



Department Metallurgie

Lehrstuhl für Gießereikunde

---



Österreichisches  
Gießerei-Institut

# *Messung und Simulation des Verzugs von Druckgussbauteilen*

## **DISSERTATION**

an der Montanuniversität Leoben  
zur Erlangung des akademischen Grades  
Doktor der montanistischen Wissenschaften

Ersteller:

**Dipl.-Ing. Peter Hofer**

Betreuer:

**Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.phil. Peter Schumacher**  
**Univ.Prof. Dipl.-Phys. Dr.rer.nat Andreas Ludwig**

Leoben, im Februar 2012

## **Eidesstattliche Erklärung**

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

Dipl.-Ing. Peter Hofer

Leoben, im Februar 2012

# Danksagung

Mein Dank gilt dem Verein für praktische Gießereiforschung, dessen Vorstandsvorsitzenden Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Hans Jörg. Dichtl und dem Österreichischen Gießerei-Institut unter der Geschäftsführung von Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher und Herrn Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher für das Ermöglichen dieser Arbeit.

Für die fachliche Betreuung danke ich ganz besonders meinem Doktorvater, dem Vorstand des Lehrstuhles für Gießereikunde der Montanuniversität Leoben,

Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher.

Für die Übernahme des Koreferates bedanke ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Phys. Dr. rer. nat Andreas Ludwig.

Zu besonderem Dank bin ich allen meinen Arbeitskollegen vom Österreichischen Gießerei-Institut für die Unterstützung während der gesamten Projektlaufzeit verpflichtet.

Ganz besonders bedanke ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. Erhard Kaschnitz und bei Herrn Ing. Walter Funk für ihre fachlichen Anregungen sowie bei Herrn Martin Küblböck für die Durchführung der Dilatometermessungen im Rahmen seiner Tätigkeit als Ferialpraktikant am Österreichischen Gießerei-Institut

Zum Schluss aber nicht zuletzt gilt mein Dank meinen Eltern für die langjährige Unterstützung während meiner Ausbildung, meinen Freunden und meiner Partnerin Katharina für das entgegengebrachte Verständnis, vor allen während der Zeit des Abfassens dieser Seiten.

## Kurzfassung

In dieser Arbeit werden die Einflüsse der Gießparameter im Druckgießverfahren auf den globalen, makroskopischen Verzug zweier Probegussteile mit qualitativ vorhersagbarer Verzugsneigung untersucht. Die Ergebnisse der an den Probegussteilen gemessenen Verzugswerte werden mit den Ergebnissen der numerischen Simulation mit dem Softwarepaket ANSYS Workbench quantitativ verglichen.

Zunächst wurden zwei druckgussgerechte Werkzeuge simulationsgestützt konzipiert und hergestellt. Die Geometrie der abzugießenden Probegussteile wurde so gestaltet, dass bleibender Bauteilverzug auch nach Abkühlung auf Raumtemperatur sichergestellt ist. Es wurde ein Spannungsgitter, bei dem der Verzug durch die Eigengeometrie entsteht, für den Abguss im Druckgießverfahren modifiziert sowie eine V-förmige Schale, bei welcher der Verzug vom Gießsystem verursacht wird, konzipiert.

In mehreren Abgusserien wurden unterschiedliche Prozessparameter getestet. An den Probegussteilen wurde der makroskopische Verzug (und somit die globalen Dehnungen) mittels taktiler Messmethoden ermittelt. Die Versuchsabgüsse wurden mit den beiden häufig eingesetzten Druckgusslegierungen AlSi12(Fe) und AlSi10MnMn durchgeführt. Für die Legierung AlSi10MnMg wurden die für die numerische Simulation notwendigen thermophysikalischen und thermomechanischen Daten, ermittelt.

Mittels Temperatur- und Zeitmessungen während der Versuchsabgüsse wurden Eingangsdaten für die Prozessmodellierung gewonnen. Es wurden Simulationsmodelle erstellt, mit denen der auftretende Bauteilverzug berechnet wurde. Die verwendeten Rechenmodelle enthalten nur gemessene bzw. aus den Ergebnissen von Messungen abgeleitete Parameter. Es wurden keine physikalisch unbegründeten Fitparameter eingebaut. Die experimentell ermittelten und simulierten Verzugswerte für das Spannungsgitter und die V-förmige Schale wurden dargestellt. Ein qualitativer und quantitativer Vergleich zwischen Experiment und numerischer Simulation wurde gezogen.

## Abstract

In this work the influence of the casting parameters during the high-pressure die-casting process on the global, macroscopic distortion of two trial castings with quantitatively predictable distortion behaviour were determined. The results of the measured distortion values of trial castings and the results of numerical simulation were compared quantitatively using the software package ANSYS Workbench.

In the first instance two high-pressure die-casting dies were designed and manufactured. The geometries of the trial castings were designed according to the aim that residual distortion of the castings is ensured after cooling to ambient temperature. A stress lattice, and a V-shaped lid were designed to be cast in high-pressure die-casting to exhibit distortion due to their own geometry or in the latter case by a deliberately massive gating system.

Different process parameters were tested in several trial casting series. The macroscopic distortion (and the global strain) of the castings were measured with means of tactile methods. The trial castings were produced from commonly used high-pressure die-casting alloys AlSi12(Fe) and AlSi10MnMg. For the alloy AlSi10MnMg thermo-physical and thermo-mechanical data were measured in order to obtain necessary data for numerical simulation.

By time and temperature measurements during the trial castings, input parameters for numerical simulation were obtained. Numerical simulation models for the calculation of the occurring distortion were established. These calculation models only contained measured data respectively data which were derived from direct measurements. No unphysical fit parameters were used. The distortion values from experiments and simulations for both the stress lattice and the V-shaped lid are presented and were compared qualitatively and quantitatively to the established model predictions.

---

## Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis .....	I
Abbildungsverzeichnis .....	VI
Tabellenverzeichnis .....	XVI
1 Einleitung.....	1
1.1 Allgemeines .....	1
1.2 Ziele und Motivation .....	2
1.3 Beschreibung der Vorgehensweise .....	3
2 Grundlagen.....	5
2.1 Eigenspannungen .....	5
2.1.1 Definition, Arten und Entstehung von Eigenspannungen .....	5
2.1.2 Messung von Verzug und Eigenspannungen .....	12
2.1.2.1 Allgemeines.....	12
2.1.2.2 Mechanische Verfahren.....	12
2.2 Numerische Simulation der Eigenspannungen am Beispiel des Druckgießverfahrens.....	16
2.2.1 Finite Methoden .....	16
2.2.1.1 Finite Differenzen Methode.....	17
2.2.1.2 Finite Volumen Methode.....	17
2.2.1.3 Finite Elemente Methode.....	18
2.2.2. Simulation des Wärmetransports und der Erstarrung .....	20
2.2.3 Simulation von Strömungen .....	24
2.2.4 Simulation von Spannungen.....	25
2.2.5 Fließ- und Verfestigungsgesetz .....	26
2.3 Gießen .....	30
2.3.1 Gießverfahren .....	30
2.3.2.1 Allgemeines.....	32

---

2.3.2.2 Aufbau und Funktion einer Druckgießanlage .....	32
2.3.2.3 Temperierung von Druckgießwerkzeugen .....	36
2.3.3 Prozesssimulation beim Druckgießverfahren.....	38
2.3.4 Gefügeausbildung im Druckguss.....	40
2.3.5 Gussfehler im Druckguss .....	44
2.3.5.1 Allgemeines.....	44
2.3.5.2 Schwindungsbedingte Ungängen .....	44
2.3.5.3 Gasporosität.....	47
2.3.5.4 Spritzkugeln und Flitter .....	48
2.3.5.5 Kaltfließstellen .....	49
2.3.5.6. Oxideinschlüsse und Oxidhautbildung.....	50
2.3.5.7 Oberflächenfehler .....	51
2.3.5.8 Warmrisse .....	52
2.3.5.9 Verzug.....	54
2.3.6 Druckgusslegierungen.....	55
2.3.6.1 Allgemeines.....	55
3 Experimentelle Methoden .....	58
3.1 Durchführung von Versuchsabgüssen.....	58
3.1.1 Allgemeines .....	58
3.1.2 Versuchsserien und Versuchsdurchführung .....	59
3.1.3 Messung des Bauteilverzugs.....	64
3.1.3.1 Spannungsgitter .....	64
3.1.3.2 V-Probe .....	66
3.2 Thermophysikalische Messverfahren .....	70
3.2.1 Laserflashverfahren.....	70
3.2.2 Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie .....	73
3.2.3 E-Modul-Bestimmung mittels Elastomat .....	75
3.2.4 Schubstangendilatometrie .....	75

---

---

3.3 Thermomechanische Messverfahren .....	79
3.3.1 Zugprüfung und Hochtemperaturzugprüfung .....	79
3.4 Sonstige Verfahren .....	82
3.4.1 Lichtmikroskopie und Metallografie .....	82
3.4.2 Radiometrische Thermometrie .....	83
4 Experimentelle Ergebnisse .....	84
4.1. Versuchsabgüsse.....	84
4.1.1 Optimierung der Probengeometrie .....	84
4.1.1.1 Optimierung des Spannungsgitters.....	86
4.1.1.2 Optimierung der V-Probe.....	91
4.1.1.3 Bewertung der Gussteile .....	95
4.1.2 Ergebnisse der thermografischen Messung der Temperaturfelder .....	97
4.1.2.1 Messung und Überwachung der Formtemperaturen.....	97
4.1.2.2 Messung der Abkühlkurven und Rückextrapolation auf die Ausformtemperaturen.....	99
4.1.3 Verzug und Eigenspannungen .....	103
4.1.3.1 Verzug beim Spannungsgitter .....	103
4.1.3.2 Verzug bei der V-Probe .....	109
4.2 Ermittlung der Werkstoffparameter für AlSi10MnMg.....	115
4.2.1 Thermophysikalische Daten .....	115
4.2.1.1 Dichte bei Raumtemperatur.....	115
4.2.1.2 Thermische Längenänderung und Dichte bei erhöhten Temperaturen ...	117
4.2.1.3 Temperaturleitfähigkeit .....	124
4.2.1.4 Messung der spezifischen Wärmekapazität.....	133
4.2.1.5 Berechnung der Wärmeleitfähigkeit.....	135
4.2.2 Thermomechanische Daten .....	137
4.2.2.1 Messung des dynamischen Elastizitätsmoduls .....	137

---



---

4.2.2.2 Messung der Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen.....	138
5 Modellierung .....	142
5.1 Prozessmodellierung.....	142
5.1.1 Allgemeines .....	142
5.1.2 Geometriemodellierung und Vernetzung .....	142
5.1.3 Temperaturfeldmodellierung.....	144
5.1.4 Spannungsmodellierung.....	150
5.2 Materialmodellierung.....	154
5.2.1 Modellierung des Formwerkstoffes.....	154
5.2.2 Modellierung der Gusswerkstoffe .....	154
6 Simulationsergebnisse und Vergleich mit den Gießversuchen.....	156
6.1 Spannungsgitter.....	156
6.2 V-Probe.....	166
7 Zusammenfassung und Diskussion .....	179
7.1 Zusammenfassung.....	179
7.1.1 Entwicklung der Gussteilgeometrie .....	179
7.1.2 Durchführung der Abgüsse und Verzugsmessung .....	180
7.1.3 Messung der Materialeigenschaften von AlSi10MnMg .....	180
7.1.4 Modellierung und Simulation .....	181
7.2 Diskussion .....	181
7.2.1 Experimentelle Schwierigkeiten.....	182
7.2.2 Ausblick.....	183
Literatur .....	185
Anhang.....	190
A.1 Allgemeines .....	192
A.2 Werkstoffparameter für AlSi10MnMg .....	192
A.3 Werkstoffparameter für AlSi12(Fe) .....	197

A.4 Werkstoffparameter für X38CrMo51 ..... 201

A.5 Verwendete Wärmeübergangskoeffizienten..... 202

## Abbildungsverzeichnis

Bild 1.1: Arbeitsschema der vorliegenden Arbeit (blau: experimentelle Aufgaben, gelb: Simulationsaufgaben). .....	4
Bild 2.1: Entstehungsmechanismen und Arten von Eigenspannungen [vgl.: 3]. .....	6
Bild 2.2: Spannungsgitter; die dünnen Stege (Außenstege) sind mit dem dicken Steg (Mittelsteg) über gemeinsame Querbalken verbunden [vgl.: 5]. .....	8
Bild 2.3: Entstehung sekundärer Eigenspannungen anhand eines Spannungsgitters, Farben entsprechen der Gesamtverformung [vgl.: 5]. .....	10
Bild 2.4: Entstehung primärer Eigenspannungen anhand eines Spannungsgitters, Farben entsprechen der Spannung in Längsrichtung [vgl. 5].....	11
Bild 2.5: Platzierung der Dehnmesssensoren bei der Bohrlochmethode (links) und der Ringkernmethode (rechts); schematisch [9]. .....	15
Bild 2.6: Strukturierte (links) und unstrukturierte Vernetzung (rechts) eines einfachen Bauteils; beim strukturierten Netz ziehen sich Verfeinerungen in einem Bereich über das gesamte Bauteil, bei unstrukturierten Netzen beschränkt sich die Verfeinerung auf den relevanten Bereich. ....	16
Bild 2.7: Wärmeströme über ein Volumen mit 6 Oberflächen; gemäß der Erhaltungsgleichung für die Energie muss die Summe der inneren Wärmegenerierung $W_{gen}$ entsprechen [7]. ....	21
Bild 2.8: Randbedingungen bei Wärmeproblemen; (1) Diriclet-Randbedingung, (2), (3) und (6) Neumann-Randbedingungen, (4) und (5) gemischte Randbedingungen; $V_i$ : Inneres der Berechnungsdomäne, $O_i$ : Oberfläche der Berechnungsdomäne, $q$ : resultierender Wärmestrom $qV$ : am Rand vorgegebener Wärmestrom, $qn$ : Wärmestrom normal zur Oberfläche $n$ : Normalvektor, $T_{i0}$ : am Rand vorgegebene Temperatur, $T, TV, TV1, TV2, TS$ ,: Oberflächentemperaturen der Berechnungsdomäne, $T_\infty$ : Hintergrundtemperatur $\alpha$ : Wärmeübergangskoeffizient, $cR$ : Produkt aus Emissionskoeffizient und Stefan-Boltzmann-Konstante [15]. ....	22
Bild 2.9: Darstellung der Fließfläche (v.-Mises-Zylinder) im kartesischen Koordinatensystem; $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ : Hauptnormalspannungen: $R$ : Zylinderradius (abhängig von der Fließgrenze des Werkstoffs) [15]. .....	27
Bild 2.10: Änderung der Fließfläche bei isotroper (links) und kinematischer Verfestigung (rechts) [18]. .....	28

Bild 2.11: Änderung der Fließspannung bei kinematischer (oben) und isotroper Verfestigung (unten) unter Zugrundelegung einer bilinearen (links) und multilinearen (rechts) Fließkurvenapproximation [18]. .....	29
Bild 2.12: Systematik der gängigsten Gießverfahren für metallische Werkstoffe. ....	31
Bild 2.13: Schematischer Aufbau einer Horizontal-Kaltkammer-Druckgießmaschine [26]. .....	33
Bild 2.14: Typische Zeit-Druck-Messkurve eines Druckgussfüllvorganges [23]. ....	34
Bild 2.15: Zwei Gussteile mit unterschiedlichem Volumen aber gleicher Sprengfläche. Die Sprengfläche entspricht der projizierten Fläche des Gussteils und bestimmt die erforderliche Zuhaltkraft der Druckgießmaschine [23]. ....	35
Bild 2.16: Einzelvorgänge und wechselseitige Einflüsse beim Druckgießprozess auf die Bauteil- und Werkzeuglebensdauer. Vorgänge und Einflüsse, die im Rahmen der hier beschriebenen Arbeiten betrachtet wurden sind blau hinterlegt. ....	39
Bild 2.17: Phasenbildung bei der Erstarrung eines binären Eutektikums; (S) Schmelze; (T) Temperatur; (A) Komponente A, (B) Komponente B; ( $\alpha$ ) $\alpha$ -Mischkristall; ( $\beta$ ) $\beta$ -Mischkristall; ( $c_1$ ) Konzentration von B in der zuerst erstarrenden Schmelze; ( $c_\alpha$ ) Konzentration von B bei eutektischer Temperatur; ( $c_0$ ) Konzentration von B; ( $c_E$ ) eutektische Zusammensetzung; ( $c_\beta$ ) Konzentration von A bei eutektischer Temperatur [33]. ....	40
Bild 2.18: Links oben: Auszug aus einem binären Phasendiagramm; rechts oben: Temperaturverläufe vor der Erstarrungsfront; rechts unten: Konzentrationsverlauf vor der Erstarrungsfront [vgl.: 33]. ....	42
Bild 2.19: Schematische Darstellung der Mikrostruktur einer im Kokillenguss erstarrten untereutektischen Legierung [26]. ....	43
Bild 2.20: Abhängigkeit des spezifischen Volumens einer metallischen Schmelze von der Temperatur; $TR$ : Raumtemperatur; $TS$ : Solidustemperatur; $TL$ : Liquidustemperatur; $\Delta T$ : Schmelzintervall; $TG$ : Gießtemperatur; $VK$ : kubische Schwindung; $VE$ : Erstarrungsschwindung; $Vfl$ : flüssige Schwindung; $VG$ : Gesamtschwindung [vgl.: 37]. ....	45
Bild 2.21: Systematische Einteilung von schwindungsbedingten Ungängen (Lunker). [26]. .....	46
Bild 2.22: Schliffbild eines mit Erstarrungsporosität behafteten Druckgussteils aus einer AlSi-Legierung (50-fache Vergrößerung); die Erstarrungsporen weisen eine raue Oberfläche und eine eher unregelmäßige Form auf. ....	46
Bild 2.23: Gasporosität in einem Druckgussteil; die Poren weisen runde und glatte Ränder auf und sind damit gut von schwindungsbedingten Ungängen zu unterscheiden. [38]. ....	47

---

Bild 2.24: Gefüge von AlSi9Cu3 mit eingegossenen Spritzkugeln (links) und eingegossenem Flitter; sowohl Spritzkugeln als auch Flitter weisen ein deutlich feineres Gefüge auf als die Matrix [38]. .....	48
Bild 2.25: Beispiel für eine Kaltfließstelle in einem Druckgussteil [38]. .....	49
Bild 2.26: Oxideinschlüsse in einem Druckgussteil aus einer AlSi-Legierung; links linienförmige Erscheinung einer eingeschlossenen Oxidhaut, rechts Oxidcluster [38].....	50
Bild 2.27: Gefüge eines AlSi12-Kokillengussteils mit einem Fe-Gehalt von 1 %; das Eisen liegt in Form von AlFeSi-Nadeln im Al-Si-Eutektikum vor [26]. .....	52
Bild 2.28: Entstehungsmechanismus schrumpfungsbedingter Warmrisse bei endogener Erstarrung.; (a) zwischen den Körnern aus der Primärerstarrung bildet sich ein intergranularer Film; (b) durch die Erstarrungsschrumpfung werden die Körner auseinandergezogen, es bilden sich geschlossene Restschmelzepools; (c) können die intergranularen Zwischenräume bei weiterer Dehnung nicht mehr mit Schmelze versorgt werden bildet sich ein offener Warmriss, kann Schmelze nachströmen bildet sich ein geschlossener Warmriss [42]. .....	53
Bild 2.29: Warmriss in einem Probestab; der Warmriss entsteht in einem Bereich unterschiedlicher Wandstärken bei gleichzeitiger Dehnungsbehinderung und ist gut an der dendritisch rauhen Bruchfläche zu erkennen [43]. .....	53
Bild 2.30: Gefüge des Systems AlSi; (a) untereutektisch, 9 % Si, 500:1 veredelt; (b) eutektisch, 12 % Si unveredelt, 200:1; (c) übereutektisch, 18 % Si, unveredelt, 100:1 [36]. .....	56
Bild 2.31: Binäres Zustandsschaubild Al-Si mit den Bereichen typischer Guss- legierungen [26]. .....	56
Bild 2.32: Einfluss von Magnesium auf die Festigkeitseigenschaften einer G-AlSi-Legierung (9,5 % Si, 0,45 % Fe, 0,3 %Mn) [36]. .....	57
Bild 3.1: Ablauf eines Druckgießzyklus bei den Versuchsabgüssen mit dem Spannungsgitter- bzw. V-Probeneinsatz; Zeitbalken nicht maßstäblich. ....	59
Bild 3.2: Weg-Geschwindigkeitskurve beim Abguss des Spannungsgitters. Im letzten Bereich der Füllphase wird der Kolben abgebremst um ein Aufdrücken der Form zu verhindern, welches zu stärkerer Fahnenbildung führen würde. ....	61
Bild 3.3: Aufbau des Nachdrucks nach Abguss des Spannungsgitters.....	62
Bild 3.4: Weg-Geschwindigkeitskurve beim Abguss der V-Probe. Im letzten Bereich der Füllphase wird der Kolben abgebremst um ein Aufdrücken der Form zu verhindern, welches zu stärkerer Fahnenbildung führt.....	62
Bild 3.5: Aufbau des Nachdrucks nach Abguss der V-Probe.....	63

---

Bild 3.6: Schematische Darstellung der Eigenspannungsbestimmung durch Freischneiden; $l_s$ : Fensterlänge, $l_{F0}$ : Fräsbahnbreite. ....	65
Bild 3.7: Messpositionen bei der Vermessung der V-Probe mittels Koordinatenmessmaschine. ....	66
Bild 3.8: Messpositionen bei Abnahme der Gesamtmaße. ....	67
Bild 3.9: Schematische Vorgehensweise beim Messen des durch das Laufsystem in der V-Probe verursachten Verzuges; links: Formeinsatz mit Kaltabmessung $a_0$ ; rechts: Gussteil mit Kaltabmessung $a_1$ . ....	68
Bild 3.10: Schematische Vorgehensweise beim Messen der elastischen Rückfederung nach Abtrennen des Gießsystems; links: Gussteil inklusive Lauf mit Abmessung $a_1$ ; rechts: Gussteil nach dem Freischneiden mit Abmessung $a_2$ . ....	69
Bild 3.11: Schematischer Messaufbau einer Laserflash-Anlage [47]. ....	70
Bild 3.12: Grafitprobenhalter und Saphirtiegel zur Durchführung von Temperaturleitfähigkeitsmessungen im schmelzflüssigen Bereich. ....	71
Bild 3.13: Ergebnis der Kalibriermessung der Laserflash-Anlage von Al99,999 im Vergleich zu Literaturdaten [56]. ....	73
Bild 3.14: Schematische Darstellung des Messprinzips eines Differenz-Wärmestrom-Kalorimeters; P Probe; R Referenzprobe oder Leertiegel; O Ofen; S Scheibe; $\Phi_{OP}$ Wärmestrom vom Ofen zur Probe; $\Phi_{OR}$ Wärmestrom vom Ofen zur Referenzprobe; $\Delta T$ Temperaturdifferenz [57]. ....	74
Bild 3.15: Schematische Darstellung des Messprinzips bei der Schubstangendilatometrie; oben: Einzeldilatometer; unten: Differenzdilatometer [58]. ....	76
Bild 3.16: Probenhalterung zur Bestimmung des volumetrischen Ausdehnungskoeffizienten und der Dichte im flüssigen Zustand [61]. ....	77
Bild 3.17: Ergebnis der Kalibriermessung des verwendeten Schubstangendilatometers an flüssigem Al99,999 im Vergleich zu Literaturdaten [56, 62, 63]. ....	78
Bild 3.18: Spannungs-Dehnungs-Diagramm beim einachsigen Zugversuch [4]. ....	79
Bild 3.19: Zugprüfmaschine Zwick Z 050 mit Laserextensometer; (1) Traverse mit Kraftmesser; (2) Probe; formschlüssig eingespannt; (3) Widerstandsofen; (4) Laserextensometer. ....	81
Bild 3.20: Prinzipieller Aufbau eines zusammengesetzten Mikroskops mit unendlicher Weite des Zwischenbildes [64]. ....	82
Bild 4.1: Spannungsgitter nach Fendt mit Angussystem (Ansicht von oben) [vgl.: 5]. ....	86
Bild 4.2: Berechnetes Temperaturfeld (ANSYS Workbench) eines Spannungsgitters mit Anschnittsystem zum Zeitpunkt des Formöffnens; das Temperaturfeld im Gussteil ist in	

der Längsachse nicht verzerrt; eine Beeinflussung des Temperaturfeldes durch den Anschnitt ist im Versuch daher nicht zu erwarten.....	87
Bild 4.3: Spannungsgitter modifiziert für den Abguss im Druckgießverfahren.....	88
Bild 4.4: Füllstudie eines Spannungsgitters bei zu frühem Umschalten auf die zweite Geschwindigkeitsphase; entlang der Außenstege schießt die Schmelze vor und bildet erstarrte oder teilerstarrte Bereiche; im realen Gussteil würde dies zu Einschluss-/ Flitterbildung und Kaltfließstellen führen. ....	90
Bild 4.5: Füllstudie eines Spannungsgitters bei optimierter Formfüllung; die Schmelze fließt gleichmäßig durch alle drei Stege und hat überall ausreichend hohe Temperatur. ...	90
Bild 4.6: Gegenüberstellung der Füllsimulation (Temperaturskalierung) mit MAGMASoft und einem Abguss mit reduzierter Metallmenge für das Spannungsgitter. ....	91
Bild 4.7: Temperaturfeld bei der Füllung einer V-Probe (Erstkonzept); es sind aufgrund der stark unregelmäßigen Füllung Vorerstarrungen und Kaltläufe zu erwarten, die Bohne ist weitgehend unwirksam, was in der Realität zum Einschluss von Luft, Schmutz und Trennmittelresten führen würde. ....	93
Bild 4.8: Temperaturfeld bei der Füllung einer V-Probe (finale Konzept); durch die Optimierung der Laufarme und der Schmelzeführung verläuft die Füllung sehr regelmäßig; die Schmelze ist überall ausreichend heiß und die Bohne ist wirksam.....	93
Bild 4.9: Gegenüberstellung der Füllsimulation (Temperaturskalierung) mit MAGMASoft und einem Abguss mit reduzierter Metallmenge für die V-Probe.....	94
Bild 4.10: Simulierte Verzerrung (50-fach überzeichnet) einer V-Probe; links: nach vollständiger Temperaturhomogenisierung; rechts: nach vollständiger Temperaturhomogenisierung und Abtrennen des Gießsystems. ....	95
Bild 4.11: Spannungsgitterprobe bei einer Formtemperatur von 140 °C abgegossen; im vergrößert dargestellten Bereich sind Kaltläufe deutlich sichtbar. ....	96
Bild 4.12: V-Probe im Gusszustand; Im Bereich der Bohne sowie in der Öffnung des „V“ sind dünne Fahnen vorhanden. ....	97
Bild 4.13: Thermokameraaufnahme (FLIR ThermoCAM E45; $\varepsilon_F = 0,65$ ) der beweglichen Formhälfte des Spannungsgittereinsatzes nach dem Aufbringen des Trennmittels und 30 Sekunden Wartezeit. Die Vorlauftemperatur des Temperieröls betrug 180 °C Die Formtemperatur liegt im Bereich von 180 °C und ist homogen. Die Messwerte sind im Bereich der Bohnen am genauesten, da Reflexionen dort am wenigsten auftreten.....	98
Bild 4.14: Thermokameraaufnahme (FLIR ThermoCAM E45; $\varepsilon_F = 0,65$ ) der beweglichen Formhälfte des V-Proben-Einsatzes nach dem Aufbringen des Trennmittels und 30 Sekunden Wartezeit; die Vorlauftemperatur des Temperieröls betrug 180 °C, die	

Formtemperatur liegt im Bereich von 180 °C und ist homogen; die Messwerte sind im Bereich des umlaufenden Steges am genauesten, da Reflexionen dort am wenigsten auftreten; die sehr kalt erscheinenden Stellen (in der Darstellung blau und hellgrün) sind blanke Stellen, deren Emissivität geringer als 0,65 ist und die daher kälter erscheinen. ...99

Bild 4.15: Thermokameraaufnahmen (FLIR ThermaCAM A320) von Spannungsgitter und V-Probe; die Punkte SP01 und SP02 zeigen jeweils die Referenzpunkte, an denen die Temperatur ausgewertet wurde; die Gussteile sind teilweise geschwärzt, kälter erscheinende Bereiche (hier violett bis rot) sind ungeschwärzt. .... 100

Bild 4.16: Thermografische Aufnahme eines Spannungsgitters mit zugehörigen Abkühlkurven jeweils am Mittel- bzw. Außensteg des Gussteils. .... 101

Bild 4.17: Thermografische Aufnahme einer V-Probe mit zugehörigen Abkühlkurven jeweils am Lauf und im Zentrum des Gussteils. .... 101

Bild 4.18: Vergleich zwischen gemessener und berechneter Abkühlkurve eines Spannungsgitters (Vorlauftemperatur 180 °C, 20 Sekunden Zuhaltezeit) sowie zugehöriger Polynomfit und errechnete Ausformtemperatur. .... 102

Bild 4.19: Gemessene Dehnungswerte für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 105

Bild 4.20: Gemessene Dehnungswerte für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi12(Fe) Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 106

Bild 4.21: Gemessene Dehnungswerte für die V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 111

Bild 4.22: Gemessene Dehnungswerte für die V-Probe aus der Legierung AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 112

Bild 4.23: Gemessene elastische Rückfederung für die V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 113

Bild 4.24: Gemessene elastische Rückfederung für die V-Probe aus der Legierung AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls. .... 114

Bild 4.25: Lage der Dichte- und Temperaturleitfähigkeitsproben im Gussteil (Spannungsgitter). .... 115

Bild 4.26: Schliiflagen im Spannungsgitter und zugehörige Schliifbilder (100fache Vergrößerung); im Schliifbild aus Schliif 2 im Mittelbereich ist die Porosität deutlich höher als im Schliif 1 aus dem Seitensteg. .... 116

Bild 4.27: Thermische Längenänderung von AlSi10MnMg von Raumtemperatur bis 400 °C. .... 118



Bild 4.28: Dichte einer hypoeutektischen Aluminiumlegierung in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	120
Bild 4.30: Dichte und Volumexpansion von AlSi10MnMg im festen und flüssigen Zustand als Funktion der Temperatur. ....	122
Bild 4.31: Gemessene Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg, korrigiert um die Dickenausdehnung der Proben; die Proben stammen aus dem Außensteg mit niedriger Porosität. ....	126
Bild 4.32: Gefügebild (50fach vergrößert) aus einem Druckgussteil (Spannungsgitter, Außensteg). Die Linien zeigen exemplarisch die Wachstumsrichtung der Primärdendriten parallel zur Bildebene an, die Punkte markieren die Wachstumsrichtung senkrecht zur Bildebene. Eine Messung des SDAS wird dadurch verhindert. ....	127
Bild 4.33: Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen Zustand; Werte um die thermische Ausdehnung der Proben korrigiert. ....	128
Bild 4.34: Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen und teilerstarten Zustand, korrigiert um die thermische Ausdehnung des Saphir-Probentiegels. ....	130
Bild 4.35: Ergebnisse der Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen und flüssigen Zustand. ....	131
Bild 4.36: Spezifische Wärmekapazität von AlSi10MnMg beim Aufheizen ( $20 \text{ Ks}^{-1}$ ) und Abkühlen ( $20 \text{ Ks}^{-1}$ ) dreier Proben aus einem Spannungsgitter. ....	134
Bild 4.37: Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur im Gusszustand sowie nach dem ersten Aufschmelzen. ....	136
Bild 4.38: Mittels Elastomatverfahren ermittelter dynamischer Elastizitätsmodul von AlSi10MnMg. ....	137
Bild 4.39: Zugversuchsrohdaten und Approximation an die gemessenen Werte für Zugversuche mit der Legierung AlSi10MnMg bei Raumtemperatur. ....	139
Bild 4.40: Multilineare Approximation an die gemessenen Spannung-Dehnung-Kurven von AlSi10MnMg aus dem einachsigen Zugversuch. ....	140
Bild 4.41: Abgeschätzter Fließbeginn von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	140
Bild 5.1: Geschnittene und vernetzte Geometrie des Spannungsgitters; links: Formeinsatz (bewegliche Formhälfte); rechts: Gussteil. ....	143
Bild 5.2: Geschnittene und vernetzte Geometrie der V-Probe; links: bewegliche Formhälfte; rechts: Gussteil. ....	143
Bild 5.3: Anfangstemperaturfeld bei der thermisch transienten Simulation von Spannungsgitter- und V-Probe; die Form ist thermisch homogen gemäß der	

---

Kühlmediumstemperatur, das Gussteil thermisch homogen gemäß der Gießtemperatur. .....	145
Bild 5.4: Kontaktmodellierung für das Spannungsgitter; links: T-abhängiger thermischer Kontakt (siehe Bild 5.6); rechts konstanter thermischer Kontakt. ....	146
Bild 5.5: Kontaktmodellierung für die V-Probe; links: T-abhängiger thermischer Kontakt (siehe Bild 5.6); rechts konstanter thermischer Kontakt. ....	146
Bild 5.6: Kontaktwärmeübergänge bei der Modellierung von Spannungsgitter und V-Probe; die temperaturabhängigen Wärmeübergänge wurden dem Solidus- und Liquiduspunkt der Legierungen entsprechend modelliert, konstante Wärmeübergänge sind unabhängig von der Legierung. ....	147
Bild 5.7: Temperierbohrungen in fester und beweglicher Formhälfte und Gussteilkontur; die Temperierbohrungen wurden als ideale Kühlungen modelliert, die mit einer festen Temperatur beaufschlagt sind (hier rot). ....	148
Bild 5.8: Wärmeübergänge an der Oberfläche von Druckgießwerkzeug bzw. Druckgussteil (Spannungsgitter); die Konvektionsrandbedingung (gelbe Flächen) entspricht einer mit Strahlung überlagerten natürlichen Konvektion bei freier Abkühlung außerhalb der Form. ....	149
Bild 5.9: Wärmeübergänge an der Oberfläche von Druckgießwerkzeug bzw. Druckgussteil (V-Probe); die Konvektionsrandbedingung (gelbe Flächen) entspricht einer mit Strahlung überlagerten natürlichen Konvektion bei freier Abkühlung außerhalb der Form. ....	150
Bild 5.10: Reibungsfrei gelagerte Flächen (hier blau) bei der thermisch-mechanischen Simulation des Spannungsgitters.....	151
Bild 5.11: Reibungsfrei gelagerte Flächen (hier blau) bei der thermisch-mechanischen Simulation der V-Probe; die feste Formhälfte ist ausgeblendet. ....	152
Bild 6.1: Berechnetes Temperaturfeld für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden. ....	156
Bild 6.2: Simulierte Ausformtemperaturen für das Spannungsgitter in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperiermediums. ....	157
Bild 6.3: Berechnete Vergleichsspannung nach v. Mises für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperatúrausgleich. ....	158
Bild 6.4: Berechnete Normalspannung in Längsrichtung für ein Spannungsgitter (Legierung AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperatúrausgleich. ....	158

---

Bild 6.5: Berechnete elastische Dehnungen in Längsrichtung für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperatúrausgleich. ....	159
Bild 6.6: Normalspannung in Längsrichtung im Zentrum und an der Außenhaut des Mittelsteges beim Spannungsgitter sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.....	160
Bild 6.7: Normalspannung in Längsrichtung jeweils Zentrum von Mittel- und Außenstegen beim Spannungsgitter sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit. ....	161
Bild 6.8: Entwicklung der sekundären Eigenspannungen nach dem Auswerfen nach 25 Sekunden beim Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C). ....	162
Bild 6.9: Kumulierte plastische Dehnungen in einem Spannungsgitter. Der Schwellwert für die 3D-Isolächendarstellung liegt bei 0,25 %. Zeitpunkte: links oben: 1 Sekunde, rechts oben: 5 Sekunden, links unten: 25 Sekunden (nach Auswerfen), rechts unten: 3600 Sekunden. ....	163
Bild 6.10: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Dehnungen (gemittelt über Mittelsteg) für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi10MnMg. ....	164
Bild 6.11: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Dehnungen (gemittelt über Mittelsteg) für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi12(Fe).....	165
Bild 6.12: Berechnetes Temperaturfeld für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Formöffnens nach fünf Sekunden. ....	166
Bild 6.13: Simulierte Ausformtemperaturen für die V-Probe in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperiermediums. ....	167
Bild 6.14: Berechnete Vergleichsspannungen nach v. Mises für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160 °C, Zuhaltezeit fünf Sekunden) nach vollständigem Temperatúrausgleich vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts). ....	168
Bild 6.15: Berechnete Normalspannung in Richtung der Aufweitung für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160 °C, Zuhaltezeit fünf Sekunden) nach vollständigem Temperatúrausgleich vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts). ....	169
Bild 6.16: Normalspannung in Längsrichtung im Zentrum und an der Außenhaut eines Laufarmes bei der V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit. ....	170

---

Bild 6.17: Normalspannung in Längsrichtung jeweils im Zentrum von Mittel- und Außenstegen einer V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit. ....	171
Bild 6.18: Normalspannungen in Längsrichtung im Lauf, am Kerbgrund und der Schale bei der V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit. ....	172
Bild 6.19: Berechnete elastische Dehnungen in Längsrichtung für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160°C, Zuhaltezeit fünf Sekunden) nach vollständiger Temperaturhomogenisierung vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts). ....	173
Bild 6.20: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Aufweitungen für V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg.....	174
Bild 6.21: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Aufweitungen für V-Probe aus der Legierung AlSi12(Fe).....	175
Bild 6.22: Vergleich zwischen gemessener und simulierter Rückfederung nach dem Abtrennen des Laufs für V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg. ....	176
Bild 6.23: Vergleich zwischen gemessener und simulierter Rückfederung nach dem Abtrennen des Laufs für V-Probe aus der Legierung AlSi12(Fe).....	177

---

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Zusammenfassung der Rand- und Anfangsbedingungen für gekoppelte Strömungs-/Wärmetransportprobleme [vgl.: 7].....	25
Tabelle 3.1: Ergebnisse der nasschemischen Analyse der Legierungen AlSi12(Fe) und AlSi10MnMg im Rohmaterial und im Teil (Rest Aluminium). ....	58
Tabelle 3.2: Dauer der einzelnen Prozessphasen bei der Herstellung der Probeteile Spannungsgitter und V-Probe.....	60
Tabelle 3.3: Prozessparameter bei der Herstellung der Probegussteile Spannungsgitter und V-Probe. ....	60
Tabelle 3.4: Versuchsparameter bei der Bestimmung der thermischen Diffusivität mit dem Laserflash-Verfahren. ....	72
Tabelle 4.1: Simulationsparameter bei der Vorabsimulation zur Überprüfung des Einflusses des Gießsystems auf die Symmetrie des Temperaturfeldes. ....	89
Tabelle 4.2: Simulationsparameter bei der Simulation zur Überprüfung des Formfüllungs- und Verzugsverhaltens der V-Probe. ....	92
Tabelle 4.3.: Probenbezeichnungen und Versuchsparameter sowie Anzahl der untersuchten Proben bei der Auswertung des Gussteilverzugs des Spannungsgitters. .	103
Tabelle 4.4: Messwerte und errechnete Dehnungen und Spannungen bei der Auswertung des Spannungsgitters. ....	104
Tabelle 4.5.: Probenbezeichnungen und Versuchsparameter sowie Anzahl der untersuchten Proben bei der Auswertung des Gussteilverzugs des Spannungsgitters. ....	109
Tabelle 4.6: Messwerte für Aufweitung und Rückfederung sowie errechnete Dehnungen bei der Auswertung der V-Probe.....	110
Tabelle 4.7 Dichte von AlSi10MnMg bei Raumtemperatur. ....	116
Tabelle 4.8: Berechnete und metallografisch bestimmte Porosität in unterschiedlichen Bereichen eines Spannungsgitters sowie im Rohmaterial.....	117
Tabelle 4.9: Linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient und Dichte von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.....	119
Tabelle 4.10: Lineare thermische Expansion, Volumenexpansion und Dichte der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.....	123
Tabelle 4.11: Probenbezeichnungen der Temperaturleitfähigkeitsproben bei der Messung der thermischen Diffusivität im festen Zustand.....	124
Tabelle 4.12: Werte für die thermische Längenänderung bei den isothermen Messschritten zur Korrektur der Messwerte. ....	125

---

Tabelle 4.13: Probenbezeichnungen der Temperaturleitfähigkeitsproben bei der Messung der thermischen Diffusivität im flüssigen Zustand. ....	129
Tabelle 4.14: Messergebnisse für die Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg für Proben niedriger Porosität im festen Zustand vor dem ersten Aufheizen. ....	132
Tabelle 4.15: Messergebnisse für die Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg für Proben niedriger Porosität, Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand nach dem Aufheizen auf 530 °C. ....	133
Tabelle 4.16: Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg, berechnet aus den Daten von Temperaturleitfähigkeit, Dichte und spezifischer Wärmekapazität beim ersten Aufheizen und beim Abkühlen. ....	135
Tabelle 4.17: Dynamischer Elastizitätsmodul (Mittelwert aus zwei Parallelmessungen) von AlSi10MnMg. ....	138
Tabelle 5.1: Vernetzungsparameter von Spannungsgitter und V-Probe. ....	144
Tabelle 5.2: Zeitliche Anfangs- und Randbedingungen bei der Modellierung des Erstarrungs- und Abkühlprozesses bei der Modellierung von Spannungsgitter und V-Probe. ....	153

## 1 Einleitung

### 1.1 Allgemeines

Viele hochwertige Formgussteile für automotiv Anwendungen werden heute im Druckgießverfahren hergestellt. Bei diesem Verfahren wird die Schmelze unter hohem Druck in die Kavität einer metallischen Dauerform eingepresst und nach der vollständigen Füllung der Form unter hohem Druck erstarrt, sodass ein Nachspeisen und Nachverdichten des Bauteils stattfinden kann. Bei Druckgießverfahren lassen sich durch entsprechende Schieber- und Formteilungskonzepte auch sehr komplexe Bauteile kern- und speiserlos in hohen Stückzahlen herstellen. Aufgrund der oft sehr komplexen Gießwerkzeuge und der Verwendung hochwertiger Warmarbeitsstähle im Formenbau, sind die Werkzeugkosten im Druckguss ein bedeutender Kostenfaktor. Um bereits vor dem Bau eines Werkzeuges mögliche Fehlerquellen auszumachen und zu beseitigen, wird daher in der Formen- und Prozessentwicklung sehr stark auf numerische Simulation zurückgegriffen. Diese hat sich in den letzten beiden Jahrzehnten mit der Verfügbarkeit immer leistungsfähigerer Hardware in der gesamten Gießereibranche als unterstützendes Werkzeug bei der Werkzeugauslegung und Prozessoptimierung etabliert.

Heutzutage sind die Simulation von Formfüllung und Erstarrung sowie die Temperaturfeldrechnung zur Vorhersage des Temperaturhaushaltes soweit ausgereift, dass sie zuverlässige Vorgaben hinsichtlich der Werkzeuggestaltung erlauben. Dagegen hinken die Techniken und Modelle zur Simulation anderer im Druckguss auftretender Phänomene wie Vorerstarrung in der Gießkammer, Werkzeugschädigung, Warmrissneigung und die Entstehung von Eigenspannung und Verzug noch hinterher. Teilweise liegt dies an der Nichtverfügbarkeit physikalischer Modelle (Warmrissneigung), teilweise an den begrenzten Hardwarekapazitäten und der zur Abbildung der Vorgänge notwendigen hohen Netzfeinheit (Werkzeugschädigung) oder an fehlenden Eingangsdaten (Vorerstarrungen, Eigenspannungen).

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Simulationstechniken zur numerischen Simulation von Gussteilverzug und Bauteileigenspannungen entwickelt. Bei der Simulation von Schrumpfung, Verzug und Eigenspannung wird zunächst das zeitlich veränderliche Temperaturfeld, welches sich beim Gießen und Erstarren einstellt ermittelt. Ausgehend von diesem Temperaturfeld werden die lokalen thermischen Dehnungen berechnet. Aus diesen ergeben sich die Verschiebungen und die durch die Geometrie bedingten

Dehnungsbehinderungen, welche wiederum zu Spannungen im Bauteil und der Form führen. Erreichen die Spannungen im Bauteil zu irgendeinem Zeitpunkt ein Niveau, das über der Fließgrenze des Werkstoffes liegt, wird die Spannung durch plastische Formänderung teilweise abgebaut, was zur Folge hat, dass nach dem vollständigen Homogenisieren der Bauteiltemperatur (also nach erfolgter Abkühlung auf Umgebungstemperatur) Spannung und Verzug im Bauteil zurückbleiben. Um diese Effekte in einer Simulationsrechnung korrekt abbilden zu können, müssen daher sowohl die thermophysikalischen als auch die thermomechanischen Werkstoffdaten bekannt sein. Das Werkstoffverhalten muss in der Simulation realitätsgetreu nachgebildet werden.

## 1.2 Ziele und Motivation

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es durch die Untersuchung des Verzuges an geeigneten Probegussteilen verifizierbare und zuverlässige Simulationsmodelle zu entwickeln, die auf komplexere Bauteile übertragen werden können. Darüber hinaus kann anhand dieser Modelle der Einfluss von Prozessparametern untersucht werden, sodass sowohl bei der Werkzeugauslegung als auch bei der Prozessplanung die Minimierung des zu erwartenden Bauteilverzuges und der Eigenspannungen durch die Simulation unterstützt wird. Die Simulation von Verzug und Eigenspannung ist deswegen von Interesse, da eine zuverlässige Vorhersage der Spannungen und des Bauteilverzuges ein Entgegenwirken bereits während der Entwicklung von Werkzeug und Prozess ermöglicht. Durch die Minimierung von Verzug und Eigenspannung können im Idealfall dem Gießprozess nachgeschaltete Bearbeitungs- und Richtprozesse ganz entfallen und Ausschuss vermindert werden. Zusätzlich kann die Belastung der Dauerformen, die mit dem verspannten Bauteil vor und beim Auswerfen wechselwirken, verringert und somit die Werkzeugstandzeit erhöht werden. Letztendlich kann die Lebensdauer der Formgussteile selbst erhöht werden, da sich Eigenspannungen oft unerwünschterweise mit Betriebsspannungen überlagern, was die effektive Bauteilbelastung erhöht und dieses trotz sorgfältiger Auslegung vorzeitig versagen kann. Die Umsetzung solcher Konzepte führt einerseits zu höherer Wirtschaftlichkeit in Druckgießereien, andererseits leistet sie durch Verminderung von Ausschuss und erhöhte Bauteillebensdauer einen wichtigen Beitrag zur CO<sub>2</sub>-Ersparnis.



### 1.3 Beschreibung der Vorgehensweise

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Arbeitsschritte folgten einem Schema welches in Bild 1.1 ersichtlich ist und im Folgenden näher beschrieben wird. Sie gliedern sich in die beiden Blöcke Experiment und Simulation mit jeweils unterschiedlichen Teilgebieten.

Zunächst wurden Probegussteile konzipiert, die bei Erstarrung und Schrumpfung bleibendem Bauteilverzug unterliegen. Die Konstruktion und Auslegung der entsprechenden Gießwerkzeuge erfolgte simulationsgestützt um einerseits abschätzen zu können, ob die Probeteile die gewünschten Verzugseigenschaften besitzen, andererseits um eine optimale Prozessführung bei der Herstellung der Probegussteile zu gewährleisten. Die so entwickelten Werkzeuge wurden gefertigt. Probeabgüsse mit variablen Prozessparametern und verschiedenen Legierungen wurden durchgeführt. Darüber hinaus wurden in den Gießversuchen prozessrelevante Parameter gemessen, welche später als Eingangsdaten für die Prozesssimulation dienten. Der Verzug der Probeteile wurde mittels taktiler Messmethoden bestimmt, die auftretende Spannung wurde aus den entsprechenden Werkstoffgesetzen berechnet.

Aus den Probegussteilen wurden zur Charakterisierung der Gusslegierung AlSi10MnMg Proben zur Ermittlung thermomechanischer und thermophysikalischer Daten entnommen. Die ermittelten Werkstoffdaten wurden für die Eingabe in die verwendeten numerischen Berechnungsprogramme aufbereitet. Für die Legierung AlSi12(Fe), welche sehr gut untersucht und charakterisiert ist und die daher als Referenzlegierung herangezogen wurde, wurden die Materialdaten aus der Literatur entnommen.

Zunächst wurde ein Simulationsmodell zur Beschreibung des Gießprozesses aufgestellt. Dazu wurden die in den Versuchsabgüssen gewonnen Daten verwertet um die aufgestellten thermischen Berechnungsmodelle mit der Realität abzugleichen. Danach erfolgte die mechanische Modellierung zur Spannungsberechnung. Die wie oben beschrieben erhaltenen Werkstoffparameter wurden zur Eingabe in die verwendete Software entsprechend parametrisiert. Die Ergebnisse wurden quantitativ mit den Messergebnissen des Bauteilverzuges der Probeabgüsse verglichen, die thermomechanischen Berechnungsmodelle wurden in einer weiteren Iterationsschleife mit der Realität abgeglichen. Die am einfachen Modell ermittelten Maßgaben für die Simulation

von Verzug und Eigenspannung im Druckgießprozess können auf die Simulationsrechnungen komplexerer Gussteile angewendet werden.

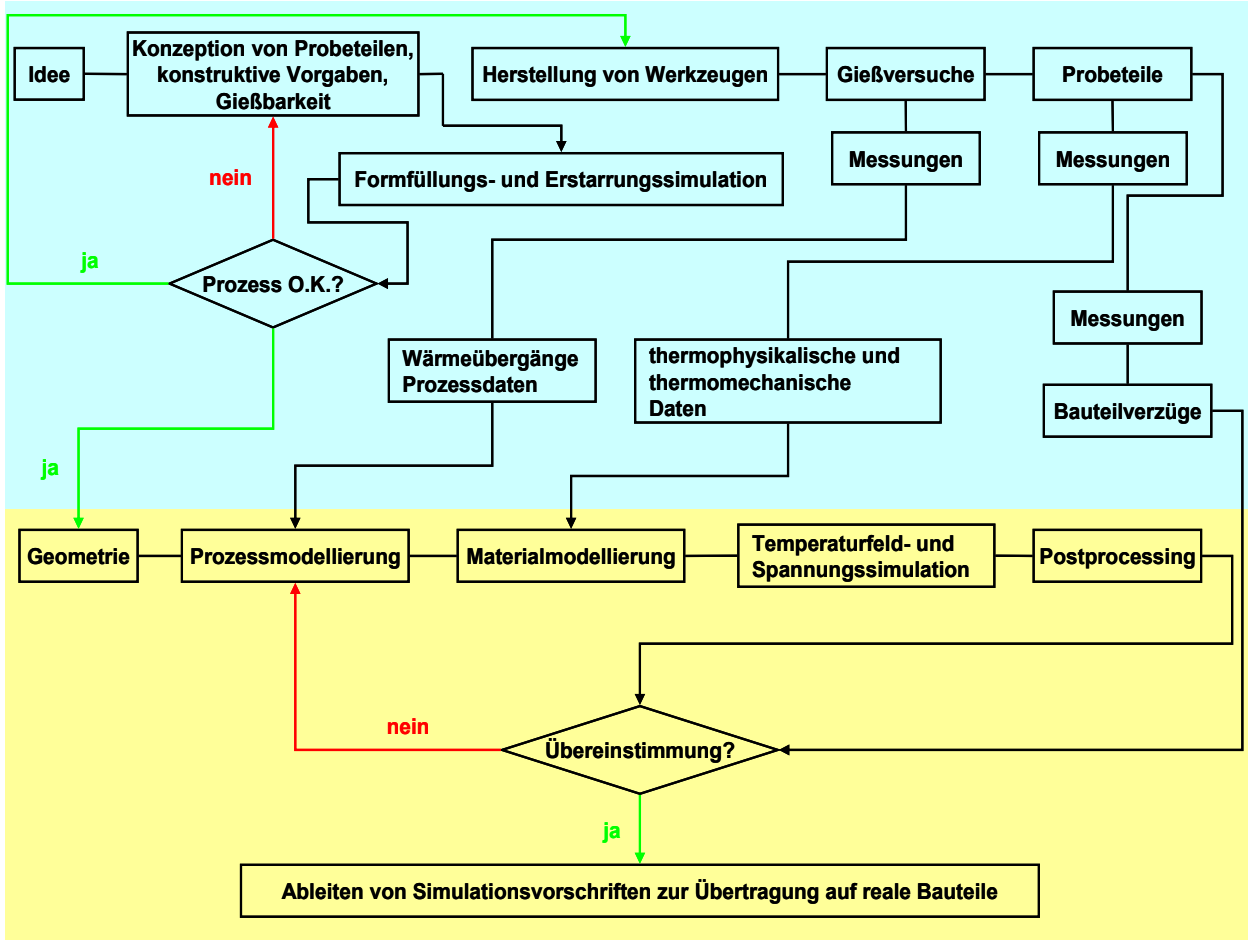


Bild 1.1: Arbeitsschema der vorliegenden Arbeit (blau: experimentelle Aufgaben, gelb: Simulationsaufgaben).

## 2 Grundlagen

### 2.1 Eigenspannungen

#### 2.1.1 Definition, Arten und Entstehung von Eigenspannungen

Zur Definition von Eigenspannungen hat sich im deutschen Schrifttum folgende Definition durchgesetzt:

*„Eigenspannungen sind Spannungen, die ohne äußere Belastungen (Kräfte, Momente, Temperaturfelder) in einem abgeschlossenen System vorliegen. Demzufolge befinden sich Eigenspannungen stets im mechanischen Gleichgewicht“ [1].*

Für metallische Werkstoffe wird folgende Einteilung vorgenommen [2]:

- Eigenspannungen I. Art: Eigenspannungen I. Art sind über größere Werkstoffbereiche homogen und die mit ihnen verbundenen inneren Kräfte sind bezüglich jeder Schnittfläche durch den Körper im Gleichgewicht. Die mit ihnen verbundenen Momente verschwinden bezüglich jeder Raumachse. Wird in das Kräfte- und Momentengleichgewicht eines mit Eigenspannungen I. Art belasteten Körpers eingegriffen, so treten immer makroskopische Maßänderungen (Verzug) auf.
- Eigenspannungen II. Art: Eigenspannungen II. Art sind über einzelne Körner oder Kornbereiche homogen. Über hinreichend viele Körner sind die mit ihnen verbundenen Kräfte und Momente im Gleichgewicht. Wird in dieses Gleichgewicht eingegriffen, so können makroskopische Maßänderungen (Verzug) auftreten.
- Eigenspannungen III. Art: Eigenspannungen III. Art sind über kleinste Werkstoffbereiche von mehreren Atomabständen inhomogen. Die mit ihnen verbundenen inneren Kräfte und Momente sind jedoch über hinreichend große Bereiche des Kornes homogen. Eingriffe in das Gleichgewicht führen zu keinen makroskopischen Maßänderungen.

Reale Bauteile weisen immer alle drei Arten von Eigenspannungen auf. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die Eigenspannungen durch die Messung makroskopischer Maßänderungen an einem Spannungsgitter und einer V-förmigen Probe bestimmt. Wird im Folgenden von Eigenspannungen gesprochen, so sind daher stets Eigenspannungen I. Art gemeint.

Entsprechend ihrer Entstehungsgeschichte lassen sich Eigenspannungen wie in Bild 2.1 dargestellt in folgendes Schema einteilen [3]:

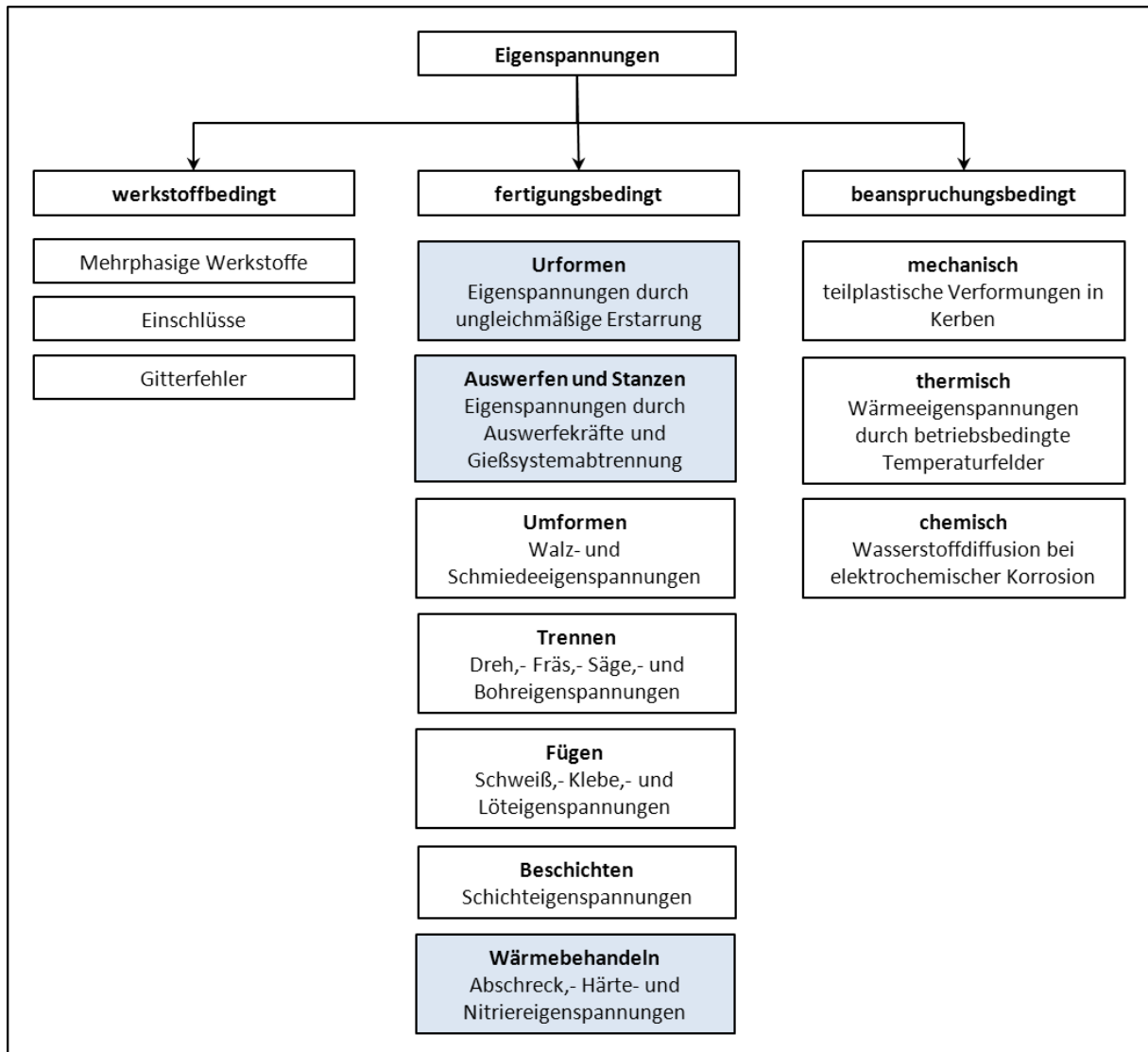


Bild 2.1: Entstehungsmechanismen und Arten von Eigenspannungen [vgl.: 3].

Im Rahmen dieser Arbeit wurden nur Eigenspannungen betrachtet, die fertigungsbedingt im Druckgießprozess entstehen. Diese umfassen (blau hinterlegt), die Eigenspannungen durch ungleichmäßiges Erstarren und Abkühlen in der Form sowie Eigenspannungen durch nachfolgende Abschreckvorgänge, wie sie in industriellen Druckgießprozessen üblich sind. Dem eigentlichen Gießprozess nachgeschaltete Wärmebehandlungsprozesse zur gezielten Einstellung mechanischer Eigenschaften wurden nicht betrachtet.

Die beim Gießen und Abschrecken entstehenden Eigenspannungen in Bauteilen resultieren aus unterschiedlichen Abkühlbedingungen in einzelnen Bauteilbereichen, welche zu unterschiedlich großen Schrumpfungen in einzelnen Bauteilbereichen führen. In realen Bauteilen verläuft die Erstarrung und Abkühlung aufgrund lokal unterschiedlicher Wärmeübergangsbedingungen und lokaler Wandstärkenunterschieden fast immer stark ungleichmäßig. Dies wiederum führt zu unterschiedlichen lokalen Dehnungen aber auch zu unterschiedlichen lokalen Festigkeiten des Werkstoffes. Im Allgemeinen nimmt die Festigkeit eines Werkstoffes mit steigender Temperatur ab. Die Fließspannung des Werkstoffes, das ist jene Spannung bei der durch das Abgleiten von Versetzungen plastische Deformation auftritt, ist bei hohen Temperaturen erniedrigt. Dies liegt an der erleichterten Leerstellendiffusion bzw. am leichteren Umgehen von Hindernissen, wie eingeschlossenen Partikeln und Fremdphasen bei der Versetzungsbewegung (Klettern von Versetzungen) [4]. Wenn die Dehnung einzelner Bauteilbereiche nicht oder nur wenig behindert wird, bauen sich im Werkstoff keine Spannungen auf, welche die Fließgrenze überschreiten. Nach vollständiger Temperaturhomogenisierung bleiben keine Eigenspannungen zurück. Kommt es durch die Form oder durch das Bauteil selbst zu starker, lokal unterschiedlicher Dehnungsbehinderung, verformt sich das Bauteil plastisch. Auch nach vollständiger Temperaturhomogenisierung sind im Bauteil Spannungen vorhanden. Dies ist der Entstehungsmechanismus thermischer Eigenspannungen, wie er für alle Ur- und Umformprozesse und im Einsatz thermisch belasteter Bauteile typisch ist. Thermisch verursachte Eigenspannungen von Bauteilen können in zwei Kategorien eingeteilt werden. Zur genauen Erläuterung dieser beiden Kategorien wird hier das klassische Beispiel des Spannungsgitters herangezogen. Es handelt sich bei diesem Bauteil um eine Geometrie, die aus einem dicken und zwei dünnen Stegen besteht, die über gemeinsame Querbalken miteinander verbunden sind (Bild 2.2).

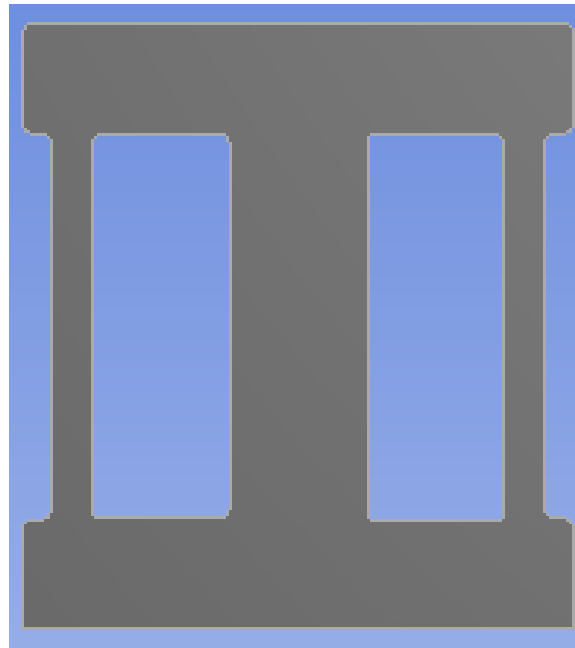
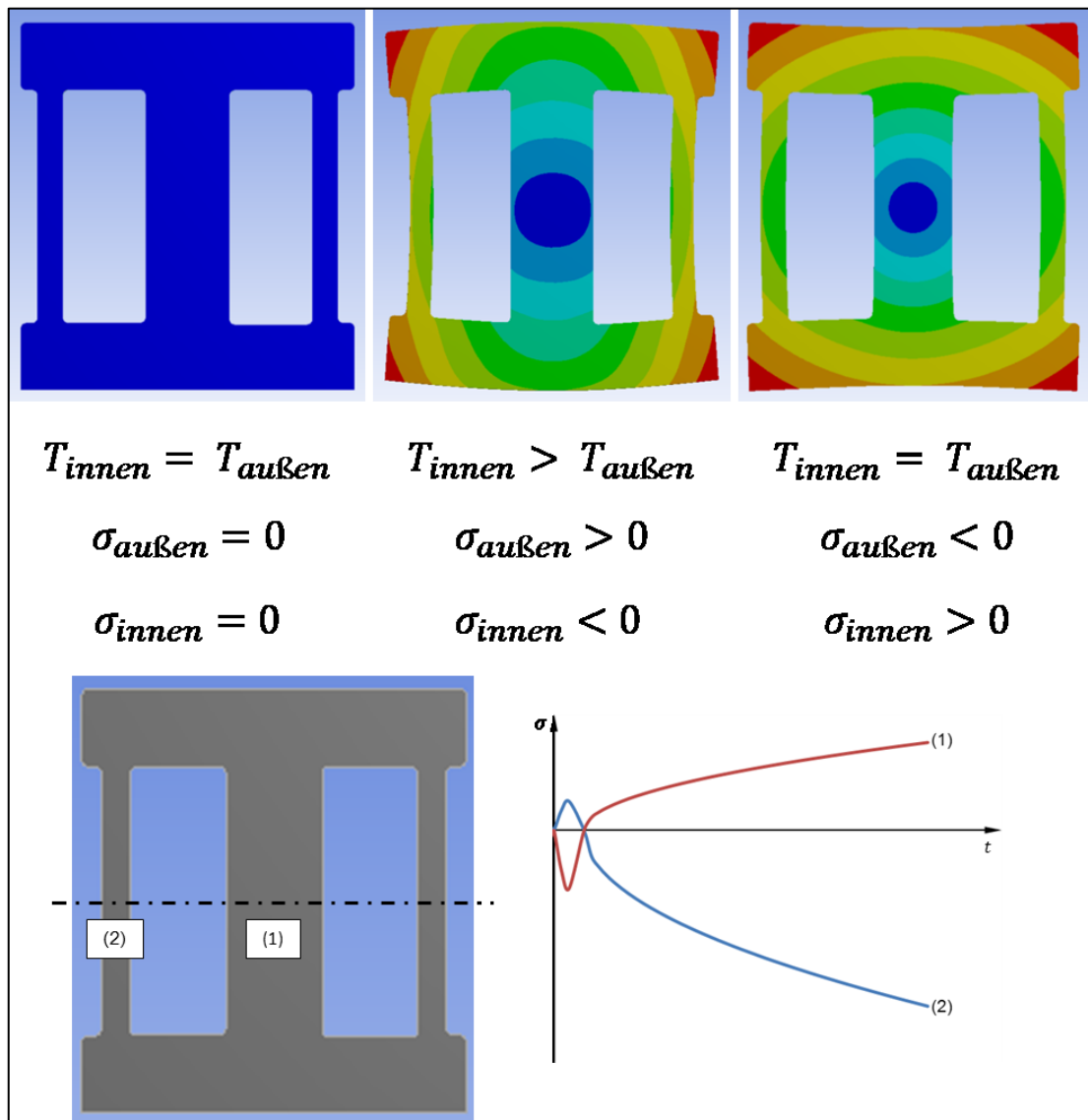


Bild 2.2: Spannungsgitter; die dünnen Stege (Außenstege) sind mit dem dicken Steg (Mittelsteg) über gemeinsame Querbalken verbunden [vgl.: 5].

Die globalen Spannungen im Spannungsgitter entwickeln sich wie im Folgenden beschrieben. Zu Beginn ist die Temperatur im gesamten Bauteil gleich hoch. Die lokalen Dehnungen sind null, die Fließspannung ist überall gleich hoch. Mit beginnender Abkühlung entwickelt sich aufgrund unterschiedlicher Wandstärken ein inhomogenes Temperaturfeld. Die Außenstege kühlen schneller ab als der Mittelsteg. Gleichzeitig steigt die Fließspannung in den Außenstegen. Die Außenstege schrumpfen stärker als der Mittelsteg. Durch die Verbindung mit dem Mittelsteg über die Querbalken wird jedoch die Schrumpfung behindert, die Außenstege werden plastisch gedehnt. Der Mittelsteg steht unter Druck-, die Außenstege unter Zugbelastung. Im weiteren Abkühlungsverlauf homogenisiert sich die Temperatur im Bauteil wieder. Die Fließspannung im gesamten Bauteil erreicht ein höheres Niveau. Da die Außenstege zuvor plastisch gedehnt wurden, sind sie nun länger als sie ohne plastische Formänderung wären, können aber aufgrund der jetzt höheren Fließgrenze nicht mehr gestaucht werden. Die Belastungssituation im Bauteil kehrt sich um, der Mittelsteg gerät unter Zugbelastung, die Außenstege unter Druckbelastung. Es entstehen Eigenspannungen. Das Beispiel des Spannungsgitters ist deswegen von sehr großer Bedeutung, weil sich Eigenspannungen in vielen realen Bauteilen, mit wesentlich komplexerer Geometrie auf denselben Entstehungsmechanismus wie beim Spannungsgitter zurückführen lassen. Das Spannungsgitter ist sozusagen ein archetypisches Beispiel für eine bestimmte Klasse von Eigenspannungen.

Diese Eigenspannungen, die aufgrund der globalen Bauteilgeometrie entstehen, werden als sekundäre Eigenspannungen bezeichnet. Der beschriebene Vorgang ist in Bild 2.3 dargestellt.

Plastische Formänderung ist eine mögliche Reaktion des Systems (in diesem Falle des Gussteils) auf einen Belastungszustand, welche die Belastung des Systems reduziert. Es kann im Verlauf eines Produktionsprozesses aber auch zu einer Werkstofftrennung aufgrund des Belastungsabbaus kommen. Dies ist dann der Fall, wenn die Bruchfestigkeit des Werkstoffes in jener Phase (bei jener Temperatur) unterhalb des auftretenden Spannungsniveaus liegt. Eine derartige Situation führt zum Phänomen des Warmrisses im teilerstarrten Bereich. Obwohl die Ursachen von Warmrissen einigermaßen, bekannt sind, sind ihre Entstehungsmechanismen noch nicht vollständig geklärt. Simulationstechnisch sind Warmrisse daher nur sehr schwer erfassbar. In der numerischen Simulation besteht zudem noch das Problem, dass Warmrisse in Temperaturbereichen entstehen, für die aufgrund des Phasenüberganges flüssig/fest die Werkstoffparameter nur sehr schwer ermittelbar sind. Darüber hinaus entstehen Warmrisse auf mikroskopischer Ebene, wodurch eine Berechnung ganzer Bauteile aufgrund begrenzter Rechenkapazitäten heute nicht oder nur beschränkt möglich ist. Die Untersuchung von Warmrissen ist daher nicht Gegenstand dieser Arbeit.



**Bild 2.3:** Entstehung sekundärer Eigenspannungen anhand eines Spannungsgitters, Farben entsprechen der Gesamtverformung [vgl.: 5].

In Bild 2.3 wird angenommen, dass Außen- und Mittelsteg sich hinsichtlich ihrer Temperatur zwar stark voneinander unterscheiden, in sich aber eine homogene Temperatur aufweisen. In realen Bauteilen ist dies aber meist nicht der Fall. Dies gilt besonders für den Druckguss bei dem die Wärmeabfuhr zur Formwand hin besonders rasch verläuft. Es bilden sich daher in jedem Bauteilbereich große Temperaturgradienten von außen nach innen aus. Dies hat zur Folge, dass sich in jedem der Stege dieselben Vorgänge abspielen, die oben global für das gesamte Bauteil beschrieben wurden. Die Außenhaut gerät anfangs unter Zugbelastung und wird plastisch gedehnt, bei fortschreitender Temperaturhomogenisierung ist die zuvor gedehnte Außenhaut zu groß,



der Innenbereich gerät unter Zug. Das vollständig abgekühlte Bauteil weist Eigenspannungen auf. Da diese Eigenspannungen unabhängig von der Geometrie des Bauteiles in allen hinreichend schnell abgekühlten Bauteilen vorkommen, wird hier von primären Eigenspannungen gesprochen. Die Vorgänge bei der Entstehung primärer Eigenspannungen sind in Bild 2.4 dargestellt.

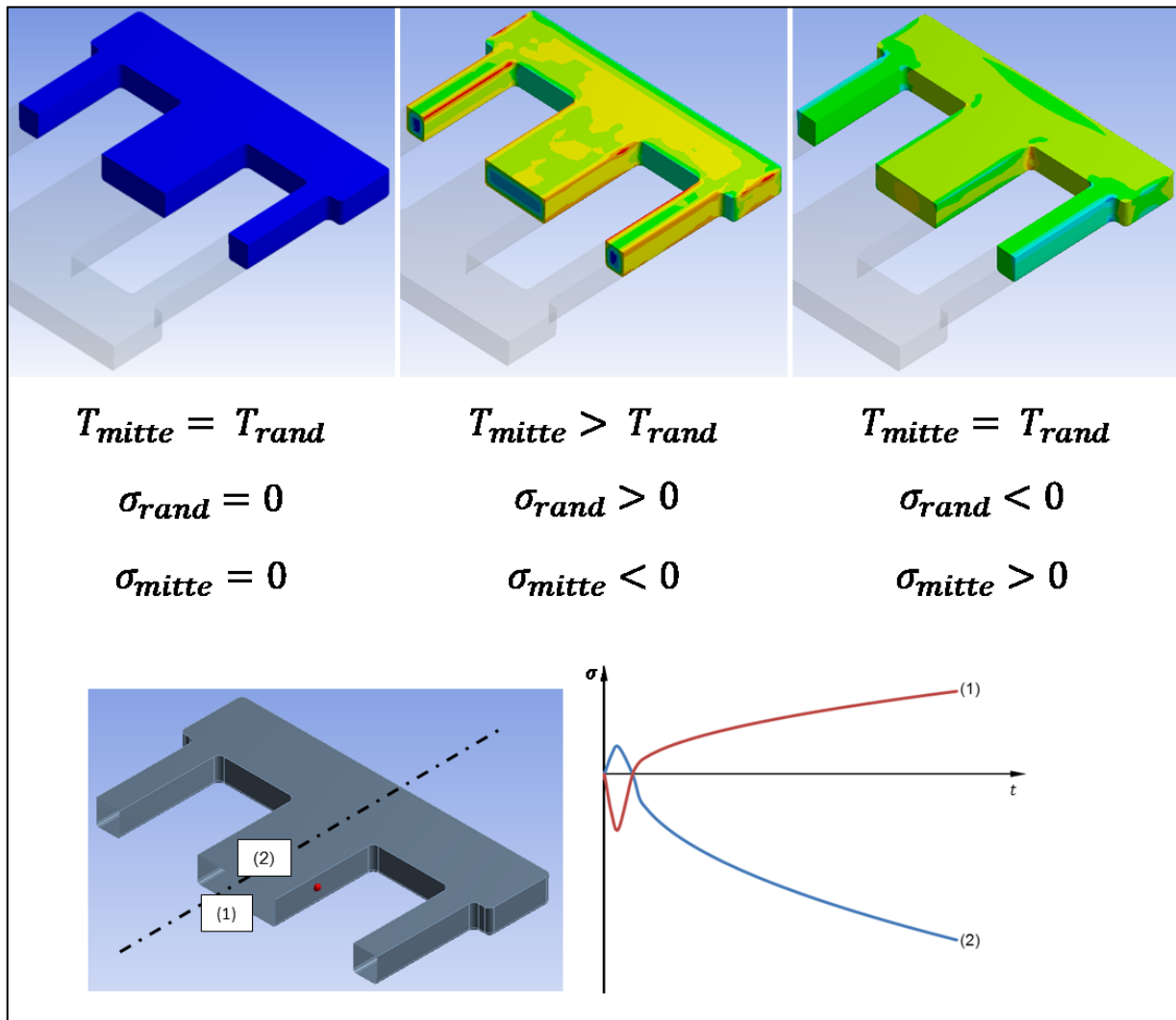


Bild 2.4: Entstehung primärer Eigenspannungen anhand eines Spannungsgitters, Farben entsprechen der Spannung in Längsrichtung [vgl. 5].

In realen, schnell abgekühlten Bauteilen treten primäre und sekundäre Eigenspannungen immer gemeinsam auf. Eine Überlagerung der beiden Arten von Eigenspannungen kann die Vergleichsspannung erhöhen, sodass die Fließgrenze des Werkstoffes eher erreicht wird. Die Anwesenheit hoher primärer Eigenspannungen erhöht somit die Verzugsneigung des Bauteils. Im Druckguss ist aufgrund hoher Abkühlraten immer mit

primären Eigenspannungen zu rechnen [6]. Das Spannungsgitter ist in der Literatur gut beschrieben [7] und wurde in einigen Arbeiten für verschiedene Werkstoffe und Gießverfahren untersucht [5, 8]. Die Arbeit von Fendt befasst sich mit den Eigenspannungen in sandgegossenen Bauteilen aus der Legierung AlSi7Mg, die durch den Gießprozess entstehen sowie mit der Eigenspannungsentwicklung bei der Wärmebehandlung. Die Modellierung des Werkstoffverhaltens erfolgte dabei über einen bilinearen Ansatz (Annäherung der Spannung-Dehnung-Kurve über zwei Geradenabschnitte) mit der technischen Streckgrenze  $R_{p0,2}$  als Fließbeginn. Die Berechnung erfolgte mit einem Finite-Elemente-Programm (WINCast) [5]. In der Arbeit von Rehm wurde das Eigenspannungsverhalten von Bauteilen aus Gusseisen mit Vermiculargrafit (GJV), im Hinblick auf inhomogen verteilte Gefüge- und Materialeigenschaften untersucht. Dabei kam ein Finite-Volumen-Löser (MAGMASoft) mit einem einparametrischen Verfestigungsmodell zum Einsatz [8].

### 2.1.2 Messung von Verzug und Eigenspannungen

#### *2.1.2.1 Allgemeines*

Bei der Bestimmung von Eigenspannungen mittels mechanischer oder röntgenografischer Messmethoden handelt es sich immer um eine Messung der Dehnungen oder des Verzugs eines Bauteils oder eines bestimmten Bauteilbereiches und der anschließenden Ableitung der Spannung aus theoretischen Überlegungen. Dabei ist zu beachten, dass die eingesetzten Messverfahren völlig unempfindlich gegenüber der Vorgeschichte des Bauteils sind und nur die relativen Änderungen des Spannungszustandes erfasst werden können [5, 9]. Im Folgenden werden die gängigsten Verfahren zur Ermittlung von Eigenspannung und Verzug beschrieben.

#### *2.2.2.2 Mechanische Verfahren*

Alle mechanischen Messverfahren zur Eigenspannungsermittlung basieren auf dem Hookeschen Gesetz, welches in seiner dreidimensionalen Formulierung in kartesischen Koordinaten gemäß Gleichung 2.1 beschrieben ist.

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} \cdot [\sigma_x - \nu \cdot (\sigma_y + \sigma_z)]$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} \cdot [\sigma_y - \nu \cdot (\sigma_x + \sigma_z)] \quad (\text{Glg. 2.1})$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} \cdot [\sigma_z - \nu \cdot (\sigma_x + \sigma_y)] .$$

Dabei bezeichnen  $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$  die Dehnungen und  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$  die Spannungen in die jeweilige Koordinatenrichtung.  $E$  ist der Elastizitätsmodul des Werkstoffes, jene hypothetische Spannung bei der die Dehnung  $\varepsilon = 1$  beträgt. Die Querkontraktionszahl (Poissonzahl) wird mit  $\nu$  bezeichnet. Für den eindimensionalen Fall ergibt sich folgende Gleichung (Gleichung 2.2):

$$\varepsilon = \frac{1}{E} \cdot \sigma, \quad (\text{Glg. 2.2})$$

mit:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{Glg. 2.3})$$

ergibt sich für die Spannung  $\sigma$ :

$$\sigma = E \cdot \frac{\Delta l}{l_0}. \quad (\text{Glg. 2.4})$$

Aus Gleichung 2.4 ist ersichtlich, dass sich die Spannung aus der Dehnung, die sich aus dem Verhältnis der Längenänderung  $\Delta l$  zur Ausgangslänge  $l_0$  ergibt errechnen lässt, wenn der Elastizitätsmodul des Werkstoffes bekannt ist [10]. Ungenauigkeiten können sich im mehrachsigen Fall ergeben, wenn die Poissonzahl (wie für viele Werkstoffe) nicht exakt bekannt ist und daher abgeschätzt werden muss.

Die Ermittlung der Dehnung kann dabei durch Messung der Längenänderung mittels taktiler oder optischer Methoden bzw. durch die Ermittlung der Dehnung über Dehnmessstreifen bei denen die Längenänderung in elektrische Signale umgewandelt wird, erfolgen [11].

Wie in Abschnitt 2.1.1 erwähnt, stehen Eigenspannungen I. Art bezüglich jeder Schnittfläche des Körpers im Gleichgewicht. Um eine Umlagerung dieser im Gleichgewicht befindlichen Spannungen und eine damit einhergehende makroskopische Verformung zu erzielen, muss dieses Gleichgewicht gestört werden. Dies erfolgt entweder durch das Zerlegen des Bauteils oder durch das Abtragen von Material. Dazu werden am häufigsten das Zerlegeverfahren, die Bohrloch- und die Ringkernmethode eingesetzt. Auf diese drei Verfahren sei hier kurz eingegangen.

- Zerlegeverfahren (Freischneiden): Das Freischneiden ist eine zerstörende Methode, die besonders gut zur Ermittlung von Eigenspannungen über den gesamten Querschnitt geeignet ist. Die Methode beruht auf der Annahme, dass

die Oberfläche eines unbelasteten Körpers frei von Normalspannungen ist. Eine solche Oberfläche wird durch das Durchtrennen eines unter Spannung stehenden Bauteilbereiches erzeugt. Die freiwerdende Spannung wird dabei in Dehnung umgesetzt. Die Dehnung kann über Längenmessung vor und nach dem Freischneiden oder, bei geeigneter Geometrie des Bauteils an anderer Stelle über Dehnmessstreifen ermittelt werden. Das Verfahren liefert die mittlere Spannung über einen Querschnitt und lässt keine Aussagen über lokale Spannungen (z.B. primäre Eigenspannungen) zu. Auf die Methode des Freischneidens, welches im Rahmen dieser Arbeit zur Eigenspannungsermittlung eingesetzt wurde wird in Abschnitt 3.2.3 näher eingegangen.

- Bohrlochmethode: Bei der Bohrlochmethode wird nach der Aufbringung von Dehnmesssensoren (meist als konzentrisch um das Bohrloch platzierte Dehnmessrosette) auf die Bauteiloberfläche ein Loch (typischerweise 1,5 bis 3 mm Bohrlochtiefe und –durchmesser) in die Oberfläche eingebracht (Bild 2.4, links). Dadurch ändert sich lokal der Spannungszustand. Die damit verbundene Längenänderung wird an der Oberfläche gemessen. Mittels mathematischer Modelle wird auf die Eigenspannungen im Bauteil rückgeschlossen. Um die Spannungen tiefenabhängig bestimmen zu können, wird das Bohrloch meist schrittweise tiefer gebohrt. Die Vorteile der Methode liegen darin, dass das Bauteil nicht vollständig zerstört wird und nach der Spannungsermittlung seine Funktion nicht verliert. Darüber hinaus kann ein Spannungsprofil in Tiefenrichtung erstellt werden. Die Nachteile liegen darin, dass das Verfahren nicht für dickwandige Bauteile geeignet ist, da die Spannung vom Bohrlochgrund zur Oberfläche hin meist rasch abnimmt, was ein Ansteigen der Messunsicherheit aufgrund eines sehr geringen Messsignals zur Folge hat. Des Weiteren kann eine Plastifizierung der, dem Bohrloch benachbarten Oberflächenbereiche das Messergebnis verfälschen [1, 5, 9].
  
- Ringnutmethode: Die Ringnutmethode ist eng mit der Bohrlochmethode verwandt nur, dass der Dehnmesssensor nicht konzentrisch um ein Bohrloch, sondern zentrisch in einer ringförmigen Nut platziert ist (Bild 2.4, rechts). Es gelten grundsätzlich dieselben Vorzüge und Einschränkungen. Für das Ringnutverfahren ist allerdings eine größere Zerstörung am Bauteil vonnöten, was es für manche Anwendungen mitunter ungeeignet macht [1, 9].

Das Bild 2.4 zeigt eine schematische Darstellung der Bohrloch- und der Ringkernmethode.

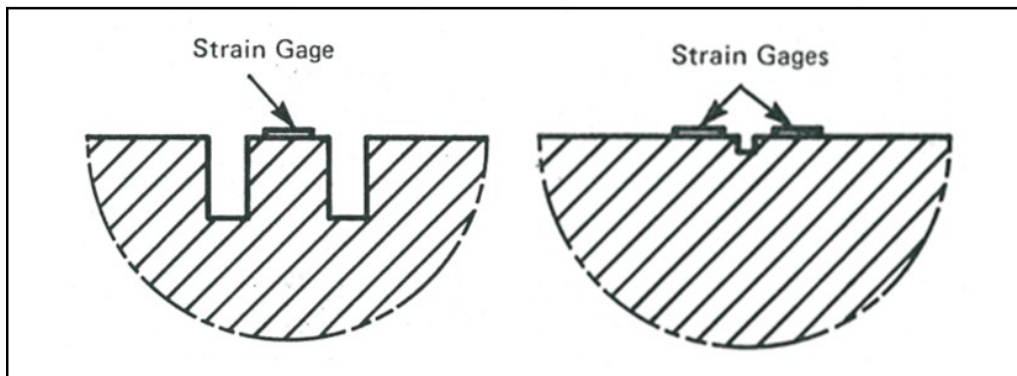


Bild 2.5: Platzierung der Dehnmesssensoren bei der Bohrlochmethode (links) und der Ringkernmethode (rechts); schematisch [9].

### 2.1.2.3 Spannungsoptische Eigenspannungsmessung

Auch bei den spannungsoptischen Verfahren (mittels Röntgen- Synchrotron- oder Neutronenstrahlung) zur Ermittlung von Eigenspannungen handelt es sich um eine Dehnungsmessung. Das Verfahren basiert auf der Änderung der Abstände der Gitterebenen bei kristallinen Werkstoffen infolge von äußeren Kräften oder Eigenspannungen. Der Reflexionswinkel  $\vartheta$  bei gegebener Wellenlänge  $\lambda_w$  steht in Zusammenhang mit dem Netzebenenabstand  $d$ . Dieser Zusammenhang wird als Braggische Beziehung bezeichnet (Gleichung 2.5):

$$n \cdot \lambda_w = 2 \cdot d \cdot \sin \vartheta. \quad (\text{Glg. 2.5})$$

Setzt man voraus, dass die Gitterdehnung  $\varepsilon$  der relativen Änderung des Netzebenenabstandes  $\frac{\Delta d}{d_0}$  entspricht, so erhält man Gleichung 2.6:

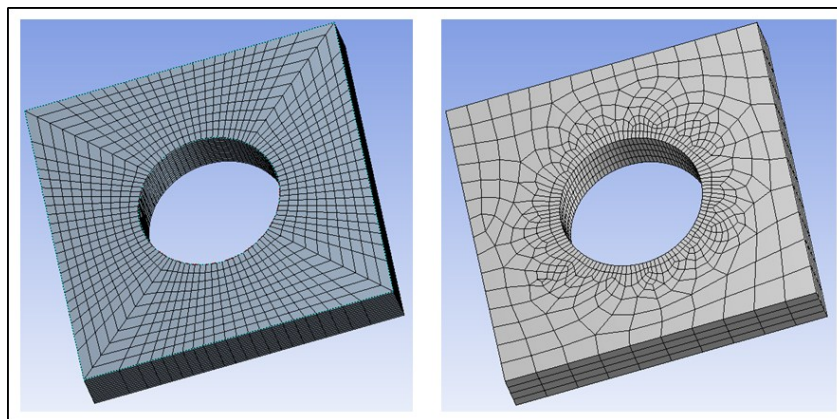
$$\varepsilon = -\cot \vartheta \cdot \Delta \vartheta. \quad (\text{Glg. 2.6})$$

Die Methode ist grundsätzlich zerstörungsfrei. Die Messung ist allerdings mit sehr hohem apparativen Aufwand verbunden und eignet sich nur für die Eigenspannungsbestimmung in sehr dünnen Oberflächenschichten. Die typischen Eindringtiefen für spannungsoptische Verfahren liegen bei etwa 1-10  $\mu\text{m}$  für Röntgen- und Synchrotronstrahlen und bei etwa 10 mm für Neutronenstrahlen [11, 12]. Neben den oben beschriebenen Verfahren existieren noch weitere Verfahren zur Ermittlung von Eigenspannungen. Ein vollständiges Schema der Methoden ist in [1] zu finden.

## 2.2 Numerische Simulation der Eigenspannungen am Beispiel des Druckgießverfahrens

### 2.2.1 Finite Methoden

Unter numerischer Simulation eines Vorganges versteht man die mathematische Beschreibung der bei ebendiesem Vorgang auftretenden physikalischen Prozesse. Diese werden mit partiellen Differentialgleichungen beschrieben und mittels numerischer Methoden gelöst. Im Gegensatz zu exakten Lösungsverfahren („exakt“ im Hinblick die Theorie der Lösung, nicht auf die gewählten Modellannahmen) lassen sich auch komplexe Strukturen berechnen. Bei allen numerischen Verfahren wird ein Näherungsansatz, bestehend aus Formfunktion und freien Koeffizienten, für die unbekannte Funktion aufgestellt. Die Formfunktion muss gewisse Bedingungen, wie die Differentialgleichung im Inneren und bestimmte Bedingungen am Rand erfüllen. Die Koeffizienten werden durch Auflösung des resultierenden Gleichungssystems bestimmt, wodurch die gesuchte Näherungslösung festgelegt ist. Zunächst wird hierfür über die Rechendomäne (die Struktur der zu berechnenden Geometrie) ein Berechnungsgitter oder Netz gelegt, was als Diskretisierung bezeichnet wird. Für die Punkte des Gitters, die sogenannten Knoten, werden die entsprechenden Differentialgleichungen gelöst. Die Vernetzung kann dabei strukturiert oder unstrukturiert erfolgen. Strukturierte Netze ([Bild 2.5](#)) bestehen aus einzelnen Linienbündeln (je einem pro Raumrichtung), wobei sich die Linien eines Bündels niemals, und die Linien eines anderen Bündels genau einmal schneiden.



**Bild 2.6:** Strukturierte (links) und unstrukturierte Vernetzung (rechts) eines einfachen Bauteils; beim strukturierten Netz ziehen sich Verfeinerungen in einem Bereich über das gesamte Bauteil, bei unstrukturierten Netzen beschränkt sich die Verfeinerung auf den relevanten Bereich.

Der Vorteil dieser Methode liegt darin, dass die Gitterpunkte in einfacher Weise nummeriert und gespeichert werden können. Dem steht jedoch der erhebliche Nachteil gegenüber, dass eine komplexe Geometrie, wie sie bei vielen Gussteilen auftritt nur unzureichend abgebildet werden kann. Eine lokale Verfeinerung des Netzes ist ebenfalls nicht möglich. Bei der unstrukturierten Vernetzung wird das Berechnungsgebiet in flexibel geformte und zusammenhängende Teilgebiete unterteilt. Im zweidimensionalen Fall sind dies meist Drei- oder Vierecke, in dreidimensionalen Netzen Tetraeder oder Hexaeder. Es kann eine komplexe Geometrie topologiegetreu vernetzt werden. Lokal kann das Netz verfeinert werden (Bild 2.5). Da nicht nur die Koordinaten der Knotenpunkte, sondern auch deren Beziehung zueinander gespeichert werden müssen, ergibt sich eine aufwändige Datenstruktur. Dies wirkt sich auch auf das resultierende Gleichungssystem aus und führt im Allgemeinen zu erheblich längeren Rechenzeiten. Zur numerischen Simulation der Teilprozesse des Druckgießverfahrens kommen im Wesentlichen drei verschiedene Ansätze zur Lösung der beschreibenden Differentialgleichungen in Frage, die im Folgenden näher beschrieben werden. [13, 14]

#### *2.2.1.1 Finite Differenzen Methode*

Die Finite Differenzen Methode ist das einfachste und älteste Verfahren zur numerischen Lösung von Differentialgleichungen. Es wurde erstmals 1928 von Courant formuliert. Mit der Verfügbarkeit von leistungsstärkeren Rechenmaschinen fand es in der zweiten Hälfte des 20. Jahrhunderts Einzug in die Berechnung von Wärme- und Strömungsproblemen [7]. Die Annäherung der Differentiale erfolgt durch die Differenzen der Variablen zwischen den Berechnungspunkten des Rechnernetzes, wobei die Ableitungen mittels Taylor-Reihenentwicklungen aufgelöst werden. Das resultierende Gleichungssystem wird nach den entsprechenden Variablen gelöst. Die Werte zwischen den Knoten werden durch Interpolation ermittelt. Aufgrund seiner vielen Limitierungen wird die Finite Differenzen Methode außer für sehr einfache Berechnungsprobleme heute kaum noch eingesetzt und wurde weitestgehend von der Finite Volumen Methode (FVM) und der Finite Elemente Methode (FEM) abgelöst [7, 14].

#### *2.2.1.2 Finite Volumen Methode*

Bei der Finite Volumen Methode wird das Berechnungsgebiet in nicht überlappende Kontrollvolumina unterteilt, welche jeweils einen Knotenpunkt umgeben. Die Differentialgleichungen werden über die Kontrollvolumina integriert. Die Differenzengleichung entspricht dabei der Erhaltungsgleichung der jeweiligen Erhaltungsgröße (Spezies,

Masse, Energie oder Impuls) und liefert für das finite Kontrollvolumen die exakte Lösung, genau wie die Differentialgleichung für das infinitesimal kleine Volumen. Dies ist einer der großen Vorteile der Finite Volumen Methode, da sie nicht nur für den Fall einer sehr großen Anzahl von Kontrollvolumina, sondern auch für relativ grobe Netze große Genauigkeit besitzt. Die Finite Volumen Methode kommt seit den 1980er Jahren vor allem in der Berechnung von thermischen und strömungstechnischen Phänomenen zum Einsatz [7].

### 2.2.1.3 Finite Elemente Methode

Bei der Finite Elemente Methode (FEM) erstrecken sich die Ansatzfunktionen über einzelne Teilbereiche (Elemente), die an den Knotenpunkten kontinuierlich an die Nachbarbereiche anschließen. Für das Gesamtgebiet setzt sich die Näherungsfunktion aus den Lösungsansätzen für die Teilgebiete zusammen. Es können Ansatzfunktionen niedriger Ordnung gewählt werden. Im Unterschied zu anderen numerischen Verfahren sind die freien Koeffizienten der Ansatzfunktion physikalische Größen, die als Freiheitsgrade der Berechnung bezeichnet werden. Für mechanische Berechnungen in dreidimensionalen Fällen können bis zu sechs Freiheitsgrade (jeweils 3 Verschiebungen und 3 Verdrehungen) pro Knoten auftreten. Für thermische Berechnungen tritt als einziger Freiheitsgrad die Temperatur am jeweiligen Knoten auf. Da die Finite Elemente Methode ursprünglich aus der Strukturmechanik kommt, soll hier eine nähere Erläuterung anhand einer mechanischen Rechnung gegeben werden. Für strukturmechanische Berechnungen wird von der Integralform ausgehend der Integralausdruck minimiert. Im Falle der Strukturmechanik ist die entsprechende Größe die potentielle Energie  $\pi$ , die aus den Beiträgen der einzelnen Elemente zusammengesetzt ist. Wird der Energieausdruck in die Näherungsfunktion eingesetzt, so ist  $\pi$  eine Funktion der Freiheitsgrade an den Knoten (im mechanischen Lastfall die Knotenverschiebungen und Knotenverdrehungen), die im Vektor  $\{u\}$  zusammengefasst sind. Die bei der Minimierung von  $\pi$  angewandte Extremalbedingung lautet demgemäß:

$$\frac{\partial \pi \{u\}}{\partial \{u\}} = 0. \quad (\text{Glg. 2.7})$$

Die Berechnung der unbekanntenen Freiheitsgrade folgt aus dem Gleichungssystem das sich aus Gleichung 2.7 ergibt und sich in Matrizenschreibweise gemäß Gleichung 2.8 schreiben lässt:

$$[D] \cdot \{u\} = \{F\}. \quad (\text{Glg. 2.8})$$



In der Matrix  $[D]$  sind die Koeffizienten des Gleichungssystems zusammengefasst, welche sich im Falle einer Festigkeitsberechnung aus den Material- und Geometriedaten zusammensetzt. Die Matrix  $[D]$  wird daher oft als Steifigkeitsmatrix bezeichnet. Der Vektor  $\{F\}$  ergibt sich aus der äußeren Belastung der Struktur. Die Ordnung der Steifigkeitsmatrix ist  $(n,n)$ , wobei  $n$  die Anzahl der Freiheitsgrade ist. Die Vektoren  $\{u\}$  und  $\{F\}$  haben die Ordnung  $(n,1)$ . Der Belastungsvektor  $\{F\}$  ist durch die Randbedingungen vorgegeben, womit das Gleichungssystem nach Gleichung 2.9 gelöst werden kann:

$$\{u\} = [D]^{-1} \cdot \{F\}. \quad (\text{Glg. 2.9})$$

Für eine Struktur mit  $i$  Knoten lässt sich das Gleichungssystem gemäß Gleichung 2.10 aufstellen:

$$\begin{bmatrix} \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} u_{x1} \\ \tau_{z1} \\ \cdot \\ u_{xi} \\ \tau_{zi} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \end{Bmatrix}, \quad (\text{Glg. 2.10})$$

wobei  $u_{xi}$  und  $\tau_{zi}$  die Verschiebungen und Verdrehungen in die jeweilige Koordinatenrichtung am  $i$ -ten Element sind.

Für den eindimensionalen Lastfall am einzelnen Element entspricht Gleichung 2.9 genau der Beziehung:

$$\Delta l = \frac{l_0}{E \cdot A} \cdot F. \quad (\text{Glg. 2.11})$$

Dabei entspricht  $\Delta l$  dem Verschiebungsvektor  $\{u\}$ ,  $F$  dem Kraftvektor  $\{F\}$  und der Ausdruck  $\frac{l_0}{E \cdot A}$  der invertierten geometrie- und werkstoffabhängigen Steifigkeitsmatrix  $[D]$ . Die Größen  $E$  und  $A$  entsprechen dem Elastizitätsmodul und der Fläche,  $l_0$  ist die Ausgangslänge.

Die FEM bietet den großen Vorteil der Übertragbarkeit auf andere physikalische Anwendungsgebiete, d.h. andere Differentialgleichungen, da ihre Elementansätze unabhängig sind und nur die Freiheitsgrade ausgetauscht werden. Im konkreten Fall der Übertragung auf die Temperaturfeldrechnung, um nur ein Beispiel zu nennen, entsprechen die Knotenfreiheitsgrade der Temperatur. Die Steifigkeitsmatrix wird durch die Wärmekapazitätsmatrix ersetzt. Das Gleichungssystem ergibt sich wiederum aus der Extremalforderung an die Energie, in diesem Fall die Wärmeenergie [13].

Die Finite Elemente Methode liefert somit ein Werkzeug zur Berechnung vieler im Gießprozess auftretender Phänomene, indem die entsprechenden Differentialgleichungen (z.B. für Wärme, Masse, oder Impuls) gelöst werden. Im folgenden Abschnitt werden die zur Simulation des Gießprozesses erforderlichen Differentialgleichungen kurz beschrieben.

### 2.2.2. Simulation des Wärmetransports und der Erstarrung

Der Wärmetransport in isotropen Festkörpern wird durch die Fouriersche Wärmeleitungsgleichung (Gleichung 2.9) beschrieben. Diese lautet in Operatorenschreibweise:

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda \nabla T) + W . \quad (\text{Glg. 2.12})$$

Dabei ist  $\rho$  die Dichte,  $c_p$  die spezifische Wärmekapazität,  $\lambda$  die Wärmeleitfähigkeit,  $T$  die Temperatur,  $t$  die Zeit und  $W$  die Leistungsdichte einer Energiequelle [14].

Wenn dabei, wie im Falle der Erstarrung einer flüssigen Schmelze,  $W$  für die Erstarrungsenthalpie steht, so kann Gleichung 2.12 zu folgender Beziehung umformuliert werden (Gleichung 2.13):

$$\rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda \nabla T) + \Delta h_f \cdot \left( \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) . \quad (\text{Glg. 2.13})$$

Dabei ist  $\Delta h_f$  die Erstarrungsenthalpie und  $f_s$  der Festphasenanteil. Dies entspricht einem Freiwerden der Erstarrungsenthalpie in einem bestimmten Temperaturintervall. Gemäß der Erhaltungsgleichung für die Energie gilt für den Wärmestrom  $\dot{Q}$  über in einem gegebenen Volumen mit  $N$  Oberflächen (Bild 2.7) gemäß Gleichung 2.14:

$$\dot{Q} = \sum_{i=1}^N (-1)^{i+1} \cdot q_i + W_{gen}, \quad (\text{Glg. 2.14})$$

wobei  $q_i$  der Wärmestrom über die mit  $i$  indizierte Fläche und  $W_{gen}$  die gesamte im Inneren des Volumens generierte oder aufgenommene Wärme ist.

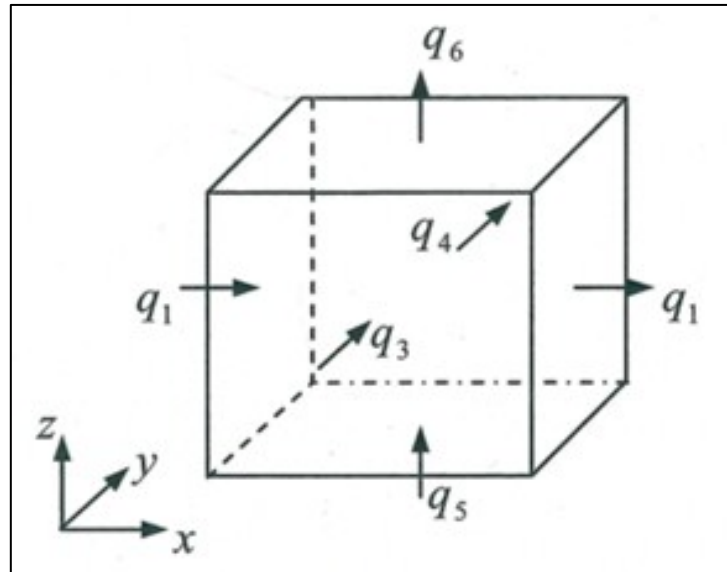
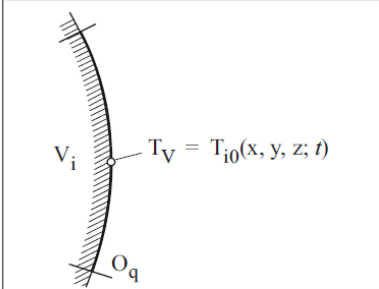
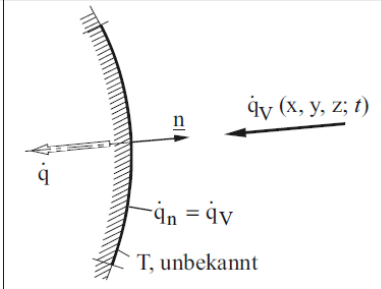
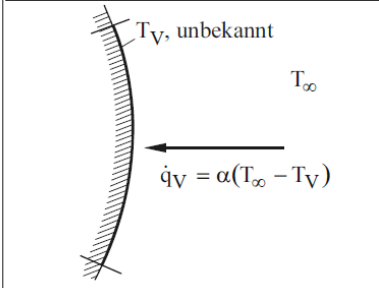
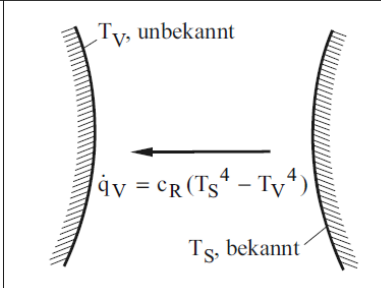
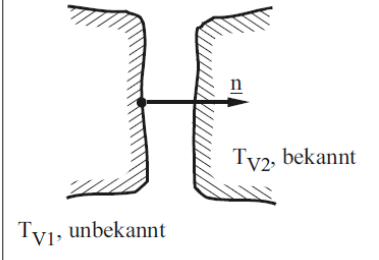
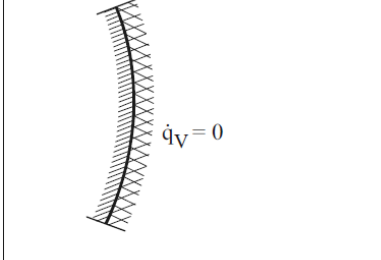


Bild 2.7: Wärmeströme über ein Volumen mit 6 Oberflächen; gemäß der Erhaltungsgleichung für die Energie muss die Summe der inneren Wärmegenerierung  $W_{gen}$  entsprechen [7].

Von besonderer Bedeutung bei der realitätsgetreuen Modellierung von Wärmetransport- und Übertragungsproblemen ist die Wahl der Randbedingungen. Randbedingungen sind konkrete Angaben zur Lösung von Differentialgleichungen, welche am topologischen Rand aufgebracht werden. Es werden zwei Arten von Randbedingungen unterschieden: Diriclet-Randbedingungen und Neumann-Randbedingungen. Bei Diriclet-Randbedingungen werden die Werte der Lösung am Rand direkt vorgegeben, bei Neumann-Randbedingungen wird eine aus der Lösung abgeleitete Größe am Rand vorgegeben. Bild 2.8 zeigt die Arten unterschiedlicher Randbedingungen für Wärmetransportberechnungen.

<p>1. Temperatur-Randbedingung</p> 	<p>2. Wärmefluss-Randbedingung</p> 
<p>3. Wärmeübertragungs-Randbed.</p> 	<p>4. Wärmestrahlungs-Randbed.</p> 
<p>5. Wärmekontakt</p>	<p>6. Isolierung</p>
	

**Bild 2.8:** Randbedingungen bei Wärmeproblemen; (1) Diriclet-Randbedingung, (2), (3) und (6) Neumann-Randbedingungen, (4) und (5) gemischte Randbedingungen;  $V_i$ : Inneres der Berechnungsdomäne,  $O_i$ : Oberfläche der Berechnungsdomäne,  $\dot{q}$ : resultierender Wärmestrom  $\dot{q}_V$ : am Rand vorgegebener Wärmestrom,  $\dot{q}_n$ : Wärmestrom normal zur Oberfläche  $\underline{n}$ : Normalvektor,  $T_{i0}$ : am Rand vorgegebene Temperatur,  $T, T_V, T_{V1}, T_{V2}, T_S$ : Oberflächentemperaturen der Berechnungsdomäne,  $T_\infty$ : Hintergrundtemperatur  $\alpha$ : Wärmeübergangskoeffizient,  $c_R$ : Produkt aus Emissionskoeffizient und Stefan-Boltzmann-Konstante [15].

Die Wahl der richtigen Randbedingungen stellt eine der wichtigsten Aufgaben bei der Modellierung von Temperaturfeldern dar und richtet sich stark nach der jeweiligen Problemstellung. Die Diriclet-Randbedingung (1) dient der beispielsweise Modellierung einer ideal wirksamen Kühlung, wenn etwa ein schlecht leitender Körper mit einem sehr gut wärmeabführenden Temperiermedium gekühlt wird, wie zum Beispiel bei der Sprühkühlung von Druckgießformen. Diese Form der Randbedingung ist ebenfalls sehr gut geeignet um Temperierungen zu modellieren die sich weit von der für das Problem

relevanten Stelle entfernt sind, wie zum Beispiel die Hintergrundtemperierung von Druckgussformen. Die Neumann-Randbedingungen (2) und (3) sind gut zur Modellierung von Heizungen und Kühlungen in den problemrelevanten Bereichen geeignet. Da reale Wärmeübergangs-koeffizienten und effektive Wärmeströme jedoch oft unbekannt sind müssen diese oft experimentell ermittelt und in der Simulation durch Abgleich der entsprechenden Größen angepasst werden. Ähnliches gilt für die gemischten Randbedingungen (4) und (5) die in der Gießsimulation oft bei Kontaktproblemen angewandt werden. Wärmestrahlungsrandbedingungen (4) werden beispielsweise eingesetzt, wenn sich zwischen Gussteil und Formwand infolge der Erstarrungsschrumpfung ein Spalt bildet. Aufgrund der Nichtlinearität von Wärmestrahlungsproblemen und der mitunter enormen Rechenzeiten, werden anstelle von Wärmestrahlungsrandbedingungen oft konvektive Ersatzrandbedingungen (4) oder (5) eingesetzt, in denen der Wärmeübergangskoeffizient zeit- oder temperaturabhängig ist. Auch hier ist fast immer ein Modellabgleich notwendig. Isolationsrandbedingungen (6) finden vor allem an Symmetrieebenen Anwendung. Ferner können sie auch dort eingesetzt werden, wo aufgrund der gegebenen Umstände mit einem vernachlässigbar kleinen Wärmestrom zu rechnen ist. Der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  kann konstant, aber auch eine Funktion einer anderen Variablen, wie etwa des Kontaktdrucks (bei gekoppelter thermisch-mechanischer Berechnung), der Zeit oder der Temperatur sein. Dies ist besonders für Gießprozesse wichtig, da sich im Zuge von Phasenübergängen die Wärmeübergangsbedingungen sehr stark ändern können. Ein Beispiel ist die oben erwähnte Luftspaltbildung. Bei komplexen Wärmeübergangsproblemen, wie zum Beispiel der Sprühkühlung von Oberflächen, kann zusätzlich noch eine Ortsabhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten bestehen, da die Kühlmittelbeaufschlagung über einem von einer Sprühdüse ausgehenden Sprühfleck im Wesentlichen einer Gaußverteilung entspricht [16].

### 2.2.3 Simulation von Strömungen

Strömungsmechanische Vorgänge in inkompressiblen Fluiden (Metallschmelzen können in guter Näherung als inkompressibel betrachtet werden) werden durch die Navier-Stokesschen Gleichungen beschrieben. Diese lauten in Operatorenschreibweise folgendermaßen:

$$\frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla) \vec{u} = -\frac{1}{\rho} \cdot \nabla p + \frac{1}{\rho} \cdot \nabla S + \vec{g} + \frac{1}{\rho} \cdot \vec{F}, \quad (\text{Glg. 2.15})$$

wobei  $\vec{u}$  der Verschiebungsvektor,  $p$  der Druck,  $S$  der Newtonsche Spannungstensor,  $\vec{g}$  der Vektor der Schwerebeschleunigung und  $\vec{F}$  der Vektor der äußeren Kräfte ist.

Da bei allen Gießprozessen Wärmestrom- und Strömungsphänomene gekoppelt auftreten muss auch die Energieerhaltungsgleichung gelöst werden. Im Falle viskos strömender Fluide mit latenter Wärmefreisetzung setzt sich diese aus einem konvektiven, einem diffusiven und einem viskosen Term sowie einem Term für die Freisetzung latenter Wärme und einem Quellterm zusammen. Die nimmt damit die in Gleichung 2.16 dargestellte Form an:

$$\begin{aligned} \rho \cdot \frac{\partial}{\partial T} (c_p \cdot T) = & -(c_p \cdot T) \cdot \left[ (\rho \cdot u_1) \cdot \frac{\partial}{\partial x_1} + (\rho \cdot u_2) \cdot \frac{\partial}{\partial x_2} + (\rho \cdot u_3) \cdot \frac{\partial}{\partial x_3} \right] \\ & + \frac{\partial}{\partial x_1} \cdot \left( \lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x_1} \right) + \frac{\partial}{\partial x_2} \cdot \left( \lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x_2} \right) + \frac{\partial}{\partial x_3} \cdot \left( \lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x_3} \right) \\ & + \eta \cdot \phi_v + \rho \cdot \Delta h_f \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} + S_T. \end{aligned} \quad (\text{Glg. 2.16})$$

In Gleichung 2.16 ist  $T$  die Temperatur,  $\rho$  die Dichte,  $c_p$  die spezifische Wärmekapazität, sind  $u_1, u_2, u_3$  die Komponenten des Verschiebungsvektors, die Wärmeleitfähigkeit wird mit  $\lambda$  bezeichnet,  $\eta$  ist die dynamische Viskosität,  $\phi_v$  die Verteilungsfunktion der Viskosität (in [7] genauer beschrieben),  $\Delta h_f$  die Erstarrungsenthalpie,  $f_s$  der Festphasenanteil und  $S_T$  ein Quellterm [7].

Bei der Berechnung von Strömungen wird der Strömungsraum oder die Rechendomäne von vier möglichen Rändern begrenzt. Inlets, durch welche das Fluid in die Rechendomäne eintritt, Wände, die mit dem Fluid thermisch und mechanisch wechselwirken können, Symmetrieebenen (bei symmetrischen Problemen oder an Schnittflächen z.B. bei zweidimensionalen Schnitten durch dreidimensionale Strukturen)

und freie Oberflächen, wenn der Strömungsraum nicht vollständig mit dem Fluid gefüllt ist. An diesen Rändern können die entsprechenden Randbedingungen appliziert werden. Diese Randbedingungen eines gekoppelten Strömungs-/Wärmetransportproblems sind in Tabelle 2.1 zusammengefasst.

Tabelle 2.1: Zusammenfassung der Rand- und Anfangsbedingungen für gekoppelte Strömungs-/Wärmetransportprobleme [vgl.: 7].

	Wand	Symmetrieebene	Freie Oberfläche	Inlet
<b>Druck, <math>p</math></b>	$\frac{\partial p}{\partial n} = 0$	$\frac{\partial p}{\partial n} = 0$	$\tau = 0$	$\frac{\partial p}{\partial n} = 0^1$ , $p = p(x,t)^2$
<b>Geschwindigkeit, <math>u</math></b>	free slip no slip	$\frac{\partial U_t}{\partial n} = 0$	$\tau = 0$	$U = U_n(t)$ keine
<b>Temperatur, <math>T</math></b>	Siehe <u>Bild 2.8</u>	$\frac{\partial T}{\partial n} = 0$	Siehe <u>Bild 2.8</u>	$T = T(t)$
<b>Festphasenanteil, <math>f_s</math></b>	$\frac{\partial f_s}{\partial n} = 0$	$\frac{\partial f_s}{\partial n} = 0$	keine	$f_s = 0$

1) Geschwindigkeitsrandbedingung am Inlet;

2) Druckrandbedingung am Inlet;

$n$ : Flächennormale zum Rand,  $U_n$ : Normalgeschwindigkeit,  $\tau$ : Schubspannung,  $t$ : Zeit.

### 2.2.4 Simulation von Spannungen

Die Simulation von Spannungen im Gießprozess beruht auf der Ermittlung der inkrementellen vektoriellen Gesamtdehnung  $d\vec{\varepsilon}_{tot}$ , die sich gemäß Gleichung 2.17 zusammensetzt:

$$d\vec{\varepsilon}_{tot} = d\vec{\varepsilon}_{el} + d\vec{\varepsilon}_{pl} + d\vec{\varepsilon}_{th} . \quad (\text{Glg. 2.17})$$

Dabei ist  $d\vec{\varepsilon}_{el}$  der elastische,  $d\vec{\varepsilon}_{pl}$  der plastische und  $d\vec{\varepsilon}_{th}$  der thermische Dehnungsanteil. Die Spannungen ergeben sich durch Verknüpfung der Dehnung mit den Werkstoffeigenschaften, welche die Einträge der Steifigkeitsmatrix  $[D]$  bilden und die in einen

elastischen  $[D_{el}]$  und einen plastischen Anteil  $[D_{pl}]$  aufgespalten werden kann. Die Berechnung der Spannungsinkremente  $d\sigma$  erfolgt damit gemäß Gleichung 2.18:

$$d\sigma = ([D_{el}] - [D_{pl}]) \cdot (d\vec{\varepsilon}_{tot} = d\vec{\varepsilon}_{el} + d\vec{\varepsilon}_{pl} + d\vec{\varepsilon}_{th}) - d\sigma_0 \quad . \quad (\text{Glg. 2.18})$$

Die virtuelle Komponente  $d\sigma_0$  repräsentiert die Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze [17].

### 2.2.5 Fließ- und Verfestigungsgesetz

Wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, ist es für die Beschreibung des Eigen Spannungszustandes notwendig die plastischen Dehnungsanteile zu ermitteln. Dazu muss das Werkstoffverhalten außerhalb des linear-elastischen Bereichs beschrieben werden. Dazu sind eine Fließbedingung, die den Beginn des plastischen Fließens markiert, eine Fließregel, die plastische Materialverformung beschreibt sowie ein Verfestigungsgesetz, das die lastabhängige Änderung des Spannungszustandes bei Erhöhung der äußeren Belastung beschreibt, notwendig [1].

Eine häufig eingesetzte Fließbedingung ist die v.-Mises-Vergleichsspannung, die als jene dreiaxige Spannung definiert ist, die in einem Körper dieselbe Dehnung hervorruft, wie im einachsigen Zugversuch. Die v.-Mises-Vergleichsspannung ist temperaturabhängig. In dieser Arbeit wird ein Werkstoffmodell eingesetzt, welches die v.-Mises-Vergleichsspannung als Fließbedingung verwendet. Wird im Folgenden von der Vergleichsspannung gesprochen ist damit immer die v.-Mises-Vergleichsspannung gemeint. Die v.-Mises-Vergleichsspannung  $\sigma_{mises}$  errechnet sich gemäß Gleichung 2.19:

$$\sigma_{mises} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_y)^2} \quad . \quad (\text{Glg. 2.19})$$

Die Spannungskomponenten  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$  sind die Spannungen in die jeweilige Koordinaten-Hauptrichtung. Gleichung 2.19 beschreibt einen unendlich langen Zylinder der durch die drei Koordinatenrichtungen aufgespannt wird und diesen gegenüber um  $45^\circ$  geneigt ist (Bild 2.9). Die Schnittebene mit der Oktaederebene wird als Fließfläche bezeichnet. Setzt man  $\sigma_{mises}$  als den Fließbeginn eines Werkstoffes, so sind alle Spannungszustände innerhalb der Fließfläche elastische, alle außerhalb der Fließfläche plastische Spannungszustände [1].



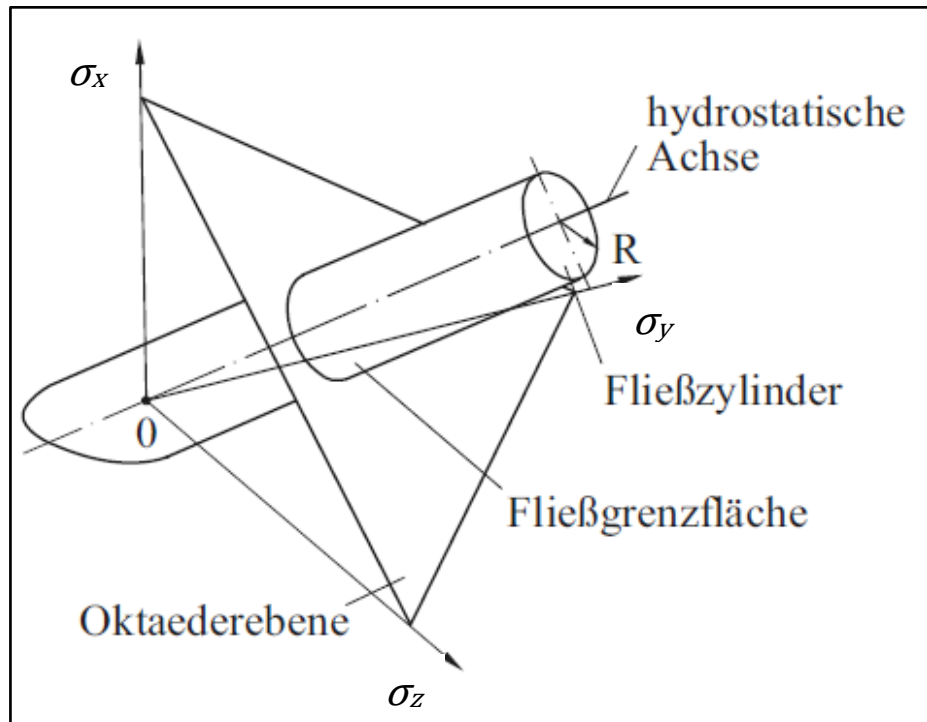


Bild 2.9: Darstellung der Fließfläche (v.-Mises-Zylinder) im kartesischen Koordinatensystem;  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ : Hauptnormalspannungen;  $R$ : Zylinderradius (abhängig von der Fließgrenze des Werkstoffs) [15].

Die Fließregel beschreibt den Zusammenhang zwischen dem plastischen Spannungszustand  $\sigma^{ij}$  und dem plastischen Verformungszustand  $\varepsilon_{ij}^{pl}$ . Sie nimmt die in Gleichung 2.20 beschriebene Form an:

$$d(\varepsilon_{ij}^{pl}) = \lambda_f \cdot \frac{\partial F}{\partial \sigma^{ij}}. \quad (\text{Glg. 2.20})$$

Dabei ist  $F$  die äußere Kraft und  $\lambda_f$  ein skalarer Faktor. Die Richtung der plastischen Verformung entspricht dabei der äußeren Flächennormalen des Fließzylinders [1].

Die Veränderung der Fließfläche mit der Änderung der äußeren Belastung wird durch das Verfestigungsgesetz beschrieben. Zwei sehr einfache Näherungen an das tatsächliche Verhalten metallischer Werkstoffe sind das isotrope und das kinematische Verfestigungsmodell. Diese Modelle werden aufgrund ihrer Einfachheit häufig eingesetzt und sollen hier näher beschrieben werden. Beim isotropen Verfestigungsmodell kommt es zu einer isotropen Erweiterung der Fließfläche, während die Achse des Fließzylinders unverändert bleibt. Beim kinematischen Verfestigungsmodell bleibt die Fließfläche hingegen konstant,

während es zu einer kinematischen Wanderung der Zylinderachse kommt. Bild 2.10 zeigt eine Gegenüberstellung von isotroper und kinematischer Verfestigung.

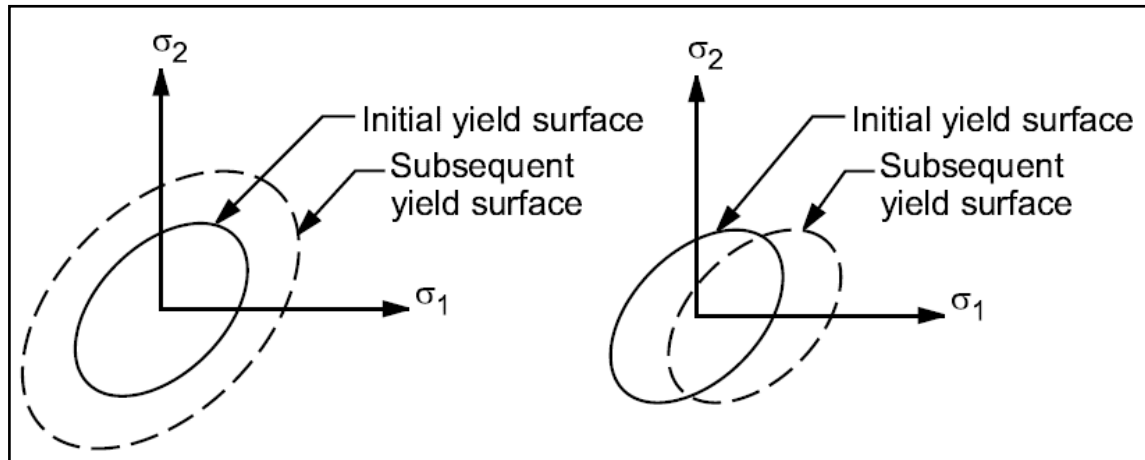
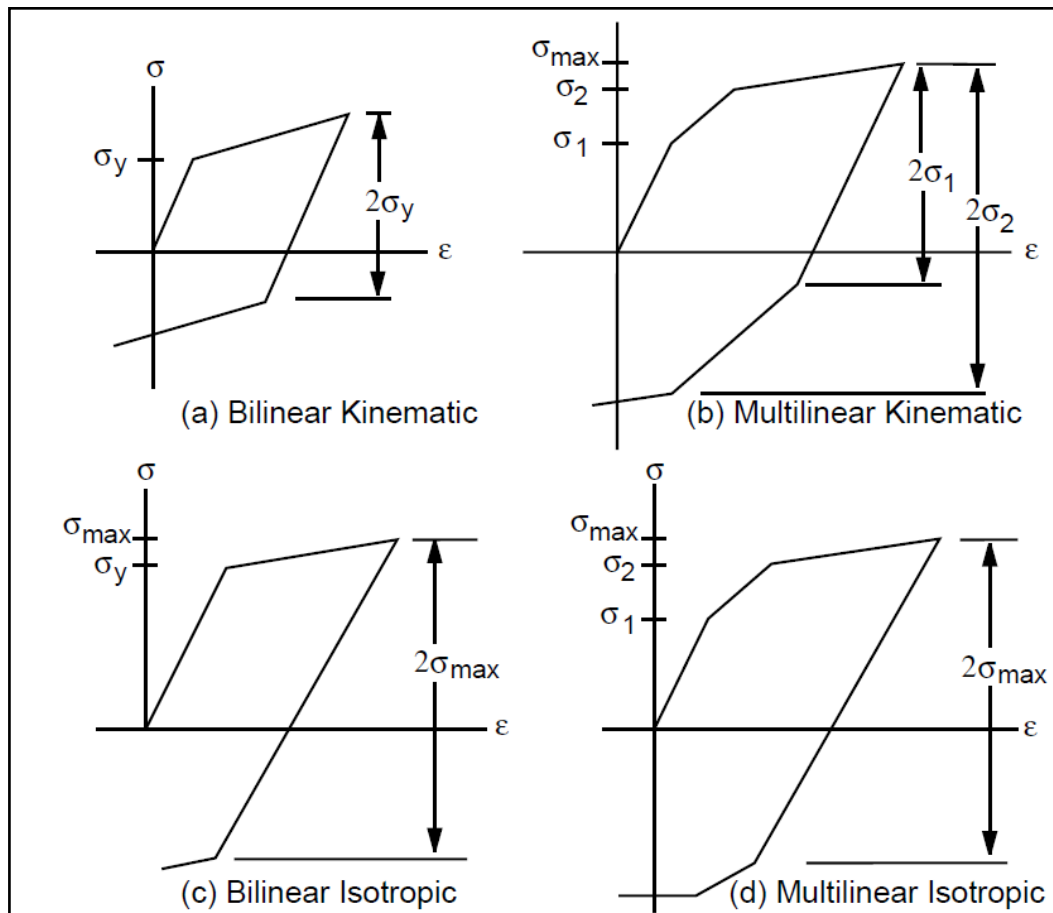


Bild 2.10: Änderung der Fließfläche bei isotroper (links) und kinematischer Verfestigung (rechts) [18].

Für die Änderung der Fließspannung bei zyklischer Werkstoffbelastung ergeben sich dabei die folgenden Konsequenzen. Wird bei isotroper Verfestigung der Werkstoff bis zu einer maximalen Spannung  $\sigma_{max}$  belastet so entspricht die neue Fließspannung diesem Wert. Bei Belastungsumkehr erstreckt sich der elastische Bereich nun bis  $\sigma_{max}$ , womit ein späterer Fließbeginn bei wiederholter gleichsinniger Belastung gegeben ist. Bei der kinematischen Verfestigung bleibt die Fließspannung unverändert, womit bei erneuter Belastung das Fließen bei niedrigerer Spannung beginnt. Kommt es bei einem Gießprozess nach Erstarrungsende (dann, wenn der Werkstoff erstmals Spannungen aufnehmen kann) zu einer Verfestigung, so ist diese Verfestigung auch nach weiterem Abkühlen spürbar. Die Fließkurven können dabei bilinear, multilinear mittels Geradenabschnitten oder mit diversen nichtlinearen Verfestigungsmodellen approximiert werden. Beim bilinearen Ansatz wird das Werkstoffverhalten durch jeweils eine Gerade für den elastischen und eine Gerade für den plastischen Bereich beschrieben. Diese Approximation wird beispielsweise in [1] und [5] verwendet. Beim Multilinearen Ansatz wird die Fließkurve durch mehrere Geradenabschnitte beschreiben, von denen der erste Abschnitt dem elastischen Bereich der Spannung-Dehnung-Kurve entspricht. Andere Arbeiten [8] verwenden ein nichtlineares Verfestigungsmodell. Das Werkstoffverhalten bei Be- und Entlastung ist in Bild 2.11 für bilineare und multilineare Approximation der Spannung-Dehnung-Kurven für isotrope und kinematische Verfestigung dargestellt.



**Bild 2.11:** Änderung der Fließspannung bei kinematischer (oben) und isotroper Verfestigung (unten) unter Zugrundelegung einer bilinearen (links) und multilinenen (rechts) Fließkurvenapproximation [18].

Bei der Simulation von Spannungen wird ebenfalls zwischen Diriclet-Randbedingungen (bekannte Verschiebung am Rand) sowie Neumann-Randbedingungen (bekannte Spannung am Rand) unterschieden. Symmetrieebenen und Oberflächen werden als schubspannungsfrei angenommen (reibungsfreie Lagerung) [7]. Kontaktflächen können, sofern die Reibwerte bekannt sind, mit einem skalaren Reibfaktor versehen werden, zudem werden Kontaktelemente so definiert, dass sie keine Zugspannungen aufnehmen können, was zur Simulation der Luftspaltbildung beim Erstarren in der Form notwendig ist [1, 18]. Um Starrkörperbewegungen aufgrund numerischer Effekte zu vermeiden, werden an den Rändern oft Elemente gesetzt, welche sich wie schwache Federn verhalten. Dies geschieht in vielen Simulationsprogrammen (wie auch beim dem in dieser Arbeit eingesetzten ANSYS Workbench) automatisch [18].

## 2.3 Gießen

### 2.3.1 Gießverfahren

Beim Gießen handelt es sich um ein Fertigungsverfahren bei dem Halbzeuge oder Fertigteile aus schmelzflüssigem Rohmaterial hergestellt werden. Die Herstellung von Fertigteilen aus flüssiger Schmelze wird als Formguss bezeichnet. Die Formgießverfahren werden in zwei Gruppen eingeteilt:

- Gießen in verlorene Formen
- Gießen in Dauerformen.

Beim Gießen in verlorene Formen wird die Schmelze in eine Form, meist aus Sand oder Keramik, eingegossen. Man unterscheidet zwei Subvarianten, das Gießen mit geteilter Form und Dauermodell und das Gießen mit ungeteilter Form mit verlorenen Modellen. Beim Gießen mit Dauermodellen werden Hohlräume und Hinterschneidungen durch den Einsatz von Sand- Salz- oder Keramikernen realisiert. Die Formfüllung geschieht mittels Schwerkraft. Diese Verfahren eignen sich insbesondere für Bauteile mit komplexer Innengeometrie und mittlere bis hohe Stückzahlen. Beim Gießen mit verlorenen Modellen wird zunächst ein Modell des Gussstücks aus Wachs oder Kunststoff hergestellt und mit einem keramischen Schlickerüberzug versehen. Anschließend werden die Modelle vor dem Gießen ausgeschmolzen (Feinguss) oder während des Gießprozesses thermisch zersetzt (Lost Foam). Die Formfüllung geschieht mittels Schwerkraft, Niederdruck, elektromagnetische Pumpen oder Zentrifugalkraft. Es gibt Verfahren für alle gängigen Werkstoffe. Das Gießen in verlorene Formen ist nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit. Für nähere Beschreibung sei auf die umfangreiche Literatur verwiesen. Dazu seien einige Standardwerke genannt [19, 20, 21, 22].

Beim Gießen in Dauerformen wird die Schmelze in den Formhohlraum einer metallischen Dauerform (Kokille oder Werkzeug) gefüllt. Die Formfüllung geschieht mittels Schwerkraft, Druck oder Zentrifugalkraft. Es wird dementsprechend zwischen Schwerkraft-, Schleuder-, Nieder- und Hochdruckverfahren unterschieden. Durch den Einsatz von Sandkernen und Schiebern lassen sich komplexe Bauteile herstellen. Bei den Hochdruckverfahren ist eine Verwendung von Kernen meist nicht möglich. Durch hohe Abkühlraten und die Möglichkeit gezielter Temperierung mittels Öl, Wasser oder Pressluft, kann einerseits die Erstarrung gezielt gelenkt, andererseits können die erforderlichen Gefügeeigenschaften gezielt eingestellt werden. Es können alle niedrigschmelzenden Werkstoffe vergossen

werden. Diese Verfahren sind aufgrund hoher Werkzeugkosten nur für hohe Stückzahlen wirtschaftlich. Zur genaueren Beschreibung jener Dauerformverfahren, die nicht Gegenstand dieser Arbeit sind wird auf die Literatur verwiesen. Es seien vor allem folgende Standardwerke genannt [19-25]. Bild 2.12 gibt einen Überblick über die gängigsten Gießverfahren.

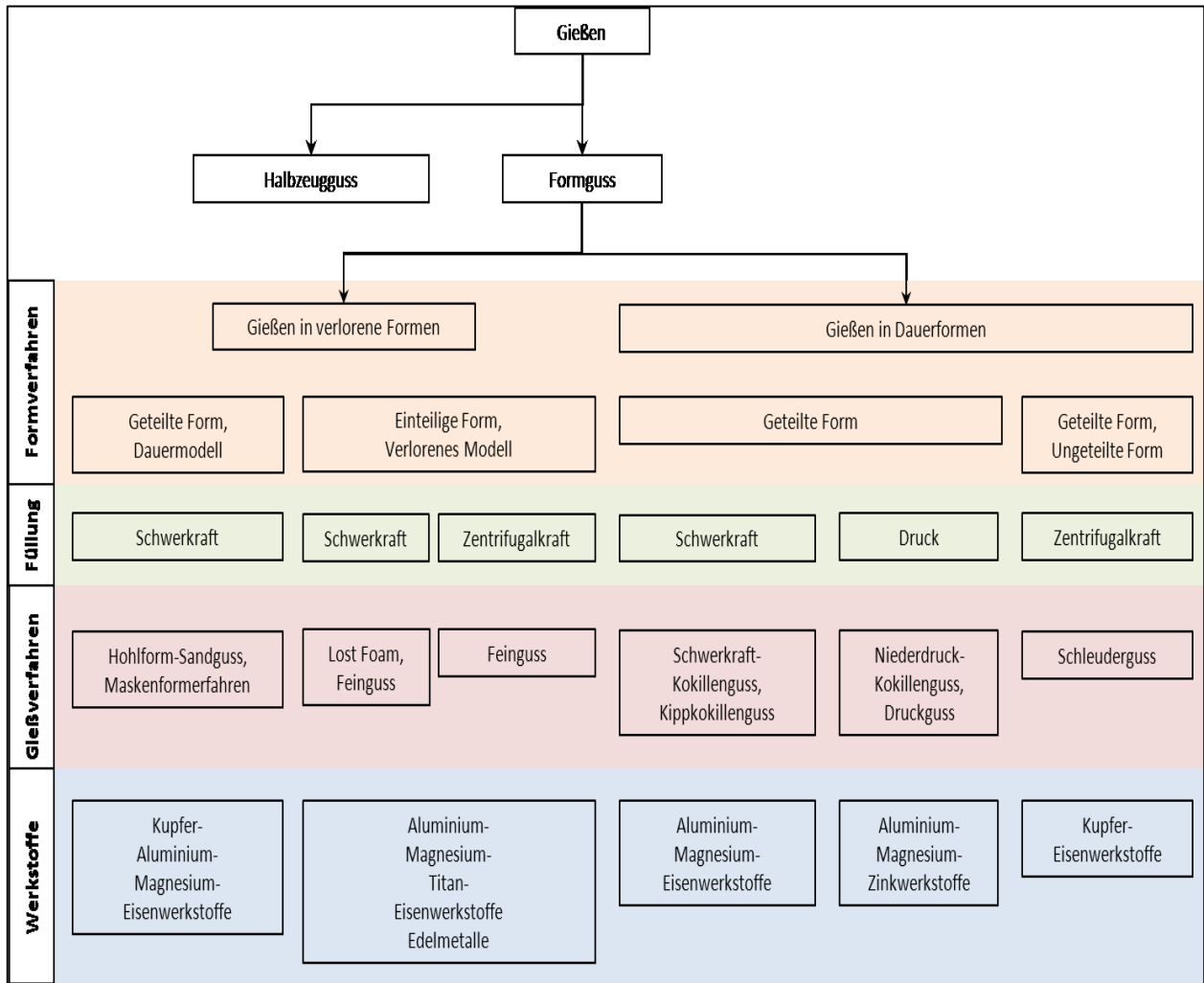


Bild 2.12: Systematik der gängigsten Gießverfahren für metallische Werkstoffe.

## 2.3.2 Druckgießen

### 2.3.2.1 Allgemeines

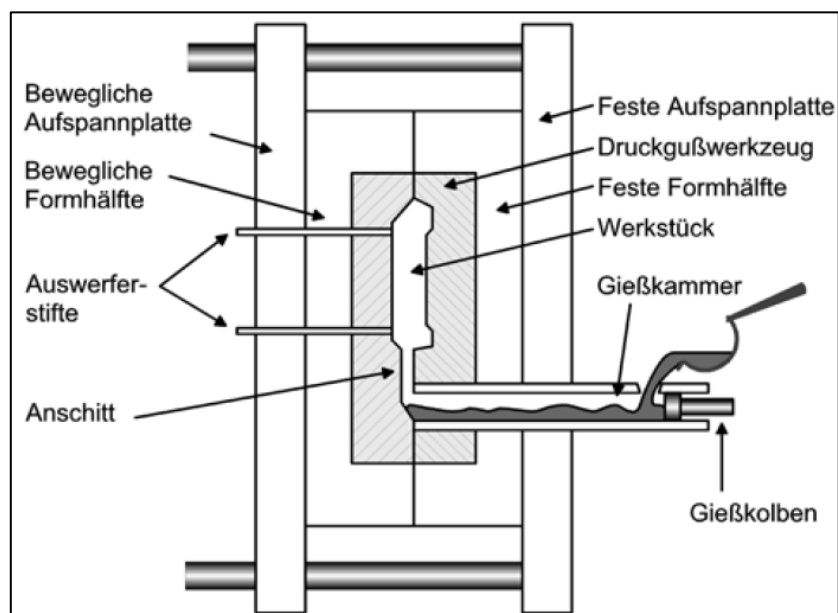
Das Druckgießen ist ein Gießverfahren bei dem flüssiges Metall unter hohem Druck in den Formhohlraum einer metallischen Dauerform gepresst wird. Der Formfüllvorgang unterliegt daher nur in sehr geringem Maße dem Einfluss der Schwerkraft und beruht auf der Umsetzung des auf die Flüssigkeit wirkenden Druckes in kinetische Energie. Dadurch lassen sich im Vergleich zum Kokillenguss sehr geringe Formfüllzeiten im Bereich von Millisekunden erreichen. Der Wärmeverlust während des Füllvorganges bleibt gering, die Schmelze bleibt bis zum Ende der Formfüllung flüssig, sodass sich auch dünnwandige Gussteile im Dauerformguss herstellen lassen, ohne auf den günstigen Einfluss einer hohen Abkühlrate auf die Gefügeeigenschaften und eine hohe Oberflächenqualität verzichten zu müssen. Die Oberflächeneigenschaften werden zusätzlich dadurch verbessert, dass die Schmelze unter Druckwirkung auf die Formwand auftrifft. Es werden auch dünne Querschnitte vollständig gefüllt, eine hohe Konturgenauigkeit ist gegeben. Durch diese Eigenheiten des Druckgießverfahrens kann eine Überdimensionierung der Bauteile entfallen [23]. Druckguss wird daher besonders im Leichtbau eingesetzt.

### 2.3.2.2 Aufbau und Funktion einer Druckgießanlage

Eine Druckgießzelle besteht im Wesentlichen aus der Druckgießmaschine und einem Warmhalteofen für die Schmelze. Die Druckgießmaschine besteht aus einer hydraulischen Schließvorrichtung, der metallischen Dauerform, die Werkzeug genannt wird und der Gießeinheit. Das Werkzeug wird zur Lenkung der Erstarrung meist mit Öl oder Wasser temperiert. Darüber hinaus stehen automatische oder manuelle Sprüh-systeme zur Verfügung, die einerseits dem Aufbringen von Trennmitteln zur Verminderung der Klebeneigung des Gussteils am Werkzeug, andererseits dem gezielten Temperieren der Werkzeugoberfläche dienen. Grundsätzlich werden zwei verschiedene Verfahrensvarianten, das Warmkammer- und das Kaltkammerverfahren unterschieden. Beim Warmkammerverfahren befindet sich die Gießeinheit im Schmelzofen, die Füllung des Werkzeuges geschieht direkt aus dem Ofen, was den Vorteil einer gut definierten Schmelzetemperatur mit sich bringt. Darüber hinaus kann auf ein zusätzliches Dosier-system verzichtet werden. Das Verfahren ist vor allem für niedrig schmelzende Legierungen auf Zinn- oder Zinkbasis geeignet, da sich hier der Angriff der Gießeinheit durch die Schmelze in Grenzen hält. Für Aluminium- und Magnesiumlegierungen kommt vorwiegend das Kaltkammerverfahren zum Einsatz. Die Gießkammer befindet sich

außerhalb des Ofens und wird entweder von einem Schöpfboter oder einer Dosiervorrichtung am Warmhalteofen befüllt. Durch Wärmeverluste beim Dosiervorgang und Schwankungen in der Zykluszeit kann es hier zu Schwankungen der Schmelztemperatur kommen. Sowohl Warm- als auch Kaltkammerdruckgießanlagen können vertikal oder horizontal ausgeführt sein. Das horizontale Kaltkammerverfahren ist heute im Aluminium- und Magnesiumdruckgießen das am häufigsten eingesetzte Verfahren und wurde auch im Rahmen dieser Arbeit angewendet. Die weiteren Ausführungen beschränken sich daher ausschließlich auf diese Verfahrensvariante.

Die Gießeinheit besteht aus der Gießkammer zur Aufnahme des flüssigen Metalls, während es unter Druck gesetzt wird sowie dem Gießkolben und der Gießkolbenstange zum Fördern des flüssigen Metalls und zur Druckübertragung vom Gießantrieb auf die Schmelze. Die Gießkolbenstange wird nach der Beladung der Gießkammer mit Schmelze von einem hydraulischen Antriebszylinder in Bewegung gesetzt. Der schematische Aufbau einer Horizontal-Kaltkammer-Druckgießmaschine ist in [Bild 2.12](#) dargestellt.



[Bild 2.13](#): Schematischer Aufbau einer Horizontal-Kaltkammer-Druckgießmaschine [26].

Die metallische Dauerform besteht aus hoch verschleißfestem Warmarbeitsstahl und ist über den Formrahmen auf die Aufspannplatten der Druckgießmaschine aufgespannt. Eingussseitig ist die Form unbeweglich, die zweite Formhälfte, welche die Auswerferstifte zum Ausformen des Gussteils enthält ist beweglich ausgeführt. Daher spricht man von einer festen Formhälfte (Eingussseite) und einer beweglichen Formhälfte (Auswerfer-

seite). Der Füllvorgang erfolgt meist in zwei Stufen. Die Gießkammer ist zu Beginn der Formfüllung unvollständig gefüllt. Zunächst wird der Gießkolben mit geringer Geschwindigkeit bewegt bis die Gießkammer vollständig mit Schmelze gefüllt ist. Auf diese Weise wird verhindert, dass die sich in der Gießkammer befindende Luft durch Wirbelbildung im Flüssigmetall eingeschlossen wird, was sich negativ auf die Gussqualität auswirkt. Die Kolbenbewegung vom Beginn der Formfüllung bis zur vollständigen Füllung der Gießkammer wird als Vorlaufhub bezeichnet. Nach Ende dieser ersten Füllphase, die typischerweise etwa eine Sekunde dauert, wird ein Ventil, das Schussventil, geöffnet, wodurch der Druck aus einem Druckspeicher zugeschaltet wird. Dies ist der eigentliche Füllvorgang, der als Schuss bezeichnet wird. Die Kolbenbewegung in dieser Phase wird Füllhub genannt. Um eine möglichst konstante Beschleunigung des Gießkolbens zu erreichen erfolgt die Regelung über Proportionalventile mit Echtzeitregelung. Die bewegliche Formhälfte wird während des Füllhubes und des Nachverdichtens über eine kraft- oder formschlüssige Schließvorrichtung gegen die feste Formhälfte gepresst. Die Formfüllzeiten bewegen sich je nach Gießgewicht und Bauteilgeometrie im Bereich von zwanzig bis hundert Millisekunden. Nach Ende des Formfüllvorganges erfolgt das sogenannte Nachverdichten. Dabei wird der Gießkolben mit hohem Druck gegen das flüssige Schmelzereservoir, den Anguss, gepresst. Der erforderliche Druck für das Nachverdichten wird meist über einen hydraulischen Multiplikator aufgebaut. Durch diesen Vorgang wird die Schwindung des Metalls durch Abkühlung und Erstarrung kompensiert. Auf diese Weise wird der Bildung erstarrungsbedingter Ungängen entgegengesteuert. Die erforderliche Höhe des Nachdrucks hängt von der Teilegeometrie und der Anschnittdicke ab. Bild 2.13 zeigt beispielhaft eine Zeit-Druck-Kurve für einen Füllvorgang.

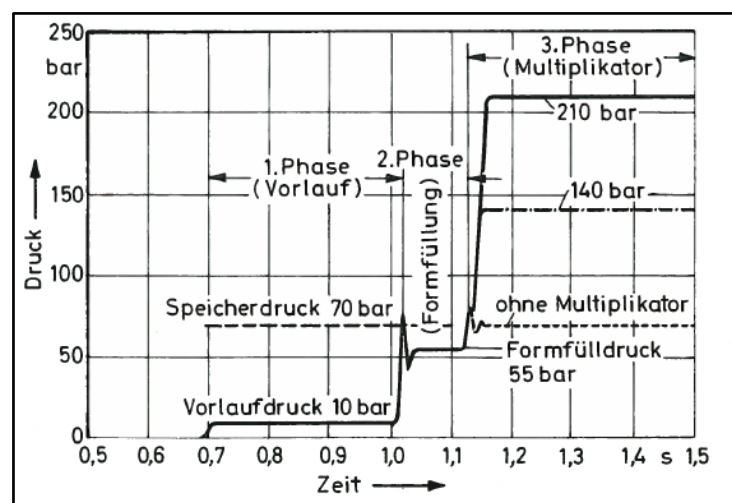


Bild 2.14: Typische Zeit-Druck-Messkurve eines Druckgussfüllvorganges [23].



Die in einer Druckgießmaschine herstellbaren Teilegrößen ergeben sich aus dieser Zuhaltkraft. Die erforderliche Zuhaltkraft  $F_{Zerf}$  ergibt sich aus dem Produkt aus dem Gießdruck  $p_g$  und der Sprengfläche  $A_s$ , welches Sprengkraft  $F_S$  genannt wird, multipliziert mit einem Sicherheitsfaktor  $s$ , der von der Bauart und Komplexität der Form (mit oder ohne Seitenschieber etc.) abhängt. Die Sprengfläche ist die projizierte Fläche des Gussteils (Bild 2.14). Beschränkende Größe ist beim Druckgießen weniger die Gussteilmasse (die in erster Linie von der Größe der Gießkammer abhängt), sondern die Sprengfläche und der für eine akkurate Formfüllung notwendige Gießdruck. Heutige Druckgießmaschinen haben Zuhaltkräfte im Bereich von 300 kN bis etwa 40 MN.

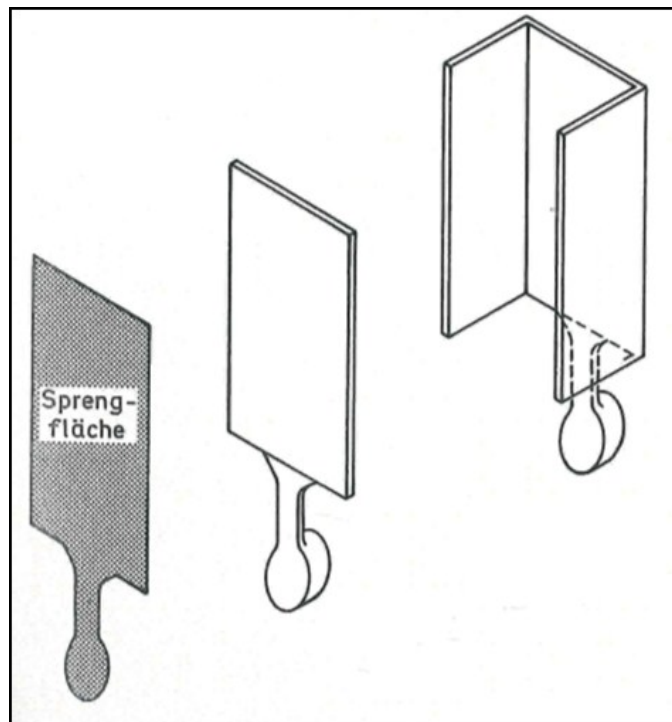


Bild 2.15: Zwei Gussteile mit unterschiedlichem Volumen aber gleicher Sprengfläche. Die Sprengfläche entspricht der projizierten Fläche des Gussteils und bestimmt die erforderliche Zuhaltkraft der Druckgießmaschine [23].

Aus der Sprengfläche des Gussteils berechnet sich die erforderliche Zuhaltkraft wie folgt:

$$F_{Zerf} = F_S \cdot s, \quad (\text{Glg. 2.21})$$

mit

$$F_S = A_s \cdot p_g \quad [23]. \quad (\text{Glg. 2.22})$$

Zu hohe Gießdrücke können das Druckgießwerkzeug aufdrücken, was mit dem Herauspressen von Schmelze aus der Kavität in den Spalt zwischen die Formhälften verbunden ist. Dieser Vorgang wird als Fahnenbildung bezeichnet.

### 2.3.2.3 *Temperierung von Druckgießwerkzeugen*

Beim Druckgießen handelt es sich wie bei allen Dauerformverfahren um ein zyklisches Verfahren. Das heißt, nach dem Auswerfen des Gussteils und dem Konditionieren der Form beginnt sofort ein weiterer Gießzyklus. Es ist einzusehen, dass aufgrund wirtschaftlicher Aspekte eine möglichst kurze Zykluszeit anzustreben ist. Da die erstarrende Schmelze und das abkühlende Bauteil große Wärmemengen an das Werkzeug abgeben, würde sich dieses ohne zusätzliche Kühlung im Verlauf weniger Zyklen stark aufheizen. Es ist im Druckguss daher stets eine Temperierung des Werkzeuges vonnöten. Grundsätzlich werden bei der Formtemperierung zwei Ziele verfolgt:

- Globales Abführen der an die Form abgegebenen Wärme zum Erreichen eines quasistationären Temperaturfeldes
- Gezieltes Kühlen lokaler Werkzeugbereiche zur Vermeidung thermischer Zentren im erstarrenden Gussteil sowie zur Lenkung der Erstarrung.

Das globale Abführen der vom Gießmetall abgegebenen Wärme zum Einstellen eines quasistationären Temperaturfeldes des Werkzeuges wird als Grundtemperierung bezeichnet. Die Grundtemperierung erfolgt meist mit Öl. Es kommen dabei spezielle Temperieröle zum Einsatz. Diese werden mit elektrischen Heiz-/Kühlgeräten auf Temperatur gehalten und durch Temperierbohrungen im Werkzeug gepumpt. Komplexe Druckgießformen haben mehrere Temperierkreise je Formhälfte. An der Oberfläche von Druckgießwerkzeugen, dort wo das flüssige Metall direkt mit der Form in Kontakt steht, kommt es zu einem starken Aufheizen. Da Warmarbeitsstähle, wie sie beim Bau von Druckgießwerkzeugen zum Einsatz kommen eine, vor allem im Verhältnis zur Gusslegierung relativ geringe Wärmeleitfähigkeit besitzen, kann die Wärme zwischen zwei Gießzyklen nicht vollständig durch die Form zum Temperiermedium hin abgeführt werden. Um ein zu starkes Aufheizen der Formoberfläche zu verhindern, wird diese mit Luft-Wasser-Sprühkühlungen abgekühlt. Dieser Vorgang, bei dem gleichzeitig auch ein Trennmittel zur Verminderung der Klebeneigung zwischen Gussteil und Werkzeug aufgetragen wird, wird als Sprühen bezeichnet. Es kommen dabei meist Sprühroboter oder -automaten zum Einsatz, welche eine große Anzahl von Einzeldüsen haben um die

Konturen des Formhohlraumes optimal zu erreichen. Das gezielte Kühlen einzelner Bauteilbereiche zur Vermeidung thermischer Zentren und zur Lenkung der Erstarrung erfolgt meist über Öl, Wasser oder über lokal konzentriertes Sprühen. Thermisch stark belastete Bereiche entstehen vor allem dort, wo große Wandstärken abgeformt werden sowie an Schiebern und Stiften, wo nur kleine Querschnitte und Oberflächen zum Abführen der Wärme über Wärmeleitung ins Forminnere bzw. zur Wärmeabfuhr über das Sprühen der Formoberfläche zur Verfügung stehen. Zur konkreten Umsetzung und richtiger Anwendung verschiedener Temperierkonzepte im Druckgießverfahren sei auf die Literatur [23, 24] verwiesen.

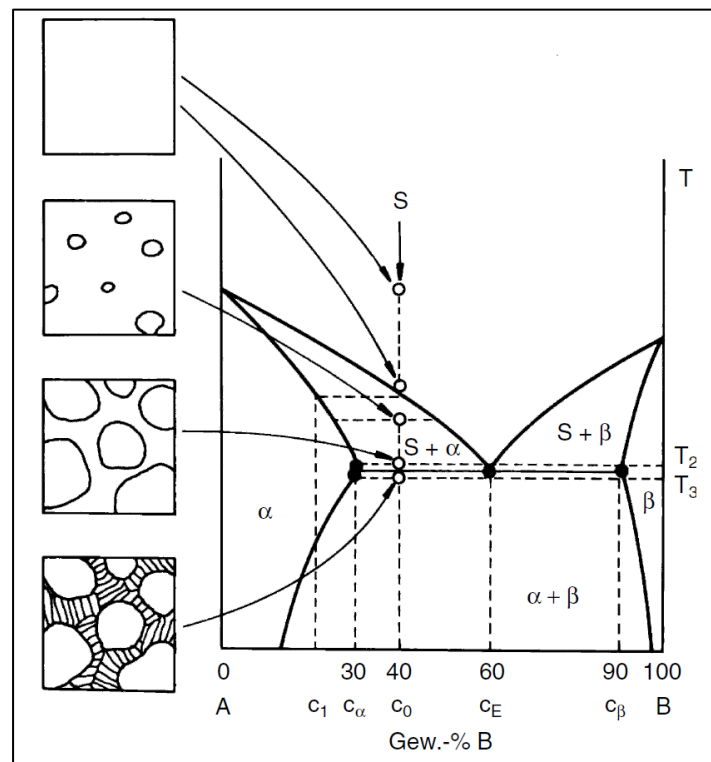
### 2.3.3 Prozesssimulation beim Druckgießverfahren

Die numerische Simulation hat sich in den letzten Jahren als wichtiges Werkzeug bei der Entwicklung von Druckgussteilen und Druckgießprozess etabliert. Der Prozess des Druckgießens setzt sich aus mehreren Teilschritten zusammen, die vom Aufschmelzen der Legierung und den Schmelzetransport sowie dem Füllen der Gießkammer über den eigentlichen Gießvorgang mit dem Erstarren der Schmelze in der Form, bis zum Auswerfen des Gussteils, das in der Regel nach der Entnahme in Wasser abgeschreckt wird, reichen. Danach wird das Gießsystem mit Lauf und Überlaufbohlen mechanisch abgetrennt. Dem Gießprozess nachgeschaltet folgen oft eine Wärmebehandlung zum gezielten Einstellen mechanischer Eigenschaften sowie weitere mechanische Bearbeitungsschritte, wie etwa das Sandstrahlen der Oberfläche und das Fräsen von Dichtflächen. Die beschriebenen Vorgänge führen zu einer komplexen Verflechtung der auftretenden Phänomene, welche wiederum Einfluss auf die spätere Bauteillebensdauer, die für den Endkunden von starkem Interesse ist sowie die Werkzeuglebensdauer, welche auch für den Gießer einen bedeutenden Kostenfaktor darstellt, ausübt. Die Einzelschritte von der Vorlegierung bis zum fertigen Bauteil sowie die relevanten Einflüsse, die die einzelnen Verfahrensschritte auf die Bauteil- und Werkzeuglebensdauer ausüben, sind in Bild 2.15 dargestellt. Aufgrund der Vielzahl von Einzelschritten beim Herstellprozess, wird eine vollständige, durchgängige Prozesssimulation in der Praxis nicht durchgeführt. Stattdessen werden einzelne Prozessschritte herausgegriffen und einer näheren Betrachtung unterzogen. Die Simulation von Formfüllung und Erstarrung (meist ohne Berücksichtigung der Vorgänge in der Gießkammer) werden gegenwärtig bei der Formauslegung und Prozessplanung eingesetzt und können seit beinahe zwei Jahrzehnten als Stand der Technik bezeichnet werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Erstarrung, die Gussteilabschreckung und das Abtrennen des Gießsystems im Hinblick auf den Eigenspannungszustand untersucht. Die Synthese aus Erstarrungs- und Spannungssimulation leistet damit einen Beitrag zur durchgängigen Prozesssimulation, welche im Rahmen virtueller Bauteil- und Prozesssimulation für den Konstrukteur und Gießer immer wichtiger wird. Zur übergreifenden Simulation von Teilprozessen der Druckgusserzeugung wurden in den letzten Jahren einige Untersuchungen durchgeführt, welche im Schrifttum dokumentiert sind. Zur Kopplung der Formfüllungs- und Erstarrungssimulation an Gefügeausbildung, Formbelastung und Gusseigenspannungen seien hier die Arbeiten von Flender und Hartmann [27] zu nennen. Untersuchungen von Warmrissneigung, Eigenspannungen, Formbelastung und Dauerfestigkeit wurden von Treitler und Egner-Walter [28, 29] durchgeführt. Die Betrachtung der Vorgänge in der



### 2.3.4 Gefügeausbildung im Druckguss

Im Folgenden wird kurz auf die Erstarrungseigenschaften und die damit verbundenen Gefügeeigenschaften von Druckgusslegierungen eingegangen. Technische Druckgusslegierungen basieren meist auf eutektischen Systemen mit mindestens zwei Hauptlegierungselementen. Eutektische Systeme weisen bei unter- oder übereutektischer Zusammensetzung keinen Erstarrungspunkt, sondern ein Erstarrungsintervall auf. Eutektische Systeme zeichnen sich durch Mischbarkeit der beiden Komponenten A und B über den gesamten Konzentrationsbereich im flüssigen Zustand sowie durch eine unvollständige Mischbarkeit im festen Zustand aus. Während der Erstarrung der Legierung kommt es zu einer Entmischung der beiden Komponenten und zur Bildung zweier Phasen die im Schrifttum meist mit  $\alpha$  (für die A-reiche Phase) und  $\beta$  (für die B-reiche Phase) bezeichnet werden. Bild 2.17 zeigt die Vorgänge bei der Erstarrung eines untereutektischen Zweistoffsystems.



**Bild 2.17:** Phasenbildung bei der Erstarrung eines binären Eutektikums; (S) Schmelze; (T) Temperatur; (A) Komponente A, (B) Komponente B; ( $\alpha$ )  $\alpha$ -Mischkristall; ( $\beta$ )  $\beta$ -Mischkristall; ( $c_1$ ) Konzentration von B in der zuerst erstarrenden Schmelze; ( $c_\alpha$ ) Konzentration von B bei eutektischer Temperatur; ( $c_0$ ) Konzentration von B; ( $c_E$ ) eutektische Zusammensetzung; ( $c_\beta$ ) Konzentration von A bei eutektischer Temperatur [33].

Mit Erreichen der Liquidustemperatur ( $T_{liq}$ ) beginnen sich aus der Schmelze Kristalle mit der Konzentration  $c_1$  auszuscheiden, welche reich an A sind und als primäre  $\alpha$ -Mischkristalle bezeichnet werden. Die Legierung besteht zu diesem Zeitpunkt aus  $\alpha$ -Mischkristallen und der Restschmelze, welche sich durch die Ausscheidung der A-reichen Phase mit B anreichert. Dies wird als Primärerstarrung bezeichnet. Mit sinkender Temperatur wird immer mehr  $\alpha$ -Mischkristall gebildet. Wird die eutektische Temperatur ( $T_E$ ) erreicht, so hat die Restschmelze die eutektische Konzentration  $c_E$  erreicht. Ab dort scheiden sich die beiden Phasen  $\alpha$  und  $\beta$  mit der Zusammensetzung  $c_\alpha$  bzw.  $c_\beta$  aus. Dies wird als eutektische Erstarrung bezeichnet. Bei weiterer Abkühlung (unter Gleichgewichtsbedingungen) nehmen die Konzentrationen der beiden Komponenten gemäß der Löslichkeit bei der entsprechenden Temperatur weiter ab [4]. Die Erstarrung metallischer Schmelzen ist in der Praxis auf das Vorhandensein von Kristallisationskeimen angewiesen. Von diesen Keimen ausgehend wachsen die Kristallite in die Schmelze. Die Vorgänge der Keimbildung sind seit Jahrzehnten gut erforscht. Es sei an dieser Stelle auf einige Standardwerke im Schrifttum hingewiesen [33, 34, 35]. Aufgrund energetischer Effekte beim Kristallwachstum wächst der  $\alpha$ -Mischkristall bei der Primärerstarrung nicht in Form glatter Randschalen oder Globuliten sondern dendritisch. Der primäre Mischkristall wächst in Form sogenannter Dendriten, baumförmiger Gebilde, mit Vorzugsrichtungen, die von den kristallografischen Gegebenheiten abhängen. Dendriten wachsen gegen den Temperatur- und Konzentrationsgradienten in die flüssige Metallschmelze. Bild 2.18 zeigt schematisch den Verlauf der Liquidustemperatur, den Temperaturgradienten und den Konzentrationsverlauf vor der Erstarrungsfront bei der Primärerstarrung einer binären Legierung.

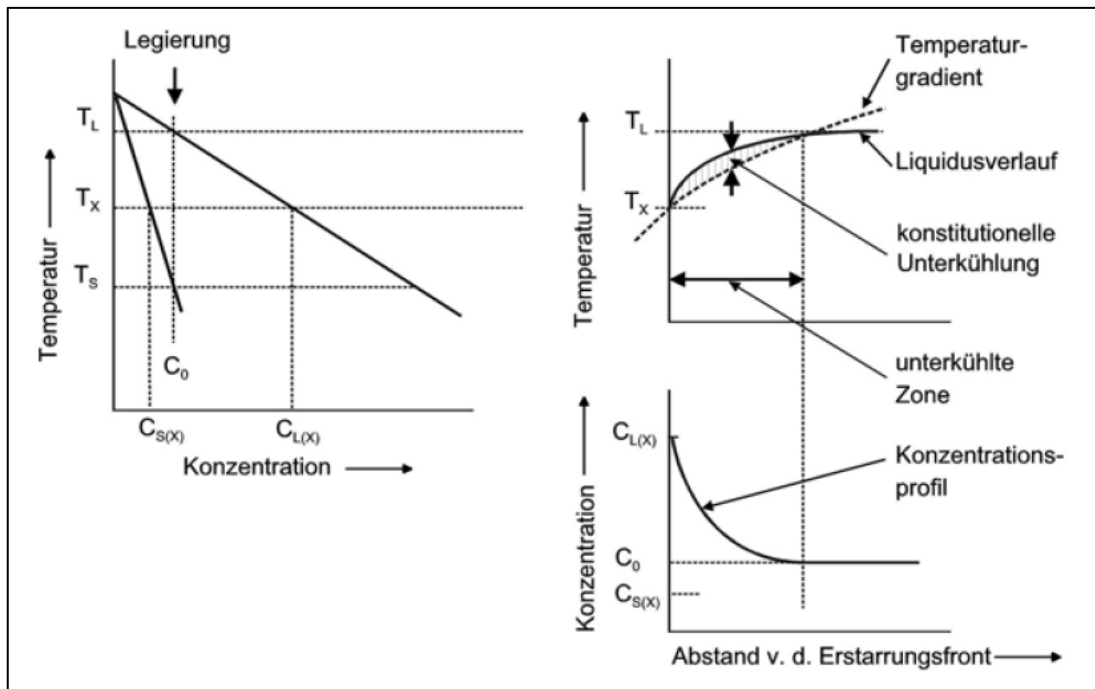
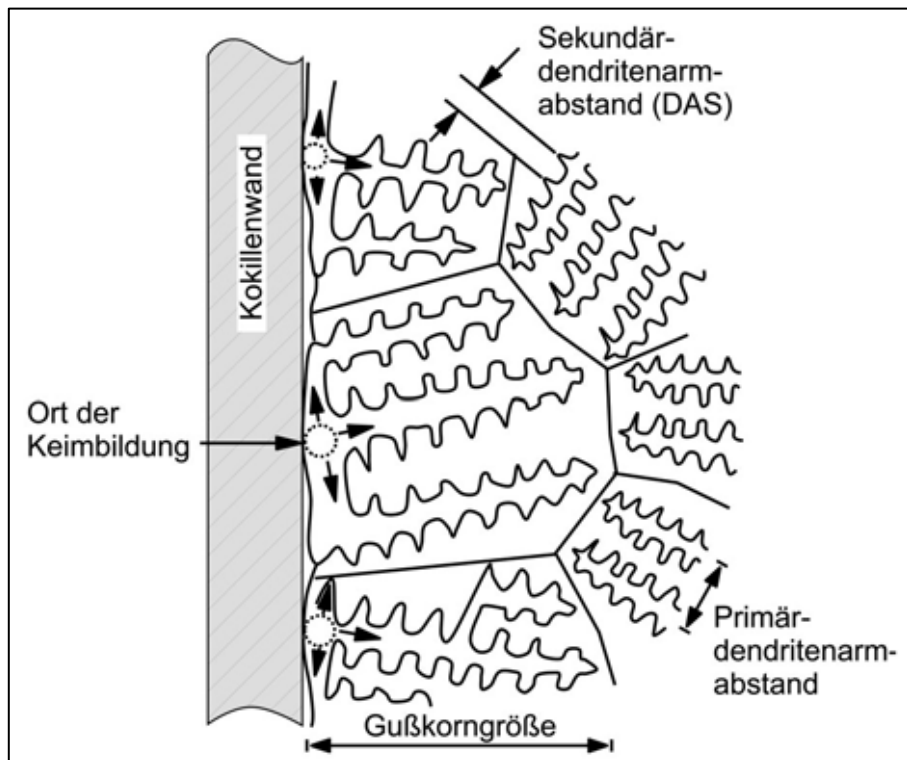


Bild 2.18: Links oben: Auszug aus einem binären Phasendiagramm; rechts oben: Temperaturverläufe vor der Erstarrungsfront; rechts unten: Konzentrationsverlauf vor der Erstarrungsfront [vgl.: 33].

Der primäre Mischkristall hat bei der Temperatur  $T_X$  die Zusammensetzung  $C_{S(x)}$ . Durch den Einbau von Atomen der Komponente A kommt es vor der Erstarrungsfront zu einer Anreicherung von B. Die Konzentration in der Schmelze beträgt an der Erstarrungsfront  $C_{L(x)}$  und nimmt bis zur Ausgangskonzentration  $C_0$  ab. Grund dafür ist die endliche Diffusionsgeschwindigkeit der Atome in der Schmelze. Entsprechend dem Konzentrationsgefälle von der Phasengrenzfläche zur Schmelze nimmt die lokale Liquidustemperatur von  $T_X$  ausgehend zu und erreicht bei der Konzentration  $C_0$  die Liquidustemperatur der Ausgangszusammensetzung  $T_L$ . Liegt die lokale Liquidustemperatur nun über der tatsächlichen lokalen Temperatur in der Schmelze, so bildet sich eine unterkühlte Zone. Dies wird als konstitutionelle Unterkühlung bezeichnet. Störungen im Kristallwachstum können unter Energiegewinn in diese Zone hineinwachsen, die Phasengrenzfläche wird instabil, das Wachstum von Dendriten wird begünstigt [33]. Die Zone der konstitutionellen Unterkühlung kann sich bei entsprechend hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten ausbilden, wie sie im Druckguss üblich sind. Diese wiederum beeinflusst den Sekundärdendritenarmabstand (der Primärdendritenarmabstand wird maßgeblich von der Zahl vorhandener Keime beeinflusst) [26, 33]. Bild 2.19 zeigt



schematisch das Gefüge einer untereutektischen Legierung, die in einer Kokille erstarrt ist.



**Bild 2.19:** Schematische Darstellung der Mikrostruktur einer im Kokillenguss erstarrten untereutektischen Legierung [26].

Der Sekundärdendritenarmabstand ist somit ein direktes Maß für die Erstarrungsgeschwindigkeit [26].

Durch die hohen Wärmeabfuhraten im Druckguss, weisen Druckgussteile besonders günstige mechanische Eigenschaften auf. Für Aluminiumlegierungen beträgt die Abkühlgeschwindigkeit im Druckgießprozess 20-80 K/s [36].

### 2.3.5 Gussfehler im Druckguss

#### *2.3.5.1 Allgemeines*

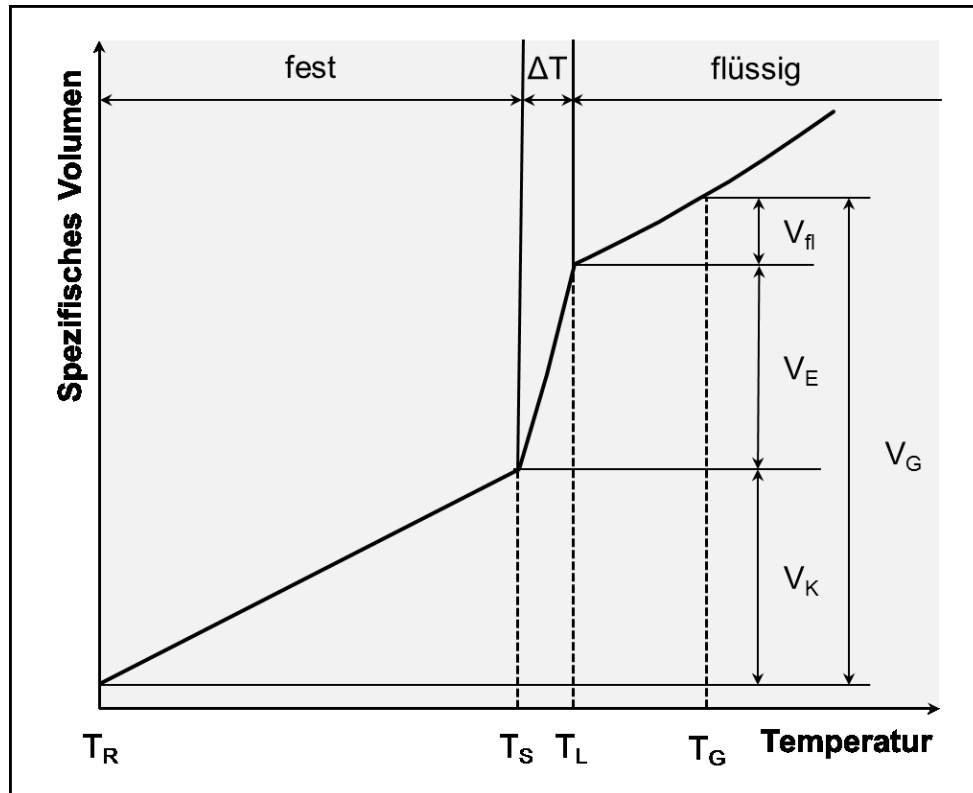
Durch den hohen Druck und den Verzicht auf Sandkerne sind hohe Maßhaltigkeit und sehr gute Oberflächenqualität Charakteristika von Druckgießerzeugnissen. Die hohen Abkühlraten und die Tatsache, dass Druckgießerzeugnisse oft entweder sehr dünnwandig sind oder hohe Wandstärkenunterschiede aufweisen können, stellt jedoch sehr hohe Anforderungen an die Prozessführung (Formtemperierung, Füllzeit, Nachdruck). Oft treffen dabei Forderungen an die Prozessparameter aufeinander, die sich nicht oder nur sehr schwer miteinander vereinbaren lassen. Dies führt zu einer Reihe verschiedener Gussfehler im Endprodukt. Folgende Fehler in Druckgusserzeugnissen treten besonders häufig auf:

- schwindungsbedingte Ungängen
- Gasporosität
- Spritzkugeln und Flitter
- Kaltfließstellen
- Oxideinschlüsse
- Oberflächenfehler
- Warmrisse
- Verzug.

Im Folgenden wird auf diese Gussfehler kurz eingegangen.

#### *2.3.5.2 Schwindungsbedingte Ungängen*

Das spezifische Volumen (der Kehrwert der Dichte) jedes Stoffes hängt von dessen Temperatur ab. Bei Metallen steigt das spezifische Volumen im Allgemeinen mit der Temperatur. Abkühlende Metalle senken daher im Verlauf der Abkühlung ihr spezifisches Volumen. Darüber hinaus ändert sich das spezifische Volumen beim Übergang vom flüssigen in den festen Zustand. Etwaige Phasenumwandlungen im flüssigen und festen Zustand bewirken ebenfalls Änderungen im spezifischen Volumen. Dieser Volumenverlust, als Schrumpfung bezeichnet, gliedert sich in einzelne Beiträge, die in Bild 2.7 dargestellt sind.



**Bild 2.20:** Abhängigkeit des spezifischen Volumens einer metallischen Schmelze von der Temperatur;  $T_R$ : Raumtemperatur;  $T_S$ : Solidustemperatur;  $T_L$ : Liquidustemperatur;  $\Delta T$ : Schmelzintervall;  $T_G$ : Gießtemperatur;  $V_K$ : kubische Schwindung;  $V_E$ : Erstarrungsschwindung;  $V_{fl}$ : flüssige Schwindung;  $V_G$ : Gesamtschwindung [vgl.: 37].

Wie in **Bild 2.20** ersichtlich, nimmt das spezifische Volumen mit sinkender Temperatur ab. Solange das gesamte Metall im flüssigen Zustand vorliegt, kann die Schwindung durch Speisung aus einem flüssigen Reservoir vollständig kompensiert werden, die flüssige Schwindung wird als  $V_{fl}$  bezeichnet. Mit dem Erreichen der Liquidustemperatur  $T_L$  kommt es zu einem sprunghaften Absinken des spezifischen Volumens bis zur Solidustemperatur  $T_S$ . Dieser Volumenverlust wird auch als Erstarrungsschwindung  $V_E$  bezeichnet. Wenn teilerstarnte Bereiche vorliegen, wird durch Strömungsbehinderung die Speisung teilweise unterbunden. Wenn in den thermischen Zentren des Bauteils flüssige Bereiche vorliegen, die von den Speiserreservoirs abgeschnitten sind, findet dort überhaupt keine Speisung mehr statt. In solchen Bereichen tritt häufig starke Ungängenbildung auf. Diese Ungängen werden als Erstarrungsporosität bezeichnet. Nach vollständiger Erstarrung des Bauteils bei der Solidustemperatur  $T_S$  schrumpft das Bauteil gemäß dem linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Werkstoffes, was als kubische Schwindung  $V_K$  bezeichnet wird. Schwindungsbedingte Ungängen (Lunker)

können sowohl im Gussteilinneren als auch in den Außenflächen auftreten und sich in Größe und Form erheblich unterscheiden. Es wird daher von Innen- und Außenlunkern bzw. von Makro- und Mikrolunkern gesprochen. Bild 2.21 zeigt schematisch die Einteilung erstarrungsbedingter Ungängen in Formgussteilen.

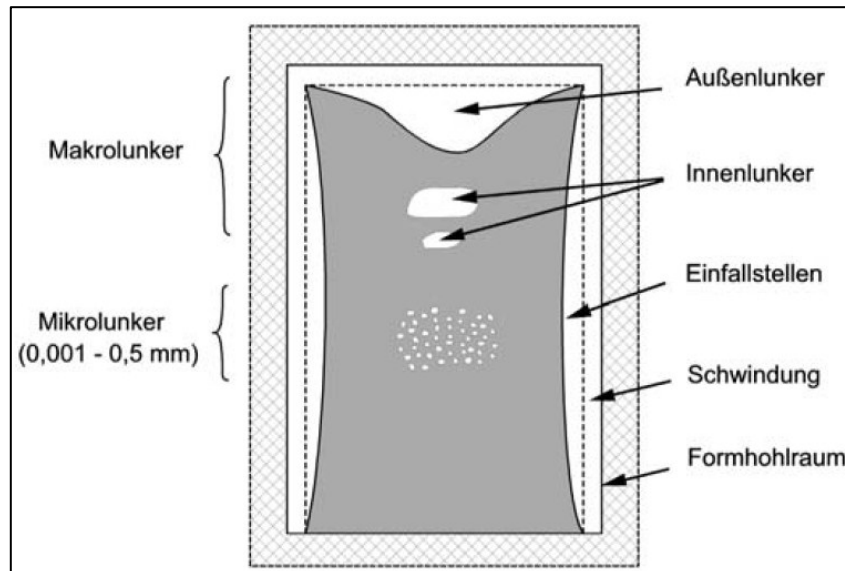


Bild 2.21: Systematische Einteilung von schwindungsbedingten Ungängen (Lunker). [26].

Im metallografischen Schliff sind Erstarrungsporositäten als schwarze Stellen mit charakteristisch rauher Oberfläche erkennbar, welche vom dendritischen Wachstum herrührt (Bild 2.22).

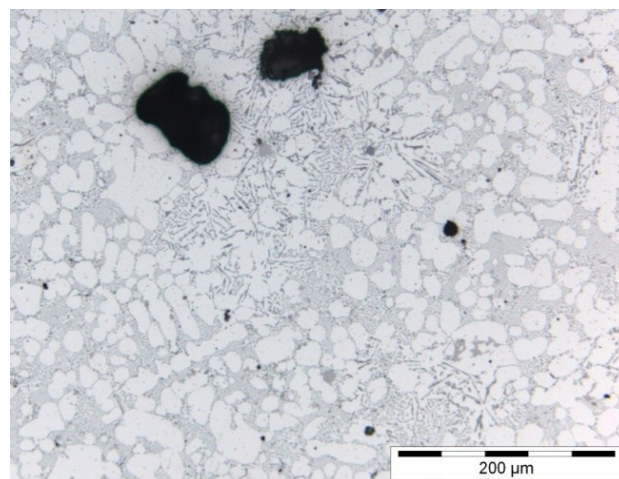


Bild 2.22: Schliffbild eines mit Erstarrungsporosität behafteten Druckgussteils aus einer AlSi-Legierung (50-fache Vergrößerung); die Erstarrungsporen weisen eine raue Oberfläche und eine eher unregelmäßige Form auf.

Zur Vermeidung von Erstarrungsporosität im Druckguss ist es notwendig die Erstarrung des Bauteils durch gezielte Formtemperierung so zu lenken, dass die Abschnürung flüssiger Zentren vom Speiserreservoir vermieden wird. Zusätzlich bewirkt eine Erhöhung des Nachdrucks eine bessere Speisung, da dies den Schmelzefluss durch teilerstartete Bereiche verbessert. Darüber hinaus wird im Druckguss das lokale Nachverdichten oder Squeezen eingesetzt. Dazu werden lokale Schmelzereservoirs mit einem Stempel oder Squeezestift unter Druck gesetzt. So können auch vom Anguss abgeschnürte Bereiche dichtgespeist werden.

### 2.3.5.3 Gasporosität

Gasporosität in Druckgussteilen entsteht entweder durch Luft, die während der Formfüllung eingeschlossen wird, oder aber durch Gase, die in der Schmelze gelöst sind (v. a. Wasserstoff). Die Löslichkeit von Gasen in metallischen Schmelze sinkt mit abnehmender Temperatur. Darüber hinaus kommt es zu einer sprunghaften Abnahme der Löslichkeit während der Erstarrung. Die gelösten Gase werden ausgeschieden und bleiben als Gasporen im Druckgussteil zurück. Im Schliffbild sind Gasporen durch ihre runde Form und die glatte Oberfläche von Erstarrungsporositäten gut zu unterscheiden (Bild 2.23).

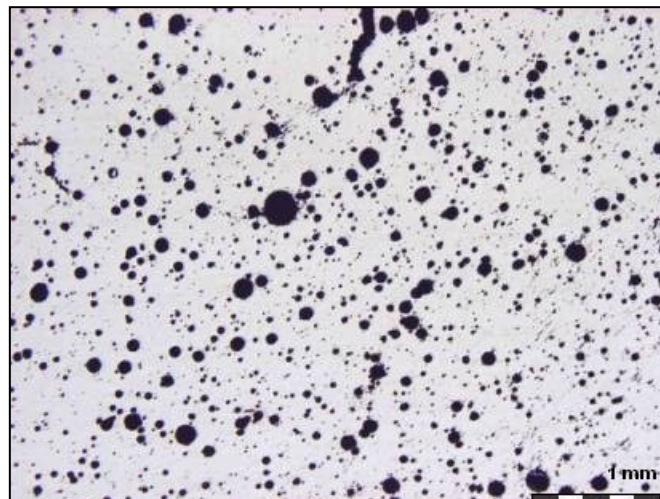


Bild 2.23: Gasporosität in einem Druckgussteil; die Poren weisen runde und glatte Ränder auf und sind damit gut von schwindungsbedingten Ungängen zu unterscheiden. [38].

Gasporen können durch eine Entgasung der Schmelze sowie durch eine entsprechende Formfüllung und Formentlüftung vermieden werden.

#### 2.3.5.4 Spritzkugeln und Flitter

Durch die hohen Formfüllgeschwindigkeiten und die hohe Turbulenz bei der Formfüllung kommt es beim Druckgießen oft zu einem Aufreißen der Füllfront. Darüber hinaus kann die Schmelzefront beim Auftreffen auf Kerne oder Stifte zerreißen. Dabei entstehen kleine Tröpfchen, welche aufgrund ihres großen Verhältnisses Oberfläche zu Volumen besonders rasch erstarren. Werden die erstarrten Tröpfchen von der nachfolgenden Schmelze umflossen schmelzen sie nicht mehr vollständig auf und sind als sogenannte Spritzkugeln im Gefüge sichtbar (Bild 2.24, links). Aufgrund der schnellen Abkühlgeschwindigkeit und eines wärmebehandlungsartigen Effekts, welcher von der Restschmelze herrührt, weisen diese Spritzkugeln ein sehr feines Gefüge und eine höhere Härte als das Matrixgefüge auf, was die Bearbeitbarkeit der Gussteile erschwert. Bei unzureichendem Ausblasen der Form können in der Kavität dünne Flitter zurückbleiben, welche beim nächsten Schuss mit eingegossen werden. Da es sich dabei meist um dünne, schnell erstarrte Plättchen handelt, weisen diese ähnlich wie Spritzkugeln ein sehr feines Gefüge auf (Bild 2.24, rechts) und erfahren denselben Wärmebehandlungseffekt wie diese. Bei eingegossenen Flittern liegt eine Werkstofftrennung verbunden mit mechanischer Kerbwirkung vor, welche die mechanischen Eigenschaften des Gussteils stark negativ beeinflusst und oft rissinitierend wirkt. Bild 2.24 zeigt die Gefügebilder zweier Gussteile mit Spritzkugeln und eingegossenen Flittern [38].

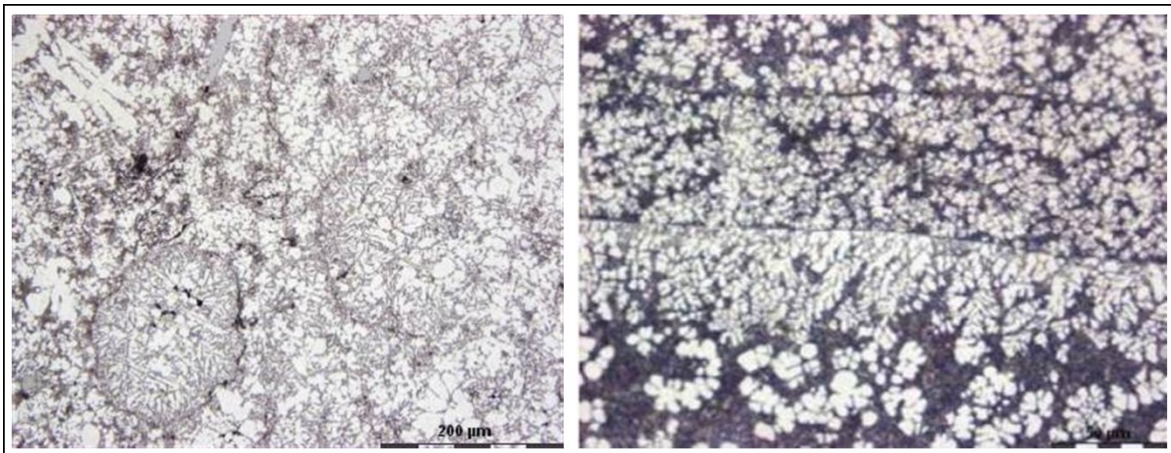


Bild 2.24: Gefüge von AISi9Cu3 mit eingegossenen Spritzkugeln (links) und eingegossenem Flitter; sowohl Spritzkugeln als auch Flitter weisen ein deutlich feineres Gefüge auf als die Matrix [38].

Eine nicht zu schnelle Formfüllung und das Vermeiden von direktem Auftreffen der Schmelzefront auf Hindernisse wie Schieber oder Kerne kann das Auftreten von Spritzkugeln verhindern. Durch sorgfältiges Ausblasen der Druckgießform kann das Zurückbleiben von Flittern vermieden werden.

#### 2.3.5.5 Kaltfließstellen

Während der Formfüllung gibt die Schmelze Wärme an die kältere Form ab. Bei sehr langen Fließwegen oder unzureichend temperierten Formen kann die Temperatur einzelner Schmelzefronten unter die Liquidustemperatur der Legierung sinken. Treffen kalte Schmelzefronten aufeinander, so kann sich das Material nicht mehr miteinander verbinden. Die auf diese Weise entstehenden Gussfehler werden als Kaltfließstellen bezeichnet. Sie sind meist schon mit bloßem Auge an der Gussstückoberfläche als Spalte oder Schlieren zu erkennen. Im Gegensatz zu Rissen weisen sie glatte rundliche Ränder auf, die von der Meniskusbildung an der Schmelzeoberfläche stammen (Bild 2.25).

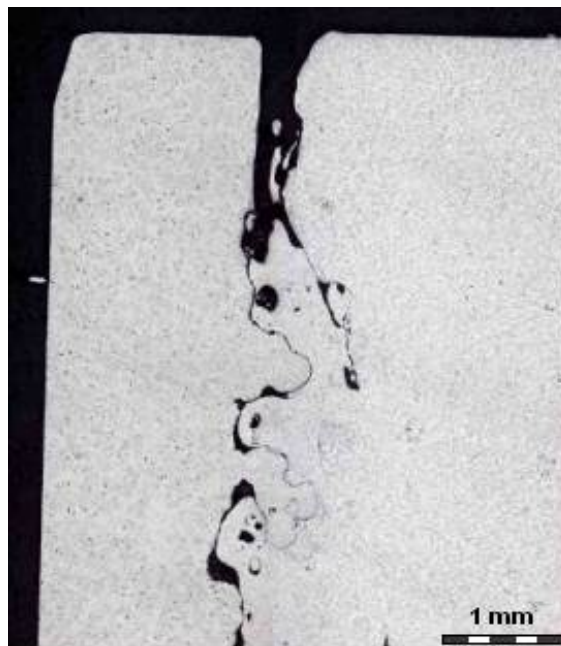


Bild 2.25: Beispiel für eine Kaltfließstelle in einem Druckgussteil [38].

Zur Vermeidung von Kaltfließstellen ist darauf zu achten, dass die Formfüllung so verläuft, dass keine Schmelzefronten, die bereits lange Fließwege hinter sich haben aufeinandertreffen. Zusätzlich ist eine ausreichend hohe Form- und Gießtemperatur zu gewährleisten.

### 2.3.5.6. Oxideinschlüsse und Oxidhautbildung

Flüssige Metalle neigen beim Kontakt mit atmosphärischem Sauerstoff zur Oxidation. Je nach Temperatur und Kontaktzeit mit der Luft können sich dabei Oxidpartikel oder geschlossene Oxidhäute bilden. Oxide bilden sich bereits im Gießofen sowie in der Gießkammer und an der Oberfläche von Schmelzeströmen während der Füllung. Im Verlauf der Formfüllung können diese Oxide im Bauteil eingeschlossen werden. Oxidpartikel finden sich meist im Bauteilinneren wieder. Geschlossene Oxidhäute, wie sie an der Spitze von Schmelzefronten auftreten steigern die Neigung zur Bildung von Kaltfließstellen, da die Oxidhaut ein Verschweißen der Schmelzefronten verhindert. Bei sehr turbulenter Formfüllung werden oberflächliche Oxidhäute oft zerrissen und finden sich als flächige Einschlüsse im Bauteilinneren wieder, welche im Schliffbild oft linienförmig oder als Oxidcluster erscheinen (Bild 2.26).

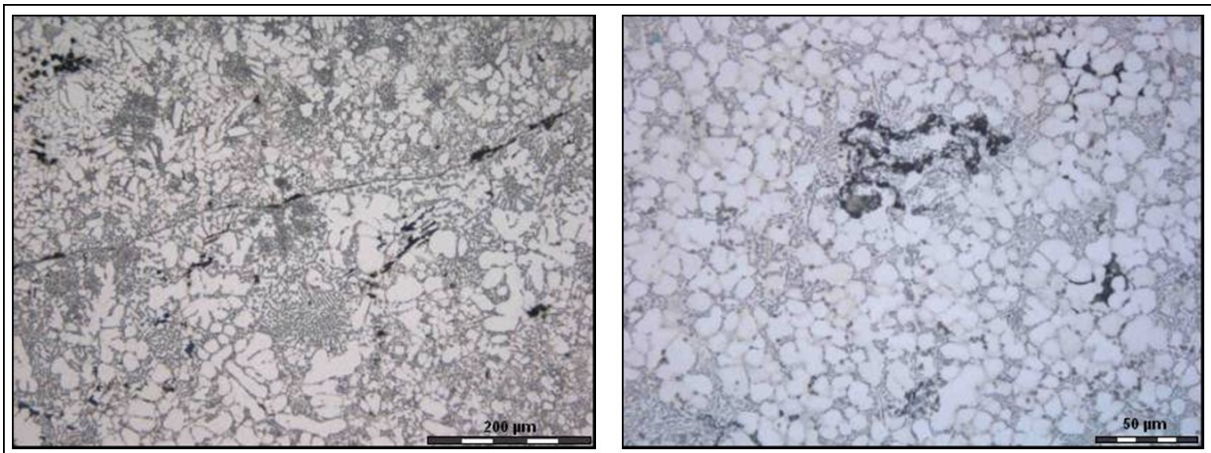


Bild 2.26: Oxideinschlüsse in einem Druckgussteil aus einer AlSi-Legierung; links linienförmige Erscheinung einer eingeschlossenen Oxidhaut, rechts Oxidcluster [38].

Zur Vermeidung von Oxidhäuten sind eine gute Schmelzereinigung sowie eine möglichst kurze Verweilzeit in der Gießkammer notwendig. Im Magnesiumdruckguss ist ein Warmhalten der Schmelze unter Schutzgasatmosphäre üblich. Im Druckguss werden zudem sogenannte Überlaufbohlen gesetzt, um die erste eintreffende Schmelze, welche besonders lang in Kontakt mit Luft stand und daher besonders reich an Oxiden ist aufzunehmen. Korrektes Setzen von Überlaufbohlen ist eine der wesentlichsten Kernaufgaben bei der Konstruktion von Druckgießwerkzeugen. Darüber hinaus kann eine Evakuierung der Druckgießform Abhilfe schaffen [38].



### 2.3.5.7 Oberflächenfehler

Oberflächenfehler im Druckguss können verschiedene Ursachen haben. Zum ersten kann es zum Anhaften von Trennmitteln kommen. Hier kann mit Überlaufbohlen, welche die erste mit Trennmittelresten verunreinigte Schmelze aufnehmen entgegengewirkt werden. Eine zweite Art von Oberflächenfehlern hat ihren Ursprung in einer Schädigung des Druckgießeinsatzes durch die wechselnde thermomechanische Belastung, wie sie im zyklischen Prozess des Druckgießens auftritt. Die Werkzeugoberfläche wird durch die wiederholte Abfolge von Gießen und oberflächlichem Kühlen geschädigt, wodurch sich sogenannte Brandrisse bilden. Erreichen diese Brandrisse eine Größe, dass flüssiges Metall eindringen kann, so zeichnen sich die Risse auf dem Gussstück ab. Brandrisse bilden meist ein charakteristisches gitterförmiges Netzwerk und sind als solche gut zu erkennen. Durch vorsichtiges Kühlen der Formoberfläche und das Vermeiden von hohen Temperaturen und Temperaturgradienten senkrecht zur Werkzeugoberfläche, kann die Entstehung von Brandrissen vermieden oder zumindest hinausgezögert werden. Durch die hohen Formfüllgeschwindigkeiten beim Druckgießen unterliegt das Druckgießwerkzeug einer sehr hohen erosiven Beanspruchung durch den Schmelzestrahle. Die Formerosion wird durch die Anwesenheit harter Partikel in der Schmelze (z.B. Oxide oder Vorerstarrungen) zusätzlich verstärkt. Formerosion macht sich durch Aufrauhungen und abgeplatzte Bereiche bemerkbar. Besonders gefährdet sind Bereiche mit hoher Strömungsgeschwindigkeit. Dies ist eine dritte Art von werkzeugbedingten Oberflächenfehlern [39]. Eine vierte Art von Oberflächenfehlern im Druckguss sind Anhaftungen an der Form. Diese Anhaftungen entstehen in erster Linie im Aluminiumdruckguss. Flüssiges Aluminium hat eine hohe Löslichkeit für Eisen. Dadurch kommt es an der Oberfläche zur Legierungsbildung und zum Ankleben der Druckgussteile an der Form. Dies kann so weit gehen, dass sich das Gussteil nicht mehr auswerfen lässt. Zur Vermeidung von Anhaftungen ist eine sorgfältige Aufbringung von Trennmitteln notwendig. Druckgusslegierungen wird außerdem Eisen in der Größenordnung von bis zu einem Prozent zulegiert. Dies vermindert deren Klebneigung, hat aber den Nachteil, dass das Eisen in Gehalten über 0,5 % ein unerwünschtes Begleitelement in Aluminiumlegierungen ist, da es sich in Form von feinen Nadeln aus  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , oder in Gegenwart von Silizium als ebenfalls nadelförmige  $\beta\text{-AlFeSi}$ -Phase ausscheidet, welche durch ihre Kerbwirkung die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen [36]. Bild 2.27 zeigt das Gefüge eines Kokillengussteils aus  $\text{AlSi12}$  mit einem Eisengehalt von etwa 1 %.

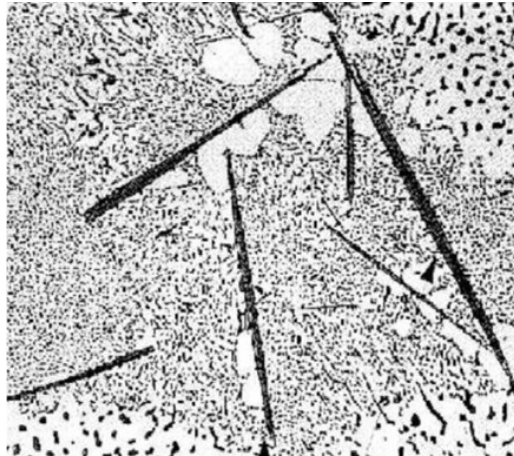


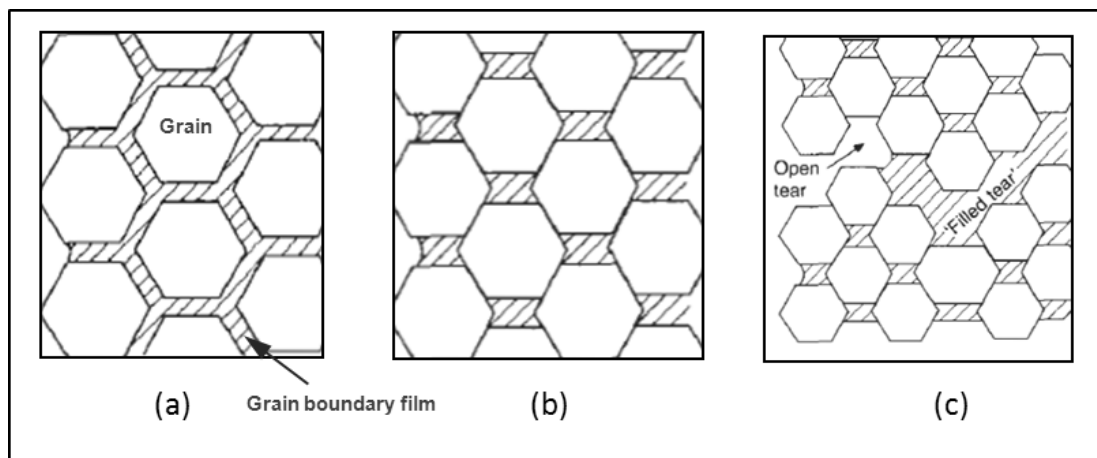
Bild 2.27: Gefüge eines AlSi12-Kokillengussteils mit einem Fe-Gehalt von 1 %; das Eisen liegt in Form von AlFeSi-Nadeln im Al-Si-Eutektikum vor [26].

#### 2.3.5.8 Warmrisse

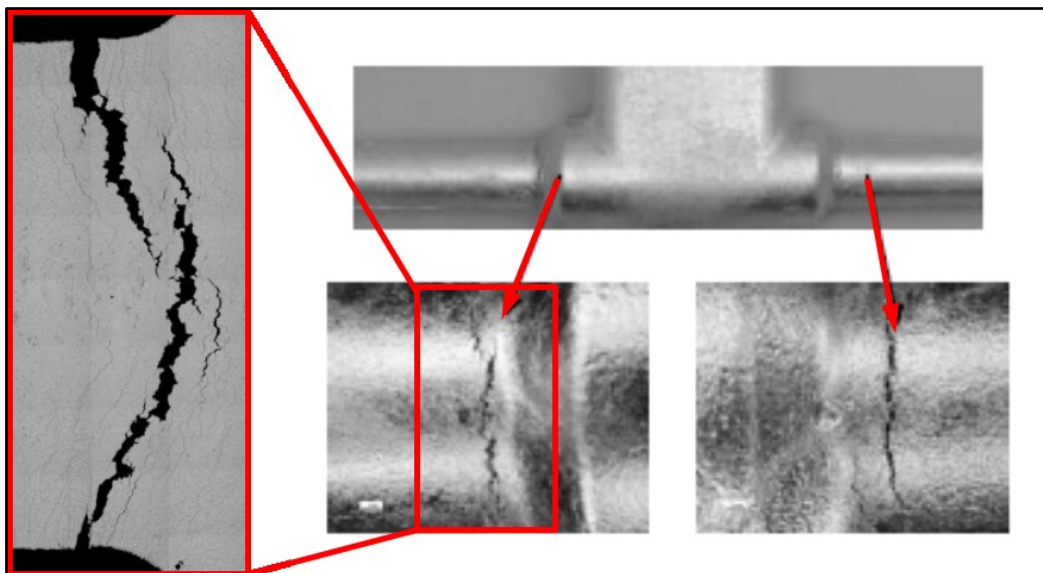
Warmrisse entstehen dann, wenn die Erstarrungsschrumpfung von Gussteilen aufgrund geometrischer Gegebenheiten behindert wird. In erstarrten Bereichen kommt es dabei durch die Schrumpfung zum Aufbau von Zugspannungen, welche in nicht vollständig erstarrten Bereichen Risse verursachen. Können diese Risse nicht mehr durch das Nachfließen von flüssiger Schmelze geschlossen werden (Bild 2.28), bleiben diese als Risse im Bauteil zurück. Ein breites Erstarrungsintervall führt zu einem viel verzweigten Dendritennetzwerk. Die Dendriten verhaken sich ineinander, es kommt zur Brückenbildung. Diese Brücken behindern die Speisung. Die Speisung ist dann nur mehr entlang der Korngrenzen möglich. Entscheidend für die Warmrissneigung ist zudem der Verlauf des Festphasenanteils in Abhängigkeit von der Temperatur. Während der letzten 5-10 % der Erstarrung stellt sich idealerweise ein Gleichgewicht zwischen Volumenschwindung und Speisungsvermögen ein, wird dieses zu Ungunsten der Speisung verschoben (etwa bei starker Temperaturabhängigkeit des Festphasenanteils in diesem Bereich), so kann keine ausreichende Speisung der intergranularen Räume erfolgen, was Warmrissbildung zur Folge hat. Vorhandene Fehlstellen im erstarrten Bereich (wie Erstarrungs- oder Gasporen) begünstigen die Warmrissbildung weiter [40, 41].

Warmrisse im Formguss sind in erster Linie ein konstruktiv bedingtes Problem. Durch die Vermeidung von geometrisch bedingter Dehnungsbehinderung und großen lokalen Wandstärkenunterschieden kann der Entstehung von Warmrissen entgegengewirkt werden. Darüber hinaus kommt der Prozessführung große Bedeutung zu. Zeitiges Auswerfen und hoher Nachdruck vermindern die Warmrissbildung. Daneben ist die Legierungsauswahl von großer Bedeutung. Legierungen mit breitem Erstarrungsintervall sind im Allgemeinen

anfälliger für Warmrisse als naheutektische Legierungen mit schmalem Erstarrungsintervall.



**Bild 2.28:** Entstehungsmechanismus schrumpfungsbedingter Warmrisse bei endogener Erstarrung.; (a) zwischen den Körnern aus der Primärerstarrung bildet sich ein intergranularer Film; (b) durch die Erstarrungsschrumpfung werden die Körner auseinandergezogen, es bilden sich geschlossene Restschmelzepools; (c) können die intergranularen Zwischenräume bei weiterer Dehnung nicht mehr mit Schmelze versorgt werden bildet sich ein offener Warmriss, kann Schmelze nachströmen bildet sich ein geschlossener Warmriss [42].



**Bild 2.29:** Warmriss in einem Probekörper; der Warmriss entsteht in einem Bereich unterschiedlicher Wandstärken bei gleichzeitiger Dehnungsbehinderung und ist gut an der dendritisch rauhen Bruchfläche zu erkennen [43].

### 2.3.5.9 Verzug

Unter Verzug versteht man die Abweichung eines Bauteiles von der angestrebten Form ohne das Einwirken äußerer mechanischer Belastung. Ursache für makroskopischen Bauteilverzug ist der Abbau von Eigenspannungen I. und II. Art (vgl. Abschnitt 2.1), die während des Produktionsprozesses entstehen, durch plastische Formänderung. Die Eigenspannungen bilden somit die Triebkraft für die plastische Verformung und können Ursachen gemäß Bild 2.1 haben. Die genauen Entstehungsmechanismen von Bauteilverzug sind in den vorhergehenden Abschnitten beschrieben. Im Gegensatz zu Warmrissen entstehen Eigenspannungen nicht während der Erstarrung im Zweiphasengebiet, sondern erst dann, wenn der Werkstoff mechanische Festigkeit aufweist. Überschreitet der Verzug die Bruchdehnung des Werkstoffes, so kommt es zum Bruch des Gussteils. Da die mechanischen Werkstoffparameter von den Gefügeeigenschaften und der Gussqualität im Allgemeinen abhängig sind, äußern sich die in den Abschnitten 2.3.5.1 bis 2.3.5.7 beschriebenen Gussfehler letztendlich auch im Eigenspannungs- und Verzugszustand oder in der Warmriss- und Bruchneigung des Gussteils. Da Verzug von Gussteilen oft mit Ausschuss oder der Notwendigkeit nachgeschalteter Richtprozesse einhergeht, ist zu dessen Vermeidung ein fehlerfreies Gießen etwa durch konstruktive Maßnahmen oder eine entsprechende Werkzeugtemperierung, ein wichtiges Thema in der Gießereipraxis.

### 2.3.6 Druckgusslegierungen

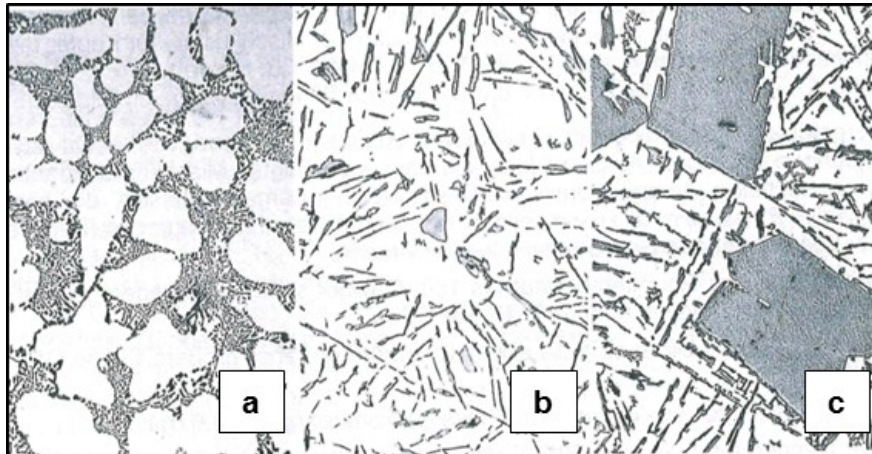
#### *2.3.6.1 Allgemeines*

Im Horizontal-Kaltkammer-Druckgießverfahren werden in erster Linie Aluminium- und Magnesiumlegierungen eingesetzt. Generell stehen bei Gusslegierungen günstige Gieß Eigenschaften wie Fließverhalten, Formfüllungsvermögen, Schmelztemperatur und Klebneigung im Vordergrund. Als günstig hinsichtlich dieser Anforderungen erweisen sich daher eutektische oder naheutektische Legierungen [36].

#### *2.3.6.2 Aluminium-Druckgusswerkstoffe*

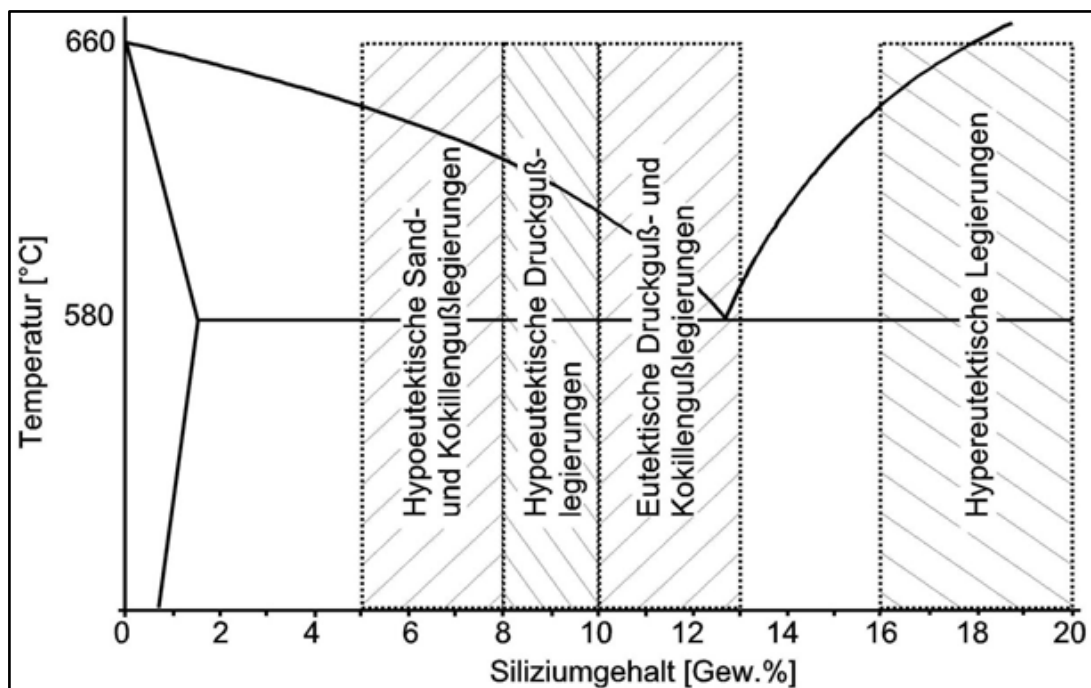
Die heute am häufigsten eingesetzten Aluminium-Druckgusswerkstoffe basieren auf den Zweistoffsystemen Al-Si und Al-Mg sowie auf den Dreistoffsystemen Al-Si-Mg und Al-Si-Cu. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden ausschließlich Legierungen basierend auf dem System Aluminium-Silizium betrachtet. Bezüglich weiterer, häufig im Druckgießverfahren eingesetzter Legierungen, sei daher auf die Literatur verwiesen [36,44].

Al-Si-Gusswerkstoffe weisen einen Siliziumgehalt zwischen 5 % und 20 % auf. Die guten Gieß Eigenschaften in diesem Bereich stammen von dem bei 12,5 % liegenden Al-Si-Eutektikum. Die eutektische Temperatur liegt bei 577 °C. Bei langsamer Abkühlung kommt es zu einer Entartung des eutektischen Wachstums, welches auch bei untereutektischer Zusammensetzung die Ausscheidung primärer, plattenförmiger Siliziumkristallen zur Folge hat. Dem kann durch geringe Zusätze von Natrium oder Strontium entgegengewirkt werden (Veredelung). Bei übereutektischer Zusammensetzung werden die primären Siliziumkristalle mit Phosphor gefeint. Bild 2.30 zeigt die Gefüge dreier unterschiedlich zusammengesetzter Al-Si-Legierungen.



**Bild 2.30:** Gefüge des Systems AlSi; (a) untereutektisch, 9 % Si, 500:1 veredelt; (b) eutektisch, 12 % Si unveredelt, 200:1; (c) übereutektisch, 18 % Si, unveredelt, 100:1 [36].

Die in dieser Arbeit betrachteten Legierungen AlSi12(Fe) und AlSi10MnMg liegen gemäß **Bild 2.31** im Bereich der hypoeutektischen und eutektischen Druckgusslegierungen.



**Bild 2.31:** Binäres Zustandsschaubild Al-Si mit den Bereichen typischer Gusslegierungen [26].

Im Allgemeinen steigt die Festigkeit der Legierung mit der Zugabe von Silizium. Durch die Beimengung von Eisen sinkt jedoch die Bruchdehnung ab. Deswegen wird das Eisen in einigen Legierungen durch Mangan ersetzt, was hinsichtlich der Klebneigung ähnliche

Verbesserungen wie Eisen bewirkt, allerdings globulitische intermetallische Ausscheidungen bildet, was zu einer höheren Duktilität führt. Bei der Legierung AlSi10MnMg kann daher der Eisengehalt auf unter 0,15 % gesenkt werden, während er bei AlSi12(Fe) bei etwa 0,9 % liegt. Die Bruchdehnung von AlSi10MnMg (0,15 % Mg) liegt bei Raumtemperatur bei über 10 %, ein Wert, der den von mit Eisen (0,5 % Fe) legierten Werkstoffen um mehr als das Doppelte übertrifft. Die Legierung neigt nicht zu Warmrissen und ist nicht kaltaushärtend. Die Zugabe von Magnesium steigert die Festigkeit der Legierung durch Mischkristallbildung, wobei jedoch die Bruchdehnung mit steigendem Magnesiumgehalt abnimmt (Bild 2.32). Darüber hinaus besitzt die Legierung AlSi10MnMg eine gute Korrosionsbeständigkeit und Schweißbarkeit, was sie vor allem für automotive Anwendungen interessant macht [36, 45].

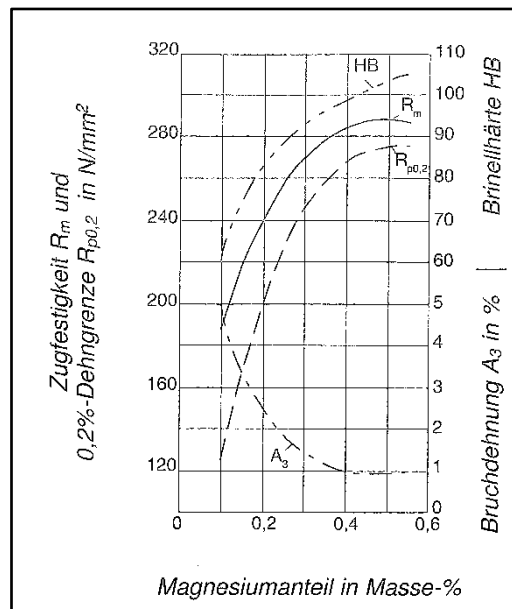


Bild 2.32: Einfluss von Magnesium auf die Festigkeitseigenschaften einer G-AlSi-Legierung (9,5 % Si, 0,45 % Fe, 0,3 % Mn) [36].

### 3 Experimentelle Methoden

#### 3.1 Durchführung von Versuchsabgüssen

##### 3.1.1 Allgemeines

Bei der Durchführung der Versuchsabgüsse kam eine echtzeitgeregelte horizontale Kaltkammer-Druckgießmaschine (Bühler SC 53, Bühler AG, Uzwil, Schweiz) mit einer maximalen Schließkraft von 5,3 MN zum Einsatz. Als Legierungen für Spannungsgitter sowie V-Probe wurden die beiden Druckgusslegierungen AlSi12(Fe) und AlSi10MnMg eingesetzt. Die Schmelze wurde im Tiegelofen erschmolzen und entgast. Um eine Gießtemperatur von 690 °C zu gewährleisten wurde die Schmelze im Ofen auf eine Temperatur von 740 °C gebracht. Dies entspricht für die Legierung AlSi10MnMg einer Überhitzung von etwa 50 °C, für die Legierung AlSi12(Fe) einer Überhitzung von etwa 60 °C. Die chemische Zusammensetzung der Legierungen wurde mittels thermischer Analyse überprüft. Die thermische Analyse im Quickcup-Tiegel zeigte, dass es beim Erschmelzen des Rohmaterials, welches in Form von stranggegossenen Masseln vorlag, zu keinem nennenswerten Abbrand der Hauptlegierungselemente gekommen war. Dies wurde zusätzlich durch nasschemische Analyse des Einsatzmaterials und der gegossenen Teile überprüft. Die chemische Analyse zeigt, dass sich die Gehalte innerhalb der spezifizierten Grenzen für das jeweilige Legierungselement befanden. Tabelle 3.1 zeigt die Ergebnisse der nasschemischen Analyse der beiden vergossenen Legierungen jeweils aus dem Rohmaterial (Masse) und dem Gussstück (Teil).

Tabelle 3.1: Ergebnisse der nasschemischen Analyse der Legierungen AlSi12(Fe) und AlSi10MnMg im Rohmaterial und im Teil (Rest Aluminium).

Bezeichnung	% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Ti
<b>AlSi12(Fe) Masse</b>	11,76	0,92	0,012	0,34	0,027	0,031
<b>AlSi12(Fe) Teil</b>	11,15	0,93	0,012	0,35	0,023	0,031
<b>AlSi10MnMg</b>	10,43	0,13	< 0,01	0,65	0,33	0,13
<b>AlSi10MnMg Teil</b>	10,20	0,14	0,02	0,67	0,30	0,13



### 3.1.2 Versuchsserien und Versuchsdurchführung

Pro Legierung wurden 8 (AlSi10MnMg) bzw. 7 (AlSi12Fe) Serien mit jeweils 2 Subvarianten (Luftabkühlung und Wasserabschreckung) abgegossen. Bei der Legierung AlSi10MnMg wurden pro Serie 20 Stück abgegossen, bei der Legierung AlSi12(Fe) wurden jeweils 10 Stück pro Serie gegossen. Die Parameter Formtemperatur, Zuhaltzeit und Abkühlverhalten wurden in den einzelnen Serien variiert. Bild 3.1 zeigt den prinzipiellen Ablauf eines Druckgießzyklus. Die Dauer der einzelnen Prozessphasen für die beiden abgegossenen Proben ist in Tabelle 3.2 dargestellt. Die Parameter der einzelnen Abgüsse sind in Tabelle 3.3 dargestellt. Die in der Tabelle angegebenen Zykluszeiten beziehen sich auf die kleinsten erreichbaren Zyklusdauern. Vergrößerungen der Zykluszeiten ergaben sich vor allem dann, wenn auf die weitgehende Temperaturhomogenisierung in der Form gewartet werden musste. Bei längeren Wartezeiten (> 1 min.) zwischen zwei Abgüssen wurde die Gießkammer mit Schmelze vorgewärmt, um eine zu starke Streuung der Gießtemperatur und die Bildung von Vor-erstarrungen in der Gießkammer zu unterbinden.

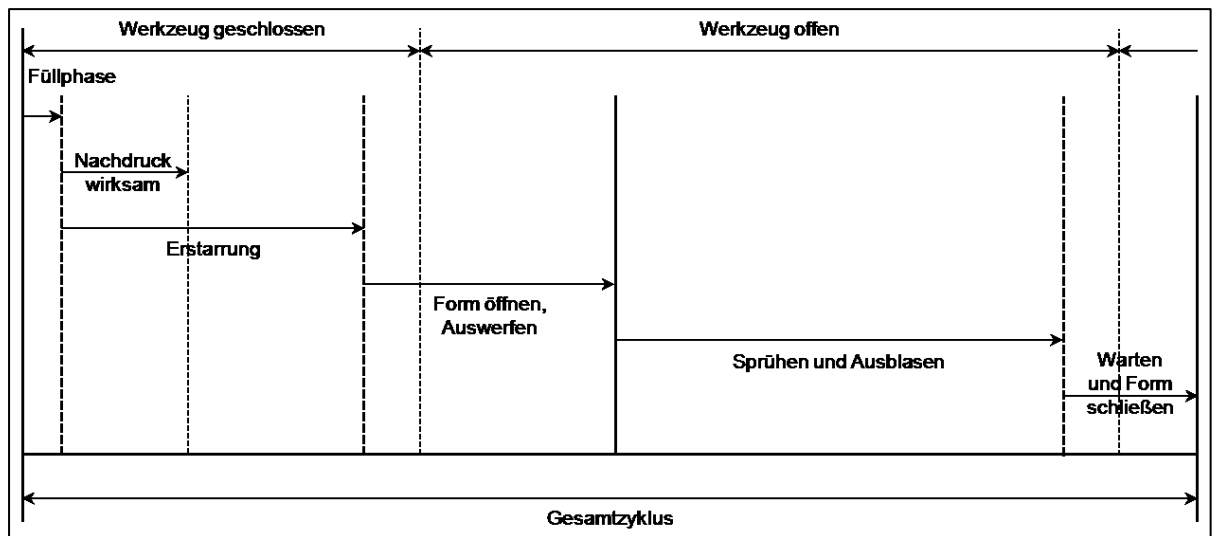


Bild 3.1: Ablauf eines Druckgießzyklus bei den Versuchsabgüssen mit dem Spannungsgitter- bzw. V-Probeneinsatz; Zeitbalken nicht maßstäblich.

**Tabelle 3.2:** Dauer der einzelnen Prozessphasen bei der Herstellung der Probeteile Spannungsgitter und V-Probe.

Phase	Spannungsgitter	V-Probe
Start Zyklus	0 sek.	0 sek.
Formfüllung	0,6 sek.	0,6 sek.
Nachdruck wirksam	1 sek.	1 sek.
Erstarrung	variabel 20, 30 sek.	variabel 5, 8 sek.
Form öffnen und Auswerfen	5 sek.	5 sek.
Sprühen und Ausblasen	30 sek.	30 sek.
Warten und Form schließen	bis Homogenisierung der Formtemperatur	bis Homogenisierung der Formtemperatur
Gesamtzykluszeit	90 sek.	60 sek.

**Tabelle 3.3:** Prozessparameter bei der Herstellung der Probegussteile Spannungsgitter und V-Probe.

Parameter	Spannungsgitter	V-Probe
Formtemperatur	variabel 140, 160, 180, 200, 230, 260 °C	variabel 160, 180, 200 °C
Gießtemperatur	690 °C	690 °C
Geschwindigkeit 1. Phase	0,1 m s <sup>-1</sup>	0,1 m s <sup>-1</sup>
Umschaltdauer	ca. 12 ms	ca. 30 ms
max. Geschwindigkeit 2. Phase	3,00 m s <sup>-1</sup>	3,50 m s <sup>-1</sup>
Zuhaltezeit	variabel 20 bzw. 30 sek.	variabel 5 bzw. 8 sek.
max. Nachdruck	900 bar	710 bar
Abschrecken	ohne bzw. 7 sek.	ohne bzw. 2 sek.
Gesamtzykluszeit	ca. 90 sek.	ca. 60 sek.

Die Weg-Geschwindigkeitskurve der Druckgießmaschine bei der Füllung des Spannungsgitters ist in [Bild 3.2](#) dargestellt. Es ergibt sich eine Gesamtfüllzeit von etwa 1,65 Sekunden. Der Nachdruck der Maschine betrug etwa 900 bar. Der Aufbau des Nachdrucks ist in [Bild 3.3](#) dargestellt. Aus der vorhergehenden Simulation mit

MAGMASoft 4.4 zur Auslegung von Formeinsatz und Gießprozess ergab sich eine Dauer von etwa einer Sekunde bis der Anschnitt vollständig abschnürt. Der Nachdruck ist damit für etwa zwei Sekunden wirksam, sofern ein wirksames Nachspeisen bis zu einem Festphasenanteil von etwa 60 % angenommen wird.

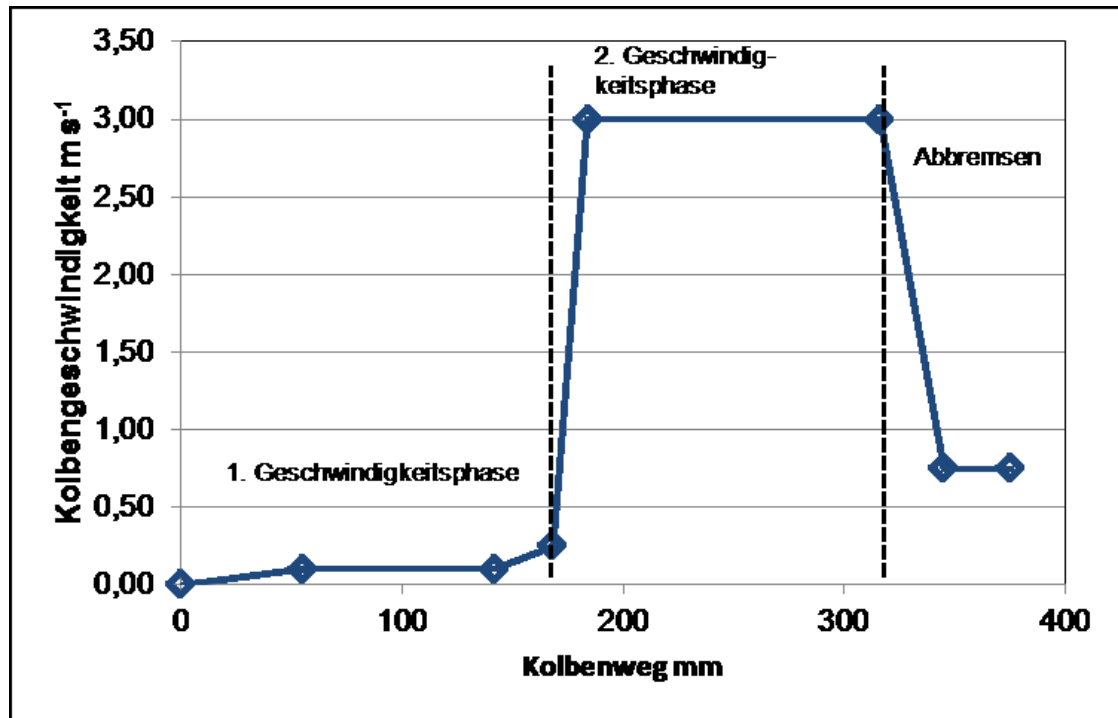


Bild 3.2: Weg-Geschwindigkeitskurve beim Abguss des Spannungsgitters. Im letzten Bereich der Füllphase wird der Kolben abgebremst um ein Aufdrücken der Form zu verhindern, welches zu stärkerer Fadenbildung führen würde.

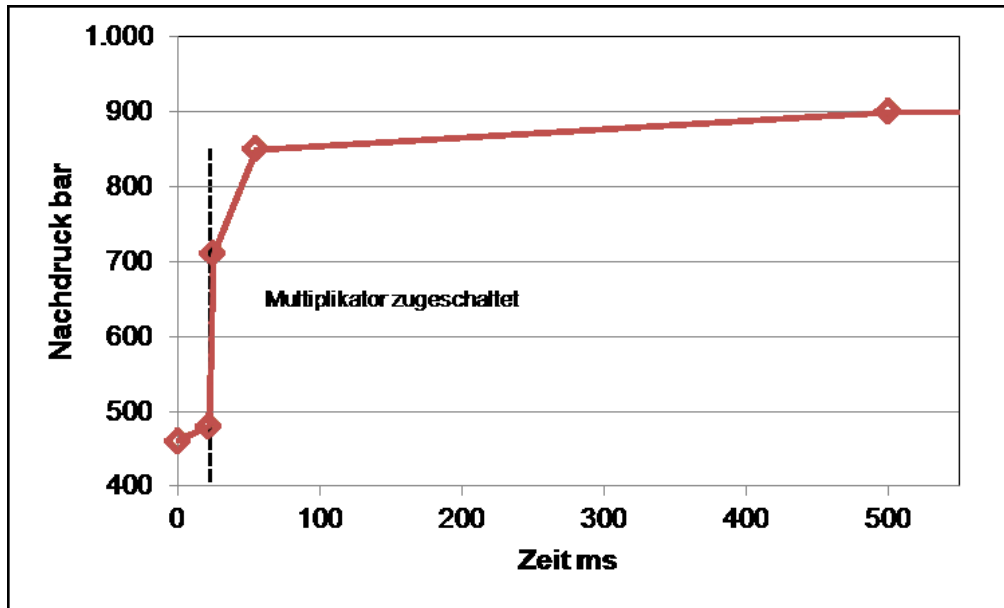


Bild 3.3: Aufbau des Nachdrucks nach Abguss des Spannungsgitters.

Auf Bild 3.4 ist die Weg-Zeit-Kurve für die Abgüsse mit dem V-Proben Formeinsatz dargestellt. Es ergibt sich eine Gesamtformfüllzeit von etwa 2,2 Sekunden. Bild 3.5 zeigt den Aufbau des Nachdrucks.

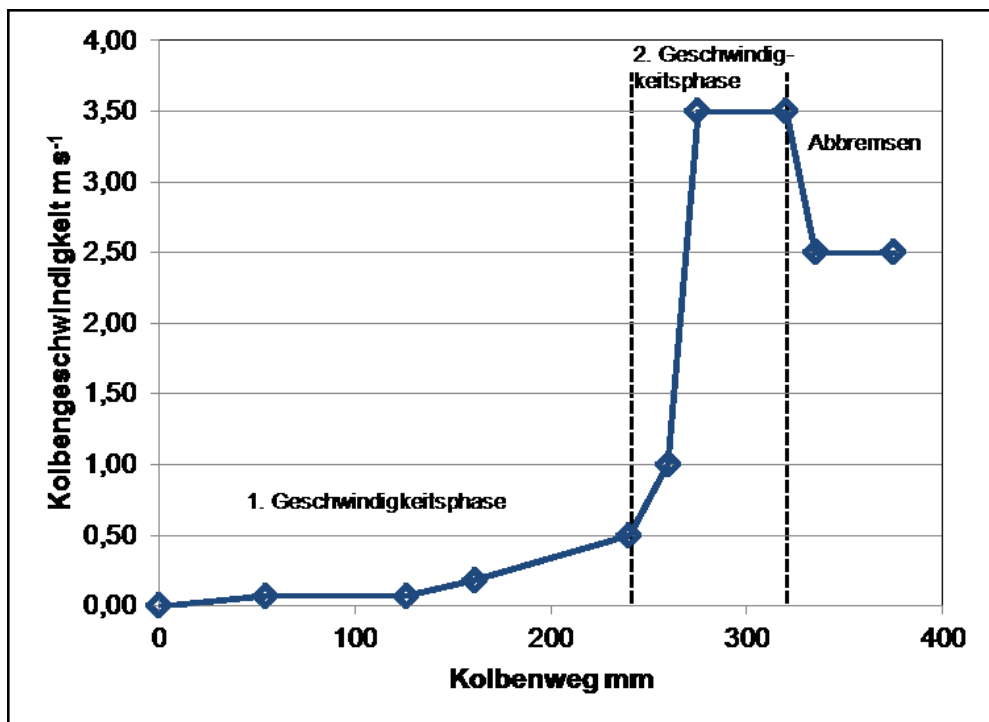


Bild 3.4: Weg-Geschwindigkeitskurve beim Abguss der V-Probe. Im letzten Bereich der Füllphase wird der Kolben abgebremst um ein Aufdrücken der Form zu verhindern, welches zu stärkerer Fahrenbildung führt.

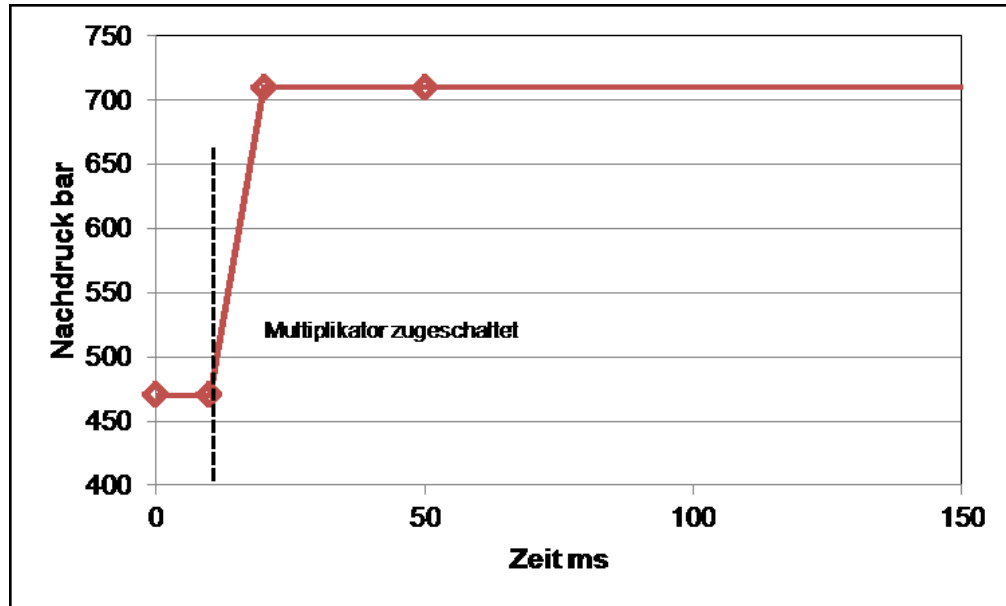


Bild 3.5: Aufbau des Nachdrucks nach Abguss der V-Probe.

Der Nachdruck der Maschine betrug 710 bar. Aus der vorhergehenden Simulation mit MAGMASoft 4.4 (vgl.: [Abschnitt 4.1](#)) zur Auslegung von Formeinsatz und Gießprozess ergab sich eine Dauer von etwa einer Sekunde bis die Anschnitte vollständig abschnüren. Der Nachdruck ist damit für etwa eine Sekunde wirksam, sofern ein wirksames Nachspeisen bis zu einem Festphasenanteil von etwa 60 % angenommen wird.

Nach der Entnahme der Gussteile aus dem Druckgusswerkzeug wurden die Proben entweder an ruhender Luft abgekühlt oder in Wasser abgeschreckt. Die abzuschreckenden Proben wurden unmittelbar nach Entnahme in Wasser (Temperatur 20 °C) getaucht und im Wasser bewegt, um die Bildung eines Dampffilms an der Gussteiloberfläche und somit einen schlechteren oder undefinierten Wärmeübergang zu unterbinden. Die jeweiligen Eintauchdauern in das Wasserbecken sind in [Tabelle 3.3](#) gelistet. Die Wassertemperatur wurde stichprobenartig mit einem Thermoelement (Typ K) kontrolliert um die Schwankungen der Badtemperatur innerhalb von  $\pm 5$  K zu halten. Gegebenenfalls wurde die Temperatur durch Zugabe von Frischwasser innerhalb der angestrebten Schwankungsbreite gehalten. Nach dem Tauchen wurde das thermische Zentrum der Probe mit Grafitsspray geschwärzt und die Temperatur mit einem berührungslosen Temperaturmessgerät (Raytec) gemessen, um eine stabile Prozessführung zu gewährleisten. Die Oberflächentemperaturen nach dem Abschrecken betragen für das Spannungsgitter etwa 35 °C, für die V-Probe etwa 25 °C im thermischen Zentrum des Teils. Die zur Luftabkühlung vorgesehenen Proben wurden aus der Druckgussform

entnommen und zum Abkühlen an ruhender Luft auf den Boden gelegt. Der Temperaturverlauf des jeweils ersten Teils einer jeden Serie wurde während des Abkühlens an Luft mit einer Thermokamera (FLIR Thermacam A320) aufgezeichnet. Die Proben wurden hierfür unmittelbar nach der Entnahme mit Grafit-schlichte geschwärzt. Danach wurden sie zum weiteren Abkühlen auf den Boden gelegt. Die Zeit von der Entnahme bis zum Start der Thermokameramessung betrug rund 60 Sekunden. Die Temperaturen wurden mit einer Bildrate von einem Bild pro fünf Sekunden aufgezeichnet.

### 3.1.3 Messung des Bauteilverzugs

#### *3.1.3.1 Spannungsgitter*

Lauf, Anschnitt und Bohnen wurden nach vollständigem Erkalten der Gussteile abgetrennt. Anschließend wurde in jede Probe normal zum Mittelsteg eine Bahn mit 10 mm Breite und 1 mm Tiefe gefräst. Die Länge des Fensters zwischen Stegen und Querbalken wurde mit der Koordinatenmessmaschine (Zimmermann VISULESTA 4) vermessen. Der vertikale Abstand von der Probenoberseite betrug 5 mm. Die Fräsbahnen wurden mittels Schiebelehre an jeweils fünf Stellen vermessen.

Nach der Vermessung der Mittelstege wurden die Proben mit einem Wasserstrahlschneidegerät entlang der Fräsbahn durchtrennt. Das Schneiden mittels Wasserstrahlschneider ist insofern eine gut geeignete Methode, dass keine feste Einspannung der Probe, sondern nur ein fester Anschlag benötigt wird. Außerdem kommt es zu keiner zyklisch schwingenden Belastung, wie sie etwa durch die Sägezähne eine Band- Stich- oder Kreissäge entstehen würde. Das Wasserstrahlschneiden liefert zudem sehr gleichmäßige, ebene Schnittkanten. Nach dem Durchtrennen der Mittelstege wurde die Breite der Fräsbahn am Mittelsteg an denselben fünf Stellen ein zweites Mal vermessen. Bild 3.6 zeigt die Messposition und die Abmaße, die zur Spannungsbestimmung herangezogen wurden.

Aus der Differenz der Fräsbahnbreite vor und nach dem Durchtrennen des Mittelsteges wurde die Aufweitung des Mittelsteges berechnet. Diese entspricht dem elastischen Anteil der durch die Eigenspannungen verursachten Gesamtverformung. Die Ausgangslänge für die Berechnung der Dehnung entspricht der Länge der Stege ( $l_s$ ) abzüglich der Breite der Fräsbahn ( $l_{F0}$ ) vor dem Durchtrennen des Mittelsteges. Die Messlänge nach dem Durchtrennen des Mittelsteges wird mit  $l_{F1}$  bezeichnet. Die elastische Dehnung errechnet sich dann aus der Veränderung der Messlänge ( $\Delta l$ ) dividiert durch die Ausgangslänge ( $l_0$ ).

Mit

$$\Delta l = l_{F1} - l_{F0} \quad (\text{Glg. 3.1})$$

und

$$l_0 = l_s - l_{F0} \quad (\text{Glg. 3.2})$$

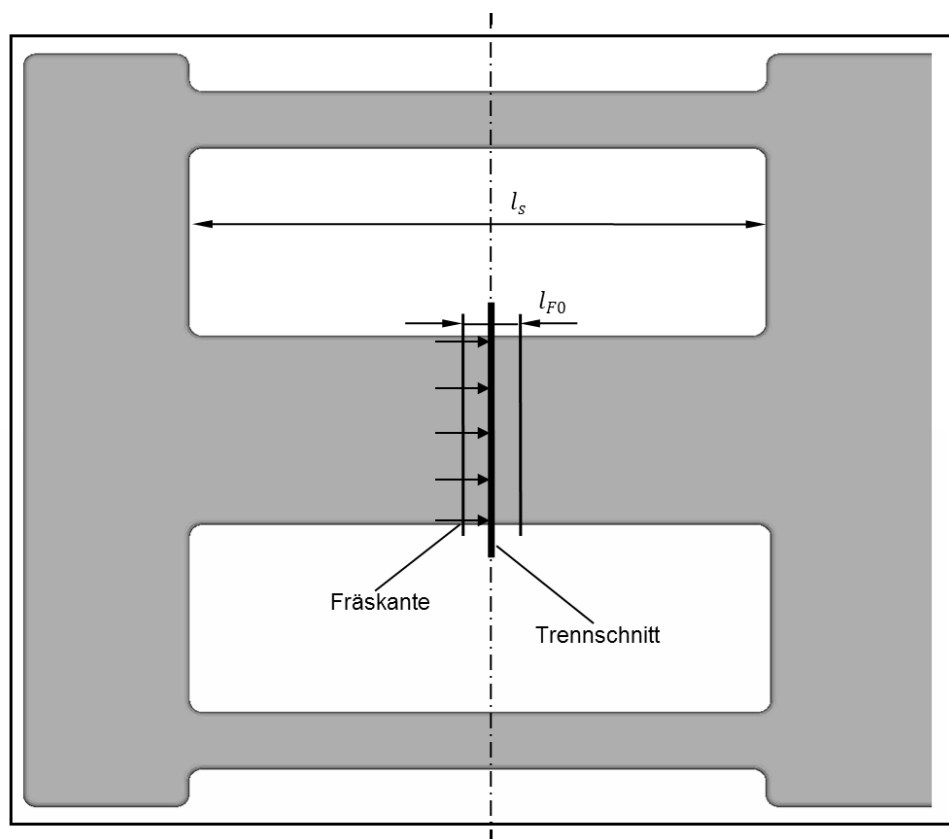
ergibt sich für die Dehnung  $\varepsilon$  :

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{Glg. 3.3})$$

und für die Spannung  $\sigma$ :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon, \quad (\text{Glg. 3.4})$$

wobei  $E$  der Elastizitätsmodul des Werkstoffs ist.



**Bild 3.6:** Schematische Darstellung der Eigenspannungsbestimmung durch Freischneiden;  $l_s$ : Fensterlänge,  $l_{F0}$ : Fräsbahnbreite.

### 3.1.3.2 V-Probe

Die Bohnen und sämtliche Fahnen wurden nach dem Erkalten vom Gussteil entfernt. Anschnitte und Lauf wurden am Gussteil belassen. Die so vorbereiteten Proben wurden mit der Koordinatenmessmaschine (Zimmermann VISULESTA 4) vermessen. Die Messpunkte deren Koordinaten so aufgenommen wurden, sind in Bild 3. 7 dargestellt. Außerdem wurden die Hauptmaße der Probeteile inklusive Laufsystem aufgenommen. Dazu wurde eine Schiebelehre und die Koordinatenmessmaschine verwendet. Der Form-einsatz in kaltem Zustand wurde mit der Koordinatenmessmaschine vermessen. Bild 3.28 zeigt die Messpositionen zur Abnahme der Hauptmaße.

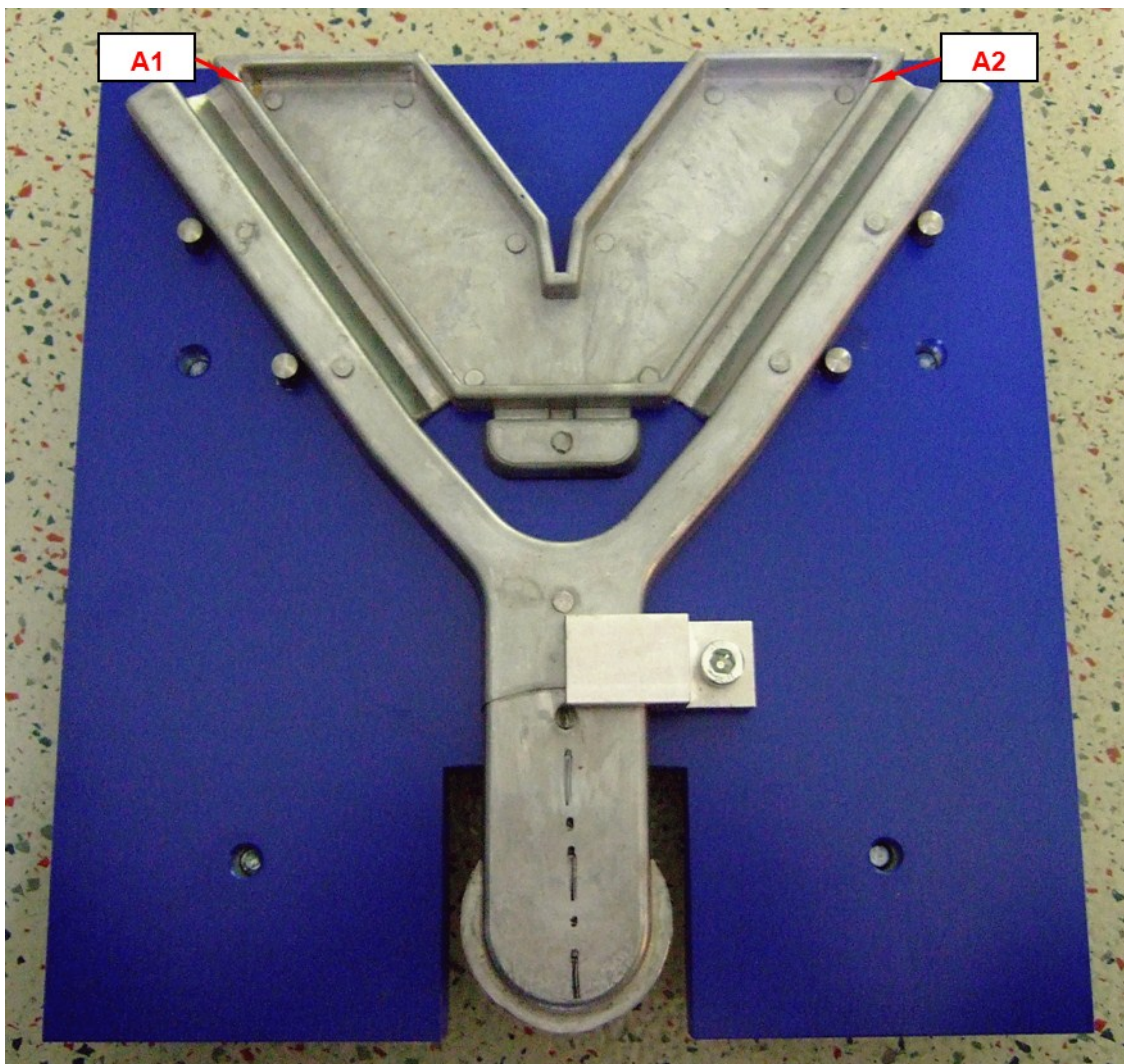


Bild 3.7: Messpositionen bei der Vermessung der V-Probe mittels Koordinatenmessmaschine.



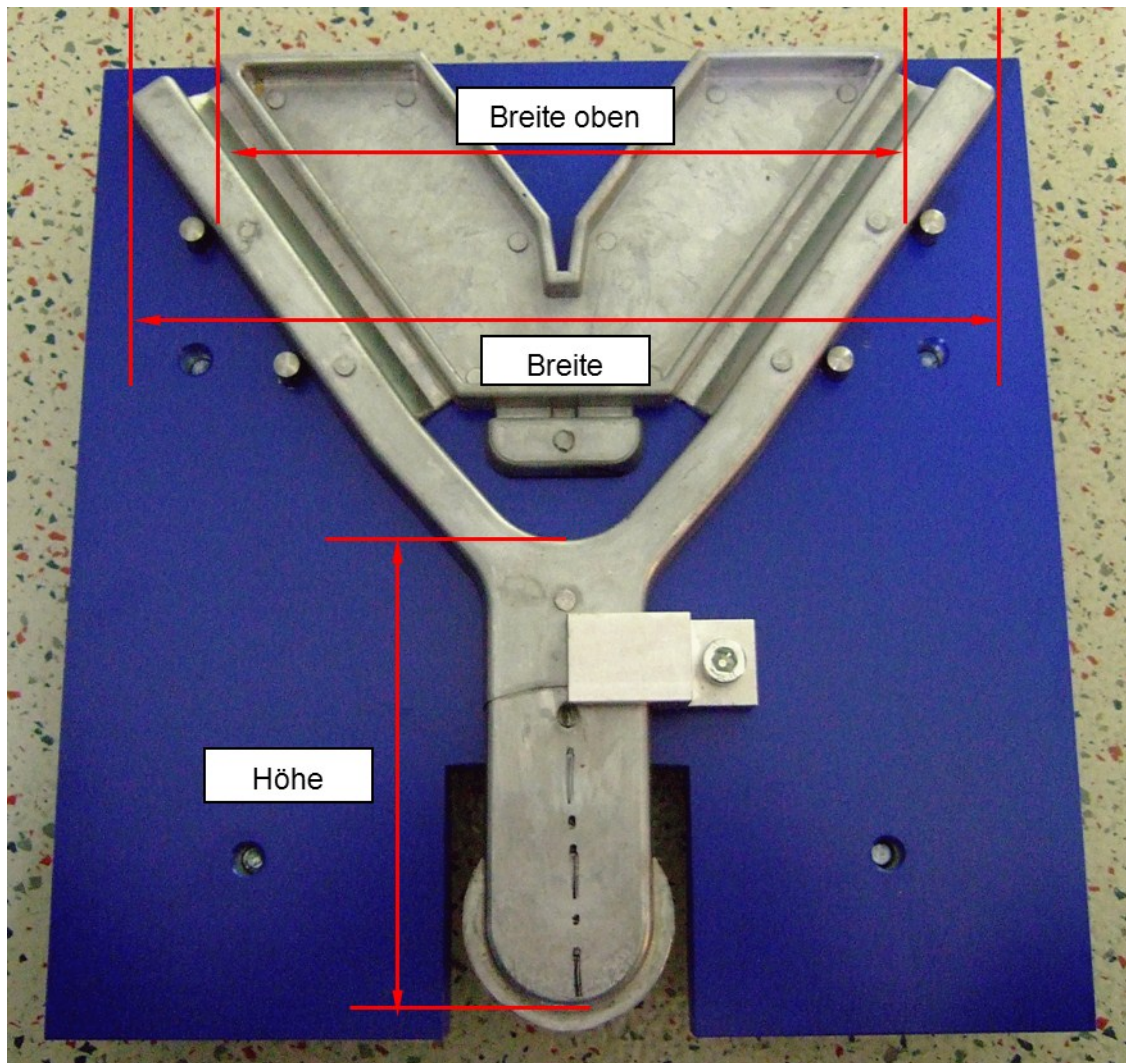


Bild 3.8: Messpositionen bei Abnahme der Gesamtmaße.

Aus der Differenz der Abstände der Messpunkte im Bauteil (vor dem Abtrennen des Laufs) und der Abstände in den (um die thermische Längenänderung der Druckgießform bereinigten) entsprechenden Referenzpunkten in der Form, kann der Verzug durch das Gießsystem ermittelt werden. Bezogen auf diese Abstände ergibt sich daraus die Dehnung der V-Probe. Nach der Vermessung der Abstände im Bauteil wurden die Anschnitte mittels Wasserstrahlschneiden abgetrennt. Das Wasserstrahlschneiden wurde auch hier aufgrund der oben erwähnten Vorzüge gegenüber anderen Trennverfahren ausgewählt. Danach wurden die Abstände der Referenzpunkte am Teil wiederum vermessen und die Differenz zum Zustand mit Gießsystem gebildet. Bezogen auf die Ausgangslängen ergibt sich daraus der Wert für die elastische Rückfederung des Teils durch das Abtrennen des Laufs.

Die Bilder 3.9 und 3.10 zeigen das Prozedere der Verzugsmessung.

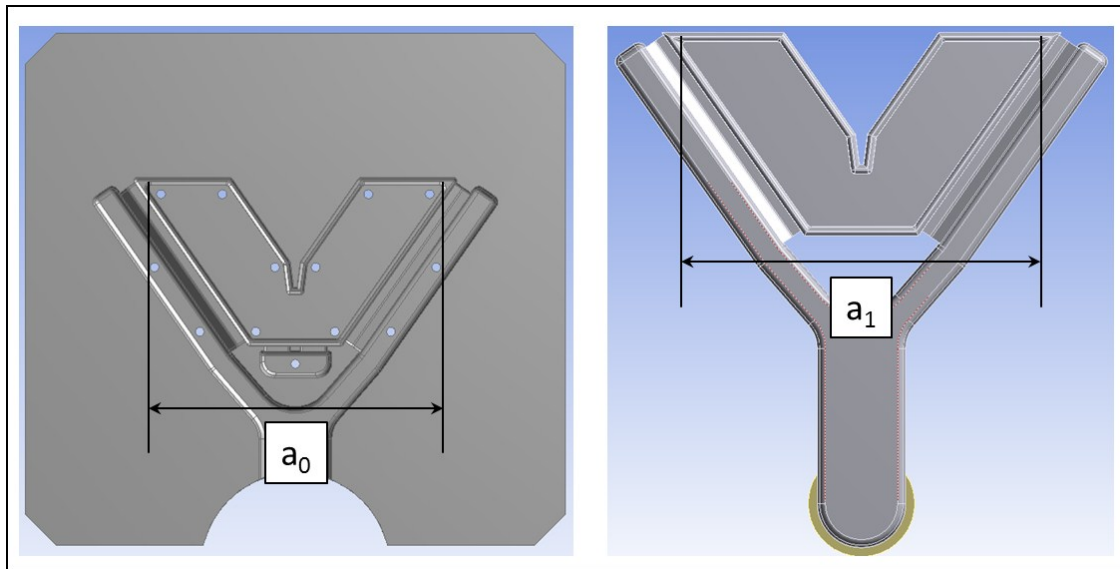


Bild 3.9: Schematische Vorgehensweise beim Messen des durch das Laufsystem in der V-Probe verursachten Verzuges; links: Formeinsatz mit Kaltabmessung  $a_0$ ; rechts: Gussteil mit Kaltabmessung  $a_1$ .

Die Abmessung  $a_0$  bezeichnet den Abstand der Referenzpunkte im Druckgießwerkzeug, gemessen bei Raumtemperatur. Die Abmessung  $a_1$  bezeichnet den Abstand der Referenzpunkte im vollständig abgekühlten Gussteil. Der Abstand  $a_{Form,ausw}$  zum Zeitpunkt des Auswerfens ergibt sich aus:

$$a_{Form,ausw} = a_0 \cdot [1 + (T_{form} - T_R) \cdot \alpha_{form}], \quad (\text{Glg. 3.5})$$

wobei  $T_{form}$  die beim Gießen eingestellte Formtemperatur,  $T_R$  die Raumtemperatur und  $\alpha_{form}$  der thermische Ausdehnungskoeffizient (Sekantenmodul) der Form bezogen auf  $T_R$  ist. Unter der Annahme, dass das Gussteil an den Messpositionen auf die Form aufschumpft gilt:

$$a_{Teil,aus} = a_{Form,ausw}, \quad (\text{Glg. 3.6})$$

wobei  $a_{Teil,aus}$  dem Abstand der Referenzpunkte am Teil zum Zeitpunkt des Auswerfens entspricht. Das Gussteil schrumpft nach der Entnahme aus der Form gemäß Gleichung 3.7:

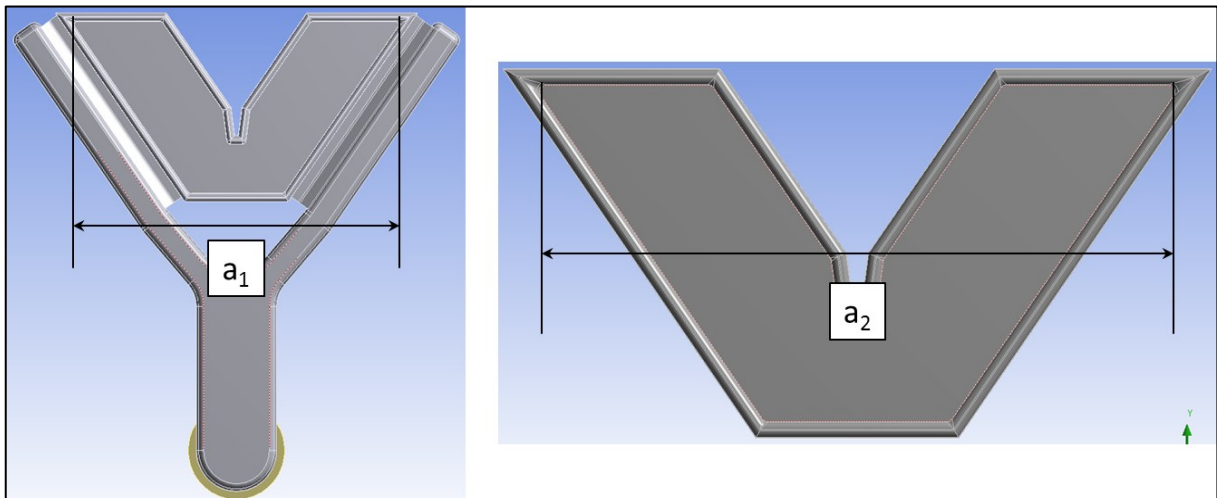
$$(T_{teil} - T_R) \cdot \alpha_{teil} = \Delta l_{teil}. \quad (\text{Glg. 3.7})$$

Dabei ist  $\alpha_{teil}$  der thermische Ausdehnungskoeffizient (Sekantenmodul) des Gussteils bezogen auf  $T_R$ . Es ergibt sich für die, durch die Eigenspannungen hervorgerufene Längenänderung:

$$\Delta a_{0-1} = a_1 \cdot (1 + \Delta l_{teil}) - a_{Form,ausw} \quad (\text{Glg. 3.8})$$

und die Dehnung  $\varepsilon_{res}$  :

$$\varepsilon_{res} = \frac{\Delta a_{0-1}}{a_1} . \quad (\text{Glg. 3.9})$$



**Bild 3.10:** Schematische Vorgehensweise beim Messen der elastischen Rückfederung nach Abtrennen des Gießsystems; links: Gussteil inklusive Lauf mit Abmessung  $a_1$ ; rechts: Gussteil nach dem Freischneiden mit Abmessung  $a_2$ .

Die Abmessung  $a_1$  bezeichnet den Abstand der Referenzpunkte im vollständig abgekühlten Bauteil, die Abmessung  $a_2$  bezeichnet den Abstand derselben Punkte nach abtrennen des Gießsystems. Für die elastische Rückfederung ergibt sich somit:

$$\Delta a_{ela} = a_1 - a_2 \quad (\text{Glg. 3.10})$$

und für die Dehnung  $\varepsilon_{ela}$  :

$$\varepsilon_{ela} = \frac{\Delta a_{ela}}{a_1} . \quad (\text{Glg. 3.11})$$

## 3.2 Thermophysikalische Messverfahren

### 3.2.1 Laserflashverfahren

Das Laserflashverfahren (LFA) ist eine Methode zur Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit (thermische Diffusivität) eines Werkstoffes. Aufgrund der geringen notwendigen Probengröße bei homogenen Werkstoffen können z.B. Proben aus dünnwandigen Bauteilen entnommen werden. Das Verfahren wurde erstmals von Parker et al. [46] entwickelt und in den letzten Jahrzehnten kontinuierlich verbessert. Bei dem Verfahren wird eine zylinderförmige Probe auf einer Seite mit einem kurzen Laserimpuls erwärmt, während auf der gegenüberliegenden Fläche die Temperatur mit einem Infrarotdetektor gemessen wird. Die Probe befindet sich während der Messung in einem Widerstandsofen und kann schrittweise aufgeheizt werden, was eine Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit bis in den schmelzflüssigen Bereich ermöglicht. Bild 3.11 zeigt den schematischen Messaufbau der Laserflash-Methode.

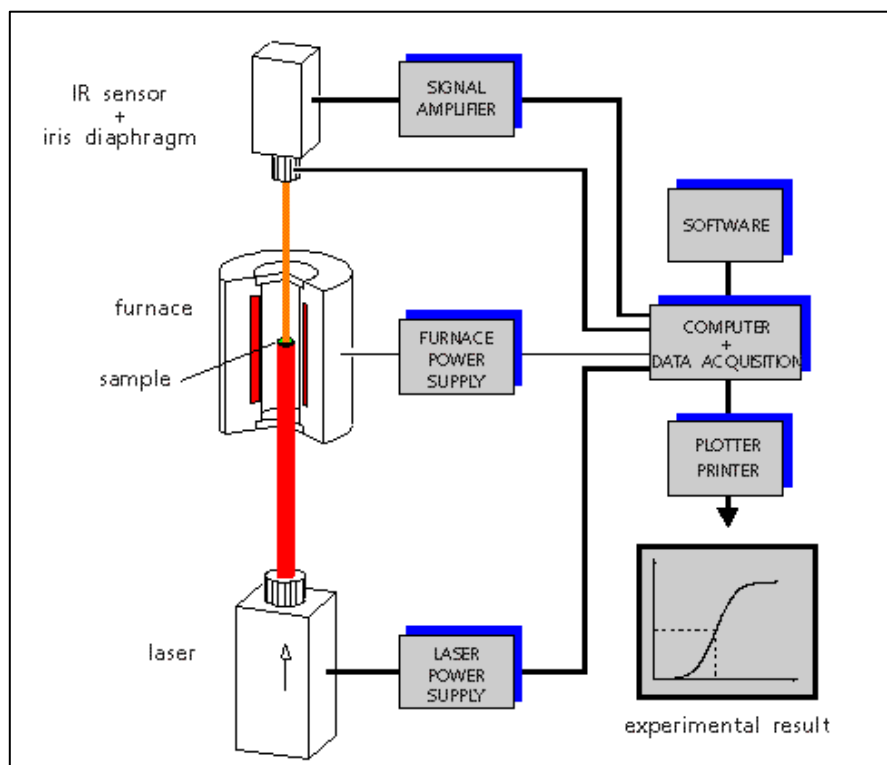
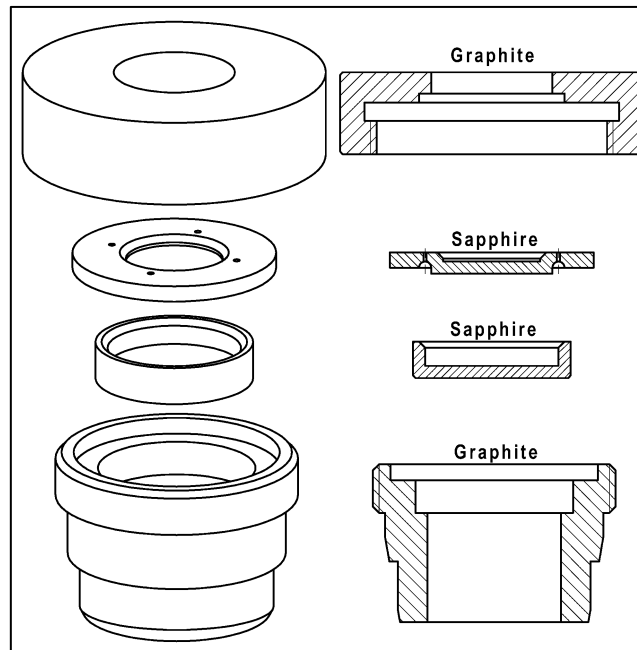


Bild 3.11: Schematischer Messaufbau einer Laserflash-Anlage [47].

Für Messungen im schmelzflüssigen Bereich wurden spezielle Probenhalter (z. B. aus Saphir entwickelt). Das Probenhaltersystem für Flüssigmessungen im Saphirtiegel ist in Bild 3.12 dargestellt.



**Bild 3.12:** Grafitprobenhalter und Saphirtiegel zur Durchführung von Temperaturleitfähigkeitsmessungen im schmelzflüssigen Bereich.

Die Probenkammer kann mit Inertgas geflutet oder evakuiert werden, um chemische Reaktionen mit der Atmosphäre zu vermeiden. Zur Verbesserung des Absorptionsvermögens metallisch blanker Proben, wird auf die Proben eine dünne ( $< 5 \mu\text{m}$ ) Grafitschicht aufgebracht. Bei Flüssigmessungen dient diese Schicht zusätzlich auch zur Verminderung der Klebeneigung der Probe am Tiegelmateriale. Mathematische Modelle [48-54], welche Korrekturen für die Wärmeverluste der Probe sowie Laserpulsform und -länge berücksichtigen, dienen der Ermittlung der Halbwertszeit des Temperaturanstieges auf der dem Laser abgewandten Probenseite. Aus der Halbwertszeit und der Probendicke wird die Temperaturleitfähigkeit errechnet [46]:

$$a = 0,1388 \times \left( \frac{d^2}{t_{1/2}} \right). \quad (\text{Glg. 3.12})$$

Wobei  $a$  die Temperaturleitfähigkeit,  $d$  die Probendicke und  $t_{1/2}$  die Halbwertszeit des Temperaturanstieges ist. Der Faktor 0,1388 ergibt sich aus der Lösung der Fourierschen Wärmeleitungsgleichung. Gemäß (Glg. 3.13) geht die Probendicke  $d$  in die Berechnung der Temperaturleitfähigkeit quadratisch mit ein. Die Probendicke wird bei Raumtemperatur gemessen. Durch das Aufheizen zur Messung der Temperaturleitfähigkeit bei erhöhten Temperaturen kommt es jedoch zur thermischen Ausdehnung der Probe, was die nach (Glg. 3.12) berechnete Temperaturleitfähigkeit verfälscht. Es wird daher folgende Korrektur angewandt, welche die thermische Dehnung der Probe berücksichtigt:

$$a_{corr} = a \times \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right)^2. \quad (\text{Glg. 3.13})$$

Der Term  $\frac{\Delta l}{l_0}$  ist die lineare thermische Ausdehnung der Probe, bei gegebener Temperatur bezogen auf Raumtemperatur.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Temperaturleitfähigkeit des Gusswerkstoffes AlSi10MnMg im festen sowie im flüssigen Zustand mit der Laserflash-Methode gemessen. Es kam dabei eine kommerzielle Laserflash-Anlage (LFA 427, Firma Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) zum Einsatz. Die Proben wurden aus den in den Versuchsabgüssen hergestellten Gussteilen sowie aus dem Einsatzmaterial in Form stranggegossener Barren spanend hergestellt. Für die Messungen im festen sowie im flüssigen Zustand wurden Versuchsparameter gesetzt, die in [Tabelle 3.4](#) ersichtlich sind.

**Tabelle 3.4:** Versuchsparameter bei der Bestimmung der thermischen Diffusivität mit dem Laserflash-Verfahren.

Parameter	fest	flüssig
Probendurchmesser	~12,55 mm	~11 mm
Probendicke	~4 mm	~1,5 mm
Probenhalter	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Saphir
Atmosphäre	Argon (99,999 %)	Vakuum (10 <sup>-5</sup> mbar)
Laserspannung	410 V	410 V
Pulsdauer	0,3 ms	0,3 ms
Korrektur der thermischen Längenänderung	siehe <a href="#">Tabelle 5.3</a>	NIST SRM Saphir [55]
Beschichtung	Grafit (< 5 µm)	Grafit (< 5 µm)

Zur Validierung der Ergebnisse der Messungen im flüssigen Zustand wurde eine Referenzmessung mit Reinaluminium (Al99,999) durchgeführt. Der Vergleich der Ergebnisse der Messung an flüssigem Aluminium und den Werten aus der Literatur ist in [Bild 3.13](#) dargestellt. Im Rahmen einer erweiterten Messunsicherheit von etwa 11 % im flüssigen und 4 % im festen Zustand ergibt sich gute Übereinstimmung mit den Literaturdaten. Die Daten für die Temperaturleitfähigkeit wurden beim Abkühlen aus dem flüssigen Zustand ermittelt, wodurch sich eine Unterkühlung von etwa 10 K gegenüber dem theoretischen Schmelzpunkt von 660,2 °C ergibt.

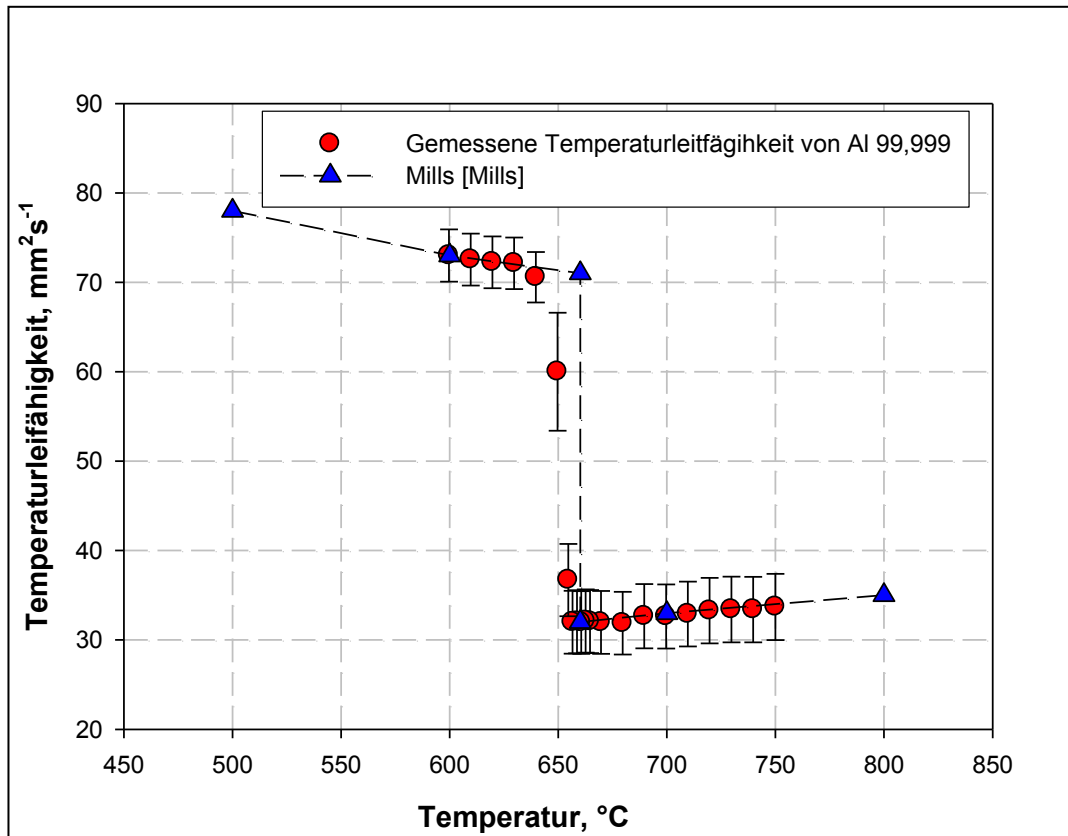


Bild 3.13: Ergebnis der Kalibriermessung der Laserflash-Anlage von Al99,999 im Vergleich zu Literaturdaten [56].

### 3.2.2 Differenz-Wärmestrom-Kalorimetrie

Die Differenz Scanning Kalorimetrie (DSC) ist eine Methode zur Betrachtung energetischer Effekte in Festkörpern und Flüssigkeiten. Bei dem Verfahren werden eine Probe und eine Referenz in einem gemeinsamen Ofenraum einem kontrollierten Temperaturregime unterworfen. Die Proben, welche in fester, flüssiger oder pulverförmiger Form vorliegen, werden von Inertiegeln (meist aus Platin) aufgenommen. Die Probenkammer kann mit Inertgas geflutet oder evakuiert werden, um Reaktionen mit der Atmosphäre zu vermeiden. Der Ofen wird mit konstanter Heiz-/Kühlrate aufgeheizt bzw. abgekühlt. Um Asymmetrie im System, etwa durch unterschiedliche Tiegelmassen oder inhomogenes Aufheizen im Ofenraum zu kompensieren, wird zunächst eine Messung zwischen zwei leeren Tiegeln durchgeführt. Auf diese Weise wird eine Basislinie aufgenommen. Dann wird die Probe gegen einen leeren Tiegel als Referenz gemessen. Die Temperaturdifferenz zwischen Probe und Referenz wird durch die Steuereinheit ausgeglichen, der entsprechende Wärmefluss wird gegen die Probentemperatur

aufgetragen. Bild 3.14 zeigt das Messprinzip eines dynamischen Wärmestrom-Differenz-Kalorimeters.

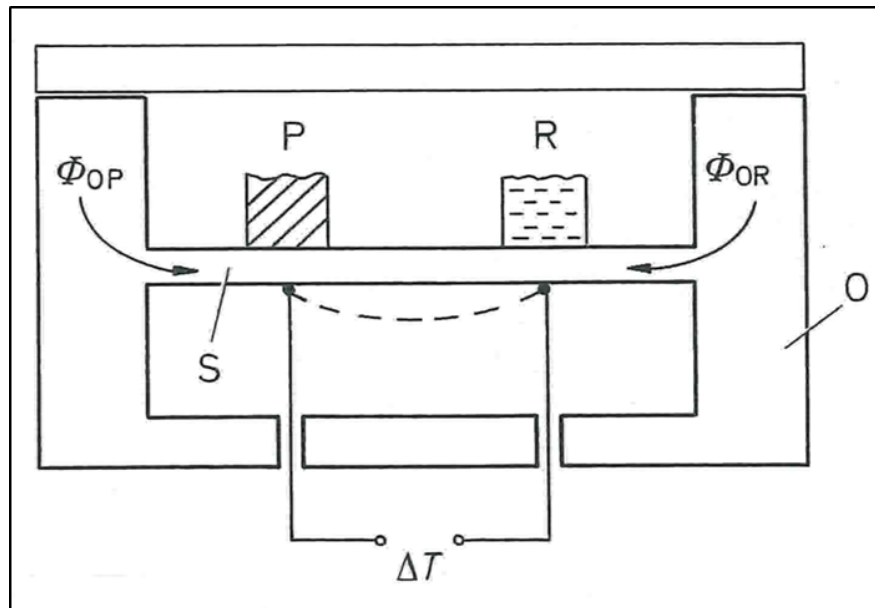


Bild 3.14: Schematische Darstellung des Messprinzips eines Differenz-Wärmestrom-Kalorimeters; P Probe; R Referenzprobe oder Leertiegel; O Ofen; S Scheibe;  $\Phi_{OP}$  Wärmestrom vom Ofen zur Probe;  $\Phi_{OR}$  Wärmestrom vom Ofen zur Referenzprobe;  $\Delta T$  Temperaturdifferenz [57].

Die Messung wird nach Subtraktion der Basislinie mit einer Kalibrationsmessung mit einem Referenzmaterial bekannter spezifischer Wärmekapazität verglichen. Es können auf diese Weise die Wärmekapazität sowie latente Wärmemengen von Phasenumwandlungen und Umwandlungstemperaturen quantitativ bestimmt werden. Eine detaillierte Beschreibung des Verfahrens und seiner Anwendungen kann der Literatur entnommen werden [57, 58].

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit kam ein Wärmestrom-Differenz-Kalorimeter NETZSCH Pegasus DSC 404 zum Einsatz. Die Atmosphäre war Argon, das Tiegelmaterial Platin (Messungen im festen Zustand) und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Messungen im flüssigen Zustand). Die untersuchten Proben wurden spanend aus den in den Versuchsabgüssen hergestellten Proben entnommen. Die Messungen im festen Zustand erfolgten anhand zylindrischer Proben ( $\varnothing = 6 \text{ mm}$ ,  $h = 1,5 \text{ mm}$ ) mit einer Masse von etwa 100 mg. Die Messungen im flüssigen Zustand wurden an zylindrischen Proben ( $\varnothing = 2 \text{ mm}$ ,  $h = 2 \text{ mm}$ ) mit einer Masse von etwa 25 mg. Die Probenmasse wurde mit einer Analysenwaage (Sartorius ED224S) bestimmt. Zur Kalibrierung der Messeinrichtung vor den Messungen



der Schmelzwärme und der spezifischen Wärmekapazität im flüssigen Zustand wurde ein Versuch mit Reinaluminium (Al99,999) durchgeführt.

### 3.2.3 E-Modul-Bestimmung mittels Elastomat

Das Elastomat-Verfahren dient der Bestimmung des Elastizitätsmoduls, des Schubmoduls, der Poissonzahl sowie der Dämpfung von Werkstoffen. Zur Messung des Elastizitätsmoduls wird ein Probestab dämpfungsarm gelagert und mittels elektro-mechanischer Erregersysteme (Piezokristall) zu longitudinalen Schwingungen angeregt. Auf der gegenüberliegenden Seite werden die Schwingungen ebenfalls per Piezokristall wieder in ein elektrisches Signal umgewandelt. Aus der Eigenfrequenz  $f$ , der Dichte  $\rho$  und der Länge  $l$  des Probestabes kann der Elastizitätsmodul gemäß Gleichung 3.14 bestimmt werden:

$$E = \frac{4 \cdot l^2 \cdot \rho \cdot f^2}{n^2}. \quad (\text{Glg. 3.14})$$

Der Divisor  $n$  stellt die Ordnungszahl der Schwingung dar. Der Probestab befindet sich während der Messung in einem Widerstandsofen, sodass der E-Modul in Abhängigkeit von der Temperatur und der Zeit ermittelt werden kann. Das Verfahren eignet sich für alle Werkstoffe, die sich zu mechanischen Schwingungen anregen lassen [59].

### 3.2.4 Schubstangendilatometrie

Die Schubstangendilatometrie ist ein Verfahren zur Ermittlung des linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Werkstoffen. Die Probe wird dabei in einem elektrischen Ofen aufgeheizt. Über einen federgelagerten mechanischen Wegaufnehmer wird die Längenänderung der Probe relativ zur Messeinrichtung gemessen. Um die absolute Längenänderung zu ermitteln muss die Längenänderung der Messeinrichtung in Abzug gebracht werden. Dazu ist eine Kalibrationsmessung mit einem Material bekannter thermischer Längenänderung durchzuführen. Alternativ kann ein Differenzdilatometer zum Einsatz kommen, bei dem eine Probe mit bekannter thermischer Längenänderung als Referenz und die eigentliche Probe in einem Doppelprobenhalter mit zwei Wegaufnehmern platziert werden [58]. Aus der thermischen Längenänderung der Probe, bezogen auf deren Ausgangslänge  $\frac{\Delta l}{l_0}$  und der Temperaturänderung  $\Delta T$ , kann der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient  $\alpha_{th}$  gemäß Gleichung 3.15 berechnet werden.

$$\alpha_{th} = \frac{1}{\Delta T} \cdot \frac{\Delta l}{l_0}. \quad (\text{Glg. 3.15})$$

Bild 3.15 zeigt das Messprinzip bei der Schubstangendilatometrie für ein Einfach- bzw. Differenzdilatometer.

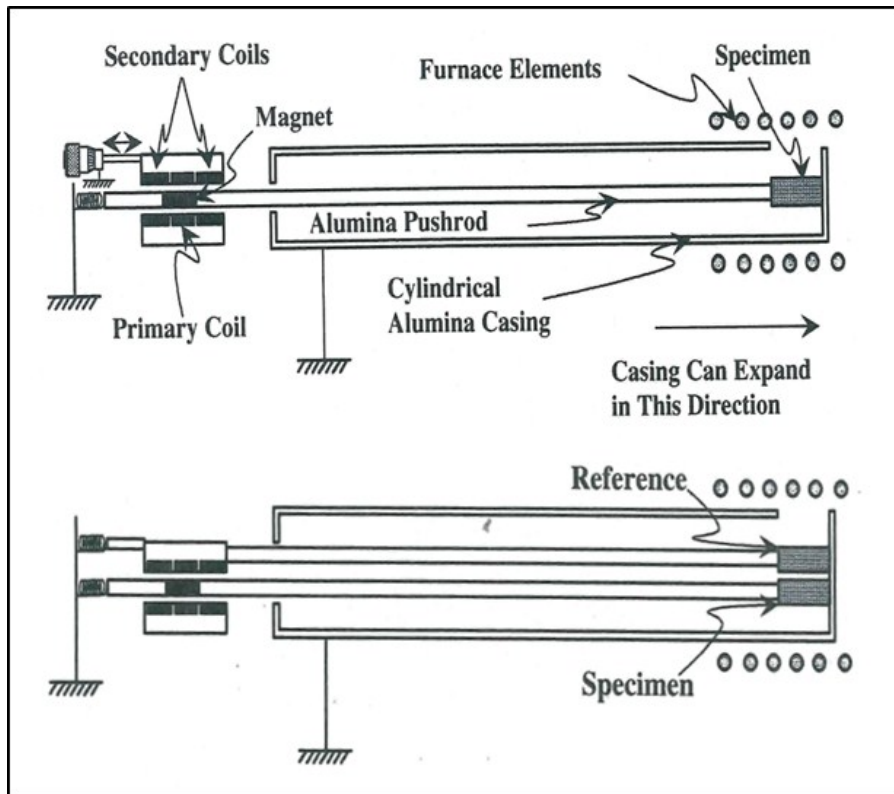


Bild 3.15: Schematische Darstellung des Messprinzips bei der Schubstangendilatometrie; oben: Einzeldilatometer; unten: Differenzdilatometer [58].

Die Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AlSi10MnMg erfolgte im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 400 °C mit einem Doppeldilatometer mit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Probehalter (Firma Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) unter Argon-Schutzgasatmosphäre. Die Ausgangslänge der Proben betrug 25 mm, der Ausgangsdurchmesser 5 mm [60].

Unter der Annahme eines isotropen Werkstoffverhaltens kann aus der linearen thermischen Längenänderung gemäß Gleichung 3.16 die Dichte des Werkstoffes bei erhöhten Temperaturen berechnet werden:

$$\rho(T) = \rho_0 \cdot \left( \frac{1}{\left(1 + \frac{\Delta L}{l_0}\right)^3} \right). \quad (\text{Glg. 3.16})$$

Mittels spezieller Probenaufnahmen können die Dichte sowie die volumetrische Ausdehnung im flüssigen Zustand (inklusive der Volumensprünge durch Phasen-

umwandlungen) bestimmt werden. Bei der Messung der thermischen Ausdehnung von AlSi10MnMg wurde ein Probenhalter aus Grafit verwendet, der mit zwei Stopfen beidseitig verschlossen war. Eine schematische Darstellung des Probenhalters für flüssige Proben zeigt Bild 3.6. Vor dem ersten Aufschmelzen der Probe in der Versuchsanordnung ist die Probenkammer nicht vollständig von der Probe ausgefüllt. Unter der Annahme, dass der Innenraum des Zylinders vollständig von der Probe ausgefüllt wird, ergibt sich die Dichte gemäß Gleichung 3.17:

$$\rho(T) = \frac{m}{V(T)} = \frac{4 \cdot m}{\pi \cdot (l_0 + \Delta l) \cdot [d_0 \cdot (1 + \Delta d)]^2}, \quad (\text{Glg. 3.17})$$

wobei  $d_0$  der Ausgangsdurchmesser des Zylinders und  $\Delta d$  radiale Ausdehnung des Zylinders ist. Die radiale Ausdehnung des Grafitzylinders wurde mit einem Doppeldilatometer mit Kieselglasprobenhalter (Firma Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) bestimmt. Die Messung wurde in einem Hochtemperatur-Einzeldilatometer (Firma Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) unter einer Argon-Schutzgasatmosphäre durchgeführt. Die Kalibration erfolgte mit einer Probe aus Reinaluminium (Al 99,999). Die Messung erfolgte im Temperaturbereich von 550-760 °C [60].

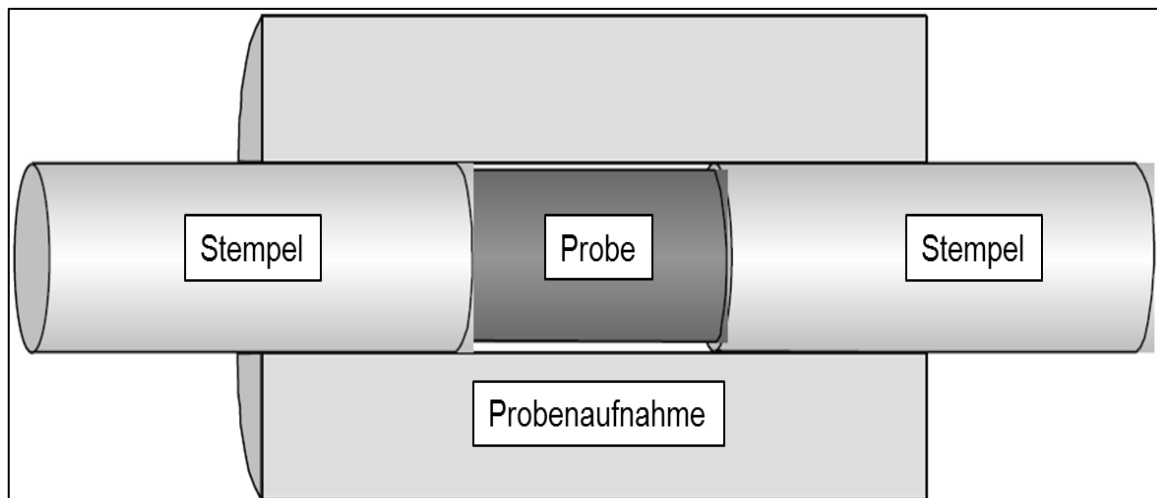


Bild 3.16: Probenhalterung zur Bestimmung des volumetrischen Ausdehnungskoeffizienten und der Dichte im flüssigen Zustand [61].

Zur Überprüfung und Kalibrierung der Messeinrichtung wurden vor der Messung des volumetrischen Ausdehnungskoeffizienten und der Bestimmung der Dichte im flüssigen Bereich Messungen an Reinaluminiumproben (Al99,999) durchgeführt. Bild 3.17 zeigt die dabei ermittelten Dichtewerte für Al99,999 im Vergleich zu Werten aus der Literatur.

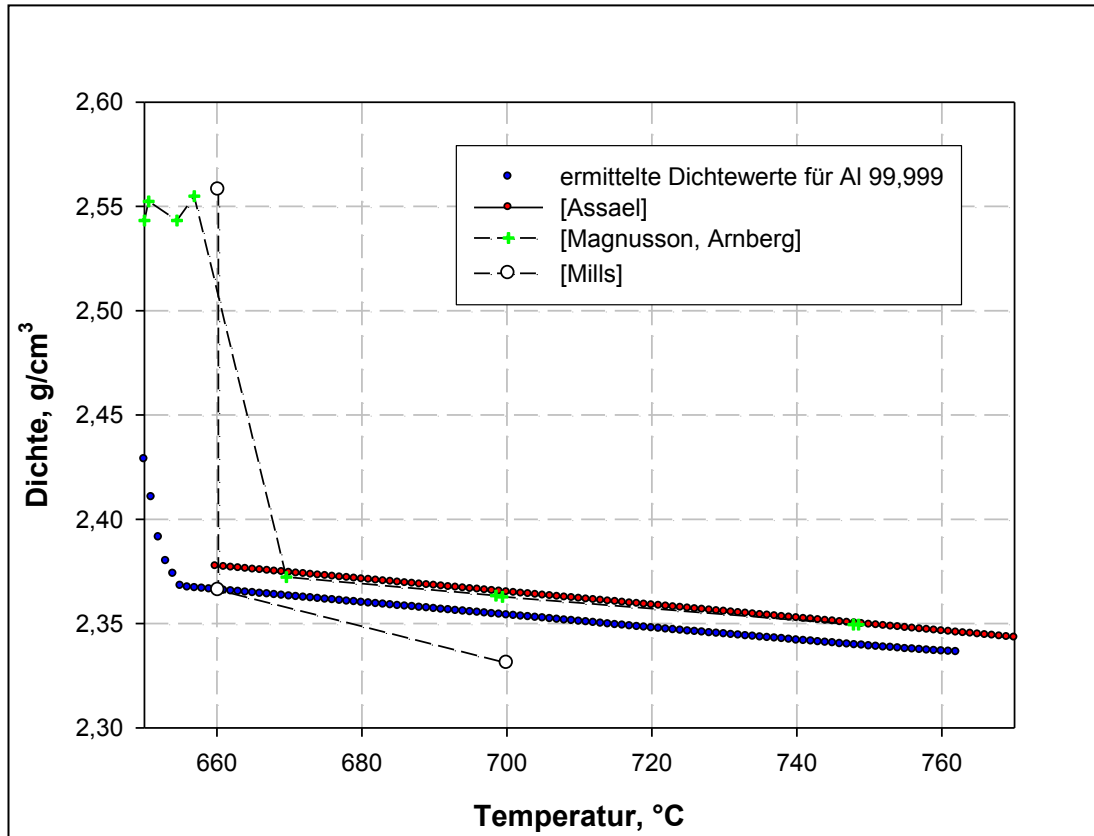


Bild 3.17: Ergebnis der Kalibrierung des verwendeten Schubstangendilatometers an flüssigem Al99,999 im Vergleich zu Literaturdaten [56, 62, 63].



Der geradlinige Verlauf zu Beginn des Zugversuches repräsentiert die Hookesche Gerade, also den Bereich der linear elastischen Dehnung. Unter der Annahme von isotropem Werkstoffverhalten entspricht die Steigung dieser Geraden dem Elastizitätsmodul des Werkstoffes (Gleichung 3.4).

Der Wert  $R_p$  bezeichnet das Überschreiten des linear elastischen Bereichs. Er entspricht jener Spannung, bei der die plastische Dehnung (jene Dehnung, die nach Wegfallen der Beanspruchung verbleibt) einen festgelegten Wert erreicht. Es ist anzumerken, dass es sich bei dieser Größe um keine physikalische Eigenschaft des Werkstoffes handelt. Abweichungen vom linear elastischen Verhalten treten schon bei sehr geringen Dehnungen ( $\varepsilon < 10^{-4}$ ) auf. In der Praxis wird das Ende des linear elastischen Bereiches üblicherweise mit  $\varepsilon = 0,002$  oder 0,2 % angegeben. Es wird daher von der  $R_{p02}$  gesprochen. Der Bereich von  $R_p$  bis zur Zugfestigkeit  $R_m$  wird als Bereich der Gleichmaßdehnung  $A_g$  bezeichnet. Oberhalb von  $R_m$  beginnt die Probe eine Einschnürung zu bilden. Dies bedeutet, dass durch starke plastische Deformation der Querschnitt der Probe verkleinert wird. Die scheinbare Spannung in der Probe beginnt durch diese Querschnittsverkleinerung abzusinken. In Wahrheit ändert sich der Querschnitt der Probe gemäß dem Hookeschen Gesetz jedoch schon vor dem Erreichen von  $R_m$ . Für kleine Dehnungen beträgt die Abweichung der scheinbaren von der wahren Dehnung bei metallischen Werkstoffen meist weniger als 10 % und wird daher vernachlässigt. Das Ende der Spannung-Dehnung-Kurve entspricht dem Bruch der Probe. Die entsprechende Dehnung wird als Bruchdehnung  $A$  bezeichnet und stellt ein Maß für die Duktilität eines Werkstoffes dar. Die in Bild 3.18 dargestellte Zugversuchskurve gilt exemplarisch für duktile Werkstoffe. Vollkommen spröde Werkstoffe (z.B. Keramiken) brechen am Ende der Hookeschen Geraden ohne plastisches Fließen [4, 11].

Die Längenänderung im Zugversuch kann über den Traversenweg ermittelt werden, muss bei dieser Methode allerdings um die Verlängerung der Messeinrichtung korrigiert werden. Nach Möglichkeit wird die Dehnung in der Praxis daher meist taktil über Messschneiden oder optisch mittels Laserextensometer gemessen. Der Versuch kann sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen durchgeführt werden. Dazu werden die Probenaufnahme und die Probe in einem Widerstandsofen auf Prüftemperatur gebracht. Nach erfolgter Temperaturhomogenisierung wird der Zugversuch durchgeführt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden für den Werkstoff AlSi10MnMg Zugversuche nach EN 10002-5 zwischen Raumtemperatur und 550 °C durchgeführt. Es kam dabei eine Zug-

Druck-Prüfmaschine (Zwick Z050) mit 50 kN maximaler Prüfkraft und Laserextensometer zum Einsatz. Die Proben hatten die Form B4 x 20 nach DIN 50 125. Die Proben wurden zerspanend aus Gussteilen der V-Proben hergestellt. Bild 3.19 zeigt die Prüfmaschine, mit Laserextensometer und Widerstandsofen.

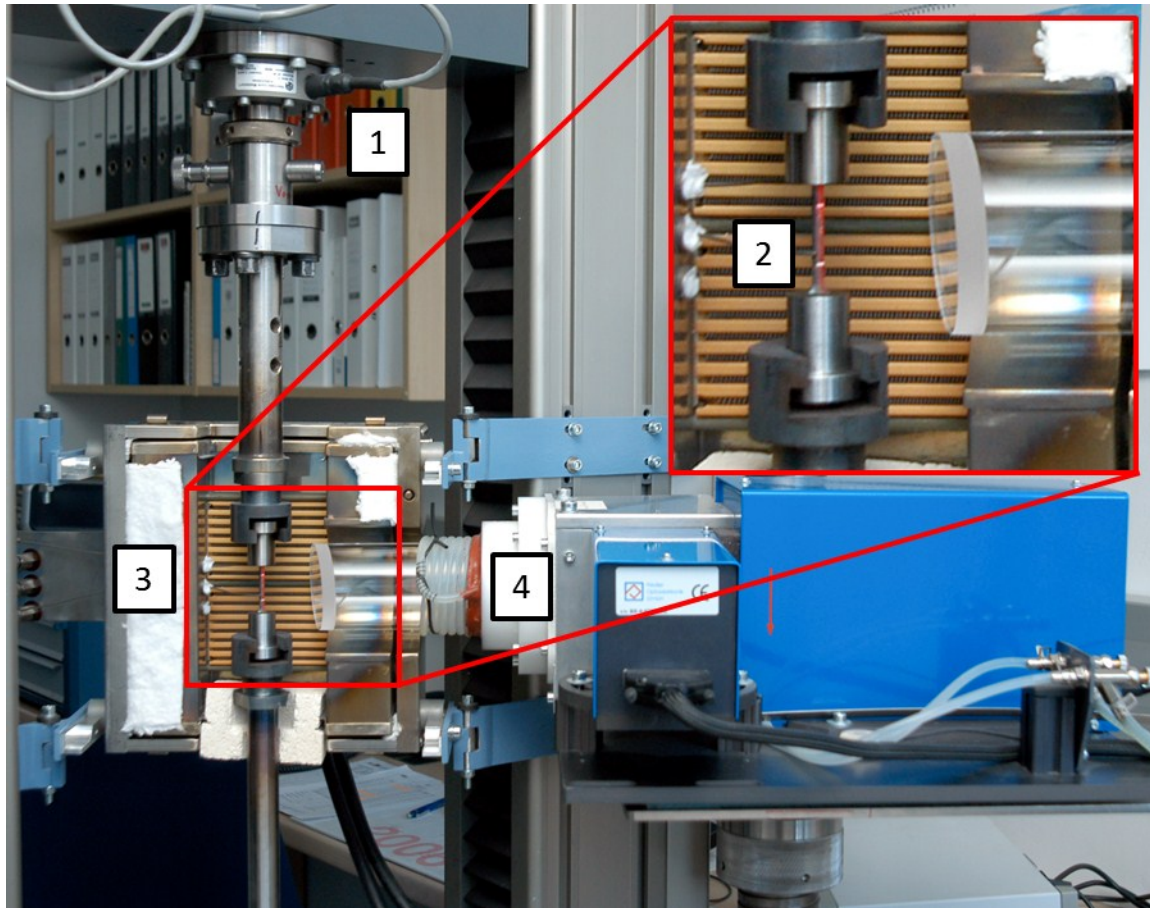


Bild 3.19: Zugprüfmaschine Zwick Z 050 mit Laserextensometer; (1) Traverse mit Kraftmesser; (2) Probe; formschlüssig eingespannt; (3) Widerstandsofen; (4) Laserextensometer.

### 3.4 Sonstige Verfahren

#### 3.4.1 Lichtmikroskopie und Metallografie

Bei der lichtmikroskopischen Metallografie werden durch Vergrößerung im optischen Bereich Gefügebestandteile, Gefügeparameter und Gefügefehler sichtbar gemacht. Es kommen dabei zusammengesetzte Auflichtmikroskope zum Einsatz. Diese bestehen aus zwei Linsen, die auf einer gemeinsamen optischen Achse angeordnet sind. Die dem Objekt zugewandte Linse wird als Objektiv, die dem Auge zugewandte Linse wird als Okular bezeichnet. Das Objektiv erzeugt ein reelles Bild (Zwischenbild), welches vom Okular wie mit einer Lupe vergrößert wird. Der Strahlengang eines zusammengesetzten Mikroskops ist in Bild 3.20 dargestellt.

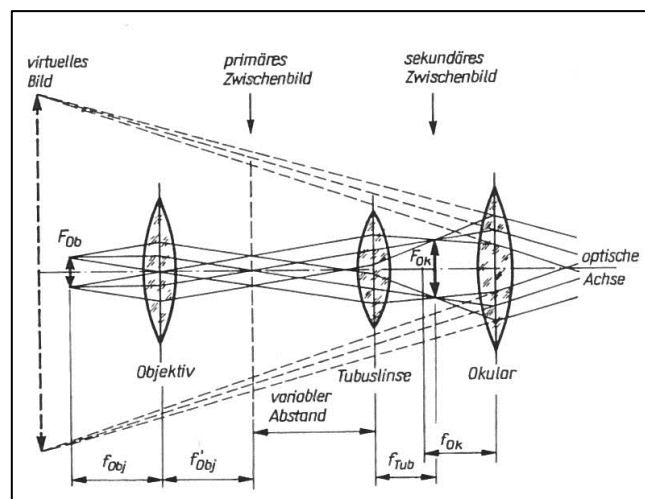


Bild 3.20: Prinzipieller Aufbau eines zusammengesetzten Mikroskops mit unendlicher Weite des Zwischenbildes [64].

Bei der Auflichtmikroskopie mit Hellfeld wird das vom Objekt diffus reflektierte Licht zur Abbildung von Kontrasten genutzt. Die maximal erreichbare, sinnvolle Vergrößerung eines Lichtmikroskops wird durch die Wellenlänge des sichtbaren Lichts (ca. 400-800 nm) begrenzt. Bei einem Vergrößerungsfaktor von 1000 können damit Strukturen von mindestens einem Mikrometer Größe sichtbar gemacht werden. Übliche Vergrößerungsfaktoren bei der Gefügebeurteilung metallischer Werkstoffe liegen im Bereich von 50-200. Die Abbildungsmaßstäbe der lichtmikroskopischen Metallografie sind laut DIN 50 600 genormt. Lichtmikroskopische Proben werden Schriffe genannt und werden durch eine Reihe von Schleif- und Polierschritten präpariert. Zur Verbesserung des Kontrasts zwischen einzelnen Phasen des Gefüges wird die Probenoberfläche oft chemisch geätzt.



Durch den Einsatz elektronischer Datenverarbeitungssysteme ist in der Lichtmikroskopie eine quantitative Ermittlung von Gefügeparametern möglich. Um eine Beeinflussung der Ergebnisse durch den Operator zu vermeiden sind die Positionen der Schliffe, die Mikroskopieparameter und der Auswerteparameter unbedingt konstant zu halten [64].

#### 3.4.2 Radiometrische Thermometrie

Alle Materialien emittieren als Resultat innerer Bewegungen molekularer, atomarer und subatomarer Teilchen Strahlung. Die emittierte Strahlung ist ein Maß für die innere Energie und damit für die Temperatur des Materials. Für Gase, transparente Flüssigkeiten und Festkörper ist die emittierte Strahlung ein volumetrisches Phänomen. Abhängig vom Emissionskoeffizienten des Materials wird bei Stoffen mit definierter Oberfläche ein Teil der Strahlung an der Grenzfläche reflektiert, der Rest wird als Strahlung von der Oberfläche emittiert. Bei opaken Materialien ist Strahlung somit ein Oberflächenphänomen. Die emittierte Strahlung besteht aus diskreten Photonen. Die Energie eines Photons entspricht dem Produkt seiner Wellenlänge und dem Planckschen Wirkungsquantum. Abhängig von der Temperatur weisen die emittierten Photonen eine bestimmte Verteilungsfunktion auf [65].

Die radiometrische Thermometrie beruht auf der Intensitätsbestimmung der thermischen Photonen (dies sind Photonen mit einer Wellenlänge von typischerweise 0,1-1000  $\mu\text{m}$  Wellenlänge) einer bestimmten Frequenz oder einem bestimmten Frequenzband. Für eine genauere theoretische Beschreibung der Methode und deren Anwendung sei auf [65] verwiesen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Messung von Oberflächentemperaturen zwei unterschiedliche Thermografiesysteme (FLIR ThermaCAM E45 und FLIR ThermaCAM A320, FLIR Systems Inc., USA) verwendet. Diese Kameras sind mit Mikrobolometer-Detektoren ausgestattet und haben erzielbare Auflösungen von 160 x 120 Pixel (ThermaCAM E45) und 480 x 320 Pixel (ThermaCAM A320) arbeiten in einem Spektralbereich von 7,5-13  $\mu\text{m}$ . Die Kamera ThermaCAM E45 ist für die Einzelbildaufzeichnung im Bereich von Temperaturen von  $-120^{\circ}$  -  $600^{\circ}\text{C}$  geeignet. Die ThermaCAM A320 deckt einen Temperaturbereich von  $-120$  -  $1200^{\circ}\text{C}$  ab und eignet sich für die Aufzeichnung ganzer Einzelbildfolgen mit einer Frequenz von bis zu 60 Hz [66].

Die gesamte Aufzeichnung und Überwachung der Prozesstemperaturen in den unter Abschnitt 3.1 beschriebenen Versuchsabgüssen erfolgte mit diesen beiden Kameras. Für die Bearbeitung und Auswertung der Daten wurde die Software ThermaCAM Researcher, Professional Edition, Version 2.9 verwendet.

## 4 Experimentelle Ergebnisse

### 4.1. Versuchsabgüsse

#### 4.1.1 Optimierung der Probengeometrie

Bei der Konzeption von Probegussteilen zur Untersuchung von Verzug und Eigenspannungen in Druckgussteilen wurden folgende Kriterien im Hinblick auf die Bauteilgeometrie herangezogen:

- Reproduzierbares Auftreten von ausreichend großen Eigenspannungen und Bauteilverzug
- Qualitativ vorhersagbare Hauptspannungs- und Dehnungsrichtungen
- Einfache Messbarkeit des auftretenden Verzugs
- Ausreichend gute Gießbarkeit im Druckgießverfahren.

Eigenspannungen in Gussteilen, welche aufgrund unterschiedlicher Abkühlbedingungen in einzelnen Bauteilbereichen (sekundäre Eigenspannungen, vgl.: [Abschnitt 2.1.1](#)) entstehen, lassen sich in zwei Kategorien einteilen:

- Eigenspannungen aufgrund der Bauteilgeometrie
- Eigenspannungen aufgrund des Gießsystems.

Darüber hinaus können diese beiden Arten von Eigenspannungen auch in Kombination auftreten. Während ersteren aufgrund der funktionellen Vorgaben, die an das Bauteil gestellt sind nur in sehr beschränktem Maße konstruktiv, durchaus jedoch prozesstechnisch entgegengewirkt werden kann, ist bei der Beeinflussung zweiter mehr konstruktiver Spielraum gegeben, der jedoch nur in feiner Abstimmung mit der Gießtechnik ausgenutzt werden kann. Der grundlegende Unterschied zwischen den beiden Kategorien besteht darin, dass Eigenspannungen aufgrund der Bauteilgeometrie im fertig bearbeiteten Bauteil fast vollständig verbleiben, während die Eigenspannungen aufgrund des Gießsystems als äußerer Lastfall aufgefasst werden können, der im Laufe des Fertigungsprozesses wegfällt. Die im Bauteil auftretenden Spannungen werden dabei zu einem nennenswerten Teil reduziert. Übrig bleiben dabei jedoch die plastischen Verformungen und damit der plastische Anteil des Verzugs, der durch das Gießsystem in das Bauteil eingebracht wurde.

Um diesen Umständen Rechnung zu tragen, wurden in der vorliegenden Arbeit zwei verschiedene Probeteile konzipiert. Eines, bei dem die Eigenspannungen durch die

Bauteilgeometrie verursacht werden sowie ein weiteres bei dem die Eigenspannungen durch das Gießsystem in das Bauteil eingebracht werden. Beim ersten Teil handelt es sich um ein Spannungsgitter. Diese Geometrie wurde in einigen vorhergehenden Arbeiten [5, 8, 68] untersucht. Es erfolgte eine druckgießgerechte Auslegung des Bauteils und des Gießsystems. Beim zweiten Probeteil, der „V-Probe“ handelt es sich um eine V-förmige Schale, welche aufgrund ihrer Symmetrie nicht erwarten lässt, dass sich Eigenspannungen aufbauen, die jedoch mit einem bewusst überdimensionierten Lauf versehen wurde, der bleibenden Verzug im Bauteil nach vollständigem Temperatúrausgleich erzeugt. Diese Geometrie wurde deswegen gewählt, weil in serienmäßig produzierten Bauteilen ähnlicher Form entsprechender Verzug auftritt [69]. Aufgrund allgemein großer Wandstärken beim Spannungsgitter bzw. des großen Missverhältnisses von Form und Laufvolumen bei der V-Probe wurde die Auslegung der beiden Probebauteile im Hinblick auf die gießtechnischen Eigenschaften der späteren Formeinsätze mittels numerischer Simulation unterstützt. Ziel war es, durch die Vermeidung von Gießfehlern eine Verfälschung der Ergebnisse bei der Verzugsbestimmung zu verhindern. Gießfehler haben zudem einen großen Einfluss auf die Simulation der Eigenspannungen, da so gut wie keine Modelle bestehen, welche den Einfluss einzelner Gießfehler nachbilden können, was zu Ungenauigkeiten in der Simulationsrechnung führt. Darüber hinaus musste bei der V-Probe erst nach einem optimalen Verhältnis zwischen Lauf,- Anschnitt- und Bauteilabmaßen zur Optimierung der auftretenden Eigenspannungen gesucht werden. Es kam hierbei das Simulationsprogramm MAGMAsoft 4.4 mit Druckgussmodul und MAGMAstress-Modul zum Einsatz.

#### 4.1.1.1 Optimierung des Spannungsgitters

Als Ausgangspunkt der Konzipierung wurde das Spannungsgitter nach Fendt [5] gewählt, welches für den Abguss in selektiv lasergesinterten Zirkonoxidformen konzipiert war. Die Wärmeabfuhrverhältnisse in derartigen Formen entsprechen in etwa denen des Niederdruck-Kokillengusses. Bild 4.1 zeigt das ursprüngliche Spannungsgitter.

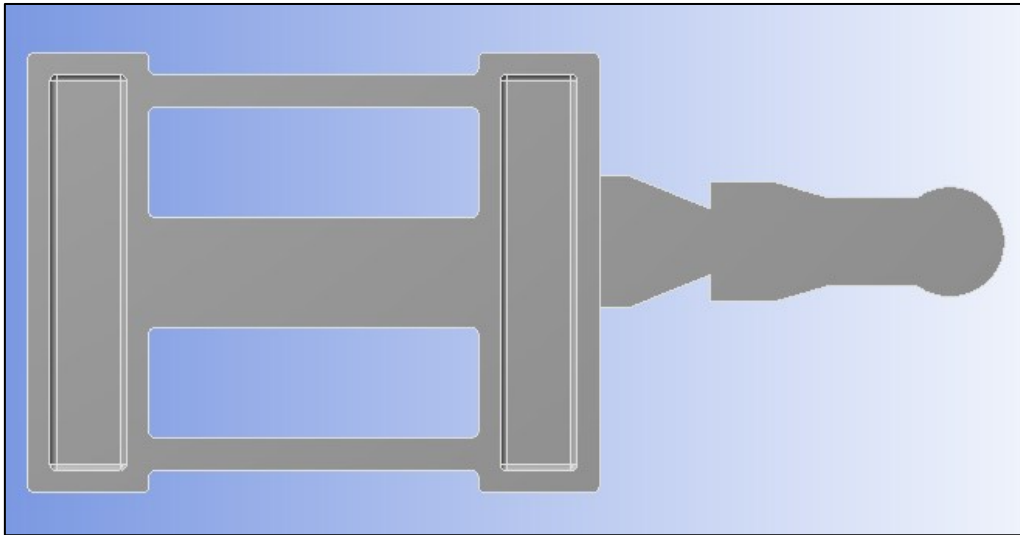
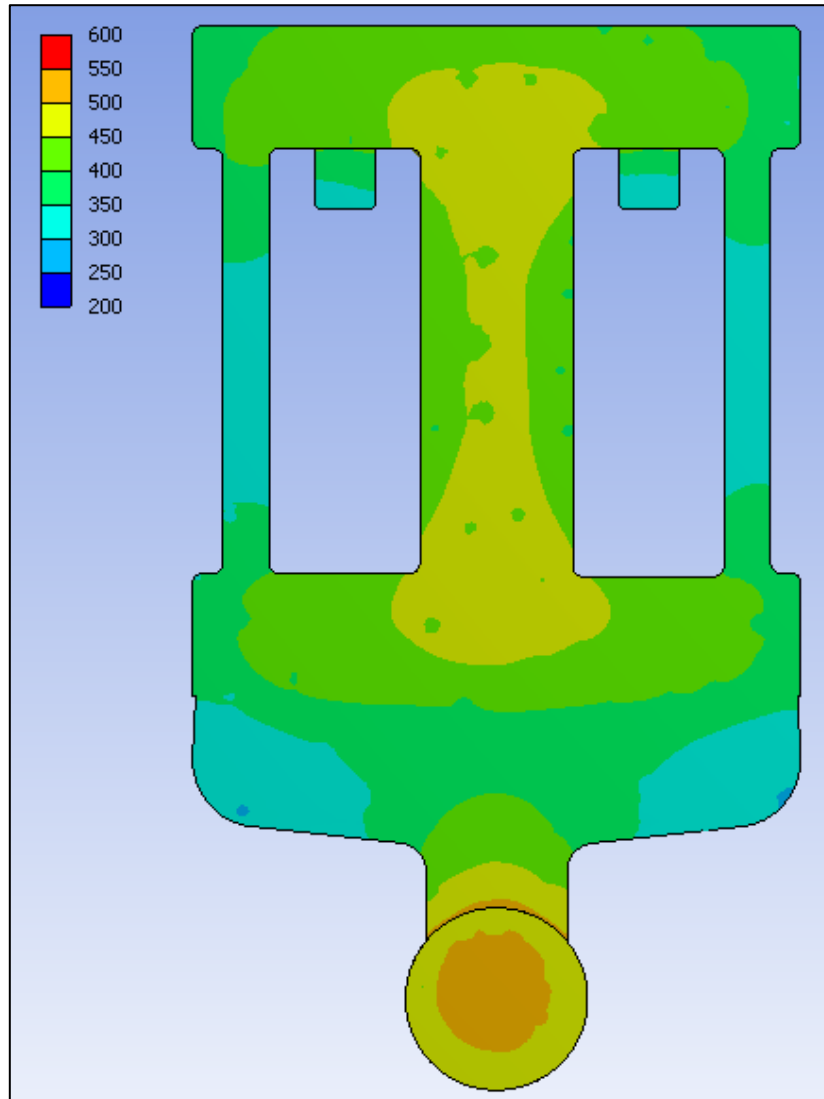


Bild 4.1: Spannungsgitter nach Fendt mit Angussystem (Ansicht von oben) [vgl.: 5].

Die Hauptabmaße ( $l \times b \times h$ ) des Spannungsgitters betragen in dieser Version 260 x 200 x 20 mm. Die Querbalken sind mit Ausnehmungen versehen um zu große Einfallsstellen zu vermeiden, wie sie durch das speiserlose Gießen entstehen [5]. Bei der im Druckguss üblichen Formfüllgeschwindigkeit würde ein Angussystem nach Fendt zu einem starken Vorspritzen der Schmelze entlang des Mittelsteges führen, was in weiterer Folge Flitterbildung und den Einschluss von Schmutz, Trennmittelresten und Oxiden im Bauteil verursachen würde. Daher wurde für die Druckgussvariante ein Anschnitt entlang der gesamten Querbalkenbreite vorgesehen. Mittels numerischer Simulation wurde überprüft, ob dies zu einer starken Verzerrung des angestrebten längs- und quersymmetrischen Temperaturfeldes führt. Dabei wurde das Softwarepaket ANSYS Workbench 11.0 SP1 eingesetzt. Bild 4.2 zeigt das Ergebnis einer Vorabsimulation des Temperaturfeldes im Spannungsgitter zum Zeitpunkt des Formöffnens. Wie aus der Abbildung ersichtlich, beeinflusst der Anschnitt aufgrund seines geringen Querschnittes die Symmetrie des Temperaturfeldes nicht.



**Bild 4.2:** Berechnetes Temperaturfeld (ANSYS Workbench) eines Spannungsgitters mit Anschnittsystem zum Zeitpunkt des Formöffnens; das Temperaturfeld im Gussteil ist in der Längsachse nicht verzerrt; eine Beeinflussung des Temperaturfeldes durch den Anschnitt ist im Versuch daher nicht zu erwarten.

In die beiden Fenster des Spannungsgitters wurden Überlaufbohren gesetzt. Durch die beim Druckgießen auftretenden hohen Temperaturgradienten sind bei dickwandigen Gussteilen steile Temperaturgradienten von außen nach innen zu erwarten. Diese verursachen große primäre Eigenspannungen im Bauteil. Da diese minimiert werden sollten, wurde die Dicke des Spannungsgitters auf 15 mm verringert. Darüber hinaus ist geringere Porosität zu erwarten. Da der zum Einsatz kommende Druckgießformeinsatz größtenteils auf 370 x 350 mm beschränkt ist, wurde die Länge des Spannungsgitters auf 220 mm reduziert. Die Hauptabmaße ( $l \times b \times h$ ) des Spannungsgitters in der

Druckgussversion betragen 220 x 200 x 15 mm. Um ein problemloses Auswerfen, ohne das Einbringen zusätzlicher Spannungen zu gewährleisten, wurde das Bauteil mit Formschrägen von 0,5 Grad versehen. Da beim Spannungsgitter nur Eigenspannungen auftreten sollten, welche durch die Bauteilgeometrie selbst verursacht sind, musste der Anschnitt verhältnismäßig dünn gehalten werden. Die Anschnittdicke betrug 1,6 mm, was bei einer Anschnittbreite von 200 mm einen Anschnittsquerschnitt von 320 mm<sup>2</sup> ergibt. Dies stellt große Anforderungen an die Prozessführung beim Gießen. Um Störeinflüsse durch mangelhafte Formfüllung zu vermeiden, wurde in einer Reihe von Formfüllungs- und Erstarrungssimulationen mit MAGMASoft 4.4 mit Druckgussmodul die Formfüllung simuliert und so jene Prozessparameter ermittelt, welche ein optimales Formfüllresultat im Versuch erwarten lassen. Bild 4.3 zeigt das Spannungsgitter mit Anschnittsystem und Bohren.

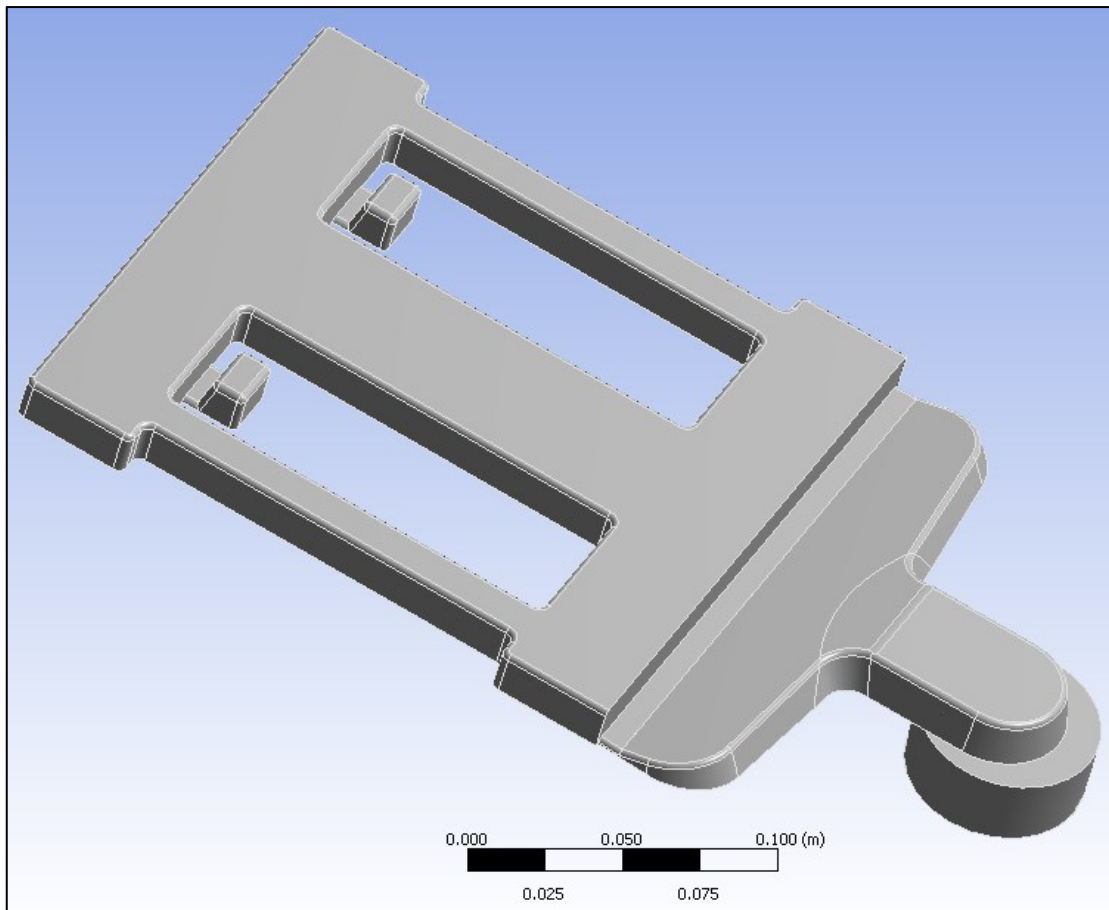


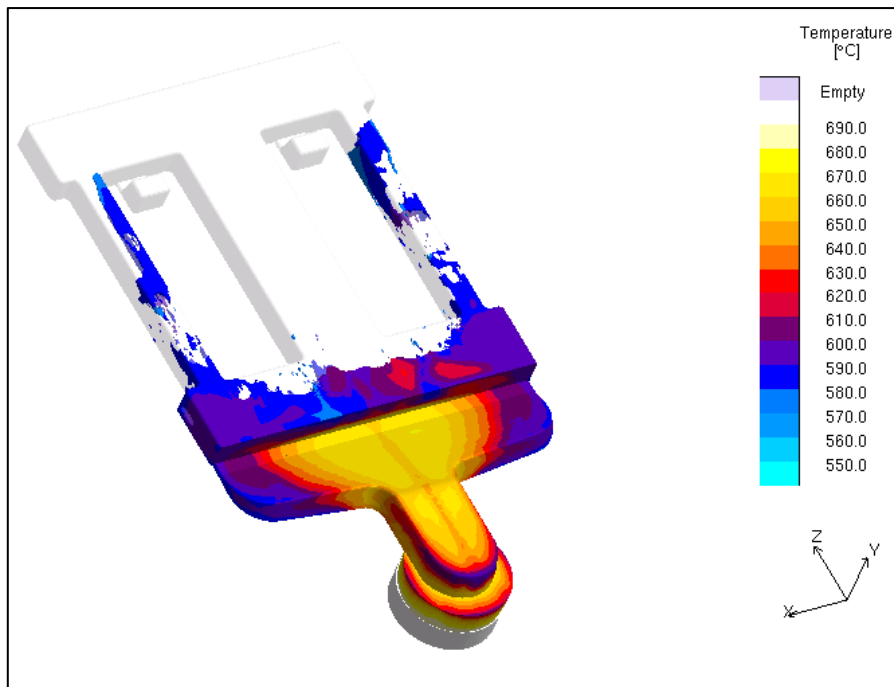
Bild 4.3: Spannungsgitter modifiziert für den Abguss im Druckgießverfahren.

Die Simulationsparameter für die Abschätzung des Einflusses des Gießsystems auf die Verzerrung des symmetrischen Temperaturfeldes sind in Tabelle 4.1 dargestellt.

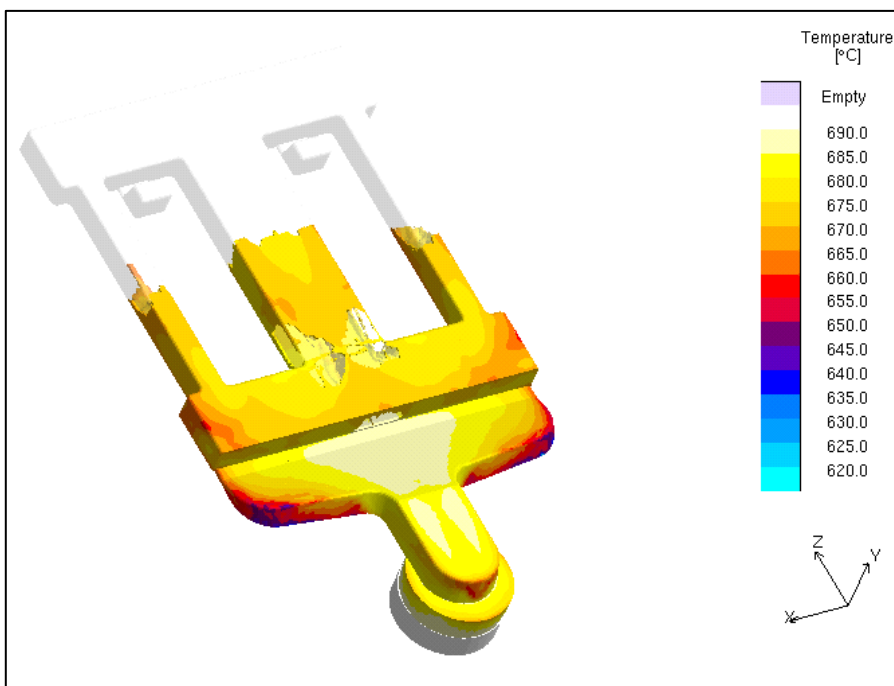
**Tabelle 4.1:** Simulationsparameter bei der Vorabsimulation zur Überprüfung des Einflusses des Gießsystems auf die Symmetrie des Temperaturfeldes.

<b>Parameter</b>	<b>Spannungsgitter</b>
Formtemperatur	230 °C
Gießtemperatur	690 °C
Zuhaltezeit	20 sek.
Formwerkstoff	1.2343
Gusswerkstoff	AlSi12(Fe)
Simulierte Abkühldauer	3600 sek.
Wärmeübergangskoeffizient Gussteil/Form	5000 W/m <sup>2</sup> K
Wärmeübergangskoeffizient Gussteil/Luft; Form/Luft	siehe <u>Tabellen A.26 und A.27</u>

Die Bilder 4.4 und 4.5 zeigen die Ergebnisse der Formfüllsimulation mit MAGMASoft. Durch die Anpassung der Gießkurve wurde die Formfüllung daraufhin optimiert, dass störende Gießfehler wie zum Beispiel Kaltläufe oder Flitterbildung durch vorschießende Schmelze weitgehend minimiert wurden. Die Bilder 4.4 und 4.5 zeigen die Temperaturverteilung während der Formfüllung zu jeweils gleichen Zeitpunkten bei unterschiedlicher Kolbengeschwindigkeit während der Schussphase sowie unterschiedlichen Umschaltpunkten. Bei Bild 4.4 wurde der Umschaltpunkt so gewählt, dass die Beschleunigung des Kolbens beim Eintritt der Schmelze in das Bauteil abgeschlossen ist wird. Bei Bild 4.5 wurde der untere Querbalken mit niedriger Kolbengeschwindigkeit vorgefüllt, erst dann wurde der Kolben beschleunigt. Dies führt zu einer wesentlich gleichmäßigeren Formfüllung und unterbindet das Vorspritzen der Schmelze entlang der Seitenstege, womit die Flitterbildung unterbunden und Lufteinschlüsse minimiert werden. Alle übrigen Gießparameter (gemäß Tabelle 4.1) wurden konstant gehalten.



**Bild 4.4:** Füllstudie eines Spannungsgitters bei zu frühem Umschalten auf die zweite Geschwindigkeitsphase; entlang der Außenstege schießt die Schmelze vor und bildet erstarrte oder teilerstartete Bereiche; im realen Gussteil würde dies zu Einschluss-/ Flitterbildung und Kaltfließstellen führen.



**Bild 4.5:** Füllstudie eines Spannungsgitters bei optimierter Formfüllung; die Schmelze fließt gleichmäßig durch alle drei Stege und hat überall ausreichend hohe Temperatur.



Um eine Validierung der in MAGMASoft errechneten Strömungsfelder zu erhalten, wurden Gießversuche mit reduzierter Metallmenge durchgeführt. Bild 4.6 zeigt den Abguss eines Spannungsgitters mit reduzierter Metallmenge.

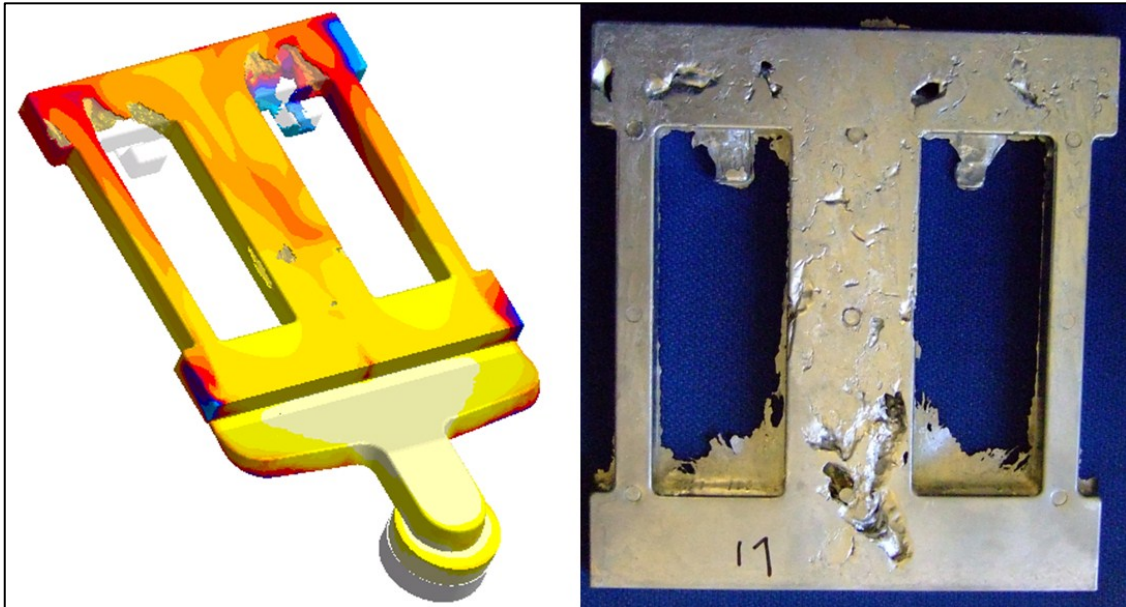


Bild 4.6: Gegenüberstellung der Füllsimulation (Temperaturskalierung) mit MAGMASoft und einem Abguss mit reduzierter Metallmenge für das Spannungsgitter.

#### 4.1.1.2 Optimierung der V-Probe

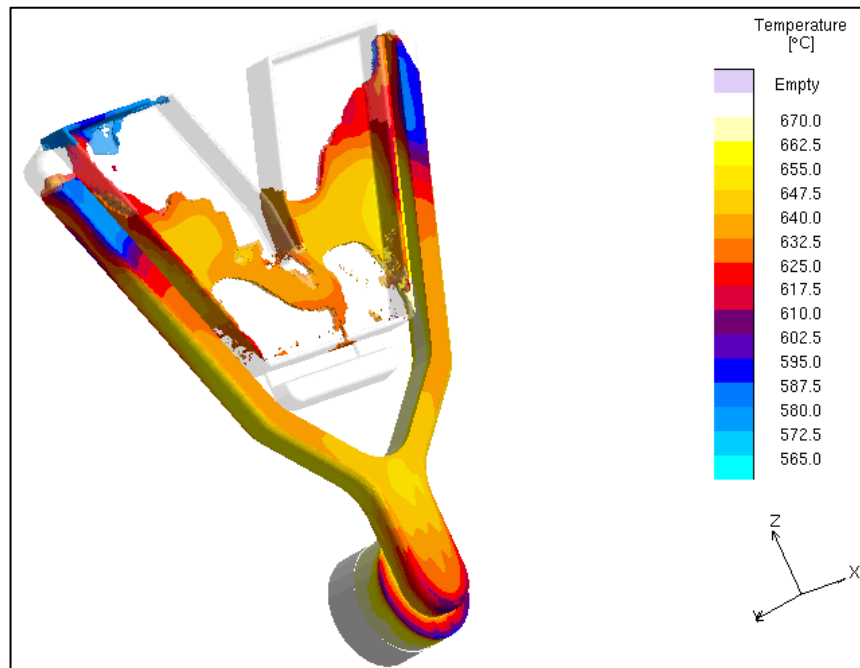
Die V-Probe wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit von Grund auf neu konzipiert und konstruiert. Der Grundgedanke war es eine druckgegossene Probe zu erhalten, die vom Laufsystem in definierter Richtung verformt wird. Um die Verformung der Probe nur in einer Richtung zu erzielen und eine Verwindung zu vermeiden wurde die V-Probe als Schale mit einem versteifenden Rahmen konzipiert. Das „V“ selbst wurde mit einer zusätzlichen Kerbe versehen, um Spannungsspitzen im Kerbgrund und ausreichend plastische Verformung zu erzielen, welche messbaren Verzug verursacht. In mehreren Konstruktions- und Simulationsschleifen unter Zuhilfenahme des Programms MAGMASoft 4.4 mit Druckgussmodul und dem MAGMAstress-Modul, wurde der Einsatz zunächst auf seine gießtechnische Eignung und anschließend auf seine Neigung zur Ausbildung von Eigenspannung und Verzug hin optimiert. Die Anschnittgeometrie wurde wie beim Spannungsgitter auf das Vermeiden von Störeinflüssen durch mangelhafte Formfüllung hin ausgelegt, wobei vor allem ein genügend großes Verhältnis Anschnitt-/Teilwandstärke zu erzielen war, um eine starke Deformation der Anschnitte selbst zu vermeiden, was zur Folge hätte, dass die auftretenden thermischen Spannungen durch die plastische

Deformation des Laufes und nicht durch die Deformation des Gussteils selbst abgebaut werden. Die Bilder 4.7 und 4.8 zeigen zwei Versionen der V-Form und das Verhalten der Schmelze während der Formfüllung bei gleichen Prozessparametern. Die verwendeten Gießparameter der Formfüllsimulation sind in Tabelle 4.2 dargestellt.

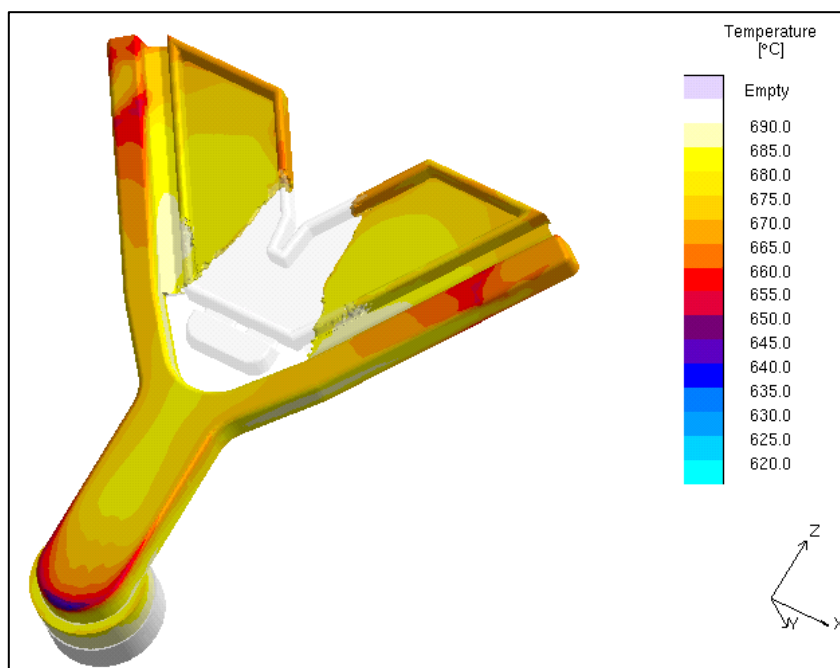
Tabelle 4.2: Simulationsparameter bei der Simulation zur Überprüfung des Formfüllungs- und Verzugsverhaltens der V-Probe.

Parameter	V-Probe
Formtemperatur	120 °C
Gießtemperatur	670 bzw. 690 °C (siehe Text)
Zuhaltezeit	8 sek.
Formwerkstoff	X38CrMo51
Gusswerkstoff	AlSi9Cu
Simulierte Abkühldauer	bis Homogenisierung der
Wärmeübergangskoeffizient Gussteil/Form	5000 Wm <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup>
Wärmeübergangskoeffizient Gussteil/Luft;	siehe <u>Tabellen A.26 und A.27</u>

Bild 4.7 zeigt das Erstkonzept der V-Probe. Aufgrund der sehr mangelhaften Formfüllung wurde der Lauf strömungstechnisch optimiert. Die Anbindung der Bohne wurde verändert, die Anschnitte wurden so abgeändert, dass sie sich vom Lauf zum Teil hin stark verjüngen. Der Öffnungswinkel der Probe selbst wurde vergrößert. Da bei einer Gießtemperatur von 670 °C das Auftreten von Kaltfließstellen zu erwarten ist, wurde die Gießtemperatur auf 690 °C erhöht. Die genannten Maßnahmen führen auf die in Bild 4.8 dargestellte Geometrie, die gemäß der Simulation ein wesentlich besseres Füllmuster erwarten lässt. Die übrigen Gießparameter (gemäß Tabelle 4.2) sind in den unten dargestellten Bildern dieselben.



**Bild 4.7:** Temperaturfeld bei der Füllung einer V-Probe (Erstkonzept); es sind aufgrund der stark unregelmäßigen Füllung Vorerstarrungen und Kaltläufe zu erwarten, die Bohne ist weitgehend unwirksam, was in der Realität zum Einschluss von Luft, Schmutz und Trennmittelresten führen würde.



**Bild 4.8:** Temperaturfeld bei der Füllung einer V-Probe (finales Konzept); durch die Optimierung der Laufarme und der Schmelzuführung verläuft die Füllung sehr regelmäßig; die Schmelze ist überall ausreichend heiß und die Bohne ist wirksam.

Bild 4.9 zeigt eine nach dem finalen Konzept gegossene V-Probe mit reduzierter Metallmenge. Das reale Füllbild entspricht dem simulierten sehr gut.

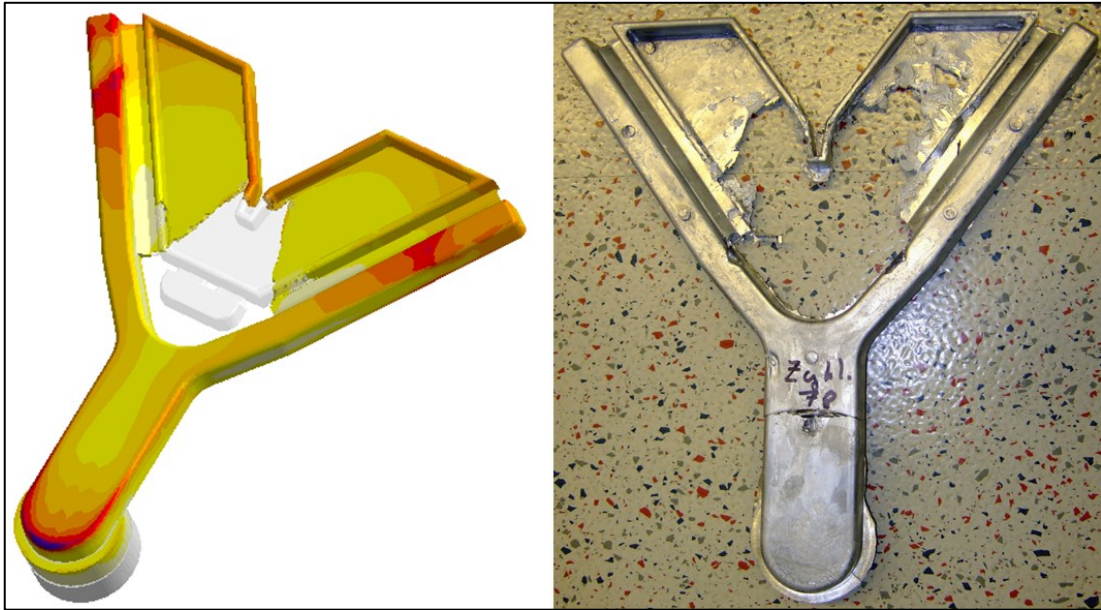
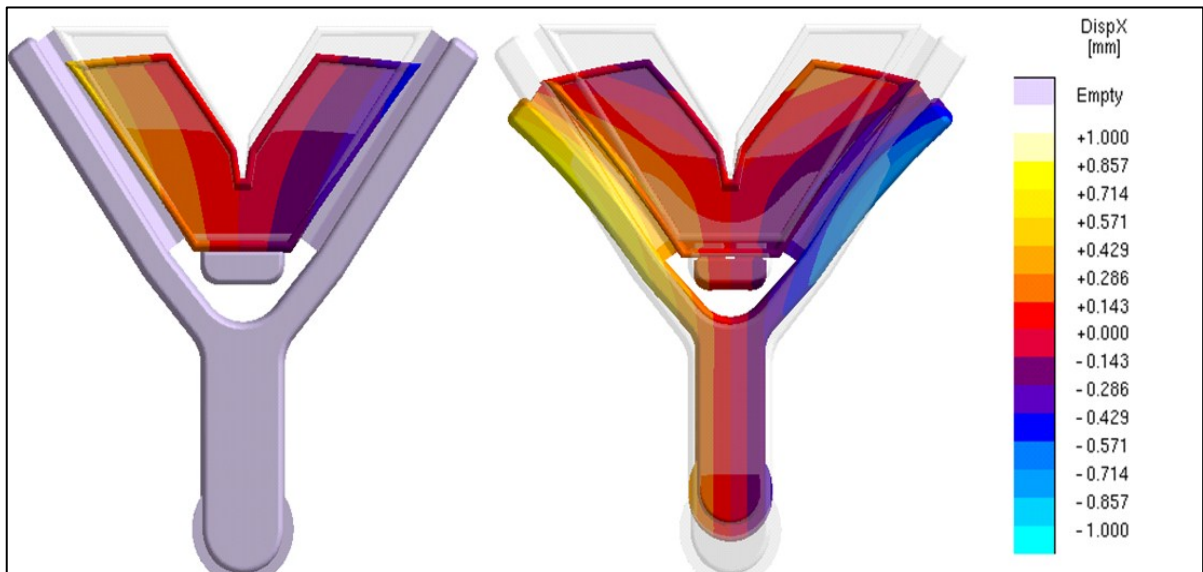


Bild 4.9: Gegenüberstellung der Füllsimulation (Temperaturskalierung) mit MAGMASoft und einem Abguss mit reduzierter Metallmenge für die V-Probe.

Da die Verzugsneigung der Geometrie im Gegensatz zu der des Spannungsgitters nicht bekannt war, wurde diese anhand einiger Vorabsimulationen mit MAGMAstress untersucht. Dabei wurden sowohl der Verzug aufgrund der ungleichmäßigen Schrumpfung, als auch das Rückfedern durch das Abtrennen des Gießsystems betrachtet. Es kam dabei ein Datensatz für die Legierung AlSi12(Fe) aus der MAGMASoft-Datenbank zum Einsatz. Bild 4.10 zeigt die Ergebnisse der Spannungsberechnung aus MAGMAstress für das Bauteil mit und ohne Laufsystem. Da MAGMASoft nur eine Betrachtung der Spannungen von einem spannungsfreien Zustand beim Auswerfen des Gussteils erlaubt, sind die Ergebnisse nur qualitativ zu verstehen. Zweck der Spannungsberechnung in MAGMASoft war lediglich der Vergleich verschiedener geometrischer Varianten zur Optimierung des Formeinsatzes.



**Bild 4.10:** Simulierte Verzerrung (50-fach überzeichnet) einer V-Probe; links: nach vollständiger Temperaturhomogenisierung; rechts: nach vollständiger Temperaturhomogenisierung und Abtrennen des Gießsystems.

Nach erfolgter Optimierung von Proben und Anschnittgeometrie betragen die Hauptabmaße der V-Probe ( $l \times b \times h$ ) 15 x 275 x 290 mm inklusive Anschnittsystem. Die Anschnitte messen jeweils 110 x 2 mm, was einen Anschnittquerschnitt von insgesamt 440 mm<sup>2</sup> ergibt. Die Wandstärke des Teils beträgt 5 mm für die Versteifungen und 2 mm für das „V“. Die Sprengfläche des Teils beträgt 10.282 mm<sup>2</sup>, was bei einem angestrebten Nachdruck von 700 bar einer erforderlichen Zuhaltkraft von etwa 7.200 kN entspricht, welche unter der maximalen Zuhaltkraft 53.000 kN der verwendeten Druckgießmaschine liegt.

#### 4.1.1.3 Bewertung der Gussteile

Die Spannungsgitter weisen auf der Angusseseite leichte Fahnenbildung auf. Dies ergibt sich aus dem Umstand, dass durch den hohen Fülldruck die Form im unteren Bereich leicht aufgedrückt wird. Durch ein Abbremsen des Gießkolbens kurz vor Ende der Füllphase konnte der Effekt zwar verkleinert werden, die Fahnenbildung lässt sich jedoch nicht vollständig verhindern. Die entstehenden Fahnen sind jedoch nicht durchgängig über das Fenster und recht dünn ( $<0,1\text{mm}$ ), sodass keine Beeinträchtigung des Spannungszustandes zu erwarten ist. Die Gussteile welche bei Formtemperaturen oberhalb von 200 °C gegossen wurden, sind an der Oberfläche optisch einwandfrei. Unter 200 °C sind bei einigen Teilen Kaltläufe im Bereich der Bohnen sichtbar. [Bild 4.11](#) zeigt

ein Spannungsgitter, welches bei 140 °C Formtemperatur abgossen wurde. Auf der Oberseite sind deutlich Kaltfließstellen zu sehen.



**Bild 4.11:** Spannungsgitterprobe bei einer Formtemperatur von 140 °C abgossen; im vergrößert dargestellten Bereich sind Kaltläufe deutlich sichtbar.

Bei den abgossenen V-Proben ist Fahnenbildung zwar vorhanden (vor allem in den Bereichen um die Bohne und zwischen den Schenkeln des V-Teils), diese sind aber sehr dünn (Bild 4.12). Sowohl die Bauteile selbst, als auch die Läufe sind bei äußerlicher optischer Kontrolle frei von Gießfehlern. Durch das Aufschrumpfen des Rahmens auf die Form und das anschließende Auswerfen kam es in den Bereichen der Auswerferstifte vereinzelt zu leichten Deformationen, welche auf den globalen Spannungszustand jedoch wenig Einfluss haben dürften. Aufgrund der geringen Wandstärke ist im Bauteil selbst wenig Porosität zu erwarten.



Bild 4.12: V-Probe im Gusszustand; Im Bereich der Bohne sowie in der Öffnung des „V“ sind dünne Fahnen vorhanden.

#### 4.1.2 Ergebnisse der thermografischen Messung der Temperaturfelder

Die Messung und Überwachung der Formtemperatur sowie die Bestimmung der Ausformtemperaturen der beiden Gussteile wurde mit zwei Thermokamerasystemen durchgeführt (vgl.: Abschnitt 3.4.2) Anhand der aufgezeichneten Abkühlkurven der ausgeworfenen Gussteile wurden die Ausformtemperaturen durch Rückextrapolation gewonnen. Diese Vorgehensweise war notwendig, da eine direkte Messung ungeschwärzter Gussteile direkt nach dem Ausformen aufgrund der hohen Reflexivität der Oberfläche nicht sinnvoll möglich ist. Die Ergebnisse der Temperaturfeldmessung wurden zur Anpassung der Wärmeübergangskoeffizienten in der Simulation herangezogen.

##### *4.1.2.1 Messung und Überwachung der Formtemperaturen*

Die Messungen der Formtemperatur im laufenden Gießbetrieb zeigten eine gute Temperaturhomogenisierung der Form innerhalb eines Gießzyklus bei entsprechender

Wartezeit (etwa 30 Sekunden) zwischen zwei Abgüssen. Die Bilder 4.13 und 4.14 zeigen die Temperaturverteilung in der beweglichen Formhälfte jeweils für das Spannungsgitter und die V-Probe. Als Emissivität  $\varepsilon_F$  der Form wurde 0,65 gewählt, ein Wert welcher einerseits durch Abgleich mit Thermoelementen gewonnen wurde und andererseits mit empfohlenen Werten des Thermokameraherstellers [65] übereinstimmt, wenn die leicht oxidierte aber glatte Oberflächenbeschaffenheit in Betracht gezogen wird. Die reflektierte Temperatur entsprach der Raumtemperatur von 25 °C. Da Reflexionen aus der Umgebung die Messung verfälschen, wurde im Bereich der Bohnen gemessen wo diese geringer sind als auf planen Flächen. Vorhergehende Untersuchungen der Oberflächen-temperaturen von Stahlkörpern aus dem Warmarbeitsstahl 1.2343 hatten ergeben, dass an der Oberfläche mit einem Temperaturverlust von etwa 10 °C zu rechnen ist. Bei geschlossener Form gleicht sich die Temperatur der Formoberfläche an die Hintergrundtemperatur des Formeinsatzes an. Bei Auslösung des Schusses ist somit mit einer homogenen Temperatur des Formeinsatzes zu rechnen.

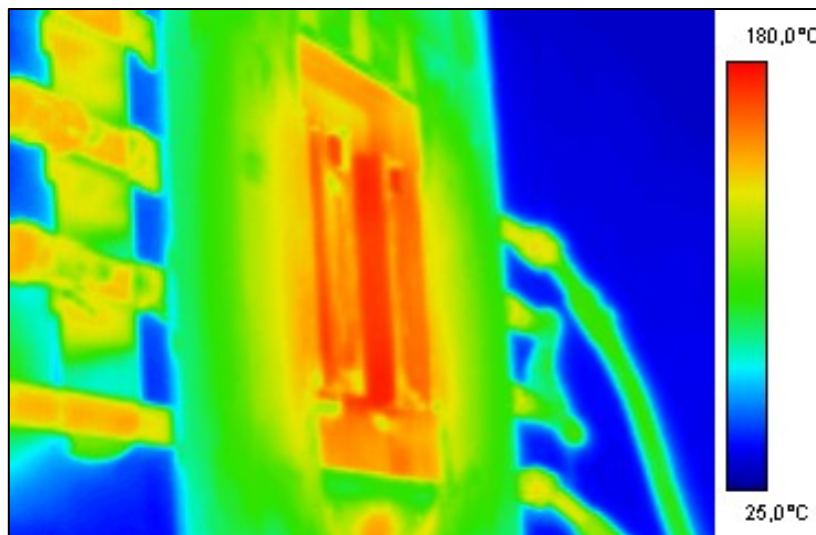
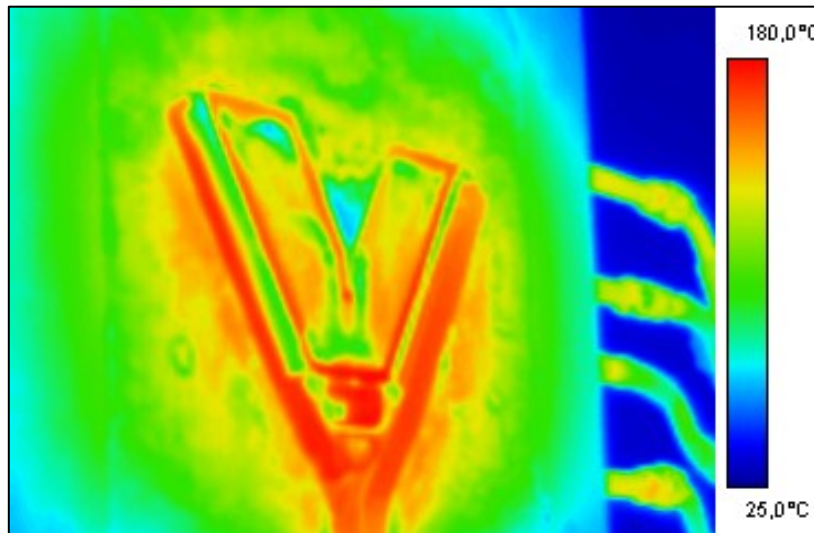


Bild 4.13: Thermokameraaufnahme (FLIR ThermaCAM E45;  $\varepsilon_F = 0,65$ ) der beweglichen Formhälfte des Spannungsgittereinsatzes nach dem Aufbringen des Trennmittels und 30 Sekunden Wartezeit. Die Vorlauftemperatur des Temperieröls betrug 180 °C Die Formtemperatur liegt im Bereich von 180 °C und ist homogen. Die Messwerte sind im Bereich der Bohnen am genauesten, da Reflexionen dort am wenigsten auftreten.

Bei der Formtemperaturmessung der V-Probe wurde als Messpunkt ein Punkt im Bereich des umlaufenden Steges ausgewählt da dort mit den geringsten Reflexionen zu rechnen ist. Auch bei der V-Probe konnte eine homogene Temperatur über dem gesamten Einsatz festgestellt werden, welche der Vorlauftemperatur des Temperieröls entspricht.





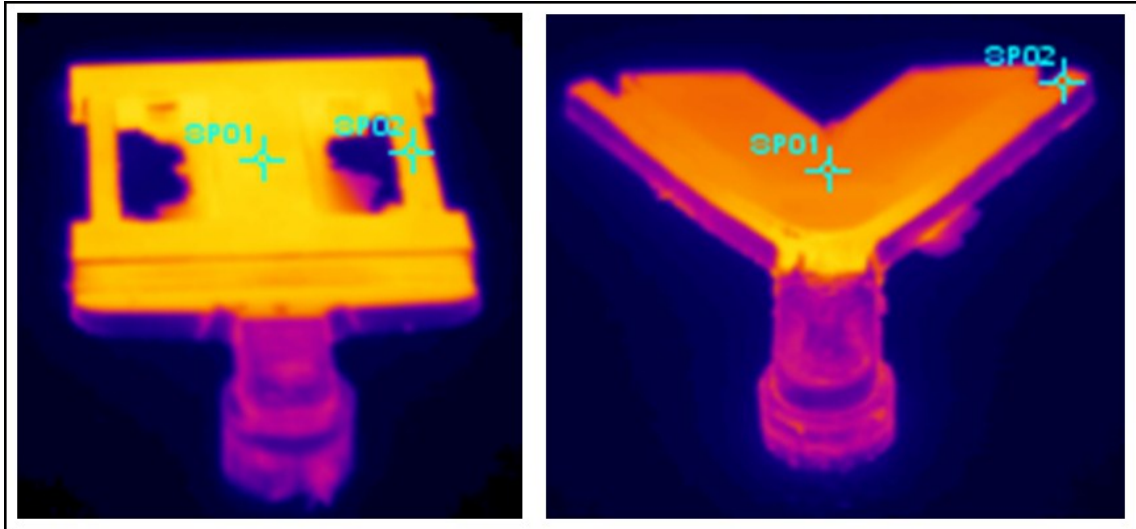
**Bild 4.14:** Thermokameraaufnahme (FLIR ThermoCAM E45;  $\varepsilon_F = 0,65$ ) der beweglichen Formhälfte des V-Proben-Einsatzes nach dem Aufbringen des Trennmittels und 30 Sekunden Wartezeit; die Vorlauftemperatur des Temperieröls betrug 180 °C, die Formtemperatur liegt im Bereich von 180 °C und ist homogen; die Messwerte sind im Bereich des umlaufenden Steges am genauesten, da Reflexionen dort am wenigsten auftreten; die sehr kalt erscheinenden Stellen (in der Darstellung blau und hellgrün) sind blanke Stellen, deren Emissivität geringer als 0,65 ist und die daher kälter erscheinen.

Aufgrund der Homogenisierung der Formtemperaturen innerhalb eines Gießzyklus wurde in der Simulation auf eine thermische Zyklusrechnung verzichtet und eine homogene Formtemperatur als Anfangsbedingung der thermisch transienten Rechnung gesetzt.

#### 4.1.2.2 Messung der Abkühlkurven und Rückextrapolation auf die Ausformtemperaturen

Die Ermittlung der Ausformtemperaturen der Gussteile, welche auf direktem Wege nicht möglich war, erfolgte durch Rückextrapolation aus den Abkühlkurven. Dafür wurden die Proben direkt nach dem Auswerfen mit Grafitsspray geschwärzt. Die Temperaturfelder beim Abkühlen wurden mit einer Thermokamera (FLIR ThermoCAM A320) aufgezeichnet. Die Bildrate bei der Aufzeichnung betrug ein Bild pro fünf Sekunden. Als Emissivität  $\varepsilon_p$  der geschwärzten Gussteile wurde 0,92 angenommen. Für beide Gussteile wurden zwei Referenzpunkte gewählt an denen die Temperatursauswertung erfolgte. **Bild 4.15** zeigt diese Referenzpunkte für das Spannungsgitter und die V-Probe. Für beide Proben, Spannungsgitter und V-Probe, ist anzumerken, dass die Angussbereiche nicht mit Grafit geschwärzt wurden und daher wesentlich kälter erscheinen, da der tatsächliche

Emissionsgrad der blanken Probe deutlich unter dem für die geschwärzten Stellen angenommenen Emissionsgrad von 0,92 liegt.



**Bild 4.15:** Thermokameraaufnahmen (FLIR ThermoCAM A320) von Spannungsgitter und V-Probe; die Punkte SP01 und SP02 zeigen jeweils die Referenzpunkte, an denen die Temperatur ausgewertet wurde; die Gussteile sind teilweise geschwärzt, kälter erscheinende Bereiche (hier violett bis rot) sind ungeschwärzt.

Die Rückextrapolation auf die Ausformtemperaturen erfolgte beim Spannungsgitter mittels eines Polynomfits 6. Grades für beide Abkühlkurven. Der Polynomfit wurde deswegen gewählt, weil die e-Funktion (auch mit mehreren Parametern), welche bei Abkühlvorgängen zu erwarten wäre, einen schlechteren Fit der Datenwerte liefert. Dies liegt daran, dass auftretende Störfaktoren (Luftzug, Wärmeableitung von der Probe auf den Boden, etc.) ein Abweichen von der Idealform bewirken. Die Zeit vom Auswerfen und anschließendem Schwärzen der Proben bis zum Start der Temperaturlaufzeichnung betrug dabei 60 Sekunden. Die Rückextrapolation der Temperaturkurven auf den Zeitpunkt null Sekunden ergibt die Ausformtemperatur des Gussteils. Die Bilder 4.16 und 4.17 zeigen jeweils eine Thermokameraaufnahme und die ermittelte Temperaturkurve für ein Spannungsgitter und für eine V-Probe mit virtuellen Thermoelementen. Die ermittelten Temperaturkurven dienen einerseits zum Vergleich der Gießversuche mit den Ergebnissen der Simulation, andererseits zur Ermittlung der Ausformtemperaturen durch Extrapolation. Bild 4.18 zeigt die Vorgehensweise bei der Rückextrapolation für das Spannungsgitter.

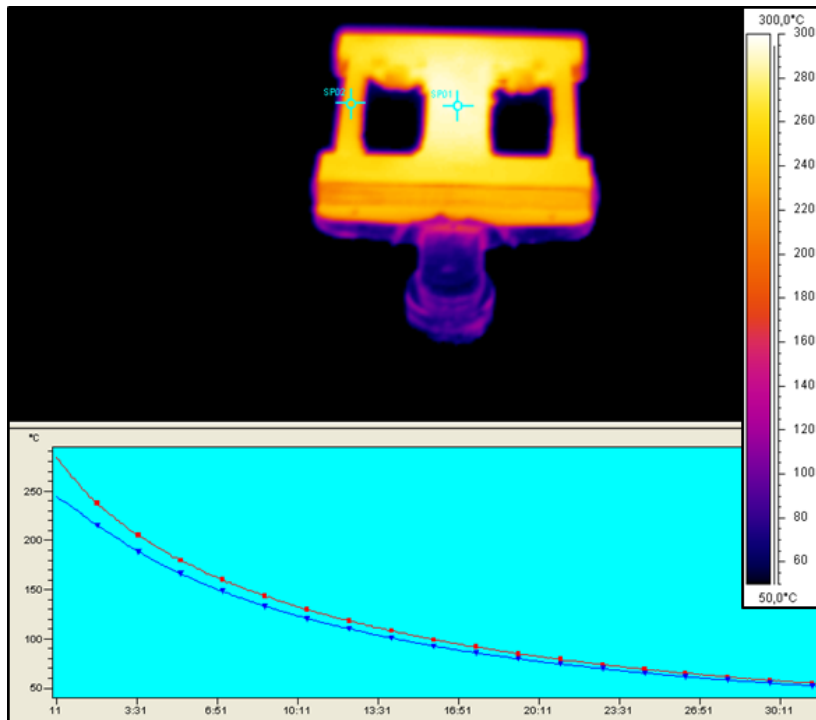


Bild 4.16: Thermografische Aufnahme eines Spannungsgitters mit zugehörigen Abkühlkurven jeweils am Mittel- bzw. Außensteg des Gussteils.

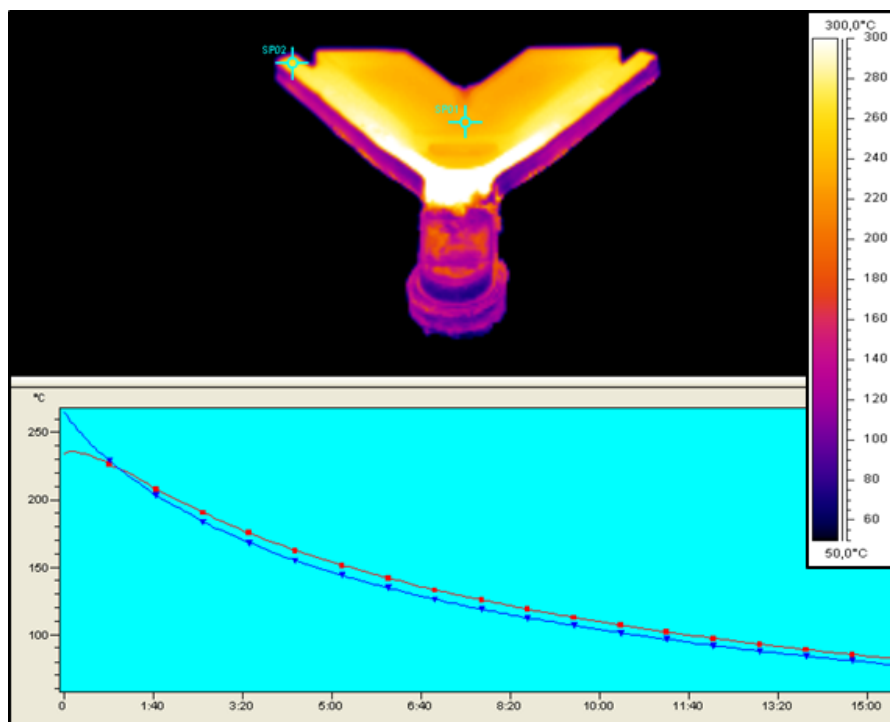
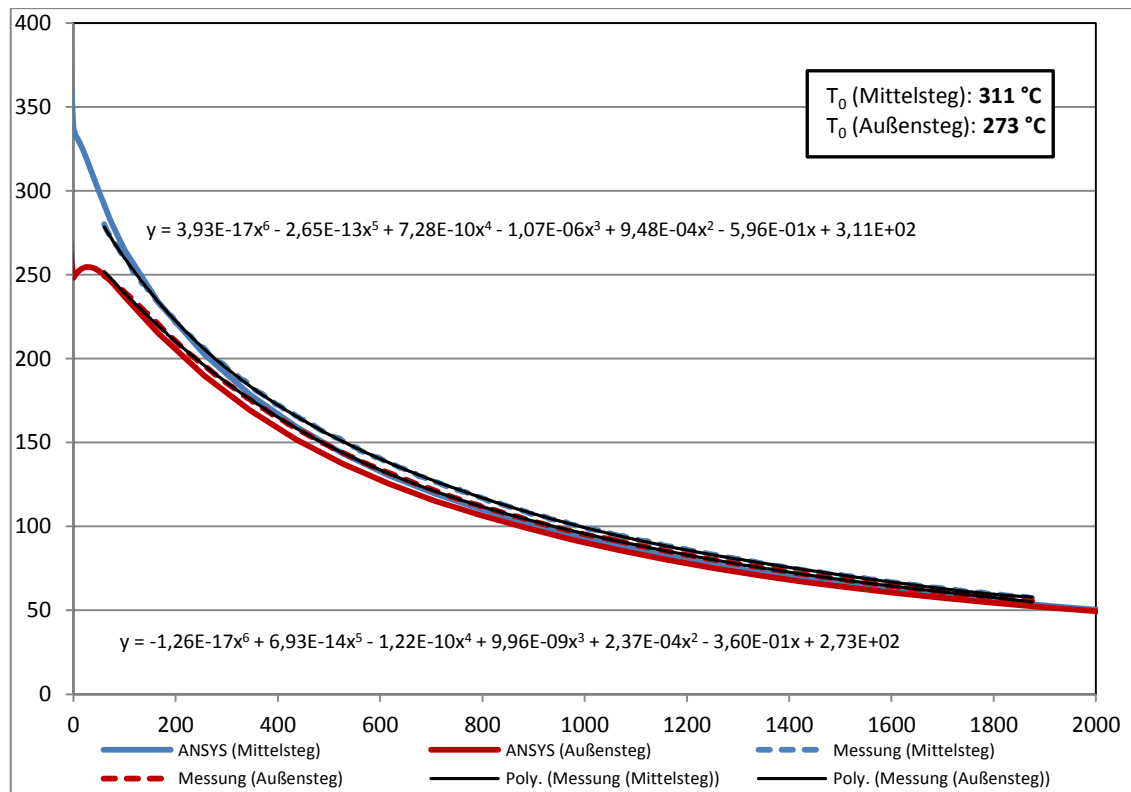


Bild 4.17: Thermografische Aufnahme einer V-Probe mit zugehörigen Abkühlkurven jeweils am Lauf und im Zentrum des Gussteils.



**Bild 4.18:** Vergleich zwischen gemessener und berechneter Abkühlkurve eines Spannungsgitters (Vorlauftemperatur 180 °C, 20 Sekunden Zuhaltzeit) sowie zugehöriger Polynomfit und errechnete Ausformtemperatur.

### 4.1.3 Verzug und Eigenspannungen

Die Methodik der Verzugsmessung bei der Auswertung der Versuchsabgüsse ist in Abschnitt 3.1.3 beschrieben. Im Folgenden wird auf die Ergebnisse der Verzugsmessungen für das Spannungsgitter und die V-Probe eingegangen.

#### 4.1.3.1 Verzug beim Spannungsgitter

Zur Messung des Gussteilverzuges wurden pro Abgussreihe drei bis fünf Gussteile herangezogen. Die Versuchsmatrix sowie die Anzahl der untersuchten Proben sind aus Tabelle 4.3 ersichtlich.

Tabelle 4.3.: Probenbezeichnungen und Versuchsparameter sowie Anzahl der untersuchten Proben bei der Auswertung des Gussteilverzugs des Spannungsgitters.

Serienbezeichnung	Vorlauftemperatur [°C]	Werkstoff	Zuhaltezeit [sek.]	Wasserabschreckung	Probenzahl
J1RT	160	AlSi10MnMg	20	nein	3
I1RT	180	AlSi10MnMg	20	nein	4
H1RT	200	AlSi10MnMg	20	nein	5
E1RT	230	AlSi10MnMg	20	nein	5
F1RT	260	AlSi10MnMg	20	nein	5
E2RT	230	AlSi10MnMg	30	nein	5
F2RT	260	AlSi10MnMg	30	nein	5
J1H2O	160	AlSi10MnMg	20	ja	3
I1H2O	180	AlSi10MnMg	20	ja	4
H1H2O	200	AlSi10MnMg	20	ja	5
E1H2O	230	AlSi10MnMg	20	ja	5
F1H2O	260	AlSi10MnMg	20	ja	5
E2H2O	230	AlSi10MnMg	30	ja	5
F2H2O	260	AlSi10MnMg	30	ja	5
P1RT	140	AlSi12(Fe)	20	nein	4
O1RT	160	AlSi12(Fe)	20	nein	4
N1RT	180	AlSi12(Fe)	20	nein	4
M1RT	200	AlSi12(Fe)	20	nein	4
K1RT	230	AlSi12(Fe)	20	nein	4
L1RT	260	AlSi12(Fe)	20	nein	4
K2RT	230	AlSi12(Fe)	30	nein	4
P1H2O	140	AlSi12(Fe)	20	ja	4
O1H2O	160	AlSi12(Fe)	20	ja	4
N1H2O	180	AlSi12(Fe)	20	ja	4
M1H2O	200	AlSi12(Fe)	20	ja	4
K1H2O	230	AlSi12(Fe)	20	ja	4
L1H2O	260	AlSi12(Fe)	20	ja	4
K2H2O	230	AlSi12(Fe)	30	ja	4

Die Ergebnisse der Messungen der Fräsbahnbreite und der Fenster sowie die errechneten Dehnungen, welche der elastischen Rückfederung des Bauteils nach dem Freischneiden entsprechen sowie die aus dem Elastizitätsmodul bei Raumtemperatur errechneten Spannungen sind in Tabelle 4.4 dargestellt. Alle Werte stellen die Mittelwerte aus den untersuchten Proben und der fünf Messstellen entlang der Fräsbahn dar.

Tabelle 4.4: Messwerte und errechnete Dehnungen und Spannungen bei der Auswertung des Spannungsgitters.

Serienbezeichnung	Abstand vor Trennung [mm]	Abstand nach Trennung [mm]	Aufweitung [mm]	Fensterlänge [mm]	Dehnung $\times 10^3$ [-]	Spannung [MPa]
J1RT	9,99	10,05	<b>0,06</b>	140,85	<b>0,45</b>	<b>33</b>
I1RT	9,99	10,05	<b>0,06</b>	140,73	<b>0,41</b>	<b>30</b>
H1RT	9,99	10,05	<b>0,06</b>	140,83	<b>0,42</b>	<b>31</b>
E1RT	9,99	10,02	<b>0,04</b>	140,62	<b>0,28</b>	<b>21</b>
F1RT	9,99	10,03	<b>0,04</b>	140,84	<b>0,27</b>	<b>20</b>
E2RT	9,99	10,03	<b>0,04</b>	141,11	<b>0,28</b>	<b>21</b>
F2RT	9,99	10,03	<b>0,04</b>	141,13	<b>0,32</b>	<b>23</b>
J1H2O	9,99	10,13	<b>0,13</b>	141,15	<b>0,95</b>	<b>71</b>
I1H2O	9,99	10,12	<b>0,13</b>	140,79	<b>0,95</b>	<b>70</b>
H1H2O	9,99	10,12	<b>0,13</b>	140,80	<b>0,92</b>	<b>68</b>
E1H2O	9,99	10,16	<b>0,17</b>	141,11	<b>1,18</b>	<b>87</b>
F1H2O	9,99	10,13	<b>0,14</b>	140,86	<b>1,00</b>	<b>74</b>
E2H2O	9,99	10,12	<b>0,13</b>	141,11	<b>0,94</b>	<b>70</b>
F2H2O	9,99	10,11	<b>0,12</b>	140,71	<b>0,87</b>	<b>64</b>
P1RT	9,99	10,04	<b>0,04</b>	139,94	<b>0,32</b>	<b>22</b>
O1RT	9,99	10,04	<b>0,05</b>	139,96	<b>0,36</b>	<b>25</b>
N1RT	10,00	10,04	<b>0,04</b>	139,95	<b>0,30</b>	<b>21</b>
M1RT	10,00	10,04	<b>0,04</b>	139,99	<b>0,30</b>	<b>21</b>
K1RT	9,99	10,03	<b>0,03</b>	139,93	<b>0,25</b>	<b>17</b>
L1RT	9,99	10,03	<b>0,03</b>	139,98	<b>0,25</b>	<b>17</b>
K2RT	9,99	10,03	<b>0,04</b>	140,02	<b>0,29</b>	<b>20</b>
P1H2O	10,00	10,09	<b>0,09</b>	139,95	<b>0,65</b>	<b>46</b>
O1H2O	10,00	10,09	<b>0,09</b>	139,94	<b>0,64</b>	<b>47</b>
N1H2O	10,00	10,08	<b>0,09</b>	139,80	<b>0,61</b>	<b>43</b>
M1H2O	10,00	10,08	<b>0,09</b>	139,92	<b>0,62</b>	<b>44</b>
K1H2O	10,00	10,09	<b>0,09</b>	139,93	<b>0,65</b>	<b>45</b>
L1H2O	10,00	10,09	<b>0,10</b>	139,99	<b>0,69</b>	<b>49</b>
K2H2O	10,00	10,07	<b>0,08</b>	139,99	<b>0,54</b>	<b>38</b>

Bild 4.19 zeigt die ermittelten Dehnungswerte (Mittelwerte über die fünf Messstellen) für die einzelnen Proben des Spannungsgitters in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur bei der Legierung AlSi10MnMg. Die Ergebnisse für die Legierung AlSi12(Fe) sind in Bild 4.20 dargestellt.

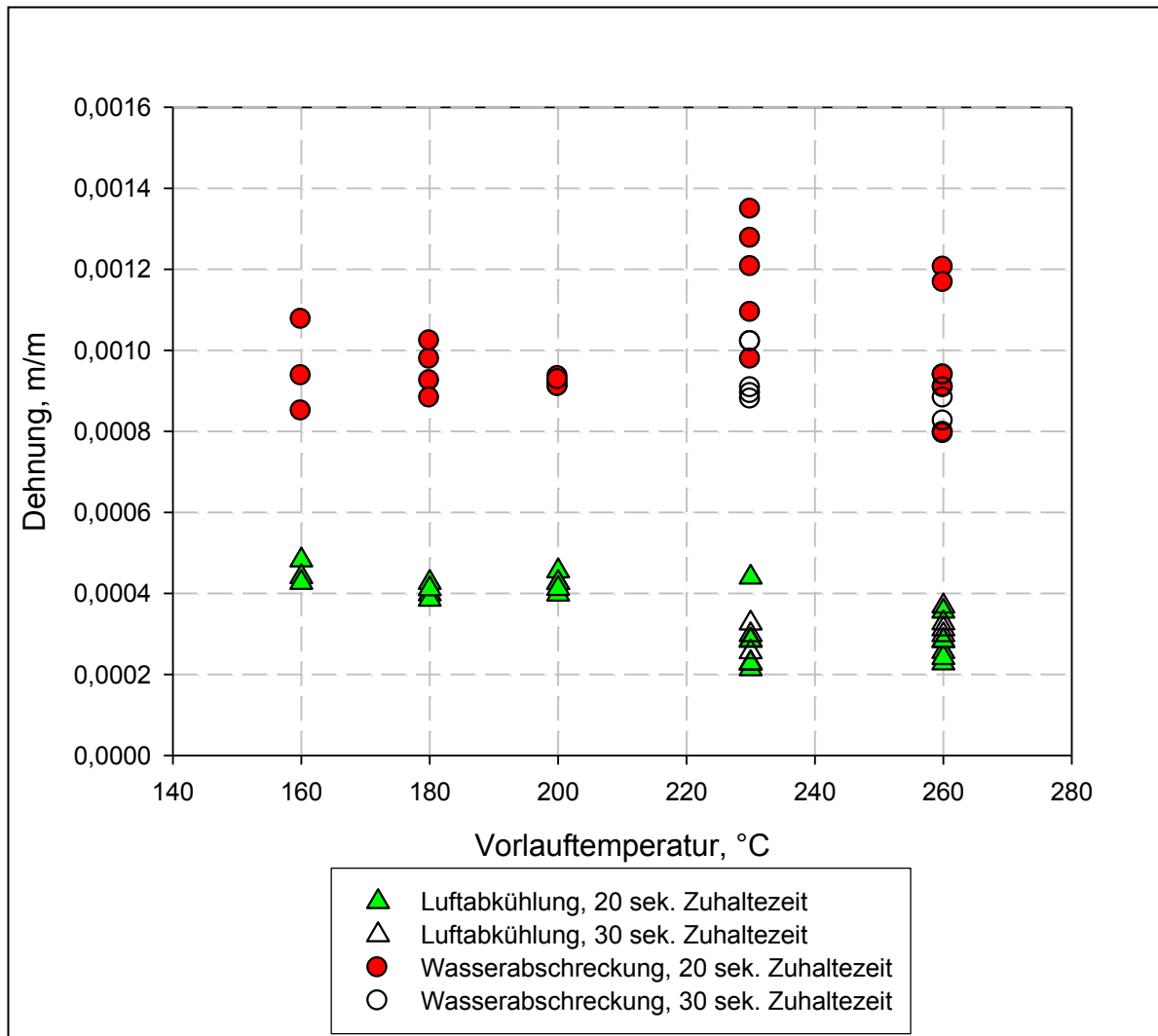
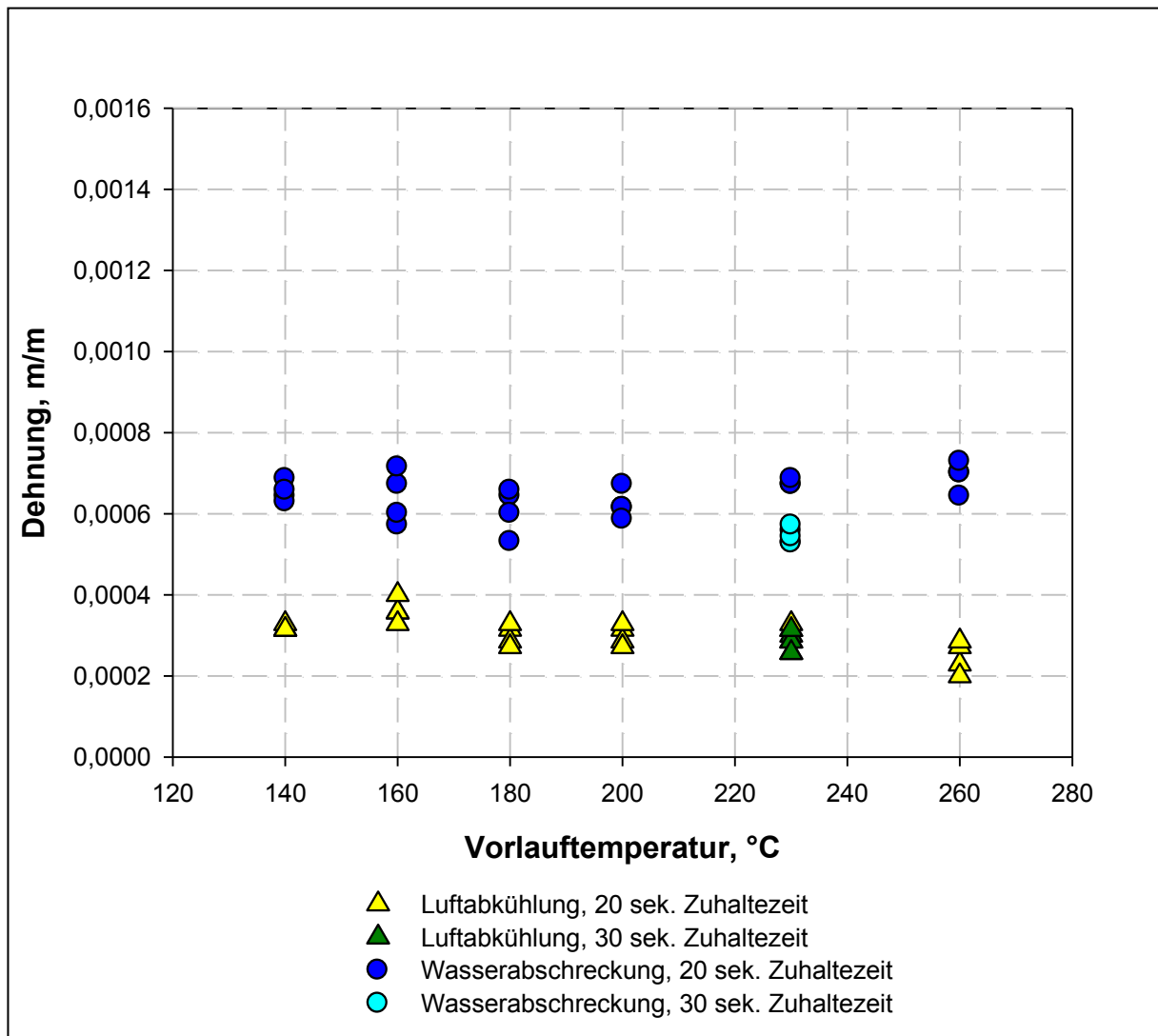


Bild 4.19: Gemessene Dehnungswerte für das Spannungsgitter aus der Legierung AISi10MnMg in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls.

Wie aus [Bild 4.19](#) ersichtlich, ist ein deutlicher Unterschied zwischen luftabgekühlten und abgeschreckten Proben erkennbar. Ein Einfluss der Vorlauftemperatur ist nur bei den luftgekühlten Proben zu erkennen. In Wasser abgeschreckte Proben zeigen eine höhere Streuung der Messwerte und keine Empfindlichkeit bezüglich der Vorlauftemperatur. Sowohl bei den an Luft abgekühlten, als auch an den abgeschreckten Proben lässt sich kein signifikanter Einfluss der Zuhaltzeit auf die Dehnung feststellen. Bei Formtemperaturen unter 230 °C konnte keine Zuhaltzeit von 30 Sekunden realisiert werden, da die Gussteile durch zu starkes Aufschrumpfen auf den Formeinsatz nicht mehr ausgeformt werden konnten. Bei Formtemperaturen unter 160 °C für AISi10MnMg bzw. bei 140 °C für AISi12(Fe) kommt es zu vermehrtem Kaltlaufen bei der Füllung. Ein starkes Aufschrumpfen schon nach 20 Sekunden Zuhaltzeit würde zudem das Ausformen zu

stark behindern, sodass ein Ausformen ohne Gussteil- und Formbeschädigung nicht mehr gewährleistet ist.



**Bild 4.20:** Gemessene Dehnungswerte für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi12(Fe) Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls.

Wie aus [Bild 4.20](#) ersichtlich, ist ein deutlicher Unterschied zwischen luftabgekühlten und abgeschreckten Proben erkennbar. Ein Einfluss der Vorlauftemperatur ist nur bei den luftgekühlten Proben zu erkennen. In Wasser abgeschreckte Proben zeigen etwas höhere Streuung der Messwerte und keine Empfindlichkeit bezüglich der Vorlauftemperatur. Bei den an Luft abgekühlten Proben lässt sich kein Einfluss der Zuhaltezeit auf die Dehnung feststellen, jedoch ist bei den abgeschreckten Proben ein Unterschied bei 230 °C Vorlauftemperatur zu erkennen. Aus dem Vergleich der beiden Legierungen ergibt sich für die



Legierung AlSi10MnMg eine deutlich höhere Dehnung als bei der Legierung AlSi12(Fe). Die Legierung AlSi10MnMg besitzt im Vergleich zu AlSi12(Fe) im flüssigen Zustand ein größeres Schmelzintervall und im festen Zustand eine höhere Duktilität sowie einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten.

Zur Abschätzung des Fehlers bei der Dehnungs- bzw. Spannungsermittlung sind folgende Fehlerquellen zu berücksichtigen

- a. Messunsicherheit bei der Messung der Fräsbahn
- b. Messunsicherheit bei der Messung der Fenster
- c. Messunsicherheit durch das Einbringen der Fräsbahn und das Freischneiden
- d. Messunsicherheit bei der Bestimmung des Elastizitätsmoduls
- e. Streuung des Herstellprozesses

a.) Messunsicherheit bei der Vermessung der Fräsbahn: Die einfache Standardabweichung unabhängiger Messungen der Fräsbahnbreite beträgt 0,005 mm, was bezogen auf eine Längenänderung von 0,1 mm etwa 5 % entspricht. Bei einem Deckungsfaktor von 2 und zweimaliger Vermessung der Fräsbahn (vor und nach dem Trennen) lässt sich der zu erwartende Fehler (je nach Absolutbetrag der Aufweitung) auf etwa 10-25 % abschätzen.

b.) Messunsicherheit bei der Messung der Fenster: Die einfache Standardabweichung unabhängiger Messungen der Fenster beträgt 0,5 mm, was bezogen auf eine Breite von 140 mm etwa 0,4 % entspricht. Bei einem Deckungsfaktor von 2 lässt sich der Fehler auf 0,8 % abschätzen.

c.) Messunsicherheit durch das Einbringen der Fräsbahn und das Freischneiden: Unter Annahme homogener Normalspannungsverteilung über den Querschnitt des Mittelsteiges ergibt sich bei einer Fräsbahntiefe von 1 mm und einer Gesamtdicke von 15 mm eine Reduktion des Querschnittes um etwa 7 % vor der Vermessung der Fräsbahn. Das Freischneiden mittels Wasserstrahlschneiden belastet das Gussstück mechanisch nur sehr gering. Der Gesamtfehler durch Fräsen und Freischneiden wird daher auf etwa 7 % geschätzt.

d.) Messunsicherheit bei der Bestimmung des Elastizitätsmoduls: Die erweiterte Messunsicherheit (Deckungsfaktor  $k=2$ ) beträgt 2%.

Die Gesamtmessunsicherheit bei der Bestimmung der Eigenspannungen in den Spannungsgitterproben beträgt gemäß dem Gaußschen Fehlerfortpflanzungsgesetz  $\pm 10$  MPa.

e.) Streuung des Herstellprozesses: Als industrielles Fertigungsverfahren weist der Druckgießprozess, trotz sorgfältiger Kontrolle der Prozessparametern, gewisse Streuungen auf. Diese sind praktisch nicht exakt quantifizierbar und müssen daher abgeschätzt werden. Der Einfluss der Prozessstreuung auf den Verzug der Gussteile wird auf etwa 10% geschätzt.

## 4.1.3.2 Verzug bei der V-Probe

Zur Messung des Gussteilverzuges wurden pro Abgussreihe drei bis vier Gussteile herangezogen. Die Versuchsmatrix sowie die Anzahl der untersuchten Proben sind aus Tabelle 4.5 ersichtlich.

Tabelle 4.5.: Probenbezeichnungen und Versuchsparameter sowie Anzahl der untersuchten Proben bei der Auswertung des Gussteilverzugs des Spannungsgitters.

Serienbezeichnung	Vorlauftemperatur [°C]	Werkstoff	Zuhaltezeit [sek.]	Wasserabschreckung	Probenzahl
C1RT	180	AlSi10MnMg	5	nein	4
D1RT	160	AlSi10MnMg	5	nein	4
C2RT	180	AlSi10MnMg	8	nein	4
D2RT	160	AlSi10MnMg	8	nein	4
C1H2O	180	AlSi10MnMg	5	ja	4
D1H2O	160	AlSi10MnMg	5	ja	4
C2H2O	180	AlSi10MnMg	8	ja	4
D2H2O	160	AlSi10MnMg	8	ja	4
Q1RT	160	AlSi12(Fe)	8	nein	3
R1RT	180	AlSi12(Fe)	5	nein	4
S1RT	200	AlSi12(Fe)	8	nein	3
Q2RT	160	AlSi12(Fe)	5	nein	4
R2RT	180	AlSi12(Fe)	8	nein	4
S2RT	200	AlSi12(Fe)	5	nein	4
Q1H2O	160	AlSi12(Fe)	8	ja	3
R1H2O	180	AlSi12(Fe)	5	ja	3
S1H2O	200	AlSi12(Fe)	8	ja	4
Q2H2O	160	AlSi12(Fe)	5	ja	4
R2H2O	180	AlSi12(Fe)	8	ja	4
S2H2O	200	AlSi12(Fe)	5	ja	4

Die Ergebnisse der Messungen an den V-Proben sind in Tabelle 4.6 dargestellt. Entsprechend der in Abschnitt 3.1.3.2 beschriebenen Methodik wurden der Verzug sowie die Dehnungen der V-Proben berechnet. Das Weiteren wurden die Werte der Dehnungen vor und nach dem Freischneiden und die elastische Rückfederung ermittelt die Ergebnisse der Berechnungen sind in Tabelle 4.7 dargestellt.

Tabelle 4.6: Messwerte für Aufweitung und Rückfederung sowie errechnete Dehnungen bei der Auswertung der V-Probe.

Serienbezeichnung	Aufweitung [mm]	Dehnung x 10 <sup>3</sup> [mm <sup>-1</sup> ]	Rückfederung [mm]
C1RT	0,50	2,48	0,17
D1RT	0,49	2,43	0,20
C2RT	0,49	2,45	0,21
D2RT	0,45	2,26	0,28
C1H2O	0,62	3,07	0,39
D1H2O	0,48	2,38	0,32
C2H2O	0,51	2,53	0,34
D2H2O	0,48	2,38	0,37
Q1RT	0,50	2,47	0,13
R1RT	0,52	2,59	0,13
S1RT*	0,61	3,02	-
Q2RT	0,56	2,76	0,14
R2RT	0,56	2,76	0,12
S2RT	0,50	2,47	0,19
Q1H2O	0,50	2,47	0,21
R1H2O	0,58	2,89	0,27
S1H2O	0,65	3,25	0,25
Q2H2O	0,52	2,56	0,24
R2H2O	0,63	3,13	0,22
S2H2O	0,60	2,97	0,24

\*) Proben nach Messung der Aufweitung zerstört und für Messung der Rückfederung unbrauchbar

Bild 4.21 zeigt die ermittelten Dehnungswerte für die einzelnen V-Proben in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur bei der Legierung AlSi10MnMg. Die Ergebnisse für die Legierung AlSi12(Fe) sind in Bild 4.22 dargestellt.

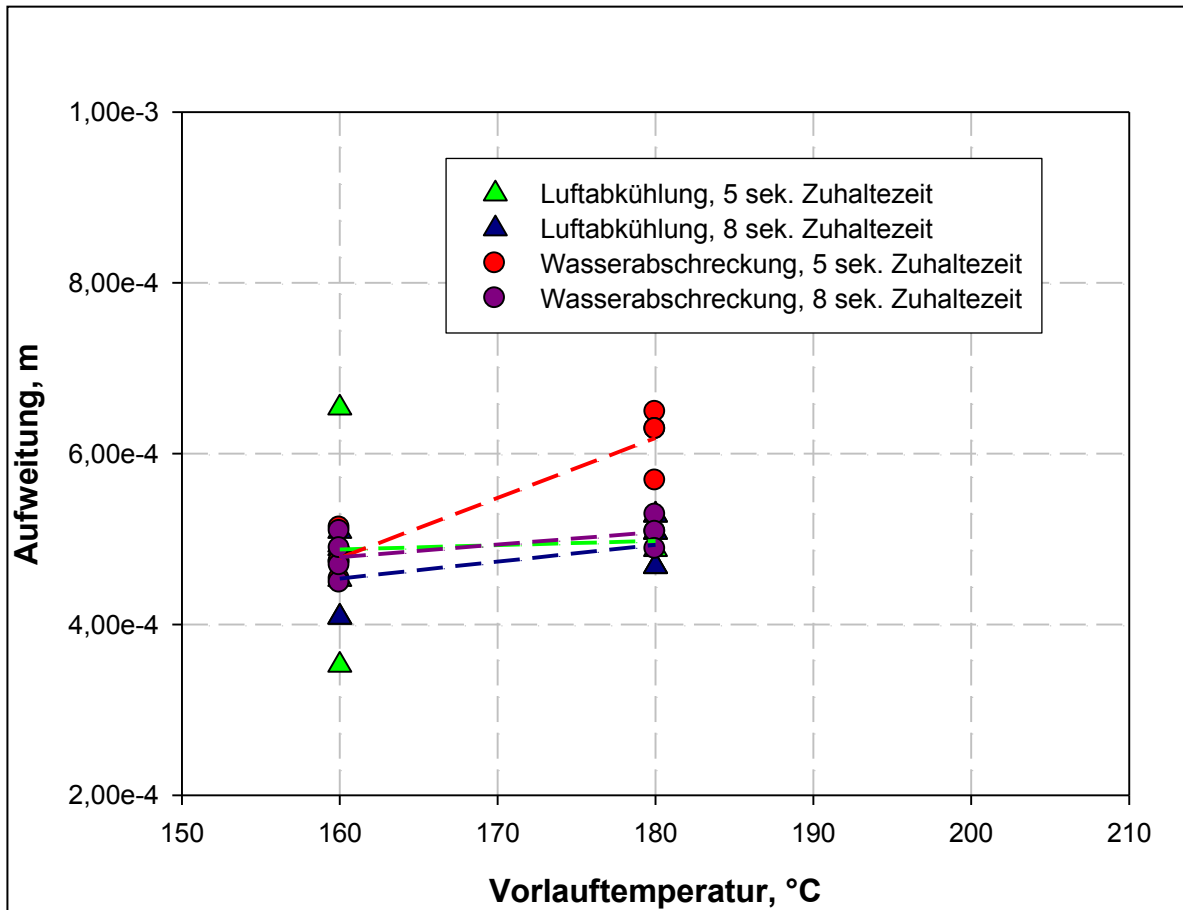
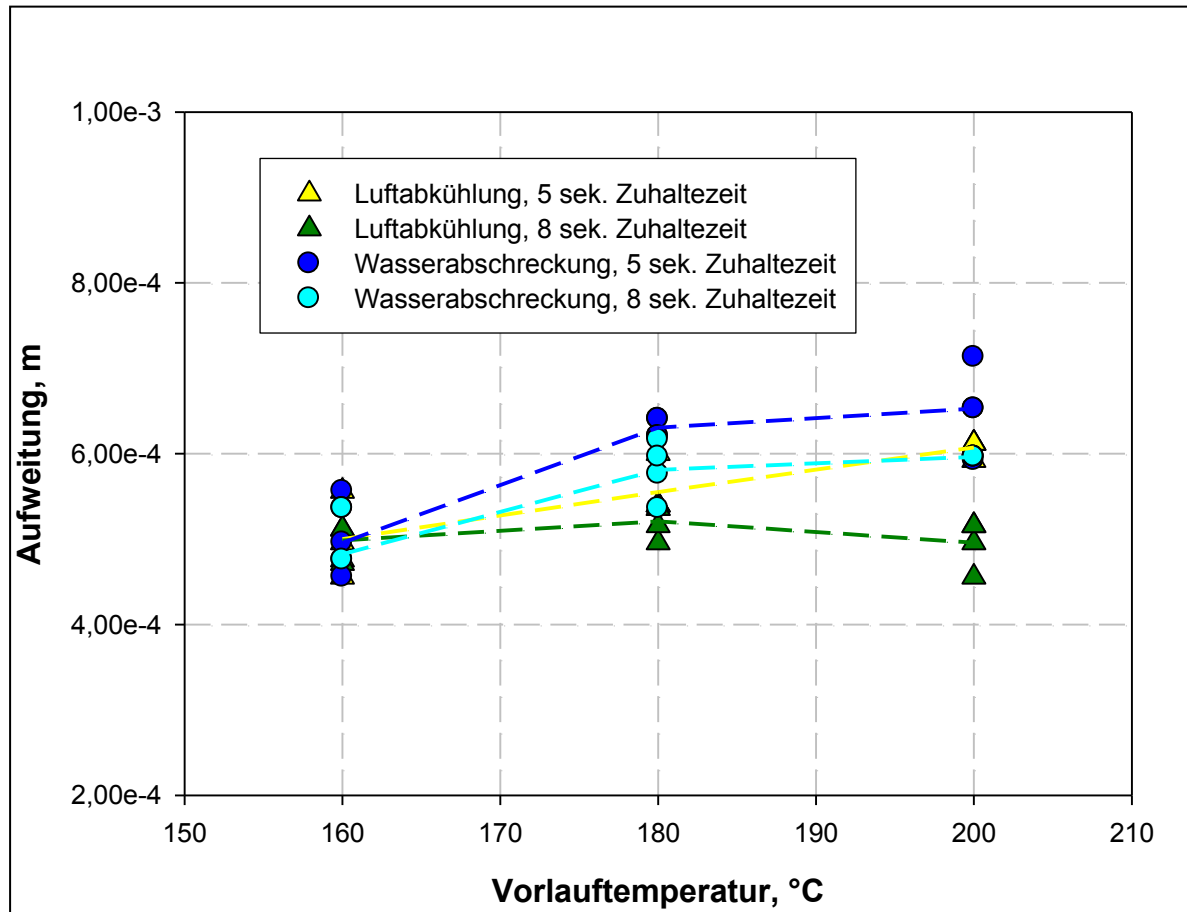


Bild 4.21: Gemessene Dehnungswerte für die V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls.

Wie aus Bild 4.21 ersichtlich, steigen die auftretenden Dehnungen mit steigender Formtemperatur leicht an. Ein Einfluss des Abkühlregimes ist bei einer Formtemperatur von 180 °C für Proben, die nach fünf Sekunden ausgeworfen wurden, zu erkennen. Bei 180 °C Formtemperatur ist zudem ein Einfluss der Zuhaltezeit vorhanden.



**Bild 4.22:** Gemessene Dehnungswerte für die V-Probe aus der Legierung AISi12(Fe) in Abhängigkeit von der Vorlaufemperatur des Temperieröls.

Wie in **Bild 4.22** zu erkennen, steigen die auftretenden Dehnungen mit steigender Formtemperatur leicht an. Ein Einfluss der Zuhaltezeit sowie des Abkühlregimes ist erst ab Formtemperaturen ab 180 °C zu erkennen. Das Verhalten ist tendenziell gleich wie bei der Legierung AISi10MnMg. Dies deutet darauf hin, dass der geringere Temperaturunterschied zwischen Lauf und Gussteil bei niedrigen Temperaturen zu niedrigerem Verzug führt. Bei längeren Zuhaltezeiten sinkt zudem das durchschnittliche Temperaturniveau des Gussteils samt Laufsystem, was größere Ausformfestigkeiten und damit eine geringere Verzugsneigung zur Folge hat. Im Gegensatz zu dickwandigen Teilen ist der Wärmeeintrag in die Form geringer, womit der bremsende Einfluss des schlechter leitenden Formwerkstoffes auf den Wärmeabtransport kleiner ist, und ein Einfluss der Zuhaltezeit festgestellt werden kann. Die Werte der ermittelten Dehnungen liegen für beide Legierungen im gleichen Bereich.

Bild 4.23 zeigt die gemessenen Ergebnisse für die elastische Rückfederung nach dem Abtrennen des Laufs (vgl.: [Abschnitt 3.1.3.2](#)) für die Legierung AlSi10MnMg. Die Ergebnisse für die Legierung AlSi12(Fe) sind in [Bild 4.24](#) dargestellt.

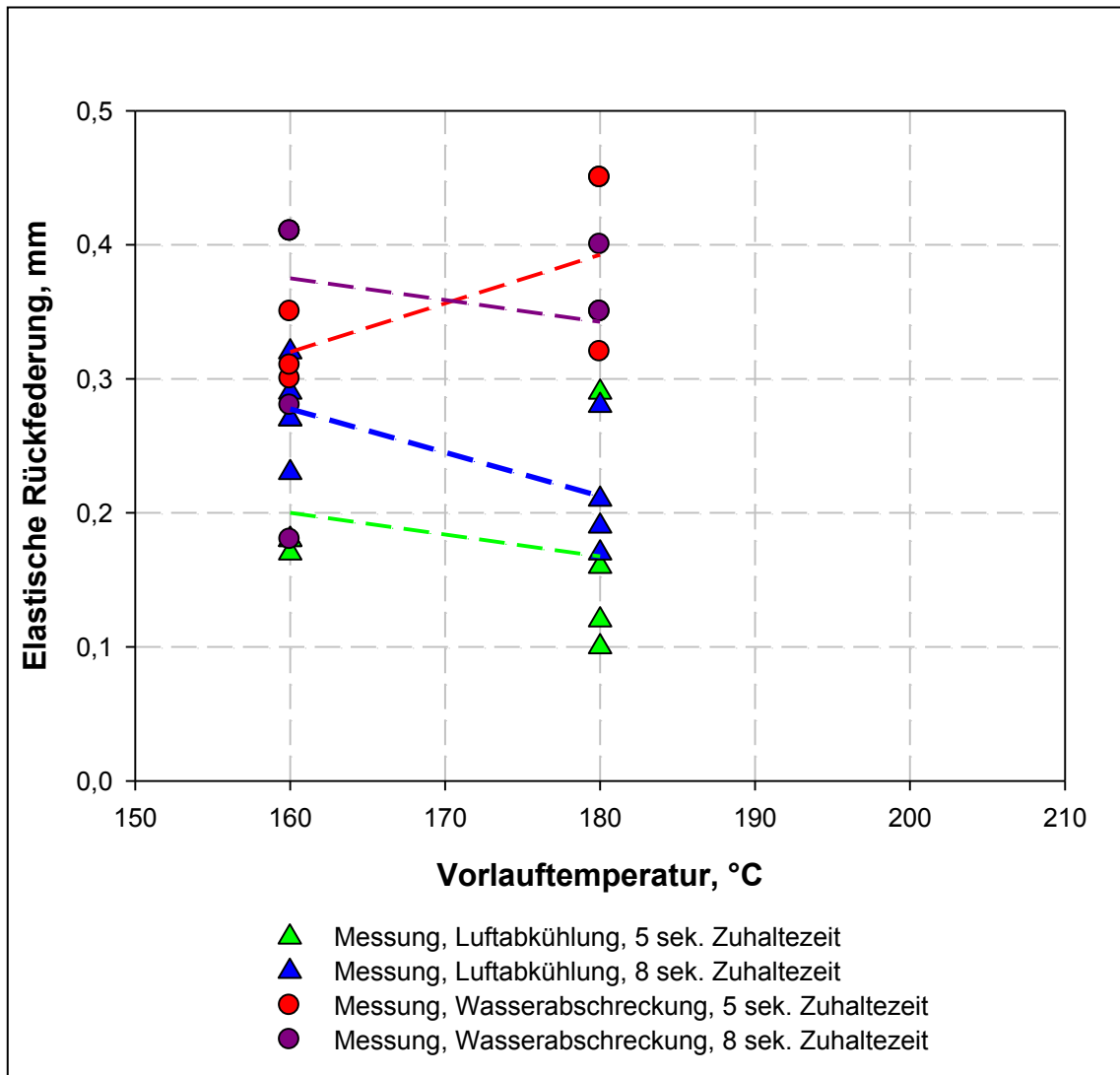
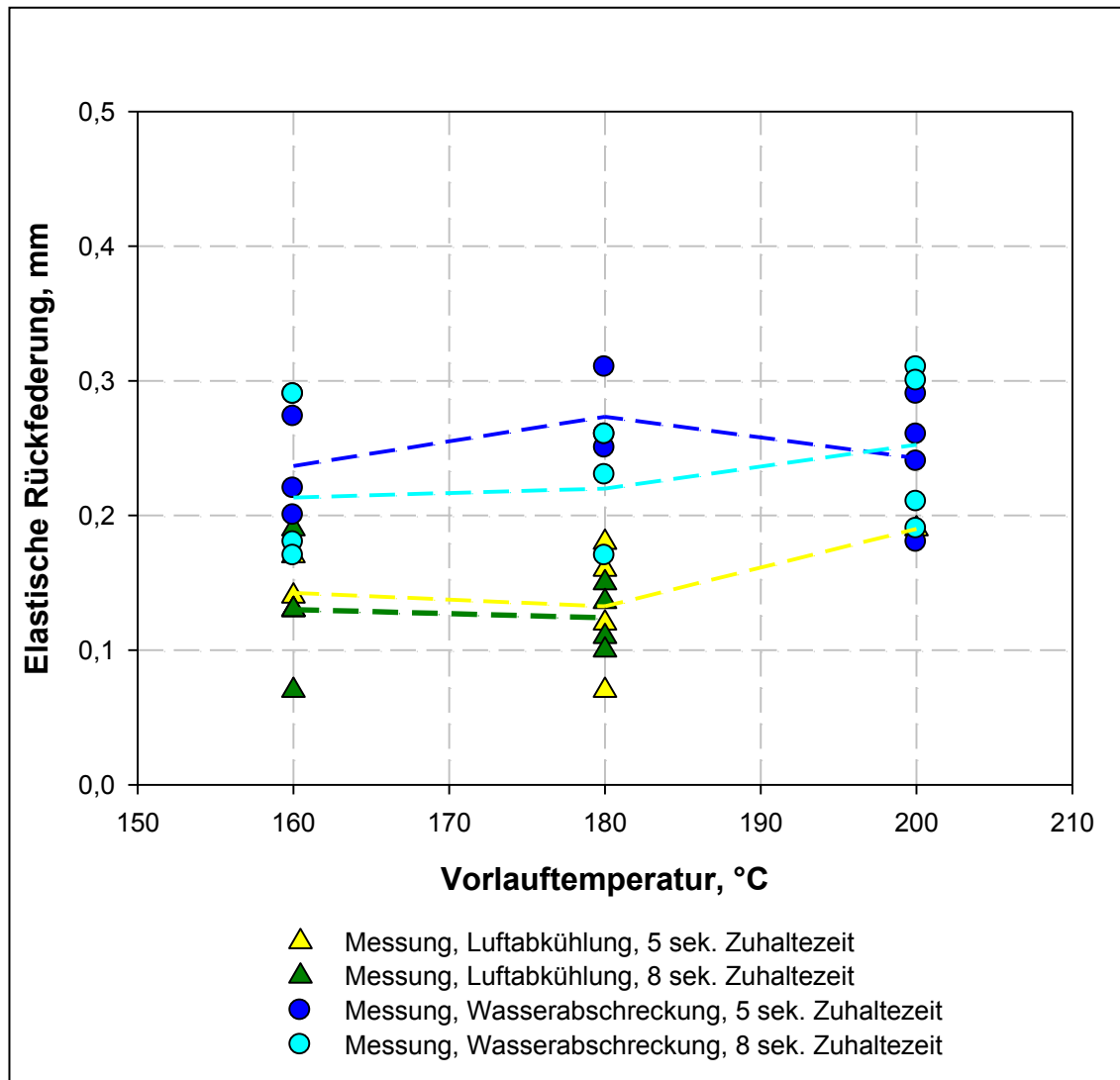


Bild 4.23: Gemessene elastische Rückfederung für die V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls.

Wie in [Bild 4.23](#) zu erkennen, übt die Wasserabschreckung einen deutlichen Einfluss auf die gemessene elastische Rückfederung aus. Der Einfluss der Formtemperatur und der Zuhaltezeit ist nicht signifikant. Dies legt den Schluss nahe, dass die elastischen Dehnungen in erster Linie nach dem Ausformen und durch die beim Abschrecken stark ansteigenden Temperaturdifferenzen zwischen Teil und Lauf entstehen. Die Ergebnisse für die Legierung AlSi12(Fe) sind in [Bild 4.24](#) dargestellt. Auch bei der Legierung

AlSi12(Fe) ist das Abkühlregime nach dem Ausformen der größte Einflussfaktor auf die elastische Rückfederung. Die gemessenen Werte für die Legierung AlSi12(Fe) sind etwas kleiner als für die Legierung AlSi10MnMg. Dies ist wie bei den Messungen am Spannungsgitter auf größere Duktilität und einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten zurückzuführen.



**Bild 4.24:** Gemessene elastische Rückfederung für die V-Probe aus der Legierung AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperieröls.

Die großen Streuungen der Messwerte stammen von der im Verhältnis zum Gesamtverzug großen Messunsicherheit bei der taktilen Messung.



## 4.2 Ermittlung der Werkstoffparameter für AlSi10MnMg

### 4.2.1 Thermophysikalische Daten

#### 4.2.1.1 Dichte bei Raumtemperatur

Die Dichtewerte der AlSi10MnMg-Proben bei Raumtemperatur wurden durch Abmessungs- und Massebestimmung sowie durch das Archimedische Prinzip (nur bei der Probe aus dem Massel) ermittelt. Tabelle 4.7 zeigt die Ergebnisse der Dichtemessungen bei Raumtemperatur. Die angegebene Messunsicherheit wurde mit dem Gaußschen Fehlerfortpflanzungsgesetz [70] ermittelt und basiert auf einer Messunsicherheit von  $\pm 0,02$  mm bei der Längenbestimmung und einer Messunsicherheit von  $\pm 0,01$  g bei der Massenbestimmung. Die Probenbezeichnungen entsprechen der Nummer des Versuchsabgusses (in diesem Falle ein Spannungsgitter). Die Probe mit der Bezeichnung „Rho1“ stammt aus dem dickwandigen Mittelbereich des Gussteils, die Probe mit der Bezeichnung „Rho2“ stammt aus einem der dünnwandigen Außenstege. Die Bezeichnung „SF36 Massel“ steht für die Probenahme aus dem Einsatzmaterial (Bild 4.25).

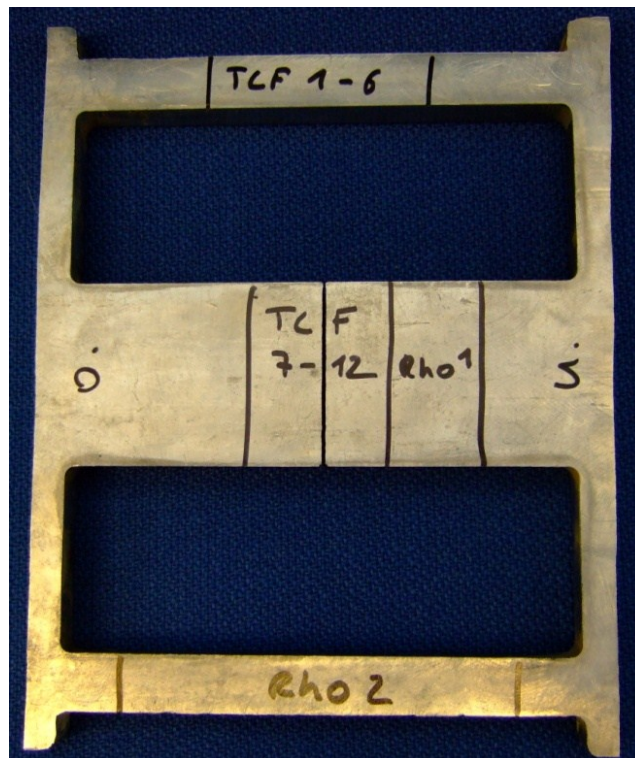


Bild 4.25: Lage der Dichte- und Temperaturleitfähigkeitsproben im Gussteil (Spannungsgitter).

Tabelle 4.7 Dichte von AlSi10MnMg bei Raumtemperatur.

Probenbezeichnung	Rho1	Rho2	SF36 Massel
Dichte (berechnet)	2502 ± 3,8	2627 ± 5,4	2657 ± 4,5
Dichte	-	-	2679 ± 10

Wie in Tabelle 4.7 ersichtlich ist die Dichte des aus der Mitte der Probe (Rho1) entnommenen Materials ist deutlich geringer als die Dichten, der an dem außen (Rho2) entnommenen und aus dem Massel (SF36 Massel) entnommenen Proben. Dies liegt an der unterschiedlichen Porosität des Materials und wurde mittels lichtmikroskopischer Untersuchung zur Porositätsbestimmung überprüft. Bild 4.26 zeigt die Lage der entnommenen Schliffe in einer Spannungsgitterprobe sowie die dazugehörige lichtmikroskopischen Aufnahmen.

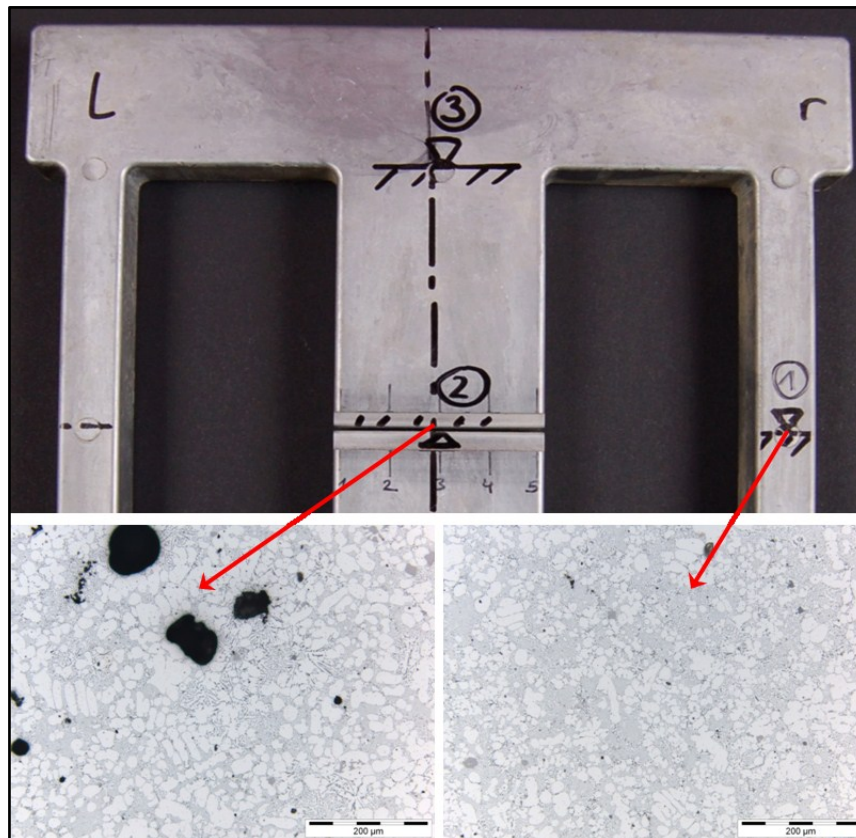


Bild 4.26: Schlifflagen im Spannungsgitter und zugehörige Schliffbilder (100fache Vergrößerung); im Schliffbild aus Schliff 2 im Mittelbereich ist die Porosität deutlich höher als im Schliff 1 aus dem Seitensteg.

Bezogen auf die aus den relativen Massenanteilen und molaren Volumina der Legierungselemente (siehe Tabelle 3.3) nach Gleichung 4.1 nach Smith et al. [71] berechnete Dichte bzw. bezogen auf den als porositätsfrei angenommenen Massel, ergibt sich eine Abschätzung für die Porosität in den einzelnen Teilbereichen:

$$\rho = \frac{\sum x_i \cdot M_i}{\sum x_i \cdot V_i} \quad (\text{Glg. 4.1})$$

Dabei ist  $x_i$  der relative Anteil des i-ten Legierungselements,  $M_i$  dessen Atommasse und  $V_i$  das molare Volumen. Diese Werte wurden mit den Ergebnissen der metallografischen Porositätsbestimmung verglichen. Die metallografisch ermittelten Porositätswerte dienen dabei nur als Referenz, da diese nur an einer kleinen Stichprobe ermittelt wurden, welche keine Aussagen auf den gesamten Bauteilquerschnitt zulässt. Die Werte für die so ermittelten Porositäten sind in Tabelle 4.8 angegeben.

Tabelle 4.8: Berechnete und metallografisch bestimmte Porosität in unterschiedlichen Bereichen eines Spannungsgitters sowie im Rohmaterial.

<b>Probe</b>	<b>mitte</b>	<b>außen</b>	<b>SF36 Massel</b>
<b>Porosität bez. Rechnung [%]</b>	6,6	1,9	0,04
<b>Porosität bez. Massel [%]</b>	6,6	1,9	-
<b>Porosität metallografisch [%]</b>	5,5	0,2	-

Wie in Tabelle 4.8 ersichtlich, wird die Porosität mittels metallografischer Bestimmung erheblich unterschätzt. Dies dürfte zum einen an der geringen Stichprobengröße, zum anderen an der Schwellwertsetzung bei der Porositätsanalyse liegen, sodass kleinere Poren nicht als solche erkannt werden.

#### 4.2.1.2 Thermische Längenänderung und Dichte bei erhöhten Temperaturen

Die Bestimmung der thermischen Längenänderung des Werkstoffes AlSi10MnMg im festen Zustand erfolgte anhand von vier Proben (mit den Bezeichnungen „DIL6“, „DIL10“, „DIL11“ und „DIL12“) im Temperaturbereich von Raumtemperatur (etwa 24 °C) bis 400 °C. Eine Korrektur der Werte auf eine Ausgangstemperatur von 20 °C auf die der technische Ausdehnungskoeffizient (Sekantenmodul) bezogen wurde, gemäß Gleichung 4.2, wurde angewandt:

$$\frac{\Delta l}{l_0_{korr}}(T) = \frac{\Delta l}{l_0_{T_R}} + (T_R - T) \cdot f_{korr20} \quad (\text{Glg. 4.2})$$

Dabei ist  $\frac{\Delta l}{l_0} (T)$  die auf die Referenztemperatur von 20 °C bezogene thermische Längenänderung,  $\frac{\Delta l}{l_0 T_R}$  die lineare thermische Ausdehnung bei Raumtemperatur  $T_R$  und  $f_{korr20}$  ein Korrekturfaktor, der sich gemäß Gleichung 4.3 aus der Extrapolation der linearen Ausdehnung von Raumtemperatur bis 100 °C ergibt:

$$f_{korr20} = \left[ \frac{\left( \frac{\Delta l_{100}}{l_0} - \frac{\Delta l_{T_R}}{l_0} \right)}{\Delta T_{(100-T_R)}} \right]. \quad (\text{Glg. 4.3})$$

Die korrigierten Werte für die vier Proben beim Aufheizen von Raumtemperatur bis 400 °C sowie beim Abkühlen von 400 °C bis 120 °C sind in Bild 4.27 dargestellt.

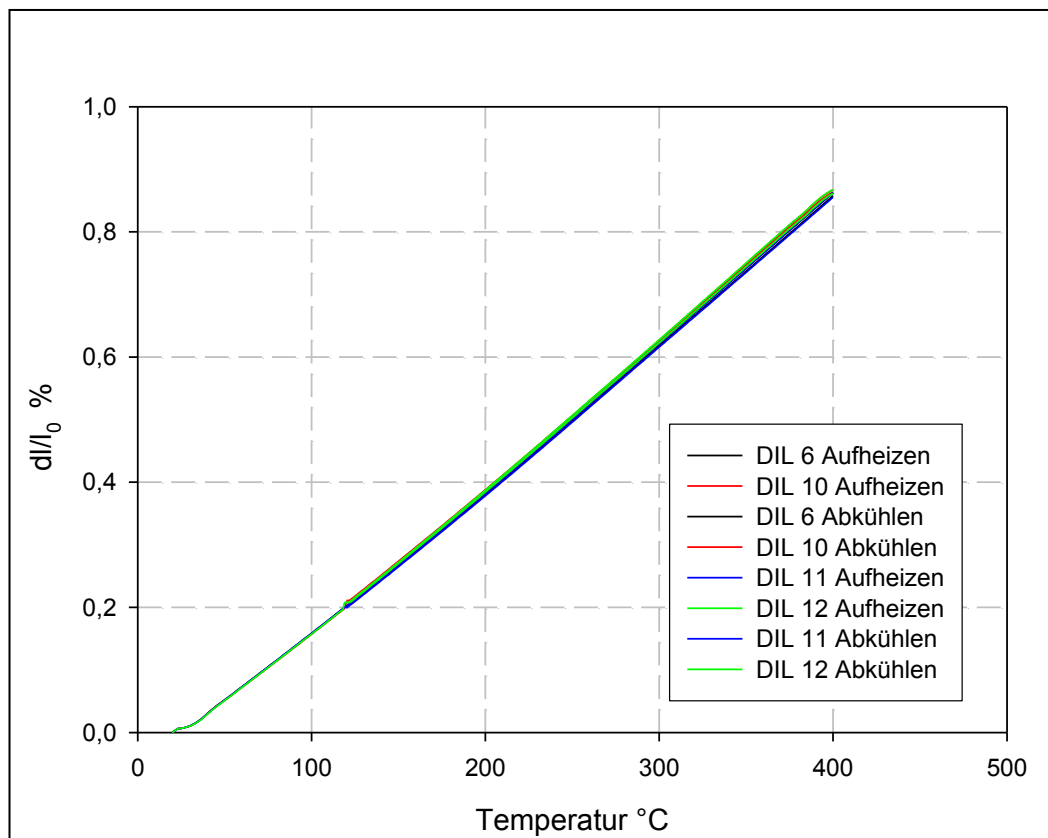


Bild 4.27: Thermische Längenänderung von AISi10MnMg von Raumtemperatur bis 400 °C.

Die Messpunkte lassen sich durch ein Polynom 3. Grades durch den Nullpunkt fiten, was zu Gleichung 4.4 führt:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = -2,543 \cdot 10^{-11} \cdot T^3 + 2,125 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 + 1,830 \cdot 10^{-5} \cdot T. \quad (\text{Glg. 4.4})$$

Gemäß Gleichung 3.15 lässt sich der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient  $\alpha_{th}$  berechnen, was für den Werkstoff AlSi10MnMg zu Gleichung 4.5 führt:

$$\alpha_{th} = \frac{1}{(T-20)} \cdot (-2,543 \cdot 10^{-11} \cdot T^3 + 2,125 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 + 1,830 \cdot 10^{-5} \cdot T) \quad (\text{Glg. 4.5})$$

Gleichung 3.16 liefert die Dichte  $\rho$  als Funktion der Temperatur  $T$ . Als Dichte bei Raumtemperatur  $\rho_0$  wurde dabei der mittels Archimedischen Prinzips bestimmte Dichtewert aus Abschnitt 5.1.1.1 eingesetzt. Es ergibt sich somit für die Dichte im festen Zustand folgende Beziehung (Gleichung 4.6):

$$\rho(T) = \left( \frac{2679}{(1 + (-2,543 \cdot 10^{-11} \cdot T^3 + 2,125 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 + 1,830 \cdot 10^{-5} \cdot T))^3} \right) \quad (\text{Glg. 4.6})$$

Die Ausdehnung und Dichte bis zur Solidustemperatur wurde durch Extrapolation der beiden Funktionen abgeschätzt. Tabelle 5.3 zeigt den thermischen Ausdehnungskoeffizienten und die Dichte des Werkstoffs AlSi10MnMg von Raumtemperatur bis 560 °C.

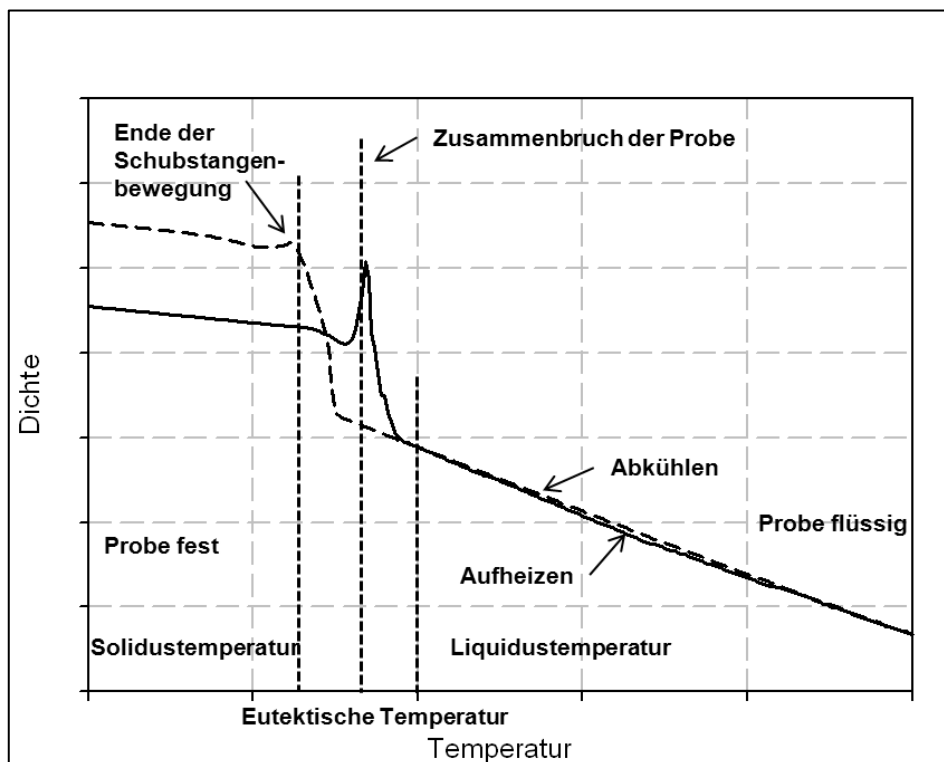
Tabelle 4.9: Linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient und Dichte von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\alpha$ [1/K]*10 <sup>-6</sup>	$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]
21	18,7	2676
100	20,2	2663
150	20,9	2654
200	21,5	2645
250	22,0	2635
300	22,4	2626
350	22,6	2616
400	22,7	2607
450*	22,7	2599
500*	22,6	2590
550*	22,3	2583
560*	22,2	2581

\*) Werte aus Extrapolation mit kubischem Fit gewonnen

Dichte und volumetrischer Ausdehnungskoeffizient wurden, wie in Abschnitt 3.2.4 beschrieben, in einem Einfachdilatometer (DIL 402E, Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) bestimmt. Eine typische Messkurve beim ersten Aufheizen sowie beim Abkühlen einer Probe einer hypoeutektischen Aluminiumlegierung ist in Bild 4.28 dargestellt. Zur Bestimmung der Ausdehnung der Flüssigprobenaufnahme aus Grafit

wurde die thermische Ausdehnung des Graphits in einem Doppeldilatometer mit Kieselglashalter (DIL 402CD/4/G, Netzsch Gerätebau, Selb, Deutschland) bestimmt. Die radiale Ausdehnung des Graphits geht als  $\Delta d$  in [Gleichung 3.17](#) zur Bestimmung der Dichte quadratisch ein. Die Längsdehnung des Kieselglasprobenhalters wurde durch Kalibration mit dem NIST Standardreferenzmaterial SRM 738 (AISI 446) bestimmt [68]. Die Bezugstemperatur für die thermische Längenänderung des Referenzmaterials beträgt 20°C. Da die Messung ab einer Temperatur von 24 °C durchgeführt wurde, wurden die Werte gemäß den [Gleichungen 4.2](#) und [4.3](#) korrigiert.

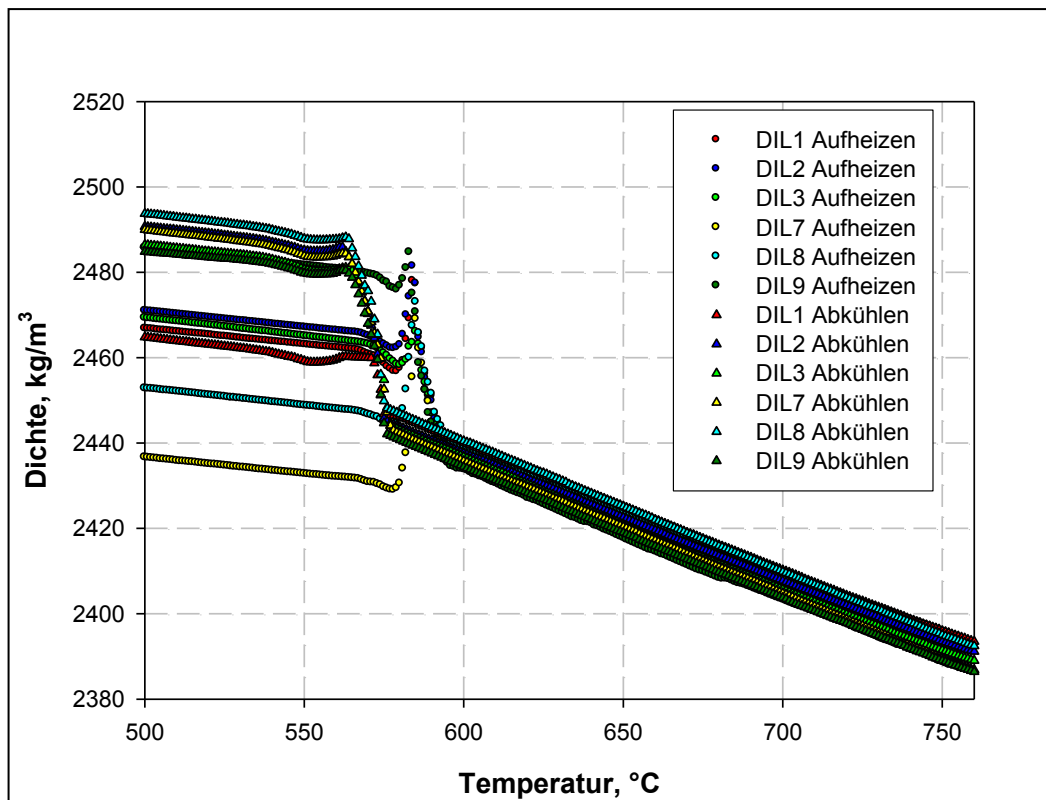


**Bild 4.28:** Dichte einer hypoeutektischen Aluminiumlegierung in Abhängigkeit von der Temperatur.

Die Dichtewerte, bezogen auf die Abmessungen des Probenhalter-Innenraumes, sind vor dem Aufschmelzen zunächst zu klein (vgl.: [Abschnitt 3.2.4](#)). Das mechanische Versagen der Probe beginnt bei der Solidustemperatur. Nach dem vollständigen mechanischen Zusammenbrechen der Probe (ungefähr bei der eutektischen Temperatur) wird diese durch die Vorspannkraft der Schubstange komprimiert, sodass die Probe den Probenraum vollständig ausfüllt und die wahren Dichtewerte angezeigt werden. Durch die volumetrische Ausdehnung beim Schmelzen der restlichen Festphasen sinkt die Dichte markant ab, was dem Volumensprung beim Phasenübergang fest-flüssig (vgl.: [Abschnitt](#)

2.3.5.2) entspricht. Die vollständig geschmolzene Probe dehnt sich mit steigender Temperatur aus, was einer sinkenden Dichte entspricht. Beim Abkühlen kommt es bis zum Einsetzen der eutektischen Erstarrung zum linearen Schrumpfen der flüssigen Probe. Bei Erreichen der eutektischen Temperatur wird ein Ansteigen der Dichte durch die Erstarrungsschrumpfung beobachtet. Nach dem Ende der Erstarrung ist der Probenraum, wie vor dem ersten Schmelzen nicht mehr vollständig gefüllt und die Probe weist zusätzlich Erstarrungsporosität auf, sodass die gemessenen Dichtewerte keine physikalische Bedeutung mehr besitzen.

Zur Messung am Werkstoff AlSi10MnMg wurden insgesamt sechs Proben herangezogen. Die Proben wurden aus dünnwandigen Druckgussteilen entnommen und als porenfrei betrachtet. Durch die Bildung der ersten Ableitung aus den Messkurven beim Aufheizen und Abkühlen der Proben wurden für die Liquidustemperatur 605 °C (Aufheizvorgang) bzw. 590 °C (Abkühlvorgang) ermittelt. [Bild 4.29](#) zeigt für alle sechs Proben die Dichteverläufe beim Aufheizen und Abkühlen.



[Bild 4.29](#): Ermittelte Dichtewerte für sechs Proben des Werkstoffs AlSi10MnMg beim Aufheizen und Abkühlen.

Die Reproduzierbarkeit der Messergebnisse im flüssigen Zustand (nach dem Zusammenbrechen der Probe) ist sehr gut und beträgt etwa 4%. Durch linearen Fit im flüssigen Zustand im Temperaturbereich von 590 °C bis 761 °C erhält man für die Dichte eine lineare Funktion gemäß Gleichung 4.7:

$$\rho(T) = -0,2965 \cdot T + 2613,4. \quad (\text{Glg. 4.7})$$

wobei  $\rho(T)$  die temperaturabhängige Dichte im flüssigen Zustand und  $T$  die Temperatur ist.

Über den gesamten betrachteten Temperaturbereich verlaufen die ermittelte thermische Ausdehnung und die Dichte wie in Bild 4.30 dargestellt.

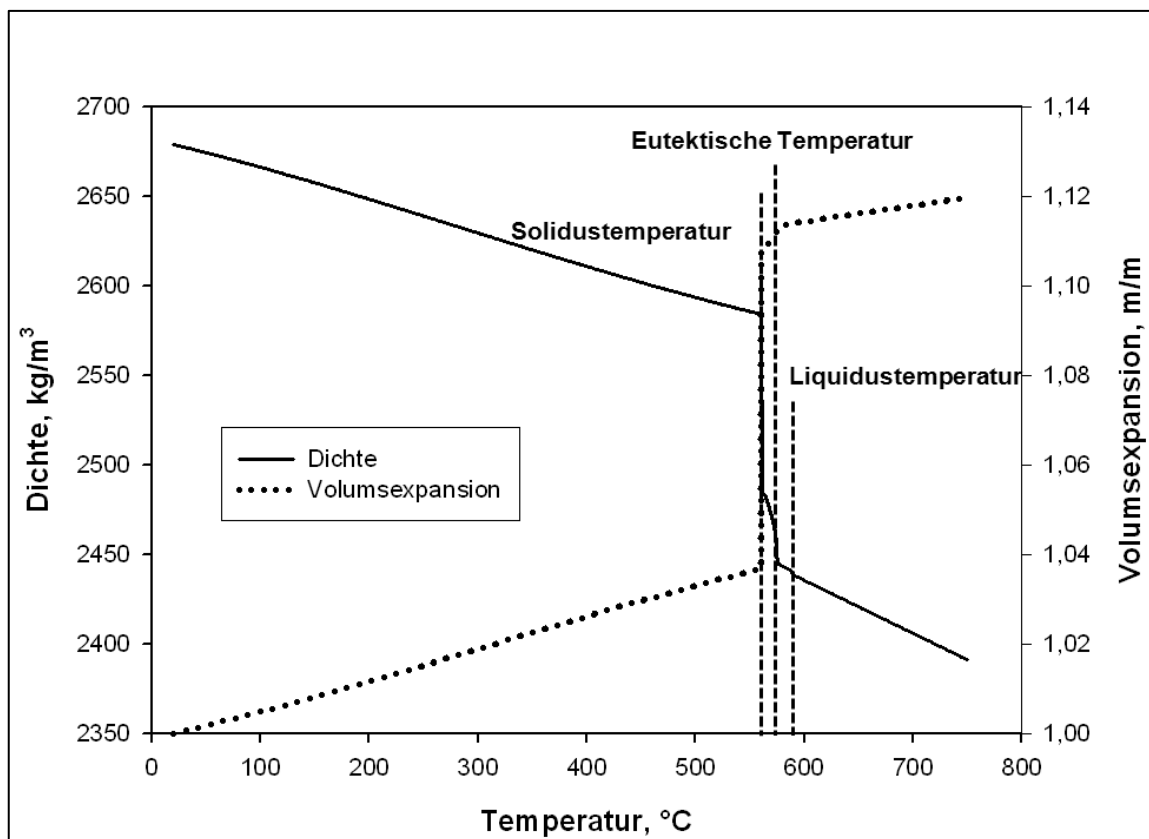


Bild 4.30: Dichte und Volumsexpansion von AlSi10MnMg im festen und flüssigen Zustand als Funktion der Temperatur.

Die Werte für die lineare thermische Längenänderung, die Volumsexpansion und die Dichte der Legierung AlSi10MnMg sind in Tabelle 4.10 dargestellt.



**Tabelle 4.10:** Lineare thermische Expansion, Volumenexpansion und Dichte der Legierung AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur	Lineare thermische Expansion	Volumexpansion	Dichte
[°C]	[-]	[-]	[kg/m <sup>3</sup> ]
20	0,00000	1,0000	2676
100	0,00159	1,0048	2663
150	0,00268	1,0081	2654
200	0,00383	1,0115	2645
250	0,00502	1,0151	2635
300	0,00623	1,0188	2626
350	0,00744	1,0225	2616
400	0,00863	1,0261	2607
450	0,00978	1,0296	2599
500	0,01087	1,0330	2590
550	0,01188	1,0361	2583
560 <sup>a</sup>	0,01207	1,0367	2581
577 <sup>b</sup>	0,01239	1,0376	2579
577 <sup>c</sup>	-	1,1133	2444
590 <sup>d</sup>	-	1,1140	2439
600	-	1,1144	2436
650	-	1,1161	2421
700	-	1,1179	2406
750	-	1,1197	2392

<sup>a</sup>Solidustemperatur;

<sup>b</sup>eutektische Temperatur, Werte extrapoliert aus dem festen Zustand;

<sup>c</sup>eutektische Temperatur, Werte extrapoliert aus dem flüssigen Zustand;

<sup>d</sup>Liquidustemperatur.

#### 4.2.1.3 Temperaturleitfähigkeit

Die Messung der Temperaturleitfähigkeit des Werkstoffes AlSi10MnMg wurde im festen und flüssigen Zustand vorgenommen. Es wurden hierfür Proben aus einem Spannungsgitter entnommen. Die Lage der Proben im Gussteil ist in [Bild 4.25](#) ersichtlich. Es handelte sich hierbei um dasselbe Gussteil, aus dem auch die Dichteproben gewonnen wurden. Die Proben 1 bis 6 entstammten dabei einem der wenig porösen Außenstege des Spannungsgitters, die Proben 7 bis 12 dem poröseren Mittelsteg. Zudem wurden für die Messungen im festen Zustand noch zwei weitere Proben aus dem Rohmaterial (Massel) entnommen. Auf diese Weise konnten Unterschiede in der Temperaturleitfähigkeit des Werkstoffes hinsichtlich seiner Porosität untersucht werden, wobei die Proben aus dem Massel als porenfreie Referenz dienen. [Tabelle 4.11](#) zeigt die Proben, die bei der Messung im festen Zustand geprüft wurden zusammen mit den abgeschätzten Porositätswerten.

[Tabelle 4.11](#): Probenbezeichnungen der Temperaturleitfähigkeitsproben bei der Messung der thermischen Diffusivität im festen Zustand.

Probenbezeichnung	Entnahmezone	geschätzte Porosität bez. Massel	
		[%]	
SF36-SPG-TLF1	Außensteg	1,9	
SF36-SPG-TLF2	Außensteg	1,9	
SF36-SPG-TLF3	Außensteg	1,9	
SF36-SPG-TLF8	Mittelsteg	6,6	
SF36-SPG-TLF9	Mittelsteg	6,6	
SF36-Massel-TLF6	-	-	
SF36-Massel-TLF7	-	-	

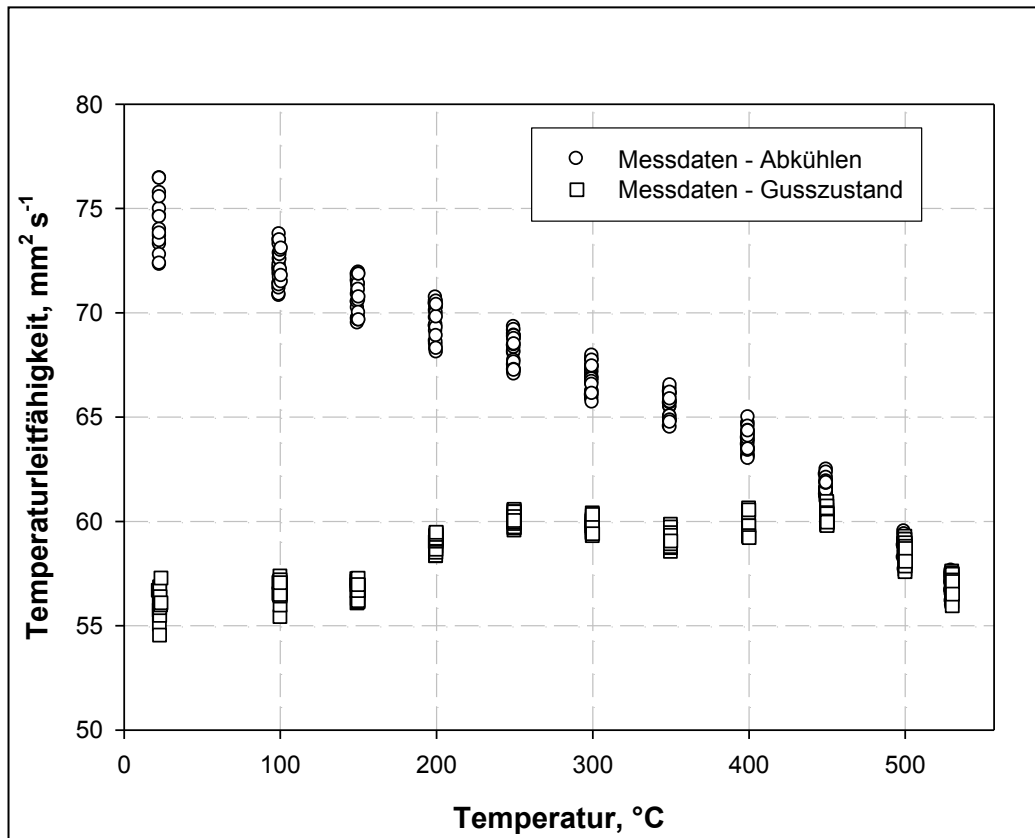
Probenabmaße und Versuchsparameter der einzelnen Versuche sind in [Tabelle 3.6](#) ersichtlich. Die Messungen erfolgten im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 530 °C in Schritten von 50 K. Bei jeder Temperaturstufe wurden zehn Einzelmessungen durchgeführt. Messungen mit schlechter Signalqualität, welche im Allgemeinen zu einer geringeren Qualität des Fits führen, wurden verworfen. Das Verhalten des Werkstoffes wurde sowohl beim Aufheizen auf 530 °C als auch beim Abkühlen auf Raumtemperatur betrachtet. Die Heiz-/Kühlrate betrug zwischen zwei isothermen Temperaturstufen jeweils 10 K/min. Die Wiederholbarkeit der Messungen im festen Zustand ab 100 °C betrug für einzelne Proben etwa 0,5 % (einfache Standardabweichung). Aufgrund eines schlechteren Signal-/Rauschverhältnisses ist die Wiederholbarkeit bei Raumtemperatur geringer und liegt bei etwa 2,2 % (einfache Standardabweichung). Die Wiederholbarkeit

zwischen zwei Proben aus unterschiedlichen Entnahmebereichen liegt im Bereich zwischen 0,3 % und 1,9 %. Die gemessenen Werte wurden um die thermische Dickenzunahme der Proben korrigiert (siehe [Abschnitt 3.2.1](#)). Dazu kamen die nach [4.2.1.2](#) gemessenen Werte für die thermische Längenänderung von AlSi10MnMg zum Einsatz. [Tabelle 5.6](#) zeigt die zur Korrektur verwendete thermische Längenänderung der festen Proben, bei den isothermen Messschritten. Die Korrektur der Probendicke erfolgte gemäß [Gleichung 3.14](#).

[Tabelle 4.12](#): Werte für die thermische Längenänderung bei den isothermen Messschritten zur Korrektur der Messwerte.

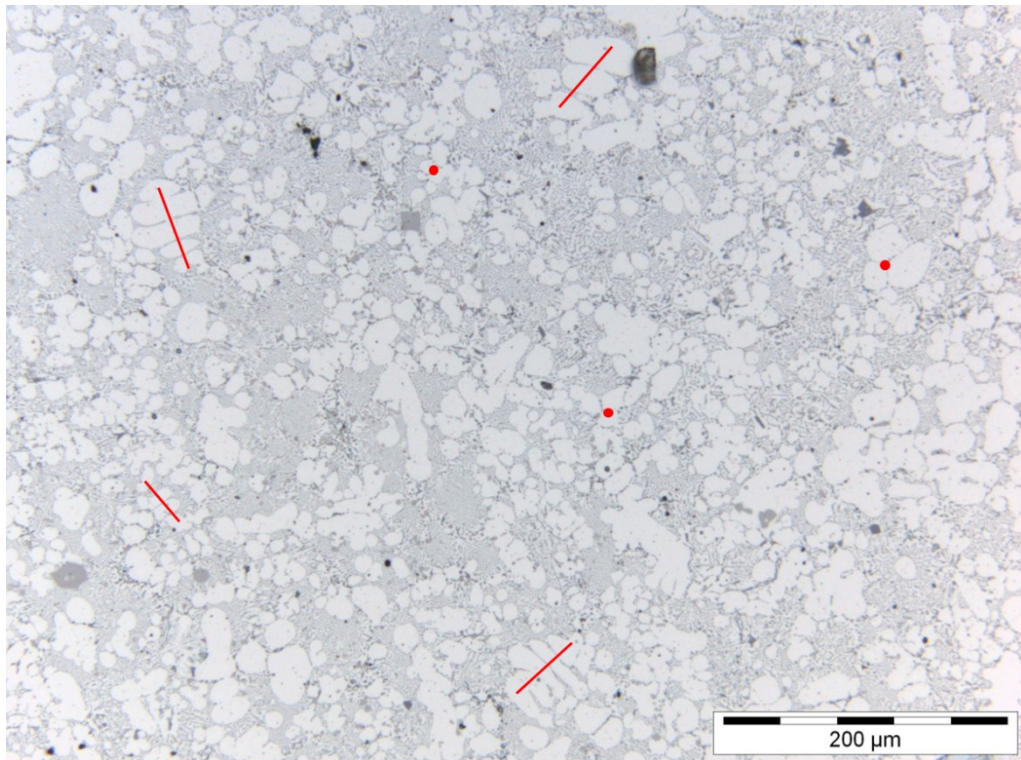
Temperatur [°C]	Thermische Längenänderung [%]
20	0,000
100	0,159
150	0,268
200	0,383
250	0,502
300	0,623
350	0,744
400	0,863
450	0,978
500	1,087
530	1,149

Die gemessenen Werte für AlSi10MnMg für drei Proben („SF36-SPG-TLF1“ bis „SF36-SPG-TLF3“) aus einem Bereich mit niedriger Porosität (Außensteg) sind in [Bild 4.31](#) dargestellt. Die Abbildung zeigt die Werte für das Aufheizen aus dem Gusszustand sowie die Werte beim Abkühlen in einen gleichgewichtsnahen Zustand. Die Werte sind bereits um die thermische Ausdehnung der Probe korrigiert.



**Bild 4.31:** Gemessene Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg, korrigiert um die Dickenausdehnung der Proben; die Proben stammen aus dem Außensteg mit niedriger Porosität.

Die unterschiedlichen Porositätswerte (Gasporen und schwindungsbedingte Ungängen zusammengenommen) ergeben sich aus unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten, die zum einen von den Wandstärkenunterschieden zwischen Außenstegen und Mittelsteg herrühren, zum anderen von den unterschiedlichen Herstellverfahren des Probenrohmaterials (Druckgussteil vs. Stranggussmassel). Es sind zwischen den Proben daher nicht nur Unterschiede in der Porosität, sondern auch unterschiedliche Korngrößen und Sekundärdendritenarmabstände (SDAS) zu erwarten. Dies ist auch aus [Bild 4.26](#) ersichtlich. Eine Messung des SDAS konnte nicht durchgeführt werden, da sich im Gefüge abgescherte Dendriten fanden, welche das Ergebnis verfälschen würden. Dies lässt sich dadurch erkennen, dass die Dendriten keine Vorzugsrichtung, also auch keine Richtung des maximalen Temperaturgradienten aufweisen ([Bild 4.32](#)). Qualitativ lässt sich der Unterschied zwischen den Schlifften aus dick- und dünnwandigen Bauteilbereichen jedoch deutlich erkennen.

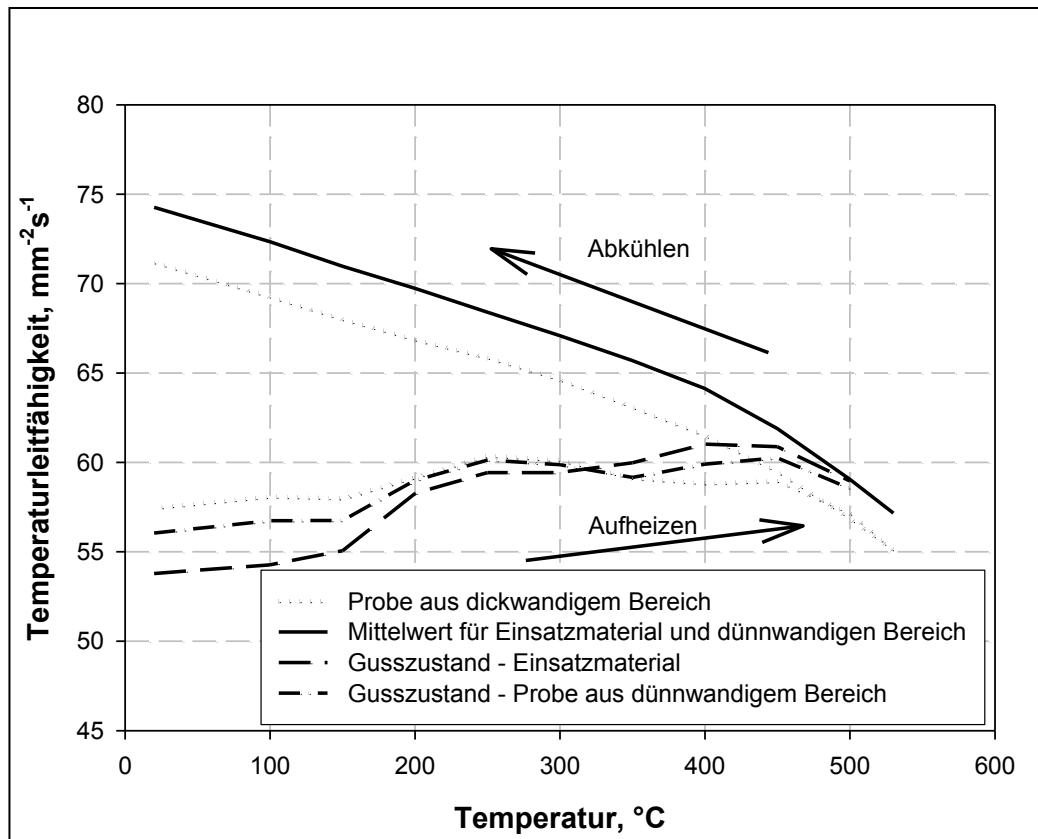


**Bild 4.32:** Gefügebild (50fach vergrößert) aus einem Druckgussteil (Spannungsgitter, Außensteg). Die Linien zeigen exemplarisch die Wachstumsrichtung der Primärdendriten parallel zur Bildebene an, die Punkte markieren die Wachstumsrichtung senkrecht zur Bildebene. Eine Messung des SDAS wird dadurch verhindert.

Gemäß den Unterschieden hinsichtlich Porosität und Gefügebildung lassen sich die Proben in folgende drei Kategorien einteilen:

- Proben aus dem Rohmaterial mit sehr geringer Porosität, sehr kurzer Erstarrungszeit und sehr feinem Gefüge („SF36-Massel-TLF6“ und „SF36-Massel-TLF7“)
- Proben aus dünnwandigen Gussteilbereichen mit geringer Porosität, relativ kurzer Erstarrungszeit und feinem Gefüge („SF36-SPG-TLF1“ bis „SF36-SPG-TLF3“)
- Proben aus dickwandigen Gussteilbereichen mit hoher Porosität, langer Erstarrungszeit und grobem Gefüge („SF36-SPG-TLF8“ und „SF36-SPG-TLF9“).

Hinsichtlich der gemessenen Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand ergeben sich deutliche Unterschiede zwischen diesen Kategorien. Die gemessene Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand (korrigiert um die thermische Ausdehnung der Proben) ist in [Bild 4.33](#) dargestellt.



**Bild 4.33:** Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen Zustand; Werte um die thermische Ausdehnung der Proben korrigiert.

Aus **Bild 4.33** geht hervor, dass die Proben beim Aufheizen aus dem Gusszustand ein anderes Verhalten zeigen als beim Abkühlen in einem gleichgewichtsnahen Zustand. Von Raumtemperatur bis etwa 300 °C sind deutliche Unterschiede zwischen den Proben zu erkennen. Bei etwa 350 °C sind die gemessenen Werte aller Proben in etwa gleich hoch. Bei weiterem Aufheizen kehrt sich das Verhalten um. Die Proben aus dem dickwandigen Bereich zeigen nun die geringste thermische Diffusivität, die Proben aus dem Rohmaterial die höchste. Beim Aufheizen auf 530 °C verschwindet der Unterschied zwischen den Proben aus dem Rohmaterial und den Proben aus dünnwandigen Bereichen. Die Werte für Proben aus dem dickwandigen Bereich bleiben darunter. Dieses Verhalten der Proben kann folgendermaßen interpretiert werden:

- Proben aus dem Rohmaterial und dünnwandigen Gussteilbereichen weisen im Gusszustand ein sehr feines Gefüge auf. Durch die geringe Korngröße und andere Effekte (z.B.: Mischkristallübersättigung) und die damit einhergehende große Zahl von Korngrenzen sinkt die Temperaturleitfähigkeit.

- Proben aus dickwandigen Bereichen haben im Gusszustand ein grobes Gefüge und damit höhere Temperaturleitfähigkeit.
- Beim Aufheizen vergrößert das Gefüge, die Proben gehen zudem in einen gleichgewichtsnahen Zustand über. Dadurch verkleinern sich die Unterschiede hinsichtlich der Gefügebildung.
- Das Porenvolumen der einzelnen Proben wird durch das Aufheizen nicht beeinflusst. Die Porosität der Proben wird zum bestimmenden Kriterium hinsichtlich der Temperaturleitfähigkeit. Hohe Porosität bremst den Fortschritt der Temperaturwelle durch die Probe.

Dieses Verhalten deutet darauf hin, dass im Gusszustand die Mikrostruktur den größten Einfluss auf die Temperaturleitfähigkeit ausübt, während im Gleichgewichtszustand die Porosität entscheidend ist. Die Herstellbedingungen üben also einen deutlichen Einfluss auf die Temperaturleitfähigkeit von AISi10MnMg im festen Zustand aus.

Für die Messungen der Temperaturleitfähigkeit im flüssigen Zustand wurden ebenfalls Proben aus unterschiedlich dickwandigen Bauteilbereichen entnommen. Es erfolgte keine Messung aus Proben aus dem Rohmaterial. Die Probenbezeichnungen und die jeweiligen Entnahmebereiche sind in Tabelle 4.13 dargestellt.

Tabelle 4.13: Probenbezeichnungen der Temperaturleitfähigkeitsproben bei der Messung der thermischen Diffusivität im flüssigen Zustand.

Probenbezeichnung	Entnahmezone	geschätzte Porosität bez. Massel
		[%]
<b>SF36-SPG-TLF4</b>	Außensteg	1,9
<b>SF36-SPG-TLF6</b>	Außensteg	1,9
<b>SF36-SPG-TLF14</b>	Außensteg	1,9
<b>SF36-SPG-TLF10</b>	Mittelsteg	6,6
<b>SF36-SPG-TLF11</b>	Mittelsteg	6,6
<b>SF36-SPG-TLF12</b>	Mittelsteg	6,6

Die Messung der Temperaturleitfähigkeit im flüssigen Zustand erfolgte ebenfalls mit dem Laserflash-Verfahren. Beim Aufschmelzen der Proben von AISi10MnMg in der Versuchsanlage zeigten sich bis zum Erreichen von einer Temperatur von etwa 660 °C häufig Messungen mit schlechter Signalqualität. Dies könnte daran liegen, dass die unvollständig aufgeschmolzenen Proben nicht optimal im Saphirtiegel platziert und eventuell verspannt

sind oder Bearbeitungs- oder Resteigenspannungen aufweisen. Diese Messungen wurden verworfen. Beim Abkühlen zeigen sich keine Unregelmäßigkeiten, die Signale sind von allgemein hoher Qualität. Die Ergebnisse welche hier diskutiert werden, beziehen sich daher auf den Abkühlzyklus nach dem vollständigen Aufschmelzen in der Versuchsanlage. Die Reproduzierbarkeit dieser Messungen liegt für Einzelmesspunkte an einer Probe zwischen 0,2 % und 0,5 % (Standardabweichung), außer bei der eutektischen Temperatur von 572 °C und für unterschiedliche Proben zwischen 3,0 % und 3,9 % (Standardabweichung) im flüssigen sowie zwischen 3,7 % und 5,8 % (Standardabweichung) im halbfesten Zustand. Bild 4.34 zeigt die Messwerte der Temperaturleitfähigkeit für die Legierung AlSi10MnMg im flüssigen und teilerstarten Zustand, korrigiert um die thermische Längenänderung des Saphir-Probentiegels.

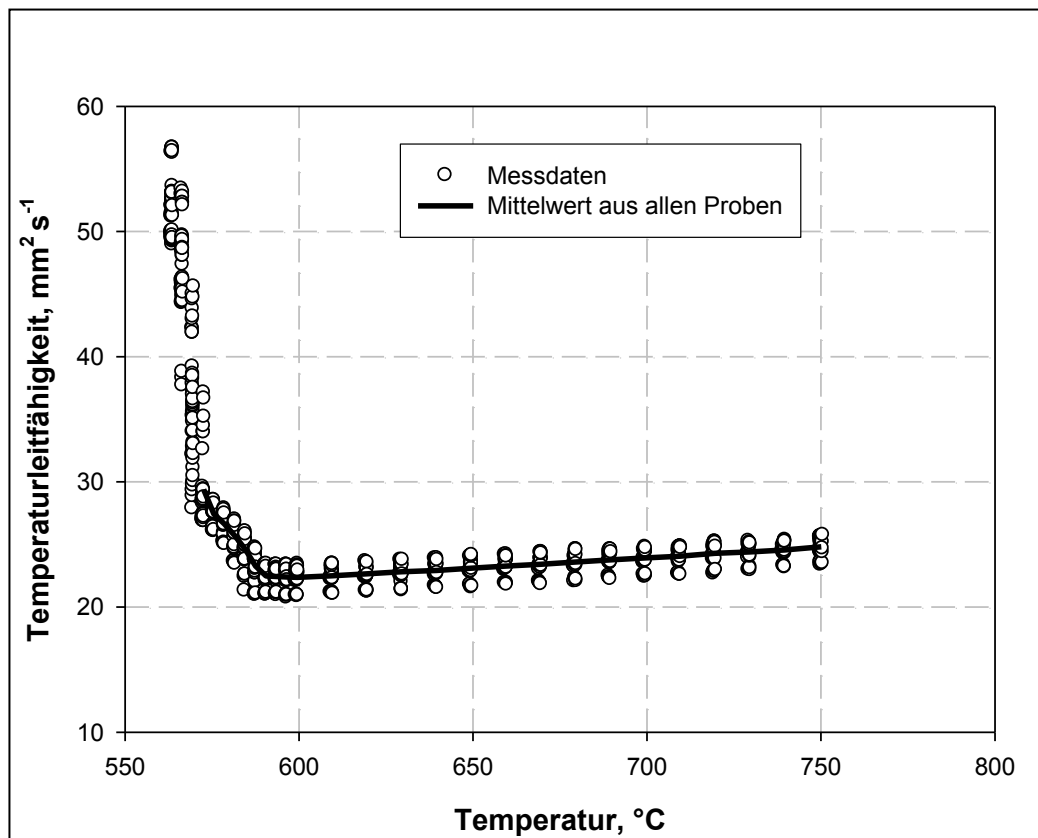


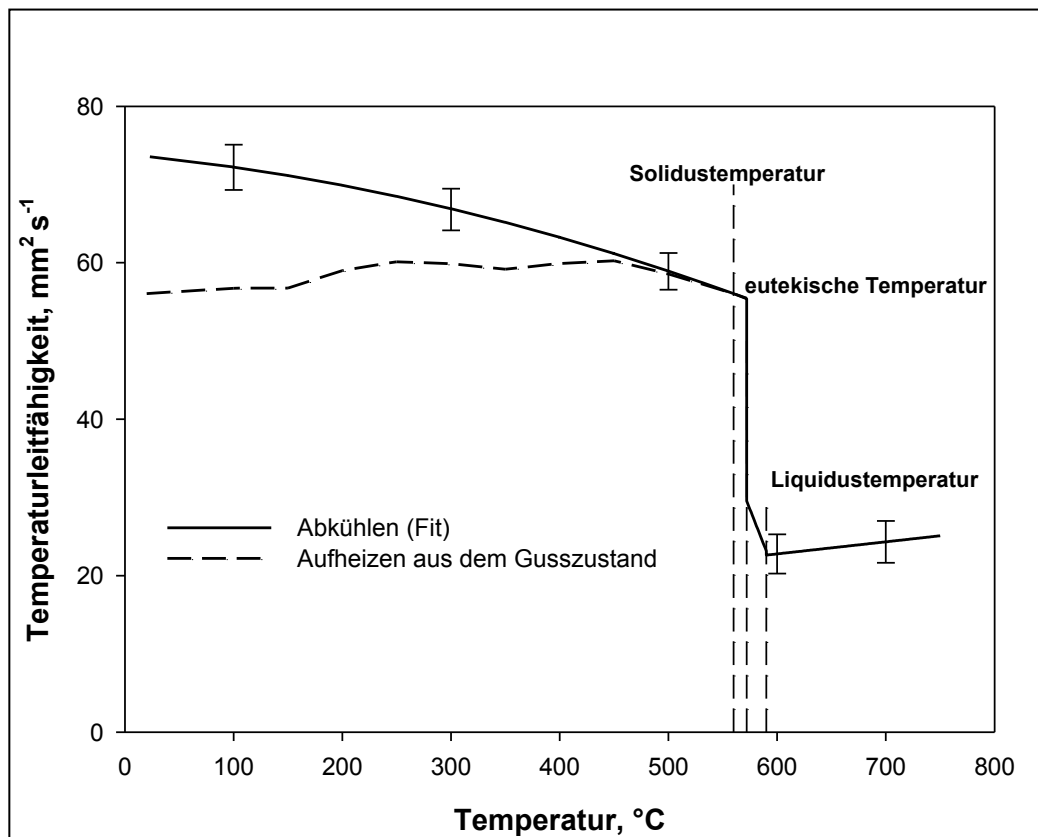
Bild 4.34: Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen und teilerstarten Zustand, korrigiert um die thermische Ausdehnung des Saphir-Probentiegels.

Die Messunsicherheit im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 530 °C (Messungen im festen Zustand) wurde entsprechend [73] und unter Bezugnahme auf [74, 75] berechnet. Die erweiterte Messunsicherheit (mit einem Abdeckungsfaktor von 2) beträgt in diesem Temperaturbereich  $\pm 4\%$ . Die Messunsicherheit im Temperaturbereich



von 560 °C bis 750 °C (flüssiger und teilflüssiger Zustand) wurde entsprechend [75] berechnet und beträgt (mit einem Abdeckungsfaktor von 2)  $\pm 11$  %.

Die Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg über den gesamten betrachteten Temperaturbereich ist in [Bild 4.35](#) dargestellt. Die Werte für die Temperaturleitfähigkeit sind in [Tabelle 4.15](#) angeführt. Die in [Bild 4.35](#) und [Tabellen 4.15](#) angegebenen Werte für die eutektische Temperatur und die Liquidustemperatur wurden mit DSC-Methode ermittelt (vgl.: [Abschnitt 4.2.1.4](#)). Die Temperaturleitfähigkeit eines Werkstoffes bei der eutektischen Temperatur kann mit der Laser-Flash-Methode prinzipiell nicht gemessen werden, die angegebenen Werte wurden daher durch Extrapolation aus dem festen bzw. aus dem flüssigen Zustand abgeschätzt. Die Tabellenwerte beziehen sich nur auf die Werte die beim Abkühlen von 530 °C auf Raumtemperatur sowie von 750 °C auf 560 °C ermittelt wurden. In [Bild 4.35](#) sind auch die Werte, die im festen Zustand beim ersten Aufheizen aus dem Gusszustand ermittelt wurden dargestellt. Alle Werte stammen von Proben aus niedrig porösen Gussteilbereichen.



[Bild 4.35](#): Ergebnisse der Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg im festen und flüssigen Zustand.

Wie aus den Bildern 4.34 und 4.35 ersichtlich, zeigt sich beim Abkühlen aus dem flüssigen Zustand ein markanter Knick im Verlauf der Temperaturleitfähigkeit bei Erreichen der Liquidustemperatur. Dies ist auf das Wachstum primärer Dendriten in der Schmelze zurückzuführen. Bei Erreichen der eutektischen Temperatur kommt es zu einem sprunghaften Anstieg der Temperaturleitfähigkeit, was den Punkt der vollständigen Erstarrung der Legierung markiert. Es ist anzumerken, dass es sich bei AlSi10MnMg um keine binäre Legierung handelt und daher von keinem eutektischen Punkt gesprochen werden kann, sondern lediglich von einem eutektischen Intervall. Die Messung in diesem Bereich ist allerdings mit dem Laserflash-Verfahren nicht möglich, da der Wärmeintrag durch den Laser im Bereich von Phasenumwandlungen von der Probe großenteils absorbiert wird, was zu einem Ausbleiben eines auswertbaren Temperatursignals auf der gegenüberliegenden Probenseite führt.

Tabelle 4.14: Messergebnisse für die Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg für Proben niedriger Porosität im festen Zustand vor dem ersten Aufheizen.

Temperatur [°C]	Temperaturleitfähigkeit [mm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]
20	56,4
100	56,5
150	56,4
200	58,5
250	59,5
300	59,1
350	58,2
400	58,9
450	59,0
500	57,2

**Tabelle 4.15:** Messergebnisse für die Temperaturleitfähigkeit von AlSi10MnMg für Proben niedriger Porosität, Temperaturleitfähigkeit im festen Zustand nach dem Aufheizen auf 530 °C.

Temperatur [°C]	Temperaturleitfähigkeit [mm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]	Temperatur [°C]	Temperaturleitfähigkeit [mm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]
20	74,2	600	22,4
100	72,2	610	22,5
150	70,8	620	22,7
200	69,5	630	22,8
250	68,2	640	22,9
300	66,8	650	23,1
350	65,6	660	23,3
400	63,8	670	23,4
450	61,6	680	23,6
500	58,9	690	23,8
530	57,0	700	23,9
560 <sup>a</sup>	56,0	710	24,1
572 <sup>b</sup>	55,4	720	24,3
572 <sup>c</sup>	29,4	730	24,4
580	26,6	740	24,6
590 <sup>d</sup>	22,5	750	24,8

<sup>a</sup>Solidustemperatur;

<sup>b</sup>eutektische Temperatur, Temperaturleitfähigkeit extrapoliert aus dem festen Zustand;

<sup>c</sup>eutektische Temperatur, Temperaturleitfähigkeit extrapoliert aus dem flüssigen Zustand;

<sup>d</sup>Liquidustemperatur.

#### 4.2.1.4 Messung der spezifischen Wärmekapazität

Die Messung der spezifischen Wärmekapazität im festen und im flüssigen Zustand sowie die Ermittlung der Schmelzwärme erfolgten mittels Differenzial-Wärmestrom-Kalorimetrie. Das Verfahren ist in [Abschnitt 3.2.2](#) beschrieben. Die Messung der Basislinie erfolgte in zwei leeren Platintiegeln, die Referenzmessung an Saphir. Die Probenentnahme erfolgte aus einem Spannungsgitter. Im Gegensatz zur Temperaturleitfähigkeit, bei der es sich um eine Transportgröße handelt, ist bei der spezifischen Wärme kein Einfluss von Gefügeparametern auf das Ergebnis zu erwarten. Die Proben stammten daher alle aus einer Stelle im Seitensteg des Spannungsgitters.

Die Messung der spezifischen Wärmekapazität im festen Zustand wurde an drei Proben durchgeführt. Es wurde jeweils ein Aufheiz- und ein Abkühlzyklus zwischen 100 und 500 °C gemessen. Die Heiz- und Kühlrate betrug 20 Ks<sup>-1</sup>. Die Ergebnisse für den Aufheiz- und Abkühlzyklus für alle drei Proben sind in Bild 4.36 dargestellt.

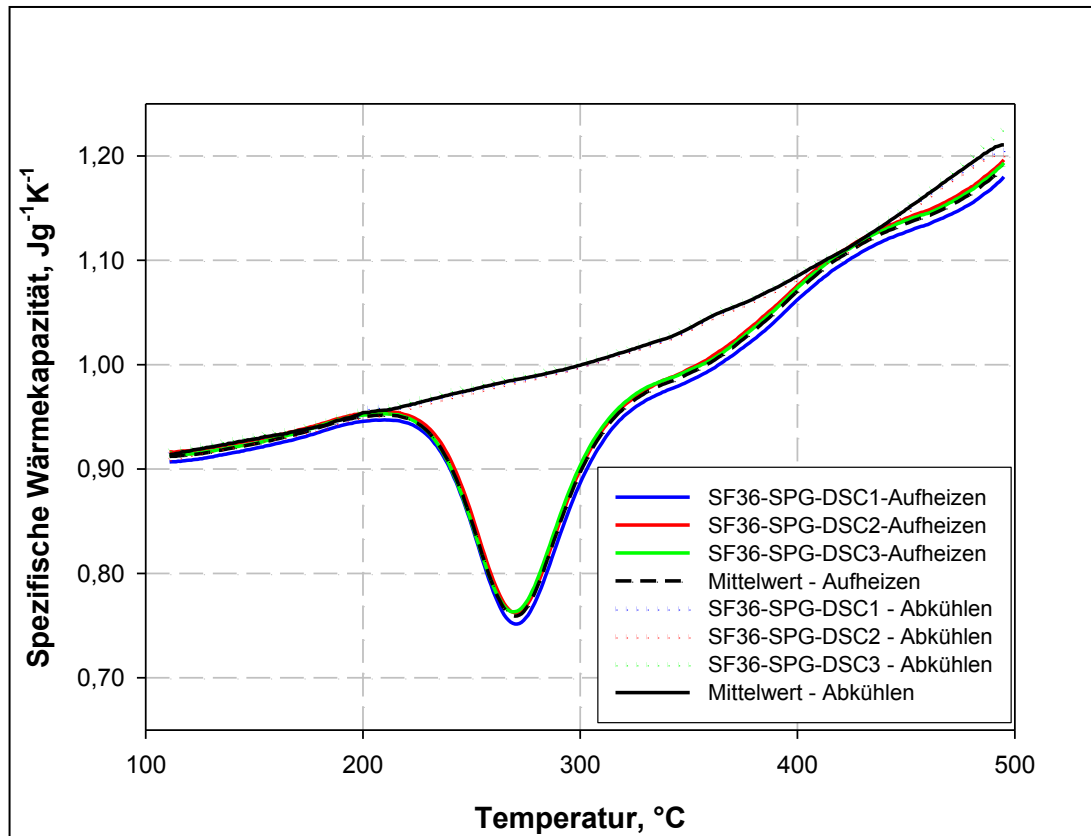


Bild 4.36: Spezifische Wärmekapazität von AlSi10MnMg beim Aufheizen (20 Ks<sup>-1</sup>) und Abkühlen (20 Ks<sup>-1</sup>) dreier Proben aus einem Spannungsgitter.

Die Funktion der Wärmekapazität beim Aufheizen aus dem Gusszustand zeigt eine Reaktion zwischen 200 und 400 °C, die den Übergang vom rasch abgekühlten Gusszustand in den gleichgewichtsnahen Zustand markiert. Diese Reaktion fehlt beim Abkühlen. Die wahre spezifische Wärmekapazität der Legierung AlSi10MnMg wurde durch ein Polynom dritter Ordnung aus der DSC-Abkühlkurve angenähert. Die Temperaturfunktion der spezifischen Wärmekapazität lautet nach Gleichung 4.8:

$$c_p(T) = 4,65 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 - 2,52 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 8,78 \cdot 10^{-4} \cdot T + 0,8394 . \quad (\text{Glg. 4.8})$$

#### 4.2.1.5 Berechnung der Wärmeleitfähigkeit

Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg erfolgte aus den ermittelten Werten für Dichte, Wärmekapazität und Temperaturleitfähigkeit. Der Zusammenhang zwischen Temperaturleitfähigkeit  $a$  und Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  wird in Gleichung 4.9 beschrieben:

$$\lambda(T) = a \cdot \rho \cdot c_p, \quad (\text{Glg. 4.9})$$

wobei  $\rho$  die Dichte des Werkstoffes und  $c_p$  dessen spezifische Wärmekapazität ist. Alle Größen sind temperaturabhängig. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.16 und Bild 4.37 dargestellt.

Tabelle 4.16: Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg, berechnet aus den Daten von Temperaturleitfähigkeit, Dichte und spezifischer Wärmekapazität beim ersten Aufheizen und beim Abkühlen.

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit	Wärmeleitfähigkeit
	(Aufheizen) [Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]	(Abkühlen) [Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
20 <sup>a</sup>	129,2	164,5
100	136,4	170,1
150	139,2	171,7
200	147,2	172,9
250	152,7	174,4
300	155,4	176,2
350	157,9	179,9
400	166,5	183,6
450	175,9	188,1
500 <sup>a</sup>	182,0	193,6
560 <sup>a,b</sup>	196,0	175,5
572 <sup>a,c</sup>	198,0	172,0
572 <sup>d</sup>		86,5
590 <sup>e</sup>		65,3
600		64,7
650		66,2
700		71,4
750		82,0

<sup>a</sup>Wert für spezifische Wärmekapazität extrapoliert aus Messdatenfit im festen Zustand;

<sup>b</sup>Solidustemperatur;

<sup>c</sup>eutektische Temperatur, Temperaturleitfähigkeit extrapoliert aus dem festen Zustand;

<sup>d</sup>eutektische Temperatur, Temperaturleitfähigkeit extrapoliert aus dem flüssigen Zustand;

<sup>e</sup>Liquidustemperatur.

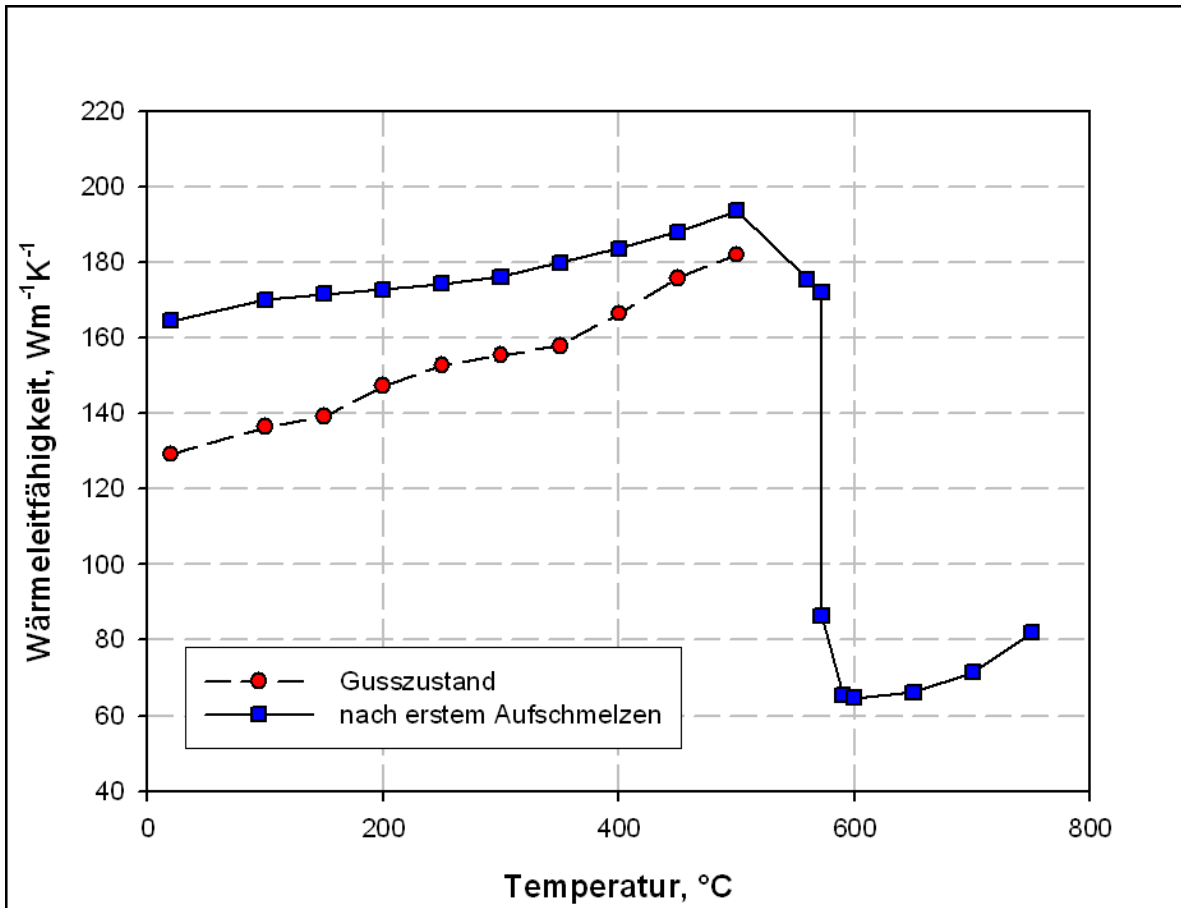
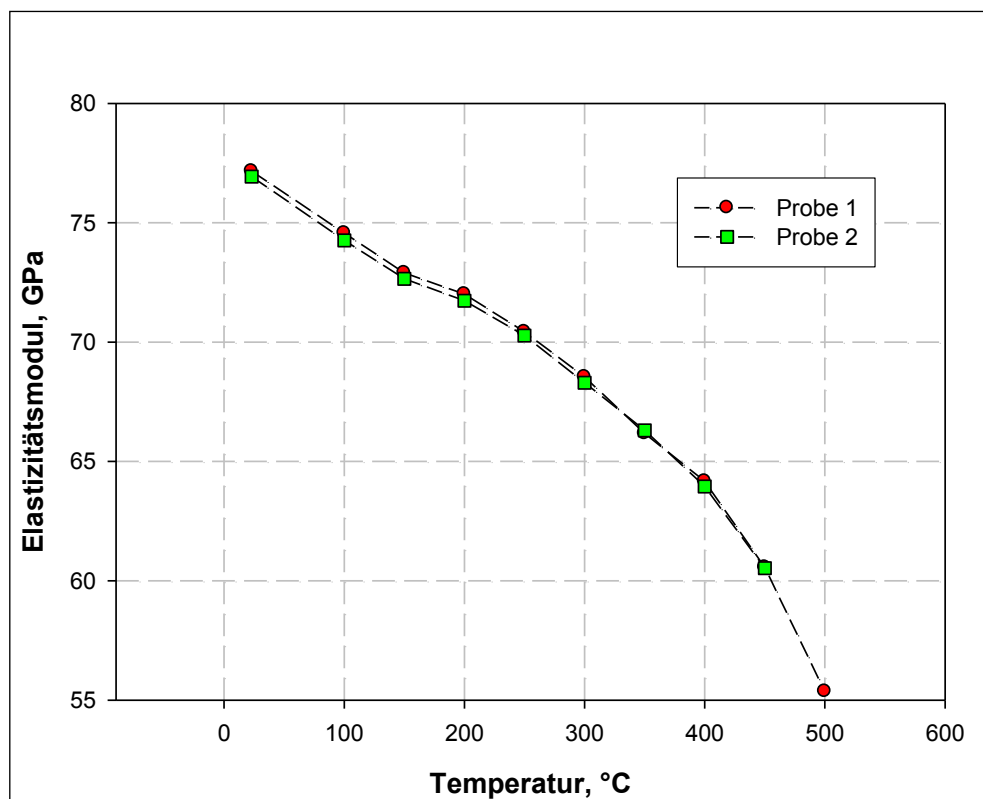


Bild 4.37: Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur im Gusszustand sowie nach dem ersten Aufschmelzen.

## 4.2.2 Thermomechanische Daten

### 4.2.2.1 Messung des dynamischen Elastizitätsmoduls

Die Messung des dynamischen Elastizitätsmoduls mittels Elastomatverfahren erfolgte für den Werkstoff AlSi10MnMg an zwei zylindrischen Proben, welche den Seitenstegen eines Spannungsgitters entnommen wurden. Der Probendurchmesser wurde jeweils an sechs Stellen entlang der Längsachse der Probe bestimmt. Länge und Masse jeder Probe wurden jeweils zweimal gemessen. Die Messung erfolgte in Schritten von 50 K von Raumtemperatur bis 500 °C (Probe 1), bzw. 450 °C, (Probe 2). Bei einer Temperatur von 500 °C war ein Durchbiegen der Probe eingetreten, was die Messung unsicher machte, weswegen bei der Probe 2 die Messung nur bis 450 °C durchgeführt wurde. Die Messergebnisse der beiden Proben zeigten bis 450 °C gute Übereinstimmung. Der Verlauf des Elastizitätsmoduls ist in [Bild 4.38](#) dargestellt. Die Mittelwerte aus beiden Messungen sind in [Tabelle 4.17](#) ersichtlich. Die in der Tabelle angegebenen Werte bei 550 °C und der Solidustemperatur 560 °C wurden aus einem kubischen Fit der Messdaten gewonnen.



**Bild 4.38:** Mittels Elastomatverfahren ermittelter dynamischer Elastizitätsmodul von AlSi10MnMg.

Tabelle 4.17: Dynamischer Elastizitätsmodul (Mittelwert aus zwei Parallelmessungen) von AlSi10MnMg.

Temperatur Elastizitätsmodul	
[°C]	[GPa]
21	77,0
100	74,4
150	72,8
200	71,9
250	70,4
300	68,4
350	66,2
400	64,1
450	60,5
500 <sup>a</sup>	55,4
550 <sup>b</sup>	49,7
560 <sup>b</sup>	48,4

<sup>a</sup>Wert aus Einzelmessung;

<sup>b</sup>Werte extrapoliert.

#### 4.2.2.2 Messung der Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur und erhöhten Temperaturen

Die Messung der Festigkeitseigenschaften von AlSi10MnMg erfolgte wie in [Abschnitt 3.3.1](#) beschrieben mittels Zugprüfung und Hochtemperaturzugprüfung. Aus den im Versuch ermittelten Rohdaten wurden Fließkurven abgeleitet, welche als multilineare Kurven bei der Simulation mit ANSYS Workbench zum Einsatz kamen. [Bild 4.39](#) zeigt ein Beispiel für eine im Zugversuch ermittelte Spannung-Dehnung-Kurve inklusive der auf die Kurve angepasste multilineare Annäherung an den plastischen Bereich. Da die Bestimmung des Elastizitätsmoduls anhand von Spannung-Dehnung-Kurven weniger genau ist als bei Bestimmung mittels Elastomatverfahren (vgl. [Abschnitte 3.2.3 und 4.2.2.1](#)) wurde für den elastischen Bereich der Elastizitätsmodul aus den Elastomatversuchen verwendet. [Bild 4.40](#) zeigt die parametrisierten mechanischen Werkstoffkennwerte von Raumtemperatur bis 550 °C. Der Fließbeginn in Abhängigkeit von der Probentemperatur ist in [Bild 4.41](#) dargestellt. Wie in [Bild 4.41](#) ersichtlich, nimmt die elastische Grenze von Raumtemperatur bis etwa 200 °C nur wenig ab, zwischen 200 °C und 450 °C kommt es zu einem raschen Abfallen der Fließgrenze. Oberhalb von etwa 500 °C besitzt der Werkstoff praktisch kaum noch Festigkeit, der Werkstoff kann keine



mechanischen Spannungen aufnehmen. Die Daten der Legierung AlSi10MnMg für die Eingabe in ANSYS Workbench sind in den Tabellen A.1 bis A.7 gelistet.

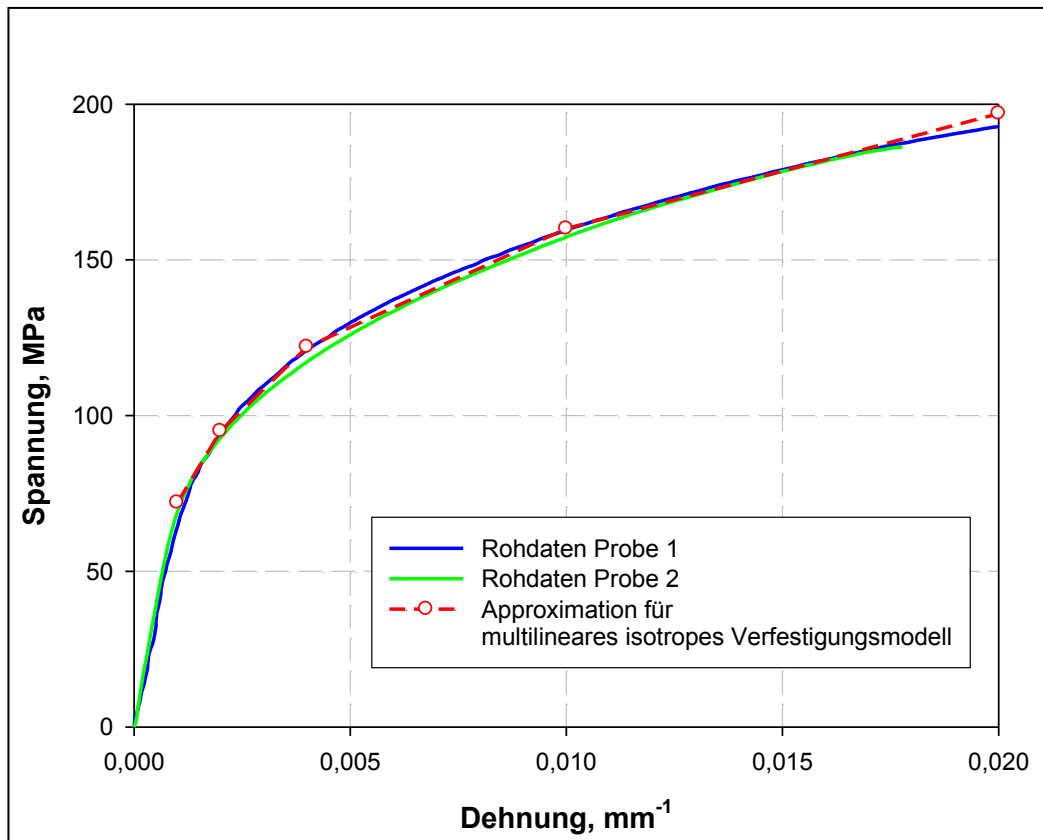


Bild 4.39: Zugversuchrohdaten und Approximation an die gemessenen Werte für Zugversuche mit der Legierung AlSi10MnMg bei Raumtemperatur.

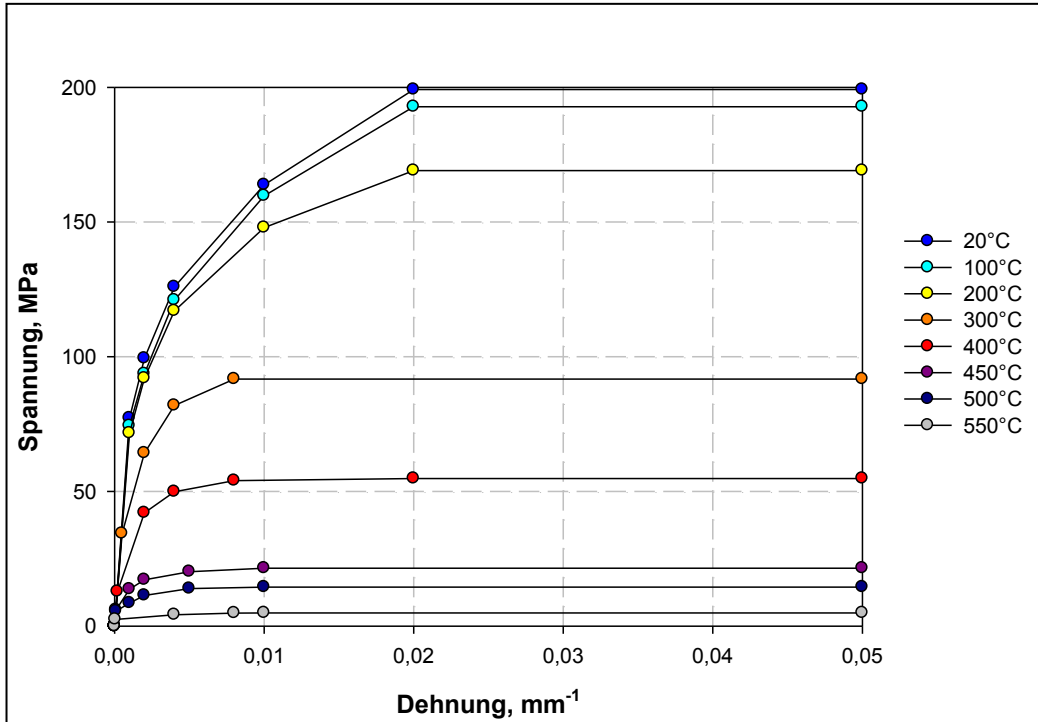


Bild 4.40: Multilineare Approximation an die gemessenen Spannung-Dehnung-Kurven von AISi10MnMg aus dem einachsigen Zugversuch.

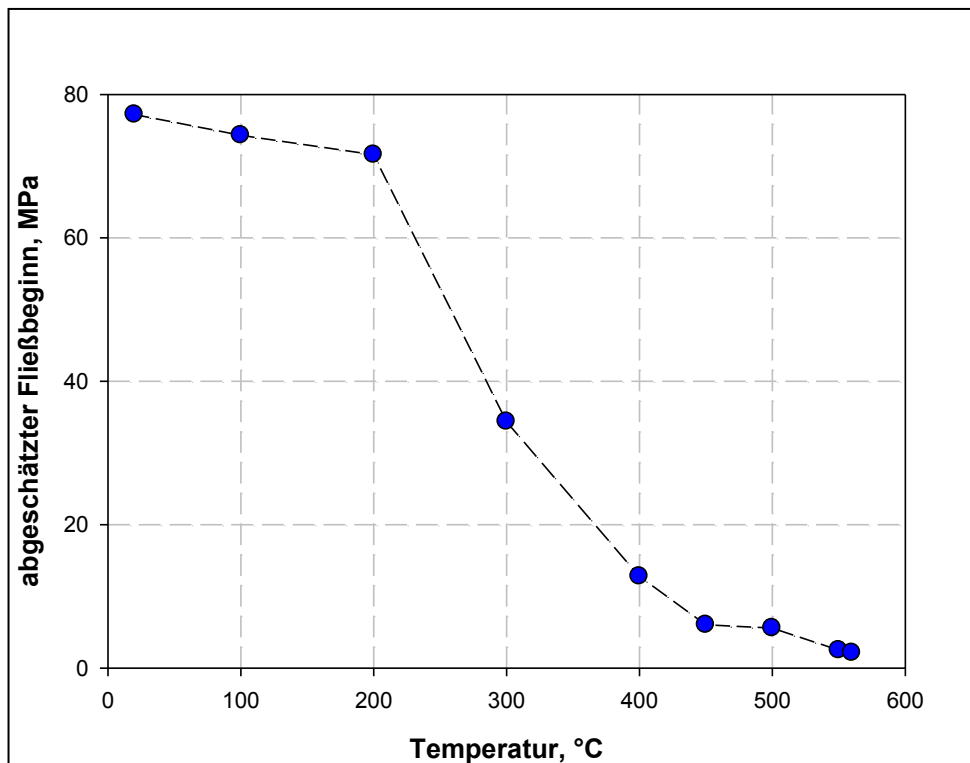


Bild 4.41: Abgeschätzter Fließbeginn von AISi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

Der abgeschätzte Fließbeginn der Legierung entspricht dabei nicht der  $R_{p0,2}$ -Streckgrenze des Werkstoffes. Bei diesem Kennwert handelt es sich um einen maschinenbaulichen Kennwert, dem keine besondere physikalische Bedeutung zukommt. Um eine akkurate Abschätzung der Gesamtdehnung in der Simulation zu erhalten, muss der Fließbeginn wesentlich früher gesetzt werden. In dieser Arbeit wurde der Fließbeginn dort gesetzt, wo die gemessene Spannung erstmals um mehr als ein Prozent des Absolutwertes von der Linearität der Spannung-Dehnung-Kurve abweicht. Es handelt sich hierbei zwar immer noch um eine willkürliche Abschätzung des Beginns des plastischen Fließens, gibt die realen Verhältnisse allerdings wesentlich genauer wieder als die Verwendung der  $R_{p0,2}$ -Streckgrenze als Fließkriterium (vgl.: Abschnitt 3.3.1). Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass Zugversuche vor allem im Bereich höherer Temperaturen eine recht große Streuung aufweisen, sodass ein Einschieben von Versuchen bei Temperaturen zwischen den in den Bildern 4.40 und 4.41 dargestellten Stützstellen nicht sinnvoll ist. Zudem sei bemerkt, dass ein linear-elastischer Anteil, im Sinne des Hookeschen Gesetzes, bei hohen Temperaturen in der Realität nicht mehr existiert.

Die Daten für die mechanischen Eigenschaften der Legierung AlSi12(Fe) wurden der Literatur entnommen [56,67] und sind im Anhang in den Tabellen A.8 bis A.14 gelistet.

## 5 Modellierung

### 5.1 Prozessmodellierung

#### 5.1.1 Allgemeines

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde zur Simulation von Verzug und Eigenspannung auf das kommerzielle Softwarepaket ANSYS Workbench 11.0 SP1 zurückgegriffen. Es handelt sich dabei um ein General Purpose, Multiphysics Tool. Die Modellierung der Eigenspannungen umfasste dabei die Simulation der Erstarrung in der Form und das Abkühlen nach Entnahme aus der Form. Aus dem berechneten Temperaturfeld wurden die Eigenspannungen berechnet. Neben den aus der Materialcharakterisierung und den Gießversuchen abgeleiteten Parametern enthalten die Rechenmodelle keine frei wählbaren Parameter.

#### 5.1.2 Geometriemodellierung und Vernetzung

Die Geometrie der berechneten Bauteile Spannungsgitter und V-Probe wurde jeweils als 3D-CAD-Datensatz in den Präprozessor von ANSYS Workbench eingelesen. Die Geometrie der Formeinsätze wurde auf mit zylindrischen Kühlbohrungen versehene Quader reduziert. Die V-Probe weist Symmetrie entlang der Längsachse auf, weswegen die Geometrie von Form und Gussteil längs geschnitten wurde. Das Spannungsgitter ist ebenfalls längs- aber nicht quersymmetrisch. Aufgrund, einiger zulässiger Vereinfachungen wurde die thermische und mechanische Rechnung an einem viertel-symmetrischen Modell des Spannungsgitters durchgeführt. Die Bilder 5.1 und 5.2 zeigen die geschnittene und vernetzte Anordnung. Die Vernetzungsparameter sind in Tabelle 5.1 aufgelistet.

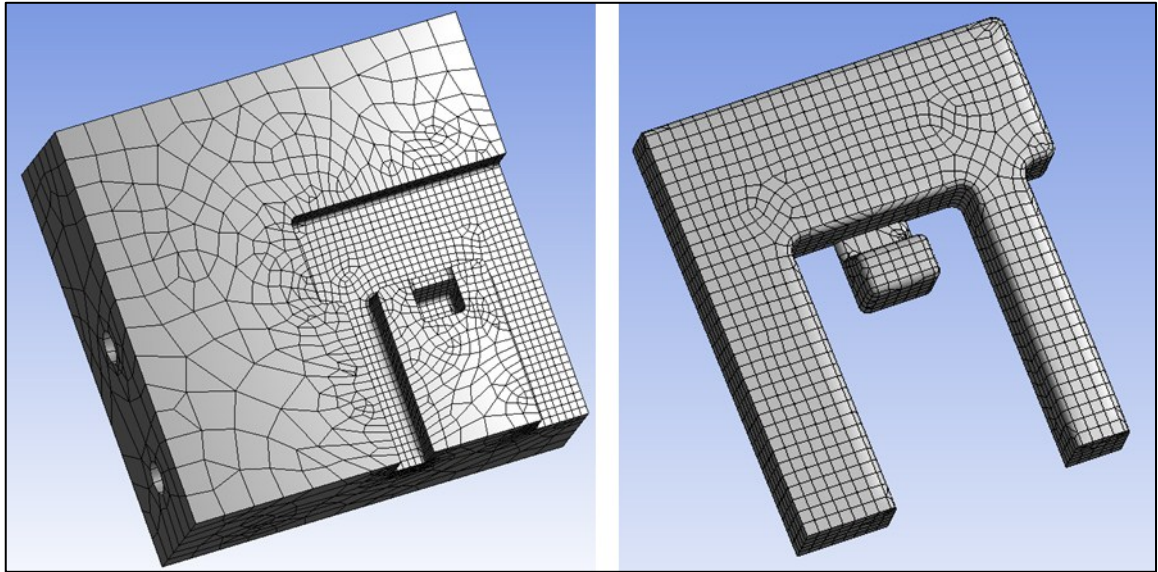


Bild 5.1: Geschnittene und vernetzte Geometrie des Spannungsgitters; links: Formeinsatz (bewegliche Formhälfte); rechts: Gussteil.

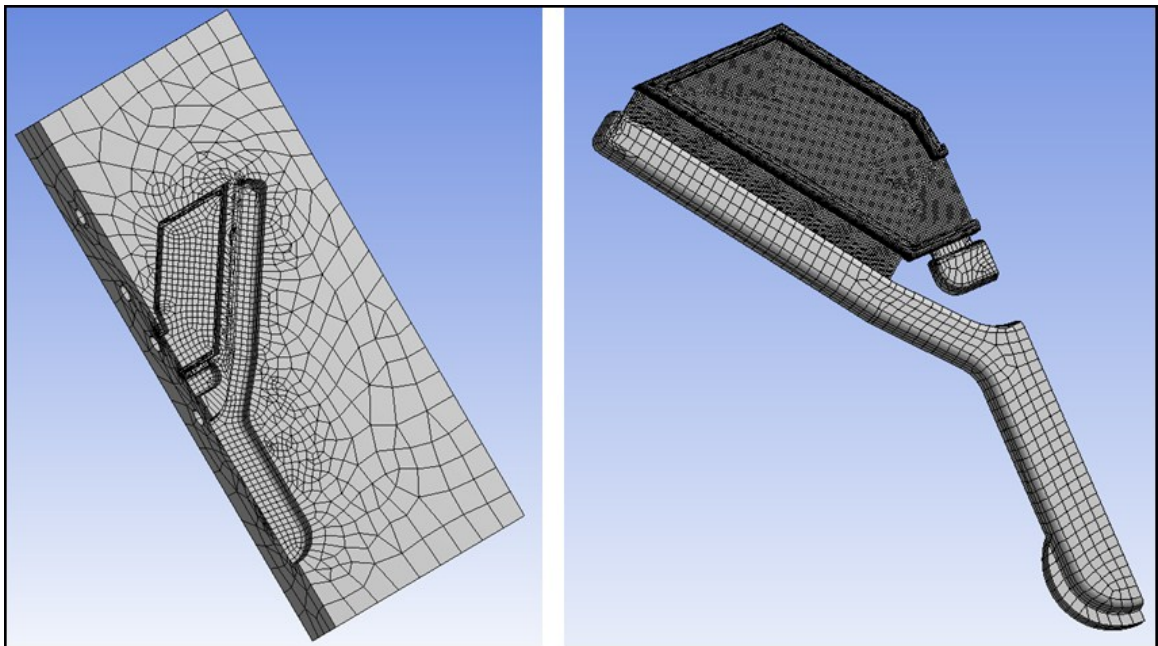


Bild 5.2: Geschnittene und vernetzte Geometrie der V-Probe; links: bewegliche Formhälfte; rechts: Gussteil.

Tabelle 5.1: Vernetzungsparameter von Spannungsgitter und V-Probe.

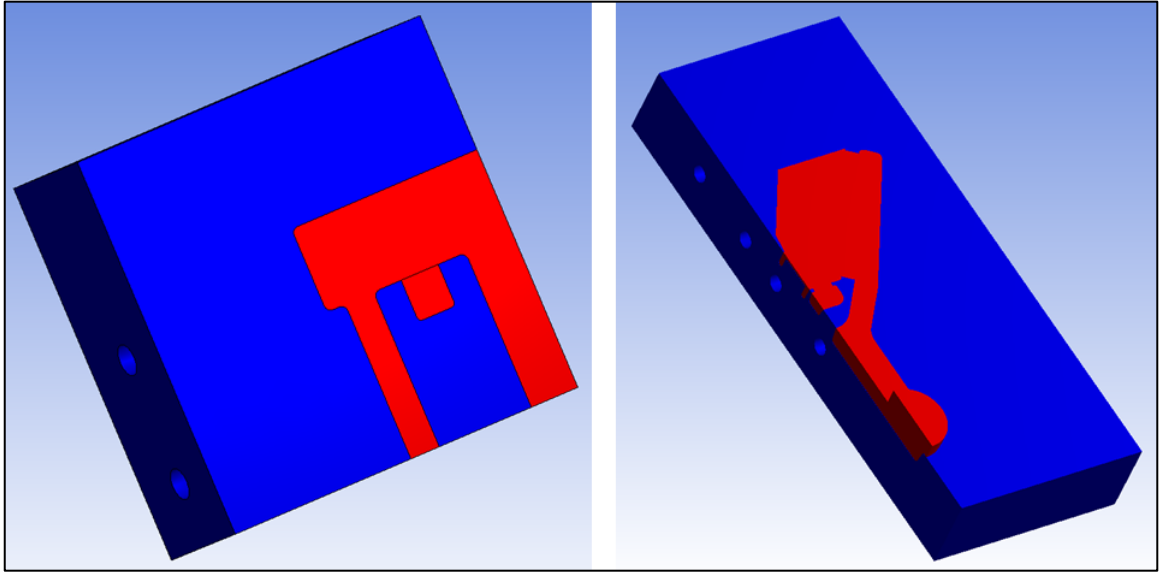
Parameter	Spannungsgitter	V-Probe
Elementtyp	20-knotige Hexaeder	20-knotige Hexaeder
Elementgröße Teil	3,5 mm	1 mm
Elementgröße Lauf	-	5 mm
Elementgröße Kontaktflächen	5 mm	5mm
Knoten gesamt	ca. 130.000	ca. 315.000
Elemente gesamt	ca. 40.000	ca. 90.000

### 5.1.3 Temperaturfeldmodellierung

Basis der Modellierung bildeten die Analyse des Gießprozesses in den Versuchsabgüssen sowie die Erkenntnisse aus den Vorabsimulationen (vgl.: [Abschnitt 3](#)). Aus der Betrachtung des Prozesses wurden folgende grundlegende Modellannahmen abgeleitet:

- Die Form hat zwischen zwei Abgüssen genügend Zeit zur Temperaturhomogenisierung.
- Die Schmelztemperatur bei den einzelnen Abgüssen ist konstant.
- Die Schmelze ist nach vollständiger Formfüllung homogen temperiert.

Unter diesen Annahmen wurde auf eine Simulation der Formfüllung sowie auf eine Zyklenrechnung zur Bestimmung des Anfangstemperaturfeldes verzichtet. Die Simulation startete diesen Grundannahmen zufolge mit homogenen Temperaturen für die Form und das Gussteil. [Bild 5.3](#) zeigt den Anfangszustand der transienten Temperaturfeldrechnung.



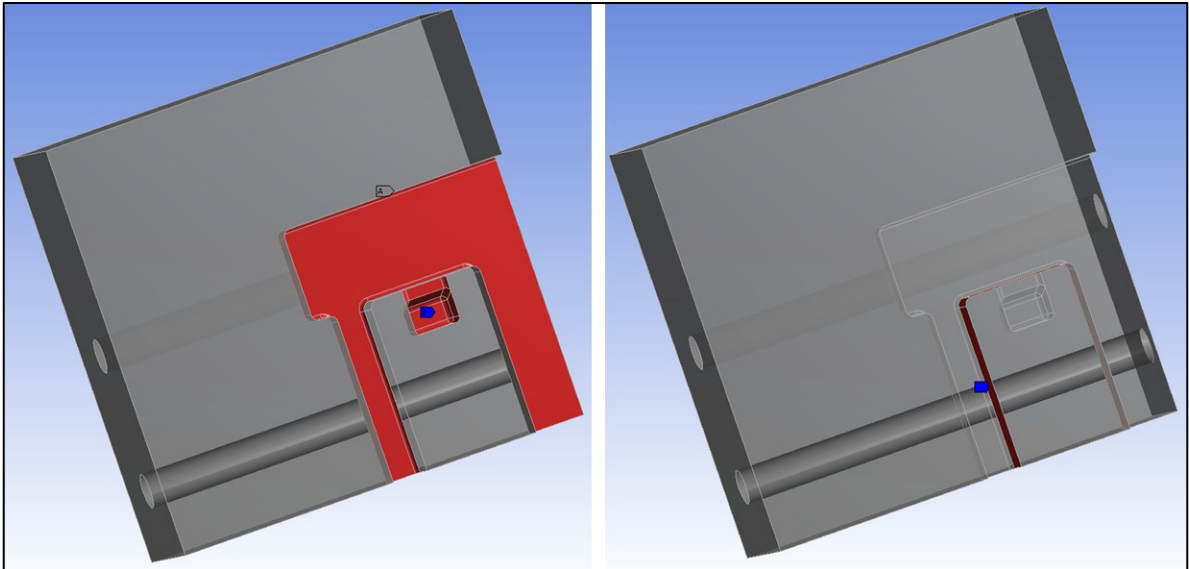
**Bild 5.3:** Anfangstemperaturfeld bei der thermisch transienten Simulation von Spannungsgitter- und V-Probe; die Form ist thermisch homogen gemäß der Kühlmediumstemperatur, das Gussteil thermisch homogen gemäß der Gießtemperatur.

Die Modellierung der Wärmeübergangskoeffizienten in der Form erfolgte anhand der Erkenntnisse aus einer Reihe von Abgüssen. Im Falle des Spannungsgitters hebt das Bauteil nach Einsetzen der Erstarrung von den Außenkonturen der Form ab. An den inneren Kernen hingegen schrumpft das Bauteil auf die Form auf. Dies hat zur Folge, dass sich an den Außenkonturen der Wärmeübergang im Zuge der Erstarrung und Formabkühlung durch Spaltbildung verringert, während er bei an Kernen weitgehend konstant bleibt. Bei der V-Probe schrumpft die Schale auf die Formkontur auf. Die beiden Laufarme schrumpfen gussteilseitig auf die Formkontur auf. An allen anderen Stellen ist mit einem Abheben des Gussstückes von der Form zu rechnen. Die Modellierung dieser Phänomene erfolgte mittels Definition temperaturgesteuerter Wärmeübergangsbedingungen am Kontakt zwischen Bauteil und Form. Die Bilder 5.4 und 5.5 zeigen die Kontaktbereiche zwischen den einzelnen Form- und Gussteilbereichen für das Spannungsgitter und die V-Probe.

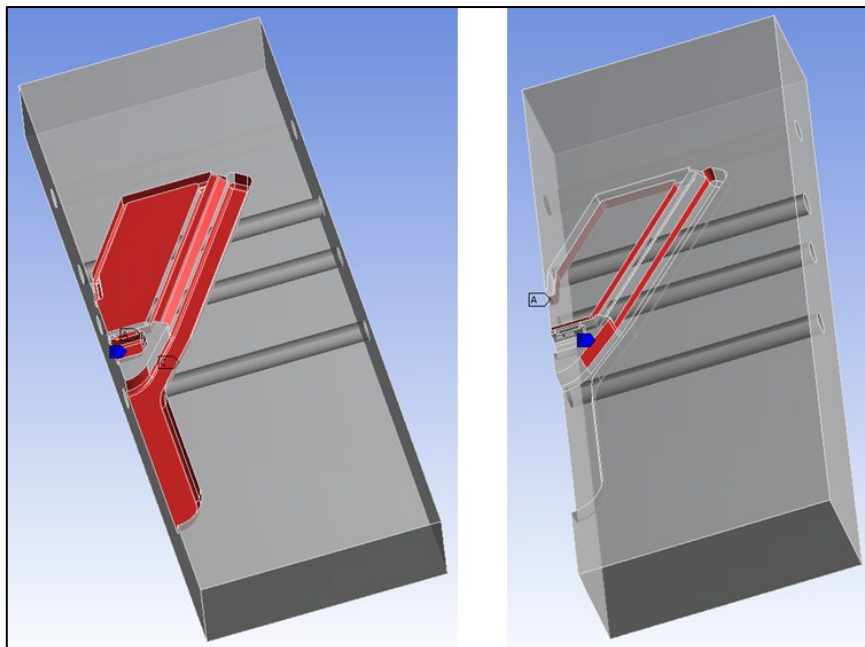
Aus dem Kontaktwärmeübergang zwischen Gussteil und Form ergibt sich in der Berechnung der Wärmestrom durch die Kontaktflächen gemäß folgender Beziehung:

$$\dot{q}(T) = \alpha_{cont}(T) \cdot (T_{teil} - T_{form}) \quad [18], \quad (\text{Glg. 5.1})$$

wobei  $\dot{q}(T)$  die Wärmestromdichte,  $\alpha_{cont}(T)$  der temperaturabhängige Kontaktwärmübergangskoeffizient,  $T_{teil}$  die Oberflächentemperatur des Gussteils und  $T_{form}$  die Oberflächentemperatur der Form ist [18]. Der Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten ist in [Bild 5.6](#) dargestellt.



[Bild 5.4](#): Kontaktmodellierung für das Spannungsgitter; links: T-abhängiger thermischer Kontakt (siehe [Bild 5.6](#)); rechts konstanter thermischer Kontakt.



[Bild 5.5](#): Kontaktmodellierung für die V-Probe; links: T-abhängiger thermischer Kontakt (siehe [Bild 5.6](#)); rechts konstanter thermischer Kontakt.



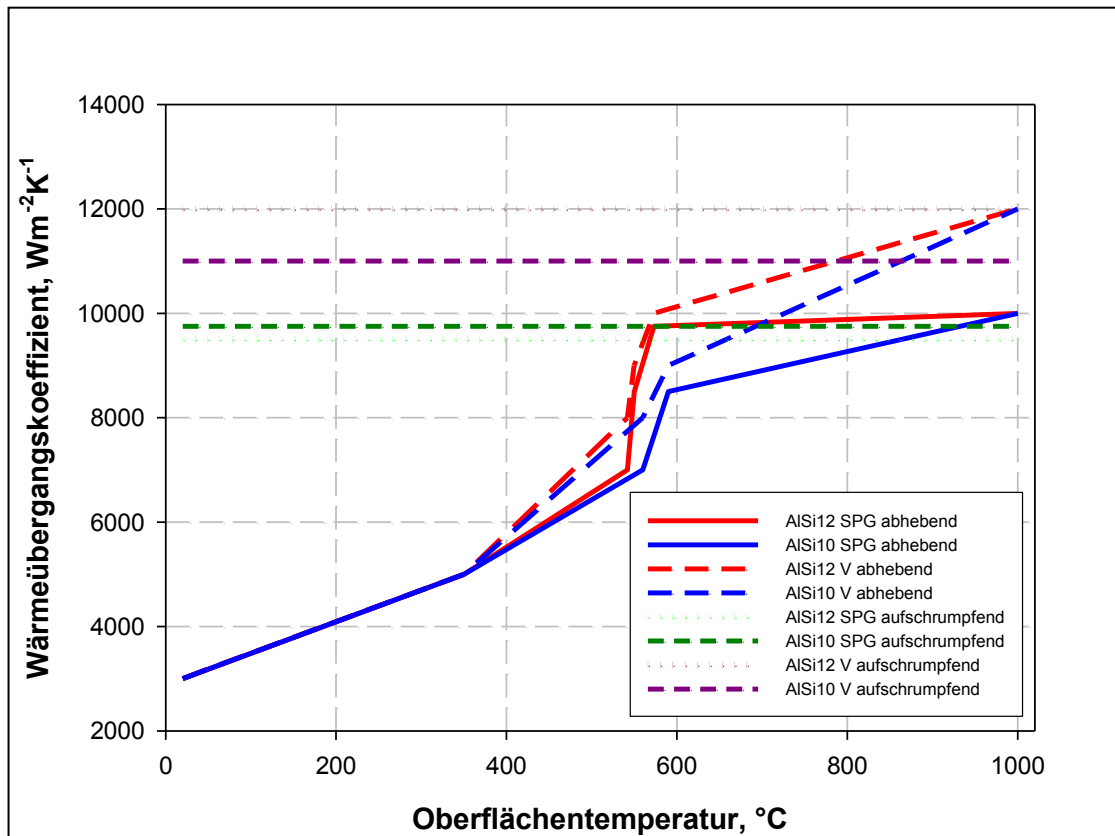
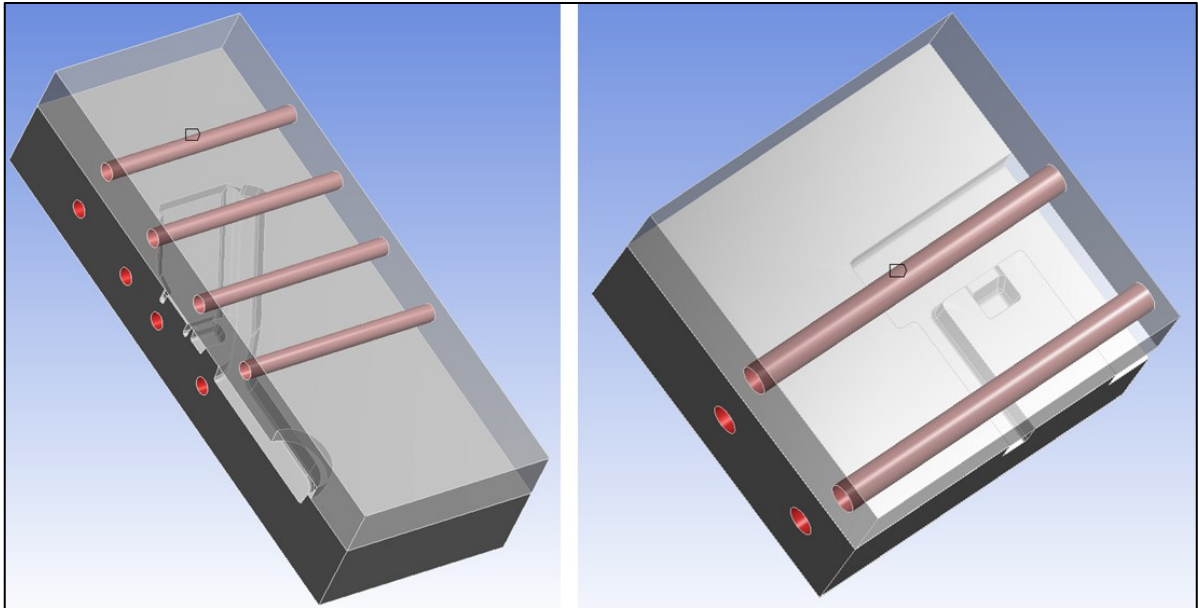


Bild 5.6: Kontaktwärmeübergänge bei der Modellierung von Spannungsgitter und V-Probe; die temperaturabhängigen Wärmeübergänge wurden dem Solidus- und Liquiduspunkt der Legierungen entsprechend modelliert, konstante Wärmeübergänge sind unabhängig von der Legierung.

Wie in [Bild 5.6](#) ersichtlich, ist der temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient auch von der verwendeten Legierung abhängig. Dies beruht auf der Annahme, dass sich die Erstarrung bei Verwendung der untereutektischen Legierung AlSi10MnMg über einen längeren Temperaturbereich erstreckt als bei der naheutektischen Legierung AlSi12(Fe), was sich auch auf das Abheben des teilerstarrten Gussteils von der Form auswirkt.

Die Modellierung der Temperierung der Druckgießform erfolgte über die Modellierung der Kühlkanäle als ideale Kühlungen. Das heißt, es wurde an den Bohrungen eine feste Temperatur aufgeprägt, die dem durchströmenden Öl, welches bei hohen Durchflussraten, wie sie in der Praxis auftreten, keine nennenswerte Temperaturerhöhung zeigt, entspricht. Zudem liegen die Temperierbohrungen weit genug von der Formkontur entfernt, dass eine Beeinflussung des Temperaturfeldes innerhalb der simulierten Zeit durch die Wahl des Wärmeübergangskoeffizienten nicht zu erwarten ist ([Bild 5.7](#)).



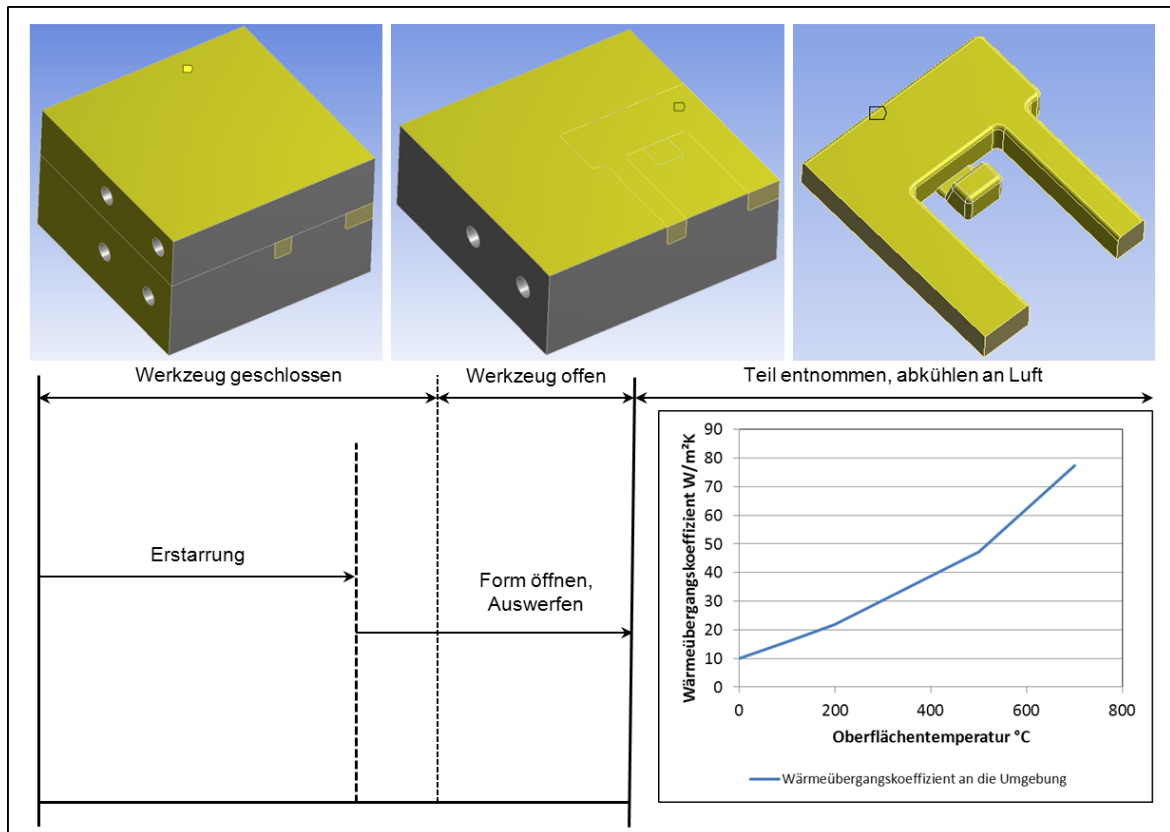
**Bild 5.7:** Temperierbohrungen in fester und beweglicher Formhälfte und Gussteilkontur; die Temperierbohrungen wurden als ideale Kühlungen modelliert, die mit einer festen Temperatur beaufschlagt sind (hier rot).

Gemäß der Teilung der Druckgießform wurden die feste und bewegliche Formhälfte einzeln modelliert. Beim Öffnen der Form verbleibt das Druckgießteil samt Gießsystem in der beweglichen Formhälfte. Nach Ende der Zuhaltezeit wurde daher die feste Formhälfte ausgeblendet. Beim Ausblenden einzelner Bauteilbereiche werden vom Simulationsprogramm die Werkstoffparameter, Kontaktwärmeübergänge und mechanische Kontaktbedingungen auf Werte nahe null gesetzt, sodass praktisch keine thermische oder mechanische Wechselwirkung mit dem ausgeblendeten Teil mehr besteht. Alle Flächen des Gussteils, welche nicht länger in Kontakt mit der Form stehen, wurden mit einer Konvektionsrandbedingung beaufschlagt. In dieser Randbedingung ist sowohl konvektive als auch strahlungsbedingte Wärmeabfuhr berücksichtigt. Nach dem Auswerfen, welches durch das Ausblenden der beweglichen Formhälfte modelliert wurde, wird dieselbe Konvektionsrandbedingung auch auf die übrigen Flächen, die zuvor mit der beweglichen Form in Kontakt gestanden haben aufgebracht. Analog zur Berechnung des Wärmeübergangs in der Form wird der Wärmeübergang zwischen Umgebungsmedium und Gussteil gemäß folgender Beziehung berechnet:

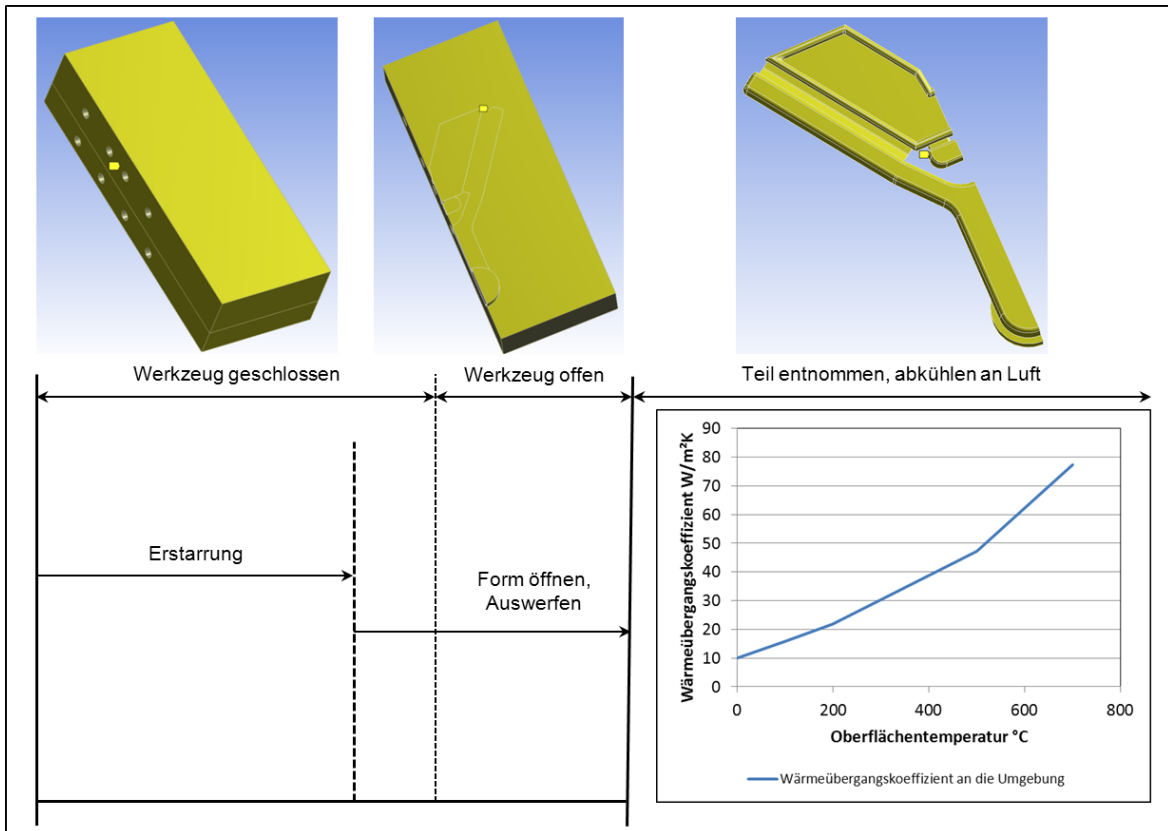
$$\dot{q}(T) = \alpha_{umg}(T) \cdot (T_{teil} - T_{umg}) \quad [18]: \quad (\text{Glg. 5.2})$$

wobei  $\alpha_{umg}(T)$  der temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient zwischen Gussteil und Umgebung und  $T_{umg}$  die Umgebungstemperatur ist [18].

Bei nicht abgeschreckten Teilen wurde die oben erwähnte Randbedingung bis zum Abkühlen auf Raumtemperatur beibehalten. Die thermische Simulation der Gussteilerstarrung und -abkühlung an Luft gliedert sich in drei Bereiche, die in den Bildern 5.8 und 5.9 dargestellt sind.



**Bild 5.8:** Wärmeübergänge an der Oberfläche von Druckgießwerkzeug bzw. Druckgussteil (Spannungsgitter); die Konvektionsrandbedingung (gelbe Flächen) entspricht einer mit Strahlung überlagerten natürlichen Konvektion bei freier Abkühlung außerhalb der Form.



**Bild 5.9:** Wärmeübergänge an der Oberfläche von Druckgießwerkzeug bzw. Druckgussteil (V-Probe); die Konvektionsrandbedingung (gelbe Flächen) entspricht einer mit Strahlung überlagerten natürlichen Konvektion bei freier Abkühlung außerhalb der Form.

Die Modellierung des Abschreckens in Wasser erfolgte ebenfalls durch eine Konvektionsrandbedingung, welche nach dem Ausblenden der beweglichen Formhälfte und einer gewissen Wartezeit an den Außenflächen des Gussteils aufgebracht wurde. Die Dauer des Eintauchvorganges des Gussteils in das Abschreckbad wurde vernachlässigt, alle Außenflächen wurden gleichzeitig mit Konvektion beaufschlagt. Der Wert für den Wärmeübergangskoeffizienten wurde durch Anpassung der Simulationsergebnisse an die Messergebnisse in den Versuchsabgüssen ermittelt (vgl.: [Abschnitt 3.1.2](#)). Die Ränder an den Symmetrieebenen wurden als adiabatisch angenommen, was thermischer Symmetrie entspricht.

#### 5.1.4 Spannungsmodellierung

Die Simulation des Verzugs und der Eigenspannungen wurde auf die berechneten Temperaturfelder aufgebaut. Davon ausgehend wurde für jeden Temperaturschritt der thermisch-transienten Rechnung ein statisch mechanischer Lastschritt gerechnet. Die in

der thermischen Simulation ermittelten Temperaturfelder bildeten die thermischen Lasten für die Spannungsrechnungen. Bezüglich, der sich aus der thermischen Lastverteilung ergebenden thermischen Dehnungen wurde angenommen, dass die Speisung in flüssigen Bauteilbereichen ideal ist. Das bedeutet, die thermischen Dehnungen im flüssigen und teilerstarten Zustand sind null, da schwindendes Material durch flüssige Schmelze kompensiert wird. Der thermische Ausdehnungskoeffizient von Zellen oberhalb der Solidustemperatur wurde dementsprechend auf null gesetzt. In der Realität ist in dickwandigen Gussteilbereichen (dies betrifft vor allem das Spannungsgitter) mit einer schwindungsbedingten Porosität von etwa 5 % Prozent, in dünnwandigen Bereichen mit einer schwindungsbedingten Porosität von 0,5 - 2 % zu rechnen. Dies ist bei der Interpretation der Ergebnisse und deren zu erwartender Genauigkeit zu beachten. Die mechanische Lagerung erfolgte an den Symmetrieebenen. Diese wurden reibungsfrei gelagert. Dies bedeutet, dass sich die Knoten am Rand in der Ebene frei aber nicht senkrecht zur Ebene verschieben können. Dies entspricht einer Symmetrie bezüglich der Schnittebene. Beim Spannungsgitter sind durch die beiden Symmetrieebenen, welche senkrecht aufeinander stehen Starrkörperbewegungen sowie ein Verkippen aufgrund numerischer Effekte unterbunden. Bild 5.10 zeigt die mechanischen Symmetrierandbedingungen für das Modell des Spannungsgitters.

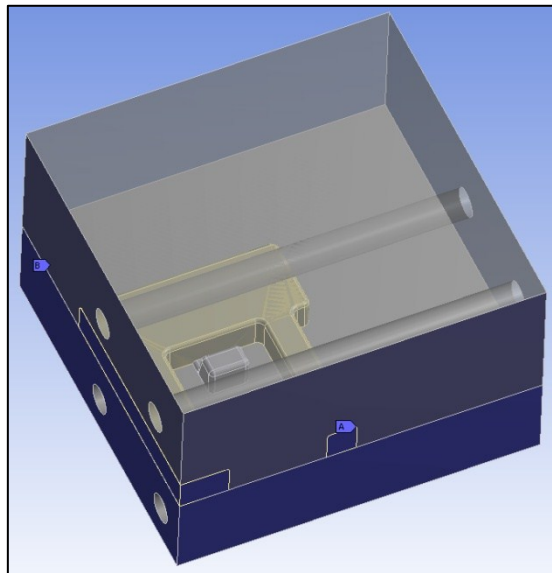


Bild 5.10: Reibungsfrei gelagerte Flächen (hier blau) bei der thermisch-mechanischen Simulation des Spannungsgitters.

Bei der V-Probe liegt nur eine Symmetrieebene vor. Um ein Verkippen der Geometrie zu unterbinden, musste eine weitere Lagerung gesetzt werden. Dies geschah am Anguss

ebenfalls durch eine reibungsfreie Lagerung. Diese Randbedingung entspricht zwar nicht den realen Gegebenheiten bei der Formabkühlung und freien Abkühlung des Gussteils. Durch den hinreichenden Abstand des Angusses von den Bezugspunkten für die Auswertung der Simulation und der Messung des Bauteilverzuges war jedoch keine Beeinflussung des Spannungs- und Dehnungszustandes zu erwarten. Bild 5.11 zeigt die Lagerung der V-Probe. Die feste Formhälfte ist zur besseren Sichtbarkeit ausgeblendet.

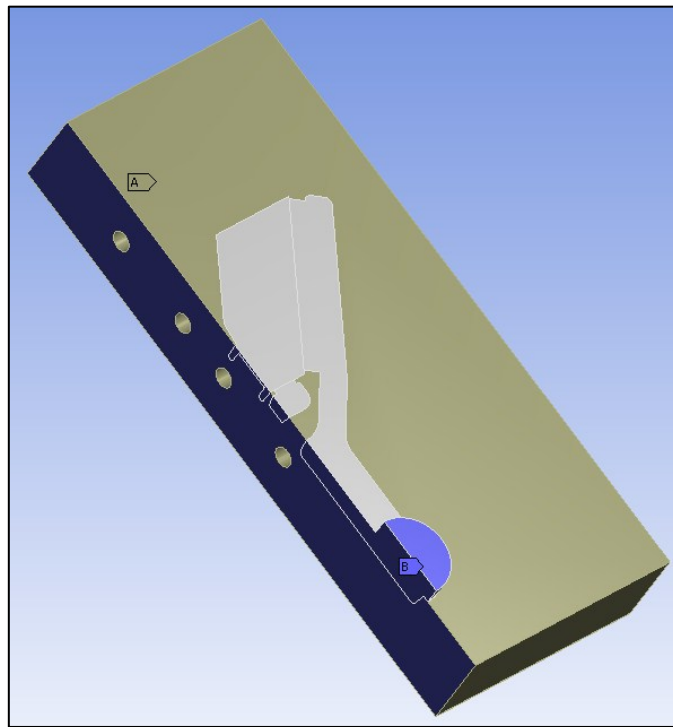


Bild 5.11: Reibungsfrei gelagerte Flächen (hier blau) bei der thermisch-mechanischen Simulation der V-Probe; die feste Formhälfte ist ausgeblendet.

Der mechanische Kontakt zwischen Gussteil und Form wurde sowohl beim Spannungsgitter als auch bei der V-Probe als reibungsfreier Kontakt modelliert. Es können zwischen den beiden Kontaktpartnern keine Scherkräfte übertragen werden.

Es wurde angenommen, dass durch das Auswerfen der Gussteile keine mechanischen Kräfte wirken, die groß genug sind um globalen Bauteilverzug zu bewirken. Diese Annahme wurde deswegen getroffen, da eine Instrumentierung zur Ermittlung der Reibkräfte, die zwischen Gussteil und Form wirken, bei den in den Versuchsabgüssen eingesetzten Werkzeugen nicht vorgesehen war. Auf eine Berücksichtigung des Auswerfens in der Simulation wurde verzichtet, da zu viele willkürlich gewählte Annahmen bezüglich der auftretenden Auswerferkräfte getroffen hätten werden müssten, sodass der

Genauigkeits-gewinn in der Simulation sehr gering wäre. Es ist jedoch anzunehmen, dass in der Realität solche Deformationen auftreten. Dies gilt vor allem für sehr heiß ausgeformte Gussteile mit geringer Festigkeit und sehr kalt ausgeformte Gussteile, die stark auf die Form aufgeschrumpft sind. Es sei an dieser Stelle auf ein Beispiel aus der Literatur für die experimentelle Bestimmung von Kräften durch das Auswerfen verwiesen [30].

Das Zeitraster und die jeweiligen Anfangs- und Randbedingungen bei der Modellierung des Prozesses sind in Tabelle 5.2 dargestellt.

Tabelle 5.2: Zeitliche Anfangs- und Randbedingungen bei der Modellierung des Erstarrungs- und Abkühlprozesses bei der Modellierung von Spannungsgitter und V-Probe.

Prozessschritt	Endzeit	Spannungsgitter	V-Probe
Anfangsbedingung	0 sec.	Formtemperatur variabel; Gussteiltemperatur	Formtemperatur variabel;
Kontaktwärmeübergang bis Formöffnen	Spannungsgitter: 20 bzw. 30 sek.	Siehe <u>Bild 4.6</u>	Siehe <u>Bild 4.6</u>
Wärmeübergang nach Formöffnen	Spannungsgitter: 25 bzw. 35 sek.	Siehe <u>Bild 4.8</u>	Siehe <u>Bild 4.9</u>
Wärmeübergang nach Auswerfen ohne Wasserabschreckung	3600 sek.	Siehe <u>Bild 4.8</u>	Siehe <u>Bild 4.9</u>
Wärmeübergang nach Auswerfen mit Wasserabschreckung	Spannungsgitter: 32 bzw. 42 sek.  V-Probe: 15 bzw. 18 sek.	Konvektion, $10000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ , 20 °C	Konvektion, $10000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ , 20 °C
Gesamte simulierte Zeit ohne Wasserabschreckung		3600 sek.	3600 sek.
Gesamte simulierte Zeit mit Wasserabschreckung		32 bzw. 42 sek.	15 bzw. 18 sek.

## 5.2 Materialmodellierung

### 5.2.1 Modellierung des Formwerkstoffes

Für die Form wurde in den Versuchen ein Warmarbeitsstahl 1.2343 verwendet. Die Modellierung des Werkstoffes erfolgte linear elastisch (konservativ), da eine Reihe von Vorabsimulationen gezeigt hatte, dass bei den auftretenden Belastungen nur sehr geringe plastische Deformation der Form zu erwarten ist, die sich vor allem auf Werkzeugoberfläche beschränkt und zu keinem für die Aufgabenstellung dieser Arbeit relevanten, globalen Verzug führt. Beim erwähnten Verzicht auf eine Zyklerechnung ist auch kein Kumulieren der plastischen Verformung und somit kein makroskopischer Verzug des Formeinsatzes zu erwarten. Die thermophysikalischen und thermo-mechanischen Werkstoffparameter wurden temperaturabhängig definiert. Für die mechanische Berechnung linear elastischer Werkstoffe sind als Parameter lediglich der Elastizitätsmodul, die Querkontraktionszahl, der thermische Ausdehnungskoeffizient und die Dichte zu definieren. Als Referenztemperatur für die Berechnung der thermischen Dehnungen wurde die Formtemperatur gemäß der jeweiligen thermischen Anfangsbedingung festgesetzt. Das heißt, die thermischen Dehnungen bei dieser Temperatur sind null. Die verwendeten Werkstoffparameter für den Werkstoff 1.2343 sind im Anhang, Tabellen A.15 bis A.20 gelistet.

### 5.2.2 Modellierung der Gusswerkstoffe

Bei der Modellierung der Gusswerkstoffe wurde ein nicht konservatives Materialmodell verwendet. Oberhalb der Liquidustemperatur des Werkstoffes wurde der thermische Ausdehnungskoeffizient des Gusswerkstoffes auf den Wert null gesetzt, was einer idealen Speisung entspricht. Dementsprechend sind die thermischen Dehnungen und auftretenden Belastungen des Werkstoffes im flüssigen Zustand ebenfalls null. Der hydrostatische Spannungszustand durch den in der Realität auftretenden Nachdruck führt zu keiner plastischen Verformung. Daher konnte auf eine Modellierung des Nachdrucks verzichtet werden. Die Definition der plastischen Werkstoffeigenschaften erfolgte temperaturabhängig und zwar dergestalt, dass für ausgezeichnete Temperaturen Spannung-Dehnung-Kurven eingegeben wurden. Aufgrund der unzureichenden Approximation realer, für Aluminiumlegierungen typischer Spannung-Dehnung-Kurven mittels bilinearer Verfestigungsmodelle, (insbesondere bei hohen Temperaturen) wurde in der vorliegenden Arbeit auf einen multilinearen Ansatz zur Modellierung der Fließkurven zurückgegriffen. Die thermomechanischen Daten stammten aus der Elastomatmessung



sowie aus einachsigen Zugversuchen (vgl.: Abschnitte 3.2.3 und 3.3.1.), bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen bis knapp unter die Solidustemperatur. Der Programmcode von ANSYS Workbench ermittelt die Fließkurven bei allen übrigen Temperaturen durch lineare Interpolation zwischen diesen Kurven. Die im Versuch aufgenommenen Fließkurven wurden zunächst durch stückweises lineares Fitten parametrisiert. Es kam ein isotropes Verfestigungsmodell zum Einsatz, welches als Fließkriterium die Vergleichsspannung nach v. Mises verwendet. Bis zum Beginn des plastischen Fließens wurde als Steigung der Hookeschen Geraden der Elastizitätsmodul (temperaturabhängig) angenommen. Als Fließkriterium wurde nicht, die  $R_{p0,2}$  des Werkstoffes verwendet, da es sich bei dieser um einen maschinenbaulichen Parameter ohne physikalische Bedeutung handelt. Stattdessen wurde der plastische Bereich der Fließkurve dort angesetzt, wo die jeweilige Spannung-Dehnung-Kurve ein Abweichen von mehr als einem Prozent des Absolutwertes der Spannung vom linearen Verlauf gemäß des Elastizitätsmoduls zeigt (vgl.: Abschnitt 4.2.2.2). Als Referenztemperatur für die Berechnung der thermischen Dehnungen wurde die Gießtemperatur gemäß der jeweiligen thermischen Anfangsbedingung festgesetzt. Das heißt die thermischen Dehnungen des Teils bei dieser Temperatur sind null. Die Gussteilabmessungen entsprechen daher zu Beginn der Simulation den Maßen der kalten Form, da wie in Abschnitt 5.2.1 erwähnt die Dehnungen für die Form zu Beginn der Simulation ebenfalls auf null gesetzt wurden. Dies spielt bei der Ermittlung der Eigenspannungen des Spannungsgitters keine Rolle, da dort nur die relative Längenänderung im kalten Zustand ermittelt wurde. Bei der Auswertung des Verzugs bei der V-Probe musste dieser Umstand jedoch berücksichtigt werden, indem die Ausgangsmaße der Gussteile um die Vergrößerung der Form bei der jeweiligen Temperierung bezogen auf die Raumtemperatur korrigiert wurden (vgl.: Abschnitt 3.1.3.2). Die verwendeten Werkstoffparameter für die Werkstoffe AlSi12(Fe) und AlSi10MnMg sind im Anhang in den Tabellen A.1 bis A.14 gelistet.

## 6 Simulationsergebnisse und Vergleich mit den Gießversuchen

### 6.1 Spannungsgitter

Im Folgenden sind die Simulationsergebnisse sowie der Vergleich zwischen Simulationsergebnissen und den Ergebnissen aus den Gießversuchen für das Spannungsgitter dargestellt. Bild 6.1 zeigt das errechnete Temperaturfeld zum Zeitpunkt des Auswerfens für ein Spannungsgitter.

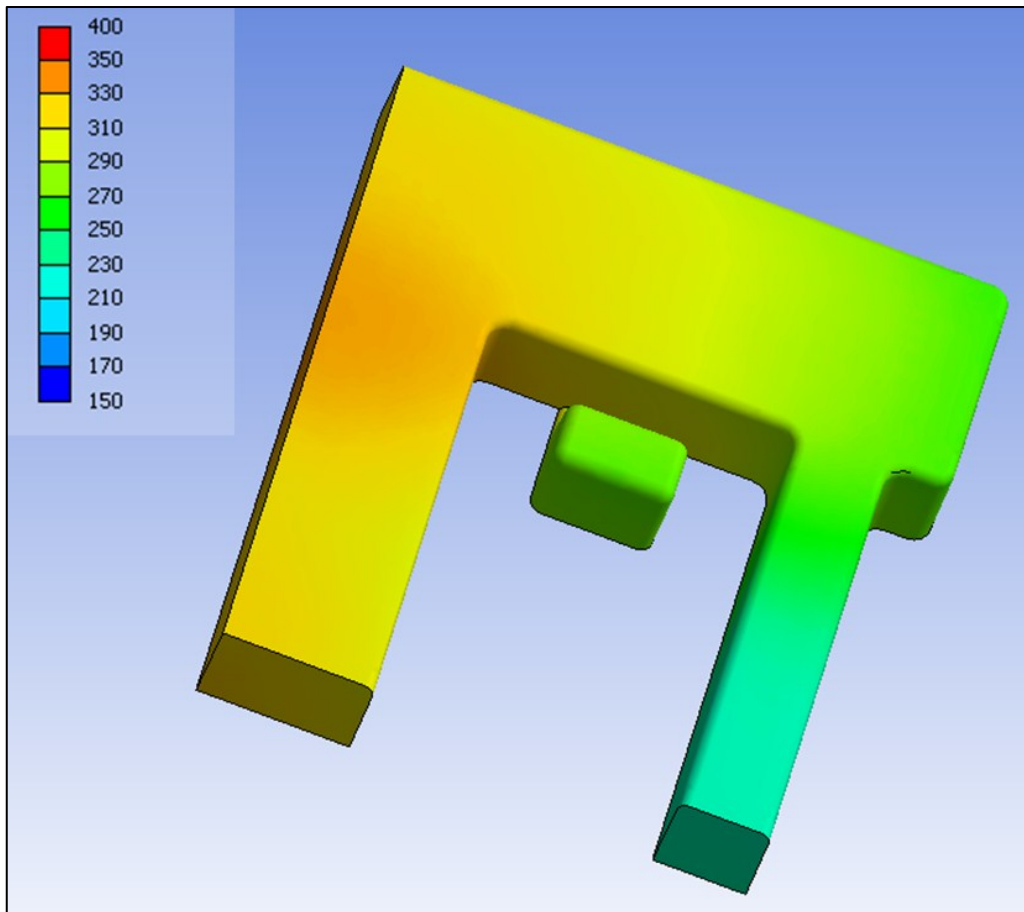


Bild 6.1: Berechnetes Temperaturfeld für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden.

Es zeigt sich zum Zeitpunkt des Ausformens ein deutlicher Unterschied zwischen den Temperaturen im Mittelsteg und im Außensteg. Die Temperaturen im Mittelsteg und im Außensteg hängen maßgeblich von der Formtemperatur ab. Die Differenz zwischen diesen Temperaturen bleibt für verschiedene Formtemperaturen jedoch relativ konstant. Der Verlauf der Ausformtemperaturen über die Formtemperatur ist in Bild 6.2 dargestellt.

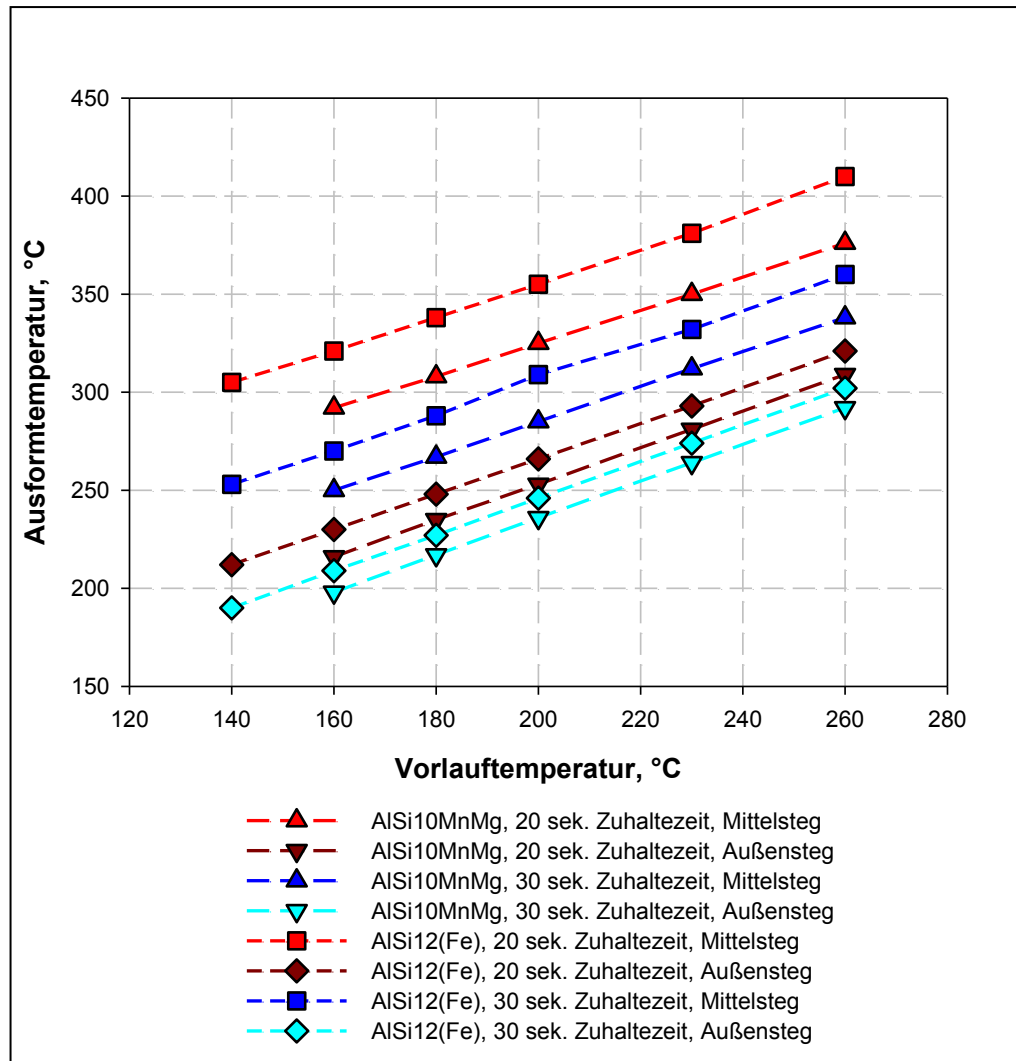


Bild 6.2: Simulierte Ausformtemperaturen für das Spannungsgitter in Abhängigkeit von der Vorlauftemperatur des Temperiermediums.

Aus Bild 6.2 ist ersichtlich, dass sich bei Formtemperaturen ab 180 °C Außenstege und Mittelsteg im selben Bereich der temperaturabhängigen Fließgrenze des Werkstoffes befinden (vgl.: Bild 5.41), unter 180 °C Formtemperatur hingegen, haben die Außenstege beim Ausformen schon nennenswert an Festigkeit gewonnen (Temperaturen um 200 °C) während sich der Mittelsteg noch in relativ weichem Zustand befindet. Es ist bei niederen Formtemperaturen also mit etwas höherem Verzug zu rechnen.

Bild 6.3 zeigt die Gegenüberstellung der berechneten Vergleichsspannungen nach v. Mises für den Zeitpunkt des Auswerfens sowie nach vollständigem Temperaturausgleich. Die berechneten Normalspannungen in Längsrichtung des Spannungsgitters

zu diesen Zeit-punkten sind in Bild 6.4 dargestellt. Die entsprechenden elastischen Dehnungen in Längs-richtung sind in Bild 6.5 dargestellt.

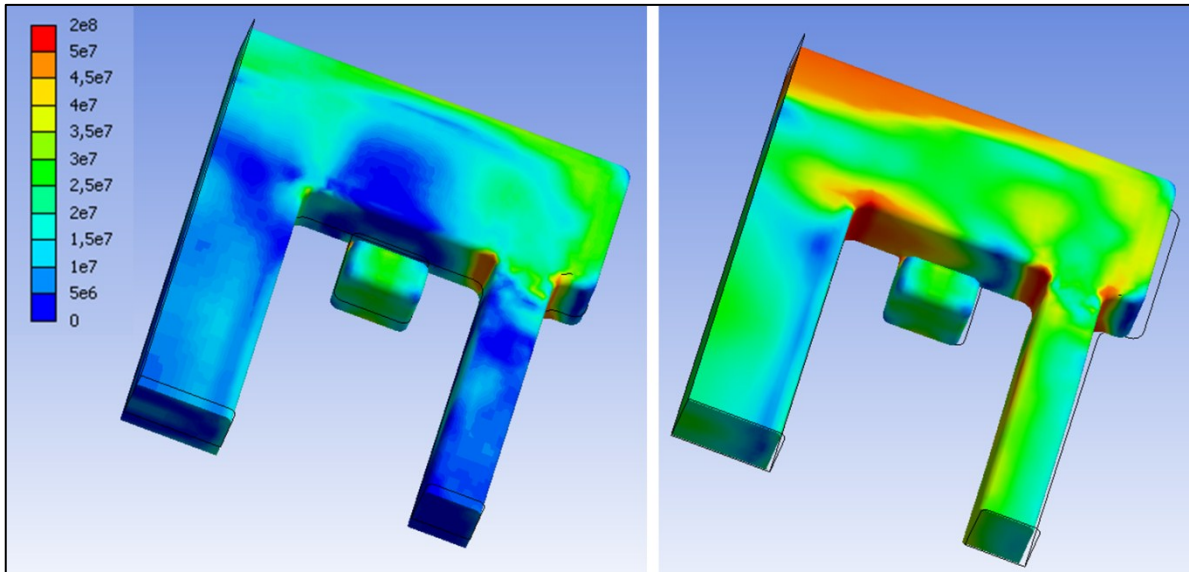


Bild 6.3: Berechnete Vergleichsspannung nach v. Mises für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperatúrausgleich.

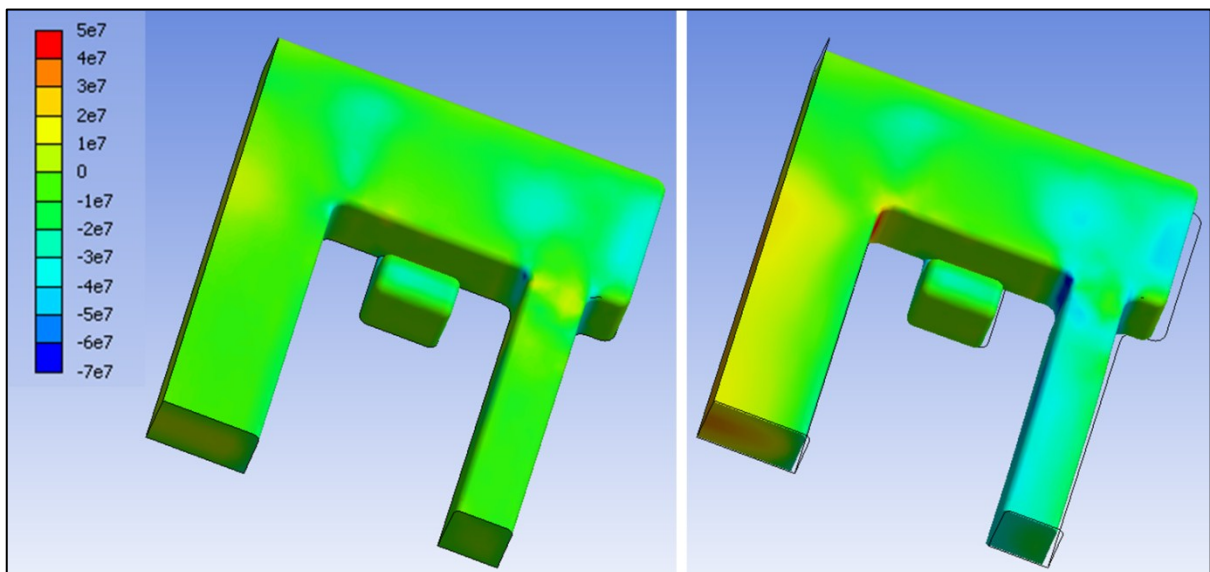
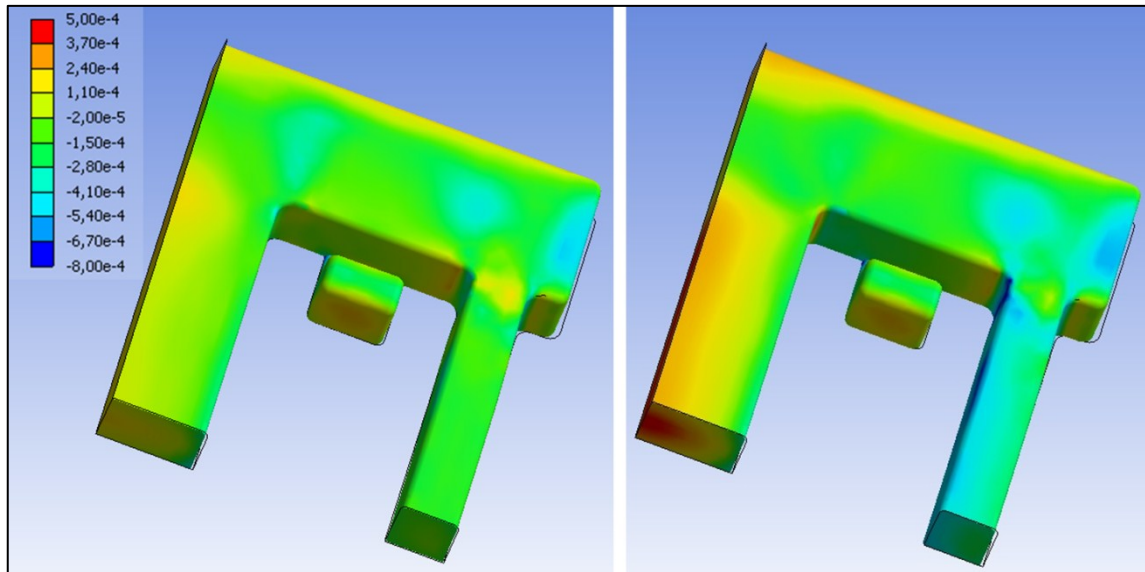
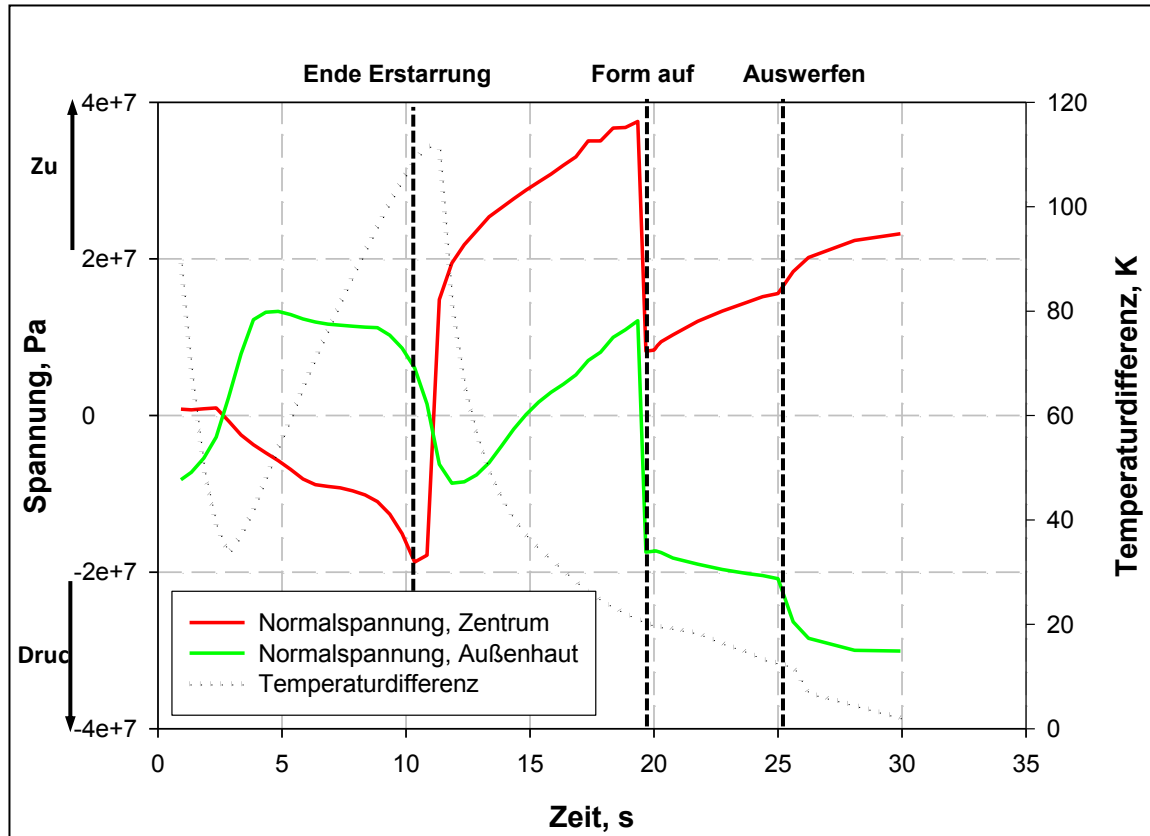


Bild 6.4: Berechnete Normalspannung in Längsrichtung für ein Spannungsgitter (Legierung AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperatúrausgleich.



**Bild 6.5:** Berechnete elastische Dehnungen in Längsrichtung für ein Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Auswerfens nach 25 Sekunden sowie nach vollständigem Temperaturausgleich.

Wie aus den Bildern 6.3 bis 6.5 ersichtlich, sind die Spannungen und Dehnungen bis zum Zeitpunkt des Ausformens sowohl in Mittel- und Außensteg klein. Der größte Teil des Spannungsaufbaus findet also beim Abkühlen auf Raumtemperatur statt. Aus Bild 6.4 ist klar ersichtlich, dass nach Abkühlen auf Raumtemperatur auch im Mittelsteg nennenswerte Bereiche vorhanden sind, welche statt der erwarteten Zugspannungen Druckspannungen aufweisen. Dies sind primäre Eigenspannungen (vgl.: Abschnitt 2.1.1), die sich aufgrund unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten an Außenhaut und im Zentrum der jeweiligen Stege ausbilden. Der Vorgang ist in Bild 2.4 veranschaulicht. Für die primären Eigenspannungen sind in diesem Fall vor allem die Vorgänge in der Form ausschlaggebend. Bild 6.6 zeigt die Spannungen im Mittelsteg des Spannungsgitters während der Erstarrung und der Verweildauer im Werkzeug (für ein Spannungsgitter aus AlSi12(Fe) bei 160 °C Formtemperatur und einer Zuhaltezeit von 20 Sekunden) bis fünf Sekunden nach dem Auswerfen für einen Punkt an der Außenhaut bzw. im Zentrum an der längsseitigen Symmetrieebene des Mittelstegs sowie den Verlauf der Temperaturdifferenz an diesen Punkten. Der Verlauf der Eigenspannungen in den ersten 30 Sekunden jeweils im Zentrum des Mittel- bzw. Außenstegs (für ein Spannungsgitter aus AlSi12(Fe) bei 160 °C Formtemperatur und einer Zuhaltezeit von 20 Sekunden) sowie der zugehörige Verlauf der Temperaturdifferenz ist in Bild 6.7 dargestellt.



**Bild 6.6:** Normalspannung in Längsrichtung im Zentrum und an der Außenhaut des Mittelsteges beim Spannungsgitter sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.

Anhand von Bild 6.6 ist der Aufbau der primären Eigenspannungen leicht nachzuvollziehen. Durch das Schrumpfen der Außenhaut gerät das Zentrum, sobald es erste Spannungen aufnehmen kann, unter Druckspannungen, die durch plastische Formänderung teilweise abgebaut werden. Nach Ende der Erstarrung im Zentrum (hier nach etwa 10 Sekunden) gleichen sich die Temperaturen rasch aus. Aufgrund der Schrumpfbegrenzung durch die Form gerät der gesamte Mittelsteg unter Zugbelastung. Nach dem Öffnen des Werkzeuges (nach 20 Sekunden) sinkt die Spannung, da die Dehnungsbegrenzung in Normalrichtung wegfällt; die Außenhaut gerät unter Druck. Nach dem Auswerfen (nach 25 Sekunden) fällt auch die Dehnungsbegrenzung in Längsrichtung weg. Entsprechend des unter Abschnitt 2.1 beschriebenen Verhaltens des Spannungsgitters steigt die Zugbelastung im Mittelsteg, trotzdem bleiben aufgrund der primären Eigenspannungen Druckspannungen an der Außenhaut zurück. Primäre Eigenspannungen sind nicht Thema dieser Arbeit. Es soll mit Bild 6.6 nur gezeigt werden, dass das Modell auch für die Entwicklung primärer Eigenspannungen plausible

Ergebnisse liefert. Im Rahmen dieser Arbeit wurden keine primären Eigenspannungen ermittelt. Dem entsprechend ist auch das gesamte Modell auf die korrekte Vorhersage globaler sekundärer Eigenspannungen hin optimiert, womit Bild 6.6 nur qualitative Aussagen liefern kann.

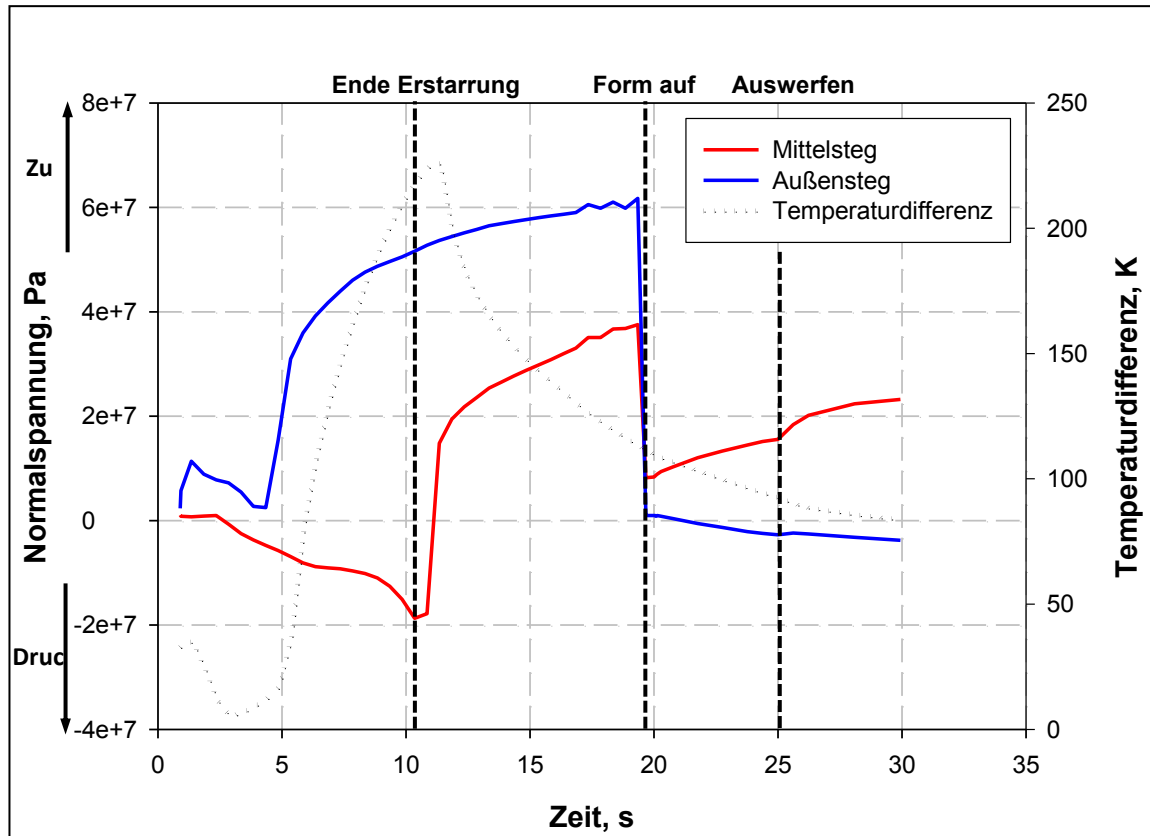
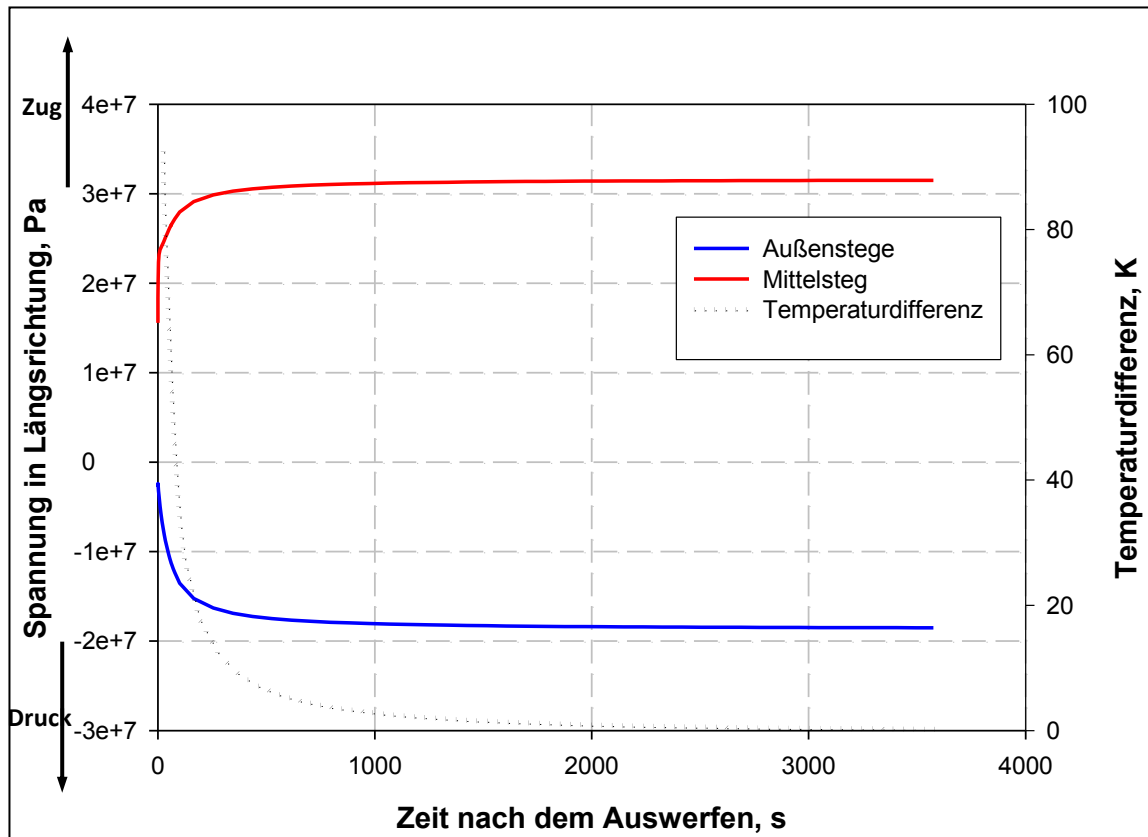


Bild 6.7: Normalspannung in Längsrichtung jeweils Zentrum von Mittel- und Außenstegen beim Spannungsgitter sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.

In Bild 6.7 ist zu erkennen, dass sich in den Außenstegen nach der Erstarrung (etwa nach fünf Sekunden) rasch Zugspannungen aufbauen. Der Mittelsteg steht aufgrund primärer Eigenspannungen (siehe oben) unter Druck. Nach vollständiger Erstarrung beider Stege bauen sich in beiden Stegen Zugspannungen auf. Dies ist auf das Aufschrumpfen auf die Formwand zurückzuführen. Beim Öffnen der Form werden die Spannungen teilweise abgebaut. Nach dem Auswerfen nach 25 Sekunden baut sich entsprechend der immer noch großen Temperaturdifferenz das charakteristische Spannungsbild des Spannungsgitters auf.

Die Spannungen im Mittel sowie in den Außenstegen (jeweils gemessen im Zentrum des jeweiligen Steges an der längsseitigen Symmetrieebene) nach dem Ausformen sowie die jeweilige Temperaturdifferenz an diesen Punkten sind in [Bild 6.8](#) dargestellt.



[Bild 6.8](#): Entwicklung der sekundären Eigenspannungen nach dem Auswerfen nach 25 Sekunden beim Spannungsgitter (Legierung: AlSi12(Fe), Formtemperatur 160°C).

Wie in [Bild 6.8](#) ersichtlich entwickeln sich die Eigenspannungen nach dem Auswerfen erwartungsgemäß entsprechend der Temperaturdifferenz zwischen Mittel- und Außenstegen und erreichen nach etwa 15 Minuten einen Plateauwert. Die berechneten Dehnungen im Rechenmodell wurden für sämtliche in den Gießversuchen getesteten Prozessvarianten den Ergebnissen der Verzugsmessungen aus ebendiesen gegenübergestellt. Die kumulierten plastischen Dehnungen sind in [Bild 6.9](#) dargestellt. [Bild 6.9](#) zeigt die 3D-Isoflächen für einen Schwellwert von 0,25 % plastischer Dehnung für verschiedene Zeitschritte während des Zyklus für ein Spannungsgitter bei 180 °C Formtemperatur und einer Zuhaltezeit von 20 Sekunden. [Bild 6.10](#) zeigt den Vergleich von Simulation und Experiment für die Legierung AlSi10MnMg. Die Ergebnisse für die Legierung AlSi10(Fe) sind in [Bild 6.11](#) dargestellt.



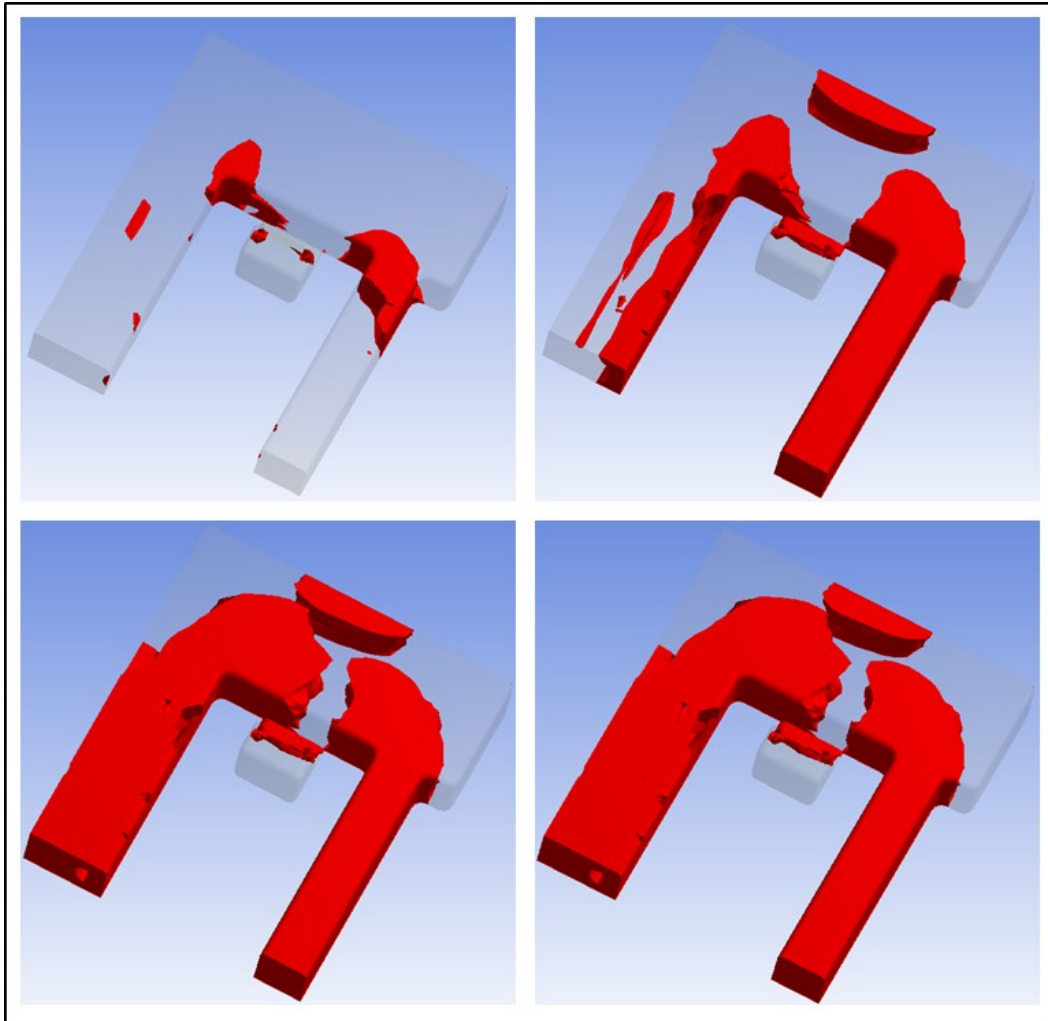
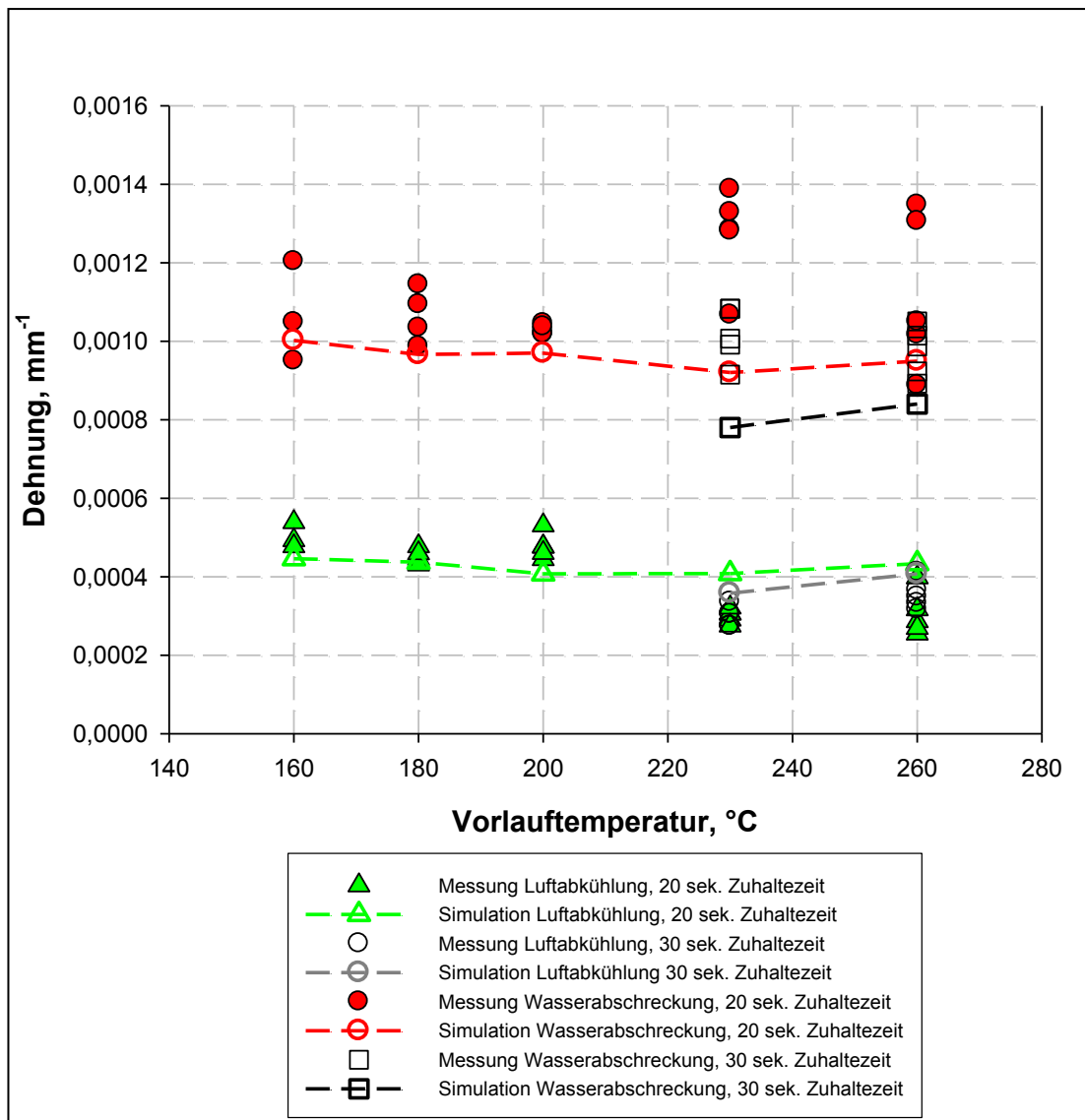


Bild 6.9: Kumulierte plastische Dehnungen in einem Spannungsgitter. Der Schwellwert für die 3D-Isosflächendarstellung liegt bei 0,25 %. Zeitpunkte: links oben: 1 Sekunde, rechts oben: 5 Sekunden, links unten: 25 Sekunden (nach Auswerfen), rechts unten: 3600 Sekunden.

Aus Bild 6.9 geht hervor, dass die Plastifizierung der Geometrie an den Innenecken beginnt, wo die Vergleichsspannung aufgrund des mehrachsigen Spannungszustandes am größten ist. Im Verlauf der Erstarrung beginnen die dünnen Außenstege zu plastifizieren. Der Mittelsteg plastifiziert in dieser Phase vor allem aufgrund der primären Eigenspannungen an der Randschale. Nach dem Auswerfen ist der Mittelsteg durch das Freiwerden der in den Außenstegen aufgrund der Dehnungsbehinderung gespeicherten elastischen Energie, größtenteils durchplastifiziert. Im Verlauf der weiteren Abkühlung ändert sich der plastische Dehnungszustand nur mehr wenig. Die Umlagerung der Spannungen spielt sich vorwiegend im elastischen Bereich ab. In manchen Bauteilbereichen wird der Schwellwert von 0,25 % nicht erreicht.



**Bild 6.10:** Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Dehnungen (gemittelt über Mittelsteg) für das Spannungsgitter aus der Legierung AlSi10MnMg.

Es zeigt sich im Allgemeinen gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment. Die auftretenden Dehnungen werden vom Simulationsmodell eher unterschätzt. Dies liegt zum Teil an der Tatsache, dass der im Modell angenommene Fließbeginn verglichen mit der Realität etwas zu spät einsetzt, da das Hookesche Gesetz vor allem in Bereich hoher Temperaturen nicht mehr uneingeschränkt gilt. Größere Abweichungen finden sich vor allem im Bereich höherer Formtemperaturen. Dies liegt daran, dass die Ausformtemperaturen bei hoher Formtemperatur in jenem Bereich liegen, in dem der Fließbeginn besonders empfindlich auf die Temperatur reagiert (zwischen 250

und 350 °C). Dadurch wirkt sich der Fehler durch die Diskretisierung der Kurve (Bild 4.40), welche sich aus dem Umstand ergibt, dass die Messung der Warmzugdaten sich in diesem Bereich nur auf drei Stellen stützt, stärker aus.

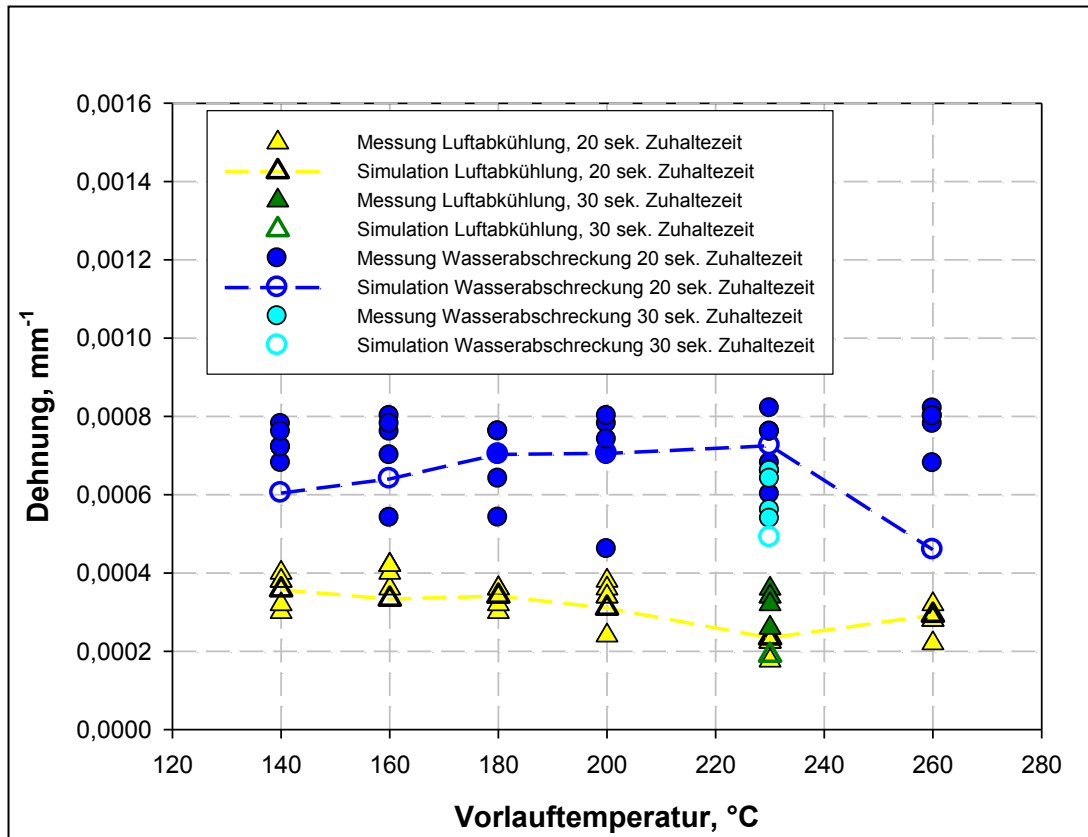


Bild 6.11: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Dehnungen (gemittelt über Mittelsteg) für das Spannungsgitter aus der Legierung AISi12(Fe).

Auch für die Legierung AISi12(Fe) zeigt sich gute Übereinstimmung. Die geringe Abhängigkeit der gemessenen Dehnungen von der Vorlauftemperatur des Temperiermediums und den Zuhaltzeiten sowie die starke Legierungsabhängigkeit und Abhängigkeit vom Temperaturregime nach dem Auswerfen wird vom Rechenmodell sehr gut abgebildet.

## 6.2 V-Probe

Im Folgenden sind die Simulationsergebnisse sowie der Vergleich zwischen Simulationsergebnissen und den Ergebnissen aus den Gießversuchen für die V-Probe dargestellt. Bild 6.12 zeigt das errechnete Temperaturfeld zum Zeitpunkt des Formöffnens nach fünf Sekunden für eine V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg bei einer Formtemperatur von 160°C.

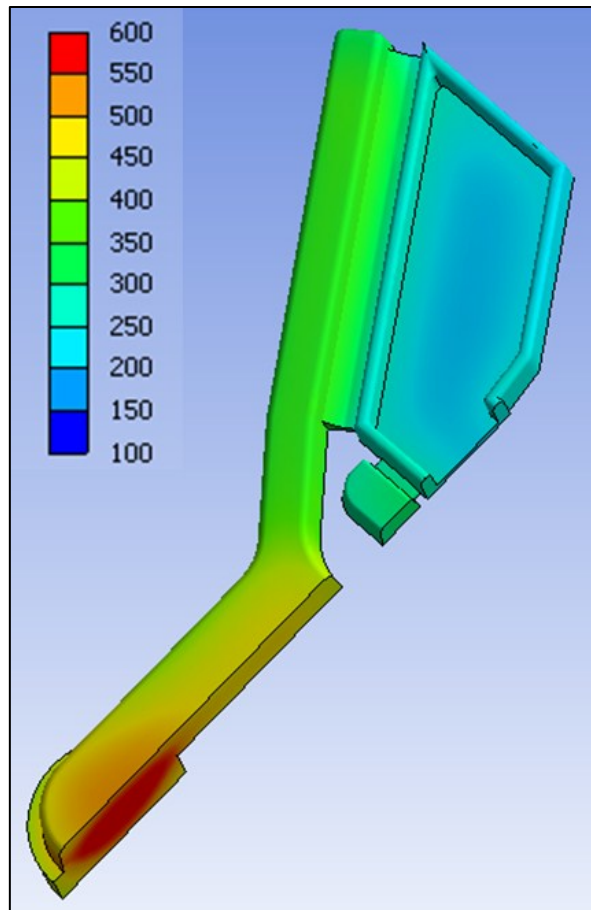
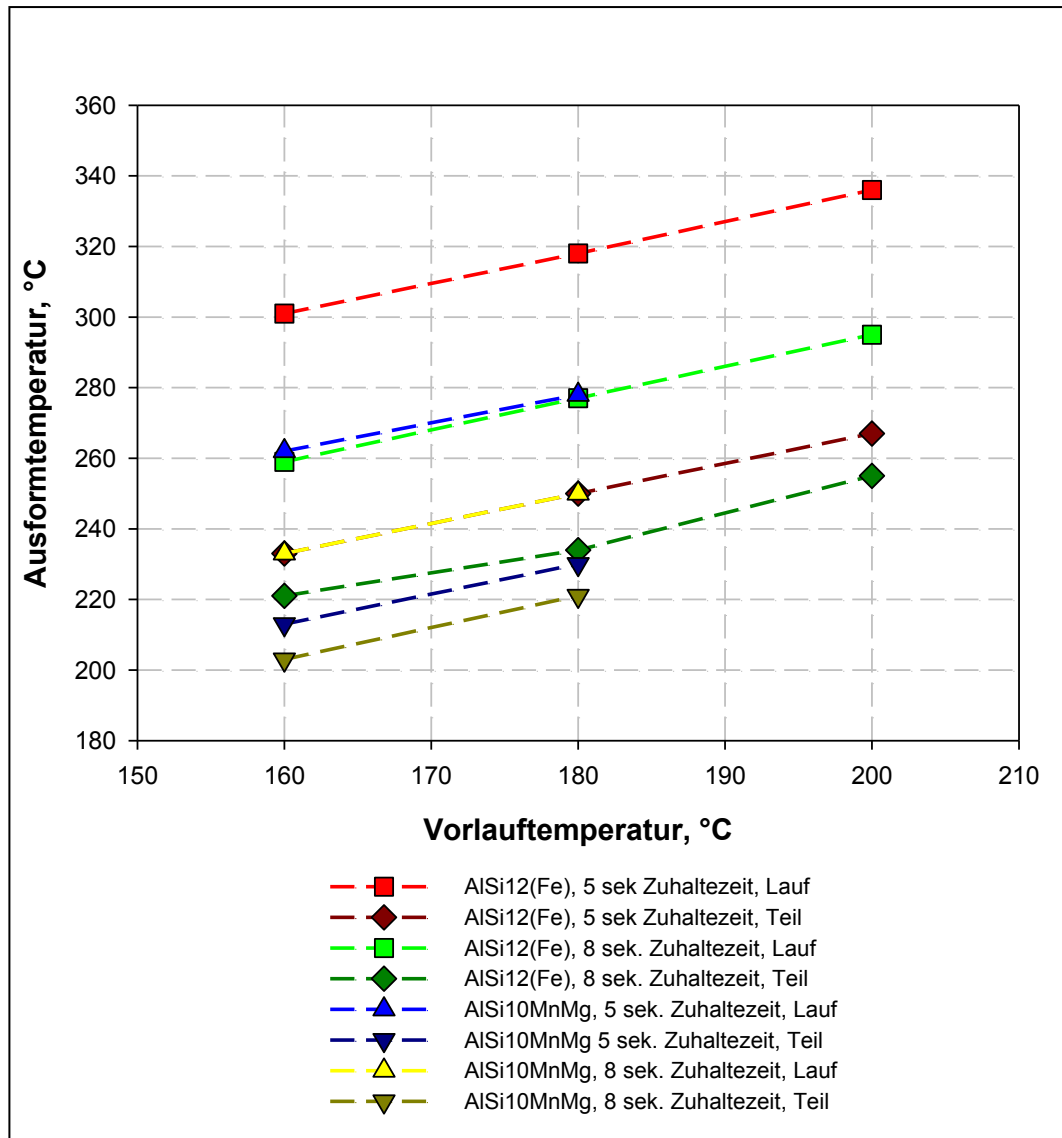


Bild 6.12: Berechnetes Temperaturfeld für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160°C) zum Zeitpunkt des Formöffnens nach fünf Sekunden.

Es zeigt sich zum Zeitpunkt des Ausformens ein deutlicher Unterschied zwischen den Temperaturen im Lauf und in der Probe selbst. Der Verlauf der Ausformtemperaturen über die Formtemperatur für die simulierten Prozessvarianten ist in Bild 6.13 dargestellt.



**Bild 6.13:** Simulierte Ausformtemperaturen für die V-Probe in Abhängigkeit von der Vorlaufemperatur des Temperiermediums.

In **Bild 6.13** ist zu erkennen, dass sich die Ausformtemperaturen im Teil mit steigender Formtemperatur in den Bereich über 200 °C bewegen, also in jenem Bereich in dem die Fließspannung sensibel auf die Temperatur reagiert. Dem entsprechend ist bei steigender Formtemperatur auch mit steigendem Verzug zu rechnen, da das Teil eher zu plastischer Formänderung neigt. Größere Zuhaltezeiten wirken sich stärker auf den Lauf als auf das Teil aus, dies könnte diesen Effekt wiederum abschwächen.

Bild 6.14 zeigt die Vergleichsspannung nach v. Mises für eine V-Probe nach vollständigem Abkühlen auf Raumtemperatur sowie nach dem Abtrennen des Laufs.

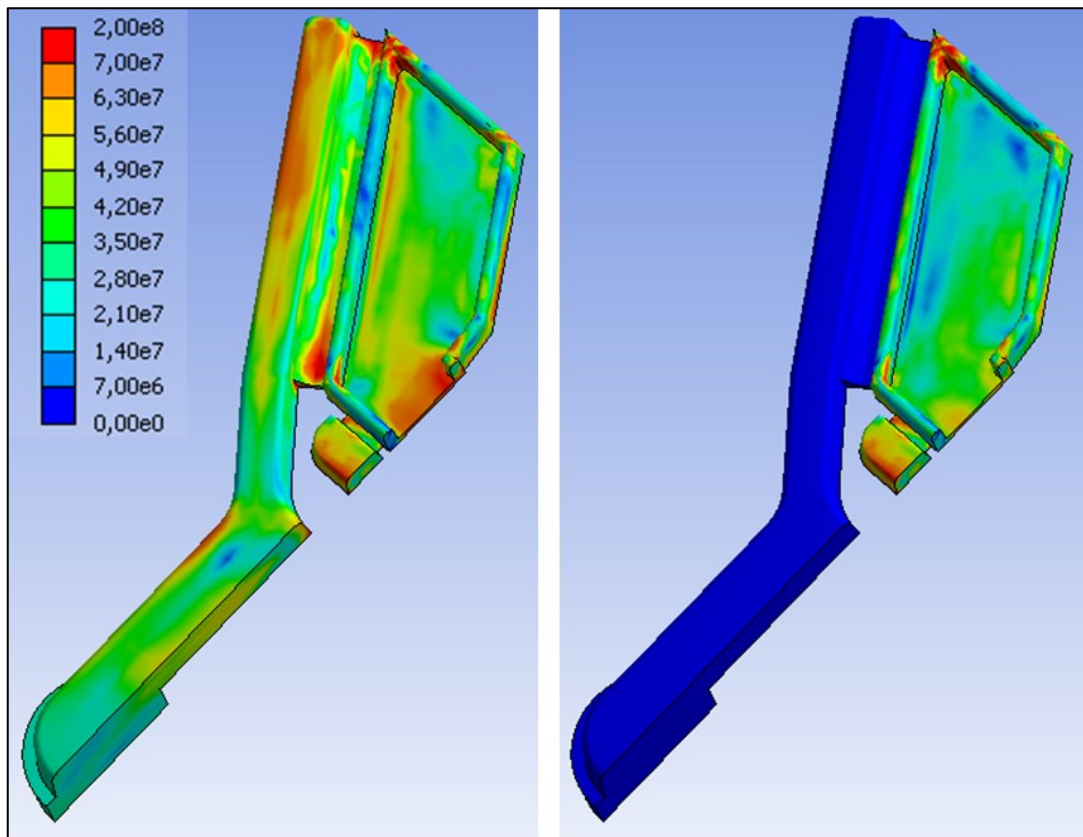
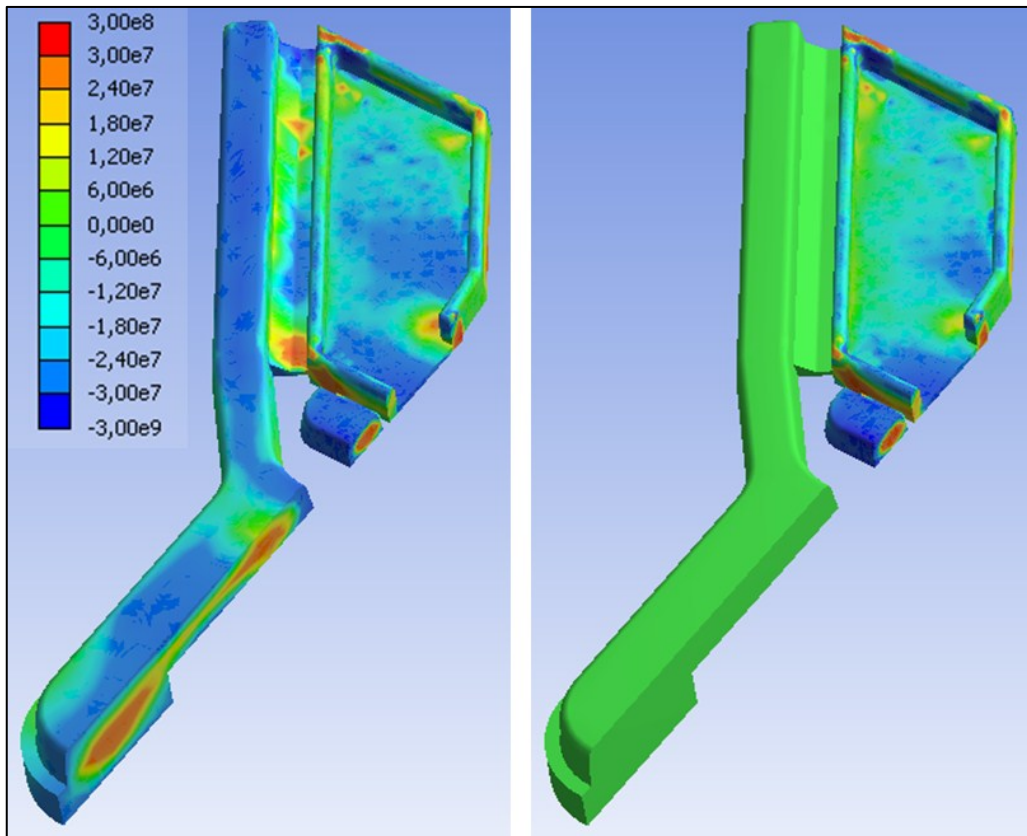


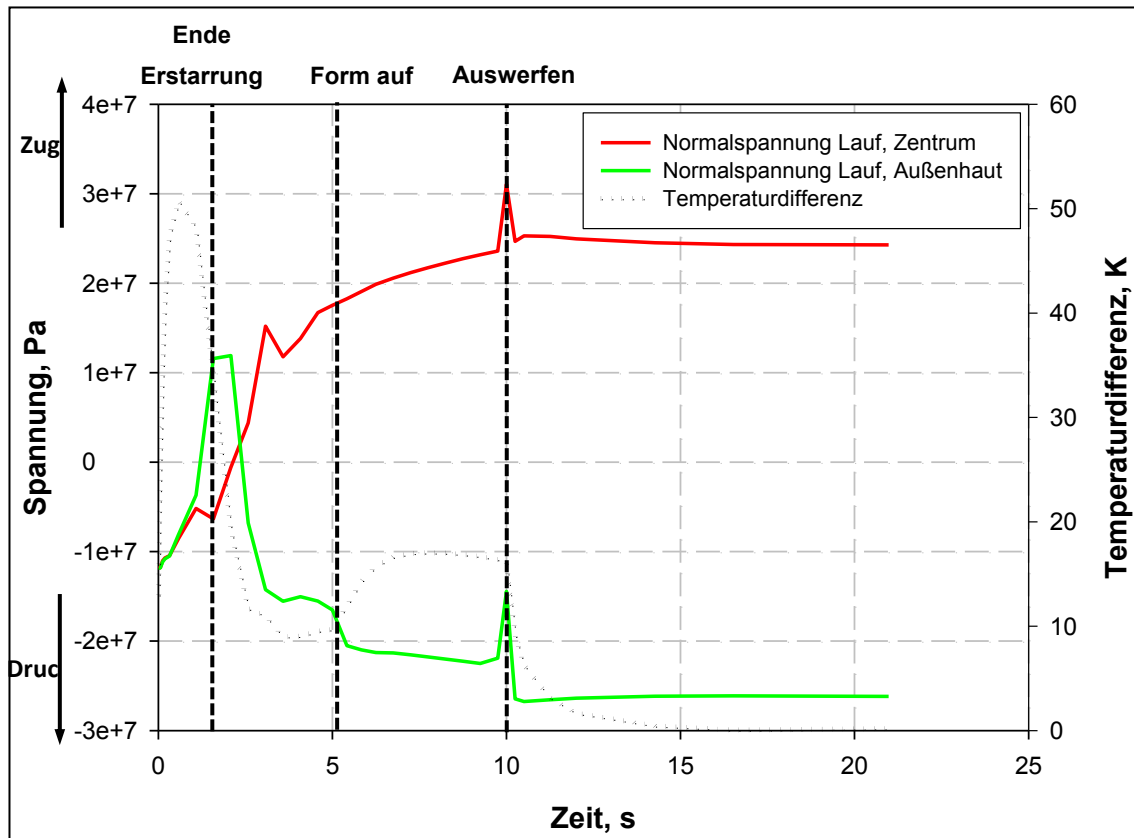
Bild 6.14: Berechnete Vergleichsspannungen nach v. Mises für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160 °C, Zuhaltzeit fünf Sekunden) nach vollständigem Temperatúrausgleich vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts).

Auf Bild 6.14 ist zu erkennen, dass die Probe im Bereich des Kerbgrundes hohe Spannungen aufweist. Im Bereich der Ecken treten ebenfalls große Spannungen auf, die von der Verspannung des Rahmens herrühren. Der Lauf ist im oberen Bereich ebenfalls stark verspannt. Nach dem Abtrennen des Laufs tritt ein deutlich sichtbarer Spannungsabbau ein, der durch das Wegfallen der elastischen Spannungsanteile und den damit einhergehenden Verzug verursacht wird. Bild 6.15 zeigt die Normalspannungen in Richtung der Aufweitungen, womit erkennbar wird, wo Zug- und wo Druckspannungen auftreten. Aufgrund der Methode des „Ausblendens“ des Gießsystems (vgl.: Abschnitt 5.1.4) erscheint der Lauf in den Bildern 6.14 und 6.15 spannungsfrei, was natürlich nicht den realen Gegebenheiten entspricht.



**Bild 6.15:** Berechnete Normalspannung in Richtung der Aufweitung für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160 °C, Zuhaltezeit fünf Sekunden) nach vollständigem Temperatúrausgleich vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts).

Wie in [Bild 6.15](#) ersichtlich, tritt am Kerbgrund der V-Probe hohe Zugbelastung auf, die durch das Aufweiten der Struktur aufgrund des Ziehens des Laufs verursacht wird und nach dessen Abtrennen deutlich zurückgeht. Der Grund der Schale steht weitgehend unter Druckbelastung. Dies ist auf einen ähnlichen Mechanismus wie beim Spannungsgitter zurückzuführen. Durch die rasche Abkühlung der dünnen Schale gerät diese unter Zugbelastung und kann sich (im Gegensatz zum Spannungsgitter) schon in der Form plastisch dehnen. Nach weiterer Abkühlung bis hin zur Temperaturhomogenisierung ist diese nun zu groß, kann den Rahmen aber nicht mehr im selben Maße dehnen. Der Rahmen steht global unter Zug, die Schale global unter Druckbelastung. Sowohl im Lauf als auch im Rahmen der Schale tritt auch nach vollständiger Abkühlung lokal Druckbelastung auf, die wie beim Spannungsgitter auf primäre Eigenspannungen hindeuten (vgl.: [Abschnitt 6.1](#)). In [Bild 6.16](#) ist der Aufbau dieser primären Eigenspannungen im Lauf dargestellt. [Bild 6.17](#) zeigt den Aufbau der sekundären Eigenspannungen im Lauf und im Teil in der Form bis etwa zehn Sekunden nach dem Auswerfen.



**Bild 6.16:** Normalspannung in Längsrichtung im Zentrum und an der Außenhaut eines Laufarmes bei der V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.

Wie in Bild 6.16 ersichtlich, gerät die Außenhaut durch die große Temperaturdifferenz zunächst unter Zugspannungen. Nach Ende der Erstarrung im Zentrum des Laufs geht die Temperaturdifferenz rasch zurück. Das Zentrum gerät unter Zug-, die Außenhaut unter Druckspannung. Nach dem Öffnen der Form nach etwa fünf Sekunden kann sich die Außenhaut entspannen. Nach dem Auswerfen nach zehn Sekunden fällt die Stützwirkung durch die Form vollständig weg. Die Spannungen aufgrund des Auftretens sekundärer Eigenspannungen steigen kurz an, werden durch plastische Formänderung aber rasch wieder abgebaut. Nach etwa 15 Sekunden ist die Temperaturdifferenz zwischen Zentrum und Außenhaut fast völlig ausgeglichen, die Spannungen bleiben konstant. Wie schon beim Spannungsgitter wurden auch für die V-Probe keine primären Eigenspannungen bestimmt. Bild 6.16 soll lediglich zeigen, dass das Modell auch den Aufbau der primären Eigenspannungen beschreiben kann.



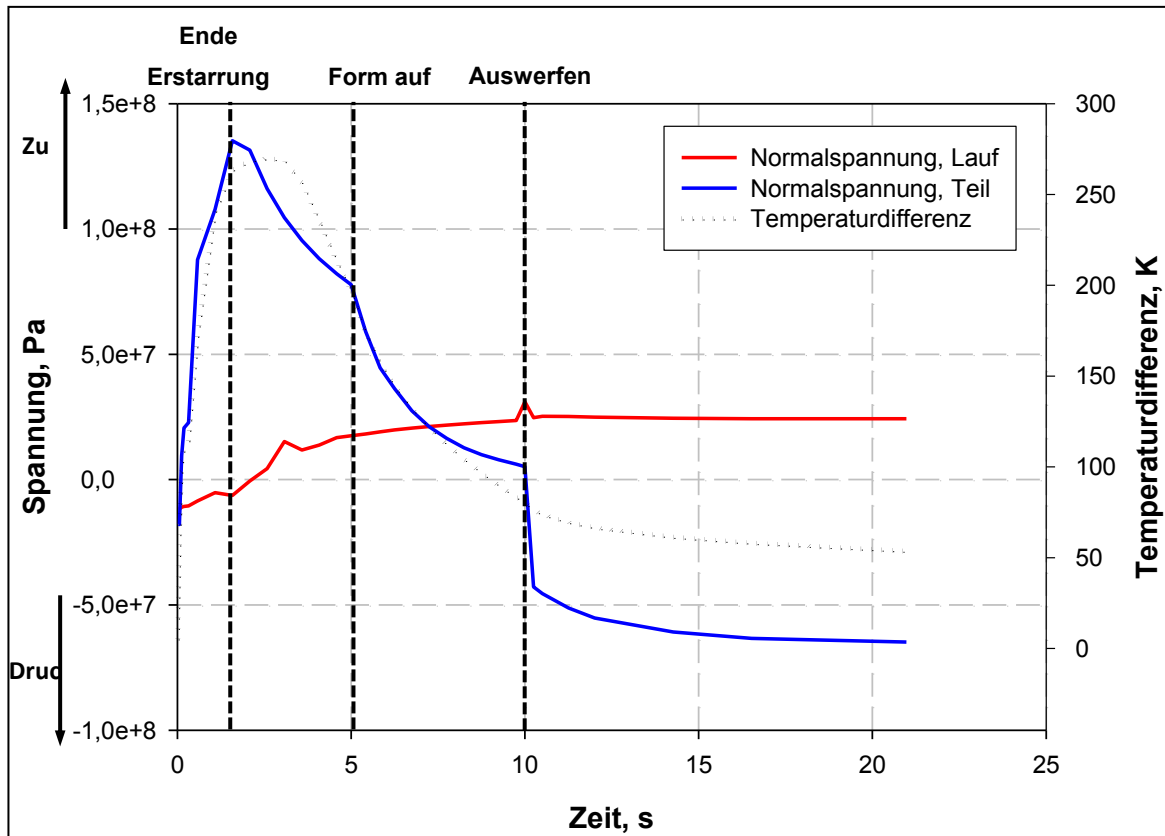
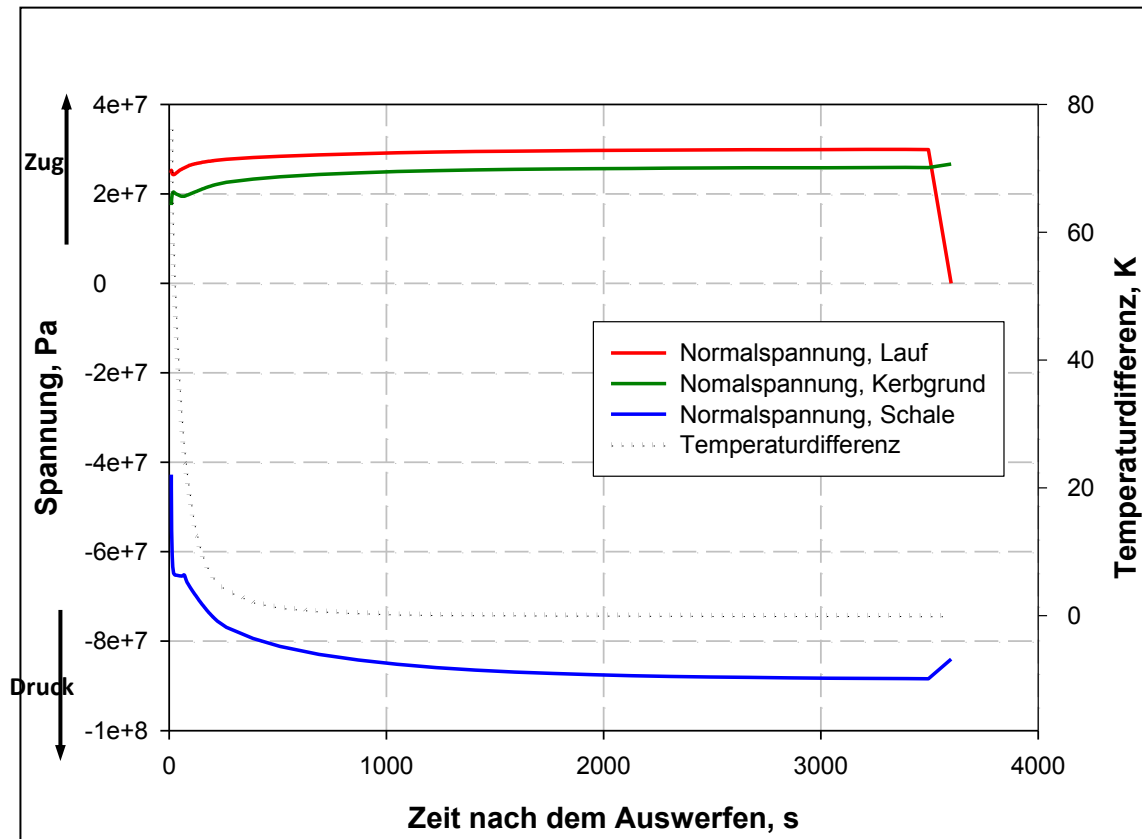


Bild 6.17: Normalspannung in Längsrichtung jeweils im Zentrum von Mittel- und Außenstegen einer V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.

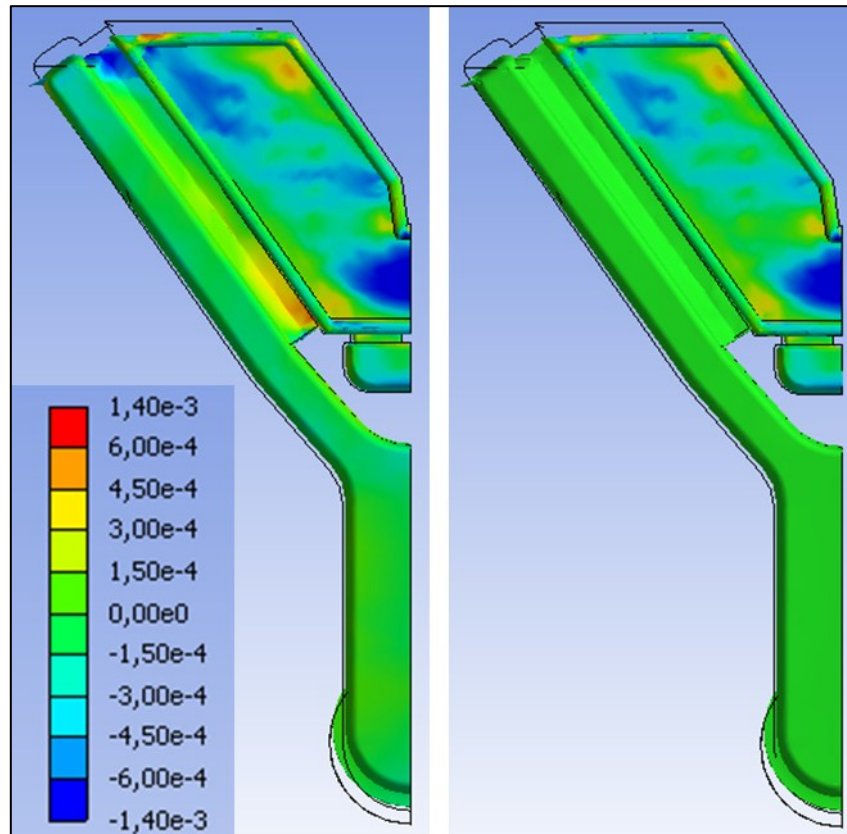
Wie in [Bild 6.17](#) ersichtlich, kommt es im Teil zu einer raschen Erstarrung. Durch die damit einhergehende Schrumpfung entstehen große Zugspannungen. Der Lauf gerät nach dem Durcherstarrten nach etwa drei Sekunden ebenfalls unter Zugbeanspruchung. Mit fortschreitendem Temperatúrausgleich sinken die Spannungen im Teil. Beim Öffnen der Form ist im Spannungsverlauf des Teils ein markanter Knick zu erkennen, der auf die Entlastung der Struktur nach Wegfall der Stützwirkung der festen Formhälfte einerseits, andererseits auf die geänderten Wärmeabfuhrbedingungen zurückzuführen ist. Nach dem Auswerfen nach zehn Sekunden fällt auch die Stützwirkung der beweglichen Formhälfte auf den Rahmen der V-Probe weg. Es kommt zum Abfall der Druckbelastung in der Schale. Es ist ersichtlich, dass dem Spannungsaufbau in der Form bei der V-Probe große Bedeutung zukommt. Im Gegensatz zum Spannungsgitter, das geometriebedingt durch die Form gestützt eher geringe Spannungen aufweist, die sich erst beim Abkühlen verstärken, sind bei der V-Probe die Vorgänge in der Form sehr wichtig um die Spannungen korrekt zu berechnen.

Für den globalen Verzug der V-Probe sind die Spannungen, die nach dem Auswerfen entstehen ausschlaggebend. [Bild 6.18](#) zeigt die Spannungen in Lauf und Teil nach dem Auswerfen für eine V-Probe (Legierung AISi10MnMg, 160 °C Formtemperatur, Zuhaltezeit fünf Sekunden).



**Bild 6.18:** Normalspannungen in Längsrichtung im Lauf, am Kerbgrund und der Schale bei der V-Probe sowie Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten in Abhängigkeit von der Zeit.

Anhand von [Bild 6.18](#) ist der Aufbau der sekundären Eigenspannungen mit sinkender Temperaturdifferenz leicht nachzuvollziehen. Unmittelbar nach dem Auswerfen steigt die Druckspannung in der Schale aufgrund des Wegfalls der Stützwirkung der beweglichen Formhälfte, während die Zugspannungen im Kerbgrund und im Lauf zunehmen. Nach etwa 1000 Sekunden ist die Temperatur weitgehend homogen. Die Spannungen erreichen ihr endgültiges Niveau. Beim Abtrennen des Laufs kommt es noch einmal zu einer Umlagerung der Spannungen. Der in [Bild 6.18](#) beschriebene Spannungsverlauf geht mit einem globalen Dehnungszustand einher, der für den Zeitpunkt der vollständigen Temperaturhomogenisierung und nach dem Abtrennen des Laufs in [Bild 6.19](#) dargestellt ist.



**Bild 6.19:** Berechnete elastische Dehnungen in Längsrichtung für eine V-Probe (Legierung AlSi10MnMg, Formtemperatur 160°C, Zuhaltzeit fünf Sekunden) nach vollständiger Temperaturhomogenisierung vor (links) und nach dem Abtrennen des Laufs (rechts).

Auf [Bild 6.19](#) ist die Aufweitung der Geometrie durch das Ziehen des Laufs deutlich zu erkennen. Ebenso erkennbar sind die hohen Druckspannungen in der Schale sowie der Abbau dieser Spannungen nach dem Abtrennen des Laufs (Rückfedern). Der Lauf steht durch die oben erwähnten primären Eigenspannungen außen unter Druckbelastung.

Die Ergebnisse der berechneten Rückfederung der V-Proben für die unterschiedlichen Prozessparameter sind für die Legierung AlSi10MnMg in [Bild 6.20](#), für die Legierung AlSi12(Fe) in [Bild 6.21](#) dargestellt und den Ergebnissen der Verzugsmessung an den Probeabgüssen gegenübergestellt.

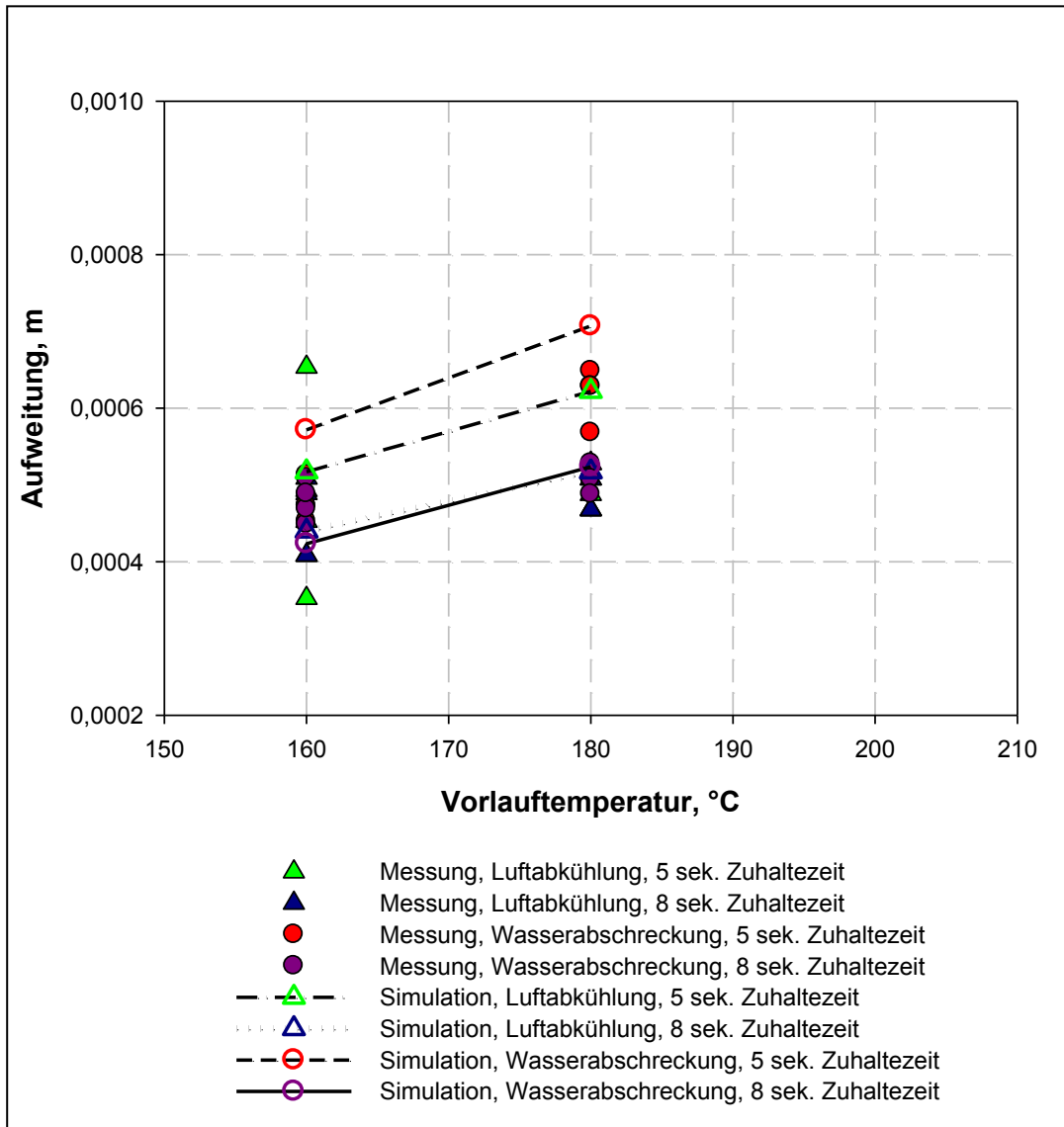


Bild 6.20: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Aufweitungen für V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg.

Es zeigt sich gute Übereinstimmung zwischen gemessenen und simulierten Werten. Größere Abweichungen ergeben sich bei den in Wasser abgeschreckten Proben mit fünf Sekunden Zuhaltzeit, was auf die Tatsache zurückzuführen sein dürfte, dass sich bei diesen Proben der Lauf im kritischen Temperaturbereich befindet, in dem die Fließspannungen sehr sensibel auf die Temperatur reagieren und sich somit kleinere Abweichungen bei der Temperaturfeldrechnung stärker auf die auftretenden Spannungen auswirken. Qualitativ stimmt das simulierte Verhalten für alle Prozessvarianten mit den Versuchsergebnissen überein.

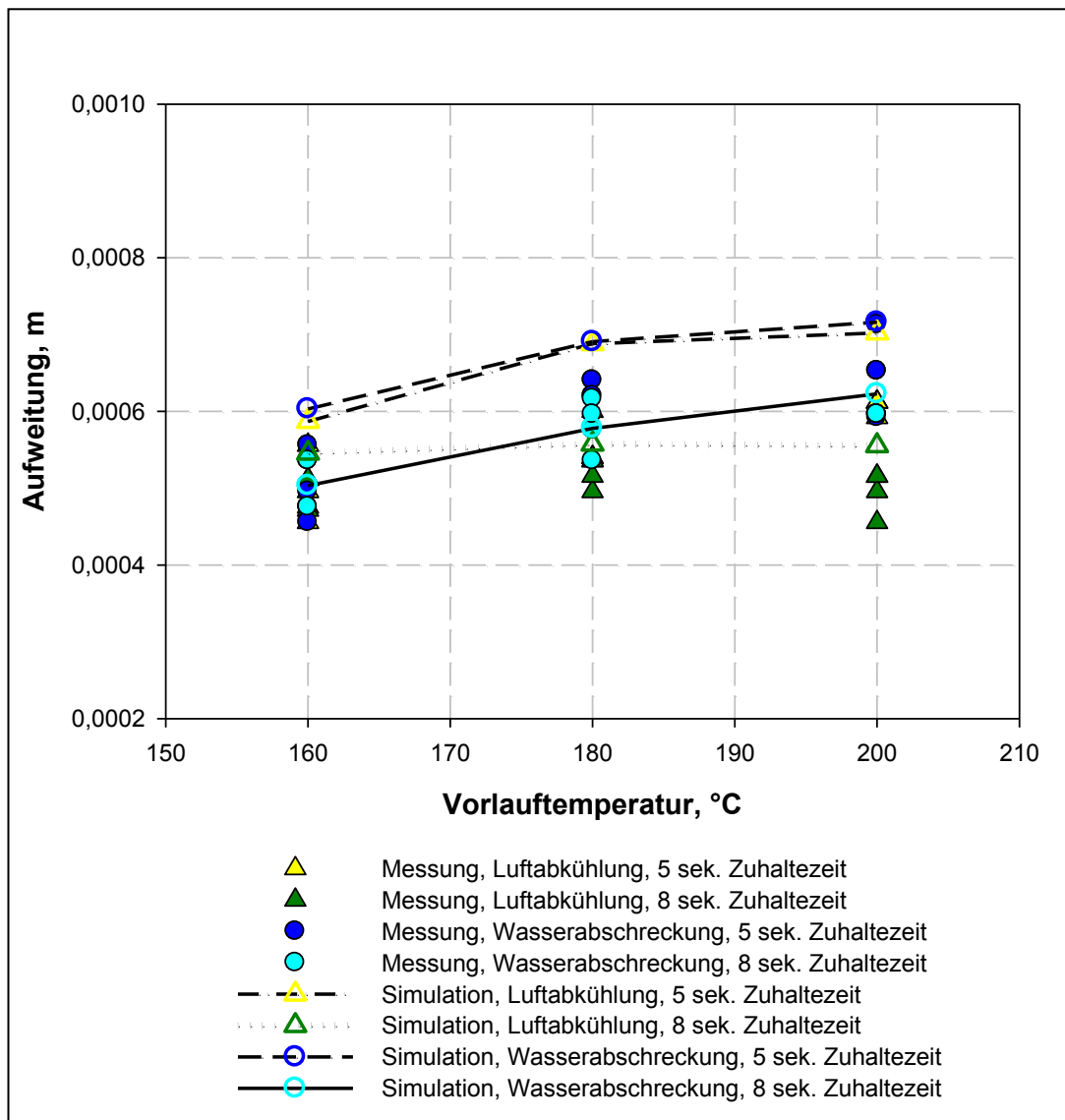
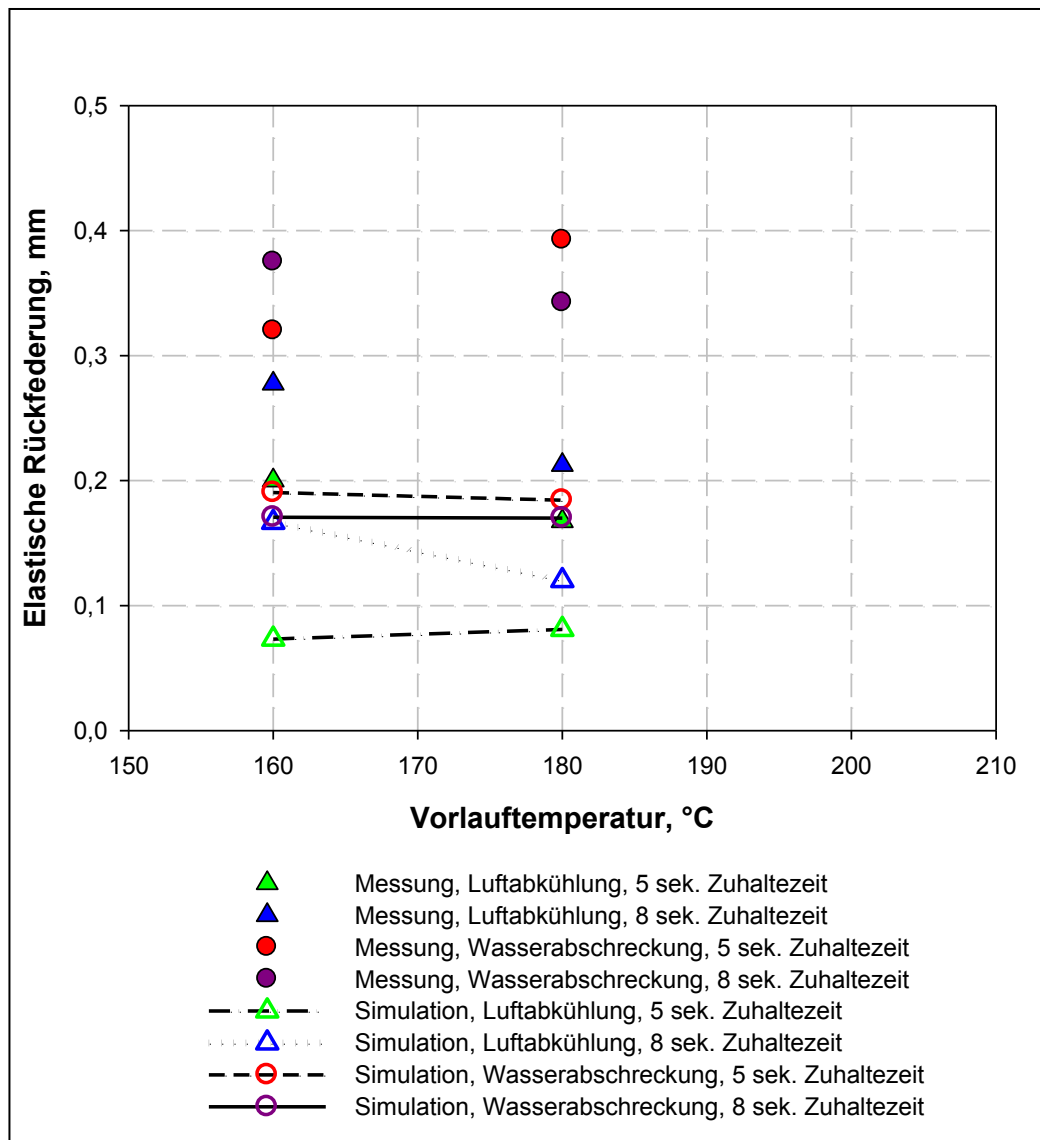


Bild 6.21: Vergleich zwischen gemessenen und simulierten Aufweitungen für V-Probe aus der Legierung AISi12(Fe).

Es zeigt sich gute Übereinstimmung zwischen gemessenen und simulierten Werten. Größere Abweichungen ergeben sich wiederum bei den heißer ausgeformten Proben, was auf die oben genannten Umstände zurückzuführen sein dürfte. Qualitativ stimmt das simulierte Verhalten für alle Prozessvarianten mit den Versuchsergebnissen recht gut überein.

Der Vergleich der gemessenen und berechneten Werte für die elastische Rückfederung durch das Abtrennen des Laufs ist für die Legierung AlSi10MnMg in [Bild 6.22](#), für die Legierung AlSi12(Fe) in [Bild 6.23](#) dargestellt.



**Bild 6.22:** Vergleich zwischen gemessener und simulierter Rückfederung nach dem Abtrennen des Laufs für V-Probe aus der Legierung AlSi10MnMg.

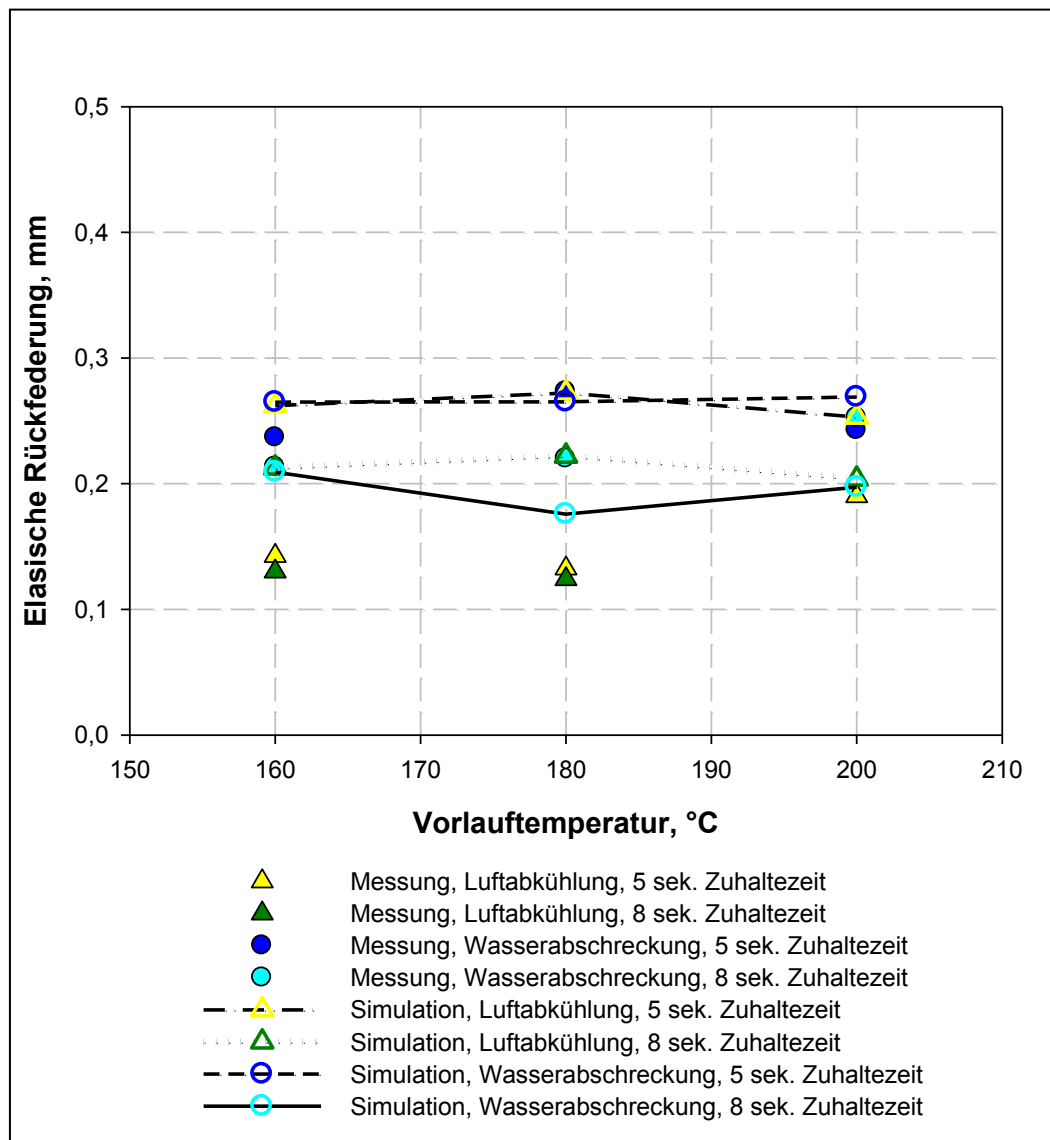


Bild 6.23: Vergleich zwischen gemessener und simulierter Rückfederung nach dem Abtrennen des Laufs für V-Probe aus der Legierung AISi12(Fe).

Bei der Legierung AISi10MnMg wird die elastische Rückfederung stark unterschätzt, bei der Legierung AISi12(Fe) wird diese hingegen leicht überschätzt. Dies liegt an der, in Abschnitt 4.2.2.2 erwähnten, willkürlichen Abschätzung der Fließspannung. Eine Fehlabschätzung selbiger bringt zwar bei der Berechnung der Spannungen im nicht freigeschnittenen Zustand nur einen geringen Fehler mit sich, (da die Fließkurve nur leicht abflacht, werden die Spannungen und Dehnungen auch nur leicht verfälscht) führt aber bei der Simulation des freigeschnittenen Zustandes zu größeren Abweichungen. Dies wurde überprüft, indem zusätzlich Rechnungen mit leicht geänderten Fließspannungen

durchgeführt wurden. Eine relative Änderung der Fließspannung um 20 % führt bei der Rückfederung zu einer Änderung um etwa 15 %, beim Verzug im nicht freigeschnittenen Zustand aber lediglich zu Änderungen von 3 %. Dies legt wiederum nahe, dass die üblichen Annahmen für die Abschätzung des plastischen Fließbeginns bei der Modellierung stets kritisch betrachtet werden müssen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde trotz der Abweichungen in den Bildern 6.22 und 6.23 die Fließspannungen aus der Literatur bzw. die gemäß Abschnitt 4.2.2.2 ermittelten Fließspannungen beibehalten.



## 7 Zusammenfassung und Diskussion

### 7.1 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurden Probegussteile mit gut messbarem, definiert auftretendem Verzug entwickelt und im Druckguss mit den beiden Legierungen AlSi10MnMg und AlSi12(Fe) abgegossen. Der globale Verzug der Gussteile wurde mittels taktiler Messmethoden bestimmt. Den Druckgussteilen aus der Legierung AlSi10MnMg wurden Proben für thermophysikalische und thermomechanische Messungen entnommen. Die Legierung wurde hinsichtlich dieser beiden Eigenschaften charakterisiert. Die gewonnenen Daten wurden zur Eingabe in das Simulationstool ANSYS Workbench parametrisiert. Simulationsmodelle zur Berechnung von Temperaturfeldern, thermischer Schrumpfung, Verzug und Eigenspannung wurden für beide Probeteile und Legierungen aufgestellt. Die Wärmeübergangskoeffizienten wurden durch Anpassung der Simulation an die, während der Abgüsse gemessenen Temperaturfelder ermittelt. Die Ergebnisse von Experimenten und Simulation wurden quantitativ miteinander verglichen. Die einzelnen Tätigkeiten und Ergebnisse sind hier noch einmal zusammengestellt.

#### 7.1.1 Entwicklung der Gussteilgeometrie

Die Entwicklung der Probeteilgeometrie erfolgte simulationsgestützt, wobei die Software MAGMASoft 4.4 mit Druckgussmodul und MAGMAstress-Modul zum Einsatz kam. Das erste der beiden Probeteile, ein Spannungsgitter, wurde basierend auf früheren Arbeiten [5] für den Abguss im Druckguss adaptiert. Das zweite Probeteil, eine V-förmige Schale wurde im Rahmen dieser Arbeit konzipiert. Nach erfolgter Konzeption, bei der vor allem ein fehlerfreier Abguss sowie die Optimierung des Laufsystems ins Auge gefasst wurden, wurden Druckgusswerkzeuge angefertigt. Die Konzeption der Probeteile erbrachte folgende Erkenntnisse:

- Ein dünner Anschnitt beim Spannungsgitter führt bei ausreichend gutem Füllverhalten weder zu Verzerrung in der Symmetrie des Temperaturfeldes noch zu einer Beeinflussung des Spannungszustandes beim Abkühlen und Schrumpfen.
- Ein für das relativ geringe Bauteilvolumen der V-Probe groß dimensionierter Lauf und ein hoher Anschnittquerschnitt führen bei guter Füllbarkeit zu makroskopischem Verzug des Bauteils, welcher nach Abtrennen des Laufs teilweise abgebaut wird.

### 7.1.2 Durchführung der Abgüsse und Verzugsmessung

Bei den Abgüssen wurden gezielt folgende Prozessparameter variiert:

- Formtemperatur
- Zuhaltezeit
- Abkühlregime nach dem Auswerfen
- Gusslegierung.

Die Kontrolle der Prozesstemperaturen erfolgte mittels Thermografie. Die ermittelten Temperaturfelder in Form und Gussteilen dienten später zur Anpassung der Rechenmodelle. Die Verzugsmessung an den Probeteilen brachte folgende Ergebnisse:

- Beim Spannungsgitter ist der auftretende globale Verzug weitgehend unabhängig von der Formtemperierung, lediglich bei den an der Luft abgekühlten Proben besteht ein Zusammenhang zwischen Formtemperatur und Verzug.
- Beim Spannungsgitter übt die Zuhaltezeit einen geringeren Einfluss auf den Verzug aus als bei der V-Probe.
- Die Legierung AlSi10MnMg zeigt beim Spannungsgitter eine größere Verzugsneigung als die Legierung AlSi12(Fe). Bei der V-Probe besteht kein Unterschied hinsichtlich der Verzugsneigung.
- Den größten Einfluss auf die Verzugsneigung hat das Abkühlregime nach dem Auswerfen. Sowohl beim Spannungsgitter als auch bei der V-Probe zeigen Gussteile, welche unmittelbar nach dem Auswerfen in Wasser abgeschreckt wurden bis zu doppelt so großen Verzug wie Proben die an Luft abgekühlt wurden.

### 7.1.3 Messung der Materialeigenschaften von AlSi10MnMg

Folgende thermophysikalische Eigenschaften der Legierung AlSi10MnMg wurden im festen und flüssigen Zustand gemessen:

- Dichte
- thermische Längenänderung
- Temperaturleitfähigkeit
- spezifische Wärmekapazität.

Die Schmelzwärme der Legierung wurde mittels Differenzial-Wärmestrom-Kalorimetrie (DSC) bestimmt.

Folgende thermomechanische Eigenschaften der Legierung AlSi10MnMg wurden im festen Zustand gemessen:

- dynamischer Elastizitätsmodul
- Spannungs-Dehnungs-Verhalten.

Die Temperaturleitfähigkeit der Legierung AlSi10MnMg im festen Zustand hängt als Transportgröße von den Gefügeeigenschaften und der Porosität der Proben ab. Des Weiteren ergeben sich signifikante Unterschiede zwischen dem Gusszustand und dem Gleichgewichtszustand. Die Festigkeit des Werkstoffes nimmt im Temperaturbereich zwischen 200 und 300 °C sprunghaft ab.

#### 7.1.4 Modellierung und Simulation

Prozess- und Materialmodelle zur Darstellung der Verzugsabgüsse und zur Vorhersage des Bauteilverzugs wurden mit ANSYS Workbench erstellt. Durch Anpassung der Wärmeübergangskoeffizienten an die in den Versuchsabgüssen gemessenen Temperaturen, konnten die auftretenden Temperaturfelder realitätsgetreu abgebildet werden. Eine Abschätzung des Punktes an dem der Werkstoff erstmals mechanische Festigkeit besitzt sowie eine Abschätzung des Fließbeginns aus den gemessenen Spannung-Dehnung-Kurven wurden durchgeführt. Die Ergebnisse der Verzugsberechnung zeigten gute quantitative Übereinstimmung mit den gemessenen Werten.

#### **7.2 Diskussion**

Die Ergebnisse der Arbeit legen nahe, dass hinsichtlich des Verzugsverhaltens Unterschiede zwischen dick- und dünnwandigen Bauteilen bestehen. Die Empfindlichkeit auf die Form-temperierung ist beim dickwandigen Spannungsgitter gering, während die dünnwandige V-Probe eine größere Abhängigkeit zeigt. Dies legt den Schluss nahe, dass die Bildung einer Randschale, die bereits in der Form eine hohe Festigkeit aufweist, dem Verzug des Werkstückes entgegenwirkt. Nach Bildung dieser Randschale ist der im Vergleich zur Gusslegierung relativ schlecht wärmeleitende Formwerkstoff oberflächlich erhitzt und bremst die weitere Wärmeabfuhr, was die zu Beginn des jeweiligen Gießvorganges vorhandenen Temperaturunterschiede im Formeinsatz abmildert. Dadurch lässt sich auch die geringe Empfindlichkeit gegenüber der Zuhaltezeit erklären. Bei der V-Probe ist das Bauteil über die Wandstärke etwa gleich temperiert. Aufgrund der niedrigeren Festigkeit bei höheren Ausformtemperaturen ist der Verzug der V-Probe bei

höheren Ausformtemperaturen größer. Der Verzug reagiert sowohl auf die Formtemperatur als auch auf die Zuhaltezeit empfindlich.

Der Einfluss des Abkühlregimes ist sowohl bei dünn- als auch bei dickwandigen Bauteilen groß. Die Wärmeabfuhr durch das Kühlmedium Wasser ist weitgehend unabhängig von der Temperatur des Gussteiles und im Vergleich zur Wärmeabfuhr in der Form sehr groß. Dies führt dazu, dass sich Temperaturunterschiede im Gussteil während nicht über dessen eigene Wärmeleitfähigkeit ausgleichen lassen. Die Temperaturunterschiede werden kurzzeitig vergrößert, was zum Verzug des Bauteils führt. Bei Abkühlung an der Luft, kann das Gussteil seine Temperaturunterschiede schneller ausgleichen, als Wärme nach außen abgeführt wird. Daher neigen die Gussteile zu geringerem Verzug, der vor allem durch die Temperaturunterschiede beim Ausformen bestimmt ist. Dies erklärt auch den Umstand, dass der Verzug luftgekühlter Gussteile (zumindest beim dickwandigen Spannungsgitter) eine etwas höhere Empfindlichkeit auf die Formtemperierung zeigt. Bei der dünnwandigen V-Probe ist die Empfindlichkeit auf die Formtemperatur bei luft- und wassergekühlten Gussteilen etwa gleich hoch. Dies könnte daran liegen, dass die Gussteile den kritischen Temperaturbereich, also jenen Temperaturbereich in dem die Festigkeit sprunghaftes Verhalten zeigt, bereits beim Ausformen durchschritten haben. Die Unterschiede hinsichtlich der plastischen Dehnungen sind somit kleiner, womit sich der Verzug kaum messbar unterscheidet.

Gemäß der höheren Duktilität, dem etwas größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten und der geringeren Wärmetönung bei der Phasenumwandlung, die zu größeren Temperaturunterschieden im Gussteil führen, neigt die Legierung AISi10MnMg zu größerem Verzug als die Legierung AISi12(Fe).

### 7.2.1 Experimentelle Schwierigkeiten

Die Herstellung druckgegossener Probeteile und die Bestimmung des Verzugs dieser Teile sowie die Ermittlung der Werkstoffparameter für die Simulation sind mit gewissen experimentellen Schwierigkeiten verbunden, die hier noch einmal aufgelistet sind:

Prozessstreuung beim Druckgießen: Da es sich beim Druckgießen um einen komplexen industriellen Herstellprozess kommt es aufgrund des Einflusses einer Vielzahl von Parametern zu gewissen Streuungen der erzielten Ergebnisse.

Kontrolle der Prozesstemperaturen: Die Temperatur des Druckgießwerkzeuges mittels thermografischer Messungen führt aufgrund des niedrigen Emissionskoeffizienten der Oberfläche zu Ungenauigkeiten, die sich aus physikalischen Gründen auch durch sorgfältige Anpassung desselben nicht vollständig vermeiden lassen.

Messung der Temperatur des Gussteils: Die Kontrolle der Temperaturen im Inneren der Gussteile ist nicht möglich. Auf die Ausformtemperaturen wurde in dieser Arbeit nur durch Rückrechnen aus den Oberflächentemperaturen geschlossen. Dazu musste deren Oberfläche jedoch geschwärzt werden, was zu einer Änderung im Abkühlverhalten führt.

Verzug durch Auswerferkräfte: Durch die Kräfte beim Auswerfen der Gussteile wird deren Spannungszustand beeinflusst. An den Bauteilen kann der Einfluss der Auswerferkräfte auf den Verzug nur bedingt abgeschätzt werden. Eine Darstellung in der Simulation ist zudem nicht durchführbar, sodass die Anteile auch nicht durch den Vergleich mit der Simulation herausgerechnet werden können.

Messung des Bauteilverzugs mit taktilen Methoden: Die Verzugsmessung mit taktilen Methoden ist bezogen auf die aufgetretenen Verzugswerte recht ungenau. Zudem wird die Messung durch Gießrate und Bearbeitungsspuren verfälscht.

Bestimmung des Fließbeginns: Die klassische  $R_{p02}$ -Fließspannung ist als Fließbeginn für die Simulation des Verzugs nicht geeignet. Die Abschätzung des Fließbeginns aus der Krümmung der Spannung-Dehnung-Kurve geht von linear elastischem Werkstoffverhalten über den gesamten Temperaturbereich aus. Es war nicht Thema dieser Arbeit zu überprüfen werden inwiefern diese Annahme berechtigt ist. Die Abschätzung des Fließbeginns ist somit anfällig für Ungenauigkeiten.

### 7.2.2 Ausblick

Die Verzugsneigung wurde bislang nur für zwei Gusslegierungen untersucht. Weitere Versuchsreihen mit anderen Legierungen sollen durchgeführt werden. Durch Modifikation der bestehenden Formeinsätze hinsichtlich der Kühlung und Temperaturführung ließen sich Konzepte zum verzugsarmen Abguss verzugsempfindlicher Gussteile testen. Die Palette an Werkzeugen zur optimalen Prozessführung könnte dementsprechend erweitert werden. Der Einfluss des Formwerkstoffes auf die Verzugsneigung von Gussteilen wurde nicht untersucht. Es könnten die Formeinsätze aus alternativen Formwerkstoffen neu

gefertigt werden, die Ergebnisse für unterschiedliche Formwerkstoffe können quantitativ verglichen werden. Aufgrund der relativ großen Ungenauigkeit bei taktilen Messungen, ist der Übergang auf optische Verfahren zur Verzugsbestimmung anzuraten. Primäre Eigenspannungen blieben im Rahmen dieser Arbeit unberücksichtigt, diese könnten mit anderen Verfahren (Bohrlochmethode, Elektronenbeugung) ermittelt werden.

Hinsichtlich der Simulation könnte die Prozessmodellierung mit der Formfüllsimulation kombiniert werden. Gekoppelte Modelle, welche die Spaltbildung und das Aufschrumpfen beim Erstarren berücksichtigen, können eine weitere Steigerung der Treffsicherheit der Simulation bringen. Die Berücksichtigung der Plastifizierung des Formeinsatzes ist im Hinblick auf die Formschädigung notwendig, nicht aber um den Verzug von Gussteilen abzuschätzen.

Bezüglich der zur Werkstoffmodellierung notwendigen Werkstoffparameter ist es vonnöten Festigkeitsdaten für den teilerstarrten Zustand der Legierung zu generieren. Aufgrund des hohen experimentellen Aufwandes für deren Bestimmung, konnte dies im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden und war auch nicht deren Thema. Des Weiteren wurde in den durchgeführten Simulationen ausschließlich mit temperaturabhängigen Daten gerechnet. Lokale Unterschiede in wichtigen Werkstoffparametern, die sich etwa durch unterschiedliche Gefügeausbildung ergeben könnten (und aufgrund der Befunde dieser Arbeit naheliegen), wurden nicht berücksichtigt.

## Literatur

- [1] A. Egner-Walter, „Simulation des Entstehens von Eigenspannungen in Gußteilen“, Shaker Verlag, Aachen, 1998.
- [2] E. Macherauch, H. Wohlfahrt, U. Wolfstieg „Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen“, Härtereitechnische Mitteilungen 28 (1973) S. 201.
- [3] K. H. Kloos, „Eigenspannungen, Definition und Entstehungsursachen“, Zeitschrift für Werkstofftechnik 10 (1979), Heft 9, S. 293-332.
- [4] G. Gottstein, „Physikalische Grundlagen der Metallkunde“, 3. Auflage, (Kap. 1, 4 und 6), Springer-Verlag, Heidelberg, Berlin, 2007.
- [5] A. Fendt, „Einfluss der Wärmebehandlung auf den Eigenspannungszustand von Aluminiumgussteilen“, Dissertation Technische Universität München, 2000.
- [6] A. Fendt, persönliche Mitteilung vom 17.12. 2008.
- [7] J. H. Hattel, J. Thorborg, „Modelling of stresses and strains in casting“, in “Fundamentals of Numerical Modelling of Casting Processes” J. Hattel (ed.), Polyteknisk Forlag, Lyngby, Sweden, 2005, S. 343-533.
- [8] W. Rehm, „Virtuelle Entwicklung von Gussbauteilen unter Einbeziehung des Herstellprozesses am Beispiel von Gusseisen mit Vermiculargrafit“ (Kap. 2 und 3) Dissertation, Universität Stuttgart, 2005.
- [9] TN-503, “Measurement of Residual Stresses By The Blind Hole Drilling Method“ Measurement Group, Inc., Raleigh, North Carolina, 1981.
- [10] D. Gross, W. Hauger, J. Schröder, W. A. Wall, „Technische Mechanik“ Band 2: Elastostatik, 9., vollständig neu bearbeitete Auflage, (Kap. 4 und 5) Springer, Berlin, Heidelberg, New York, 2007.
- [11] H. Blumenauer, „Werkstoffprüfung“, (Kap. 7) VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1976.
- [12] E. Macherauch, V. Hauk, „Eigenspannungen Entstehung-Messung-Bewertung“ Band 1, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde E.V., 1983.
- [13] G. Müller, C. Groth, “FEM für Praktiker – Band 1: Grundlagen“, 7. Auflage, Expert Verlag, Renningen Malsheim, 2002.
- [14] M. Schmid, „Beitrag zur Beschreibung der Formfüllung beim Druckgießen“, utg – Forschungsberichte, Band 8, Hrsg. H. Hoffmann, Hieronymus Buchreproduktions GmbH, München, 2000.

- [15] B. Klein, „FEM - Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau“, 7. Auflage, (Kap3, 4 und 5) GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2007.
- [16] F. Puschmann, „Experimentelle Untersuchung der Spraykühlung zur Qualitätsverbesserung durch definierte Einstellung des Wärmeübergangs“, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, 2003.
- [17] A. Ludwig, “Thermophysical Properties Necessary for Advanced Casting Simulations”, International Journal of Thermophysics 5, 2002, S. 1131-1146.
- [18] ANSYS, Inc. Theory Reference, ANSYS Release 10.0, Southpointe PA, 2005.
- [19] Z. Gorny, “Grundlagen und Technologie der Schleudergießverfahren”, Verein Deutscher Gießereifachleute, Düsseldorf, 1977.
- [20] „Molding Methods and Materials“, American Foundrymen’s Society, Des Plaines, Illinois, 1962.
- [21] E. Ambos, “Urformtechnik metallischer Werkstoffe”, 3. überarbeitete Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990.
- [22] J. G. Kaufmann, E. L. Rooy, „Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes and Applications“, ASM International, USA, 2004.
- [23] E. Brunhuber, „Praxis der Druckgussfertigung“, 3. Auflage, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin, 1980.
- [24] B. Nogowizin, “Theorie und Praxis des Druckgusses”, Fachverlag Schiele und Schön GmbH, Berlin, 2011.
- [25] A. Street „The Diecasting Book“, Second Edition, Portcullis Ltd. Redhill, 1977.
- [26] F. Ostermann, „Anwendungstechnologie Aluminium“, 2., neu bearbeitete und illustrierte Auflage, Springer- Verlag Berlin Heidelberg 1998,2007.
- [27] E. Flender, G. Hartmann, „Modellierung und Simulation in Druckguss“ Gießerei 92, (2005), S. 38-49.
- [28] R. Treitler, „Vom Gießprozess zur Festigkeitsberechnung am Beispiel einer Aluminium-Magnesium Druckgusslegierung“, Dissertation, Universität Karlsruhe, 2005.
- [29], A. Egner-Walter, M. Kothen, „Using Stress Simulation to tackle Distortion and Cracking in Castings“, Metallurgical Science and Technology, 2006, S. 19-25.
- [30] J. Beck, T. Bartsch, D. Renker, “Prozesslücke Druckgießform”, Druckgusspraxis 1/2007 (2007), S. 19-26.
- [31] W. Ecker, „Modellierung des thermo-mechanischen Verhaltens von Druckgussformen“, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2008.



- [32] M. Leindl, „Untersuchung des Risswachstums in einem Druckgießwerkzeug mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode“, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2008.
- [33] W. Kurz, D.J. Fisher, „Fundamentals of Solidification“, Trans Tech Publications, Switzerland, Germany, UK, USA, 1986.
- [34] J. A. Dantzig, M. Rappaz, “Solidification (Engineering Sciences: Materials)”, CRC. Press Inc., USA, 2009.
- [35] P. R. Sahm, I. Egry, T. Volkman (Hrsg.), „Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle“, Vieweg, Braunschweig, Wiesbaden, 1999.
- [36] C. Kammer, “Aluminium Taschenbuch 1” 16. Auflage, (Kap. 1 bis 5) Aluminium Verlag, Düsseldorf, 2002.
- [37] A. H. Fritz, G. Schulze, „Fertigungstechnik“, 8., neu bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2008.
- [38] T. Pabel, H. Rockenschaub, ÖGI Schulungsunterlagen „Gefügefehler im Druckguss“, 2005.
- [39] T. Pabel, H. Rockenschaub, ÖGI Schulungsunterlagen „Druckguss“, 2005.
- [40] P. Schumacher, Persönliche Mitteilung vom 06.05.2011.
- [41] S. Bozhorgi, „Kaltaushärtende AlZnMg(Cu)-Gusslegierungen“, Dissertation Montanuniversität Leoben, 2011.
- [42] J. Campbell, „Castings“, Second edition, Butterworth-Heinemann, UK, 2003, S. 242 ff.
- [43] S. Li, „Hot Tearing in Cast Aluminum Alloys: Measures and Effects of Process Variables“, Dissertation, Worchester Polytechnic Institute, 2010, S. 55 ff.
- [44] C Kammer, „Magnesium Taschenbuch“, 1. Auflage, Aluminium Verlag, Düsseldorf, 2000.
- [45] „Verarbeitungsmerkblatt Code Sf-36/518“, Aluminium Rheinfelden GmbH, Rheinfelden, 2003.
- [46] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler, G. L. Abbott, „Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity“, International Journal of Applied Physics 32, 1961, S. 1679-1684.
- [47] H. Bräuer, L. Dusza, B.Schulz, “New Laser Flash Equipment LFA 427”, Intercam 41 (1992), 7/8, S. 489-492.
- [48] R. D. Cowan, “Pulse Method of measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures”, Journal of Applied Physics, 34, 1962, 4, S. 926-927.

- 
- [49] J. A. Cape, G. W. Lehmann, "Temperature and Finite Pulse Effects in the Flash Method for Measuring Thermal Diffusivity", *Journal of Applied Physics* 34, 1962, 7, 1909-1914.
- [50] T. Azumi, Y. Takahashi, "Novel finite pulse-width correction in flash thermal diffusivity measurement", *Review of Scientific Instruments* 52, 1981, 9, S. 1411-1413.
- [51] L. M. Clark, R. E. Taylor, "Radiation loss in the flash method for thermal diffusivity", *Journal of Applied Physics* 46 1975, 2, S. 714-719.
- [52] A. Cezairliyan, T. Baba, R. Taylor, "A High-Temperature Laser-Pulse Thermal Diffusivity Apparatus", *International Journal of Thermophysics* 15, 1994, 2, S. 317-341.
- [53] D. Josell, J. Warren, A. Cezairliyan, "Comment on Analysis for determining thermal diffusivity from thermal pulse experiments", *Journal of Applied Physics* 78, 1995, 11, S. 6867-6869.
- [54] J. Blumm, J. Opfermann, "Improvement of the mathematical modelling of flash measurements" *High Temperatures-High Pressures* 34, 2002, S 515-521.
- [55] T. A. Hahn, "Standard Reference Material 732", NBS, Washington D.C., 1977.
- [56] K.C. Mills "Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys", Woodhead Publishing Ltd. Cambridge, UK, 2002.
- [57] W. F. Hemminger, H. K. Cammenga, "Methoden der Thermischen Analyse" (Kap. 6) Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1989.
- [58] R. F. Speyer, „Thermal Analysis of Materials, Marcel Dekker, Inc., New York, Basel, Hong Kong, 1994, S. 37 ff.
- [59] F. Förster „Bedienungsanleitung zum Elastomat- Typ 1.015/1.1015 V“, Institut Dr. Förster, Reutlingen, 1968.
- [60] M. Küblböck, ÖGI-interne Mitteilung, 2007.
- [61] R. Morrell, R. F. Brooks, "Piston dilatometry applied to aluminium and nickel alloys", NPL Report DPE-MPE 020, 2005.
- [62] M. Assael et al., "Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Aluminum and Liquid Iron", *Journal of Physical and Chemical Reference Data* 35, 2006, S. 285-300.
- [63] T. Magnusson, L. Arnberg, "Density and Solidification Shrinkage of Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, S. 2605-2613, 2001.
- [64 Schumann] H. Schumann, H. Oettel (Hrsg.), „Metallografie“, 14., Auflage, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KG aA, Weinheim, 2005.

- [65] D. P. DeWitt (Hrsg.), F.P. Incorera, „Chapter 1: Physics of thermal Radiation“ in „Theory and Practice of Radiation Thermometry“, John Wiley & Sons, Inc. USA, Canada, 1988.
- [66] FLIR Systems, „ThermaCam Researcher User’s Manual“, Publ. No. T559009 Rev. a249, 2007.
- [67] Materialdatenbank von MAGMASoft 4.4.
- [68] W. Blümlhuber, „Eigenspannungen in druckgegossenen Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen“, utg-Forschungsberichte, Band 16, München, 2002.
- [69] E. Kaschnitz, Persönliche Mitteilung.
- [70] K. Schröder (Hrsg.), „Mathematik für die Praxis, ein Handbuch“, Band 2, VDE Deutscher Verlag der Wissenschaften, Berlin, 1966, S. 76 ff.
- [71] P. M. Smith, J.W. Elmer, G.F. Gallegos, „Measurement of the density of liquid aluminum alloys by X-ray attenuation technique“, Scripta Materialia 40, 1999, S. 937-941.
- [72] T. A. Hahn „Standard Reference Material 738“, National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, 1993.
- [73] „Guide to the expression of Uncertainty in Measurement“, International Organisation for Standardisation, Genf, 1995.
- [74] L. Vozar, W. Hohenauer, „Uncertainty of Thermal Diffusivity Measurements Using the Laser Flash Method“, International Journal of Thermophysics, 26, 2005 S. 1899-1915.
- [75] B. Hay, J.R. Filtz, J. Hameury, L. Rongione, „Uncertainty of Thermal Diffusivity Measurements by Laser Flash Method“, International Journal of Thermophysics, 26, 2005, S. 1883-1898.
- [76] L. Cusco, B. J. Monohagan, „Development of a UK national standard for the thermal properties of molten materials: thermal diffusivity of molten copper“, High Temperatures – 3 High Pressures, 34, 2002, S. 281-289.
- [77], „Numerische Simulation von Eigenspannung und Verzug“, Gießerei–Rundschau 52 , 7/8, 2005, S. 176-178.
- [78] Materialdatenblatt, „Böhler 300, Warmarbeitsstahl“, Böhler GmbH & Co KG, Kapfenberg, 2002.

---

## Anhang

Tabelle A.1: Eingabeparameter für die Dichte von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	192
Tabelle A.2: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.....	192
Tabelle A.3: Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	193
Tabelle A.3: Eingabeparameter für die Enthalpie (bezogen auf 20 °C) von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	194
Tabelle A.5: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	195
Tabelle A.6: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	195
Tabelle A.7: Fließkurvendefinition (multilinear) von AlSi10MnMg für verschiedene Temperaturstützstellen. ....	196
Tabelle A.8: Eingabeparameter für die Dichte von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	197
Tabelle A.9: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	197
Tabelle A.10: Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	198
Tabelle A.11: Eingabeparameter für die Enthalpie (bezogen auf 20 °C) von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	198
Tabelle A.12: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	199
Tabelle A.13: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	199
Tabelle A.14: Fließkurvendefinition (multilinear) von AlSi10MnMg für verschiedene Temperaturstützstellen. ....	200
Tabelle A.15: Eingabeparameter für die Dichte von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	201
Tabelle A.16: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.....	201
Tabelle A.17: Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur. ....	201

---

Tabelle A.18: Eingabeparameter für die spezifische Wärmekapazität von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.....	201
Tabelle A.19: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.....	202
Tabelle A.20: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.....	202
Tabelle A.21: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche beim Spannungsgitter für die Werkstoffpaarung AlSi12(Fe)-X38CrMo51.....	202
Tabelle A.22: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche beim Spannungsgitter für die Werkstoffpaarung AlSi10MnMg-X38CrMo51.....	203
Tabelle A.23: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche bei der V-Probe für die Werkstoffpaarung AlSi12(Fe)-X38CrMo51.....	203
Tabelle A.24: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche bei der V-Probe für die Werkstoffpaarung AlSi10MnMg-X38CrMo51.....	203
Tabelle A.25: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für auf die Formwand (jeweils X38CrMo51) aufschumpfende Bereiche bei Spannungsgitter und V-Probe.....	203
Tabelle A.26: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Formaußenseite an ruhender Luft bei einer Umgebungstemperatur von 30 °C.....	204
Tabelle A.27: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Gussteiloberflächen an ruhender Luft bei einer Umgebungstemperatur von 30 °C.....	204
Tabelle A.28: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Gussteiloberflächen in Wasser bei einer Badtemperatur von 25 °C.....	204

## A.1 Allgemeines

Im Folgenden sind die verwendeten Werkstoffdaten sowie die verwendeten Wärmeübergangskoeffizienten die bei der Berechnung mit ANSYS Workbench 11.0 verwendet wurden für die Legierungen AlSi10MnMg (Silafont36) und AlSi12(Fe) (231) sowie für den Warmarbeitsstahl X38CrMo51 (1.2343) gelistet.

## A.2 Werkstoffparameter für AlSi10MnMg

Alle Werkstoffparameter der Legierung AlSi10MnMg stammen aus eigenen Messungen im Rahmen dieser Arbeit.

Tabelle A.1: Eingabeparameter für die Dichte von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]
20	2670,1
560	2575,6
590	2439,0
750	2391,7

Tabelle A.2: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\alpha$ [1/K]*10 <sup>-6</sup>
20	18,7
300	22,4
400	22,7
500	22,6
560 <sup>a</sup>	22,2
590 <sup>a</sup>	0
750	0

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

**Tabelle A.3:** Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>Temperatur [°C]</b>	<b>Wärmeleitfähigkeit [Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup>]</b>
20	128,8
150	138,9
200	146,8
250	152,3
300	155,0
350	157,6
400	166,0
450	175,6
500	181,7
530	185,0
550	183,5
561 <sup>a</sup>	175,0
576	85,0
594 <sup>b</sup>	66,6
630	66,7
700	73,0
750	83,8

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

**Tabelle A.3:** Eingabeparameter für die Enthalpie (bezogen auf 20 °C) von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>Temperatur [°C]</b>	<b>Enthalpie bezogen auf 20 °C [kJm<sup>-3</sup>]*10<sup>6</sup></b>
20	0,00
100	0,19
200	0,44
300	0,70
400	0,97
500	1,28
530	1,38
545	1,49
550	1,56
558	1,62
561 <sup>a</sup>	1,86
564	1,96
570	2,06
573	2,07
600	2,15
700	2,44
750	2,60

<sup>a</sup>Solidustemperatur



Tabelle A.5: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur	Elastizitätsmodul
[°C]	[GPa]
20	77,2
100	74,3
150	72,9
200	71,6
300	68,7
350	66,6
400	63,8
450	60,2
500	55,6
550	49,6
560 <sup>a</sup>	39,7
590 <sup>b</sup>	1,00
750	1,00

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.6: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von AlSi10MnMg in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\nu$ [-]
20	0,30
700	0,30

Tabelle A.7: Fließkurvendefinition (multilinear) von AlSi10MnMg für verschiedene Temperaturstützstellen.

Temperatur [°C]	Dehnung [mm <sup>-1</sup> ]	Spannung [MPa]	Temperatur [°C]	Dehnung [mm <sup>-1</sup> ]	Spannung [MPa]
<b>20</b>	0,001	77,20	<b>100</b>	0,001	74,30
	0,002	99,40		0,002	93,60
	0,004	125,9		0,004	121,0
	0,010	163,8		0,010	159,7
	0,020	199,2		0,020	192,8
	0,100	199,2		0,100	192,8
<b>200</b>	0,001	71,6	<b>300</b>	0,0005	34,35
	0,002	92,00		0,0020	64,20
	0,004	117,0		0,0040	81,90
	0,010	147,9		0,0080	91,70
	0,020	169,1		0,1000	91,70
	0,100	169,1			
<b>400</b>	0,0002	12,76	<b>450</b>	0,0001	6,02
	0,0020	42,00		0,0010	13,7
	0,0040	49,90		0,0020	17,2
	0,0080	54,00		0,0050	20,2
	0,0200	54,80		0,0100	21,5
	0,1000	54,80		0,1000	21,5
<b>500</b>	0,0001	5,560	<b>550</b>	0,00005	2,48
	0,0010	8,530		0,00400	4,20
	0,0020	11,36		0,00800	4,80
	0,0050	13,90		0,01000	4,90
	0,0100	14,50		0,10000	4,90
	0,1000	14,50			
<b>590</b>	0,004	1	<b>750</b>	0,004	1
	0,008	1		0,008	1
	0,010	1		0,010	1
	0,100	1		0,100	1

### A.3 Werkstoffparameter für AlSi12(Fe)

Die thermophysikalischen Werkstoffparameter von AlSi12(Fe) (Tabellen A.8 bis A.12) stammen aus [56], die thermomechanischen Werkstoffparameter wurden aus [67] entnommen.

Tabelle A.8: Eingabeparameter für die Dichte von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]
25	2690
100	2679
200	2662
300	2643
400	2622
500	2600
542 <sup>a</sup>	2592
573 <sup>b</sup>	2482
600	2473
700	2445
800	2417

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.9: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\alpha$ [1/K]*10 <sup>-5</sup>
20	20
542 <sup>a</sup>	20
570 <sup>b</sup>	0
1000	0

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.10: Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur [°C]	Wärmeleitfähigkeit [Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]
25	139,0
100	152,0
200	164,0
300	169,0
400	161,0
542 <sup>a</sup>	147,0
573 <sup>b</sup>	64,0
600	64,5
700	66,5
800	68,5

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.11: Eingabeparameter für die Enthalpie (bezogen auf 20 °C) von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur [°C]	Enthalpie bezogen auf 20 °C [kJm <sup>-3</sup> ]*10 <sup>6</sup>
20	0,00
100	0,18
200	0,43
300	0,68
400	0,94
500	1,22
542 <sup>a</sup>	1,34
573 <sup>b</sup>	2,58
600	2,65
700	2,91
800	3,17

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.12: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur	Elastizitätsmodul
[°C]	[GPa]
20	76,0
400	65,0
542 <sup>a</sup>	10,0
570	1,00
573 <sup>b</sup>	1,00
750	1,00

<sup>a</sup>Solidustemperatur

<sup>b</sup>Liquidustemperatur

Tabelle A.13: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von AlSi12(Fe) in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\nu$ [-]
20	0,30
700	0,30

Tabelle A.14: Fließkurvendefinition (multilinear) von AlSi10MnMg für verschiedene Temperaturstützstellen.

Temperatur [°C]	Dehnung [mm <sup>-1</sup> ]	Spannung [MPa]	Temperatur [°C]	Dehnung [mm <sup>-1</sup> ]	Spannung [MPa]
<b>20</b>	0,001	160	<b>100</b>	0,001	78,0
	0,002	200		0,002	108
	0,004	250		0,004	128
	0,010	340		0,010	168
	0,020	340		0,020	198
				0,100	198
<b>150</b>	0,002	108	<b>260</b>	0,004	48
	0,004	128		0,008	58
	0,010	168		0,100	73
	0,020	208		0,200	72
	0,100	208			
<b>315</b>	0,005	28,0	<b>370</b>	0,006	15,00
	0,008	32,5		0,008	16,75
	0,010	33,5		0,010	17,50
	0,020	36,0		0,100	21,50
	0,100	40,5		0,200	21,50
<b>542</b>	0,010	3,00	<b>578</b>	0,00005	1
	0,020	3,60		0,00400	1
	0,050	3,95		0,00800	1
	0,100	4,20		0,01000	1
	0,200	4,20		0,10000	1
<b>590</b>	0,004	1			
	0,008	1			
	0,010	1			
	0,100	1			

#### A.4 Werkstoffparameter für X38CrMo51

Die thermophysikalischen Werkstoffparameter und thermomechanischen Werkstoffparameter von X38CrMo51 wurden aus [78] entnommen.

Tabelle A.15: Eingabeparameter für die Dichte von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>T [°C]</b>	<b><math>\rho</math> [kg/m<sup>3</sup>]</b>
20	7800
500	7640
600	7600
700	7560

Tabelle A.16: Eingabeparameter für den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>T [°C]</b>	<b><math>\alpha</math> [1/K]*10<sup>-5</sup></b>
20	10,0
700	10,0

Tabelle A.17: Eingabeparameter für die Wärmeleitfähigkeit von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>Temperatur [°C]</b>	<b>Wärmeleitfähigkeit [Wm<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup>]</b>
100	26,0
200	27,7
300	28,9
400	29,5
500	29,5
600	29,1
700	29,2

Tabelle A.18: Eingabeparameter für die spezifische Wärmekapazität von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

<b>Temperatur [°C]</b>	<b>Spezifische Wärmekapazität [Jkg<sup>-1</sup>K<sup>-1</sup>]</b>
20	461
100	496
200	533
300	568

Tabelle A.19: Eingabeparameter für den Elastizitätsmodul von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

Temperatur	Elastizitätsmodul
[°C]	[GPa]
20,	215
500,	176
600,	165
700,	154

Tabelle A.20: Eingabeparameter für die Querkontraktionszahl von X38CrMo51 in Abhängigkeit von der Temperatur.

T [°C]	$\nu$ [-]
20	0,28
700	0,28

#### A.5 Verwendete Wärmeübergangskoeffizienten

Im Folgenden sind die verwendeten Wärmeübergangskoeffizienten bei der Berechnung der Temperaturfelder in ANSYS Workbench 11.0 SP1 gelistet. Die Kontaktwärmeübergangskoeffizienten und die konvektiven Wärmeübergangskoeffizienten sofern als Funktion der Temperatur definiert, beziehen sich auf die jeweiligen Oberflächentemperaturen. Die konstanten Umgebungstemperaturen (Kühlmediumstemperaturen) sind in der Tabelle angegeben. Die Werte stammen aus Parameteranpassungen basierend auf eigenen Messungen im Rahmen dieser Arbeit.

Tabelle A.21: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche beim Spannungsgitter für die Werkstoffpaarung AlSi12(Fe)-X38CrMo51.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [ $Wm^{-2}K^{-1}$ ]
20	3000
350	5000
542	7000
550	8500
573	9750
1000	10000



Tabelle A.22: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche beim Spannungsgitter für die Werkstoffpaarung AlSi10MnMg-X38CrMo51.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [Wm <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
20	3000
350	5000
560	7000
590	8500
1000	10000

Tabelle A.23: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche bei der V-Probe für die Werkstoffpaarung AlSi12(Fe)-X38CrMo51.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [Wm <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
20	3000
350	5000
542	8000
550	9000
573	10000
1000	12000

Tabelle A.24: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für von der Formwand abhebende Bereiche bei der V-Probe für die Werkstoffpaarung AlSi10MnMg-X38CrMo51.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [Wm <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
20	3000
350	5000
560	8000
590	9000
1000	12000

Tabelle A.25: Kontaktwärmeübergangskoeffizient für auf die Formwand (jeweils X38CrMo51) aufschumpfende Bereiche bei Spannungsgitter und V-Probe.

Geometrie	Legierung	Wärmeübergangskoeffizient [Wm <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> ]
Spannungsgitter	AlSi12(Fe)	9750
Spannungsgitter	AlSi10MnMg	9500
V-Probe	AlSi12(Fe)	12000
V-Probe	AlSi10MnMg	11000

Tabelle A.26: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Formaußenseite an ruhender Luft bei einer Umgebungstemperatur von 30 °C.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [ $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ ]
20	9
100	15
200	25
500	60
800	120

Tabelle A.27: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Gussteiloberflächen an ruhender Luft bei einer Umgebungstemperatur von 30 °C.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [ $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ ]
20	9
100	14
200	20
500	42
800	83

Tabelle A.28: Konvektiver Wärmeübergangskoeffizient für Gussteiloberflächen in Wasser bei einer Badtemperatur von 25 °C.

Temperatur [°C]	Wärmeübergangskoeffizient [ $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ ]
20	10000
800	10000