zeigt exemplarisch den charakteristischen Verlauf der Druckversuche bei Raumtemperatur. Die Spannungen liegen dabei zwischen 70 MPa und 120 MPa und sind damit im Vergleich zu den Biegeversuchen um den Faktor 4 höher. Abbildung 0.1 c stellt exemplarisch die Spannungs-Dehnungskurven für den Zugversuch bei Raumtemperatur dar. Wie beim Biegeversuch zeigt das Material bei Raumtemperatur ein extrem sprödes Verhalten. Mit knapp 11 MPa im Mittel sind die erreichten Maximalspannungen deutlich niedriger als beim Biegeversuch.



a) Exemplarischer Spannungs-Dehnungsverlauf einer Salzkernprobe bei Raumtemperatur im 3-Punkt-Biegeversuch, b) Exemplarischer Spannungsverlauf einer Salzkern-Druckprüfung bei Raumtemperatur, c) Spannungs-Dehnungsverlauf der Zugversuchsprüfung bei Raumtemperatur

Gegenüberstellung und Bewertung von Stahlbeschichtungen und Kernsysteme

Tabelle 0.1: Tabelle für bereits getestete Beschichtungen und Vorkonditionierungen eines Stahleinlegers zur Verbesserung der Anbindung

Einlegerwerkstoff/ Substrat	Beschichtung/ Oberflächenbehandlung	Schicht- dicke [µm]	Umgiß- werkstoff	Umgiß- verfahren	Anbindung bzw. stoffschlüssige Verbindung in % inkl. Kommentar	IMP Dicke [µm]	Bewertung	Literatur
niedriglegiertes Korrosionsblech DX51	Reinigung Isopropanol u. Beizen (10% HCl)	k.A.	Al99,98 AlSi7 AlCu7 AlZn7	Benetzungs- versuch	100	260 100 190 220	0 0 0 0	[24]
	Z100, Feuerverzinkung (0,2%Al, Rest Zn)	7	AISI9Mn (Trimal-37)		56	k.A.	++	
	Z275, Feuerverzinkung (0,2%Al, Rest Zn)	20			63	bis 2	++	
	AISI10	20			26	k.A.	0	
	Ni	20			28	k.A.	0	
	Oberflächen mikrostrukturiert, parallel zur Gießrichtung				82	k.A.	+	
	Oberflächen mikrostrukturiert, senkrecht zur Gießrichtung				75	k.A.	+	
	Z600, Feuerverzinkung (0,2%Al, Rest Zn)	40			- Schichtfehler im Mittelbereich	bis 10	+	[18]
	Zn + NanoMg, elektrolytisch (Grundsicht 100%Zn, Funktionsschicht: Mg-Basis)	10			- wenig Schichtfehler	bis 2	++	
	Zn + NanoZn, elektrolytisch (Grundsicht 100%Zn, Funktionsschicht: Zn-Basis)	10			- lokale Risse auf Blechoberfläche	bis 2	++	
	ZM 140, Feuerverzinkung (1,6% Al, 1,6% Mg, Rest Zn)	10			- wenig Schichtfehler	k.A.	+	
	ZM 275, Feuerverzinkung (1,6% Al, 1,6% Mg, Rest Zn)	20			- lokale Risse auf Blech oberfläche	k.A.	+	
	Nickel elektrolytisch	20			- Schichtfehler im Mittelbereich	k.A.	0	
	Al150, Feueraluminieren (8-11% Si, Rest Al)	23			- inhomg. Blechoberfläche	k.A.	-	
				kaum SS, überwiegend FS	k.A.	0		
				kaum SS, überwiegend FS	k.A.	-		

- Fortsetzung von vorheriger Seite -

Einlegetwerkstoff/ Substrat	Beschichtung/ Oberflächenbehandlung	Schicht- dicke [µm]	Umguss- werkstoff	Umguss- verfahren	Anbindung bzw. stoffschlüssige Verbindung in % inkl. Kommentar	IMP Dicke [µm]	Bewertung Literatur	
ZstE420	feuerverzinkt		AlSi9Mn	Kaltkammer- druckguss	70	< 1	++	
	elektrolytisch verzinkt				70	< 2	++	
	gebeizt				0		--	
	10% Salzsäure (pH <2)				5		-	
	Flussmittel behandelt (Lotflussmittel)	k.A.			20		0	[17]
	sandgestrahlt (Korund)						k.A.	
	Alfinieren							
	(Einlegen des Bleches im flüssigen Zustand)							
	Feueraluminieren	20						
	Galvannealid Verzinkung (Zink-Eisenbeschichtung)	10						
S600MC	Zn (99,995)	11,5	AlSi7Mg0,3	Niederdruck- kokillenguss	Auflösung beim Umguss		+	
	Schmelztauchverfahren							
	ZNNi14 (Galvanische Abscheidung)	11,5					+	
	Galvanische Abscheidung							
	Al (99,9)	6				kein SS erkennbar	--	[16]
	Galvanische Abscheidung							
	AlZn43,4Si1,6	12,5				Auflösung beim Umguss	0	
	Schmelztauchen							
	AlSi10	12,5				k.A.	0	
	Schmelztauchen							
AlSi12	100			teilweise stoffschlüssige Anbindung	+			
Spritzbeschichten								

Tabelle 0.2: Übersicht bereits in der Literatur getesteter Kernsysteme inkl. Bewertung

Kernmaterial	Herstell- verfahren	Umzugsprozess	Festigkeit	Oberfläche Kern oder Bauteil	Entformung	Bewertung	Literatur
Sandkerne	Wasserglas Coldbox	Anschnitt: 0,4-2,5 m/s Nachdruck: 60-356 bar	k.A.	sehr rau	- Aufwand hoch	-	[40][6]
						-	
Wasserglas-CO2	Kernschmelzen	Rheogießen: Anschnitt: 8,2 m/s Nachdruck: 250 bar	k.A.	sehr rau bis schlichteglat (Schlichte- abhängig)	- aufwändig bis einfach - Schlichte abhängig	0	[45]
						0	
PUR-Amin-Coldbox 50% Al2O3 50% SiO2	k.A.			glatt		--	[40][6]
SnZn11	Schwer-kraftguss	Anschnitt: 4 m/s Nachdruck: 360 bar	k.A.	glatt	- Reste im Bauteil verbleibend	--	[40][6]
						+	
ZnAl4Cu1		Anschnitt: 50-55 m/s Nachdruck: 1100-1200 bar					
ZnAl4Cu1	spanende Bearbeitung	Rheogießen: Anschnitt: 8,2 m/s Nachdruck: 250 bar	Rp0,2= 250 Rm=330		- mit Schlichte problemlos - ohne Schlichte entfernen nicht möglich (Stoffschluss)	-	[45]
		Kolbengeschw.: 2,2 m/s	k.A.	sehr glatt	- Lösung mit organische Säure - Dauer: lange	0	[41][42]
BaO-B2O3-SiO2	Schwer-kraftguss	Anschnitt: 55 m/s	Biegefestigkeit: bis 60MPa E-Modul: > 6 GPa	glatt	k.A.	++	[43][44]
Polyamid 6.6	spanende Bearbeitung	Rheogießen: Anschnitt: 8,2 m/s Nachdruck: 250 bar	k.A.	geringe Rauigkeit	- Ausschmelzen bei 275°C - dauer lang	0	[45]
				rau, teilweise Gaseinschlüsse	- Ausschmelzen bei 180°C - Dauer: lang	0	
Polyoxymethylen Copolymer							

Sandkerne
Keramikkäfer
metallische Ausschmelz- kerne
Glaskerne
Keramikkerne
Polymkerne

- Fortsetzung von vorheriger Seite -

Kernmaterial	Herstell- verfahren	Umgussprozess	Festigkeit	Oberfläche Kern oder Bauteil	Entformung	Bewertung	Literatur
99,7% NaCl	spanende Bearbeitung	Rhegießen: Anschnitt: 8,2 m/s Nachdruck: 250 bar	T1=801	rau	- (20 min bei 80°C Wassertemperatur) - mechanisch aufwändig	+	[45]
NaCl-Na ₂ CO ₃	flüssige Phase, schwer- kraftguss		Beiegefestigkeit: 30 MPa (70mol% Na ₂ CO ₃)	k.A.	k.A.	++	[56]
KCl-K ₂ CO ₃			Biegefestigkeit: 25 MPa (60% und 50mol% K ₂ CO ₃)			-	
KCl-NaCl			Biegefestigkeit 5 MPa (70mol% NaCl)			-	
K ₂ CO ₃ -Na ₂ CO ₃			Biegefestigkeit: 5 MPa (90mol% Na ₂ CO ₃)			-	
KCl-NaCl-Na ₂ CO ₃ -K ₂ CO ₃	flüssige Phase, Druckguss	k.A.	Biegefestigkeit: 25MPa			++	[57]
k.A.	Kern-geschossen		Zugfestigkeit: < 2 MPa Biegefestigkeit: 4-7 MPa Zugfestigkeit: < 15 MPa Biegefestigkeit: 25-30 MPa	porös Rz 60-160 µm	- HDWS - Aufwand gering	o	[47][48]
	flüssige Phase, Druckguss		Rz < 30 µm			++	
	flüssige Phase, Lost Foam		k.A.	k.A.	- leichtes Herauslösen - schwammige Innenstruktur möglich	+	[58]
	flüssige Phase, Druckguss		Serienparameter	Biegefestigkeit: 18 MPa		- HDWS - Aufwand gering	++
NaCl+ Binder	Pressen+ Sintern	Anschnitt: 35 m/s Nachdruck: 820 bar	Biegefestigkeit: 12 MPa	Rz 173 µm	- Ausspülen - Aufwand gering	o	[49][50] [51][11]
NaCl+ Binder	nassgepresst		Biegefestigkeit: 20 MPa			+	

Salzkerne

Exemplarische Ergebnisse der mechanischen St-Al-Verbund-Charakterisierung

Die Ergebnisse der mechanischen Prüfung werden im Folgenden exemplarisch dargestellt. In Form eines Kraft-Weg-Diagramms zeigt Abbildung 0.2 a das Ergebnis aus dem Ausdruckversuch einer unbeschichteten Probe. Charakteristisch sind der lineare Anstieg des Kraftniveaus und ein schlagartiger Abfall nach Erreichen des Kraftmaximums, woraufhin die Ausdruckkraft im Verlauf des Ausdruckversuchs vollständig abfällt und der Stahleinleger damit komplett aus der Umgussgeometrie herausgelöst wird. Analog dazu sind die Auszugsversuche zu beschreiben und unterscheiden sich ausschließlich durch die höheren Kraftmaxima, welche durch die höhere Umgussfläche zu begründen sind.

Das Verhalten der oberflächenkonditionierten Stahleinleger wird beispielhaft an der AlSi12-HDWS-Geometrie in Abbildung 0.2 b dokumentiert. Wie bei der unbeschichteten Variante gibt es zunächst einen linearen Anstieg bis zu einem Kraftmaximum. Danach fällt die Kraft schlagartig ab, jedoch nicht so stark wie bei der unbeschichteten Variante. Der Verzahnungseffekt zwischen dem profilierten Stahleinleger, entstanden durch die HDWS-Behandlung, und dem Aluminiumguss, sorgt für eine Verklammerung und einen Formschluss zwischen Aluminiumguss und Stahleinleger. Deshalb kommt es sogar zu einem erneuten Kraftanstieg auf ein zweites, im Vergleich zum ersten etwas niedrigeres, Kraftmaximum.

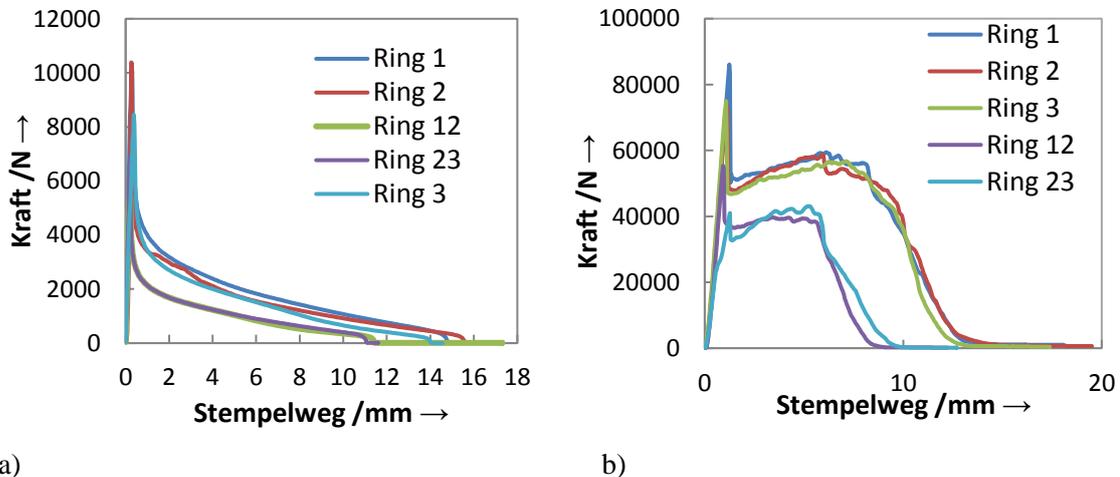
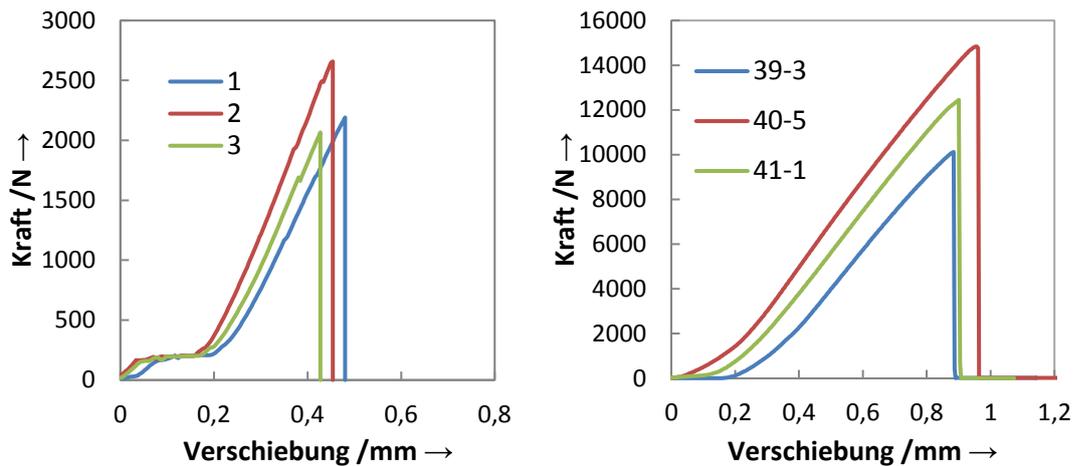


Abbildung 0.2: Kraft-Weg-Verlauf der Ausdruckversuche für a) einen unbeschichteten Stahleinleger und b) einen mit AlSi12 /HDWS vorkonditionierten Stahleinleger

Die Ergebnisse der Haftzug- und der Scherzugprüfung sind in Abbildung 0.3 a und b am Beispiel der feuerverzinkten Probe dargestellt. Beide Kraft-Weg-Kurven beschreiben einen linearen Anstieg und einen sofortigen Abfall der Kraft. Dies lässt auf ein extrem sprödes Verhalten schließen.



a)

b)

Abbildung 0.3: a) Kraft-Weg-Verlauf der Haftzugversuche für eine feuerverzinkte Probe, b) Kraft-Weg-Verlauf der Scherzugversuche für eine feuerverzinkte Probe

Verwendete Probengeometrie und thermophysikalische Daten der Zielsalzelegierung

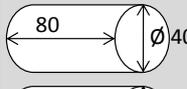
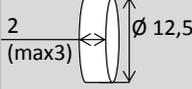
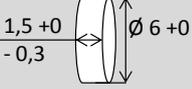
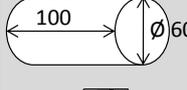
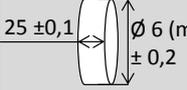
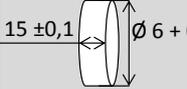
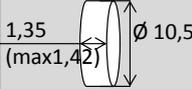
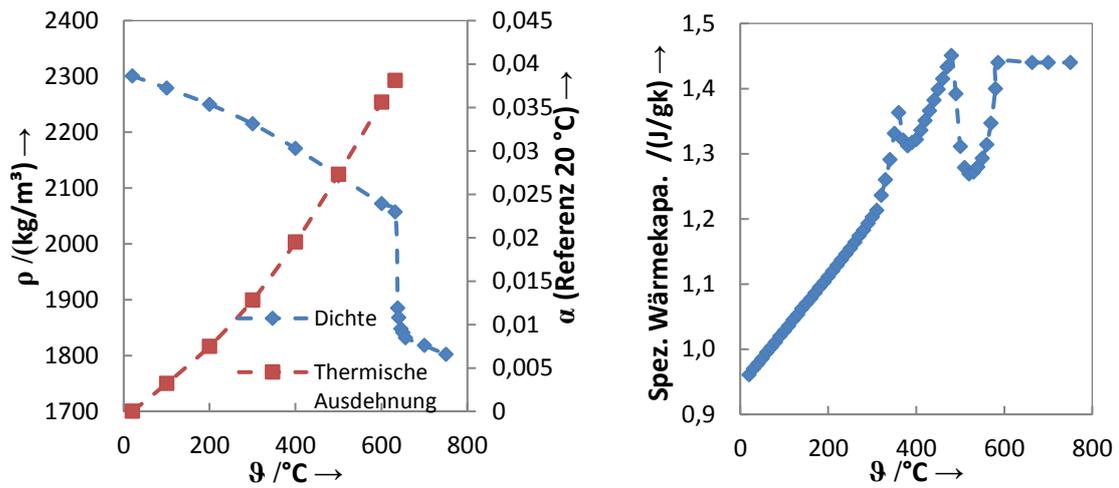
Dichte* ρ :		Temperaturleitfähigkeit* a :		Wärmekapazität* c_p :	
Fest:	Anzahl:	Fest:	Anzahl:	Fest:	Anzahl:
Abmaße:		Abmaße:		Abmaße:	
	3 Stk.		5 Stk.		5 Stk.
	3 Stk.				
	5 Stk.				
Flüssig		Flüssig		Flüssig	
	5 Stk.		5 Stk.		

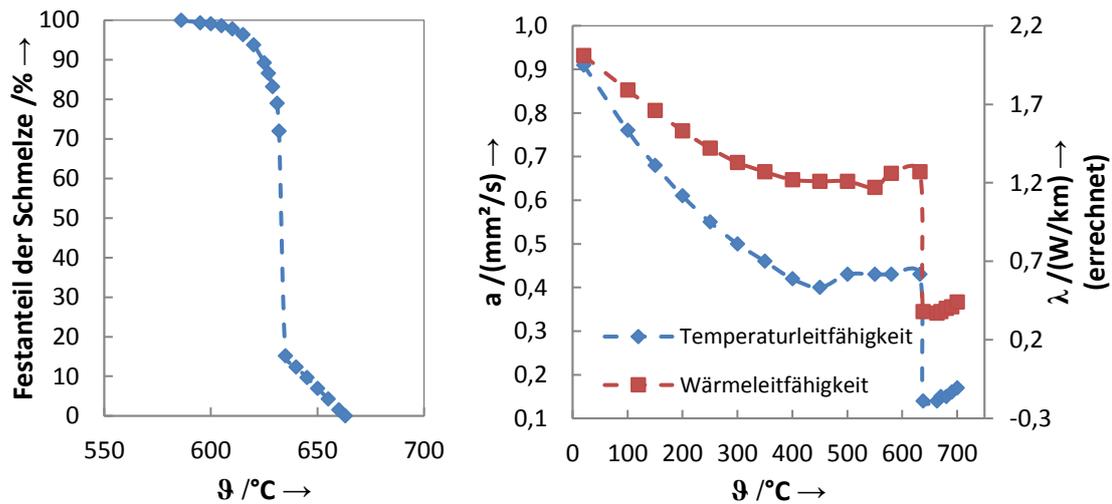
Abbildung 0.4: Verwendete Probengeometrien für die Ermittlung der Dichte ρ , der Temperaturleitfähigkeit a und der Wärmekapazität c_p



a)

b)

Abbildung 0.5: a) Experimentell ermittelte Werte für die Dichte $\rho(T)$ und die thermische Ausdehnung α des Werkstoffes von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase, b) Experimentell ermittelte Werte für die Wärmekapazität $c_p(T)$ von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase



a)

b)

Abbildung 0.6: a) Experimentell ermittelter Festanteil der Salzschnmelze f_s , b) Experimentell ermittelte Werte für die Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ von Raumtemperatur bis in die flüssige Phase sowie die errechnete Wärmeleitfähigkeit λ

Thermophysikalische und mechanische Daten der Stahl- und Al-Legierungen

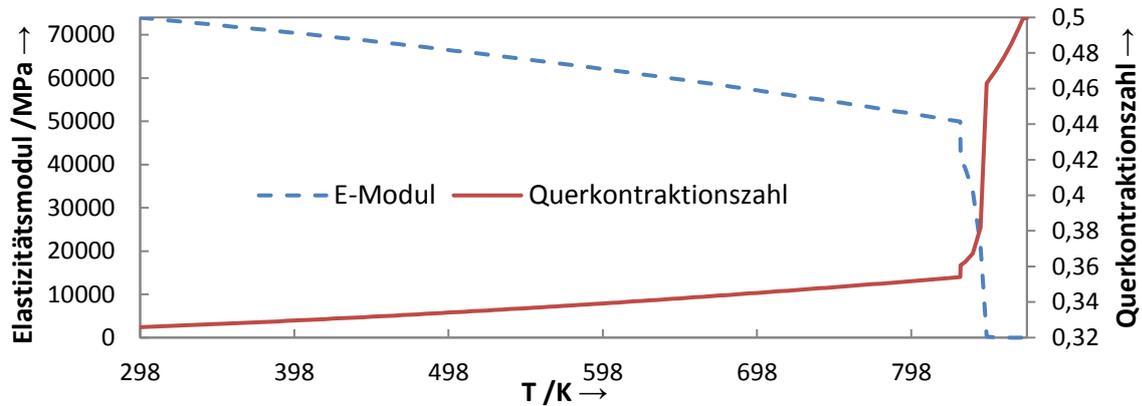


Abbildung 0.7: AlSi9MgMn-F, E-Modul und Querkontraktionszahl in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

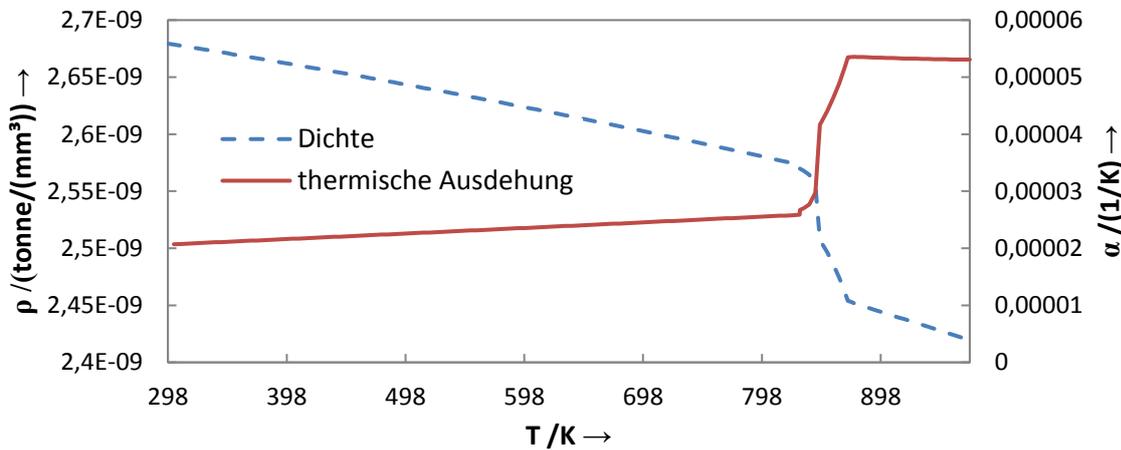


Abbildung 0.8: AlSi9MgMn-F, Dichte und thermische Ausdehnung in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

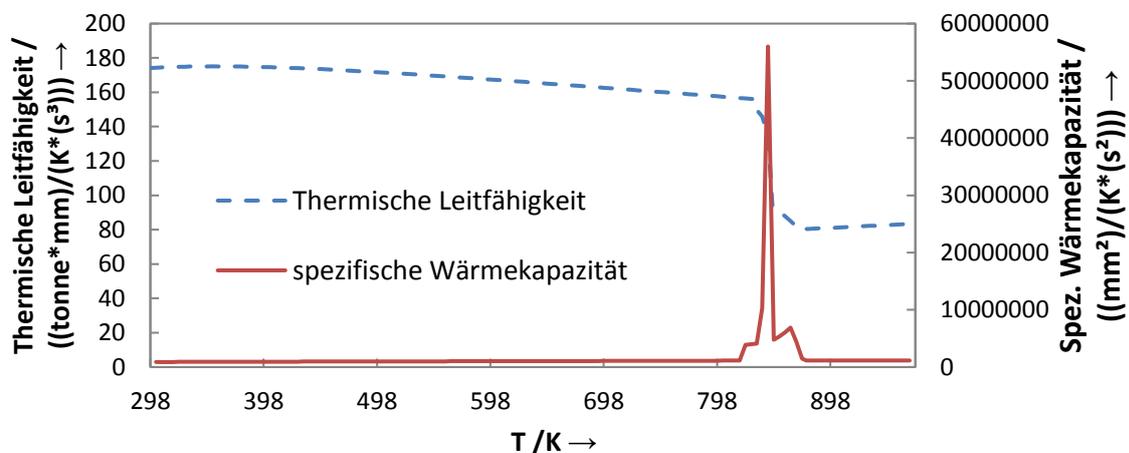


Abbildung 0.9: AlSi9MgMn-F, Thermische Leitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

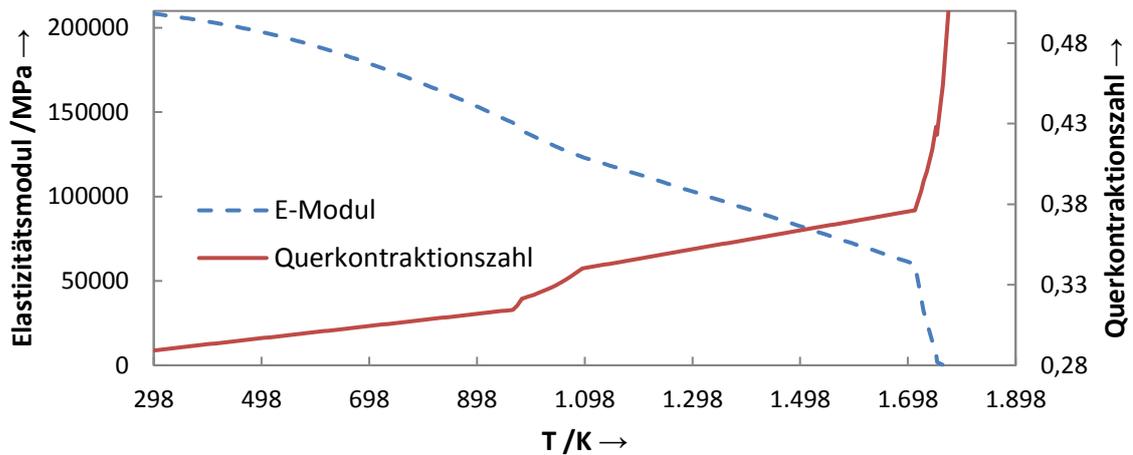


Abbildung 0.10: E355, E-Modul und Querkontraktionszahl in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

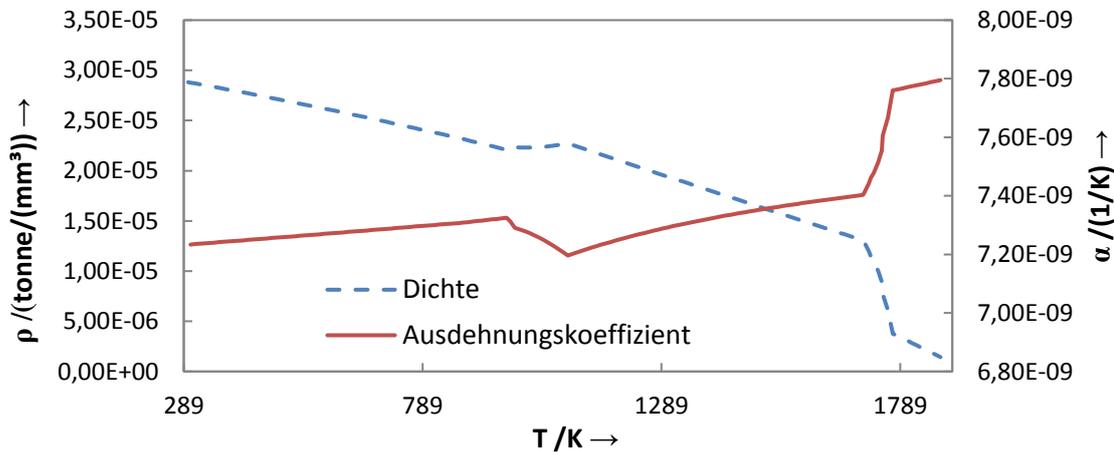


Abbildung 0.11: E355, Dichte und thermische Ausdehnung in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

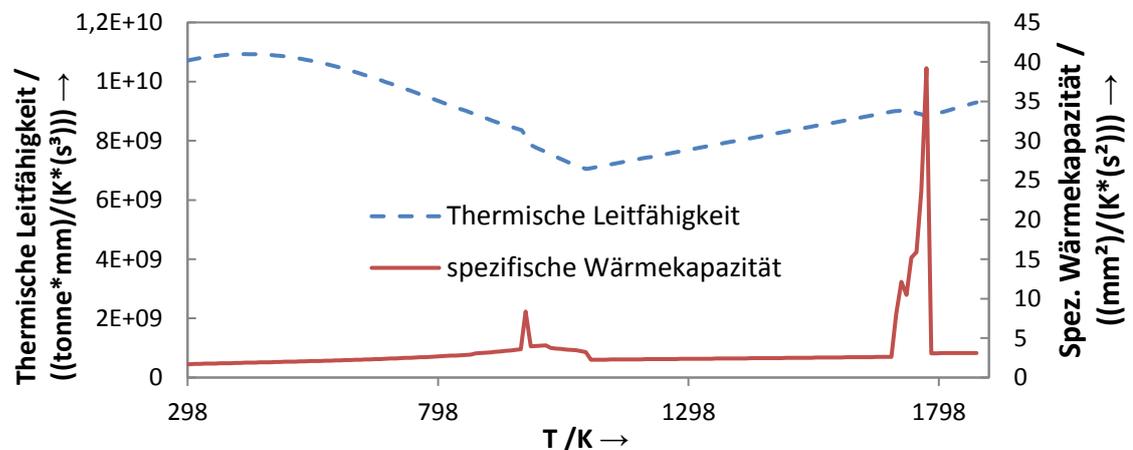


Abbildung 0.12: E355, Thermische Leitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur [K]

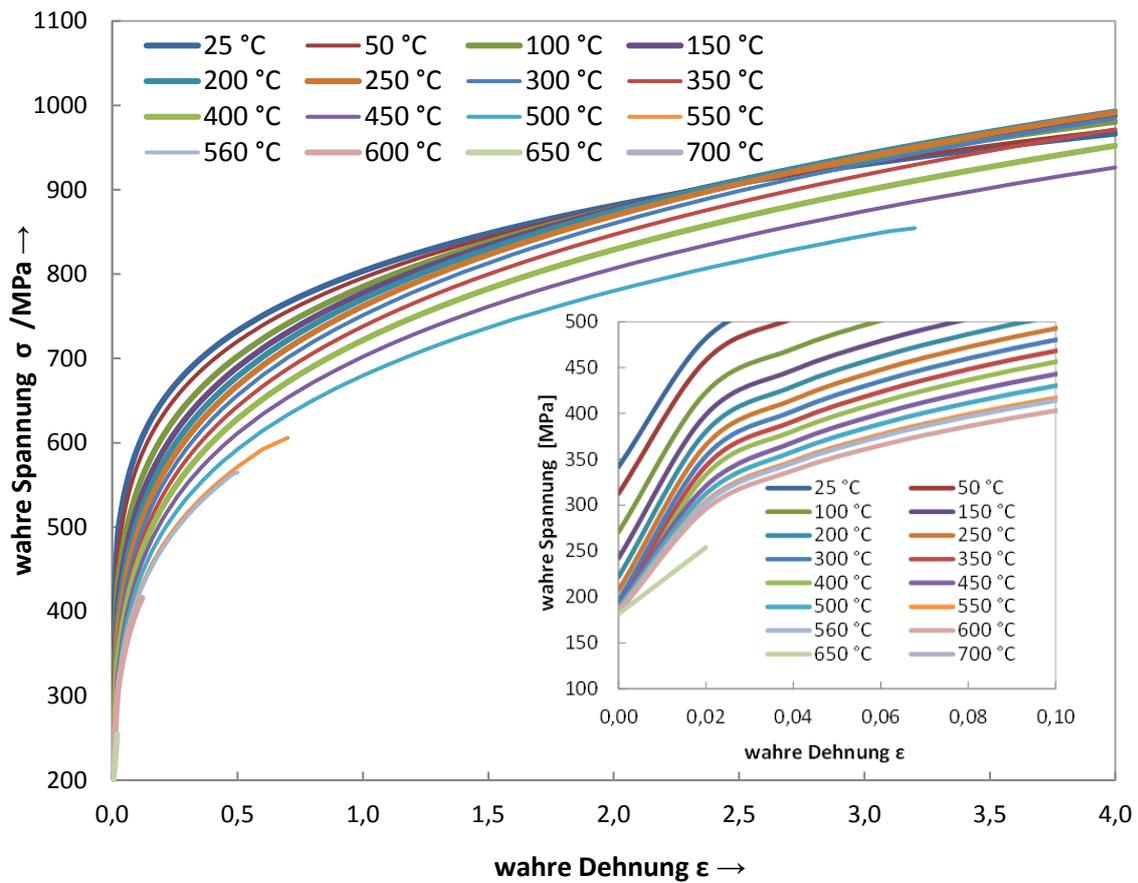
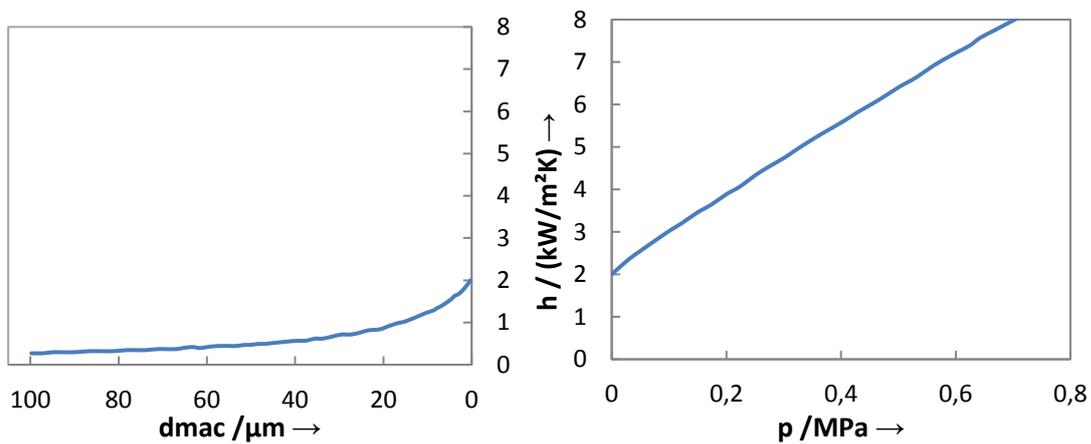
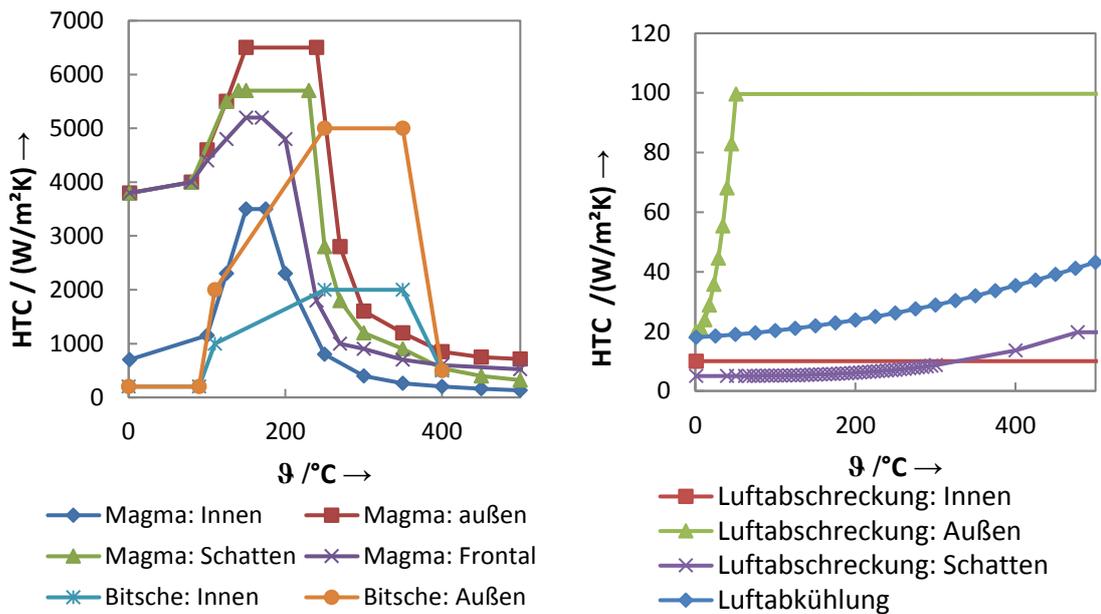


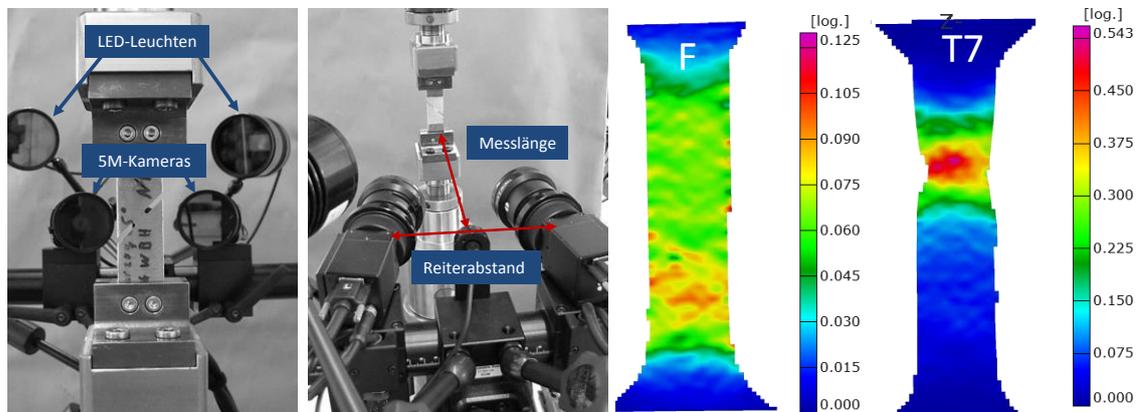
Abbildung 0.13: Verwendete Fließkurven für den Stahleinleger mit dem Material E355



a) **Abbildung 0.14:** Darstellung der verwendeten Wärmeleitfähigkeit a) in Abhängigkeit von der makroskopischen Spaltbildung und b) Kontaktdruck am Stahl-Aluminium-Interface nach Bitsche [6]



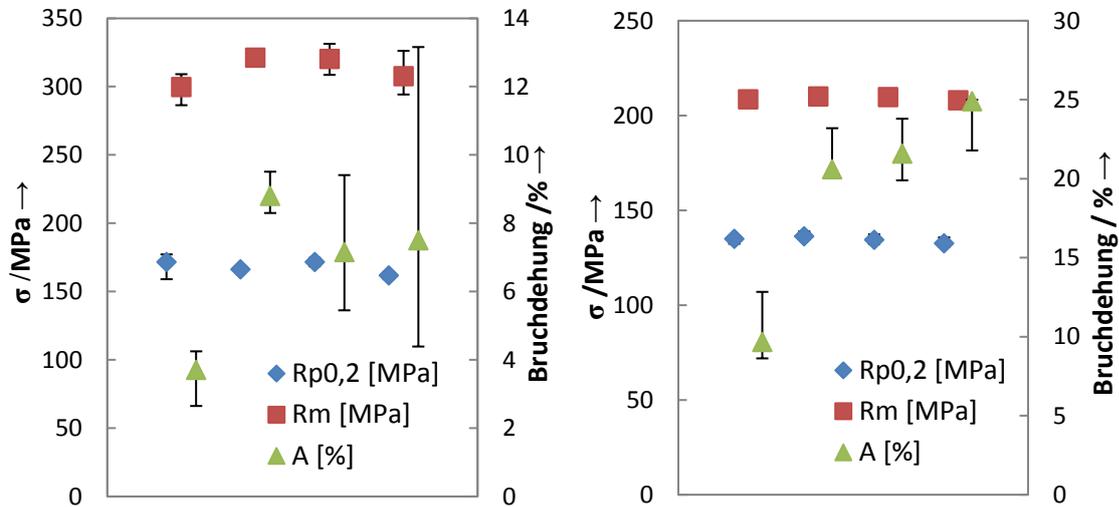
a) **Abbildung 0.15:** a) Darstellung der verschiedenen Wärmeübergänge zwischen Bauteil und Wasser für das Wasserabschrecken, entnommen aus der Datenbank MAGMASOFT® und *Bitsche* [22], b) Darstellung der verschiedenen Wärmeübergänge zwischen Bauteil und Luft für das Luftabschrecken und die Luftabkühlung entnommen aus der Datenbank MAGMASOFT®



a) **Abbildung 0.16:** a) Messaufbau der optischen Prüfung mit Aramis mit Darstellung der Kameraanordnung und dem Messbereich, b) Exemplarische Darstellung der Aramisergebnisse für die Legierung AlSi7Mg0,15-F und AlSi7Mg0,15-T7 -Zustand ausgewertet nach der logarithmischen Vergleichsdehnung nach von Mises. Abgebildet ist der letzte Zeitpunkt vor dem Versagen

In diesem Aufbau wird eine 5M-Kamera (2448 x 2050 Pixel) mit einem Messfeld von 35 x 29 mm, Messabstand 310 mm und Reiterabstand 98 mm verwendet. Das Objektiv beträgt 50 mm mit einer Blende der Stufe 8. Abbildung 0.16 b zeigt exemplarisch die Auswertung der Zuggeometrie für den F- und T7-Zustand der AlSi7Mg0,15 -Legierung. Zu sehen ist die Dehnung nach von Mises in der logarithmischen Darstellung zum

letzten Zeitpunkt vor dem Versagen der Probe. Die maximale lokale Dehnung der T7-Probe ist mit 54,3 % deutlich höher als der Gusszustand mit 12,5 %. Zudem ist der Einschnürbereich deutlicher ausgeprägt, was durch die höhere Duktilität der T7-Probe zu begründen ist.



a) **Abbildung 0.17:** Mechanische Kennwerte aus der Plattengeometrie im a) Druckguss-
 umgussversuch für die Legierung AlSi10MgMn-F und b) Niederdrucksandguss für die
 Legierung AlSi7Mg0,15-F. Abgebildet ist jeweils von links nach rechts ein ermittelter
 Referenzwert aus einer Plattengeometrie ohne Einleger, mit einem unbeschichteten
 Stahleinleger, feuerverzinkten Einleger sowie einem mittels Lichtdrahtbogenspritzen
 aufgetragenen AlSi12-Legierung.

Experimentelle und simulative Erkenntnisse aus den Salzkernuntersuchungen

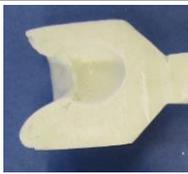
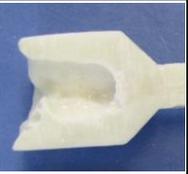
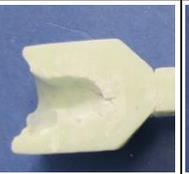
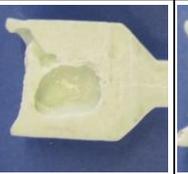
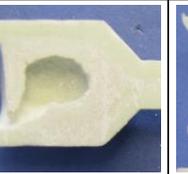
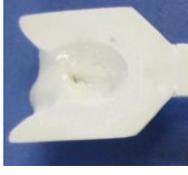
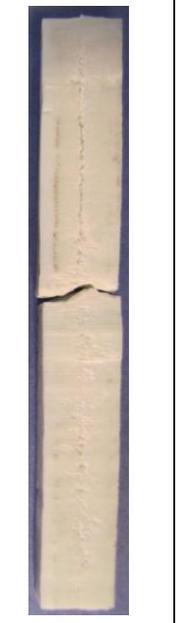
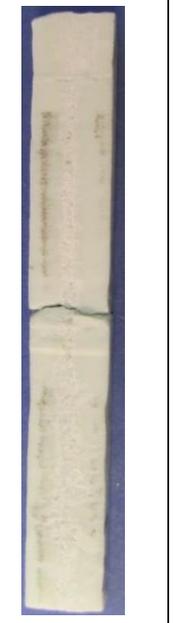
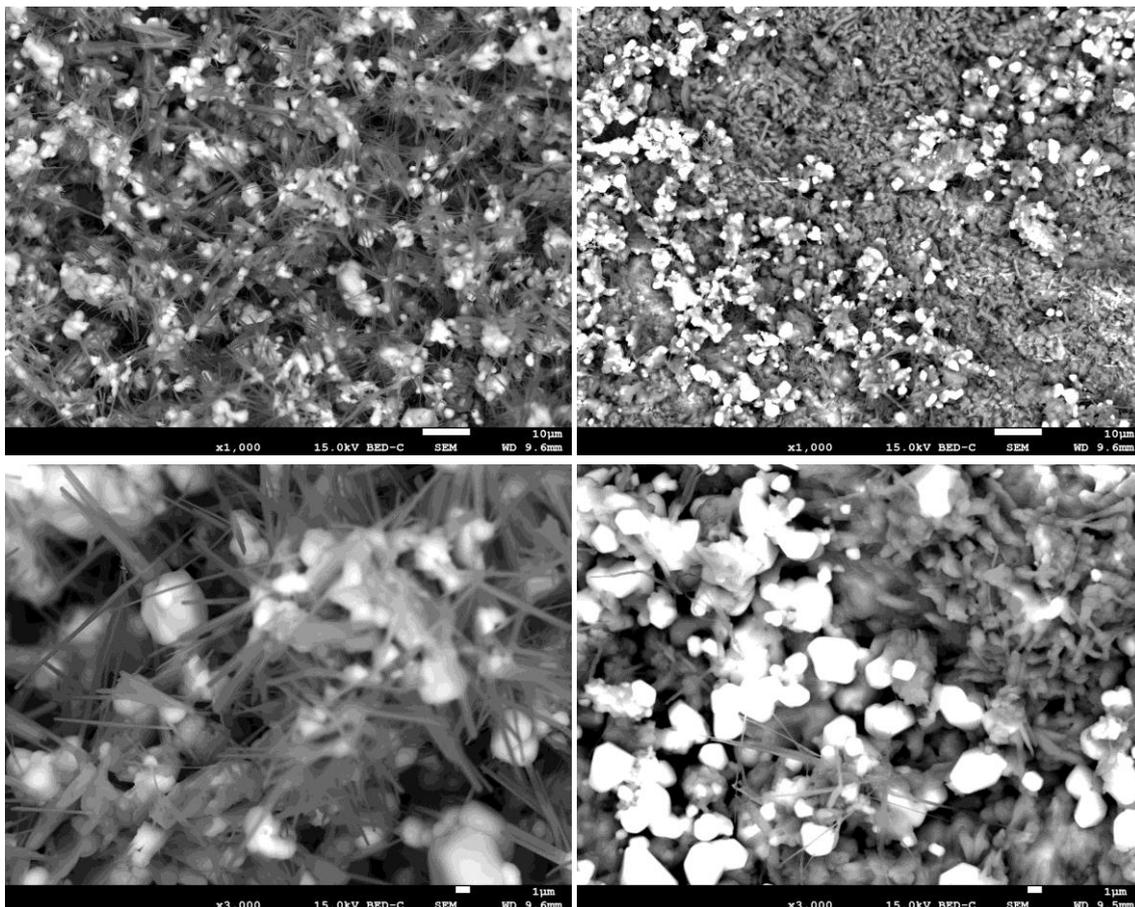
2 untereutektisch 64,5 mol% NaCl 35,5 mol% Na ₂ CO ₃	3 leicht untereutektisch 60,3 mol% NaCl 39,7 mol% Na ₂ CO ₃	4 eutektisch 55,3 mol% NaCl 44,7 mol% Na ₂ CO ₃	5 leicht übereutektisch 50,3 mol% NaCl 49,7 mol% Na ₂ CO ₃	6 übereutektisch 44,9 mol% NaCl 55,1 mol% Na ₂ CO ₃	7 stark übereutektisch 30 mol% NaCl 70 mol% Na ₂ CO ₃
					
					
					
					

Abbildung 0.18: Gegenüberstellung von 6 der 7 untersuchten Salzkernzusammensetzungen; Dargestellt ist der Speiserbereich von jeweils zwei Proben im Längsschnitt. Der Prüfbereich ist im Längs- und Querschnitt exemplarisch für eine Probe nach der 3-Punkt-Biegeprüfung abgebildet

Die stark untereutektische Legierung mit 80 mol% NaCl ist mit der angewandten Gießtechnik kaum herstellbar und, wie in Abschnitt 4.1.2 erläutert, meist nur mit Mehrfachbrüchen ausformbar. Die restlichen sechs Zusammensetzungen zeigen bzgl. Gießfehlern und mechanischen Eigenschaften deutliche Unterschiede. Die Betrachtung des Speiserbereichs der hergestellten Proben (siehe Abbildung 0.18) verdeutlicht die

Unterschiede bei der Entstehung von Einfallstellen in Abhängigkeit der Zusammensetzung. Die Proben mit höherem NaCl-Gehalt formen im Vergleich zu den stärker Na_2CO_3 -haltigen Abgüssen größere und konturgenauere Einfallstellen aus. Wird der Na_2CO_3 -Anteil erhöht, werden die Einfallstellen im Speiserbereich kleiner, bilden jedoch einen porösen Anteil im Kerninneren aus. Am besten ist dieses Phänomen bei der stark übereutektischen Legierung Nr.7 ausgeprägt. Zu erkennen ist ein fester und durchgängiger Außenbereich, gefolgt von einem porösen Kerninneren. Im Prüfbereich der Biegestabgeometrie ist bei der Variante Nr.2 eine vollkommen homogene Struktur zu erkennen. Sowohl im Längs- als auch Querschnitt sind keine Erstarrungslunker zu erkennen. Bereits ein Absenken des NaCl-Anteils um 4,2 mol% bewirkt einen leichten Fadenlunker im Bauteilinneren, der sich über den gesamten Prüfbereich des Bauteils zieht. Dieses Phänomen schwächt sich bei der eutektischen Variante wieder etwas ab. Zwar ist hier auch ein Fadenlunker zu erkennen, jedoch ist die Ausprägung etwas geringer als bei der stärker NaCl-haltigen Variante. Die Zusammensetzungen rechts vom Eutektikum bilden alle eine poröse Struktur im Kerninneren, wobei die Größe des porösen Kerninneren mit dem Anteil des Natriumcarbonats zunimmt.



a)

b)

Abbildung 0.19: REM-Aufnahmen einer übereutektischen Salzkernprobe mit 1000-, und 3000-facher Vergrößerung a) im Bauteilinneren Speiserbereich b) in der kompakten Außenhaut

Bei Betrachtung der Rasterelektronenaufnahmen einer übereutektischen Probe in Abbildung 0.19 erklärt sich die poröse Struktur. Abbildung 0.19 a zeigt eine 1000-, und 3000-fache Vergrößerung des Inneren des Speiserbereichs. Analog dazu zeigt Abbildung 0.19 b den kompakten Außenbereich. Die hellen Strukturen repräsentieren das NaCl, wobei die dunkleren Bereiche vorwiegend aus Na_2CO_3 bestehen. Durch ein sehr starkes nadeliges Erstarren des Natriumcarbonats im Bauteilinneren bilden sich diese porösen Strukturen aus. In der Außenhaut sind die Nadelstrukturen kaum vorzufinden. Ein Grund dafür ist die im Vergleich zum Kernäußeren deutlich geringere Erstarrungsgeschwindigkeit im Kerninneren. Das erklärt auch die geringe Ausprägung dieses Phänomens im Biegebereich, da hier die Unterschiede in den Abkühlraten zwischen Bauteilmitte und Außenbereich aufgrund des geringen Bauteilvolumens geringer sind.

Übersicht der Ergebnisse aus den DoE-Versuchen der Salzkernvariante Nr. 2

Die Biegefestigkeiten sind nach aufsteigender Schmelzetemperatur und Kokillentemperatur in Abbildung 0.20 angeordnet.

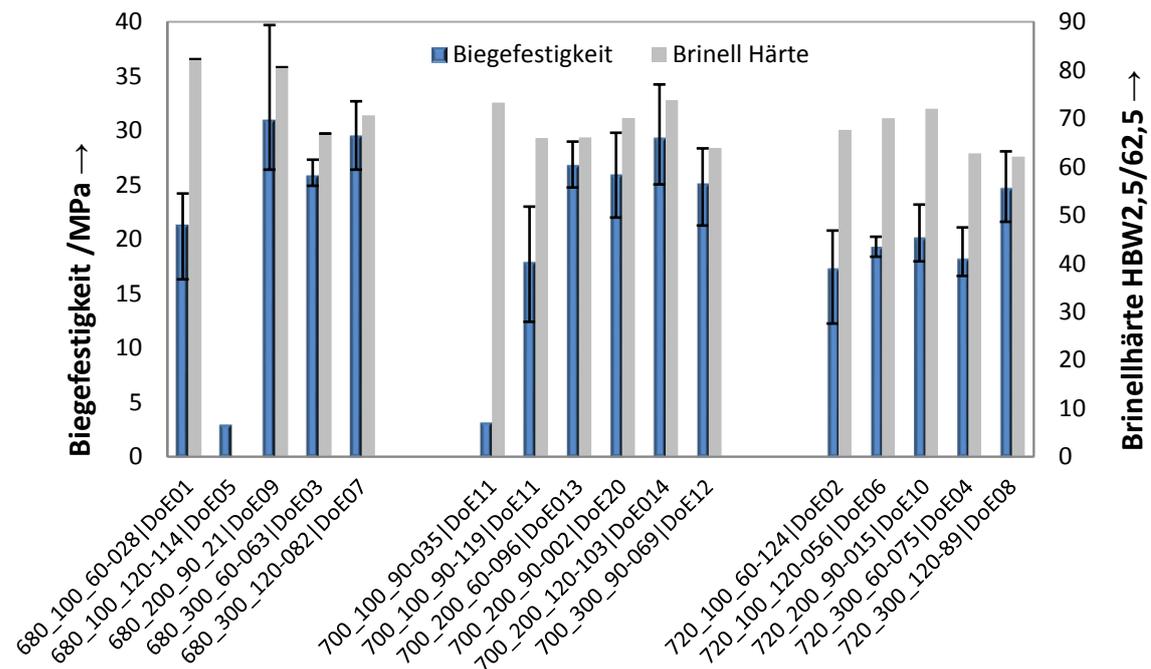


Abbildung 0.20: Darstellung der Biegefestigkeiten und Härte nach Brinell für die DoE-Versuchsplanung. Der Beschriftung des Diagramms unterliegt folgender Formatierung: Schmelzetemperatur[°C]_Kokillentemperatur[°C]_ Ausformzeit[s]-Lfd.Nr.|DOEXX|

Die höchste Biegefestigkeit von 39,70 MPa und einer mittleren Biegefestigkeit von 30,90 MPa erreicht der Parametersatz DoE09 mit $T_S = 680^\circ\text{C}$ und $T_K = 200^\circ\text{C}$. Die niedrigsten messbaren Festigkeiten liefern die Parametersätze der DoE05 und DoE11 mit Biegefestigkeiten von 3 MPa. Die höchste Härte nach Brinell von 82,3

HBW2,5/62,5 erreicht die DoE01 mit einer $T_S = 680^\circ\text{C}$ und $T_K = 100^\circ\text{C}$. Die niedrigste Härte besitzt der Parametersatz der DoE08 mit einer Brinellhärte von 62,05HBW. Grundsätzlich werden die höchsten mittleren Biegefestigkeiten (siehe Tabelle 0.3) von 26,89 MPa mit einer Schmelztemperatur von 680°C erreicht. Die mittleren Festigkeiten bei $T_S = 700^\circ\text{C}$ bzw. $T_S = 720^\circ\text{C}$ liegen bei 24,99 MPa und 19,95 MPa und besitzen damit eine geminderte Festigkeit von 7,05 % bzw. 25,82 %. Die höchste Kernfestigkeit mit einer mittleren Biegefestigkeit von 26,60 MPa erzielen die Gießserien mit einer Kokillentemperatur von 200°C . Die Gießserien mit $T_K = 100^\circ\text{C}$ bzw. $T_K = 300^\circ\text{C}$ erzielen lediglich im Mittel 18,98 MPa und 21,79 MPa und somit eine geminderte Festigkeit von 28,63 % bzw. 18,10 % im Vergleich zur Kokillentemperatur des Zentralpunktes. Weiterhin ist festzuhalten, dass innerhalb der Gießserien mit gleichen Schmelztemperaturen die Festigkeiten bei $T_K = 200^\circ\text{C}$ ihr Maximum erreichen. Niedrigere und höhere Kokillentemperaturen besitzen geringere Festigkeiten. Die Proben mit einer $T_S = 680^\circ\text{C}$ zeigen auch die höchsten mittleren Härten von 75,11 HBW auf. Gießserien mit Schmelztemperaturen von 700°C und 720°C weisen eine um 8,39 % bzw. 10,98 % geminderte Härte von 68,81 HBW bzw. 66,87 HBW auf. Bei gleichbleibender Kokillentemperatur besitzen die Gießserien mit $T_K = 200^\circ\text{C}$ die höchsten mittleren Härten von 72,49 HBW. Im Gegensatz zu den Biegefestigkeiten sind die Härtewerte der Gießserien mit niedrigeren Kokillentemperaturen nur geringfügig kleiner als der Maximalwert. Gießserien mit 100°C Kokillentemperatur besitzen eine 0,95 % geringere mittlere Härte von 71,81 HBW im Vergleich zu 200°C Kokillentemperaturen. Der Abfall der Härtewerte bei $T_K = 300^\circ\text{C}$ ist dagegen größer. Gießserien mit 300°C Kokillentemperatur besitzen eine um 10,02 % geminderte Härte von 65,23 HBW.

Tabelle 0.3: Darstellung der mittleren Biegefestigkeiten und Brinell-Härten nach Schmelztemperatur und Gießtemperatur

	Mittelwert Biegefestigkeit/ MPa [%]		Mittelwert Brinell-Härte/ HBW 2.5/62.5 [%]	
680°C Schmelztemperatur	26,89	100,00	75,11	100,00
700°C Schmelztemperatur	24,99	92,95	68,81	91,61
720°C Schmelztemperatur	19,95	74,18	66,87	89,02
100°C Kokillentemperatur	18,98	71,37	71,81	99,05
200°C Kokillentemperatur	26,60	100,00	72,49	100,00
300°C Kokillentemperatur	21,79	81,90	65,23	89,98

Korrelation zwischen der Härte und der Biegefestigkeiten bei Salzlegierung Nr. 2

Für eine mögliche Qualitätsprüfung im Produktionseinsatz wird der direkte Zusammenhang zwischen den Biegefestigkeiten und Härten nach Brinell untersucht. Dazu werden die Biegefestigkeiten über die Härtewerte aufgetragen und das Bestimmtheitsmaß R^2 bestimmt. Besteht eine vollständige Korrelation der Messwerte, so nimmt das Bestimmtheitsmaß einen Wert von 1 an. Geht der errechnete R^2 -Wert gegen 0, besteht kein Zusammenhang zwischen den Messwerten. In Abbildung 0.21 sind die Wertepaare und die ermittelte Regressionslinie dargestellt. Den aufgetragenen Messwerten wird eine lineare Regressionslinie hinzugefügt, wobei das ermittelte Bestimmtheitsmaß der Messerte 0,0,0046 beträgt und somit kein direkter Zusammenhang zwischen der Härte und der Biegefestigkeit ermittelt werden kann.

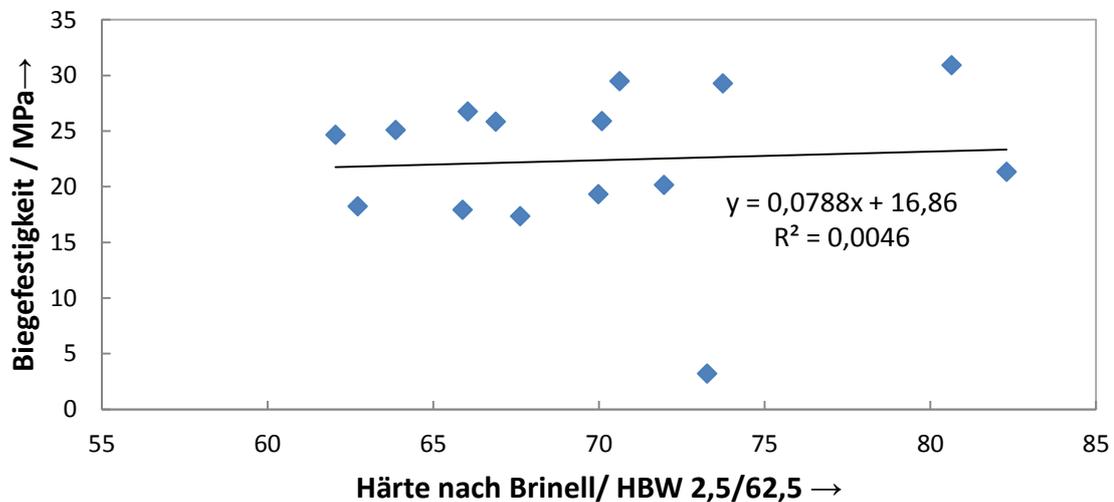


Abbildung 0.21: Darstellung der Korrelation zwischen der Härte und den Biegefestigkeiten für die Salzkerne aus der 3-fach-Biegekockille mit Angabe der Ausgleichsgerade und des Bestimmtheitsmaßes

Auswertung der DoE-Ergebnisse im Wirkungsflächendiagramm

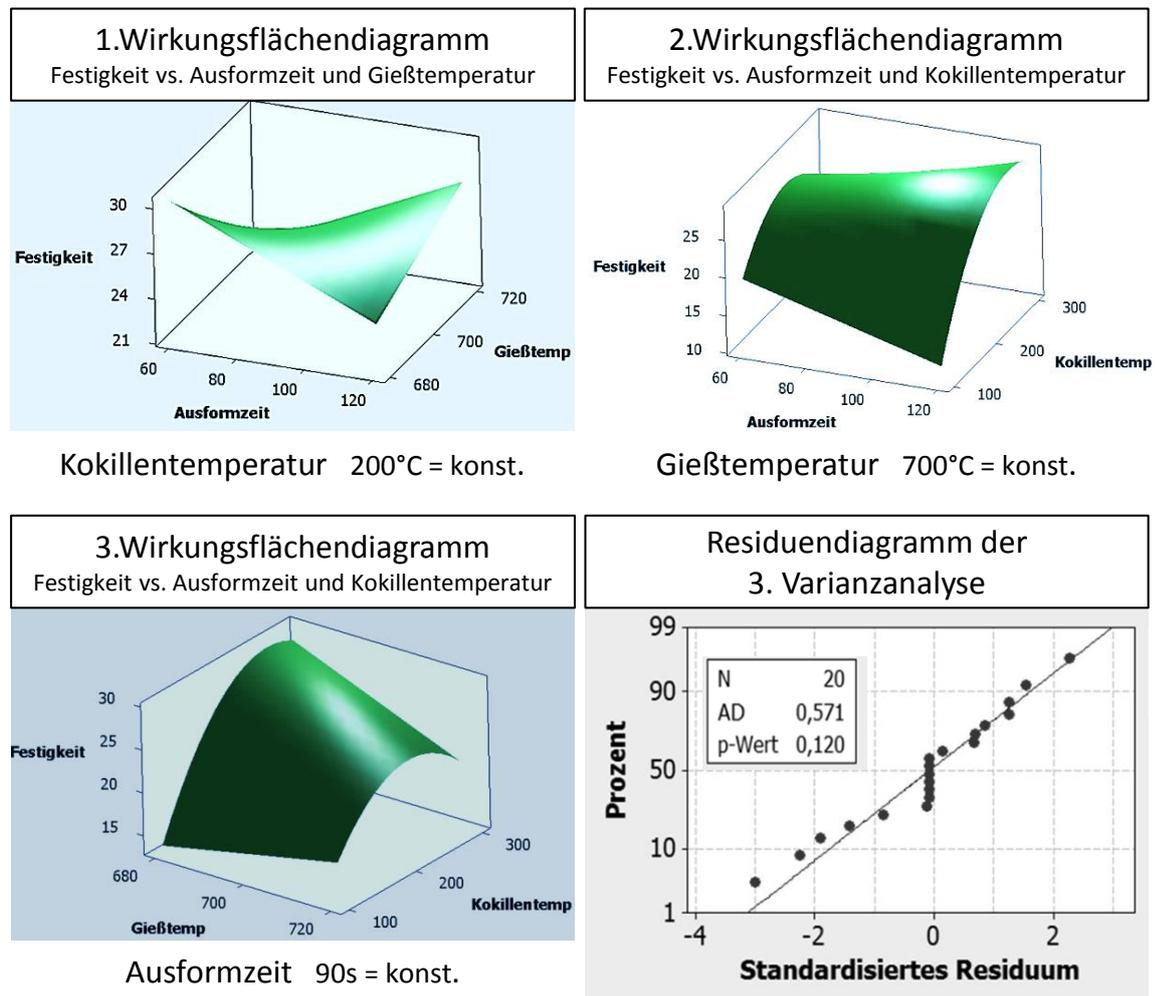


Abbildung 0.22: Darstellung der drei Wirkungsflächendiagramme und des Residuendiagramms der dritten Varianzanalyse

Auswirkungen der Temperatur auf den Masseverlust

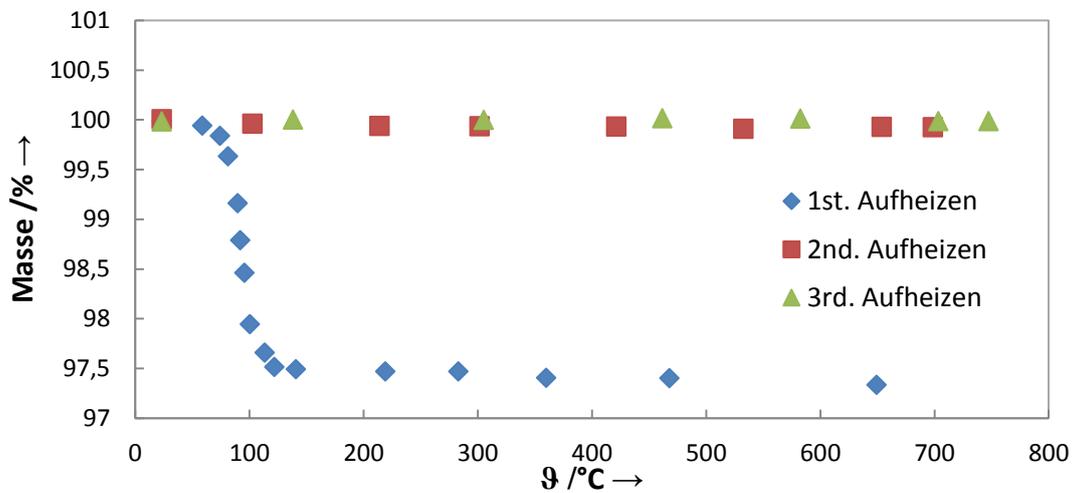


Abbildung 0.23: Darstellung des Masseverlustes während des mehrmaligen Aufheizens einer Salzkernprobe in einem Aluminiumoxidtiegel

Auswirkungen der Prozessparameter auf die Fließfähigkeit der Salzkernlegierung

Die gemittelten Spiralenlängen, dargestellt in Abbildung 0.24, zeigen deutliche Fließlängenunterschiede der Gießparametersätze. Ausgehend vom Zentralpunkt der DoE (2) mit einer Fließlänge von 469,88 mm ist die Fließlänge bei $T_s = 720\text{ °C}$ und $T_K = 300\text{ °C}$ (3) um 38,5 % länger und die Fließlänge bei $T_s = 680\text{ °C}$ und $T_K = 100\text{ °C}$ um 25,2 % kürzer. Die Fließlängen steigen mit steigender Gieß- und Kokillentemperatur nahezu linear an.

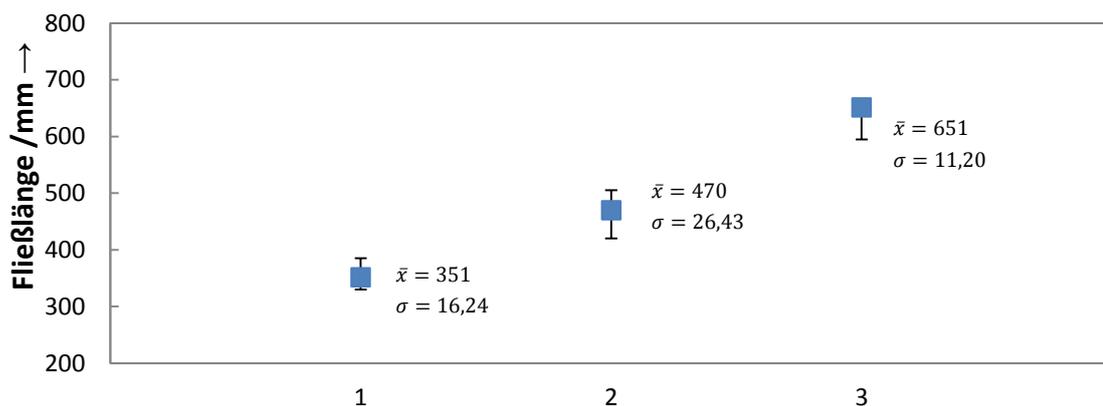


Abbildung 0.24: Darstellung der Salzsiralen aus den Kokillengussversuchen mit gemittelten Fließlängen für die Prozessparameter $T_s = 680\text{ °C}/ T_K = 100\text{ °C}$ (1), $T_s = 700\text{ °C}/ T_K = 200\text{ °C}$ (2) und $T_s = 720\text{ °C}/ T_K = 300\text{ °C}$ (3)

Die Betrachtung der Reproduzierbarkeit der Gießspiralenlängen zeigt, dass $T_S = 720\text{ °C}$ / $T_K = 300\text{ °C}$ und $T_S = 680\text{ °C}$ / $T_K = 100\text{ °C}$ die geringsten Standardabweichungen von 11,20 mm bzw. 16,24 mm aufweisen. Lediglich der Zentralpunkt der DoE weist eine erhöhte Abweichung von 26,43 mm auf. Dies entspricht einer mittleren Abweichung von 5,6%. Im Vergleich zu den Gießspiralenversuchen von *Di Sabatino* [88] mit 9 % wird eine deutlich geringere Abweichung beim manuellen Abguss erreicht. Die erzielten Abweichungen der Fließlängen bei *Di Sabatino* [88] beim Gießen mit der computer- und temperaturgesteuerten Dosiereinrichtung liegen mit 5,5 % nur geringfügig unter den Abweichungen der Parametersätze $T_S = 720\text{ °C}$ / $T_K = 300\text{ °C}$ und $T_S = 680\text{ °C}$ / $T_K = 100\text{ °C}$.

Temperaturverteilung in der Spiralkokille

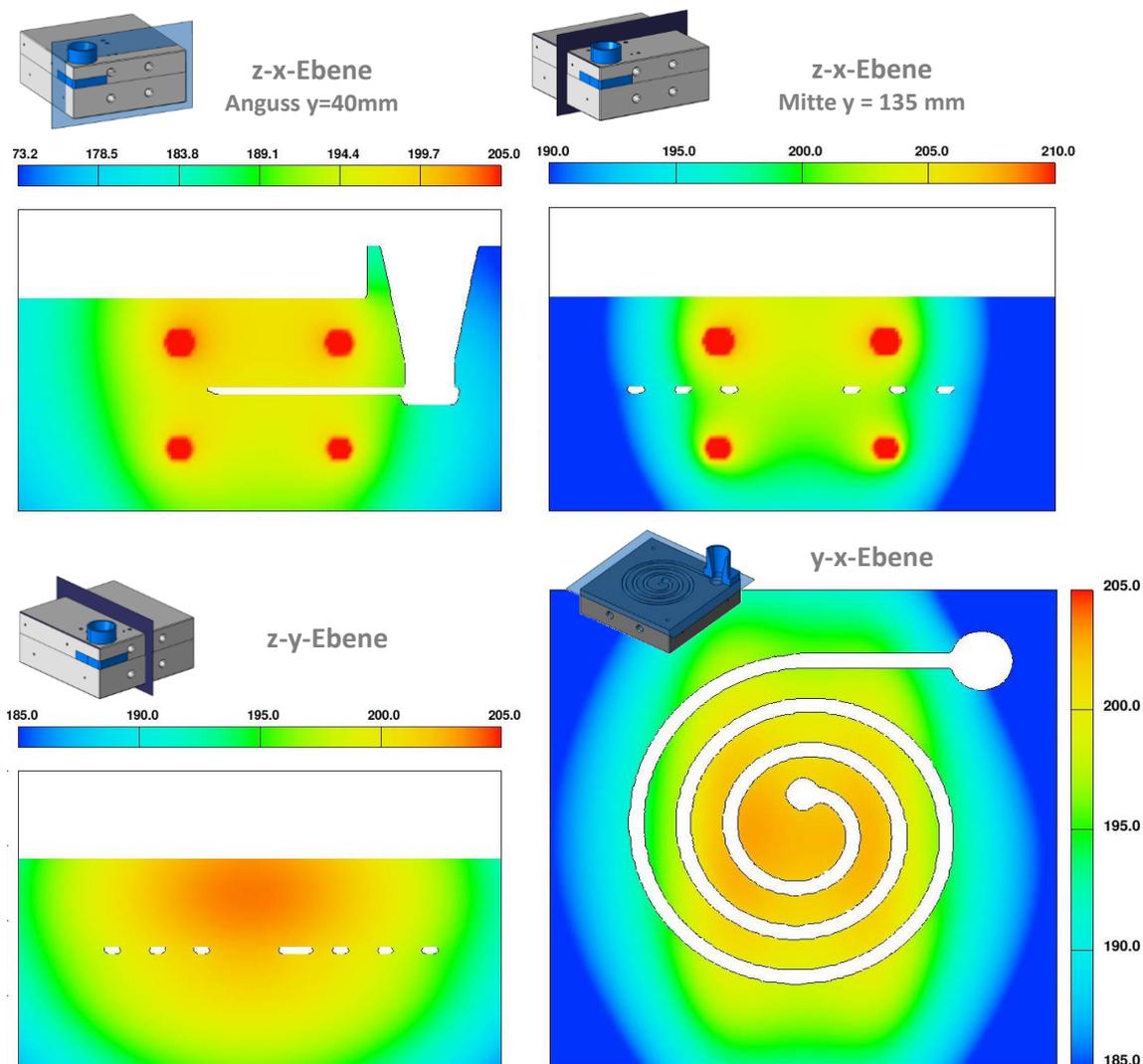


Abbildung 0.25: Temperaturverteilung in der Spiralkokille nach 1600 s Aufheizen, dargestellt in vier Schnittansichten

Die Wandtemperaturen und Gießkanaltemperaturen der Spiralkokillen liegen in einem Bereich von 190 °C bis 205 °C. Die z-x-Ebene des Simulationsmodells mit einem y-Abstand von 40 mm zur Kokillenmitte weist Temperaturen von 190 °C bis 195 °C am Anfang des Gießkanals auf. Der außermittige Angusstrichter zeigt, aufgrund der großen Kontaktfläche zur Umgebung, einen Temperaturabfall um 20 °C auf 180 °C. In der z-x-Ebene in der Mitte der Spirale bildet sich die Temperaturverteilung der Spiralkokille homogener aus. Hier betragen die Wandtemperaturen 195 °C bis 202,5 °C. Die Temperatur der Heizpatronen beträgt 220 °C. Der mittige Schnitt durch die Kokille, parallel zu den Heizpatronen in der z-y-Ebene, zeigt eine punktförmige Temperaturverteilung ausgehend von der Kokillenoberseite. Die Temperaturen in der Nähe des Gießkanals liegen im Bereich von 197,5 °C bis 202,5 °C. Die gemessene Kerntemperatur in der Simulation liegt bei 203,4 °C.

Einfluss der Simulationsparameter auf numerische Ergebnisse bei Salzkernen

Die Konvektion und die Wärmeleitung werden in der Simulation über nachfolgende Parameter definiert. Der Wärmeübergang (engl. heat transfer coefficient, kurz HTC) zwischen der Stahlkokille und der atmosphärischen Luft wird mit $HTC_{\text{Luft,Kokille}}$ bezeichnet. Der HTC-Wert zwischen dem bereits erstarrtem Salz und der Luft wird mit $HTC_{\text{Luft,Salz}}$ gekennzeichnet. Die Werte zwischen der flüssigen Salzschnmelze und der Kokille sowie der festen Salzschnmelze und der Kokille werden mit $HTC_{\text{flüssig,Kokille}}$ und $HTC_{\text{fest,Kokille}}$ bezeichnet. Des Weiteren wird die freiwerdende latente Wärme und die Dynamik der aufsteigenden, erstarrenden Schnmelze im Inneren des Salzstäbchens durch die temperaturabhängige Solidfraction-Kurve, die Critical und Coherent Solid Fraction (kurz Cri und Coh) sowie dem Drag-Coefficient (Drag) abgebildet.

Die Abkühlkurve aus dem Gießexperiment mit der Biegestabkokille stellt die Iterationsbasis dar. Diese dient als Referenzkurve zur iterativen Bestimmung der oben genannten Parameter. Grundsätzlich wird das Abkühlverhalten der Salzschnmelze von den Wärmeübergangskoeffizienten im festen und flüssigen Zustand zur Kokille beeinflusst. Für den Temperaturbereich oberhalb der Liquidustemperatur besitzt der $HTC_{\text{flüssig,Kokille}}$ einen proportionalen Einfluss auf die Abkühlraten der Schnmelze. Die Abkühlung der Kerne unterhalb der Solidustemperaturen ist maßgeblich durch den $HTC_{\text{fest,Kokille}}$, der für die Steigung der Abkühlkurve verantwortlich ist, vorgegeben. Eine Variation der $HTC_{\text{fest,Kokille}}$ im Bereich von $\pm 0,6 \cdot 10^5 \frac{\text{gmm}}{\text{s}^3\text{K}}$ ($\pm 19\%$) bewirkt eine Temperaturdifferenz von 90 °C nach 45 Sekunden im Gießprozess. Da der $HTC_{\text{fest,Kokille}}$ bereits für die ersten festen Anteile der Schnmelze während der Erstarrung die Wärmeübertragung definiert, besitzt der Parameter einen großen Einfluss auf die noch flüssige Schnmelze. Der Wärmeabfuhr steht die freiwerdende Wärme im Erstarrungsprozess gegenüber.

Die freiwerdende Wärme wird über die temperaturabhängige Solidfraction-Kurve definiert. Der temperaturabhängige Verlauf der latenten Wärme wirkt sich direkt auf die gesamte Erstarrungswärme im Kern und bei gleichbleibender Wärmeabfuhr auf die Erstarrungszeit aus. Der Wärmeinhalt der Schmelze im Kerninneren wird zusätzlich über das Aufsteigen der Schmelze im Erstarrungsvorgang, aufgrund von Konvektion, beeinflusst. Maßgebliche Parameter, die das dynamische Schmelzeverhalten mit fest-flüssigen Anteilen beschreiben, sind die Coherent und Critical Solidfraction sowie der Drag-Coefficient. Von diesen drei Parametern besitzt der Drag-Coefficient den größten Einfluss auf die Dynamik der Teilchen. Eine Verringerung des Drag-Coefficient bewirkt ein schnelleres Aufsteigen der Schmelze, aufgrund des geringeren inneren Fließwiderstandes der Schmelze. Die Folge ist eine schnellere vertikale Wärmeabfuhr und eine höhere Abkühlrate des Kerninneren. Die Grenzen für den Drag-Coefficient liegen beim vollkommenen Stocken der Schmelze bei sehr hohen Werten und dem widerstandsfreien Fließen bei sehr niedrigen Werten. Die Critical und Coherent Solidfraction definieren für die fest-flüssigen Schmelzeteilchen einen Temperaturbereich in welchem sich diese wie gebundene Festkörperteilchen verhalten. Der Einfluss der gebundenen fest-flüssigen Teilchen der Schmelze auf die Abkühlung wird durch die Steigung der Solidfraction im oberen Erstarrungsbereich beeinflusst. Die freiwerdende Wärme in diesem Bereich überlagert das Verhalten der gebundenen Teilchen und verstärkt oder schwächt deren Einfluss auf die Abkühlung.

Durch die Überlagerung der Phänomene ist besonders der Coherent Solidfraction Wert betroffen. Bei einer Erhöhung der Coherent Solidfraction sind die fest-flüssigen Teilchen bei der Erstarrung länger flüssig und ungebunden. Dadurch erhält die Schmelze auch bei niedrigeren Erstarrungstemperaturen eine erhöhte Fließfähigkeit, die sich im Aufsteigen der Schmelze und in der schnelleren Abkühlung bemerkbar macht. Bezogen auf die Abkühlkurve in der Simulation bewirkt eine Erhöhung der Coherent Solidfraction um 0,05 eine schnellere Abkühlung, die sich in einer Temperaturdifferenz von 12,5 °C nach 40 Sekunden im Gießprozess zeigt.

Die Critical Solidfraction definiert die Erstarrungstemperatur, bei der noch flüssige Teilchen sich wie kompakt gebundene, festkörperähnliche Teilchen verhalten. Da im Erstarrungsprozess bereits im fest-flüssigen Zustand viel latente Wärme frei wird, ist der Einfluss der Critical Solidfraction auf das Abkühlverhalten sehr gering. Eine Variation der Critical Solidfraction um $\pm 10\%$ zeigt keinen signifikanten Einfluss auf das Abkühlverhalten.

In Abbildung 0.26 ist der direkte Einfluss der Materialparameter auf die Fließlängen der Spiralkokille in der numerischen Berechnung beschrieben. Ausgehend von dem erstellten Materialmodell werden die Fließlängenunterschiede der veränderten Materialparameter im Vergleich zum finalen Datensatz, der eine Fließlänge von 502

mm besitzt, in Prozent angegeben. Den größten Einfluss auf die Fließlänge besitzt die temperaturabhängige Solidfraction-Kurve. Durch die schlagartige Wärmeentwicklung während der Erstarrung bleibt die Schmelze im Gießkanal länger fließfähig. In der Simulation erreicht die Solidfraction-Kurve, mit niedriger Steigung zu Beginn des Erstarrungsintervalls, im Vergleich zum finalen Parametersatz einen 12,35 % längeren Fließweg. Einen ähnlichen Einfluss auf die Fließfähigkeit besitzt die Coherent Solidfraction. Wie bereits beschrieben, besteht eine direkte Abhängigkeit zwischen der Solidfraction und der Coherent Solidfraction. Durch eine Erhöhung der Coherent Solidfraction um 0,05 wird eine 11,95 % Steigerung des Fließweges erreicht. Eine Verringerung wirkt sich nicht messbar auf die Fließlänge aus.

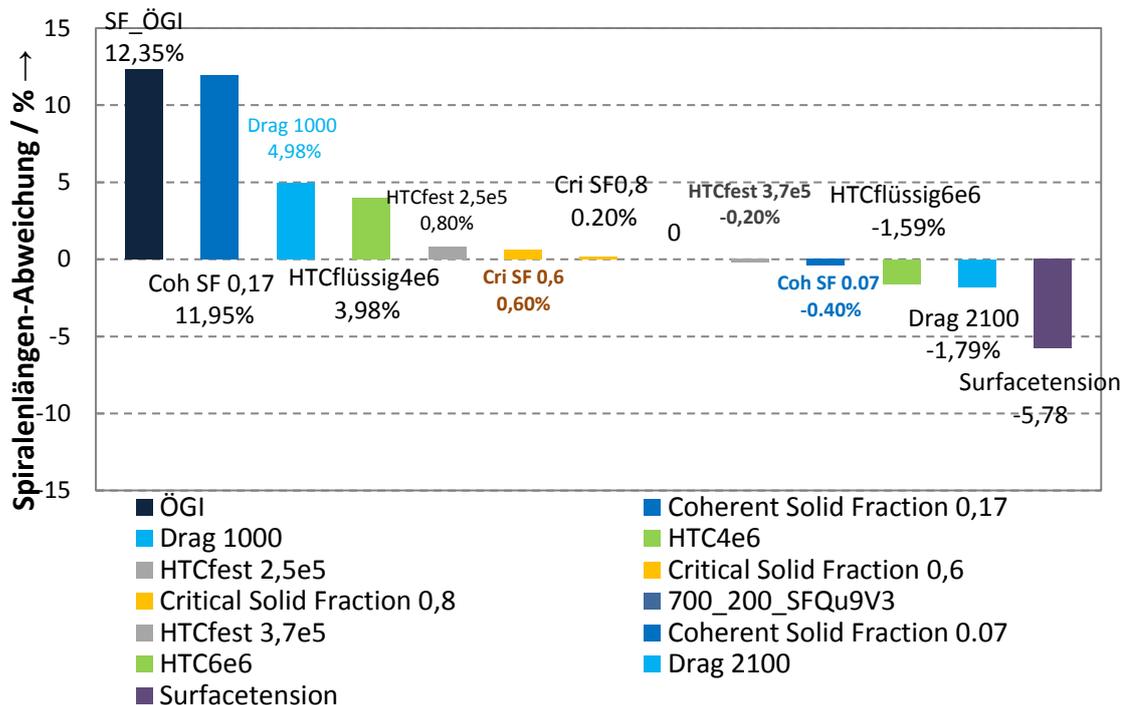


Abbildung 0.26: Darstellung des Parametereinflusses auf die Fließfähigkeit der Salzschnmelze in der Spiralkokille; Die Abweichung ist in % zum finalen Datensatz dargestellt

Der direkte Fließwiderstand der Schmelze, beschrieben durch den Drag-Coefficient, besitzt ebenfalls einen merklichen Einfluss auf die Fließlängen in der Simulation. Werte von 1000 und 2100 ergeben Fließlängenunterschiede von +4,98 % bei kleinerem Fließwiderstand und -1,79 % bei größerem Fließwiderstand. Der Einfluss der $HTC_{fest,Kokille}$ in der Spiralsimulation ist sehr gering. Eine Variation der $HTC_{fest,Kokille}$ bewirkt Fließlängenunterschiede von ± 1 %. Der $HTC_{flüssig,Kokille}$ besitzt dagegen einen größeren Einfluss auf das Fließverhalten. Durch eine Senkung des Wärmeübergangskoeffizienten um $1 \cdot 10^6$ wird eine 3,98 % längere Fließlänge erreicht. Eine Erhöhung um $1 \cdot 10^6$ bewirkt dagegen eine Verkürzung der Fließlänge um -1,59%. Neben den thermischen Parametern besitzt die Oberflächenspannung der Schmelze einen messbaren Einfluss auf die Fließfähigkeit der Schmelze. In der Simulation

bewirkt die Berücksichtigung der Surface Tension der Schmelze eine Verringerung der Fließlänge um -5,78%.

Design Chart für kraftschlüssige St-Al-Verbunde

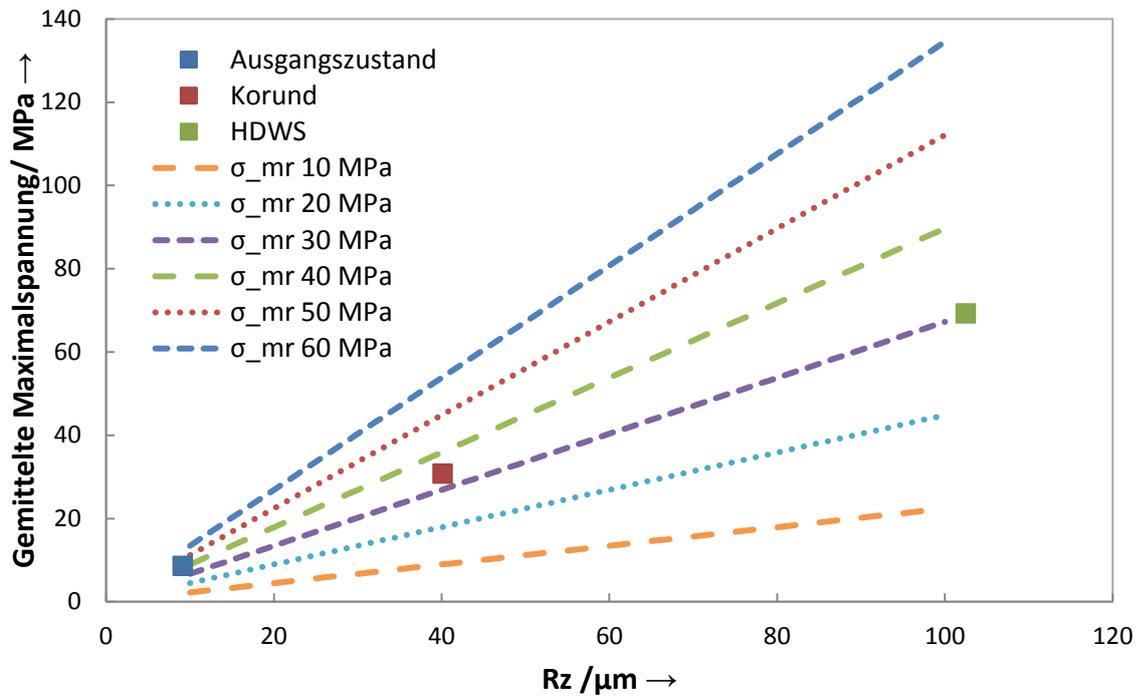


Abbildung 0.27: Designchart für die Ermittlung der Auszugsspannung einer kraftschlüssigen Stahl-Aluminiumverbindung bei unterschiedlichen Kontaktspannungen

Lichtmikroskop für den vorgewärmten feuerverzinkten Stahleinleger

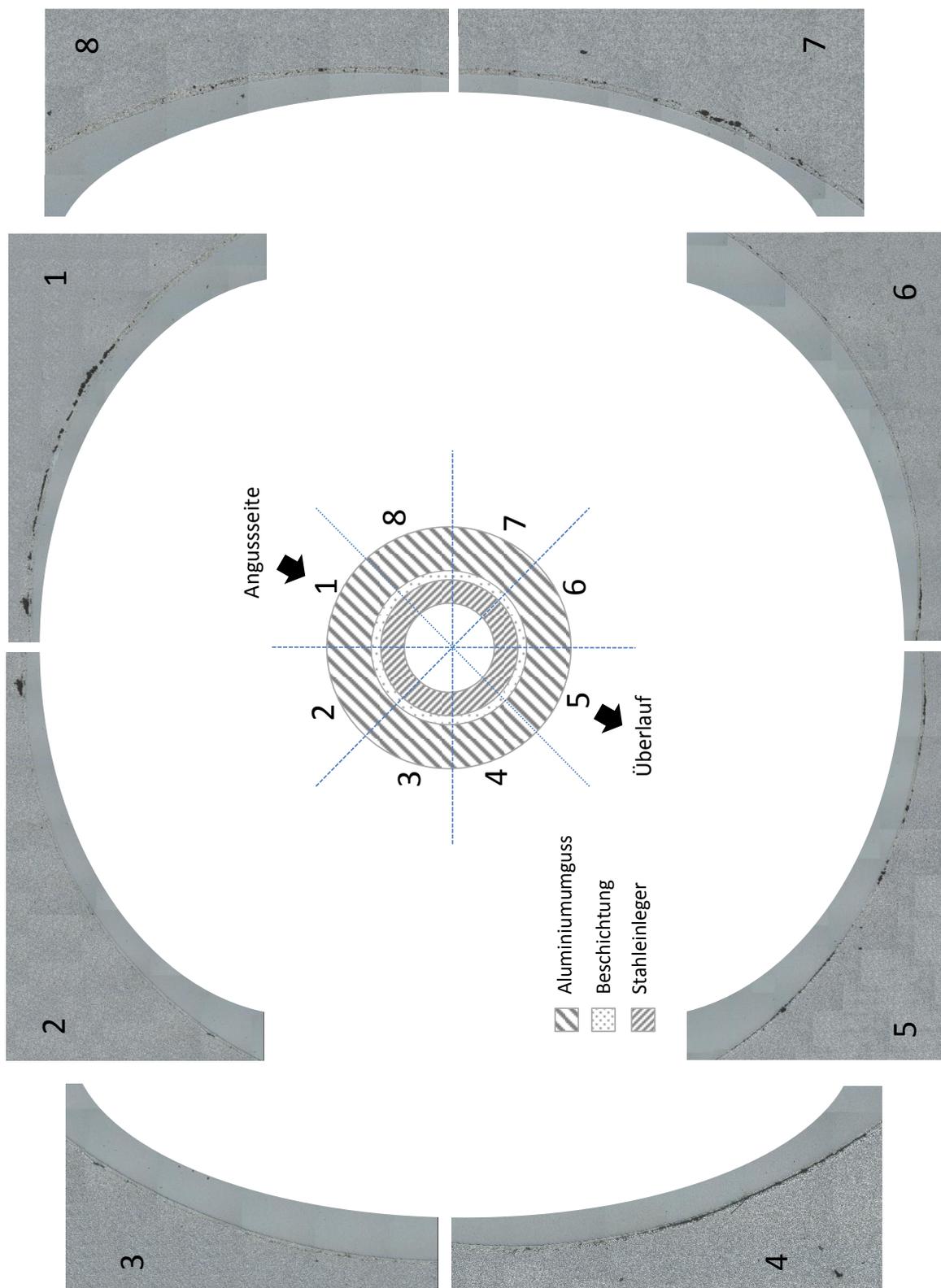


Abbildung 0.28: Übersichtsbild der stoffschlüssigen Anbindung über den gesamten Umfang der Probe aus dem Lichtmikroskop für den vorgewärmten Einleger

Wärmebehandlung und Einfluss auf den stoffschlüssigen Verbund

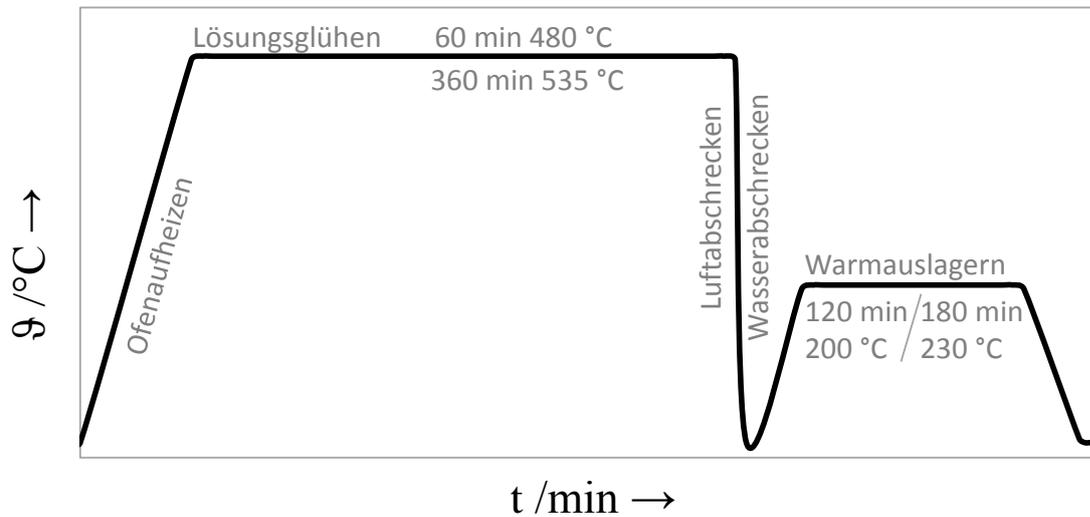


Abbildung 0.29: Schematische Darstellung des Wärmebehandlungsprozesses für eine AlSi9MgMn-Druckgusslegierung und eine AlSi7Mg0,15-Sandgusslegierung

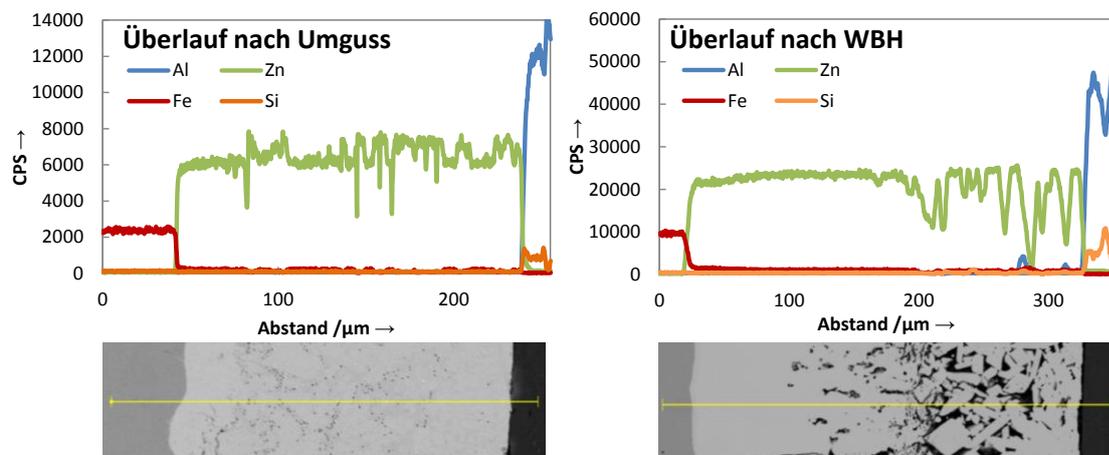


Abbildung 0.30: EDX-Scan am Überlauf vor und nach der T6-Wärmebehandlung für den bei Raumtemperatur eingelegten Stahleinleger

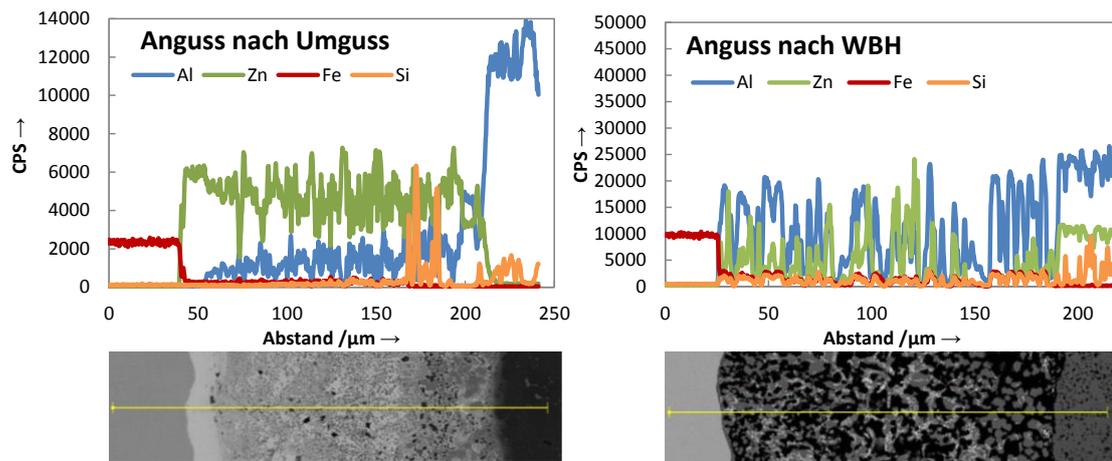


Abbildung 0.31: EDX-Scan am Anguss vor und nach der T6-Wärmebehandlung für den bei Raumtemperatur eingelegten Stahleinleger

Kontaktbedingungen für die Darstellung von St-Al-Verbunden

Tabelle 0.4: Übersicht der Kontaktrandbedingungen für die numerische Abbildung des kraftschlüssigen Stahl-Aluminiumverbundes

Rechenalgorithmus	Implizit	Explizit
Kontaktart	Contact Pair	Contact Pair
	Node-to-Surface	Node-to-Surface
Slave-Master-Verhältnis	Ja, 100%	Ja, 100%
Sliding-Variante	Finite Sliding	Finite Sliding
Kontaktmodellierungsverfahren	Penalty	Penalty, Scale 4
Reibkoeffizient	statisch: 0,204	statisch: 0,204
	dynamisch: /	dynamisch: 0,085

Tabelle 0.5: Übersicht der Parameter für die Cohesive Surface Formulierung zur Darstellung von stoffschlüssigen Stahl-Aluminium-Verbindungen

Parameter Cohesive Surface	Parameter	Wert	
Elastic Traction	K_{nn}	34,4	Type=uncoupled
	K_{ss}	34,4	
	K_{tt}	34,4	
Initiation	T_{nn}	8,95	criterion=MAXS
	T_{ss}	9,7	
	T_{tt}	9,7	
Damage Evolution	D_E	0,01	Type= displacement

Das Verhalten der Schicht während des Haftzugs ist in Abbildung 0.32 dokumentiert. Zu Beginn der Rechnung liegen die Kontaktspannungen in dem Bereich von -0,5 MPa bis -1,2 MPa. Es wird bereits eine Gegenkraft und damit eine Spannung gemessen. Im nächsten abgebildeten Zeitschritt herrschen in der Schicht Kontaktspannungen in Zugrichtung von 1,9 MPa bis 2,9 MPa. Im Verlauf des Haftzugversuchs steigen die Kontaktspannungen in Zugrichtung auf bis zu 8,95 MPa an. Im vorletzten Zeitschritt, kurz vor der gesamten Schädigung der Schicht, zeigt der Großteil der Schicht keine Kontaktspannung mehr und ist bereits geschädigt. Lediglich die Außenbereiche besitzen noch eine Kontaktspannung von -8,34 MPa. Der letzte Zeitschritt beschreibt den Zustand des vollständigen stoffschlüssigen Versagens. Wie im Experiment ist ein

Tabelle 0.6: Übersicht der Parameter für die Cohesive Surface Formulierung zur Darstellung von kraft-/stoffschlüssigen Stahl-Aluminium-Verbindungen

Parameter Cohesive Surface	Parameter	Wert	
Elastic Traction	K_{nn}	640,4	Type=uncoupled
	K_{ss}	640,4	
	K_{tt}	640,4	
Initiation	T_{nn}	8,95	criterion=MAXS
	T_{ss}	98,5	
	T_{tt}	98,5	
Damage Evolution	D_E	0,01	Type= displacement

Schusskurve und Materialkennwerte der Stahleinlegerungssversuche

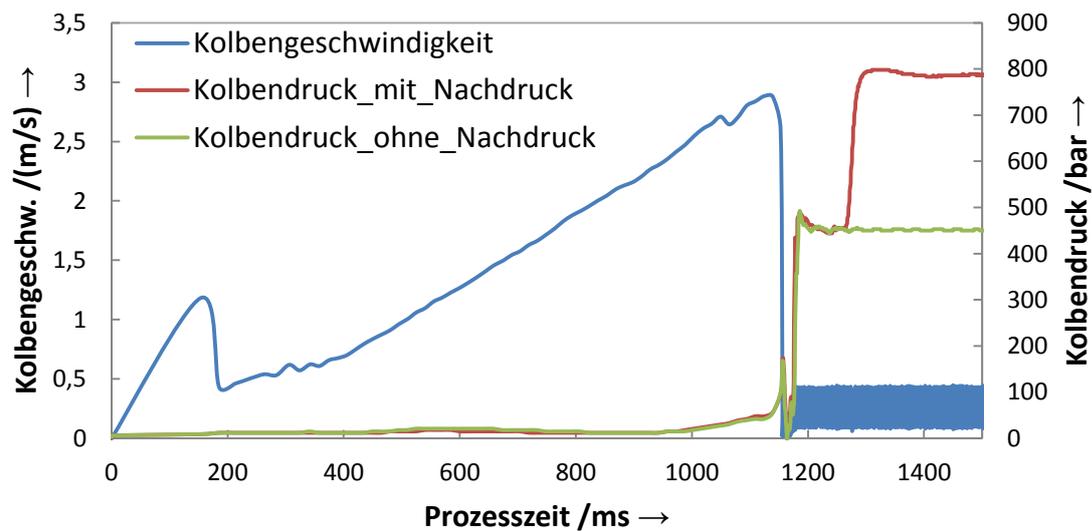
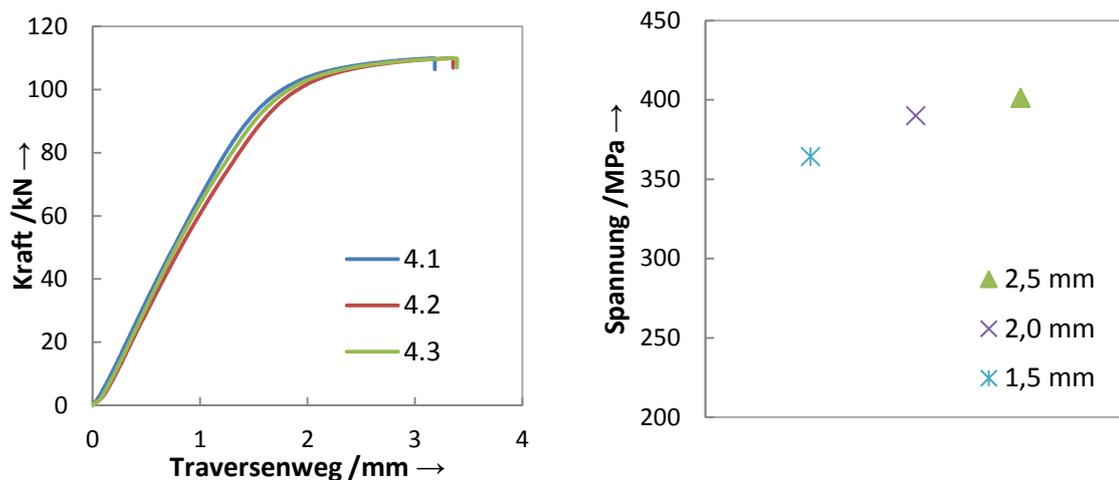


Abbildung 0.33: Verwendete Schusskurve für die experimentellen Versuche mit der Wandstärkenvariation des Stahleinlegers



a)

b)

Abbildung 0.34: a) Kraft-Weg-Verlauf einer Rohrgeometrie mit 15 mm Höhe und 2,5 mm Wandstärke im Druckversuch; b) Ermittelte Fließspannungen aus dem Druckversuch für die Rohrgeometrien mit 1,5 mm, 2,0 mm und 2,5 mm Wandstärke

Ersatzlastfall und Einfluss der Prozesskette auf die Verbundguss-A-Säule

Beim Roof Crush Test FMVSS 216 wird die Bodengruppe des Fahrzeugs starr abgestützt und seitlich mit einem Stempel eingedrückt. Der Vorderkante des Stempels, mit den Abmaßen 762 mm Breite und 1829 mm Länge, muss 254 mm von der Mitte des Dachrahmens in Fahrzeuginnenrichtung entfernt sein.

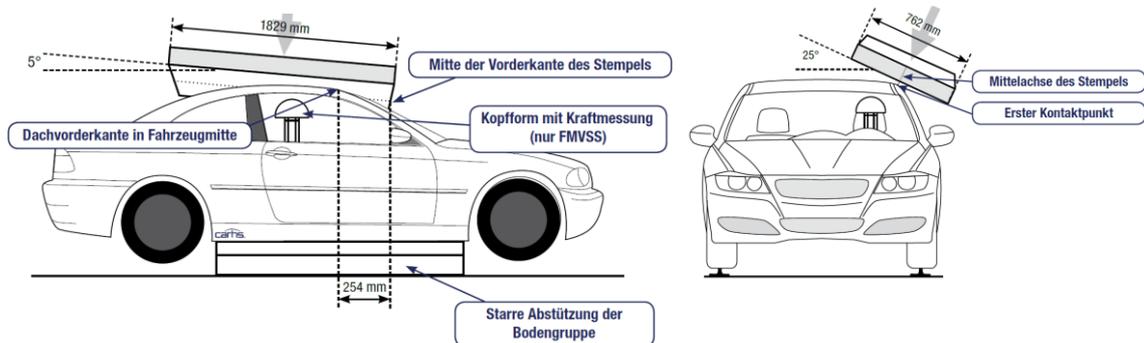


Abbildung 0.35: Darstellung des Prüfverfahrens Roof Crush Test FMVSS 216 a in der Seiten- und Frontansicht des Fahrzeugs mit Stempel und den wichtigsten Versuchsrandbedingungen [133]

Außerdem ist die Neigung des Stempels mit 25° und 5° zur Fahrzeuglängs- und Fahrzeugquerrichtung definiert. Als letztes wird durch das Prüfverfahren der erste Kontaktpunkt zwischen Stempel und Fahrzeug auf der Mittelachse des Stempels definiert. [133][134][135]

Da ein Komplettfahrzeugaufbau, insbesondere für mehrere Prüfungen, nicht möglich ist, wird aus dem Roof Crush Test ein Ersatzlastfall abgeleitet. Wie in Abbildung 0.36 dargestellt, werden dazu die A-Säule, der Dachrahmen und der A-Säulenfuß, der wiederum aus zwei Bauteilen besteht, verwendet.

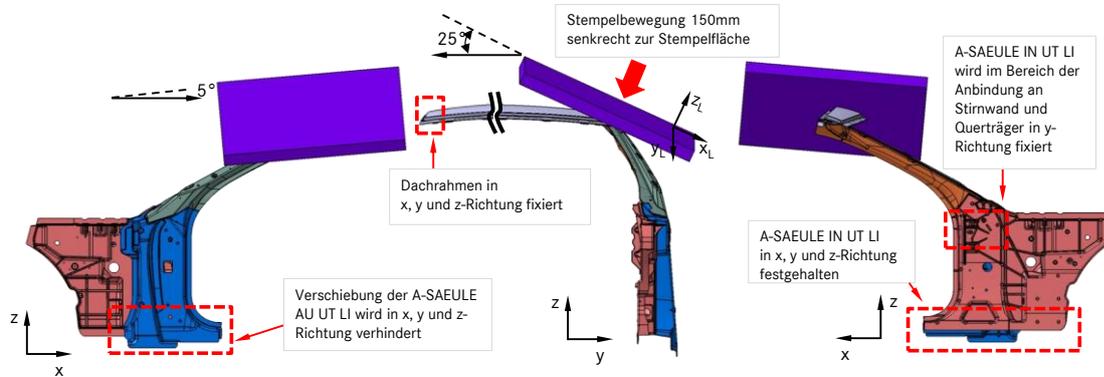


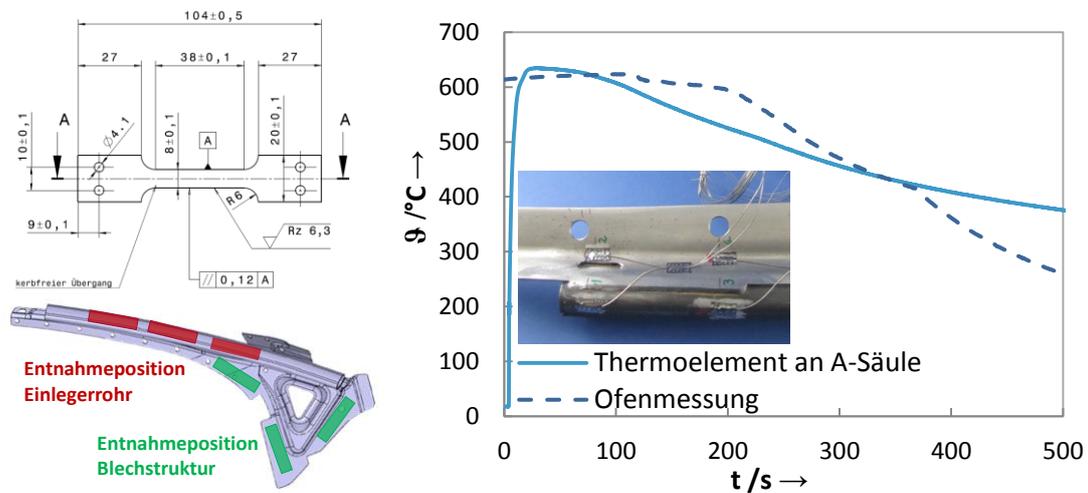
Abbildung 0.36: Darstellung des Ersatzlastfalls für die Nachbildung des Roof Crush Tests FMVSS 216 a mit definierten Randbedingungen

Dazu wird der Bereich, in dem der Fuß auf dem Seitenschweller montiert wird, in alle drei Koordinatenrichtungen fixiert. Analog dazu wird der Dachrahmen auf der gegenüberliegenden Seite, zur Darstellung der fehlenden zweiten A-Säule, fixiert. Nach der Vorgabe des Prüfverfahrens wird der Stempel um die geforderten Winkel geneigt. Da die Stirnwand und der Querträger nicht im Ersatzlastfall inbegriffen sind, wird der Bereich in y-Richtung fixiert. Eine Verschiebung in x- und z-Richtung ist jedoch möglich.

Einfluss der Prozesskette Guss auf die Verbundguss-A-Säule

Die thermischen Belastungen während des Umgussversuchs können sich negativ auf den Stahleinleger auswirken. Um den Einfluss der Prozesskette zu untersuchen, werden auf dem Einleger elf Thermolemente platziert (s. Abbildung 0.37 b). Der aufgezeichnete Temperatur-Zeit-Verlauf ist in Abbildung b dargestellt. Kurz nach Beginn des Gießvorgangs steigt die Temperatur auf ca. 620 °C an und sinkt innerhalb 500 s auf 370 °C ab. Für die Einflussuntersuchung werden aus einem unbehandelten Einlegerrohr und Blechstruktur Zugproben entnommen (s. Abbildung 0.37 a) und das Temperaturprofil in einem Ofen nachgebildet. Um den Zustand im Gießvorgang darzustellen, wird ein Thermolement auf einer Zugprobe befestigt und die Temperatur aufgezeichnet. Der Abfall der Temperatur wird im Ofen durch das Öffnen der Ofentür realisiert und in Vorversuchen iterativ bestimmt. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass die Ofentemperatur die aufgezeichnete Messung aus dem Gießversuch gut abbildet. Um den gesamten Gießprozess abzubilden, werden nach dem simulierten Gießvorgang, dem

Lösungsglühprozess und der Warmauslagerung die Festigkeiten ermittelt sowie Gefügeuntersuchungen durchgeführt.

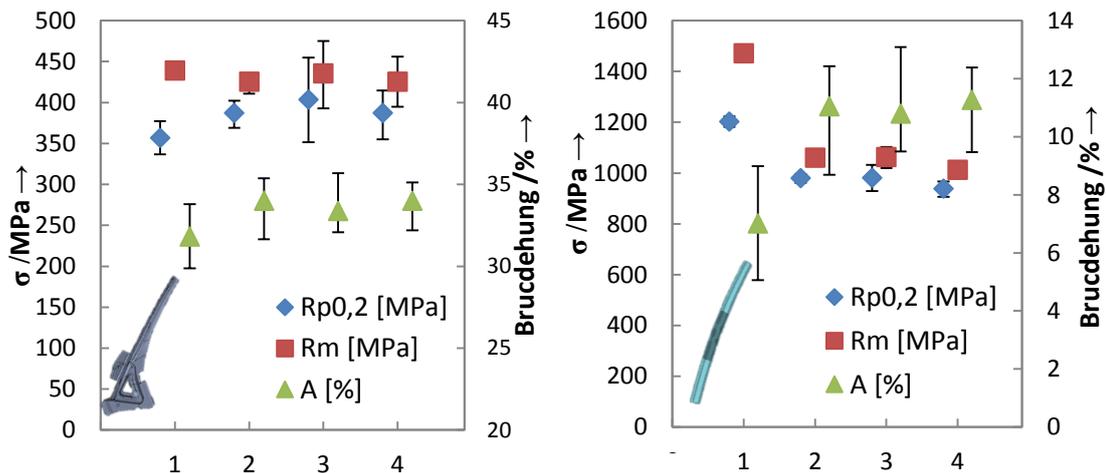


a)

b)

Abbildung 0.37: a) Technische Darstellung der Zugprobengeometrie mit einer Wandstärke von 3mm und der Entnahmepositionen der Zugproben für die Ermittlung der Festigkeiten während und nach dem gesamten Gießprozess, b) Darstellung der Thermoelementpositionen am A-Säulen-Einleger für die Ermittlung des Temperaturverlaufs während des Gießvorgangs und Vergleich der ermittelten Temperatur-Zeit-Kurve im Gießversuch und dem nachgebildeten Verlauf im Ofen

Die Betrachtung der mechanischen Kennwerte der Blechgeometrie in Abbildung 0.38 a zeigt keine nennenswerte Veränderung der Zugfestigkeit im Laufe des Verbundgussprozesses.



a)

b)

Abbildung 0.38: Bestimmung der Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung für a) den Blecheinleger aus dem Material E355 und b) die hochfesten Rohre aus dem Material BTR165 (Usibor®) für den unbehandelten Zustand (Nr.1) nach dem Umguss (Nr.2), nach dem Lösungsglühn (Nr.3) und der Warmauslagerung (Nr.4)

Die Streckgrenze steigt sogar von 357 MPa auf 388 MPa nach dem Umgussprozess und auf 404 MPa im Mittel nach dem Lösungsglühen an. Auch die Bruchdehnung steigt von 31,8 % auf ca. 33 % durch die thermische Einwirkung. D.h., bezogen auf das Stahlblech ist der Verbundgussprozess als nicht kritisch einzustufen. Die Betrachtung der hochfesten Rohrgeometrie zeigt jedoch einen starken Abfall der Zugfestigkeit von 1472 MPa im Ausgangszustand auf 1061 MPa nach dem Umgussprozess. Ebenfalls fällt die Zugfestigkeit in diesem Prozessschritt von 1202 MPa auf 981 MPa. Die Bruchdehnung steigt dabei von 7 % im Mittel auf 11,1 % im Mittel. Der nachfolgende Lösungsglüh- und Warmauslagerungsprozess beeinflusst die Werte nicht mehr.

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen werden die Stahlproben einer 30-Sekunden-Mikroätzung unterzogen. Als Ätzmittel wird eine 3%ige Nitallösung (Alkoholische Salpetersäure) verwendet und im Anschluss mit destilliertem Wasser und Ethanol abgespült sowie unter einem Warmluftföhn getrocknet, was die Bildung von Wasserflecken verhindert. Die LM-Bilder für den Blecheinleger mit rekristallisiertem ferritisch-perlitischem Gefüge sind in Abbildung 0.39 und für das BTR-Rohr mit martensitischem Gefüge in Abbildung 0.40 dokumentiert.

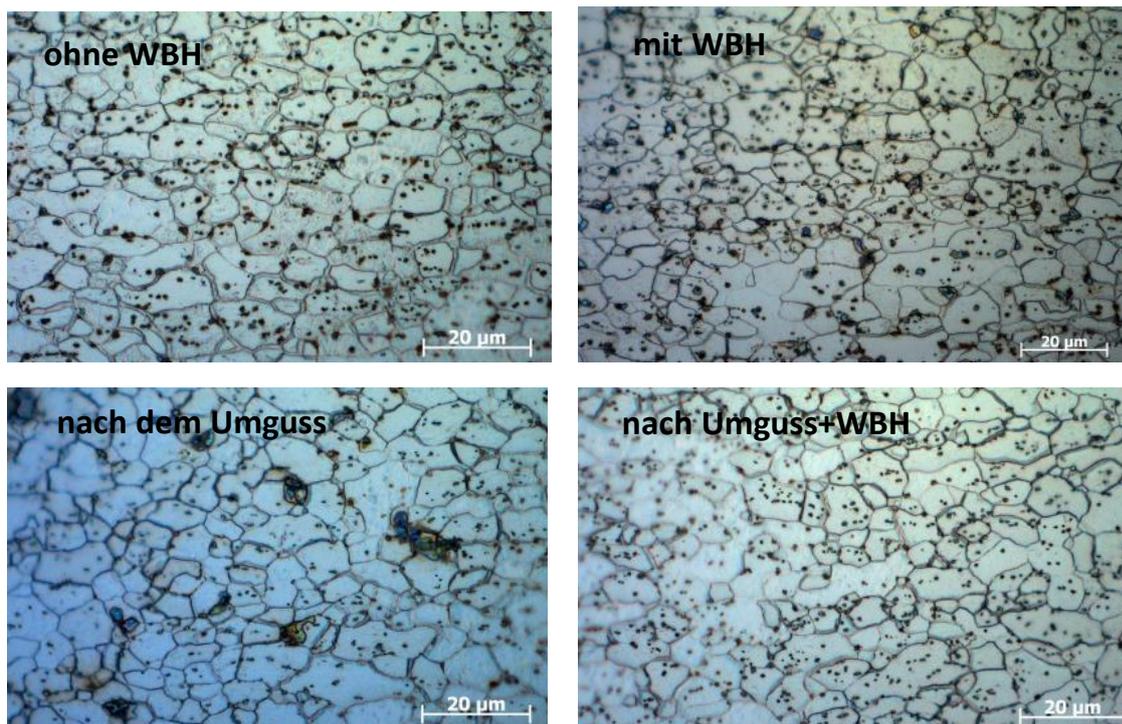


Abbildung 0.39: Mit 3%iger Nitallösung mikrogeätzte Lichtmikroskopaufnahmen der A-Säulenblechgeometrie aus dem Material E355 im Ausgangszustand, nach der WBH, nach dem Umguss und nach dem Umguss und WBH.

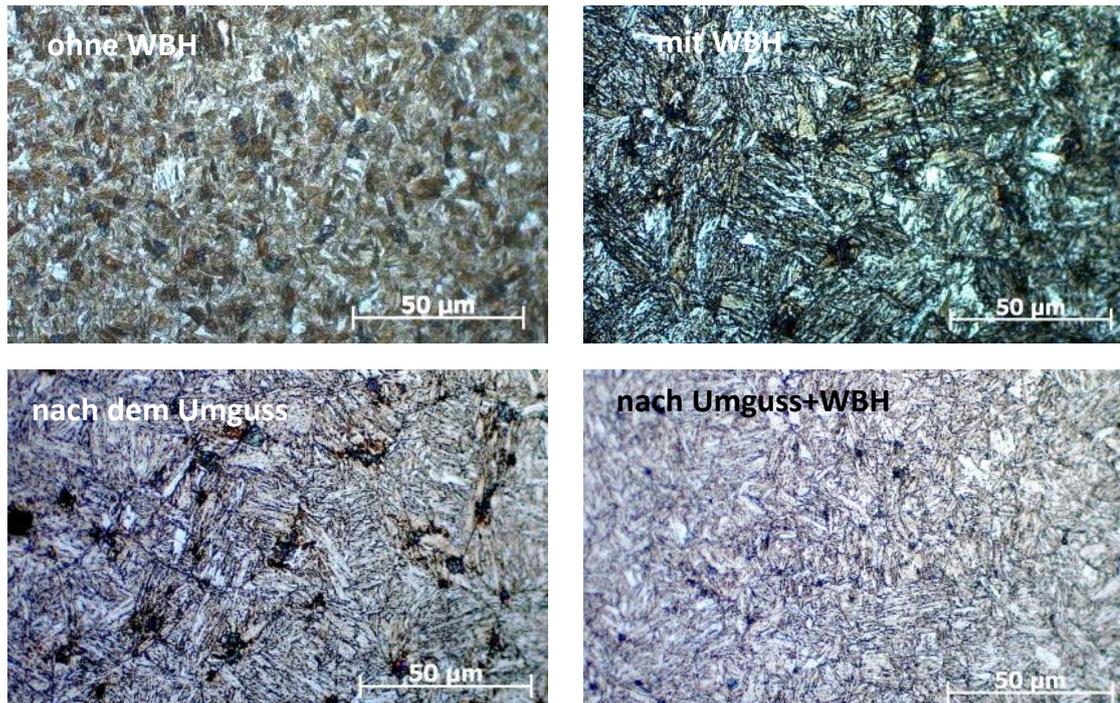


Abbildung 0.40: Mit 3%iger Nitallösung mikrogeätzte Lichtmikroskopaufnahmen der A-Säulenblechgeometrie aus dem Material BTR 165 im Ausgangszustand, nach der WBH, nach dem Umguss und nach dem Umguss und WBH.

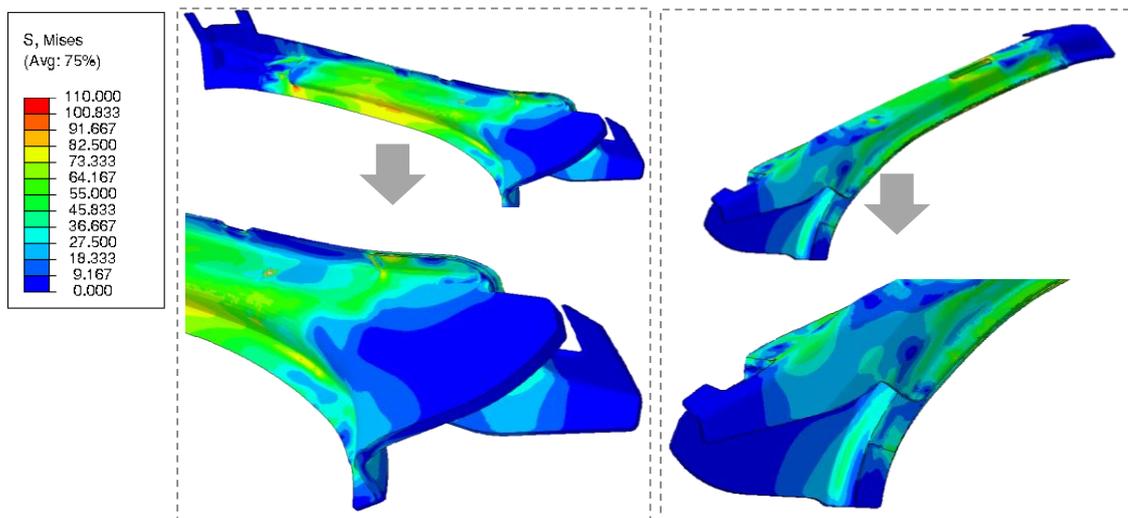


Abbildung 0.41: Darstellung der von-Mises-Spannungen im Aluminiumguss nach dem Abkühlvorgang

Literaturverzeichnis

- [1] HARTER C.: *Abschlussbericht CO₂-Emissionsreduktion bei Pkw und leichten Nutzfahrzeugen nach 2020*. Projektnummer 123320, Im Auftrag des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie (BMWi), Institut für Kraftfahrzeuge (ika), RWTH Aachen, 2014
- [2] HENNING, F.; MOELLER, E.: *Handbuch Leichtbau Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2011, ISBN 978-3-446-42267-4
- [3] KLEIN, B.: *Leichtbau-Konstruktion Berechnungsgrundlagen und Gestaltung*. 10. Auflage Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013, ISBN 978-3-658-02271-6
- [4] OSTERMANN, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. 2. Auflage Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007, ISBN 978-3-540-71196-4
- [5] HERMANN, C.; PRIES, H.; HARTMANN, G.: *Energie- und ressourceneffiziente Produktion von Aluminiumdruckguss*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013, ISBN 978-3-642-39852-0
- [6] KUGEL, A; BÜHRIG-POLACZEK, A.: *Entwicklung einer neuen Kerntechnologie für das Druckgussverfahren*. Giesserei Rundschau 49, 2002, S.38-42
- [7] FRITZ, A.H.; SCHULZE, G.: *Fertigungstechnik*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010, ISBN 978-3-642-12878-3
- [8] ILSCHNER, B.; SINGER, R.F: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 5. Auflage Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010, ISBN 978-3-642-01733-9
- [9] BÖHNLEIN, C.: *Darstellung 3-dimensionaler, funktionaler Hohlstrukturen im Druckguss durch Gasinjektion*. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2013
- [10] FUCHS, B.: *Simulationsgestützte Vorhersage der Überlebenswahrscheinlichkeit verlorener Salzkerne im Leichtmetall-Druckguss*. Aalener Gießereikolloquium, 2013
- [11] FUCHS, B.: *Salzkerntechnologie für Hohl-gussbauteile im Druckguss*. Dissertation, Cuvillier Verlag Göttingen, 2014, ISBN 978-3-95404-758-1
- [12] KALLIEN, L.H.: *Hohle Strukturen im Druckguss durch Gasinjektion und Salzkerne*. Gießerei Kolloquium, 2013

-
- [13] HEINRICH, F.: *Encasing of Al-Foams by Die Casting as Manufacturing Process for Light Weight Composites*. Dissertation, FAU Erlangen-Nürnberg, 2003, URN urn:nbn:de:bvb:29-opus-447
- [14] HIRSCHMANN, M.: *Manufacturing technology and properties of injection molded magnesium integral foam parts*. Dissertation, FAU Erlangen-Nürnberg, 2007, urn:nbn:de:bvb:29-opus-6950
- [15] KERBER, K.: *Verfahren zum Verbundguss der Leichtmetalle Aluminium und Magnesium durch den Druckguss*. Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, PZH Produktionstechnisches Zentrum GmbH, 2011, ISBN 978-3-943104-04-2
- [16] CESPEDES-GONZALES, G.E.: *Aluminium-Stahl-Verbundguss als strukturgebendes Fügeverfahren für attraktive Fahrwerkskomponenten – Darlegung der Prozesskette*. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2012, ISBN 978-3-86012-440-6
- [17] OBERSCHELP, C.: *Hybride Leichtbaustrukturen für den Karosseriebau – Gusswerkstofforientierte Anwendungsuntersuchung für das Druckgießen*. Dissertation, RWTH Aachen, 2012
- [18] LAO, B.: *Druckgegossene Metallhybridstrukturen für den Leichtbau-Prozess, Werkstoffe und Gefüge der Metallhybriden*. Dissertation, Aachen, 2013
- [19] BÜHRIG-POLACZEK, A.; RÖTH, T.; BAUMEISTER, E; ET AL.: *Hybride Leichtbaustrukturen in Stahlblech-Leichtmetall Verbundguss*. Internationaler Expertenpreis Automobil-leichtbau, 15. Europäische Automobil-Leichtbaukonferenz, 2006
- [20] NOWACK, N.; OBERSCHELP, C.; LAO, B.; ET AL.: *Gute Perspektiven für Stahl-Aluminium-Hybride im Automotivebereich*. Gießerei 96, 2009, S. 110-122
- [21] PASLIGH, N.: *Hybride formschlüssige Strukturverbindungen in Leichtbaustrukturen aus Stahlblech und Aluminiumdruckguss*. Dissertation, RWTH Aachen, 2010
- [22] BITSCHKE, R.D.: *Design and Computational Analysis of Compound Castings and other Mult-Material*. Dissertation, Fortschr.-Ber. VDI Reihe 18 Nr. 324. Düsseldorf:VDI Verlag, 2009, ISBN 978-3-18-332418-7
- [23] WASMUTH, U.: *Orts- und zeitabhängige Analyse von Eigenspannungen im Verbundguss*. Dissertation, utg – Forschungsberichte Band 50, 2009, ISBN 978-3-8-89791-400-1
- [24] FRAGNER, W.; SONNLEITNER, R.: *Investigation of the Interface Formation and its Properties for Al Compound Casting*. 5th European Metallurgical conference, Vol 4, 2009

- [25] FRAGNER, W.; PAPIS, K.; WOSIK, J.; ET AL.: *Herausforderungen und Lösungsmöglichkeiten bei der Herstellung von Verbundgussbauteilen*. 5.Ranshofer Leichtmetalltage, Vortragstexte, 2008, ISBN-13: 978-3-902092-05-2
- [26] ZHANG, N.; WOSIK, J.; FRAGNER, W.; ET AL.: *Three-dimensional analysis of the growth of intermetallics phases between solid steel and molten aluminium*. Intermetallics 18, 2010, S. 221-225
- [27] PAN, J.; YOSHIDA, M.; SASAKI, G.; ET AL.: *Ultrasonic Inert Casting of Aluminium Alloy*. Scripta mater. 43 (2000), S.155-159
- [28] DEZELLUS, O.; DIGONNET, B.; SACERDOTE-PERONNET, M.; ET AL.: *Mechanical testing of steel/aluminium-silicon interfaces by pushout*. International Journal of Adhesion & Adhesives 27 (2007), S. 417-421
- [29] DEZELLUS, O.; ZHE, M.; BOSSELET, F.; ET AL.: *Mechanical testing of titanium/aluminium-silicon interface: Effect of T6 heat treatment*. Materials Science and Engineering A 528, 2011, S. 2795-2803
- [30] PAPIS, K.J.M; HALLSTEDT, B.; UGGOWITZER, P.J.: *Light metal compound casting. Science in China Series E: Technological Sciences* 52 no.1, 2009, S. 46-51
- [31] PAPIS, K.J.M; LÖFFLER, J.F; UGGOWITZER, P.J.: *Interface formation between liquid and solid Mg alloys – An approach to continuously metallurgic joining of magnesium parts*. Material Science and Engineering A 527, 2010, S. 2274-2279
- [32] PAPIS, K.J.M; HALLSTEDT, B.; LÖFFLER, J.F.; ET AL.: *Interface formation in aluminium-aluminium compound casting*. Acta Materialia 56, 2008, S. 3036-3043
- [33] HAJJARI, E.; DIVANDARI, M.; RAZAVI, S.H.; ET AL.: *Dissimilar Joining of AlMg light metals by compound casting process*. Journal of Material Science 46, 2011, S. 6491-6499
- [34] HAJJARI, E.; DIVANDARI, M.; RAZAVI, S.H.; ET AL.: *Intermetallic compounds and antiphase domains in Al/Mg compound casting*. Intermetallics 23, 2012, S. 182-186
- [35] RÜBNER, M.; GÜNZL, M.; KÖRNER, C.; SINGER, R.F.: *Aluminium-aluminium compound fabrication by high pressure die casting*. Materials Science and Engineering A 528 (2011), S. 7024-7029
- [36] KOERNER, C.; SCHWANKL, M.; HIMMLER, D.: *Aluminum-aluminum compound castings by electroless deposited zinc layers*. Journal of Materials Processing Technology 214, 2014, S.1094-1101
- [37] WEDLER, J.; SCHWANKL, M.; KOERNER, C.: *Al-Al-Verbundguss mit höherfesten Knetlegierungen*, Gießerei 102, 07/2015, S.46-53

- [38] DINGER, P.; HEPPE, F.; RUPP, S.: *Stabile Einlegerrohre für Gießereien*. Giesserei 99, 02/2012, S. 22-27
- [39] DINGER, P.; HEPPE, F.; RUPP, S.: *Stabile Aluminium-Einlegerrohre für Druckguss und andere Gießverfahren – Innovative Anwendungen mit integrierten Kanälen aus einem Guss*. Druckguss 10/2012, S. 445-452
- [40] KUGEL, A.; BÜHRIG-POLACZEK, A.: *Möglichkeiten zur Erzeugung von Hohlräumen in Druckgussteilen*. Giessereiforschung 56, 2004, S. 14-22
- [41] RAAB, M.; HÜLSENBERGER, D.: *Säurelösliche Hohlglaskerne für den Aluminiumguss Teilprojekt 2: Hohle Gießkerne aus Glas*. TU Ilmenau, Schlussbericht, 2005
- [42] RAAB, M.; HARTMANN, K.; HÜLSENBERGER, D.: *Entwicklung einer Schmelztechnologie Teilprojekt 2: Lösliche Gießkerne aus Glas*. TU Ilmenau, Schlussbericht, 2003
- [43] GIEGOLD, M.: *Stampi con Anima per Veicoli Efficienti (SAVE) – Druckgusswerkzeuge mit Kernen für effektive Automobile*. Gießereikolloquium Aalen, 2013
- [44] MOSCHINI, R.: *Production of hollow components in HPDC through the use of ceramic lost cores*. Congressi di Fonderia ASSOFOND, 2012
- [45] BÜNCK, M.: *Entwicklung einer optimierten Vormaterialherstellung für den Einsatz verlorener Kerne beim Druckgießen teilerstarrender Material Suspensionen*. Dissertation, RWTH Aachen, 2010
- [46] MICHELS, H.; BÜNCK, M.; BÜHRIG-POLACZEK, A.: *Suitability of lost cores in rheocasting process*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 20, 2010, S. 948-953
- [47] KALLIEN, L.; BÖHNLEIN, C.; DWOROG, A.; MÜLLER, B.: *Ergebnisse aus dem Forschungsprojekt 3-D-Freifform – medienführende Kanäle im Druckguss*. Gießerei, Ausgabe 12/2013, S. 36-42
- [48] SCHEYDECKER, M.: *Innovationspotential Salzkerne – Herausforderungen für die Serienanwendung im Aluminium-Guss*. VDI Wissensforum, 2014
- [49] FUCHS, B.; HEID, R.; THOMA, C.; DILGER, K.: *Angepasste Wärmebehandlung von druckgegossenen Aluminiumstrukturbauteilen mit verlorenem Salzkern*. Giesserei 101 06/2014, S. 52-59
- [50] FUCHS, B.; KÖRNER, C.: *Dwell pressure induced compression of lost salt cores in high pressure die casting*. International Foundry Research 65, 2013, No.3 ,S. 18-23

- [51] FUCHS, B.; EIBISCH, H., KÖRNER, C.: *Core Viability simulation for salt core Technology in high-pressure diecasting*. International Journal of Metalcasting, 2013. S.39-44
- [52] EIBISCH, H.: *Studien zu Kerntechnologien hohlgegossener Druckgussbauteile*. Aalener Gießerei Kolloquium, 2014, Vortrag
- [53] ASCHMANN, A.: *Salzkerne – neue Perspektiven für den Druckguss*. Aalener Giesserei Kolloquium, 2013
- [54] FABBRONI, M.: *Lost Core – Ein industrieller Prozesspfad für hochwertige Salzkerne*. Druckguss, Ausgabe 10/2013, S. 446-447
- [55] HABEL, G.: *Wirtschaftlichkeit beim Salzkern Verfahren im Aluminium Druckguss*. Aalener Giesserei Kolloquium, 2013
- [56] YAOKAWA, J.; DAISUKE, M.; KOICHI, A.; ET AL.: *Strength of Salt Core Composed of Alkali Carbonate and Alkali Chloride Mixtures Made by Casting Technique*. Materials Transactions, Vol. 48, No. 5 (2007), S.1034-1041
- [57] YAMADA, Y.; YAOKAWA, J.; YOSHII, H; ET AL.: *Developments and Application of Expendable Salt Core Materials for High Pressure Die Casting to Apply Closed-Deck Type Cylinder Block*. SAE-Paper 2007-32-0084, 2007
- [58] OHLE, M.: *Für den Druckguss entwickelt: Gegossene Salzkerne mit geometrischer Gestaltungsfreiheit*. Fraunhofer IFAM, Presseinfo., 2013
- [59] LATSCHA, H.A.; KLEIN, H.P.: *Anorganische Chemie – Chemie-Basiswissen 1*. 9.Auflage, Springer Berlin Heidelberg New York, 2007, ISBN: 978-3-540-69863-0
- [60] SCHWISTER, K.: *Taschenbuch der Chemie*. Carl Hanser Verlag, München, 2010, ISBN: 978-3-446-42211-7
- [61] MÜLLER, U.: *Anorganische Strukturchemie*. 6. aktualisierte Auflage, GWV Fachverlage GmbH, 2008, ISBN 978-3-8348-0626-0
- [62] http://www.crct.polymtl.ca/fact/documentation/FTsalt/FTsalt_Figs.htm.: FactSage Datenbank für Salze, Zugriff 18.08.2015
- [63] PEREZ, N.: *Fracture mechanics*. Kluwer Academic Publishers Boston, 2004, ISBN 1-4020-7861-7
- [64] RÖBLER, J.; HARDERS, H.; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 3. Auflage, Vieweg Verlag, 2008, ISBN 978-3-8351-0240-8
- [65] FABER, K.T.; EVANS, A.G.: *Crack deflection processes – 1. Theory*. Acta metal. Vol 31, No.4, pp. 565-576, 1983
- [66] FABER, K.T.; EVANS, A.G.: *Crack deflection processes – 2. Experiment*. Acta metal. Vol 31, No.4, pp. 577-584, 1983

- [67] HIRZ, M.; DIETRICH, W.; GFRERRER, A.; LANG, J: *Integrated Computer-Aided Design in Automotive Development - Development Processes, Geometric Fundamentals, Methods of CAD, Knowledge-Based Engineering Data Management*. Springer-Verlag berlin Heidelberg 2013, ISBN: 978-3-642-11939-2
- [68] KASCHNITZ, E.: *Der Einsatz der Formfüllungs- und Erstarrungssimulation in österreichischen Gießereien*. Giesserei-Rundschau 49, Heft 7/8, 2002, S. 106-107
- [69] KASCHNITZ, E.; MAYER, H.P.: *Der Einfluss der Formfüllungs- und Erstarrungssimulation auf die Bauteilgestaltung von Gussteilen*. Giesserei-Rundschau 51, Heft 1/2, 2004, S. 7-10
- [70] RAVI, B.: *Casting Simulation – Best Practices*. Transactions of 58th IFC, Ahmedabad, 2010, S.19-29
- [71] BÜHRIG-POLACZEK, A.; MICHAELI, W.; SPUR, G.: *Handbuch Urformen – Edition, Handbuch der Fertigungstechnik*. Carls Hanser Verlag, München, 2014, ISBN: 978-3-446-42035-9
- [72] FENT, A.: *Einfluss der Wärmebehandlung auf den Eigenspannungszustand von Aluminiumgussteilen*. Dissertation, utg – Forschungsberichte Band 15, 2002, ISBN 3-89791-253-8
- [73] FISH, J.; BELYTSCHKO, T.: *A First Course in Finite Elements*. John Wiley & Sons Ltd, 2007, ISBN: 978-0-470-03580-1
- [74] BELYTSCHKO, T.; LIU, W.K.; MORAN, B.; ELKHODARY, K.I.: *Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures*. John Wiley & Sons Ltd, 2014
- [75] KLEIN, B.: *Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen-und Fahrzeugbau*. 9. Auflage Wieweg+Teubner Verlag, 2012, ISBN 978-3-8348-1603-0
- [76] STEINKE, P.: *Finite-Elemente-Methode – Rechnergestützte Einführung*. 3.Auflage Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010, ISBN 978-3-624-11204-1
- [77] BUCALEM, L. M.; BATHE, K.J.: *The Mechanics of Solids and Structures – Hierarchical Modeling and the Finite element Solution*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011, ISBN 978-3-540-26331-9
- [78] STEFANESCU, D.M.: *Science and Engineering of Casting Solidification*. Second Edition, Springer Science + Business Media, 2009, ISBN 978-0-387-74609-8
- [79] HATTEL, J.H.: *Fundamentals of Numerical Modelling of Casting Processes*. Polyteknisk Forlag, 2005, ISBN ISBN 8750209698

- [80] BUNGARTZ, H.J.; SCHÄFER, M.: *Fluid-Structure Interaction – Modelling, Simulation, Optimization*. Lecture Notes in Computational Science and Engineering 53, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006, ISBN-10 3-540-34595-7
- [81] AHUETT-GARZA, H.; MILLER, R.A.: *The effects of heat released during fill on the deflections of die casting dies*. Journal of Materials Processing Technology 142, 2003, S. 648-658
- [82] VERRAN, C.O.; MENDES, R.P.K.; ROSSI, M.A.: *Influence of injection parameters on defects formation in die casting Al12Si1,3Cu alloy: Experimental results and numeric simulation*. Journal of Materials Processing Technology 179, 2006, S. 190-195
- [83] SUN, Z.; HU, H.; CHEN, X.: *Numerical optimization of gating system parameters for a magnesium alloy casting with multiple performance characteristics*. Journal of Materials Processing Technology 199, 2008, S. 256-264
- [84] DOMKIN, K.; HATTEL, J.H.; THORBORG, J.: *Modelling of high temperature- and diffusion-controlled die soldering in aluminum high pressure die casting*. Journal of Materials Processing Technology 209, 2009, S. 4051-4061
- [85] HELENIUS, R.; LOHNE, O.; ARNBERG, L.; LAUKLI, H.I.: *The heat transfer during filling of a high-pressure die-casting shot sleeve*. Materials Science and Engineering A 413-414, 2005, S. 52-55
- [86] LAGLER, M.: *Use of Simulation to Predict the Viability of Salt Cores in the HPDC Process – Shot Curve as a Decisive Criterion*. Die Casting Engineer, July 2013, S. 16-17
- [87] LAGLER, M.: *Simulation – Possibilities for Lost Core Technology*. Bühler Lost Core Symposium, 2012, S. 28-42
- [88] DI SABATINO, M.: *Fluidity of Aluminium Foundry Alloys*. Dissertation, Norwegian University of Science and Technology (NTNU), 2005, IMT-Report 2005:76
- [89] BÜHRIG-POLACZEK, A.; HENNINGS, A.; AGUILAR, J.: *Untersuchung der Fließeigenschaften von Magnesium-Legierungen im flüssigen und teilflüssigen Zustand*. Gießerei-Rundschau 51 (2004) Heft 3/4, S. 54-58
- [90] GUGISCH, M.; BÄHR, R.; BEHM, I.; POLIANSKA, O.: *Kausalzusammenhang „Gießtechnologische Legierungseigenschaften – Erstarrungsgefüge“ bei Aluminiumlegierungen*. Gießerei-Rundschau 56 (2009) Heft 3/4, S. 50-54
- [91] DANZER, R.; LUBE, T.: *Werkstoffprüfung keramischer Werkstoffe – ein Überblick*. Tagungsband Werkstoffprüfung, S. 245-254. Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, 2004

-
- [92] DIN EN 843-1: *Hochleistungskeramik – Mechanische Eigenschaften monolithischer Keramik bei Raumtemperatur – Teil1: Bestimmung der Biegefestigkeit*. Deutsche Fassung EN 843-1:2006
- [93] LEMMENS, J.W.: *Dynamic Materials Testing – Referenzhandbuch*. GrindoSonic MK5 “Industrial“.
- [94] SIEBERT, J.; BEBBER D.; HOCHKIRCHEN, T.: *Statistische Versuchsplanung Design of Experiments (DoE)*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010, ISBN 978-3-642-0549-1
- [95] ALLEN, T.T.: *Introduction to Engineering Statistics and Six Sigma Statistical Quality Control and Design of Experiments and Systems*. Springer-Verlag London Limited, 2006, ISBN 1-85233-955-1
- [96] HIRT, C.W.; NICHOLS, B.D: *Volume of fluid (VOF) Method for the Dynamics of Free Boundries*. Journal of computational Physics 39, S. 201-225, 1981
- [97] NETZSCH HANDBUCH: *Analysieren & Prüfen: Laser Flash Analysis – LFA – Method, Application*
- [98] NETZSCH HANBUCH: *Analysieren & Prüfen: Dilatometrie – Methode, Geräte, Applikation – von 180 °C bis 2800 °C*
- [99] NETZSCH HANDBUCH: *Analysieren & Prüfen: Dynamische Differenz-Kalometrie - Methode, Technik Applikation*
- [100] JANZ, G.J.; TOMKINS, R.P.T.: *Additional Single and Multi-Component Salt Systems Electrical Conductance, Density, Viscosity and Surface Tension Data*. Molten Salts: Volume 5, Part 2. J. Phys. Chem. Ref. Data, Vol. 12, No.3, 1983
- [101] BRETHOUR, J.M.; ISFAHANI, A.H.G: *The Fluid-Structure Interaction and Thermal Stress Evolution Models in Flow-3D*. Flow Science, Inc., Santa Fe, NM USA 87505, FSI-11-TN90, July 2011
- [102] DIN EN 10305-3.: *Präzisionsstahlrohre – Technische Lieferbedingungen-Teil 3: Geschweißte maßgewalzte Rohre*. Deutsche Fassung EN 10305-3:2010
- [103] CARTER, M.C.; PALIT, S.; LITTLER, M.: *Characterizing Flow Losses Occuring in Air Vents and Ejector Pins in High Pressure Die Castings*. NADCA Transactions, 2010
- [104] WEI, G.: *A Fixed-Mesh Method for General Moving Objects*. Flow Science, Inc, 2005
- [105] THOMAS, S.: *Konstitutive Gleichungen und numerische Verfahren zur Beschreibung von Verformung und Schädigung*. Dissertation, TU Darmstadt, 2001

- [106] MÜLDERS, B.: *Modellierung der Verfestigung technischer Aluminiumlegierungen*. Dissertation, RWTH Aachen, 2001
- [107] LAROUR, P.: *Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain*. Dissertation, RWTH Aachen, 2010
- [108] DEMIRKOL, M.; KISAKÜREK, S. E.: *On the Relations between Ball Indentation Hardness Measurements and the Tensile Flow Behaviour of Some Ferrous and Non-ferrous Metals*. *Materials Science and Engineering* 59, 1983, S. 197-205
- [109] TABOR, D.: *A Simple theory of static and dynamic hardness*. The Royal Society Publishing, 1948, DOI: 10.1098/rspa.1948.0008
- [110] BARRIE, S.S.: *A Simple Procedure for Calculating Rockwell Hardness Conversion Relationships for Metallic Alloys*. *Materials Science and Engineering* 95, 1987, S. 209-216
- [111] COLLEY, L.J.: *Microstructure-Property Models for Heat Treatment of A356 Aluminum Alloy*. Dissertation, University of British Columbia Vancouver, 2011
- [112] TIRYAKIOGLU, M.; ROBINSON, J. S.; SALAZAR-GUAPURICHE, M.A.; ET AL.: *Hardness-strenght Relationships in the aluminium alloy 7010*. *Material Science and Engineering A*, Author's Accepted Manuscript, 2015, DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.02.049>
- [113] Abaqus 6.13 Manuel
- [114] BASARAN, M.: *Stress-State Dependent Modeling with a Focus on the Lode Angle Influence*. Dissertation, RWTH Aachen, 2011
- [115] SUN, D.Z.: *Werkstoffcharakterisierung und numerische Simulation zur Bewertung des Crashverhaltens dickwandiger Al-Profilen im Schienenfahrzeugbau*. Schlussbericht AiF-Förderkennzeichen: 16640 N, 2013
- [116] EFFELSBERG, J.; HAUFE, A.; FEUCHT, M.; NEUKAMM, F.; DU BOIS, P.: *On parameter identification for the GISSMO damage model*. 12th International LS-DYNA® User Conference, *Metal Forming*(3): 16640 N, 2011
- [117] THOMA, C.: *Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der Prozesskette Druckguss*. Dissertation, Audi-Dissertationsreihe, Band 107, Cuvillier Verlag, Göttingen 2015, ISBN: 9783736990098
- [118] MICHELFEIT, S.: *Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperaturbeanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes*. Dissertation, TU Darmstadt, 2012

- [119] SCHEMMEL, J.: *Beschreibung des Verformungs-, Festigkeits- und Versagensverhaltens von Komponenten im Kriechbereich unter instationärer Beanspruchung mit einem elastisch-viskoplastischen Werkstoffmodell*. Dissertation, MPA Universität Stuttgart, 2003
- [120] KLIEMT, C.: *Thermo-Mechanical Fatigue of Cast Aluminium Alloys For Engine Applications under Severe Conditions*. Dissertation, Heriot-Watt University School of Engineering and Physical Sciences, 2012
- [121] KOJIC M., J.; BATHE K.J.: *Inelastic Analysis of Solids and Structures*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005, ISBN: 3-540-22793-8
- [122] HASSE, S.: *Guß- und Gefügefehler. Erkennung, Deutung und Vermeidung von Guß- und Gefügefehlern bei der Erzeugung von gegossenen Komponenten*. Berlin, Schiele & Schön, 2., aktualisierte und erw. Auflage, 2003
- [123] POPOV V.L.: *Kontaktmechanik und Reibung – Von der Nanotribologie bis zur Erdbebendynamik*. 2. Überarbeitete Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010, ISBN 978-3-642-13301-5
- [124] SELI, H.; ISMAEL, A.I.MD; RACHMANN, E.; ET AL.: *Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium*. Journal of Material Processing Technology, 210 (2010). S. 1209-1216
- [125] BORRISUTTHEKUL, R.; YACHI, T.; MIYASHITA, Y., ET AL.: *Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy*. Materials Science and Engineering A 467 (2007), S. 108-113
- [126] TREITLER, R.: *Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung am Beispiel einer Aluminium-Magnesium-Druckgusslegierung*. Dissertation, Universitätsverlag Karlsruhe (TH), 2005, ISBN 3-937300-94-5
- [127] REHM, W.: *Virtuelle Entwicklung von Gussbauteilen unter Einbeziehung des Herstellprozesses am Beispiel von Gusseisen mit VermicularGrafrit*. Dissertation, IMWF Stuttgart, 2005
- [128] TODTE, M.: *Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses*. Dissertation, Universität Magdeburg, 2003
- [129] THOMA, C.; VOLK, W.: *Simulation der Prozesskette Druckguss – Schlüssel für verzugsminimierte Strukturbauteile*. VDI Berichte Nr. 2217 (2014), S. 129-141
- [130] THOMA, C.; VOLK, W.; BRANNER, G.; EIBISCH, H.: *Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit von dünnwandigen Strukturbauteilen in der Prozesskette Aluminium-Druckguss*. Druckguss 7-8/2013, S. 332-335

- [131] EGNER-WALTER, A.: *Simulation des Entstehens von Eigenspannungen in Gußteilen*. Dissertation, Shaker Verlag, 1998, ISBN 3-8265-3623-1
- [132] DEMIREL, C.: *Experimentelle Untersuchung und Simulation des Abschreckprozesses von bauteilähnlichen Geometrien aus G-ALSi7Mg*. Dissertation, Technische Universität Berlin, Fakultät 3, D 83, 2009
- [133] CARHS: *Dacheindrückttest – Roof Crush*. Safety Wissen – Passive Sicherheit, S.41
- [134] OFFICE OF VEHICLE SAFETY COMPLIANCE (OVSC): *Laboratory Test Procedure for FMVSS 216, U.S. DEPARTMENT OF TRANSPORTATION NATIONAL HIGHWAY TRAFFIC SAFETY ADMINISTRATION*, TP-216-05, 2006
- [135] GATILAO, F., ROESSER, G., REAUME, B.: *An Overview of FMVSS 216a – Roof Crush Resitance Testing*. SAE International, 2010

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner dreijährigen Doktorandenzeit im Team „Leichtbau, Guss- und Schmiedestructuren“ bei der Daimler AG am Standort Ulm in Kooperation mit dem Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre (IMWF) der Universität Stuttgart.

Mein besonderer Dank gilt Herrn **Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder** für die Betreuung der Arbeit seitens der Universität Stuttgart und die Übernahme des Hauptberichts. Durch die fachliche sowie organisatorische Unterstützung wurde diese extern angefertigte Arbeit ermöglicht.

Bei Herrn **Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek**, der die Arbeit seitens der RWTH-Aachen betreute, bedanke ich mich für die Übernahme des Zweitgutachtens, die fachliche Unterstützung und die mir eingeräumten Freiräume zur Gestaltung dieser schriftlichen Ausarbeitung.

Mein Dank gilt im Weiteren meinem Arbeitgeber, der Daimler AG, und – für sie stellvertretend - meinem Vorgesetzten Herrn **Dr. rer. nat. Tilmann Haug**. Besonderer Dank gilt auch Herr **Dr. rer. nat. Karl Weißkopf**, Teamleiter „Leichtbau, Guss und Schmiedestructuren“ für die Bereitstellung des Themas, die fachliche Betreuung sowie die organisatorischen und finanziellen Rahmenbedingungen.

Ebenso bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern der Fachabteilung, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Besonders gilt mein Dank Herrn **Hermann Pfeifer**, Herrn **Alexander Hirschmann**, Herr **Michael Scheydecker** und Herrn **Dr.-Ing. Michael Schremmer** für die unzähligen fachlichen Gespräche und die Eröffnung neuer Blickwinkel.

Allen Praktikanten, Diplomanden und Bacheloranden, die mich während meiner Zeit als Doktorand bei der Daimler AG und am IMWF tatkräftig unterstützt haben, möchte ich ebenfalls danken.

Herrn **Dr.-Ing. Matthias Todte** von der FlowScience Deutschland GmbH danke ich für seinen allzeit hervorragenden Support bei Fragestellungen rund um Flow3D und bei der Implementierung und Umsetzung von Softwareanpassungen. Für die Ermittlung von

thermophysikalischen Salzdaten bis in die flüssige Schmelze gilt mein Dank Herrn **Dr. rer. nat. Erhard Kaschnitz** vom Österreichischen Gießereinstitut.

Ein besonders herzlicher Dank gilt meiner Familie, die mich während des Studiums und der Doktorandentätigkeit stets unterstützt hat. In Form großer Abstriche bei der gemeinsamen Freizeitgestaltung sowie Rechtschreibprüfung hat meine Partnerin **Mareike Mareis** einen wesentlichen Anteil zu der vorliegenden Arbeit beigesteuert – Vielen Dank!