Eine Untersuchung der verzugsbestimmenden Faktoren

im Aluminium-Kokillenguss

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der
Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Nino Kornelius Wolff

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk

Tag der mündlichen Prüfung: 04.06.2025

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

Titel: *Eine Untersuchung der verzugsbestimmenden Faktoren im Aluminium-Kokillenguss*

Autor: Nino Kornelius Wolff

Reihe: Ergebnisse aus Forschung und Entwicklung, Band 43 (2025)
Gießerei-Institut der RWTH Aachen
Intzestr. 5

D-52072 Aachen
Tel.: +49 (0)241 8095880
E-Mail: sekretariat@gi.rwth-aachen.de
http://www.gi.rwth-aachen.de

DOI: 10.18154/RWTH-2025-08578



Dieses Werk bzw. Inhalt steht unter einer Creative Commons Namensnennung-Keine Bearbeitung 3.0 Unported Lizenz (Creative Commons Attribution-NoDerivs 3.0 Unported License)

Publikationsserver
Universitätsbibliothek
RWTH Aachen University
Templergraben 61
52062 Aachen
www.ub.rwth-aachen.de



Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter des Gießerei-Instituts der RWTH Aachen in den Jahren 2016 bis 2024. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek bedanke ich mich herzlich für die Ermöglichung dieser Arbeit und das stets entgegengebrachte Vertrauen. Mein Dank gilt weiterhin Prof. Dr.-Ing. Wolfram Volk für die Übernahme des Koreferats und dem daraus resultierenden Beitrag für meine Arbeit.

Von der Ideenfindung bis zur Finalisierung wurde die Arbeit am Gießerei-Institut von dem Akademischen Oberrat Dr.-Ing. Björn Pustal und dem Akademischen Direktor Dr.-Ing. Uwe Vroomen in vielschichtigem Austausch begleitet, hierfür sei an dieser Stelle gedankt. Des Weiteren bedanke ich mich bei allen Kolleginnen und Kollegen des Gießerei-Instituts ohne deren Unterstützung die Ausführung der in diese Arbeit eingeflossenen Inhalte nicht möglich gewesen wäre. Besonderer Dank geht hierbei an die Werkstatt, die Metallografie, das Team der Schmelzhalle und das Sekretariat. Auch meinen wissenschaftlichen Hilfskräften, Bachelor- und Masterarbeiterinnen und -arbeitern danke ich für die gute Zusammenarbeit. Eine Liste der studentischen Arbeiten findet sich am Ende dieser Arbeit.

Den vielen Mitstreitern des SFB 1120, in dessen Rahmen diese Arbeit entstanden ist, gebührt für die vielen Einblicke in deren ergänzende oder artverwandte Themengebiete und die daraus resultierenden Diskurse und Anregungen großer Dank. Die vorgestellten Untersuchungen wurden hierbei im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB1120-236616214 „Bauteilpräzision durch Beherrschung von Schmelze und Erstarrung in Produktionsprozessen“ an der RWTH Aachen durchgeführt und durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft e.V. (DFG) gefördert. Für die Förderung und Unterstützung sei ebenfalls an dieser Stelle gedankt.

Aachen, Juli, 2025

Nino Wolff

Inhaltsverzeichnis

0. Kurzfassung I

0.1. Einleitung und Zielsetzung I

0.2. Methodik II

0.2.1. Versuchsdurchführung IV

0.3. Ergebnisse V

0.3.1. Referenzvariante V

0.3.2. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug VI

0.3.3. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug IX

0.3.4. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug XI

0.4. Vergleichende Betrachtung der Einflussgrößen und Ableitung einer Kompensationsstrategie XIV

0.4.1. Verzugskompensation XV

0.4.2. Fazit zur Verzugsuntersuchung XV

0.5. Ausblick XVI

1. Einleitung 1

2. Zielsetzung und Lösungsansatz 2

2.1. Verzug als qualitätsminderndes Bauteilmerkmal 2

2.2. Zielsetzung – Erarbeitung einer einflussübergreifenden Grundlage zur Modellierung des Bauteilverzugs 2

2.3. Vorgehensweise 5

2.3.1. Betrachtete Einflussgrößen 5

2.3.2. Forschungs- und Arbeitspunkte 6

3. Grundlagen des Aluminium-Kokillengusses und Stand der Forschung 7

3.1. Der Schwerkraftkokillengussprozess 7

3.1.1. Aufbau einer Kokille 7

3.1.2. Der Prozess des Kokillengusses 8

3.2. Wärmehaushalt im Formguss 10

3.2.1. Grundlagen des Wärmehaushalts in Gießprozessen 10

3.2.2. Wärmehaushalt im Aluminium-Kokillenguss 14

3.2.3. Forschung zum Wärmehaushalt und dessen Beeinflussung 19
3.2.4. Fazit zur bisherigen Forschung zur Thematik des Wärmehaushalts 24
3.3. Verzugsentstehung im Gussteil 25
3.3.1. Grundlagen der Mechanik und Thermomechanik 26
3.3.2. Schwindung und Verzug in der praktischen Anwendung 29
3.3.3. Forschung zu Schwindung und Gussteilverzug 32
3.3.4. Fazit zur bisherigen Forschung des Verzugsphänomens 42
4. Vorversuche – Untersuchung der verschiedenen Einflussfaktoren auf den Wärmehaushalt 44
4.1. Methodik der Vorversuche 44
4.2. Versuchsreihen der Vorversuche 46
4.3. Ergebnisse und Diskussion der Vorversuche 48
4.3.1. Der Wärmeübergangskoeffizient in Folge der Kontaktbedingung 48
4.3.2. Auswirkung verschiedener Formtemperierungen auf den Wärmeübergangskoeffizienten 49
4.3.3. Einfluss der Kokillenschlichte auf den Wärmeübergangskoeffizienten 50
4.3.4. Weitere Einflussgrößen und die jeweiligen Anteile am Wärmeübergangskoeffizienten 51
4.3.5. Statistische Auswertung der Einflüsse auf den Wärmeübergangskoeffizienten 52
4.3.6. Vergleich der experimentellen Wärmeübergangskoeffizienten mit Simulationen 53
4.3.7. Ergänzende metallografische Analyse 54
4.4. Fazit und Schlussfolgerungen aus den Vorversuchen 55
5. Vorgehensweise der Verzugsuntersuchungen 58
5.1. Entwicklung der Experimentumgebung 59
5.1.1. Versuchsteilgeometrie 60
5.1.2. Entwicklung der Versuchskokille 62
5.2. Variation der zu betrachtenden Einflussgrößen 65
5.2.1. Verzugsbeeinflussung über den Wärmehaushalt 65
5.2.2. Verzugsbeeinflussung über den Formzwang 67

5.2.3. Verzugsbeeinflussung über die Bauteilgeometrie 68
5.3. Experimentelle Durchführung 70
5.3.1. Versuchsreihen und Einzelabgüsse 71
5.3.2. Matrix der abgegossenen Parameterkombinationen und Einführung der Referenzvariante 74
5.3.3. Bezeichnungsschema der Versuche und Proben 75
5.4. Messdatenerfassung 76
5.4.1. Verzugsanalyse 76
5.4.2. Eigenspannungsmessungen 81
5.4.3. Optische und metallografische Analyse 82
5.4.4. In-situ-Messungen 83
6. Ergebnisse zur Untersuchung des Bauteilverzugs 86
6.1. Ergebnisse der Referenzvariante 86
6.1.1. Verzugsanalyse 86
6.1.2. Eigenspannungsmessungen 89
6.1.3. Optische und metallografische Analyse 91
6.1.4. In-situ-Messungen 94
6.1.5. Numerische Simulation 97
6.1.6. Zwischenfazit aus den Untersuchungen des Referenzbauteils 101
6.2. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug 105
6.2.1. Einfluss der Temperierung auf den Bauteilverzug 105
6.2.2. Einfluss optimierter Temperierkanäle 113
6.3. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug 116
6.3.1. Variation der Entformungstemperatur zur Einflussnahme auf den Formzwang 117
6.3.2. Einfluss von thermomechanisch reaktivem Formmaterial 121
6.4. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug 125
6.4.1. Einfluss der Bauteilwandstärke 125
6.4.2. Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung 131
6.4.3. Einfluss einer geometrischen Verzugskompensation 133

7. Diskussion und Fazit 136
7.1. Diskussion der einzelnen Einflussgrößen 136
7.1.1. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug 136
7.1.2. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug 138
7.1.3. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Gussteilverzug 140
7.2. Vergleichenden Betrachtung der Einflussgrößen 143
7.2.1. Die Einflussgrößen nach Prozessschritt und ihre Wechselwirkungen 144
7.3. Verzugskompensation 145
7.4. Fazit zur Verzugsuntersuchung 147
8. Zusammenfassung und Ausblick 150
8.1. Ausblick 152
8.1.1. Weiterführende Methodik 152
8.1.2. Maßnahmen der Verzugsbeeinflussung 152
9. Verzeichnisse 154
9.1. Stichwortverzeichnis 154
9.2. Abkürzungen 154
9.3. Formelzeichen 155
10. Literaturverzeichnis 157
11. Anhang 168
11.1. Ergänzende Daten 168
11.1.1. Simulationseinstellungen 168
11.1.2. Messdaten der einzelnen Versuche 169
11.1.3. Tabellarisch aufbereitete Ergebnisse 177
12. Wissenschaftliche Veröffentlichungen 181
13. Studentische Arbeiten 184

0. Kurzfassung

0.1. Einleitung und Zielsetzung

Für Gussprodukte aus Aluminium ist die Transportmittelindustrie ein wichtiger Abnehmer und Innovationstreiber. Gussteile, wie Getriebe- oder Batteriegehäuse und Strukturbauteile, werden überwiegend im Dauerformguss in Klein- bis Großserien hergestellt. Die Steigerung der Energieeffizienz und des Leichtbaus sind hierbei wichtige Treiber für immer komplexere Bauteile mit wachsenden Anforderungen an die endkonturnahe Herstellung der Gussteile

Die Entstehung des Verzugs als Merkmal von Gussteilen ist eng an den Herstellungsprozess gekoppelt. Je nach Verteilung und Ausprägung innerhalb des Gussteils führt die Volumenkontraktion bei Erstarrung und anschließender Abkühlung zu linearer Schwindung und/oder zu verschieden stark ausgeprägten Formabweichungen. In der Forschung wird diese Thematik hauptsächlich in numerischen Arbeiten zur Verzugsvorhersage und -kompensation behandelt. Hier wird häufig festgestellt, dass es Defizite in der Kenntnis der Grundlagen und deren analytischer Beschreibung gibt.

Diese Arbeit hat zum Ziel, durch gezielte experimentelle Untersuchungen ein besseres Verständnis dafür zu erlangen, wie verschiedene Einflussgrößen und ihre Wirkmechanismen die Verzugsbildung beim Schwerkraftkokillenguss von Aluminium beeinflussen. Dazu wird die Kausalkette von bauteilgeometrisch und prozessseitig bedingtem Wärmehaushalt und Formzwang, Erstarrungsschwindung sowie Festkörperkontraktion und daraus resultierenden Spannungen sowie Bauteilverzug einzeln und im Zusammenhang betrachtet. Die zu betrachtenden Einflussgrößen zur Untersuchung ihrer jeweiligen Anteile am Bauteilverzug werden dabei nach ihrer Wirkungsweise – thermisch oder mechanisch – kategorisiert (Abbildung 0-1).

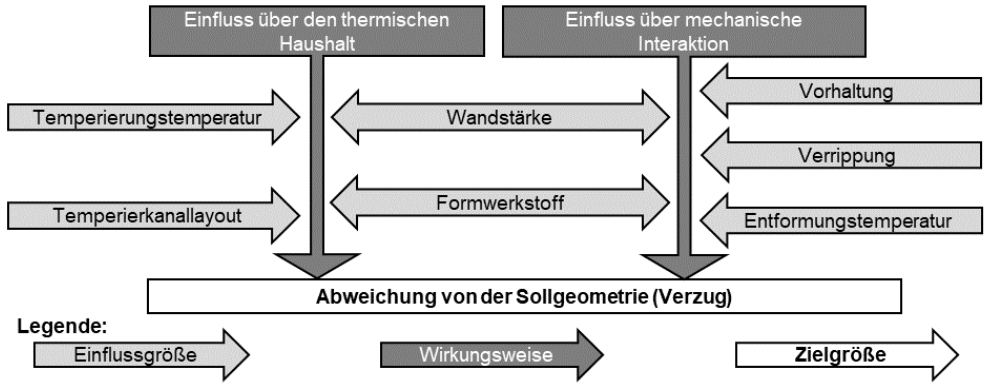


Abbildung 0-1: Die in dieser Arbeit betrachteten Einflussgrößen auf den Bauteilverzug und ihre Wirkungsweisen.

Ausgehend von diesen Einflussgrößen wird in der Arbeit zuerst der Wärmeübergang zwischen dem Gussteil und der Form sowie anschließend der Gussteilverzug betrachtet. Anschließend werden die gefundenen Zusammenhänge sowohl einzeln als auch im Verhältnis zueinander ausgewertet und diskutiert. Zum Abschluss wird aus den gewonnenen Erkenntnissen eine Strategie zur Verzugskompensation abgeleitet.

0.2. Methodik

In einem ersten Schritt wurden in Vorversuchen die Einflüsse verschiedener Parameter (u. A. Vortemperierung und Kokillenschlichte) und ihre jeweiligen Anteile am gesamten Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Form und Gussteil während und nach der Erstarrung, herausgearbeitet. Es zeigte sich, dass bei einer kälteren Kokille die Einflüsse der variierten Parameter größer werden. Der lokale Wärmeübergang variiert als eine direkte Funktion der Bauteilgeometrie über ihren Einfluss auf die lokalen Kontaktbedingungen um mehrere Größenordnungen. Als Folge wurden im weiteren Verlauf Eingriffe in den Wärmehaushalt an Formarealen mit sich bildendem Kontaktdruck zwischen Gussteil und Form vorgenommen.

Zur experimentellen Untersuchung des Bauteilverzugs wurden die sieben Einflussgrößen in drei Untersuchungsrichtungen eingeteilt:

Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug:

- Einfluss der Vortemperierung
- Einfluss optimierter Temperierkanäle

Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug:

- Einflussnahme auf den Formzwang durch Variation der Entformungstemperatur
- Einfluss des Formzwangs durch thermomechanisch verschiedenartige Formmaterialien

Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Verzug:

- Einfluss der Bauteilwandstärke
- Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung (Verrippung)
- Einfluss einer geometrischen Kompensation (Vorhaltung)

Zur Betrachtung dieser Einflussgrößen auf den Verzug sowie ihrer Interaktionen wurde eine experimentelle Methodik erarbeitet und entsprechende Versuchsreihen und Einzelversuche durchgeführt. Als Geometrie des Versuchsbauteils wurde als einfach zu vermessende Geometrie ein „U“ festgelegt. So kann anhand der Öffnungsweite der Verzug als zweidimensionale Größe bestimmt werden. Durch die Erweiterung des „U“ zu einem „F“ wurde ein ungehindert schrumpfendes

Referenzelement verwirklicht. Die Wandstärke des Versuchsteiles beträgt im Ausgangszustand 10 mm und die Öffnungsweite des „U“ 130 mm, was bei einer Bauteilhöhe von 120 mm ein Bauteilgewicht von 2,4 kg in Aluminium ergibt. Um die Zusammenhänge zu ermitteln und zu beschreiben, wird das Verzugsmaß (V) als Abweichung der Öffnungsweite des „U“ vom Sollmaß erfasst. Die Abweichung der inneren Länge – der Verbindung zwischen den Stegen des „U“ – vom Sollwert wird als Maß (Δli) für die Schwindungsbehinderung verwendet. Die Differenz zwischen der Öffnungsweite (ΔÖ) und der inneren Länge wird als Maß für den Formänderungsanteil herangezogen. Die Bezeichnungen von Bereichen, Größen und Messpunkte sind in Abbildung 0-2 links dargestellt. Das zu erwartende thermomechanische Verhalten des Versuchsteils ist in Abbildung 0-2 rechts dargestellt und erläutert. Ab dem Entformungszeitpunkt, gleichbedeutend mit der Temperatur der Entformung, wird eine gleichmäßige Schwindung des gesamten Gussteils angenommen.

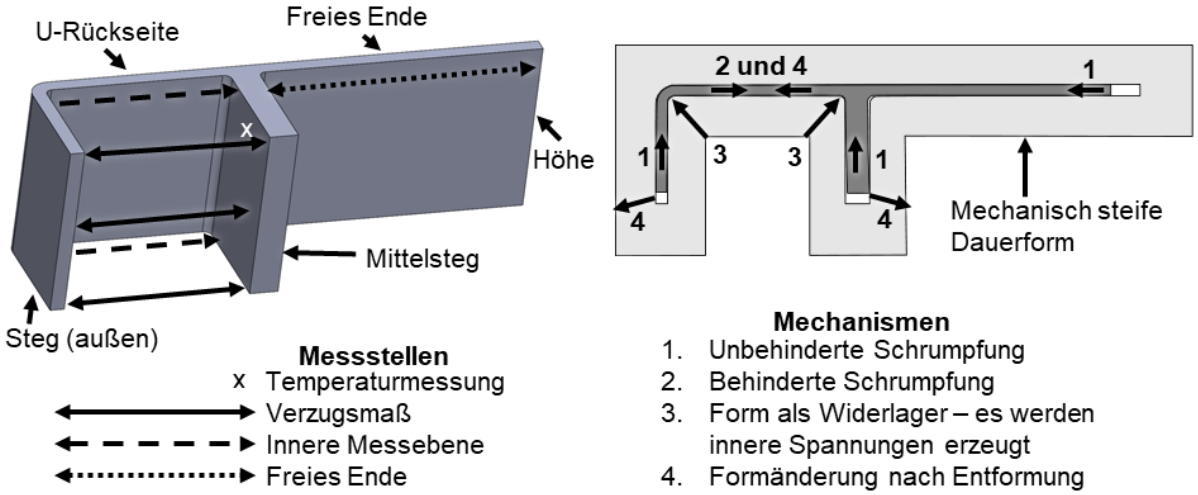


Abbildung 0-2: Links – Gussteil und die Messstellen der herangezogenen Größen. Rechts – Die relevanten physikalischen Zusammenhänge.

Die Berücksichtigung der Geometrieeinflüsse, wie globale und lokale Wandstärkenunterschiede, bauteilimmanente Schrumpfungsbehinderung oder geometrische Vorhaltung können durch Anpassungen der Kokille vorgenommen werden. Für den Großteil der Variationen reicht hierfür ein Austausch eines Kokillenmoduls zwischen den beiden Stegen des „U“, welches im weiteren Verlauf als Kern bezeichnet wird. Dieses Modul, das als Ausgangsvariante ein konventionell gefertigtes Modul aus Werkzeugstahl ist, kann ebenfalls durch ein generativ gefertigtes Modul (in Stahl) oder eines aus Sand ersetzt werden. Die Vortemperierung der Kokille kann über Temperierkreisläufe eingestellt werden. Für lokal differenzierte Temperierung kann der Bereich des Kernmoduls getrennt von der restlichen Kokille geregelt werden. Als Messtechnik für In-situ-Messungen wurden 16 Temperaturmesskanäle, 8 Kanäle für Wegmessungen und einer für Kraftmessungen implementiert.

0.2.1. Versuchsdurchführung

Als Gusslegierung wurde industrieübliches, dauerveredeltes und korngefeintes AlSi7Mg0,3 gewählt und eine Gießtemperatur von 720 °C festgelegt. Die Kokille wurde konventionell geschlichtet und die Gussteile nach Abkühlung auf Umgebungstemperatur entformt, sofern nicht anders angegeben.

Es wurden folgende Versuche und Versuchsreihen durchgeführt:

- Thermische Einflussnahme: Variation der Vortemperierung global und lokal differenziert in den Schritten 30, 150 und 300 °C. Ergänzt wurde dies durch Einzelversuche mit verschiedenen Kokillenkonfigurationen. Eine weitere Variable zur Formtemperierung, mit dem Ziel einer homogeneren Erstarrung über das Gussteilvolumen, wurde durch den Einsatz eines Kernmoduls mit topologieoptimierten Temperierkanälen untersucht.
- Einflussnahme über den Formzwang: Die Variation der Wirkung des Formzwangs wurde durch dessen Aufhebung bei verschiedenen Temperaturen realisiert. Als weitere Variation wurde der Einfluss des Formzwangs durch den Einsatz des Sandkerns – im Vergleich zum Stahlkern – betrachtet.
- Geometrische Einflussnahme: Zur Untersuchung des Einflusses des Bauteilvolumens über die globale Verringerung der Wandstärke wurden Versuchsreihen durchgeführt. Zur Untersuchung des Einflusses lokaler Wandstärkenunterschiede durch Aufdickung des Mittelsteges dienten Einzelversuche. Für die Betrachtung des Einflusses der bauteilimmanenten Schrumpfungsbehinderung wurde eine einseitige Verrippung, welche die beiden Stege des „F“ verbindet, implementiert. Zur Untersuchung des Einflusses einer geometrischen Kompensation des Verzugs (Vorhaltung) fanden Versuchsreihen mit Einsatz eines, anhand eines empirisch ermittelten Vorhaltewerts, durch eine Geometrieanpassung kompensierenden Kernmoduls statt.

Um die aufgeführten Parametervariationen bewerten zu können wurde, zu Anfang eine Referenzvariante definiert. Hierfür wurde die Versuchsvariation in Ausgangswandstärke, mit konventionellem Kern, mit 150 °C vortemperierter Kokille und Entformung bei Raumtemperatur gewählt. Die Auswertung der Versuche berücksichtigte neben dem Verzug auch In-situ-Messdaten, metallografische Analysen und optische Beobachtungen der Versuchsgussteile. Neben dem betragsmäßigen Verzug wurde zur Bewertung der Stabilität des Prozesses das Maß der *Relativen Streuung* des Verzugs (Standardabweichung einer Versuchsreihe normiert über den Betrag) eingeführt und betrachtet. Anhand der Referenzvariante wurden noch weitere Untersuchungsmethoden evaluiert (u. A. Eigenspannungsmessungen), die aufgrund eingeschränkten Erkenntnisgewinns nicht weitergeführt wurden.

0.3. Ergebnisse

0.3.1. Referenzvariante

Der Verzug wurde als Öffnungsweite des „U“ unten, in der Mitte und oben bestimmt. Es zeigt sich keine eindeutige Tendenz hinsichtlich der Änderung des Verzugs in Abhängigkeit von der Höhe. Die Standardabweichung des Verzugs (SD_V) der fünf betrachteten Gussteile wird zur Oberseite des Gussteils erkennbar größer. Es ergibt sich aus allen Werten ein mittlerer Verzug von 0,73 mm und eine Standardabweichung von 0,095 mm. Die Relative Streuung (S_{rel}) liegt bei 0,13. Die Messungen der inneren Länge ergeben eine Maßabweichung (Δli) von -0,09 mm. Die Differenz zwischen dieser und dem Verzugsmaß (V) ergibt 0,82 mm für den Anteil der Formänderung (ΔÖ). Somit liegt eine Aufweitung des „U“ nach außen vor. Die Messungen des freien Endes ergeben eine mittlere Maßabweichung von -2,28 mm und damit eine Schrumpfung (S) von -1,14 %. Die Gussteile der Referenzvariante zeigen keine direkt optisch wahrnehmbaren Gussfehler und die metallografischen Analysen können keine direkten Korrelationen zwischen Korngröße bzw. SDAS und dem Ort im Gussteil belegen. Die In-situ-Messungen der Temperaturen liefern die Erstarrungs- und Abkühlzeiten im Gussteil und zeigen ein Aufheizen der Form (Kokille und Kern) durch den Wärmeintrag der Schmelze (siehe Abbildung 0-3).

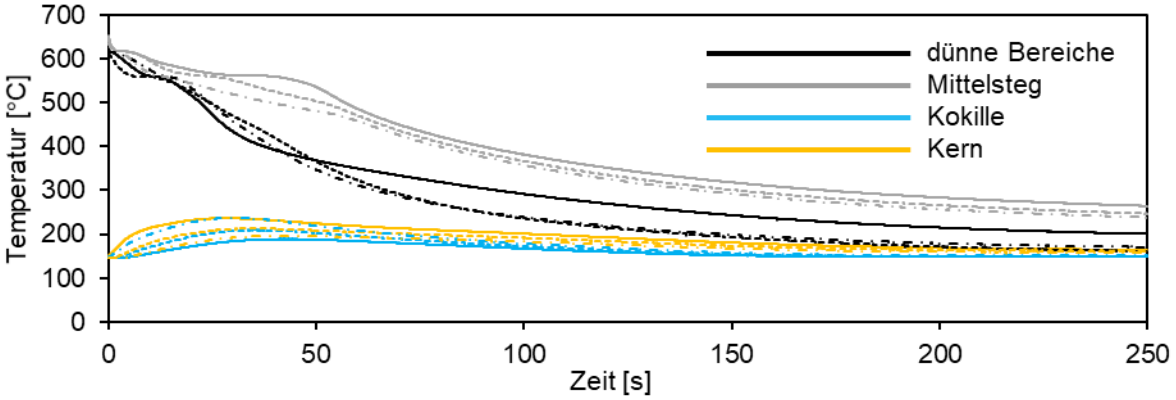


Abbildung 0-3: Temperaturverläufe eines Referenzversuchs.

Die Wegmessungen zeigen ab Erreichen der Kohärenztemperatur eine ausgeprägte Neigung zum mechanischen Versagen. Die Kraftmessung liefert keine über Messrauschen hinausgehenden Werte. Die Ergebnisse der Verzugsberechnung der thermisch und mechanisch ungekoppelten Simulation sind in Tabelle 0-1 aufgeführt.

Tabelle 0-1: Geometrische Abweichungen aus der Simulation.

Verzug (V) [mm]	**Δli [mm]**	**ΔÖ [mm]**	**Abw. freies Ende [mm]**	**S [%]**
0,02	-0,46	0,48	-2,51	1,25

Diskussion und Fazit: Versuche in der Referenzvariante

Die Messung des Verzugs zeigt, dass bei allen Exemplaren eine Aufweitung des U-förmigen Bereichs erfolgt ist und es keine signifikanten Abweichungen zwischen den unten, mittig und oben gemessenen Werten gibt. Die beobachtete geringe Abhängigkeit des Verzugs von der Höhe seiner Messung lässt darauf schließen, dass die Annahme eines zweidimensionalen Phänomens für die vorliegende Geometrie zutreffend ist.

Die geringe Abweichung der inneren Länge vom Sollmaß passt zu dem in der Literatur postulierten Sachverhalt, dass bei Entformung bei Raumtemperatur die lineare Schrumpfung nahezu vollständig behindert ist. Demgegenüber steht die Schrumpfung des freien Endes mit 1,14 %, was ebenfalls zur Erwartung passt. Dies stützt die Annahme, dass die Aufweitung des „U“ eine Folge der inneren Spannungen als Folge der Schrumpfungsbehinderung am Übergang zwischen der Rückseite des „U“ und den Stegen ist.

Bei der Auswertung der weiteren erfassten Größen wurde außerdem Folgendes festgehalten:

- Die Gefügeuntersuchungen an mehreren Gussteilen der Referenzvariante zeigen keine klare Korrelation zwischen Korngröße bzw. SDAS und Ort im Gussteil. Daher kann mit dieser Methode die lokale Erstarrungszeit nicht genauer bestimmt werden als durch Temperaturmessungen mit einem Thermoelement während der In-situ-Messungen.
- Die In-situ-Messungen der Temperaturen liefern die erwarteten Temperaturverläufe in Kokille, Kern und Gussteil. Aufgrund des Versagens der Wegmessung während des Erstarrens können keine validen Schlüsse auf lokale Verschiebungsphänomene – und somit Kontaktfälle – vorgenommen werden. Aufgrund dessen wird im weiteren Verlauf der Arbeit auf die Weg- und Kraftmessung verzichtet und sich auf die Temperaturmessungen beschränkt.

0.3.2. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug

Einfluss der Temperierung auf den Bauteilverzug

Die Variation der Gesamtkokillentemperatur führt bei Verwendung des konventionellen Kernmoduls zu einem geringeren mittleren Verzug bei kälterer Temperierung, bei Verwendung des optimierten Kernmoduls jedoch zu einem höheren mittleren Verzug (Abbildung 0-4). Die Relative Streuung ist für beide Kernmodule bei einer kälter temperierten Kokille höher. Die Abweichung der inneren Länge weist jeweils für die kälteren Temperierungsvarianten einen größeren Wert auf. Die Differenz der Öffnungsweiten, die als Maß für die Formänderung dient, zeigt in beiden Vergleichen kein eindeutiges Bild. Weiterhin zeigen Reihen aus Einzelversuchen

gleicher Kokillenvariation (aufgedickter Mittelsteg bzw. Einsatz des Sandkerns) keinen übergreifenden Trend für den Zusammenhang zwischen Temperierung und resultierendem Verzug. Bei der Betrachtung des Einflusses lokaler Temperierungen wurde die Vortemperierung separat für den vom „U“ eingeschlossenen Bereich (Kern) und den restlichen Umfang des Gussteils festgelegt. Hier konnte ebenfalls keine Korrelation von Temperierung und Verzug festgestellt werden. Die Detailbetrachtung der Messwerte der Einzelversuche mit Sandkern unter Variation der Temperierungstemperatur zeigt eine Tendenz zum Verzug in umgekehrter Richtung (Abbildung 0-5). Das bedeutet, dass die äußere Öffnungsweite kleiner als das Sollmaß wird und mit steigender Temperatur wieder zunimmt. Die Abweichung der inneren Länge liegt hier nahe an den Werten der freien Schrumpfung. Der Formänderungsanteil wird hier für die wärmere Kokille als Folge größer.

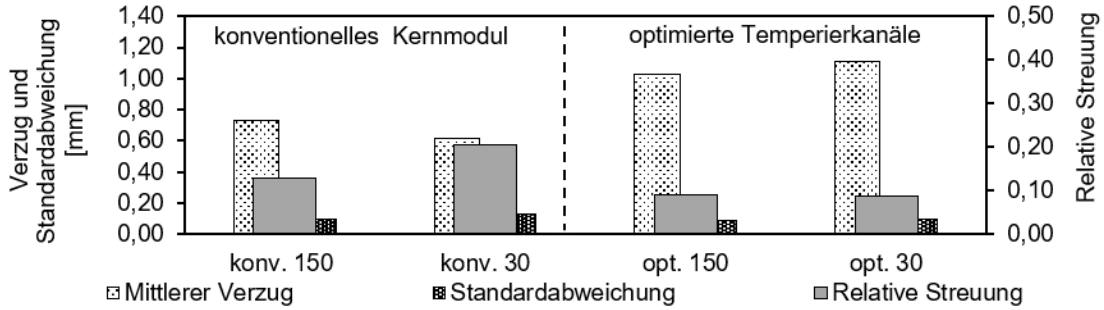


Abbildung 0-4: Mittlerer Verzug, dessen Standardabweichung und die resultierende Relative Streuung, für den Einfluss der Temperierung (30 und 150 °C).

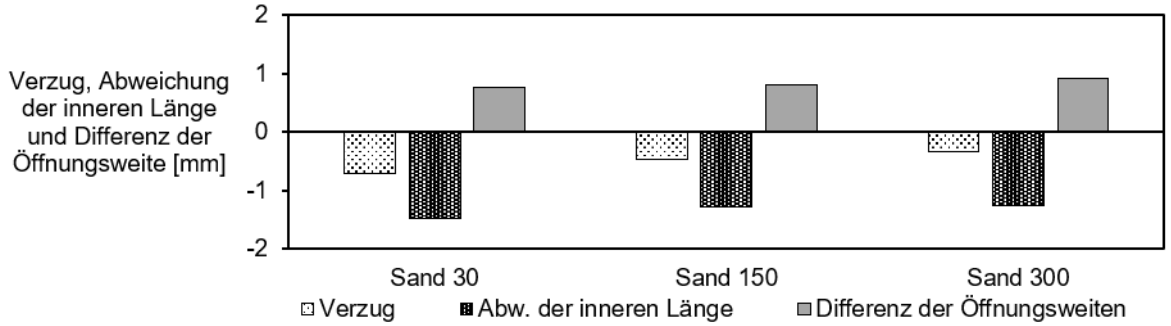


Abbildung 0-5: Verzüge, Abweichung der inneren Länge und die Differenz der Öffnungsweiten für die Variation der Temperierung in Versuchen mit Sandkern.

In den metallografischen Analysen können keine weiterführenden Ergebnisse herausgearbeitet werden. Die In-situ-Messungen der Temperaturen lassen bei den heißer temperierten Varianten eine langsamere und bei den kälter temperierten Varianten eine schnellere Erstarrung erkennen.

Einfluss optimierter Temperierkanäle

Der Einfluss des optimierten Kernmoduls wurde in Versuchen mit der Ausgangswandstärke und, daran anschließend, mit dünner Wandstärke betrachtet. Es ist festzuhalten, dass die Optimierung des Temperierkanallayouts an der Variante mit Ausgangswandstärke vorgenommen wurde.

Die Verzugswerte zeigen für die Versuchsreihen in Ausgangswandstärke bei 150 °C Temperierung einen steigenden mittleren Verzug bei Einsatz des optimierten Kernes von 0,73 auf 1,02 mm, bei gleichbleibender Standardabweichung. Daraus resultiert die Verringerung der Relativen Streuung von 0,13 auf 0,09. Für die Reihen mit 30 °C Temperierung steigt der Verzug von 0,62 auf 1,11 mm, bei kleinerer Standardabweichung für den optimierten Kern. Dies führt zu einer Verringerung der Relativen Streuung von 0,20 auf 0,09 (siehe Abbildung 0-4). Für die Versuchsreihen an der dünnwandigen Bauteilgeometrie steigt der mittlere Verzug bei Einsatz des optimierten Kernes von 0,64 auf 0,73 mm bei einer Verringerung der Standardabweichung und somit einer Reduzierung der Relativen Streuung.

Die In-situ-Messungen der Temperaturen zeigen im Gussteil keine erkennbaren Änderungen beim Einsatz des optimierten Kernmoduls. Im Gegensatz dazu zeigen die Temperaturverläufe in Kokille und Kernmodul, dass die Temperaturen nach dem Gießen auf ein höheres Maximum ansteigen. Weiterhin werden keine signifikanten Unterschiede im SDAS festgestellt.

Diskussion: Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug

Einfluss der Vortemperierung auf den Bauteilverzug:

- Es konnte in einer Stahlkokille kein Zusammenhang zwischen Temperatur der Temperierung und der Größe des Verzugs nachgewiesen werden.
- Es zeigte sich, dass eine kältere, reine Stahlkokille zu einer größeren Standardabweichung des Verzugs führt. In Kombination mit dem unveränderten Betrag des mittleren Verzugs ist der Prozess hier als instabiler zu bewerten.
- Bei Einsatz des Sandkernes tritt eine Abhängigkeit des Verzugs von der Vortemperierung auf. Es zeigte sich bei einer höheren Vortemperierung eine stärkere Schrumpfungsbehinderung und passend dazu ein größerer Formänderungsanteil. Daraus lässt sich ableiten, dass die Formtemperierung durch thermische Beeinflussung die mechanischen Eigenschaften des Kernwerkstoffs beeinflusst.

Einfluss optimierter Temperierkanäle auf den Bauteilverzug:

- Der mittlere Verzug nimmt bei den Versuchsreihen mit optimierten Temperierkanälen, und somit einer über das Gussteilvolumen homogener verlaufenden Erstarrung, zu. Dies kann dadurch erklärt werden, dass sich hier schon bei einer höheren Temperatur im Gussteil eine zusammenhängende Dendritenstruktur

bildet. Da das Gussteil in diesem Fall über ein größeres Temperaturintervall eine mechanisch belastbare Struktur aufweist, können sich mehr Spannungen und damit auch mehr Verzug entwickeln.

- Die Versuchsreihen mit konventionellen Temperierkanälen weisen im Vergleich größere Relative Streuungen des Verzugs auf. Es ist anzunehmen, dass hier bei inhomogenerer Erstarrung die verschiedenen Bereiche des Bauteils ihren mechanischen Zusammenhalt zu unterschiedlichen Zeitpunkten entwickeln und sich so lokal unterschiedlichere Spannungszustände einstellen.

0.3.3. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug

Variation der Entformungstemperatur zur Einflussnahme auf den Formzwang

Der Einfluss der Temperatur, bei Lösung des Formzwang vom Bauteil, wurde anhand von vier Versuchsreihen untersucht. Die vier Reihen lieferten mittlere Entformungstemperaturen von 190, 285, 347 und 562 °C. Ergänzt wurden diese durch die Referenzvariante mit einer Entformung bei Raumtemperatur (hier als 30 °C angenommen), siehe Abbildung 0-6.

Die Verzüge zeigen ein nahezu lineares Verhalten über die Entformungstemperatur von 0,73 mm bei 30 °C, bis -0,74 mm bei 562 °C, wobei bei 285 °C mit -0,06 mm fast ein Nulldurchgang erreicht wird. Die Standardabweichungen liegen für alle Reihen in einem ähnlichen Bereich. Die Relative Streuung, die eine direkte Funktion der Standardabweichung und des betragsmäßigen Verzugs ist, zeigt daher ein erwartbares Maximum bei einer Entformungstemperatur von 285 °C. Die Abweichung der inneren Länge zeigt ebenfalls von -0,09 mm bei Raumtemperatur bis -0,33 mm bei 347 °C einen eindeutigen Trend. Lediglich der Wert von -0,32 mm bei 562 °C weicht hiervon ab. Dies liegt noch im Bereich der Standardabweichung. Für die Differenz der Öffnungsweiten zeigt sich wiederum eine monotone Entwicklung von 0,82 mm bei 30 °C zu -0,42 mm bei 562 °C Entformungstemperatur.

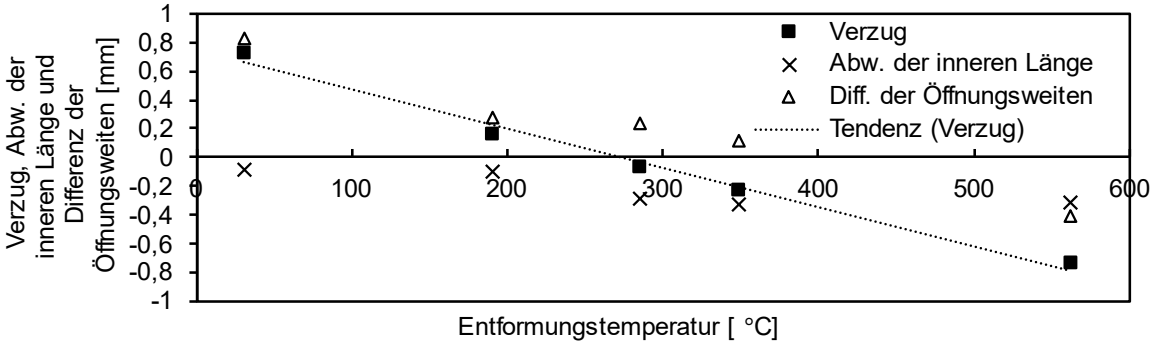


Abbildung 0-6: Gemessene Werte, dargestellt über der Temperatur der Aufhebung des Formzwangs.

Neben der Änderung von Aufweitung auf Schließung des „U“ stellt sich bei einer Entformungstemperatur von 347 °C mit 0,11 mm ein nahezu formänderungsfreier Fall ein. Eine optische Betrachtung zeigt für die Gussteile mit Entformung nahe Solidus (562 °C) verschiedene Einfallstellen in den oberen Regionen des Gussteils, vorwiegend in Richtung des Angusses. Die In-situ-Messungen der Temperaturen in Gussteil und Kokille liefern die zur Erfassung der Entformungstemperatur erforderlichen Daten. Die numerischen Rechnungen der ungekoppelten Simulation erbringen für die Abhängigkeiten ein qualitativ ähnliches Bild wie die Experimente, jedoch ohne Nulldurchgänge für den Verzug und die Differenz der Öffnungsweite.

Einfluss von thermomechanisch reaktivem Formmaterial

Zur Betrachtung der Wirkung dieser Einflussgröße wurde eine Versuchsreihe mit dem Sandkernmodul in der dünnwandigen Variante durchgeführt. Ergänzt wurde dies durch die Einzelversuche unter Variation der globalen Temperierung. Die Versuchsreihe mit Sandkern im dünnwandigen Gussteil liefert einen Verzug von -0,39 mm, also eine Verringerung der Öffnung des „U“ im Gegensatz zu den Versuchen mit Stahlkern, wobei die Relativen Streuungen bei Einsatz des Sandkernes signifikant größer werden. Die Abweichung der inneren Länge liegt mit -0,94 mm deutlich unterhalb der aus den Versuchen mit Stahlkern (-0,03 mm). Bei den Einzelversuchen mit Sandkern (siehe Abschnitt über den Einfluss der Temperierung) zeigt sich, dass bei einer höheren Temperierungstemperatur der Betrag des Verzus geringer wird.

Der SDAS ist qualitativ ähnlich dem der Referenzvariante. Zusammengefasst ist hier die Streuung in den Werten etwas ausgeprägter, jedoch nicht signifikant. Die Temperaturmessungen zeigen für den Sandkern, verglichen mit dem Stahlkern, nach einer initial etwa gleich schnellen Erstarrung, eine deutlich langsamere Abkühlung.

Diskussion: Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug

Einflussnahme auf den Formzwang durch die Entformungstemperatur:

- Die gefundenen Zusammenhänge legen nahe, dass für die Entstehung des Verzugs und seiner verschiedenen Anteile, für das betrachtete Gussteil, ein linear elastisches sowie ein dem ideal plastischen ähnliches Bauteilverhalten der Festkörpermechanik angenommen werden kann. Dass der Formänderungsanteil stets stärker ausgeprägt ist als die behinderte lineare Schrumpfung zeigt zudem, dass der Spannungsabbau über plastische Formänderung, noch in der Form, größer ist als über die lineare elastische Rückfederung nach der Entformung.
- Der Richtungswechsel des Formänderungsanteils, von Öffnen bis Schließen des „U“, widerspricht den Erwartung aus der Literatur und den Ergebnissen der

ungekoppelten Simulation. Dies liefert die neue Erkenntnis, dass weitere hier nicht berücksichtigte Mechanismen vorliegen.

- Der Nulldurchgang des Formänderungsanteils in Kombination mit der nahezu linearen Abhängigkeit der Abweichung der inneren Länge von der Entformungstemperatur ermöglicht eine gezielte Steuerung des Bauteilverzugs über die Temperatur der Aufhebung des Formzwangs. Somit kann auf diesem Wege theoretisch eine 100-prozentige Kompensation erreicht werden.

Einfluss des thermomechanischen Verhaltens des Formwerkstoffs:

- Der Einsatz des Sandkernes zeigt eine deutlich geringere Schrumpfungsbehinderung im Vergleich zum Stahlkernmodul. Dem gegenüber steht eine nur geringe Verringerung des Formänderungsanteils. Infolgedessen bleibt beim Einsatz des Sandkerns das für den Verzug herangezogene Maß – die Addition von Schrumpfung und Formänderung – unter dem Sollmaß. Ebenfalls ist beim Einsatz des Sandkerns die Temperaturabhängigkeit des mechanischen Verhaltens des Formstoffs hervorzuheben. Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass durch die Anpassung der thermomechanischen Eigenschaften des Formmaterials Einfluss auf die Abweichungen der Bauteilmaße genommen werden kann.
- Dem stark unterschiedlichen Betrag des Verzugs bei den verschiedenen Kernmodulen steht eine nur geringe Änderung der Standardabweichungen gegenüber. Daher wird der Prozess beim Einsatz des Sandkerns aufgrund der damit verbundenen inhomogeneren Wärmeableitung als instabiler bewertet als beim Stahlkern.

0.3.4. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug

Einfluss der Bauteilwandstärke

Bei der dünnwandigen Geometrie liegt der gemittelte Verzug leicht unter dem der Referenzvariante. Die Standardabweichung ist jedoch etwa doppelt so groß, so ergibt sich die Relative Streuung für die dünnwandige Variante zu 0,43 und sie ist damit größer als bei der Ausgangswandstärke (0,13). Der mittlere Verzug der Variante mit aufgedicktem Mittelsteg liegt mit 0,90 mm noch oberhalb der Referenzvariante. Die sich ergebenden Differenzen der Öffnungsweiten entsprechen bei beiden Varianten qualitativ den Verzugsergebnissen.

Die optische Betrachtung zeigt für die Varianten mit dünnwandiger Geometrie eine klare Tendenz zur unvollständigen Formfüllung bei kälter temperierter Kokille. Die metallografische Analyse zeigt für die Variante mit global verringerter Wandstärke keine von der Referenzvariante abweichenden SDAS-Größen. Für die Gussversuche mit massereichem Mittelsteg liegt der gemessene SDAS im Mittelsteg deutlich über denen der restlichen Bereiche. Die Werte der restlichen Bereiche sind in derselben

Größenordnung wie die der Referenzvariante. Die In-situ-Messungen zeigen für die Geometrievariation mit aufgedicktem Mittelsteg einen durchgehend langsameren Erstarrungsvorgang.

Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung – Verrippung

Die zur Schrumpfungsbehinderung im Gussteil angeordnete Rippe zwischen den zwei Stegen verbindet diese nahe dem unteren Messpunkt für die Verzugsmessung. Hier ist der deutlich geringste mittlere Verzug (0,04 mm) zu messen, mit einer Standardabweichung in derselben Größenordnung wie sein Betrag. Bei dem mittleren und dem oberen Messpunkt werden die gemessenen Verzüge, zusammen mit den zugehörigen Standardabweichungen, jeweils größer. Der Verzug am oberen Messpunkt steigt auf einen Wert, der im Bereich der Referenzvariante liegt. Die Standardabweichungen liegt hier über der der Referenzvariante. Für die Bauteile der Variation mit Rippe wurden keine Gefügeanalysen und Temperaturmessungen durchgeführt, da angenommen wird, dass der thermische Haushalt und die Erstarrung denen der Referenzvariante ähnlich sind.

Einfluss einer geometrischen Verzugskompensation

Der Verzug nimmt bei Einsatz des geometrisch kompensierenden Kernes deutlich ab (Abbildung 0-7). Im Besonderen verringert er sich bei der Ausgangswandstärke bis zur Überkompensation. Vom Betrag her reduziert sich der Verzug hier von 0,71 auf 0,10 mm. Bei der dünnwandigen Geometrie ist die Kompensationswirkung deutlich geringer, der Verzug reduziert sich von 0,64 auf 0,35 mm, ohne Vorzeichenwechsel. Bei der Ausgangswandstärke steigt die Standardabweichung des Verzugs bei Einsatz des kompensierten Kernes leicht. Bei der dünnwandigen Geometrie sinkt diese jedoch deutlich im Vergleich zur unkompensierten Variante. Die gemessenen Abweichungen der inneren Länge liegen mit -0,11 mm für die Ausgangswandstärke und -0,10 mm für die dünnwandige Variante im Bereich der unkompensierten Varianten. Dies führt für die sich daraus ergebenden Differenzen der Öffnungsweiten zu dem herauszustellenden Ergebnis, dass für die kompensierte Variante der Ausgangswandstärke diese mit 0,04 mm nahe Null liegt.

Aufgrund der, bis auf die kompensierte Geometrie, gleichen Parametervariation wurde hier nur die Verzugsanalyse betrachtet.

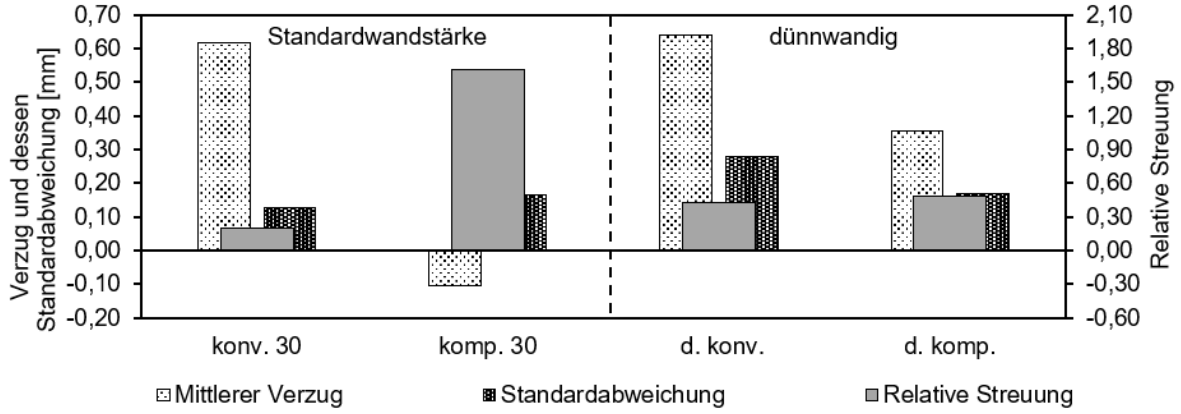


Abbildung 0-7: Links die Ergebnisse für die Versuche in Ausgangswandstärke jeweils für den Kern mit Sollgeometrie und für die Variante mit geometrischer Kompensation. Rechts die entsprechenden Werte für die global dünnere Wandstärke.

Diskussion: Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug

Einfluss der Bauteilwandstärke:

- Der Formänderungsanteil nimmt bei einer größeren Wandstärke zu. So bleibt der Übergang vom Mittelsteg zur Rückseite des „U“ aufgrund größerer Masse länger bei hohen Temperaturen, und somit leichter plastisch verformbar. Demgegenüber ist der Bereich der Schrumpfungsbehinderung weiter entfernt vom Massezentrum und somit weniger beeinflusst.
- Die Relative Streuung des Verzugs als Maß für die Prozessstabilität wird bei global geringer Wanddicke größer, der Prozess somit instabiler. Dies korrespondiert mit der hier über das Gussteilvolumen inhomogeneren Wanddicke und den daraus folgenden größeren thermischen Gradienten.

Werkstückimmanente Schrumpfungsbehinderung – Verrippung:

- Nahe der Schrumpfungsbehinderung ist kaum Verzug messbar. Die Rippe kann somit analog der Rückseite des „U“ als behindert schrumpfend aufgefasst werden. Der Verzug erreicht an der unverrippten Oberseite die Größenordnung des symmetrischen Referenzgussteils.
- Es lässt sich ableiten, dass bei der Übertragung von der zweidimensionalen Beschreibung auf die räumliche, der Abstand von einer bauteilimmanenten Schrumpfungsbehinderung mit einzubeziehen ist.

Einsatz geometrischer Kompensation – Vorhaltung:

- Mit der Wahl des Vorhaltefaktors von -1 stellt sich im Auslegungsfall eine leichte Überkompensation ein. Der Einsatz der gleichen Vorhaltung in dem global dünnwandigeren Bauteil – was hier einem Vorhaltefaktor von -1,15 entspricht – liefert demgegenüber nur eine Verzugsverringerung um 46 %. Daraus ergibt sich,

dass der für eine vollständige Kompensation erforderliche Vorhaltefaktor unter anderem von der Wandstärke abhängt.
- Es zeigte sich, dass die Vorhaltung keinen eindeutigen Einfluss auf die Standardabweichung besitzt.

0.4. Vergleichende Betrachtung der Einflussgrößen und Ableitung einer Kompensationsstrategie

Für die einzelnen Einflussgrößen kann festgestellt werden, dass über die thermische Interaktion im Wesentlichen nur Einfluss auf die Prozessstabilität genommen werden kann. Über die mechanische Interaktion und deren festgestellten Einfluss auf den Betrag des Verzugs kann durch Variation der Entformungstemperatur und einer empirischen Vorhaltung der Verzug zu großen Teilen kompensiert werden. Dabei wurde das Verzugsphänomen in lineare Schrumpfung und Formabweichung zerlegt sowie auf die zugrunde liegenden Zusammenhänge zurückgeführt.

Zur Entwicklung einer gezielten Strategie zur Verzugskompensation gehört auch die Erfassung, in welchem Schritt die jeweilige Einflussnahme erfolgt – sei es bei der Gussteilgestaltung, der Auslegung des Gießprozesses oder im laufenden Prozess selbst. Abgeleitet ergeben sich so für Einflussstärke, Wirkungsweise, Wechselwirkungen und Prozessschritt die in Abbildung 0-8 dargestellten Wege der Beeinflussung der Verzugsbildung.

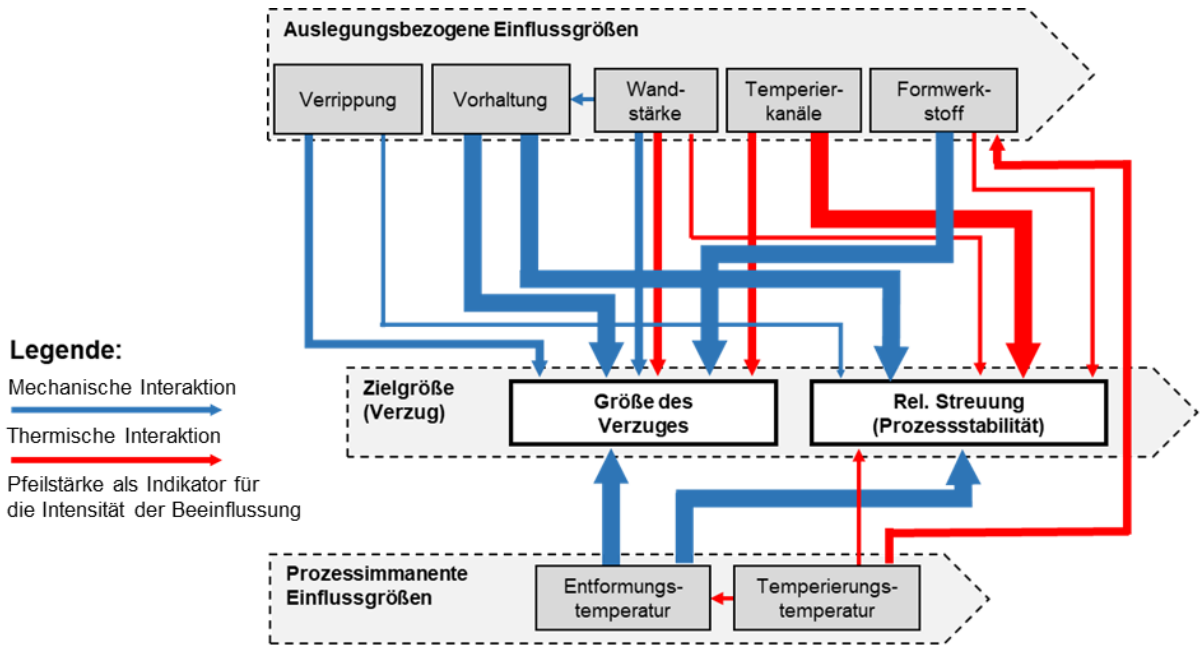


Abbildung 0-8: Intensität, Wirkmechanismus, Wechselwirkungen und Zeitpunkt des Wirkens der betrachteten Einflussgrößen auf den Gussteilverzug und seine Relative Streuung und ihr Auftreten im Auslegungs- bzw. Gießprozess.

0.4.1. Verzugskompensation

Aus den gewonnenen Erkenntnissen zum Verzug als Abweichung vom Sollmaß lässt sich ein Weg für eine vollständige Verzugskompensation ableiten, über den sowohl die lineare Schrumpfung als auch die Formänderung auf die im Soll geforderten Werte zu kompensieren ist:

- In der Praxis wird die Bauteilgeometrie, einschließlich Wandstärken, Massezentren und bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung, als nicht änderbare Eingangsgröße betrachtet.
- Die Verzugskompensation kann durch eine Kombination aus Vorhaltung im Auslegungsprozess und Steuerung der Entformungstemperatur während des Prozesses realisiert werden. Hierzu wird in der Auslegungsphase prädiktiv eine geometrische Kompensation vorgenommen, bei der alle als relevant erachteten Maße des Gussteils so vorausgelegt werden, dass sie gemeinsam und im passenden Verhältnis größer oder kleiner als Sollmaß sind.
- Wird weiter die Erkenntnis berücksichtigt, dass eine lokale Variation der Kokillentemperierung mittels Wärmeträgermediums zwar die Erstarrung kaum aber den anschließenden Temperaturverlauf signifikant beeinflusst, lassen sich hierüber lokal verschiedene Entformungstemperaturen realisieren. Hierdurch kann eine örtlich getrennte Beeinflussung und Kompensation verschiedener Maße und deren Abweichung vom Soll in einem komplexen Gussteil realisiert werden.
- Die thermische Einflussnahme kann hierbei gleichzeitig durch die Erzeugung eines homogeneren Temperaturfelds bei Erstarrungsende zur Reduktion der Streuung des Verzugs eingesetzt werden.

0.4.2. Fazit zur Verzugsuntersuchung

Aus den Versuchen zum Einfluss der betrachteten Einflussgrößen auf den Bauteilverzug, ihrer Ergebnisse und der angeschlossenen Diskussion lassen sich folgende Schlüsse ziehen und als Wissensgewinn dieser Arbeit herausstellen:

- Durch die Betrachtung der Zusammenhänge zwischen linearer Schrumpfung und Formänderung ergibt sich ein tieferes Verständnis der Verzugsentstehung als in bisherigen Arbeiten.
- Die innerhalb einer konsistenten Versuchsmethodik erarbeitete, und so vergleichbare, Wissensbasis über die verschiedenen Einflussgrößen und ihre jeweiligen Anteile am Verzugsphänomen erlaubt erstmals eine vergleichende quantitative Erfassung und ist ebenfalls als Neuerung anzusehen.
- Das eingeführte Maß der Relativen Streuung des Verzugs aus einer Reihe von Abgüssen zur Bewertung der Prozessstabilität ermöglicht es, die Auswirkungen der verschiedenen Einflussgrößen auf diese Stabilität zu bewerten.

- Die Analyse der Wirkungsweisen und Interaktionen ermöglicht es, die Einflussgrößen entsprechend ihrem Auftreten in der Auslegung des Gussteils oder während des Gießprozesses zuzuordnen.
- Die Kombination der neuen Erkenntnisse dieser Arbeit zu Wirkmechanismen und Interaktionen der auf den Verzug wirkenden Einflussgrößen ermöglicht es einen erfolgversprechenden Weg zur Verzugskompensation zu skizzieren.

0.5. Ausblick

Aus den bei dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnissen lassen sich weiterführende Wege ableiten, sowohl für die verwendete Methodik für artverwandte Forschung als auch für die Forschungsrichtung zur Verbesserung des Verständnisses der Verzugsbildung und schlussendlich seiner Kompensation.

Der hier erarbeitete modulare Kokillenaufbau ermöglicht es in Zukunft weitere Variationen der Eingangsgrößen, kombiniert oder losgelöst von Interaktionen – beispielsweise durch Kernmodule vergleichbarer mechanischer, aber thermisch unterschiedlicher Eigenschaften – oder andere Bauteilgeometrien, zu untersuchen.

Für eine optimale Verzugskompensation ist der zukünftige Einsatz der gekoppelten thermisch-mechanischen Simulation zu nennen. Diese ermöglicht eine prädiktive Bestimmung der geometrischen Verzugskompensation, unabhängig von der Komplexität der Bauteilgeometrie. Dabei müssen die mechanischen und thermischen Eigenschaften der verschiedenen Formmaterialien sowie das Gussmaterial mithilfe präziser Werkstoffmodelle implementiert und validiert werden.

Abschließend kann durch einen mehrschrittigen Prozess eine fast vollständige Verzugsfreiheit im Gussteil erreicht werden. Hierzu wird in der Auslegungsphase prädiktiv eine erste geometrische Kompensation vorgenommen. Im nächsten Schritt folgt über, im Prozess und lokal verschieden, einstellbare Entformungstemperaturen der finale Kompensationsschritt. Hierdurch kann eine örtlich getrennte Beeinflussung und Kompensation verschiedener Maße realisiert werden. Die thermische Einflussnahme kann hierbei gleichzeitig über die Erzeugung eines homogeneren Temperaturfelds bei Erstarrungsende zur Reduktion der Streuung des Verzugs eingesetzt werden.

1. Einleitung

Aluminium ist eines der wichtigsten technischen Metalle. Vor allem in der Gießereiindustrie gehören Aluminiumlegierungen zu den am häufigsten verarbeiteten Werkstoffen (1). Insbesondere die Transportmittelindustrie tritt hier als wichtiger Abnehmer und Innovationstreiber auf. Aufgrund der zunehmenden Bedeutung der Energieeffizienz ist hier der Leichtbau als eines der Hauptziele hervorzuheben. Dies bedingt die fortschreitende Integration mehrerer Funktionen in immer komplexere Bauteile, was wiederum steigende Anforderungen an die Präzision und damit an die endkonturnahe und gussfehlerarme Herstellung der Gussteile stellt. Die genannten Gussteile, wie Getriebe- oder Batteriegehäuse und Strukturbauteile werden überwiegend im Dauerformguss in Klein- bis Großserien hergestellt (2). Die mechanische Nachbearbeitung der Gussteile ist hier als ein Kostentreiber hervorzuheben und als weiterer Grund zu nennen, der einen möglichst verzugsarmen – endkonturnahen – Gießprozess attraktiv macht.

Die Entstehung des Verzugs als Bauteilmerkmal von Gussteilen ist eng an den Herstellungsprozess gekoppelt. So ist der Erstarrungs- und Abkühlvorgang zahlreicher technischer Gusslegierungen mit einer Volumenkontraktion verbunden. Je nach Verteilung und Ausprägung innerhalb des Gussteils führt dies zu linearer Schwindung oder zu verschieden stark ausgeprägten Formabweichungen.

In der Forschung wird diese Thematik hauptsächlich in numerischen Arbeiten zur Verzugsvorhersage und -kompensation behandelt (3) (4) (5). In diesen Arbeiten wird häufig festgestellt, dass es Defizite in der Kenntnis der Grundlagen und deren analytischer Beschreibung gibt. Dieses Wissen über die anteiligen Einflüsse von Bauteil, Werkstoff und Prozess auf den Bauteilverzug ist unerlässlich für die Entwicklung präziser numerischer Modelle, insbesondere bei gekoppelten thermisch-mechanischen Ansätzen (6).

Ziel dieser Arbeit ist es, eine breitere Wissensbasis über die grundlegenden Zusammenhänge zur Optimierung numerischer Modelle für eine präzisere prädiktive Gussteil- und Prozessauslegung zu schaffen. Diese Problematik wird auf experimentellem Wege am Beispiel des Aluminium-Kokillenguss behandelt. Nach einer Betrachtung der Auswirkungen von Eingriffen in das Wärmehaushaltregime wird der Effekt einer Variation des Formzwangs sowie der Einfluss der Gussteilgeometrie, einschließlich einer empirischen geometrischen Verzugskompensation, auf den Bauteilverzug betrachtet. Anschließend werden die gewonnenen Erkenntnisse gegenübergestellt und verglichen. Aus den gewonnenen Erkenntnissen zur möglichen Einflussnahme auf die Verzugsbildung wird abschließend eine Strategie für die praktische Anwendung in der Verzugskompensation skizziert.

2. Zielsetzung und Lösungsansatz

2.1. Verzug als qualitätsminderndes Bauteilmerkmal

Die Definition: „Verzug ist eine über die konstruktiv vorgegebenen Toleranzgrenzen hinausreichende Gestaltabweichung durch Verformung“ (7) bedeutet für Gießprozesse allgemein die schwindungsbedingte geometrische Abweichung eines realen Bauteils von der Sollgeometrie (1) (8). Für die Herstellung von Gussbauteilen bedeutet dies, dass diese Abweichungen ein nachträgliches Richten, eine spätere spanende Nacharbeit oder einen größeren Sicherheitsfaktor bei der Auslegung der Bauteile erfordern. In den beiden letzteren Fällen bedingt dies schwerere bzw. mit mehr Materialeinsatz gegossene Bauteile. Im Gesamten sind diese Wege der Korrektur für nicht der Sollgeometrie entsprechende Gussteile mit höheren Kosten verbunden und eine systematische Verzugsverringerung daher von großem wirtschaftlichem Interesse. Innerhalb der Formgussverfahren wird dem Kokillenguss eine hohe Formtreue und Maßhaltigkeit zugesprochen (1) (2) (9). Die im Aluminium-Kokillenguss erreichbare bzw. zu erwartende Maßhaltigkeit wurde in der Norm DIN 1688 (10) (11) definiert und wird bis heute als Referenz verwendet (9) (12).

2.2. Zielsetzung – Erarbeitung einer einflussübergreifenden Grundlage zur Modellierung des Bauteilverzugs

Die für die Entstehung des beschriebenen Verzugs verantwortliche thermisch induzierte Volumenkontraktion kann, wenn sie nicht durch Speisung aufgefangen wird, zur Ausbildung von Spannungen innerhalb des Gussteils führen. Diese Spannungen können bereits während des Erstarrungsvorgangs die Entstehung von Heißrissen hervorrufen. Insbesondere bedingen sie durch ihren Abbau, in Form von Umwandlung in plastische Verformung des Bauteils, bleibende Abweichungen von der Geometrie der Formkavität. Je nach Verteilung und Ausprägung im Gussstück führt dies zu einer gleichförmigen Schwindung oder durch Inhomogenitäten und Asymmetrien zu unterschiedlich stark ausgeprägten Formabweichungen. In der Literatur wird die thermisch induzierte Schwindung nach Aufhebung des Formzwangs als innerhalb des Werkstoffs gleichförmig beschrieben (8) (13). Die Formänderung des Gussteils in Form plastischer Verformungen – verursacht entweder durch die Behinderung der thermischen Schwindung noch in der Form oder nach der Entformung durch bauteilimmanente Schwindungsbehinderung infolge komplexer Geometrien – wird hier meist nicht näher beschrieben. Diese Verzugsproblematik tritt gegenwärtig bei praktisch allen komplexeren Gussteilen auf. Besonders ausgeprägt

zeigt sie sich im Dauerformguss mit thermisch gut leitenden Metallformen, da hier hohe thermische Gradienten sowie hohe mechanischen Spannungen aufgrund der hohen Formsteifigkeit vorliegen.

Ziel dieser Arbeit ist es, durch gezielte experimentelle Forschung ein breiteres Verständnis der verschiedenen Einflussgrößen und ihrer Wirkmechanismen auf die Verzugsbildung zu erlagen. Dazu wird die Kausalkette von prozess- und bauteilgeometrisch bedingtem Wärmehaushalt und Formzwang, Erstarrung mit Erstarrungsschwindung, Festkörperschwindung und daraus resultierenden Spannungen sowie dem resultierenden Bauteilverzug einzeln und im Zusammenhang betrachtet. Wie in der Einleitung beschrieben ist die Kenntnis der anteiligen Einflüsse von Bauteil und Prozess auf den Bauteilverzug für die Entwicklung präziser numerischer Modelle, insbesondere bei gekoppelten thermisch-mechanischen Ansätzen, unerlässlich (6). Die in dieser Arbeit zu erwartenden Ergebnisse dienen daher unter anderem dazu diese Lücke zu schließen.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der Schwerkraftkokillenguss von technischen Aluminiumlegierungen als Gießverfahren des Dauerformgusses betrachtet. Der Kokillenguss zeichnet sich hierbei durch eine gute Reproduzierbarkeit und eine große Bandbreite an nutzbaren Formmaterialien, wie beispielsweise die Nutzung von Sandkernen, aus. Im Vergleich mit anderen Dauerformgussverfahren wie dem Nieder- oder Druckguss werden durch den Guss durch Schwerkraft weitere Störgrößen wie beispielsweise Gieß- und Nachdruck als weitere Einflussgrößen für die Betrachtungen, vermieden. Dennoch kann angenommen werden, dass einige der in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse auch auf andere Dauerformgussverfahren übertragbar sind.

Die zu betrachtenden Einflussgrößen zur Untersuchung ihres jeweiligen Anteiles am Bauteilverzug im Kokillenguss sind in Abbildung 2-1 dargestellt. Dabei sind sie nach ihrer Wirkungsweise – thermisch oder mechanisch – kategorisiert. Festzuhalten ist, dass für zwei der sieben zu betrachtenden Einflussgrößen über beide Wirkungsweisen Einfluss auf das Gussteil angenommen wird. Von den hier abzuleitenden Fragestellungen sind andere Phänomene bei der Herstellung von Gussbauteilen zu unterscheiden, die nicht in direktem Zusammenhang mit dem gießprozessbedingten Bauteilverzug stehen. Hierzu zählen Fremdeinschlüsse, Seigerungen, Fehler durch ungünstige Auslegung des Gießsystems, Gasporosität und Einflüsse spezieller Legierungssysteme.

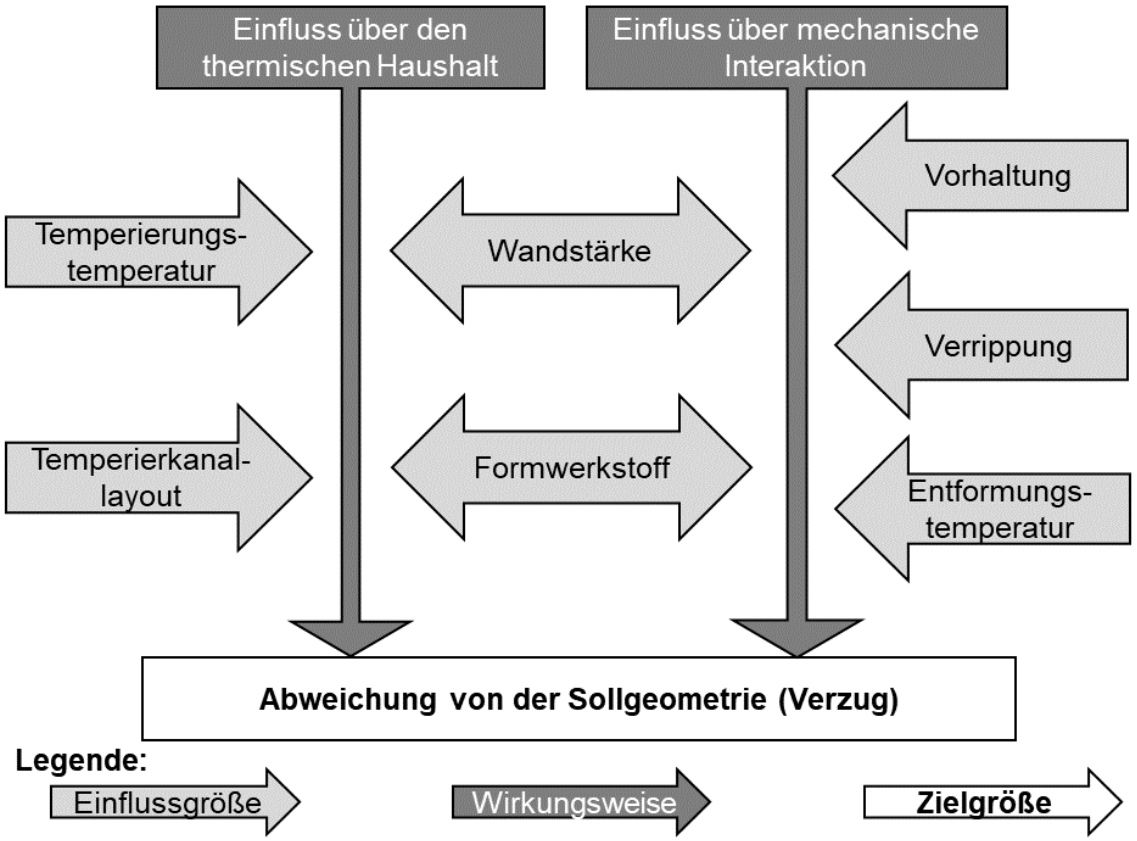


Abbildung 2-1: Die in dieser Arbeit betrachteten Einflussgrößen auf den Bauteilverzug und ihre Wirkungsweisen.

Die Forschungsfragen, die in dieser Arbeit behandelt werden, sind in den von der DFG (Deutsche Forschungsgemeinschaft) geförderten Sonderforschungsbereich SFB 1120 “Präzision aus Schmelze” eingegliedert (14). Ziel der Arbeit ist es, auf empirischem Wege eine Wissensbasis im Bereich der Verzugsentstehung beim Dauerformgießen zu schaffen. Dieses Ziel ergibt sich auch aus der Notwendigkeit, eine Verifikationsumgebung für numerische Modelle zu schaffen, die in anderen Arbeiten entwickelt werden (15) (16). Dies ermöglicht die Entwicklung entsprechender Konzepte zur Verzugsreduktion durch Kooperationen in späteren Arbeiten. Neben den Forschungsschwerpunkten im Metallguss wird im SFB 1120 ein ähnliches Themengebiet für den Kunststoff-Spritzguss adressiert. Insbesondere wird dort ein Algorithmus zur Optimierung des Temperierkanallayouts entsprechend dem lokalen Kühlbedarf im Kunststoff-Spritzgießen betrachtet, um den Verzug zu minimieren (17) (18). In der hier vorliegenden Arbeit werden unter anderem diese Ansätze und deren Übertragung auf den Metallguss miteinbezogen.

2.3. Vorgehensweise

Im Rahmen dieser Arbeit werden die im vorigen Abschnitt formulierten Ziele mit experimentellen Mitteln in Form von Gießversuchen in speziell entwickelten Versuchskokillen angegangen. Als Verfahren wird für die vorliegende Arbeit der Schwerkraftkokillenguss von Aluminium in Metallkokillen gewählt, da hier eine genaue Manipulation am Werkzeug sowie eine reproduzierbare und klar nach den Wirkungsweisen abgegrenzte Einflussnahme auf die zu untersuchenden Größen möglich ist.

2.3.1. Betrachtete Einflussgrößen

Im Einzelnen werden die in Abbildung 2-1 aufgeführten sieben Einflussgrößen auf den Bauteilverzug untersucht. Diese lassen sich neben der Zuordnung zu den zwei Wirkungsweisen (thermisch oder mechanisch) weiter durch die als jeweils dominant zu erwartende Wirkungsweise in drei Untersuchungsrichtungen einteilen. Zu erwartende Wechselwirkungen, wie z. B. der indirekte Einfluss der Bauteilgeometrie über den Wärmehaushalt, werden dabei an den jeweiligen Stellen entsprechend berücksichtigt. Die drei Untersuchungsrichtungen der Verzugsbeeinflussung ergeben sich daraus wie folgt:

- Einflussnahme über den Wärmehaushalt: In den unter diesem Punkt zusammengefassten Untersuchungen wird die thermische Interaktion zwischen Gussteil und Kokille als nahezu ausschließlicher Wirkmechanismus angenommen. Hier wird die Beeinflussbarkeit des Bauteilverzugs über den durch das Werkzeug und dessen Temperierung vorgegebenen Wärmehaushalt betrachtet. Zum einen einmal über die globale und lokale Variation der Vortemperierung und zum anderen über die Optimierung der im Werkzeug befindlichen Temperierkanäle, um eine möglichst homogene Erstarrung zu erreichen. Hinter dieser Annahme steht die bereits im Kunststoff-Spritzguss bestätigte Hypothese, dass ein homogen erstarrendes Bauteil weniger Verzug aufweist (17).
- Einfluss des Formzwangs: Die hierunter fallenden Untersuchungen sind weitgehend dem Wirkmechanismus der mechanischen Interaktion zwischen Gussteil und Form zuzuordnen. Zur Untersuchung des Einflusses des Formzwangs während der Erstarrung und Abkühlung des Bauteils auf den resultierenden Verzug wird zum einen der Einfluss der Entformungstemperatur und zum anderen der Einfluss von thermomechanisch beeinflussbarem Formstoff – im Fall dieser Arbeit organisch gebundener Sand – auf den Bauteilverzug betrachtet.
- Einfluss der Bauteilgeometrie: In den hierunter zusammengefassten Untersuchungen ist die Wechselwirkung von mechanischer und thermischer Interaktion

am unklarsten zu fassen, weshalb die Untersuchungen vergleichend in den Kontext der ersten beiden Untersuchungsrichtungen gesetzt werden. Ausgegangen wird hierbei von einer Beeinflussung des Verzugs durch globale und lokale Unterschiede in der Gussteilwanddicke. Erweitert wird dies durch die Betrachtung lokaler bauteilimmanenter Maßnahmen (z. B. Verrippung) zur lokalen Schrumpfungsbehinderung. Als weitere bauteilgeometrische Einflussnahme wird eine empirische Geometrieanpassung des Werkzeugs (Vorhaltung) betrachtet, wie sie im Metallguss als Stand der Technik zur Verzugskompensation eingesetzt wird (19).

2.3.2. Forschungs- und Arbeitspunkte

Für die empirische Arbeit ist hervorzuheben, dass die Vorgehensweise als iterativer Prozess zu verstehen ist, bei dem das Versuchsdesign, die Parameter und deren Variation sowie die Auswertungsmethodik in ständigem Abgleich mit den jeweils aktuellen Erkenntnissen angepasst und weiterentwickelt werden. Im Einzelnen lässt sich die Vorgehensweise im Rahmen der vorliegenden Arbeit wie folgt gliedern:

- Vorversuche zur Untersuchung der jeweiligen Einflüsse verschiedener Parameter auf den Wärmehaushalt beim Kokillenguss während und nach der Erstarrung
- Erarbeiten eines Konzeptes und dessen praktische Umsetzung zur experimentellen Untersuchung des Bauteilverzugs im Kokillenguss
- Versuchsreihen zu den einzelnen Einflussgrößen auf den Bauteilverzug
- Auswertung der Versuche zum Gussteilverzug unter Einbeziehung von In-situ-Messdaten, metallografischen Analysen und makroskopischen Messungen sowie optischen Beobachtungen an den Versuchsbauteilen
- Kompensation des Bauteilverzugs unter Berücksichtigung der experimentell herausgearbeiteten Zusammenhänge und ihrer verschiedenen Wirkmechanismen
- Diskussion der Wirkmechanismen der verschiedenen Einflussgrößen im Kontext des gesamten Bauteilverzugs
- Anschließend werden die einzelnen Einflussgrößen und ihre Wirkungsweisen mit ihren jeweiligen Anteilen am Bauteilverzug aufgeschlüsselt
- Skizzieren eines Konzeptes zur systematischen Verzugsminimierung

Diese gewonnenen Erkenntnisse ergeben zusammen eine breitere Wissensbasis über die Einflüsse der Verzugsentstehung im Aluminium-Kokillenguss. In Kombination mit der in dieser Arbeit entwickelten experimentellen Methodik kann diese als Verifikationsumgebung für die Modellbildung zur prädiktiven Verzugssimulation herangezogen werden.

3. Grundlagen des Aluminium-Kokillengusses und Stand der Forschung

Dieses Kapitel behandelt die Grundlagen der thermischen und mechanischen Prozesse im Dauerformguss, anhand des speziellen Falles des Kokillengusses von Aluminium. Es wird auf den Prozess selbst, den Stand der Technik und dessen technische Umsetzung eingegangen. Zudem werden die für diese Arbeit verwendeten Materialien sowie die relevanten zugrunde liegenden Mechanismen erläutert. Darüber hinaus werden die bisherigen Forschungen in diesen Bereichen mit Bezug zum Wärmehaushalt und Bauteilverzug behandelt.

3.1. Der Schwerkraftkokillengussprozess

Schwerkraftkokillenguss gehört zu den Fertigungsverfahren des Urformens aus dem schmelzflüssigen Zustand (20). Weiter ist es definiert als Gießen in wiederverwendbaren Formen und Formfüllung durch die natürliche Schwerkraft (1). Eingesetzt wird der Schwerkraftkokillenguss vor allem bei NE-Metallen, wobei hier wirtschaftlich Aluminium und seine Legierungen eine der bedeutendsten Werkstoffgruppen darstellt (1). Als Formgussverfahren mit einer wiederverwendbaren Dauerform ist die Komplexität der realisierbaren Gussteilgeometrie eingeschränkt. Die erreichbaren Qualitäten im Hinblick auf Form- und Lagetoleranzen sind zwischen den Verfahren Sandguss und Druckguss anzusiedeln. Aus wirtschaftlicher Sicht lassen sich die realisierbaren Stückzahlen des Schwerkraftkokillengusses zwischen Verfahren mit verlorenen Formen und dem hochautomatisierten Druckguss einordnen (21) (22). Die typischen Taktzeiten variieren von einigen Sekunden bis zu wenigen Minuten. Das Verfahren wird in zahlreichen Varianten angewendet, von manuellen Verfahren bis hin zur vollständigen Automatisierung des Gießzyklus.

3.1.1. Aufbau einer Kokille

Als namensgebende Grundlage des Kokillengusses dient die – Kokille genannte – Gussform, die für Aluminium häufig aus Warmarbeitsstahl gefertigt wird. Kokillen können ein- oder mehrteilig sein. Bei mehrteiligen Kokillen sind Vorrichtungen erforderlich, die eine lagegenaue Fixierung der verschiedenen Teile gewährleisten. Traditionell werden Kokillen mittels spanender Verfahren, ergänzt durch funkenerosives Abtragen, gefertigt. Stetige Fortschritte in dem Bereich der generativen Fertigung ermöglichen zunehmend deren Einsatz im Formenbau und größere geometrischen Freiheiten (23). Hinterschnitte, oder nicht durch die Wahl der Trennebene ermöglichte Geometrien, werden durch Schieber oder eingelegte Kerne realisiert. Als Kernmaterial kommen dabei sowohl die Materialien des Kokillenbaus selbst als

auch verlorene Sandkerne zum Einsatz. Letztere ermöglichen das Einbringen von (zu einer Seite offenen) Hohlräumen in das Gussteil. Für das Entformen ist je nach Bauteilgeometrie und Automatisierungsgrad des Prozesses lediglich ein Auslehren, ein manuelles Öffnen oder ein komplexer Auswerfvorgang mittels Auswerfern üblich. In jedem Fall ist das Entformen bei der konstruktiven Auslegung des Gussteils und seiner Geometrie zu berücksichtigen und gegebenenfalls Formschrägen etc. vorzusehen. Bei Notwendigkeit sind Möglichkeiten zur Temperierung der Kokille in diese integriert. Deren Spezifik ergibt sich durch die Abfuhr der durch die Schmelze eingebrachten Wärmemenge, dem für das Gussteil gewünschten Wärmehaushalt und dem Prozesszyklus. Entweder kann es sich dabei um eine gezielte Erhitzung oder Kühlung handeln oder um eine reine Kühlung um die Zykluszeit zu reduzieren. Schließlich müssen in die Kokille Möglichkeiten zur Handhabung integriert werden, wie etwa Griffe für einen manuellen Prozess oder Schnittstellen für die Automatisierung. Falls erforderlich, wird zusätzlich Messtechnik zur Prozesskontrolle eingebaut. In Abbildung 3-1 ist eine einfache zweiteilige Kokille mit senkrechter Trennebene und steigender Gießlage schematisch dargestellt.

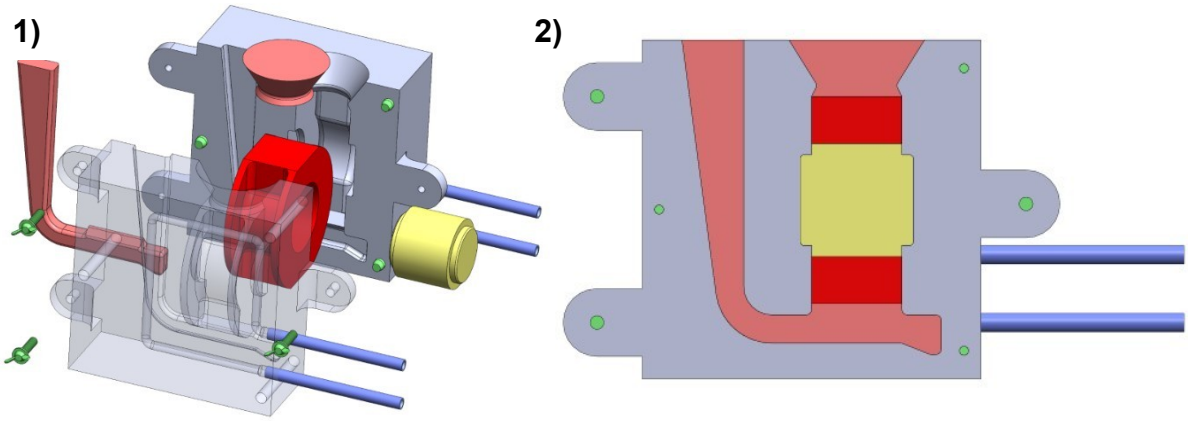


Abbildung 3-1: Aufbau einer Schwerkraftkokille: Links (1) als Explosionsansicht und rechts (2), als Schnittansicht. Das Gussteil ist in rot, Gießsystem und Speiser in hellrot, der Kern in gelb, die Zu- und Abführungen der Temperierung in blau und die Verbindungs- sowie Zentrierungselemente der Kokillenhälften in grün dargestellt.

3.1.2. Der Prozess des Kokillengusses

Als Fertigungsprozess zeichnet sich der Kokillenguss in der Regel durch viele aufeinanderfolgenden Gießzyklen aus. So ist bei einer übergeordneten Betrachtung des Kokillengusses meist eine Zeitdauer, die mehrere Gießzyklen umfasst, zu wählen. Besonders relevant ist dies für die Bereitstellung der Schmelze und die Abführung der durch sie eingebrachten Prozesswärme. Nach einer Einfahrphase herrscht

üblicherweise ein eingeschwungener thermischer Zustand vor, wie in Abbildung 3-2 dargestellt. Daher können die aufeinanderfolgenden Zyklen als thermisch gleichwertig betrachtet werden, so dass es ausreicht für die einzelnen Prozessschritte einen solchen Zyklus zu beschreiben:

- Vorbereitung: Einlegen von Kernen, Zurückfahren von Schiebern auf Gussposition sowie schließen der Kokille. Temperieren der Kokille durch Kühlen oder Aufheizen. Um Kaltläufe oder artverwandte Gussfehler zu vermeiden, werden Kokillen für Aluminiumguss häufig auf etwa 250 bis 450 °C vorgewärmt bzw. temperiert (24).
- Gießen: Je nach Bereitstellung der Schmelze und Stückgewicht direkt aus dem Tiegel oder mittels Dosierlöffel. Die Überhitzung der Schmelze wird in der Regel höher gewählt als beim Sandguss, um der höheren Wärmeentzugsrate der metallischen Form Rechnung zu tragen.
- Erstarren: Die Erstarrung in der Kokille sollte an entlegenen Stellen des Formhohlraums einsetzen und sich zu den Bereichen fortbewegen, die noch flüssiges Metall enthalten. Das Temperaturgefälle bestimmt hier die Erstarrungsrichtung. Entscheidend bei der Erstarrung ist der Wärmeaustausch zwischen Gussmetall und Kokille. Erfolgt der Wärmeaustausch zu schnell, kommt es zu Kaltläufen. Bei Gussstücken mit Sandkern schreitet die Erstarrung hauptsächlich von der Kokillenwand zum Sandkern hin fort, da der Sandkern die Wärme langsamer abführt als die Kokille.
- Entformen – Auswerfen: Sobald die gewünschte Temperatur im Gussteil erreicht ist, erfolgt das Entformen. In der Regel wird so warm wie möglich entformt. Aus prozesstechnischer Sicht werden so möglichst kurze Zykluszeiten erreicht, zudem kühlt die Kokille so kaum aus und muss weniger vorgeheizt werden. Aus bauteiltechnischer Sicht verursacht eine zusätzliche Abkühlung des Gussteils in der Form sowie der weiterhin bestehende Formzwang bei einem thermisch schrumpfenden Gussteil größere Spannungen und Verzug im Bauteil. Die maximale Entformungstemperatur wird jedoch durch die Gefahr einer Beschädigung des Gussteils begrenzt. Bei hohen Temperaturen ist dessen mechanische Festigkeit sehr gering. Ebenfalls limitiert die Handhabbarkeit der heißen Kokillenelemente gerade in manuellen Prozessen die maximal mögliche Entformungstemperatur. Falls verlorene Kerne eingesetzt werden, werden diese analog zum Sandguss vor dem Zuführen der Gussteile zur Weiterverarbeitung wie Putzen etc. entfernt.

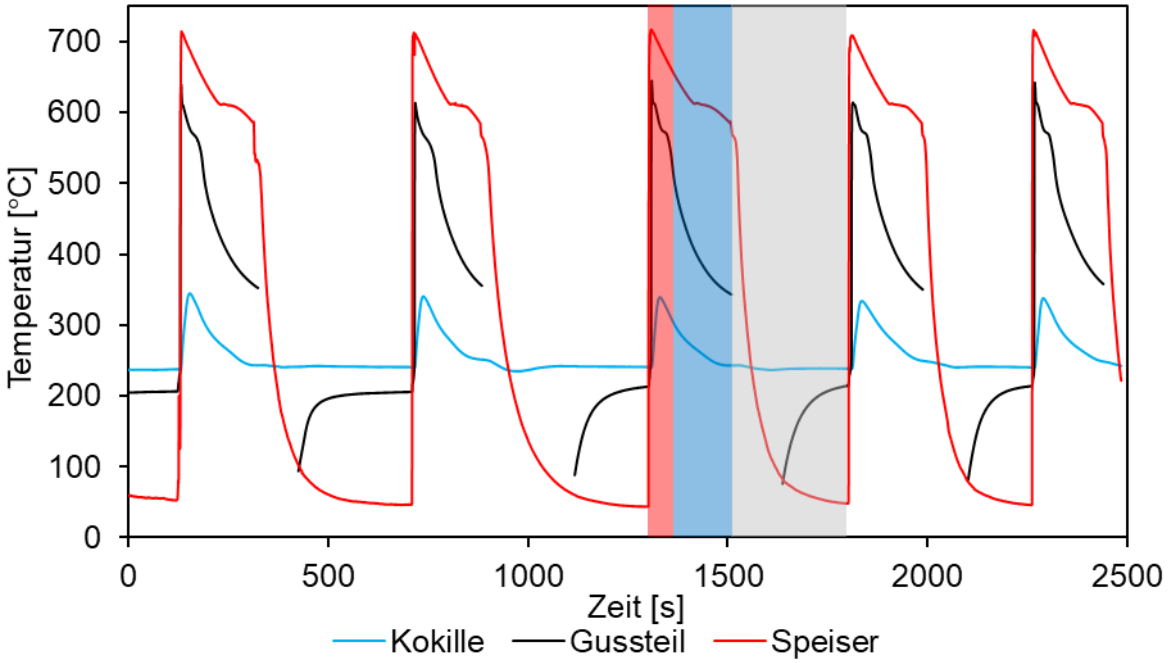


Abbildung 3-2: Der eingeschwungene thermische Zustand über fünf Gießzyklen, ein Zyklus ist farbig hinterlegt: Rot für das Gießen, blau für Erstarrung und Abkühlung sowie grau für Entnahme und Vorbereitung. Die Graphen zeigen in rot die im Speiser, in schwarz die im Wärmezentrum des Gussteils und in blau die in der Kokille gemessene Temperatur.

3.2. Wärmehaushalt im Formguss

Zur Untersuchung der Beeinflussbarkeit der Erstarrung und Abkühlung des Gussteils in der Form sind die relevanten Größen des Wärmehaushalts und deren Zusammenhänge zu berücksichtigen. Anzuschließen daran ist die Betrachtung der bisher zu dieser Thematik gewonnenen Erkenntnisse.

3.2.1. Grundlagen des Wärmehaushalts in Gießprozessen

Der Wärmehaushalt eines Gießprozesses umfasst die gesamte zu- und abgeführte Energie in Form von Wärme. Ausgehend von dem Kontrollvolumen und dem Ausgangszustand eines auf Gießtemperatur temperierten Formwerkzeuges erfolgt die Energieeinbringung über die in der Schmelze gespeicherte Wärmemenge. Durch Phasenbildung kann weitere Wärmeenergie freigesetzt werden, beispielsweise durch die latente Wärme bei der Erstarrung. Die Energieabfuhr erfolgt einerseits durch die im Gussteil bei Entformung noch vorhandene Restwärme zusammen mit der von verlorenen Kernen aufgenommenen Wärmemenge. Andererseits durch den Wärmeabfluss vom Gussteil in das Formwerkzeug und daraus an die Umgebung oder per Temperiermedium in einen Wärmetauscher. Daraus wird ersichtlich, dass

neben den thermophysikalischen Größen des Gusswerkstoffs auch die des Formwerkstoffs und der verwendeten Hilfsmittel sowie die Grenzflächen zwischen diesen Komponenten für den globalen und lokalen Wärmehaushalte von Bedeutung sind. Ein typisches Temperaturprofil von flüssiger Schmelze bis zur Umgebungsluft während der Erstarrung, für den Fall der initialen Formtemperatur gleich ihrer Umgebung, ist in Abbildung 3-3 dargestellt. Die starke Temperaturänderung über die Grenzflächen zwischen Guss und Form sowie zwischen Form und Luft ist klar erkennbar im Vergleich zu den stetigen Temperaturänderungen innerhalb des Materials (25).

Basierend auf dieser Betrachtung zeigt sich, dass für eine analytische Beschreibung der Grenzfläche zwischen Guss und Form gilt, dass der Gießprozess – vom Eingießen flüssiger Schmelze über die Erstarrung bis zur anschließenden Abkühlung des erstarrten Gussteils in der Form – ein unsteter Prozess ist, bei dem sich die Zustände an den Grenzflächen während des Prozesses ändern. So kann für den Fall der noch flüssigen Schmelze die Gussteil-Form-Grenzfläche als Flüssig-fest-Kontakt mit guter Wärmeübertragung über Konduktion, aufgefasst werden, zu sehen in Abbildung 3-4 links (a). Sobald eine erstarrte Oberfläche vorliegt, ändert sich dies zu einem Fest-fest-Kontakt, wo der Wärmetransport zum einen über die sich berührenden Stellen der Festkörper als auch zum anderen durch die zwischen ihnen liegenden Gasspalte geschieht (b). Für den Fall der Ablösung des erstarrenden Gusskörpers von der Form erfolgt die Übertragung über Konduktion und Strahlung im Gasspalt (c) (25). Für den Fall, dass die Festkörper durch entstehende Kräfte einem Kontaktdruck unterliegen, entwickelt sich, aufgrund des lokal elastoplastischen Werkstoffverhaltens, der Fest-fest-Kontakt derart weiter, dass die Flächenanteile mit Festkörperkontakt steigen und die des Gasspalts sinken. In realen Gussteilen treten während des Gussprozesses je nach Bauteilgeometrie alle möglichen Fälle mit unterschiedlichen Anteilen auf. Zur Illustration der verschiedenen simultan vorliegenden Fest-fest-Kontakte zeigt Abbildung 3-5 qualitativ ein erstarrtes Gussteil, wo sich aufgrund der Schrumpfung des Gussteils größtenteils ein umlaufender Gasspalt eingestellt hat, es jedoch zu lokalen kraftbeaufschlagten Festköperkontakten kommt. Die Auswirkung der Spaltbildung bzw. des durch Aufschrumpfung erzeugten Kontaktdrucks auf die Wärmeübertragung ist qualitativ in Abbildung 3-6 skizziert (1). Es ist festzuhalten, dass vom Fall des Fest-flüssig-Kontakts der Wärmedurchgang für den Fall der Spaltbildung ab- und für den Fall des Kontaktdrucks zunimmt.

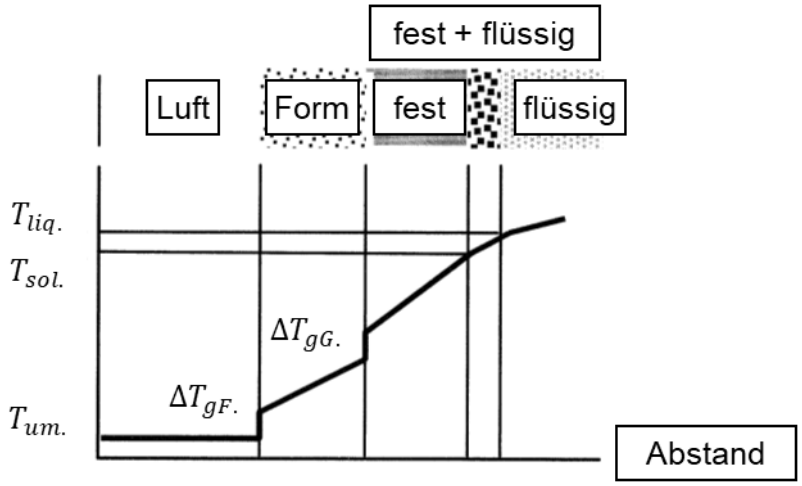


Abbildung 3-3: Qualitativer Temperaturverlauf bei der Erstarrung eines Gussteils in einer Form (25).

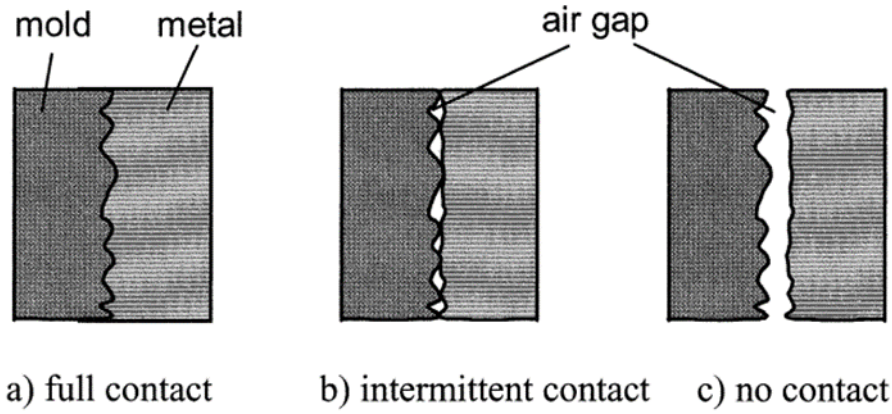


Abbildung 3-4: Die verschiedenen Fälle des Kontakts zwischen Gussteil und Form (25).

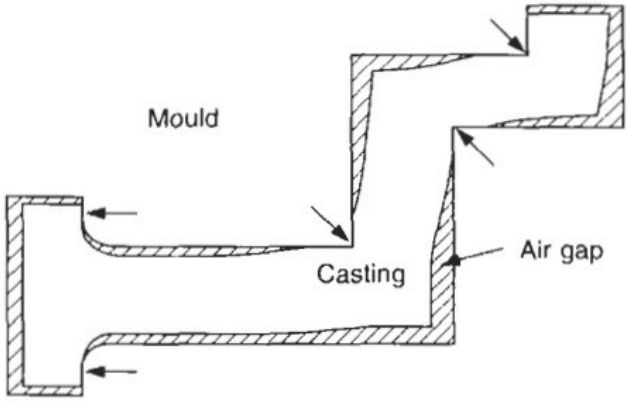


Abbildung 3-5: Verschiedene Kontaktfälle zwischen Gussteil und Form und deren Zonen, die sich als Folge der Schrumpfung ergeben (13).

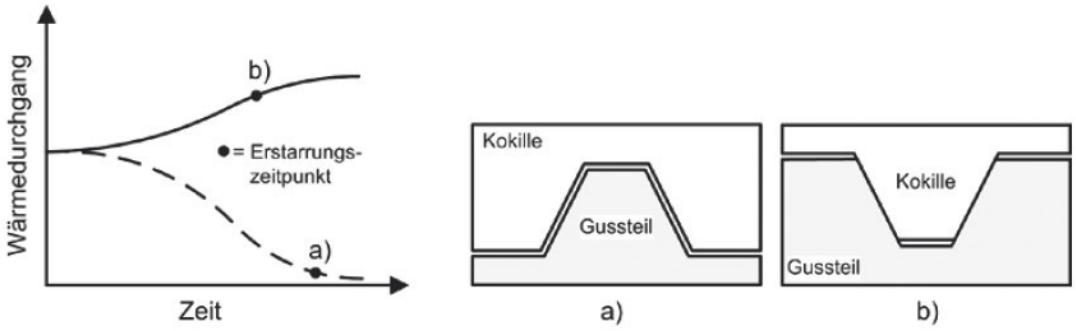


Abbildung 3-6: Qualitative Darstellung des Wärmedurchgangs der Gussteil-Form-Grenzfläche für den Fall der Spaltbildung (a) und des Kontaktdrucks (b) (1).

Grundzusammenhänge der Wärmeübertragung

Zur Beschreibung der angeführten Prozesse der Wärmeübertragung ist als erster zentraler Zusammenhang für den Gießprozess die Wärmeleitung zu betrachten, über die die Energieabfuhr vom Bauteil in die Form und von dort an die Umgebung beschrieben werden kann. So lautet die Wärmeleitungsgleichung für den Wärmestrom $\dot{Q}$ innerhalb eines Körpers aufgrund einer Temperaturdifferenz ($T_1 > T_2$) über die Fläche A bei einer Wärmeleitfähigkeit von λ und der zu überbrückenden Distanz d:

$$\dot{Q} = A\,\lambda\,\frac{T_1 - T_2}{d} \tag{3-1}$$

Da für die zu betrachtenden Phänomene die Wärmeübertragung über die Grenzfläche zwischen zwei Körpern bzw. Medien von großer Bedeutung ist, wird der Wärmeübergangskoeffizient h als Proportionalitätsfaktor für die Intensität des Wärmeübergangs eingeführt:

$$h = \frac{\dot{Q}}{A(T_1 - T_2)} \tag{3-2}$$

Für quasistationäre Übergänge kann der Wärmeübergangskoeffizient im Sinne einer Materialkonstante in die Materialkonstante des Wärmewiederstandes R_{th} überführt werden, welcher innerhalb eines Körpers durch den Wärmestrom und die Temperaturdifferenz ΔT beschrieben werden kann:

$$R_{th} = \frac{1}{h\,A} = \frac{\Delta T}{\dot{Q}} \tag{3-3}$$

Neben der Wärmeleitung ist deren Speicherung bzw. Abgabe durch Änderung der Temperatur eines Stoffes von zentraler Bedeutung. Dabei ist die spezifische

Wärmekapazität c_p definiert durch die aufgenommene oder abgegebene Wärme ΔQ, die Masse m und die Temperaturdifferenz ΔT:

$$c_p = \frac{\Delta Q}{m\,\Delta T} \tag{3-4}$$

3.2.2. Wärmehaushalt im Aluminium-Kokillenguss

Neben der Reduzierung der Taktzeiten in der industriellen Anwendung des Kokillengusses dient die gezielte Steuerung des Wärmehaushalts der Beeinflussung der Erstarrung und somit der zu erzielenden Bauteilqualität. So hängen die mechanischen Eigenschaften der Gussteile von dem gebildeten Gefüge ab, welches wiederum in Abhängigkeit zur Erstarrungsgeschwindigkeit und somit dem Wärmehaushalt steht. Darüber hinaus können durch den lokalen Wärmehaushalt sowie durch die örtliche und zeitliche Reihenfolge der Erstarrung im Bauteil Gussfehler wie Kaltläufe oder ungenügende Formfüllung gesteuert und verhindert werden.

Im Vergleich der Formgießverfahren wird dem Kokillenguss als Verfahren mit Dauerformen eine ähnlich gute Wärmeleitfähigkeit der Form wie der des Gussteils zugeschrieben. Dies hat zur Folge, dass die Gussteil-Form-Grenzfläche als ein dominierender Faktor der Wärmeübertragung aufgefasst werden kann (26). In Abbildung 3-7 sind die einzelnen für den Wärmehaushalt im Aluminium-Kokillenguss relevanten Komponenten und ihre Kontaktstellen schematisch dargestellt.

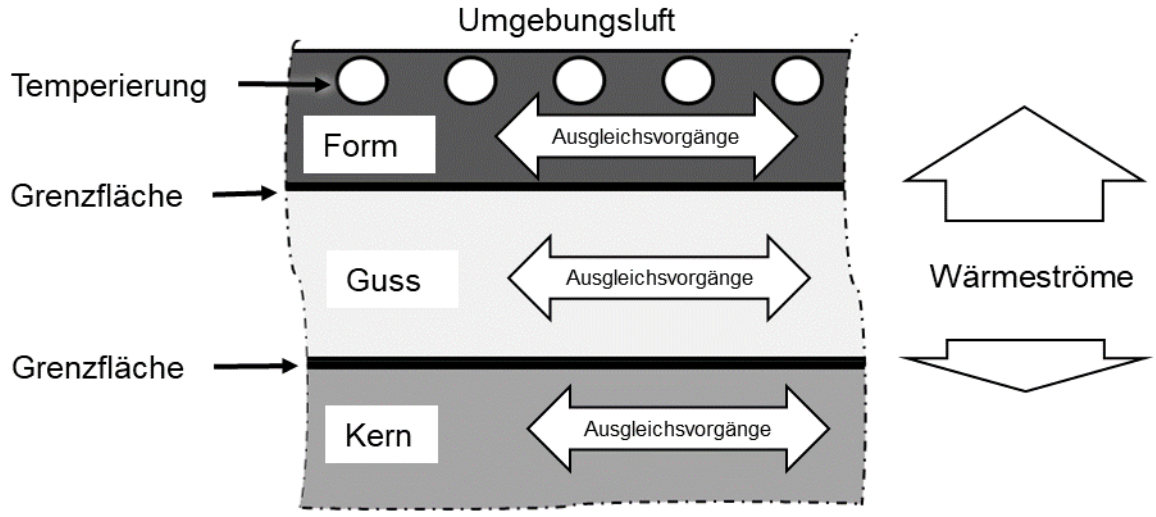


Abbildung 3-7: Beteiligte Komponenten und Wärmeströme im betrachteten Kokillenguss (Ausschnitt).

Die Aluminiumsiliziumlegierung als Gussmaterial

Im Kontext des Gussprozesses ist die Betrachtung des thermischen Haushalts des vergossenen Werkstoffs, im Fall dieser Arbeit AlSi7Mg0,3, mit einzubeziehen.

Abbildung 3-8 zeigt das AlSi-Phasendiagramm und markiert die relevanten Punkte für AlSi7, wobei hier in erster Näherung auf die Einbeziehung des Magnesiumanteiles von 0,3 Gew.-% verzichtet wird. Die Erstarrung beginnt mit der Bildung des α-Aluminiums bei 613 °C (der Liquidustemperatur) und endet mit der Bildung des Eutektikums bei 577 °C (der Solidustemperatur). Je nach Zustand der Kornfeinung und/oder Veredelung weichen diese Werte jedoch ab. Hohe Abkühlraten, wie sie im Kokillenguss üblich sind, führen ebenfalls zu einer Absenkung der Solidustemperatur um einige Grad. Ein weiterer relevanter Aspekt für den Wärmehaushalt ist die Freisetzung der latenten Wärme während der Erstarrung, welche in erster Annäherung proportional zum spezifischen Festphasenanteil freigesetzt wird. Insgesamt beläuft sich ihre freigesetzte Energiemenge auf 430,52 kJ kg^{-1}. Die Wärmeleitfähigkeit λ von AlSi7Mg0,3 liegt dabei oberhalb der Liquidustemperatur bei 68 – 70 W m^{-1} K^{-1} und steigt im Erstarrungsintervall auf 166 W m^{-1} K^{-1} bei Solidustemperatur, von wo sie wieder bis auf 150 W m^{-1} K^{-1} bei Raumtemperatur absinkt. Die spezifische Wärmekapazität c_p liegt oberhalb der Liquidustemperatur bei etwa 1150 J kg^{-1} K^{-1} steigt über die Erstarrung auf 1270 J kg^{-1} K^{-1} bei Solidustemperatur an und nimmt von da an bis auf 870 J kg^{-1} K^{-1} bei Raumtemperatur ab (27). Aus diesen Kennwerten leiten sich die für diesen Werkstoff üblichen Überhitzungen und damit die Abgusstemperaturen ab. Sie liegen üblicherweise bei 700 – 800 °C.

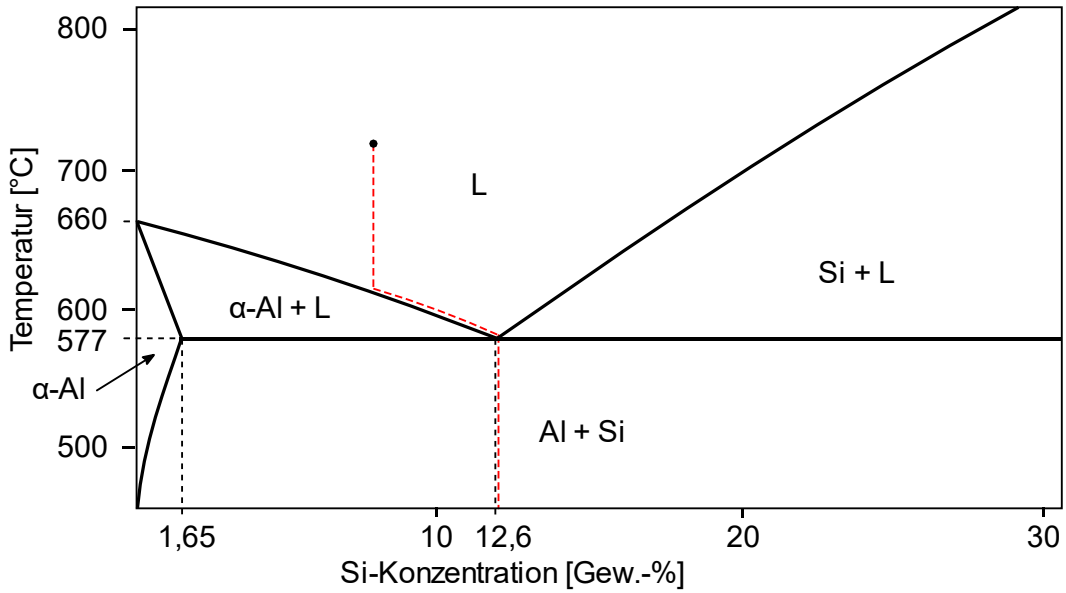


Abbildung 3-8: Ausschnitt des Aluminium-Silizium-Phasendiagramms bis 30 Gew.-% Silizium. Rot markiert ist der Erstarrungsverlauf für AlSi7 von 720 °C ausgehend.

Bei der Erstarrung von AlSi7Mg0,3 bildet sich in erster Näherung der Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) d als Funktion der Erstarrungszeit t_f aus, wie in Gleichung (3-5) angegeben (28). Dies erlaubt es mittels metallografischer Untersuchungen Rückschlüsse auf die lokale Abkühlrate während der Erstarrung zu schließen.

$$t_f = \left(\frac{d}{11{,}03}\right)^3 \tag{3-5}$$

Formmaterialien und Beschichtung

Die Berücksichtigung der oben aufgeführten Randbedingungen und Zusammenhänge bilden die Grundlage für die Auslegung von Kokillen und die Implementierung der Steuerung des Wärmehaushalts. Für die Auswahl des Kokillenwerkstoffs ist jedoch vordergründig seine Verschleißfestigkeit gegen mechanischen – und Lösungsverschleiß von Bedeutung (24). Für den Aluminium-Kokillenguss haben sich eisenbasierte Kokillenwerkstoffe durchgesetzt. Ihre Vorteile in Verschleißbeständigkeit und einer geringeren Wärmeausdehnung – und somit einer besseren Formtreue – überwiegen den Nachteil der schlechteren Wärmeleitung verglichen mit kupferbasierten Formwerkstoffen (24). In besonderen Fällen, z. B. bei Einsätzen für die Steuerung der Erstarrungsrichtung, wird aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit jedoch teilweise weiterhin Kupfer im Kokillenbau eingesetzt. Bei den eisenbasierten Kokillenwerkstoffen werden sowohl Gusseisen als auch Warmarbeitsstähle eingesetzt. Wobei letztere aufgrund von höherer Verschleißfestigkeit und besser erzielbaren Gussteilqualitäten erstere zunehmend verdrängen. Ein typischer Vertreter ist hier der Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV5-1), der sich aufgrund seiner guten Widerstandskraft gegen die thermische Belastung für den Kokillenbau durchgesetzt hat (24). Mit dem Aufkommen der generativen Fertigungsverfahren, wie das Selective Laser Melting (SLM) für Metalle, und auch Warmarbeitsstähle, können die Limitierungen der spanenden Verfahren im Formenbau, wie z. B. nur geradlinige Bohrungen, zunehmend aufgehoben werden. Verlorene Kerne werden allgemein als Sandkerne ausgeführt, wobei verschiedenste Bindersysteme wie Cold- bzw. Hotboxverfahren oder auch Wasserglas eingesetzt werden (1). Die Auswahl geschieht in der Regel aufgrund der Stückzahl und der jeweils vorhandenen Maschinerie. In Fällen, wo Schmelze möglichst thermisch isoliert geführt werden soll, werden häufig keramische Komponenten, beispielsweise aus Calciumsilikat, eingesetzt.

Neben der Formgebung erfüllt das Formmaterial die Funktion eines Wärmepuffers und der Leitung der Wärme durch Aufnahme aus der Schmelze und deren Abführung an die Umgebung oder an ein Temperiermedium. Die Wärmeleitfähigkeit

von X38CrMoV5-1 liegt dabei zwischen 25 und 29,3 W m^{-1} K^{-1} und die Wärmekapazität zwischen 460 und 590 J kg^{-1} K^{-1} bei Raumtemperatur bzw. 600 °C (29). Einen Sonderfall stellen verlorene Kerne und die von ihnen aufgenommene und so aus dem Prozess abgeführte Energiemenge dar. Für die mit Furanharz gebundenen Sandkerne beläuft sich die spezifische Wärmekapazität auf Werte zwischen 700 und 1285 J kg^{-1} K^{-1} bei Raumtemperatur bzw. 573 °C (27). Anzumerken ist hierzu, dass sich die Wärmekapazität pro Volumen aufgrund der unterschiedlichen Dichte derartiger Sandkomponenten von ca. 1500 kg m^{-3} im Vergleich zu Stahl mit ca. 7500 kg m^{-3} deutlich unterscheidet. Im Kokillenguss wird an der Grenzschicht zwischen Gussteil und Form in der Regel eine Beschichtung der Kavitätsoberfläche durch Schlichten eingesetzt. Neben dem Schutz der Kokille vor Lösungsverschleiß dient dies in erster Linie der Steuerung des Wärmeübergangs (2). So werden, durch Auswahl der Schlichte nach ihrer Isolierwirkung, die Spitzen der Wärmezyklen, die auf die Kokille wirken, abgemildert. Durch die angeführte Isolierwirkung der Schlichte kann auch der Wärmeentzug im Gussteil in Grenzen gesteuert und so Einfluss auf Gussfehler (z. B. Verhinderung von Kaltläufen) genommen werden (24). Je nach gewünschter Isolierwirkung bestehen Schlichten als Hauptbestandteil aus Keramik- oder Graphitpartikeln, erstere für eine hohe Isolierwirkung, letztere für eine gute Wärmeleitung. Sie werden als Wasser oder Alkohollösung auf die Kokille aufgesprüht bzw. mechanisch aufgetragen. Als Bindeglied zwischen Kokille und Gussteil haben Schlichten auch einen Einfluss auf die Oberflächengüte der Gussteile. Aufgrund ihres Verschleißes über die Anzahl an Gießzyklen müssen sie entweder vor jeder Charge aufgetragen – oder sogar im laufenden Betrieb ausgebessert werden.

Der Wärmehaushalt im Prozess

Im Zusammenhang des Kokillengusses als industriellem Fertigungsprozess mit vielen aufeinanderfolgenden Gießzyklen wird der Wärmehaushalt meist über eine Zeitdauer, die mehrere Gießzyklen umfasst, betrachtet. Hier wird üblicherweise ein eingeschwungener Zustand angenommen (siehe hierzu auch Abbildung 3-2). Innerhalb eines Gießzyklus wird somit die gesamte zugeführte Wärmeenergie wieder abgeführt. Für die Praxis des Aluminium-Kokillengusses sind dafür folgenden Größen und Verfahren als state-of-the-art zu betrachten.

Um Gussfehler wie Kaltläufe etc. und den thermischen Stress in der Kokille zu reduzieren werden Kokillen in der Regel vor- oder zwischengeheizt um eine Eingangstemperatur von 250 – 450 °C vor dem Abguss einzustellen. Hiermit geht auch eine Entformung bei typischerweise diesen Temperaturen einher (1) (9) (24). Vorgeheizt wird über Brenner, Heizluftzuführung oder mittels elektrischer Energie über Heizpatronen. Die Energieabführung erfolgt üblicherweise durch Wasser oder Temperieröl. Wasser kann entweder als Durchlaufkühlung oder als geschlossener Kreis,

der die Wärme in der Form aufnimmt und an einen weiteren Kreislauf, oder die Umgebung, abgibt, realisiert werden. Im letzteren Fall eines druckfest geschlossenen Kreises ist eine Einsatztemperatur bis 160 °C möglich. Öltemperierungen werden als geschlossene Kreise bis zu einer Filmtemperatur (an der Oberfläche der Temperierkanäle in der Form) von 370 °C und einer Vorlauftemperatur von 350 °C eingesetzt (30) (31). Dementsprechend bieten die geschlossenen Medientemperierungen nicht nur eine Möglichkeit der Kühlung, sondern auch bis zu ihren Temperaturgrenzen eine Möglichkeit der Formvorheizung.

Aus diesen Temperaturgrenzen und damit der möglichen Positionierung der Temperierkanäle ergeben sich die Grenzen der Temperaturabführung. Aus Ermangelung von Richtlinien für den Kokillenbau, neben der Einhaltung der maximal zulässigen Medientemperatur, sei hier auf die im Druckguss erarbeiteten Richtlinien verwiesen, die vielfach genannt werden (8) (30) (32) (33). In Abhängigkeit von der Gussteilwandstärke werden Empfehlungen für den Kanaldurchmesser sowie die maximalen Abstände zwischen den Kanälen und die minimalen Abstände zur Kavität gegeben. Es ist anzumerken, dass diese Positionierung das Ergebnis eines Zielkonflikts darstellt. So führt ein geringerer Abstand zur Kavität zu einem inhomogeneren Temperaturfeld und ein größerer zu einer Verstärkung des Dämpfungseffektes des Formmaterials auf die Effektivität der Temperierung. Letzteres ist der praktisch meistens vorliegende Fall, hervorgerufen durch komplexe Kavitäten und die konstruktiven Randbedingungen der Temperierkanäle. Als weiterer Anhaltspunkt sollte das Verhältnis von Temperierkanaloberfläche zur Oberfläche des durch diesen zu temperierenden Kavitätsbereichs nahe eins sein. Ebenso ist der Durchmesser der Kanäle nicht beliebig zu vergrößern um eine schnelle – turbulente – Strömung und mit ihr einen guten Wärmeaustausch zwischen Form und Medium zu gewährleisten (32). Kleinere Kanaldurchmesser führen neben schwierigerer Fertigung zu einem größeren Gegendruck und somit auch zu einem Absinken der Strömungsgeschwindigkeit. Hier wird für Öltemperierungen 12 mm als Kanaldurchmesser vorgeschlagen (30). Die beschriebenen Größen sind in Abbildung 3-9 dargestellt und die Werte in Tabelle 3-1 aufgeführt.

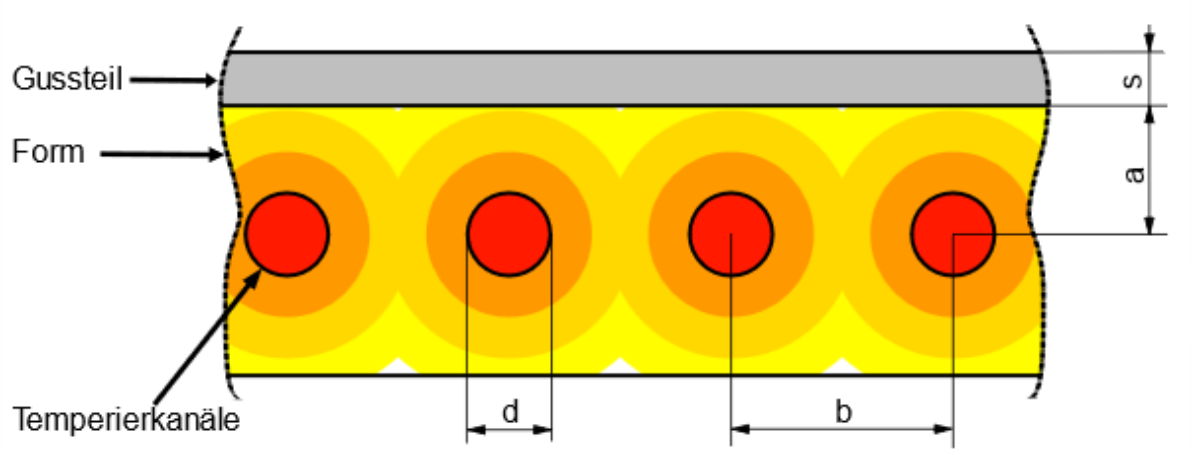


Abbildung 3-9: Die Farben kennzeichnen die Bereiche gleicher Temperatur für gegebene geometrische Größen bei der Anordnung von Temperierkanälen, nach (32).

Tabelle 3-1: Werte für Kanaldurchmesser und Abstände für Bauteile geringer Wandstärke in Millimetern (32).

Wandstärke „s“	Kanaldurchmesser „d“	Abstand „a“	Abstand „b“
≤ 2	8 bis 10	(2 bis 3) mal „d“	3 mal „d“
≤ 4	10 bis 12		
≤ 6	12 bis 15		

3.2.3. Forschung zum Wärmehaushalt und dessen Beeinflussung

Fragestellungen zur Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten sowie des gesamten Wärmehaushalts zwischen Form und Gussteil wurden schon vielfältig behandelt (34) (35) (36) (37). Die hierzu gemachten Untersuchungen werden in diesem Abschnitt zusammengefasst.

Forschung zu dem Einfluss der Kontaktbedingungen auf den Wärmeübergang

Frühere Arbeiten zum Wärmehaushalt zwischen Gussteil und Form untersuchten den Wärmeübergang in Abhängigkeit von den Eigenschaften der wechselwirkenden Oberflächen, wie beispielsweise deren Rauheit (37) (38) (39). Es wurde festgestellt, dass, im Falle einer Luftspaltbildung, diese den Wärmeübergang dominiert (13) (35) (40). Untersuchungen zur Bildung von Luftspalten, die durch Erstarrungsschrumpfung während des Gießprozesses induziert werden, werden ebenfalls schon seit einiger Zeit durchgeführt (34) (41). Spätere Untersuchungen kombinierten diese Analysen mit der Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten an der Form-Gussteil-Grenzfläche (35) (42) (43). In (43) wurde ein rotationssymmetrisches Gussteil aus AlSi7Mg0,3 in eine auf 350 °C vorgeheizte Stahlform gegossen

und an mehreren Messstellen Temperaturverläufe und der umlaufend entstehende Luftspalt erfasst. Über Extrapolation der Grenzflächentemperaturen konnte der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Gussteil und Kokille als Funktion der Grenzflächentemperatur und der Spaltbreite ausgedrückt und mit Ergebnissen anderer Arbeiten verglichen werden. In Tabelle 3-2 sind für die verschiedenen relevanten gussseitigen Grenzflächentemperaturen die Wärmeübergangskoeffizienten aus dieser Arbeit denen der zum Vergleich herangezogenen Arbeiten gegenübergestellt. In dieser Arbeit wurde anhand Simulationen mittels MAGMASOFT® eine bessere Übereinstimmung der Temperaturkurven bei Einsatz der in dieser Arbeit ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten als bei Einsatz der aufgeführten Vergleichswerte nachgewiesen.

Tabelle 3-2: Unterschiedliche Wärmeübergangskoeffizienten in W m^{-2} K^{-1} aus verschiedenen Arbeiten zum spaltweitenabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten (43).

Datensatz	$T_G > T_{liq.}$	$T_{liq.} \geq T_G \geq T_{sol.}$	$T_G < T_{sol.}$
Daten aus (43)	5000	$\alpha = -0{,}727\,T^2 + 901{,}2\,T - 274314$	350
Daten aus (42)	960	gleichmäßig abnehmend	110
Daten aus (25)	5000-2500	-	400

Ein Vergleich verschiedener Simulationsprogramme und Modelle zur Charakterisierung der Abhängigkeiten des Wärmeübergangskoeffizienten zeigte, dass eine spaltweitenabhängige Beschreibung die besten Übereinstimmungen liefert (42). Auf experimenteller Seite wurde auch der Einfluss von Werkzeugtemperatur oder Abkühlraten auf die Luftspaltbildung untersucht (44). Der Zusammenhang zwischen Kontaktdruck an der Grenzfläche und Wärmeübergang wurde vor allem anhand der Einwirkung von äußeren Kräften auf eine erstarrende Aluminiumschmelze betrachtet (36) (45) (46). In Hinsicht auf einen mit steigendem Kontaktdruck höher werdenden Wärmeübergangskoeffizienten kamen diese Arbeiten zu ähnlichen Ergebnissen. Quantitativ wurden jedoch stark unterschiedliche Wertebereiche erfasst. So wurden für den Wärmeübergangskoeffizienten einmal ein Wert von 3350 für 80 und einmal 52.500 W m^{-2} K^{-1} für 197 MPa aufgeprägten Kontaktdruck festgehalten.

Der Anfangswert des Wärmeübergangskoeffizienten für den Kontaktzustand, wenn die Schmelze noch flüssig ist, also bevor die Luftspaltbildung oder der Kontaktdruckaufbau beginnt, wurde für sich betrachtet (37) (47). Hier wurde ein wesentlicher Einfluss auf die sich einstellenden Abkühlraten festgestellt. Es wurde

auch ein erster Ansatz verfolgt, in dem durch einen erzwungenen Kontakt mit einem beweglich nachgeführten Kupferblock die Wärmeübertragung erhöht wurde (48). Auch der Einfluss von verschiedenen Wandstärken des Gussteils auf den Wärmeübergangskoeffizienten wurde untersucht (49). Hier wurde dargelegt, dass die Größe des Wärmübergangskoeffizienten nicht von der Wandstärke beeinflusst wird. Die Lage der betrachteten Grenzfläche unterhalb bzw. oberhalb eines, von dort an unidirektional erstarrenden, Gussteils wurde ebenfalls als eigenes Thema behandelt. Auch dort wurde der sich je nach Lage unterschiedlich entwickelnde Luftspalt als maßgeblich für den jeweiligen Wärmeübergangskoeffizienten identifiziert (50).

Oberflächenbeschichtung sowie deren Beschaffenheit als Einflussgröße

Der Einfluss der Formschlichte auf den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Gussteil und Form wurde in verschiedenen Arbeiten untersucht. In einer Arbeit wurde ein durch eine Wasserkühlung durchströmter Block aus Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 in AlSi7Mg0,3 eingetaucht und über den, an das Wasser abgegebenen, Wärmestrom der Wärmeübergangskoeffizient für verschiedene Schlichten der Marke FOSECO® betrachtet (51). Für die 0,2 mm dick aufgetragenen Schlichten wurde für den Wärmeübergangskoeffizient ein Bereich von 1468 – 1634 W m^{-2} K^{-1} bestimmt, wobei derjenige der graphitbasierten Schlichte DYCOTE® 11 den oberen Wert bildete und die als isolierend eingestuften Schlichten R87 mit 1591 W m^{-2} K^{-1}, DYCOTE® 34-ESS mit 1539 W m^{-2} K^{-1} und DYCOTE® 8 mit 1468 W m^{-2} K^{-1} darunter lagen. Ferner wurde dort festgehalten, dass der ermittelte Wärmeübergangskoeffizient stark von dem verwendeten Messaufbau abhängt. Der Einfluss der Schichtdicke wurde anhand der als isolierend klassifizierten Schlichte DYCOTE® 140ESS ebenfalls auf einem wassergekühlten Formelement aus X40CrMoV5-1 untersucht, auf dem AlSi13 unidirektional erstarrte (40). Neben der Schichtdicke von 100 und 300 µm wurde als weiterer Parameter das Formelement mit 20 und 300 °C vorgeheizt und als Vergleich eine plasmagespritzte Cr_2O_3 Beschichtung mit 70 µm herangezogen. In den über die Erstarrung ausgewerteten Wärmeübergangskoeffizienten stellte sich generell ein von Anfang zum Ende hin abnehmender Wert im Bereich zwischen 4000 und 800 W m^{-2} K^{-1} ein. Im Falle des wärmer temperierten Formelementes war der Wärmeübergangskoeffizient größer als bei kälterem. Das Erhöhen der Schichtdicke erhöhte den Wärmeübergangskoeffizienten signifikant. Für alle Fälle hatte die zwischen Schlichte und Gussteil befindliche Luft ein Mehrfaches an Einfluss als die Art der Beschichtung oder ihre Dicke. In einer anderen Arbeit wurden eine nicht näher spezifizierte isolierende „weiße“ sowie eine thermisch leitende „schwarze“ Schlichte untersucht, deren Dicke unterhalb von 160 µm lag und die auf einem Formelement aus X38CrMoV5-1 aufgebracht wurde, das mit AlSi7Mg0,3

angegossen wurde (52). Hier wurde festgestellt, dass solange der Guss flüssig ist, die Dicke und Porosität der Schlichte einen größeren Einfluss haben als ihr Material, wobei mit zunehmenden Dicken der Wärmeübergangskoeffizient abnimmt. Für den Zeitraum der Erstarrung lagen die Werte für die wärmeleitende Schlichte etwas über denen der isolierenden, wohingegen ab Bildung eines Luftspalts der Einfluss der Schlichte verschwand. Die über die Zeit ausgewerteten Wärmeübergangskoeffizienten wiesen initiale Werte bei Fest-flüssig-Kontakt zwischen 1900 und 2900 $W\ m^{-2}\ K^{-1}$ und nach der Erstarrung weiter abnehmende Werte von unter 100 $W\ m^{-2}\ K^{-1}$ auf.

Forschung zum Einfluss des Temperierungslayouts

Die Beeinflussung von Erstarrung und Abkühlung über verschiedene Temperierkonzepte im Dauerformguss wurde, für verschiedenen Gießverfahren und aus verschiedenen Gründen, anhand einer Reihe von Ansätzen untersucht.

Die Verbesserung der Temperierkanalauslegung im Aluminium-Kokillenguss war Gegenstand einer Arbeit, in der die zu ungenaue, erfahrungsbasierte und noch nicht für eine effiziente Anwendung ausgereifte, numerische Auslegung thematisiert wurde (53). Dort wurde ein Ansatz untersucht, der auf die Segmentierung verschiedener Formbereiche und die Aufstellung von Übertragungsfunktionen zurückgriff. Die Ergebnisse wurden über das resultierende Gefüge validiert und für zielführend erachtet.

Im Druckguss wurde aus verschiedenen Motivationen, wie z. B. dem Streben nach kürzeren Taktzeiten, geringeren Thermoshocks für eine bessere Formstandzeit oder die Verringerung von Gussfehlern, die Kühlungsoptimierung anhand von Temperierung mittels flüssiger Medien vielfältig betrachtet. Eine schnellere Erstarrung, und damit kürzere Zykluszeit als Zielgröße, wurde für mehrere Studien zum Einsatz konturangepasster Kühlkanäle aufgegriffen. In einer Studie wurde ein Formeinsatz einer Innenkontur für den Zink-Druckguss generativ durch SLM aus dem Werkzeugstahl X38CrMoV5-1 hergestellt und mit konventionellen Formeinsätzen verglichen (54). Der Schwerpunkt lag dabei neben der Reduzierung der Zykluszeit auf der Verringerung der Porosität. Beides konnte durch den Einsatz der konturangepassten Kühlkanälen verbessert werden, siehe hierzu Abbildung 3-10.

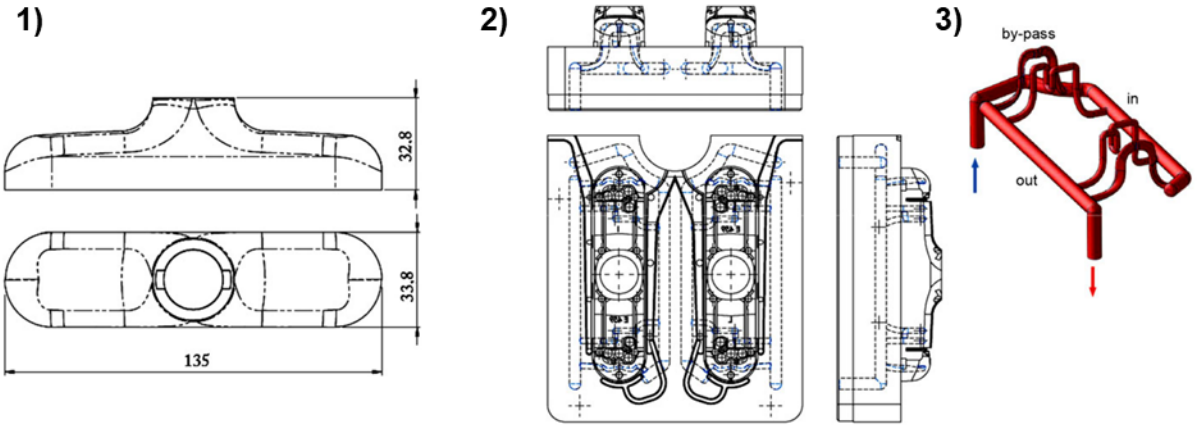


Abbildung 3-10: Bauteil (1), Formeinsatz (2) und Temperierkanalgeometrie (3) der aufgeführten Studie (54).

In einer Studie zum Aluminium-Druckguss eines Kupplungsgehäuses wurde festgestellt, dass die Länge des Temperierkanals als alleiniger Parameter keine relevante Veränderung der Kühlung bewirkt. Von größerem Interesse sind die Lage und Strömungsbedingungen der Kühlkanäle. Letzteres wurde in den mit MAGMASOFT® durchgeführten Simulationen aber nur unzureichend abgebildet (55). In einer anderen rein experimentellen Studie wurde dagegen gezeigt, dass der Einsatz von konturangepassten Kühlkanälen in den ersten 0,5 s des Kontakts zwischen Schmelze und Form einen deutlich erhöhten Wärmentzug ermöglicht sowie in einem längeren Zeitintervall die sich einstellenden Temperaturverteilung im Werkzeug positiv beeinflusst (56). Auf rein simulativem Wege kam eine weitere Arbeit zu dem Ergebnis, dass eine, nach dem realen Wärmebedarf ausgelegte, konturangepasste, Medienkühlung die Temperaturspitzen im Formmodul sowie die Taktzeiten zu verringern vermag (57). Den hier aufgeführten Arbeiten gemeinsam zu Grunde liegt die Nutzung generativer Verfahren für den Formenbau mit seinen Möglichkeiten des Einbringens in hohem Maße frei gestaltbarer Temperierkanäle. Dem gegenüber wurde in einer anderen Arbeit durch Vergrößerung des Abstandes der konventionell eingebrachten geradlinigen Kanäle zur Kavität eine Verbesserung der Formstandzeit erzielt (58).

Für den Kunststoff-Spritzguss, als Verfahren dem Metall-Dauerformguss nahe verwandt, wurden ebenfalls im Hinblick auf reduzierte Taktzeiten ähnliche Forschungsrichtungen eingeschlagen. Auch hier wurde die Nutzung von der Werkstückkontur angepassten Kühlkanäle simulativ betrachtet und für zielführend befunden (59) (60). Form und Lage der Kühlkanäle orientierte sich dabei an bewährten Richtlinien und wurden empirisch optimiert. In einer anderen Arbeit wurde ein numerischer Ansatz vorgestellt (61). Ausgehend von einer als ideal homogen angenommene Erstarrung als Zielgröße wurde dabei der Kühlungsbedarf auf einer

Hüllfläche gleichen Abstandes zur Gussteiloberfläche ermittelt und die Lage und Querschnitte der Temperierkanäle in dieser Hüllfläche dem Kühlungsbedarf entsprechend automatisiert angepasst.

Unabhängig des Gießverfahrens oder des verarbeiteten Materials, rein aus Betrachtung der Wärmeabführung, wurde in Simulationen sowohl für den Metall-Druckguss als auch den Kunststoff-Spritzguss eine Verbesserung der Produktivität durch eine optimierte Temperierung nachgewiesen (62). Speziell auf die theoretische Herangehensweise der Implementierung der wärmebedarfsgerechten Temperierkanalauslegung wurde weiter eingegangen (63). Es wurde festgestellt, dass für eine genaue Modellierung das Wissen über die tatsächlichen Wärmeleitungen noch unzureichend ist. Ebenfalls wurde hier konstatiert, dass für die Anwendung in der Praxis die Kosten des Formenbaus und die zu erwartenden Standzeiten mit einzubeziehen sind.

Der Einsatz verschiedener generativer Verfahren zur Herstellung von Formmodulen war ebenfalls Fokus verschiedener Arbeiten, die zu dem Schluss kamen, dass die so geschaffenen Möglichkeiten zum Einsatz kontur- bzw. bedarfsgerechter Temperierkanäle den Einsatz rechtfertigen (64) (65). In Anbetracht der hohen massebezogenen Kosten dieser Verfahren, die auf der Fertigung auf Basis eines Ausgangspulvers basieren, wurde in einer weiteren Arbeit eine Fertigungsmethode mittels schichtweisen Aufbaus aus hartverlöteten Blechen vorgestellt (66). Es wurde festgehalten, dass so die Kosten verglichen mit den pulverbasierten Verfahren deutlich gesenkt werden können, jedoch die Schichtrichtung bei Wärmehaushalt und Formstandzeitüberlegungen eine höhere Komplexität bedingt. In Anbetracht der beschriebenen fortschreitenden Möglichkeiten der generativen Fertigung von Formmodulen mit Integration von konturnahen Temperierkanälen wurden bereits entsprechende Richtlinien für deren Einsatz im Entwicklungsprozess für neue Formen vorgestellt (67). Ihr Einsatz wird daher dort für die Zukunft der Dauerformgussverfahren als relevant betrachtet.

3.2.4. Fazit zur bisherigen Forschung zur Thematik des Wärmehaushalts

Als Kenngröße für die Wärmeübertragung von Gussteil zu Form wird der Wärmeübergangskoeffizient in der Literatur qualitativ beschrieben. Ausgehend von einem initialen Wert bei noch flüssiger Schmelze nimmt er für den Fall der erstarrungsbedingten Luftspaltbildung ab und bei Auftreten von Kontaktdruck zu. Untersuchungen zur quantitativen, einflussgrößenabhängigen Erfassung zeigen für den initialen Fest-flüssig-Kontakt Wärmeübergangskoeffizienten zwischen 1468 und 5000 $W\ m^{-2}\ K^{-1}$. Mit zunehmender Luftspaltbildung sinken diese auf Werte im dreistelligen Bereich bis unter 100 $W\ m^{-2}\ K^{-1}$. Für den Fall des Kontaktdrucks

wurden proportional ansteigende Werte bis in den fünfstelligen Bereich ermittelt, die sich jedoch betragsmäßig stark unterscheiden.

Als Einflussgrößen auf den Wärmeübergangskoeffizienten im Falle des Kontaktdrucks wurde seine Höhe als maßgeblich herausgearbeitet und für den Fall der Spaltbildung dessen Weite. Die Formbeschichtung und ihre Beschaffenheit wird nur für den initialen, kurzzeitig vorliegenden Fall des Fest-flüssig-Kontakts als Einflussgröße herausgestellt. Als weitere Einflussgröße wurde die Kokillentemperatur identifiziert, wohingegen das Bauteil und seine Wandstärke selbst keinen signifikanten Einfluss zu haben scheinen. Die Untersuchungen in den betrachteten Arbeiten beschränkten sich jeweils auf kleinere Parametersätze mit praktisch eindimensionalem Temperaturgradienten in der Form (40). Ebenfalls wurden diese Untersuchungen unter jeweils stark unterschiedlichen Randbedingungen durchgeführt. Daher lässt sich die Bedeutung der jeweiligen Einflussparameter auf den gesamten Wärmeübergangskoeffizienten nur unzureichend ableiten. Darüber hinaus versuchten die Autoren hauptsächlich, den Wärmeübergangskoeffizienten mithilfe physikalischer Modelle zu beschreiben. Die Komplexität des realen Gießprozesses – insbesondere die Strömungsvorgänge in der flüssigen Schmelze sowie die unvollständig bekannten physikalischen Eigenschaften der beteiligten Werkstoffe im Fest-flüssig-Bereich – erschwert eine präzise Modellierung erheblich (39).

Die in der Praxis vorliegenden, simultan auftretenden Kontaktfälle (an einem Gussteil gleichzeitige Spalt- oder Druckbildung an der Grenzfläche) werden so in den aufgeführten Betrachtungen nicht in Kontext zu den untersuchten Parametern gesetzt. Weiter wurde die Auslegung der Temperierungsstrategien als auf Erfahrungswerten basierend beschrieben und die für eine akkurate simulative prädiktive Auslegung notwendige Numerik als noch unzureichend. Demgegenüber steht die Feststellung, dass die Nutzung von optimierten Temperierkanalverläufen, unter Zuhilfenahme von generativen Fertigungsverfahren für die Form, nach produktionstechnischen Gesichtspunkten als sinnvoll erachtet wird.

3.3. Verzugsentstehung im Gussteil

Zur Untersuchung der Entstehung des bleibenden Bauteilverzugs sind grundlegende thermomechanische Zusammenhänge zu betrachten und in den Kontext des betrachteten Gießverfahrens zu setzen. Daran schließt sich der Stand der relevanten bisherigen Forschung an, sowie die Identifizierung der daraus abzuleitenden Erkenntnisse und offenen Fragestellungen.

3.3.1. Grundlagen der Mechanik und Thermomechanik

Die thermomechanischen Randbedingungen umschreiben die Zusammenhänge und Mechanismen der Vorgänge während der Phasenumwandlung bei der Erstarrung und der anschließenden Abkühlung, wo fluid- und festkörpermechanische Prozesse mit einbezogen werden. Über die Größe des spezifischen Volumens, als eine Funktion der Temperatur, und der damit einhergehenden Änderungen im Phasenübergang von flüssig zu fest und der anschließenden Abkühlung, hat der im vorherigen Abschnitt beschriebene globale und lokale Wärmehaushalt einen direkten Einfluss auf die Entwicklung der Gestalt des Gussteils.

In Abbildung 3-11 ist das spezifische Volumen einer binären Metalllegierung qualitativ über dem Temperaturbereich von Umgebungstemperatur bis zum vollständig flüssigen Zustand dargestellt. Dies beschreibt gleichzeitig den Übergang vom viskoelastischen Verhalten der amorphen Metallschmelze hin zum elastoplastischen Verhalten des kristallinen Festkörpers. Während die Volumenverringerung im vollständig flüssigen Zustand (1) durch Nachfließen der Schmelze ausgeglichen wird, und somit keinen nennenswerten Einfluss auf den Verzug hat, sind die Bereiche der Erstarrungsschrumpfung (2) und der Festkörperschrumpfung (3) einzeln zu betrachten.

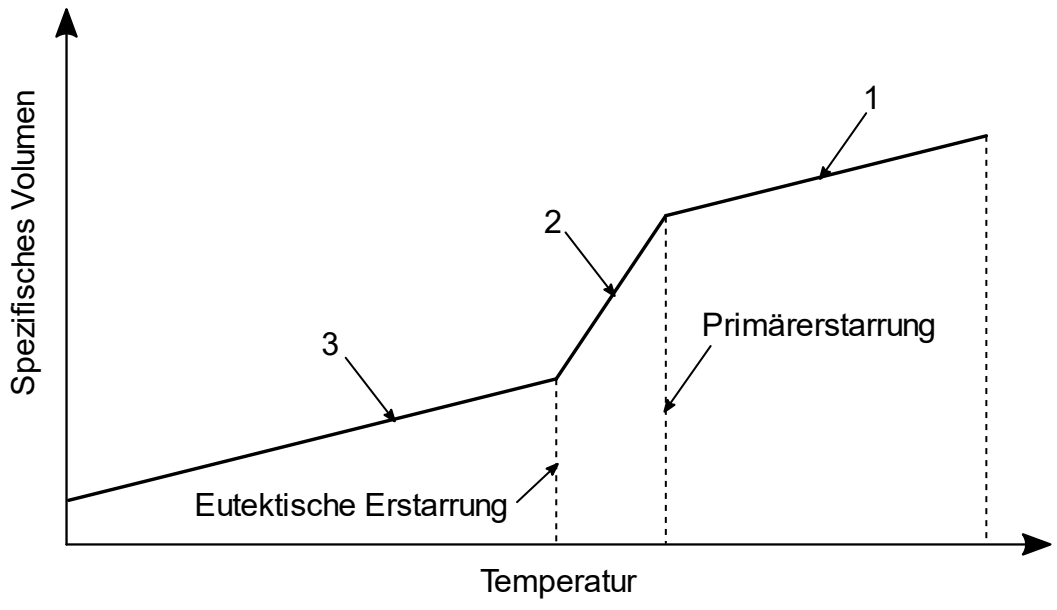


Abbildung 3-11: Die Entwicklung des spezifischen Volumens über der Temperatur für eine nicht eutektische binäre Metalllegierung: 1) flüssige Schwindung, 2) Erstarrungsschwindung und 3) feste Schwindung (68).

Das so beim Erstarrungsvorgang durch die Schrumpfung entstehende technische Volumendefizit kann auf Teildefizite verteilt werden, welche sich je nach Lage im

Gussteil und Größe als Gussfehler manifestieren können, siehe Abbildung 3-12 (69). Bei entsprechender Auslegung werden diese Defekte durch Speisung minimiert oder ganz vermieden. Ein weiterer Gussfehler, der durch die Erstarrungsschrumpfung in Kombination mit ungenügender Speisung auftritt, ist die Ausbildung von Heißrissen.

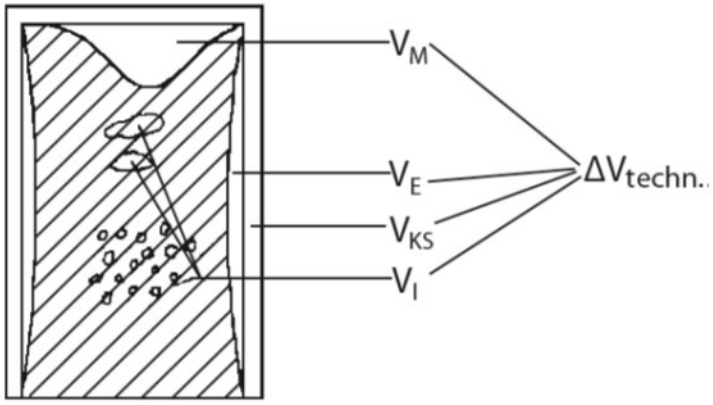


Abbildung 3-12: Aufteilung des technischen Volumendefizits: VM – Makrolunker, VE – Einfallstellen, VKS – Kubische Schwindung, VI – Innendefizit (69).

In Abbildung 3-12 ist die Kubische Schwindung als gleichförmig um den Bauteilumfang stattfindende Verringerung seines Volumens dargestellt. In realen Gussteilen erfolgt die Erstarrung und Abkühlung infolge von Einflüssen wie Schwerkraft, inhomogener Massenverteilung sowie lokal variierender Wärmeabfuhr entlang des Bauteilumfangs nicht homogen. Dies führt somit aufgrund von lokal verschiedenen Schrumpfungen zu Spannungen (70) (71). Diese Spannungen bauen sich entweder durch mechanisches Versagen – Rissbildung während der Abkühlung – oder durch Verformung des Gussteils ab oder verbleiben als Eigenspannungen im Bauteil (13).

Am Beispiel eines Spannungsgitters, mit zuerst erstarrenden dünnen Seitenstreben und später erstarrendem dicken Mittelsteg und Kopfenden, lässt sich die Entwicklung der jeweiligen inneren Längsspannungen über der Zeit der Bausteilerstarrung erkennen (72). Abbildung 3-13 zeigt dieses Beispiel und die jeweiligen Spannungen zu verschiedenen Zeitpunkten. Die möglichen Folgen ungleicher Erstarrung in Folge von Dickenunterschieden im Gussteil sind in Abbildung 3-14 dargestellt.

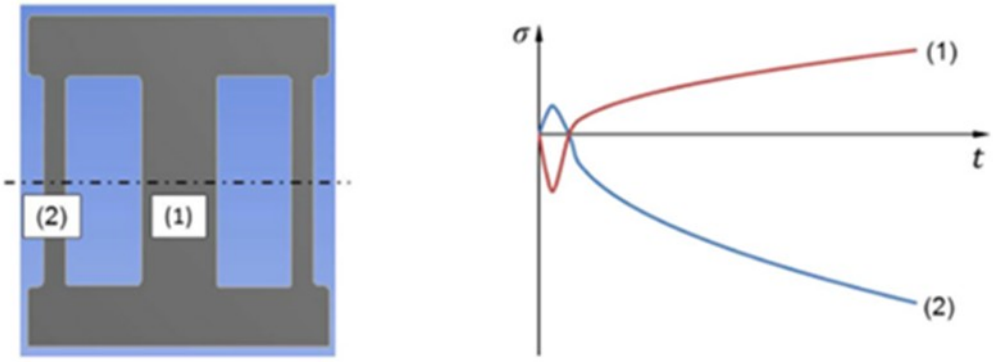


Abbildung 3-13: Links ein Spannungsgitter mit durch verschiedene Dicken ungleichmäßig erstarrenden Stegen und rechts die sich in diesen entwickelnden Längsspannungen über der Zeit (72).

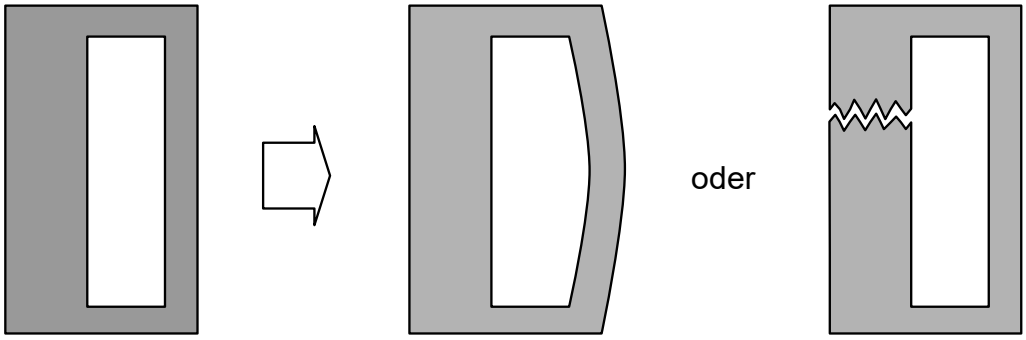


Abbildung 3-14: Die Folgen von durch ungleiche Temperaturverteilung und Erstarrung entstehenden Spannungen. Eine Verformung des Bauteils (mittig) oder ein Bauteilversagen (rechts) (13).

Überdies kann die gleichförmige Schrumpfung des Bauteils auch durch äußere Einflüsse, wie beispielsweise den Formzwang einer mechanisch steifen Form, behindert werden und zu den genannten Phänomenen führen. So führt das technische Volumendefizit in einer, als mechanisch steif angenommenen, Form zu einer plastischen Verformung des Gussteils. Diese wird wiederum durch den von der Form erzeugten Formzwang eingeschränkt, wodurch sich innere Spannungen im Gussteil bilden. Bei Entformung des Gussteils werden diese durch eine teilweise elastische Rückfederung des Bauteils zum Teil abgebaut. Am Ende des Gießprozesses bleiben innere Spannungen sowie eine Geometrie des Gussteils, die sowohl von der Form der Kavität als auch häufig vom Sollmaß abweicht, bestehen. Das Gussteil weist Verzug auf. Ein Beispiel der schrumpfungsbedingten Formabweichung, noch in der Kavität, ist in Abbildung 3-5 gut zu sehen.

Grundzusammenhänge der Mechanik

Die Grundlagen der Festkörpermechanik dienen zur Beschreibung der oben genannten mechanischen Zusammenhänge eines kohärenten Festkörpers. Als Ansatzpunkt dienen die aufgrund der Temperaturunterschiede hervorgerufenen Längenänderungen Δl als lineare Näherung der thermisch induzierten Längenänderung eines Festkörpers. Sie bestimmt sich aus dem Längenausdehnungskoeffizienten α der Bezugslänge l_0 und der Temperaturdifferenz ΔT:

$$\Delta l \approx \alpha \, l_0 \, \Delta T \tag{3-6}$$

Aus dem Verhältnis der Längenänderung zur Bezugslänge ergibt sich die prozentuale Dehnung ε:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \tag{3-7}$$

Aus der Dehnung ε folgt über das Elastizitätsmodul Edie im Bauteil resultierende Spannung in Zug- bzw. Druckrichtung σ_n(Hookesches Gesetz, eindimensionaler Fall):

$$\sigma_n = \varepsilon \, E \tag{3-8}$$

Bei Überschreitung der Elastizitätsgrenze durch σ_n führt der über den elastischen Anteil hinausgehenden Spannungsanteil zu bleibender plastischer Verformung des Bauteils. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die verwendeten mechanischen Kenngrößen einer Temperaturabhängigkeit unterliegen.

3.3.2. Schwindung und Verzug in der praktischen Anwendung

Aus den beschriebenen Zusammenhängen folgt deren Bedeutung und Einfluss auf den Gießprozess, die Bauteil- und Formauslegung sowie die Prozessgrößen der einzelnen Formgussverfahren. So wird in der praktischen Anwendung für ein unbehindert schrumpfendes und ideal gespeistes Gussteil aus gebräuchlichen Aluminiumlegierungen eine Schrumpfungszugabe von 1,3 % angenommen (13). Durch die ideale Speisung resultiert diese rein aus der Festkörperschrumpfung. So passt dies nach Gleichung (3-6) für Aluminiumsiliziumlegierungen zu deren theoretischer Schrumpfung bei 577 °C Solidus- und 30 °C Raumtemperatur und einem durchschnittlichen Längenausdehnungskoeffizienten α von 20,5 x 10^{-6} $°C^{-1}$ (13). Für den rein theoretischen Fall der vollständig behinderten Schrumpfung bis zur Aufhebung des Formzwangs bei Raumtemperatur, wo die entstehenden Spannungen zu einer vollständig dem Formzwang folgenden plastischen Streckung des Gussteils führen, ist die Schrumpfung als entsprechend gleich Null anzusehen – das Gussteil entspricht dem Maß der Kavität (8) (13). Ab dem Punkt der Kohärenz, d. h. sobald sich

ein mechanisch belastbarer Festkörper gebildet hat, ist das Gussteil als Festkörper zu betrachten, in dem Gestaltänderungen ohne eine Änderung der Masse des beteiligten Materials von statten gehen (26). Für Legierungen mit kleinem Erstarrungsintervall führt dies zur Bildung einer mechanisch belastbaren Randschale, während bei Legierungen mit einem breiten Erstarrungsintervall ein inneres zusammenhängendes Skelett aus Dendriten entsteht (13). Es wird beschreiben, dass dies etwa ab einem Festphasenanteil von 94 % gegeben ist (26). Ab diesem Punkt im Verlauf der Erstarrung und Abkühlung entwickeln sich die für die Festkörpermechanik relevanten Größen wie Elastizitätsmodul und Streckgrenze auf makroskopischer – und damit auf Bauteilebene.

Die im vorherigen Abschnitt geschilderten beiden Extremfälle der Schrumpfungsbehinderung zeigen, dass für reale Gussteile und Prozesse entsprechende Richtlinien benötigt werden, um den Anteilen von freier sowie behinderter Schrumpfung Rechnung zu tragen. Für den Fall des ohne Formzwang abkühlenden Gussteils ist in Abbildung 3-15 ein in der Literatur zu findender Zusammenhang zwischen der Dichte des das Gussteil umgebenden Hüllvolumens und dem jeweiligen anzuwenden Formenbau-Zuschlag für Aluminiumguss dargestellt (13).

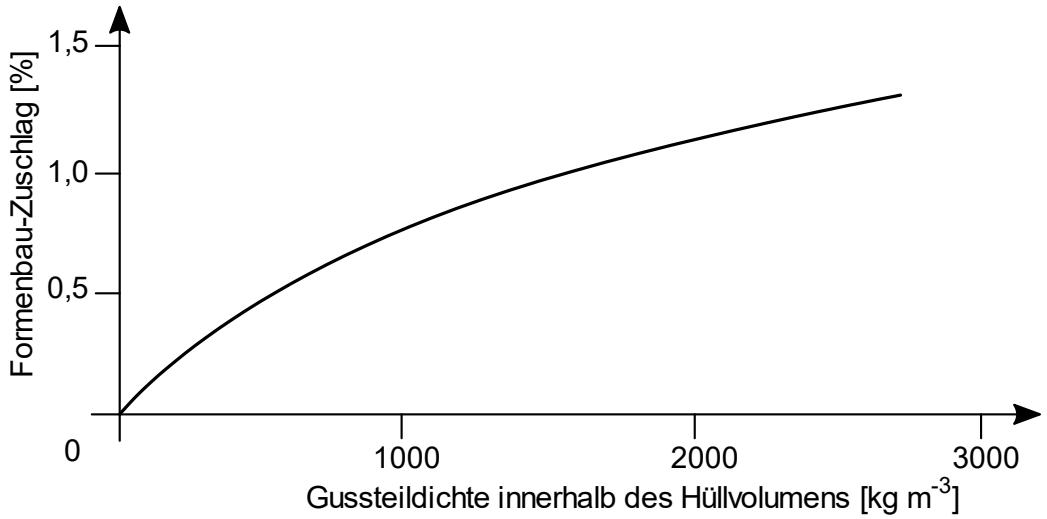


Abbildung 3-15: Zusammenhang zwischen Gussteildichte in dem es umgebenden Hüllvolumen und dem vorzusehenden Formenbauzuschlag für Aluminiumguss (13).

Daran anschließend ist einer Aufhebung des Formzwangs, deutlich über Raumtemperatur Rechnung zu tragen. D. h. es liegt von der Erstarrung bis zur Entformung eine behinderte Schrumpfung und von der Entformung bis Erreichen der Umgebungstemperatur eine freie Schrumpfung vor. Typische Entformungstemperaturen – an der Formoberfläche – um 450 °C führen so wieder über Gl. (3-6) zu mittleren

Schrumpfungszugaben von ca. 0,6 - 0,7 % für Aluminium-Dauerformguss, was sich mit den gängigen Richtlinien deckt (2) (9) (13) (24). Zudem muss auch die Ausdehnung der Form von Raumtemperatur bis zur Entformungstemperatur berücksichtigt werden. Aus diesen Betrachtungen ergeben sich für die Verfahren des Dauerformgusses entsprechende Richtlinien, die sowohl der Schrumpfung als auch den durch sie hervorgerufenen Effekten Rechnung tragen, welche Maßnahmen zum Erhalt formtreuer Gussteile vorzusehen und welche Genauigkeiten zu erreichen sind. So sind für die Konstruktion und Gestaltung von Gussteilen im Aluminium-Kokillenguss die Toleranzfelder für Form- und Lagemaßgenauigkeit genormt (10) (11) und wurden 2008 überarbeitet (73). Davon ausgehend können für entsprechende Gussteile je nach Nennmaß erreichbare Genauigkeiten definiert werden (12). Diese sind für verschiedene Nennmaßbereiche und den Fall, dass die gewünschte Größe von einer Teilungsebene durchschnitten oder nicht durchschnitten wird in Tabelle 3-3 aufgelistet. Hierbei wird sich auf die Raumdiagonale des Gussteils als Referenzmaß, wie in Abbildung 3-16 dargestellt, bezogen.

Tabelle 3-3: Aufgelistet sind die im Allgemeinen im Aluminium-Kokillenguss erzielbaren Genauigkeiten in Millimetern für verschiedene Nennmaße (12).

Nennmaß	**von Formtrennung**	
bis	**nicht durchschnitten**	**durchschnitten**
50	±0,2	±0,3
100	±0,3	±0,4
180	±0,3	±0,5
300	±0,4	±0,7
450	±0,5	±0,8
600	±0,5	±0,9
800	±0,6	±1,0
1000	±0,7	±1,1

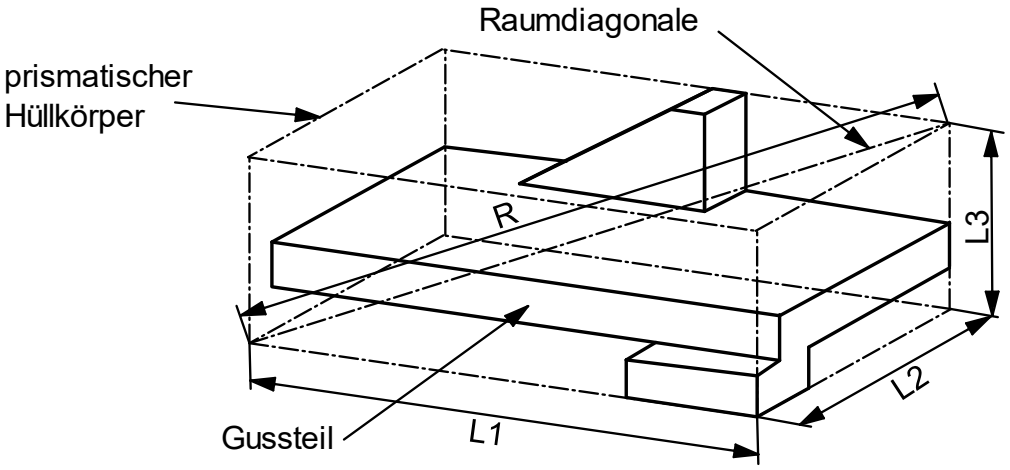


Abbildung 3-16: Definition der Raumdiagonale $R = \sqrt{L1^2 + L2^2 + L3^2}$ für ein gegebenes Gussteil (12).

3.3.3. Forschung zu Schwindung und Gussteilverzug

Die beschriebene Thematik der im Gießprozess entstehenden Abweichung von der Zielgeometrie ist eine Kombination aus gleichförmiger Schrumpfung und einer Formabweichung (z. B. Winkelabweichungen) vom Sollmaß. Neben den genannten Definitionen des Verzugs (Abschnitt 2.1 und (74)), wo die Summe der Abweichungen als Verzug aufgefasst wird, wird in anderen Arbeiten Verzug als Gestaltabweichung nach Berücksichtigung der gleichförmigen Schrumpfung definiert (75). Ausgehend von dieser Auffassung werden dort, rein simulativ, verschiedene Methoden zur quantitativen Bewertung des Bauteilverzugs betrachtet. Der erste Ansatz erfasst als Verzug die Abweichung der Gestalt nach Abzug der linearen gleichförmigen Schrumpfung. Der zweite Ansatz beschreibt den Verzug als Abweichung der Orientierung diskreter Flächenteile des Gusskörpers. Die dritte dort vorgestellte Methode beschreibt den Verzug über die Einhaltung oder Überschreitung der Bearbeitungszugabe. Zusammenfassend wird in der Arbeit jedoch festgehalten, dass allgemein verwendete Simulationen und Messungen der realen Bauteile als Ausgabe die Istgeometrie liefern, ohne eine Zerlegung in Schrumpfung und Gestaltänderung vorzunehmen. Die beschriebene übergeordnete Thematik des Verzugs und ihrer Teilaspekte wie lineare Schrumpfung und Formänderung wurde in verschiedenen Gussprozessen in einzelnen klar umgrenzten Arbeiten betrachtet.

Forschung zu Erstarrungsschwindung und Festkörperschrumpfung

Die Thematik der unbehinderten Erstarrungs- und Festkörperschwindung von Aluminiumlegierungen und deren In-situ-Messung in Dauerformen wurde in einer T-förmigen Graphitkokille untersucht (76). Hier wurde die generelle Methodik

eines T-förmigen Gussstücks mit Wegmessung am dünnen Ende sowie gleichzeitiger Temperaturmessung als geeignet für solche Untersuchungen identifiziert. Weiterhin wurden dort die Wärmeausdehnungskoeffizienten unterhalb der Erstarrungstemperatur von AlCu, AlMg und weiteren Knetlegierungen betrachtet. Die Methodik wurde später auf mit Strontium veredeltes AlSi7Mg0,3 angewendet und mit numerischen Simulationen verglichen (77). Es wurden so die in Tabelle 3-4 aufgeführten Wärmeausdehnungskoeffizienten ermittelt.

Tabelle 3-4: Thermischer Ausdehnungskoeffizient für mit Strontium veredeltes AlSi7Mg0,3 bei verschiedenen Temperaturen (77).

Temp. [°C]	**480**	**490**	**533**	**550**	**568**
α [10^{-6} K^{-1}]	25	32	27	40	10

Als Weiterführung dieser Arbeiten kann die Untersuchung der Wirkung auf die Schrumpfung und entstehenden Kräfte für AlSi11Cu1,6Fe0,8Zn für Formen aus Grünsand und mit Furanharz gebundenem Sand verstanden werden (78) (79). Hier wurde anhand verschieden stark durch die Form, an linearer Schrumpfung, gehinderter Geometrien die jeweiligen Schrumpfungen und die zwischen Form und Gussteil wirkenden Kräfte ermittelt. Diese wurden als rein eindimensionale Längenänderungen und Längsspannungen erfasst. Es konnte festgestellt werden, dass Furanharzsandformen die Schrumpfung deutlich stärker behindern und es dort, im Gegensatz zu Gussversuchen in Grünsandformen, zu signifikant höheren Kräften zwischen Form und Gussteil sowie höheren Spannungen kommt. Diese spiegelten sich nach dem Entformen in bleibender Formänderung wider. Für Stahlguss in Sandformen wurden vergleichbare Arbeiten durchgeführt und mit Werkstoffdaten aus der Literatur verglichen (80). Dort wurde festgehalten, dass die unbehinderte Schrumpfung korrekt simuliert wird, bei der behinderten Schrumpfung jedoch größere Diskrepanzen zwischen gemessenen und errechneten Werten der Kräfte auftreten. In einer anderen Arbeit konnte eine gute Übereinstimmung zwischen Experimenten und in MAGMASOFT® errechneten Werten festgestellt werden, jedoch erst nach Modifikation des dortigen Materialmodells (81).

Forschung zu Verzug im Guss mit verlorenen Formen

Bauteilverzug als Erweiterung der linearen Formänderung wurde für Stahlguss in Sandformen experimentell untersucht und mit Simulationen verglichen. In einer Arbeit wurde hier mit zwei U-förmigen Geometrien gearbeitet, wobei die Öffnungsweite des „U“ als Messgröße und die Wirkung von verschiedenen organisch gebundene Formsandsystemen auf diese betrachtet wurden (82). Es wurde gezeigt, dass

sich das „U“ zum offenen Ende hin erweitert und die über ihre Dicke frei schrumpfenden Schenkel des „U“ mehr Schrumpfung aufwiesen, als für eine freie Schrumpfung zu erwarten wäre. Es wurde postuliert, dass die Vergrößerung der Öffnungsweite mit der lokalen thermischen Ausdehnung des von den Schenkeln des „U“ umschlossenen inneren Formbereichs zu erklären ist. In Abbildung 3-17 sind links Querschnitte der Probenkörper und rechts die gemessenen geometrischen Ergebnisse der Arbeit zu sehen. Die frei kontrahierenden Schenkel schrumpfen stärker als der Formenbauzuschlag von 2,2 %, wohingegen die Öffnungsweite der Geometrie nur im Bereich des verbindenden Steges kleiner wird als das Sollmaß und sich zum offenen Ende des „U“ hin vergrößert. Die prozentuale Vergrößerung ist hier für die Versuchsgeometrie mit dem – zu ihr in Relation – größerem Kern stärker ausgeprägt. Vergleichbare Untersuchungen mit in die gleiche Richtung weisenden Ergebnissen wurden darüber hinaus an der Geometrie eines Hohlzylinders durchgeführt (83).

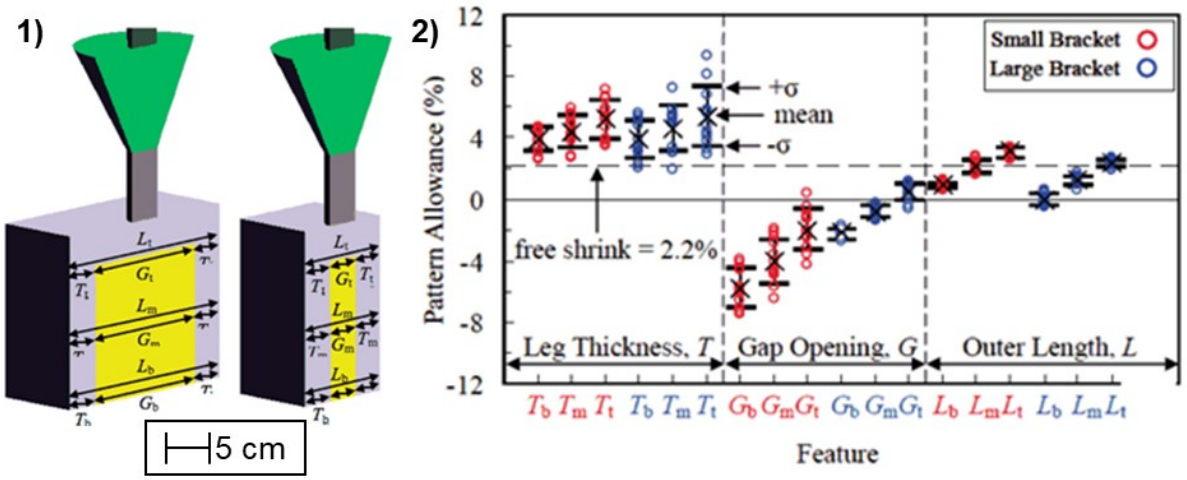


Abbildung 3-17: Links (1) die U-förmigen Probenkörper mit Messstellen und rechts (2) die Auswertung der Verzugsbetrachtungen im Gusseisen-Sandguss (82).

Als weiteres Gießverfahren mit verlorenen Formen ist das Feingießen mit mechanisch steifen Keramikformschalen zu nennen. In einer Arbeit, die dieses Verfahren betrachtet, wurde anhand eines realen Luftfahrtbauteils aus Aluminium der Wärmeentzug durch die Form auf das dünnwandige Bauteil als ein Haupteinflussfaktor auf den Bauteilverzug herausgearbeitet (84). Unterstützt von Simulationen mittels Finiter Elemente Methode (FEM) wurden hier zusätzliche Verstrebungen im Gussteil integriert, welche nach einer Wärmebehandlung zur Spannungsreduktion zusammen mit dem Gießsystem entfernt wurden. So konnte der Ausschuss aufgrund von Bauteilverzug nahezu gänzlich vermieden werden. Ebenfalls im Feinguss, jedoch an einer Turbinenschaufel aus der Superlegierung DD6, wurden verschiedene Wege (Einzelfaktor- und Orthogonaltest sowie ein Optimierungsansatz über ein

dreischichtiges neutrales Netz) die numerische Optimierung der Prozessparameter – Gießtemperatur, Formtemperatur, Ofentemperatur und Auszugsgeschwindigkeit – für ein möglichst verzugsfreies Bauteil untersucht (74). Es wurde qualitativ festgestellt, dass alle diese Parameter signifikanten Einfluss auf den Bauteilverzug besitzen. Die Anwendung der Ergebnisse der Optimierung auf die untersuchten Parameter lieferten eine durch Experimente verifizierte Verzugsreduktion von 21 %.

In Reviews zu Verzug als Gussfehler – durchgeführt anhand des Sandgusses – wurden viele Einflussfaktoren vor und nach der Erstarrung als Ursache für Verzug identifiziert. Die Gießsystemauslegung und Grünzugfestigkeit der Sandform wurden hier als besonders relevante Einflussgrößen herausgearbeitet. Als Lösungsvorschlag wurde jeweils die Intensivierung der simulativen Auslegung genannt (85) (86).

Forschung zu Verzug im Aluminium-Dauerformguss

Für die mechanisch steifen Formen des Dauerformgusses mit ihrer hohen Wärmeleitfähigkeit ist festzuhalten, dass für den Kokillenguss wenig dedizierte Erkenntnisse vorliegen, was die Entstehung und Steuerung von Bauteilverzug angeht. Im Druckguss hingegen ist der Bauteilverzug und seine Entstehung, Vorhersage und Kompensation ein vielfältig betrachtetes Themenfeld. Hierbei lassen sich die durchgeführten Forschungsarbeiten anhand ihrer Herangehensweise, der untersuchten Bauteilgeometrie oder der betrachteten Parameter zusammenfassen.

Untersuchungen zur Entwicklung von Verzug und Eigenspannungen im Aluminium-Druckguss wurden in zwei verbundenen Arbeiten anhand einer speziellen Versuchsgeometrie eines dreifachen „U“ mit verschiedenen Öffnungsweiten durchgeführt, wie sie in Abbildung 3-18 dargestellt ist. Als Referenz diente der Abstand der Stege sowie die Ebenheit der gegenüberliegenden Bauteilseite, wobei für die experimentellen Untersuchungen eine AlSi7,5Mg0,4 Legierung verwendet wurde. Es wurde die Sensitivität gekoppelter thermisch und mechanischer Simulationen Finiter Elemente auf unterschiedliche Materialmodelle bewertet und mit den Experimenten vergleichen (87).

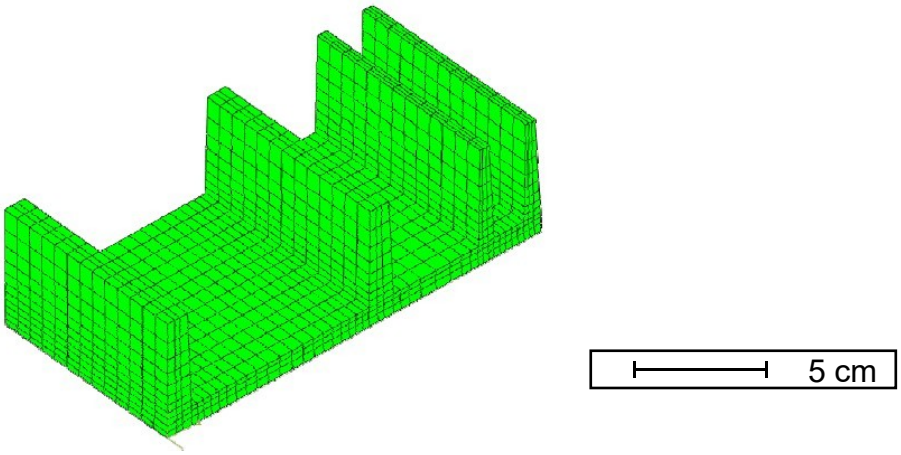


Abbildung 3-18: Finite-Elemente-Gitter der verwendeten Versuchsgeometrie (ein mehrfaches „U“) der Verzugsuntersuchungen im Aluminium-Druckguss (5).

Es wurde festgestellt, dass die Abstände der Stege weitgehend dem Sollmaß entsprechen und daraus postuliert, dass die Wärmeausdehnung der Form dem Maß der freien Schrumpfung des Bauteils nach der Entformung entspricht (siehe Abbildung 3-19). Des Weiteren wurde ermittelt, dass die endgültige Form des Gussteils und deren Abweichung vom Soll eine Funktion der Ausstoßtemperatur und der zu diesem Zeitpunkt herrschenden inneren Spannungen ist. In der zweiten zugehörigen Arbeit wurde ergänzend dazu festgehalten, dass der Einfluss des Wärmehaushalts in der Form und nach der Entformung im Gussteil einen großen Einfluss auf den Endverzug zu haben scheint. Die teilweise als inkonsistent beschriebenen Ergebnisse stimmen mit der als wenig aussagekräftig bewerteten Wissensbasis über das Auftreten von Bauteilverzug bei den Dauerformgussverfahren überein (5).

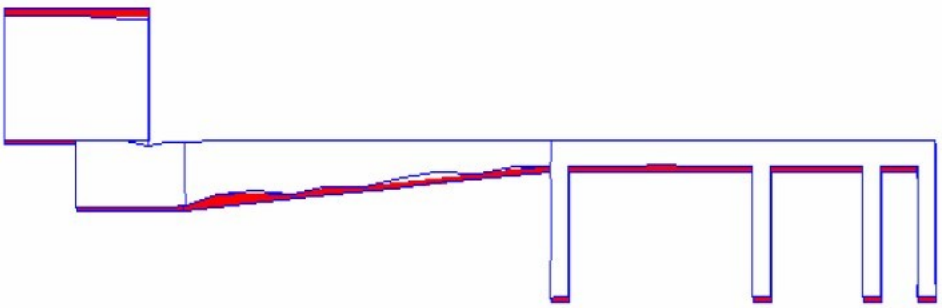


Abbildung 3-19: Seitenansicht der Sollgeometrie (rot) und der finalen experimentellen Gussteilgeometrie (weiß-blau) mit Anschnittsystem (87).

In vier anderen zusammenhängenden Arbeiten wurden anhand eines als „dickwandig“ beschriebenen Spannungsgitters und einer als „dünnwandig“ bezeichneten V-förmigen Schale ebenfalls numerische Rechnungen mit Experimenten hinsichtlich des Bauteilverzugs und der inneren Spannungen verglichen. Hier war das Ziel

eine Vorhersage von Verzug und Eigenspannungen im Druckguss mittels numerischer Simulation zu erreichen (3) (88) (89) (90). Die verwendeten Gussteile sind in Abbildung 3-20 dargestellt.

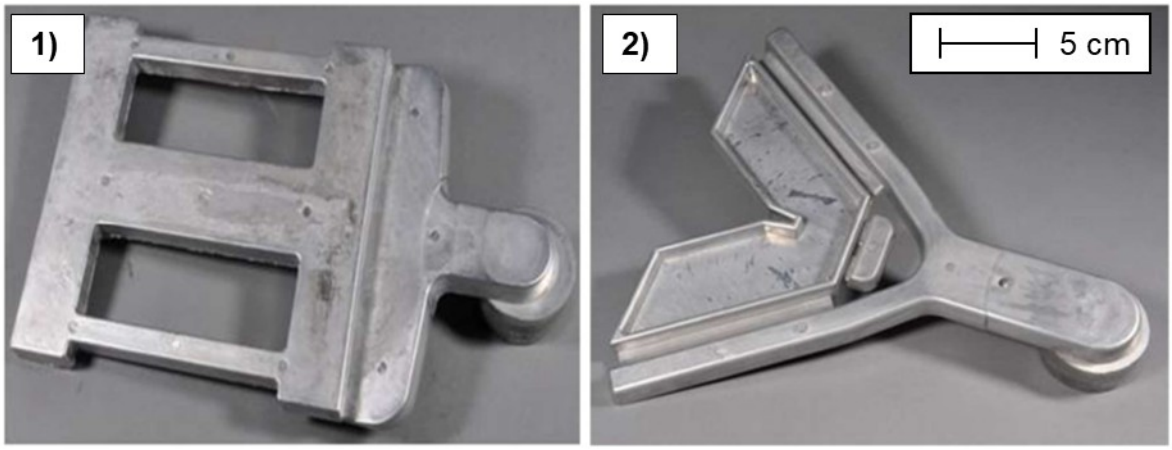


Abbildung 3-20: Die zum Vergleich mit den Simulationen verwendeten Versuchsbauteile mit Gießsystemen: Links (1) das als „dickwandig“ bezeichnete Spannungsgitter und rechts (2) die als dünnwandig bezeichnete V-förmige Schale (90).

Es wurden Versuchsreihen mit AlSi12Fe und AlSi10MnMg durchgeführt, wobei die Vorlauftemperatur der Ölkühlung sowie die Zuhaltezeit variiert wurde, sowie teilweise die Proben in Wasser abgeschreckt wurden. Der Bauteilverzug wurde durch taktile Messverfahren an den Gussteilen bestimmt und zur numerischen Simulation wurde die FEM-Software ANSYS® in der Version 11.0 verwendet. Es wurde keine Strömung simuliert, stattdessen wurde eine homogene Temperaturverteilung als Startbedingung verwendet. Als Ergebnis wurde festgehalten, dass das Verzugsverhalten von dickwandigen Druckgussteilen in erster Linie von dem verwendeten Werkstoff und den Abkühlbedingungen nach dem Auswerfen abhängt. Weiter wurde postuliert, dass das Gießwerkzeug den limitierenden Faktor bei der Wärmeabfuhr darstellt (88). Dagegen wurde für die dünnwandige Geometrie eine größere Abhängigkeit des Verzugs von der Temperierung des Formeinsatzes und der Zuhaltezeit ermittelt. Erklärt wurde dies durch die niedrigen Festigkeiten bei höheren Temperaturen und die daraus folgenden plastischen Verformungen des dünnwandigen Bauteils (89). Der so ermittelte größere Verzug für eine wärmer temperierte Form ist in Abbildung 3-21 dargestellt. Dort ist auch zu sehen, dass die Streubreite der Ergebnisse größer als die signifikanten Unterschiede ist, was deren Aussagekraft schmälert.

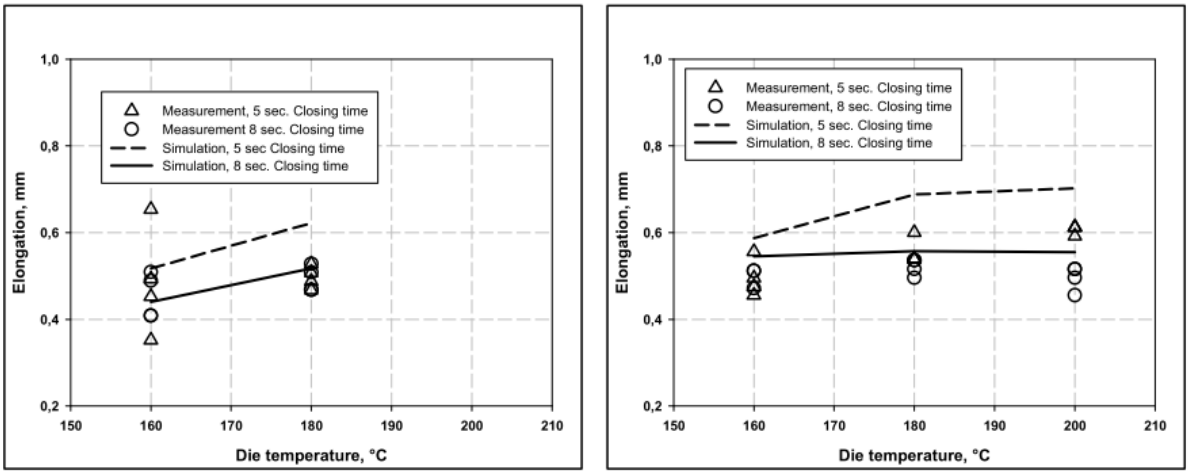


Abbildung 3-21: Messwerte der Öffnungsweite des als dünnwandig betrachteten Gussteils in Abhängigkeit der Formtemperierung und Zuhaltezeit für AlSi12Fe auf der linken und für AlSi10MnMg auf der rechten Seite (89).

Neben einer guten Übereinstimmung der initialen Verzugsergebnisse der numerischen Rechnungen mit den Experimenten konnte die elastische Formänderung nach Abtrennen des Gießsystems nur unzureichend nachgebildet werden (90). Weiter wurde festgehalten, dass die Exaktheit der verwendeten Materialmodelle sowie die korrekte Beschreibung der thermischen und mechanischen Kontaktbedingungen einen signifikanten Einfluss auf die Genauigkeit der Simulationsergebnisse hat (3). Es wurden auch festgehalten, das letzterem aber weder in ANSYS® noch in dem nach der Finite Differenzen Methode (FDM) arbeiteten MAGMASOFT®, und den dort nicht gekoppelten thermischen und mechanischen Simulationen, Rechnung getragen wird (4).

Die zuvor genannten Betrachtungen wurden an speziell für die Versuchszwecke entworfenen Gussteilen durchgeführt. Getrennt davon sind vergleichbare Untersuchungen zum Verzug, seiner Entstehung im Druckguss und seiner numerischen Vorhersage anhand industrieller Serienbauteile zu betrachten. So wurde die Verzugskompensation an Strukturgussbauteilen des Automobilbaus als industriell relevante Anwendung betrachtet (19). Dies wurde an Legierungen ohne Wärmebehandlung (AlSi9Mn) sowie mit nachgeschalteter Wärmebehandlung (AlSi10MnMg) durchgeführt. Im nicht wärmebehandelten Fall wurde eine Kompensation durch eine geometrische Werkzeugadaption sog. Vorhaltung, als zielführend beschrieben. Als Bewertungskriterium wurde eine Verzugskennzahl (ξ) als Summe der Abweichungen von definierten Messpunkten an Funktionsflächen festgelegt. Aus prozessbegleitenden Simulationen mittels MAGMASOFT® wurde die dort ermittelte Gestaltabweichung mit dem Vorhaltefaktor (VF) von -1 für vollständige oder 0 bis -1,25 für anteilige Kompensation der realen Formgeometrie herangezogen, je

nach Realisierbarkeit durch notwendige Formschrägen etc. Neben dem Anwenden eines globalen Vorhaltefaktors wurde die Kompensation der einzelnen lokalen Verzüge des Bauteils, durch die Anwendung lokal verschiedener Vorhaltefaktoren, gezeigt. In Abbildung 3-22 ist links (a) das unkompensierte und (b) das mit einem globalen Vorhaltefaktor von -0,75 kompensierte Bauteil dargestellt. Das Diagramm auf der rechten Seite zeigt die Verzugskennzahl und den Anteil hinterschnittener Flächen für die Anwendung verschiedener Vorhaltefaktoren in Simulationen des Bauteils.

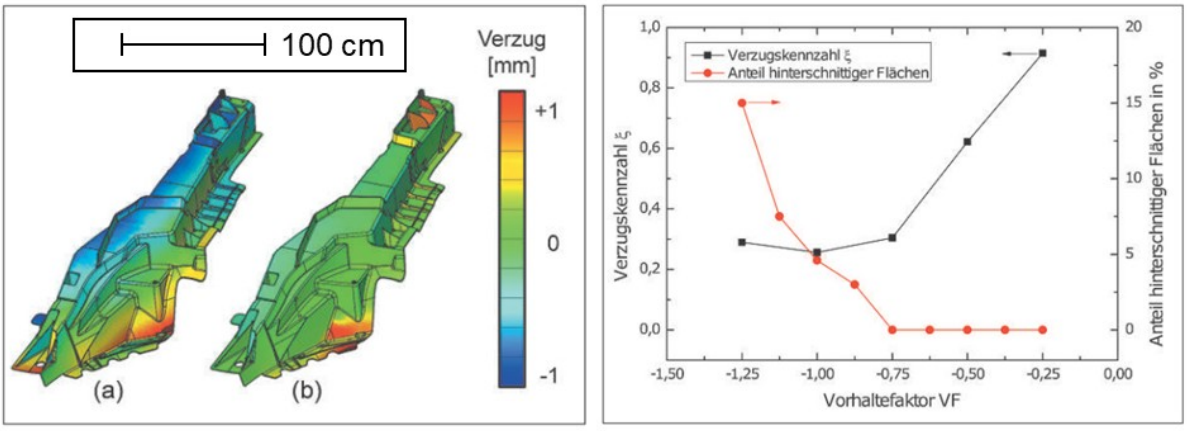


Abbildung 3-22: Links das unkompensierte (a) und kompensierte (b) Bauteil und rechts die Verzugskennzahl und der Anteil hinterschnittener Flächen über dem Vorhaltefaktor (19).

Beim Druckguss mit nachgeschalteter Wärmebehandlung wurde die Kompensation des Verzugs mittels der gezielten Auswahl der Lagerungsposition als geeigneter Weg herausgearbeitet. Zum gleichen Fazit führte auch eine frühere Arbeit über die Entstehung und Kompensation des Bauteilverzugs in einem ähnlich dimensionierten Aluminiumstrukturgussbauteil, gefertigt im Niederdruckguss mit angeschlossener Wärmebehandlung (91). Hier wurde festgehalten, dass der finale Verzug nur zu etwa einem Drittel dem Gussprozess und zu etwa zwei Dritteln der Wärmebehandlung entstammt. Thematisch eng verwandt wurde in früheren Untersuchungen die verwendete Methodik der Simulation und daraus abgeleiteten Kompensation des Bauteilverzugs in dünnwandigen Strukturgussbauteilen im Aluminium-Druckguss mittels MAGMASOFT® beschrieben und für geeignet befunden (92) (93). Es wurde der Gießprozess mit Abkühlen und Abtrennen des Gießsystems betrachtet und neben Prozessparametern (Eingießtemperatur und Zuhaltezeit) auch eine Einflussnahme auf das Temperaturfeld, durch Einsatz von Überlaufbohnen, als geeignete Maßnahme zur Verzugsreduktion herausgearbeitet. Sofern Bauteile einer Wärmebehandlung unterzogen wurden, wurde diese mit in die Verzugsuntersuchung

einbezogen. Analog zu den anderen genannten Arbeiten wurden deren Parameter als geeignete Angriffspunkte zur Verzugskompensation ermittelt.

Mittels Simulationen in der FEM-Software PROCAST® wurde der Einfluss der Randbedingungen des Wärmehaushalts (globale und lokale Temperaturen und Wärmeübergangskoeffizienten) auf die Verzugsvorhersage bei einem dünnwandigen Strukturgussbauteil im Aluminium-Druckguss untersucht (94). Hier wurde ein großer Einfluss der Temperaturverteilung und der lokalen Abkühlung auf den endgültigen Bauteilverzug konstatiert. Außerdem wurde angemerkt, dass die für die Simulationen verwendeten softwareeigenen Daten unzureichend erscheinen und diese für aussagekräftige Simulationsergebnisse der Verzugssimulationen in einem ersten Schritt mit den Werten des realen Gussprozesses abzugleichen sind.

Weitere Untersuchungen zur Verzugsthematik im Magnesium-Druckguss und zum Verzug der Formwerkzeuge

Im Magnesium-Druckguss wurden vergleichbare Forschungsarbeiten durchgeführt, analog zum Aluminium-Druckguss. Beispielsweise die Verzugs- und Eigenspannungsvorhersage in MAGMASOFT®. Es wurden ähnliche Ergebnisse festgehalten wie im vorherigen Abschnitt (95). Rein experimentell wurde der Einfluss von Füllgeschwindigkeit, Temperierung der Formhälften und deren Homogenität, der Zuhaltezeit und des Nachdrucks auf den Bauteilverzug und die verbliebenen Eigenspannungen untersucht (96). Als größter Einflussfaktor auf den Bauteilverzug wurde der Nachdruck herausgearbeitet. Ein größerer Nachdruck führte zu kleinerem Bauteilverzug – was entgegen den Erkenntnissen der Arbeiten aus dem Aluminium-Druckguss steht (5). Als zweitgrößter Faktor wurde die lokale Temperierung der Formhälften identifiziert, über deren Anpassung sich der Verzug steuern ließ. In einer Erweiterung dieser Arbeit, die die folgenden Prozessschritte – Strahlen und Lackieren – einbezog, wurde festgestellt, dass diese für die inneren Spannungen relevant sind, der Nachdruck jedoch weiterhin der signifikanteste Einflussfaktor für den Verzug darstellt (97).

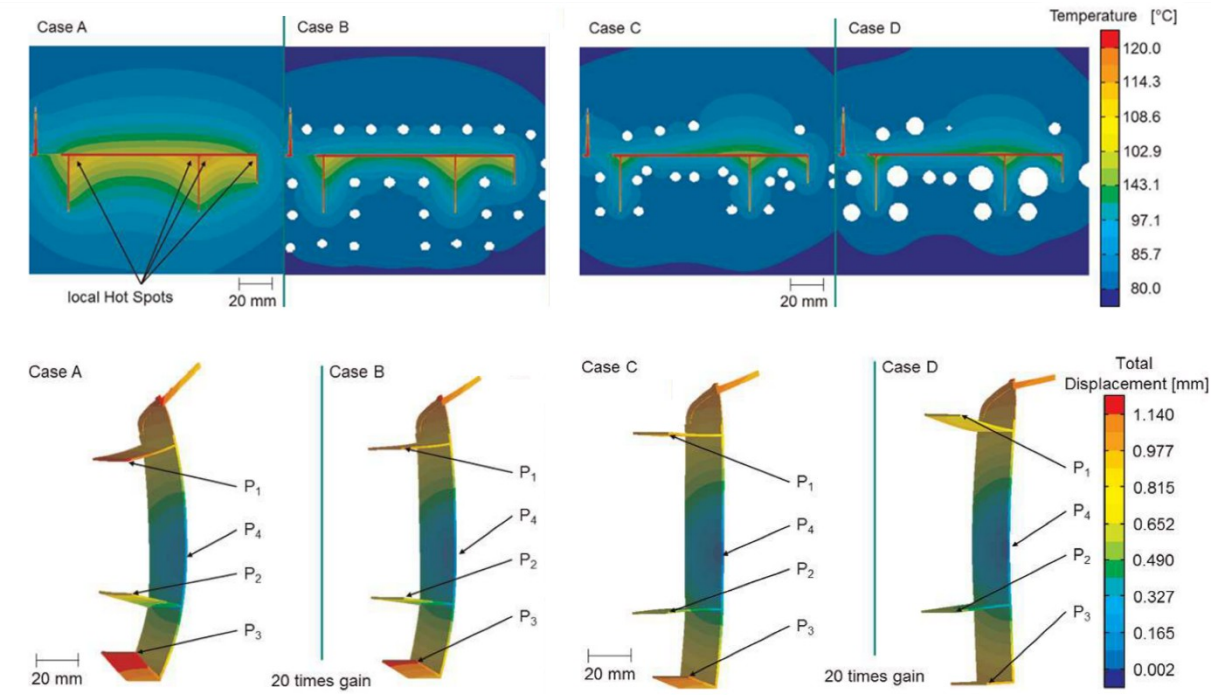
In einer weiteren theoretischen Arbeit wurde für die Parameter des Druckgusses mittels eines neuronalen Netzes das Optimum für Temperierkanalabstand und Durchmesser für eine Freiformfläche ermittelt. Dies mit dem Zielparameter des minimalen Verzugs des Formwerkzeuges (98). Es wurde festgehalten, dass die Fortführung des Weges der numerischen Optimierung zu einer geringeren Abhängigkeit von hochqualifiziertem Personal in der Planung und Auslegung und so zur Kostenreduktion führen kann. Der Formverzug wurde hierbei mittels FEM-Simulationen ermittelt. In einer weiteren Arbeit wurde auf den dauerhaft bleibenden Formverzug in Folge von thermisch induziertem Kriechen eingegangen (99). Hier wurde

herausgestellt, dass dieser Effekt neben dem Wärmehaushalt des Bauteils in die Auslegung des Temperierungssystems einbezogen werden sollte.

Steuerung des Bauteilverzugs durch den Wärmehaushalt im Kunststoff-Spritzguss

Die Gemeinsamkeiten von Kunststoff-Spritzguss und Metall-Dauerformguss – insbesondere das teilweise Abkühlen des Gussteils vor der Entformung in einer Dauerform – lässt einen Blick auf die dort betrachteten Ansätze zum Thema Verzugsentstehung und -kompensation als lohnend erscheinen (siehe auch Abschnitte 1 und 2).

Ein Ansatz verfolgt das Ziel, die durch ungleichmäßige Schrumpfung entstehenden inneren Spannungen durch eine homogenere Erstarrung zu minimieren (17) (18). Hierfür wurde ausgehend von traditionellen analytischen und empirischen Auslegungsverfahren eine inverse Herangehensweise vorgestellt. Diese wurde implementiert und um eine automatisierte numerische Optimierung, mit dem Zielfunktional einer homogenen Temperaturverteilung im Gussstück, erweitert. Der Ausgangspunkt für die Optimierung bildeten die Temperaturfelder eines eingeschwungenen Prozesses eines Gussteils aus PA6, dessen Erstarrungsbereich zwischen 235 °C und 190 °C liegt, bei einer Gusstemperatur von 280 °C und einer Formtemperatur von 80 °C. Optimiert wurden hier die Lage und Dimension der Temperierkanäle einer Medienkühlung an einem Demonstratorbauteil mit zweidimensionaler Kontur, ausgehend von einem ungekühlten Prozess. Vier Schritte der Optimierung sind in Abbildung 3-23 zu sehen, zusammen mit dem Bauteil in seiner jeweils verzogenen Form sowie die gemessenen Abweichungen an dedizierten Messpunkten. Fall „A“ beschreibt den ungekühlten Prozess, Fall „B“ den Prozess mit klassisch ausgelegten Temperierkanälen gleichen Durchmessers und gleichen Abstandes zur Kavität. Fall „C“ beschreibt das erste Ergebnis der vorgestellten Optimierung durch Anpassung der Lage und Abstände der Temperierkanäle und Fall „D“ beinhaltet zusätzlich die Anpassung der Temperierkanaldurchmesser. Anhand der Simulation der Temperaturfelder und den empirisch ermittelten Messwerten zeigt sich eine deutlich homogenere Temperaturverteilung und ein geringerer Verzug. Abschließend wurde festgehalten, dass die Optimierung durch die Konstruktionsmöglichkeiten der Temperierkanäle begrenzt ist, jedoch sind zusätzlich Optionen wie eine segmentweise Temperierung oder lokale Isolation in Betracht zu ziehen.



Simulation	Displacement			
	P1	P2	P3	P4
Case A: without cooling channels	1.17	0.83	1.34	0.17
Case B: conventional design	1.03	0.73	1.16	0.10
Case C: constant diameter	0.94	0.62	1.10	0.01
Case D: varying diameter	0.81	0.56	0.94	0.05

Abbildung 3-23: Die vier Temperierkanallayouts (oben) und die zugehörigen Bauteilverzüge (mitte) mit den Messwerten von vier signifikanten Messpunkten (unten) (18). Der Verzug ist in der Darstellung 20-fach verstärkt abgebildet.

3.3.4. Fazit zur bisherigen Forschung des Verzugsphänomens

Zusammenfassend lassen sich aus den Grundlagen und Forschungsarbeiten folgende Aussagen extrahieren:

- Unter dem Begriff „Verzug“ wird übergeordnet die Gesamtheit aller Maßabweichungen eines Gussteils vom Sollzustand verstanden. Eine weitere Differenzierung erfolgt durch die Unterteilung des Verzugs in Anteile gleichförmiger Schrumpfung und geometrischer Gestaltänderung.
- Bei der Auswirkung der Erstarrungsschrumpfung auf den Verzug wird ausreichende Speisung angenommen.
- Spannungen und Verzug entstehen überwiegend mit der Bildung einer mechanisch belastbaren Struktur, die als Festkörper betrachtet werden kann (26).

- Es wird bei der Spannungs- und Formentwicklung kein zeitabhängiges Kriechen berücksichtigt, sondern rein elastoplastisches Materialverhalten.
- Die lineare Schrumpfung ist gut dokumentiert. Im Allgemeinen wird angenommen, dass während der Abkühlung in der Form eine vollständig behinderte Schrumpfung vorliegt, wohingegen ab der Entformungstemperatur eine vollständig freie Schrumpfung erfolgt. (8) (13).
- Analytische Untersuchungen zum Verzug basieren überwiegend auf Modellen U-förmiger Bauteile, bei denen der Abstand der Stege als Maß für die durch Schrumpfungsbehinderung verursachte Formänderung dient. Eine Zerlegung des Verzugs in die Anteile linearer Schrumpfung und Formänderung wurde jedoch nicht durchgeführt.

Der am häufigsten genannte Wirkmechanismus auf den Bauteilverzug ist die mechanische Interaktion zwischen Form und Gussteil in Gestalt des Formzwangs. Dies bezeichnet die vom Formwerkstoff aufgeprägte Geometrie, die bis zum Entformen erhalten bleibt. Hierunter fallen sowohl die Effekte einer Sand- oder Dauerform als auch der Einfluss des Entformungszeitpunktes und somit der Entformungstemperatur. Als weiterer Wirkmechanismus wurde die thermische Interaktion zwischen Gussteil und Form herausgearbeitet. Die Einflussnahme basiert hier auf dem thermischen Haushalt in der Form, wobei eine eindeutige Korrelation von Einflussgrößen und Effekten nicht festgestellt wurde.

Die Literatur zeigt, dass in einem realen Bauteil – das kein linearer, quasi eindimensionaler Körper ist – eine inhomogene und gegebenenfalls behinderte Erstarrung sowie Festkörperschrumpfung zu spannungsinduzierten plastischen Formänderungen und bleibenden inneren Spannungen führen können. Diese Effekte lassen sich analytisch nur schwer beschreiben.

Die Arbeiten zum Thema der Abweichung von der Sollgeometrie bei komplexeren Gussteilen stützen sich überwiegend auf numerische Methoden. Hier wird in den dargelegten Arbeiten nicht auf die Entstehungsmechanismen eingegangen, was in Kombination mit der Literaturlage ein klares Defizit im Verständnis der Verzugsbildung offenbart. Bei der Verzugskompensation wird daher bisher weitgehend auf Empirie zurückgegriffen. Beispielsweise bei der, als zur Kompensation geeignet beschriebenen, geometrischen Vorhaltung.

Abschließend ist festzuhalten, dass an vielen Stellen die unzureichende Wissensbasis zur Verzugsentstehung und inkonsistente Ergebnisse angemerkt wurden. Besonders deutlich wird die Notwendigkeit, die Entstehung der finalen Kontur des Gussteils als Festkörper zu verstehen, wenn man die Rückwirkungen der Kontaktfälle auf die thermische Interaktion zwischen Gussteil und Form berücksichtigt.

4. Vorversuche – Untersuchung der verschiedenen Einflussfaktoren auf den Wärmehaushalt

Wie aus dem vorherigen Kapitel ersichtlich, ist die Kenntnis des globalen und lokalen thermischen Haushalts wichtig für das Verständnis der Verzugsentstehung. Aus der Analyse der bisherigen Forschung zu dieser Thematik leitet sich die Aufgabenstellung für die Vorversuche ab. Die Anteile der einzelnen Einflussgrößen am Wärmehaushalt im Kokillenguss sollen herausgearbeitet werden, um diejenigen zu identifizieren, die sich am besten für eine Einflussnahme eignen.

4.1. Methodik der Vorversuche

Der vorhandene Versuchsaufbau ermöglicht es, durch seine rotationssymmetrische Versuchsgeometrie den Wärmehaushalt losgelöst von Einflüssen spezifischer Bauteilgeometrien betrachten zu können. In den Vorversuchen werden relevante Parameter für den Wärmehaushalt im praktischen Kokillenguss – wie Formmaterial und Beschichtung, Temperierung sowie der Einfluss konturangepasster Temperierkanäle – in Experimenten mit vergleichbaren Randbedingungen und gleichzeitig auftretenden Kontaktfällen (Spaltbildung und Kontaktdruck) untersucht und ausgewertet. Der Versuchsaufbau sowie die eingesetzte Messtechnik sind in Abbildung 4-1 als CAD-Schnittzeichnung dargestellt.

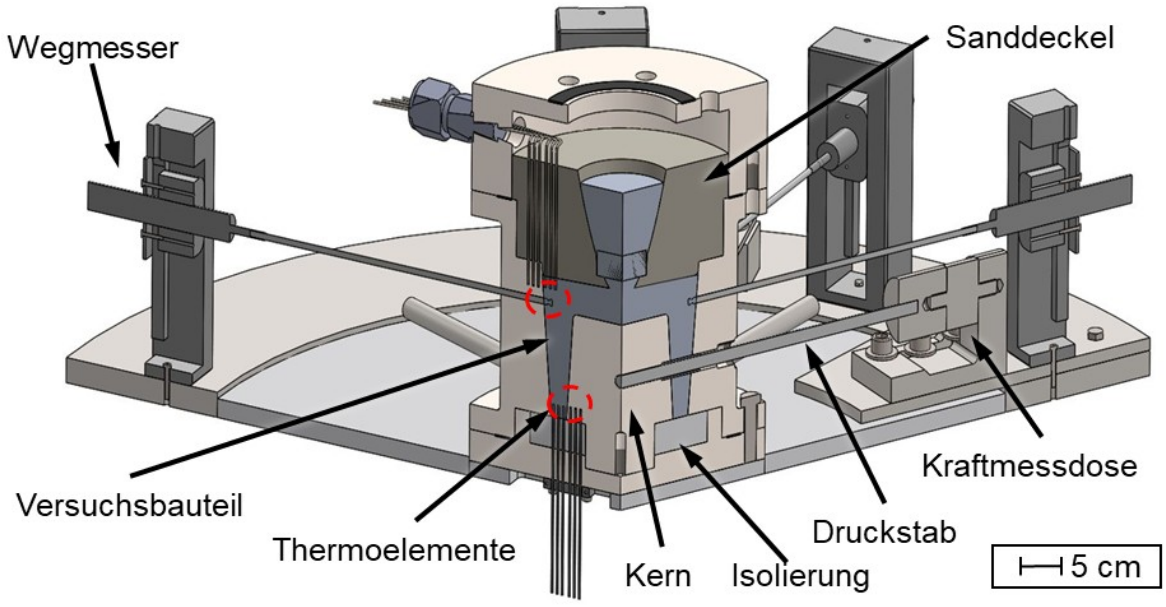


Abbildung 4-1: Der Aufbau der Versuchskokille mit den rot eingekreisten Messstellen zur Untersuchung des Wärmehaushalts (100).

Die Abbildung 4-2 zeigt links den modularen Aufbau und rechts die wechselbaren Kokillenmodule, oben in konventionell gefertigter Ausführung und unten mit konturangepassten Temperierkanälen. Für die Ermittlungen der jeweiligen Wärmeströme wurden In-situ-Messungen von Temperaturen, Kontaktdruck und Verschiebungen zwischen Gussteil und Form durchgeführt. Die betrachteten Wärmeströme zwischen Gussteil ($\dot{Q}_G$) und Form ($\dot{Q}_F$) bzw. Kern ($\dot{Q}_K$), die Anordnung der Thermoelemente sowie der Messpunkt des Kontaktdrucks sind in Abbildung 4-3 links dargestellt. Auf der rechten Seite zeigt diese Abbildung ein bei den Vorversuchen entstandenes Gussteil. Der Versuchsaufbau, die Messtechnik und die Auswertungsmethodik, um von den erfassten Messgrößen (Temperaturen, Luftspaltweite und Kontaktdruck) die jeweiligen Wärmeübergangskoeffizienten zu bestimmen, sind in (100) (101) (102) und (103) detailliert beschrieben.

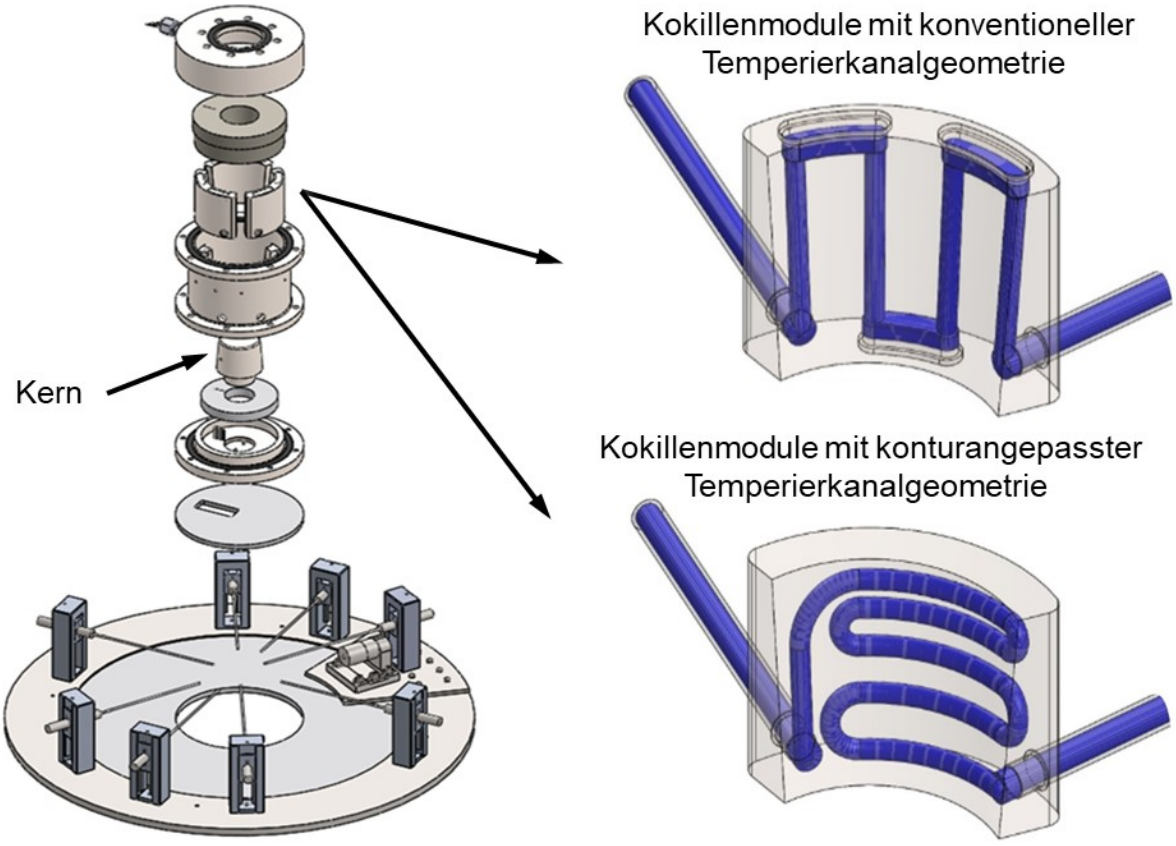


Abbildung 4-2: Links der modulare Aufbau, rechts die wechselbaren Kokillenmodule mit konventioneller Kanalgeometrie (oben) und mit durch generative Fertigung hergestellten, konturnahen Kanälen (unten) (100).

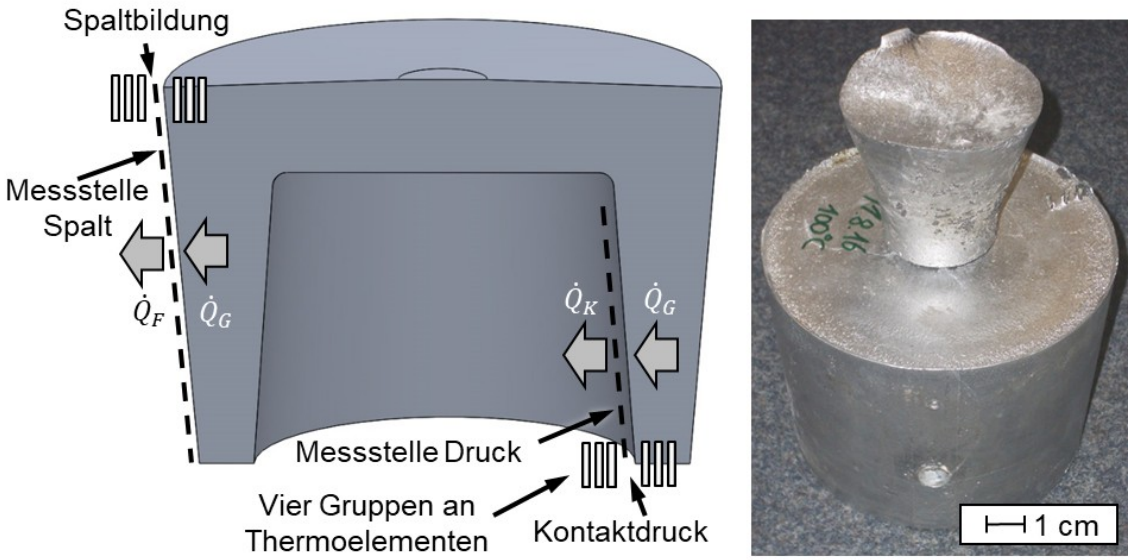


Abbildung 4-3: Links der schematische Querschnitt mit Wärmestromführung vom Gussteil über die Grenzflächen mit Kontaktdruck (zum Kern) und mit Spaltbildung (zur Form). Ebenfalls eingezeichnet sind die Stellen der Spalt- und Kraftmessung, wo auch die jeweiligen Temperaturen abgegriffen werden. Die rechte Seite zeigt einen der gegossenen Probenkörper (103).

Zur Ermittlung der Wärmeübergangskoeffizienten wird für den Fall des Flüssig-fest-Kontakts und des Fest-fest-Kontakts ohne Spaltbildung oder Kontaktdruck Gleichung 3-2 herangezogen. Für den Fall eines zwischen den Körpern ausgebildeten Luftspalts wird der Wärmeübergangskoeffizient als Funktion der Spaltweit Δx und der Wärmeleitfähigkeit der Luft λ_{Luft} ausgedrückt (100):

$$h = \frac{\lambda_{Luft}}{\Delta x} \tag{4-1}$$

Für den Fall des Kontaktdrucks wird der Anpressdruck p für die Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten herangezogen. Für die Berechnung wird ein Modell von Mikić verwendet (104). Hierbei sind λ_s, E' und Ra_s die äquivalente Wärmeleitfähigkeit, der Elastizitätsmodul und die Oberflächenrauigkeit der sich berührenden festen Oberflächen (102) (103):

$$h = 1{,}9\,\frac{\lambda_s}{Ra_s}\left(\frac{p}{E'}\right)^{0{,}94} \tag{4-2}$$

4.2. Versuchsreihen der Vorversuche

Die Zusammenstellung und kombinierte Auswertung der Einzelergebnisse zu den Einflüssen von Prozess- und Materialgrößen auf den Wärmeübergangskoeffizienten ermöglichen die Bestimmung ihrer jeweiligen Anteile am Gesamtwärmeübergangskoeffizienten. Im vorliegenden Fall weist die Varianzanalyse (ANOVA) auf

statistische Zusammenhänge und deren Stärke zwischen den Einflussgrößen (Variablen) und dem Wärmeübergangskoeffizienten hin. Ein ähnliches Verhalten des Wärmeübergangskoeffizienten im Vergleich zu einer Variablen deutet darauf hin, dass diese einen signifikanten Einfluss auf den Wärmeübergangskoeffizienten hat. Diese umfassende Analyse ist in (105) dokumentiert worden. In Kooperation mit simulativen Arbeiten wurden durch die Verknüpfung der experimentellen und simulativen Ergebnissen weitere Erkenntnisse gewonnen (106) (107) (108).

Versuchsreihen

Für die Experimente wurde die in vielen bisherigen Arbeiten verwendete Legierung AlSi7Mg0,3 gewählt. In mehreren Versuchsreihen wurden verschiedene Prozess- und Materialparameter variiert und deren Einfluss auf den jeweiligen Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Form bzw. Kern und Gussteil ermittelt. Hierbei wurde der Wärmeübergangskoeffizient als Ergebnis, wie allgemein üblich, als Funktion der gussseitigen Grenzflächentemperatur dargestellt. Im Einzelnen wurden folgende Parametervariationen betrachtet:

- Variation der Formtemperierung: Die Öltemperatur wurde auf 30, 100, 200 und 300 °C eingestellt und der Einfluss auf den resultierenden Wärmeübergang bestimmt (100) (101) sowie ein entsprechendes Modell abgeleitet (102) (103).
- Der Einfluss verschiedener Formschlichten wurde unter dem Gesichtspunkt ihrer individuellen Isoliereigenschaften und ihres Verschleißes betrachtet (109) (110). Weiterhin wurden einige Versuche mit völlig unbeschichteten Formmodulen durchgeführt.
- Formeinsätze aus verschiedenen Werkstoffen wurden betrachtet, einmal aus dem Standardwerkzeugstahl X38CrMoV5-1 und einmal aus der Kupferlegierung CuCr1Zr, bei gleicher Geometrie.
- In den Formeinsätzen wurde die Ausführung des Temperierkanallayouts variiert. Einmal mit konventionell gefertigten geraden Temperierkanälen, und einmal mit generativ gefertigten, konturangepassten Kanälen (siehe Abbildung 4-2). Beide wurden aus dem gleichen Stahl (X38CrMoV5-1) hergestellt.
- Neben dem Stahlkern wurde auch ein Sandkern eingesetzt. Dieser bedingt neben deutlich unterschiedlichen thermischen Eigenschaften aufgrund seiner zumindest teilweisen Kompressibilität andere Kontaktbedingungen.

Die Parametervariationen, die nicht detailliert in speziellen Publikationen beschrieben sind, sowie ihre zugewiesenen Bezeichnungen sind in Tabelle 4-1 aufgeführt. Die übergreifende statistische Auswertung zur Bestimmung des jeweiligen Anteils am Wärmeübergangskoeffizienten sind in der den Themenblock abschließenden Publikation zusammengefasst (105).

Tabelle 4-1: Parameterkombinationen der Vorversuche die für die Evaluierung des Einflusses der Temperierung herangezogen wurden.

Bezeichnung	Parametersatz des Vorversuchs
Cu--St	Kupferkokille, ungeschlichtet mit Stahlkern
Cu81St	Kupferkokille mit KS81 geschlichtet und Stahlkern
St81St	Stahlkokille mit KS81 geschlichtet und Stahlkern
SLM81St	Generativ gefertigte Kokille mit KS81 geschlichtet und Stahlkern
Cu81Sa	Kupferkokille mit KS81 geschlichtet und Sandkern
St81Sa	Stahlkokille mit KS81 geschlichtet und Sandkern

4.3. Ergebnisse und Diskussion der Vorversuche

Die Vorversuche zum Wärmehaushalt zwischen Dauerform und Gussteil liefern Erkenntnisse wie sich die Variation der verschiedenen Parameter auf den lokalen Wärmentzug auswirkt. Festzuhalten ist, dass der qualitative Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit der lokalen Kontaktbedingung sich für die betrachteten Versuche als jeweils ähnlich herausgestellt hat. In den nachfolgenden Abschnitten sind die Ergebnisse der Versuche zu den einzelnen Einflussgrößen aufgeführt und diskutiert.

4.3.1. Der Wärmeübergangskoeffizient in Folge der Kontaktbedingung

Im Ausgangszustand ohne verfestigte Randschale liegt der Kontaktfall eines Flüssig-fest-Kontakts mit dem entsprechenden initialen Wärmeübergang vor. Bei Ausbildung einer Randschale geht dies in den Zustand des Fest-fest-Kontakts mit den Kontaktfällen der Spaltbildung und des Kontaktdrucks über. Ergebnisse zur Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten vom Kontaktfall sind in Abbildung 4-4 dargestellt.

Der initiale Wärmeübergangskoeffizient h_{init} liegt bei etwa 3500 [W m^{-2} K^{-1}] und damit in einem Größenbereich, der sich mit den Literaturwerten für den Wärmeübergangskoeffizienten im Fest-flüssig-Kontakt deckt (siehe Abschnitt 3.2.3). Der spaltabhängige Wärmeübergangskoeffizient (rechte Seite des Diagramms) sinkt von dem initialen Wert mit zunehmender Spaltweite auf einen niedrigen dreistelligen Wert (hier 300 W m^{-2} K^{-1}) und ist direkt von der Spaltweite abhängig, was ebenfalls zu den bisherigen Erkenntnissen passt. Der kontaktdruckabhängige Fall (linke Seite des Diagramms) steigt mit zunehmendem Druck auf bis zu 6200 W m^{-2} K^{-1}. Bei einer Abkühlung des Bauteils auf etwa 300 °C erreicht der kontaktdruckabhängige Wert ungefähr das Zwanzigfache des spaltabhängigen Wertes. Spaltbildung und

Kontaktdruck sind dabei direkte Folgen der jeweiligen Randschalenbildung und der Festkörperschrumpfung des gesamten Gussteils und hängen als solche über die Wärmeausdehnung direkt von der Grenzflächentemperatur des erstarrten Gussmaterials ab (103).

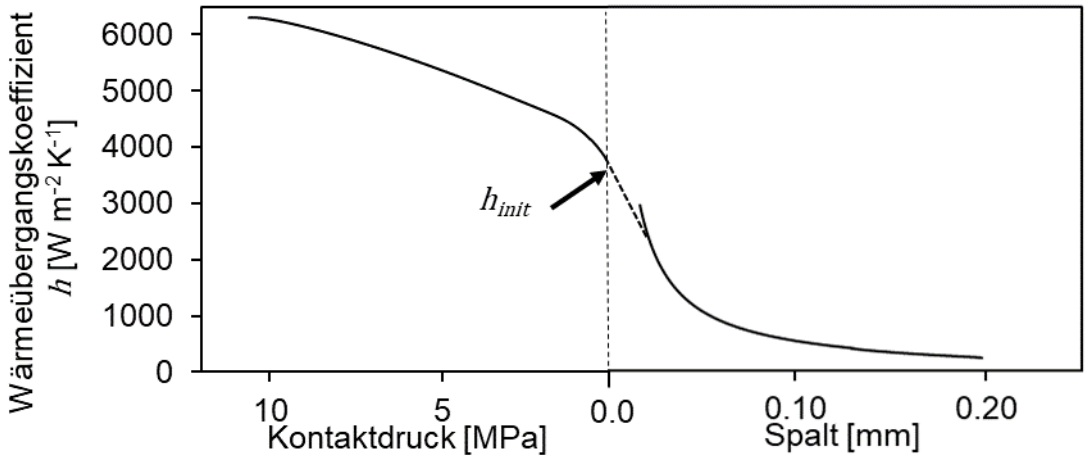


Abbildung 4-4: Darstellung des Verlaufs des Wärmeübergangskoeffizienten für den Vorversuch mit Kupferkokilleneinsätzen, Stahlkern und 300 °C Temperierung. h_{init} beschreibt den Bereich des Übergangs von Fest-flüssig-Kontakt zum Fest-fest-Kontakt. Von dort ausgehend sind links der kontaktdruckabhängige Wärmeübergangskoeffizient und rechts der spaltweitentabhängige aufgetragen (103).

4.3.2. Auswirkung verschiedener Formtemperierungen auf den Wärmeübergangskoeffizienten

Für die Experimente zur Variation der Kokillentemperierung zeigt Abbildung 4-5 die spaltweitenbezogenen Werte und Verläufe des Wärmeübergangskoeffizienten über der Grenzflächentemperatur.

Für eine gegen die Solidustemperatur laufenden Grenzflächentemperatur zeigt sich ein asymptotisch steigendes Verhalten wie links (1) zu sehen ist. Dies liegt in der spaltweitenabhängigen Aufstellung des Wärmeübergangskoeffizienten mit der dort gegen Null gehende Spaltweite begründet, siehe Gleichung 4-1 (103).

Die rechte Seite (2) zeigt vergrößert den Ausschnitt für niedrigere Grenzflächentemperaturen für die drei verschiedenen Formtemperierungen. Die heißere Form weist höhere Werte des Wärmeübergangskoeffizienten auf, wenn sie bei gleicher gussseitiger Grenzflächentemperatur mit einer kälteren Form verglichen wird. Dies lässt sich durch eine geringe Wärmeabfuhr und somit einen geringeren Einfluss des Wärmewiderstandes bei einer kleineren Temperaturdifferenz zwischen Gussteil und Form erklären.

Die zueinander schwankenden und kreuzenden Verläufe aus den Experimenten in Abbildung 4-5 sind dadurch zu erklären, dass die Bildung einer mechanisch stabilen Randschale und somit die Initiierung der Spaltbildung, örtlich wie auch zeitlich, ein höchst inhomogener Vorgang ist, der innerhalb des Gießprozesses einer Vielzahl von Störfaktoren unterliegt (100).

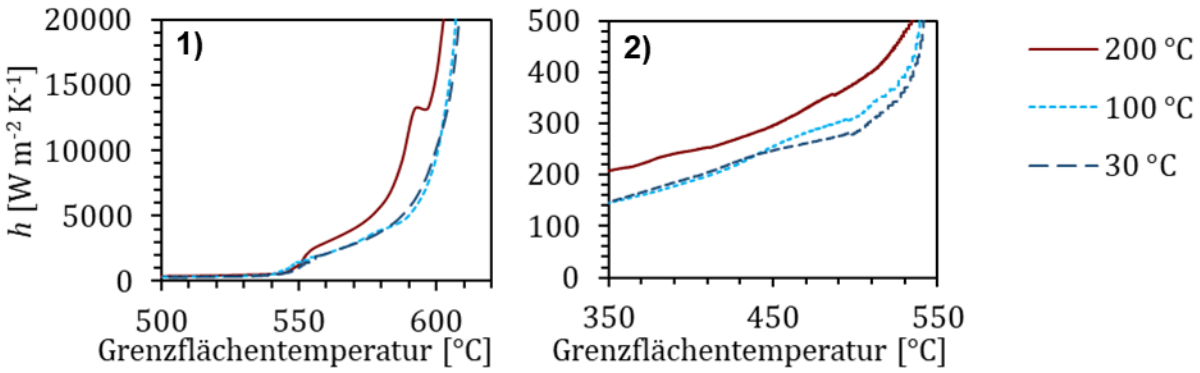


Abbildung 4-5: Die ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Form und Gussteil über der gussseitigen Grenzflächentemperatur für verschiedene Formtemperierungen (1). Die rechte Seite (2) zeigt vergrößert den Ausschnitt unterhalb von 550 °C Grenzflächentemperatur (100).

4.3.3. Einfluss der Kokillenschlichte auf den Wärmeübergangskoeffizienten

Der Einfluss von in ihrer Isolationswirkung, verschiedener Schlichten auf den effektiven Wärmeübergangskoeffizienten wurde in einer Versuchsreihe in der hier beschriebenen Methodik untersucht (109) (110). Die Schlichten wurden gleichsam mit 100 µm Schichtdicke aufgetragen. Die Auswirkung des Verschleißes der Schlichte wurde ebenfalls in der Studie untersucht.

Aus diesen Untersuchungen ließ sich festhalten, dass eine Bewertung der Schlichten über den Wärmeübergangskoeffizienten für den Kontaktfall der Spaltbildung als ungeeignetes Verfahren erscheint. Die Spaltweite hat einen signifikant größeren Einfluss auf die Wärmeleitung als die Schlichte, was auch in der Literatur und früheren Forschungen festgestellt wurde (siehe 3.2.3). Die Schlichten ließen sich jedoch über die Abkühlkurven der Schmelze und der resultierenden Temperaturkurve der Form miteinander vergleichen. Dieser Vergleich zeigt, dass die Schlichten im Neuzustand deutlich unterschiedliche Wärmeleitfähigkeiten aufweisen. Mit jedem Gießzyklus gleichen sich jedoch die isolierenden Effekte der Schlichten mehr und mehr an, bis sich nach etwa vier Gusszyklen nur noch sehr geringe Unterschiede zwischen den thermischen Eigenschaften der Schlichten feststellen ließen. Dies ist auf eine Einebnung der Unebenheiten der neuaufgetragenen Schlichten durch das wiederholte Angießen begründet. Der Effekt ist bei raueren Schlichten

entsprechend stärker ausgeprägt, womit sich die Schlichten in ihrer Oberflächenrauigkeit zunehmend angleichen. Ebenfalls zeigten Messungen der Schichtdicke über zehn Gusszyklen, dass die meisten Veränderungen während des ersten Gießzyklus auftreten, und sich ab etwa dem dritten Gusszyklus ein stabiler Zustand der Schichtdicke ausbildet (siehe Abbildung 4-6), somit kann ab hier der anteilige Einfluss der Schlichte auf den Wärmeübergangskoeffizienten als nur noch gering angesehen werden.

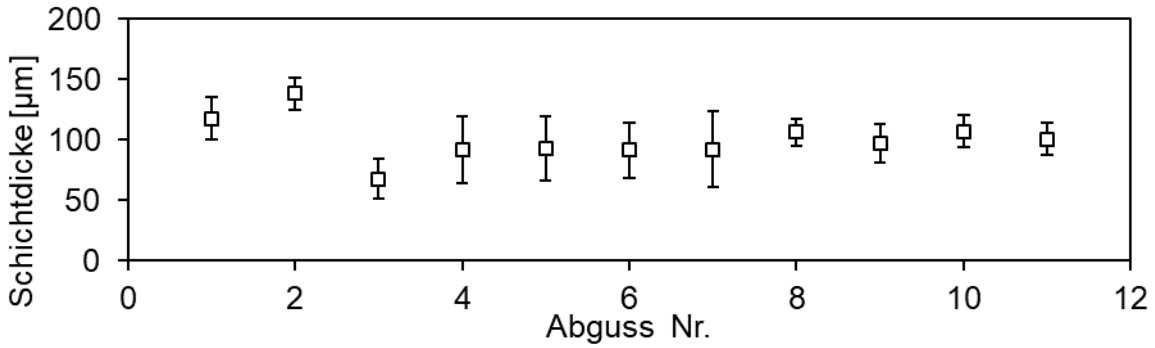


Abbildung 4-6: Die Schichtdickenmessungen der KS81-Schlichte von HÜTTENES ALBERTUS zeigen, dass nach den ersten drei Gießzyklen die Dicke nahezu konstant bleibt (109).

4.3.4. Weitere Einflussgrößen und die jeweiligen Anteile am Wärmeübergangskoeffizienten

Variablen, die durch ihre geringe Anzahl an Wertevariationen keinen eigenständigen Versuchsplan bedingen (siehe Tabelle 4-1), lieferten im Kontext der beschrieben Parametervariationen folgende Ergebnisse.

Betrachtet wurden die Werte des Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Gussteil und Kokille zum Zeitpunkt 0,01 Sekunden nach der ersten messbaren Spaltbildung. Dargestellt sind die zugehörigen Werte in Abbildung 4-7. Die Zwischenschritte mit 100 und 200 °C Formtemperierung sind aus Gründen der Übersichtlichkeit nicht aufgeführt, da ihre Werte und Schwankungen zwischen den dargestellten Extremwerten liegen. Die quantitativen Werte in Abbildung 4-7 stimmen in ihrer Größenordnung mit den Ergebnissen der Versuche zum Einfluss der Formtemperierung im Zustand kurz nach der Spaltbildung überein (siehe Abschnitt 4.3.2). Die verschiedene Parametersätze zeigen einen deutlichen Einfluss der Formtemperierung auf den resultieren Wärmeübergangskoeffizienten. Hervorzuheben und für den weiteren Verlauf der Arbeit von größerer Bedeutung ist, dass Unterschiede der verschiedenen Konstruktions- und Werkstoffparameter wie Form- und Kernmaterial sowie Kokillenschlichte bei einer auf Raumtemperatur (30 °C) temperierten Kokille einen signifikant höheren Einfluss zeigen als bei einer stark vorgeheizten

Kokille (hier 300 °C). So liegt die mittlere Differenz der Werte der betrachteten Versuche bei 30 °C Temperierung bei 180 und bei 300 °C bei 63 [W m^{-2} K^{-1}]. Norminert auf den Mittelwert des jeweiligen Wärmeübergangskoeffizienten entspricht dies 0,038 bzw. 0,012.

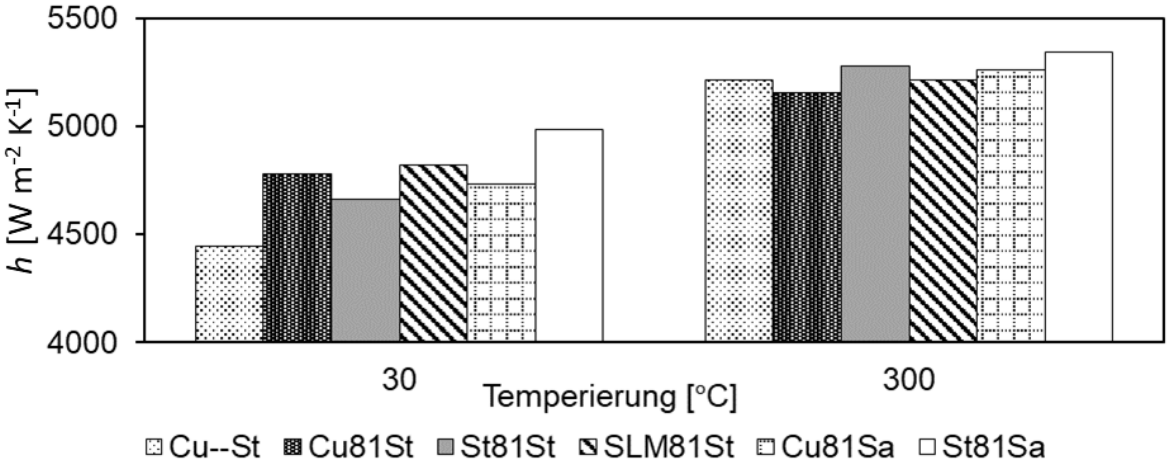


Abbildung 4-7: Wärmeübergangskoeffizient zwischen Gussteil und Kokille bei verschiedenen Parametervariationen der Vorversuche, 0,01 Sekunden nach dem ersten Anzeichen einer Spaltbildung.

4.3.5. Statistische Auswertung der Einflüsse auf den Wärmeübergangskoeffizienten

Die Analyse der Einflüsse nahezu aller aufgeführten Parameter und deren jeweiligen Anteil am Gesamtwärmeübergangskoeffizienten für beide Kontaktfälle wurde mit statistischen Mitteln durchgeführt (105). Hier wurde der statistische Einfluss der variierten Parameter auf den Wärmeübergangskoeffizienten ermittelt, wodurch sich der jeweilige prozentuale Anteil am Gesamtwärmeübergangskoeffizienten bestimmen lässt – jeweils für die Grenzflächen Gussteil-Form und Gussteil-Kern (siehe Abbildung 4-3). Vorgenommen wurde die Bestimmung für Grenzflächentemperaturen zwischen 460 und 540 °C in 20 Grad Schritten.

Für die Grenzfläche an der Formwand – dem Ort der Spaltbildung – mit einer Temperatur von 480 °C oder mehr ist der Haupteinflussfaktor die Wärmeleitfähigkeit des Formstoffs, einen geringeren Einfluss hat der Abstand der Temperierkanäle von der Formwand. Die eingestellte Temperatur der Temperierung hat ebenfalls einen Einfluss über den gesamten Temperaturbereich, der Einflussfaktor bleibt jedoch unter 1 %. Bei einer Grenzflächentemperatur von 460 °C ändert sich das Verhalten vollständig. Der höchste Einflussfaktor ist nun die Wärmeleitfähigkeit der Luft mit 68,36 %, die Spaltbreite hat einen Einflussfaktor von 7,40 %, während der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit des Formstoffs auf 4,58 % sinkt. Das Alter der

Schlichte hat im betrachteten Temperaturintervall keinen feststellbaren Einfluss. Darüber hinaus scheinen die physikalischen Eigenschaften des Kerns für den Wärmeübergangskoeffizient zwischen Gussstück und Form fast vernachlässigbar zu sein, nur die Wärmeleitfähigkeit des Kernmaterials hat einen sehr geringen Einfluss mit einem Maximum von nur 0,5 % bei 460 °C.

An der Gussteil-Kern-Grenzfläche – dem Ort des Kontaktdrucks – ist zu erkennen, dass der Wärmeübergangskoeffizient und die untersuchten Größen andere statistische Zusammenhänge aufweisen als an der Grenzfläche der Form. Im Gegensatz zum Verhalten an der Grenzfläche Guss-Form zeigen fast alle beobachteten Parameter einen, wenn auch geringen, Zusammenhang mit dem Wärmeübergangskoeffizienten am Kern über den gesamten beobachteten Temperaturbereich. Hier hat die Wärmeleitfähigkeit des Kernmaterials, analog zum Verhalten von der Wärmeleitfähigkeit des Formmaterials an der Formgrenzfläche, zwischen 540 °C und 480 °C den größten Einfluss. Aber auch die Spaltbreite zur Form, die Wärmekapazität des Formmaterials und das Alter der Schlichte haben einen klar messbaren Einfluss. Eine große Änderung tritt wiederum bei einer Grenzflächentemperatur von 460 °C auf. Hier nimmt der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit des Kerns ab. Die Parameter mit dem deutlichsten Einfluss sind hier das Alter der Schlichte sowie erneut die Wärmekapazität von Luft.

4.3.6. Vergleich der experimentellen Wärmeübergangskoeffizienten mit Simulationen

Die Gegenüberstellung der beschriebenen experimentellen Vorarbeiten mit thermisch und mechanisch gekoppelten numerischen Rechnungen, mittels FEM in der Software ABAQUS® lieferten weitere zu berücksichtigende Ergebnisse. So zeigt ein Vergleich der experimentell ermittelten kontaktfallabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten mit einer inversen und einer parametrischen Modellierung, dass bei einem ausgebildeten Luftspalt zwischen Gussteil und Form eine rein temperaturabhängige Beschreibung des Prozesses im verwendeten numerischen Ansatz als ausreichend angenommen werden kann. Im Fall des druckbehafteteten Kontaktzustands wurde dies jedoch als unzureichend erachtet, da keine direkte Korrelation zwischen Druck und lokaler Temperatur festgestellt werden konnte. Als Ursache hierfür wurde die in der Empirie auftretende elastische oder plastische Verformungen der Oberflächenunebenheiten mit der Folge von einer sich vergrößerten Kontaktfläche und damit einem zu geringeren Wärmewiderstand festgehalten (106).

Eine Einbeziehung der Erstarrung in die Simulation zeigte, dass durch die Variation der Temperierungstemperatur kaum Einfluss auf die Erstarrung in den massereicheren Bereichen des Bauteils (der geschlossene obere Bereich des

Versuchsteils, siehe Abbildung 4-3) genommen werden kann. Für den dünnen Bereich des Bauteilmantels (ca. 12 mm Wandstärke) konnte hingegen eine Beeinflussbarkeit der Erstarrungszeit, der Solidustemperatur und somit des Erstarrungsintervalls bis in eine Tiefe vom 6 –10 mm gezeigt werden (107) (108).

4.3.7. Ergänzende metallografische Analyse

Ergänzend zu den Ergebnissen der vorherigen Abschnitte zeigte eine exemplarische Betrachtung der Kornstruktur dass in den Gussteilen der Vorversuche keine klar auszumachende vorerstarrte Randschale zu erkennen ist. So sind keine kolumnare Struktur oder sichtbar kleinere Körner zur Grenzfläche hin auszumachen (Abbildung 4-8).

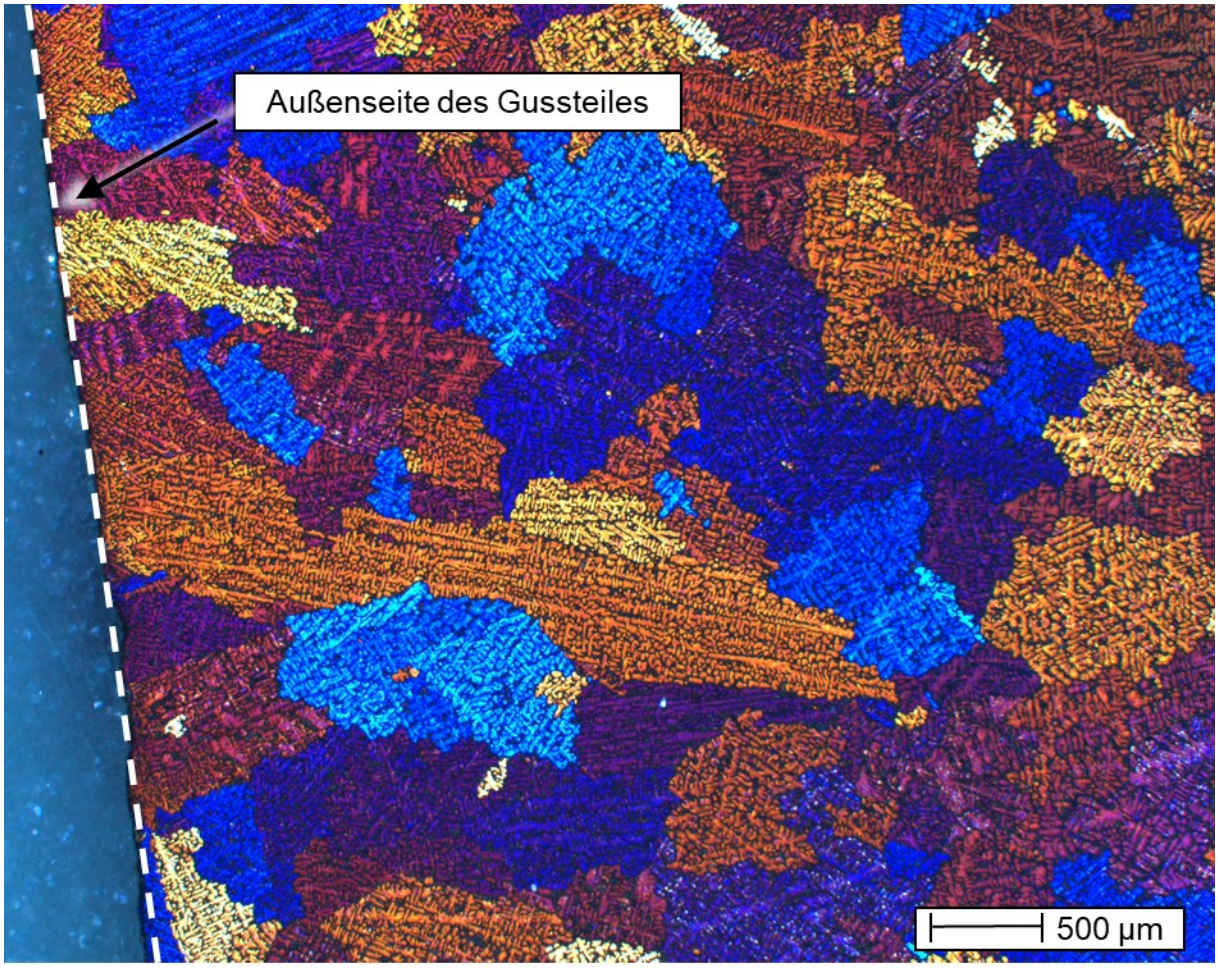


Abbildung 4-8: Ein Schliffbild des Gussteils aus AlSi7Mg0,3 bei 200 °C Formtemperierung in Kupferkokille zeigt keine ausgeprägte Randschale im Gefüge.

Die Abbildung 4-9 zeigt den SDAS für die Variation der Kokillentemperierung an den Positionen der Thermoelemente in der Mantelfläche (vergl. Abbildung 4-3): Nahe der Grenzfläche zur Form (1), in der Mitte der Wand (2) und nahe der Grenzfläche zum Kern (3). Bei den wärmer temperierten Kokillen (200 und 300 °C) ist der

SDAS zur Form hin am niedrigsten und zur Mitte am höchsten, was sich nach Gl. (3-5) mit den zur erwartenden, nach innen länger werdenden, Erstarrungszeiten deckt. Ebenfalls hierzu passt, dass die für eine wärmer temperierte Kokille größere Werte erfasst werden. Die Werte für die auf 30 °C temperierte Kokille weichen jedoch von diesen Trends ab.

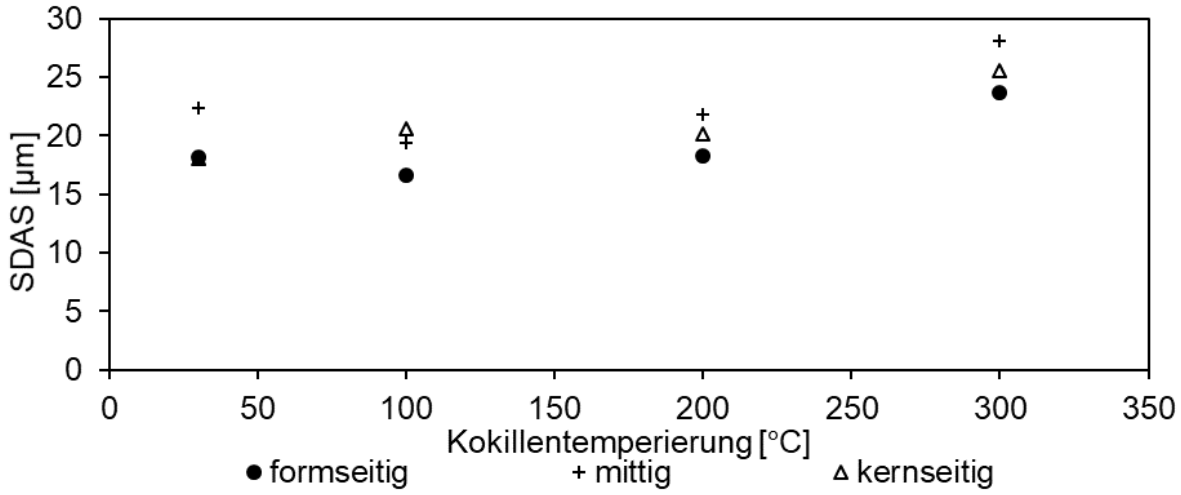


Abbildung 4-9: Ermittelte SDAS-Werte über die Wandstärke des Versuchsbauteils für verschiedene Kokillentemperaturen und Kupferkokilleneinsätze.

4.4. Fazit und Schlussfolgerungen aus den Vorversuchen

Der Fest-flüssig-Kontakt spielt nur eine untergeordnete Rolle für den Wärmeübergangskoeffizienten im Aluminium-Kokillenguss, da bei Berührung der Schmelze mit der Form nahezu sofort eine Schreckschale entsteht und sich die Fest-fest-Kontakte etablieren. Die in der vorliegenden Arbeit zu untersuchenden Größen – Verzug, Restspannungen und mögliche Risse im Bauteil – entstehen erst ab dem Zeitpunkt der Bildung einer kohärenten Struktur, also durch behinderte Schrumpfung. Für den Fall des Fest-fest-Kontakts wird die maßgeblich den Wärmeübergang beeinflussende Kontaktbedingung zwischen Gussteil und Form – wie Spaltbildung oder Kontaktdruck – durch die Bauteilgeometrie vorgegeben. Der Einfluss der Kokillenschlichte wurde als anteilig gering auf den Wärmeübergangskoeffizienten bewertet. Ebenso wurde festgestellt, dass die variierten Parameter bei einer kälter temperierten Kokille einen größeren Einfluss auf den Wärmeübergang haben als bei einer heißeren Kokille. Für die Arbeitspakete zur Beeinflussung des Verzugs lassen sich aus den Vorversuchsreihen im Kontext des technischen Stands folgende Schlussfolgerungen und Arbeitshypothesen zur Beeinflussung des Wärmehaushalts ableiten:

- Spaltbildung und Kontaktdruck werden im weiteren Verlauf der Arbeit als Folge der Bauteilgeometrie und als nicht beeinflussbare Parameter betrachtet.

Insbesondere kann die lokale Ausbildung der Kontaktfälle im Prozess örtlich und zeitlich nicht gezielt gesteuert werden.

- Die bei Spalt- und Druckbildung um mehr als eine Größenordnung unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten legen nahe, Parametervariationen beginnend an bekannten Grenzflächenarealen mit Kontaktdruck vorzunehmen.
- Der festgestellte größere Einfluss der variierten Parameter bei einer kälter temperierten Kokille im Vergleich zu einer heißeren wird im weiteren Verlauf der Arbeit berücksichtigt.
- Die Temperierungstemperatur richtet sich in der Praxis in der Regel nach dem Streben nach kurzen Zykluszeiten und fehlerfreien Gussteilen. Sie wird daher in einzelnen Versuchen auf ihre Auswirkungen untersucht, jedoch nicht als primäre Steuergröße betrachtet. Der Einsatz von kontur- und wärmehaushaltsbedarfsangepassten Temperierkanälen bleibt die primäre Möglichkeit der Einflussnahme durch die Temperierung.
- Der Einfluss der Schlichte – vorwiegend relevant für den Fest-flüssig-Kontakt – wird in dieser Arbeit nicht weiter betrachtet. Es wird lediglich ein vergleichbarer Zustand der Schlichten zwischen den gemeinsam betrachteten Versuchen angestrebt.
- Der Einfluss der Wärmeleitfähigkeit des Formwerkstoffs wird ebenfalls weitgehend ausgeklammert, da für einen praktischen Kokillengussprozess die Standfestigkeit von übergeordneter Bedeutung ist und die Werkstoffwahl überwiegend hiervon bestimmt wird.
- Es bleibt weiterhin zu beachten, dass der Wärmehaushalt nach dem Entformen in allen Fällen als gleichförmig angesehen wird, bedingt durch den Kontakt mit der Umgebungsluft und die Abkühlung bis auf Umgebungstemperatur.

Im weiteren Verlauf der Untersuchungen zum Bauteilverzug werden die Einflüsse der aufgeführten Parameter soweit praktikabel erfasst und in die Betrachtungen einbezogen. Es ist weiterhin festzuhalten, dass das quantitative Wissen über die genauen Größen des Wärmeübergangs nicht erforderlich ist, da es in der vorliegenden Arbeit um die Auswirkungen lokaler Unterschiede innerhalb eines Bauteils geht und keine weitergehende Modellbildung zum Wärmehaushalt durchgeführt wird.

Gedankliche Einordnung des Gussteil-Form-Wärmeübergangs in Relation zum Wärmehaushalt innerhalb des Aluminium-Kokillengusses

Ein abschließendes Gedankenspiel zeigt, dass die hier quantifizierten Wärmeübergangskoeffizienten (mit Werten zwischen 100 und 6000 W m^{-2} K^{-1}) im Vergleich zur Wärmeleitfähigkeit des Gusswerkstoffs Aluminium in der Praxis einen sehr

geringen Einfluss besitzen. Setzt man diese Größen in die Gleichungen (3-1) bis (3-3) ein, wird deutlich, dass der Übergang zwischen Bauteil und Form beim initialen Fest-flüssig-Kontakt (3000 W m^{-2} K^{-1}) dem Wärmestrom denselben Widerstand entgegensetzt wie etwa 200 mm der vergossenen Aluminiumlegierung (λ ca. 150 W m^{-1} K^{-1} bei 570 °C). In Bezug auf die typischen geringen Wandstärken von Aluminiumgussteilen bedeutet dies, dass Wärmeströme innerhalb des Bauteils deutlich leichter fließen als zwischen Bauteil und Form. Dadurch sind die Möglichkeiten, über lokale Unterschiede im Wärmehaushalt der Form die lokale Erstarrung und Abkühlung im Bauteil zu beeinflussen, stark begrenzt. Die dort vorherrschenden thermischen Ausgleichsvorgänge limitieren diese Einflussnahme, siehe hierzu Abbildung 4-10.

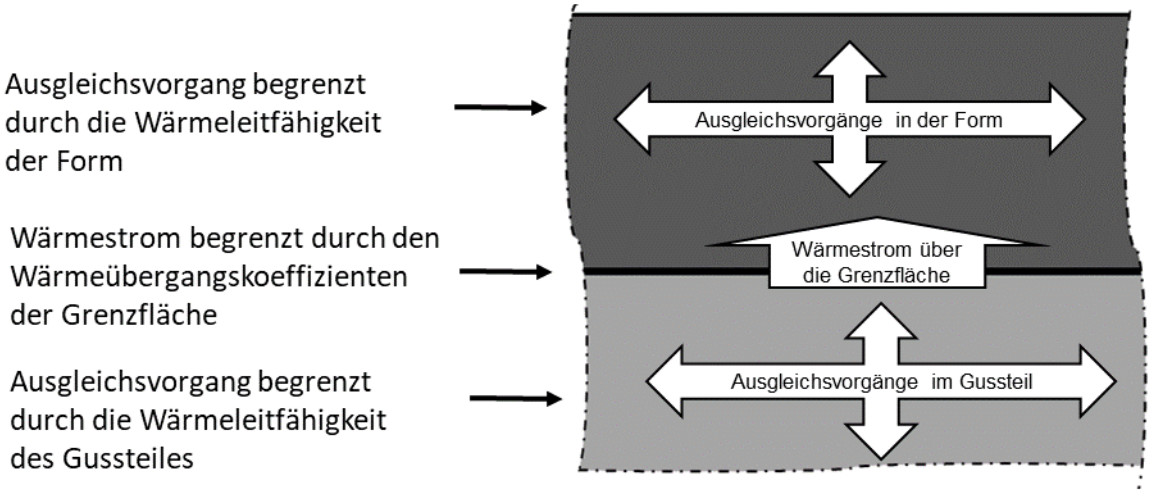


Abbildung 4-10: Die Beziehung von thermischen Ausgleichsvorgängen in Form und Gussteil und dem Wärmstrom über die Gussteil-Form-Grenzfläche.

5. Vorgehensweise der Verzugsuntersuchungen

Aus der in Kapitel 2 definierten Zielsetzung und den bisherigen wissenschaftlichen Arbeiten können die Anforderungen an die Versuchsaufbauten, die Versuchsdurchführung und Auswertung abgeleitet und anschließend umgesetzt werden.

Die Gestaltung der Versuchsaufbauten und die experimentelle Durchführung orientierten sich an der VDI-Richtlinie 2221 „Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme“ (111) (112). Dabei wurde auf belastbare Ergebnisse und eine einfache Erweiterung um weitere Versuchsparameter geachtet, angefangen beim Gesamtkonzept über die Geometrie des Versuchsgussteils und die Konstruktion der Kokille bis hin zur Planung der Versuchsreihen und der variierenden Parameter. Die Entscheidungsprozesse zur Festlegung der Lösungswege wurden teilweise durch Nutzwertanalysen unterstützt. Dabei werden die Zielgrößen sowie die Eigenheiten einzelner Teillösungen gewichtet und bewertet. Anschließend werden diese mit den festgelegten Randbedingungen in Bezug gesetzt, um die jeweils optimale Gesamtlösung für die Umsetzung zu bestimmen (113). Der gesamte Prozess der Konzeptfindung, Umsetzung, Versuchsdurchführung, Datenerfassung und Auswertung ist als iterativer Prozess zu verstehen, wie er auch in den angegebenen Richtlinien beschrieben wird. Ausschnitte der Entwicklung, Inbetriebnahme sowie einzelne Versuchsreihen und deren Ergebnisse sind bereits in Publikationen dokumentiert (6) (114) (115).

Für die konstruktiven Arbeiten kam die CAD-Umgebung SOLIDWORKS® in Version 2019 zum Einsatz, während für die Datenerfassung und Auswertung Microsoft EXCEL® (2019) verwendet wurde, sofern nicht anders angegeben. Die in situ erfassten Messdaten der dem Projekt zugeordneten Messbox wurden in dem proprietären Dateiformat „.tdms“ von National Instruments ausgegeben und durch das Plugin „TDM Excel Add-In for Microsoft Excel“ in der Version 21.3 in EXCEL® importiert. Die Auslegungsprozesse, experimentellen Arbeiten und Auswertungen wurden fortlaufend durch numerische Simulationen in der kommerziellen Gießereisoftware MAGMASOFT® (in der Version 5.5.0.2) begleitet. Die Software arbeitet nach der Finite Differenzen Methode (FDM). Verwendet wurden die Module „Dauerform“ und „Stress“, wobei die Software keine gekoppelte thermische und mechanische Berechnung erlaubt. Ergänzend ist anzufügen, dass für den Kontakt zwischen Formmodulen aus Warmarbeitsstahl X38CrMoV5-1 der Wärmeübergangskoeffizient auf den in vorherigen Arbeiten am GI als passend ermittelten Wert von 8000 $W\ m^{-1}\ K^{-1}$ gesetzt wurde (33). Die verwendeten Einstellungen finden sich, sofern nicht explizit anders angeben, in Tabelle 11-1 im Anhang. Da MAGMASOFT® ein Modell des

Wärmeübergangskoeffizienten als Funktion der Grenzflächentemperatur verwendet, besteht keine Einbeziehung des Kontaktzustandes an der Grenzfläche.

5.1. Entwicklung der Experimentumgebung

Aus den Literaturstudien, den Vorversuchen sowie den zu betrachtenden Einflussgrößen, können für den Versuchsaufbau zur Verzugsuntersuchung folgende zu erfüllende Eigenschaften festgelegt werden:

- Das zu untersuchende Bauteil hat die einfache Messbarkeit des entstandenen Bauteilverzugs zu ermöglichen.
- Es sind möglichst definierte Richtungen des Wärmentzugs sowie klar abgegrenzte Bereiche des Bauteils für lokale Beeinflussung des Wärmehaushalts zu gewährleisten. Ebenfalls sollten durch die Bauteilgeometrie möglichst klar unterscheidbare Bereiche für die Spalt- und Kontaktdruckbildung geschaffen werden.
- Zu Vergleichszwecken ist im Bauteil neben dem verzugsrelevanten Bereich mit behinderter Schrumpfung ein Bereich mit der Möglichkeit zur freien Kontraktion vorzusehen.
- Die Betrachtung des Einflusses lokal verschiedener Formmaterialien, Temperierlösungen und Geometrievarianten etc. bedingt die Austauschbarkeit von dedizierten lokalen Formbereichen. Hierdurch soll die Erfassung von Auswirkungen der verschiedenen Parametervariationen durch Gegenüberstellungen der Ergebnisse ermöglicht werden.
- Es ist eine Möglichkeit vorzusehen den Formzwang bei verschiedenen Temperaturen aufzuheben, d. h. es muss die Möglichkeit gegeben sein, die Form „heiß“ zu öffnen und das Gussteil auszuwerfen.
- Die Integration von Thermoelementen, die Möglichkeit zur In-situ-Aufzeichnung von Relativbewegungen zwischen Form und Bauteil sowie eine Möglichkeit zur Messung der durch den Formzwang lokal auf das Bauteil wirkenden Kraft ist zu implementieren.
- Die sonstigen gießereitechnischen Aspekte, wie laminare Füllung, Porenfreiheit oder auch ein effizienter Gießprozess, sind den vorgenannten Anforderungen unterzuordnen. Um die im Versuchsbauteil zu betrachtenden Effekte nicht zu verfälschen ist von abzutrennenden Gießsystemen, die mehrere Bereiche des Versuchsteiles verbinden, Abstand zu nehmen.

5.1.1. Versuchsteilgeometrie

Die im vorangegangenen Abschnitt aufgeführten Rahmenbedingungen für den Versuchsaufbau und das Studium der in ähnliche Richtungen gehenden bisherigen Forschungsarbeiten (siehe Abschnitt 3.3.3) lassen ein U-förmiges Gussteil für die Untersuchung des Bauteilverzugs als am besten geeignet erscheinen. Der Verzug wird hierbei als Abweichung des Abstandes der Stege des „U“ aufgefasst, wie in den betrachteten bisherigen Arbeiten (5) (82) (87). Zur Implementierung des zu Vergleichszwecken zu integrierenden Bauteilbereiches, welcher frei kontrahieren kann, wird das „U“ zu einer F-förmigen Bauteilgeometrie erweitert. Eine Skizze und die im weiteren Verlauf der Arbeit verwendeten Begrifflichkeiten für die Bereiche des Versuchsgussteils sind in Abbildung 5-1 gegeben.

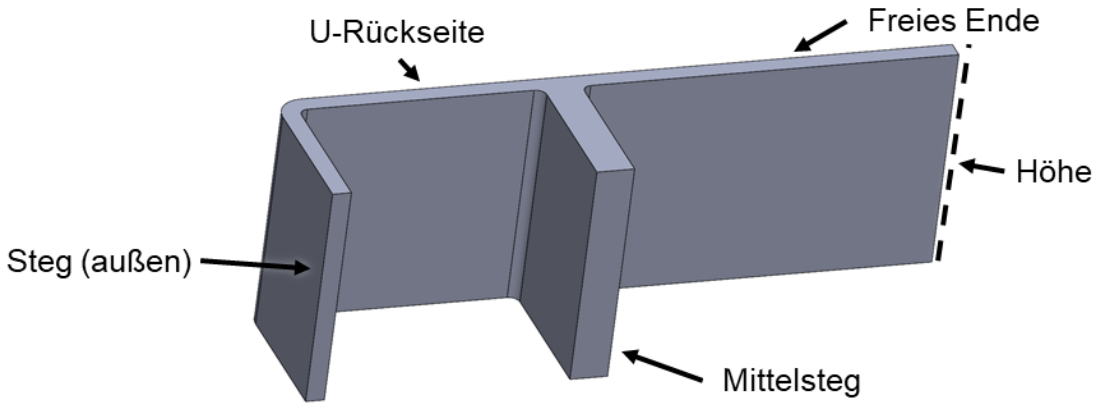


Abbildung 5-1: Skizze des Versuchsbauteils mit Bezeichnungen.

Das zu erwartende thermomechanische Bauteilverhalten mit der Verzugsentstehung des näherungsweise als zweidimensionale Kontur zu betrachtenden Versuchsteiles ist in Abbildung 5-2 dargestellt:

1. Gekennzeichnet sind die unbehindert in der Form kontrahierenden Bereiche (a) und der Bereich der in der Form behinderten Schrumpfung (b), welcher durch die Form an der freien Kontraktion gehindert wird (c). Die behinderte Schrumpfung führt zu inneren Spannungen, die sich teilweise durch plastische Formänderung des Gussteils abbauen.
2. Bei Aufhebung des Formzwangs entfalten sich diese Formänderungen durch elastische Rückfederung (d), ebenso bauen sich die verbliebenen inneren Längsspannungen durch elastische lineare Rückfederung zumindest teilweise ab (e). Nach Aufhebung des Formzwangs unterliegt das Bauteil der freien Schrumpfung in Folge der Abkühlung auf Umgebungstemperatur (nicht dargestellt).

Hier sei auf die mechanischen Zusammenhänge verwiesen, wie sie in den Gleichungen (3-6) bis (3-8) in Abschnitt 3.3.1 definiert sind. Die behinderte Schrumpfung kann hier als Dehnung verstanden werden.

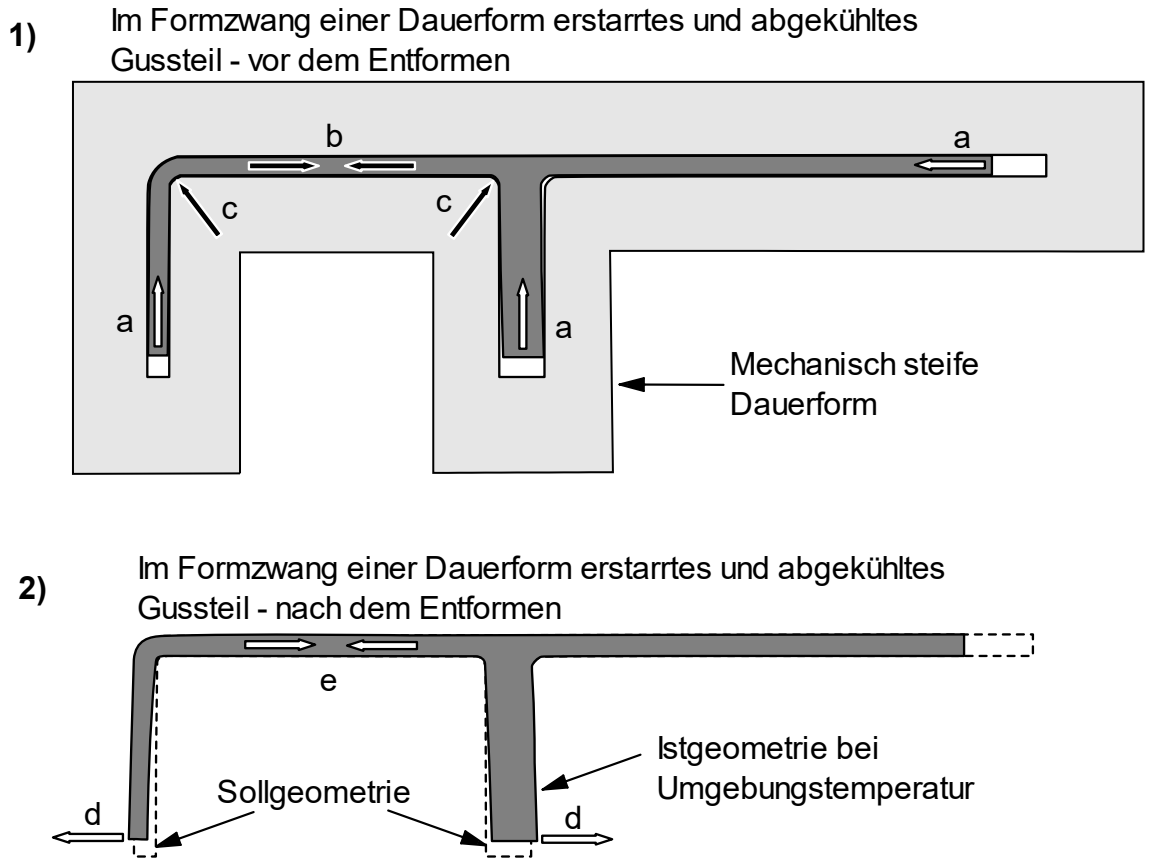


Abbildung 5-2: Entwicklung der Formabweichungen an der Versuchsgeometrie.

Als nächster Schritt waren die Gesamt- und Teilgrößen der einzelnen Bereiche festzulegen. Ein größeres Bauteil ermöglicht stabilere Ergebnisse, da Fehler nicht proportional mit der Größe skalieren. Versuchsumgebung und -durchführung sowie die einzusetzende Messmethodik begrenzen die Bauteilgröße dagegen nach oben. Als Wandstärke wurde für die umschließenden Flächen 10 mm und für den dickeren Mittelsteg 20 mm gewählt. Dies hat sich in den Vorstudien als noch sinnvoll durch die Form thermisch beeinflussbar gezeigt (Abschnitt 4.3 und 4.4 sowie (107) (108)). Als Öffnungsweite des „U“ wurde 130 mm festgelegt, da dies mit konventionellen taktilen Methoden noch als Längenmaß zur Bestimmung des Verzugs messbar ist. Die Länge des freien Endes wurde mit 200 mm so festgelegt, dass dort die maximale Fließlänge nahe an der des Umfanges des U-förmigen Teilbereiches ist. Die Bauteilhöhe in der dritten Dimension ergibt sich aus den Dickenschritten des Formmaterials und daraus, dass die gewählte Höhe von 120 mm einen nahezu quadratischen (und so in den verschiedenen Dimensionen mit ähnlichen Temperaturgradienten versehenen) Bereich der behinderten Schrumpfung ergibt. Die so definierte Geometrie ergibt in Aluminium ein Gussteil von 2,4 kg Gewicht und ist in Abbildung 5-3 mit allen Größen dargestellt.

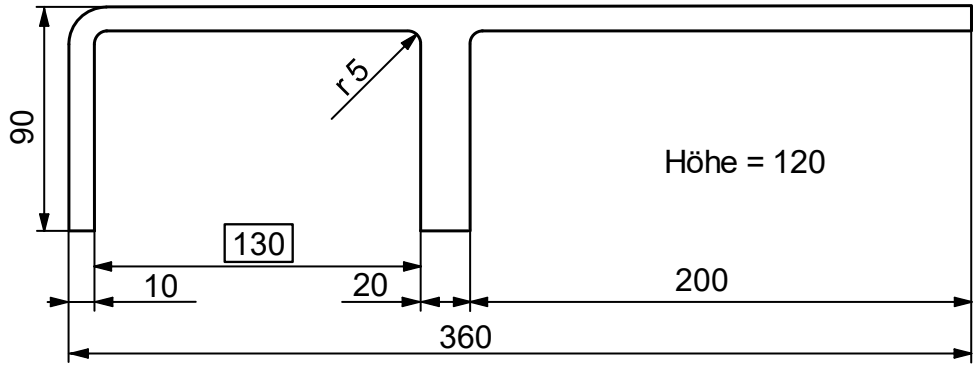


Abbildung 5-3: Maßstäbliche Zeichnung der Referenzgeometrie, das Maß der Verzugsmessung ist die hervorgehobene Öffnungsweite von 130 mm (115).

5.1.2. Entwicklung der Versuchskokille

Um die Vergleichbarkeit mit den Vorversuchen zu gewährleisten und für weitere Forschungsvorhaben eine offene Versuchsumgebung zu schaffen sind Materialien zu verwenden, die schon im Aufbau zur Bestimmung der Einflussfaktoren des Wärmehaushalts in den Vorversuchen verwendet wurden (siehe Kapitel 4). Im Einzelnen sind dies:

- Warmarbeitsstahl X38CrMoV5-1 wird als Formmaterial, Furanharzsandkomponenten (Quarzsand F36 und Furanbindersystem von HÜTTENES ALBERTUS) als Kernmaterial sowie Calciumsilikatkeramik (CALCAST® CC60 von SILCALIT) als Isoliermaterial verwendet. Nach der Auswertung der Vorversuche wurde die als isolierend klassifizierte Schlichte „KS 81“ von HÜTTENES ALBERTUS ausgewählt.
- Zwei, jeweils zweikreisige, Temperiergeräte vom Typ THERMOBIEL 1502/12 und als Temperiermedium das Wärmeträgeröl THERMOBIEL 700 mit max. 350 °C Vorlauf- und 370 °C Filmtemperatur (Werkstoffkennwerte siehe (31)) kommen für die Temperierung zum Einsatz.
- Verwendung der vorhandenen Messtechnik für In-situ-Aufzeichnungen, bestehend aus: Typ „K“ Mantelthermoelementen mit 2 mm Durchmesser (Typ 12-K-500-310-2,0-2I-3P6M von TC-DIRECT); Messung von Verschiebungen mittels Differentialtransformatoren (LVDT - Linear Variable Differential Transformer) des Typs SM5-S-KA von EDDYLAB; Messung einer Kraft über eine Kraftmessdose vom Typ K-12 von LORENZ MESSTECHNIK. Die Aufzeichnung der Daten (max. 16 Temperatur-, 8 Weg- und eines Kraftkanals) mit 20 Hz erfolgt über eine Messbox bestehend aus Komponenten von NATIONAL INSTRUMENTS und konfektioniert von der ZUMOLAB GmbH.

- Für weitergehende Untersuchungen kann auf, im SFB 1120 bei anderen Teilprojekten, vorhandene Messtechnik wie Eigenspannungsmessungen zurückgegriffen werden.

Aufbau der Versuchskokille

Die Entwicklung und Auslegung der Versuchskokille ist als iterativer Prozess eng mit der Definition der Versuchsgeometrie verknüpft. Diese erlaubt es´, als zweidimensionale Form eines auf der Seite liegenden „F“, den Wärmefluss klar in seinen Richtungen (horizontal und vertikal) zu trennen sowie ihn über den Umfang des Gussteils lokal klar zu definieren. Als Basis des Versuchsaufbaus wurde eine 50 mm-Rasterplatte aus Gusseisen gewählt, deren Befestigungspunkte eine variable Gestaltung der Kokillengeometrie ermöglichen. Die eigentliche Kokille wurde modular gestaltet, mit je einem Modul für die Außen- und Innenseite des U-förmigen Abschnittes sowie für jede Seite des freien Endes (siehe Abbildung 5-4 links). Die vier Kokillenmodule wurden so gestaltet, dass sie das Versuchsbauteil in horizontaler Richtung mit einer konstanten Wandstärke von 30 mm umschließen, um eine gleichmäßige Temperierung des Bauteils zu gewährleisten. Die Befestigungspunkte zwischen den Modulen wurden dabei so angelegt, dass sie möglichst wenig Einfluss auf die Temperierung nehmen. In Abbildung 5-4 ist auf der rechten Seite die um das Gussteil zusammengefügte Kokille dargestellt.

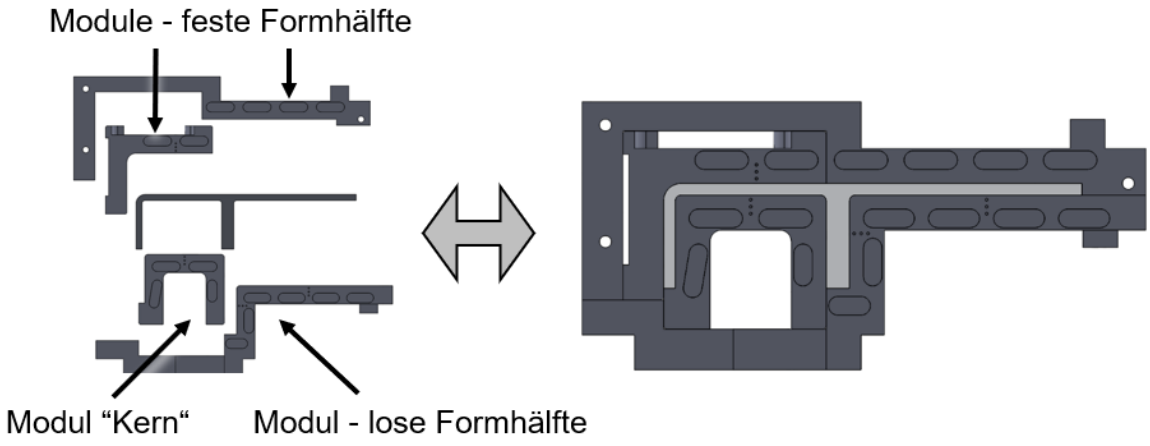


Abbildung 5-4: Links der modulare Kokillenaufbau, der Änderungen an Geometrie, Formmaterial o. Ä. durch den Austausch einzelner Module ermöglicht. Die rechte Seite zeigt die montierten Module um das Gussteil (114).

In jedem der vier Module ist ein zur Oberfläche äquidistanter Kühlkreislauf platziert, so dass die Bereiche Innenseite des „U“, Außenseite des „U“ und die beiden Seiten des freien Endes mit den vier separaten Kreisläufen der Temperiergeräte unabhängig voneinander temperiert werden können (Abbildung 5-5). Die Außenseite

des „U“ und der Bereich des freien Endes können für den weiteren Verlauf dieser Arbeit unter dem Begriff *Kokille* zusammengefasst werden. Demgegenüber steht der Bereich *Kern*, welcher lediglich das Kernmodul beinhaltet. Dieser modulare Aufbau erlaubt es Änderungen an der Geometrie oder des Formmaterials durch Austausch einzelner Module durchzuführen. Um sicherzustellen, dass der Wärmefluss ausschließlich in Richtung der temperierten Formmodule – also in horizontaler Richtung – erfolgt, wurde zur Isolation zwischen den Kokillenmodulen und der Basis eine Platte Calciumsilikatkeramik eingefügt und der Aufbau mit einem Formdeckel aus Furanharzsand mit integriertem Angussspeiser abgedeckt, dargestellt in Abbildung 5-6. Zur Entformung wird der Sanddeckel entfernt und die Kokille in die Außenseite des „F“ und das Gegenstück getrennt.

Der gesamte konzeptionelle und konstruktive Entwicklungsvorgang wurde durch numerische Simulationen begleitet, wobei in jedem Fall ein Minimum von fünf Netzelementen über die jeweiligen Wandstärken sichergestellt wurde. Dabei lag das Augenmerk vorrangig auf dem Wärmehaushalt und dessen Einstellbarkeit durch die Temperierung. Da konventionelle Materialien und Technologien eingesetzt wurden, konnten die Materialdaten und Eigenschaften der internen Datenbank des Programms MAGMASOFT® (in der Version 5.5.0.2) übernommen werden. Das Versuchskonzept, Detaillösungen und Materialien unterlagen einem über die ganze Arbeit fortgeführten Verbesserungsprozess.

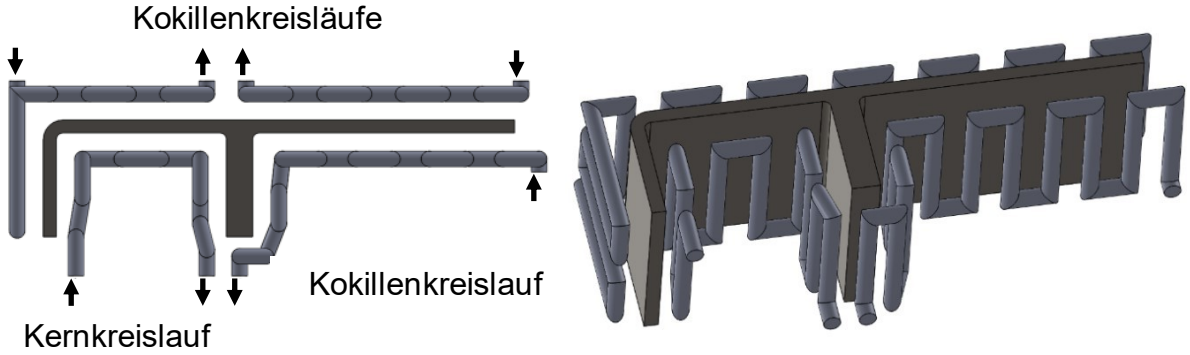


Abbildung 5-5: Links die vier unabhängigen, zum Bauteil äquidistanten, Temperierkreisläufe in einer Draufsicht und rechts der Verlauf der einzelnen Kanäle parallel zur Bauteiloberfläche im CAD-Modell (115).

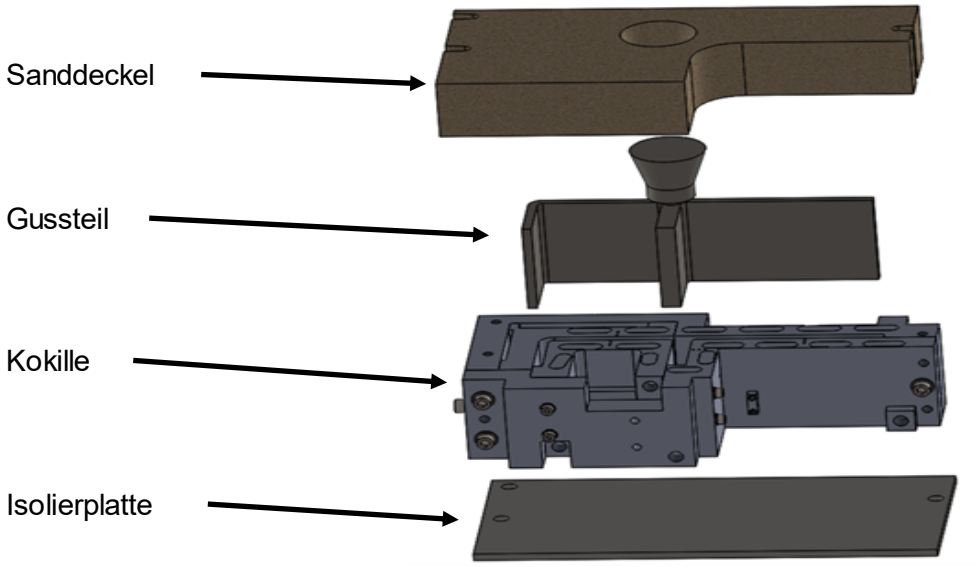


Abbildung 5-6: Das Versuchsgussteil als zweidimensionale Kontur sowie die Formmodulen und isolierende Keramik- (unten) und der Sanddeckel (oben) (114).

5.2. Variation der zu betrachtenden Einflussgrößen

Die aus den bisherigen Arbeiten zur Einflussnahme auf den Bauteilverzug (Abschnitt 3.3.3) abgeleiteten und in Abbildung 2-1 aufgeführten sieben Einflussgrößen, siehe 2.3.1, ergeben für die Experimente die im Folgenden herausgearbeiteten Variablen.

5.2.1. Verzugsbeeinflussung über den Wärmehaushalt

Zur Untersuchung der Beeinflussbarkeit des Bauteilverzugs über den Wärmehaushalt – und somit über die vorwiegend thermische Interaktion zwischen Form und Gussteil – ist eine Variation der Temperierung vorzunehmen. So wird die Temperatur der Vortemperierung [T_V] global wie auch lokal differenziert variiert. Als zweite Variable wird das Temperierkanallayout betrachtet, einmal in der Ausgangsversion und zweitens in einer Version, mit einem für den Kühlungsbedarf optimierten Kanallayout.

Umsetzung der thermischen Verzugsbeeinflussung

Das vorgestellte modulare Kokillenlayout ermöglicht die nötigen Variationen der globalen und lokalen Formtemperierung. Die Betrachtung der erwartbaren Kontaktfälle der verschiedenen Areale der Gussteil-Form-Grenzfläche lässt durch Aufschrumpfen auf den Kern dort gute Wärmeleitung und an den anderen Flächen Spaltbildung, mit daraus folgender geringer Wärmeleitung erwarten. Weiter ist der Bereich zwischen dem Kern auf der Innenseite und die gegenüberliegende

Formwand, der Bereich des Gussteils (die Rückseite des „U“) in dem die für den Bauteilverzug ursächlichen Phänomene erwartet werden (z. B. thermisch induzierte Spannungen). Daraus leitet sich einmal ab, dass die zwei Areale Kern und Kokille als Zonen lokal unterschiedlicher Temperierung ausgewählt werden und für den Bereich Kokille die Temperierkreisläufe zusammenzufassen sind (vgl. Abbildung 5-5). Für die Untersuchungen der Einflüsse der Änderung des thermischen Verhaltens von Formmodulen wird nur das Modul des Kernes getauscht. Dort sind die Auswirkungen am deutlichsten zu erwarten, da dort durch das Aufschrumpfen und dem daraus resultierenden Kontaktdruck die beste Wärmeleitung von Gussteil zur Form zu erwarten ist.

Zur Verifikation der Hypothese des verzugsärmeren Bauteils bei homogenerer Erstarrung wurde in Kooperation mit dem entsprechenden Teilprojekt des SFB 1120 die dort für den Kunststoff-Spritzguss erarbeitete numerische Methodik (17) (18) auf den hier vorliegenden Fall des Aluminium-Kokillengusses übertragen. Dieser Prozess ist in mehreren Publikationen dokumentiert (114) (115) (116) und wird im Folgenden kurz zusammengefasst. Für die Optimierung des Temperierkanallayouts wird die Qualität der Wärmeabführung bewertet und hieraus ein optimierter Temperierkanalverlauf in der Form berechnet. Es wird eine Gütefunktion verwendet, die die Homogenität der Abkühlung beschreibt (Temperaturhomogenität zum Ende der Erstarrung im Gussteil 1 mm unter der Gussteiloberfläche). Durch die Lösung dieses inversen Wärmeleitungsproblems wird die optimale Temperaturverteilung in der Form auf einer, das Gussteil äquidistant umschließenden, Hüllkontur ermittelt. Diese Schritte sind für eine in dieser Arbeit verwendete Bauteilgeometrie in Abbildung 5-7 dargestellt. Um diese optimierte Temperaturverteilung zu realisieren, wird ein Temperierkanallayout abgeleitet, welches auf lokalen Isothermen in der Form basiert. Für die vorliegende Optimierung wurden als Startparameter die Werte aus den praktischen Experimenten gewählt, um die Starttemperaturverteilung in der Form zu ermitteln. Simuliert wurde ein Gießzyklus mittels MAGMASOFT® um so eine Starttemperaturverteilung nach Ende des Füllvorgangs für die Optimierung zu berechnen. Diese Temperaturverteilung wurde in den Optimierungsalgorithmus in der Software COMSOL® übernommen. Hier wurden die Abkühlung der Schmelze und die Wärmeübertragung in die Form berechnet. Anschließend wurde die Gleichmäßigkeit der Abkühlung anhand des oben beschriebenen Qualitätskriteriums bewertet. Nach dieser Auswertung wurde die Temperatur durch den Optimierer auf der Hüllkontur variiert, um die Zielfunktion zu minimieren.

Diese Optimierung in der Numerik wurde für das gesamte Bauteil mit verschiedenen Geometrie- und Temperierungsvarianten durchgeführt. Aus den zu erwartenden größten Einflüssen am Kernmodul wurde für die experimentelle Verifikation

nur das Kernmodul mit den optimierten Temperierkanälen generativ mittels SLM gefertigt und sein Einfluss untersucht. Dieses wird im Weiteren Verlauf als *optimiertes Kernmodul* bezeichnet.

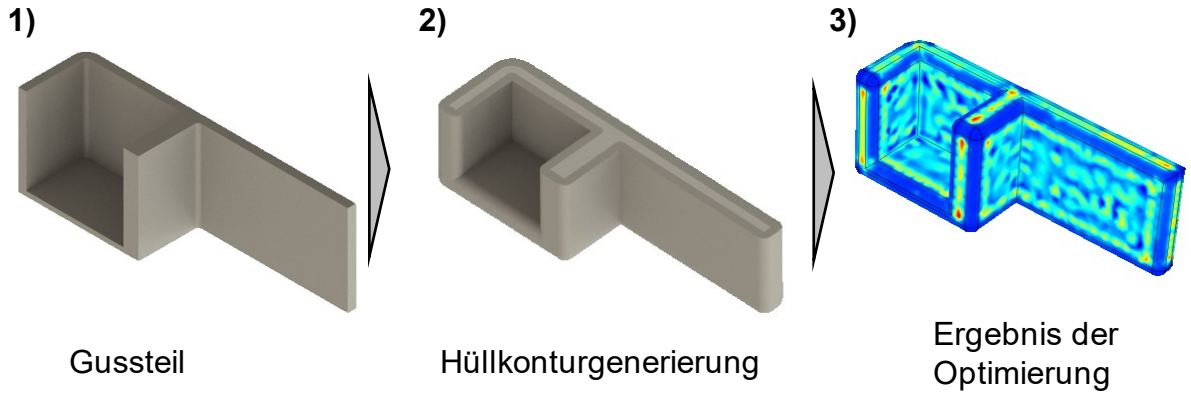


Abbildung 5-7: Die Schritte der Optimierung des Temperierkanallayouts für eine homogene Erstarrung: 1) Bauteil; 2) äquidistante Hüllfläche; 3) optimale Temperaturverteilung zur Erzeugung einer homogenen Temperaturverteilung im Bauteil – die Farben kennzeichnen isotherme Bereiche (114).

5.2.2. Verzugsbeeinflussung über den Formzwang

Zur Untersuchung des Einflusses des Formzwangs während der Erstarrung und Abkühlung des Bauteils auf den resultierenden Verzug wird zum einen der Einfluss der Entformungstemperatur und zum anderen der Einfluss von sich mechanisch anders verhaltendem Formstoff auf den Bauteilverzug betrachtet. Die hierunter fallenden Untersuchungen sind weitgehend der Wirkungsweise über die mechanische Interaktion zwischen Gussteil und Form zuzuordnen. Für den ersten Fall wird die Änderung der thermischen Interaktion zwischen Form und Gussteil als vernachlässigbar angesehen, diese ist aber für den Einsatz eines Sandkernes im Vergleich zu Werkzeugstahl zu berücksichtigen ist.

Umsetzung der Verzugsbeeinflussung über den Formzwang

Die Möglichkeiten zur Entformung – und somit Aufhebung des Formzwangs – bei verschiedenen Temperaturen werden durch Adaption der Formmodule und insbesondere des Kernmoduls in den Versuchsaufbau integriert. Hierfür wird ein Kernmodul mit vier mechanisch betätigten Auswerfern (auf der Innenseite des „U“) sowie mit Formschrägen von 3° an den dem Aufschrumpfen unterliegenden Grenzflächen eingesetzt. Die Verbindung zwischen der festen und der losen Formhälfte erfolgt über Exzenterverschlüsse. Für eine Entformung nahe der Solidustemperatur im Gussteil ist ein Abreißtrichter als Anguss vorgesehen. Abbildung 5-8 zeigt den

adaptierten Kokillenaufbau: Links (1) in Draufsicht die zur Öffnung notwendige Mechanik und rechts (2) komplett mit abgehobenem Abreißtrichter.

Eine weitere Variation des Formzwangs ist das Kernmodul als Sandkern auszuführen. Der Einsatz eines Sandkerns ermöglicht im Bereich des „U“ eine deutlich weniger behinderte Schrumpfung aufgrund der Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften im Vergleich zum Stahlkernmodul.

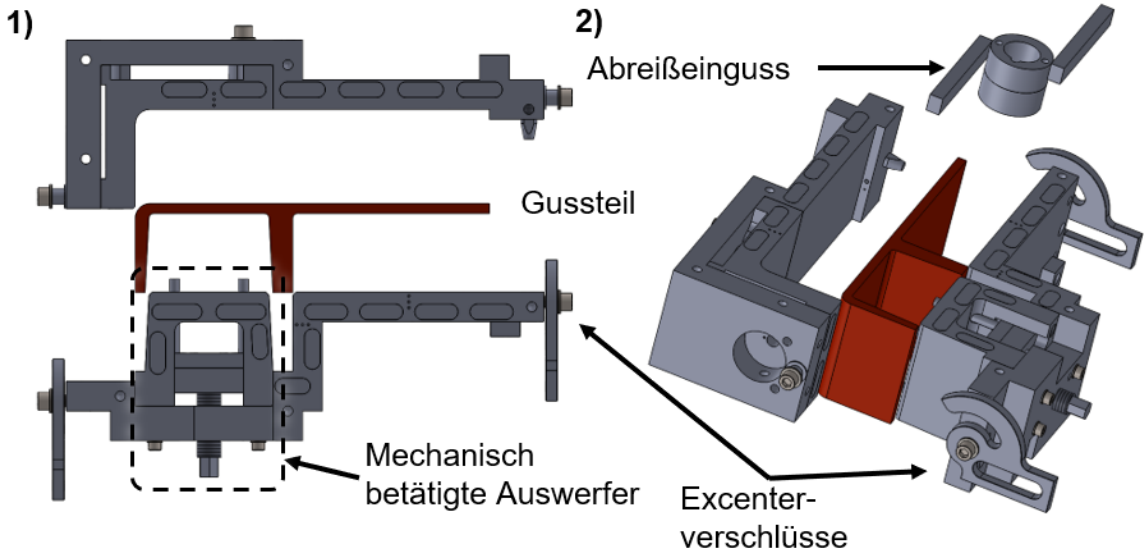


Abbildung 5-8: Die Kokillenmodule für temperaturvariables Entformen mit den mechanischen Komponenten, Excentern zum Abdrücken der Formhälften und Auswerfern (6).

5.2.3. Verzugsbeeinflussung über die Bauteilgeometrie

In den hierunter zusammengefassten Untersuchungen ist die Wechselwirkung von mechanischer und thermischer Interaktion am unklarsten zu fassen. Ausgegangen wird von einer Beeinflussung des Verzugs durch globale und lokale Unterschiede in der Gussteilwandstärke. Es folgen die, als rein mechanisch wirkende Einflussnahmen aufzufassenden, Verzugsbeeinflussung durch eine Verrippung des Gussteils sowie der Einsatz einer empirischen Geometrieanpassung des Werkzeugs (Vorhaltung), wie diese im Metallguss als Stand der Technik zur Verzugskompensation eingesetzt wird (19).

Umsetzung der Verzugsbeeinflussung über die Bauteilgeometrie

Die Untersuchungen des Einflusses der Variationen in der Bauteilgeometrie werden durch Tausch einzelner Kokillenmodule ermöglicht. So wird die globale Wandstärke über den Tausch der Module der festen Formhälfte realisiert. Die anderen

Geometrievariationen wie die Verdickung des Mittelsteges als lokaler Wandstärkenunterschied, die einseitige Verrippung und die Einbringung der Vorhaltung werden durch Tausch des Kernmoduls umgesetzt. Die Variationen der Geometrie mit globaler und lokaler Änderung der Wandstärke, sowie der Verrippung lassen sich von der Ausgangsgeometrie wie folgt ableiten (dargestellt in Abbildung 5-9):

1. Bei weitgehender Beibehaltung der Kontaktfläche zur Form wird durch eine Reduktion der Wandstärke von 10 auf 6 mm die globale Wandstärkenverringerung realisiert, welche im Folgenden als *dünnwandige* Geometrievariante bezeichnet wird. Hierbei wird neben den, aus der Geometrie resultierenden, mechanischen Eigenschaften des Gussteils der globale Wärmehaushalt durch Reduktion der Gussteilmasse um 40 % verändert. Ebenfalls sind durch die geringere Wandstärke bedingte größere thermische Gradienten im Gussteil und durch sie hervorgerufene Effekte auf den Verzug, zu erwarten.
2. Ein großes Masse- und damit Wärmezentrum im Gussteil für lokale Änderung der Interaktion zwischen Form und Gussteil wird durch eine Aufdickung des Mittelstegs auf ein Dreifaches (von 20 mm auf 60 mm) und somit eine Volumenvergrößerung realisiert – im Folgenden als *Großes Volumen* bezeichnet. Die Auswirkung dieser Spezifikation auf die thermomechanischen Prozesse wird so durch den resultierenden Bauteilverzug als erfassbare Größe aufgefasst.
3. Das zweidimensionale Verzugsphänomen kann auf ein dreidimensionales erweitert werden, indem das „U“ einseitig mit einer 5 mm starken Rippe geschlossen wird – dies wird im Folgenden als *asymmetrische* Variation bezeichnet. Die Lage der Rippe an einer Seite des „F“ ermöglicht es, über den Vergleich der Öffnungsweite ihren Einfluss auf den Verzug zu analysieren, sowohl direkt neben ihr als auch maximal weit entfernt. Bei weitgehender Beibehaltung des thermischen Haushalts wird so die bauteilimmanente Behinderung der Schrumpfung und ihr Einfluss auf den Verzug mitberücksichtigt.

Um die geometrische Verzugskompensation zu untersuchen, erfolgt eine Anpassung der Formgeometrie am Kernmodul. Dies liegt darin begründet, dass eine Abweichung des Gussteils in Form einer Abweichung des „U“ vom Sollmaß erwartet wird, wie es in Abbildung 5-10 auf der linken Seite (1) dargestellt ist. Zur Kompensation wird die mittlere Abweichung einer Reihe Gussteile der Ausgangsgeometrie herangezogen. Davon ausgehend wird mit einem Vorhaltefaktor von -1 (siehe (19)) ein Kernmodul mit entsprechend kompensierter Geometrie gefertigt und in Versuchsreihen abgegossen – im Folgenden als *kompensierter Kern* bezeichnet. Die Geometrieänderung ist in Abbildung 5-10 rechts (2) als „X“ gekennzeichnet.

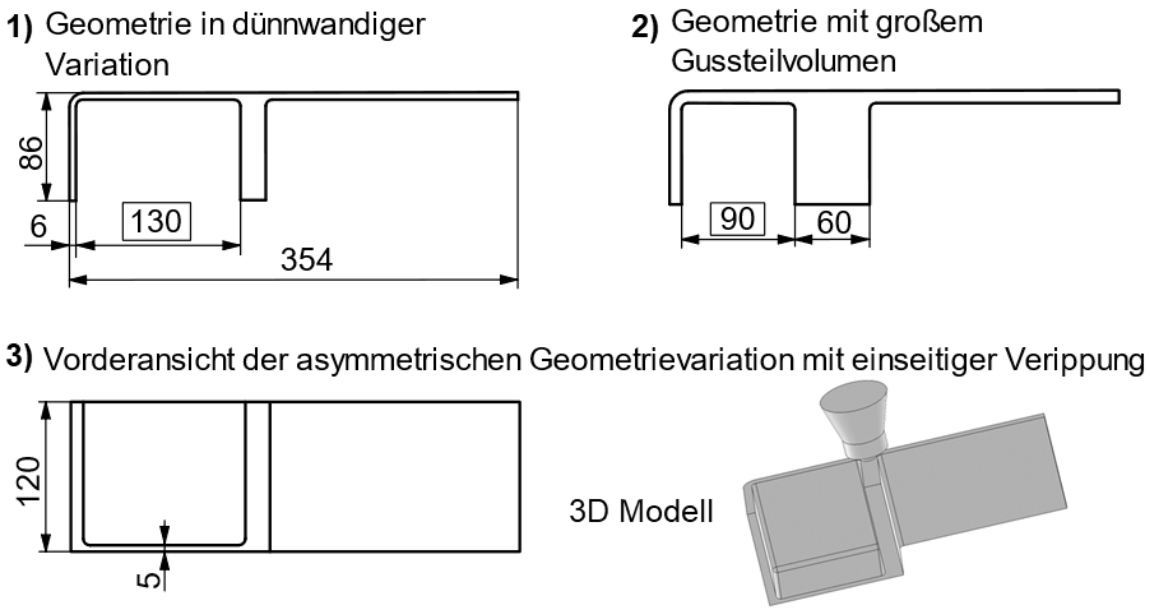


Abbildung 5-9: Zeichnungen der Geometrievariationen und Modellansicht der Geometrievariation mit einseitiger Verrippung.

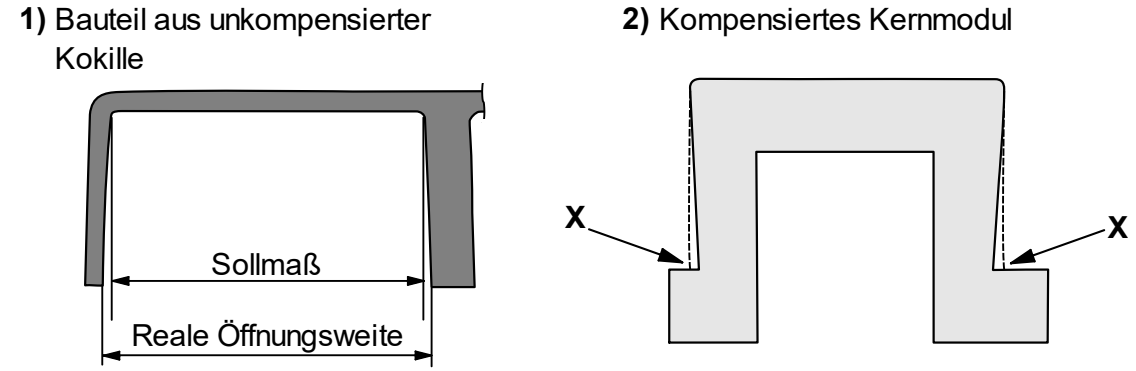


Abbildung 5-10: Soll- und Istmaß der als Verzugsgröße definierten Öffnungsweite des „U“ links, und die zur Kompensation notwendigen Anpassungen (X) am Kernmodul auf der rechten Seite.

5.3. Experimentelle Durchführung

Da die Ergebnisse und Erkenntnisse der einzelnen Versuche jeweils neue Richtungen und Parametervariationen nahelegen, ist der Auswahlprozess der Versuchsreihen als iterativ zu verstehen. Für die hier verwendeten Versuchsabgüsse wurden folgende gießereitechnische Parameter festgelegt, die für alle Versuche konstant gehalten wurden:

- Es wurde die aus den Vorversuchen bekannte, sehr gut dokumentierte und verbreitete Legierung AlSi7Mg0,3 verwendet.
- Es wurde jeweils mit einer Überhitzung von 90 °C, gemessen unmittelbar vor dem Abguss, gegossen (d. h. für AlSi7Mg0,3 eine Abgusstemperatur von 725 °C).
- Es wurde vor jedem Abguss eine Schmelzereinigung durch eine 15-minütige Argonspülung durchgeführt (mit 2,5 l/min.).
- Der manuelle Gießvorgang wurde mit einer Eingusszeit von fünf Sekunden (±1) ausgeführt.
- Die Form wurde vor jeder Versuchsreihe neu geschlichtet.
- Die Entformung des Bauteils fand nach vollständiger Abkühlung bei Raumtemperatur statt, sofern nicht gesondert ausgeführt.
- Es wurde jeweils eine 45-minütige Vortemperierung der Kokille auf die vorgesehene Temperatur vor dem Abguss durchgeführt.

Das verwendete AlSi7Mg0,3 stammt von RHEINFELDEN-ALLOYS und trägt die Handelsbezeichnung „ANTICORODAL“ in den Ausführungen 78 und 70, deren Zusammensetzung sich nur in ihrem Eisenanteil (0,12 bzw. 0,15 %) unterscheidet. Beide Varianten sind korngefeint und wurden aufgrund eines als vernachlässigbar erachteten Einflusses auf die in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse ohne weitere Unterscheidung verwendet. Die durch Funkenspektroskopie gemessene Zusammensetzung des verwendeten Materials (ANTICORODAL 78) ist in Tabelle 5-1 zu finden.

Tabelle 5-1: Zusammensetzung des verwendeten AlSi7Mg0,3.

Element	**Al**	**Si**	**Mg**	**Fe**	**Ti**	**Sr**
Gew.-%	Rest	7,110	0,422	0,098	0,083	0,018

5.3.1. Versuchsreihen und Einzelabgüsse

Die in Abschnitt 5.2 dargelegten Einflussgrößen und ihre Variation ergeben das Feld der Eingangsgrößen für die möglichen Versuchsabgüsse. Ein einzelner Abguss wird als *Versuch* bezeichnet, während eine Serie von zumeist fünf Abgüssen als *Versuchsreihe* gilt, wobei keine erneute Schlichtung der Kokille erfolgt. Zum Einfahren der Schlichte wurde vorab jeweils ein Abguss mit Al99.8 durchgeführt. Die Fülle an möglichen Parameterkombinationen und die hierfür teileweise aufwendigen mechanischen Änderungen an der Kokille machten eine gezielte Auswahl an abzugießenden Parameterkombinationen und eine effiziente Planung der Abgussanzahl notwendig. Daher wurden als erstes einzelne Abgüsse mit weit auseinanderliegenden Werten einzelner Parameter durchgeführt und bei Erkennen der Signifikanz bestimmter Einflussgrößen diese in Versuchsreihen detailliert betrachtet.

Versuche und Versuchsreihen zur thermischen Einflussnahme

Um die in Abschnitt 5.2.1 eingeführte Verzugsbeeinflussung über den Wärmehaushalt betrachten zu können, werden unter dieser Beschreibung die folgenden Versuchsreihen und Einzelversuche zusammengefasst.

Als erstes wurde die Temperatur der Vortemperierung variiert. 150 °C wurde als Basiswert herangezogen, da er in etwa in der Mitte des möglichen Variationsintervalls von Umgebungstemperatur bis 300 °C liegt. Es wurden drei Temperaturwerte (30, 150 und 300 °C) festgelegt. Dabei wurden neben einer homogenen Temperierung in der ersten Versuchsreihe Versuche durchgeführt, bei denen der Bereich Kern und der Bereich Kokille je Versuch unterschiedlich temperiert wurden.

Ergänzt wurde dies durch Einzelversuche unter Variation der globalen Temperierung in Versuchen mit lokaler Massenansammlung, durch den aufgedickten Mittelsteg sowie durch Versuche mit einem Sandkern. In beiden Varianten wurde jeweils ein Versuch mit homogener Formtemperierung bei 30 °C, 150 °C und 300 °C durchgeführt. Der Einsatz des Sandkernes führt durch seine stark vom Stahlkern verschiedenen thermischen Eigenschaften zu einem stark veränderten Wärmehaushalt während der Erstarrung und Abkühlung – auch weil er nicht von einem Temperierkreislauf durchflossen wird.

Eine weitere Variable der Formtemperierung war der Einsatz des Kerns mit numerisch topologieoptimierten Temperierkanälen mit dem Ziel einer homogeneren Erstarrung. Hiermit wurden Versuche in der Ausgangsgeometrie bei 150 und 30 °C Temperierung durchgeführt. Zum einen, da die Optimierung des Temperierkanallayouts für eine Vortemperierung von 150 °C geschah, zum anderen weil die Vorversuche zeigten, dass der Einfluss von Parametervariationen bei einer kälter temperierten Kokille größer wird (siehe Abschnitte 4.3). Ebenfalls wurden in der dünnwandigen Geometrie Versuchsreihen mit beiden Kernvariationen abgegossen. Diese wurden ausschließlich bei 150 °C Temperierung durchgeführt, da bei niedrigeren Werten unvollständige Formfüllung auftrat.

Versuche und Versuchsreihen zur Einflussnahme über den Formzwang

Um die in Abschnitt 5.2.2 eingeführte Einflussnahme auf den Bauteilverzug über den Formzwang betrachten zu können, werden unter dieser Beschreibung die folgenden Versuchsreihen und Einzelversuche zusammengefasst.

Die Variation der Wirkung des Formzwangs wurde durch dessen Aufhebung bei verschiedenen Temperaturen (T_e für Entformungstemperatur) betrachtet. Im Vergleich zu allen anderen Versuchsvarianten, wo die Entformung bei Raumtemperatur vorgenommen wurde, wird hier die Aufhebung des Formzwangs bis in den Bereich der Solidustemperatur im Bauteil verschoben. Um durch eine langsamere

Abkühlung eine geringere Schwankung der Entformungstemperatur im händischen Prozess zu gewährleisten, wurde hierfür die Kokillentemperatur auf 250 °C gesetzt. Zunächst wurde die Erstarrung der Schmelze im Angussspeiser als Auslöser für die Entformung gewählt, was eine Temperatur zwischen 342 und 360 °C, gemessen in der Mitte des Mittelsteges, bei Entformung bedingte. Hieraus wurden für weitere Serien iterativ Zeitspannen vom Zeitpunkt des Eingusses abgeleitet nach denen entformt wurde. So lieferte die Entformung nach 6:00 Min. eine Temperatur zwischen 279 und 290 °C. Um Entformungstemperaturen nahe Solidus zu erreichen wurde für eine Serie der Angussspeiser durch einen Abreißtrichter ersetzt und 70 Sekunden nach Einguss entformt. Dies ermöglichte Entformungstemperaturen zwischen 546 und 571 °C. In einem weiteren Schritt wurde 60 Sekunden nach Einguss – und abgeschlossener Erstarrung im Bauteil – die Temperierung auf 150 °C gesetzt und nach insgesamt 7:00 Min. entformt. Dies führte zu einer Temperatur zwischen 180 und 198 °C im Gussteil. Diese Versuche wurden im Bauteil in Ausgangswandstärke durchgeführt, da nur die hierzu zugehörigen Kokillenmodule für die heiße Entformung adaptiert wurden.

Als weitere Variation wurde der Einfluss des Formzwang durch den Einsatz des Sandkerns – im Vergleich zum mechanisch steifen Stahlkern – betrachtet. Hierzu wurde in der dünnwandigen Geometrie eine Versuchsreihe mit ansonsten gleichen Parametern zur Versuchsreihe mit Stahlkern abgegossen. Als Erweiterung sind die Einzelversuche mit Sandkern und variierter Vortemperierung (s. o.) aufzufassen, da hierbei auch die thermomechanische Reaktion des Sandkernes auf die verschiedenen Temperaturführungen mit einbezogen wird.

Versuche und Versuchsreihen zur geometrischen Einflussnahme

Um die in Abschnitt 5.2.3 eingeführte Einflussnahme auf den Bauteilverzug über die Variation der Bauteilgeometrie betrachten zu können, werden unter dieser Beschreibung die folgenden Versuchsreihen und Einzelversuche zusammengefasst.

Zur Untersuchung des Einflusses des Bauteilvolumens durch die globale Verringerung der Wandstärke wurden Versuchsreihen mit verschiedenen Varianten des Kernmoduls – konventionell, optimiert und mit geometrischer Kompensation – in der dünnwandigen Geometrie bei 150 °C durchgeführt.

Zur Untersuchung des Einflusses lokaler Massenansammlung wurden Einzelversuche bei 30, 150 und 300 °C Vortemperierung in der Geometrievariante Großes Volumen abgegossen (s. o).

Zur Betrachtung des Einflusses der Bauteilgeometrie ist auch die Versuchsreihe mit einseitiger Verrippung zur Verbindung der beiden Stege des „F“ zu zählen.

Hierzu wurde eine Versuchsreihe in der Ausgangswandstärke und bei 30 °C Kokillentemperierung mit in den Versuchsplan aufgenommen.

Als Variation der geometrischen Verzugsbeeinflussung wurden Versuchsreihen mit geometrischer Kompensation – Vorhaltung – durch Einsatz des beschriebenen kompensierten Kernmoduls durchgeführt. Abgegossen und ausgewertet wurden je eine Versuchsreihe der Ausgangs- und der dünnwandigen Wandstärke bei 150 °C Vortemperierung und eine in der Ausgangswandstärke bei 30 °C. Zur Berechnung der Vorhaltung wurden die Ergebnisse der Versuche mit Variation der Temperierung in der Ausgangsgeometrie herangezogen (Abgüsse bei 150 und 30 °C Kokillentemperierung).

5.3.2. Matrix der abgegossenen Parameterkombinationen und Einführung der Referenzvariante

Die im vorherigen Abschnitt beschrieben Versuchsreihen und Einzelversuche ergeben für das Feld der Eingangsgrößen die in Tabelle 5-2 gegebene Matrix der Parameterkombinationen. Der obere Teil der Tabelle stellt dabei die Kombinationen dar, bei denen die Vortemperierung variiert wurde, und die Entformung jeweils bei Umgebungstemperatur stattgefunden hat. Der untere Teil beinhaltet die Kombinationen, bei denen die Vortemperierung konstant blieb und die Entformungstemperatur variiert wurde.

Tabelle 5-2: Matrix der Abgegossenen Variablenkombinationen.

T_V [°C]	**Ausgangswandstärke**							**dünnwandige Variation**			
	konv.	opt.	Sand	komp.	asym.	gr. V.	T_e.	konv.	opt.	Sand	komp.
30	X	X	X	X	X	X	-	-	-	-	-
300	X	-	X	-	-	X	-	-	-	-	-
150	X	X	X	X	X	X	-	X	X	X	X
300/30	X	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
30/300	X	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T_e [°C]											
190	-	-	-	-	-	-	X	-	-	-	-
280	-	-	-	-	-	-	X	-	-	-	-
350	-	-	-	-	-	-	X	-	-	-	-
560	-	-	-	-	-	-	X	-	-	-	-

Für die Betrachtung und Einordnung der Ergebnisse werden jeweils zwei oder mehr Reihen beziehungsweise Einzelversuche verglichen, die sich in der betrachteten Eingangsgröße unterscheiden, während die anderen Parameter gleichbleiben. Im Folgenden wird eine Referenzvariante definiert, auf die sich die ermittelten Messwerte als relative Änderung beziehen. Für ein Maximum an möglichen Vergleichen wird hier die Versuchsvariation in Ausgangswandstärke, mit konventionellem Kern, mit 150 °C vortemperierter Kokille und bei Raumtemperatur entformt, gewählt. In Tabelle 5-2 ist diese Referenzvariante unterstrichen.

5.3.3. Bezeichnungsschema der Versuche und Proben

Zur eindeutigen Identifikation von Versuchen und Proben wird die folgende Bezeichnungssystematik eingeführt. Sie setzt sich aus fünf zweistelligen und einem einstelligen Zahlenwert zusammen:

- Der erste zweistellige Zahlenwert „Form“ steht für die eingesetzte Variante der Kokille. Die erste Stelle gibt die globale Wandstärke des Gussteils an. Die zweite Stelle kennzeichnet das verwendete Kernmodul. Aus Tabelle 5-3 sind die den jeweiligen Kokillen und Kernmodulen zugeordneten Zahlenwerte zu entnehmen.
- Der zweite zweistellige Zahlenwert „Temperatur - 1“ gibt die Vortemperierung an, in dem Bereich Kokille, mit: T=XX x 10 °C.
- „Temperatur - 2“ bezeichnet in gleicher Form die Vortemperierung des Bereichs Kern, wobei für den Sandkern, ohne eigenen Kühlkreislauf, die Temperatur der Kokille eingesetzt wird. Für die Varianten mit heißer Entformung ist „Temperatur - 2“ die Entformungstemperatur.
- Der vierte Zahlenwert bezieht sich auf das vergossene Material und ist 00 für Aluminium der Güte 99.8 und 01 für AlSi7Mg0,3.
- Der fünfte zweistellige Zahlenwert „Schlichtealter“ entspricht der Anzahl der Abgüsse in die nicht erneuerte Schlichte.
- Die letzte Zahl „Abguss“ gibt an, um den wievielten Abguss bei identischen Parametern es sich handelt.

Das Schema ist in Abbildung 5-11 grafisch dargestellt. Zur Veranschaulichung dient das folgende Beispiel: 11-15-15-00-01-1 bedeutet, dass es sich um das erste Versuchsteil mit Ausgangswandstärke und dem konventionellen Kern handelt. Sowohl die umgebende Kokille als auch der Kern sind mit 150 °C vortemperiert und es ist der erste Abguss in der Schlichte. Vergossen wurde Aluminium 99.8. Die in diese Arbeit eingeflossenen Versuche und die ermittelten Messwerte sind im Anhang unter Abschnitt 11.1.2 tabellarisch aufbereitet. Bei der Beschreibung von Versuchen und Reihen werden die so eingeführten Begrifflichkeiten verwendet. Wenn nötig

wird für die dünnwandige Spezifikation das Präfix „d“ voran- und für die Kennzeichnung der relevanten Temperatur, deren Wert, der Bezeichnung nachgestellt.

Tabelle 5-3: Wert und Erklärung des Begriffes „Form“ in der Bezeichnungssystematik.

Wert	Formgeometrie und Material
1X	Geometrie mit Ausgangswandstärke
2X	Geometrie mit dünner Wandstärke
X1	Standardkern mit konventionellen Kühlkanälen
X2	Kern mit konturoptimierten Kühlkanälen
X3	Kern für großes Gussteilvolumen
X4	Kern mit geometrischer Kompensation (Vorhaltung)
X5	Kern mit asymmetrischer Rippe
X6	Kern aus Furanharzsand
X7	Kokille für temperaturvariables Entformen

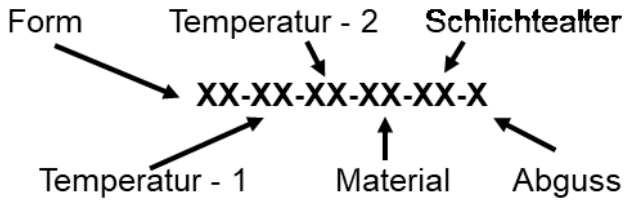


Abbildung 5-11: Schema der eindeutigen Versuchs- und Probenbezeichnung.

5.4. Messdatenerfassung

Die im Folgenden aufgeführte Erfassung der Messdaten zur Bestimmung der Zielgröße des Verzugs sowie der weiteren sekundären zum Erkenntnisgewinn erfassten Daten, ist ebenfalls als Teil eines iterativen Prozesses zu begreifen. Von einer anfänglichen vollumfänglichen Erfassung wurden die erfassten Größen schrittweise reduziert, soweit die bis dahin durchgeführten Auswertungen keinen Mehrwert erwarten ließen.

5.4.1. Verzugsanalyse

Der in 2.1 und 3.3.2 beschriebene Bauteilverzug ist Zielgröße dieser Arbeit. In Abschnitt 5.1.1 wurde die für die Untersuchung herangezogene Gussteilgeometrie

definiert und die zu erwartenden Phänomene der Schrumpfung, ihrer Behinderung und die daraus resultierenden Formänderungen beschrieben. Als Messgröße für den Verzug dient die Abweichung vom Sollmaß bei der Öffnungsweite des „U“ (siehe Abbildung 5-3). Die Stahlform wird hierbei als durch das Gussteil unverformbar angenommen, dies steht im Einklang mit der in Abschnitt 3.3 aufgeführten Literatur. Fertigungsungenauigkeiten der verschiedenen Kerne wurden entsprechend bei der Auswertung mit einbezogen, ebenfalls die Änderung des Sollmaßes infolge von Formschrägen.

Die Öffnungsweite wurde durch einfache mechanische Messung (Genauigkeit besser als ± 0,05 mm) an drei Messstellen, unten oben und in der Mittelebene bestimmt (siehe Abbildung 5-12). Diese Art der Messung wurde in anderen Arbeiten ebenfalls zur Bestimmung der Maßabweichungen herausgestellt (4). Als Verzug wurde sofern nicht anders angegeben der Mittelwert betrachtet. Für eingehendere Analysen, wie Untersuchungen zur Ausprägung des Verzugs über die Höhe am Gussteil wurden jedoch auch die einzelnen Messwerte in die Auswertung mit aufgenommen. Als Erweiterung dieser Messung, zur Zerlegung des Verzugs in die Anteile, der Formänderung (über die Winkel der Stege) und der Längenänderung des dieses verbindenden Bereiches, wurden ergänzende Messungen der inneren Länge, nahe der Rückseite des „U“ zwischen den Stegen durchgeführt. Diese ergänzenden Messungen wurden jedoch nur bei ausgesuchten Parameterkombinationen angewendet. Als weitere Ergänzung ist die Messung der Länge des freien Endes des „F“ und daraus die freie Schrumpfung abzuleiten.

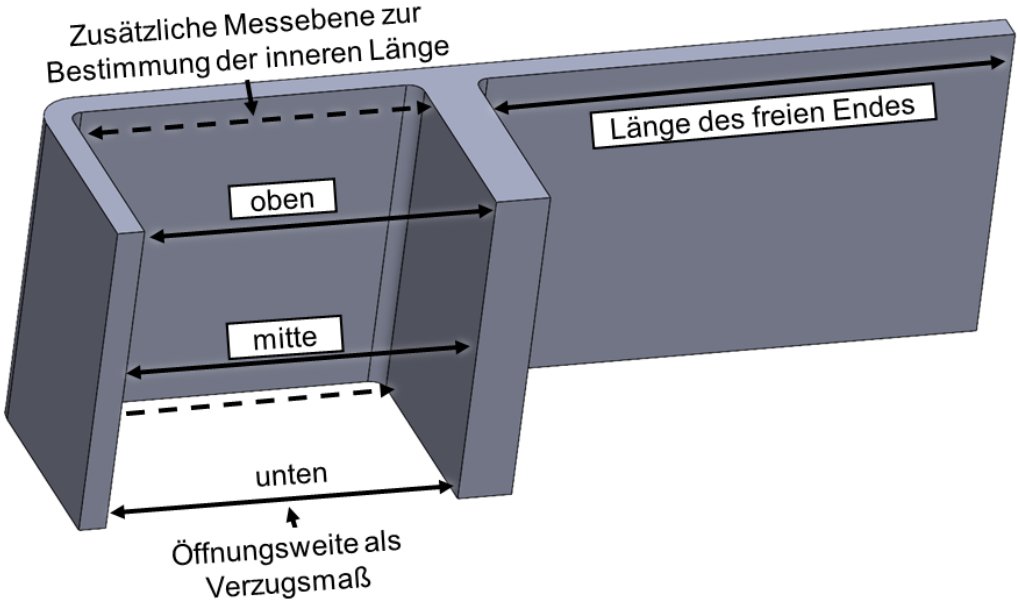


Abbildung 5-12: Messstellen für die Vermessung des Bauteilverzugs.

Zerlegung des Verzugs und Modellbildung

Der Verzug (V) als Gesamtheit der Gestaltabweichung vom Sollmaß – hier die Öffnungsweite des „U“ – lässt sich wie in Abschnitt 3.3 beschrieben, für das vorliegende Gussteil in den Anteil der linearen Abweichung (Δli) der inneren Länge des „U“ und den Anteil der Formänderung (ΔÖ) – ausgedrückt durch die Differenz der inneren Länge zur äußeren Öffnungsweite – zerlegen. Wie in Abschnitt 5.1.1 beschrieben kann diese Winkel- bzw. Formänderung als Resultat – und somit als Funktion – der durch Behinderung der Schrumpfung der Rückseite des „U“ durch den Formzwang entstehenden inneren Spannungen aufgefasst werden. Diese Spannungen bauen sich hierdurch ganz oder teilweise ab. Entsprechend der Literatur wird die lineare Schrumpfung in der Stahlform als vernachlässigbar betrachtet und die Schrumpfung nach Aufhebung des Formzwangs als komplett frei von äußeren Zwängen. Der Sandkern wird als teilweise die Schrumpfung behindernd angenommen. Die Zerlegung in die Abweichung der inneren Länge und die Formänderung ist in Abbildung 5-13 dargestellt.

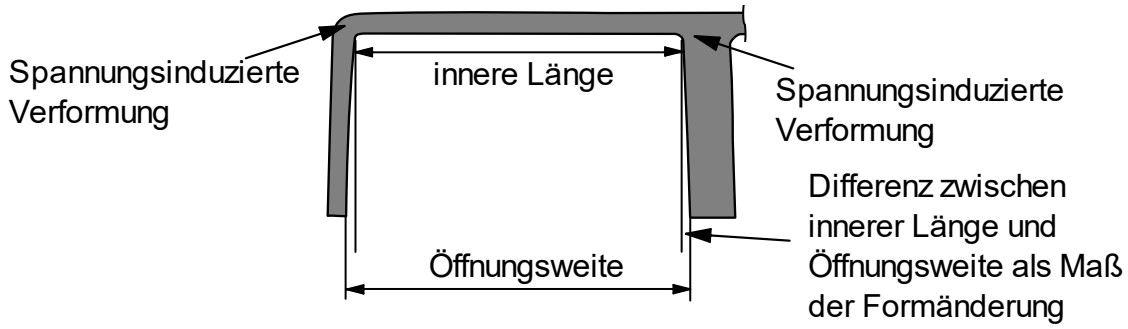


Abbildung 5-13: Zerlegung des Verzugs (Öffnungsweite des „U“) in den linearen Anteil – der Längenabweichung der Rückseite des „U“ – und den Anteil der Formänderung, ausgedrückt durch die Differenz der inneren und äußeren Öffnungsweite.

Der Gesamtverzug ergibt sich mit dem Istmaß der Öffnungsweite $Ö_i$ und deren Sollmaß $Ö_s$:

$$V = Ö_i - Ö_s \tag{5-1}$$

Die Abweichung der inneren Länge Δli ergibt sich mit dem gemessenen Istmaß li_i und dem Sollmaß li_s:

$$\Delta li = li_i - li_s \tag{5-2}$$

Die Formabweichung ergibt sich als Differenz der Öffnungsweite ΔÖ:

$$\Delta Ö = Ö_i - li_i \tag{5-3}$$

Für die Versuchsvarianten, die signifikante Ergebnisse hervorbringen, ist daher die Zerlegung und einzelne sowie kombinierte Betrachtung der Anteile an der gesamten Gestaltabweichung von Interesse. Daraus ergibt sich eine formelmäßige Beschreibung dieser Anteile als Funktion des variierten Parameters. Des Weiteren lassen sich hieraus die Zusammenhänge der Formänderung als Funktion der Behinderung der Schrumpfung der Rückseite des „U“ ausdrücken, d. h. $\Delta\ddot{O}(\Delta li)$, und somit der Verzug als Folge der inneren Spannungen, wenn die thermisch induzierte Schrumpfung durch den Formzwang behindert wird.

Einführung der Relativen Streuung

Der zu erfassende und kompensierende Verzug wird in der Praxis in einer Versuchsreihe mit den gleichen Eingangsgrößen je nach Parametervariation in verschiedenen Größenordnungen vorliegen und mit einer Streuung behaftet sein. Daher ist es von Interesse zu erfassen, wie das Verhältnis des mittleren Verzugs einer Serie zu deren Streuung ist. Hierüber lässt sich die Stabilität des Prozesses beurteilen, für eine Kompensation erscheint dies ebenfalls als lohnendes Ziel. Somit wird als Maß die Relative Streuung (S_{rel}) eingeführt, die durch die Standardabweichung des Verzugs (SD_V), innerhalb einer Serie, normiert mit dem mittleren Verzug (V) gebildet wird.

Ermittlung der Maßabweichungen

Für die Erfassung der Maßabweichung – des Verzugs und der inneren Länge – sind die tatsächlichen Maße der Kernmodule mit einzubeziehen. Das konventionelle Kernmodul, das Kernmodul für asymmetrische Verrippung sowie die Sandform weisen keine Abweichungen auf, die mit den verwendeten Messmethoden ermittelbar sind. Bei dem Kern mit optimierten Temperierkanälen weicht die äußere Weite um 0,2 mm vom theoretischen Maß ab und bei dem Kern mit kompensierter Geometrie um 0,15 mm. Dies wurde bei der Berechnung des Verzugs entsprechend berücksichtigt. Das Kernmodul zur Variation der Entformungstemperatur weicht in den zur Messung herangezogenen Bereichen leicht vom theoretischen Maß ab. Da dies innerhalb der Toleranz der Messungen liegt, wurden zur Abweichungsberechnung die theoretischen Maße verwendet. Die theoretischen Maße sowie die zu den weiteren Berechnungen herangezogenen Werte sind in Tabelle 5-4 aufgelistet.

Tabelle 5-4: Zur Abweichungsberechnung herangezogene Maße der Kernmodule und die zur Berechnung herangezogenen Sollmaße für die Öffnungsweite $Ö_s$ und für die innere Länge li_s.

Kernmodul oder Kern-form	**Theoretisches Maß [mm]**		**Tatsächliches Maß [mm]**		**Zur Berechnung [mm]**	
	außen	**innen**	**außen**	**innen**	**$Ö_s$**	**li_s**
konv. Kern	130	130	130	130	130	130
Sandkern	130	130	130	130	130	130
opt. Kern	130	130	129,80	130	129,80	130
komp. Kern	129,38	130	129,53	130	130,15	130
asym. Kern	130	130	130	130	130	130
T. var. Ent.	129,23	122,39	129,25	122,45	129,23	122,39

Zum Teil wurden die oben angeführten taktilen Längenmessungen zur Bestimmung des Verzugs um Messungen mittels einer 3D-Messmaschine begleitet, wobei hier mittels Taster alle 5 mm die Kontur in der Mittelebene des Bauteils angefahren wurde. Hierfür wurden die Bauteile vorher mittels Wasserstrahlschneidens spannungsfrei getrennt. Die Auswertung erfolgte anhand der gemessenen Linien an der Innenseite der Stege sowie an der Rückseite des Bauteils, wie in Abbildung 5-14 dargestellt.

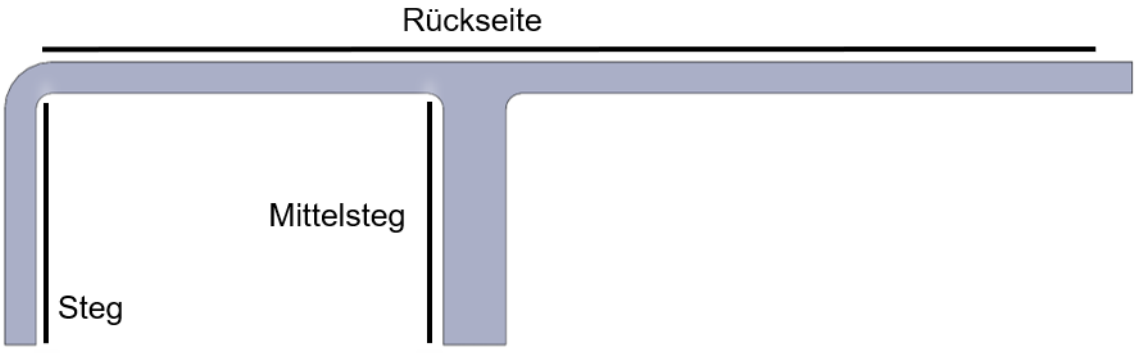


Abbildung 5-14: In der Mittelebene getrenntes Versuchsbauteil; die Linien geben an, wo die ergänzenden Messungen mittels 3D-Messmaschine durchgeführt wurden.

Da das Entformen der Versuchsbauteile aufgrund des Aufschrumpfens auf den Kern teilweise erheblichen Kräften erforderte kam es in manchen Fällen zu plastischen Verformungen im Bauteil, welche die Ergebnisse der Verzugsmessungen verfälscht

hätten. Vor den jeweiligen Verzugsmessungen wurde daher die Ebenheit der Rückseite des F-förmigen Bauteils überprüft. Bauteile mit signifikanten Abweichungen von mehr als 0,2 mm wurden aussortiert, siehe Abbildung 5-15. Ebenfalls aussortiert wurden Versuchsbauteile, bei denen der äußere Steg des „U“ nicht voll ausgelaufen war.

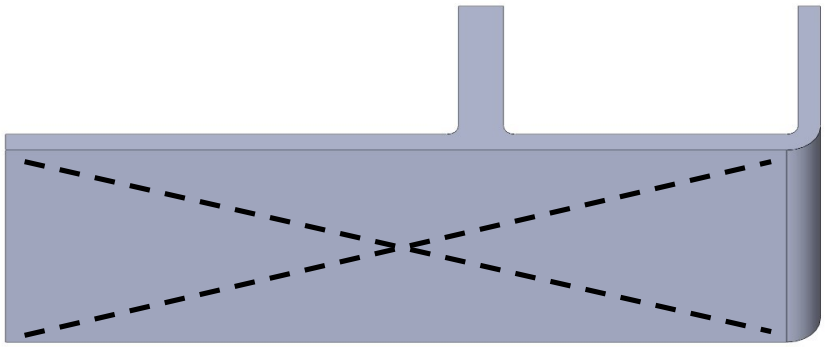


Abbildung 5-15: Die Ebenheit der Rückseite des „F“ dient zur Überprüfung auf nachträgliche plastische Verformung der Versuchsteile.

5.4.2. Eigenspannungsmessungen

Zum Erkenntnisgewinn über die im Gussteil verbliebenen Eigenspannungen im Gussteil, wurden diese Spannungszustände untersucht und, soweit möglich, in die Verzugsbetrachtungen miteinbezogen. Wenn der Verzug als zweidimensionales Phänomen betrachtet wird ergeben sich die zu untersuchenden Spannungszustände als Längsspannungen in der, von den beiden Stegen eingeschlossenen, Rückseite des „U“ über der Wandstärke. Dabei bezieht sich der Begriff „Innenseite“ jeweils auf die dem Kern zugewandte Seite des Gussteils und „Außenseite“ auf die dem Kern abgewandte Seite. Für den verzugsrelevanten Bereich folgt aus der Festigkeitslehre die Erwartung, dass von einem spannungsarmen Bereich in der Mitte die Spannungen zu den jeweiligen Oberflächen zunehmen. Daher wurde eine Eigenspannungsmessung mittels Bohrlochmethode von den jeweiligen Oberflächen aus gewählt. Hierfür wurde auf Messtechnik der Firma STRESSTECH (117) zurückgegriffen. Als Besonderheit erfolgt bei der eingesetzten Messtechnik die Berechnung des Spannungszustandes jedes Tiefenschrittes aus der optischen Erfassung der Oberflächenverzerrungen mittels Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI). Die eingesetzte Technik erlaubt eine Messtiefe von 2 mm, was mit der Erwartung der zur Oberfläche hin größer werden Spannungen, als ausreichend erachtet wurde. Es wurden je Messstelle drei Messreihen angesetzt. Die Tiefenschrittweite wurde mit 0,05 für den Tiefenbereich 0 – 1 und mit 0,1 für den Bereich 1 – 2 mm gewählt. Der Wert des erstens Schrittes wird aufgrund von Ungleichmäßigkeiten der Oberfläche und daraus folgenden Berechnungsfehlern ausgeschlossen. Zu

Vergleichszwecken wurden die Spannungen im frei schrumpfenden Ende des Gussteils, sowie in einem durch Wärmebehandlung spannungsfrei gemachten Abschnitt des Gussteils, herangezogen. Die Lage der Messstellen und die Orientierungen sind in Abbildung 5-16 dargestellt.

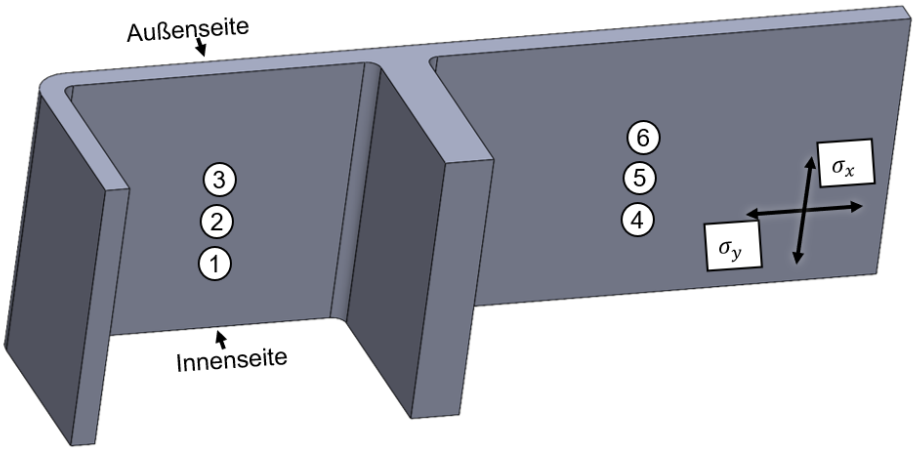


Abbildung 5-16: Lage der Messpunkte für die Eigenspannungsmessungen und die Hauptspannungsrichtungen, jeweils für Innen- und Außenseite.

5.4.3. Optische und metallografische Analyse

Zur Erfassung von Gussfehlern wurden die Gussteile nach dem Entformen einer optischen Analyse unterzogen. Hierbei wurden die durch die Erstarrung, und besonders die durch die Erstarrungsschrumpfung bedingten Gussfehler identifiziert und, sofern vorhanden, entsprechend für die Anbindung an die weiteren Analyseergebnisse dokumentiert. Unterteilt werden hierbei die sichtbaren Gussfehler in Einfallstellen, nicht ausgelaufene Bereiche und sichtbare Heißrisse. Bei Letzterem wurden diese in die Betrachtung des bleibenden Verzugs mit aufgenommen, da über sie Spannungen abgebaut worden sein könnten.

Metallografische Analyse

Das Gefüge dient als Indikator für die lokalen Erstarrungsbedingungen. Es wird hierbei der Zusammenhang zwischen SDAS und in Einzelfällen der Korngröße mit den jeweils lokal herrschenden Erstarrungszeiten genutzt, um örtlich genau aufgelöst auf den Wärmehaushalt schließen zu können (siehe Abschnitt 3.2.2). Diese Methode wurde verwendet, um Bereiche mit großem thermischen Gradienten über die Wandstärke und deren Wärmeflüsse besser identifizieren zu können, als das über die reine Aufzeichnung räumlich weit weniger feinmaschig messbarer Temperaturkurven möglich gewesen wäre.

Die Gefügebetrachtung wurde in der Mittelebene der spannungsfrei wasserstrahlgeschnittenen Gussteile durchgeführt. Die Stellen der Gefügeanalyse und ihre

jeweiligen Probenbezeichnung sind in Abbildung 5-17 dargestellt. Die Probenstelle „A“ und ihr zugehöriger Bereich wurde gewählt, um den Einfluss von Unterschieden zwischen Kern und Kokillenseite betrachten zu können. Die Probenstelle „B“, die allseitig von der Kokille umschlossen ist, dient als Vergleich. Dabei wurden für jede Messstelle die entsprechenden Untersuchungen in der Nähe zu den Gussteil-Form-Grenzflächen durchgeführt. Die Stelle „C“ liefert dagegen Messungen der, vom Bauteilrand am weitesten entfernten Stelle im Mittelsteg, und mit „C2“ in dem Fall der Variation mit Großem Volumen eine zusätzliche Erweiterung zur kernseitigen Grenzfläche hin.

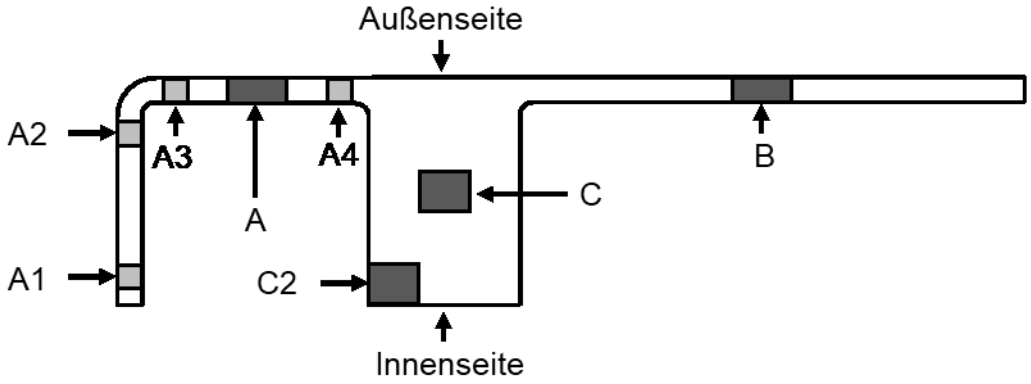


Abbildung 5-17: Positionen der Probenentnahmestellen für die Gefügebetrachtungen.

Für die SDAS-Bestimmung wurden die Probenstücke kalt eingebettet, geschliffen und poliert bis zu einer Endpolitur mit einer Körnung von 0,25 µm. Für die Bestimmung der Korngröße erfolgte zusätzlich eine Vibrationspolitur und anschließend eine Barker-Ätzung (Kornflächenätzung). Zur Ermittlung des Dendritenarmabstands wurde an den Lichtmikroskopaufnahmen der ungeätzten Proben mit der Software AXIOVISON® die Länge des Dendritenstamms gemessen und durch die Anzahl der von ihm abgehenden Dendritenarme geteilt. Hierbei wurden je Messstelle mindestens zehn verschiedene Dendriten mit mindestens fünf Dendritenarmen gemessen. Die Bestimmung des mittleren Korndurchmessers erfolgte über das Linienschnittverfahren mittels der Software LINCE® an den geätzten Proben. Zur Bestimmung des mittleren Korndurchmessers wurde der Mittelwert aller Korngrößen einer zu untersuchenden Stelle gebildet, wobei mindestens 1000 Körner pro Stelle ausgewertet wurden.

5.4.4. In-situ-Messungen

Zur Schaffung des Verständnisses über die Entstehung von Verzug im gesamten Prozess von Erstarrung und Abkühlung wurde vorgesehen in situ Temperaturen, Verschiebungen und auftretenden Kräfte während der Versuche aufzuzeichnen und

in Kombination mit den Ex-situ-Analysen der Versuchsbauteile auszuwerten. Die Positionierung der Messtellen ist in Abbildung 5-18 dargestellt. Die Auswahl der Messstellen und die Erfassung der gewünschten Messwerte werden im Folgenden für die einzelnen Größen erläutert:

Zur Untersuchung des Einflusses, der Temperierungsvariationen, in Kern- und Kokillenbereich unterteilt, wurde je eine Dreiergruppe Thermoelemente in der Kokille (Nr. T1 – T3) und im ihr gegenüberliegenden im Kernmodul (Nr. T5 – T7) angeordnet. Thermoelement Nr. T4 befindet sich mittig zwischen diesen Messstellen im Gussteil. Weiterhin wurden jeweils an den Enden der Kavität (und somit vom Einguss maximal weit entfernt) zwei weitere Thermoelemente im Gussteil platziert (Nr. T8 und T12). Drei weitere wurden im Mittelsteg (Nr. T9 – T11), davon eine im Massezentrum, eine in einer Ecke und eine mittig auf der diese verbindende Linie, angeordnet. Für die Messungen wurden die Thermoelemente in der Form sowie auch im Gussteil 15 mm tief (von der Oberseite aus gemessen) positioniert. Eine Ausnahme davon wurde bei den Versuchen mit aufgedicktem Mittelsteg (Geometrievariation mit Großem Volumen) gemacht, wo die Tiefe der in dem Steg befindlichen Thermoelemente so gewählt wurde, dass sie auf der Raumdiagonale vom Massemittelpunkt zur oberen Ecke zu liegen kommen. Die weiteren in Abbildung 5-18 dargestellten Positionen sind mögliche Alternativen, wobei hierzu auch eine Messung im Angussspeiser zählt.

Zur Messung der relativen Verschiebungen zwischen Gussteil und Form wurden je nach Versuch maximal acht LVDT-Wegaufnehmer, jeweils paarweise, um die Kokille angeordnet. Diese wurden durch Quarzstäbe thermisch entkoppelt mit der Kokille bzw. Gussteil verbunden. Je LVDT-Paar greift ein Messaufnehmer die Verschiebung der Formwand ab und der zweite detektiert über einen, an der Spitze gerillten, Quarzglasstab der bis in die Kavität reicht, die Verschiebung des erstarrenden Gussteils (siehe (100) (101)). Die Differenz der Messwerte eines LVDT-Paares ergibt somit eine mögliche Spaltbildung zwischen Gussteil und Form. Die Positionierung der LVDT-Paare ist in Abbildung 5-18 als blaue Linien, entlang ihrer Messrichtung, dargestellt. Die Messaufnehmer wurden dabei möglichst nahe an der mittleren Höhe des Gussteils angeordnet. Die ersten beiden Paare messen hierbei die Schrumpfung des freien Endes des Gussteils durch Messung der Bewegungen des freien Endes (L1) und dem Mittelsteg (L2). Das dritte Paar misst die Relativbewegung zwischen Bauteil und Form an der Außenseite des „U“ (L3), da hier eine Spaltbildung erwartet wird. Als letzte Messstelle wurde der äußere Steg des „U“ gewählt (L4), da hier durch die behinderte Schrumpfung eine Verschiebung zwischen Bauteil und Form während der Erstarrung zu erwarten ist.

Des Weiteren wurde ein Kraftmesszelle eingesetzt um den Kontaktdruck zwischen Gussstück und Kern zu messen, der durch das Aufschrumpfen zu erwarten ist. Diese wurde so positioniert, dass sie sich außerhalb der Form befindet und über einen weiteren Quarzstab, der durch den Kern bis zur Gussteil-Kern-Grenzfläche reicht, die auftretenden Druckkraft abgreift (vgl. ebenfalls (100) (101)). Die Richtung und der Punkt des Abgriffes der Kraft (K1) sind in Abbildung 5-18 als gelbe Linie dargestellt.

Für den Start der Messung wurde die maximale gemessene Temperatur an Messstelle T4 ausgewählt. Im Verlauf der Versuchsreihen wurde die Anzahl der eingesetzten Messaufnehmer schrittweise reduziert, basierend auf den Erkenntnissen aus den zuvor durchgeführten Versuchen. Die nicht besetzten Öffnungen in der Kokille wurden jeweils mit entsprechenden Stiften verschlossen.

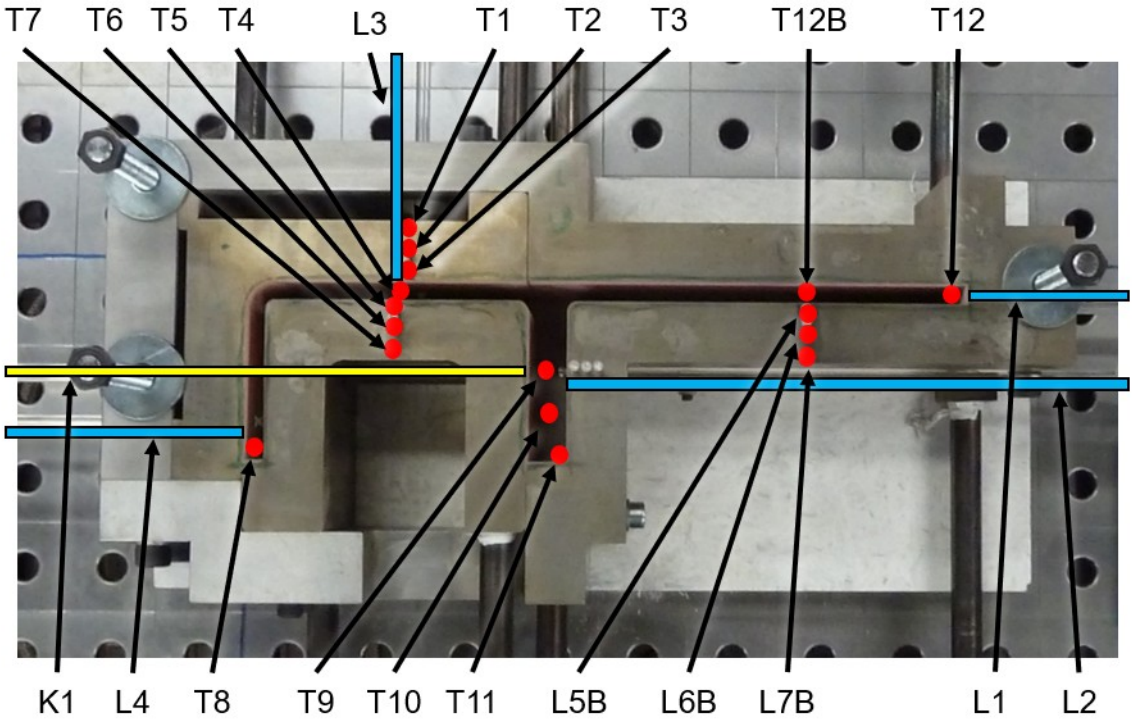


Abbildung 5-18: Aufsicht der geöffneten Kokille mit den Temperaturmessstellen (rot) und den Messstellen der Wegaufnehmerpaare (blaue Linien) sowie dem Angriffspunkt für die Messung der Aufschrumpfkraft (gelb) (115).

6. Ergebnisse zur Untersuchung des Bauteilverzugs

Das nachfolgende Kapitel beschäftigt sich mit der Auswertung der Ergebnisse der Versuche zum Bauteilverzug, die wie in Abschnitt 5.3 beschrieben durchgeführt wurden. Gießversuche unterliegen zahlreichen äußeren Einflüssen und Prozessschwankungen. Daher werden die gemessenen Größen überwiegend auf die eingeführte Referenzvariante bezogen. Die gewählten Auswertungsmethoden werden zunächst bewertet, um zu entscheiden, welche für die weiteren Betrachtungen fortgeführt werden. Anschließend werden die Ergebnisse der verschiedenen Untersuchungsrichtungen dargelegt. Da nicht alle Parameterkombinationen aussagekräftige und signifikante Erkenntnisse ergaben, werden die verschiedenen Ergebnisse in unterschiedlicher Tiefe behandelt. Die zu Grunde liegenden gemessenen Werte sind im Anhang in Tabelle 11-4 bis Tabelle 11-22 aufgelistet. Die bei der Darstellung eingesetzte Nomenklatur ist den Abschnitten 5.2 und 5.3 zu entnehmen.

6.1. Ergebnisse der Referenzvariante

Als erstes werden die im vorherigen Kapitel vorgestellten Analysemethoden auf die Gussteile mit der als Referenz definierten Variablenkombination (siehe Abschnitt 5.3.2) angewendet. Diese umfasst Versuche mit Ausgangswandstärke, konventioneller Kern und 150 °C globale Kokillentemperierung mit der Bezeichnung 11-15-15-01-02-1 und 11-15-15-01-02-2, gegossen in einer zwei Abgüsse alten Schlichte. Die Versuche 11-15-15-01-01-1, 11-15-15-01-01-2 sowie 11-15-15-01-01-3, die sich nur im Alter der Schlichte unterscheiden, werden zur Erhöhung der Stabilität der Ergebnislage für ausgewählte Analysen miteinbezogen.

6.1.1. Verzugsanalyse

Der Verzug wurde, wie in Abschnitt 5.4.1 beschrieben, als Öffnungsweite des „U“ unten, in der Mitte und oben bestimmt und mit dem Sollmaß des verwendeten Kernes verrechnet. Die einzelnen Werte und der Mittelwert des Verzugs über der Höhe sind in Abbildung 6-1 für die fünf oben aufgeführten Gussteile dargestellt. Ein Bauteil (11-15-15-01-02-1) hat über die gesamte Höhe einen gleichmäßigen Verzug, wobei hier der über die Höhe gemittelte Verzug (eingetragen als „Mittelwert“) am geringsten ist. Bei den anderen Gussteilen schwankt der Wert je nach Messstelle deutlich stärker. Das Intervall zwischen geringster und größter gemessener Abweichung vom Sollmaß ist ebenfalls dargestellt. In Abbildung 6-2 sind die Durchschnitte der Messwerte der fünf Bauteile je nach Lage (unten, mitte und oben) dargestellt, zusammen mit dem Mittelwert über alle drei Messstellen. Es zeigt sich keine eindeutige Tendenz hinsichtlich der Änderung des Verzugs in Abhängigkeit

von der Höhe oder dem Abstand zur Mittelebene des Bauteils. Lediglich ist der in der Mittelebene gemessene Verzug im Durchschnitt etwas größer als unten bzw. oben. Die Standardabweichung des Verzugs wird zur Oberseite des Gussteils erkennbar größer. Es ergibt sich aus allen Werten ein mittlerer Verzug von 0,73 mm (Minimum bei 0,64 und Maximum bei 0,84 mm) und eine Standardabweichung (SD_V) von 0,095 mm. Die als besonderes Vergleichsmaß für die Streuung der Bauteile innerhalb einer Parametervariation eingeführte Relative Streuung (S_{rel}) liegt bei 0,13. Die Messungen der inneren Länge ergaben über alle vier Bauteile und unten/oben gemittelt eine Maßabweichung (Δli) von -0,09 mm (bei einer Standardabweichung (SD_i) von 0,07 mm) also eine leicht geringere Länge als das Sollmaß. Die Differenz zwischen dieser und dem Verzugsmaß (V) ergibt 0,82 mm für den Anteil der Formänderung (ΔÖ). Somit liegt eine Aufweitung des „U“ nach außen vor. Die Messungen des freien Endes ergeben eine mittlere Maßabweichung von -2,28 mm und damit eine Schrumpfung (S) von -1,14 % bei einer Standardabweichung von 0,07 mm.

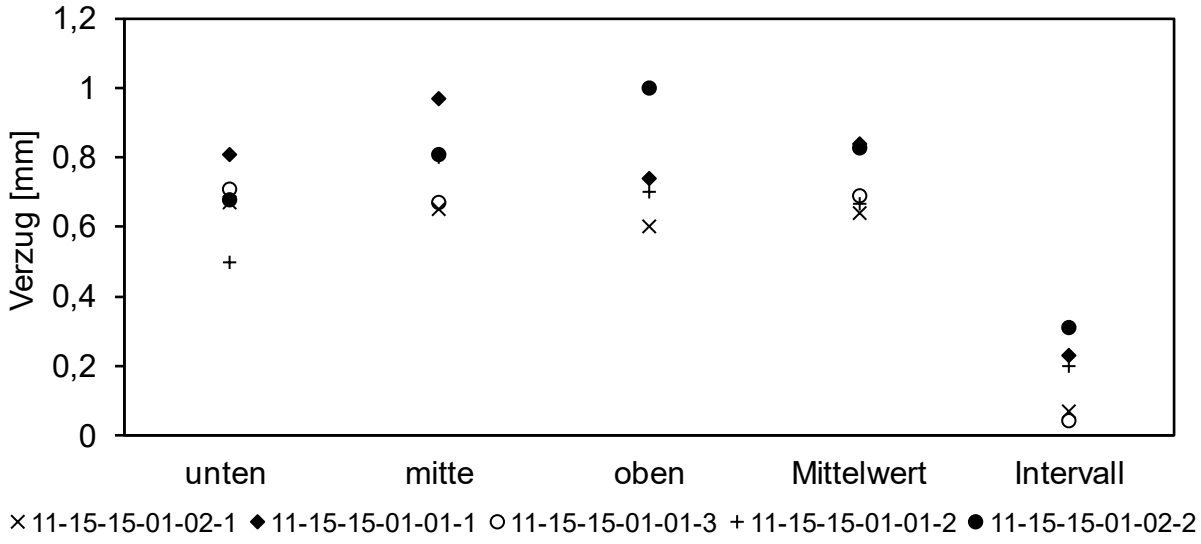


Abbildung 6-1: Gemessener Verzug der Gussteile der Referenzvariante, an den drei Messstellen und deren Mittelwert je Bauteil, zusammen mit dem Intervall zwischen kleinstem und größtem Wert in einem Gussteil.

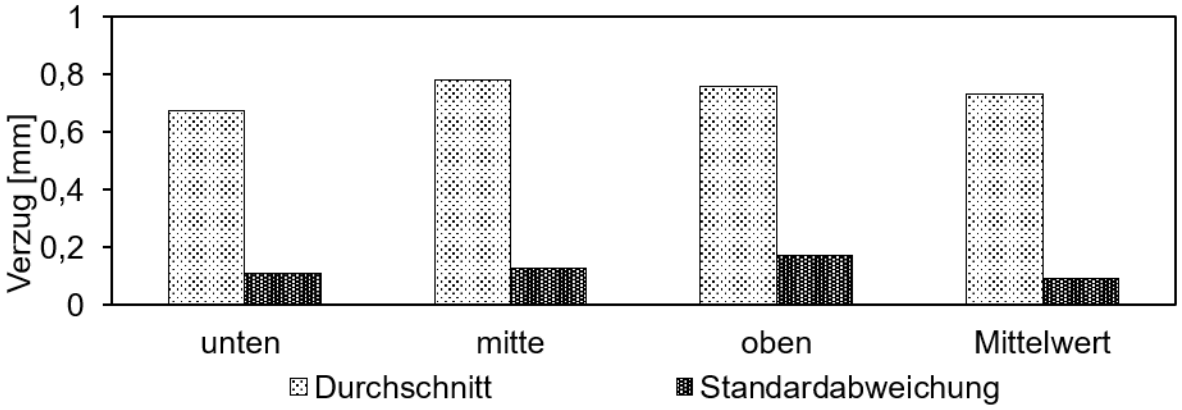


Abbildung 6-2: Verzug nach Lage am Bauteil und die Standardabweichung über die fünf Gussteile der Referenzvariante.

Verzugsmessung mittels 3D-Messung

Die Messungen der Stege und der Rückseite des „U“ in der Mittelebene des spannungsfrei getrennten Bauteils 11-15-15-01-02-1 mittels taktiler 3D-Messung (siehe Abschnitt 5.4.1) liefern folgendes Bild.

Für die Abstände der Stege (siehe Tabelle 11-23) zeigte sich, dass deren Abstand nahe der Rückseite dicht am Sollmaß ist, mit einer gemessenen Abweichung von 0,06 mm. Nach außen hin nimmt die Abweichung zu und erreicht bei 80 mm Abstand von der Rückseite mit 0,65 mm nahezu den Wert, den die reine Abstandsmessung an den Enden der Stege aufweist. Die Ergebnisse der Linienmessung der Rückseite der gesamten F-Geometrie sind in Abbildung 6-3 dargestellt, wobei „l“ die Lage der Messpunkte von der Seite des äußeren Steges des Bauteils angibt. Die Messwerte um den Bereich des Anschlusses des Quarzglasstabes zur Verschiebungsmessung an der Messstelle L3 sind aus der Darstellung entfernt, da dort keine Messbare Oberfläche vorhanden ist. Es zeigt sich eine hohe Streuung der Messwerte um teils mehr als 0,1 mm auf kurzer Strecke. Die Gesamttendenz zeigt für die beiden Bereiche des Gussteils jeweils eine leichte Wellenform, einmal im Bereich des „U“ (0 – 150 mm) und einmal im Bereich des freien Endes (150 – 300 mm). Diese ist dabei im Mittel nicht größer als die Streuung der Messwerte, es sind lediglich lokal größere Spitzen zu erkennen. Die Messungen der anderen Gussstücke der Referenzvariante lieferten ein vergleichbares Bild, zusätzlich traten teilweise noch weitere Sprünge in den Messwerten an den Übergängen der Kokillenmodule auf. Aus diesen Messwerten ist abzuleiten, dass die raue Oberfläche des Gussteils zu den stark schwankenden Werten der einzelnen Messpunkte führt.

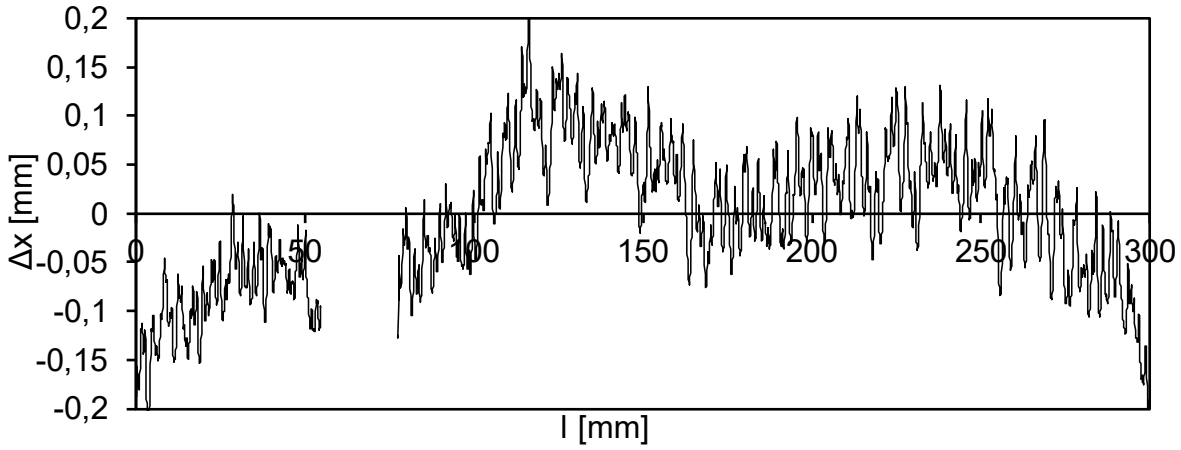


Abbildung 6-3: Messschrieb der Linienmessung der Rückseite des Gussteils 11-15-15-01-02-1.

6.1.2. Eigenspannungsmessungen

Am Gussteil 11-15-15-01-02-1 wurde anschließend eine Eigenspannungsmessung wie in Abschnitt 5.4.2 beschrieben durchgeführt. Abbildung 6-4 zeigt die Messungen der spannungsfrei geglühten Vergleichsprobe. Dargestellt sind die Längsspannungen σ_x und σ_y, wobei positive Werte eine Zug- und negative eine Druckspannung kennzeichnen, sowie die entsprechende Schubspannung τ_{xy}. Es sind keine eindeutigen Trends für Spannungsverteilungen über der Tiefe zu sehen, teilweise liegen zwischen einzelnen Messpunkten Sprünge von über 10 N mm^{-2} vor. So ergeben sich als Mediane der Längsspannungen über den betrachteten Tiefenbereich σ_x = -1,16 und σ_y = -6,49 (somit Druckspannungen) sowie τ_{xy} = -6,70 N mm^{-2} als Schubspannung.

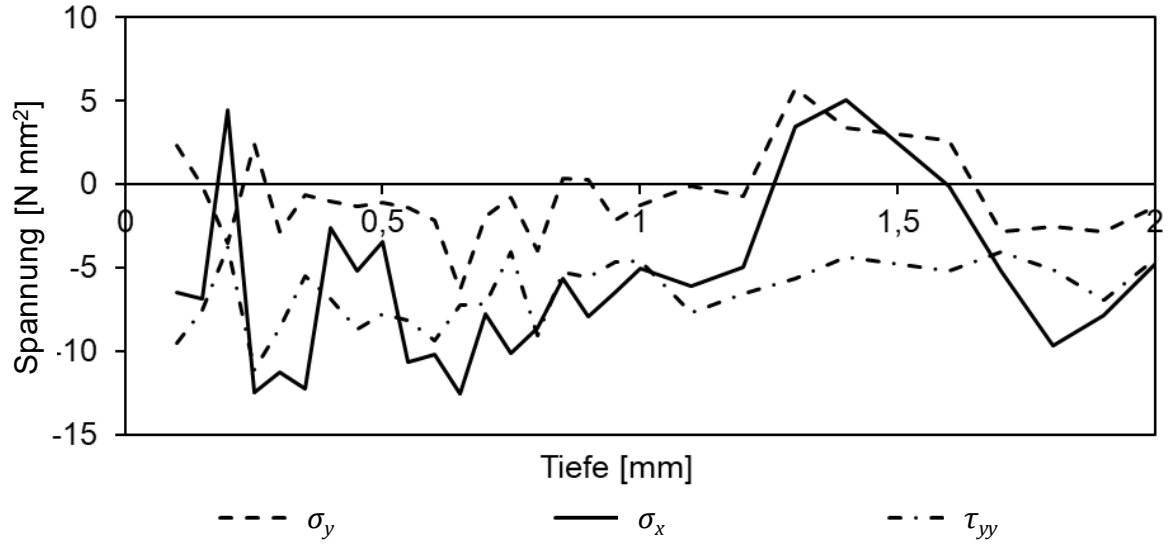


Abbildung 6-4: Eigenspannungswerte über der Tiefe an der spannungsfreien Probe.

Bei der Betrachtung der im Bauteil verbliebenen Eigenspannungen wurden – analog zur Verzugsmessung – nur die Spannungen entlang der Längsrichtung des „F“ als zweidimensionales Phänomen betrachtet, hier der Messwert σ_y. In Abbildung 6-5 sind die entsprechenden Spannungsprofile an je drei Messreihen und deren Mittelwert zu sehen, gemessen am frei kontrahierenden Ende des „F“. Dabei zeigt die linke Seite die Messungen von der Außenseite des Bauteils und die rechte die Messungen von der Innenseite. Beide Messstellen zeigen keine tiefenabhängigen eindeutigen Spannungswerte. Die Mediane liegen bei σ_y = -2,17 (außen) und σ_y = -1,95 N mm^{-2} (innen) mit Schwankungen der einzelnen Messwerte von teilweise über 50 N mm^{-2}.

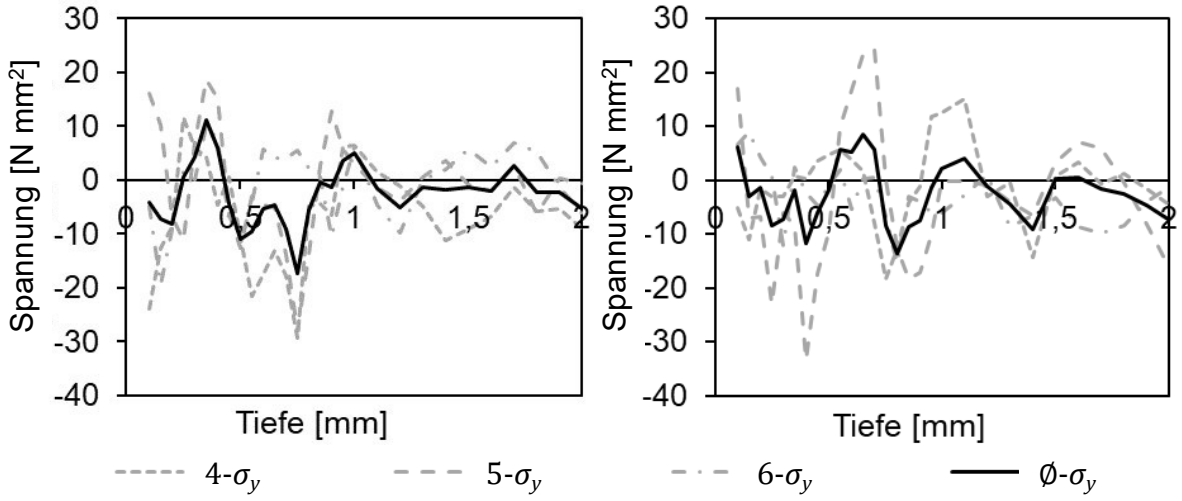


Abbildung 6-5: Eigenspannungen entlang der Länge des „F“ gemessen am freien Ende des „F“ auf der Außenseite (links) und auf der Innenseite (rechts).

Abbildung 6-6 zeigt die Ergebnisse der Messungen zwischen den Stegen, links wieder die der Außen- und rechts die der Innenseite. Auf der Außenseite zeigen sowohl die einzelnen Messreihen als auch der aus ihnen gemittelte Wert kein eindeutiges Spannungsprofil. Der Median des aus den drei Einzelmessungen gemittelten Spannungsprofils liegt bei σ_y = -2,83 N mm^{-2}. Bei den Messreihen der Innenseite zeigen zwei von drei Messstellen zur größten Tiefe hin die höchsten gemessenen Beträge. Weiterhin ist dies dazu in Bezug zu setzen, dass an dieser Messstelle die einzelnen Reihen die größten Sprünge in ihren Werten aufweisen, so schwankt beispielsweise der Messwert mehrfach von über 40 bis unter -20 N mm^{-2} über die Tiefe. Der Median der Messungen liegt hier mit σ_y = 3,15 N mm^{-2} als einzige Messung im positiven Bereich. Mit Bezug zu den Schwankungen der Messungen kann hier, aufgrund des geringen Betrages, nicht von einem eindeutigen Spannungszustand gesprochen werden.

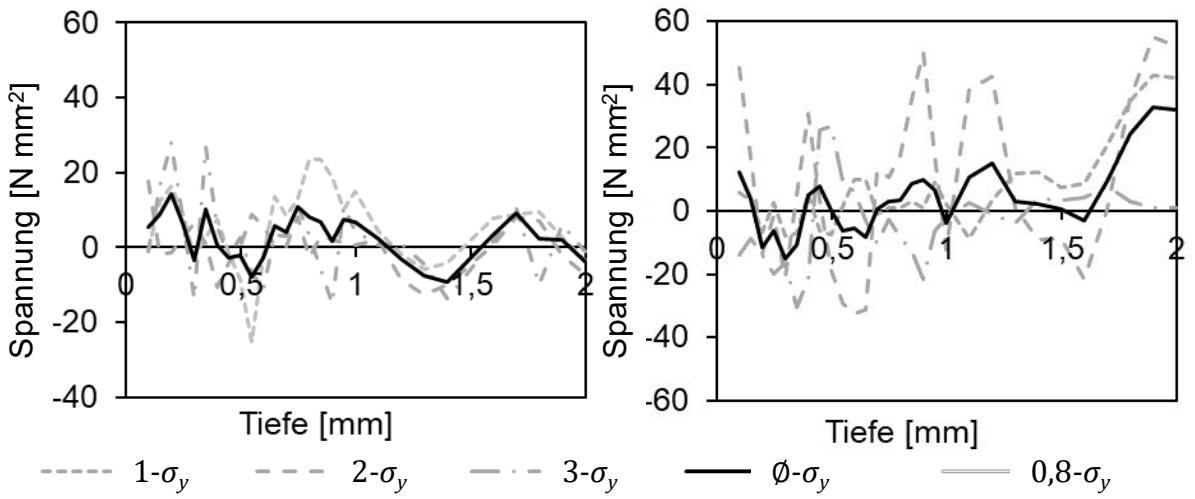


Abbildung 6-6: Eigenspannungen entlang der Länge des „F“ gemessen zwischen den Stegen des „U“ auf der Außenseite (links) und auf der Innenseite (rechts).

6.1.3. Optische und metallografische Analyse

Die optische Analyse der Gussteile der Referenzvariante zeigte keine mit dem bloßen Auge erkennbaren Heißrisse. Auch waren keine Einfallstellen, oder weitere Volumendefizite erkennbar (siehe Abbildung 6-7).



Abbildung 6-7: Optisch sind am Gussteil 11-15-15-01-02-1 keine Gussfehler auszumachen.

Metallografische Analyse

Untersuchungen zur Korngröße und SDAS an Gussteil 11-15-15-01-02-1 erfolgten mit den in Abschnitt 5.4.3 aufgeführten Prozeduren und an den dort gekennzeichneten Stellen im Bauteil. So wurden Analysen angefertigt an den Stellen A, A1 bis A4 und C jedoch nicht an der Stelle B. Grund für das Auslassen der Stelle B ist bei dem Versuch mit global gleicher Temperierung ein mit den Stellen A und A1 vergleichbarer Temperaturhaushalt. Die Hinzunahme der Probenentnahmestellen A1, A2

und A4 dient der Untersuchung der Gefügebilder nach Hinweisen auf wieder ausgeheilten Heißrissen in den Übergängen von den Stegen zur Rückseite des „U“. Abbildung 6-8 zeigt die ermittelten mittleren Korngrößen an den jeweiligen Stellen, aufgelöst nach Außen- und Innenseite, beim Mittelsteg (Messstelle C) auch in der Mitte der Wandstärke. Es zeigt sich keine klare Tendenz der gemessenen Größen je nach Position im Gussteil für die Referenzvariante. Allenfalls liegt der gemessene SDAS an der Stelle A mit 16,7 und 19,3 µm (Außen- und Innenseite der Verbindung der beiden Stege des „F“) in Summe unter allen anderen Messstellen. Der mittlere Korndurchmesser liegt zwischen 380 und 545 µm bei einem Median von 439 und einer Standardabweichung von 55,19 µm. Der SDAS liegt gesamt zwischen 16,7 und 24,4 µm bei einem Median von 21,00 µm und einer Standardabweichung von 2,08 µm.

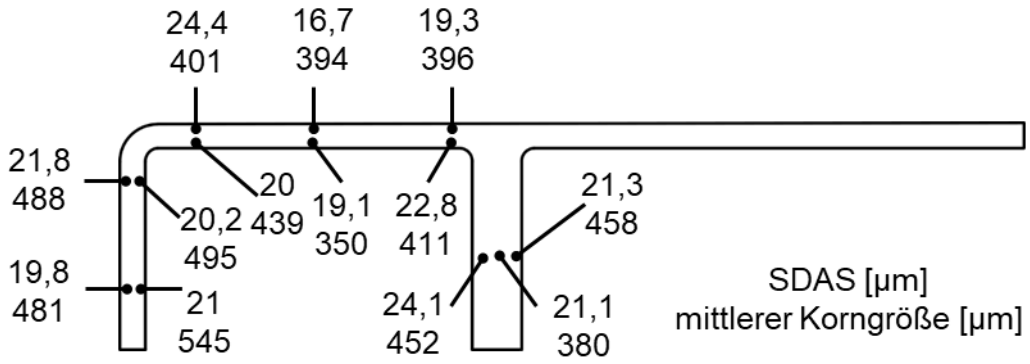


Abbildung 6-8: Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) und mittlere Korngröße am Gussteil in Referenzparametervariation (11-15-15-01-02-1).

Ein Vergleich mit Versuch 11-15-15-01-02-2, mit gleicher Parametervariation aber durchgeführt innerhalb einer anderen Serie, zeigt Unterschiede im Gefüge. So liegt dort der SDAS aller Messstellen über dem des ersten Gussteils, wohingegen die mittlere Korngröße an allen Stellen geringer ist, dargestellt in Abbildung 6-9. Es zeigt sich in der Mitte des Mittelsteges (Messstelle C-mitte), der die doppelte Wandstärke des restlichen Bauteils aufweist, kein einheitliches Bild eines größeren SDAS oder einer größeren mittleren Korngröße. Alle Werte liegen innerhalb der Streuung und deutlich unterhalb der Unterschiede zwischen den Bauteilen gleicher Parametervariation.

Die Analyse der Gefügebilder an den Messstellen A1, A2 und A4 auf Dendritenstrukturen die auf wieder ausgeheilte Heißrisse hindeuten, verlief ohne erkennbare Ergebnisse. Ebenfalls waren auf den Bildern zur Korngrößenbestimmung hierfür keine Indikatoren zu finden. Abbildung 6-10 zeigt exemplarisch auf der linken Seite die Dendritenstruktur des Gussteils 11-15-15-01-02-1 an Messstelle A-innen und auf der rechten Seite die dortige Kornstruktur.

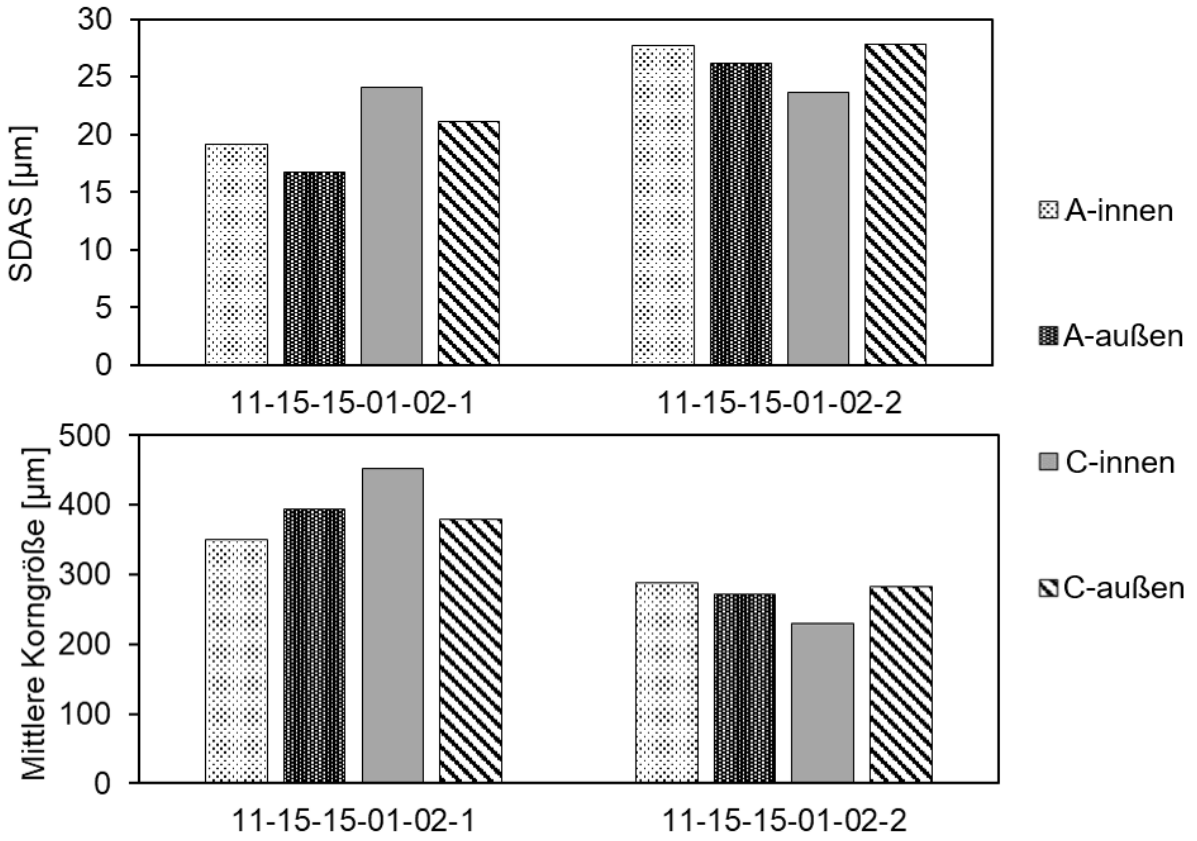


Abbildung 6-9: SDAS und mittlere Korngröße der Versuche in der Referenzvariante, im dünnwandigen Bereich (A) und im Mittelsteg (C).

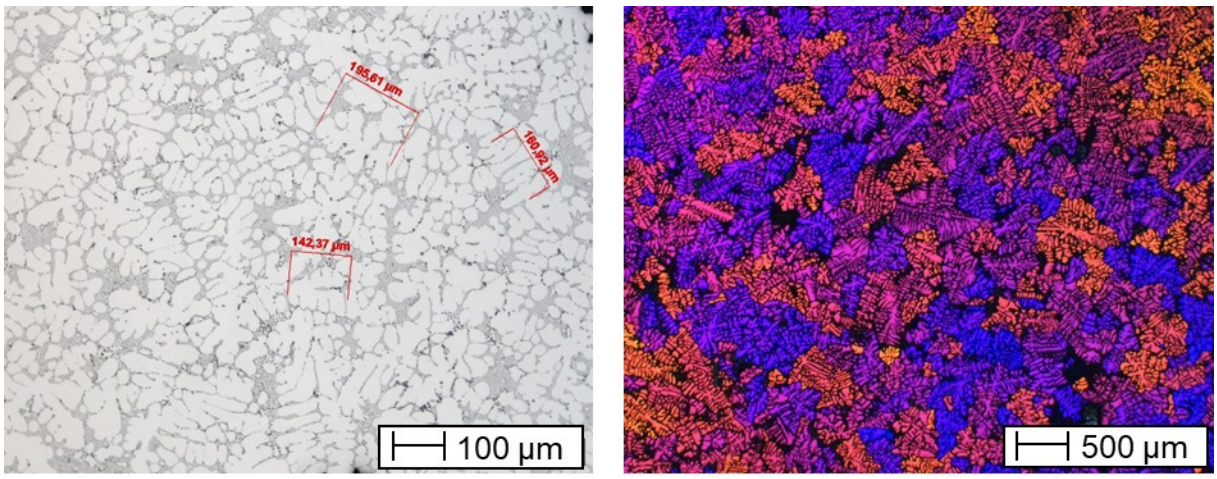


Abbildung 6-10: Auf der linken Seite die Dendriten- und auf der rechten Seite die Kornstruktur eines Referenzgussteils (11-15-15-01-02-2) an der Messstelle A-innen.

6.1.4. In-situ-Messungen

Die Lage der Messstellen für die Messungen der Temperaturen und Verschiebungen während des Erstarrungs- und Abkühlvorgangs sind dem Abschnitt 5.4.4, Abbildung 5-18, zu entnehmen. Betrachtet wird der Zeitbereich vom Zeitpunkt der höchsten gemessenen Temperatur an Messstelle T4 bis zur Abkühlung des wärmsten Bereiches (Messstelle T9) auf 300 °C.

Temperaturmessungen

Abbildung 6-11 zeigt exemplarisch die Messungen der Temperaturverläufe des Referenzversuchs 11-15-15-01-02-1. Es zeigt sich, dass in den dünnwandigen Bereichen (Messstellen T4, T8 und T12) die höchste Temperatur nicht signifikant über die Liquidustemperatur steigt und nach etwa 10 Sekunden die Erstarrung in diesen Bereichen abgeschlossen ist (die Temperatur sinkt auf T_{sol}). Im weiteren Verlauf der Abkühlung sinkt die Temperatur an Messstelle T4, also zwischen den Stegen des „F“, deutlich langsamer als an den Endstellen der Geometrie (Messstellen T8 und T12). Diese Tendenz ist in allen Versuchen zwar verschieden stark ausgeprägt aber vorhanden. Die Messstellen T9 – T11 liegen in dem massereichsten Bereich des Gussteils und erstarren daher am langsamsten. Messpunkt T11, nahe der der Kokille zugewandten Ecke dieses Bereichs besitzt initial einen ähnlichen Verlauf wie die Messstellen in den dünnwandigeren Bereichen und kühlt erst nach abgeschlossener Erstarrung (nach ca. 12 Sekunden) deutlich langsamer ab. Der Messpunkt T9 im Massezentrum hingegen erstarrt signifikant langsamer, so ist die Sekundärerstarrung hier erst nach etwa 48 Sekunden abgeschlossen. Der Temperaturverlauf von Messpunkt T10 liegt erwartungsgemäß zwischen den Verläufen von T9 und T11.

Die Temperaturverläufe der Kokille wurden an den Temperaturmessstellen T1 – T3 und die des Kernmoduls an T5 – T7 aufgezeichnet. Ihr Maximum erreichen die Temperaturen in Kokille und Kern an den, der Kavität nächstgelegenen, Messpunkten T3 und T5 gleichzeitig nach etwa 20 Sekunden. Dieses Maximum liegt somit etwa 10 Sekunden nach dem Ende der Erstarrung des zwischen ihnen liegenden Gussteilbereiches aber noch etwa 10 Sekunden vor dem Ende des zuletzt erstarrenden Bereiches im Zentrum des Mittelsteges. Es werden hier an beiden Stellen etwa 240 °C und somit 90 °C Aufheizung gegenüber der ursprünglichen Temperierung erreicht. Die von der Kavität weiter entfernten Messstellen T2 und T6 sowie T1 und T7 erreichen paarweise ähnliche Maximaltemperaturen und dies auch zu ähnlichen Zeitpunkten, wobei die Maxima an den zur Kavität entferntesten Stellen, T1 und T7 am spätesten erreicht werden (nach etwa 45 Sekunden). Es liegen die Maxima in

der Kokille (T1 und T2) dabei leicht unterhalb denen ihrer gegenüberliegenden Stellen im Kernmodul (T7 und T6).

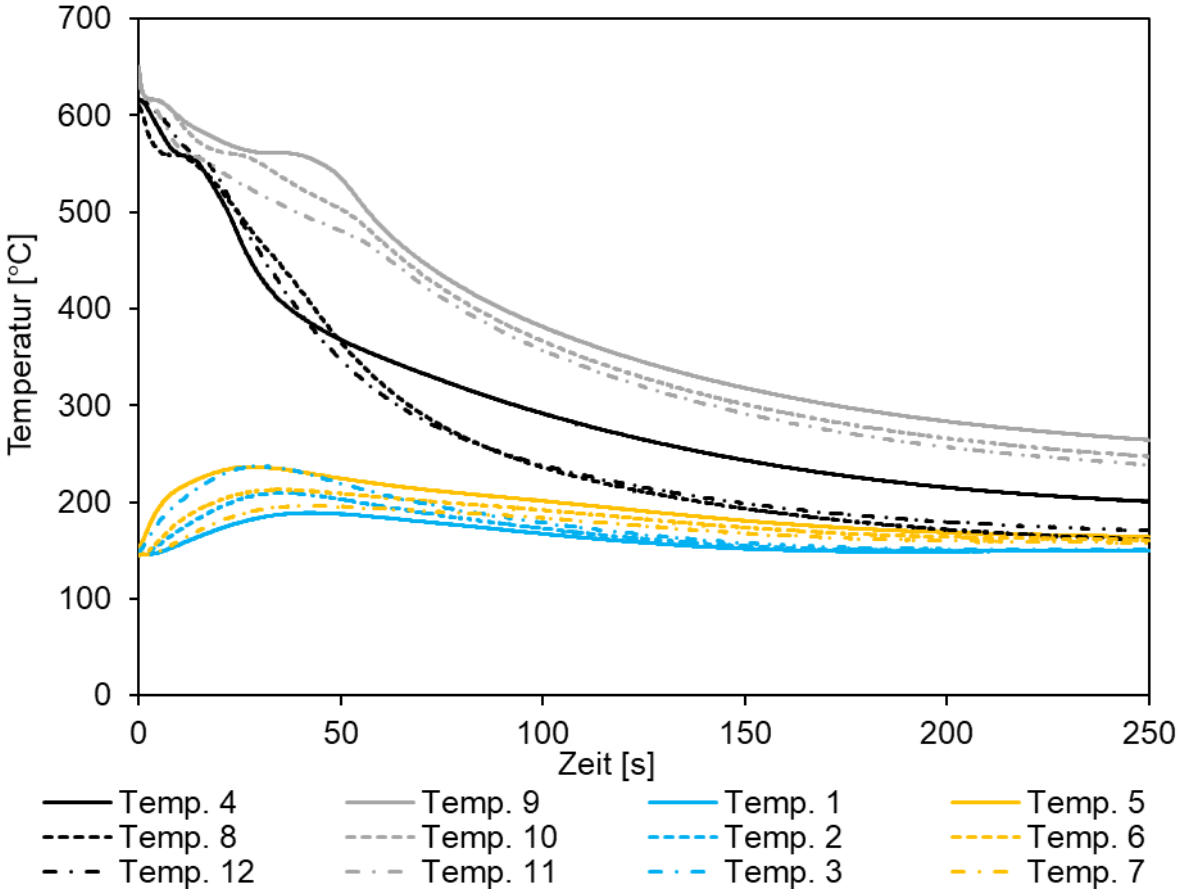


Abbildung 6-11: Temperaturverläufe des Referenzversuchs (11-15-15-01-02-1) mit 150 °C Kokillentemperierung.

Verschiebungen und Kontaktdruck

Aus den einzelnen In-situ-Messungen der Verschiebungen von Gussteil und Kokille (siehe Abschnitt 5.4.4) wird durch Subtraktion der jeweiligen Beträge die relative Verschiebung zwischen Bauteil und Kokille rechtwinkelig zur lokalen Gussteiloberfläche bestimmt. Die einzelnen Bezeichnungen der Messwerte werden dabei um „G“ für die Messung am Gussteil und „K“ für die Messung an der Kokille ergänzt. Für die einzelnen Messstellen sind die Messwerte in Abbildung 6-12 dargestellt. Sie werden im Folgenden erläutert, wobei die Kraftmessdose nur Messrauschen, ohne erkennbar Kräfte aufzunehmen, lieferte und hier nicht weiter betrachtet wird.

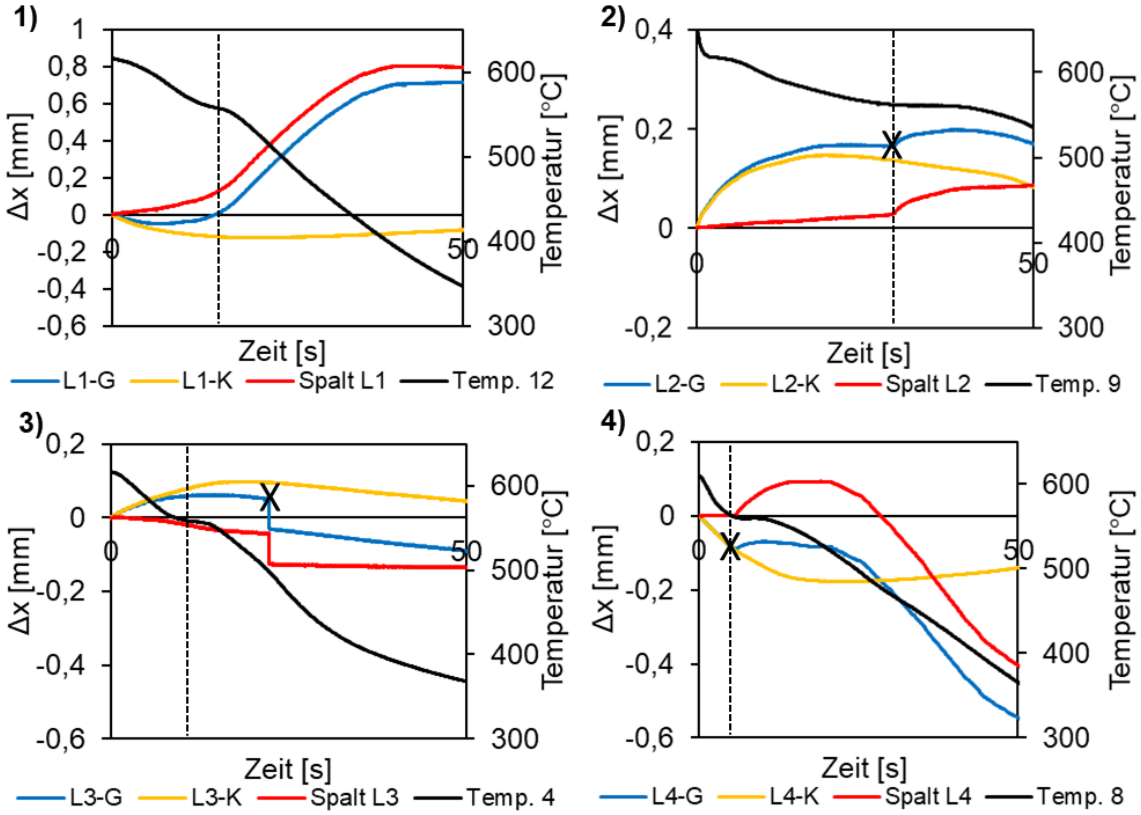


Abbildung 6-12: Die Verschiebungen und die daraus errechneten Spalte jeweils zur Formwand hin: 1) für das freie Ende; 2) für den Mittelsteg aus Richtung des freien Endes; 3) für die von den Stegen eingeschlossene Rückseite des F-Gussteils; 4) für den äußeren Steg. Der Zeitpunkt des Erreichens der Kohärenztemperatur ist als gestrichelte Linie eingetragen.

1. Messstelle L1 zeigt die Längenänderung des freien Endes der F-Geometrie. Hier ist anfangs eine Ausdehnung von Form und Gussteil sichtbar. Für das Gussteil kehrt sich dies während der Erstarrung um und es beginnt zu schrumpfen. Bei Erreichen der Kohärenztemperatur an Messstelle T12 erreicht es wieder die Ausgangslänge und schrumpft von dort weiter. Es entsteht ein Spalt, der nach 40 Sekunden mit 0,8 mm seinen Endwert erreicht.
2. Messstelle L2 zeigt die Verschiebungen am Mittelsteg des Bauteils, gemessen parallel zu den Messungen des freien Endes. Hier bewegen sich Kokille und Gussteil von Anfang an synchron vom Messaufnehmer weg. Für den Spalt steigt der Werte die ersten 30 Sekunden nahezu linear bis auf 0,03 mm. Zu diesem Zeitpunkt knickt der Messwert der Verschiebung des Gussteils nach oben (X), er steigt zunächst schneller an, um dann ab Sekunde 40 wieder zu fallen. Für den Spalt bedeutet dies eine Aufweitung auf 0,09 mm und dort eine Annäherung an einen stationären Zustand. Anzumerken ist, dass zum Zeitpunkt des Knickes in

den Messwerten für die Verschiebung des Gussteils die Temperatur im Zentrum des Mittelsteges (Messstelle T9) bei Kohärenztemperatur liegt.

3. Für die Messstelle L3 auf der Rückseite des „F“ zwischen den Stegen sowie die zugehörige Temperatur (Messstelle T4) ist zu sehen, dass sich anfangs Kokille und Gussteil synchron vom Messaufnehmer wegbewegen. Hierbei gehen die Werte für den Spalt bis Sekunde 22 langsam ins Negative, bei einem Betrag von unter 0,05 mm. Zu diesem Zeitpunkt tritt ein Sprung (X) in den Messwerten des Gussteils auf, weshalb diese Werte ab dann als ungültig betrachtet werden (mutmaßlicher Bruch des Quarzglasstabes).
4. Die Messungen der Verschiebungen für die Messstelle L4 an dem äußeren Rand des äußeren Steges der F-Geometrie zeigen für die ersten Sekunden, dass sich Form und Gussteil gleichsam ausdehnen. Mit Erreichen der Kohärenztemperatur von ca. 560 °C an Messstelle T8 ändert sich die Richtung der Verschiebung des Gussteils (X) – erst hier entsteht ein messbarer Spalt. Im weiteren Verlauf der Messung kehrt sich die Tendenz des größer werdenden Wertes für den Spalt um und er nimmt wieder ab, bis in den negativen Bereich.

6.1.5. Numerische Simulation

Anhand der Referenzvariante wurde zur Festlegung des in MAGAMSOFT® für die weiteren Simulationen zu verwendenden Wärmeübergangskoeffizientenparametersatzes eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt und anschließend Kokille und Gussteil thermisch und mechanisch simuliert.

Thermische Simulation und Sensitivitätsanalyse

In den Vorversuchen, der bisherigen Forschung und der Literatur (siehe Abschnitt 3.2.4) werden für den Wärmeübergangskoeffizient im Falle des Fest-flüssig-Kontakts Werte zwischen 2000 und 5000 W m^{-2} K^{-1}, für den Fall der Spaltbildung Werte zwischen 100 und 400 W m^{-2} K^{-1} sowie für den Fall des Aufschrumpfens Werte bis über 5000 W m^{-2} K^{-1} angegeben. Demgegenüber steht der in MAGMASOFT® hinterlegte, rein temperaturabhängige, Datensatz für eine beschichtete Dauerform („Perm-Coat“) mit 400 W m^{-2} K^{-1} unterhalb von 543 °C, einer linearen Steigerung auf 620 W m^{-2} K^{-1} bei 613 °C und einem konstanten Wert von 620 W m^{-2} K^{-1} oberhalb der 613 °C. Anzumerken hier ist, dass in MAGMASOFT® die 613 °C und die 543 °C als Erstarrungsanfang und -ende (für AlSi7Mg0,3) definiert sind. Der Abgleich der In-situ-Messungen der Temperaturen des Referenzversuchs mit der Simulation unter Verwendung des aufgeführten Datensatzes zeigt für die Erstarrung eine etwa doppelt so lange Erstarrungszeit in der Simulation.

Zur Identifikation eines passenderen Datensatzes für den temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten wurden Simulationen durchgeführt, mit dem

Experiment verglichen und ein passender ausgewählt. Hierfür wurden anhand der Literatur und den Vorversuchen mehrere Datensätze als Eingangsgröße erstellt. Als Bewertungskriterium für die Werte bei Grenzflächentemperaturen über der Solidustemperatur dienen einmal die Erstarrungszeit (s. o.) und die maximalen Temperaturen in Kokille und Kern sowie die Zeitpunkte ihres Auftretens. Als weitere Vergleichswerte dienen die Temperaturen nach weitgehender Abkühlung der Kokille auf Starttemperatur nach 250 Sekunden, da hier der Wärmeübergang bei niedrigen Temperaturen maßgeblich ist. Hier wird einmal die Temperatur zwischen Form und Kern (Messstelle T4) und die Mittelwerte der Endstellen des Gussteils (T8 und T12) sowie die Mittelwerte der Temperaturen im Mittelsteg (T9 bis T11) und in der Form (T1 bis T3) sowie im Kern (T5 bis T7) zum Vergleich herangezogen. Diese Punkte sind in Abbildung 6-13 links in der In-situ-Messung des Referenzabgusses markiert. Als Maß zur Bewertung der Genauigkeit der Abbildung dient die Summe der Fehlerquadrate der jeweiligen normierten Abweichungen der numerischen Rechnung vom Referenzversuch.

Ausgehend von den in MAGMASOFT® hinterlegten Datensätzen für eine geschlichtete Dauerform („Perm-Coat“), eine ungeschlichtete („Perm-Mold“) einem Kern („Perm-Core“) und zum Vergleich als konstant angenommenen Werten von 1000 bzw. 1500 W m^{-2} K^{-1} wurden anhand der Erkenntnisse der Vorversuche und Literaturstudien die Parametersätze Exp. 1 bis Exp. 3 erstellt und betrachtet. Hierbei wurden weitere Stützpunkte in die temperaturabhängige Funktion integriert. So wurde beispielsweise aus der Annahme, dass zwischen Eingusstemperatur und Liquidustemperatur bereits den Wärmeübergang beeinflussende Randphänomene stattfinden, in diesem Temperaturbereich eine Verringerung des Wärmeübergangs berücksichtigt. Eine Kombination der Erkenntnisse dieser Parametersätze führte schlussendlich zum Parametersatz mit der geringsten Abweichung „SFB-Mold“. Die hiermit erreichten Temperaturverläufe sind in Abbildung 6-13 rechts zu sehen. Dieser Parametersatz hat als Stützpunkte 400 W m^{-2} K^{-1} bei 1°C, von dort eine lineare Steigerung auf 1000 W m^{-2} K^{-1} bei 542 °C dort ein Plateau bis 613 °C, von dort wiederum eine lineare Steigerung bis 3500 W m^{-2} K^{-1} bei 720 °C und oberhalb dessen wiederum einen konstanten Wert von 3500 W m^{-2} K^{-1}. Die Stützpunkte der betrachteten Parametersätze sind im Anhang in Tabelle 11-2 aufgelistet und die zu deren Bewertung herangezogenen Vergleichswerte und Fehlerquadrate in Tabelle 11-3. Dort ist zu erkennen, dass die Ergebnisse bei Nutzung des Parametersatzes SFB-Mold zwischen den Messwerten der beiden Experimente der Referenzvariante (Versuche 11-15-15-01-02-1 und 11-15-15-01-02-2) liegen.

Eine Unterscheidung zwischen Kern und Form, in der Erwartung von Unterschieden durch Auf- bzw. Abschrumpfung, führte zu stark verzerrten Ergebnissen. Es sei

darauf hingewiesen, dass im Experiment die Temperaturen im Kern ab dem Maximum oberhalb derjenigen der Form liegen (Punkt 4 in Abbildung 6-13), bei den Rechnungen mit gleichem Wärmeübergangsdatensatz zur Form- und Kernseite jedoch auf einem Niveau bleiben.

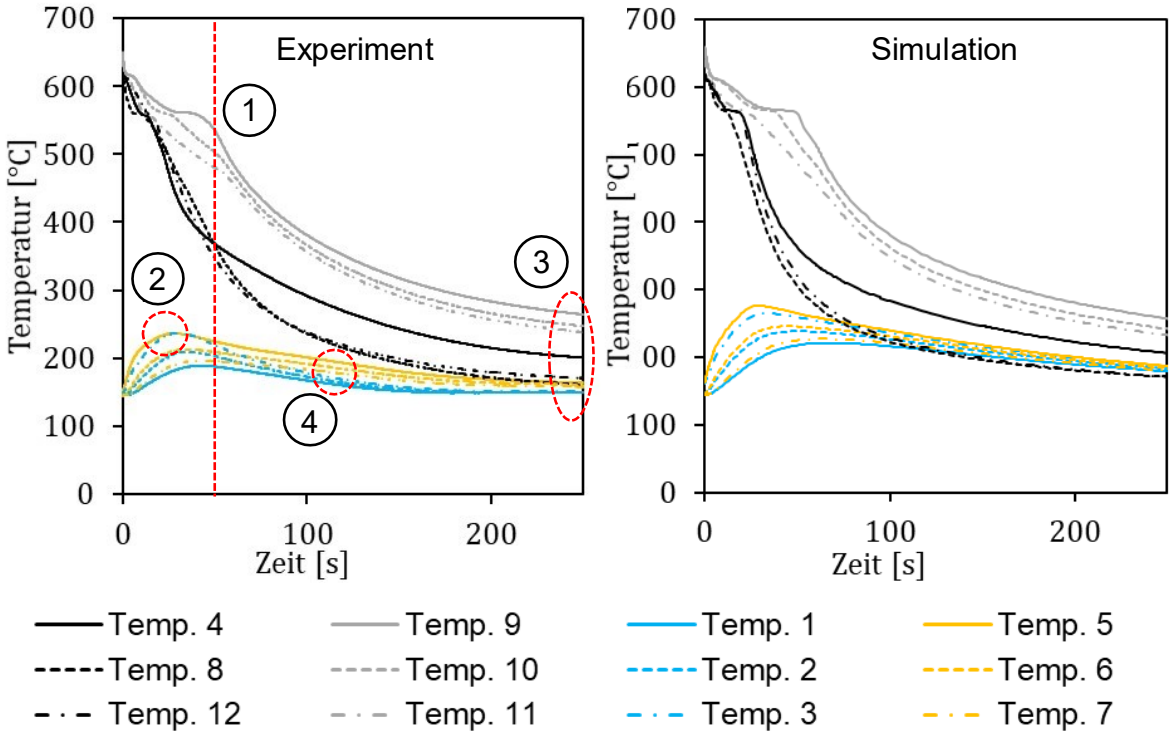


Abbildung 6-13: In den Temperaturverläufen des Experimentes (links) eingezeichnet sind das Erstarrungsende (1), die weiteren zur Bewertung herangezogenen Maxima in Form und Kern (2), die Endtemperaturen (3) sowie ein signifikanter Bereich des Temperaturunterschiedes in Kokille und Kern (4). Auf der rechten Seite sind die simulierten Abkühlkurven mit dem für die weitere Arbeit verwendeten Parametersatz dargestellt.

Die thermischen Berechnungen bei Einsatz des im vorherigen Absatz ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten und der in Tabelle 11-1 aufgelisteten Simulationseinstellungen liefert die in Abbildung 6-14 dargestellte Temperaturverteilungen in der Form für den Zeitpunkt vor dem Abguss (1) und während der Erstarrung (2). Es ist zu erkennen, dass sich vor dem Abguss eine nahezu homogene Temperaturverteilung im Bereich von wenigen Grad einstellt, während bei der Erstarrung ein weitgehend gleichmäßiger Temperaturgradient um den Umfang des Bauteils entsteht. Wärmezentren bilden sich hier in den inneren Ecken des U-förmigen Bereichs.

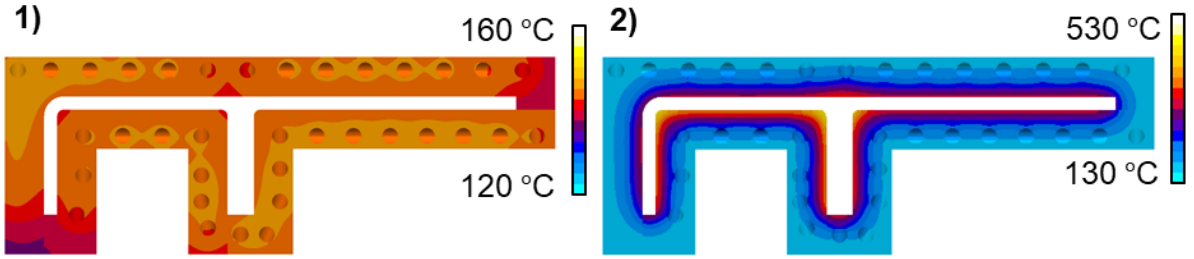


Abbildung 6-14: 1) die berechnete Temperaturverteilung in der mittleren Ebene der Form nach 45 Minuten Temperierung auf 150 °C und 2) wenn 50 % des Materials nach 13 s erstarrt sind (115).

Abbildung 6-15 zeigt die Temperaturverteilung im Gussteil direkt nach Abguss (1), während der Erstarrung (2) und zu dem Zeitpunkt, wenn alles bis auf den Angusspeiser erstarrt ist (3). In Darstellung 2 ist zu erkennen, dass die Erstarrung von den Enden des Gussteils in Richtung des Zentrums verläuft und in 3 dazu passend, dass zum Angussspeiser hin die höchste Temperatur vorliegt.

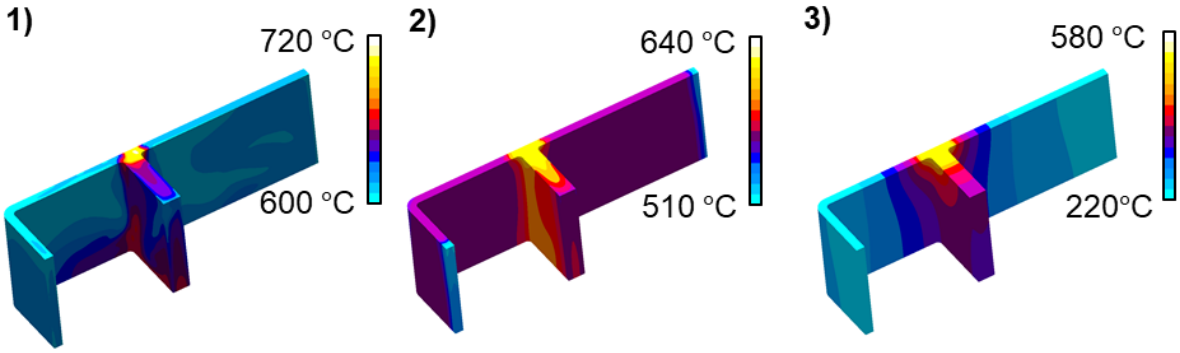


Abbildung 6-15: Temperaturverteilung im Gussteil: 1) direkt nach Einguss; 2) bei zu 50 % Festphasenanteil und 3) bei vollständiger Erstarrung.

Verzugssimulation

Numerische Rechnungen des Bauteilverzugs des Referenzversuchs mittels des „Stress-Modules“ von MAGMASOFT® liefern den in Tabelle 6-1 aufgeführten Verzug, die Abweichung der inneren Länge, den Formänderungsanteil sowie die Abweichung der Länge des freien Endes vom Sollmaß (und dessen prozentuale Schrumpfung).

Tabelle 6-1: Verzugsergebnisse der Simulation.

Rechnung	**Abweichung [mm]**				***S* [%]**
	Verzug (*V*)	***Δli***	***ΔÖ***	**freies Ende**	
SFB-Mold	0,02	-0,46	0,48	-2,51	1,25

Abbildung 6-16 zeigt in zehnfacher Vergrößerung die resultierende Verformung des Gussteils, wobei für die Darstellung der Abweichungen der Nullpunkt in der Mitte der Rückseite des „F“ liegt. 1) zeigt die für diese Arbeit relevante Längsabweichung, einschließlich der Verkürzung der Rückseite des „U“, der Öffnung der Kontur und dem stark kontrahierten freien Ende. 2) zeigt die hierzu rechtwinkligen Abweichungen wie die lineare Schrumpfung der Stege des „U“. 3) zeigt die gesamte Gestaltabweichung von der Sollgeometrie, welche als transparente Kontur hinterlegt ist.

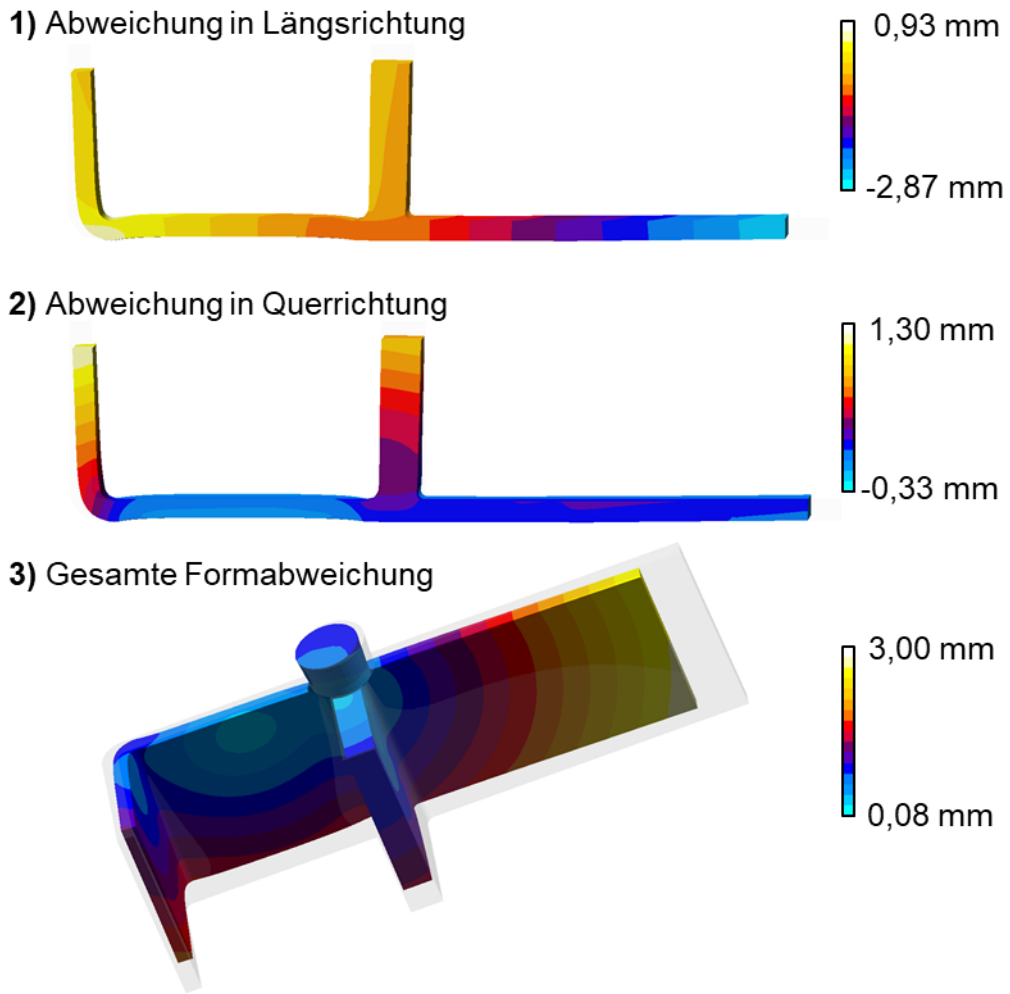


Abbildung 6-16: Die simulierte Gestalt des Gussteils (Formänderungen sind zehnfach vergrößert); 1) die Abweichung in längs- und 2) in Querrichtung in der Mittelebene des Gussteils; 3) die kombinierte Formabweichung.

6.1.6. Zwischenfazit aus den Untersuchungen des Referenzbauteils

Aus der umfassenden Betrachtung des Referenzversuchs lassen sich Erkenntnisse ableiten – sowohl für den Versuchsaufbau und die Durchführung als auch für die

erhobenen Daten und deren Auswertungen. In die weiteren Versuche bis hin zur Analyse fließen diese iterativ mit ein, im Einzelnen ist Folgendes festzuhalten.

Versuchsaufbau und Durchführung

Das Versuchsgussteil zeigt in der Referenzvariante keinerlei Gussfehler, weiterhin zeigen die Temperaturmessungen in Kern und Kokille den angestrebten ähnlichen Gradienten vom Bauteil weg. Die ersten Versuchsabgüsse zeigten Nachteile beim Einsatz des Sanddeckels. Diese äußerten sich in Positionierungsungenauigkeiten der Thermoelemente sowie in Sandabrieb innerhalb der Kavität. Hier wurde für die weiteren Versuche dieser Deckel durch eine Isolierplatte aus CALCAST® CC60 mit eingesetztem Angussspeiser vom Typ FOSECO® Kalpur KSPE 5/11,5 ersetzt. Zur Überprüfung der Unbedenklichkeit dieser Änderung wurden Simulationen des thermischen Verhaltens durchgeführt.

Verzugsmessung

Die Messung des Verzugs zeigt, dass bei allen Exemplaren eine Aufweitung des U-förmigen Bereichs erfolgt ist und es dazu keine signifikanten Abweichungen zwischen den unten, mittig und oben gemessenen Werten gibt. Die geringe Abhängigkeit des Verzugs von der Höhe der Messung zeigt, dass die Annahme eines zweidimensionalen Phänomens für die vorliegende Geometrie zutreffend ist. Daher wird im Weiteren die Ausprägung über die Höhe nur für die asymmetrische – einseitig verrippte – Gussteilvariante betrachtet.

Die Relative Streuung der Verzüge innerhalb der verglichenen fünf Bauteile liegt bei 0,13. Die gemessene Abweichung der inneren Länge liegt mit gemittelten -0,09 mm nahe am Maß des Kernes bzw. 0,07 % darunter, wobei die Standardabweichung dieses Maßes mit 0,07 mm in der gleichen Größenordnung wie sein Betrag liegt.

Die geringe Abweichung der inneren Länge entspricht dem in der Literatur postulierten Sachverhalt, dass die lineare Schrumpfung bei Entformung bei Raumtemperatur nahezu vollständig behindert ist. Demgegenüber steht die Schrumpfung des freien Endes mit 1,14 % Schrumpfung, was ebenfalls zur Erwartung passt. Dies stützt die Annahme aus Abschnitt 3.3, dass die Aufweitung des „U“ auf die inneren Spannungen zurückzuführen ist, die durch die Schrumpfungsbehinderung am Übergang zwischen der Rückseite des „U“ und den Stegen entstehen (siehe hierzu Abschnitte 3.3 und 5.1.1). Die geringe Abweichung der inneren Länge deutet darauf hin, dass bei Entformung die Rückseite des „U“ nur wenig linearelastisch rückfedert – die Längsspannungen sind nur gering.

Die ergänzenden Messungen in der Mittelebene des Bauteils mittels 3D-Messung lieferten keine Erkenntnisse, über die obigen hinaus und wurden daher nicht weitergeführt. Außerdem ist festzuhalten, dass kein Zusammenhang zwischen Alter der Schlichte und Verzug festzustellen ist.

Eigenspannungsmessung

Der Vergleich der Messungen im verzugsrelevanten Bereich des Bauteils mit den Werten vom freien Ende und von der spannungsfrei geglühten Probe erlaubt keine eindeutigen Aussagen über die im Bauteil verbliebenen Eigenspannungen. Daher ist anzunehmen, dass sich die spannungsinduzierte Formänderung in klar abgegrenzten Bereichen – insbesondere an den Übergängen von der Rückseite zu den Stegen des „U“ – abspielt. Dies passt zu den im vorherigen Absatz festgehaltenen Beobachtung kaum vorhandener Längsspannungen in der Rückseite des „U“. Unterstützt wird diese Erkenntnis durch frühere Forschungen, in denen festgehalten wurde, dass in Dauerformgussteilen die sehr scharf örtlich unterschiedlichen Spannungszustände die globalen überlagern (4) (88). Aufgrund dessen wurde, auch aufgrund des hohen Aufwandes, für die weiteren Untersuchungen von Eigenspannungsmessungen abgesehen.

Optische und metallografische Analyse

Die optische Analyse zeigt bei den Referenzversuchen keine Gussfehler, daher wird sie im Folgenden nur bei signifikanten Beobachtungen dokumentiert.

Die Gefügeuntersuchungen an mehreren Gussteilen der Referenzvariante zeigen keine klare Korrelation zwischen Korngröße bzw. SDAS und Ort im Gussteil. Daher kann mit dieser Methode die lokale Erstarrungszeit nicht genauer differenziert werden, als es die Temperaturmessungen mit einem Thermoelement der In-situ-Messungen möglich ist. Die Streuung zwischen den verschiedenen Gussteilen liegt hierbei in einer ähnlichen Größenordnung wie die Unterschiede innerhalb eines Gussteils. Betrachtungen ausgesuchter Stellen wie Ecken in der Umschließung des Kernmoduls oder der Gussteil-Form-Grenzfläche liefern darüber hinaus keine Erkenntnisse zu ausgeheilten Rissen oder einer sich bildenden Randschale. Dies untermauert die Ergebnisse der Vorversuche. Die Unabhängigkeit der betrachteten Gefügeparameter von dem aufgeprägten Wärmehaushalt bei den hier betrachteten Bauteilwandstärken wurde in ähnlicher Form bereits in anderen Arbeiten festgehalten (33). Hieraus lässt sich ableiten, dass die Gefügeanalysen nur für die Betrachtungen der Versuchsvariationen mit den stärksten thermischen Unterschieden sinnvoll erscheinen.

In-situ-Messungen

Die In-situ-Messungen der Temperaturen liefern die erwarteten Temperaturverläufe in Kokille, Kern und Gussteil. Die Temperaturen passen zum jeweiligen lokalen Wärmehaushalt, mit schnellerer Erstarrung in den dünneren Bereichen und der langsamsten im Massezentrum (Nr. T9). Messstelle Nr. T4 bleibt bei längerer Versuchsdauer heißer als andere Bereiche gleicher Wandstärke (T8 und T12). Dies entspricht den im Kern höher liegenden Temperaturen im Vergleich zur Kokillenseite. Dieser Bereich der Kokille hat nur an einer Seite Schmelzekontakt, steht im Gegensatz dazu aber großflächig mit der Umgebung in Kontakt und kann somit eine größere Wärmemenge an die Umgebung abgeben. Der Kern hingegen ist an drei Seiten von Schmelze umgeben und erhält dadurch mehr Wärme. Zusätzlich verbessert die durch die Erstarrungsschrumpfung bedingte Kontaktfläche zwischen Gussteil und Kern den Wärmetransfer.

Die Wegmessungen zeigen oberhalb der Kohärenztemperatur keine Spaltbildung, wie es aus der Literatur erwartet wird. Ab etwa der Kohärenztemperatur tendieren die Glasmessstäbe jedoch stark zum mechanischen Versagen. Deshalb können hier keine verlässlichen Schlüsse auf lokale Verschiebungsphänomene und damit auf Kontaktfälle gezogen werden. Lediglich Messstelle L2 liefert eine Verschiebung des freien Endes auf -0,8 mm bei 350 °C, demnach eine Schrumpfung. Dies passt mit der weiteren Festkörperschrumpfung zur gemessen Endschrumpfung von -2,28 mm zusammen. Die Unbrauchbarkeit der Ergebnisse der Kraftmessdose ist nach den Vorversuchen nicht unerwartet (100) (103). Aufgrund dieser wenig nutzbaren Aussagen der Verschiebungs-Messmimik wird im weiteren Verlauf der Arbeit auf diese verzichtet und sich auf die Temperaturmessungen beschränkt.

Numerische Simulation

Die thermischen Rechnungen zeigen nach der Anpassung des Wärmeübergangskoeffizientenparametersatzes die erwarteten Temperaturverteilungen und Verläufe in Gussteil und Kokille. Ein hohes Maß an Unschärfe der Rechnungen ist aufgrund der unklaren lokalen Kontaktbedingungen zu erwarten, da sie weder gemessen noch in MAGAMSOFT® berechnet werden können.

Die mechanischen Rechnungen stimmen für das frei schrumpfende Ende gut mit den Experimenten und den Literaturwerten überein (-1,23 zu -1,14 mm bzw. -1,3 % Schrumpfung). Für den Bereich der behinderten Schrumpfung weichen die Ergebnisse jedoch sowohl für die Abweichung der inneren Länge des „U“ wie auch für dessen Öffnungsweite um ein Vielfaches ab. So ist die errechnete Länge der Verbindung kleiner (sie schrumpft in der Rechnung stärker als in der Realität) und der Formänderungsanteil ist geringer. Dies deutet darauf hin, dass das plastische

Bauteilverhalten in der mechanischen Berechnung, die der thermischen Rechnung nachgeschaltet ist, für eine Entformung bei Raumtemperatur von der Realität abweicht. Ein möglicher Erklärungsansatz ist, dass die Entformung bei den Versuchen bei Raumtemperatur erfolgte, während die Simulation für die industrielle Praxis optimiert ist, in der üblicherweise bei 300 °C oder mehr entformt wird (24). Der angepasste Wärmeübergangskoeffizientenparametersatz hat an dieser Stelle keine signifikante Veränderung bewirkt. Hieraus ist abzuleiten, dass der Einsatz der numerischen Rechnungen im Verlauf der Arbeit rein als qualitatives Indiz im jeweiligen engen Kontext zu sehen ist.

6.2. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug

Ausgehend von den in Abschnitt 2.3.1 definierten Untersuchungsrichtungen werden in diesem Kapitel die Ergebnisse dargelegt, die die Zusammenhänge zwischen Bauteilverzug und Wärmehaushalt dokumentieren. So wird hier die thermische Interaktion zwischen Gussteil und Form als Hauptwirkmechanismus angenommen, und anhand der in Abschnitt 5.2.1 eingeführten Variationen der Einflussgrößen betrachtet. Die Ergebnisse zum Einfluss der globalen und lokalen Temperierungstemperatur auf den Bauteilverzug werden in Abschnitt 6.2.1 beschrieben. Als Zwischenschritt werden zudem die Einflüsse auf das sich bildende Gefüge und die lokalen Temperaturverläufe dargelegt. In Abschnitt 6.2.2 wird anschließend der Einfluss von bezüglich des Wärmehaushalts optimierten Temperierkanälen ausgewertet.

6.2.1. Einfluss der Temperierung auf den Bauteilverzug

Zur Betrachtung des Einflusses der thermischen Randbedingungen der Temperierungstemperatur wird der Referenzvariante mit 150 °C Temperierung eine Versuchsreihe mit 30 °C globaler Temperierung gegenübergestellt (hier bezeichnet als konv. 30 und konv. 150). Ergänzt wird dies durch einzelne Versuche mit lokal unterschiedlicher Temperierung in der ansonsten gleichen Parametervariation. Ebenfalls werden Versuchsreihen mit 150 und 30 °C globaler Temperierungstemperatur bei Einsatz des Kerns mit optimierten Temperierkanälen (hier bezeichnet als opt. 30 und opt. 150) gegenübergestellt. Des Weiteren werden Einzelversuche mit 30, 150 und 300 °C Temperierung bei Einsatz des Sandkerns bzw. der Variante mit aufgedicktem Mittelsteg miteinbezogen.

Verzugsanalyse: Einfluss globaler Temperierung

Die numerisch aufbereiteten Ergebnisse der Verzugsanalyse sind der Tabelle 11-24 im Anhang zu entnehmen und die diesen zu Grunde liegenden Messwerte den Tabellen 11-4, 11-6, 11-8 und 11-9. Abbildung 6-17 zeigt für die betrachteten vier

Versuchsreihen die gemittelten Verzüge (V), deren Standardabweichung und die aus diesen ermittelte Relative Streuung. Es ist zu sehen, dass bei Einsatz des konventionellen Kernmoduls der mittlere Verzug für die kältere Temperierung geringer ist, bei Einsatz des optimierten Kernmoduls jedoch größer. Die Standardabweichung der Verzüge liegt für die kältere Temperierungsvariation jeweils höher als für die Variante mit 150 °C. Das bedeutet, dass auch die Relative Streuung für beide Kernmodule bei der kälter temperierten Kokille höher ist.

Für die gemessene Abweichung der inneren Länge, dargestellt in Abbildung 6-18, zeigt sich, dass die jeweils kälteren Temperierungsvariationen einen größeren negativen Wert aufweisen. Die Standardabweichung liegt im Bereich des mittleren Betrages oder darüber. Die Differenz der Öffnungsweiten als Maß für die Formänderung liefert für beide Vergleiche kein eindeutiges Bild.

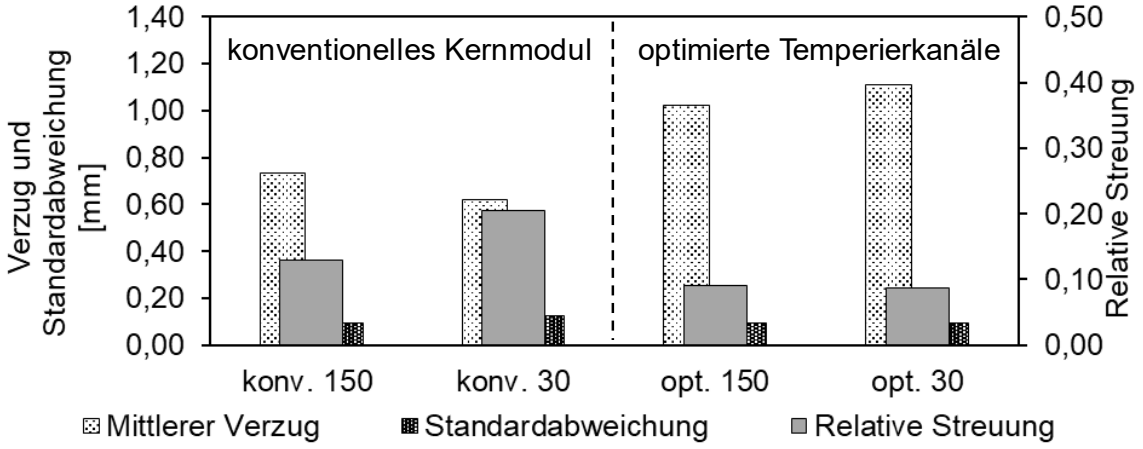


Abbildung 6-17: Mittlerer Verzug, dessen Standardabweichung und die resultierende Relative Streuung für die, für den Einfluss der Temperierung betrachteten, vier Versuchsreihen.

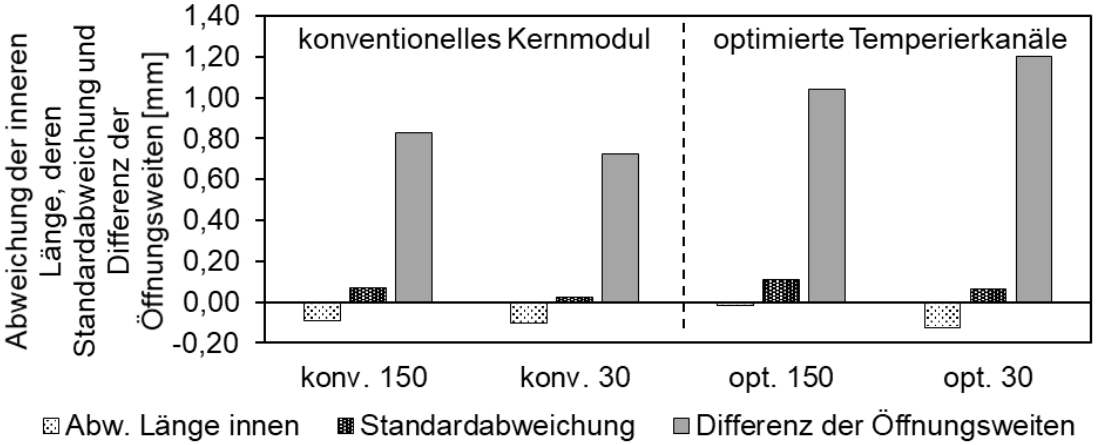


Abbildung 6-18: Abweichung der inneren Länge, deren Standardabweichung und die Differenz der Öffnungsweiten für die, für den Einfluss der Temperierung betrachteten, vier Versuchsreihen.

Verzugsanalyse: Globale Temperierung über verschiedene Kokillenkonfigurationen

Weiteren Erkenntnisgewinn zu der Abhängigkeit des Bauteilverzugs von der globalen Kokillentemperatur können Reihen aus Einzelversuchen gleicher Kokillenvariation bieten, in denen die Temperierung in den Schritten 30, 150 und 300 °C eingestellt wurde (numerisch aufbereitete Ergebnisse siehe Tabelle 11-25 und Messwerte in den Tabellen 11-7, 11-10 und 11-11). Die Verzüge für diese Temperierungseinstellungen für das konventionelle Kernmodul, die Geometrievariation mit aufgedicktem Mittelsteg und für den Einsatz eines Sandkerns sind in Abbildung 6-19 dargestellt. Diese drei Varianten zusammengefasst liefern ebenfalls keinen übergreifenden Trend für den Zusammenhang zwischen Temperierung und resultierendem Verzug.

Die detaillierte Betrachtung der Messwerte der Einzelversuche mit Sandkern unter Variation der Temperierung zeigt die Tendenz eines von der Richtung seiner Ausprägung umgekehrten Verzugs. Das heißt, die äußere Öffnungsweite wird kleiner als das Sollmaß, mit kleiner werdendem Betrag bei steigender Temperierungstemperatur. Ebenfalls gilt dies für die Abweichung der inneren Länge, welche mit -1,47 und -1,27 bzw. -1,25 mm und daraus abgeleitet bei -1.13 bis -0,97 % Schrumpfung nahe dem Wert der freien Schrumpfung liegt. Der Formänderungsanteil wird für die wärmere Kokille als Folge größer dort, wo die Schrumpfung am kleinsten bzw. am stärksten behindert ist. Für die Varianten mit aufgedicktem Mittelsteg zeigt sich für die erfassten Größen keine Tendenz als Abhängigkeit von der Kokillentemperatur. Weiterhin liegen die Messwerte hier im Bereich der Referenzvariante.

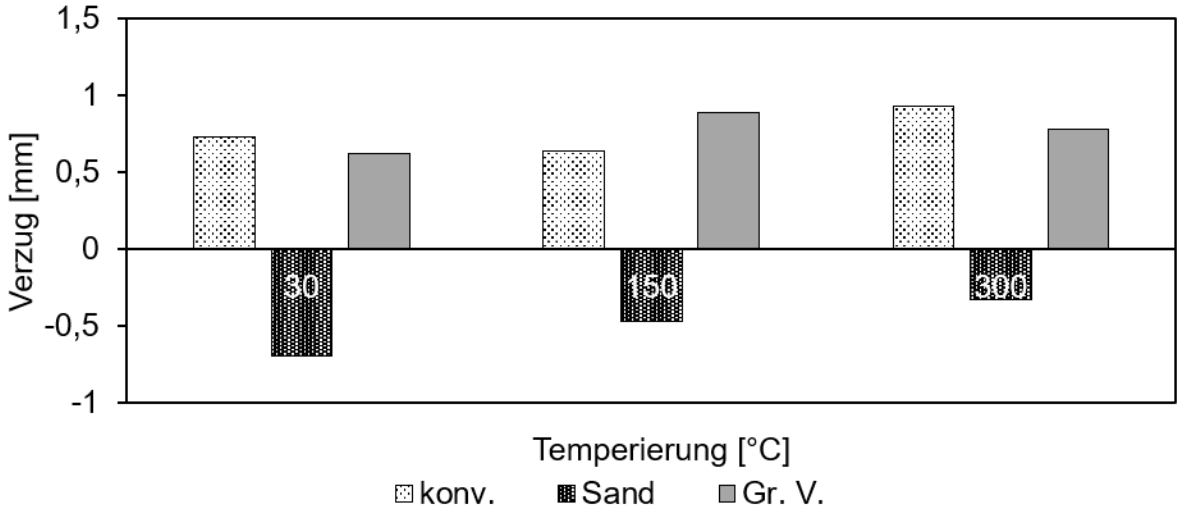


Abbildung 6-19: Verzüge verschiedener Kokillenkonfigurationen über der jeweiligen Vortemperierungstemperatur.

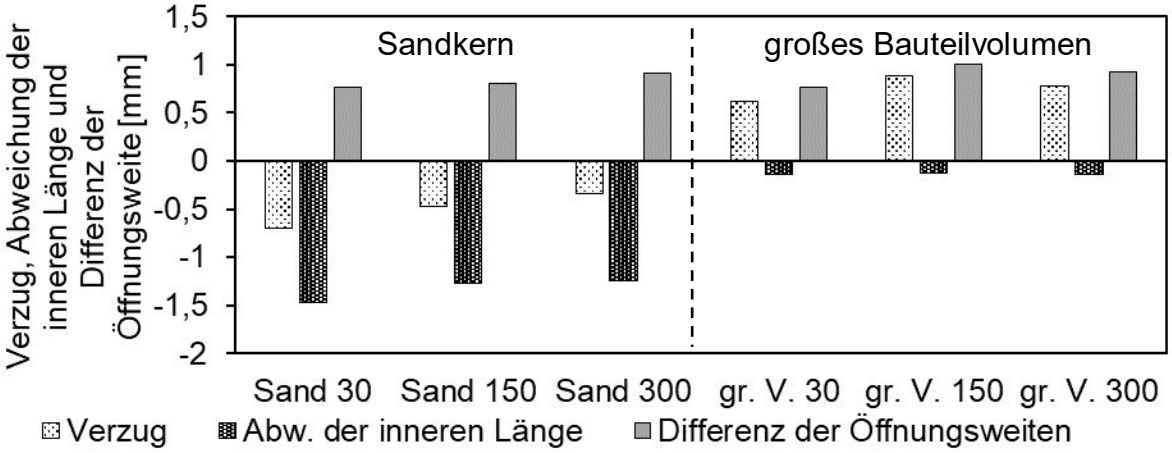


Abbildung 6-20 : Verzüge, Abweichung der inneren Länge und der Formänderungsanteil für die Variation der Temperierung in Versuchen mit Sandkern und mit aufgedicktem Mittelsteg.

Für die Versuche mit Sandkern und variierter Vortemperierung lassen sich aus dem ermittelten Werten über die in Abschnitt 5.4.1 postulierte Zerlegung des Verzugsphänomens folgende Funktionen ableiten. Der Gesamtverzug V ergibt sich als Funktion der Vortemperierung (T_v) zu:

$$V_{T_v}(T_v) = Ö_i(T_v) - Ö_s \tag{6-1}$$

Die Abweichung der inneren Länge Δli zeigt mit -1,47 für 30, -1,27 für 150 und -1,24 mm für 300 °C Vortemperierung keinen eindeutigen Zusammenhang. Daher erscheint die Formulierung des Formänderungsanteils $\Delta Ö$ als Funktion der Abweichung der inneren Länge als nicht sinnvoll. Die Differenz der Öffnungsweite lässt sich wiederum als Näherung durch eine lineare Funktion der Temperatur der Vortemperierung aus den Messwerten formulieren:

$$\Delta Ö(T_v) = 0{,}7423\ mm + 0{,}0005\ mm\ °C^{-1}\ T_v \tag{6-2}$$

Für den Verzug als Funktion der Temperatur der Vortemperierung ergibt sich so der linear angenäherte Zusammenhang zu:

$$V_{T_v}(T_v) = -0{,}7164\ mm + 0{,}0014\ mm\ °C^{-1}\ T_v \tag{6-3}$$

Die hier gemachten linearen Annäherungen sind zusammen mit den Messwerten in Abbildung 6-21 grafisch dargestellt.

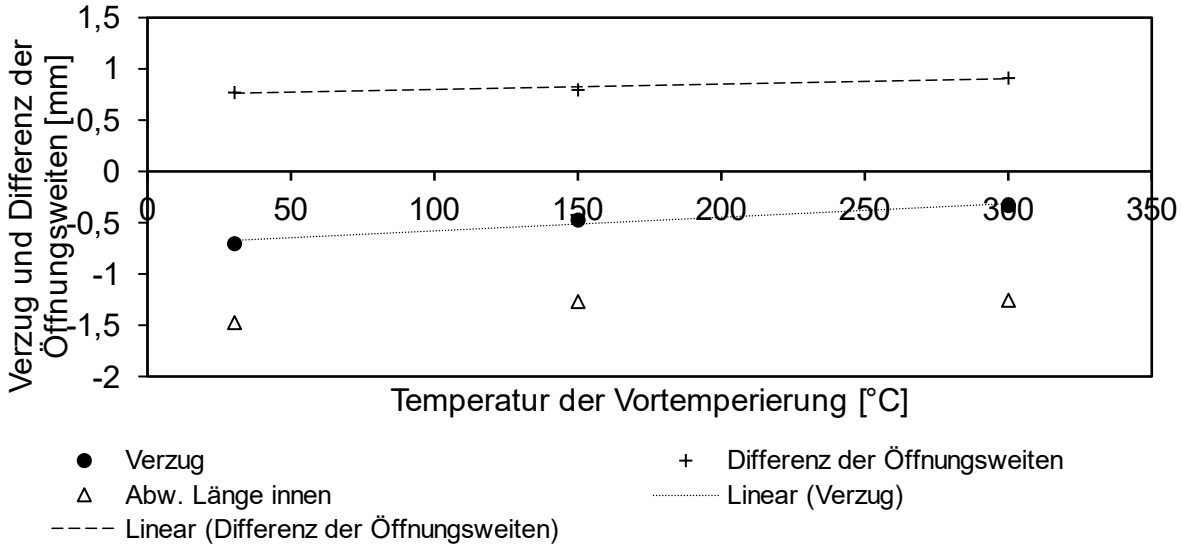


Abbildung 6-21: Die Verläufe der linearen Annäherungen für Verzug und die Differenz der Öffnungsweite als Funktion der Temperatur der Vortemperierung bei Einsatz des Sandkernes zusammen mit den Messwerten.

Verzugsanalyse: Einfluss lokaler Temperierung

Ausgehend davon, dass die Größe des Verzugs für die Variation der globalen Temperierung für verschiedene Kokillenkonfigurationen keinen eindeutigen Trend liefert, wird die Auswirkung lokaler Temperierungsvariation hier anhand dedizierter Versuche in der Ausgangsgeometrie mit konventionellem Kern ergänzt (numerische Ergebnisse siehe Tabelle 11-26 und Messwerte in Tabelle 11-7). Für die Beschreibung der Messwerte wird die folgende Notation verwendet: Vortemperierungstemperatur des Bereichs Kokille und angefügt in Klammern die Temperatur des Bereichs Kern. Die ermittelten Verzüge sind in Abbildung 6-22 dargestellt. Hier ist ebenfalls keine Korrelation von Temperierung und Verzug festzustellen.

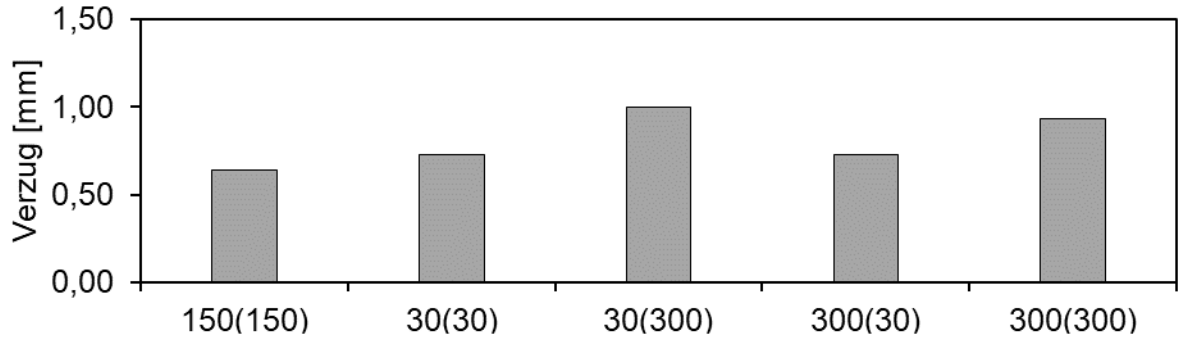


Abbildung 6-22: Verzugsausbildung für lokal verschiedene Temperierungen.

Optische und metallografische Analyse: Einfluss der Kokillentemperierung

Die optische Betrachtung der Gussteile aus der Variation der Kokillentemperierung in der Ausgangsgeometrie zeigte keine Auffälligkeiten, daher wird hier direkt zur metallografischen Analyse übergegangen.

Die Mediane des SDAS innerhalb der jeweiligen Gussteile sind in Tabelle 11-27 aufgelistet. Ausgehend von der Betrachtung des SDAS der Referenzvariante mit global auf 150 °C eingestellter Temperierung zeigt sich für die Messstelle A-innen (kernseitig) und A-außen (kokillenseitig), für die Variation der globalen und lokalen Temperierung Folgendes. Es lässt sich kein Zusammenhang zwischen globaler und lokaler Temperierung und den jeweiligen SDAS-Größen feststellen. So ist in Abbildung 6-23 zu sehen, dass teilweise die heißer temperierte Seite den kleineren SDAS aufweist.

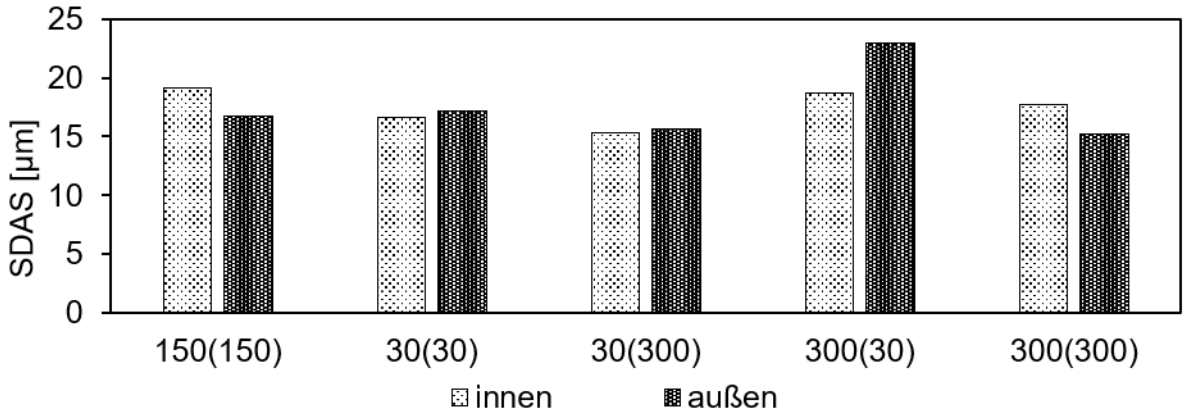


Abbildung 6-23: SDAS an Messstelle A kernseitig (innen) und kokillenseitig (außen) für die globale und lokale Variation der Temperierung.

Für die Messstelle C im Mittelsteg zeigt sich ein ebensolches Bild, zu sehen in Abbildung 6-24. Es lassen sich hier keine eindeutigen Zusammenhänge zwischen Temperierung und SDAS feststellen. Auch hier zeigen sich keine eindeutigen Tendenzen. Allenfalls hat die Variation mit der kältesten globalen Temperierung von 30 °C mit 19,42 µm den geringsten SDAS. In Bezug auf die Abweichung innerhalb eines Gussteils und den Streuungen der anderen Messungen kann hier nicht von einem klaren Zusammenhang gesprochen werden, so liegen die Unterschiede unterhalb der Differenz zwischen den einzelnen Versuchen der Referenzvariante (siehe Abbildung 6-9).

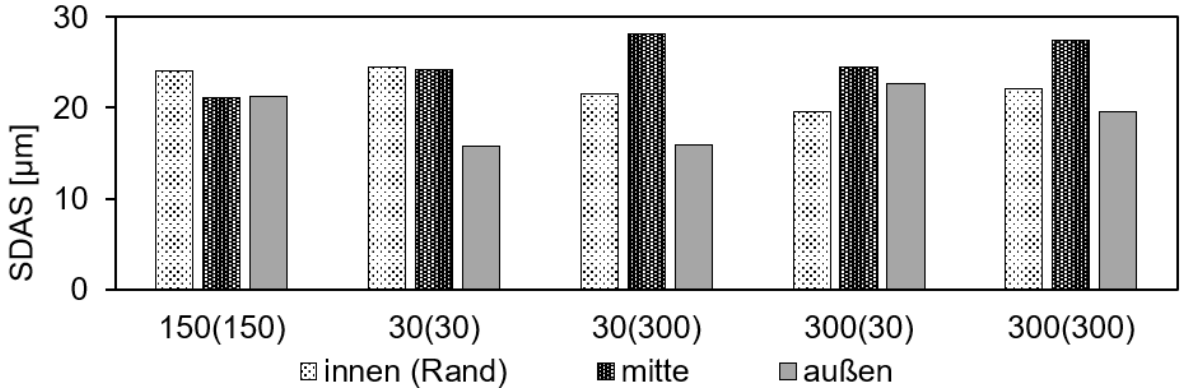


Abbildung 6-24: SDAS an Messstelle C-innen, mittig und außen für die Versuche mit Variation der Temperierung.

In-situ-Messungen: Einfluss der Kokillentemperierung

Dieser Abschnitt beschreibt den Einfluss der Variation der Formtemperierungstemperatur auf die in situ aufgenommenen Temperaturmesswerte. Es wurde die globale Formtemperierung von den 150 °C der Referenzvariante zu Werten von 30 und 300 °C variiert, sowie lokal die Temperierung in Kokille und dem Kern unterschiedlich mit 300 und 30 °C, wobei die Notation für Kokillen- und Kerntemperierung aus dem vorherigen Abschnitt weitergeführt wird (siehe Seite 109).

In Abbildung 6-25 sind die gemessenen Temperaturen im Bauteil an den Messstellen T4 und T8 im Bereich des „U“ zwischen Kokille und Kernmodul dargestellt, sowie am Ende des äußeren Steges. Die Temperaturen der Messstellen T9 und T11 im Mittelsteg sind in Abbildung 6-26 grafisch dargestellt. Es zeigt sich für die global heißer temperierte Kokille die langsamste Erstarrung und Abkühlung und für die global kälter temperierte die schnellste Erstarrung und Abkühlung. Die Referenzvariante mit der mit 150 °C dazwischen liegenden Temperierungseinstellung liegt vom Verlauf der Temperaturen ebenfalls dazwischen. Auf einem ähnlichen Niveau wie diese liegen die Temperaturverläufe für die lokal verschiedenen Temperierungen. Für den Fall der heiß temperierten Kokille und dem kalt temperierten Kernmodul liegen die Temperaturen nach anfänglich ähnlichem Verlauf im Mittelsteg zunehmend höher als für die globale mittlere Temperierung. Dies tritt jedoch nicht an den Messstellen im dünnwandigen Bereich des „U“ (T4 und T8) auf.

Als Weiteres folgt der Vergleich der in Kokille und Kern gemessenen Temperaturen, gemessen in direkter Nähe zur Messstelle T4 im Gussteil, wobei übersichtshalber nur die mittlere der jeweils drei Messstellen betrachtet wird (Abbildung 6-27). Die Aufheizung in Folge des Gusses ist ähnlich. Die Abkühlung im Kernmodul (Messstelle T6) läuft für alle Varianten aber sichtbar langsamer als in der Kokille

(Messstelle T2) ab. Im Gesamten sind die Unterschiede in den im Kernmodul gemessenen Temperaturen stärker ausgeprägt als in der Kokille.

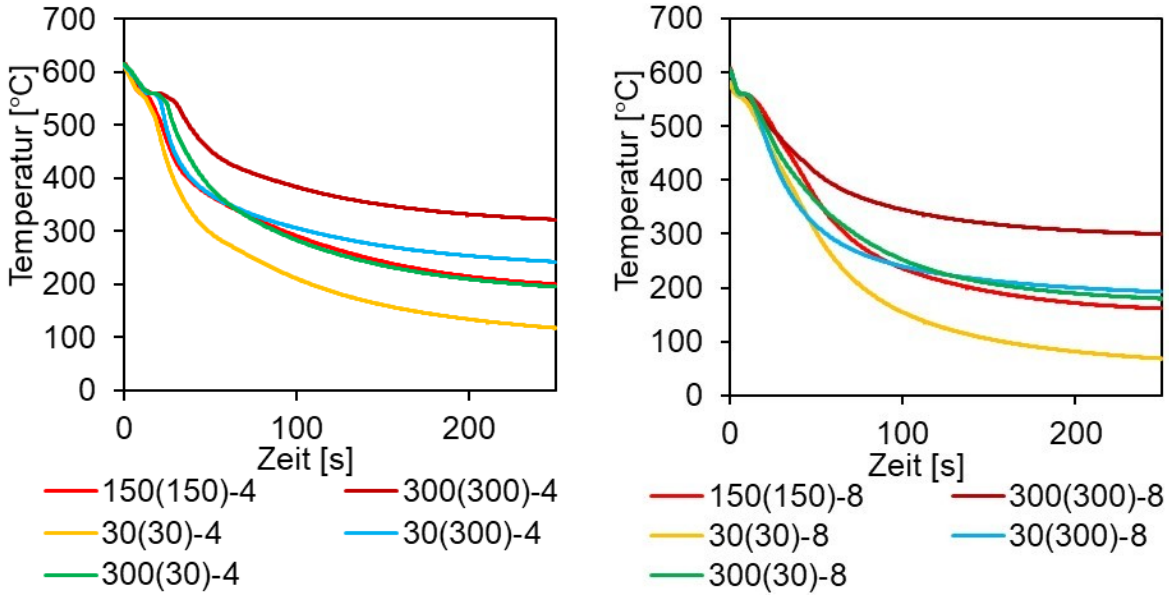


Abbildung 6-25: Die Temperaturverläufe der Temperierungsvariationen in den dünnwandigen Bereichen des „F“, Messstelle T4 (links) im Mittelteil und T8 (rechts) am Ende des äußeren Steges.

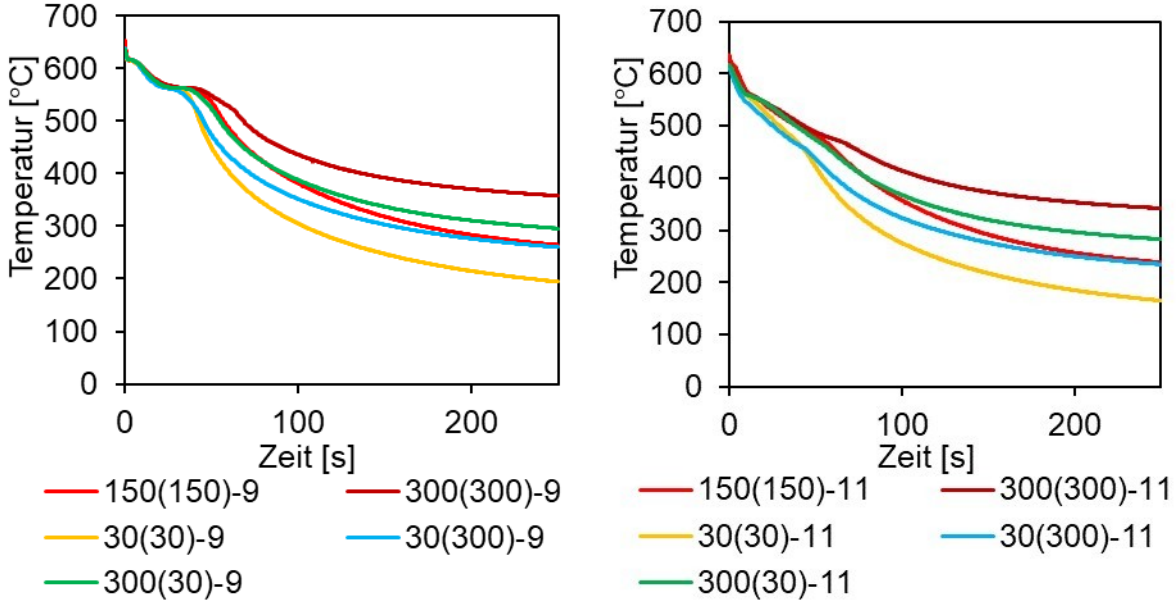


Abbildung 6-26: Die Temperaturverläufe der Temperierungsvariationen in dem dickwandigen Mittelsteg des „F“, Messstelle T9 (links) im Massezentrum und T11 (rechts) in der dem Kern abgewandten Ecke.

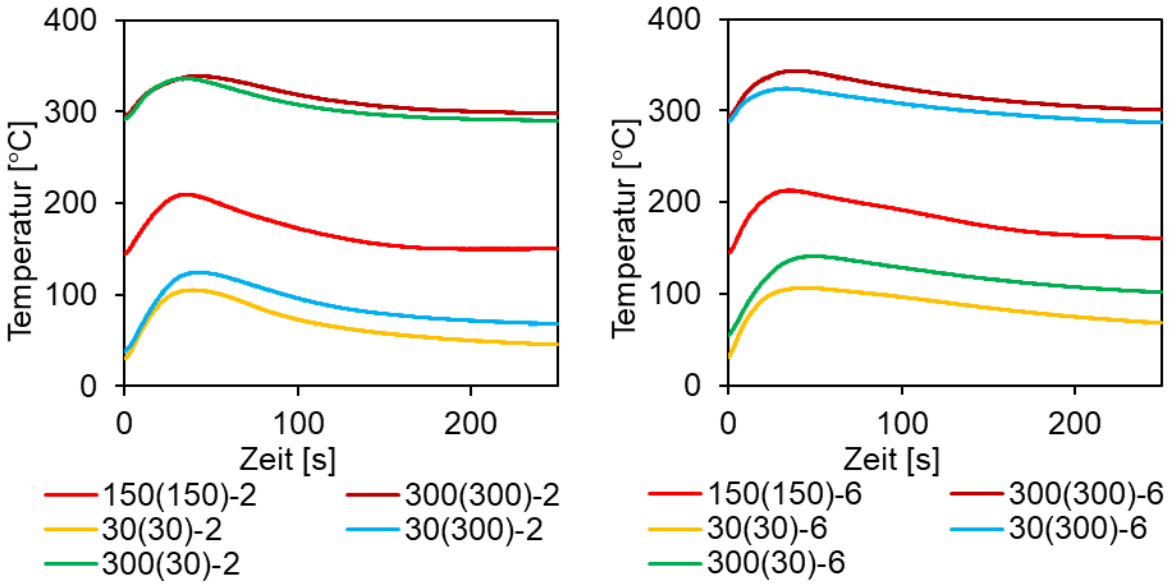


Abbildung 6-27: Die Temperaturen gemessen in der Form an Messstelle T2 (links) und im Kern an Messstelle T6 (rechts) für die Variation der Formtemperierung.

6.2.2. Einfluss optimierter Temperierkanäle

Anhand der aus dem Spritzguss übertragenen, Hypothese des bei homogener Erstarrung weniger Verzug ausbildenden Bauteils (siehe Kapitel 2) wurden die in Abschnitt 5.2.1 beschriebenen Schritte zur numerischen Optimierung der Temperierkanallayouts durchgeführt. Wie dort beschrieben, wurde nur das Kernmodul unter Zuhilfenahme generativer Fertigungsmethoden mit für den lokalen Wärmehaushalt optimierten Temperierkanälen erstellt. Das umgesetzte Temperierkanallayout ist in Abbildung 6-28 links (1) dargestellt und rechts (2) als Überlagerung mit dem konventionell gefertigten, äquidistanten Temperierkanalverlauf. Es ist herauszustellen, dass die Kanäle näher in die von Schmelze umschlossenen Ecken des Kernmoduls und an die Bereiche mit frühem Schmelzekontakt (unten) oder massereichen Bauteilregionen (Mittelsteg) reichen. Dort ist demnach auch mehr Länge des Kanales vorhanden als in den Bereichen, die in Kontakt zu dünneren – und damit weniger massereichen – Bauteilregionen stehen.

Der Einfluss des optimierten Kernmoduls wurde, wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, in Versuchen mit der Ausgangswandstärke in Serien mit 150 und 30 °C Temperierungstemperatur untersucht und den jeweiligen Reihen mit konventionellem Kernmodul gegenübergestellt. Daran anschließend wurde dieser Vergleich für das Bauteil mit dünner Wandstärke bei 150 °C Temperierung wiederholt. Es ist festzuhalten, dass die Optimierung des Kanallayouts an der Variante mit Ausgangswandstärke vorgenommen wurde. Für das dünnwandige Bauteil, mit zu

erwartenden stärkeren thermischen Gradienten, sind die Orte der Wärmezentren und die generelle Verteilung des Kühlungsbedarfs qualitativ ähnlich zu erwarten.

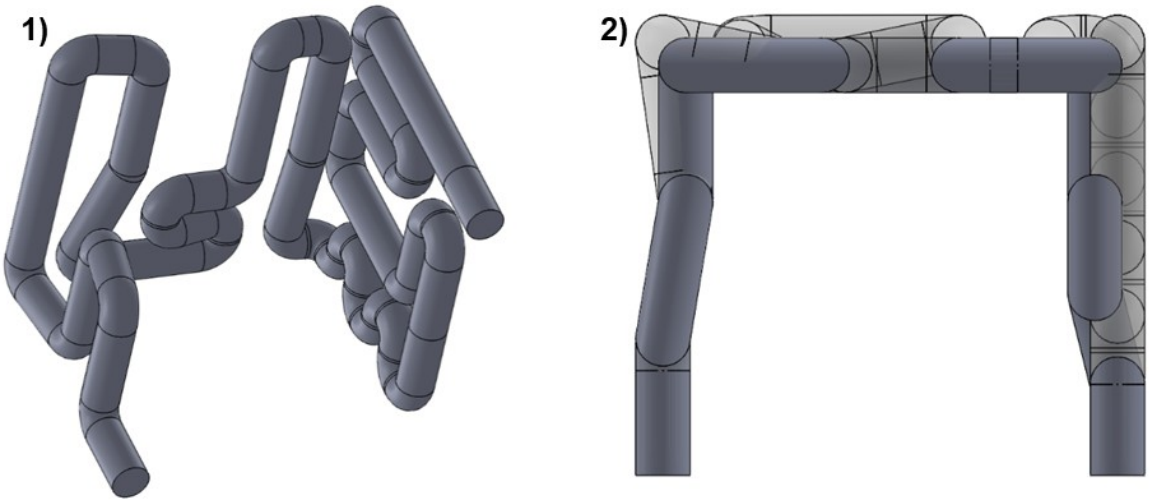


Abbildung 6-28: Links (1) das für den Wärmehaushalt optimierte Temperierkanallayout des Kernmoduls und rechts (2) eine Aufsicht der Überlagerung mit dem konventionellen Layout (das optimierte ist transparent dargestellt) (115).

Verzugsanalyse: Einsatz optimierter Temperierkanäle

Die Verzugsergebnisse zum Einfluss des Kernes mit optimierten Temperierkanälen ergeben sich aus den im vorherigen Absatz beschriebenen Vergleichen und sind numerisch in Tabelle 11-28 aufgeführt (Messwerte siehe Tabellen 11-4, 11-6, 11-8, 11-9, 11-12 und 11-13). Die Verzugswerte zeigen für die Versuchsreihen in Ausgangswandstärke bei 150 °C Temperierung einen steigenden mittleren Verzug bei Einsatz des optimierten Kernes von 0,73 auf 1,02 mm, bei gleichbleibender Standardabweichung von 0,09 mm. Daraus resultiert die Verringerung der Relativen Streuung von 0,13 auf 0,09. Für die Reihen mit 30 °C Temperierung steigt der Verzug von 0,62 auf 1,11 mm, bei Abnahme der Standardabweichung von 0,13 auf 0,10 mm für den optimierten Kern. Dies führt zu einer Verringerung der Relativen Streuung von 0,20 auf 0,09. Grafisch aufbereitet finden sich diese Ergebnisse im vorhergehenden Abschnitt 6.2.1 in Abbildung 6-17.

Bei den Versuchsreihen mit der dünnwandigen Bauteilgeometrie steigt der mittlere Verzug beim Einsatz des optimierten Kernes von 0,64 mm auf 0,73 mm, während die Standardabweichung von 0,28 mm auf 0,18 mm abnimmt, was eine Reduzierung der Relativen Streuung von 0,43 auf 0,24 bedingt. Die Abweichung der inneren Länge liegt mit -0,03 und -0,01 mm nahe am Sollmaß und besitzt mit 0,04 und 0,06 mm eine größere Standardabweichung als ihr Betrag selbst. Aus der Abweichung der inneren Länge und des gemessenen Verzugs ergeben sich die Differenzen

der Öffnungsweiten zu 0,67 und 0,74 mm. Die Messwerte des Verzugs und dessen Standardabweichung bzw. Relativen Streuung sind in Abbildung 6-29 grafisch aufbereitet.

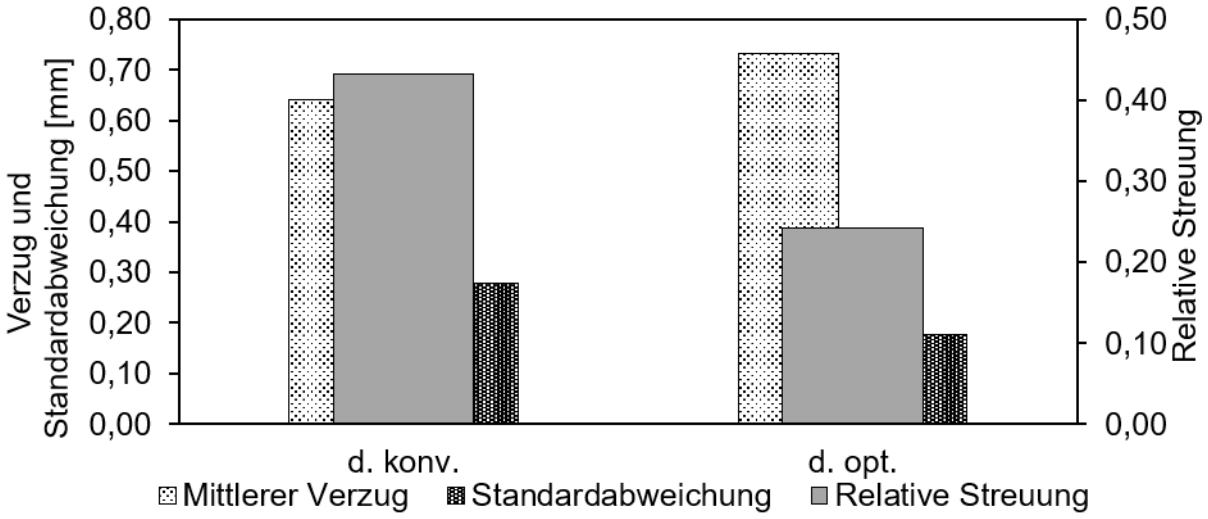


Abbildung 6-29: Mittlerer Verzug, dessen Standardabweichung und die resultierende Relative Streuung für die Versuchsreihen zum Einfluss optimierter Temperierkanäle am dünnwandigen Gussteil.

In-situ-Messungen, optische und metallografische Analyse: Einsatz der hinsichtlich des Wärmehaushalts optimierten Temperierkanäle

Bei den Versuchen mit der Ausgangsgeometrie wurden an den Messstellen (vgl. Abbildung 5-18) in der Kokille und im Kern (T1 – T3 und T5 – T7) sowie im Gussstück (T4 und T8 – T12) in situ Temperaturverläufe aufgenommen. Die Temperaturen innerhalb des Gussstücks weisen keine signifikanten Unterschiede auf, verglichen mit den Abweichungen zwischen den einzelnen Gussteilen einer Serie. Die Temperaturverläufe in der Kokille und im Kernmodul zeigen jedoch, insbesondere, bei der mit 30 °C vorgeheizten Kokille, dass beim optimiert gefertigten Kern die Temperaturen nach dem Gießen auf ein deutlich heißeres Maximum ansteigen. Darüber hinaus bleibt die Temperaturverteilung in der Kokille bei beiden Kernvarianten nach 200 Sekunden auf dem gleichen Niveau, wohingegen die Temperaturen auf der Kernseite für den optimierten Kern auf einem höheren Niveau bleiben. Dies ist in Abbildung 6-30 oben für die Kokille und unten für das Kernmodul zu erkennen.

Um die Kausalkette von Wärmehaushalt, Erstarrung, Gefüge und Bauteilverzug zu schließen, wurde das Gefüge der relevanten Gussteile ebenfalls metallografisch untersucht. Es wurden keine signifikanten Unterschiede im SDAS festgestellt, weder lokal innerhalb der Bauteile noch zwischen den verschiedenen Gusssteilen. Die optische Analyse der Gussstücke lieferte ebenfalls keine signifikanten Ergebnisse.

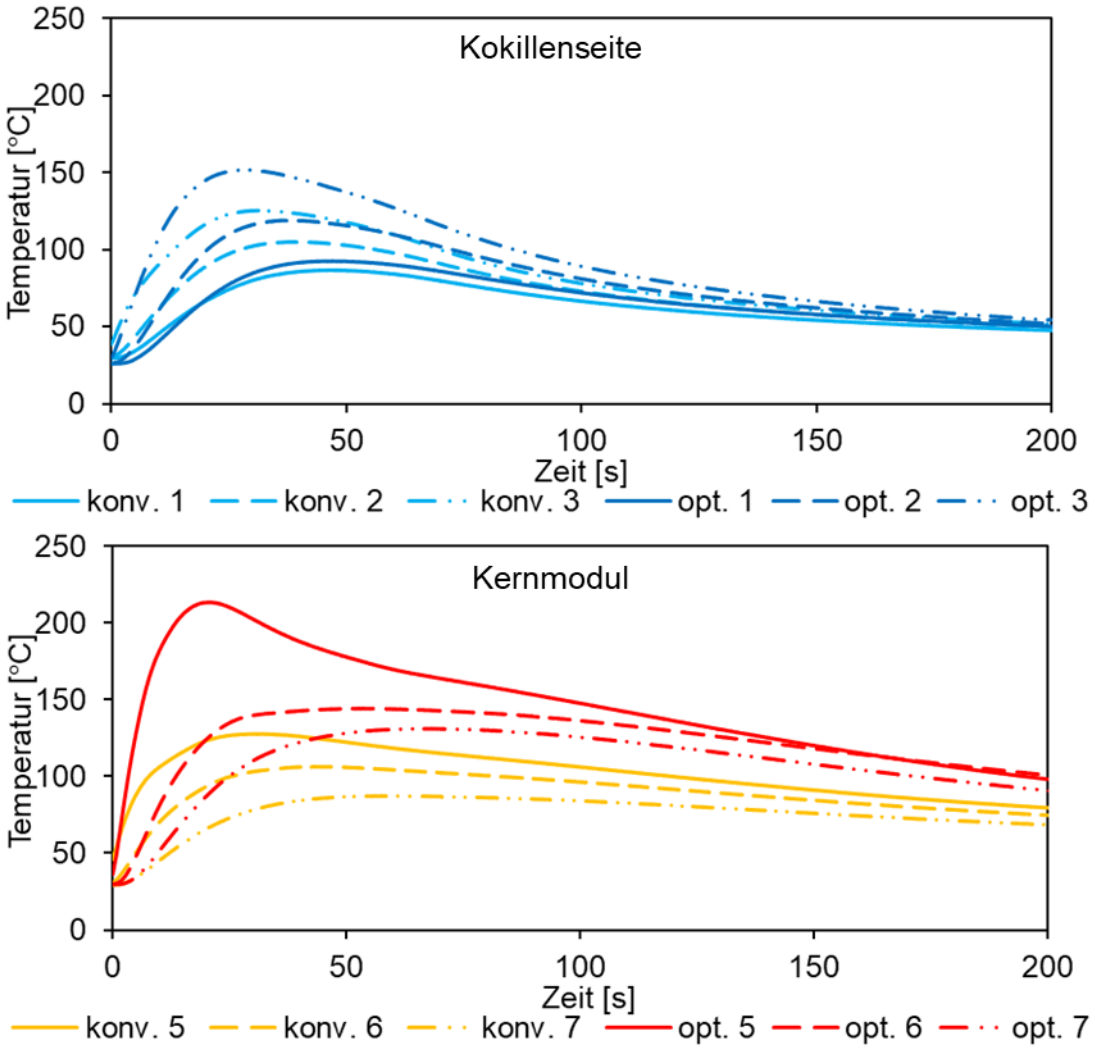


Abbildung 6-30: In situ gemessene Temperaturen von Gießversuchen in der Ausgangsgeometrie und einer auf 30 °C eingestellten Temperierung (115).

6.3. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug

Die hierunter fallenden Ergebnisse sind weitgehend der Wirkungsweise über die mechanische Interaktion zwischen Gussteil und Form zuzuordnen. Zur Untersuchung des Einflusses des Formzwangs während der Erstarrung und Abkühlung des Gussteils auf den resultierenden Verzug werden die in Abschnitt 5.2.2 beschriebenen Variationen in der Entformungstemperatur und des Kernmaterials durchgeführt und ihre Einflüsse analysiert. Dabei wird der Einfluss über die Variation der Entformungstemperatur in Abschnitt 6.3.1 behandelt und der Einfluss von, sich thermomechanisch anders verhaltendem, Formmaterial in Abschnitt 6.3.2.

6.3.1. Variation der Entformungstemperatur zur Einflussnahme auf den Formzwang

Der Einfluss des Temperaturintervalls bis zur Entformung und so die Temperatur bei der, der Formzwang vom Bauteil gelöst wird, wurden anhand von vier Versuchsreihen zu je acht Bauteilen untersucht. Die vier in Abschnitt 5.3.1 beschriebenen Reihen lieferten mittlere Entformungstemperaturen von 190, 285, 347 und 562 °C (Messwerte der Versuche siehe Tabellen 11-19 bis 11-22). Ergänzt werden diese durch die Referenzvariante mit einer Entformung bei Raumtemperatur (hier als 30 °C angenommen).

Verzugsanalyse: Variation des Entformungstemperatur

Die Verzugsanalyse der Serien zur temperaturvariablen Aufhebung des Formzwangs liefert folgendes Bild, grafisch dargestellt in Abbildung 6-31 und aufbereitet in Tabelle 11-29. Die gemittelten Verzüge zeigen eine nahezu lineare Ausbildung des Verzugs über die Entformungstemperatur von 0,73 mm bei 30 °C bis -0,74 mm bei 562 °C, wobei bei 285 °C mit -0,06 mm fast ein Nulldurchgang erreicht wird. Die Standardabweichungen liegen für alle Serien in einem ähnlichen Bereich (0,07 bis 0,11 mm). Die gemessene Abweichung der inneren Länge zeigt ebenfalls von -0,09 mm bei Raumtemperatur bis -0,33 mm bei 347 °C einen eindeutigen Trend. Lediglich der Wert von -0,32 mm bei 562 °C weicht hiervon ab. Es ist anzumerken, dass die erfassten Standardabweichungen von 0,04 mm bzw. 0,06 mm hierfür eine mögliche Erklärung bieten. Für die Differenz der Öffnungsweiten zeigt sich wiederum eine monotone Entwicklung von 0,82 mm bei Raumtemperatur zu -0,42 mm bei 562 °C Entformungstemperatur. Hier ist anzumerken, dass neben der Änderung von Aufweitung auf Schließung des „U“, sich bei einer Entformungstemperatur von 347 °C mit 0,11 mm ein nahezu formänderungsfreier Fall einstellt.

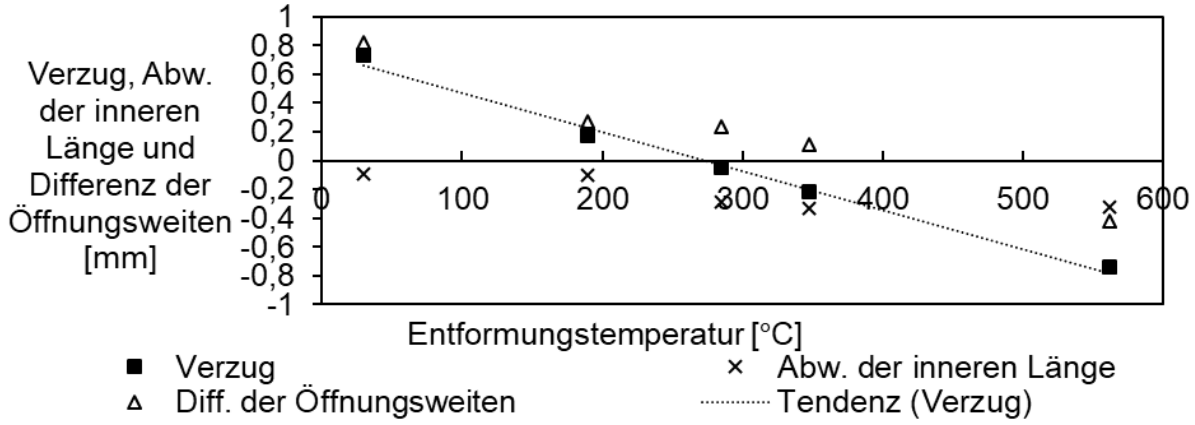


Abbildung 6-31: Gemessene Werte für Verzug, Abweichung der inneren Länge und die Differenz der Öffnungsweiten, dargestellt über der Temperatur der Aufhebung des Formzwangs.

Weiter ist festzuhalten, dass hier die Relative Streuung zwar ermittelt aber als nicht quantitativ aufzuführen erachtet wurde. Sie hat als direkte Funktion der Standardabweichung und des betragsmäßigen Verzugs ein erwartbares Maximum bei einer Entformungstemperatur von 285 °C. Aus den ermittelten Werten lassen sich für die in Abschnitt 5.4.1 postulierte Zerlegung des Verzugsphänomens folgende Funktionen ableiten. Der Verzug V als Funktion der Entformungstemperatur (T_E) ergibt sich so zu:

$$V(T_E) = Ö_i(T_E) - Ö_s \tag{6-4}$$

Mit der Abweichung der inneren Länge Δli als lineare Funktion der Entformungstemperatur aus dem Trend der Messwerte folgt:

$$\Delta li(T_E) = -0{,}0818\ mm - 0{,}0005\ mm\ °C^{-1}\ T_E \tag{6-5}$$

Und aus der Differenz der Öffnungsweite $\Delta Ö$ als lineare Funktion der Abweichung der inneren Länge folgt:

$$\Delta Ö(\Delta li) = 1{,}1883\ mm + 4{,}4\ \Delta li \tag{6-6}$$

Zusammengesetzt ergibt sich die Differenz der Öffnungsweite $\Delta Ö$ als lineare Funktion der Entformungstemperatur aus dem Trend der Messwerte zu:

$$\Delta Ö(T_E) = 0{,}8284\ mm - 0{,}0022\ mm\ °C^{-1}\ T_E \tag{6-7}$$

Für den Verzug als Funktion der Entformungstemperatur lässt sich somit folgende lineare Funktion aufstellen:

$$V(T_E) = 0{,}7466\ mm - 0{,}0027\ mm\ °C^{-1}\ T_E \tag{6-8}$$

Optische und metallografische Analyse: Variation der Entformungstemperatur

Eine optische Betrachtung der Bauteile der Serien zur Variation der Entformungstemperatur zeigte für die Bauteile unter Verwendung des Angussspeisers (siehe Abschnitt 6.1.6) keine Auffälligkeiten. Für die Serie mit Abreißtrichter zeigten sich verschiedene Einfallstellen in den oberen Regionen des Gussteils vorwiegend in Richtung des Angusses, siehe Abbildung 6-32. Aufgrund der Ähnlichkeit der Temperaturführung während des Abgusses, der Erstarrung und der anfänglichen Abkühlung mit den Versuchen der thermischen Einflussnahme (Abschnitt 6.2.1) wird hier auf eine metallografische Analyse verzichtet.

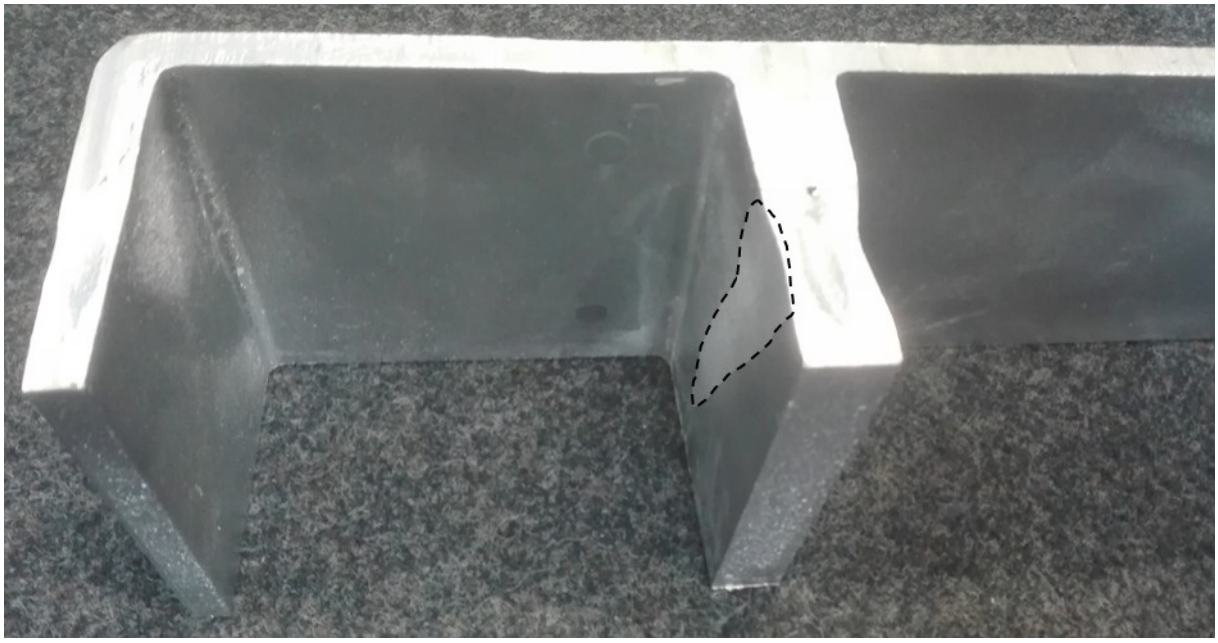


Abbildung 6-32: Exemplarisch eine Einfallstelle (markiert) an einem Gussteil (17-25-56-01-18-1), dass mit Abreißtrichter anstatt Angussspeiser gegossen wurde.

In-situ-Messungen: Variation des Entformungstemperatur

Die betrachteten Serien wurden in zügiger Folge abgegossen, so dass sich wie in Abbildung 3-2 – welche einen Teil der Temperaturmessung der Messreihe für 347 °C Entformungstemperatur zeigt – ein eingeschwungener thermischer Zustand einstellte. Abbildung 6-33 zeigt exemplarisch die gemessenen Temperaturen in Kokille und Gussteil für die verschiedenen Serien:

1. Entformung bei auf 250 °C temperierter Kokille bei Erreichen von $T_{sol.}$ (ca. 550 °C) im Speiser – Entformungstemperatur von 340 bis 355 °C, erfasst an Messstelle T9
2. Entformung bei auf 250 °C temperierter Kokille, 360 Sekunden nach Einguss – Entformungstemperatur um 285 °C an Messstelle T9
3. Entformung unter Zuhilfenahme eines Abreißeingusses 70 s nach Einguss bei auf 250 °C temperierter Kokille – Temperatur an Thermoelement T9 um 562 °C
4. Auf 250 °C temperierte Kokille, die 60 Sekunden nach Einguss auf 150 °C Vorlauftemperatur umgestellt wird (Zeitpunkt mit „O“ markiert). Entformung 420 Sekunden nach Einguss – Entformungstemperatur um 190 °C an Messstelle T9

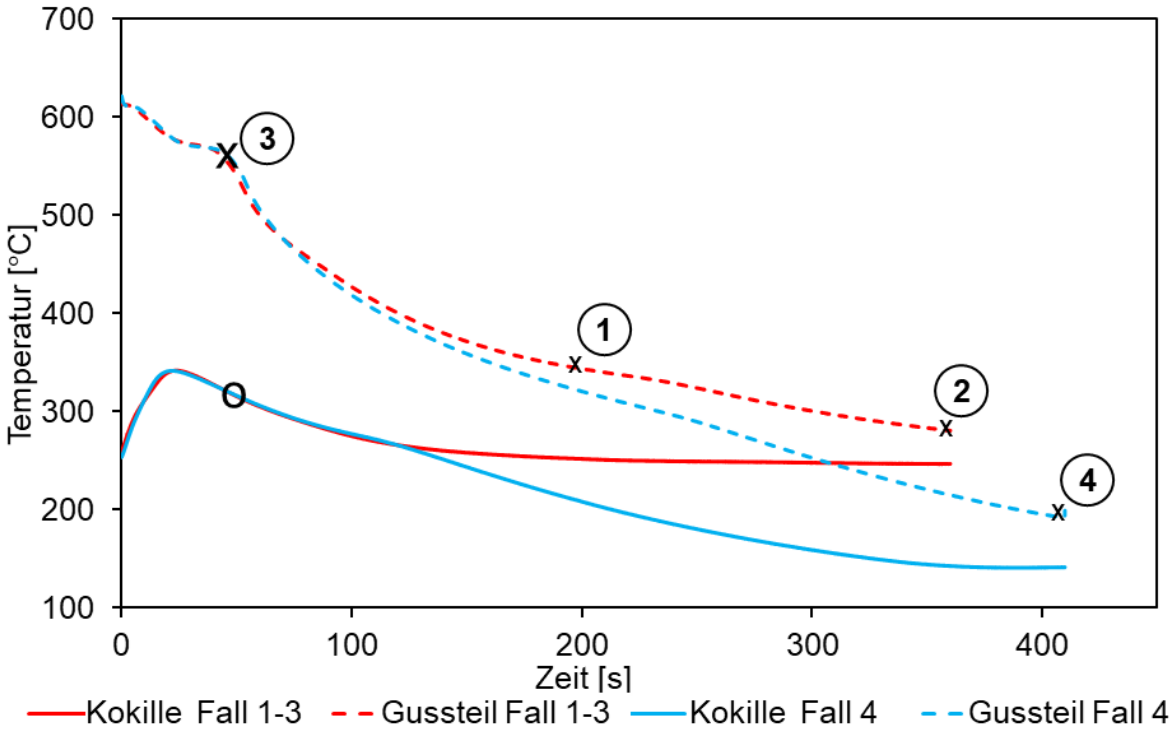


Abbildung 6-33: In situ erfasste Temperaturen in Kokille und Gussteil bis zu den jeweiligen Entformungszeitpunkten (markiert mit einem „X“) (114).

Numerische Simulation: Variation des Entformungstemperatur

Numerische Rechnungen wurden in der Ausgangsgeometrie für die Aufhebung des Formzwangs bei 540, 340, 285 und 190 °C durchgeführt, ergänzt durch die Rechnung mit 300 °C Temperierung und Entformung bei 30 °C aus dem Abschnitt zur globalen Temperierung. Der errechnete Verzug beträgt bei der höchsten Entformungstemperatur von 540 °C -0,73 mm und nimmt monoton bis auf -0,09 mm, bei Entformung bei Raumtemperatur, ab. Ein monoton steigendes Verhalten zeigen die Ergebnisse der Abweichung der inneren Länge von -0,83 mm bei 540 °C zu -0,51 mm bei 30 °C Entformungstemperatur. Daraus ergibt sich auch für die Differenz der Öffnungsweiten – und somit für den Formänderungsanteil – ein monotones Verhalten in Abhängigkeit von der Temperatur. Der größte Wert liegt bei der Entformung bei Raumtemperatur mit 0,42 mm vor und der geringste mit 0,10 mm bei der Entformung nahe der Solidustemperatur. Die Werte sind in Abbildung 6-34 über der Entformungstemperatur grafisch dargestellt und in Tabelle 11-30 aufgelistet.

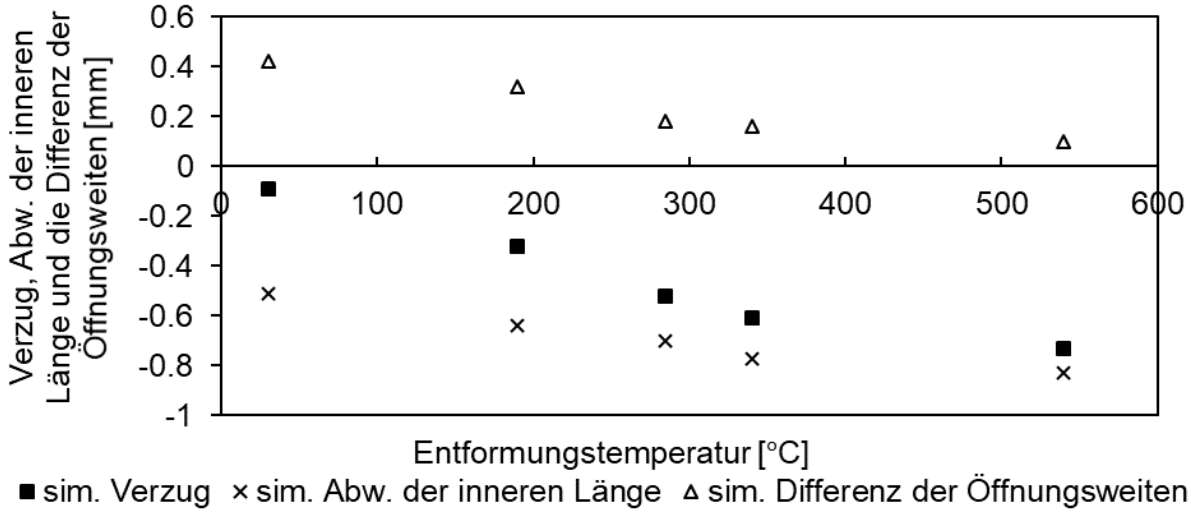


Abbildung 6-34: Simulativ ermittelte Werte für Verzug, Abweichung der inneren Länge und der Differenz der Öffnungsweiten dargestellt über der Temperatur der Aufhebung des Formzwangs.

6.3.2. Einfluss von thermomechanisch reaktivem Formmaterial

Das Formmaterial hat über seine mechanischen Eigenschaften und somit der Intensität des Formzwangs Einfluss auf den Bauteilverzug. Zur Betrachtung der Wirkung dieser Einflussgrüße wird, wie in Abschnitt 5.2.2 beschrieben, das Kernmodul aus Warmarbeitsstahl durch eines aus mit Furanharz gebundenem Sand ersetzt. Um den maximalen Effekt der Behinderung der Schrumpfung zu erreichen, wird die Versuchsreihe mit dem Sandkernmodul in der dünnwandigen Geometrievariation durchgeführt und mit der entsprechenden mit Stahlkern verglichen (beide bei 150 °C Temperierung). Die einzelnen Messwerte finden sich in Tabelle 11-17. Ergänzt wird dies durch die im Abschnitt 6.2.1 aufgeführten Einzelversuche in der Ausgangswandstärke unter Variation der globalen Temperierung. Der thermomechanisch signifikant mit anderen Werten behaftete, und nicht von einer Kühlung durchströmte, Kern beeinflusst neben dem Formzwang den Wärmehaushalt. Um diesen Einfluss zu erfassen werden hier auch die In-situ-Messungen der Temperatur, gestützt durch metallografische Analysen, zur Bewertung seines Einflusses auf den Wärmehaushalt betrachtet.

Verzugsanalyse: Variation des Formmaterials

Die Messungen der Versuchsreihe mit Sandkern am dünnwandigen Gussteil liefern folgendes Bild (siehe auch Tabelle 11-31). Der gemittelte Verzug mit -0,39 mm zeigt eine Verringerung der Öffnung des „U“ im Gegensatz zu den Versuchen mit Stahlkern (0,62 mm), wobei die Standardabweichung mit 0,24 zu 0,28 mm in einem ähnlichen Bereich liegt. Die Relativen Streuungen bei Einsatz des Sandkernes sind mit

0,62 zu 0,43 signifikant größer. Grafisch aufbereitet sind die Werte in Abbildung 6-35 dargestellt. Die Abweichung der inneren Länge liegt mit -0,94 mm deutlich unterhalb der aus den Versuchen mit Stahlkern (-0,03 mm). Die Standardabweichungen der Abweichung der inneren Länge liegen in einem ähnlichen Bereich. Die Differenz der Öffnungsweite fällt mit 0,55 mm für die Variation mit Sandkern geringer aus als für den Einsatz des Stahlkerns (hier 0,67 mm). Siehe hierfür Abbildung 6-36. Für die Ergebnisse der Einzelversuche mit Sandkern in Ausgangswandstärke unter Variation der Formtemperierung sei hier auf Abschnitt 6.2.1 verwiesen. Dort zeigte sich, dass bei Einsatz des Sandkernes bei einer höheren Temperierungstemperatur der Verzug geringer wird. Jedoch hat der absolute Verzug bei Einsatz des Furanharzsandkernes ein negatives Vorzeichen verglichen mit den Verzügen bei Einsatz des Stahlkernes.

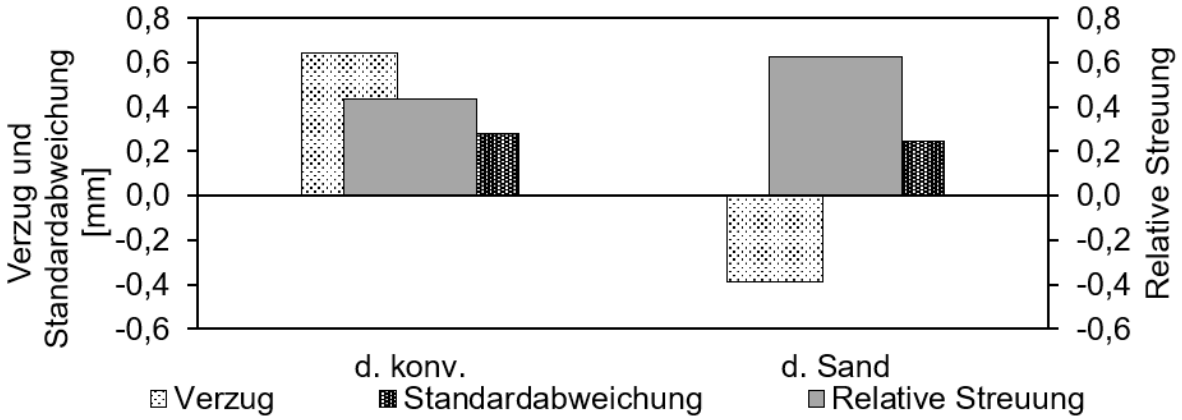


Abbildung 6-35: Der Verzug, dessen Standardabweichung und die Relative Streuung über der Variation des Kernmaterials für das dünnwandige Gussteil bei einer Temperierung von 150 °C.

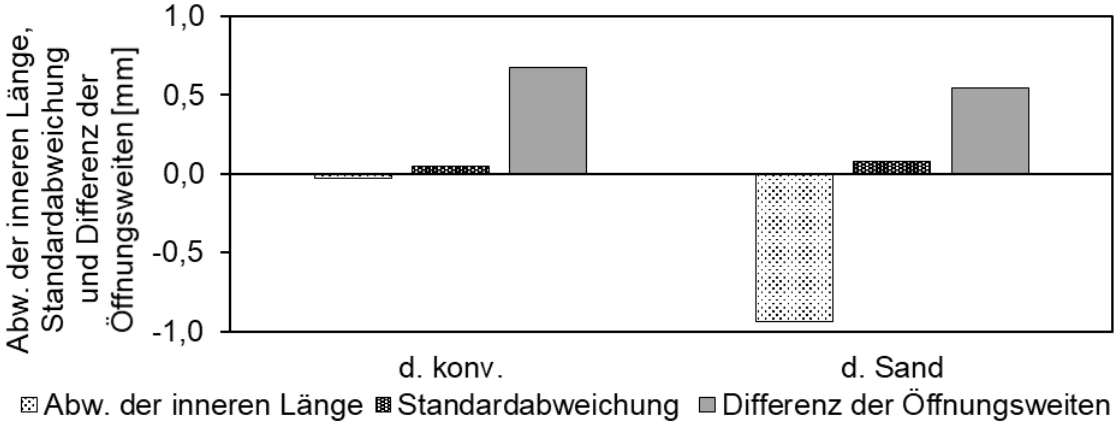


Abbildung 6-36: Abweichung der inneren Länge, deren Standardabweichung und die Differenzen der Öffnungsweiten für die Versuchsreihe zum Einfluss des Sandkerns.

Optische und metallografische Analyse: Variation des Formmaterials

Die Betrachtung der Bauteile und des Entformungsvorganges zeigten eine deutliche Ablösung des Bauteils von der umschließenden Kokille im Bereich der Ecken zwischen Rückseite des „U“ und den Stegen. Dies ist in Abbildung 6-37 für ein Gussteil der dünnwandigen Variation dargestellt.

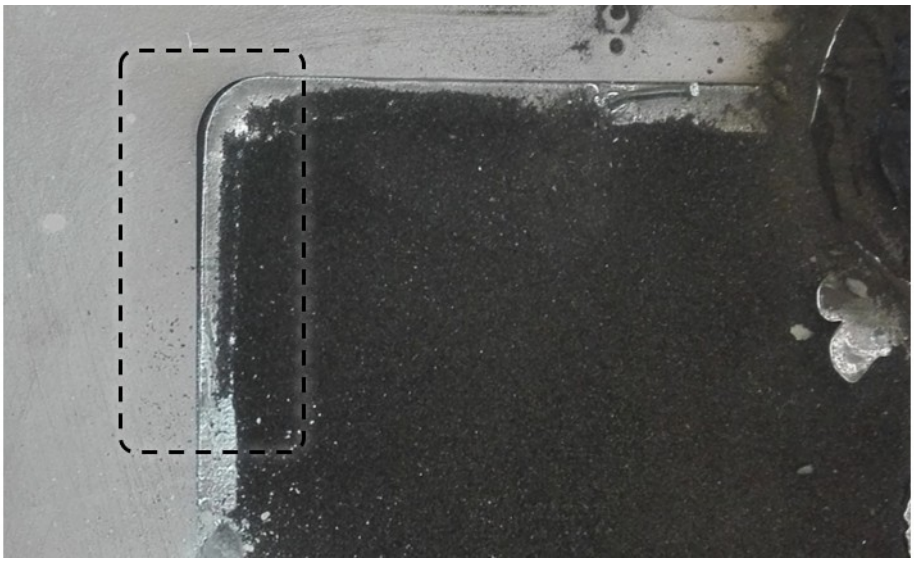


Abbildung 6-37: Die Abgüsse mit Sandkern zeigen an den Außenseiten des „U“ eine klare Spaltbildung (eingekreist) mit deutlich stärkerer Ausprägung zur Rückseite des „U“ hin (Versuch 26-15-15-01-02-1).

Die Untersuchung des SDAS der Variation mit Ausgangswandstärke und Sandkern liefert für eine globale Temperierung von 150 °C, verglichen zur Referenzvariante für die Bereiche dünner Wandstärke (A und B) eine qualitativ ähnliche Ausbildung, mit dem größten SDAS an Stelle A zur Kernseite hin und dem geringsten an Probenstelle B, die beiderseitig von der Kokille umschlossen ist. Für die Messstellen im Mittelsteg zeigt die Variation mit Sandkern leicht höhere Werte für den SDAS. Im Vergleich zur Referenzvariante wird der größte Wert am kernzugewandten Rand (C-innen) erreicht. Insgesamt sind die Unterschiede in den Werten zwar ausgeprägter, jedoch nicht signifikant unterschiedlich im Vergleich zur Streuung zwischen den verschiedenen Referenzgussteilen (siehe Abschnitt 6.1.3). Grafisch aufbereitet ist dieser Vergleich in Abbildung 6-38 dargestellt.

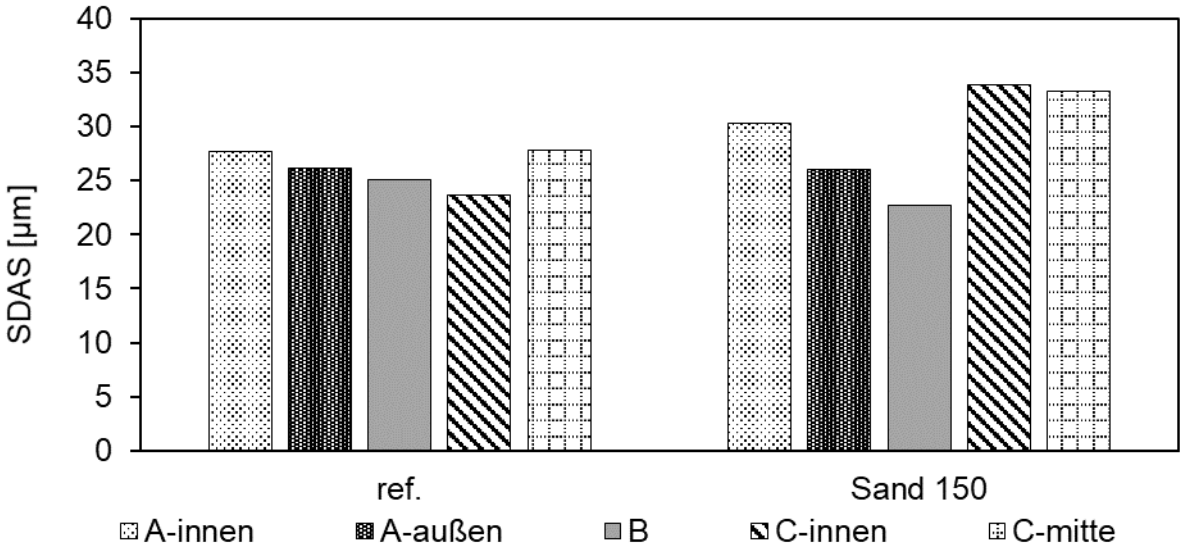


Abbildung 6-38: SDAS der Variation mit Sandkern (Gussteil 16-15-15-01-02-1) im Vergleich zum Mittelwert der Versuche in der Referenzvariante.

In-situ-Messungen: Einfluss des Formmaterials

Abbildung 6-39 zeigt die Temperaturen im Gussteil für die Ausgangswandstärke und 30 °C Temperierung einmal für den Stahl- und einmal für den Sandkern. Die linke Seite zeigt die Temperaturen in den dünnwandigeren Bereichen und die rechte die für den Mittelsteg. Bei den dünnwandigeren Bereichen ist zu erkennen, dass Messstelle T12, welche am weitesten vom variierten Kern entfernt liegt, keine deutlichen Unterschiede in der Abkühlung zeigt. So liegt hier zu Anfang die Temperatur bei Einsatz des Sandkerns sogar leicht unterhalb der des Stahlkernversuchs. Zum Ende der Messdauer gleichen sich diese aber vollständig an. Die Messstelle am anderen Ende der Kavität (T8) zeigt für den Sandkern, der im Bereich der Messstelle Kontakt zu einer Seite des Gussteils hat, dass die initiale Erstarrung mit dem Fall des Stahlkernes in etwa gleich schnell abläuft, aber die weitergehende Abkühlung deutlich langsamer geschieht. Die Temperaturen an Messstelle T4, auch auf einer Seite in Kontakt mit dem Kern, haben für den Fall des Sandkernes die höchste Differenz zu denen des Versuchs mit Stahlkern. So geschieht hier die Erstarrung langsamer und auch die weitere Abkühlung liegt stets deutlich über den Temperaturen mit Stahlkern. Auffällig bei den Temperaturen im Mittelsteg (rechte Seite) ist, dass die Temperaturen der Variation mit Sandkern zum Massezentrum hin (Messstelle T9) die deutlich langsamste Erstarrung erkennen lassen, sich aber im weiteren Verlauf den Temperaturen näher zur Kokille hin (Messstellen T10 und T11) angleichen.

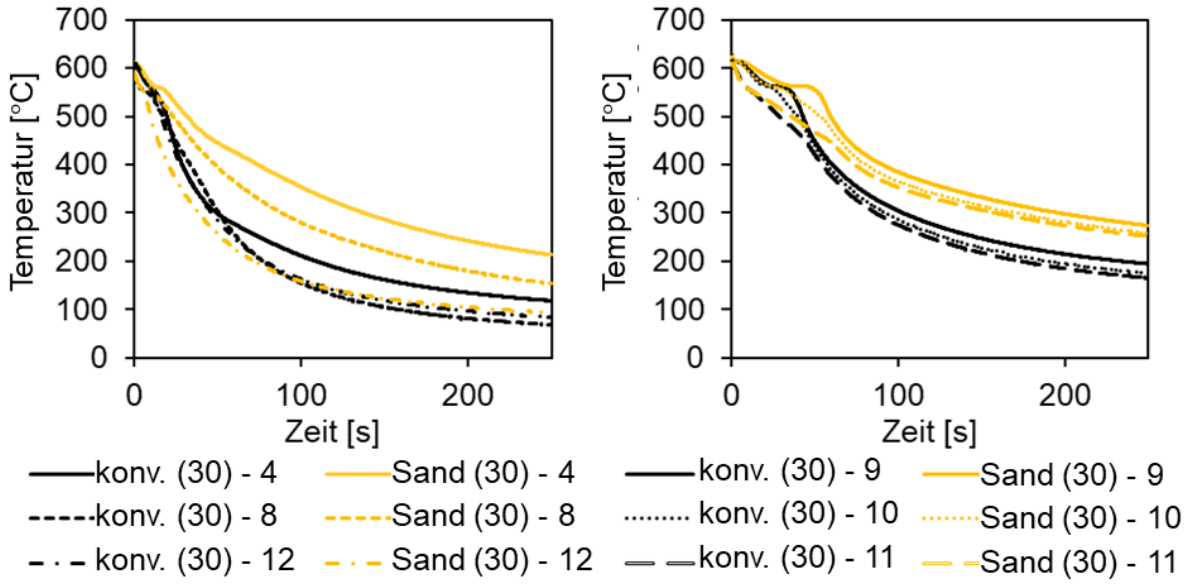


Abbildung 6-39: Temperaturverläufe an den dünnwandigen Stellen (links) und in dem dickeren Mittelsteg des Gussteils (rechts) im Vergleich zwischen einem Abguss mit Stahl- und einem mit Sandkern.

6.4. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug

In den in diesem Abschnitt dargelegten Untersuchungsergebnissen ist die Wechselwirkung von mechanischer und thermischer Interaktion zwischen Gussteil und Form am unklarsten zu fassen. Daher werden die Untersuchungen vielfach in den Kontext der ersten beiden Untersuchungsrichtungen gesetzt. Zunächst werden der Einfluss globaler und lokaler Unterschiede in der Gussteilwanddicke auf den resultierenden Gussteilverzug untersucht (Abschnitt 6.4.1). Erweitert wird dies durch die Betrachtung lokaler bauteilimmanenter Maßnahmen (Verrippung) zur Verzugsminimierung (Abschnitt 6.4.2). Als letztes wird die Verzugsminimierung mittels einer empirischen Geometrieanpassung des Werkzeugs (Vorhalten) betrachtet (Abschnitt 6.4.3).

6.4.1. Einfluss der Bauteilwandstärke

Zur Betrachtung des Einflusses der globalen oder lokal verschiedenen Wandstärke werden der Referenzvariante Versuchsreihen in der dünnwandigen und der Geometrie mit aufgedicktem Mittelsteg gegenübergestellt. Die erstgenannten Versuchsreihen dienen der Betrachtung des Einflusses des globalen Wandstärkeunterschieds, während die letzteren zur Betrachtung des Einflusses eines starken lokalen Masseunterschieds dienen. Die Versuchsreihen wurden jeweils bei 150 °C Vortemperierung durchgeführt, da eine kältere Kokille bei dem dünnwandigen Bauteil zu nicht ganz ausgefüllten Gussteilen führte.

Verzugsanalyse: Einfluss der Bauteilwandstärke

Die gemessenen Verzüge, deren Standardabweichung in einer Serie sowie die daraus resultierende Relative Streuung werden für die Geometrievariante der global verringerten und lokal vergrößerten Wandstärke der Ausgangsgeometrievariation gegenübergestellt, Abbildung 6-40. Die einzelnen Messwerte finden sich in den Tabellen 11-4, 11-2 und 11-14 und die Auswertung in Tabelle 11-32. Bei der dünnwandigen Geometrie liegt der gemittelte Verzug leicht unter dem der Referenzvariante. Die Standardabweichung ist jedoch etwa doppelt so groß, so ergibt sich die Relative Streuung für die dünnwandige Variation zu 0,43 mm und damit zu mehr als dem dreifachen als bei der Ausgangswandstärke (0,13 mm). Der mittlere Verzug der Variante mit aufgedicktem Mittelsteg liegt mit 0,90 mm noch oberhalb der Referenzvariante, die hier mit 0,01 mm ermittelte Standardabweichung und auch die daraus resultierende Relative Streuung ist auszuklammern, da für die Ermittlung nur drei unbeschädigte Bauteile herangezogen werden konnten. Sie ist lediglich aufgeführt, um die Belastbarkeit der Verzugsmessung zu unterstreichen. Die gemessene Abweichung der inneren Länge liegt bei -0,03 mm für die global dünnwandige und bei -0,08 mm für die lokal aufgedickte Geometrie. Die zugehörigen Standardabweichungen von 0,04 respektive 0,07 mm liegen im Bereich der Referenzvariante. Diese Werte sowie die sich daraus ergebende Differenz der Öffnungsweiten entsprechen qualitativ den Verzugsergebnissen, siehe Abbildung 6-41.

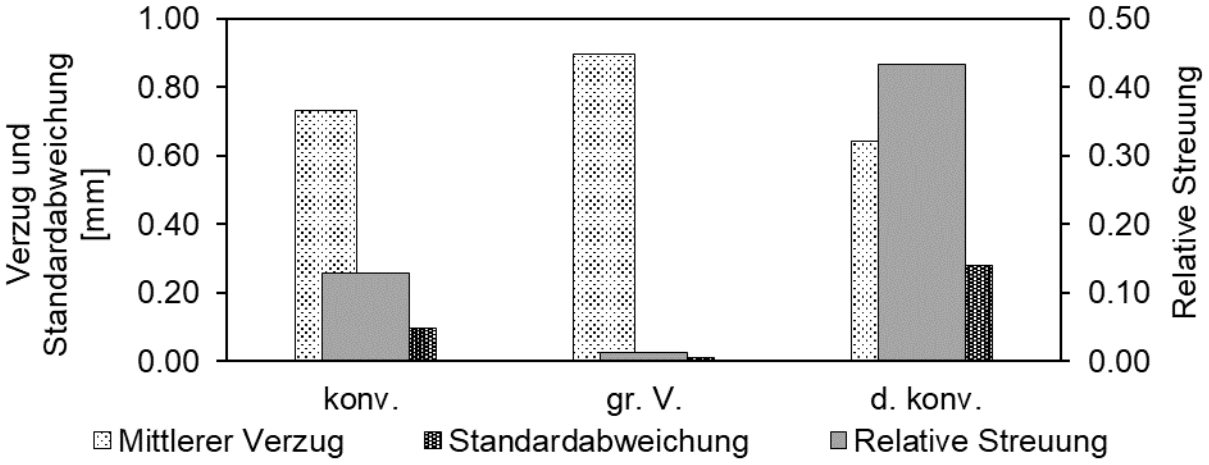


Abbildung 6-40: Verzug, dessen Standardabweichung und die resultierende Relative Streuung für die Versuchsreihen unterschiedlicher Bauteilwandstärke.

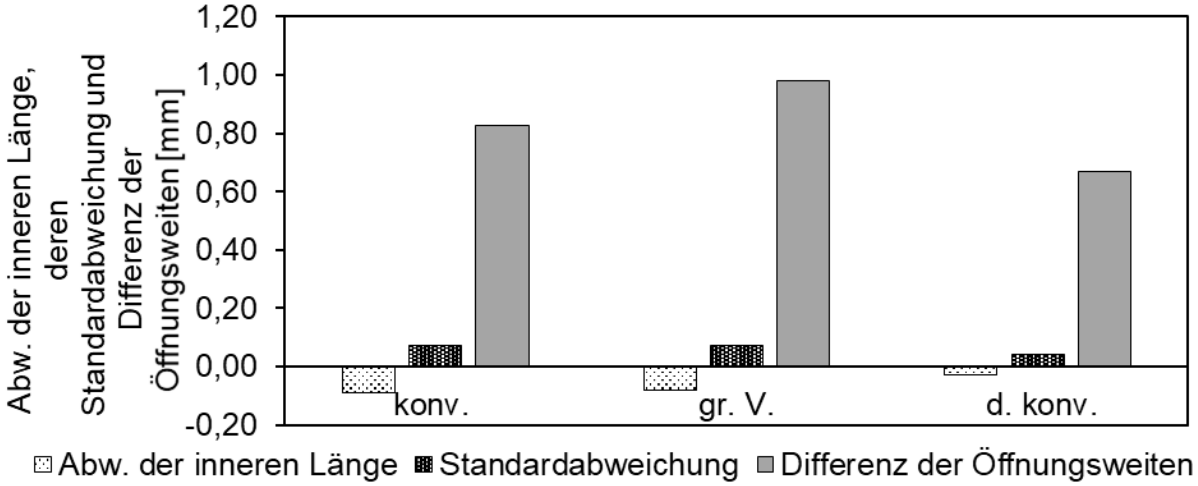


Abbildung 6-41: Abweichung der inneren Länge, deren Standardabweichung und die Differenz der Öffnungsweiten für die Versuchsreihen unterschiedlicher Bauteilwandstärke.

Optische und metallografische Analyse: Einfluss der Bauteilwandstärke

Zur weiteren Einordnung des Einflusses der Wandstärkenunterschiede auf die Erstarrung wurden der SDAS an dedizierten Stellen der Gussteile bestimmt. Zum Vergleich der dünnwandigen mit der Ausgangswandstärke werden hier die Werte der Variationen mit optimierten Kernmodul und 150 °C Temperierung herangezogen. Dies ist als zulässig zu erachten, da das optimierte Kernmodul keinen feststellbaren Einfluss auf die ermittelten SDAS-Werte besitzt, wie in Abschnitt 6.2.2 konstatiert wurde. Abbildung 6-42 zeigt rechts die Werte der Ausgangsvariante und links die der dünnwandigen. Es ist zu sehen, dass in den Bereichen des Gussteils, wo die Wandstärke verringert wurde (A und B), die gemessenen Werte unter denen des Gussteils in Ausgangswandstärke liegen. In dem in beiden Fällen gleich dicken Mittelsteg (Messstelle C) lässt sich keine Abhängigkeit erkennen. Im Vergleich zu den Abweichungen innerhalb der Versuche einer Parametervariation sind die hier festgestellten Unterschiede jedoch gering und daher nicht aussagekräftig (siehe Abschnitt 6.1.3).

Die Gefügeanalyse für die Gussversuche mit Variation mit massereichem Mittelsteg liefert das Bild, dass der gemessene SDAS im Mittelsteg (Messpunkt C-mitte) mit einem Mittelwert von 33,94 µm deutlich über denen der restlichen Bereiche (Messpunkte A und B) liegt. Die Werte der übrigen Bereiche liegen in einer ähnlichen Größenordnung wie diejenigen der Referenzvariante. Abbildung 6-43 zeigt links die gemessenen SDAS-Werte für die Variation mit massereichem Mittelsteg bei 150 °C Formtemperierung und rechts die Werte der Referenzvariante.

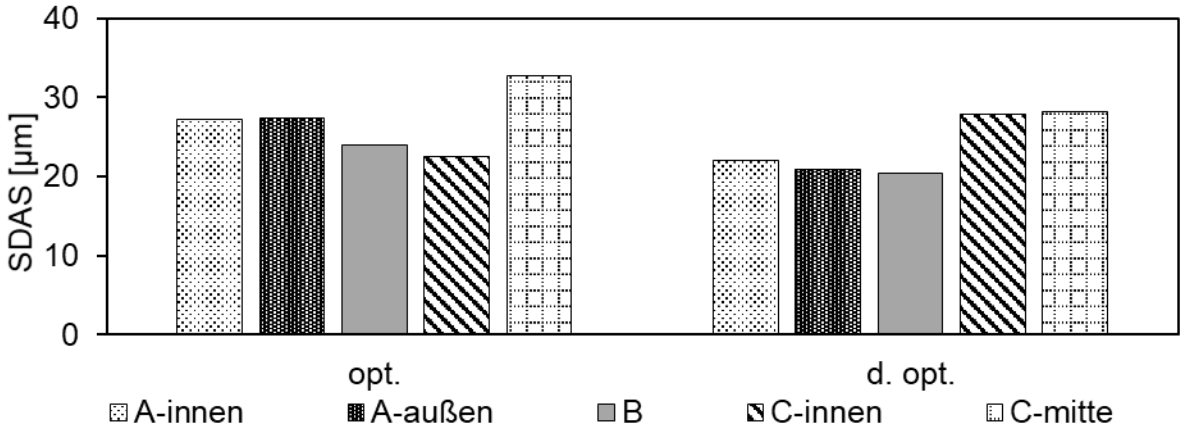


Abbildung 6-42: Links der SDAS eines Gussteils mit Ausgangswandstärke (12-15-15-01-02-1) und rechts des dünnwandigen Gussteils (22-15-15-01-02-1), beides aus Versuchen mit optimierten Temperierkanälen.

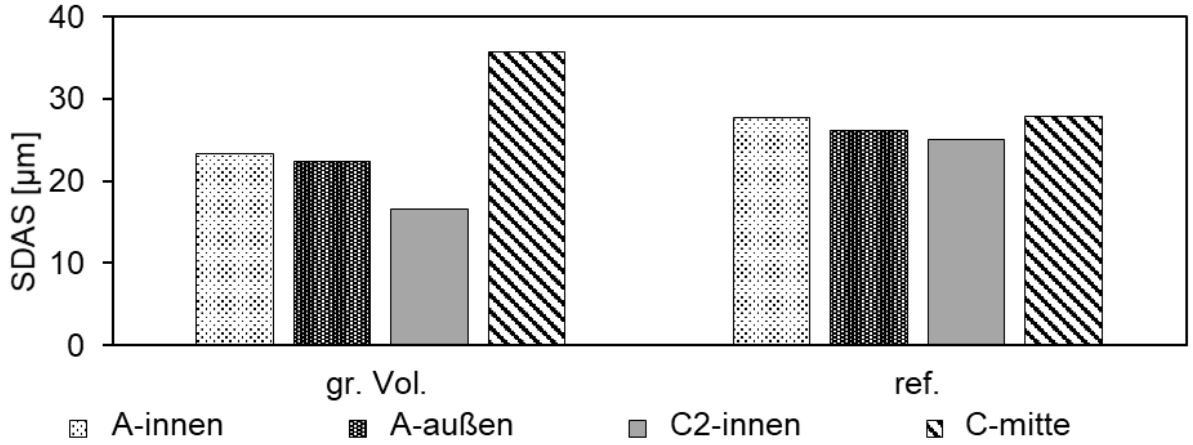


Abbildung 6-43: SDAS an Probenstelle A-innen, A-außen, C2-innen und C-mitte. Links für die Parametervariation mit großvolumigen Mittelsteg (13-15-15-01-02 -1) und rechts zum Vergleich die Ausgangswandstärke (12-15-15-01-02-1).

Die optische Analyse ergab für die Varianten mit dünnwandiger Geometrie eine deutliche Tendenz zur unvollständigen Formfüllung bei kälter temperierter Kokille. So war bei 150 °C ca. eines von fünf Gussteilen nicht ganz ausgelaufen und so für die weitere Untersuchung nicht geeignet. Daher wurde auf eine kältere Temperierung zur weiteren Steigerung der thermischen Gradienten verzichtet. In Abbildung 6-44 ist exemplarisch ein nicht ausgelaufenes Gussteil der dünnwandigen Geometrievariation zu sehen. Die Gussteile der Variation mit aufgedicktem Mittelsteg zeigten optisch keine signifikanten Phänomene.

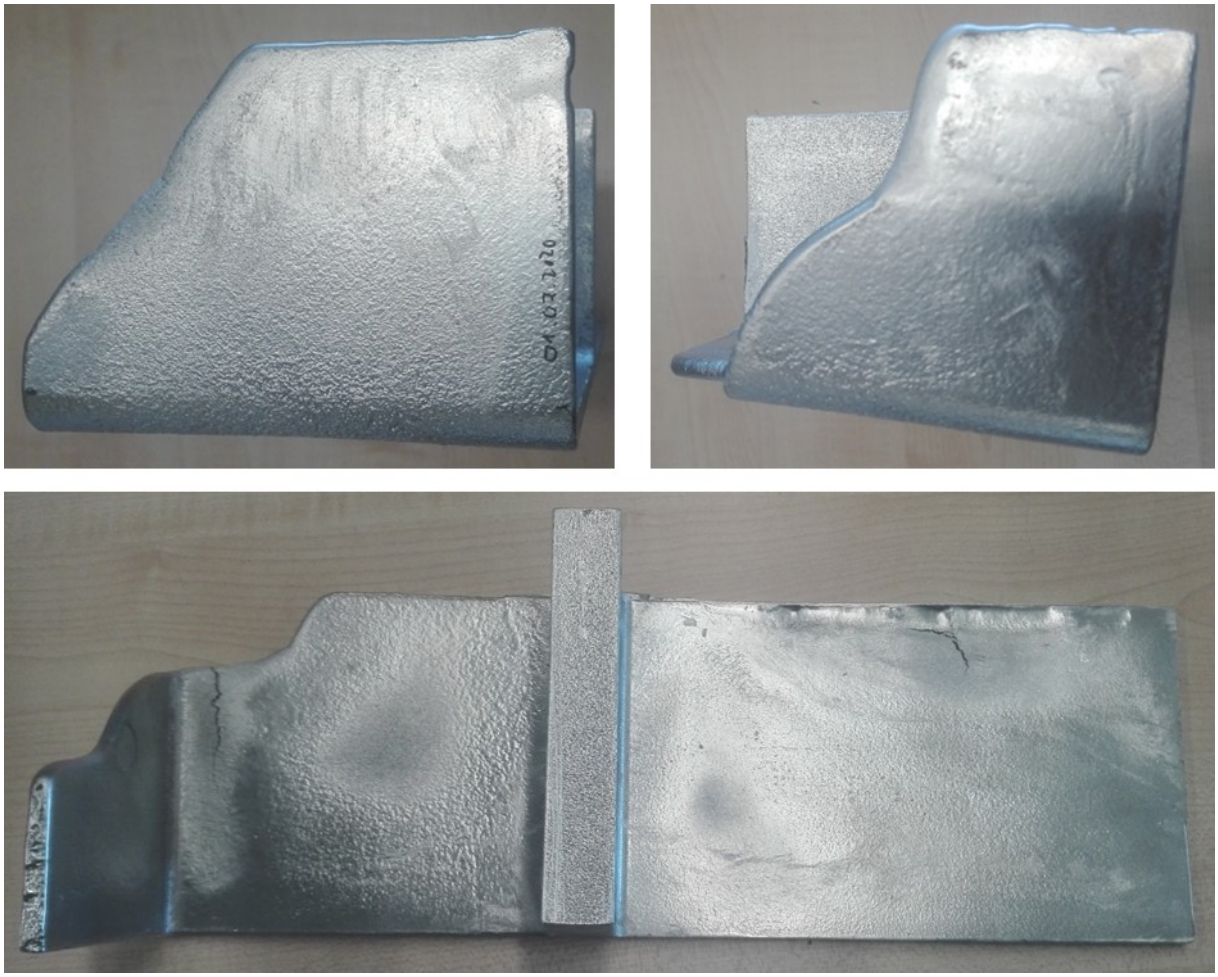


Abbildung 6-44: Eine unvollständige Formfüllung beim dünnwandigen Bauteil zeigt, dass die Temperatur der Vortemperierung mit 150 °C grenzwertig gewählt ist (Versuch 21-15-15-01-02-1).

In-situ-Messungen: Einfluss der Bauteilwandstärke

Die In situ-Messungen der Versuche mit der dünnwandigen Geometrie zeigten deutliche Streuungen in den Bereichen der dünnwandigen Kontur. Die Messungen im, zur Ausgangsgeometrie, gleichdicken Mittelsteg streuten ähnlich wie die der Referenzvariante. Abbildung 6-45 zeigt exemplarisch den Vergleich ausgewählter Temperaturverläufe für einen Abguss der dünnwandigen Geometrievariation und des Referenzversuchs. Es zeigt sich, dass die Erstarrung in beiden Fällen in einem sehr ähnlichen Zeitfenster abläuft, die Temperaturen für das dünnwandige Gussteil im weiteren Verlauf aber stets unterhalb derer des Referenzversuchs liegen.

In Abbildung 6-46 sind die Temperaturverläufe im Gussteil für die Geometrievariation mit aufgedicktem Mittelsteg im Vergleich zur Referenzvariante zu sehen. Links sind die Temperaturen in den dünnwandigeren Bereichen und rechts die im Mittelsteg dargestellt. Für die Enden der F-Form (Messstellen T8 und T12) zeigt sich für beide Variationen kein erkennbarer Unterschied. An Messstelle T4, die sich nahe

dem variierten Mittelsteg befindet, zeigt sich, dass die Erstarrung in beiden Fällen etwa gleich schnell abläuft, jedoch nach 40 Sekunden das Bauteil mit großvolumigen Mittelsteg signifikant langsamer abkühlt. Die Messstellen im Mittelsteg zeigen für die Variante mit großem Volumen entgegen der Referenzvariante einen durchgehend langsameren Erstarrungsvorgang. So ist die Erstarrung an Messstelle T9 erst nach etwa 100 Sekunden abgeschlossen, entgegen den 40 Sekunden in der Referenzvariante. Bei dem großvolumigen Mittelsteg verläuft die Erstarrung über die drei Messstellen von T9 im Massezentrum bis T11 an einer äußeren Ecke gleichmäßiger als bei der Referenzvariante. Dort gibt es nur bei Messstelle T9 ein eindeutiges Temperaturplateau bei der Sekundärerstarrung (ca. 570 °C).

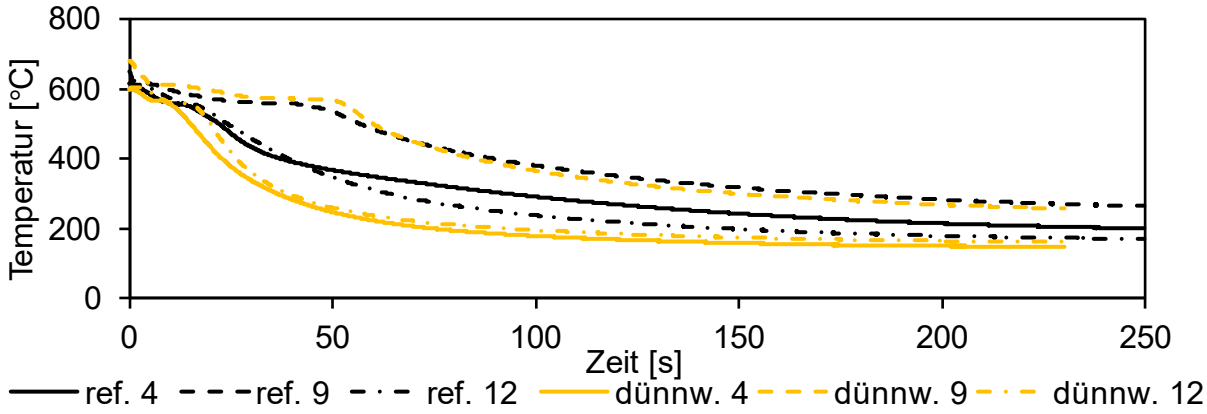


Abbildung 6-45: Vergleich der In-situ-Temperaturmessungen eines Gussteils dünner Wandstärke mit der Referenzvariante.

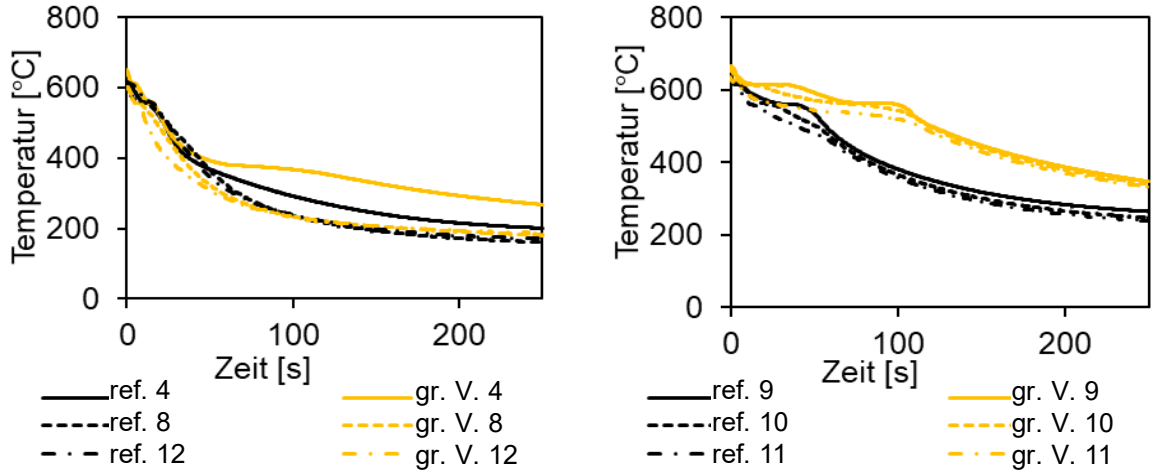


Abbildung 6-46: Temperaturen in den dünnwandigen Bereichen (links) und im Mittelsteg (rechts) für einen Abguss mit aufgedicktem den Mittelsteg, im Vergleich zur Ausgangsgeometrie.

Numerische Simulation: Einfluss der Bauteilwandstärke

Die Simulation der Temperaturentwicklungen zu den Geometrievariationen werden als wenig aussagekräftig durch den, mit abnehmender Bauteilmasse zunehmendem, Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten und dem den Rechnungen inhärenten Defizit an dieser Stelle (siehe Abschnitt 6.1.5) betrachtet, und daher verworfen. Jedoch zeigt eine Betrachtung der Temperaturverteilung zum Ende der Erstarrung des jeweiligen Gussteils den aus der Gefügeanalyse erwarteten Hotspot im Zentrum des Mittelsteges, dargestellt in Abbildung 6-47. Anzumerken ist, dass der Zeitpunkt der vollständigen Erstarrung in der Simulation für das dünnwandige Bauteil (1) mit 45 s nach Einguss und für das Gussteil mit aufgedicktem Mittelsteg (2) mit 125 s sehr nahe an dem experimentell erfassten Erstarrungsende (s. o.) liegt.

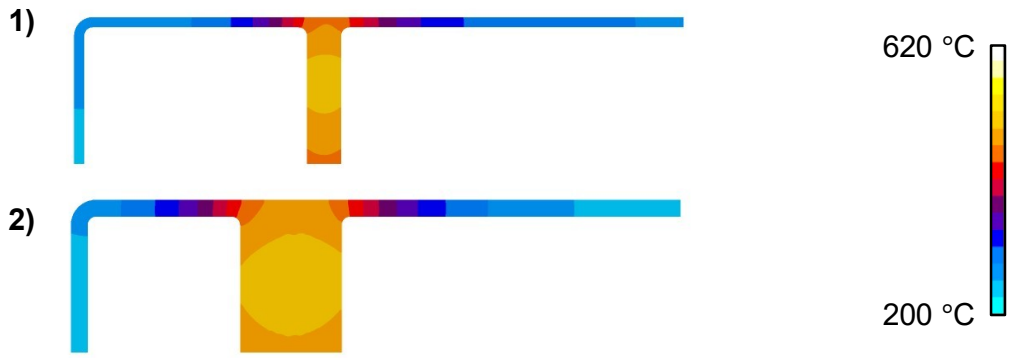


Abbildung 6-47: Simulierte Temperaturverteilung in der Mittelebene der Gussteile der Geometrievariationen zum Zeitpunkt der abgeschlossenen Erstarrung.

6.4.2. Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung

Zur Betrachtung des Einflusses der Bauteilgeometrie ist auch die Versuchsreihe mit einer bauteilimmanenten Schrumpfungsbehinderung – durch eine einseitige Verrippung zur Verbindung der beiden Stege des „F“ zu zählen – unter Gleichhaltung der restlichen Parameter der Ausgangsgeometrie. So wird hier ein thermischer Haushalt vergleichbar dem der Ausgangsgeometrie mit Stahlkern angenommen. Zur Untersuchung des Einflusses dieser Geometrievariante wird eine Versuchsreihe mit 30 °C Kokillentemperierung der entsprechenden Versuchsreihe in der Ausgangsgeometrie gegenübergestellt.

Verzugsanalyse: Bauteilimmanente Schrumpfungsbehinderung

Für die Versuche mit asymmetrischer Rippe zwischen den zwei Stegen des „F“ ist festzuhalten, dass die Rippe an der Unterseite die beiden Stege verbindet (siehe Abschnitt 5.2.3). Dies liegt in unmittelbarer Nähe zum Messpunkt „unten“ für den Bauteilverzug (siehe Abbildung 5-12). Aufgrund dieser asymmetrischen Anordnung

wird der gemessene Bauteilverzug neben dem Mittelwert über die Höhe gesondert ausgewertet und in Bezug zur Referenzvariante gesetzt. Die gemittelten Werte der betrachteten Versuchsreihe sind in Tabelle 11-33 zusammengefasst und die einzelnen Messwerte in Tabelle 11-18 aufgelistet. Dieses ist in Abbildung 6-48, zusammen mit den jeweiligen Standardabweichungen über die Versuchsreihe dargestellt. Bei dem asymmetrischen Bauteil zeigt sich am Messpunkt unten, nahe der Rippe, der deutlich geringste mittlere Verzug von 0,04 mm, wobei die Standardabweichung in derselben Größenordnung liegt. Bei dem mittleren Messpunkt und dem oberen werden die gemessenen Verzüge zusammen mit den zugehörigen Standardabweichungen jeweils größer. Der Verzug am Messpunkt oben steigt auf einen Wert im Bereich der Referenzvariante. Die Standardabweichung liegt hier über der der Referenzvariante. Gemittelt über die verschiedenen Höhen liegt der Verzug des asymmetrischen Bauteils unter dem Mittelwert des symmetrischen Referenzgussteils, die Standardabweichung jedoch auf gleichem Niveau. Die resultierenden Relativen Streuungen betragen 0,33 für das asymmetrische Gussteil im Vergleich zu 0,20 für die symmetrische Ausgangsgeometrie. Letztere hat keine klar zuzuordnende Höhenabhängigkeit des Verzugs, siehe hierzu auch den Abschnitt 6.1.1.

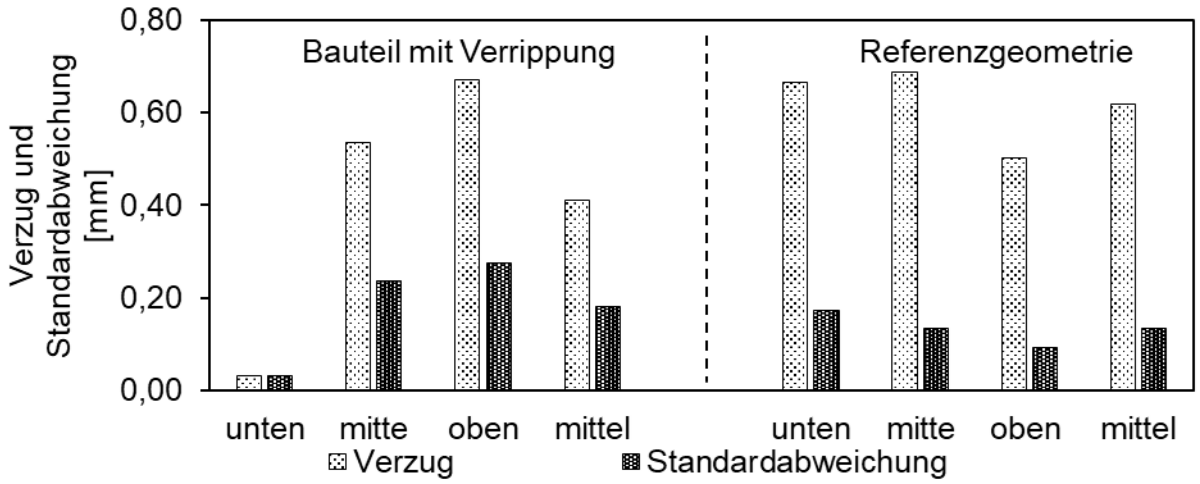


Abbildung 6-48: Links der Verzug und die Standardabweichung des asymmetrischen Bauteils, an den verschiedenen Höhen gemessen sowie über diese gemittelt; Zum Vergleich rechts die Werte der symmetrischen Ausgangsgeometrie.

Optische und metallografische Bauteilanalyse: Bauteilimmanente Schrumpfungsbehinderung

Für die Bauteile der Variation mit asymmetrischer Rippe wurde keine Gefügeanalyse durchgeführt, da angenommen wird, dass diese denen der Ausgangsgeometrie entsprechen. Optische Betrachtungen der Rippe und ihrer Verbindung zum restlichen Gussteil zeigen keine Auffälligkeiten wie beispielsweise Risse, so dass hier von

einer uneingeschränkten Kraftübertragung ausgegangen werden kann. Beispielhaft ist ein Gussteil in Abbildung 6-49 dargestellt.

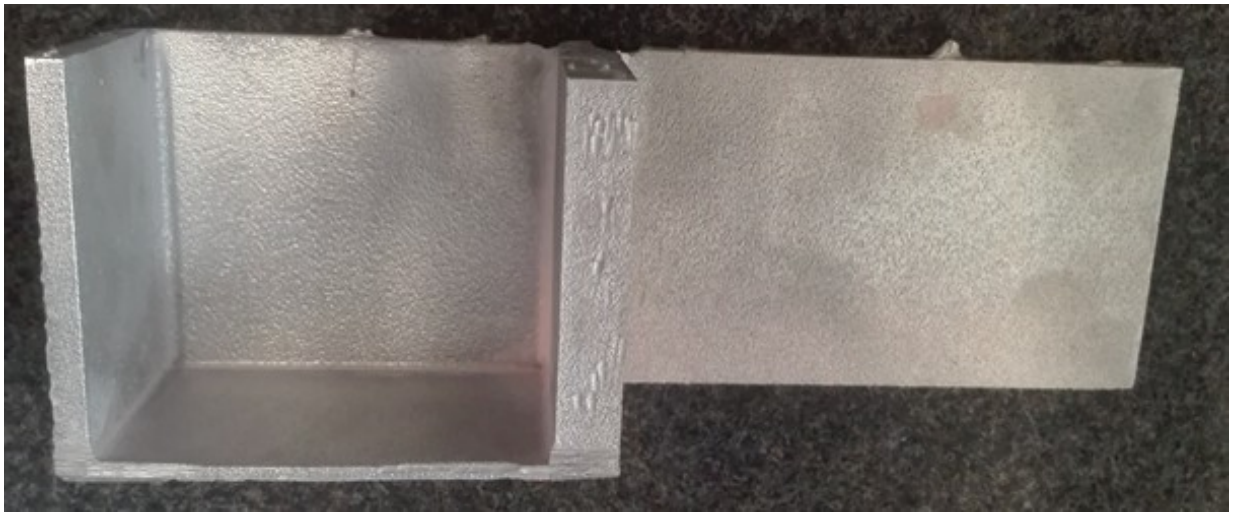


Abbildung 6-49: Frei von optischen erfassbaren Gussfehlern gegossenes Versuchsteil der Variante mit asymmetrischer Verrippung (Versuch 15-15-15-01-01-1).

6.4.3. Einfluss einer geometrischen Verzugskompensation

Als Referenz der Verzugsbeeinflussung wurde, ausgehend von den Verzugsmessungen der ersten Gussteile in Ausgangsgeometrie, ein Kern mit geometrischer Kompensation zur Verzugsminimierung eingesetzt (siehe Abschnitt 5.2.3). Anhand der Auswertungen der Versuchsreihen der Ausgangsgeometrie mit 30 °C Temperierung und der dünnwandigen Variante mit 150 °C, welche mit 0,62 resp. 0,64 mm vergleichbare Verzüge aufweisen (s. o.) wurde mit dem Vorhaltefaktor von -1 ein Maß der Öffnungsweite von 129,37 mm für die geometrische Kompensation festgelegt. Implementiert wurde diese in einem in allen anderen Dimensionen und Eigenheiten dem konventionellen Stahlkern entsprechenden Kernmodul. Die durchschnittliche Abweichung der inneren Länge betrug weniger als 0,1 mm, und die durch die Konturänderung verursachte geringfügige Änderung der Wandstärken der Stege wurde als vernachlässigbar angesehen. Zur Betrachtung dieser empirischen geometrischen Kompensation wurden geeignete unkompensierte Versuchsreihen unter Einsatz der Kompensation wiederholt und eine Gegenüberstellung durchgeführt. Herangezogen hierfür wurden die Versuchsreihen in Ausgangswandstärke mit 30 °C Vortemperierung und im dünnwandigen Bauteil mit 150 °C Vortemperierung. Da alle Parametervariationen bis auf die kompensierte Geometrie identisch sind, wird im Folgenden ausschließlich die Verzugsanalyse betrachtet. In-situ-Messungen sowie Gefüge- und optische Analysen werden dabei nicht berücksichtigt.

Verzugsanalyse: Geometrische Vorhaltung

Die einzelnen Werte der Verzugsmessungen sind im Anhang den Tabellen 11-6, 11-13, 11-15 und 11-16 zu entnehmen und die aufbereiteten Ergebnisse der Tabelle 11-34. Abbildung 6-50 zeigt die gemittelten Verzüge und die jeweiligen Standardabweichungen für die Ausgangswandstärke und für die dünnwandige Variation, jeweils einmal für den konventionellen und einmal für den kompensierten Kern. Es zeigt sich, dass der Verzug in beiden Fällen deutlich abnimmt. Insbesondere verringert er sich bei der Ausgangswandstärke so stark, dass der resultierende Verzug in die entgegengesetzte Richtung vom Sollmaß abweicht – es liegt also eine Überkompensation vor. Vom Betrag her reduziert sich jedoch der Verzug von 0,71 auf 0,10 mm. Bei der dünnwandigen Geometrie ist die Wirkung der Kompensation deutlich geringer, der Verzug reduziert sich von 0,64 auf 0,35 mm, ohne Vorzeichenwechsel. Bei der Ausgangswandstärke steigt die Standardabweichung des Verzugs bei Einsatz des kompensierten Kernes leicht. Bei der dünnwandigen Geometrie sinkt diese jedoch deutlich im Vergleich zur unkompensierten Variante. Bei der Ausgangsgeometrie und dem kompensierten Kern liegt die Standardabweichung über dem Betrag des mittleren Verzugs. Bei der dünnwandigen Variante liegt die Standardabweichung jedoch wie bei der unkompensierten Variante unter dem Betrag des mittleren Verzugs. Dies führt zu den Relativen Streuungen für die vier Varianten. Zu sehen ist, dass die Varianten mit unkompensiertem Kern die kleineren Relativen Streuungen aufweisen. Bei der Variante mit Standardwandstärke und kompensiertem Kern ist diese mit 1,62 deutlich am größten, hervorgerufen durch den hier vorliegenden Fall, dass die Standardabweichung deutlich größer als der gemittelte Verzug ist.

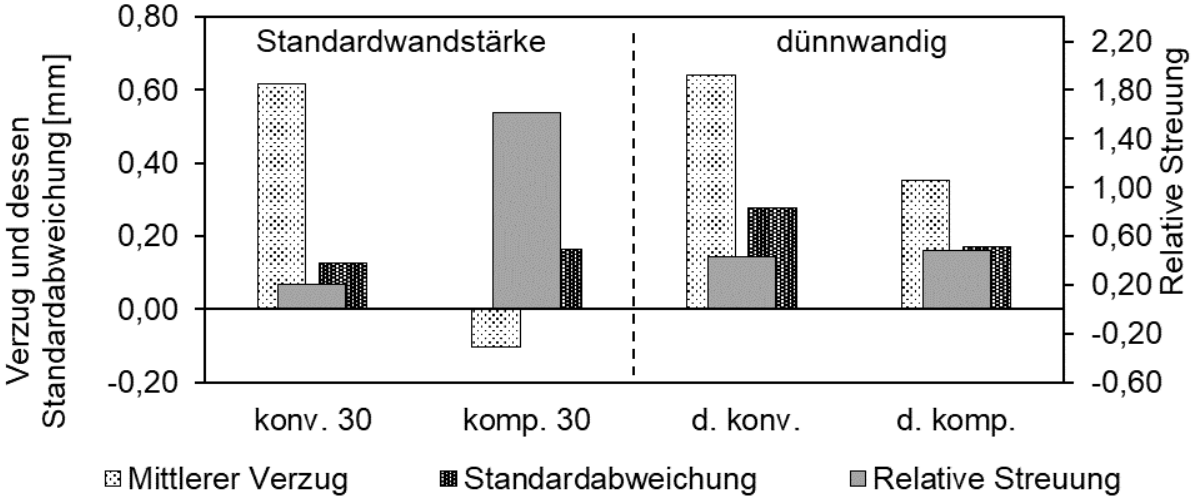


Abbildung 6-50: Links die mittleren Verzüge, die Standardabweichung und die Relative Streuung für die Ausgangswandstärke jeweils für den Kern mit Sollgeometrie

und für die Variante mit geometrischer Kompensation; rechts die entsprechenden Werte für die Varianten mit dünner Wandstärke.

Die gemessenen Abweichungen der inneren Länge liegen mit -0,11 mm für die Ausgangswandstärke und -0,10 mm für die dünnwandige Variation in dem Bereich der unkompensierten Varianten. Dies führt für die sich daraus ergebenden Differenzen der Öffnungsweiten zu dem herauszustellenden Ergebnis, dass für die kompensierte Variante der Ausgangswandstärke diese mit -0,04 mm nahe Null liegt. Für die kompensierte dünnwandige Variation liegt diese immer noch bei etwa zweidrittel des Wertes der unkompensierten Variation. Die Abweichungen der inneren Länge und die resultierenden Differenzen der Öffnungsweiten sind in Abbildung 6-51 grafisch aufbereitet.

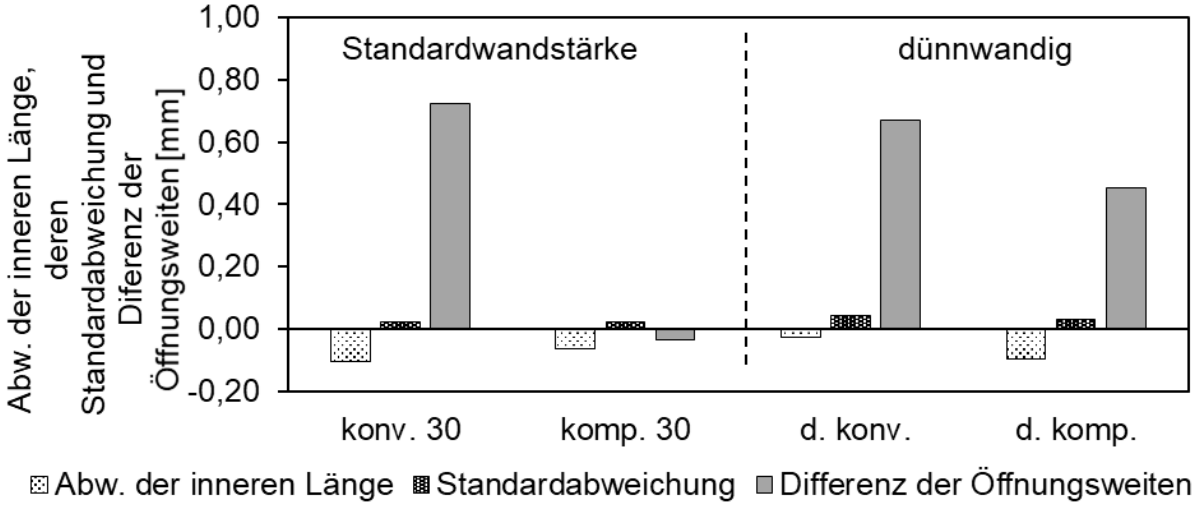


Abbildung 6-51: Abweichung der inneren Länge, deren Standardabweichung und die Differenz der Öffnungsweiten für die Versuchsreihen zum Einfluss des kompensierten Kernmoduls.

7. Diskussion und Fazit

In diesem Abschnitt werden die einzelnen im vorherigen Kapitel 6 beschriebenen Ergebnisse diskutiert und in Bezug zueinander gesetzt. Abschließend werden aus den gewonnenen Erkenntnissen Möglichkeiten zur Ableitung einer Vorgehensweise zur Verzugskompensation skizziert.

7.1. Diskussion der einzelnen Einflussgrößen

Die Diskussion der Ergebnisse zu den einzelnen Einflussgrößen folgt der gleichen Struktur wie die Ergebnisbeschreibung im vorherigen Kapitel.

7.1.1. Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug

Die hier diskutierten Ergebnisse haben gemeinsam, dass die Entformung bei Raumtemperatur erfolgte, der Verzug zweidimensional betrachtet wurde und die Verzugsausbildung überwiegend thermisch beeinflusst war. Für die einzelnen Einflussgrößen lassen sich hieraus die folgenden Erkenntnisse gewinnen.

Einfluss der Vortemperierung auf den Bauteilverzug

Aus den generierten Ergebnissen der Versuche zum Einfluss der Vortemperierung (Abschnitt 6.2.1) lässt sich Folgendes ableiten:

- Es konnte in einer Stahlkokille kein Zusammenhang zwischen Temperatur der Temperierung und der Größe des Verzugs nachgewiesen werden.
- Es zeigte sich, dass eine kältere reine Stahlkokille zu weniger Schrumpfungsbehinderung neigt und zu einer größeren Standardabweichung des Verzugs führt. In Kombination mit dem unveränderten Betrag des mittleren Verzugs ist so festzuhalten, dass hier der Prozess als instabiler zu bewerten ist.
- Die in den In-situ-Messungen festgehaltenen unterschiedlichen Abkühlzeiten konnten bereits in der metallografischen Analyse nicht mehr im Gefüge nachgewiesen werden. Dies fügt sich in die nicht feststellbare Wirkung der Vortemperierung auf die Verzugsausbildung ein.
- Beim Einsatz des Sandkerns zeigte sich ein Zusammenhang zwischen Vortemperierung und Verzug. Eine höhere Vortemperierung führte zu stärkerer Schrumpfungsbehinderung und größerem Formänderungsanteil. Offenbar erhöht die Temperatur die Steifigkeit des Sandkerns, bis die Verzugsbildung abgeschlossen ist. Damit wirkt die Formtemperierung indirekt auf den Verzug, indem sie die mechanischen Eigenschaften des Kernwerkstoffs beeinflusst und so die mechanische Wechselwirkung zwischen Form und Gussteil verändert.

Einfluss der optimierten Temperierkanäle auf den Bauteilverzug

Aus den Ergebnissen der Versuche zu dem Einfluss der, für eine homogenere Erstarrung, optimierten Temperierkanäle (Abschnitt 6.2.2) lässt sich Folgendes ableiten:

- Der mittlere Verzug nimmt bei den Versuchsreihen mit optimierten Temperierkanälen und somit einer über das Gussteilvolumen homogener verlaufenden Erstarrung zu. Dies kann folgendermaßen erklärt werden. Schon bei höherer Temperatur im Gussteil und damit bei einem geringeren Festphasenanteil bildet sich hier eine zusammenhängende Dendritenstruktur. Im Vergleich dazu weist ein inhomogen erstarrendes Gussteil über einen längeren Zeitraum während des Erstarrungsverlaufs unzusammenhängende, bereits erstarrte sowie zeitgleich noch flüssige Bauteilbereiche auf. Da das homogen erstarrende Gussteil somit über ein größeres Temperaturintervall eine mechanisch belastbare Struktur aufweist als das inhomogen erstarrende Bauteil, können sich beim Abkühlen mehr Spannungen und damit ein stärkerer Verzug entwickeln.
- Über eine Versuchsreihe betrachtet, weisen die Reihen mit inhomogenerer Erstarrung größere Relative Streuungen des Verzugs auf. Es ist anzunehmen, dass die verschiedenen Bereiche des Bauteils ihren mechanischen Zusammenhalt zu unterschiedlichen Zeitpunkten entwickeln, was zu lokal unterschiedlich ausgeprägten Spannungszuständen führt. Dies kann zudem die Homogenität des Wärmehaushalts beeinträchtigen, da sich die Kontaktbedingungen während der Erstarrung verändern.
- Zur Veranschaulichung zeigt Abbildung 7-1 schematisch das teilerstarrte Bauteil, links (1) ungleichmäßig erstarrend, rechts (2) homogen erstarrend. Im ersten Fall treten unzusammenhängende erstarrte Bereiche (a) gleichzeitig mit noch nicht erstarrten Bereichen (b) auf. Im anderen Fall hingegen hat sich eine zusammenhängende Struktur gebildet.
- Die In-situ-Messungen der Temperaturen untermauern die gelungene Beeinflussung des Wärmehaushalts. So liegen die Temperaturwerte im Kern mit optimierten Temperierkanälen höher als im konventionellen Kern. Da diese Messpunkte an Stellen des Bauteils mit geringer Masse (und damit geringerer Wärmekapazität) liegen, sind hier die Kanäle weiter voneinander entfernt. Dies führt zu einer langsameren Erstarrung in dem betreffenden Bereich im Vergleich zum konventionellen Temperierkanallayout. Beim Einsatz des optimierten Kernmoduls sind auch die in der Form gemessenen Temperaturen höher, da die geringere Wärmemenge, die im Kern abgeführt wird, eine stärkere Erwärmung des gegenüberliegenden Formmoduls bewirkt.
- Als mögliche Ursache für die Nichtübertragbarkeit der Hypothese, dass ein homogener erstarrendes Bauteil weniger Verzug aufweist (bekannt aus dem Kunststoff-Spritzguss), auf den Metallformguss ist das deutlich anders ausgeprägte elastoplastische Werkstoffverhalten zu nennen. Dieses erzeugt eine

andere mechanische Bauteilreaktion auf die behinderte Schrumpfung sowie auf die Aufhebung des Formzwangs. Als Resultat führen die entstehenden Spannungen im homogen erstarrten Kunststoffgussteil beim Aufheben des Formzwangs zu einem vollständigen elastischen Rückfedern zur Sollgeometrie – im Gegensatz zum Metallgussteil.

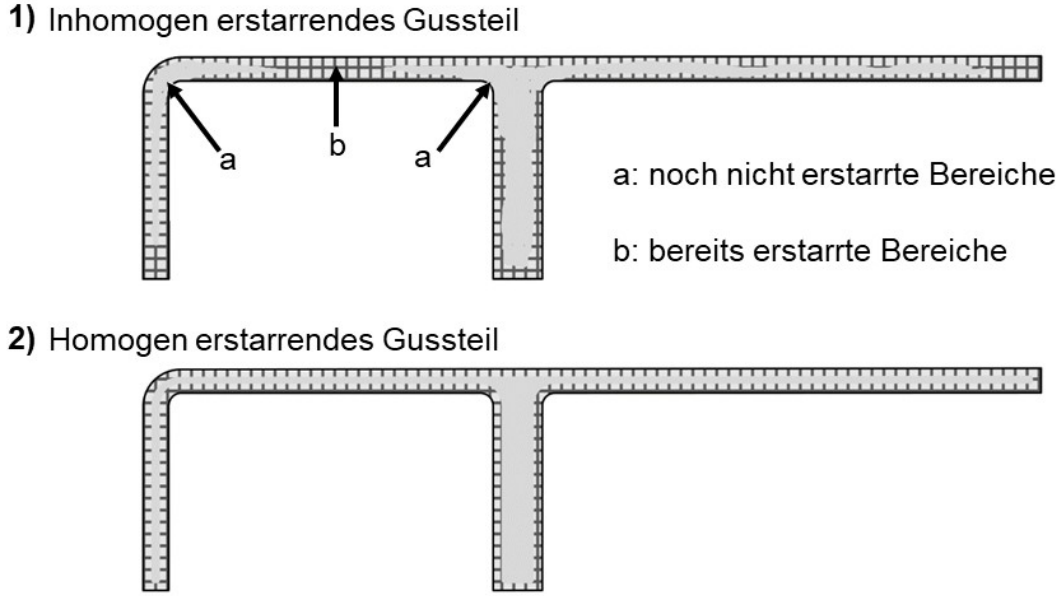


Abbildung 7-1: Schematische Darstellung des zur Hälfte erstarrten Gussteils, einmal ungleichmäßig erstarrend (1) und einmal homogener (2) (115).

7.1.2. Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug

Den in diesem Abschnitt diskutierten Ergebnissen ist gemeinsam, dass sie den Verzug des untersuchten Gussteils als zweidimensionales Phänomen betrachten. Weiterhin wird in der Diskussion dieser Ergebnisse davon ausgegangen, dass die Beeinflussung der Verzugsausbildung im Wesentlichen durch die mechanische Wechselwirkung zwischen Gussteil und Kokille erfolgt.

Einflussnahme auf den Formzwang durch die Entformungstemperatur

Aus den Ergebnissen der Versuche zum Einfluss der Entformungstemperatur (Abschnitt 6.3.1) lässt sich Folgendes ableiten:

- Die gefundenen nahezu linearen Zusammenhänge zwischen Entformungstemperatur, Behinderung der Schrumpfung und Formänderung legen nahe, dass für die Bildung des Verzugs und seiner verschiedenen Anteile für das betrachtete Gussteil ein linearelastisches und ein dem idealplastischen ähnliches Bauteilverhalten der Festkörpermechanik angenommen werden kann. Dass der Formänderungsanteil stets stärker ausgeprägt ist als die behinderte lineare Schrumpfung, zeigt zudem, dass der Spannungsabbau über plastische Formänderung in

der Form größer ist als die lineare elastische Rückfederung nach der Entformung.
- Der Richtungswechsel des Formänderungsanteils, vom Öffnen bis zum Schließen des U-förmigen Gussteilbereiches, widerspricht der Erwartung aus der Literatur und den Ergebnissen der ungekoppelten Simulation. Dies liefert die neue Erkenntnis, dass weitere Mechanismen zur Verzugsbildung des Gussteils beitragen, die jedoch weder in der Beschreibung noch in der ungekoppelten Simulation auf makroskopischer Ebene erfasst werden. Hierunter könnten beispielsweise örtlich stark begrenzte Interaktionen der Randschicht des Gussteils mit der Form – wie stellenweise Anhaftungen – fallen.
- Der Richtungswechsel des Formänderungsanteils in Verbindung mit der nahezu linearen Abhängigkeit der Abweichung der inneren Länge von der Entformungstemperatur ermöglicht eine gezielte Steuerung des Bauteilverzugs über die Temperatur zum Zeitpunkt der Aufhebung des Formzwangs. Somit kann auf diesem Wege theoretisch eine 100 %ige Kompensation erreicht werden. Ein Nebeneffekt dieser Kompensationsmethode ist jedoch, dass die Schwankungen des Verzugs weitgehend unbeeinflusst bleiben, was zu einer entsprechenden Zunahme der Relativen Streuung führt.

Einfluss des thermomechanischen Verhaltens des Formwerkstoffs

In den anderen Teilen dieser Arbeit wurde Warmarbeitsstahl als Formwerkstoff verwendet, der für die Betrachtungen als mechanisch ideal steif angenommen wurde. Im folgenden Abschnitt werden anhand der Ergebnisse aus Abschnitt 6.3.2 die Einflüsse der Verwendung eines Sandkerns und dessen im Vergleich zum Formwerkstoff Stahl stark unterschiedlichen thermomechanischen Verhaltens, diskutiert:

- Der Einsatz des Sandkerns zeigt eine deutlich geringere Schrumpfungsbehinderung im Vergleich zum Stahlkernmodul. Sie liegt näher an der freien Schrumpfung als an der beim Einsatz des Stahlkerns eintretenden behinderten Schrumpfung. Im Vergleich zum Einsatz des Stahlkerns führt der Sandkern lediglich zu einer geringen Verringerung des Formänderungsanteils. Als Folge bleibt beim Einsatz des Sandkerns das für den Verzug herangezogene Maß – die Addition von Schrumpfung und Formänderung – unter dem Sollmaß. Dies zeigt, dass das Verzugsbildungsmodell (siehe Abschnitt 5.4.1) zur Berücksichtigung des mechanischen Verhaltens des Formwerkstoffs um weitere Zusammenhänge zwischen Schwindungsverhalten und Formänderung ergänzt werden muss. Ebenso ist beim Einsatz des Sandkerns die Temperaturabhängigkeit des mechanischen Verhaltens des Formstoffes zu integrieren, wie im vorangegangenen Abschnitt 7.1.1 beschrieben. Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass durch die Anpassung der mechanischen Eigenschaften des Formmaterials Einfluss auf die

Bauteilmaßabweichungen genommen werden kann. Aufgrund der unterschiedlichen Einflüsse auf die lineare Schrumpfung und die Formänderung muss diesen gesondert Rechnung getragen werden.

- Die In-situ-Messungen der Temperaturen und die Ergebnisse der metallografischen Analyse zeigen, dass der Sandkern einen größeren Effekt auf die Erstarrung besitzt als die verschiedenen Formtemperierungen. Damit lässt sich die Wirkungsweise über mechanische oder thermische Interaktion nicht klar differenzieren. Die Standardabweichungen des Verzugs beim Einsatz des Sandkerns gehen nur leicht zurück im Vergleich zu denen beim Einsatz des Stahlkerns. Demgegenüber unterscheidet sich der Betrag des Verzugs bei den verschiedenen Kernmodulen deutlich. Als Folge ist der Prozess beim Einsatz des Sandkerns und der damit einhergehenden inhomogeneren Wärmeableitung als instabiler zu bewerten als beim Einsatz des Stahlkerns.

7.1.3. Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Gussteilverzug

Im folgenden Abschnitt wird der Einfluss der Bauteilgeometrie auf die Verzugsbildung diskutiert. Dabei wird der Verzug des Gussteils bei der Diskussion der Ergebnisse zum Einfluss der Wandstärke und der geometrischen Kompensation analog zu den bisher diskutierten Ergebnissen als zweidimensionales Phänomen betrachtet. Als Erweiterung dieser zweidimensionalen zu einer dreidimensionalen Betrachtung des Verzugs werden in einem weiteren Abschnitt die Ergebnisse der Versuchsreihe mit einseitiger Verrippung des Gussteils diskutiert. Als gemeinsame Randbedingung der hier betrachteten Versuche erfolgte die Entformung jeweils bei Raumtemperatur, wie dies für alle Versuche dieser Arbeit mit Ausnahme derer zum Einfluss der Entformungstemperatur beibehalten wurde.

Einfluss der Bauteilwandstärke

Für die Variationen der global verringerten und lokal vergrößerten Wandstärke wird als Wirkungsweise sowohl eine thermische Interaktion – durch Veränderung des Wärmehaushalts – als auch eine mechanische Interaktion – durch geändertes mechanisches Antwortverhalten des Gussteils – angenommen. Die abzuleitenden Erkenntnisse sind:

- Der Formänderungsanteil wird sowohl bei lokal als auch bei global größerer Wandstärke ausgeprägter. Bei der lokalen Aufdickung bleibt der Übergang von Mittelsteg zur Rückseite des „U“ aufgrund größerer Masse länger bei hohen Temperaturen, und somit leichter plastisch verformbar. Demgegenüber ist der Bereich der Schrumpfungsbehinderung weiter entfernt vom Massezentrum und somit weniger beeinflusst. Die größere Schrumpfungsbehinderung bei der global dünneren Wandstärke lässt sich durch die im dünneren Bauteil geringere

Formänderungsenergie erklären, die nach Entformung als elastische Rückfederung wieder abgegeben wird.

- Die metallografischen Analysen und In-situ-Messungen untermauern diese Argumentation durch den Nachweis einer langsameren Erstarrung im aufgedickten Mittelsteg sowie durch die Feststellung, dass eine thermische Beeinflussung der weiter entfernten Bauteilbereiche nicht mehr nachweisbar ist. Somit kann für die globale Variation der Bauteilwandstärke deren Einfluss auf das mechanische Bauteilverhalten als dominante Wirkungsweise im Vergleich zum thermischen Haushalt gewertet werden.
- Die Relative Streuung des Verzugs als Maß für die Prozessstabilität wird mit abnehmender Wanddicke größer, der Prozess instabiler. Diese größere Relative Streuung korrespondiert mit den hier größeren thermischen Gradienten und der über das Gussteilvolumen inhomogeneren Wanddicke (das Verhältnis von Mittelsteg zur restlichen Kontur ändert sich) sowie mit der damit über das Gussteilvolumen inhomogeneren Erstarrung. Auch die größere Sensibilität gegenüber Störeinflüssen des masseärmeren Gussteils spielt hierbei eine Rolle.
- Die Tendenz eines massereicheren Bauteils mehr Verzug auszubilden, legt nahe, dass in Abschnitt 5.4.1 eingeführte Modell um einen Faktor zu ergänzen, der die Abhängigkeit der Gussteilmasse pro Hüllvolumen wiederspiegelt. So kann der Masseanteil pro Hüllvolumen (Ma) als dimensionsloser Wert folgendermaßen ausgedrückt werden:

$$Ma = \frac{Masse\ bei\ vollständig\ gefülltem\ Hüllvolumen}{tatsächliche\ Gussteilmasse} \tag{7-1}$$

Mit diesem lassen sich die in den anderen Kapiteln formulierten Beschreibungen des Verzugs V entsprechend erweitern zu:

$$V(Ma) = Ma\,V \tag{7-2}$$

Hierbei ist aufgrund der nur geringen Anzahl an Stützstellen nach aktuellem Stand nicht eindeutig vorherzusagen, ob der Faktor Ma linear oder über eine komplexere Funktion einfließt. Weiterhin ist aus dem in Abschnitt 6.4.1 herausgearbeiteten Beziehungen zwischen linearer Schrumpfung und Formänderung ersichtlich, dass der eingeführte Faktor vorwiegend auf den Formänderungsanteil des Verzugs wirkt. Der größer werdende Formänderungsanteil bei größerem Masseanteil lässt sich damit erklären, dass dort im Verhältnis mehr zur Formänderung führende Spannungen gebildet werden können.

Werkstückimmanente Schrumpfungsbehinderung – Verrippung

Die Verrippung als asymmetrische, bauteilimmanente Schrumpfungsbehinderung und deren Einfluss auf den Bauteilverzug sind dem Abschnitt 6.4.2 zu entnehmen und erweitern den zu untersuchenden Bauteilverzug aus der rein zweidimensionalen Betrachtung um die Dimension des Abstandes zur Rippe. Die Einwirkungsweise der Rippe auf das Gussteil wird in der folgenden Diskussion als rein mechanisch angesehen (durch die Verbindung der beiden Stege des „U"). Der Einfluss der Verrippung auf den thermischen Haushalt wird somit nicht einbezogen.

- Nahe der Schrumpfungsbehinderung ist kaum Verzug messbar, und dieser weist zudem eine geringe Standardabweichung auf. Die Rippe kann somit analog der Rückseite des „U" als behindert linear schrumpfend aufgefasst werden, wobei sie ebenfalls eine vergleichbare geringe Abweichung vom Sollmaß (≤ 0,1 mm) aufweist. Der Verzug steigt mit zunehmendem Abstand zur Verrippung und erreicht an der unverrippten Oberseite die Größenordnung des symmetrischen Referenzgussteils. Hieraus ist ersichtlich, dass die Verzugsausbildung unabhängig von der Lage der behindert schrumpfenden Bereiche zur Gießlage und von der Lage im Schwerefeld der Erde ist.
- Für die Modellbildung lässt sich ableiten, dass bei der Übertragung von der zweidimensionalen Beschreibung auf die räumliche die Abstandskomponente des Verzugs von einer bauteilimmanenten Schrumpfungsbehinderung einzubeziehen ist.
- Die größere Standardabweichung des Verzugs für den asymmetrischen Fall zeigt, dass diese weiteren mechanischen Interaktionen zwischen Form und Gussteil zu einer Verringerung der Prozessstabilität führen.

Einsatz geometrischer Kompensation – Vorhaltung

Der Einfluss der empirischen Verzugskompensation auf den resultierenden Bauteilverzug, kann als rein über die mechanische Interaktion zwischen Gussteil und Form wirkend aufgefasst werden. Aus den in Abschnitt 6.4.3 beschriebenen Ergebnissen lässt sich Folgendes schließen:

- Mit der Wahl des Vorhaltefaktors von -1 stellte sich im Auslegungsfall bei einer betragsmäßigen Verzugsverringerung von 86 % eine Überkompensation (Richtungsumkehr) ein. Der Einsatz der gleichen Vorhaltung in dem global dünnwandigeren Bauteil – was hier einem Vorhaltefaktor von -1,15 entspricht – lieferte demgegenüber nur eine Verzugsverringerung um 46 %. Daraus lässt sich ableiten, dass der für eine vollständige Kompensation benötigte Vorhaltefaktor vom mechanischen Antwortverhalten des Gussteils und damit unter anderem von der Wandstärke abhängig ist. Dies führt zur Schlussfolgerung, dass der Vorhaltefaktor empirisch nicht in einem Schritt zu ermitteln ist.

- Es zeigte sich, dass die Vorhaltung keinen eindeutigen Einfluss auf die Standardabweichung besitzt. Für das Maß der Relativen Streuung führt dies entsprechend zu einer starken Vergrößerung und somit zu einem, für sich betrachtet, deutlich instabileren Prozess.

7.2. Vergleichenden Betrachtung der Einflussgrößen

Aus den im vorherigen Abschnitt herausgearbeiteten Erkenntnissen zur Wirkung der sieben betrachteten Einflussgrößen lässt sich durch vergleichende Betrachtung ableiten, in welche Richtung und in welcher Intensität sie auf die Ausbildung des Verzugs und seiner Relativen Streuung wirken, (Tabelle 7-1). Es ist anzumerken, dass die Einflussgröße der Bauteilwandstärke aufgrund ihrer unterschiedlichen Auswirkungen für globale und lokale Variationen getrennt erfasst wird. Die größte richtungsunabhängige Verzugsbeeinflussung zeigte sich bei der Variation der Entformungstemperatur, während die größte reine Verzugsverringerung durch die geometrische Vorhaltung erreicht wurde. Der Vortemperierung konnte kein direkter Einfluss auf das Verzugsmaß nachgewiesen werden, bei einem leichten Einfluss auf die Relative Streuung des Verzugs.

Tabelle 7-1: Einfluss der betrachteten Größen auf den Bauteilverzug und die Relative Streuung. Wobei „↑“ für eine Vergrößerung, „↓“ für eine Verringerung, „+“ für eine in beide Richtungen mögliche Einflussnahme und „=“ für keinen erkennbaren Einfluss steht. Die Anzahl der Symbole steht für die Größe des Einflusses. Nicht erfasste Einflüsse sind mit „-“ eingetragen.

Einflussgröße	**Verzug**	**Relative Streuung**
Einfluss des Wärmehaushalts		
Formtemperierungstemperatur	=	+
Optimierung Temperierkanallayout	↑	↓↓↓
Einfluss des Formzwangs		
Variation der Entformungstemperatur	+++	+++
Änderung zu Sandkern	++	+
Einfluss der Bauteilgeometrie		
Verringerung der globalen Wandstärke	↓	↑
Lokale Massenvergrößerung	↑	-
Verrippung	↓↓	↑
Vorhaltung	↓↓↓	↑↑↑

7.2.1. Die Einflussgrößen nach Prozessschritt und ihre Wechselwirkungen

Die im vorherigen Abschnitt zusammengefassten Wirkungsrichtungen und deren Intensität lassen sich mit den in Abschnitt 7.1 herausgearbeiteten Erkenntnissen zu ihren jeweiligen Wirkungsweisen und Interaktionen zusammenfassen. Darüber hinaus ist es für eine gezielte Verzugskompensation von Interesse, wie der Bauteilverzug über die betrachteten Einflussgrößen kompensiert werden kann – sei es im Schritt der Gussteilgestaltung, bei der Auslegung des Gießprozesses oder während des laufenden Prozesses. Daher lassen sich die Einflussgrößen als „Auslegungsbezogene Einflussgrößen“ für eine Verzugskompensation vor dem eigentlichen Gießprozess und als „Prozessimmanente Einflussgrößen“ für die Verzugsbeeinflussung im laufenden Prozess klassifizieren. Zusammengefügt ergeben sich somit für Einflussstärke, Wirkungsweise, Wechselwirkungen und Prozessschritt die in Abbildung 7-2 dargestellten Wege der Einflussnahme auf den Gussteilverzug.

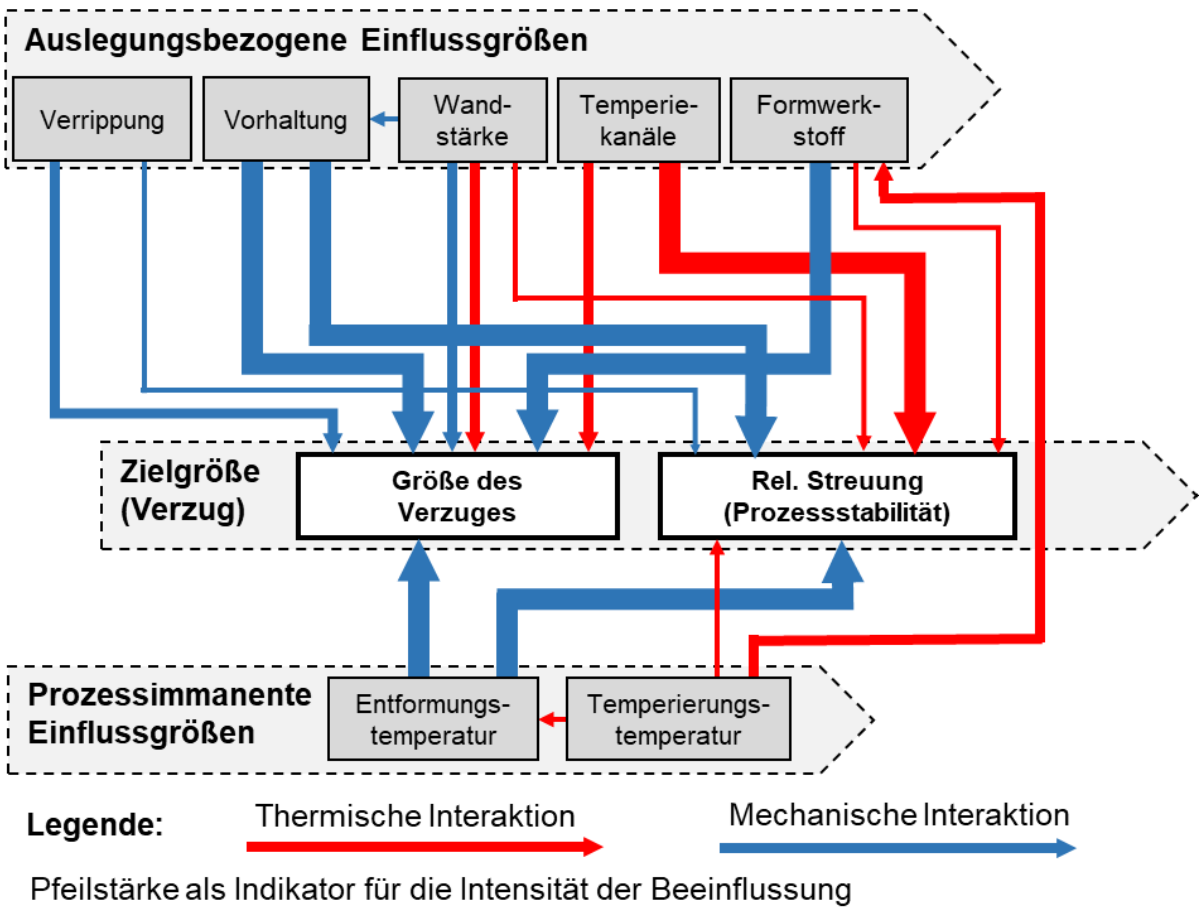


Abbildung 7-2: Intensität, Wirkmechanismus, Wechselwirkungen und Zeitpunkt des Wirkens der betrachteten Einflussgrößen auf den Gussteilverzug und seine Relative Streuung und ihr Auftreten im Auslegungs- bzw. Gießprozess.

Herauszuheben aus dieser Darstellung sind folgende weiteren Erkenntnisse:

- Es hat sich gezeigt, dass die Bauteilwandstärke sowohl über mechanische als auch über thermische Interaktionen einen Einfluss auf den Bauteilverzug hat. Darüber hinaus wirkt sie sich über die mechanischen Eigenschaften des Gussteils auf die Wirkungsintensität der Vorhaltung aus.
- Die Temperatur der Temperierung beeinflusst nur indirekt die Größe des Verzugs. Zum einen wirkt sie durch ihren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Sandkerns, zum anderen, indem sie das Temperaturfenster möglicher Entformungstemperaturen eingrenzt. Sie scheint einen direkten, wenn auch geringen, Einfluss auf die Prozessstabilität zu haben.
- Die Relative Streuung nimmt bei Einflussgrößen mit starkem Einfluss auf die Verzugsentstehung sehr hohe Werte an. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sie aus dem Betrag des Verzugs und seiner Standardabweichung aus der jeweils zu betrachtenden Menge an Gussteilen gebildet wird. Die so bestimmte Prozessstabilität ist somit nur relativ zur Größe des Verzugs aufzufassen und nicht als absolute Größe.

7.3. Verzugskompensation

Aus dem Verzug, als Abweichung vom Sollmaß, der sich – wie in Abschnitt 5.4.1 beschrieben – aus der linearen Schrumpfung und dem Formänderungsanteil zusammensetzt, lässt sich das Ziel für eine vollständige Verzugskompensation formulieren. So ist sowohl die lineare Schrumpfung als auch die Formänderung auf die im Soll geforderten Werte zu kompensieren. Aus den gewonnenen Erkenntnissen der Verzugsbeeinflussung bis hin zur Überkompensation lässt sich eine Strategie für eine bestmögliche Verzugskompensation ableiten, wie in Abbildung 7-3 dargestellt.

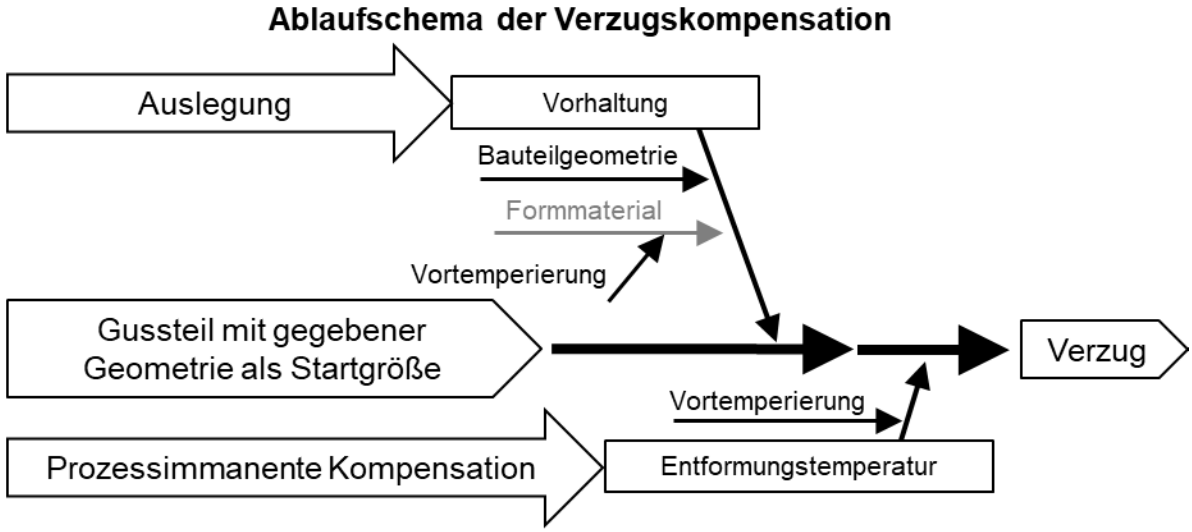


Abbildung 7-3: Vorgehensweise zur Verzugskompensation für ein gegebenes Gussteil.

Die Vorgehensweise für die Verzugskompensation lässt sich wie folgt skizieren:

- Die Bauteilgeometrie, inklusive Wandstärken, Massezentren und bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung, kann als nicht änderbare Eingangsgröße aufgefasst werden, da sie in der Praxis durch den Einsatz und die Anforderungen an das Gussteil bestimmt wird.
- Die Verzugskompensation ist durch eine Kombination von Vorhaltung in der Auslegung der Form und Steuerung der Entformungstemperatur im Prozess zu realisieren. Hierbei ist entscheidend, dass der Vorhaltfaktor passend gewählt wird. Dabei ist zu berücksichtigen, dass sich bei Variation der Entformungstemperatur auch die lineare Schrumpfung ändert. Somit ist nicht nur die Formänderung vorzuhalten.
- Wenn zudem berücksichtigt wird, dass eine lokale Variation der Temperierung nur einen geringen Einfluss auf die Erstarrung hat, jedoch die anschließende Abkühlung in der Form deutlich beeinflusst, lässt sich hiervon eine Möglichkeit der lokal verschieden einstellbare Entformungstemperaturen ableiten. Die lokal verschiedenen Temperaturen bei der Aufhebung des Formzwangs erlauben so eine individuelle Kompensation der verschiedenen Maße des Gussteils.
- Formmaterial mit stark thermisch abhängigem mechanischem Verhalten (wie z. B. der Sandkern) ist zusammen mit der Vortemperierung bei der Wahl der Vorhaltung zu berücksichtigen.

Zu dem oben aufgeführten Ansatz zur Verzugskompensation sind noch weitere Randbedingungen und Eigenheiten zu beachten. Eine Bestimmung der Vorhaltung auf empirischem Wege, wie hier in der Arbeit geschehen, bedingt eine mindestens einschrittige Anpassung der Form mit entsprechenden Kosten und Vorlaufzeiten. Die mathematisch beschriebenen Abhängigkeiten von behinderter Schrumpfung sowie Formänderung von den Eingangsgrößen wie der Entformungstemperatur zeigten für weitere Eingangsgrößen wie Formmaterial und Bauteilgeometrie zusätzliche Abhängigkeiten. Diese gilt es vorab zu ermitteln, falls dies die Grundlage für die prädiktive Bestimmung der Vorhaltung bilden soll. Dieses Vorgehen wäre jeweils spezifisch für ein Gussteil mit seiner jeweiligen Geometrie. Für eine geometrieunabhängige und nicht auf empirische Vorversuche angewiesene Bestimmung der Vorhaltung ist daher eine numerische Modellbildung als zielführender Weg herauszustellen. Wie durch die Diskrepanz zwischen den Verzugsergebnissen der ungekoppelten Simulation und den Experimenten ersichtlich, ist der Einsatz thermomechanisch gekoppelter Ansätze zur präzisen Abbildung des mechanischen Bauteilverhaltens erforderlich, um sowohl der thermischen als auch der mechanischen Interaktion mit der Form Rechnung zu tragen.

Um eine möglichst geringe Relative Streuung des Verzugs und damit eine hohe Prozessstabilität zu erreichen, ist neben den oben genannten Punkten eine

möglichst homogene Erstarrung und Abkühlung über das Gussteilvolumen sicherzustellen. Hierzu ist der durch die Bauteilgeometrie, den Formwerkstoff und insbesondere durch die optimale Auslegung der Temperierkanäle erzeugte thermische Haushalt zur gezielten Wärmeabfuhr entsprechend zu instrumentalisieren.

7.4. Fazit zur Verzugsuntersuchung

Für die Schlussfolgerungen aus den Literaturstudien zur Forschung über den Wärmehaushalt und den Bauteilverzug im Kokillenguss, die Vorversuche sowie zu den Ergebnissen der Versuche der Referenzvariante sei an dieser Stelle auf die jeweiligen Kapitel verwiesen. Aus den Versuchen zum Einfluss der betrachteten Einflussgrößen auf den Bauteilverzug, ihrer Ergebnisse und der angeschlossenen Diskussion lassen sich folgende Schlüsse ziehen und als Wissensgewinn dieser Arbeit herausstellen:

- Für die Untersuchungen wurde das Verzugsphänomen in seine Anteile – die lineare Schwindung und die Formänderung – zerlegt und deren jeweiliges Auftreten sowie deren Abhängigkeiten betrachtet. Durch die Analyse der Zusammenhänge zwischen diesen beiden Phänomenen ergibt sich ein tieferes Verständnis der Verzugsentstehung als in bisherigen Arbeiten, in denen entweder nur ein Aspekt oder nur die Summe der Anteile betrachtet wurde.
- Die innerhalb einer konsistenten Versuchsmethodik erarbeitete und somit vergleichbare Wissensbasis über die verschiedenen Einflussgrößen und ihre jeweiligen Anteile am Verzugsphänomen ist als Neuerung anzusehen. Nach der Reduktion der Analysemethoden anhand der Ergebnisse der Referenzvariante konnten die Untersuchungen effizient gestaltet werden, sodass ein großes Feld an Parameterkombinationen betrachtet werden konnte. Innerhalb dieser Betrachtungen der verzugsbestimmenden Einflussgrößen, ihrer Wirkmechanismen und Interaktionen war es möglich, die sich ergebenden Verzugsphänomene auch quantitativ zu erfassen.
- Das eingeführte Maß der Relativen Streuung des Verzuges einer Versuchsreihe zur Bewertung der Stabilität des Prozesses ermöglichte es die Stabilität des Prozesses hinsichtlich der Verzugsbildung für die Variation der verschiedenen Einflussgrößen für sich und in Kombination mit dem Betrag des Verzuges zu bewerten.
- Die erarbeitete Methodik erlaubte es, die Wirkmechanismen der einzelnen Einflussgrößen sowie ihre Interaktionen quantitativ und klarer zu fassen als bisher, insbesondere für den Kokillenguss. Für die einzelnen Einflussgrößen konnten die in Abschnitt 7.1 diskutierten Einflüsse und ihre in Abschnitt 7.2

herausgestellten Beziehungen untereinander als primäre Ergebnisse herausgearbeitet werden.

- Für den Wirkmechanismus über thermische Interaktion und die zugehörigen Einflussgrößen mit ausschließlicher Zugehörigkeit (Vortemperierung und optimierte Temperierkanäle) sowie anteiliger Zugehörigkeit (Wandstärke und Formwerkstoff) konnte fast ausschließlich ein Einfluss auf die Prozessstabilität und nur ein geringer Einfluss auf die Verzugsgröße herausgearbeitet werden. Hierbei ist der tendenziell größer werdende Verzug bei besserer Prozessstabilität im Fall eines über das Gussteilvolumen homogeneren Wärmehaushalts hervorzuheben. Weiter zeigte sich, dass die verschiedenen Einflussnahmen auf den Wärmehaushalt die Erstarrung in den hier betrachteten Gussteilen nur wenig beeinflussten. Im Vergleich dazu wurde der anschließende Temperaturverlauf während der Abkühlung in der Form signifikant beeinflusst.
- Für den Wirkmechanismus der mechanischen Interaktion und die Einflussgrößen mit ausschließlicher Zugehörigkeit (Vorhaltung, Verrippung und Entformungstemperatur) sowie mit anteiliger Zugehörigkeit (Wandstärke und Formwerkstoff) konnte ein großer Einfluss auf die Verzugsbildung herausgearbeitet werden, bei nur hierüber erfolgender Wirkung auf die Prozessstabilität. Über die Einbringung einer Vorhaltung sowie durch die Wahl der Entformungstemperatur ist der Formänderungsanteil vollständig zu kompensieren. Daran anschließend lässt sich durch die Wahl der Entformungstemperatur auch die lineare Schrumpfung steuern.
- In den Fällen der festgestellten Abhängigkeit des Verzugs oder seiner Anteile (lineare Schrumpfung bzw. Formänderung) von dedizierten Eingangsgrößen – wie der Entformungstemperatur oder im Falle des Sandkerns der Vortemperierung – wurden erstmalig diese Zusammenhänge mathematisch beschrieben.
- Aus der Analyse der Wirkungsweisen und Interaktionen konnte die Zuordnung der Einflussgrößen nach ihrem Auftreten in der Auslegung des Gussteils, des Gießprozesses oder im laufenden Gießprozess selbst vorgenommen werden.
- Die Kombination der neuen Erkenntnisse dieser Arbeit bezüglich der Wirkmechanismen und Interaktionen der Einflussgrößen auf den Verzug ermöglicht es, einen vielversprechenden Ansatz zur Verzugskompensation zu skizzieren.

Insgesamt stellen diese aufgeführten Punkte den Erkenntnisgewinn dieser Arbeit dar. Die in der Zielsetzung angestrebte breitere Wissensbasis über die Einflüsse der Verzugsentstehung im Aluminium-Kokillenguss konnte somit geschaffen werden. Das Verzugsphänomen wurde in seine Anteile – die lineare Schrumpfung und die Formänderung – zerlegt, und deren jeweiliges Auftreten sowie ihre Abhängigkeiten analysiert. Weiterhin wurde eine breite Basis an Einflussgrößen der

Verzugsbildung in einer speziell für diesen Zweck entwickelten Versuchsmethodik untersucht. So konnten die Anteile der Einflussgrößen am Gesamtverzug und seinen Anteilen erstmals vergleichend und quantitativ erfasst werden, was zur angestrebten breiteren Wissensbasis über die Verzugsentstehung im Aluminium-Kokillenguss beiträgt. Durch die systematische Zuordnung der Einflussgrößen zu ihrer Entstehung in der Bauteilauslegung, im Gießprozess oder während des laufenden Gießprozesses konnte unter Berücksichtigung der neuen Erkenntnisse zu Wirkmechanismen und Interaktionen ein vielversprechender Ansatz zur Verzugskompensation abgeleitet werden. In Kombination mit der in dieser Arbeit entwickelten experimentellen Methodik als Verifikationsumgebung für die Modellbildung in numerischen Verfahren ergibt sich daraus eine neu geschaffene Grundlage für eine zielgerichtetere, prädiktive Verzugskompensation im Schwerkraftkokillenguss von Aluminium.

8. Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war es, durch gezielte experimentelle Untersuchungen ein erweitertes Verständnis der verschiedenen Einflussgrößen und deren Wirkungsmechanismen auf die Verzugsbildung beim Schwerkraftkokillenguss von Aluminium zu erlangen. Dazu wurde die Kausalkette vom bauteilgeometrisch und prozessbedingt beeinflussten Wärmehaushalt und Formzwang über die Erstarrung mit ihrer Schwindung, die anschließende Festkörperschwindung und die daraus resultierenden Spannungen bis hin zum finalen Bauteilverzug sowohl einzeln als auch im Zusammenspiel untersucht. Zu diesem Zweck wurden einzelne Arbeitspunkte definiert, systematisch bearbeitet und anschließend diskutiert.

In einem ersten Schritt wurde in einer Studie über die bisherige Forschung herausgearbeitet, wo Defizite in der Beschreibung des Wärmeübergangs zwischen Form und Gussteil liegen. Der Einfluss verschiedener Einflussgrößen wurde bisher in kaum vergleichbaren Arbeiten untersucht, sodass deren jeweilige Anteile und damit Ansätze zur Einflussnahme nicht klar zu erfassen waren. Ebenso konnte für die bisherige Forschung zur Verzugsbildung im Kokillenguss festgestellt werden, dass es kaum eine ganzheitliche Beschreibung gibt, die die einzelnen Einflussgrößen sowie deren Anteile am Verzug – lineare Schrumpfung und Formänderung – als Abweichungen vom Sollmaß aufschlüsselt.

In Vorversuchen zur Untersuchung der Einflüsse verschiedener Parameter auf den Wärmeübergang zwischen Form und Gussteil während sowie nach der Erstarrung wurden die jeweiligen Anteile dieser Parameter am gesamten Wärmeübergangskoeffizienten herausgearbeitet. Es wurde festgehalten, dass für den weiteren Verlauf dieser Arbeit das quantitative Wissen über die genaue Größe des Wärmeübergangs nicht erforderlich ist, da es sich in der vorliegenden Arbeit um lokale Unterschiede innerhalb eines Bauteils handelt. Weiter zeigte sich, dass der lokale Wärmeübergang eine direkte Funktion der Bauteilgeometrie über deren Einfluss auf die lokalen Kontaktbedingungen ist. Ferner wurde festgehalten, dass die Unterschiede in den Wärmeübergangskoeffizienten als klein gegenüber der inneren Wärmeleitung von Aluminium anzusehen sind, mit entsprechend geringem zu erwartendem Einfluss.

Zur experimentellen Untersuchung des Bauteilverzugs wurden sieben Einflussgrößen identifiziert und den Wirkmechanismen der mechanischen und/oder thermischen Interaktion zwischen Form und Gussteil zugeordnet. Diese wurden wie folgt in drei Untersuchungsrichtungen eingeteilt.

Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug:

- Einfluss der Vortemperierung
- Einfluss optimierter Temperierkanäle

Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug:

- Einflussnahme auf den Formzwang durch Variation der Entformungstemperatur
- Einfluss des Formzwangs durch thermomechanisch verschiedenartige Formmaterialien

Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Verzug:

- Einfluss der Bauteilwandstärke
- Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung (Verrippung)
- Einfluss einer geometrischen Kompensation (Vorhaltung)

Zur Betrachtung dieser Einflussgrößen, ihrer jeweiligen Beiträge zur Verzugsbildung, ihrer Wirkmechanismen sowie ihrer Interaktionen, wurde eine experimentelle Methodik entwickelt und entsprechende Versuchsreihen sowie Einzelversuche durchgeführt. Die Auswertung der Versuche erfolgte nicht nur durch die Betrachtung des Verzugs, sondern auch unter Einbeziehung von In-situ-Messdaten, metallografischen Analysen sowie optischen Beobachtungen der Versuchsgussteile. Zusätzlich zum betragsmäßigen Verzug wurde das Maß der Relativen Streuung des Verzugs eingeführt und zur Bewertung der Prozessstabilität herangezogen. Zu Beginn wurden an einem als Referenzvariante definierten Zustand des Versuchsgussteils die beschriebenen Analysemethoden durchgeführt, ergänzt durch ausgewählte weitere Untersuchungen. Hieraus wurden die in der Arbeit weiterzuführenden Analysemethoden abgeleitet.

Für die einzelnen Einflussgrößen konnte festgestellt werden, dass über die thermische Interaktion im Wesentlichen nur ein Einfluss auf die Prozessstabilität genommen werden kann. Über die mechanische Interaktion und deren festgestellten Einfluss auf den Verzug wurde durch Variation der Entformungstemperatur sowie durch eine empirische Vorhaltung der Verzug beeinflusst und zu großen Teilen kompensiert. Dabei wurde das Verzugsphänomen als Maß der Abweichung vom Sollmaß betrachtet und zusätzlich in seine Anteile der linearen Schrumpfung und Formabweichung zerlegt, um die zugrunde liegenden Mechanismen zu identifizieren. Weiterhin wurden deren jeweiliges Auftreten, abhängig von den Einflussgrößen, sowie ihre Wechselwirkungen analysiert.

Die Wirkmechanismen der verschiedenen Einflussgrößen, ihre Anteile am Bauteilverzug sowie ihr Einflusszeitpunkt im Kontext des Auslegungs- und Gießprozesses wurden anschließend diskutiert. Hieraus wurde eine Strategie für eine mehrschrittige Verzugskompensation abgeleitet. Insgesamt liefern die gewonnenen

Erkenntnisse die angestrebte breitere Wissensbasis über die Einflüsse auf die Verzugsentstehung im Aluminium-Kokillenguss. In Kombination mit der in dieser Arbeit entwickelten experimentellen Methodik als Verifikationsumgebung für die Modellbildung in numerischen Verfahren ergibt sich damit die Grundlage für eine zielgerichtetere, prädiktive Verzugskompensation.

8.1. Ausblick

Aus den während dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnissen lassen sich weiterführende Wege ableiten, sowohl für die angewandte Methodik in artverwandten Forschungsprojekten als auch für die Forschungsrichtung zur Verbesserung des Verständnisses der Verzugsbildung und letztlich ihrer zielgerichteten Kompensation.

8.1.1. Weiterführende Methodik

Der hier erarbeitete modulare Kokillenaufbau ermöglicht es künftig, weitere Variationen der Eingangsgrößen zu untersuchen – sowohl kombiniert als auch unabhängig von Interaktionen. Dies kann beispielsweise durch den Einsatz von Kernmodulen vergleichbarer mechanischer, aber thermisch unterschiedlicher Eigenschaften oder durch die Untersuchung anderer Bauteilgeometrien erfolgen. Ebenso ist es möglich, durch den Einsatz angepasster Module neben dem Verzugsphänomen auch In-situ-Beobachtungen der Heißrissbildung durchzuführen (118) (119). Die dort gewonnenen Erkenntnisse lassen sich künftig mit den Ergebnissen der Verzugsuntersuchungen kombinieren, um das Wissen über die zugrunde liegenden Mechanismen weiter zu vertiefen. In beiden Fällen spielen durch Schwindung erzeugte innere Spannungen eine zentrale Rolle.

8.1.2. Maßnahmen der Verzugsbeeinflussung

Neben der als zielführend identifizierten geometrischen Verzugskompensation bereits in der Auslegungsphase ist der zukünftige Einsatz gekoppelter thermisch-mechanischer Simulationen zu nennen. Diese ermöglichen eine prädiktive Bestimmung der geometrischen Verzugskompensation, unabhängig von der Komplexität der Bauteilgeometrie. Hierbei sind die mechanischen und thermischen Eigenschaften der verschiedenen Formmaterialien sowie des Gussmaterials über akkurate Werkstoffmodelle zu implementieren und zu validieren. Dieser Problematik der korrekten Modellbildung und damit der prädiktiven Kompensation wird im übergeordneten Sonderforschungsbereich dieser Arbeit Rechnung getragen (siehe Kapitel 2).

Abschließend kann durch einen mehrschrittigen Prozess nahezu vollständige Verzugsfreiheit im Gussteil erreicht werden. Hierzu wird bereits in der

Auslegungsphase prädiktiv eine geometrische Kompensation vorgenommen, bei der alle als relevant erachteten Maße des Gussteils so vorausgelegt werden, dass sie gemeinsam größer oder kleiner als das Sollmaß sind. Berücksichtigt man zudem die Erkenntnis, dass eine lokale Variation der Kokillentemperierung mittels Wärmeträgermedium die Erstarrung kaum, jedoch den anschließenden Temperaturverlauf signifikant beeinflusst, lässt sich daraus eine Strategie für lokal verschieden einstellbare Entformungstemperaturen ableiten. Hierdurch kann eine örtlich getrennte Beeinflussung und Kompensation verschiedener Maße und deren Abweichung vom Soll in einem komplexen Gussteil realisiert werden. Somit ist es über die Temperatur zum Zeitpunkt der Aufhebung des Formzwangs möglich, die Größe des Verzugs für alle Maße im laufenden Prozess zu steuern und vollständig zu kompensieren.

Die thermische Beeinflussung hatte insbesondere einen Einfluss auf die Verzugsstreuung, da durch sie ein homogeneres Temperaturfeld am Ende der Erstarrung geschaffen wurde. Dabei wurde die Beeinflussbarkeit des Temperaturhaushalts durch die Medientemperierung – deren Temperaturmaximum bei 350 °C liegt und die aufgrund dieser Begrenzung nicht beliebig nahe an die Kavität herangeführt werden kann – als relativ gering herausgearbeitet. Daraus ergibt sich ein weiterer Ansatz zur Beeinflussung des Temperaturhaushalts, der einen größeren Einfluss erwarten lässt. So könnten elektrische Heizelemente kavitätsnah zur lokalen Gegenerwärmung gegenüber einer global eingesetzten Medientemperierung zur Wärmeabfuhr eingesetzt werden, um die Temperaturverteilung weiter zu verbessern. Hierfür sind einmal konventionelle Heizpatronen zu nennen und darüber hinaus die im übergeordneten Sonderforschungsbereich entwickelten (elektrischen) Heizschichten. Letztere bieten neben einem zeitlich genau steuerbaren Energieeintrag den Vorteil der lokal präzisen Auflösung, da sie direkt an der Gussteil-Form-Grenzfläche angebracht werden können.

Schlussendlich können die vorgestellten Wege zur Beeinflussung und Kompensation der Ausbildung des Bauteilverzugs sowie dessen Streuung miteinander kombiniert werden, um die Bauteilpräzision der Gussteile zu maximieren.

Für die Übertragung auf andere Dauerformgussverfahren, wie beispielsweise den Druckguss, können die dort abweichenden Randbedingungen – etwa der Nachdruck – in die zu betrachtenden Einflussparameter einbezogen werden. Ebenso ist eine Übertragung auf andere Legierungen bzw. Werkstoffe mit unterschiedlichem thermomechanischem Verhalten möglich.

9. Verzeichnisse

9.1. Stichwortverzeichnis

Asymmetrische Geometrie ..... Versuchsgussteil mit einseitiger Verrippung
Außenseite ..... Die dem Kern abgewandte Seite des Gussteils
Ausgangsgeometrie ..... Geometrie des in Abschnitt 5.1.1 definierten Gussteils
Ausgangswandstärke ..... Gussteilgeometrie in ursprünglicher Wandstärke
Dünne Geometrie ..... Versuchsgussteil mit um 40 % reduzierter Wandstärke
Freies Ende ..... Bereich des Versuchsgussteils (siehe Abbildung 5-1)
Großes Volumen ..... Gussteil mit vergrößerter Masse (siehe Abbildung 5-9)
Innenseite ..... Die dem Kern zugewandte Seite des Gussteils
Innere Länge ..... Abstand der Stege des „U“, nahe der Rückseite des Gussteils
Kern ..... vom „U“ umschlossener Bereich der Kokille
Kokille ..... Bereich der Kokille um die Außenkontur des Gussteils
Kompensierter Kern ..... Kernmodul mit geometrischer Kompensation
Konventioneller Kern ... Kernmodul aus Stahl mit äquidistanten Temperierkanälen
Mittelebene ..... Ebene auf halber Höhe des Gussteils
Mittelsteg ..... Bereich des Versuchsgussteils (siehe Abbildung 5-1)
Optimierter Kern ..... Kernmodul mit optimierten Temperierkanälen
Referenzvariante ..... Versuchsgussteil in der Mitte des Variationsfelds
Rippe ..... Bereich des Versuchsgussteils (siehe Abbildung 5-1)
Rückseite ..... Bereich des Versuchsgussteils (siehe Abbildung 5-1)
Sandkern ..... Kernmodul aus furanharzgebundenem Sand
Steg ..... Bereich des Versuchsgussteils (siehe Abbildung 5-1)

9.2. Abkürzungen

ANOVA ..... Varianzanalyse
ESPI ..... Electronic Speckle Pattern Interferometry
FDM ..... Finite Differenzen Methode
FEM ..... Finite Elemente Methode
GI ..... Gießerei-Institut
IKV ..... Institut für Kunststofftechnik

IOT ..... Institut für Oberflächentechnik
LVDT ..... Linear Variable Differential Transformer
SDAS ..... Sekundärdendritenarmabstand
SFB ..... Sonderforschungsbereich
SLM ..... Selective Laser Melting
VF ..... Vorhaltefaktor

9.3. Formelzeichen

A ..... Fläche [mm^2]
d ..... Sekundärdendritenarmabstand [µm]
E ..... Elastizitätsmodul [$N\ mm^{-2}$]
Fs ..... Festphasenanteil [%]
c_p ..... spez. Wärmekapazität [$J\ kg^{-1}\ K^{-1}$]
h ..... Wärmeübergangskoeffizient [$W\ m^{-2}\ K^{-1}$]
l ..... Länge [mm]
li ..... innere Länge[mm]
L ..... spez. Latente Wärme [$kJ\ kg^{-1}$]
m ..... Masse [kg]
Ma ..... Masseanteil [-]
$Ö$ ..... Öffnungsweite [mm]
$\dot{Q}$ ..... Wärmestrom [W]
Ra ..... Mittenrauheit [µm]
R_{th} ..... Wärmewiderstand [$K\ W^{-1}$]
S ..... Schrumpfung [%]
S_{rel} ..... Relative Streuung
SD_i ..... Standardabweichung der inneren Länge [mm]
SD_V ..... Standardabweichung des Verzugs [mm]
t ..... Zeit [s]
t_f ..... Erstarrungszeit [s]
T ..... Temperatur [°C]
T_e ..... Temperatur der Entformung [°C]
T_{sol} ..... Solidustemperatur [°C]
T_v ..... Temperatur Vortemperierung [°C]
V ..... Verzug [mm]

α ..... Längenausdehnungskoeffizient [1 K^{-1}]
Δli ..... Abweichung der inneren Länge [mm]
$\Delta_{\ddot{o}}$ ..... Differenz der Öffnungsweiten [mm]
Δx ..... Spaltbreite o. Verschiebung [mm]
ε ..... Dehnung [%]
λ ..... Wärmeleitfähigkeit [W m^{-1} K^{-1}]
ρ ..... Dichte [kg m^{-3}]
σ ..... Längsspannung [N mm^{-2}]
τ ..... Schubspannung [N mm^{-2}]

10. Literaturverzeichnis

1. **G. Spur, W. Michaeli, A. Bührig-Polaczek.** *Handbuch Urformen.* München : Hanser, 2013. ISBN 978-3-446-43406-6.

2. **S. Franke.** *Taschenbuch der Gießerei-Praxis.* Berlin : Schiele & Schön, 2016. ISBN-10: 3794909062.

3. **P. Hofer, E. Kaschnitz, P. Schumacher.** Distortion and Residual Stress in High-Pressure Die Castings: Simulation and Measurements. *JOM.* 2014, 66.

4. **P. Hofer, E. Kaschnitz.** Simulation von Verzug und Eigenspannungen in Druckgussteilen. *Giesserei-Rundschau.* 2008, 55, S. 190 -193.

5. **A. Garza-Delgado.** *Study of Casting Distortion and Residual Stresses in Die Casting.* [Hrsg.] Ohio State University. Columbus : s.n., 2007.

6. **N. Wolff, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** Über die Beschreibung des Bauteilverzugs im Aluminium-Kokillenguss als Folge behinderter Schwindung. *Niedersächsisches Symposium Materialtechnik Tagungsband.* 2023, Bd. 5.

7. **S. Hasse.** Giessereilexikon.com. [Online] [Zitat vom: 25. 03 2022.] https://www.giessereilexikon.com/suche/Encyclopedia/?L=&tx_solr%5Bfilter%5D%5B0%5D=type%253Atx_d3ency_domain_model_encyclopedia&cHash=24d74d16a38d27736a6f518f3e69c791.

8. **B. Nogowizin.** *Theorie und Praxis des Druckgusses.* Berlin : Fachverlag Schiele & Schoen, 2010. ISBN-13 : 978-3794907960 .

9. **Ph. Schneider.** *Kokillen für den Leichtmetallguß.* Düsseldorf : Giesserei-Verlag, 1986. ISBN-13 : 978-3872600738.

10. **N. N.** *DIN 1688 - Blatt 1: Abweichungen für Maße ohne Toleranzengabe - Gußstücke aus Leichtmetallguss.* Berlin : Beuth Verlag, 1958.

11. —. *DIN 1688 Teil 3: Gußrohteile aus Leichtmetalllegierungen - Kokillenguß: Allgemeintoleranzen Bearbeitungszugaben.* Berlin : Beuth Verlag, 1980.

12. —. Sand- und Kokillenguss aus Aluminium. [Hrsg.] Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie. *Technische Richtlinien.* 2017.

13. **J. Campbell.** *Castings.* London : Butterworth-Heinemann, 1991.

14. **N. N.** SFB1120, Teilprojket B08: Untersuchung präzisionsbestimmender Faktoren zur Minimierung von Verzug im Kokillen- und Druckgussprozess. [Online] [Zitat vom: 22. 03 2022.] https://www.sfb1120.rwth-aachen.de/cms/SFB1120/Projekt/Projektbereich-B/~gryw/Teilprojekt-B08/.

15. **G. Laschet, T. Vossel, N. Wolff, M. Apel, A. Bührig-Polaczek.** Multiscale solidification simulation of an axisymmetrical A356 component in die casting. *SP17 Conference. Paper.* 2017.

16. **T. Vossel, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Einfluss der Spaltbildung und schrumfungsbedingten Kontaktdrücke auf die Entwicklung des Wärmeübergangs im Schwerkraftkokillenguss. *Gießerei Special.* 2017, Bd. 2, S. 130 - 134.

17. **Ch. Hopmann, P. Nikoleizig.** Inverse thermal mold design for injection molds. *International Journal of Material Forming.* 2018, Bd. 11, S. 113 - 124.

18. **Ch. Hopmann, P. Nikoleizig, H. Dornebusch, T. Schneppe.** Minimization of Warpage for Injection Molded Parts by Inverse Thermal Mold Design. *International Polymer Processing.* 2018, Bd. 1, 33, S. 110 - 116.

19. **Ch. Thoma, W. Volk, G. Branner, H. Eibisch.** Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit Simulationsgestützte Optimierung der Maßhaltigkeit in der Prozesskette Aluminium-Druckguss. *GIESSEREI RUNDSCHAU.* 2013, 60, S. 282 - 286.

20. **N. N.** *DIN 8580: Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung.* Berlin : Beuth Verlag, 2003.

21. **F. Ostermann.** *Anwendungstechnologie Aluminium.* 3. Berlin : Springer Berlin, 2014.

22. **A. H. Fritz.** *Fertigungstechnik.* 12. Berlin : Springer Berlin, 2018.

23. **Y. Song, Y. Yan, R. Zhang, D. Xu, F. Wang.** Manufacture of the die of an automobile deck part based on rapid prototyping and rapid tooling technology. *Journal of Materials Processing Technology.* 2002, 120, S. 237 - 242.

24. **E. Brunhuber.** *Leichtmetall- und Schwermetallkokillenguss.* Berlin : Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 1966.

25. **D. M. Stefanescu.** *Science and Engineering of Casting Solidification.* 2. New York : Springer, 2009. ISBN 978-0-387-74609-8.

26. **J. A. Dantzig, M. Rappaz.** *Solidification.* 2. Boca Raton : EPFL Press, 2016.

27. **N. N.** *MAGMASOFT® Datenbank 5.5.0.2.* [Hrsg.] MAGMA Gießereitechnologie GmbH. Aachen : s.n., 2021.

28. **U. Feurer, R. Wunderlin.** Einfluss der Zusammensetzung und der Erstarrungsbedingungen auf die Dendritenmorphologie binaerer Aluminiumlegierungen. [Hrsg.] Deutsche Gesellschafft für Metallkunde EV. *Fachbericht.* 1977, 38.

29. **N. N.** *Datenblatt Warmarbeitsstahl 1.2343.* Rechnitz : S-Point GmbH, 2022.

30. —. *Handbuch der Temperierung mittels flüssiger Medien.* [Hrsg.] Regoplas. St. Gallen : edited by P. Gorbach., 2006. ISBN 978-3-7785-39910.

31. —. *Betriebsanleitung Temperiergeräte Medium Öl.* [Hrsg.] Thermobiel. Gladbeck : s.n., 2014.

32. **G. Seidel.** Heizung und Kühlung von Druckgießformen - Anordnung und Auslegung der Umlaufkanäle. *Giesserei.* 1978, 11, S. 308 - 313.

33. **F. Schmidt.** *Einsatz variothermer Temperiersysteme im Aluminiumdruckguss.* [Hrsg.] RWTH Aachen university. Aachen : s.n., 2019.

34. **S. Engler, G. Schleiting.** Spaltbildung beim Gießen von Aluminium-Silicium-Legierungen in Kokille. *Gießerei-Forschung.* 1978, Bd. 1, 30, S. 25 - 30.

35. **Y. Nishida, W. Droste, S. Engler.** The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism through the Gap. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 1986, 17 B, S. 833 - 844.

36. **J. A. Sekhar, G. J. Abbaschian, R. Mehrabian.** Effect of Pressure on Metal-Die Heat Transfer Coefficient during Solidification. *Material Science Engineering.* 1979, 40, S. 105 - 110.

37. **K. Ho, R. D. Pehlke.** Metal-Mold interfacial heat transfer. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 1985, 16, S. 585 - 594.

38. **W. D. Griffiths.** The heat-transfer coefficient during the unidirectional solidification of an Al-Si alloy casting. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 1999, 40, S. 473 - 482.

39. —. A model of the interfacial heat-transfer coefficient during unidirectional solidification of an aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2000, 31, S. 285 - 295.

40. **C. P. Hallam, W. D. Griffiths.** A Model of the Interfacial Heat-Transfer Coefficient for the Aluminum Gravity Die-Casting Process. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2004, 35 B, S. 721 - 733.

41. **A. Lagerstedt, J. Kron, F. Yosef, H. Fredriksson.** Measurements and modeling of air gap formation in iron-base alloys. *Material Science Engineering A.* 2005, 413 - 414, S. 44 - 51.

42. **J. Kron, M. Bellet, A. Ludwig, B. Pustal, J. Wendt, H. Fredriksson.** Comparison of numerical simulation models for predicting temperature in solidification analysis with reference to air gap formation. *International Journal of Cast Metals Research.* 2004, Bd. 6, 17, S. 295 - 310.

43. **M. Ahmadein, B. Pustal, N. Wolff, A. Bührig-Polaczek.** Determination and Validation of the Gap Dependent Heat Transfer Coefficient during Permanent Mold Casting of A356 Aluminum Alloy. *Material Science and Engineering Techology.* 2017, 48, S. 1249 - 1256.

44. **D. R. Gunasegaram, T. T. Nguyen.** Effect of cooling rate on air gap formation in aluminium alloy permanent mould casting. *International Journal of Cast Metals Research.* 2006, 19, S. 116 - 122.

45. **W. D. Griffith, K. Kawai.** The effect of increased pressure on interfacial heat transfer in the aluminium gravity die casting process. *Journal of Materials Science.* 2010, 45, S. 2330 - 2339.

46. **A. Fardi Ilkhchy, M. Jabbari, P. Davami.** Effect of pressure on heat transfer coefficient at the metal/mold interface of A356 aluminum alloy. *International Communications in Heat and Mass Transfer.* 2012, 39, S. 705 - 712.

47. **R. K. Nayak, S. Sundarraj.** Sensitivity study of IHTC on solidification simulation for automotive casting. *International Journal of Cast Metals Research.* 2009, 22, S. 1 - 4.

48. **V. Navaneeth.** *Developing an Effective Die Cooling Technique For Casting Solidification.* [Hrsg.] School of Engineering Auckland University of Technology. 2009.

49. **A. Hamasiid, M.S. Dargusch, G. Dour.** The Impact of the Casting Thickness on the Interfacial heat Transfer and Solidifcation of the Casting During Permanent Mold Casting of an A356 Alloy. *Journal of Manufacturing Processes.* 2019, 47, S. 229 - 237.

50. **J. E. Spinelli, I. L. Ferreira, A. Garcia.** Evaluation of heat transfer coefficients during upward and downward transient directional solidification of Al–Si alloys. *Structural and Multidisciplinary Optimization .* 2006, 31, S. 241 - 248.

51. **J. F. Wallace, D. Schwam, W, Hong.** *Mold Materials for Permanent Mold Casting of Aluminum Alloys.* [Hrsg.] U.S. Department of Energy. 2001.

52. **A. Hamasaiid, M. S.Dargusch, C. J. Davidson, S. Tovar, T. Loulou, F. Rezaiaria, G. Dour.** Effect of Mold Coating Materials and Thickness on Heat Transfer in Permanent Mold Casting of Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2007, S. 1303 - 1316.

53. **R. Lange-Robben.** *Beeinflussung des Wärmehaushaltes metallischer Dauerformen.* [Hrsg.] Fakultät für Maschinenbau der Universität Hannover. 2006.

54. **A. Armillotta, R. Baraggi, S. Fasoli.** SLM tooling for die casting with conformal cooling channels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technololgy.* 2014, S. 573 - 583.

55. **A. J. Norwood, P. M. Dickens, R. C. Soar, R. Harris, G. Gibbons, R. Hansell.** Analysis of cooling channels performance. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing.* 2004, 17, S. 669 - 678.

56. **A. E. W. Jarfors, R. Sevastopol, K. Seshendra, Q. Zhang, J. Steggo, R. Stolt.** On the Use of Conformal Cooling in High-Pressure Die-Casting and Semisolid Casting. *Technologies.* 2021, Bd. 9, 39.

57. **F. Fiorentini, P. Curcio, E. Armentani, C. Rosso, P. Baldissera.** Study of two alternative cooling systems of a mold insert used in die casting process of light alloy components. *Procedia Structural Integrity.* 2019, 24, S. 569 - 582.

58. **R. Chavan, P. S. Kulkarni.** Die design and optimization of cooling channel position for cold chamber high pressure die casting machine. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* 2020, 810.

59. **D. E. Dimla, M. Camilotto, F. Miani.** Design and optimisation of conformal cooling channels in injection moulding tools. *Journal of Materials Processing Technology.* 2005, 164-165, S. 1294 - 1300.

60. **S. A. Jahan, H. El-Mounayri.** A Thermomechanical Analysis of Conformal Cooling Channels in 3D Printed Plastic Injection Molds. *Applied Science.* 2018, 8.

61. **A. Agazzi, V. Sobotka, R. LeGoff, Y. Jarny.** Optimal cooling design in injection moulding process - A new approach based on morphological surfaces. *Applied Thermal Engineering.* 2013, 53, S. 170 - 178.

62. **J. K. Pancholi, B. Padhiyar, V. Sutariya, H. Pancholi.** Design and Analysis of Die Casting Die With Conformal Cooling Channel. *International Journal of Engineering Science and Computing.* 2019, 9, S. 20168 - 20170.

63. **V. Maag, K. H. Küfer.** Optimal Cooling in Injection Molding and Die Casting. *EngOpt 2008 - International Conference on Engineering Optimization.* 2008.

64. **G. D. Link, J. Fessler, A. Nickel, F. Prinz.** Rapid Tooling Die Cast Inserts Using Shape Deposition Manufacturing. *Materials and Manufacturing Processes.* 1998, 13, S. 263 - 274.

65. **K. W. Dalgarno, T. D. Stewart.** Manufacture of production injection mould tooling incorporating conformal cooling channels via indirect selective laser sintering. *Journal of Engineering Manufacture B.* 2001, 215.

66. **G. J. Gibbons, R. G. Hansell, A. J. Norwood, P. M. Dickens.** Rapid laminated die-cast tooling. *Assembly Automation.* 2003, 23, S. 372 - 382.

67. **D. Kochan, E. Seifert, R. Miksche.** Werkzeugoptimierung für thermische Abformverfahren. *Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb.* 2012, S. 302 - 306.

68. **F. Klocke.** *Fertigungsverfahren 5 - Gießen, Pulvermetallurgie, Additive Manufacturing.* 4. Auflage. Berlin : Springer, 2015. ISBN 978-3-540-23453-1.

69. **S. Engler.** Volumendefizit beim erstarren metallischer Schmelzen. *Zeitschrift der Metallkunde.* 6, 1965, S. 327 - 335.

70. **J. H. Weiner, B. A. Boley .** Elasto-Plastic Thermal Stresses in a Solidifying Body. *Journal of Mechanics and Physics of Solids.* 1963, 11, S. 145 - 154.

71. **O. Richmond, R. H. Tien.** Theory of Thermal Stresses and Air-Gap Formation During the Early Stages of Solidification in A Rectangular Mold. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids.* 1971, 19, S. 273 - 284.

72. **C. Dorum, H. I. Laukli, O. S. Hopperstad.** Through-process numerical simulations of the structural behaviour of Al–Si die-castings. *Computational Materials Science.* 2009, 46, S. 100 - 111.

73. **N. N.** *DIN EN ISO 8062-3: Geometrische Produktspezifikationen (GPS) – Teil 3: Allgemeine Maß-, Form- und Lagetoleranzen und Bearbeitungszugaben für Gussstücke.* Berlin : Beuth, 2008.

74. **J. Tian, K. Bu, J. Song, G. Tian, F. Qiu, D. Zhao, Z. Jin, Y. Li.** Optimization of investment casting process parameters to reduce warpage of turbine blade platform in DD6 alloy. *China Foundry.* 2017, 14, S. 469 - 477.

75. **J. W. Kang, H. M. Long, T. J. Wang, T. Y. Huwang, B. C. Liu.** Evaluation of distortion of castings. *International Journal of Cast Metals Research.* 2011, Bd. 3/4, 24, S. 228 - 232.

76. **D. G. Eskin, Suyitno, J. F. Mooney, L. Katgerman.** Contraction of Aluminum Alloys during and after Solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2004, 35, S. 1325 - 1335.

77. **J. P. Macht, D. M. Maijer, A. B. Phillion.** A Combined Numerical–Experimental Approach to Quantify the Thermal Contraction of A356 During Solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2017, 48, S. 3370 - 3376.

78. **Y. Motoyama, H. Takahashi, Y. Inoue, K. Shinji, M. Yoshida.** Development of a device for dynamical measurement of the load on casting and the contraction of the casting in a sand mold during cooling. *Journal of Materials Processing Technology.* 2012, 212, S. 1399 - 1405.

79. **Y. Motoyama, H. Takahashi, Y. Inoue, K. Shinji, M. Yoshida.** Dynamic measurements of the load on castings and the contraction of castings during cooling in sand molds. *Journal of Materials Processing Technology.* 2013, 213, S. 238 - 244.

80. **D. Galles, C. Monroe, C. Beckermann.** Measurement and Prediction of Stresses during Casting of a Steel Bar. *65th SFSA Technical and Operating Conference Proceedings.* 2011, Paper no. 5.5.

81. **C. Monroe, C. Beckermann.** Deformation during casting of steel: model and material properties. *Proceedings of the 61st SFSA Technical and Operating Conference.* 2007, Paper No. 5.6.

82. **D. Galles, C. Beckermann.** Measurement and Simulation of Distortion of a Steel Bracket Casting. *66th SFSA Technical and Operating Conference Proceedings.* 2012, Peper no. 5.2.

83. —. Distortion of a Steel Cylinder Casting with a Core . *Proceedings of the 67th SFSA Technical and Operating Conference.* 2013, Paper No. 5.8.

84. **Y. Z. Liu, G. M. Cui, J. M. Zeng, W. K. Gan, J. B. Lu.** Prediction and Prevention of Distortion for the Thin-walled Aluminum Investment Casting. *Advanced Materials Research.* 915, 2014.

85. **P. K. Tawele, L. P. Raut.** Warpage in Casting: A Review. *International Journal of Advance Research in Engineering, Science & Technology.* 2015, 2.

86. **S. Pareek, V. S. Khangar.** Review on Casting Defect: Warpage. *International Journal for Scientific Research & Development.* 2015, 3.

87. **R. Miller.** *A Prediction of Part Distortion in Die Casting.* [Hrsg.] University of North Texas Libraries. Columbus : s.n., 2005.

88. **P. Hofer, E. Kaschnitz, P. Schumacher.** Simulation von Verzug und Eigenspannung im Druckguss. *Giesserei.* 2011, 98, S. 16 - 21.

89. **P. Hofer, E. Kaschnitz, P. Schumacher.** Messung und Simulation von Verzug und Eigenspannungen in Druckgussteilen. *Giesserei.* 2012, 98, S. 30 - 41.

90. **P. Hofer, E. Kaschnitz, P. Schumacher.** Simulation of distortion and residual stress in high pressure die casting – modelling and experiments. *Materials Science and Engineering.* 2012, 33.

91. **S. Sakamoto, N. Matsubara, C. Minai, Y. Hayashi, Y. Hadatsuki, T. Fujimoto.** The Casting Technology for the Aluminum Suspension Cross-Member. *journal of Materials and Manufacturing.* 1990, 99.

92. **A. Egner-Walter, S. Olive.** *Using Stress Simulation to Tackle Distortion and Cracking in Castings.* [Hrsg.] MAGMA Gießereitechnologie GmbH. Aachen : s.n., 2006.

93. **A. Egner-Walter.** Prediction of distortion in thin-walled die castings. *Casting Plant and Technology.* 2007, 1, S. 24 - 29.

94. **E. Anglada, A. Meléndez I. Vicario, J. K. Idoiaga, A. Mugarza, E. Arratibel.** Prediction and validation of shape distortions in the simulation of high pressure die casting. *Journal of Manufacturing Processes.* 2018, 33, S. 228 - 237.

95. **W. Sequeira, S. Sikorski, S. Andersen, C. Barnes.** Prediction of Distortion and Residual Stresses in a Magnesium High Pressure Diecasting with Considerations to the Diecasting Process. *Journal of Materials and Manfacturing.* 2005, 114.

96. **H. Dini, N. E. Andersson, A. E. W. Jarfors.** Parameters on Distrotion and Residual Stress of High-Pressure Die-Cast AZ91D-Components . *International Journal of Metalcasting.* 2018, 12.

97. **H. Dini, N. S. Andersson, A. E. W. Jarfors.** Effect of Process Parameters on Distortion and Residual Stresses in High-Pressure Die-Cast AZ91D-Components after Clean Blasting and Painting. *International Journal of Metalcasting.* 2021, 15.

98. **J. C. Lin.** The Optimal Design of a Cooling System for a Die-Casting Die With a Free Form Surface. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 2003.

99. **D. Neff, B. L. Ferguson, D. Londrico, Z. Li, J. M. Sims.** Analysis of Permanent Mold Distortion in Aluminum Casting. *International Journal of Metalcasting.* 2020, 14, S. 3 - 11.

100. **N. Wolff, B. Pustal, T. Vossel, G. Laschet, A. Bührig-Polaczek.** Development of an A356 Die Casting Setup for Determining the Heat Transfer Coefficient Depending on Cooling Conditions, Gap Size, and Contact Pressure. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.* 2017, Bd. 12, 48, S. 1235 - 1240.

101. —. Entwicklung eines Versuchsaufbaus mit adaptiver Kühlung und Ermittlung des spalt- und kontaktdruckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten. *Gießerei Special.* 2017, Bd. 2, 14, S. 123 - 126.

102. **M. Ahmadein, N. Wolff, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Parameter-identifikation für ein spalt- und druckabhängiges Wärmeübergangsmodell für unterschiedliche Abkühlbedingungen im Dauerformguss. *Gießerei Special.* 2017, Bd. 2, S. 126 - 129.

103. **N. Wolff, M. Ahamadein, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Identification of relevant Parameters for a gap and pressure dependent heat transfer model for different cooling conditions in gravity die casting. *Proceedings of the Liquid Metal Processing & Casting Conference.* 2019, S. 319 - 325.

104. **B. Mikić, B.** Thermal contact conductance; theoretical considerations. *Int. J. Heat Mass Transfer.* 1974, 17, S. 205 - 214 .

105. **N. Wolff, G. Zimmermann, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** A Statistical Evaluation of the Influence of Different Material and Process Parameters on the Heat Transfer Coefficient in Gravity Die Casting. *Metals.* 2020, Bd. 10, 10, S. 1367.

106. **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A, Bührig-Polaczek, M. Ahmadein.** Heat transfer coefficient determination in a gravity die casting process with local air gap formation and contact pressure using experimental evaluation and numerical simulation. *International Journal of Metal Casting.* 2021.

107. **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Influence of die temperature control on solidification and the casting process. *International Journal of Metalcasting.* 2019.

108. **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A, Bühr-Polaczek.** Einfluss der Kokillen-temperierung auf die Erstarrung beim Dauerformgießprozess. *Gießerei Special.* 2019, S. 34 - 45.

109. **N. Wolff, J. Krampe, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** Comparison of the Thermal Properties of Industrially Used Die Coatings and a Plasma Sprayed YSZ Coating for Gravity Die Casting Applications. *Transactions of the American Foundry Society.* 2019, 127, S. 309 - 314.

110. —. YSZ-Dauerbeschichtung als Alternative zu Kokillenschlichten. *Gießerei.* 2019, 106, S. 24 - 31.

111. **N. N.** *VDI Richtlinie 2221 - 1: Entwicklung technischer Produkte und Systeme.* Berlin : Beuth Verlag GmbH, 2019.

112. —. *VDI Richtlinie 2221 - 2: Entwicklung technischer Produkte und Systeme.* Berlin : Beuth Verlag GmbH, 2019.

113. **U. Lindemann.** *Methodische Entwicklung technischer Produkte.* Berlin : Springer Berlin Heidelberg, 2007. ISBN-10 3-540-37435-3.

114. **N. Wolff, T. Hohlweck, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, Ch. Hopmann.** Entwicklung einer Versuchskokille zur Untersuchung und thermischen Beeinflussung des Bauteilverzugs beim Schwerkraftkokillengießen. *Gießerei Special.* 2020, Bd. 1, S. 14 - 23.

115. —. Development of an Experimental Setup to Investigate Influences on Component Distortion in Gravity Die Casting and a First Variation of Temperature Control Strategy. *Metals.* 2021.

116. **Ch. Hopmann, A. Bührig-Polaczek, T. Schneppe, N. Wolff, M. Theunissen.** Investigation on the transferability of algorithms for the numerical optimization of cooling channel design in injection molding on metal gravity die casting. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.* 2017, Bd. 12, 48.

117. **N. N.** Stresstech GmbH Germany. [Online] [Zitat vom: 11. 07 2022.] https://www.stresstech.com/de/knowledge/espi-hole-drilling/.

118. **N. Wolff, R. Sharma, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, U. Reisgen.** Betrachtung des Heißrissverhaltens von AlCeMg-Legierungen im Schwerkraft-Kokillenguss. *Tagungsband 4. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik Tagungsband.* 2021, S. 338 - 347.

119. **N. Wolff, R. Sharma, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, U. Reisgen.** Development of an In-Situ Observation Procedure for Hot Tear Formation in Aluminum Alloys in Gravity Die Casting. *EMPOrIA 2020 Lecture Notes in Mechanical Engineering.* 2021, S. 181 - 190.

120. **S. Gor, G. Baumgartner, R. Norz, B. Pustal, P. Lechner, A. Bührig Polaczek, W. Volk.** Experimentelle Ermittlung thermomechanischer Materialdaten für die Gusssimulation. *Giesserei Special, 2023, 46.* 2023, 110, S. 70 - 75.

121. **F. Schmidt.** Einsatz variothermer Temperiersysteme im Aluminiumdruckguss. *Dissertation.* 2019, RWTH Aachen University.

11. Anhang

11.1. Ergänzende Daten

11.1.1. Simulationseinstellungen

Tabelle 11-1: Die in den Simulationen verwendeten Einstellungen und Werte. Die aus der MAGMASOFT®-Datenbank entnommen Datensätze sind entsprechend gekennzeichnet.

Kenngröße	**Einheit**	**Wert oder Einstellung**
Starttemperatur	[°C]	30
Abgusstemperatur	[°C]	720
Endformungstemperatur	[°C]	variiert
Endtemperatur	[°C]	30
Kühlmedientemperatur	[°C]	variiert
Vortemperierung	[s]	2700
Eingießzeit	[s]	5
Gussmaterial	-	AlSi7Mg-perm (MAGMA)
Formmaterial	-	X38CrMoV5-1 (MAGMA)
Sandmaterial	-	
Isolierung	-	Insulation (MAGMA)
Temperieröl	-	Oil160 (MAGMA)
h für Guss-Stahl	[W m^{-2} K^{-1}]	siehe Text
h für Stahl-Stahl	[W m^{-2} K^{-1}]	8000
h für Guss-Isolierung/Sand	[W m^{-2} K^{-1}]	Al-Sand (MAGMA)
h für Stahl-Isolierung/Sand	[W m^{-2} K^{-1}]	Steel-Sand (MAGMA)
h für Stahl-Öl	[W m^{-2} K^{-1}]	cool-chann-oil (MAGMA)
h für Isolierung-Isolierung	[W m^{-2} K^{-1}]	100

Tabelle 11-2: Stützpunkte der in den Simulationen verwendeten Wärmeübergangsmodelle für den Guss-Form-Wärmeübergang.

Bezeichnung	**Stützpunkte des Wärmeübergangskoeffizienten in [W m^{-2} K^{-1}] bei Temperatur [°C]**					
	1	**350**	**542**	**613**	**720**	**2000**
Perm-coat	400	-	400	620	-	620
Perm-mold	1000	-	1000	2700	-	2700
Perm-core	400	-	400	1000	-	1000
Const. 1000	1000	-	-	-	-	1000
Const. 1500	1500	-	-	-	-	1500
SFB-mold	**400**	**-**	**1000**	**1000**	**3500**	**3500**
SFB-mold-V2	200	-	620	1000	3500	3500
Exp.-mold	180	180	550	-	3500	3500
Exp.-mold-V2	180	180	550	1000	3500	3500
Exp.-mold-V3	300	300	620	1300	3500	3500

11.1.2. Messdaten der einzelnen Versuche

Tabelle 11-3 Herangezogene Vergleichswerte und Fehlerquadrate der betrachteten Wärmeübergangsvarianten und des Referenzversuchs bzw. einer Wiederholung.

Modell	**Fehler**	**Erstarrung nach [s]**	**max. Temp. 3**	**Nach 250 Sekunden [°C]**		
				Temp. 4	**Temp. 9**	**Temp. 12**
Referenzversuch	-	48	237	201	264	171
Ref. Wieder.	0,24	35	237	192	233	165
Perm-coat	3,35	94	242	226	299	182
Perm-mold	0,44	40	273	198	245	167
Perm-core	0,77	79	244	223	287	180
Konst. 1000	0,17	57	268	200	248	167
Konst. 1500	0,21	42	280	194	237	165
Exp.-mold	0,37	57	252	255	325	206
Exp.-mold-V2	0,55	69	247	258	328	207

Exp.-mold-V3	0,16	60	253	230	295	185
SFB-mold	**0,11**	**54**	**265**	**206**	**257**	**171**
SFB-mold-V2	0,44	66	252	221	280	180

Tabelle 11-4: Messdaten der Versuche der Referenzvariante.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
11-15-15-01-02-1	130,67	130,65	130,60	129,81	129,95
11-15-15-01-01-1	130,81	130,97	130,74	130,00	130,06
11-15-15-01-01-3	130,71	130,67	-	129,87	129,95
11-15-15-01-01-2	130,50	130,80	130,70	129,86	129,87
11-15-15-01-02-2	130,68	130,81	131,00	129,84	129,87

Tabelle 11-5: Messungen des Freien Enden der Versuche der Referenzvariante.

Versuch	Freies Ende [mm]
11-15-15-01-02-1	118,00
11-15-15-01-01-1	117,20
11-15-15-01-01-3	118,00
11-15-15-01-01-2	117,71
11-15-15-01-02-2	117,86

Tabelle 11-6: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, konventionellen Kern und 30 °C globale Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen [mm]			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
11-03-03-01-03-1	130,78	130,80	130,60	-	-
11-03-03-01-02-1	130,57	130,63	130,51	129,89	129,87
11-03-03-01-03-2	130,64	130,58	130,47	129,89	129,92

11-03-03-01-04-1	130,89	130,83	130,49	129,93	129,90
11-03-03-01-05-1	130,72	130,78	130,60	129,90	129,92
11-03-03-01-06-1	130,39	130,50	130,35	129,88	129,84

Tabelle 11-7: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, konventionellen Kern und lokale verschiedener Vortemperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
11-03-03-01-03-1	130,78	130,80	130,60	**-**	**-**
11-03-30-01-04-1	130,92	131,04	131,04	-	-
11-30-03-01-05-1	130,71	130,77	130,72	-	-
11-30-30-01-06-1	130,90	131,02	130,86	-	-

Tabelle 11-8: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, optimiertem Kern und 150 °C globale Vortemperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
12-15-15-01-01-1	130,95	130,82	131,02	130,09	130,12
12-15-15-01-02-1	130,63	130,70	131,00	129,90	129,98
12-15-15-01-01-2	-	-	-	-	-
12-15-15-01-01-3	130,77	130,79	130,73	129,88	129,93

Tabelle 11-9: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, optimiertem Kern und 30 °C globale Vortemperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
12-03-03-01-02-1	130,91	131,07	131,10	129,85	129,85
12-03-03-01-03-1	130,74	130,98	131,02	129,85	129,86
12-03-03-01-04-1	130,77	131,01	131,08	129,87	129,86

12-03-03-01-05-1	130,61	130,91	131,14	129,84	129,91
12-03-03-01-06-1	130,49	130,86	130,94	129,81	129,82
12-03-03-01-02-2	130,95	130,77	130,44	130,00	129,99

Tabelle 11-10: Messdaten der Versuche mit Ausgangswandstärke, Sandkern und global variierter Temperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
16-15-15-01-02-1	129,70	129,60	129,30	128,68	128,78
16-03-03-01-03-1	129,15	129,38	129,37	128,58	128,48
16-30-30-01-04-1	129,70	129,8	129,50	128,78	128,73

Tabelle 11-11: Messdaten der Versuche mit Ausgangswandstärke, aufgedicktem Mittelsteg und global variierter Temperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
13-15-15-01-02-1	91,00	91,05	90,90	89,96	89,98
13-03-03-01-03-1	90,75	90,70	90,70	89,92	90,01
13-30-30-01-04-1	90,80	90,90	90,95	89,99	89,93

Tabelle 11-12: Messdaten der Versuche für die dünnwandiger Geometrie mit konventionellem Kern und 150 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	**Öffnungsweite außen [mm]**			**Weite innen [mm]**	
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**oben**
21-15-15-01-01-1	130,16	130,25	130,43	129,86	129,96
21-15-15-01-02-1	-	-	-	-	-
21-15-15-01-03-1	130,77	130,91	130,9	130,00	130,01
21-15-15-01-04-1	130,49	130,59	130,62	130,02	129,98
21-15-15-01-05-1	130,87	130,91	130,80	130,01	129,93

Tabelle 11-13: Messdaten der Versuche für die dünnwandige Geometrie, mit optimiertem Kernmodul und 150 °C globale Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen [mm]			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
22-15-15-01-01-1	130,50	130,58	130,32	130,12	129,97
22-15-15-01-02-1	130,60	130,76	130,62	130,04	130,09
22-15-15-01-03-1	130,75	130,88	130,66	129,99	129,94
22-15-15-01-04-1	130,78	130,90	-	129,97	129,94
22-15-15-01-05-1	130,89	130,97	130,92	129,93	129,91
22-15-15-01-06-1	-	-	-	-	-

Tabelle 11-14: Messdaten der Versuche mit Ausgangswandstärke, aufgedicktem Mittelsteg und 150 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
13-15-15-01-02-1	91,00	91,05	90,90	89,96	89,98
13-15-15-01-01-1	91,15	91,05	90,82	90,09	90,11
13-15-15-01-02-2	-	-	-	-	-
13-15-15-01-03-1	91,11	91,00	90,88	90,01	89,95

Tabelle 11-15: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, kompensiertem Kern und 30 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
14-15-15-01-02-1	130,07	130,26	130,26	129,89	129,99
14-15-15-01-03-1	130,08	130,07	130,08	129,82	129,99
14-15-15-01-04-1	-	-	-	-	-
14-15-15-01-05-1	129,83	129.87	129,91	129,96	129,95

Tabelle 11-16: Messdaten der Versuche für die dünnwandige Geometrie, kompensiertem Kernmodul und 150 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
24-15-15-01-01-1	130,30	130,34	130,17	129,91	129,82
24-15-15-01-02-1	130,68	130,60	130,45	129,93	-
24-15-15-01-03-1	130,77	130,74	130,70	129,88	-
24-15-15-01-04-1	130,56	130,56	130,30	129,94	129,92
24-15-15-01-05-1	130,60	130,60	130,20	129,94	129,89

Tabelle 11-17: Messdaten der Versuche für die dünnwandige Geometrie, Sandkern und 150 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
26-15-15-01-01-1	129,90	129,85	129,74	129,17	128,94
26-15-15-01-02-1	129,85	129,77	129,50	129,22	129,14
26-15-15-01-03-1	129,95	129,79	129,65	129,18	129,02
26-15-15-01-04-1	129,73	129,37	129,25	129,13	128,81
26-15-15-01-05-1	129,44	129,25	129,10	129,18	128,84

Tabelle 11-18: Messdaten der Versuche für die Ausgangswandstärke, Kernmodul für asymmetrische Verrippung und 30 °C globaler Vortemperierung.

Versuch	Öffnungsweite außen			Weite innen [mm]	
	unten	mitte	oben	unten	oben
15-03-03-01-02-1	130,04	130,44	130,75	-	-
15-03-03-01-03-1	130,01	130,40	130,62	-	-
15-03-03-01-04-1	130,06	130,68	131,10	-	-
15-03-03-01-05-1	130,06	130,87	130,41	-	-
15-03-03-01-06-1	129,99	130,28	130,47	-	-

Tabelle 11-19: Messdaten der Versuche für die Variation der Entformungstemperatur und eine mittlere Entformungstemperatur von 347 °C.

Versuch	Entformung	Weite [mm]			
	[°C]	außen u.	außen o.	innen u.	innen o.
17-25-34-01-05-1	334	129,17	128,85	122,00	122,1
17-25-34-01-06-1	342	129,26	128,87	122,00	122,07
17-25-34-01-07-1	342	129,09	128,81	121,95	122,11
17-25-34-01-08-1	353	129,25	128,88	122,02	122,2
17-25-34-01-09-1	355	128,94	128,75	121,99	122,2
17-25-34-01-10-1	343	129,22	128,95	121,99	122,22
17-25-34-01-11-1	353	129,30	128,91	122,04	-
17-25-34-01-12-1	360	129,11	128,74	122,01	122,00

Tabelle 11-20: Messdaten der Versuche für die Variation der Entformungstemperatur und eine mittlere Entformungstemperatur von 285 °C.

Versuch	Entformung	Weite [mm]			
	[°C]	außen u.	außen o.	innen u.	innen o.
17-25-28-01-01-1	284	129,16	129,19	122,07	122,07
17-25-28-01-02-1	279	129,32	129,22	122,05	122,15
17-25-28-01-03-1	289	129,35	129,13	122,02	122,12
17-25-28-01-04-1	-	129,42	129,19	121,99	122,20
17-25-28-01-05-1	289	129,46	129,05	122,02	122,22
17-25-28-01-06-1	286	129,35	129,05	122,11	122,08
17-25-28-01-07-1	281	129,23	128,84	122,06	122,17
17-25-28-01-08-1	290	129,22	128,89	122,00	122,20
17-25-28-01-09-1	281	129,17	128,9	122,05	122,23

Tabelle 11-21: Messdaten der Versuche für die Variation der Entformungstemperatur und eine mittlere Entformungstemperatur von 190 °C.

Versuch	Entformung	Weite [mm]			
	[°C]	außen u.	außen o.	innen u.	innen o.
17-25-19-01-10-1	180	129,70	129,25	122,17	122,28
17-25-19-01-11-1	190	129,55	129,30	122,20	122,36
17-25-19-01-12-1	193	129,50	129,19	122,16	122,28
17-25-19-01-13-1	186	129,63	129,40	122,20	122,31
17-25-19-01-14-1	195	129,55	129,27	122,29	122,42
17-25-19-01-15-1	189	129,66	129,06	122,25	122,35
17-25-19-01-16-1	184	129,68	129,06	122,20	122,30
17-25-19-01-17-1	198	129,52	129,08	122,20	122,65

Tabelle 11-22: Messdaten der Versuche für die Variation der Entformungstemperatur und eine mittlere Entformungstemperatur von 562 °C.

Versuch	Entformung	Weite [mm]			
	[°C]	außen u.	außen o.	innen u.	innen o.
17-25-56-01-18-1	547	128,40	128,30	121,81	122,24
17-25-56-01-19-1	548	128,53	128,27	121,79	122,33
17-25-56-01-20-1	546	127,90	127,80	121,70	122,36
17-25-56-01-21-1	571	128,62	128,50	121,89	122,26
17-25-56-01-22-1	569	128,64	128,51	121,83	122,26
17-25-56-01-23-1	569	128,66	128,42	121,83	122,38
17-25-56-01-24-1	563	128,70	128,33	121,88	122,54
17-25-56-01-25-1	569	128,66	128,38	121,90	122,36

11.1.3. Tabellarisch aufbereitete Ergebnisse

Tabelle 11-23: Ergebnisse der Abstandsmessungen der Stege des „U“ (Gussteil 11-15-15-01-02-1).

Lage	Abstand von Rückseite [mm]	Abweichung [mm]
innen	20	0,06
mitte-innen	30	0,40
mitte-außen	70	0,55
außen	80	0,65

Einfluss des Wärmehaushalts auf den Bauteilverzug

Tabelle 11-24: Gemessene Maßabweichungen, Differenzen und Standardabweichungen der vier betrachteten Versuchsreihen.

Versuchsreihe	konv. 150	konv. 30	opt. 150	opt. 30
V[mm]	0,73	0,62	1,02	1,11
SD_V [mm]	0,09	0,13	0,09	0,10
S_{rel}	0,13	0,20	0,09	0,09
Δli [mm]	-0,09	-0,11	-0,02	-0,12
SD_i [mm]	0,07	0,02	0,11	0,06
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,83	0,72	1,04	1,20

Tabelle 11-25: Die Messwerte der betrachteten Einzelversuche.

Versuch [°C]	Sandkern (Sand)			großes Volumen (gr. V.)		
	30	150	300	30	150	300
Verzug [mm]	-0,7	-0,47	-0,33	0,62	0,88	0,78
Δli [mm]	-1,47	-1,27	-1,25	-0,14	-0,13	-0,14
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,77	0,80	0,91	0,76	1,01	0,92

Tabelle 11-26: Die in den Versuchen zur lokalen Temperierung eingestellten Formtemperierungen und die sich ergebenen Verzüge.

Versuch	**150(150)**	**30(30)**	**30(300)**	**300(30)**	**300(300)**
Verzug [mm]	0,64	0,73	1,00	0,73	0,93

Tabelle 11-27: Median der SDAS-Messungen der unterschiedlich temperierten Gussteile und die zugehörige Standardabweichung.

Versuch	**150(150)**	**30(30)**	**30(300)**	**300(30)**	**300(300)**
Median [µm]	21,00	19,42	21,20	23,00	21,50
Standardabweichung [µm]	2,08	3,16	3,80	2,04	3,26

Tabelle 11-28: Gemessene Maßabweichungen der zwei betrachteten Versuchsreihen in dünnwandiger Geometrie und ihre Abweichungen bzw. Differenzen.

Versuchsreihe	**d. konv.**	**d. opt.**
V [mm]	0,64	0,73
SD_V [mm]	0,28	0,18
S_{rel}	0,43	0,24
Δli [mm]	-0,03	-0,01
SD_i [mm]	0,04	0,06
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,67	0,74

Einfluss des Formzwangs auf den Bauteilverzug

Tabelle 11-29: Zusammenfassung der gemessenen und daraus er errechneten Mittelwerte für Verzug, Abweichung der inneren Länge, Differenz der Öffnungsweite und Relative Streuung sowie die jeweilige Temperatur der Aufhebung des Formzwangs.

Versuchsreihe	**Mittlere Entformungstemperatur T_e[°C]**				
	30	**190**	**285**	**347**	**562**
V [mm]	0,73	0,17	-0,06	-0,22	-0,74
SD_V [mm]	0,07	0,07	0,11	0,09	0,09

S_{rel}	0,10	0,42	1,90	0,41	0,12
Δli [mm]	-0,09	-0,10	-0,29	-0,33	-0,32
SD_i [mm]	0,07	0,07	0,02	0,04	0,06
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,82	0,27	0,23	0,11	-0,42

Tabelle 11-30: Zusammenfassung der simulativ ermittelten Werte für Verzug, Abweichung der inneren Länge und der Differenz der Öffnungsweiten.

Rechnung	**Temperatur Aufhebung des Formzwangs T_e [°C]**				
	30	**190**	**285**	**345**	**540**
V [mm]	-0,09	-0,32	-0,52	-0,61	-0,73
Δli [mm]	-0,51	-0,64	-0,70	-0,77	-0,83
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,42	0,32	0,18	0,16	0,10

Tabelle 11-31: Gemessene Maßabweichungen der zwei betrachteten Versuchsreihen und ihre Abweichungen bzw. Differenzen.

Versuchsreihe	**d. konv.**	**d. Sand**
V [mm]	0,64	-0,39
SD_V [mm]	0,28	0,24
S_{rel}	0,43	0,62
Δli [mm]	-0,03	-0,94
SD_i [mm]	0,04	0,08
$\Delta \ddot{O}$ [mm]	0,67	0,55

Einfluss der Bauteilgeometrie auf den Bauteilverzug

Tabelle 11-32: Gemessene Maßabweichungen der drei betrachteten Versuchsreihen und ihre Abweichungen bzw. Differenzen.

Versuchsreihe	**konv. 150**	**d. konv. 150**	**gr. V. 150**
V [mm]	0,73	0,64	0,90
SD_V [mm]	0,09	0,28	0,01
S_{rel}	0,13	0,43	0,01

Δli [mm]	-0,09	-0,03	-0,08
SD_i [mm]	0,07	0,04	0,07
$\Delta\ddot{O}$ [mm]	0,83	0,67	0,98

Tabelle 11-33: Gemessene Maßabweichungen der zwei betrachteten Versuchsreihen über die Höhe und ihre Standardabweichungen.

Versuchsreihe	**asym. 30**			**konv. 30**		
	unten	**mitte**	**oben**	**unten**	**mitte**	**oben**
V [mm]	0,04	0,53	0,67	0,66	0,69	0,50
SD_V [mm]	0,03	0,24	0,27	0,17	0,14	0,09

Tabelle 11-34: Gemessene Maßabweichungen der vier betrachteten Versuchsreihen und ihre Abweichungen bzw. Differenzen.

Versuchsreihe	**Standardwandstärke**		**dünnwandig**	
	konv. 30	**komp. 30**	**d. konv. 30**	**d. komp. 30**
V [mm]	0,62	-0,10	0,64	0,35
SD_V [mm]	0,13	0,17	0,28	0,17
S_{rel}	0,20	1,62	0,43	0,48
Δli [mm]	-0,11	-0,07	-0,03	-0,10
SD_i [mm]	0,02	0,02	0,04	0,03
$\Delta\ddot{O}$ [mm]	0,72	-0,04	0,67	0,45

12. Wissenschaftliche Veröffentlichungen

[1] **M. Ahmadein, B. Pustal, N. Wolff, A. Bührig-Polaczek.** Determination and Validation of the Gap Dependent Heat Transfer Coefficient during Permanent Mold Casting of A356 Aluminum Alloy. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 12, 48, 2017.

[2] **N. Wolff, B. Pustal, T. Vossel, G. Laschet, A. Bührig-Polaczek.** Development of an A356 Die Casting Setup for Determining the Heat Transfer Coefficient Depending on Cooling Conditions, Gap Size, and Contact Pressure. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik,* Bd. 12, 48, 2017.

[3] **G. Laschet, T. Vossel, N. Wolff, M. Apel, A. Bührig-Polaczek.** Multiscale solidification simulation of an axisymmetrical A356 component in die casting. *SP17 conf. Paper*, 2017.

[4] **Ch. Hopmann, A. Bührig-Polaczek, T. Schneppe, N. Wolff, M. Theunissen.** Investigation on the transferability of algorithms for the numerical optimization of cooling channel design in injection molding on metal gravity die casting. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik,* Bd. 12, 48, 2017.

[5] **N. Wolff, B. Pustal, T. Vossel, G. Laschet, A. Bührig-Polaczek.** Entwicklung eines Versuchsaufbaus mit adaptiver Kühlung und Ermittlung des spalt- und kontaktdruckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten. *Gießerei Special,* Bd. 2, S. 123-126, 2017.

[6] **M. Ahmadein, N. Wolff, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Parameteridentifikation für ein spalt- und druckabhängiges Wärmeübergangsmodell für unterschiedliche Abkühlbedingungen im Dauerformguss. *Gießerei Special,* Bd. 2, S. 126-129, 2017.

[7] **B. Pustal, H. Benken, T. Vossel, G. Laschet, N. Wolff, A. Bührig-Polaczek.** Modellierung des Verzugs eines oberflächennah gekühlten A356 Gussteils mit unterschiedlichen Wärmeübergangs- und Erstarrungsansätzen, *Gießerei Special,* Bd. 2, S. 134-137, 2017.

[8] **N. Wolff, J. Krampe, U. Vroomen A. Bührig-Polaczek.** Comparison of the Thermal Properties of Industrially Used Die Coatings and a Plasma Sprayed YSZ Coating for Gravity Die Casting Applications. *AFS Transactions,* 127, S. 309–314, 2019.

[9] **N. Wolff, M. Ahamadein, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Identification of relevant Parameters for a gap and pressure dependent heat transfer model for different cooling conditions in gravity die casting. *Proceedings of the Liquid Metal Processing & Casting Conference,* ISBN-10: 0-87339-771-1, S. 319-325, 2019.

[10] **N. Wolff, J. Krampe, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** YSZ-Dauerbeschichtung als Alternative zu Kokillenschlichten. *Gießerei*, Vol. 106, S. 24-31, 2019.

[11] **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek.** Influence of die temperature control on solidification and the casting process. *International Journal of Metalcasting,* 2019, https://doi.org/10.1007/s40962-019-00391 4.

[12] **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A, Bührig-Polaczek.** Einfluss der Kokillentemperierung auf die Erstarrung beim Dauerformgießprozess. *Gießerei Special*, S. 34 – 35, 2019.

[13] **N. Wolff, T. Hohlweck, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, Ch. Hopmann.** Entwicklung einer Versuchskokille zur Untersuchung und thermischen Beeinflussung des Bauteilverzugs beim Schwerkraftkokillengießen. *Gießerei Special*, Bd. 1, S. 14-23, 2020.

[14] **N. Wolff, R. Sharma, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, U. Reisgen.** Development of an In-Situ Observation Procedure for Hot Tear Formation in Aluminum Alloys in Gravity Die Casting*. EMPOrIA 2020. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Springer, 2020

[15] **B. Zhou, H. Behnken, J. Eiken, G. Laschet, N. Wolff.** Micro-Macro Coupled Solidification Simulations of a Sr-modified Al-Si-Mg Alloy in Permanent Mould Casting. *EMPOrIA 2020. Lecture Notes in Mechanical Engineering.* Springer, 2020.

[16] **N. Wolff, G. Zimmermann, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** A Statistical Evaluation of the Influence of Different Material and Process Parameters on the Heat Transfer Coefficient in Gravity Die Casting. *Metals*, 2020, 10(10), 1367, https://doi.org/10.3390/met10101367

[17] **N. Wolff, R. Sharma, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, U. Reisgen.** Betrachtung des Heißrissverhaltens von AlCeMg-Legierungen im Schwerkraft-Kokillenguss. *Tagungsband 4. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik Tagungsband*, 2021, https://doi.org/10.21268/20210519-19

[18] **N. Wolff, T. Hohlweck, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek, Ch. Hopmann.** Development of an Experimental Setup to Investigate Influences on Component Distortion in Gravity Die Casting and a First Variation of Temperature Control Strategy. *Metals*. 2021. 11(12), 2028. https://doi.org/10.3390/met11122028

[19] **T. Vossel, N. Wolff, B. Pustal, A, Bührig-Polaczek, M. Ahmadein.** Heat transfer coefficient determination in a gravity die casting process with local air gap formation and contact pressure using experimental evaluation and

numerical simulation. *International Journal Of Metal Casting*, 2021, https://doi.org/10.1007/s40962-021-00663-y

[20] **N. Wolff, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** Über die Beschreibung des Bauteilverzugs im Aluminium-Kokillenguss als Folge behinderter Schwindung. *Tagungsband 5. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik Tagungsband,* 2023.

[21] **N. Wolff, S. Gor, U. Vroomen, A. Bührig-Polaczek.** Description of component distortion in aluminum gravity die casting as a result of hindered shrinkage and evaluation of numerical predictions. *Materialwiss. Werkstofftech.* 2024, 55, 33. https://doi.org/10.1002/mawe.202300133

[22] **B. Zhou, M. Apel, J. Eiken, R. Berger, S. Gor, N. Wolff.** Influence of cooling path on solidification morphology and hot tearing susceptibility of an Al–Cu–Fe–Mg–Si alloy. *Materialwiss. Werkstofftech.* 2024, 55, 53. https://doi.org/10.1002/mawe.202300167

13. Studentische Arbeiten

Die nachfolgend aufgeführten Arbeiten wurden am Gießerei-Institut der RWTH Aachen in enger Zusammenarbeit mit dem Autorder vorliegenden Dissertation angefertigt. Bei deren Erstellung wurde auch Inhalte der aufgelisteten studentischen Arbeiten verwendet.

A. Küll	*Verzugsbetrachtung eines Demonstratorbauteils aus A356 im Schwerkraftkokillenguss mit lokal einstellbarer Temperierung*. Bachelorarbeit, 2017
J. Krampe	*Vergleich der thermischen Eigenschaften industriell genutzter Dauer-kokillenschlichten mit einer plasmagespritzten YSZ Beschichtung*. Masterarbeit, 2017
N. Lohrey	*Der Einfluss von Kernmaterial und Wandstärkensprüngen auf das Gefüge des Bauteils und eine Korrelation zum Bauteilverzug im Aluminium-Kokillenguss*. Bachelorarbeit, 2020
Y. Hristov	*Development of a modular high pressure die casting die insert system as a configurable testbed for PVD based temperature sensors and laserstructured interchangeable die surfaces.* Masterarbeit, 2019

Eine anfängliche Studie über die bisherige Forschung zur Verzugsbildung im Kokillenguss zeigte, dass es kaum eine ganzheitliche Beschreibung gibt. Ebenfalls wurden Defizite in der Beschreibung des Wärmeübergangs zwischen Form und Gussteil offenbart. So wurden in beiden Fällen die verschiedenen Einflussgrößen und deren jeweiligen Anteile bisher nicht zusammenhängend betrachtet.

Ziel dieser Arbeit ist es, durch gezielte experimentelle Untersuchungen ein erweitertes Verständnis der verschiedenen Einflussgrößen und deren Wirkmechanismen auf die Verzugsbildung beim Schwerkraftkokillenguss von Aluminium zu erlangen. Dazu wurde die Kausalkette von Wärmehaushalt, Formzwang, Erstarrung, Abkühlung und Spannungen sowie schließlich dem Bauteilverzug einzeln und im Zusammenhang betrachtet. In Vorversuchen wurden Einflüsse verschiedener Parameter auf den Wärmeübergang zwischen Form und Gussteil sowie die jeweiligen Anteile am gesamten Wärmeübergangskoeffizienten herausgearbeitet. Zur Untersuchung des Bauteilverzugs wurden sieben Einflussgrüßen identifiziert: Vortemperierung der Form, eine Optimierung des Temperierkanallayouts, Einflussnahme auf den Formzwang durch Variation der Entformungstemperatur, Einfluss des Formzwangs durch thermomechanisch verschiedenartige Formmaterialien, Einfluss der Bauteilwandstärke, Einfluss bauteilimmanenter Schrumpfungsbehinderung (Verrippung) sowie der Einfluss einer geometrischen Kompensation (Vorhaltung). Zur Untersuchung der Wirkung dieser Einflussgrößen, wurde eine experimentelle Methodik erarbeitet und entsprechende Versuche durchgeführt. Die Auswertung der Versuche geschah neben der Betrachtung des Verzugs durch Einbeziehung von In-situ-Messdaten, metallografischen sowie optischen Analysen der Versuchsgussteile. Neben dem betragsmäßigen Verzug wurde die Stabilität des Prozesses betrachtet.

Für die einzelnen Einflussgrößen konnte festgestellt werden, dass über die thermische Interaktion im Wesentlichen nur Einfluss auf die Prozessstabilität genommen werden kann. Über die mechanische Interaktion und deren festgestellten Einfluss auf den Verzug wurde durch Variation der Entformungstemperatur und eine empirische Vorhaltung der Verzug beeinflusst und zu großen Teilen kompensiert. Die Wirkmechanismen der verschiedenen Einflussgrößen, ihre Anteile am Bauteilverzug sowie ihr Einflusszeitpunkt im Kontext des Auslegungs- und Gießprozesses wurden ermittelt und anschließend diskutiert und hieraus eine Strategie zur Verzugskompensation abgeleitet. Zusammengenommen ergeben die gewonnenen Erkenntnisse die in der Zielsetzung angestrebte breitere Wissensbasis über die Einflüsse der Verzugsentstehung im Aluminium-Kokillenguss. In Kombination mit der, in dieser Arbeit, entwickelten experimentellen Methodik ergibt sich so die Grundlage für eine zielgerichtetere prädiktive Verzugskompensation.

An initial study of previous research on distortion formation in gravity die casting showed that there is hardly any holistic description. Deficits were also seen in the description of the heat transfer between mold and casting. In both cases, the various influencing variables and their respective proportions have not yet been considered in a coherent manner.

The aim of this work is to gain a better understanding of the various influencing variables and their mechanisms of action on the formation of distortion in gravity die casting of aluminum through targeted experimental investigations. For this purpose, the causal chain of heat balance, mold constraint, solidification, cooling and stresses and finally the component distortion were considered individually and in context. In preliminary tests, the influences of various parameters on the heat transfer between the mold and the casting as well as their respective shares in the overall heat transfer coefficient were worked out. To investigate component distortion seven influencing factors were identified: temperature of the die, optimized temperature control channels, influence on the mold constraint by variation of the demolding temperature, influence of the mold constraint by thermomechanically different mold materials, influence of the component wall thickness, influence of component-immanent shrinkage hindrance (ribbing) as well as the influence of geometric compensation (retention). An experimental methodology was developed and corresponding tests were carried out to examine these influencing variables. The evaluation of the tests was carried out in addition to the consideration of the distortion by including in-situ measurement data, metallographic analyses and optical observations of the test castings. In addition to the amount of distortion, the stability of the process was also considered.

For the individual influencing variables, it was found that the thermal interaction can essentially only influence the process stability. The distortion was influenced and largely compensated for by varying the demolding temperature and an empirical retention via the mechanical interaction and its established influence on the distortion. The mechanisms of action of the various influencing variables, their shares in component distortion and their time of influence in the context of the design and casting process were determined and subsequently discussed. A strategy for distortion compensation was derived from this. The findings obtained provide the broader knowledge base on the influences of distortion formation in aluminum gravity die casting that was aimed for in the objective. In combination with the experimental methodology developed in this work, this provides the basis for more targeted predictive distortion compensation.