

# **Simulation und Validierung der lokalen Warmrissbildung beim Stahlguss**

**Dissertation**  
**Dipl.-Ing. Semin Hadžić**

Zum Erlangen des akademischen Grades  
**Doktor der technischen Wissenschaften**

Eingereicht am:  
Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik  
Technische Universität Graz

Mai 2014

Betreuer:  
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

Gutachter:  
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch  
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Univ.-Doz. Ernst Kozeschnik

Diese Arbeit wurde im Rahmen des CD-Labors für Werkstoffmodellierung und Simulation in Zusammenarbeit mit der Voestalpine Gießerei Linz GmbH durchgeführt

## **EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG**

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Graz, am .....

.....  
(Unterschrift)

## **STATUTORY DECLARATION**

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other the declared sources/resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content from the used sources.

.....  
Date

.....  
(signature)

## **Danksagung**

An erster Stelle möchte ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christof Sommitsch, Vorstand des Institutes für Werkstoffkunde und Schweißtechnik und Leiter des Christian Doppler Labors für Werkstoffmodellierung und Simulation, für die exzellente Betreuung und die wissenschaftliche Unterstützung bedanken. Ebenfalls möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Ernst Kozeschnik für die Begutachtung der Dissertation danken.

Ein weiterer Dank geht an die Mitarbeiter der voestalpine, sowohl für die Durchführung der notwendigen experimentellen Untersuchungen, als auch für die Diskussions- und Hilfsbereitschaft zum Gelingen dieser Arbeit, insbesondere Frau Edina Schmidtne Kelity, Herren Roberto Aubell, Reinhold Hanus und Josef Augl.

Mein besonderer Dank gilt auch den Kollegen am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie an der Technischen Universität Wien für die Bereitstellung der notwendigen Materialdaten zur Modellvalidierung. In diesem Rahmen sei auch Herrn Michael Oberroither für die Ermittlung der Materialdaten durch seine Diplomarbeit gedankt.

Des Weiteren bedanke ich mich für die Zusammenarbeit und Unterstützung bei der Fa. MAGMA Gießereitechnologie GmbH in Aachen, besonders bei den Herren Marc Schneider, Jesper Thorborg und Jörg Klinkhammer.

Abschließend möchte ich meiner Frau Alma und Tochter Asja danken, die mir während der Erstellung dieser Arbeit immer zur Seite standen und mich kompromisslos in jeder Situation unterstützt haben.

Semin Hadžić

## **Kurzfassung/Abstract**

### Kurzfassung:

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der Warmrissmodellierung der Stahlgusslegierung GX8CrNi12 während der Erstarrung. Das Hauptziel war die Warmrissvorhersage sowie Reduzierung der Warmrissbildung bei industrienahen Gussteilen. Die Modellierung wurde hierbei durch die Ein-Weg-Verknüpfung zwischen der Erstarrungs- und Verformungssimulation durchgeführt. Zur Vorhersage der Warmrisspositionen wurde ein schädigungsbasiertes viskoplastisches Modell herangezogen. Das Schädigungsmodell wurde in die UMAT User Subroutine der Finite-Elemente-Software Abaqus implementiert und mittels Vergleich mit den realen industrienahen Gussteilen validiert. Erfasst wurde der Einfluss der mit der kommerziellen Finite-Differenzen-Software MagmaSoft errechneten Schrumpfungsporosität auf die Schädigungsbildung.

### Abstract:

This thesis deals with hot tear modelling of the steel cast alloy GX8CrNi12 during solidification. The main goal was the prediction of hot tears as well as the reduction of hot tear formation at industry-close steel castings. The modelling has been done using a one-way coupling between solidification and deformation. In order to predict the hot tear locations a damage based visco plastic material model has been used. This model was implemented in the UMAT user subroutine of the finite element software Abaqus and validated by real industry-close steel castings. The influence of the shrinkage porosity on damage formation calculated by using the finite difference method based software MagmaSoft has been included.

## Inhaltsverzeichnis

1	Einführung .....	1
2	Entstehung von Warmrissen .....	2
3	Mechanismen der Warmrissentstehung .....	5
3.1	Nachspeisung der mushy zone mit der Flüssigphase .....	5
3.2	Spannungs- und Verformungsaufbau .....	7
3.3	Verhalten der Flüssig- und Festphase im Zweiphasengebiet .....	7
4	Warmrisskriterien .....	9
4.1	Spannungsbasierte Warmrisskriterien .....	9
4.2	Dehnungsbasierte Warmrisskriterien .....	12
4.3	Dehnratenbasierte Warmrisskriterien .....	13
4.4	Andere Warmrisskriterien .....	14
4.5	Schlussfolgerung .....	15
5	Nachweis der Warmrissbildung durch Experimente .....	16
6	Schädigungsbasiertes viskoplastisches Materialmodell .....	19
6.1	Einleitung .....	19
6.2	Porositätsmodell .....	20
6.3	Verformungsmodell der Festphase .....	21
7	Numerische Implementierung der Materialmodelle .....	28
7.1	Einleitung .....	28
7.2	Implizite Integration .....	29
7.3	Explizite Integration .....	32
8	Materialdaten zur Gieß- und Verformungssimulation .....	34
8.1	Einleitung .....	34
8.2	Materialdaten .....	35
8.2.1	Stahlguss GX8CrNi12 .....	35
8.2.2	Materialdatenbestimmung .....	35
8.2.3	Sandform .....	55
8.2.4	Isolierung .....	58
8.2.5	Kühleisen .....	60
8.2.6	Wärmeübergangskoeffizient .....	62
9	Experimentelle Validierung des Schädigungsmodells .....	64
9.1	Versuchsaufbau .....	64
9.2	Versuchsergebnisse .....	70
9.2.1	Versuchsergebnisse Gussform 1 .....	70
9.2.2	Versuchsergebnisse Gussform 2 .....	74
9.2.3	Versuchsergebnisse Gussform 3 .....	77

9.2.4	Versuchsergebnisse Gussform 4 .....	80
9.3	Metallographische Untersuchung der Keilproben.....	83
9.4	REM Untersuchung der Bruchfläche .....	91
10	Vergleich der experimentellen Untersuchungen und Simulation .....	92
10.1	Einleitung .....	92
10.2	Simulationsaufbau .....	92
10.2.1	Porositätsvorhersage.....	96
10.2.2	Warmrissvorhersage.....	99
11	Zusammenfassung.....	121
12	Ausblick .....	122
13	Anhang .....	124
14	Literaturverzeichnis.....	128

## 1 Einführung

Warmfester Stahlguss wird für hochwarmfeste Turbinenkomponenten in thermischem Kraftwerk verwendet. Bei hoher statischer und dynamischer Festigkeit soll eine wirtschaftliche Herstellung möglich sein. Die Belastung der Bauteile in modernen Kraftwerksanlagen ist durch erhöhte zyklische Betriebszustände gekennzeichnet. Infolge dessen ist eine Optimierung der Bauteilgeometrie in Kombination mit der Verbesserung der Schmelzmetallurgie und Gießtechnik einschließlich einer realistischen Analyse von zerstörungsfreien Prüfungen sowie der Kenntnis über Beanspruchungsbedingungen und Werkstoffeigenschaften erforderlich [1].

In der Gießerei Linz werden Stahlgussprodukte im Gewichtsspektrum von 1 bis 200t mit sehr komplizierten Geometrien hergestellt. Aufgrund der physikalischen und chemischen Prozesse während der Erstarrung können bei diesen Stahlgussprodukten unterschiedliche Fehlertypen auftreten, wie z.B. Oxidfilme, Korngrenzenrisse, Einschlüsse im Gussstück, Mikroporen, Schrumpfungen und Warmrisse. Die fehlerhaften Bereiche werden einzeln aus dem Stahlguss entfernt und durch Schweißen repariert. Da dieser Reparaturvorgang sehr kosten- und zeitintensiv ist, stellt das Fehlervolumen eine wichtige Qualitätskennzahl dar. Diese natürlichen Fehlertypen, insbesondere Warmrisse oder ausgeheilte Warmrisse mit Seigerungszone, treten in der Praxis trotz der Verbesserung der Produktionsqualität auf. Infolge einer hohen Beanspruchung können die Warmrisse durch das Risswachstum zum Versagen führen. Neben der Verbesserung der zerstörungsfreien Prüfverfahren im Hinblick auf die zuverlässige Festlegung der Größe, Lage und Verteilung im Gussteil ist es notwendig Methoden zu schaffen, um die Bildung der möglichen Fehler in den Gussteilen zu reduzieren bzw. zu vermeiden zu können.

## 2 Entstehung von Warmrissen

Warmrisse sind einer der häufigsten Fehler in der Stahlgussproduktion, die einen starken Einfluss auf die Qualität des Endproduktes ausüben. Trotz einer Vielzahl weltweiter Forschungsarbeiten insbesondere in der jüngeren Vergangenheit sind die Kenntnisse der Warmrissproblematik immer noch nicht vollständig geklärt. Heute ist mit Sicherheit bekannt, dass sich die Warmrisse im Zweiphasengebiet (mushy zone) fest/flüssig d.h. zwischen Solidus- und Liquidustemperatur bilden. Zweifellos gilt auch, dass die Legierungen im Temperaturbereich der mushy zone durch einen kombinierten Abfall der ertragbaren Spannungen und Dehnungen gekennzeichnet sind. Als Ursache eines solchen Verhaltens wird die zu diesem Zeitpunkt noch vorhandene Flüssigphase angesehen. Obwohl die Flüssigphase zwischen den festen Dendriten im Erstarrungsgefüge besteht, ist der Werkstoff im Stande Kräfte aufzunehmen, weil die verästelten Sekundärdendritenarme ein festes Netzwerk bilden. Ebenso erträgt die Restschmelze (Flüssigphase) die Kräfte durch die Oberflächenspannung und aufgrund der Verteilung im Netzwerk (z.B. Restschmelzenfilmdicke). Wenn das Phasengemisch (fest/flüssig) im bestimmten Bereich der mushy zone durch eine Zugbeanspruchung überlastet wird, kommt es zur Bildung eines Warmrisses.

In Abbildung 1 sind die Entwicklung der mushy zone bei einer globularen Erstarrung und die dazugehörigen charakteristischen Festphasenanteile dargestellt. Zwischen der Liquidus- und Solidustemperatur (d.h. der vollständigen Erstarrung) bildet sich ein Zweiphasengebiet fest/flüssig, in dem bei fallender Temperatur das Volumen der Festphase immer größer wird. Dabei können verschiedene Stadien des mechanischen Verhaltens in der mushy zone beobachtet werden.

Bei einem sehr niedrigen Anteil der Festphase am Beginn der Erstarrung tritt die Festphase in Form von kleinen festen nicht gebundenen Körnern auf. Die Fest- und Flüssigphasenanteile können sich in diesem Bereich der mushy zone frei bewegen, sodass dieses Verhalten einem Fluid ähnelt. Die mushy zone kann zu diesem Zeitpunkt keine makroskopischen Spannungen übertragen, da die Dendritenarme noch nicht verhakt sind und der Werkstoff sehr reich an Restschmelze ist. In diesem Bereich der mushy zone setzt sich die Viskosität der Restschmelze als einziger Widerstand einer Verformung entgegen, der aber grundsätzlich vernachlässigbar ist. Dieser Speisungsmechanismus ist als „mass feeding“ bekannt [2], [3].

Bei sog. „shear coherency“ kommt es zu einer lokalen Verknüpfung der Dendritenarme. Dabei ist das feste Netzwerk im Stande die Scherspannungen zu ertragen. Die festen Körner sind nicht eng angeordnet und eine neue Kornanordnung ist möglich durch Drehen oder Gleiten. Die Restschmelze, die sich zwischen den festen Körner befindet, ist in der Lage

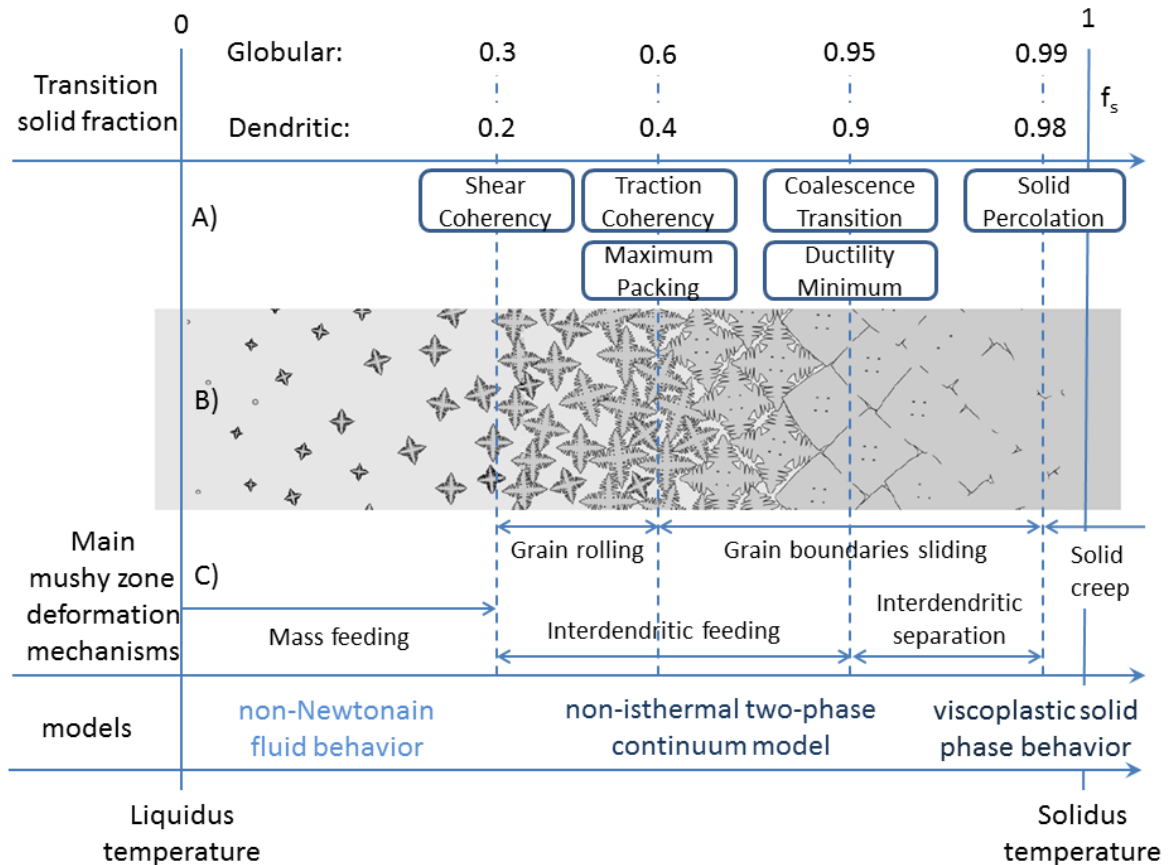


relativ zum dendritischen Netzwerk zu fließen. Dieser Speisungsmechanismus wird als „interdendritic feeding“ bezeichnet [2], [3].

Bei „maximum packing“ können sich die festen Körner nicht mehr neu ordnen, um dadurch eine dichtere Anordnung zu bilden. Ab diesem Bereich der mushy zone beginnt der Mechanismus des Korngrenzgleitens zu dominieren. Da durch das Vorhandensein der Flüssigfilme keine makroskopischen Dehnungen übertragbar sind, kann der Werkstoff die Zugspannungen in einem geringeren Ausmaß ertragen und reißt somit auf. Solange die Restschmelze bzw. Flüssigphase zwischen den festen Körnern vorhanden ist, weist das Material minimale bzw. keine Duktilität auf. Dieser Bereich der mushy zone ist ebenso als „traction coherency“ bekannt. Die Zugbeanspruchung der mushy zone kann zur Warmrissbildung führen, solange ein durchgehender Flüssigfilm in der mushy zone existiert [4], [5]. Obwohl in diesem Bereich der mushy zone die vorhandene Flüssigphase als durchgehender Film vorkommt, ist der Fall einer Rissentstehung kaum möglich, da der Flüssigphasendruck noch immer hoch ist und der Riss mit der Restschmelze nachgespeist wird. In weiterer Folge sinkt der Flüssigphasendruck, sodass der durchgehende Flüssigfilm infolge der Zugbeanspruchung getrennt werden kann und zu einem Warmriss führt.

Bei sog. „coalescence transition“ bilden sich Flüssigfilme, die aber nicht mehr durchgehend sondern eher als isolierte Taschen vorkommen. Zu diesem Zeitpunkt ist die Permeabilität der mushy zone gesunken, sodass der Flüssigphasenstrom vollkommen unterbrochen ist und die interdendritischen Räume nicht mehr nachgespeist werden können. Wenn der Flüssigphasendruck weiter abnimmt, kann das zu Porositätsbildung führen. Die Körner können sich vereinigen und einen Cluster bilden. Das mechanische Verhalten der mushy zone ist dann viskoplastisch. Zu diesem Zeitpunkt besitzt das Material eine minimale Duktilität und ist für die Warmrissbildung anfällig.

Bei „solid precolation“ bilden die geschlossenen festen Körner ein kontinuierliches Netzwerk und können vollkommen die Spannungen und Dehnungen übertragen.



**Abbildung 1:** Entwicklung der mushy zone während der Erstarrung. A) Übergang der Festphase, B) Schematische Darstellung der mushy zone [6], C) Herrschender Verformungsmechanismus in der Fest- und Flüssigphase. Anteile der Festphase für die dendritische und globuläre Mikrostruktur sind dargestellt [7]

Won Y. M. et al. [8] haben eine sog. LIT (Liquid Impenetrable Temperature - Schmelznachspeisungstemperatur) eingeführt (s. Abbildung 2). Ab dieser Temperatur können die interdendritischen Räume aufgrund der Oberflächenspannung der Schmelze nicht mehr nachgespeist werden [9]. Über LIT ist eine Nachspeisung möglich, wodurch im Falle einer Rissentstehung dieser mit der Restschmelze nachgefüllt wird. Es entstehen sog. ausgeheilte, geseigerte oder gefüllte Warmrisse, welche durch eine Wärmebehandlung, Phasenumwandlung und Werkstoffumformung wieder verschwinden können. Sie können aber zu einer Abschwächung des Gefüges führen und sind deswegen ebenso zu vermeiden.

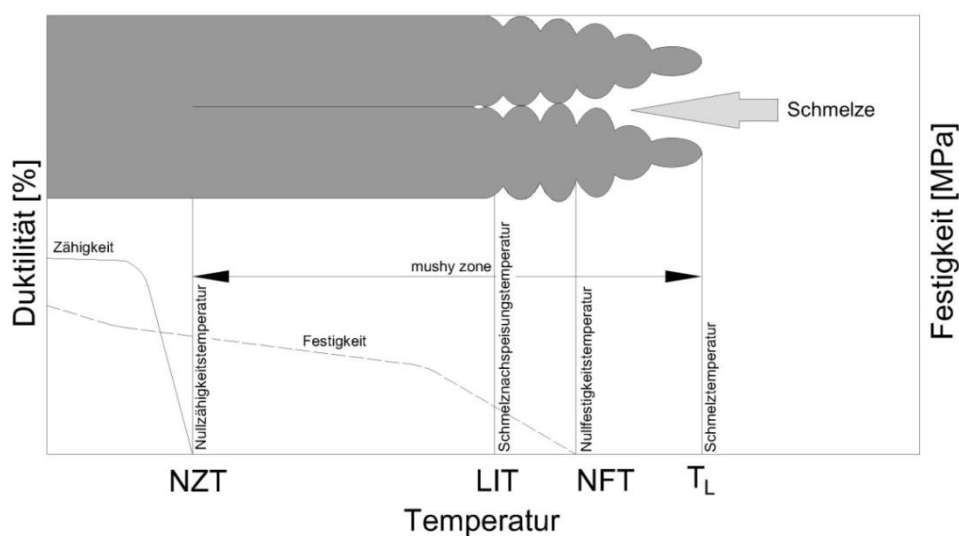
Die verschiedenen mathematischen Berechnungen basierend auf experimentellen Untersuchungen haben ergeben, dass bei der LIT bei Stählen ein Festphasenanteil von  $f_s=0,9$  [9], [10], und  $f_s=0,85$  [11] besteht.

### 3 Mechanismen der Warmrissentstehung

Bereits in den 1930er Jahren wurde schon über die Warmrisse in Stahlgussstücken veröffentlicht [12]. Seitdem haben sich sehr viele Autoren mit diesem Thema beschäftigt. Daraus haben sich verschiedene Definitionen, Modellvorstellungen und Mechanismen der Warmrissbildung entwickelt. Ein Überblick über die Warmrissbildung wurde bei Campbell [3], Sigworth [13] und neuerlich bei Eskin und Katgerman [14] zusammengestellt. Einige wichtige mögliche Mechanismen und ihr Einfluss auf die Warmrissbildung werden in diesem Kapitel diskutiert.

#### 3.1 Nachspeisung der mushy zone mit der Flüssigphase

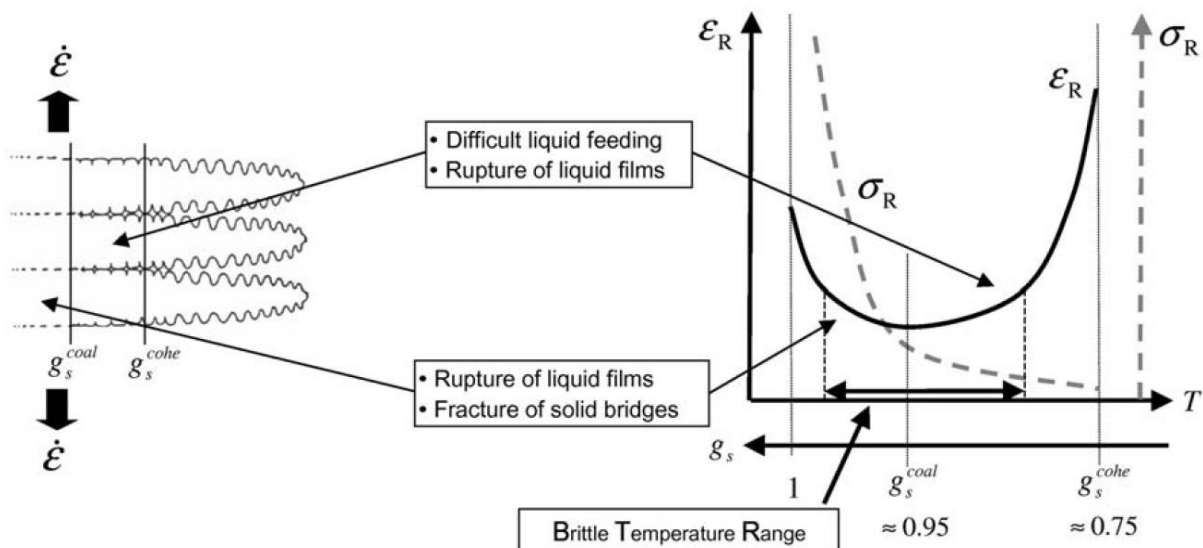
Mehrere Autoren [15], [16], [17] gehen davon aus, dass die Warmrisse aufgrund fehlender Nachspeisung in der mushy zone zu offenen Rissen führen. Infolge der Erstarrung sinkt der Schmelzfluss in der mushy zone bis zu einem Punkt, wo die entstehenden Schrumpfungsporen mit der Schmelze nicht nachgespeist werden können. Die Ausbildung der Poren kann als ein Initiator von Warmrissen agieren. Ebenso kann sich die Porosität beim Stahlguss aufgrund von gelösten Gasen wie Wasserstoff und Stickstoff bilden, die sich auf die Warmrissanfälligkeit auswirken können. Won et al. [8] betrachten den Bereich zwischen Nullzähigkeitstemperatur (NFT) und LIT als sehr kritisch, denn in diesem Bereich ist der Schmelzfluss unterbrochen und eine Nachspeisung zum Ausheilen eines entstandenen Warmrisses kommt nicht vor (s. Abbildung 2).



**Abbildung 2:** Schematische Darstellung der mechanischen Eigenschaften in der Nähe des Schmelzpunktes während des Stranggießens [18]

Bellet et al. [19] betrachten den Bereich der mushy zone über dem sog. Kohärenzfestphasenanteil  $g_s^{cohe} \approx 0,75$  als permeabilitätsabnehmend. Die Hohlräume bzw. Poren, die sich infolge der Erstarrungsschrumpfung oder durch den Bruch des Flüssigfilmes bilden können, sind durch den Flüssigphasenstrom nicht mehr kompensierbar, wodurch ein Riss initiiert werden kann. Dies erklärt die Abnahme der Duktilität  $\epsilon_R$  bei Festphasenanteilen größer als dem Kohärenzfestphasenanteil  $g_s^{cohe}$ . Bei dem sog. Koaleszenzfestphasenanteil  $g_s^{coal} \approx 0,9$  bilden sich immer mehr Brücken zwischen den festen Primärdendriten und die zwischen den Dendriten eingeschlossene Flüssigphase bleibt isoliert.

Damit wird die Steigerung der Festigkeit  $\sigma_R$  und Duktilität  $\epsilon_R$  infolge weiterer Erstarrung erklärt. Der kritische Bereich wird entweder im Sinne von kritischen Festphasenanteilen oder kritischen Temperaturen definiert. Allgemein wird dieser warmrissanfällige Temperatur-/Festphasenanteilsbereich als „Brittle Temperature Range“ (BTR) bezeichnet.



**Abbildung 3:** Schematische Darstellung der wichtigsten auftretenden Phänomene in der mushy zone bei charakteristischen Festphasenanteilen; Erläuterung des Duktilitätsverlustes [19]

Bernhard [20] teilt das Phänomen der Warmrissentstehung in drei Stufen ein: Aufweitung von Primärkorngrenzen, Bildung von Poren infolge fortgeschrittener Verformung, Zusammenwachsen von Poren und Bildung von offenen Rissen.

### **3.2 Spannungs- und Verformungsaufbau**

Pellini [21] hat darauf hingewiesen, dass sich die Dehnungen im sog. Hot Spot im Gussstück konzentrieren. Campbell [3] und Guven et al. [22] heben die Rolle der Zugspannungen bei der Warmrissbildung hervor. Dies bedeutet, dass lediglich das Vorhandensein von Zugspannungen oder -dehnungen zur Warmrissbildung führt. Durch die Krieeffekte bei hohen Temperaturen ist die maximal erreichbare Spannung eines Materials während der Erstarrung dehnratenabhängig. Zusätzlich zur Berücksichtigung der Höhe von Dehnungen im Hot Spot betonte Pellini ebenfalls, dass sich die Dehnungen und vor allem die Spannungen nicht nur makroskopisch im Hot Spot sondern auch mikroskopisch in den Flüssigfilmen zwischen den festen Dendriten konzentrieren. Die Dehnungsakkumulation kommt nicht nur durch die Gussform oder Kern von außen sondern auch durch die Erstarrungsschrumpfung in der mushy zone vor. Hiebler [23] und Yo et al. [24] haben in einer experimentellen Analyse den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Warmrissanfälligkeit von Stranggussstählen untersucht. Die kritischen Grenzwerte für die aufgetragten Gesamtdehnungen liegen zwischen 0.15% und 0.4% bei Hiebler und zwischen 1% und 2% bei Yo et al.

Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen von Fujii et al. [25] bestätigen, dass die Erhöhung der Dehnrate eine Erhöhung der akkumulierten Dehnung und somit auch der Anzahl der gebildeten Risse bewirkt. Won et al. [26] haben die experimentellen Untersuchungen vieler Autoren bezüglich der Bedingungen die zur Warmrissanfälligkeit führen, analysiert. Daraus haben sie festgestellt, dass die Spannungen, Dehnungen und Dehnraten legierungsabhängig sind. Mit diesem rein empirisch ermittelten Zusammenhang haben sie versucht, die Warmrissanfälligkeit mit Hilfe von kritischen dehnratenabhängigen Bruchspannungen zu beschreiben.

Lahaie und Boucher [27] haben ein mechanisches Warmrisskriterium entwickelt, welches durch die Bruchspannung und Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Dehnung und Korngröße beschrieben wird.

### **3.3 Verhalten der Flüssig- und Festphase im Zweiphasengebiet**

Sehr oft wird bei der Beschreibung der mushy zone ein sog. Ein-Phasen-Modell verwendet. Das bedeutet, dass zwischen Flüssig- und Festphase nicht näher unterschieden wird und das vorliegende Gemisch beider Phasen in der mushy zone mit Hilfe eines Gesetzes beschrieben wird [26], [17]. Eine getrennte Berücksichtigung von Fest- und Flüssigphase führt zu nicht rechenbaren Modellgrößen, weswegen dies zurzeit als einzig denkbarer Weg vorgestellt wird.

Bei dieser Lösung werden die Wechselwirkungen zwischen Fest- und Flüssigphase und die mechanische Belastbarkeit der Flüssigphase indirekt bis gar nicht berücksichtigt. Eine indirekte Berücksichtigung durch eine getrennte Berechnung des Fließverhaltens der Flüssigphase und der Dehnung der Festphase in der mushy zone wurde von Mathier [28] und M'Hamdi et. al. [29] durchgeführt. Dabei wird angenommen, dass Poren gebildet werden, wenn der Druck der Flüssigphase bis zu einem kritischen Wert absinkt. Nach der Porenbildung wird der volumetrische Anteil der inelastischen Dehnung integriert, um das Volumen der Poren gekoppelt mit der Warmrissbildung zu beobachten. Dabei wird angenommen, dass der Festphasenanteil nur von der Temperatur abhängt und der Einfluss der Porosität auf das mechanische Verhalten der Festphase bei mangelnder Flüssigphase vernachlässigt wird. Monroe et al. [30] gehen einen Schritt weiter und berücksichtigen den Einfluss der Porosität auf das mechanische Verhalten der Festphase. Der Flüssigphasenstrom und die Porosität werden getrennt berechnet. Der Einfluss der Verformung der Festphase auf den Flüssigphasenstrom und der Einfluss des Flüssigphasendrucks auf die Verformung der Festphase werden dabei nicht berücksichtigt.

Bei der Verwendung von Zwei-Phasenmodellen mit unterschiedlichen Materialgesetzen liegt die Schwierigkeit in der Bestimmung bzw. Abschätzung der Materialparameter für die beiden Phasen. Eine besondere Schwierigkeit liegt in der Bestimmung von Wechselwirkungsparametern der Flüssigphase wie z.B. Benetzungswinkel und Grenzflächenenergie. Campbell [3] hat auf die entscheidende Rolle der Benetzungsfähigkeit der Korngrenzen auf die Warmrissbildung hingewiesen. Die Untersuchungen von Borland [31], [32], [33] erklären, dass zusätzlich zur Menge der Flüssigphase, die Verteilung der Flüssigphase an den Korngrenzen einen großen Einfluss auf die Warmrissbildung ausübt.

## 4 Warimrisskriterien

Allgemein wurden drei Aspekte der Warmrissentstehung untersucht, nämlich Speisungsverhalten ohne Berücksichtigung des mechanischen Verhaltens, Speisungsverhalten mit mechanischem Einfluss sowie die Kombination der beiden Aspekte. Bislang hat sich gezeigt, dass eine kritische Dehnung, Spannung, Dehnrage oder ein kritischer Druckabfall in der mushy zone als charakteristische Größe für die Warmrissentstehung erkannt oder definiert werden kann [14]. Eskin et al. [34] geben einen guten Überblick über die Warmrisskriterien, die hauptsächlich bei der Untersuchung von Aluminiumlegierungen entwickelt wurden. Gemäß der Klassifizierung von Eskin werden in diesem Kapitel einige Warmrisskriterien gezeigt und diskutiert.

### 4.1 Spannungsbasierte Warmrisskriterien

Die spannungsbasierten Modelle gehen von der Überlegung aus, dass das fest/flüssige Gemisch (mushy zone) plötzlich getrennt wird, wenn die Zugspannung die Festigkeit der mushy zone überschreitet. Pierer [35] unterscheidet zwischen zwei Arten von spannungsbasierten Kriterien. Die erste Art wird unterteilt in jene bei welcher der eingeschlossene Flüssigfilm zwischen den Korngrenzen als limitierender Parameter angenommen wird und jene welche die Festigkeit des erstarrenden Werkstoffes berücksichtigt. Die zweite Art der spannungsbasierten Kriterien zieht die im Werkstoff enthaltenen Fehler oder Schwachstellen in Betracht. Ob der Werkstoff versagen wird oder nicht, hängt von der Größe der ursprünglichen Schwachstelle (Fehler) ab.

Die zum Riss führende Spannung infolge der Zugbeanspruchung hängt wiederum von anderen Faktoren ab, wie Dehnrage, Abkühlgeschwindigkeit, Legierungszusammensetzung, Erstarrungsmorphologie etc. Nach Angaben der Autoren in [26, 36] variieren die Bruchfestigkeiten in der mushy zone sehr stark (zwischen 1 MPa und 9 MPa) abhängig vom Kohlenstoffgehalt und Temperatur der untersuchten Stahllegierung. Außerdem hängt die Bruchfestigkeit sehr stark von den äußeren Bedingungen wie z.B. der Geschwindigkeit der Belastungsaufbringung ab [36]. Daher kann sie als feste Größe nicht berücksichtigt werden.

Der Vorgang der Rissentstehung(bildung) in der mushy zone kann folgendermaßen physikalisch begründet werden:

Die mushy zone ist ein Gemisch aus Fest- und Flüssigphase. Die Festphase kann allein die Spannungen ertragen. Die Flüssigphase verfügt über eine sehr geringe Festigkeit, die durch die Viskosität der Legierung bestimmt wird. Die Festigkeit der mushy zone ist durch die Viskosität der Flüssigphase, ihre geometrische Verteilung sowie die Oberflächenspannung

und Kapillarwirkung gekennzeichnet. Falls die Spannung kleiner ist als die Festigkeit der mushy zone während der Erstarrung, erträgt die Festphase in Form eines dendritischen Netzwerks die Spannungen und Verformungen. Tritt aber eine Spannung auf, die höher ist als die Festigkeit der mushy zone, wird der Werkstoff plötzlich getrennt. Das spröde Werkstoffverhalten in der mushy zone liegt an der gering ertragbaren Spannung der Flüssigphase. Novikov [37] und Dickhaus [38] verwenden ein Kriterium, das die Festigkeit der Flüssigphase zwischen den Korngrenzen berücksichtigt. Dabei wird angenommen, dass zwei Körner durch einen Flüssigfilm mit einer Dicke  $b$  getrennt sind (s. Abbildung 4a). Das Modell ist gegeben durch:

$$\sigma_{Fr} = \frac{2\gamma}{b} \quad (4.1)$$

wobei,  $\sigma_{Fr}$  die Bruchspannung,  $\gamma$  die Oberflächenspannung und  $b$  die Flüssigfilmdicke darstellen. Dieses Modell setzt eine gleichmäßige Verteilung der Flüssigphase voraus und berücksichtigt keinen Einfluss des Korngleitens auf die Bruchspannung. Außerdem ist dieses Modell durch die Vernachlässigung der Viskosität und des Benetzungswinkels beschränkt. Dickhaus [38] geht einen Schritt weiter und modifiziert dieses Modell unter Berücksichtigung der dynamischen Viskosität. Die Trennkraft von Parallelplatten mit einem Radius  $R$  getrennt durch einen flüssigen Film mit der Dicke  $b$  wurde definiert als:

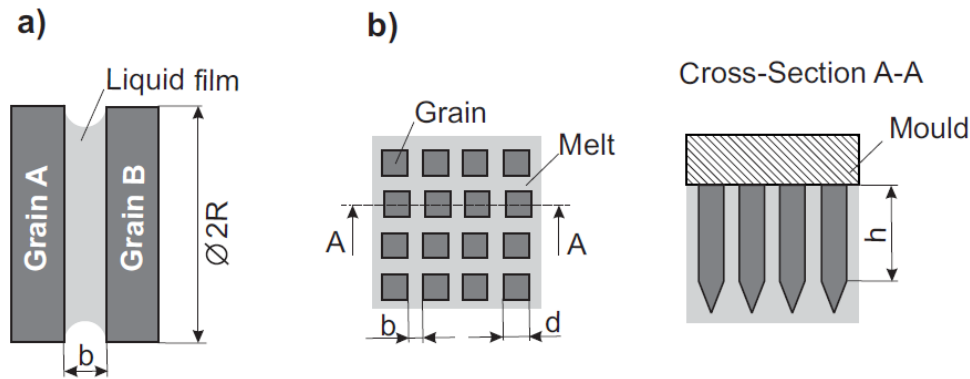
$$F_z = \frac{3\pi\eta R^4}{8t} \left( \frac{1}{b_1^2} - \frac{1}{b_2^2} \right) \quad (4.2)$$

wobei  $F_z$  die erforderliche Trennkraft um die Flüssigfilmdicke von  $b_1$  bis  $b_2$  zu erhöhen,  $\eta$  die dynamische Viskosität,  $R$  den Plattenradius und  $t$  die erforderliche Zeit um die Dicke von  $b_1$  bis  $b_2$  zu erhöhen, darstellen. Die Flüssigfilmdicke basiert auf den geometrischen Bedingungen und ist definiert als:

$$b = \frac{(1-f_s)d}{2} \quad (4.3)$$

$f_s$  ist der Festphasenanteil und  $d$  ist die mittlere Dicke der erstarrten Körner (s. Abbildung 4b).



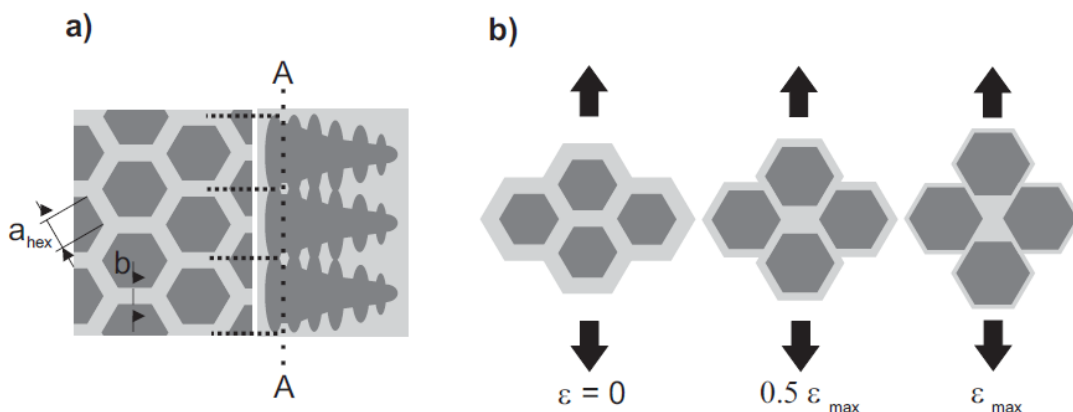


**Abbildung 4:** a) Zweikornmodell getrennt durch einen Flüssigfilm, b) Schematische Darstellung von kolumnaren Kristallen zur Bestimmung der Flüssigfilmdicke [35]

Lahaie und Boucher [27] erweitern dieses Modell unter Einbeziehung des Festphasenanteils  $f_s$ , Dehnung  $\varepsilon$  sowie Mikrostrukturparameter  $m$  (s. Gleichung 4.4):

$$\sigma_{Fr} = \frac{4\gamma}{3b} \left( 1 + \left( \frac{f_s^m}{1-f_s^m} \right) \varepsilon \right)^{-1} \quad (4.4)$$

Dieses geometrische Modell setzt voraus, dass die Mikrostruktur des halbfesten Werkstoffes senkrecht zur Wachstumsrichtung durch hexagonale Körner idealisiert werden kann (s. Abbildung 5a). Der angenommene Verformungsmechanismus ist in (s. Abbildung 5b) dargestellt.



**Abbildung 5:** a) Idealisierte Mikrostrukturdarstellung der dendritischen Erstarrung, b) Schematische Darstellung vom Verfestigungsmechanismus in der mushy zone nach Lahaie und Boucher [35]

Der Einfluss der Mikrostruktur auf die Warmrissbildung kann ebenso für die globularen und kolumnaren Körner berücksichtigt werden, indem der Parameter  $m$  ( $1/3$  für globulare und  $1/2$  für kolumnare Struktur) angepasst wird.

Ramacciotti [39] verwendet ein spannungsbasiertes temperaturabhängiges Warmrisskriterium, das in Gleichung 4.5 angegeben wird:

$$\sigma_R = k \cdot (T_{sol} - T)^q \text{ MPa} \quad (4.5)$$

$T_{sol}$  - konventionelle Solidustemperatur,  $T$  - Temperatur,  $q$  - Exponent,  $k = 1,2^{-q}$  MPa/°C,  
 Diese Grenzspannung dient als Vergleichsspannung zur Vorhersage von Längs- und Querrissen (x- und y-Richtung) nach:

$$\text{LCI (longitudinal cracking index)} \left[ \frac{\sigma_x}{\sigma_R} \right]_{max}$$

$$\text{TCI (transversal cracking index)} \left[ \frac{\sigma_y}{\sigma_R} \right]_{max}$$

Won et al. [26] haben ein spannungs-dehnungs-basiertes Warmrissskriterium entwickelt, bei welchem der Einfluss der Dehnrate, der Größe des Temperaturbereichs zwischen ZDT und LIT und der gemessenen kritischen Dehnung berücksichtigt wird.

## 4.2 Dehnungsbasierte Warmrissskriterien

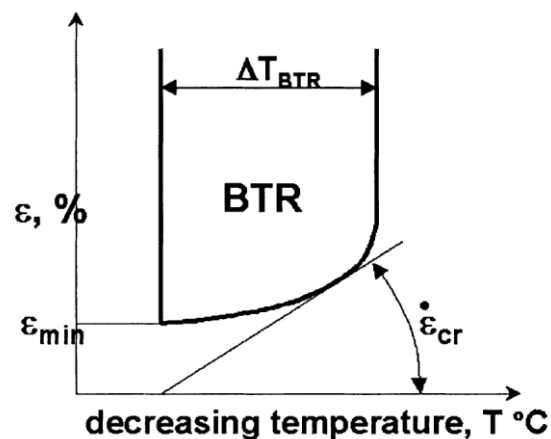
Eine andere Gruppe von Forschern behauptet, dass das Überschreiten einer gewissen Dehnung zu rissartigen Fehlern in einem Gußteil führt. Eine kritische Dehnung entspricht einem plastischen Kriterium mit dem Ansatz die Schädigung berücksichtigt werden kann. Eine Bedingung in diesem Ansatz ist, dass im Laufe des Prozesses Parameter wie. z.B. die Belastungsgeschwindigkeit sich nicht oder nicht bedeutend ändern bzw. dass eine eventuell vorhandene Vorschädigung des Werkstoffes verbleibt und sich nicht schlagartig ändert oder sogar auflöst. In der Literatur sind zahlreiche Untersuchungen über kritische Dehnungen bei verschiedenen Autoren zu finden. Die Angaben variieren zwischen 0,2% und 3,8%. Die wesentlichen Untersuchungen wurden von Matsumiya [40] und Wintz [41] mittels des Biegetests, Yamanaka [42, 43] mittels des Zugversuches sowie von Hayashi et al. [44] mittels der beiden Tests durchgeführt. Wünnenberg und Flender [45] haben ein Warmrisssmodell entwickelt, das die Bedingungen der Erstarrung und Verformung beim Stranggießen erfüllt. Dabei wurden Dehnungen von 2,2% bis 8,8% aufgebracht und die Rissanzahl beobachtet. Neben dem Dehnungseinfluss wurde auch der Einfluss der Stahlzusammensetzung in Bezug auf Kohlenstoff-, Mangan-, Schwefelgehalt, Mangan- zu Schwefelverhältnis sowie der Einfluss der Dehnrate auf die Warmrisssbildung und die kritische Dehnung untersucht. Yamanka, Wünnenberg und Flender als auch Fuji [46] haben festgestellt, dass die zulässige (kritische) Dehnung mit zunehmender Dehnrate sinkt. Alle diese Untersuchungen wurden experimentell durchgeführt ohne eine auf physikalischen Gesetzen basierte Erklärung zu der kritischen Dehnung zu geben. Auch in der Schweißtechnik wird die Warmrisanfälligkeit durch einen kritischen Dehnungswert beschrieben. Matsuda et al. [47] konnten mit Hilfe eines Warmrisversuches [48] bei unlegierten Stählen die kritischen Dehnungen zwischen 2% und 5% feststellen. Singh et al. [49] haben mit Hilfe eines Trans-Varestraint-Versuches eine kritische Dehnung von 7% bei Ni-Basis Schweißzusatzwerkstoffen nach EN52 festgestellt.

### 4.3 Dehnratenbasierte Warmrissskriterien

Dehnratenbasierte Warmrissskriterien werden meistens in der Schweißtechnik angewendet. Prochorow verweist in [50] darauf, dass Warmrisse gebildet werden, wenn eine kritische Verformungsgeschwindigkeit bzw. Dehnrade erreicht wird. Dieses mechanische Kriterium setzt voraus, dass die Legierung in BTR eine niedrige Duktilität besitzt. Daher bildet sich der Warmriss, wenn die Bruchdehnrade  $\dot{\epsilon}_{min}$  der mushy zone kleiner ist als die Summe der freien thermischen Schrumpfung  $\dot{\epsilon}_{free}$  und der aktuellen Dehnrade  $\dot{\epsilon}_{app}$  im erstarrenden Material:

$$\dot{\epsilon}_{min} \leq \dot{\epsilon}_{free} + \dot{\epsilon}_{app} \quad (4.6)$$

In Abbildung 6 ist die Prochorowtheorie der Warmrisbildung dargestellt. Die BTR ist definiert als eine Abgrenzung in einem Temperatur-Dehnungs-Raum. Wenn die Abgrenzung durch eine (kritische) Dehnrade  $\dot{\epsilon}_{cr}$  überschritten wird, kommt es ab einer bestimmten Dehnung  $\epsilon_{min}$  zur Warmrisbildung.



**Abbildung 6:** Temperatur- und Dehnratenbedingungen zur Warmrisbildung während des Schweißens [51]

Auch Patterson et al. [52] vertreten die Meinung der Notwendigkeit der Bildung eines Warmrisses durch das Überschreiten einer kritischen Dehnrade.

Rappaz et al. [17] haben ein Warmrissskriterium für Aluminiumlegierungen entwickelt, in welchem die Nachspeisung in das interdendritische Netzwerk als kritische Größe angesehen wird. Dieses Kriterium findet auch seine Anwendung sowohl beim Strangguss [53] als auch bei Schweißverbindungen [54, 55]. Die Autoren verwenden ein zweidimensionales Modell zur Beschreibung der Nachspeisung in der mushy zone und stellen dabei fest, dass die Dehnrade als einzige mechanische Größe eine wichtige Rolle bei der Warmrisbildung spielt.

#### 4.4 Andere Warmrisskriterien

Eine andere Gruppe der Forscher beschränkt sich nur auf das Erstarrungsintervall ohne Berücksichtigung der mechanischen Belastung eines erstarrenden Systems. Eines der ersten solchen Warmrisskriterien stammt von Feurer [56]. Dieses Kriterium besagt, dass sich die Warmrisse aufgrund der mangelnden Nachspeisung in der mushy zone in Kombination mit der Schrumpfung ausbilden. Feurer berücksichtigt zwei Terme  $SPV$  - maximaler Volumenstrom durch ein dendritisches Netzwerk bzw.  $SRG$  - volumetrische Erstarrungsschrumpfung. Seine Theorie besagt, dass Warmrisse möglich sind wenn:

$$SPV < SRG \quad (4.7)$$

Clyne und Davies [2, 10] basieren ihre Theorie auf der Aufenthaltsdauer im rissempfindlichen Temperaturintervall. In diesem Intervall ist der Festphasenanteil so groß, dass die entstehenden Risse mit der Flüssigphase nicht nachgefüllt werden können. Der Festphasenanteil beträgt in diesem Intervall von 0,9 bis 0,99. Das Warmrisskriterium HCS (Hot cracking sensitivity) ist definiert als Verhältnis der Zeitspanne  $t_v$  im rissempfindlichen Temperaturbereich zur Zeitspanne in dem Temperaturbereich, indem die Spannungsrelaxation stattfindet  $t_r$ :

$$HCS = \frac{t_v}{t_r} = \frac{t_{0,99} - t_{0,9}}{t_{0,9} - t_{0,4}} \quad (4.8)$$

Katgerman [57] kombiniert die Modelle von Clyne und Davies und Feurer und definiert HCS als (s. Gleichung 4.9):

$$HCS = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{0,99} - t_{cr}}{t_{cr} - t_{coh}} \quad (4.9)$$

$t_{coh}$  ist die Zeit, bis der Festphasenanteil  $f_s$  die Kohärenztemperatur erreicht

$t_{cr}$  ist die kritische Zeit, bis im Kriterium nach Feurer  $SPV$  und  $SRG$  gleich sind

Das Kriterium nach Hansen [58] setzt die Kontraktionsgeschwindigkeit  $u$  im Verhältnis zur Erstarrungsgeschwindigkeit  $v$  (s. Gleichung 4.10):

$$K_w = \frac{u}{v} \quad (4.10)$$

#### 4.5 Schlussfolgerung

Die präsentierten Modelle basieren auf unterschiedlichen Ansätzen und Annahmen. Viele Untersuchungen der Warmrissbildung sind experimenteller Art. Bei den meisten Experimenten wird die Dehnung als aussagekräftiger Parameter ermittelt und als kritische Größe zur Beurteilung der Warmrissbildung verwendet.

Die spannungsbasierten Kriterien kommen seltener zum Einsatz. Sie ziehen den Restschmelzefilm zwischen den Korngrenzen in Betracht unter Berücksichtigung eines bruchmechanischen Ansatzes. Eine physikalische Begründung eines solchen Kriteriums wird durch die Spannungsüberschreitung des Restschmelzefilmes, welcher zu einer plötzlichen Rissbildung führt, erläutert. Die ertragbare Spannung in der mushy zone hängt sowohl von der Viskosität, Benetzungsfähigkeit, Oberflächenspannung der Restschmelze als auch vom Erstarrungsgefüge (kolumnar oder globular) sowie der geometrischen Verteilung der Restschmelze ab.

Die Dehnrage als kritische Größe wird meistens bei der Untersuchung der Warmrissanfälligkeit bei Schweißverbindungen angewendet. Die Dehnrage bestimmt die Festigkeitseigenschaften des Feststoffes bei hohen Temperaturen und in der mushy zone. Verknüpft mit anderen mechanischen Größen wie z.B. Spannung oder Dehnung stellt die Dehnrage einen geeigneten Parameter bei der Beschreibung der Warmrissanfälligkeit dar.

Basierend auf der Literaturrecherche kann folgendes zusammengefasst werden:

Warmrisse treten in der mushy zone auf. Die Restschmelze kann als inkompressibel betrachtet werden [17]. Die Festigkeit der Flüssigphase ist über die Viskosität nachweisbar. Die mechanischen Eigenschaften in der mushy zone setzen sich aus der Mischung der mechanischen Eigenschaften der Flüssig- und Festphase zusammen. Der Beitrag der Flüssigphase zur Festigkeit ist gegenüber dem Beitrag der Festphase vernachlässigbar klein. Daher kann der kritische Warmrissbereich der mushy zone BTR als Quasifeststoff modelliert werden. Die Poren (Gas- oder Schrumpfungsporen) beeinflussen das mechanische Verhalten der Festphase und können als Initiator der Warmrisse agieren. Ein Warmriss tritt auf, wenn eine kritische Spannung oder Dehnung, bedingt durch die Verteilung und Eigenschaften der Restschmelze sowie durch das Dehnungsverhalten des Quasifeststoffes bei hohen Temperaturen überschritten wird. Die Überschreitung der kritischen Spannung oder Dehnung ist ebenso durch das zeitlich- bzw. geschwindigkeitsabhängige Spannungsdehnungsverhalten

(Dehnrates) bestimmt. Die typischen Dehnrates für die Sandgussformen bewegen sich im Bereich zwischen  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $10^{-7} \text{ s}^{-1}$  [59].

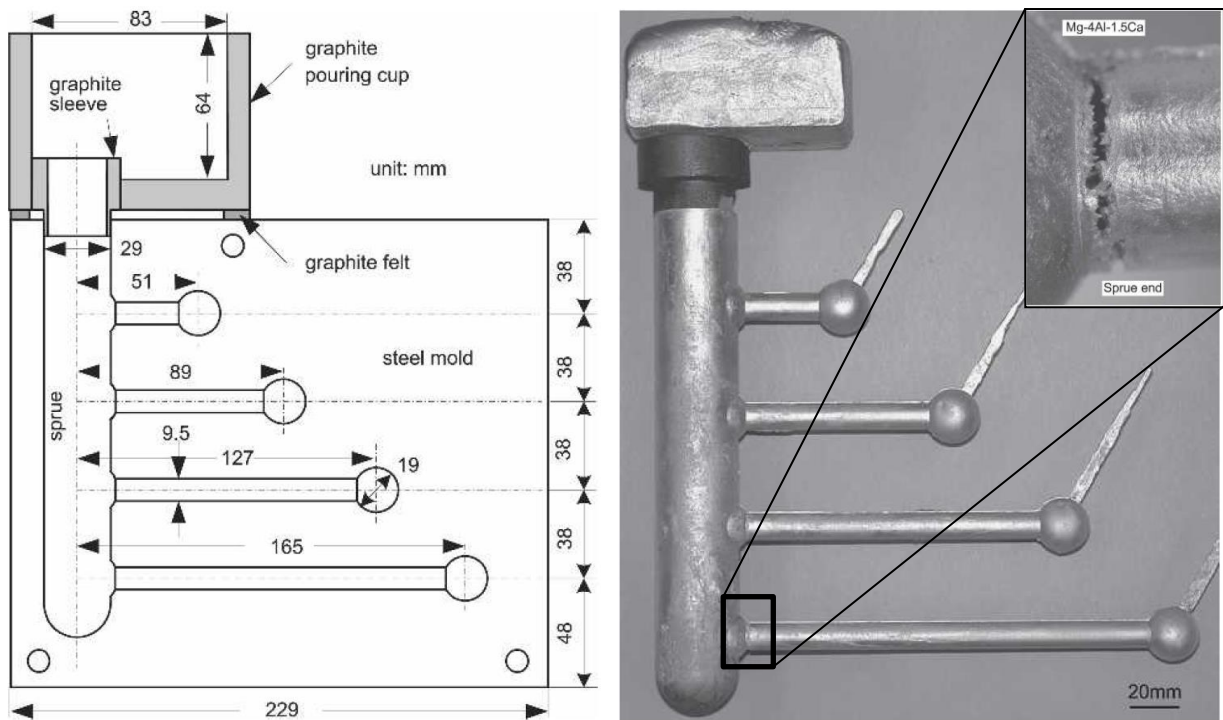
## 5 Nachweis der Warmrissbildung durch Experimente

Seit Jahren wird versucht mit unterschiedlichen Testmethoden und -techniken die Warmrissbildung zu untersuchen und zu beurteilen. Der Vorteil dieser Untersuchungen liegt in der Möglichkeit sowohl in der Charakterisierung des Einflusses durch Temperatur, chemische Zusammensetzung, Erstarrungsmorphologie, eingesetzte Verformung etc. auf die Warmrissbildung und -ausbreitung als auch in der Ermittlung der für die Simulation notwendigen mechanischen Eigenschaften der bestimmten Legierung. Eskin et al [34] geben einen guten Überblick über unterschiedliche Warmrissmesstechniken. Eine allgemeine Klassifizierung der Testmethoden wurde nach Lin et al. [60] in den folgenden Kategorien durchgeführt:

1. Untersuchung durch visuelle Beobachtung
2. Untersuchung durch mechanische Prüfungen
3. Untersuchung durch physikalische Methoden

Der ersten Kategorie gehören Untersuchungen wie z.B. Ring Casting Test [61], Flang Bar Test [62], [63], Cylindrical Bar Casting Test [64], [65], Ball-Bar-Casting Test [66], I-Beam Casting Test [67], [68], U Shape Casting Test [69] oder Constrained Rod Casting (CRC) Test [70] an.

Der CRC-Warmrissversuch besteht aus vier Dog-Bone-Profilen, die sich in ihrer Länge unterscheiden. Jedes Profil ist am Ende in Form einer Kugel ausgeführt, um die Schrumpfung des Profils während der Erstarrung zu verhindern. In Abbildung 7 sind der Versuchsaufbau und das gegossene Gußteil mit einem typischen Warmriss dargestellt. Die Warmrisse treten bei langem Profil am Einguss auf aufgrund der höheren Behinderung der Schrumpfung bei längeren Profilen auf. Dieser Versuch liefert eine qualitative Messung der Warmrissbildung bei der Festlegung einer kritischen Profillänge oder eines kritischen Profildurchmessers. Die Charakteristik dieser Art der Warmrissuntersuchung ist, dass die Warmrisse nur in ihrer Länge und/oder Breite gemessen werden können. Die Warmrissbildung und -tiefe im Gussteilinneren kann nicht ermittelt werden.

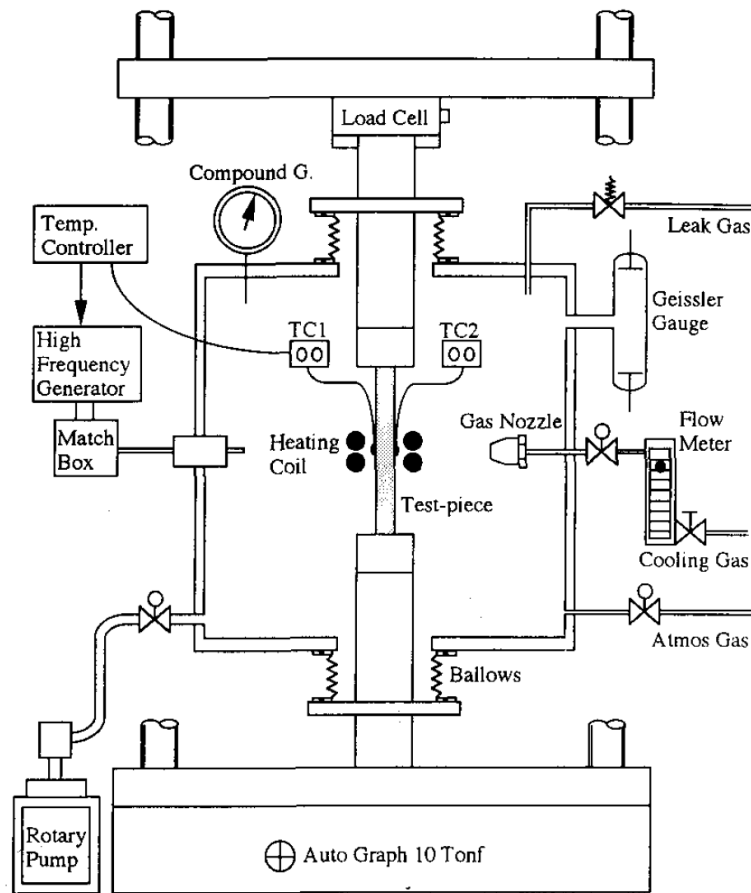


**Abbildung 7:** a) Versuchsaufbau des CRC Warmrisstests, b) gegossenes Gußteil mit einem typischen Warmriss [70]

Eine andere Vorgehensweise der Warmrissuntersuchung besteht darin, dass die Festigkeit bei hohen Temperaturen während der Erstarrung einer bestimmten Gusslegierung gemessen wird. Eskin et al. geben in ihrem Überblick unterschiedliche Testverfahren zur Messung der mechanischen Eigenschaften von halbfesten Aluminiumlegierungen an. Zu diesen Testverfahren zählen: Tensile Test at higher Temperature [71], [24], Direct Chill Casting Tensile Test [72], Stress and Strain Measurement in half-ring Mold Testing [34], [22], Variable Tensile Strain Test [73] und Hot Tear Test Rig [74], [75].

Abbildung 8 zeigt die schematische Darstellung einer Zugversuchseinrichtung für die Untersuchung der Warmrissbildung bei hohen Temperaturen. Dieser Versuch wird auch für die Ermittlung der thermo-mechanischen Materialdaten bei hohen Temperaturen verwendet. Diese Versuche werden entweder beim Aufheizen oder beim Abkühlen durchgeführt. Dabei wird zur Aufheizung der Probe eine Induktionsspule verwendet oder der ohmsche Widerstand der Probe ausgenutzt. Der Vorteil dieser Testmethode liegt in der Möglichkeit der Steuerung der Proben temperatur und Zugkraft während des Versuches. Der Nachteil ist, dass dadurch keine Garantie gegeben ist, ob die im Zugversuch herrschenden Bedingungen den tatsächlichen warmrissverursachenden Einflüssen wie bei einem gegossenen Gussteil entsprechen. Ein Gießversuch hat einen hohen Variabilitätsgrad bzgl. der

Mikroseigerungsbildung oder der Form-/Kernbewegung. Während der Erstarrung kann die Form-/Kernbewegung kombiniert mit der Gewichtskraft den Druck in der Flüssigphase beeinflussen, wodurch die Nachspeisung mit der Flüssigphase beeinflusst wird.



**Abbildung 8:** Schematische Darstellung der Zugversuchseinrichtung für die Untersuchung der Warmrissbildung bei hohen Temperaturen [24]

In jüngerer Zeit wurden mehrere Prüftechniken bei welchen die Schrumpfungskraft und/oder die lineare Verschiebung gemessen wird, entwickelt [30], [70], [76]. Diese Prüftechniken wurden zur Warmrissvalidierung von unterschiedlichen mathematischen Modellen verwendet. Durch visuelle Beobachtungen ist die Untersuchung der Warmrisse im Gussteilinneren nicht möglich. Dafür sind die physikalischen Methoden notwendig. Es wurden einige physikalische Methoden zur Warmrissfeststellung auch unter der Gussteiloberfläche entwickelt und verwendet wie z.B. Electrical Resistance Test [77], [2] und Acoustic Emission Technique [78], [73], [79], [80].



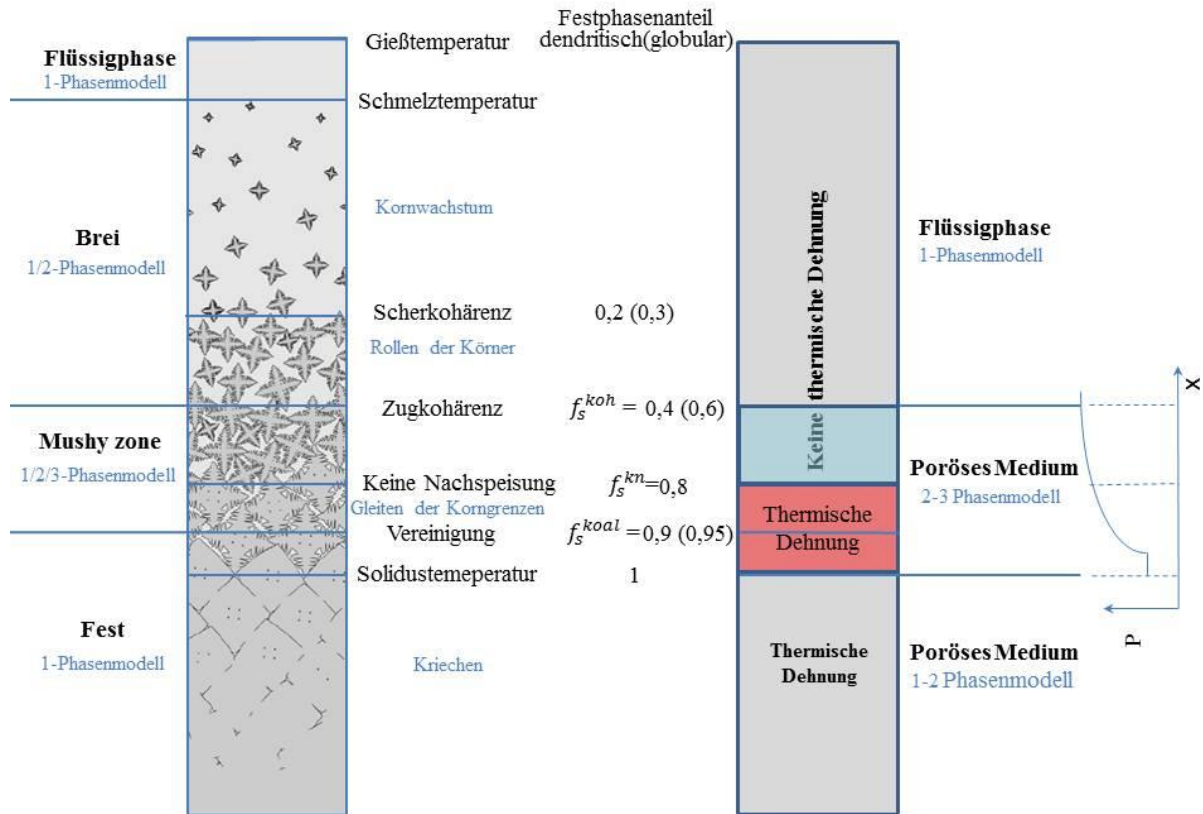
## **6 Schädigungsbasiertes viskoplastisches Materialmodell**

### **6.1 Einleitung**

In den Kapiteln 3, 4 und 5 wurde der Überblick in die Mechanismen der Warmrissbildung, -kriterien und -experimente verschafft. Dies dient als Grundlage für die weitere Modellierung und neue experimentelle Untersuchungen. Abbildung 9 (links) zeigt eine schematische Darstellung der mushy zone, die hierbei noch einmal zum besseren Verständnis des verwendeten schädigungsbasierten viskoplastischen Materialmodells benutzt wird. Die Wärme läuft von oben nach unten ab und verursacht eine Steigerung des Festphasenanteils. Die mushy zone kann in mehrere Bereiche unterteilt werden. Von oben betrachtet bildet sich zuerst ein Bereich, wo nur die Flüssigphase vorhanden ist. Durch Zugbeanspruchung bilden sich in diesem Bereich weder Spannungen noch Dehnungen. In weiterer Folge unterhalb der Schmelztemperatur bilden sich die ersten Festphasenkörner, welche aber nicht verknüpft sind, weshalb sich in der mushy zone bei fortgesetzter Zugbeanspruchung noch immer keine Spannungen oder Dehnungen bilden können.

Erst ab ca. 0,2 bis 0,4 des Festphasenanteils sind die Körner gewachsen, sodass diese aneinander rollen können. Porosität kann sich in diesem Bereich der mushy zone nicht bilden, da der Druck der Flüssigphase noch immer hoch ist und Poren nachfüllen kann. Weil sich in diesem Bereich der mushy zone noch keine kontinuierlichen Flüssigfilme bilden können, ist die Warmrissbildung ausgeschlossen.

Ab ca. 0,4 des Festphasenanteils ist die Bildung von kontinuierlichen Flüssigfilmen als auch Festbrücken zwischen den Festkörnern möglich. Die Festkörner können aneinander gleiten und Spannungen und Verformungen ertragen. Eine Warmrissbildung infolge einer Zugbeanspruchung in diesem Bereich der mushy zone ist kaum möglich, da der Flüssigphasendruck noch ausreicht, um sie nachzuspeisen. Ab ca. 0,8 des Festphasenanteils ist der Flüssigphasendruck gesunken, sodass Porosität als auch Warmrisse entstehen können. Die Ursache der Warmrissentstehung können die Poren sein, die sich infolge einer Verformung vereinigen können und Flüssigfilme bzw. Festbrücken, welche infolge einer Zugverformung gebrochen werden können. Ab ca. 0,9 des Festphasenanteils ist die Vereinigung der Poren erschwert. Nachdem die Flüssigphase erstarrt ist, sind nun mehr die Poröse- und Festphase vorhanden.



**Abbildung 9:** Schematische Darstellung der Entwicklung der mushy zone (links), Schädigungs-basiertes viskoplastisches Materialmodell (rechts).

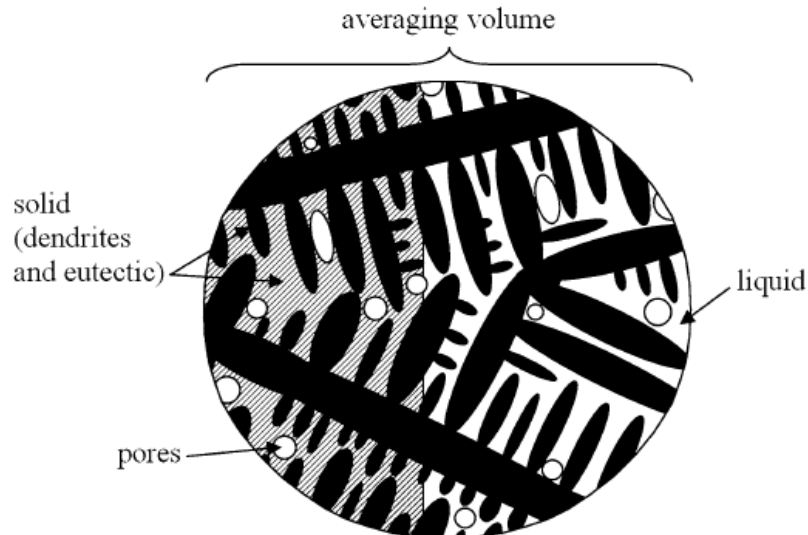
## 6.2 Porositätsmodell

Neben den Warmrissen kann die Porosität während der Erstarrung entstehen. Die Porosität bildet sich bei einem hohen Anteil der Festphase (80-99%, abhängig vom Legierungssystem). Die typische Ursache der Porositätsbildung ist die mangelnde Nachspeisung in der mushy zone oder eine hohe Konzentration von gelösten Gasen wie Wasserstoff und Stickstoff in der Schmelze.

Das Volumenmodell der mushy zone besteht aus drei Phasen: Festphase  $f_s$ , Flüssigphase  $f_l$  und Porosität  $f_p$ , so dass der gesamte Volumenanteil immer 100% ergibt [81]:

$$f_s + f_l + f_p = 1 \quad (6.1)$$

In Abbildung 10 ist das Multiphasenmodell dargestellt.



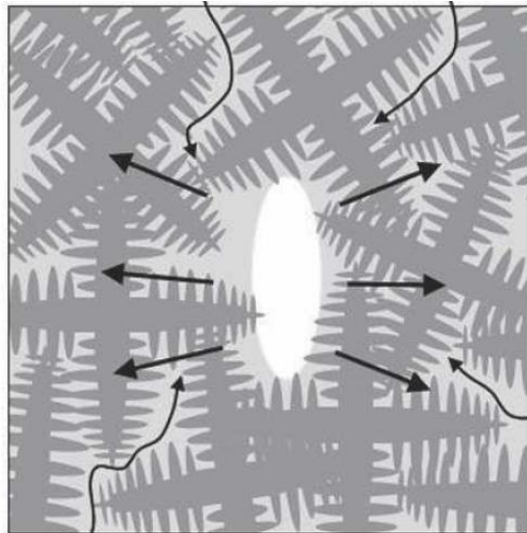
**Abbildung 10:** Schematische Darstellung des repräsentativen Volumens des Multiphasenmodells [81]

Für die Berechnung des Flüssigphasenstromes und der Schrumpfungsporosität infolge der Volumenänderung wurde das in MagmaSoft implementierte Porositätsmodell [76], [81], [86] benutzt.

Die Ergebnisse der Schrumpfungsporosität werden als Input für die weitere Berechnung der Schädigung aufgrund der Verformung verwendet. Für die Berechnung der Schrumpfungsporosität wurde der in MagmaSoft gegebene Wert für die Oberflächenspannung  $\sigma$  von 1,496 N/m verwendet. Für die Permeabilität  $K$  wurde ein Wert von  $3,82 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2$  verwendet.

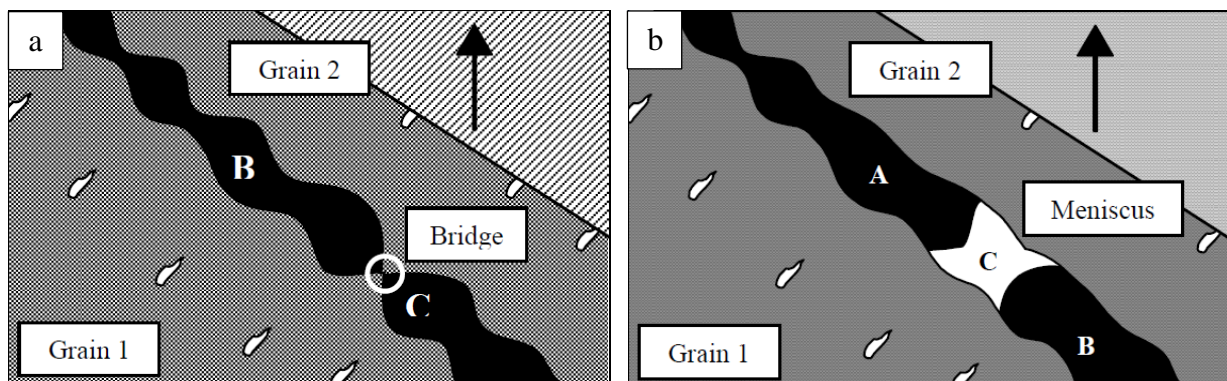
### 6.3 Verformungsmodell der Festphase

Die Verformung der Festphase, die sich aus der thermischen Schrumpfung der erstarrenden Gußstückbereiche ergibt, kann infolge einer unregelmäßigen bzw. eingeschränkten thermischen Schrumpfung und Zugbeanspruchung Dehnungen verursachen, welche die zusätzlichen Materialfehler (Schädigung) bilden können. Auch die gebildete Schrumpfungsporosität kann das mechanische Verhalten der Festphase beeinflussen. Aus einer Pore kann ein Warmriss entstehen, wenn die dehnungsabhängige Verformung diese öffnet oder wenn diese Pore sich mit anderen Poren vereinigt. Voraussetzung ist die Erschwernis bzw. Unterbrechung des Flüssigphasenstromes durch die Erstarrungsschrumpfung, die eine Nachfüllung der Poren verhindert (s. Abbildung 11).



**Abbildung 11:** Warmrissbildung aus einer Pore verursacht durch die Dehnungen (gerade Pfeile). Die Pore öffnet sich unter der Voraussetzung, dass der Flüssigphasenstrom während der Erstarrungsschrumpfung (geschweifte Pfeile) unterbrochen ist [82]

Eine andere Ursache der Warmrissbildung kann das Aufbrechen der Flüssigfilme als auch der Festbrücken infolge der Verformung in der mushy zone sein, wobei die Nachspeisung mit Flüssigphase nicht mehr möglich ist. In Abbildung 12 ist die schematische Darstellung der beiden Mechanismen nach Rappaz et al. [83] bei der Beobachtung des in-situ erstarrenden Succinonitrile-Acetons zwischen zwei Glasplatten gezeigt.



**Abbildung 12:** a) feste Brückenbildung C an der Korngrenze B und b) flüssiges Meniskus C an der Korngrenze zwischen zwei Luftblasen A und B während der Erstarrung [83]

In diesem Kapitel wird das auf dem Cocksmmodell [84] basierende und von Monroe und Beckermann [30], [85], [86], [87] entwickelte viskoplastische Schädigungsmodell vorgestellt und für die Vorhersage der potentiellen Warmrisspositionen verwendet. In diesem Modell dient die akkumulierte plastische Dehnung als Indikator der Warmrissbildung unter Einbeziehung der Dehnratenentwicklung im letzten Erstarrungsstadium. Dabei wird der

Einfluss der Schrumpfungsporosität auf das mechanische Verhalten der Festphase berücksichtigt.

Dieses Modell betrachtet den Bereich der mushy zone, in dem der Flüssigphasenstrom unterbrochen ist (ab 0,8 des Festphasenanteils, s. Abbildung 9, rechts). Die Verformung der Festphase in diesem Bereich der mushy zone reagiert auf die Druckveränderung der Flüssigphase. Der Druckabfall ist sehr steil (s. Abbildung 9, rechts). Hierbei wird angenommen, dass die zusätzliche Druckänderung der Flüssigphase aufgrund der Festphasenverformung keinen bedeutenden Einfluss auf die Temperatur oder Festphase ausübt. Die verbleibende Flüssigphase in diesem Bereich der mushy zone ist von der Festphase umschlossen und kann sich infolge der Festphasenverformung schwer bewegen. Aus diesem Grund wird angenommen, dass die Flüssigphase keine Geschwindigkeit aufweist. Die eingesetzte Festphasenverformung erhöht oder verringert die Porosität und verursacht keinen Flüssigphasenstrom. Die verbleibende Flüssigphase verringert sich durch die Ersatrrungsschrumpfung oder infolge der Ausweitung der Porosität. In diesem Modell ist die Festphase als Funktion der Temperatur bei gleichzeitiger Anwesenheit der Flüssigphase beschrieben. Wenn die Flüssigphase erstarrt ist, sind nur mehr die Festphase und Porosität vorhanden, sodass der Festphasenanteil über die Porosität berechnet wird:

$$f_s = \begin{cases} f_s(T), & f_l > 0 \\ 1 - f_p, & f_l = 0 \end{cases} \quad (6.2)$$

Die Schrumpfungsporosität, die als Folge der Erstarrung der Flüssigphase entsteht und Schädigungsporosität, die sich als Folge der volumetrischen Verformung der Festphase bildet, werden getrennt voneinander beobachtet:

$$f_p = f_{Schrp} + f_{Schäp} \quad (6.3)$$

$f_{Schrp}$  - Schrumpfungsporosität aufgrund der reinen Erstarrungsschrumpfung

$f_{Schäp}$  - Schädigungsporosität aufgrund der Verformung der Festphase nach der Bildung der Schrumpfungsporosität

Das mechanische Modell wird hierbei mit der Annahme von kleinen Dehnungen (small strain theory) in drei Komponenten zerlegt: elastische (el), thermische (th) und viskoplastische (vp):

$$\boldsymbol{\varepsilon}_s = \boldsymbol{\varepsilon}_s^e + \boldsymbol{\varepsilon}_s^{\text{th}} + \boldsymbol{\varepsilon}_s^{\text{vp}} \quad (6.4)$$

Die elastische Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}_s^e$  ist durch das Hook'sche Gesetz gegeben:

$$\boldsymbol{\sigma}_s = \mathbf{C}_e \cdot \boldsymbol{\varepsilon}_s^e \quad (6.5)$$

wobei  $\mathbf{C}_e$  den elastischen Steifigkeitstensor bezeichnet.  $\mathbf{C}_e$  ist definiert durch E-Modul  $E$  und Querkontraktionszahl  $\nu$ , die von Temperatur und Festphasenanteil abhängen [88], [89]:

$$\mathbf{C}_e \left( E(f_s, T), \nu(f_s, T) \right) = \frac{E}{3(1-2\nu)} \mathbf{1} \otimes \mathbf{1} + \frac{E}{(1+\nu)} \mathbf{I}_{\text{div}} \quad (6.6)$$

$\mathbf{I}_{\text{div}}$  ist der deviatorische Einheitstensor:

$$\mathbf{I}_{\text{div}} = \mathbf{I} - (\mathbf{1} \otimes \mathbf{1})/3 \quad (6.7)$$

Die mushy zone über dem Kohärenfestphasenanteil  $f_s^{\text{koh}}$  ist als ein elastisches Material mit einem sehr kleinen E-Modul definiert. Die Abhängigkeit des E-Moduls vom Festphasenanteil wurde in Bezug auf die Untersuchung von Roberts und Garboczi [89] formuliert:

$$E = E_s \left( \frac{f_s f_s^{\text{koh}}}{1 - f_s^{\text{koh}}} \right)^{n_e} \quad (6.8)$$

wobei  $E$  der E-Modul,  $E_s$  der temperaturabhängige E-Modul an der Solidustemperatur,  $f_s^{\text{koh}}$  der kohärente Festphasenanteil und  $n_e$  der Potenzkoeffizient sind.

Für die Querkontraktionszahl wird ebenso ein Modell von Roberts und Garboczi verwendet:

$$\nu = \nu_0 + \left( \frac{f_s f_s^{\text{koh}}}{1 - f_s^{\text{koh}}} \right) (\nu_s - \nu_0) \quad (6.9)$$

Die Querkontraktionszahl wird bei der vollkommenen Erstarrung (100% fest) auf einen minimalen Wert von  $\nu_0$  skaliert.

Die thermische Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}_s^{\text{th}}$  wird durch Integration der temperaturabhängigen Dichte der Festphase  $\rho_s$  bestimmt:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_s^{\text{th}} = \begin{cases} 0 & , T > T^{\text{kn}} \\ \left( \int_{T^{\text{kn}}}^T -\frac{1}{3 \cdot \rho_s} \frac{d\rho_s}{dT} dT \right) \mathbf{1} & , T < T^{\text{kn}} \end{cases} \quad (6.10)$$

Die Integration startet von der Temperatur  $T^{kn}$  der Festphase  $f_s^{kn}$  unter der Annahme, dass keine Nachspeisung in der mushy zone mit der Flüssigphase erfolgt und verläuft bis zu einer aktuellen Temperatur  $T$ . Die Erstarrungsschrumpfung und weitere Schwindung der Festphase kann zur thermischen Dehnung beitragen. Oberhalb von  $T^{kn}$  ist die thermische Dehnung auf Null gesetzt. Eine Materialverformung oberhalb  $T^{kn}$  ist aufgrund der eingesetzten Dehnung vom umgebenden Material (z.B. durch die Sandform) möglich (s. Abbildung 9, rechts). Für die Berechnung der viskoplastischen Dehnung wird das Assoziativfließgesetz angewendet [90]:

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_s^{vp} = \dot{\gamma} \frac{\partial \Phi}{\partial \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_s} \quad (6.11)$$

Die Variabel  $\dot{\gamma}$  bezeichnet den skalaren Fließparameter und  $\Phi$  die quadratische Fließfunktion. Die quadratische Fließfunktion von Cocks [84] ist definiert als:

$$\Phi = q_s^2 + A_1 p_s^2 - A_2 \sigma_{dy}^2 \leq 0 \quad (6.12)$$

Dabei wird der Festphasendruck  $p_s$  nach:

$$p_s = -\frac{1}{3} (\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_s : \mathbf{1}) \quad (6.13)$$

und die von Mises-Spannung nach:

$$q_s = \frac{2}{3} |\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_s + p_s \mathbf{1}| \quad (6.14)$$

berechnet.

$A_1$  und  $A_2$  sind die festphasen- und dehnratenabhängigen Funktionen, welche experimentell und durch theoretische Annahmen festgelegt sind [84], [91], [92]. Diese sind definiert als:

$$A_1 = \left( \frac{9(1-f_s^*)}{2(2-f_s^*)(1+m) \left(1 + \frac{2(1-f_s^*)}{3}\right)} \right) \quad (6.15)$$

und

$$A_2 = \frac{f_s^{*(1+m)}}{\left(1 + \frac{2}{3}(1-f_s^*)\right)} \quad (6.16)$$

Dabei ist  $m$  der dehnratenabhängige Exponent und  $f_s^*$  der skalierte Festphasenanteil. Wenn die Festphase die Solidustemperatur erreicht, d.h. das Material vollkommen erstarrt ist (100% fest), reduziert sich das Modell zum klassischen von Mises-Fließmodell. Die Komponente  $A_1$  wird zu eins und  $A_2$  zu null.

Um dieses Modell für den kohärenten Bereich der mushy zone zu verwenden, wird der Festphasenanteil  $f_s$  zu  $f_s^*$  skaliert. Die Definition von  $f_s^*$  ist gegeben [93]:

$$f_s^* = f_s^{koal} \left( \frac{f_s f_s^{koh}}{f_s^{koal} - f_s^{koh}} \right) \quad (6.17)$$

Der kohärente Festphasenanteil  $f_s^{koh}$  entsteht erst dann, wenn der Kontakt zwischen den festen Körnern bzw. Dendriten erfolgt (s. Abbildung 9 links - Zugkohärenz). Für  $f_s < f_s^{koh}$  ist hier angenommen, dass die mushy zone keine Spannungen und Dehnungen erträgt, weil die festen Körner in der Flüssigphase noch nicht verknüpft sind. Der Koaleszenzfestphasenanteil  $f_s^{koal}$  bis zu welchem sich die Poren leicht vereinigen können, tritt bei einer niedrigeren Temperatur nahe der Solidustemperatur auf (a. Abbildung 9, rechts).

Die dynamische Fließspannung für die Festphase und die Mischung der drei Phasen (feste, flüssige und poröse) wird beschrieben [86] durch:

$$\sigma_{dy}(\varepsilon_{eq}, \dot{\varepsilon}_{eq}, T) = \sigma_0(T) \left( 1 + \frac{\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0(T)} \right)^{n(T)} \left( 1 + \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_0(T)} \right)^{m(T)} \quad (6.18)$$

Dabei  $\sigma_0(T)$  ist Elastizitätsgrenze,  $\varepsilon_0(T)$  die Referenzdehnung,  $n(T)$  der Verfestigungsexponent,  $\dot{\varepsilon}_0(T)$  die Referenzdehnrate und  $m(T)$  der Dehnratenexponent. Dieses Modell ist dehnratenabhängig und kann somit auch als Kriechmodell angesehen werden [94].

Die äquivalente Dehnrate  $\dot{\varepsilon}_{eq}$  wird berechnet nach:

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \frac{\tilde{\sigma}_s : \dot{\varepsilon}_s^{vp}}{f_s \sigma_{dy}} \quad (6.19)$$

und durch ihre Integration erhält man die äquivalente Dehnung  $\varepsilon_{eq}$ :

$$\varepsilon_{eq} = \begin{cases} 0 & , T > T^{kn} \\ \int \frac{\tilde{\sigma}_s : \dot{\varepsilon}_s^{vp}}{f_s \sigma_{dy}} dt & , T < T^{kn} \end{cases} \quad (6.20)$$

Die Integration der äquivalenten Dehnung startet bei der Temperatur  $T^{kn}$ , von der keine Nachspeisung mit der Flüssigphase angenommen wird.



Die Schädigungsporosität  $f_{Schäp}$ , die sich infolge der plastischen Dehnung bildet, ist definiert als Integration des volumetrischen viskoplastischen Dehnungsanteils  $\dot{\epsilon}_s^{vp}$  multipliziert mit dem Festphasenanteil  $f_s$ :

$$f_{Schäp} = \begin{cases} 0, & f_s < f_s^{kn} \\ \int f_s \dot{\epsilon}_s^{vp} : \mathbf{1} dt, & f_s > f_s^{kn} \end{cases} \quad (6.21)$$

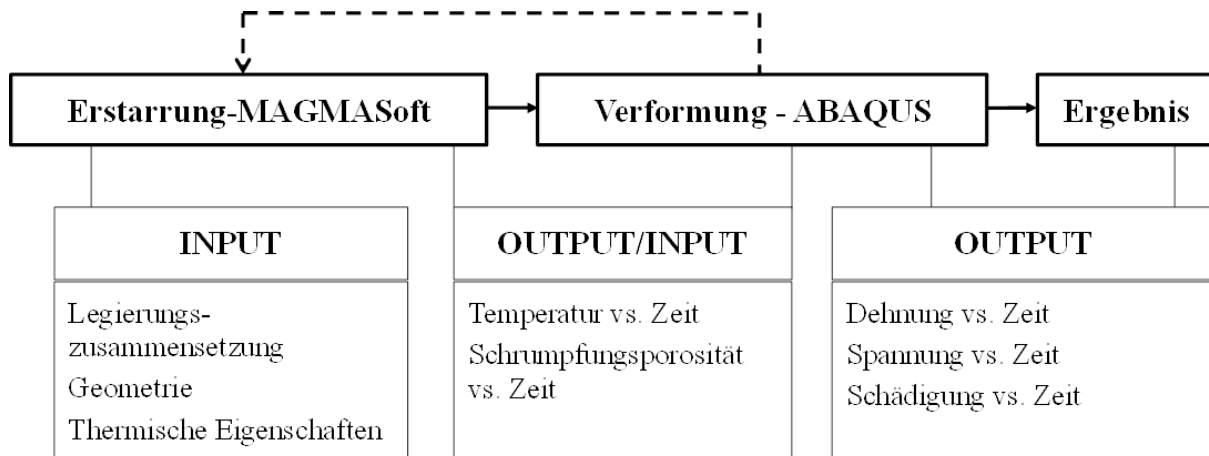
Die Integration startet beim Festphasenanteil der Festphase  $f_s^{kn}$ , bei dem der Flüssigphasenstrom unterbrochen ist.

## 7 Numerische Implementierung der Materialmodelle

### 7.1 Einleitung

Wie im Kapitel 6.3 erwähnt, wurde das Porositätsmodell aus dem herkömmlichen Programm MagmaSoft für die Berechnung der Schrumpfungsporosität verwendet. Die Berechnung wird durchgeführt ohne den Einfluss der Festphasenverformung auf die Schrumpfungsporositätsbildung zu berücksichtigen. Somit ist die Schrumpfungsporosität eine reine Funktion der Temperatur und des Festphasenanteils.

Die mit MagmaSoft berechneten Ergebnisse der Temperatur- und Schrumpfungsporositätsfelder für die angeforderten Zeitschritte werden mit Hilfe von MagmaLink von Magmanetzknoten auf die Abaqusnetzknoden übertragen und für die weitere Berechnung der Schädigung verwendet. Dabei werden die beiden Programme durch die sog. Ein-Weg-Verknüpfung verbunden (s. Abbildung 13). Eine vollständige Verknüpfung, welche durch die rücklaufende strichlierte Pfeillinie in Abbildung 13 dargestellt ist, wird in dieser Arbeit nicht betrachtet. Das mechanische Schädigungsmodell ist in dem in Abaqus enthaltenen Unterprogramm (user subroutine) UMAT (user material) implementiert. Dabei wird eine kombinierte implizit-explicite Integrationsmethode verwendet, die bei Sanchez at al. [95] entwickelt wurde.



**Abbildung 13:** Ein-Weg-Verknüpfung von der Erstarrungssimulation in MagmaSoft und Verformungssimulation in Abaqus bis zum Ergebnis

## 7.2 Implizite Integration

Für die implizite Integration wird das Rückwärts-Euler-Verfahren angewendet. Zuerst wird der elastische Hilfszustand (auch „trial“ Schritt oder Prädiktor genannt) bestimmt. Als erstes wird die geschätzte (trial) implizite Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{trial}}|_{\text{imp}}^{i+1}$ , basierend auf dem bekannten Anfangswert der elastischen impliziten Dehnung vom vorigen Schritt  $\boldsymbol{\varepsilon}_s^e|_{\text{imp}}^i$  und dem Inkrement der globalen Dehnung  $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}|^{i+1}$  errechnet:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{trial}}|_{\text{imp}}^{i+1} = \left( \boldsymbol{\varepsilon}_s^e|_{\text{imp}}^i + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}|^{i+1} \right) \quad (7.1)$$

Durch die Multiplikation der geschätzten impliziten Dehnung mit dem elastischen Steifigkeitstensor  $\mathbf{C}_e|^{i+1}$  für den aktuellen Schritt ergibt sich der geschätzte Spannungstensor  $\boldsymbol{\sigma}_s^{\text{trial}}$  (s. Gleichung 7.2):

$$\boldsymbol{\sigma}_s^{\text{trial}} = \mathbf{C}_e|^{i+1} \cdot \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{trial}}|_{\text{imp}}^{i+1} \quad (7.2)$$

Dieser wird weiter verwendet, um die zwei getrennt berechneten skalaren Gleichungen vom geschätzten Druck  $p_s^{\text{trial}}$  und von der geschätzten von Mises-Spannung  $q_s^{\text{trial}}$  auf den aktuellen Stand zu bringen:

$$p_s^{\text{trial}} = -\frac{1}{3} (\sigma_1^{\text{trial}} + \sigma_2^{\text{trial}} + \sigma_3^{\text{trial}}) \quad (7.3)$$

$$\mathbf{S}^{\text{trial}} = \text{dev}(\boldsymbol{\sigma}_s^{\text{trial}}) \quad (7.4)$$

$$q_s^{\text{trial}} = \left[ \frac{3}{2} (\mathbf{S}^{\text{trial}} : \mathbf{S}^{\text{trial}}) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (7.5)$$

Während der Spannungsberechnung wird der Festphasenanteil  $f_s$  konstant gehalten. Hierbei wird angenommen, dass während der impliziten Iteration die Veränderungen im Festphasenanteil klein sind und somit keinen bedeutenden Einfluss auf den elastischen Steifigkeitstensor ausüben. Der Flüssigphasenanteil  $f_l$  wird für die Bestimmung des Festphasenanteils benutzt. Dieser wird berechnet nach:

$$f_l|^{i+1} = 1 - f_s(T|^{i+1}) - f_{\text{Schrp}}(T|^{i+1}) - f_{\text{Schäp}}^i \quad (7.6)$$

$f_{\text{Schrp}}$  - Schrumpfungsporosität aufgrund der reinen Erstarrungsschrumpfung

$f_{\text{Schäp}}$  - Schädigungsporosität aufgrund der Verformung der Festphase nach der Bildung der Schrumpfungsporosität

Der Festphasenanteil wird bestimmt je nachdem, ob die Flüssigphase vorliegt oder nicht:

$$f_s|^{i+1} = \begin{cases} f_s(T|^{i+1}), & f_l|^{i+1} > 0 \\ 1 - f_{Schrp}(T|^{i+1}) - f_{Schäp}^i = 0 & \end{cases} \quad (7.7)$$

Die geschätzte dynamische Fließspannung  $\sigma_{dy}^{trial}$  wird berechnet nach:

$$\sigma_{dy}^{trial} = \sigma_0(T) \left( 1 + \frac{\varepsilon_{eq|imp}^i + \Delta\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0(T)} \right)^{n(T)} \cdot \left( 1 + \frac{\Delta\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0(T) * \Delta t} \right)^{m(T)} \quad (7.8)$$

$\varepsilon_{eq|imp}^i$  stellt die implizite äquivalente Dehnung vom vorigen Schritt bzw.  $\Delta\varepsilon_{eq}$  das Inkrement der äquivalente Dehnung und  $\Delta t$  das Zeitinkrement dar. Die temperaturabhängigen Parameter  $\sigma_0(T)$  Elastizitätsgrenze,  $\varepsilon_0(T)$  Referenzdehnung,  $n(T)$  Verfestigungsexponent,  $\dot{\varepsilon}_0(T)$  Referenzdehnrate und  $m(T)$  Dehnratenexponent sind bekannte Werte, die aus den experimentellen Untersuchungen ermittelt werden und aus der USER MATERIAL Karte abgerufen werden. Ihre temperaturabhängigen Verlaufswerte sind aus den Abbildungen 24 und 25 zu entnehmen. Die geschätzte Fließfunktion  $f_y^{trial}$  wird verwendet, um den Fließzustand abzuschätzen:

$$f_y^{trial} = q_s^{trial^2} + A_1 p_s^{trial^2} - A_2 \sigma_{dy}^{trial^2} \leq 0 \quad (7.9)$$

Die Definition der Variablen  $A_1$  und  $A_2$  ist in den Gleichungen 5.25 und 5.26 angegeben. Im Falle, dass die Fließfunktion kleiner oder gleich Null ist, wird der elastische Zustand angenommen und für den nächsten Zeitschritt wieder berechnet.

Anderfalls wird die Fließbedingung verletzt (d.h. Fließfunktion größer Null) und die viskoplastische Dehnung  $\varepsilon_s^{vp}$  berechnet. Die viskoplastische Dehnung  $\varepsilon_s^{vp}$  wird erhöht, um die Spannung zu reduzieren:

$$\sigma_s = \sigma^{trial} - C_e|^{i+1} \cdot \Delta\varepsilon_s^{vp} \quad (7.10)$$

$\Delta\varepsilon_s^{vp}$  ist das Inkrement der viskoplastischen Dehnung. Es wird mit Hilfe des assoziativen Fließgesetzes berechnet:

$$\Delta\varepsilon_s^{vp} = \Delta\gamma \left( \frac{\partial f_y}{\partial q_s} \mathbf{n} - \frac{1}{3} \frac{\partial f_y}{\partial p_s} \mathbf{1} \right) \quad (7.11)$$

$\Delta\gamma$  ist das Inkrement des Fließparameters und  $\mathbf{n}$  ist der deviatorische Normaltensor definiert als:

$$\mathbf{n} = \frac{3\tau_s}{2q_s} \quad (7.12)$$

Die Fließfunktion  $f_y$  wird neu berechnet:

$$f_y = q_s^2 + A_1 p_s^2 - A_2 \sigma_{dy}^2 \leq 0 \quad (7.13)$$

Die beiden korrigierten bzw. aktualisierten Werte von Mises-Spannung  $q_s$  und Druck  $p_s$  werden berechnet nach:

$$q_s = \frac{q_s^{trial}}{1 + 6G\Delta\gamma} \quad (7.14)$$

$$p_s = \frac{p_s^{trial}}{1 + \frac{A_2}{A_1} 2K\Delta\gamma} \quad (7.15)$$

Schub-  $G$  und Kompressionsmodul  $K$  sind mit den zwei Kenngrößen Elastizitätsmodul  $E$  und Querkontraktionszahl  $\nu$  zusammengesetzt:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (7.16)$$

$$K = \frac{E}{(1-2\nu)} \quad (7.17)$$

Die beiden Ausdrücke Druck und von Mises-Spannung sind explizit berechnet. Dies wird im folgenden Kapitel 7.3 beschrieben. Das Inkrement der äquivalenten Dehnung  $\Delta\varepsilon_{eq}$  wird ausgewiesen:

$$\Delta\varepsilon_{eq} = \frac{q_s \Delta\varepsilon_q + p_s \Delta\varepsilon_p}{f_s * \sigma_{dy}(\Delta\varepsilon_{eq})} \quad (7.18)$$

Dieses Inkrement der äquivalenten Dehnung  $\Delta\varepsilon_{eq}$  setzt sich aus der deviatorischen  $\Delta\varepsilon_q$  und volumetrischen  $\Delta\varepsilon_p$  Komponente der plastischen Dehnung zusammen, deren Definition ist:

$$\Delta\varepsilon_q = \Delta\gamma \frac{\partial f_y}{\partial q_s} \quad (7.19)$$

und

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\gamma \frac{\partial f_y}{\partial p_s} \quad (7.20)$$

Die dynamische Fließspannung  $\sigma_{dy}$  wird wiederum berechnet nach:

$$\sigma_{dy} = \sigma_0(T) \left( I + \frac{\varepsilon_{eq|imp}^i + \Delta\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0(T)} \right)^{n(T)} \cdot \left( I + \frac{\Delta\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_0(T) * \Delta t} \right)^{m(T)} \quad (7.21)$$

Um obige Gleichungen 7.10 bis 7.21 lösen zu können, wird in dieser Arbeit eine Zweischleifen-Methode (äußere und innere Schleife) verwendet. Mit Hilfe der äußeren Schleife wird das Inkrement des skalaren Fließparameters  $\Delta\gamma$  gefunden. Bei einer Schätzung von  $\Delta\gamma$  wird die von Mises-Spannung (s. Gleichung 7.14) und der Druck (s. Gleichung 7.15) bestimmt. Mit geschätztem  $\Delta\gamma$  wird die dynamische Fließspannung errechnet und mit Hilfe der inneren Schleife das Inkrement der äquivalenten Dehnung  $\Delta\varepsilon_{eq}$  (s. Gleichung 7.18) und  $\sigma_{dy}$  (s. Gleichung 7.21) gefunden. Wenn  $\sigma_{dy}$  ermittelt wird, wird es an die externe Schleife zurückgegeben und die Fließfunktion  $f_y$  wird neu berechnet. Dies wird solange gemacht bis  $f_y$  den angegebenen Toleranzwert befriedigt. Danach wird die äußere Schleife verlassen und die impliziten Größen der äquivalenten Dehnung  $\varepsilon_{eq}$  aktualisiert:

$$\varepsilon_{eq|imp}^{i+1} = \begin{cases} 0, & T^{i+1} > T^{kn} \\ \varepsilon_{eq|imp}^i + \Delta\varepsilon_{eq} \leq T^{kn} \end{cases} \quad (7.22)$$

Das Schädigungsinkrement  $\Delta f_{Schäp}$  wird aus dem volumetrischen Teil der viskoplastischen Dehnung  $\Delta\varepsilon_p$  berechnet:

$$\Delta f_{Schäp} = f_s \Delta\varepsilon_p \quad (7.23)$$

Die Schädigung wird  $f_{Schäp}$  aktualisiert:

$$f_{Schäp|imp}^{i+1} = \begin{cases} 0, & f_s(T^{i+1}) < f_s^{kn} \\ f_{Schäp|imp}^i + \Delta f_{Schäp} \geq f_s^{kn} \end{cases} \quad (7.24)$$

### 7.3 Explizite Integration

Nachdem die impliziten Größen berechnet sind, werden sie für die Berechnung der expliziten Größen im nächsten Zeitschritt verwendet. Den expliziten Größen Fließparameter  $\Delta\gamma|_{exp}^{i+1}$  und Festphasenanteil  $f_s|_{exp}^{i+1}$  werden die Werte den implizit berechneten Größen des vorigen Schrittes zugewiesen:

$$\dot{\gamma}|_{imp}^i = \frac{\Delta\gamma}{\Delta t} \quad (7.25)$$

$$\Delta\gamma|_{exp}^{i+1} = \dot{\gamma}|_{imp}^i \Delta t \quad (7.26)$$

$$f_s|_{exp}^{i+1} = f|_{imp}^i \quad (7.27)$$

Die explizite Aktualisierung der Spannungs- und Druckwerte basiert auf den geschätzten Berechnungen derselben Größen vom vorigen Schritt werden berechnet:

$$\mathbf{S}^{trial} = \boldsymbol{\sigma}^{trial} + p_s^{trial} \quad (7.28)$$

$$\mathbf{S}|_{exp}^{i+1} = \frac{\mathbf{S}^{trial}}{1 + 6G\Delta\gamma|_{exp}^{i+1}\Delta t} \quad (7.29)$$

$$p_s|_{exp}^{i+1} = \frac{p_s^{trial}}{1 + K \cdot \Delta\gamma|_{exp}^{i+1} \cdot \frac{A_2}{A_1}} \quad (7.30)$$

Die explizite Dehnungsaktualisierung wird berechnet nach:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_s|_{exp}^{i+1} = \boldsymbol{\varepsilon}_s|_{imp}^i - \frac{1}{3} \Delta\varepsilon_p - \frac{4\mathbf{S}^{tr} \Delta\gamma|_{exp}^{i+1}}{1 + 6G\Delta\gamma|_{exp}^{i+1}} \quad (7.31)$$

Die Steifigkeitsmatrix bzw. die Aktualisierung des Steifigkeitstensors  $\mathbf{C}_e|^{i+1}$  ist mit zwei temperaturabhängigen Kenngrößen E-Modul  $E$  und Querkontraktionszahl  $\nu$  definiert. Sie werden durch die Konstanten  $\lambda$  und  $\mu$  zusammengesetzt:

$$\mu = \frac{K_{exp}^{i+1}}{3} \quad (7.32)$$

$$\lambda = K_{exp}^{i+1} - \frac{G_{exp}^{i+1}}{3} \quad (7.33)$$

$$G_{exp}^{i+1} = \frac{G}{1 + 6G\Delta\gamma|_{exp}^{i+1}} \quad (7.34)$$

$$K_{exp}^{i+1} = \frac{K}{1 + 2K\Delta\gamma|_{exp}^{i+1} \cdot \frac{A_2}{A_1}} \quad (7.35)$$

Die Steifigkeitsmatrix wird isotrop dargestellt:

$$\mathbf{C}_e|_{exp}^{i+1} = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (7.36)$$

## 8 Materialdaten zur Gieß- und Verformungssimulation

### 8.1 Einleitung

Die numerische Berechnung der Warmrissentstehung setzt das Vorhandensein entsprechender Materialdaten voraus. Die Aussagekraft einer FE - Simulation des Gießprozesses hängt stark von der Qualität der Materialdaten ab. Allgemein wird der Gießvorgang in seiner zeitlichen Abfolge in drei große Teilbereiche untergliedert: die Formfüllung, Erstarrung und Abkühlung im festen Zustand. Jeder dieser Teilbereiche erfordert die Festlegung der thermomechanischen und -physikalischen Materialdaten für den gegossenen Stahlguss von der Raum- bis zur Liquidustemperatur sowie die Daten der verwendeten Sandform.

In Tabelle 1 sind die notwendigen thermo-physikalischen Materialdaten, die für die Erstarrungs-, Abkühlungs-, Spannungs- und Schädigungssimulation notwendig sind, angeführt.

Kategorie	Parameter	Einheit	Bestimmung
Erstarrungs- und Abkühlungs- simulation	Festphasenanteil im Erstarrungsintervall $f_s$	[-]	JMatPro/MatCalc
	Spezifische Wärmekapazität $c_p$	[J/kgK]	JMatPro
	Dichte $\rho$	[kg/m <sup>3</sup> ]	JMatPro
	Wärmeleitfähigkeit $\lambda$	[W/mK]	JMatPro
	Viskosität $\mu$	[m <sup>2</sup> /s]	JMatPro
	Materialzusammensetzung	[Gew.%]	-
Spannungs- und Schädigungs- simulation	Fließspannung $\sigma_0$	[MPa]	Gleeble 1500
	E-Modul $E$	[MPa]	Gleeble 1500
	Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha$	[1/K]	JMatPro
	Poissonzahl $\nu$	[-]	JMatPro
	Verfestigungskoeffizient (-exponent) $n$	[-]	Gleeble 1500
	Dehnratenexponent $m$	[-]	Gleeble 1500
	dynamische Fließspannung $\sigma_{dy}$	[MPa]	Gleeble 1500

**Tabelle 1:** Übersicht der Materialdaten für die Erstarrungs-, Abkühlungs-, Spannungs- und Schädigungssimulation

Diese Daten sind sowohl von der Temperatur als auch bei Werkstoffen mit Gefügeumwandlungen von der Werkstoffphase abhängig [96].

Da für die Ermittlung des Schädigungszustandes auch bei höchsten Temperaturen die Formfüllung vernachlässigt wird, werden die dafür notwendigen Materialdaten nicht näher behandelt.



## 8.2 Materialdaten

### 8.2.1 Stahlguss GX8CrNi12

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein hochlegierter Stahlguss GX8CrNi12 untersucht, der bei voestalpine Giesserei Linz zur Herstellung von Dampfturbinengehäusen über 120 Tonnen verwendet wird. GX8CrNi12 gehört zur Werkstoffgruppe der 12- bis 17-% Chromstählen und zeichnet sich durch einen erhöhten Korrosionswiderstand im Süßwasserbereich aus. Aufgrund des hohen Legierungsgehaltes wandelt dieser Stahlguss beim Abkühlen von Austenitisierungstemperatur praktisch ausschließlich in die Martensitstufe um. Deshalb muss beim Schweißen dieses Stahlgusses auf die niedrigen Umwandlungspunkte geachtet werden [97]. Dieser Werkstoff wurde laut Hersteller bei einer Temperatur von 1000°C – 1060°C normalgeglüht. Seine chemische Zusammensetzung ist aus Tabelle 2 zu entnehmen.

Element:	C	Si	Mn	Al	Cr	Ni	N
Gew. %:	0,080	0,300	0,700	0,300	11,800	1,450	0,035

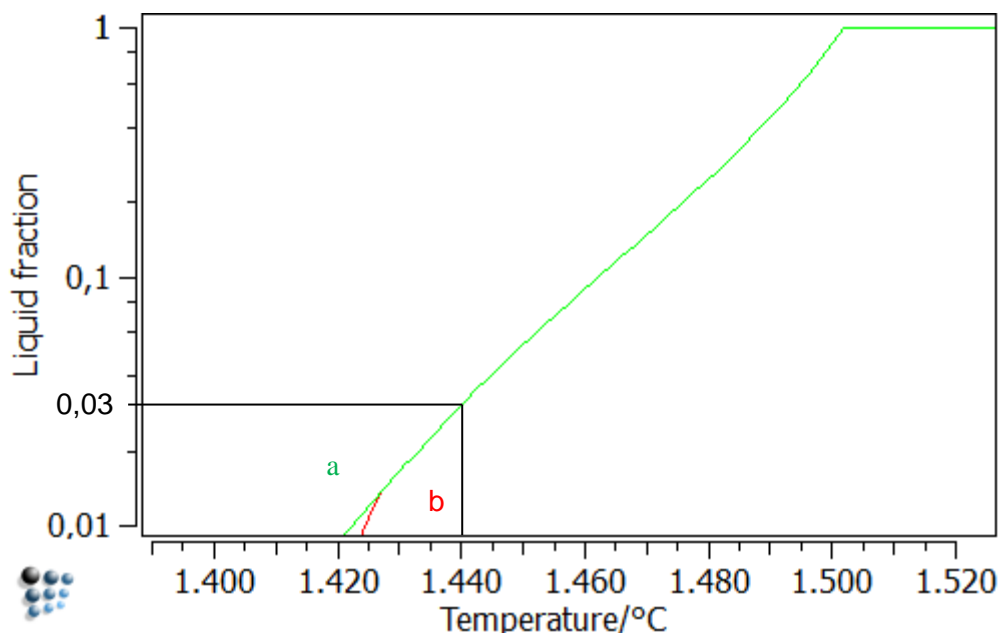
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung GX8CrNi12 [98]

### 8.2.2 Materialdatenbestimmung

Für die Gieß- bzw. Schädigungssimulation muss das spezifische Werkstoffverhalten in Abhängigkeit von verschiedenen Faktoren wie z.B. Temperatur, Gefüge, Belastungsgeschwindigkeit etc. bestimmt werden. Mit Hilfe von kausalen Gesetzen (Wärmeleitungsgleichung, Hook'sches Gesetz) werden in der FE- Berechnung die Kennwerte miteinander verknüpft, die dadurch zu einem lösbaeren Gleichungssystem führen. Da die Messmethoden, die für die Ermittlung der Materialdaten gebraucht werden, zum Teil sehr aufwendig sind [99], insbesondere für den experimentell nicht zugänglichen Höchsttemperaturbereich, werden für die Ermittlung der Materialdaten neben den Experimenten auch Simulationstechniken (wie z.B. JMatPro, MatCalc) verwendet. Die Bestimmung der notwendigen Materialdaten durch Experimente an der Gleeble 1500 und Simulationssoftwarepakete (JMatPro und MatCalc) wird in den folgenden Abschnitten erläutert.

### 8.2.2.1 Festphasenanteil im Erstarrungsintervall

Zur Bestimmung des Festphasenanteils im Erstarrungsintervall von GX8CrNi12 wird das Softwarepaket MatCalc [100] verwendet, da das Fe-Cr-C-System in seiner Datenbank relativ gut erfasst und mit Hilfe des modifizierten Scheil-Gulliver (SG) Modells gut beschreibbar ist [101]. Der Vergleich der Erstarrungsintervalle berechnet mit dem SG-Modell mit implementierter Rückdiffusion interstitieller Elemente (a) und mit dem SG-Modell mit implementierter Rückdiffusion interstitieller Elemente und peritektischer Transformation (b) ist in Abbildung 14 logarithmisch dargestellt. Unter der Annahme, dass die verbleibende Restschmelze erstarrt, wenn 1% Flüssigphase erreicht ist, ergibt sich aus dem Diagramm eine Solidustemperatur von 1424°C für das SG-Modell (a) und 1421°C für das SG-Modell (b). Bei 3% Restschmelzanteil ergibt sich eine Solidustemperatur von 1440°C für beide Modelle. Die Liquidustemperatur beträgt für beide Modelle 1502°C.



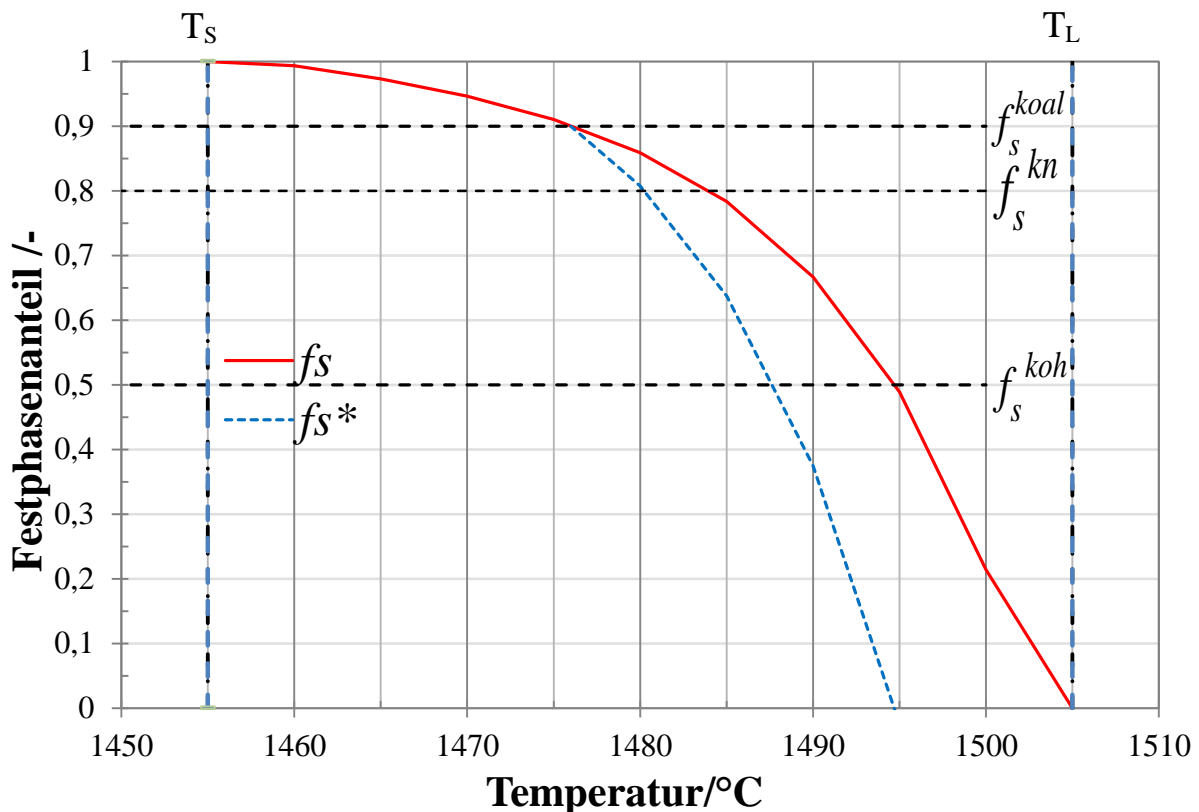
**Abbildung 14:** Berechnung des Erstarrungsintervalls von GX8CrNi12 mit (a) Scheil-Gulliver-Modell mit Rückdiffusion, (b) Scheil-Gulliver-Modell mit Rückdiffusion und peritektischer Transformation

Die Entwicklung des Festphasenanteils als Funktion der Temperatur wird ebenso mit JMatPro [102] berechnet. Die Berechnung mit JMatPro wird mit einer Abkühlrate von 1K/s bei einer mittleren Korngröße von 200µm durchgeführt. Dabei ergibt sich eine Solidustemperatur von 1455°C und eine Liquidustemperatur von 1505°C. Um die Simulationsergebnisse von JMatPro und MatCalc zu vergleichen, wird eine DSC-Messung durchgeführt. Dabei wird eine Solidustemperatur von 1454,7°C und eine Liquidustemperatur von 1504,3°C bestimmt (s. Abbildung 18). Dies ergibt ein Erstarrungsintervall von ca. 50°C. Da diese ermittelten Temperaturen durch DSC sehr gut mit denen von JMatPro übereinstimmen, werden die

JMatPro-Ergebnisse des Festphasenanteilverlaufes im Erstarrungsintervall für die Schädigungssimulation verwendet. Die Definition der skalierten Festphase, die im Modell verwendet wird, ist definiert:

$$f_s^* = f_s^{koal} \frac{f_s \cdot f_s^{koh}}{f_s^{koal} \cdot f_s^{koh}} \quad (8.1)$$

Der kohärente Festphasenanteil  $f_s^{koh}$ , der bei dem ersten Kontakt der Sekundärdendritenarme entsteht, wird auf 0,5 festgesetzt. Der Koaleszenzfestphasenanteil  $f_s^{koal}$  bis zu welchem sich die Poren leicht vereinigen können, tritt bei einer niedrigeren Temperatur auf und wird mit 0,9 gewählt. Die Auswahl der beiden Festphasenanteile bestimmt das Verformungsverhalten in der mushy zone bei jeder Temperatur. Ihre Auswahl wird aufgrund der Literatur in [88] und [93] durchgeführt. Sowohl der Verlauf des Festphasenanteils  $f_s$  als auch des skalierten Festphasenanteils  $f_s^*$  ist in Abbildung 15 angezeigt.



**Abbildung 15:** Entwicklung des Festphasenanteils  $f_s$  und des skalierten Festphasenanteils  $f_s^*$  als Funktion der Temperatur von GX8CrNi8, berechnet mit JMatPro

### **8.2.2.2 Thermomechanische Materialdaten von GX8CrNi12**

Zur Durchführung von FE- und FD-Berechnungen ist die Implementierung der thermomechanischen Materialdaten notwendig, die das mechanische Antwortverhalten unter thermischer und zeitlicher Belastung beschreiben. Dieses Verhalten eines metallischen Werkstoffes wird oft mit Hilfe von Fließkurven beschrieben [103]. Das Spannungsverhalten im Erstarrungsbereich ist nicht nur von der Temperatur, sondern auch wesentlich von der Belastungsgeschwindigkeit abhängig.

Die Ermittlung der Fließkurven erfolgt durch den quasi-statischen einachsigen Zugversuch. Da beim Gießen große Temperaturbereiche durchlaufen werden, sind die Versuche im gesamten Temperaturbereich erforderlich.

Da das viskoplastische Verhalten des Materials bei der Modellierung der Warmriss- bzw. Schädigungsbildung eine große Rolle spielt, ist bei der Simulation der Gießprozesse die Dehnratenabhängigkeit des Materialverhaltens besonders im Bereich hoher Temperaturen zu berücksichtigen.

Die flüssigen, semiflüssigen und festen thermomechanischen Materialdaten sind für die untersuchte Stahlgussqualität in den Literaturquellen sehr unvollständig bzw. gar nicht zu finden. Aus diesem Grund wird im Rahmen dieses Projektes das Fließverhalten von GX8CrNi12 ermittelt. Die Aufnahme der Fließkurven erfolgt mit einer thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 1500. Um die Prüftemperatur zu generieren, ist diese Prüfmaschine mit einer konduktiven Erwärmungsvorrichtung bestückt. Die Proben werden zwischen den keilförmigen wassergekühlten Kupferbacken eingespannt. Die Kontrolle der Prüftemperatur geschieht über die an der Probenoberfläche befestigten Thermoelemente. Mit Hilfe eines Querdehnungsaufnehmers wird die Probenverlängerung erfasst. Die Kraft ist anhand von unterschiedlichen Kraftmessdosen messbar. Die Warmzugversuche werden dehnungsgeregelt durchgeführt, sodass eine konstante definierte Verformungsgeschwindigkeit während der Experimente sichergestellt wird. Die Messapparatur der Gleeble 1500 ist in Abbildung 16 dargestellt.

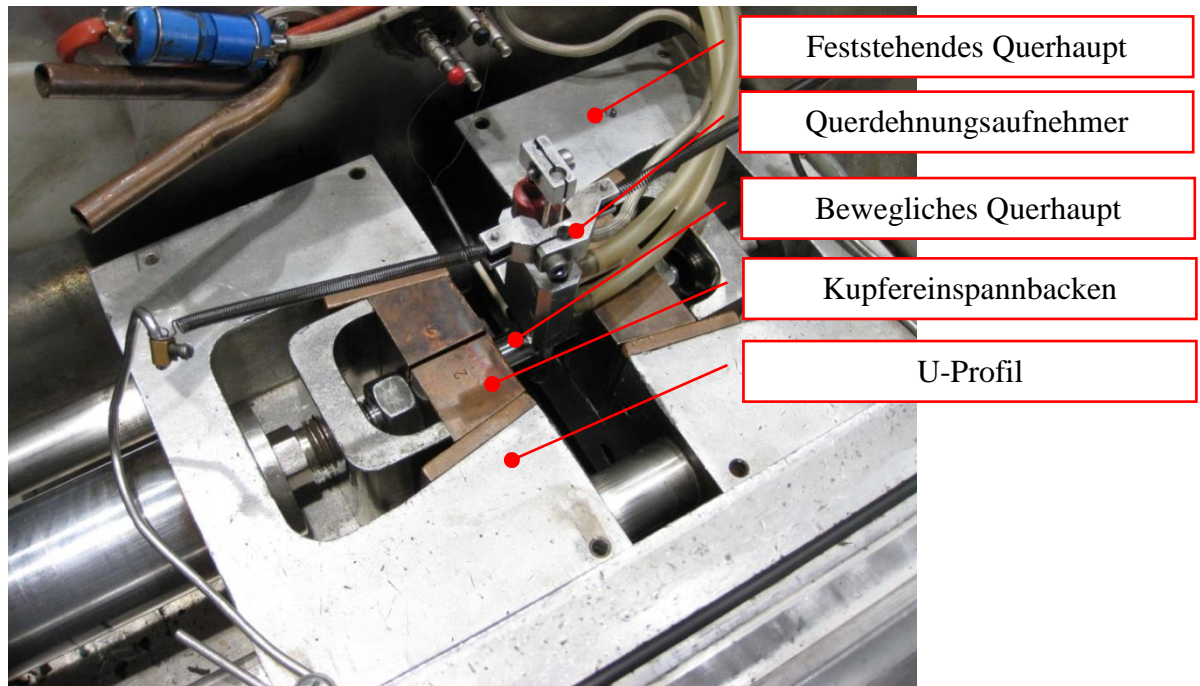
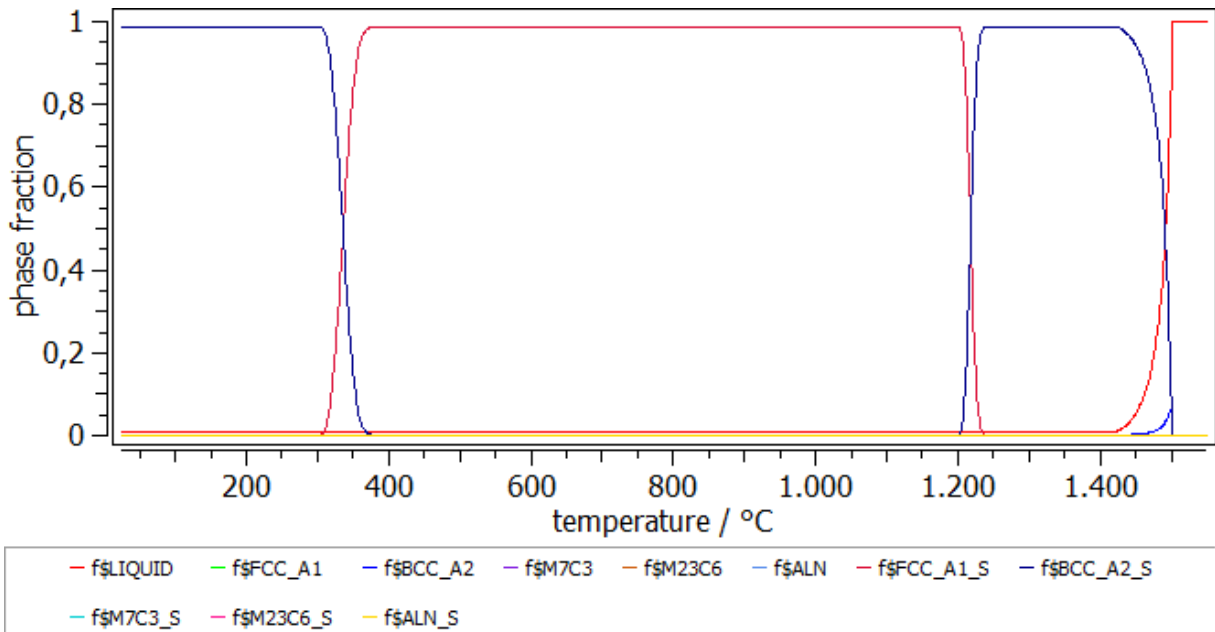


Abbildung 16: Versuchsaufbau der Warmzugversuche an der Gleeble 1500 [104]

#### 8.2.2.2.1 Messungen an der Gleeble 1500

Aus der Simulationsrechnung und der einfachen Abschätzung über die thermische Schrumpfung wird ein für Sandguss typischer Dehnratenbereich von  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bis  $10^{-7} \text{ s}^{-1}$  geschätzt [59]. Die Zugversuche an der Gleeble 1500 werden bei konstanten Querhauptgeschwindigkeiten von 0,1 mm/s, 0,01 mm/s und 0,001 mm/s durchgeführt. Diese Hubraten entsprechen den Dehnraten von  $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Diese sind im Vergleich zu den bei einem Sandgießprozess auftretenden Dehnraten höher. Da versuchstechnisch kleinere Hubgeschwindigkeiten an der Gleeble 1500 nicht möglich sind, werden hierbei größere experimentelle Dehnraten gewählt.

Da das Probenmaterial in einem angelassenen Zustand vorliegt, wird eine Wärmebehandlung durchgeführt, um einen realitätsnahen Gusszustand nachzubilden. Anhand der Berechnung der Phasenanteile mit MatCalc mit dem SG-Model mit Rückdiffusion für den Stahlguss GX8CrNi12 wird folgende Phasenentwicklung als Funktion der Temperatur berechnet (s. Abbildung 17).



**Abbildung 17:** Gleichgewichtsphasenverteilung GX8CrNi12

In Tabelle 3 sind die Gleichgewichtsphasen in den entsprechenden Temperaturbereichen zusammengefasst.

Temperaturbereich	Stabile Phasen
1505°C	Liquid
1502°C- 1422°C	Liquid, $\delta$ - MK, Aluminiumnitrid AlN
1422°C - 1237°C	$\gamma$ - MK und $\delta$ - MK, AlN
1237°C - 1200°C	$\gamma$ - MK $\delta$ - MK, AlN
1200°C - 380°C	$\gamma$ - MK und AlN
380°C - 304°C	$\gamma$ - MK, AlN und $\alpha$ -MK
304°C - RT	$\gamma$ - MK, AlN

**Tabelle 3:** Gleichgewichtsphasenbereiche in GX8CrNi12 berechnet mit MatCalc

Die berechneten Phasen berücksichtigen in der Berechnung mit MatCalc keine weiteren möglichen Phasen wie z.B. Ausscheidungen wie  $M_6C$ ,  $M_2X$ , Laves Phase und die Z-Phase, da diese Phasen entweder einen instabilen Übergangszustand darstellen ( $M_6C$ ,  $M_2X$ ) oder erst nach längeren Auslagerungszeiten bei erhöhten Temperaturen (Laves Phase, Z-Phase) entstehen [105]. Die Phasenübergänge von GX8CrNi12 werden auch mittels der DSC-Messung bestimmt. Der Stahlguss erstarrt rein  $\delta$ -ferritisch, wie in der DSC-Messung in Abbildung 18 festgestellt wird. Dies wird durch das mittels Thermo-Calc erstellte Gleichgewichtsphasendiagramm in Abbildung 19 bestätigt.

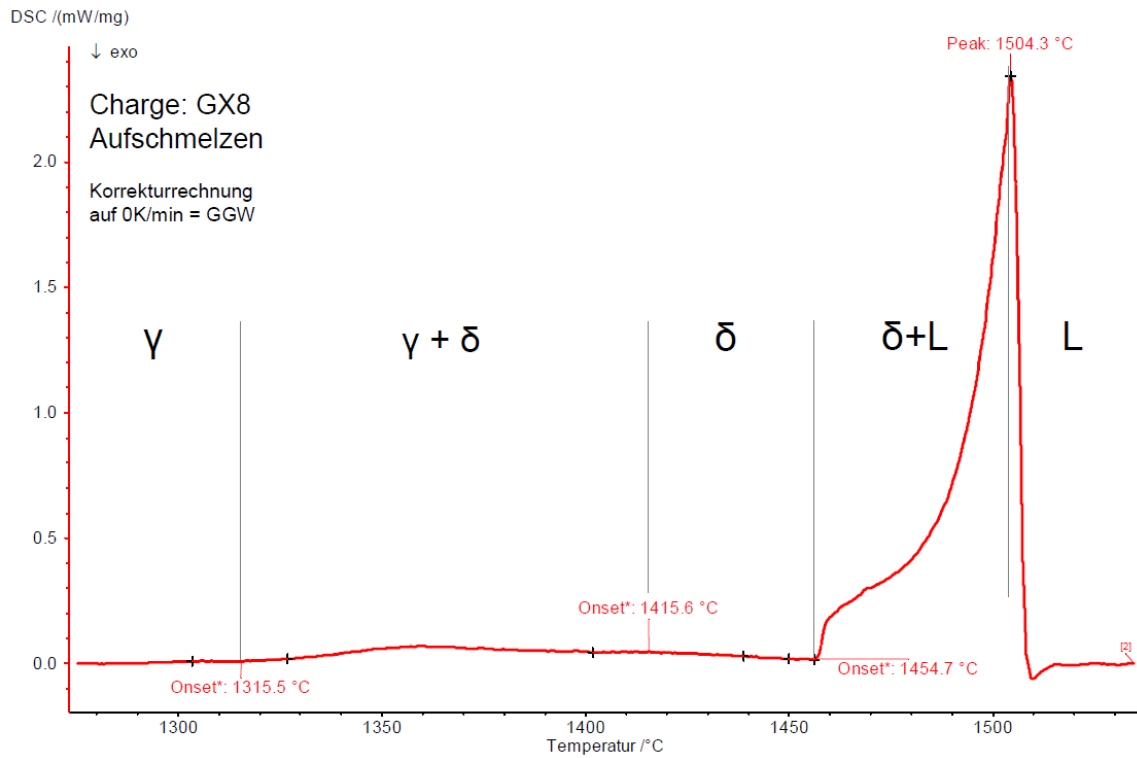


Abbildung 18: DSC-Signal der Phasenübergänge von Austenit bis zur Schmelze [106]

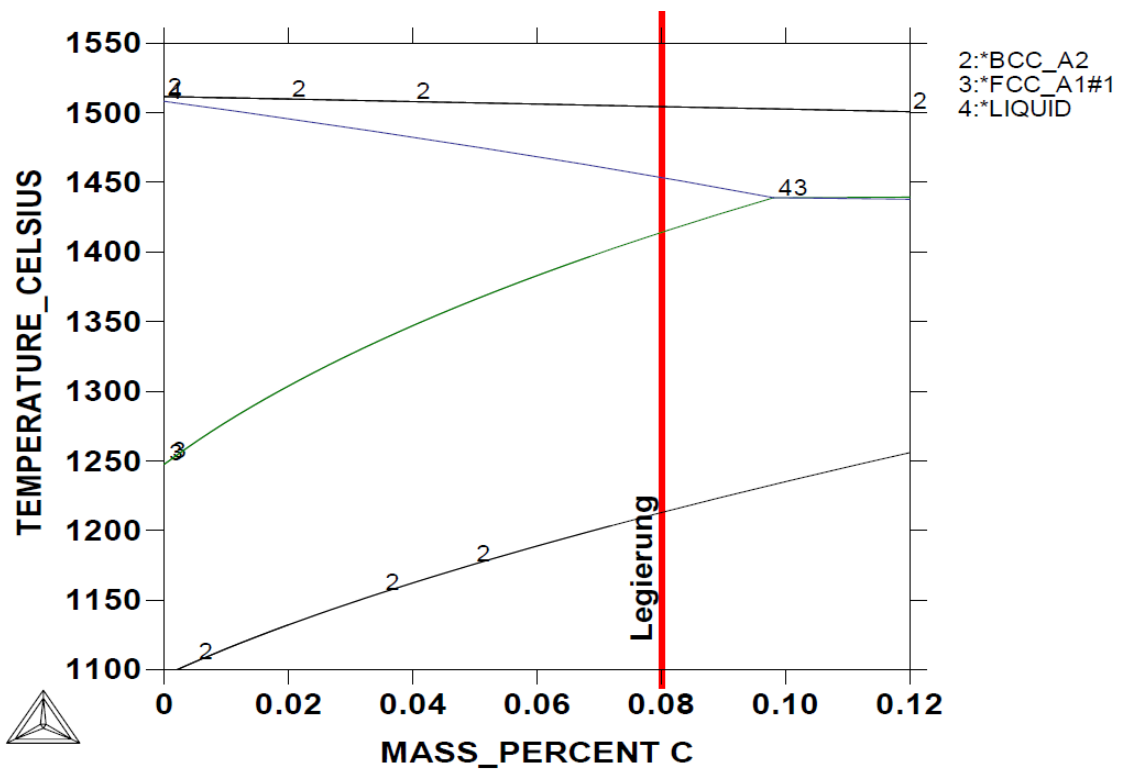
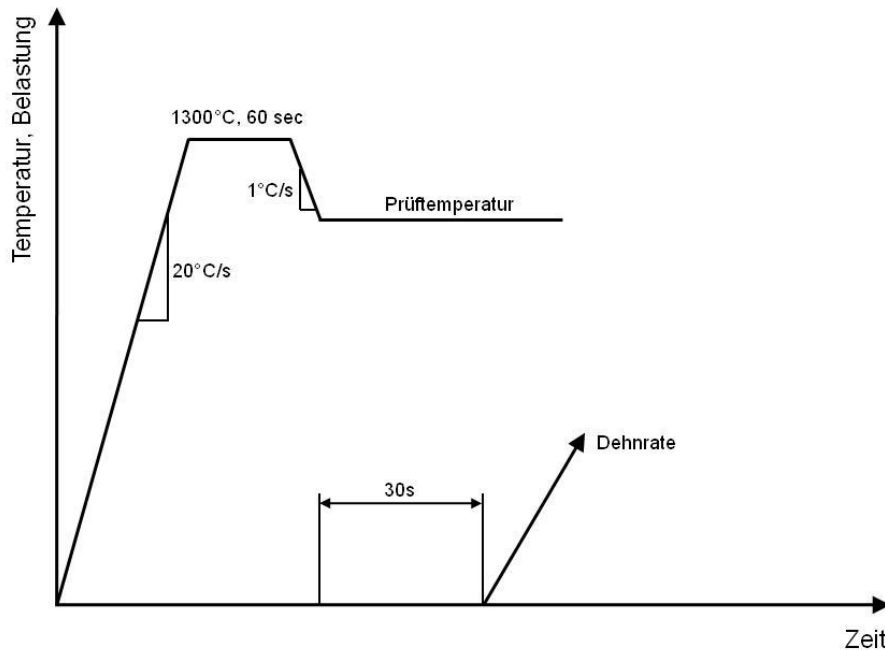


Abbildung 19: Phasendiagramm erstellt mit ThermoCalc [106]

Aufgrund der durchgeführten DSC-Messungen und Simulationsberechnungen wird eine Wärmebehandlung entsprechend Abbildung 20 für den Stahlguss GX8CrNi12 festgelegt.



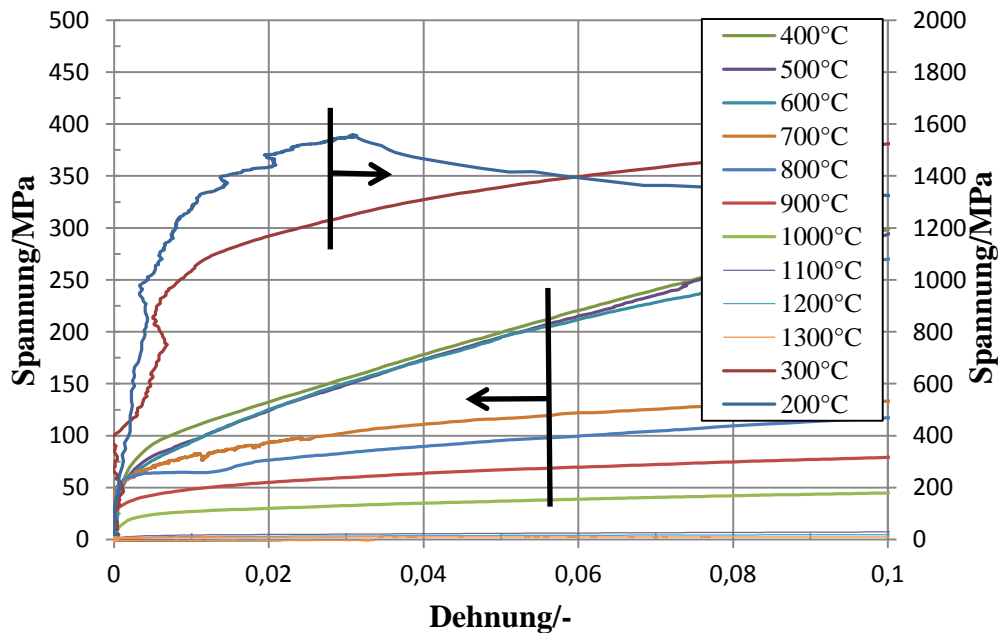
**Abbildung 20:** Schematische Darstellung des Wärmebehandlungsversuchsablaufs auf Gleeble 1500

Aus versuchstechnischen Gründen ist die Messung bei höheren Temperaturen nicht möglich, da es zur partiellen Aufschmelzungen kommt, durch welche die Steuerung der Maschine ausfällt. Aus diesem Grund werden die Proben bis zur maximal möglichen Temperatur von 1300°C aufgeheizt. D.h. die Proben werden in der Versuchseinrichtung vor dem Zugversuch in 60 sec (20°C/s) bis auf 1300°C unter Argonatmosphäre aufgeheizt und dort 60 Sekunden gehalten, um die vorhandenen Karbide aufzulösen. Danach werden die Proben mit einer Abkühlrate von 1°C/s auf die Versuchstemperatur gebracht und dort 30 sec lang gehalten und dann gezogen. Durch dieses Vorgehen wird ein Gefüge mit ähnlichen Eigenschaften wie bei einer direkten Abkühlung aus der Schmelze geschaffen. Durch ein 30 sec langes Halten auf Prüftemperatur wird der Temperatenausgleich in der Probe senkrecht zur Zugachse gewährleistet.

Die ermittelten Fließkurven aus den quasi-statischen Zugversuchen bei einer Dehnrate von  $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  bei Temperaturen zwischen 200°C und 1300°C sind aus Abbildung 21 zu entnehmen. Die Proben werden bis zum Bruch gezogen. Zur Ermittlung der Materialdaten werden jedoch lediglich die Daten bis zu einer Dehnung von 0,1 herangezogen, was ausreichend ist, um das Verformungsverhalten eines erstarrenden Gussteiles zu simulieren. Bei Temperaturen über 700°C zeigen die Versuche bei dieser niedrigen Dehnrate eine relativ geringe Verfestigung an. Im mittleren Temperaturbereich zwischen 400° und 700°C steigt die Verfestigung an. Erst beim Vorliegen von rein martensitischem Gefüge bei 200°C und 300°C



Raumtemperatur ändert sich das Verhalten der Gusslegierung wesentlich. Die Verfestigung steigt bei gleichzeitiger Versprödung stark an. Der Bruch erfolgt bereits bei 3% bei 200°C wahrer Dehnung.

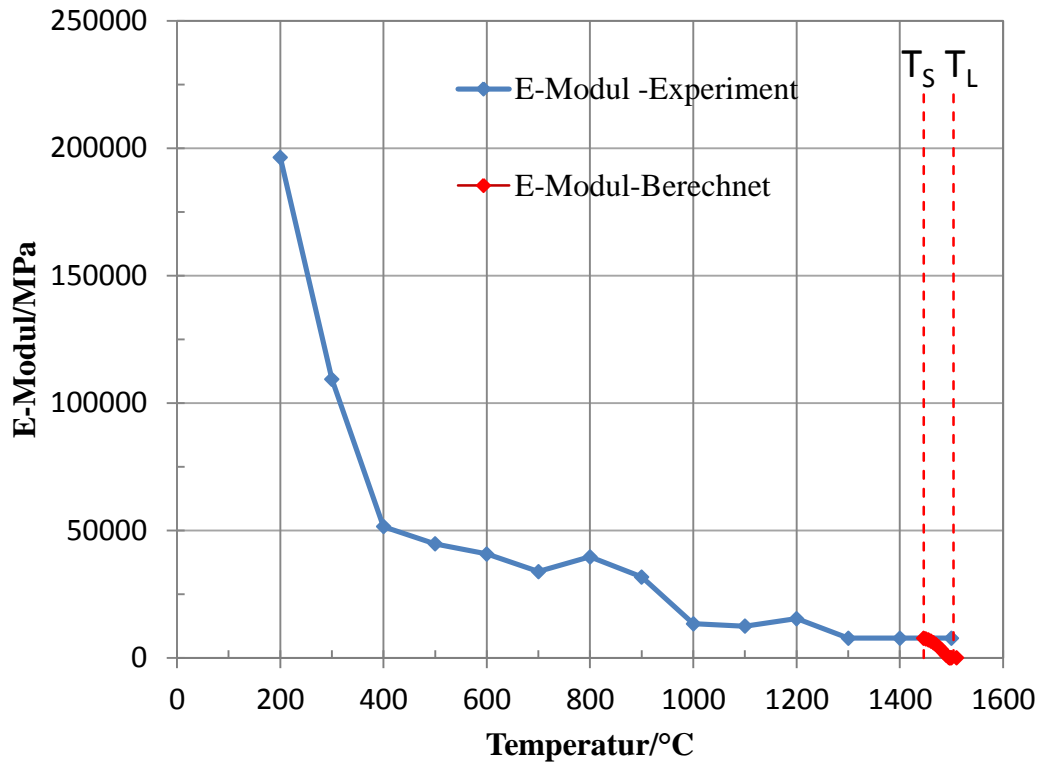


**Abbildung 21:** Fließkurven von GX8CrNi12 während des Abkühlens unter gießähnlichen Bedingungen

Abbildung 22 zeigt die Kennwerte des E-Moduls zwischen Raumtemperatur und 1505°C bei einer Dehnrate von  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Bis 1300°C wird der E-Modul aus den in Abbildung 21 dargestellten Spannungsdehnungskurven abgelesen. Über 1300°C wird zur Ermittlung des E-Moduls das vom der Festphasenanteil abhängige Gesetz von Roberts und Garbcozi [89] verwendet, das den E-Modul zwischen dem Festphasenanteil = 1 und dem kohärenten Festphasenanteil berechnet:

$$E = E_s \left( \frac{f_s f_s^{koh}}{1 - f_s^{koh}} \right)^{n_e} \quad (8.2)$$

Dabei ist  $E$  der E-Modul,  $E_s$  der temperaturabhängige E-Modul des festen Materials,  $f_s^{koh}$  der kohärente Festphasenanteil und  $n_e$  der Potenzkoeffizient. Entsprechend [88] wird für den Wert der kohärenten Festphase  $f_s^{koh}$  0,5 bzw. 2,5 für den Potenzkoeffizienten  $n_e$  verwendet. Bei einem Festphasenanteil der kleiner ist als der Festphasenanteil  $f_s^{kn}$ , bei dem keine Nachspeisung stattfindet, wird der E-Modul mit 2000 MPa angenommen, um die numerische Berechnung durchführen zu können. In Abbildung 22 ist der Verlauf des temperaturabhängigen E-Moduls des festen Materials  $E_s$ , sowie des berechneten E-Moduls  $E$  mit steigender Temperatur dargestellt.

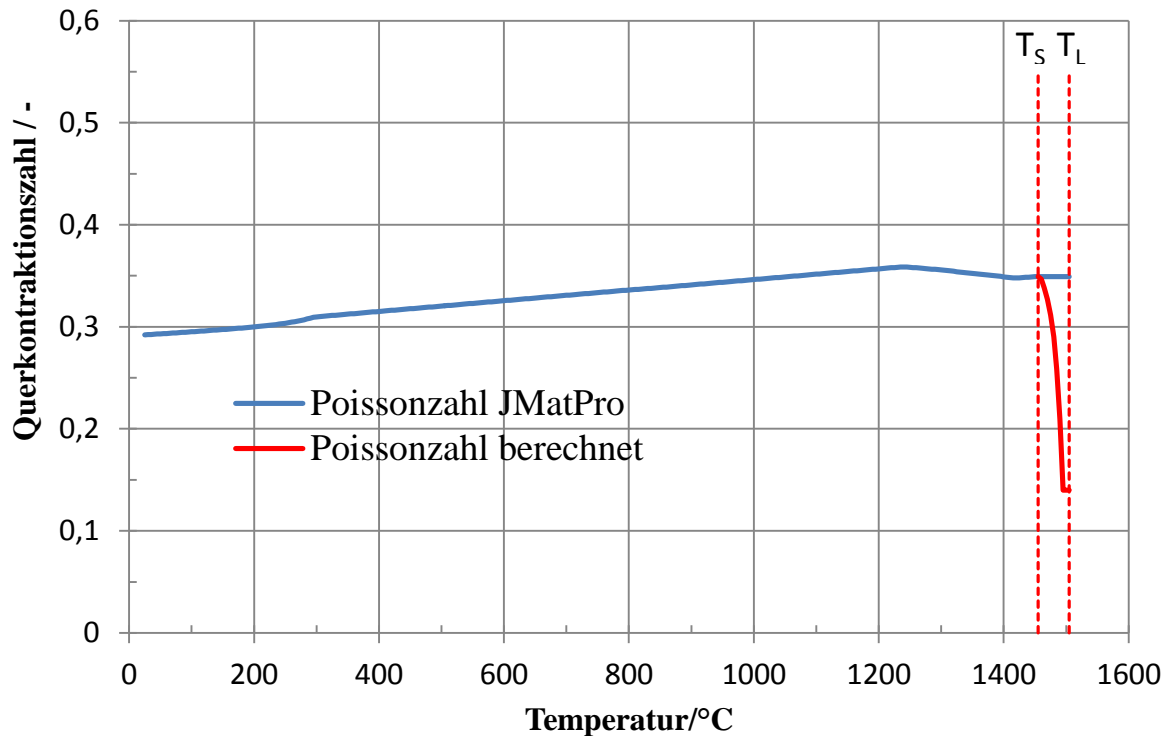


**Abbildung 22:** Änderung des E-Moduls von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

Da die Messung der Längsdehnung an der Gleeble 1500 nicht möglich ist, wird die für die Simulation bis zur Solidustemperatur mit JMatPro ermittelte Querkontraktionszahl  $\nu_s$  verwendet. Über der Solidustemperatur bis zur Schmelztemperatur wird  $\nu_s$  als konstant angenommen. Für die Berechnung der Querkontraktionszahl  $\nu$  wird wiederum das Gesetz von Roberts und Garboczi [89] verwendet:

$$\nu = \nu_0 + \left( \frac{f_s - f_s^{coh}}{1 - f_s^{coh}} \right) (\nu_s - \nu_0) \quad (8.3)$$

Die minimale Querkontraktionszahl  $\nu_0$  wird aufgrund [89] mit 0,14 gewählt. Der resultierende Verlauf der Querkontraktionszahl  $\nu$  ist in Abbildung 23 dargestellt.



**Abbildung 23:** Änderung der Querkontraktionszahl  $\nu$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

Zur Beschreibung der experimentell ermittelten dehnratenabhängigen Fließkurven wird ein Fließgesetz verwendet, das sowohl für die feste Phase als auch für die Mischung der drei Phasen (fest, flüssig und porös) benutzt wird [86]:

$$\sigma_{dy}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma_0(T) \left(1 + \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0(T)}\right)^{n(T)} \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0(T)}\right)^{m(T)} \quad (8.4)$$

Die Materialdaten in dieser Gleichung sind  $\sigma_0$  Elastizitätsgrenze,  $\varepsilon_0$  Referenzdehnung,  $n$  Verfestigungsexponent,  $\dot{\varepsilon}_0$  Referenzdehnrate und  $m$  Dehnratenexponent. Dieses Gesetz berücksichtigt den Einfluss der Dehnrate auf das Materialverhalten und wird ebenso als ein Kriechgesetz angewendet.

Die Referenzdehnrate  $\dot{\varepsilon}_0$  wird nach dem Arrheniusgesetz berechnet (s. Gleichung 8.5):

$$\dot{\varepsilon}_0 = A e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (8.5)$$

mit Parameter  $A = 17000$  1/s, Aktivierungsenergie  $Q = 300$  kJ/mol und  $R$  Gaskonstante = 8,3145 J/molK. In dieser Arbeit wird zur Beschreibung der Fließkurven ein konstanter Referenzdehnungswert  $\varepsilon_0 = 6 \cdot 10^{-3}$  verwendet. Die in der Gleichung 8.4 vorkommenden temperaturabhängigen Parameter ( $\sigma_0(T)$ ,  $n(T)$  und  $m(T)$ ), die zur Beschreibung der Fließkurven verwendet werden, sind in Abbildung 24 und Abbildung 25 dargestellt. Der

Verlauf von Elastizitätsgrenze  $\sigma_0$ , Verfestigungskoeffizient  $n$  und Dehnratenexponent  $m$  bei Temperaturen über 1300°C wird durch lineare Extrapolation der Materialdaten bestimmt, die im Festenzustand gewonnen wurden. Bei höheren Temperaturen wird eine Abnahme der Verfestigung und Elastizitätsgrenze sowie die Zunahme der Dehnratenabhängigkeit erwartet.

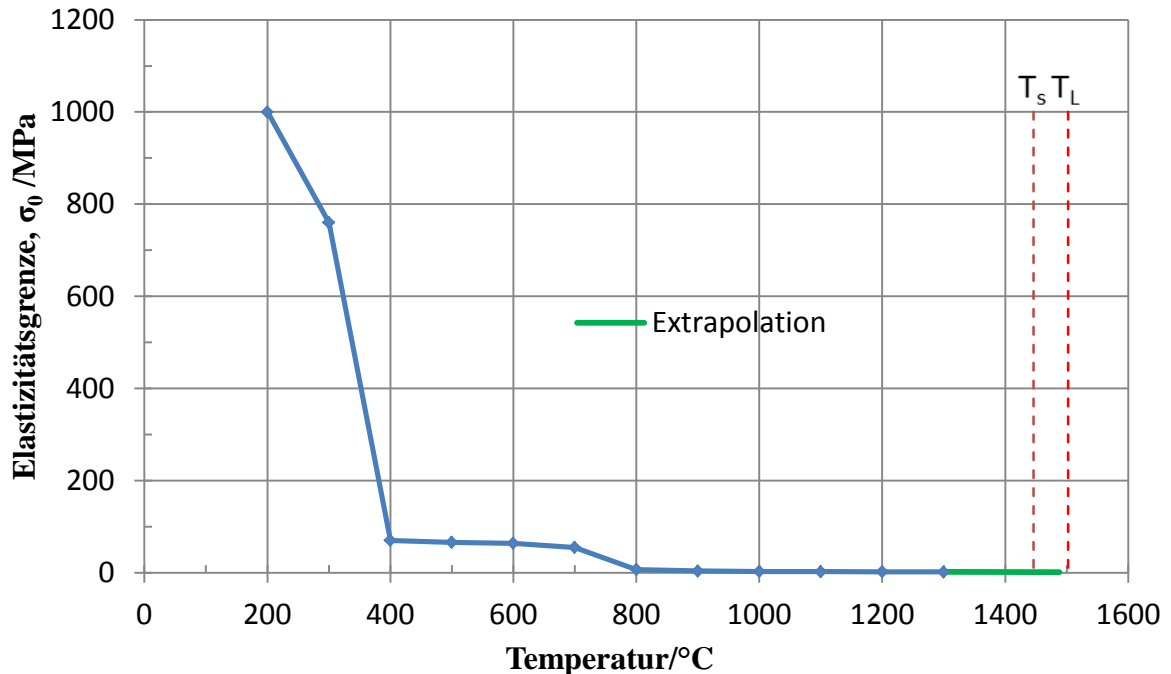


Abbildung 24: Verlauf der Elastizitätsgrenze  $\sigma_0$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

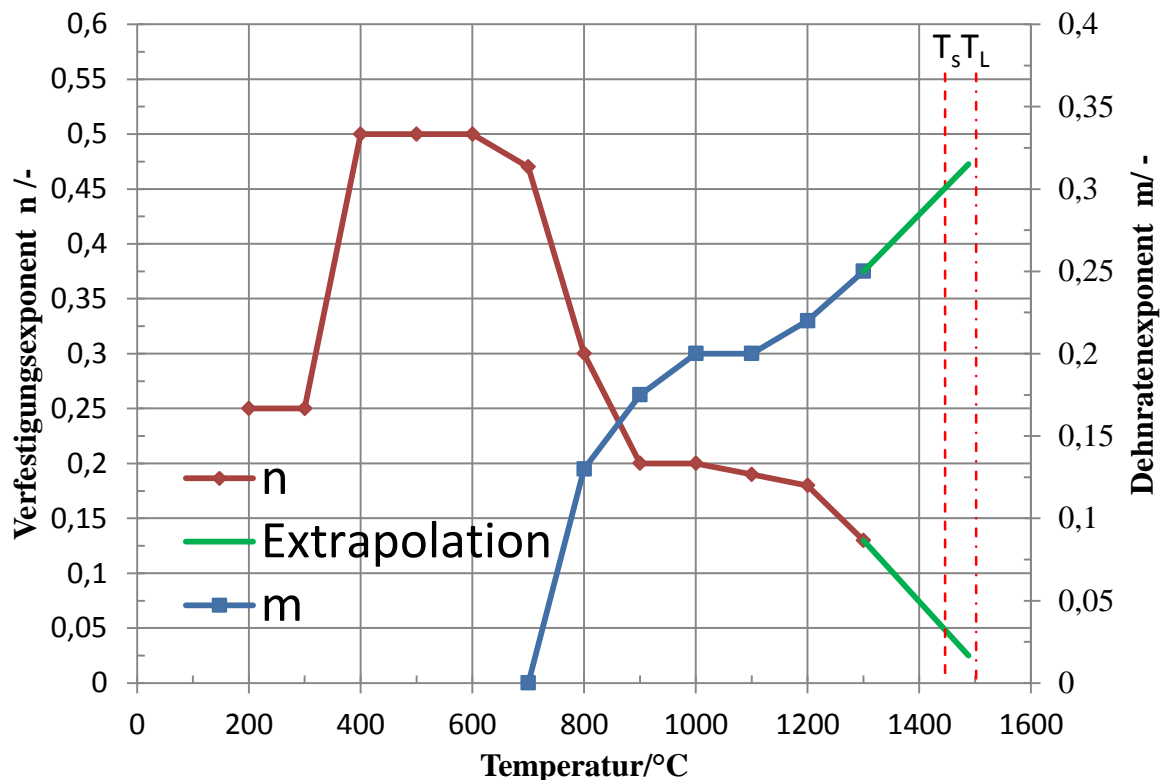
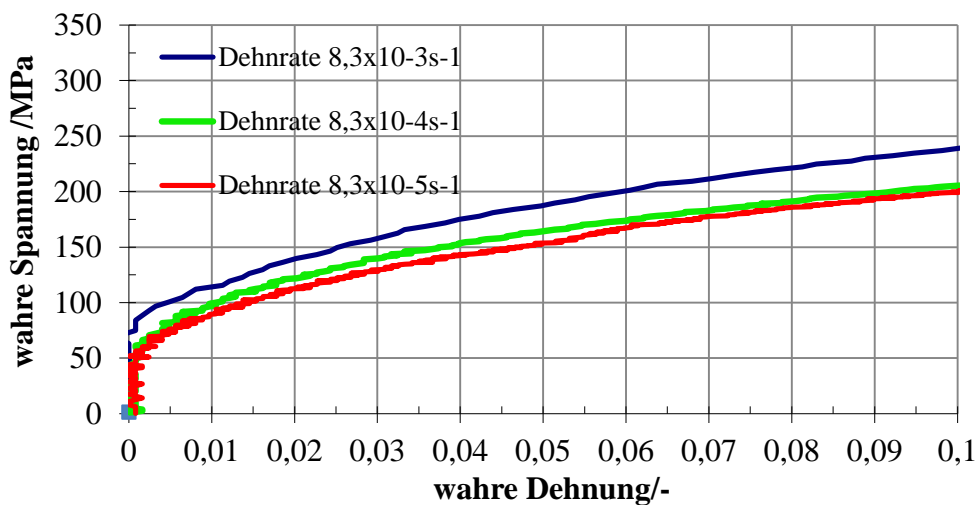


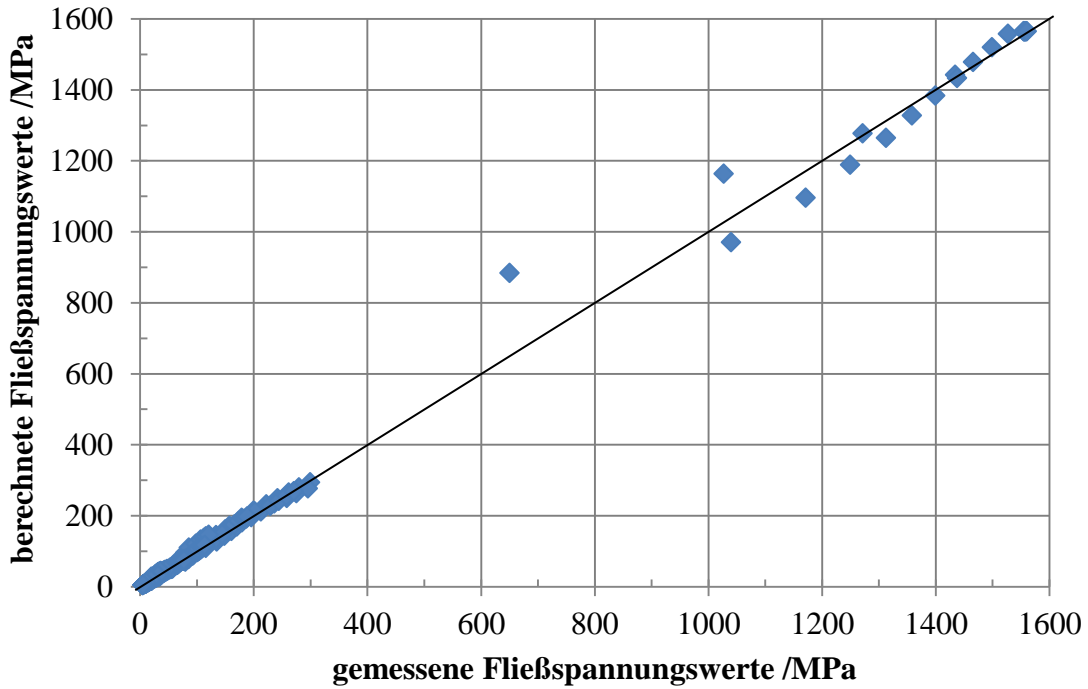
Abbildung 25: Verlauf des Verfestigungs-  $n$  und Dehnratenexponenten  $m$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

Die Elastizitätsgrenze  $\sigma_0$  und der Verfestigungskoeffizient  $n$  bei  $T > 600^\circ\text{C}$  nehmen mit steigender Temperatur ab, während der Dehnratenexponent  $m$  mit steigender Temperatur zunimmt. Dies deutet auf eine Dehnratenabhängigkeit und ein Kriechverhalten bei hohen Temperaturen hin. Das Material zeigt unter  $700^\circ\text{C}$  praktisch keine Dehnratenabhängigkeit. Aus diesem Grund wird der Dehnratenexponent unter dieser Temperatur nicht berücksichtigt und daher auf Null gesetzt. In Abbildung 26 sind die Fließkurven bei drei untersuchten Dehnraten bei  $700^\circ\text{C}$  bis zu einer Dehnung von 0,1 dargestellt. Es zeigt sich eine geringe Verfestigungsänderung, was auf eine Dehnratenunabhängigkeit bei Temperaturen niedriger als  $700^\circ\text{C}$  hindeutet.



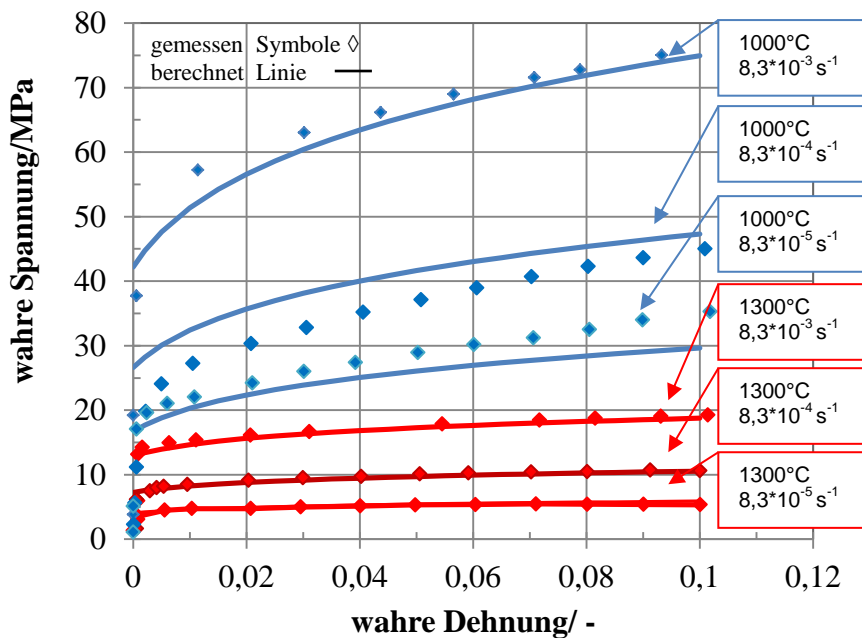
**Abbildung 26:** Fließkurven von GX8CrNi2 bei  $700^\circ\text{C}$  für drei untersuchte Dehnraten:  $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  und  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

In Abbildung 27 sind die berechneten und experimentell ermittelten Fließspannungswerte verglichen.



**Abbildung 27:** Vergleich zwischen berechneten und experimentell ermittelten Fließspannungswerten von GX8CrNi12

In Abbildung 28 wird der Vergleich des Fließverhaltens bei den Temperaturen 1100°C und 1300°C zwischen dem dehnratenabhängigen Experiment und dem zur Fließkurvenbeschreibung in Gleichung 8.4 angegebenen Fließgesetz gezeigt.



**Abbildung 28:** Experimentell ermittelte Fließkurven (Symbole) und nach Gleichung 8.4 berechnete Werte (Linie)

### 8.2.2.3 Thermophysikalische Materialdaten von GX8CrNi12

In der wissenschaftlichen Literatur sind die für die Erstarrungssimulation benötigten temperaturabhängigen thermophysikalischen Materialdaten für die zu untersuchende Stahlgussqualität GX8CrNi12 nicht vorhanden. Deshalb werden diese mittels der wissenschaftlichen Software JMatPro [102] berechnet. Die Berechnungen im JMatPro werden wie bei der Ermittlung des Festphasenanteils mit einer Abkühlrate von 1K/s und einer mittleren Korngröße von 200 $\mu$ m durchgeführt.

Abbildung 29 zeigt den Zusammenhang zwischen der Wärmeleitfähigkeit und der Temperatur. Die Wärmeleitfähigkeit steigt mit steigender Temperatur bis ca. 300°C, wo eine leichte Abnahme zu sehen ist. Dies ist auf den Einfluss der Austenit - Martensit - Umwandlung und mit den damit verbundenen großen Änderungen in Dichte und spezifischer Wärme zurückzuführen. Danach zeigt die Wärmeleitfähigkeit einen steigenden Verlauf bis in das Zweiphasengebiet (flüssig-fest), wo sie wieder absinkt.

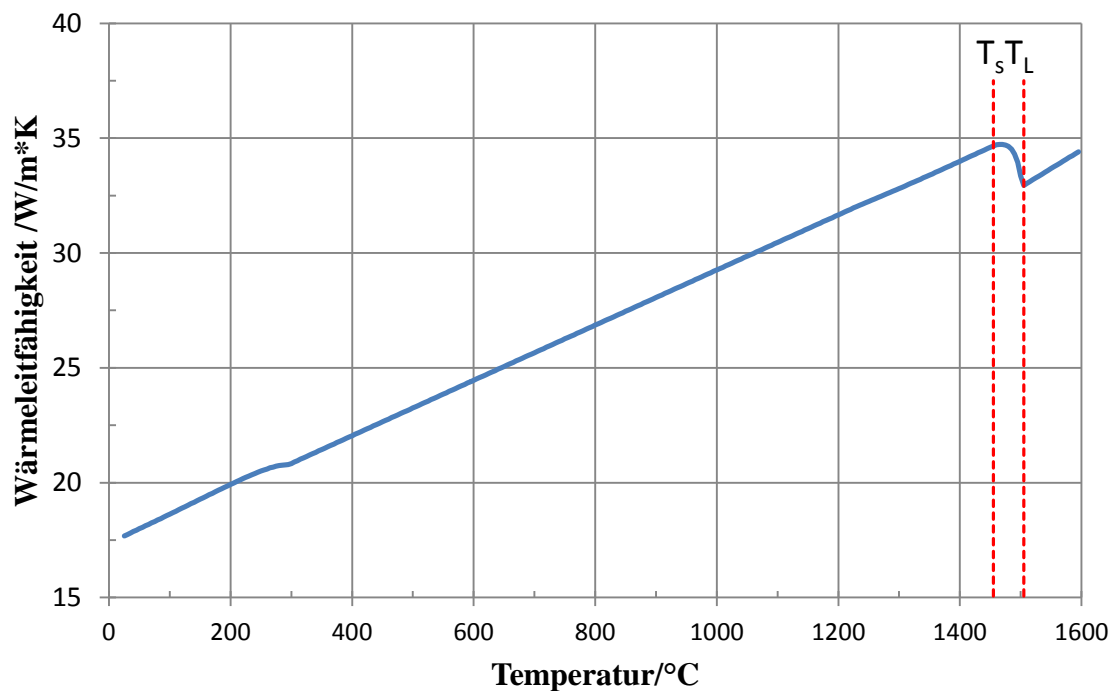


Abbildung 29: Änderung der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

In Abbildung 30 ist der berechnete Verlauf der Dichte als Funktion der Temperatur dargestellt. Im Erstarrungsbereich kommt es mit abnehmender Temperatur zu einer Steigerung der Dichte aufgrund der spezifischen Volumenänderung infolge der Erstarrungsschrumpfung. Unter der Solidustemperatur erfolgt eine weitere Steigerung der Dichte aufgrund der festen Schwindung bis zur Phasenumwandlung Martensit-Austenit. Dabei kommt es zu einer Verringerung der Dichte, aufgrund der durch die Phasenumwandlung bewirkten Materialausdehnung. Nach der Phasenumwandlung nimmt die Dichte bei der weiteren Temperaturabnahme infolge der festen Schwindung wieder zu.

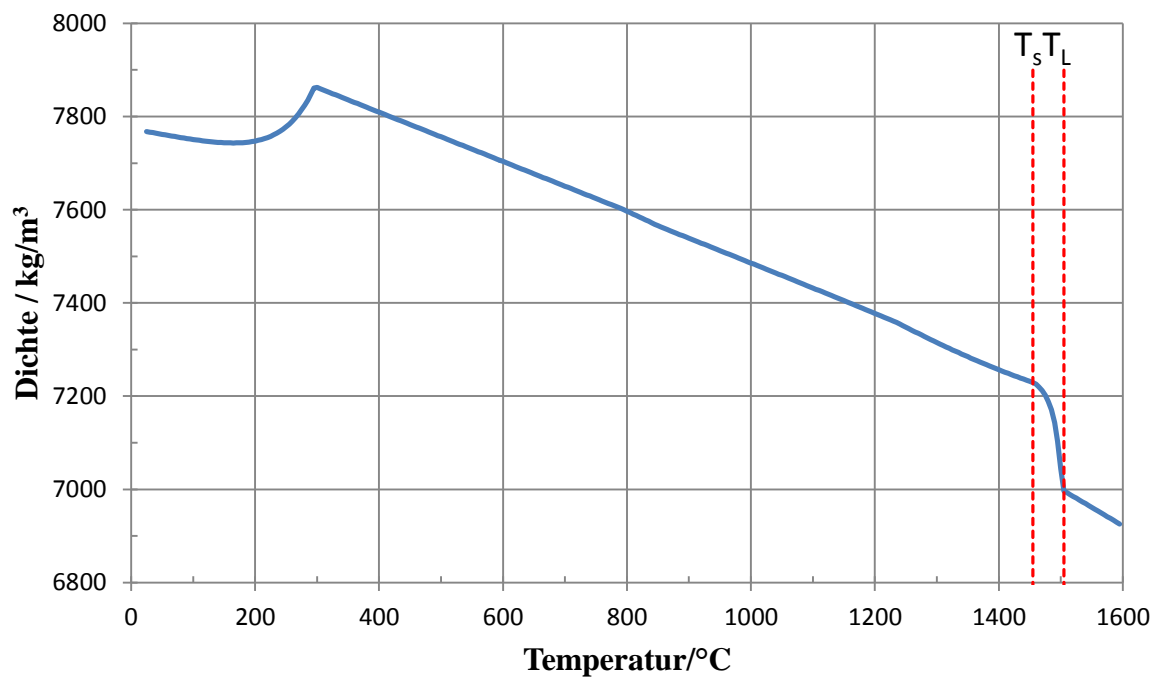
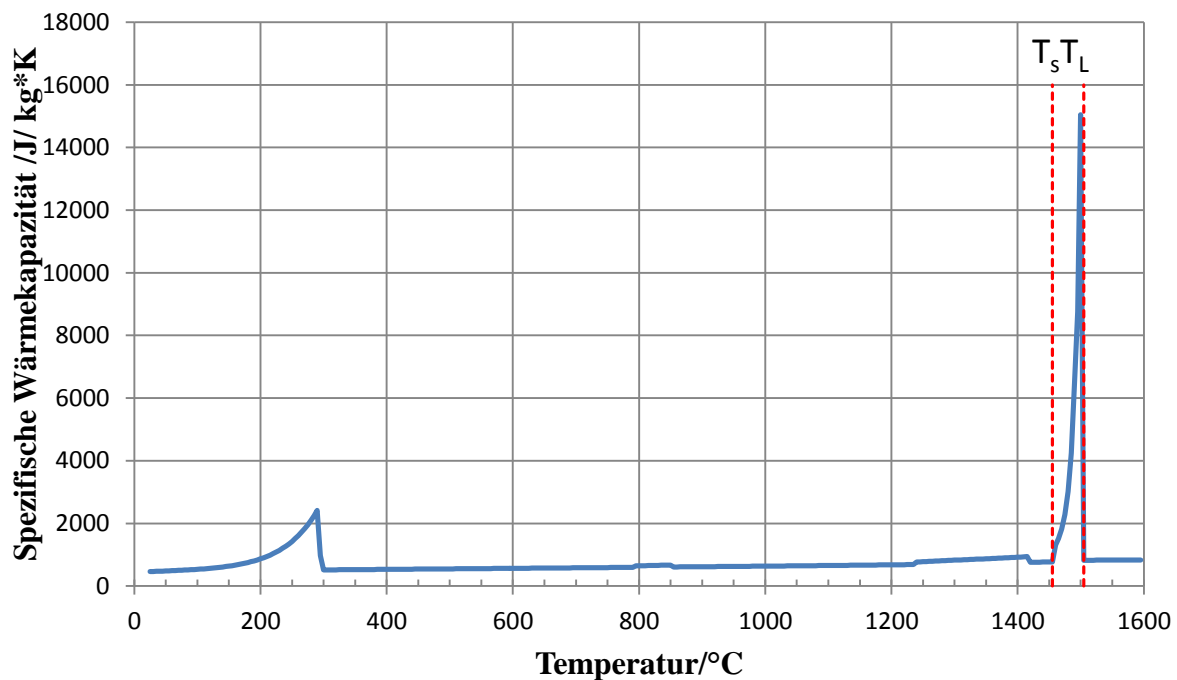


Abbildung 30: Änderung der Dichte  $\rho$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur



Die numerische Simulation der spezifischen Wärmekapazität ist in Abbildung 31 veranschaulicht. Diese umfasst sowohl den Peak der latenten Wärme im Schmelzbereich als auch den im festen Zustand auftretenden Sprung während der Phasenumwandlung. Beim Abkühlen aus dem flüssigen Bereich ist der erste  $c_p$ -Peak bei Temperaturen von ca. 1420°C durch die Umwandlung von  $\delta$ -Ferrit in  $\gamma$ -Austenit zu beobachten. Danach verläuft der  $c_p$ -Wert bis zum Erreichen der martensitischen Umwandlung beinahe linear und es zeigt sich infolge dieser Umwandlung bei ca. 300°C ein Peak hervorgerufen durch die freiwerdende innere Energie.

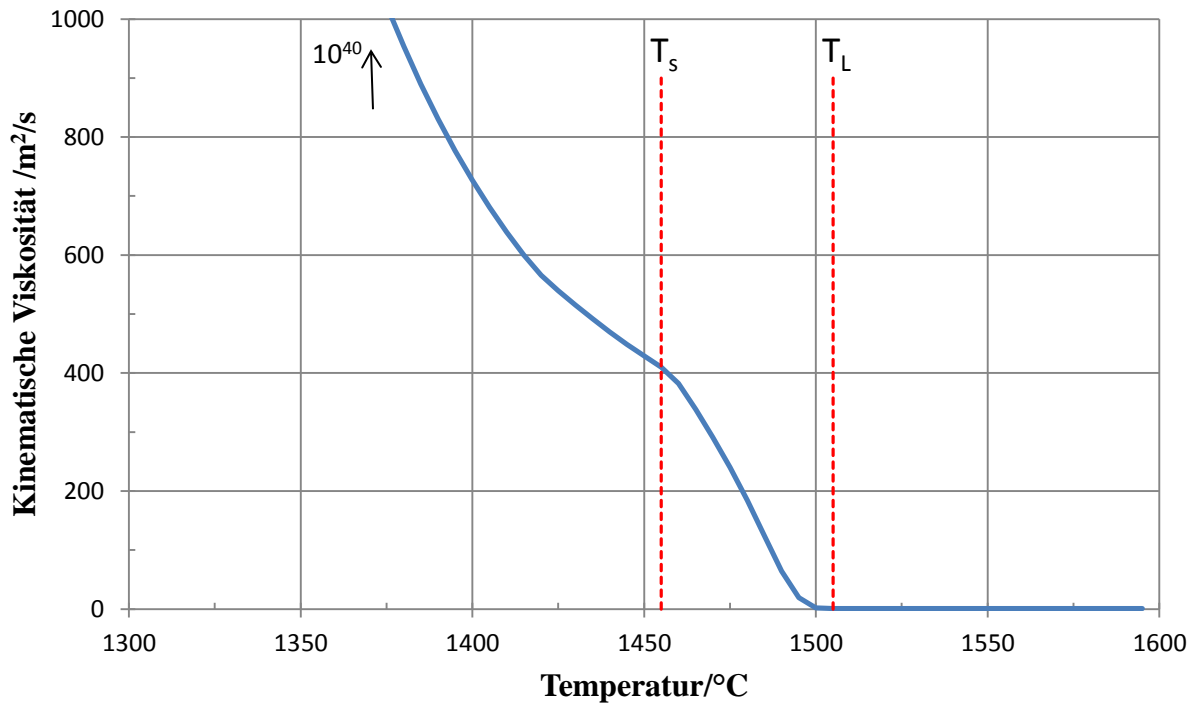


**Abbildung 31:** Änderung der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

Abbildung 32 zeigt den Verlauf der kinematischen Viskosität  $\mu$  als Funktion der Temperatur. Diese wird aus der dynamischen Viskosität  $\eta$  und Dichte  $\rho$  mit JMatPro berechnet:

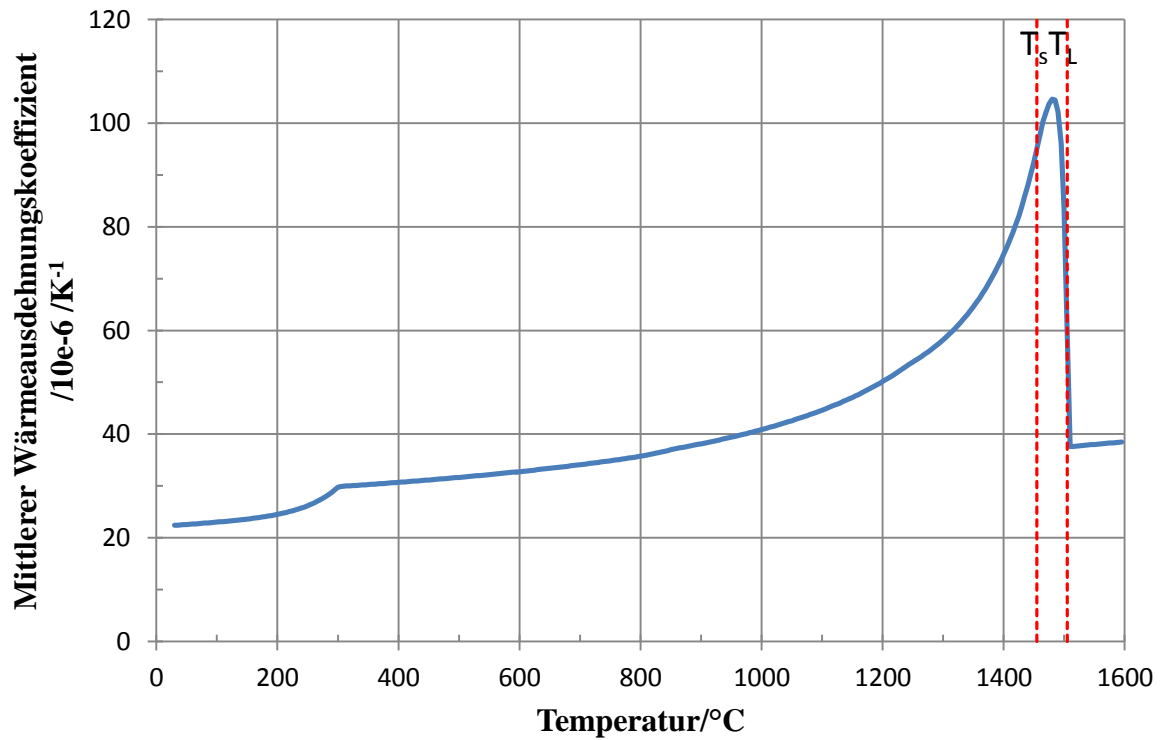
$$\mu = \frac{\eta}{\rho} \text{ [m}^2\text{/s]} \quad (8.6)$$

Die kinematische Viskosität sinkt infolge steigender Temperatur. Bei niedrigen Temperaturen steigt die kinematische Viskosität bis auf den Wert  $10^{40}$  m<sup>2</sup>/s.



**Abbildung 32:** Änderung der kinematischen Viskosität  $\mu$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

In Abbildung 33 ist der mittlere lineare Wärmeausdehnungskoeffizient dargestellt, der sich auf eine Ausgangstemperatur  $T_0$  von  $20^\circ\text{C}$  bezieht. Die Sprünge in den Werten sind im Erstarrungsbereich sowie bei Phasentranumwandlungen ersichtlich.

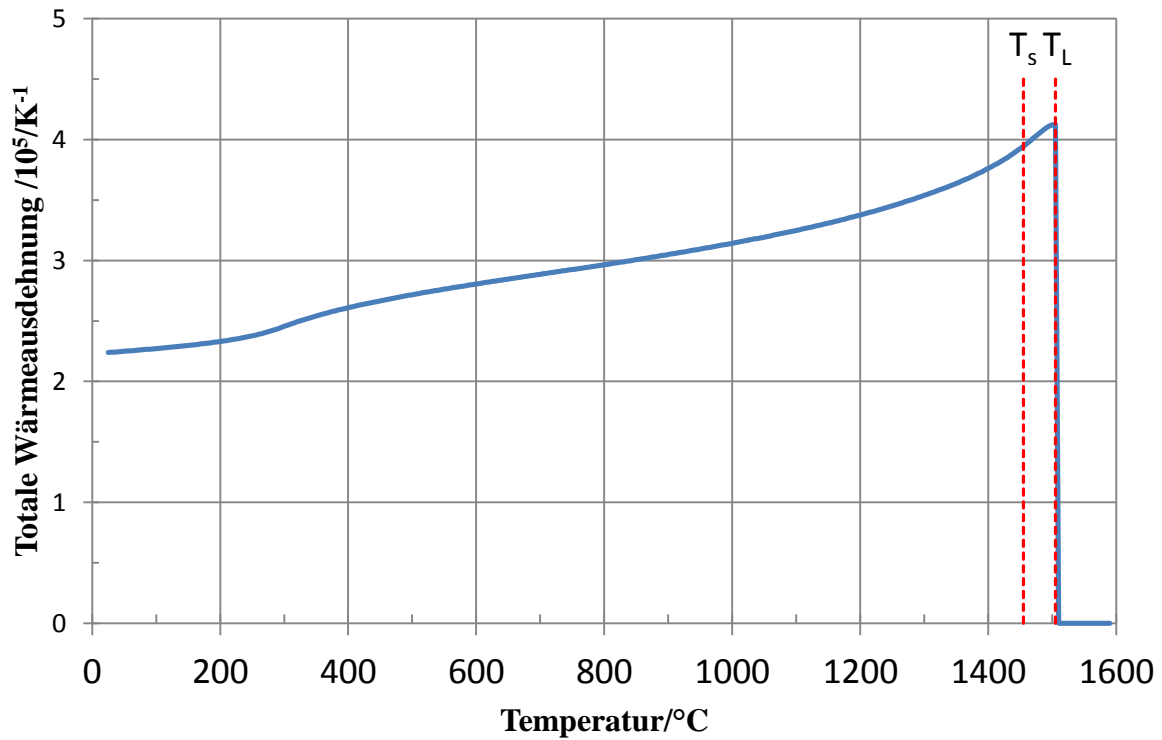


**Abbildung 33:** Änderung der mittleren linearen Wärmeausdehnung  $\alpha$  als Funktion der Temperatur von GX8CrNi12

In Abbildung 34 ist die Änderung der totalen Wärmeausdehnung  $\alpha$  dargestellt, die sich aus der Integration der thermischen Ausdehnung  $\alpha'$  in Bezug auf eine Referenztemperatur ergibt [107]:

$$\alpha(T) = \frac{1}{T - T_{ref}} \int_{T_{ref}}^T \alpha' dT \quad (8.7)$$

Als Referenztemperatur wird hierbei eine Temperatur von 1°C verwendet.



**Abbildung 34:** Änderung der totalen Wärmeausdehnung  $\alpha$  von GX8CrNi12 als Funktion der Temperatur

### 8.2.3 Sandform

Die mechanischen Eigenschaften der Sandform sind nur für die Kontaktsimulation von Bedeutung und werden unter diesem Gesichtspunkt betrachtet. Sie sind ein entscheidender Faktor im Verursachen der Warmrissigkeit beim Stahlgießen [108], da die freie thermische Schrumpfung des Gussteils durch die Form verhindert wird. Außerdem ist die Kenntnis der Formeigenschaften notwendig, um eine korrekte Vorhersage von Temperatur und Verformung eines Gussteils bei einer Gießsimulation durchzuführen. Bei der Gießerei in Linz wird die Gussform mit unterschiedlichen Sand- und Binderarten hergestellt. Im gussstücknahen Bereich bis ca. 5cm wird hochtemperaturbeständiger Chromitsand verwendet. Die Sintertemperatur des Chromitsands liegt zwischen 1800 - 1900°C. Die restliche Gussform wird mit alkydharzgebundenem Quarzsand (Sintertemperatur ca. 1600°C) verwendet. Zur Oberflächenverbesserung wird die Sandoberfläche mit einer Korund-Schlichte überzogen.

#### 8.2.3.1 Thermophysikalische Sandmaterialdaten

In der Literatur sind wenig thermophysikalische und Sandformmaterialdaten vorhanden. Zur Berechnung der Temperaturfelder werden in dieser Arbeit die Chromitsanddaten aus der Magmadatenbank verwendet. In Tabelle 4 sind die benötigten Daten zur Berechnung der Temperaturfelder angegeben.

Bezeichnung	Wärmeleitfähigkeit	Dichte in Form	Spezifische Wärmekapazität	Ausdehnungskoeffizient	Quelle
Chromitsand	0,88- 1,2 W/mK	2000 kg/m <sup>3</sup>	880 J/kgK	1*10 <sup>-6</sup> 1/°C	Magma Datenbank

**Tabelle 4:** Thermische Kenndaten des Chromitsands

Der temperaturabhängige Verlauf der Wärmeleitfähigkeit des Chromitsandes ist in Abbildung 35 veranschaulicht.

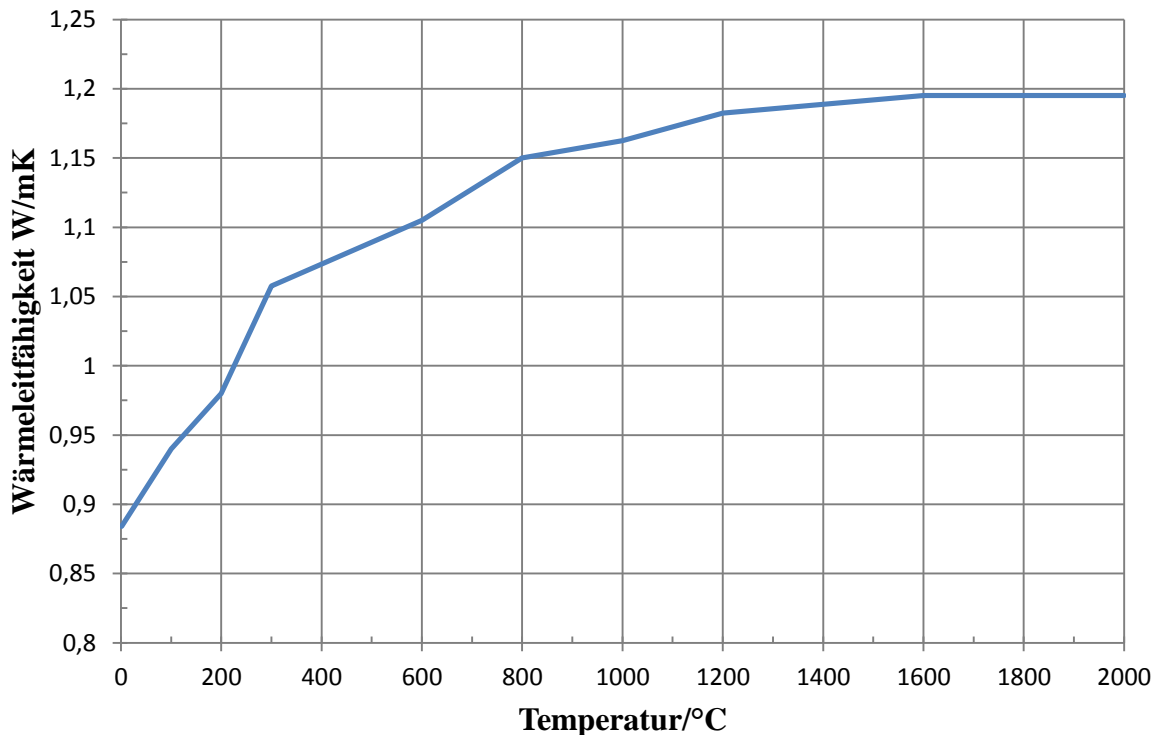
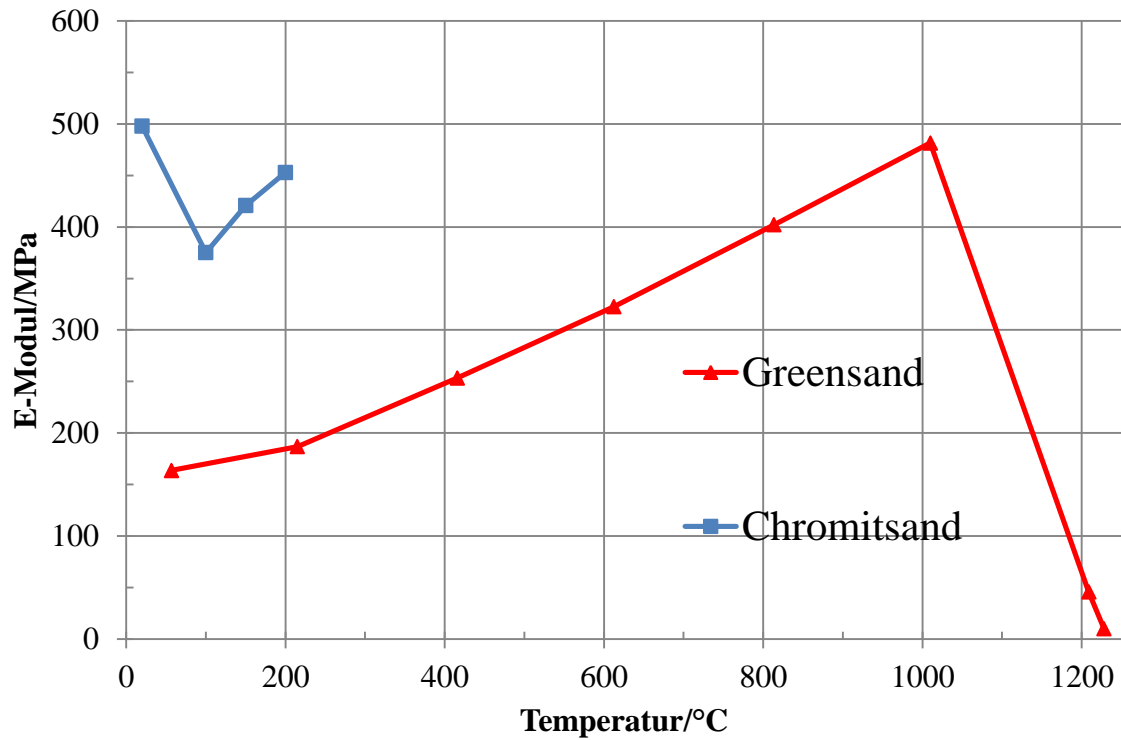


Abbildung 35: Änderung der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  als Funktion der Temperatur des Chromitsandes

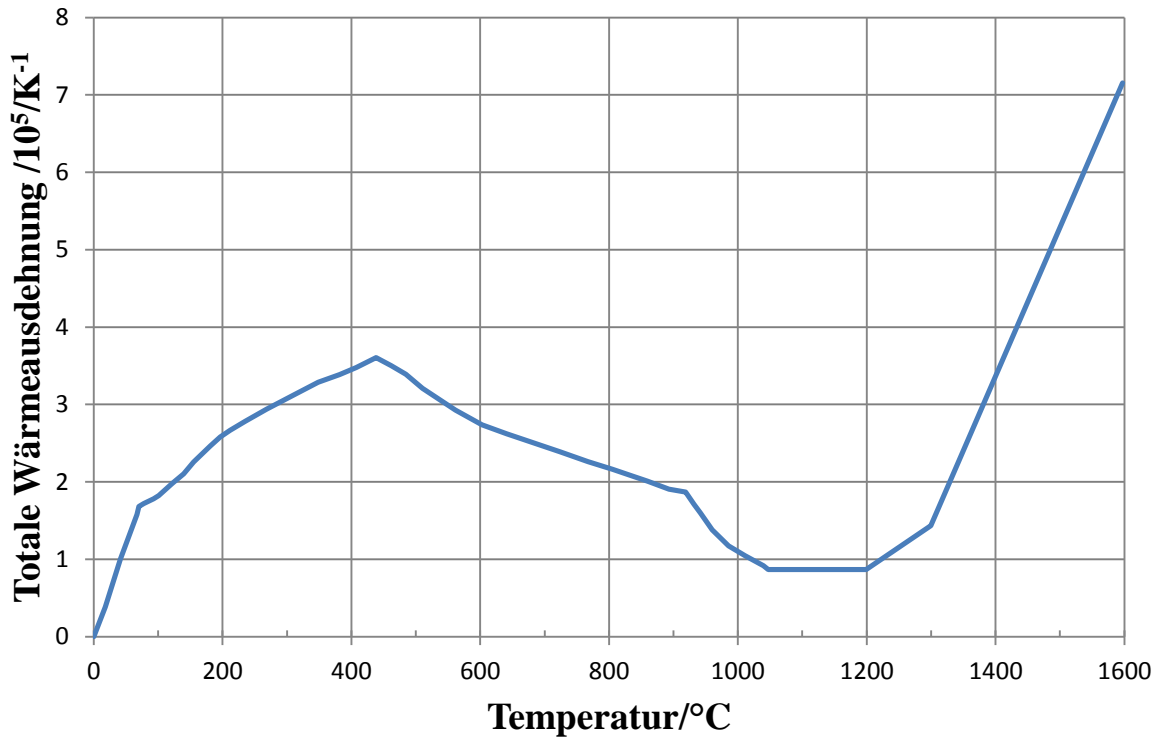
### 8.2.3.2 Thermomechanische Sandformdaten

Die mechanischen Sandeigenschaften sind in der Literatur noch seltener zu finden. Außerdem wird die Sandform sehr oft armiert, weshalb das eigentliche mechanische Verhalten dieser Sandform als eine Mischung von Sand- und Armierungseigenschaften angesehen werden sollte. Die Bedeutung der mechanischen Sandformereigenschaften zeigt sich bei der Berechnung der Kontaktsimulation. Die wichtigsten Eigenschaften für die Kontaktsimulation liegen in dem mit dem Gußteil wechselwirkenden Ausdehnungsverhalten der Sandform und der durch den Elastizitätsmodul beschriebenen Steifigkeit. Da die Angaben der Steifigkeit des verwendeten Sandformstoffes bei höheren Temperaturen in der Literatur nicht zu finden sind, werden die E-Modulwerte des Greensandes verwendet, die mit einer speziell entwickelten dreiachsigen Druckvorrichtung ermittelt wurden [109, 110]. Der temperaturabhängige E-Modul des Greensands ist in Abbildung 36 veranschaulicht. Die Steifigkeit steigt kontinuierlich bis ca. 1010°C an. Bei Temperaturen größer 1010°C sinkt die Steifigkeit kontinuierlich ab. Um den Steifigkeitsunterschied zwischen Green- und Chromitsand zu prüfen, wird eine Druckprüfung bis 200°C an den Chromitsandproben durchgeführt. Der Steifigkeitsunterschied zwischen den beiden Sandarten ist in Abbildung 36 dargestellt. Als Querkontraktionszahl wird ein konstanter Wert von 0,3 verwendet.



**Abbildung 36:** Änderung des E-Moduls des Green- und Chromitsands als Funktion der Temperatur

Für die Schädigungssimulation in Abaqus wird der totale Wärmeausdehnungskoeffizient der Sandform, ermittelt in [87] verwendet. Der temperaturabhängige Verlauf der totalen Wärmeausdehnung ist in Abbildung 37 ersichtlich.



**Abbildung 37:** Änderung der totalen Wärmeausdehnung  $\alpha$  der Sandform als Funktion der Temperatur [87]

### 8.2.4 Isolierung

Durch Isolation von Speisern, wird die Abkühlung im Speiser verzögert und somit dessen Erstarrungszeit verlängert. Die thermischen Eigenschaften unterscheiden sich deutlich zwischen der Sandform und dem Gussmaterial und sind hierbei in der numerischen Simulation berücksichtigt (s. Tabelle 5).

Bezeichnung	Wärmeleitfähigkeit	Dichte der Isolierung	Spezifische Wärmekapazität	Ausdehnungskoeffizient	Quelle
Isolierung	0,4- 0,7 W/mK	850 kg/m <sup>3</sup>	980-1100 J/kgK	$1 \cdot 10^{-7}$ 1/°C	Magma Datenbank

**Tabelle 5:** Thermische Kenndaten des Isolierungsmaterials

Die verwendeten mechanischen Daten des Isolierungsmaterials in der Verformungssimulation sind in Tabelle 6 ersichtlich.

E - Modul	Querkontraktionszahl
12000 MPa	0,1

**Tabelle 6:** Mechanische Kenndaten für das Isolationsmaterial



Der temperaturabhängige Verlauf der Dichte und der spezifischen Wärmekapazität des Isolierungsmaterials sind in Abbildung 38 bzw. 39 dargestellt.

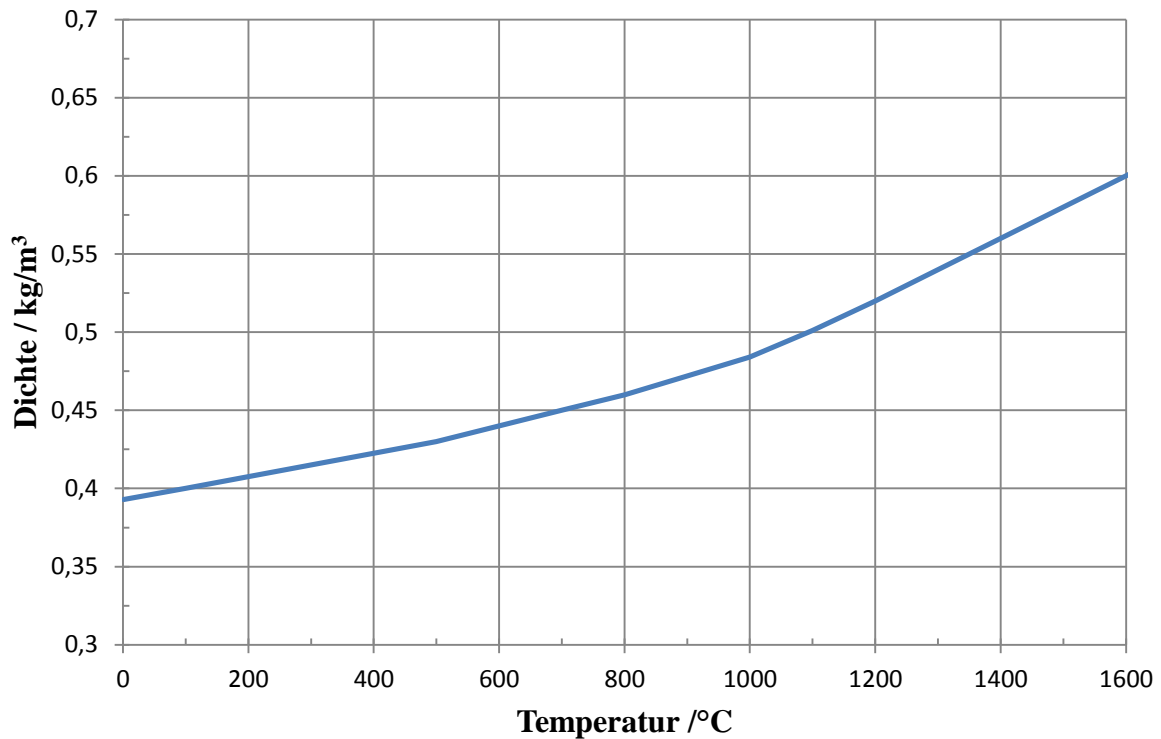


Abbildung 38: Änderung der Dichte  $\rho$  des Isolierungsmaterials als Funktion der Temperatur

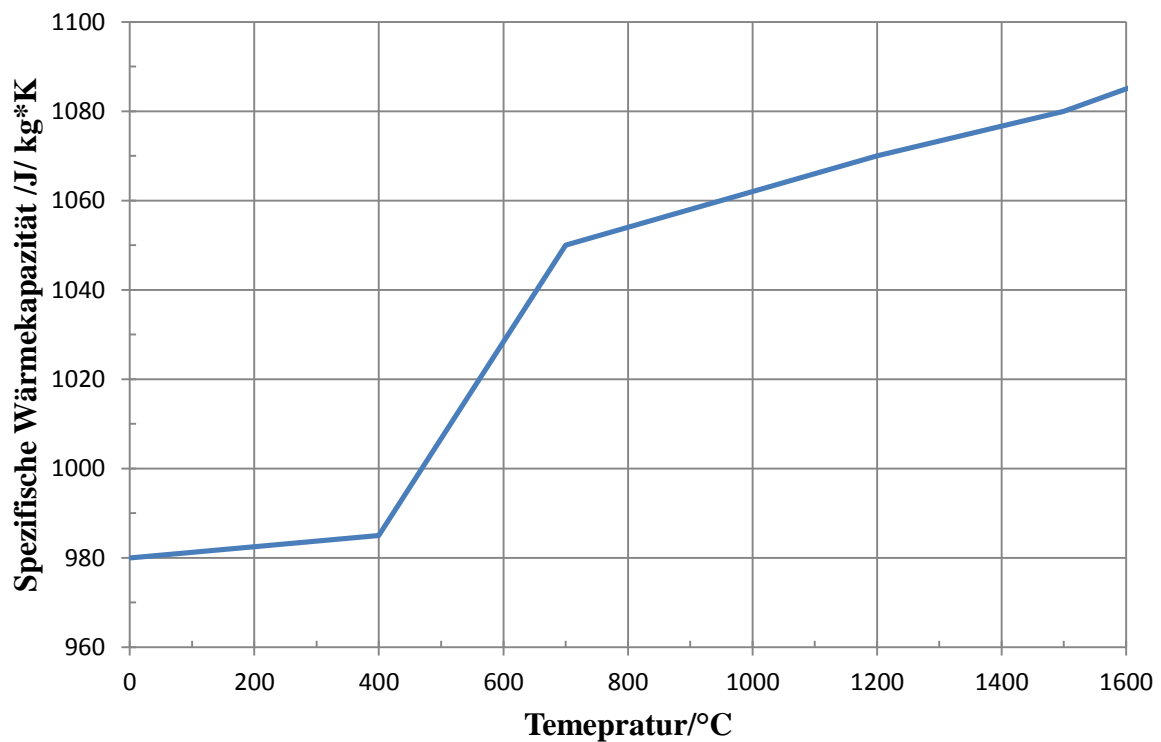


Abbildung 39: Änderung der spezifischen Kapazität  $c_p$  des Isolierungsmaterials als Funktion der Temperatur

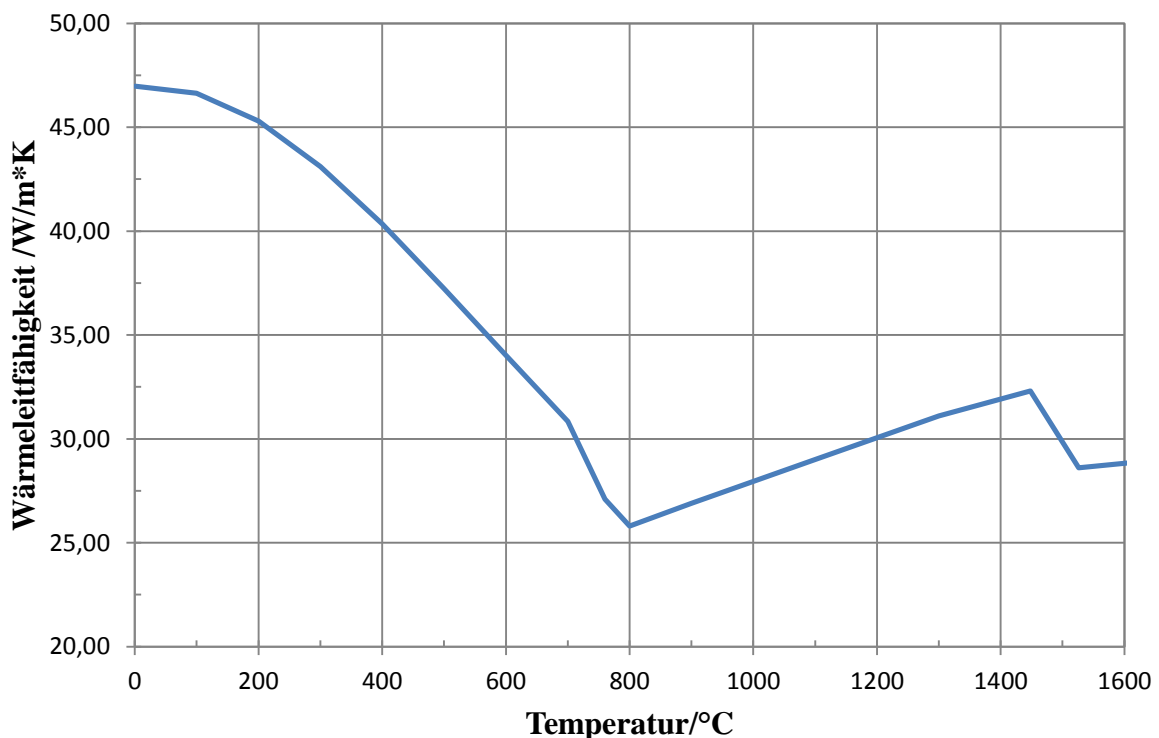
### 8.2.5 Kühleisen

Zur Beeinflussung der Erstarrung in den gefährdeten Bereichen werden Kühleisen meist aus Stahl verwendet. Die verwendeten Kühleisen bestehen aus einem niederlegierten Stahl. Die verwendeten thermischen Kühleisenmaterialdaten für die Füllungs- und Erstarrungssimulation in MagmaSoft werden in Tabelle 7 angeführt.

Bezeichnung	Wärmeleitfähigkeit	Dichte des Kühleisens	Spezifische Wärmekapazität	Ausdehnungskoeffizient	Quelle
Kühleisen	0,4- 0,7 W/mK	850 kg/m <sup>3</sup>	980-1100 J/kgK	$1 \cdot 10^{-7}$ 1/°C	Magma Datenbank

**Tabelle 7:** Thermische Kenndaten des Kühleisens

Der temperaturabhängige Verlauf der Wärmeleitfähigkeit, Dichte, spezifischen Wärmekapazität und mittleren linearen Wärmeausdehnung des Kühleisens ist in Abbildung 40 bis 43 veranschaulicht.



**Abbildung 40:** Änderung der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  des Kühleisens als Funktion der Temperatur

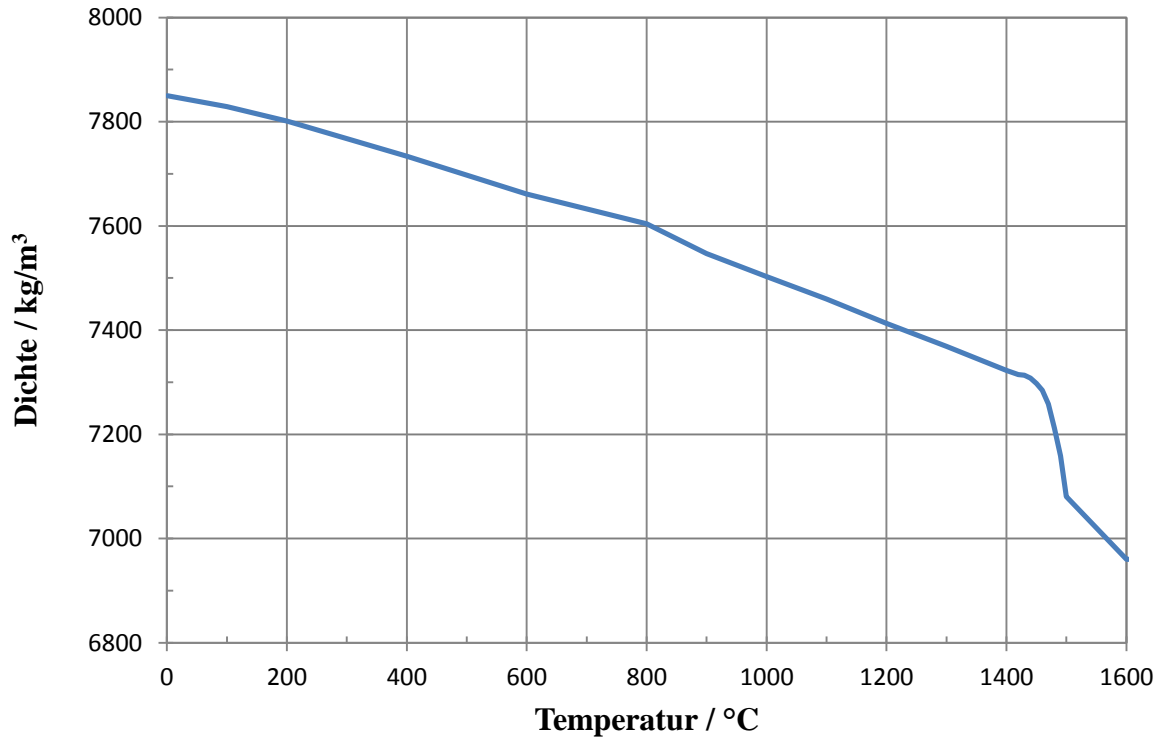


Abbildung 41: Änderung der Dichte  $\rho$  des Kühleisens als Funktion der Temperatur

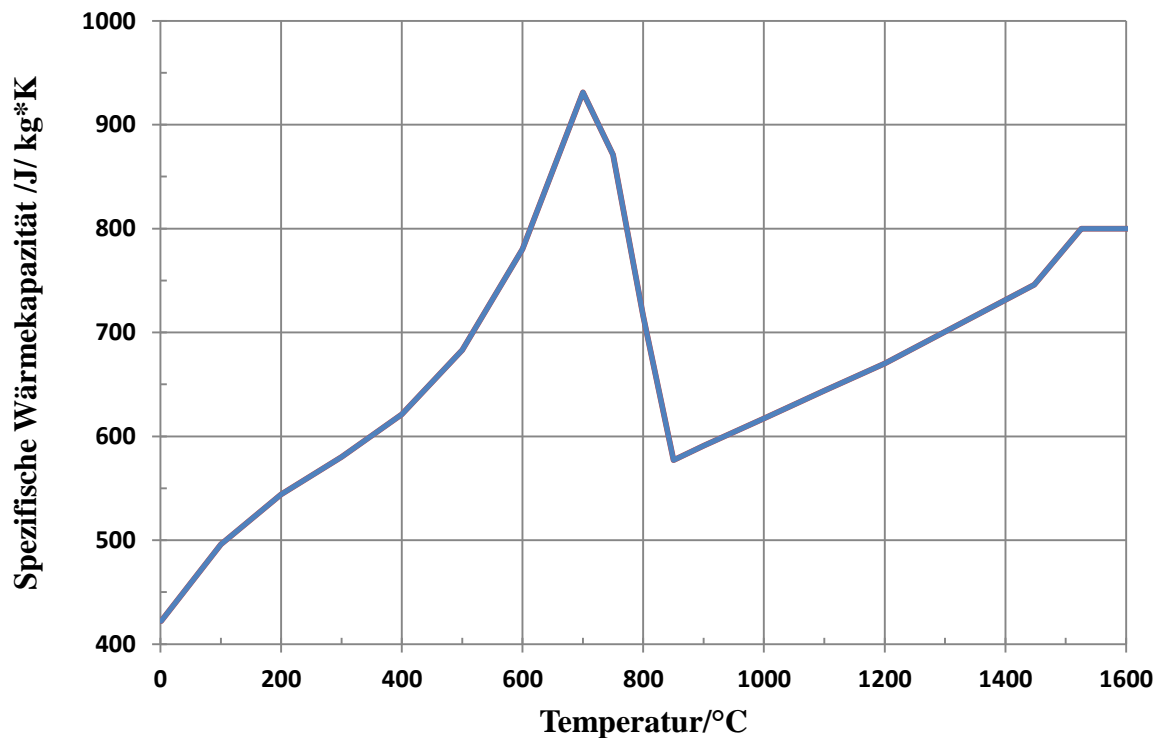
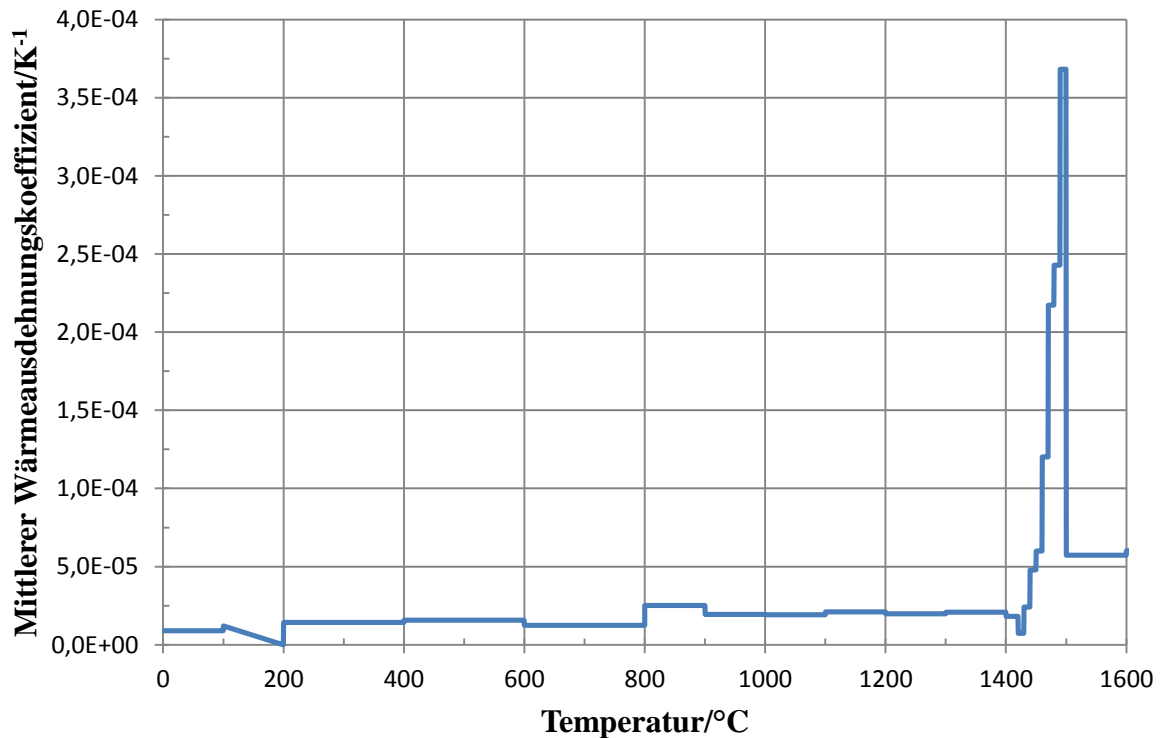


Abbildung 42: Änderung der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  des Kühleisens mit der Temperatur

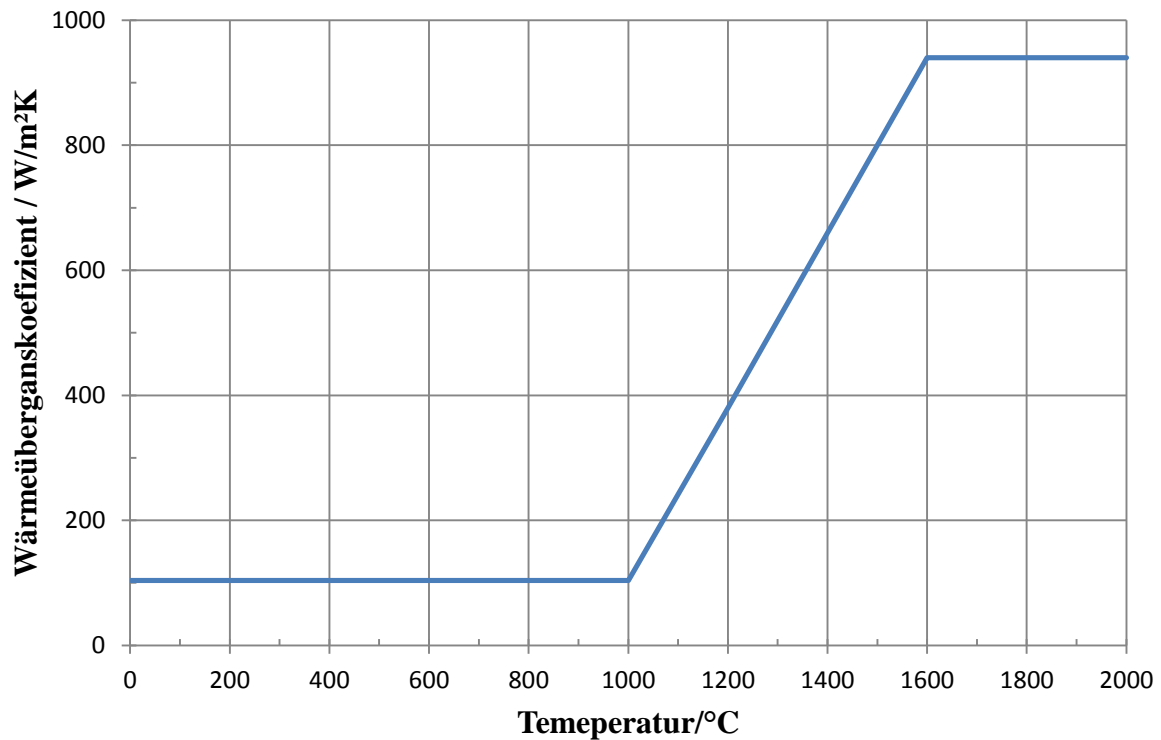


**Abbildung 43:** Änderung der mittleren linearen Wärmeausdehnung  $\alpha$  des Kühlisens als Funktion der Temperatur

### 8.2.6 Wärmeübergangskoeffizient

Bei einer Gießsimulation findet ein Wärmeübergang zwischen Form und Gussteil bzw. zwischen Form und Umgebung statt. Dieser Wärmeübergang wird mit Hilfe eines Wärmeübergangskoeffizienten beschrieben. Eine prozessnahe Simulation des Wärmeübergangs, insbesondere zwischen Sand- und Gussform stellt einen wesentlichen Faktor dar. Der Wärmeübergang wird sowohl durch die thermische Entwicklung als auch durch die Festphasenverformung beeinflusst. Eine experimentelle Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten ist schwierig. Der Wärmeübergangskoeffizient ist ein Kennwert, der nicht nur von den beteiligten Materialien wie Gussstahl, Sandform, Medium im Spalt sondern auch von deren Temperaturen, dem Oberflächenzustand (Reibung, Verzunderung) sowie im Spalt herrschenden Strömungsbedingungen abhängig ist. Da beim Gießvorgang dynamische Kontaktänderungen vorkommen können, muss dies auch berücksichtigt werden. Aus diesen Gründen wird in der vorliegenden Arbeit auf eine experimentelle Untersuchung des Wärmeübertragungskoeffizienten verzichtet und der effektive Wärmeübergangskoeffizient für den Sandgussprozess aus der Magmadatenbank verwendet. Der effektive Wärmeübergangskoeffizient ist eine Kombination aus Wärmestrahlung und Konvektion. Im Gießvorgang bei höheren Temperaturen dominiert der Strahlungsterm, da die Stahlgusstemperatur sehr hoch ist, während bei niedrigen

Temperaturen die Konvektion den höheren Beitrag leistet, weil die Form großteils aus Luft und Sand besteht. Der in dieser Arbeit verwendete effektive temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient ist in Abbildung 44 dargestellt.

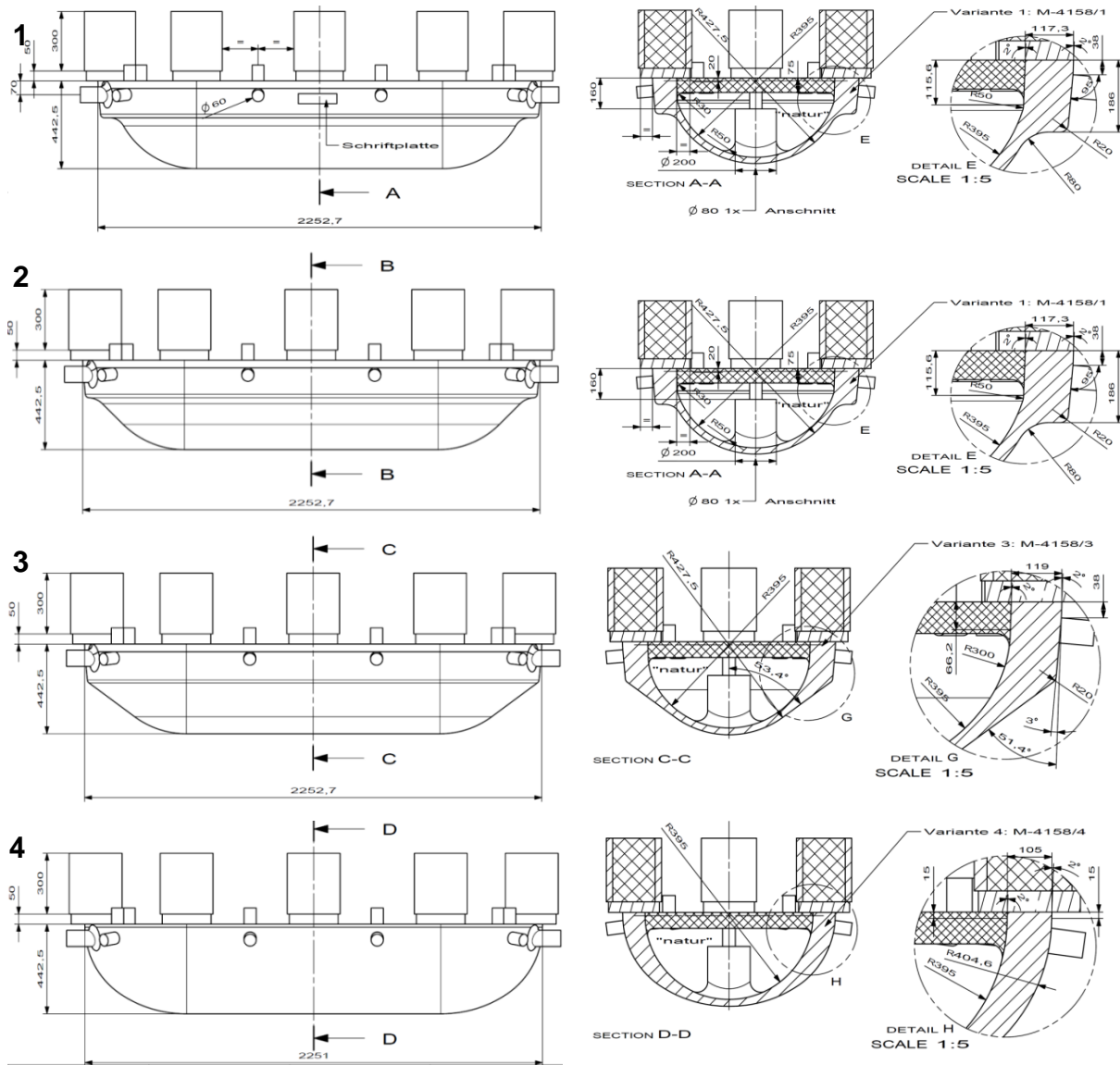


**Abbildung 44:** Änderung des Wärmeübertragungskoeffizienten als Funktion der Temperatur

## 9 Experimentelle Validierung des Schädigungsmodells

### 9.1 Versuchsaufbau

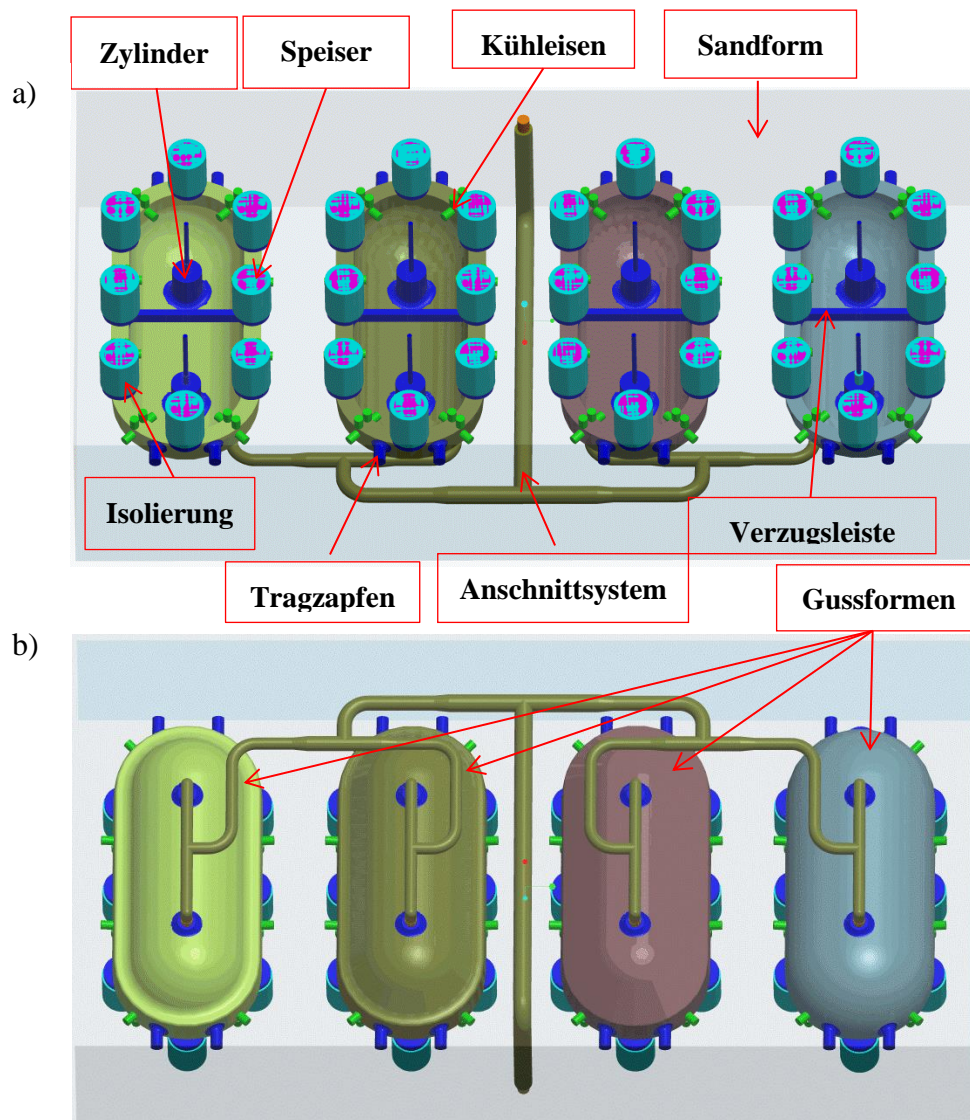
In der Vergangenheit wurden zahlreiche Untersuchungen zur Charakterisierung der Warmrissbildung durchgeführt. Eine Zusammenfassung der Warmrissuntersuchungen bei Stahlgusslegierungen mit unterschiedlichen Gussgeometrien ist im Bericht von Bridges [111] zu finden. In diesem Bericht wurde gezeigt, wie die Warmrissbildung durch eine Designänderung beseitigt werden kann. Zur Abschätzung der Praxistauglichkeit des Schädigungsmodells wird in dieser Arbeit eine industrienaher Gussgeometrie gewählt, die als warmrissanfällig gilt und bei der die warmrissanfälligen Bereiche bekannt sind, da ähnliche Geometrien häufig vorkommen. Anzumerken ist, dass hierbei für die Validierung des Schädigungsmodells eine Gussgehäusegeometrie abgegossen wird, deren Gewicht zehnmal kleiner ist als in der Praxis üblich. Der Vorteil der betrieblichen Validierung liegt in der gezielten Veränderung der Gussteilgeometrie, wodurch eine mögliche Reduzierung der Warmrissbildung experimentell nachgewiesen werden könnte. Ebenso kann geprüft werden, in welchem Ausmaß die Vorhersage des mathematischen Modells mit der Realität übereinstimmt. An der ausgewählten wannenähnlichen Gussgeometrie wird eine Variation des Gehäusequerschnittes in vier verschiedenen Formen am warmrissanfälligen Bereich am Übergang vom Flansch zur Wand (dem sog. Teilflansch) durchgeführt. Dadurch soll die Neigung zur Warmrissbildung in diesem Bereich bei unterschiedlichen Geometrien erfasst werden können und somit die optimale Geometrie bestimmt werden können. Die schematische Darstellung der Wannengeometrie in der Seitenansicht und im Querschnitt ist in Abbildung 45 veranschaulicht. Der Bereich am Teilflansch und seine geometrischen Maße werden in der Detailansicht veranschaulicht. Die Länge, Höhe und Breite der Versuchswannen betragen 2,25m, 0,44m und 1m. Die Gussform 1 wird am Teilflansch mit einem Ausrundungsradius von 80mm und die Gussform 2 mit 100mm ausgeführt. Die Gussform 3 wird am Teilflansch ohne Ausrundungsradius aber dafür mit einem tangentialen Übergang zum dünnwandigen Bereich ausgeführt, während die Gussform 4 keinen ausgeprägten Teilflansch besitzt, vielmehr nimmt der Querschnitt über die Hälfte des Gussstücks kontinuierlich ab. Die Teilflanschgeometrie der vier Gussformen ist in vergrößerten Details auf der rechten Seite der Abbildung 45 verdeutlicht.



**Abbildung 45:** Schematische Darstellung in der Seitenansicht der vier Wannengeometrien 1-4 (links), Querschnittsdarstellung der vier Wannengeometrien 1-4 mit vergrößerter Detailansicht am Teilflansch (rechts)

In der Gießerei Linz werden alle vier Gussformen in einer Sandform unter der Berücksichtigung der Gießelemente wie Speiser, Zylinder, Kühleisen, Isolierung, Verzugsleiste und Tragzapfen zusammen gegossen. Das Layout des Gießversuches ist in Abbildung 46 dargestellt. Die Speiser sind auf dem Flanschoberteil der Gussformen positioniert, um das Volumendefizit auszugleichen. Durch die Speiserisolierung wird die Abkühlung im Speiser verzögert und somit dessen Erstarrungszeit verlängert. Im Gussforminnern im Bereich der dünnen Wanddicken wurde über dem Anschnitt ein Zylinder gesetzt, um die mögliche Sandauswaschung zu vermeiden. Eine Trennung der einzelnen Sättigungsbereiche wird durch Setzen von Kühleisen erreicht. (Durch die Speiser wird ein

Ausgleich des entstehenden Volumendefizits ermöglicht). Um den Verzug der Gussformen zu verringern, wird der Gussformmittelbereich mit einer Verzugsleiste versehen. Die Tragzapfen dienen dazu, um die Gussformen nach dem Ausschlagen einfacher transportieren zu können.



**Abbildung 46:** Schematische Darstellung a) der Ober- und b) der Unterseite des Gießversuchs mit Gießelementen

Bei der Sandform kommen unterschiedliche Sandarten und als Binder Alkydharz zum Einsatz. Im gussstücknahen Bereich (sog. Anlegesand) wird Chromitsand verwendet. Die restliche Sandform ist mit Quarzsand (sog. Hinterfüllsand) gefüllt. Die Sandform wird armiert, um einen besseren Sandzusammenhalt zu gewährleisten (s. Abbildung 47).





**Abbildung 47:** Armierung der Sandform

In Abbildung 47 und 48 sieht man das Formen des Formoberteils. Der flüssige Stahl wird in einer Gießpfanne bis zum Trichter gebracht und in die Form gefüllt.



**Abbildung 48:** Formkasten während dem Plazieren der Verhänge im Oberteil



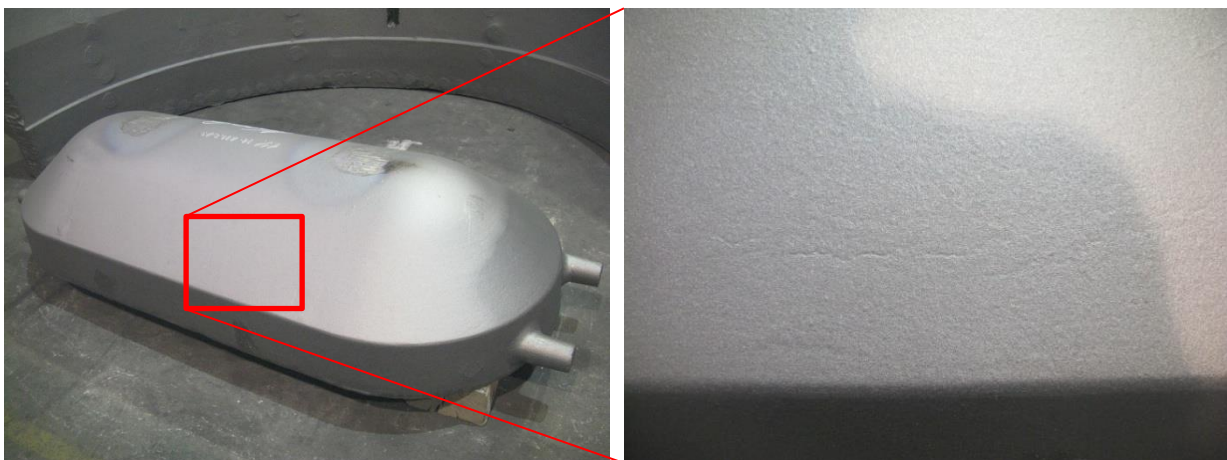
**Abbildung 49:** Sandform unmittelbar nach dem Abguß

Nach dem Gießen werden die Gussformen ausgeschlagen (s. Abbildung 50) und gesäubert. Danach werden die Speiser, Kühlleisen und das Anschnittsystem entfernt und die Gussformen für das Sandstrahlen vorbereitet.



**Abbildung 50:** Gussform 3 (rechts) und 4 (links) nach dem Ausschlagen

Schon während des Strahlvorgangs der Gussform 3 wurden Risse auf der Gussformoberfläche gefunden (s. Abbildung 51).



**Abbildung 51:** Gussform 3 nach dem Strahlen (links), Riss auf der Oberfläche (rechts)

## **9.2 Versuchsergebnisse**

Nachdem die Gussformen gesäubert und die Gießelemente wie Speiser, Kühleisen und Eingusssystem entfernt wurden, werden sie in einem Ofen wärmebehandelt, damit die Ultraschallprüfung durchgeführt werden kann. In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Ultraschalluntersuchungen gezeigt. Das Rissaufkommen wird auch anhand von metallographischen Untersuchungen beurteilt.

### **9.2.1 Versuchsergebnisse Gussform 1**

Von Abbildung 52 bis 54 sind die Ergebnisse der Ultraschallprüfung an der Gussform 1 dargestellt. Die Positionen der gebildeten Warmrisse werden mit einem Ultraschallkopf detektiert und mit gelben Linien bzw. Ziffern markiert. Die gelbe Linienmarkierung bezeichnet die Position, während die Ziffernmarkierung die maximale Risstiefe darstellt. Rund um die Gussform 1 am äußeren Teilflansch wurden Warmrisse bis zu einer Tiefe von 10 bzw. 20mm gefunden. Die Warmrisse verlaufen mit örtlichen Unterbrechungen zwischen einzelnen Warmrissbereichen. Im Bereich unter der Speiserposition an der Flanschaußenseite wurden ebenfalls Warmrisse gefunden (s. Abbildung 52a, b).

Ebenso gilt das für die Bereiche zwischen den Tragzapfen, wo die Speiser positioniert sind (s. Abbildung 53a, b). In Abbildung 53b über der Kühleisenposition auf der linken Seite wurden Warmrisse bis zu einer Tiefe von 15mm entdeckt. Die Warmrisse sind ebenso an der Innenseite zu finden. In Abbildung 54 wurde die Lage der Warmrisse im Bereich des Anschnitts an der Außenseite gekennzeichnet.



Abbildung 52: Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 1 an den Außenseiten a und b

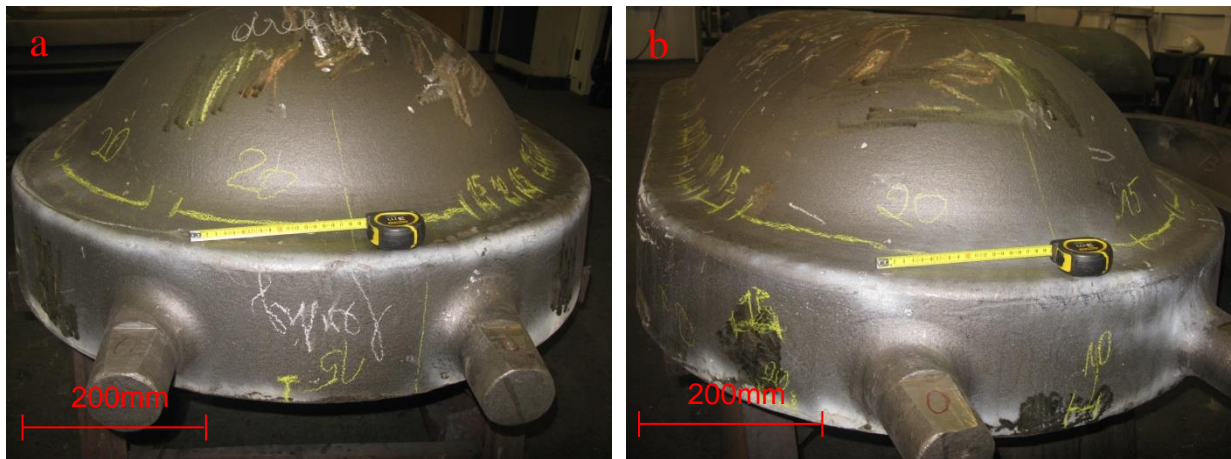
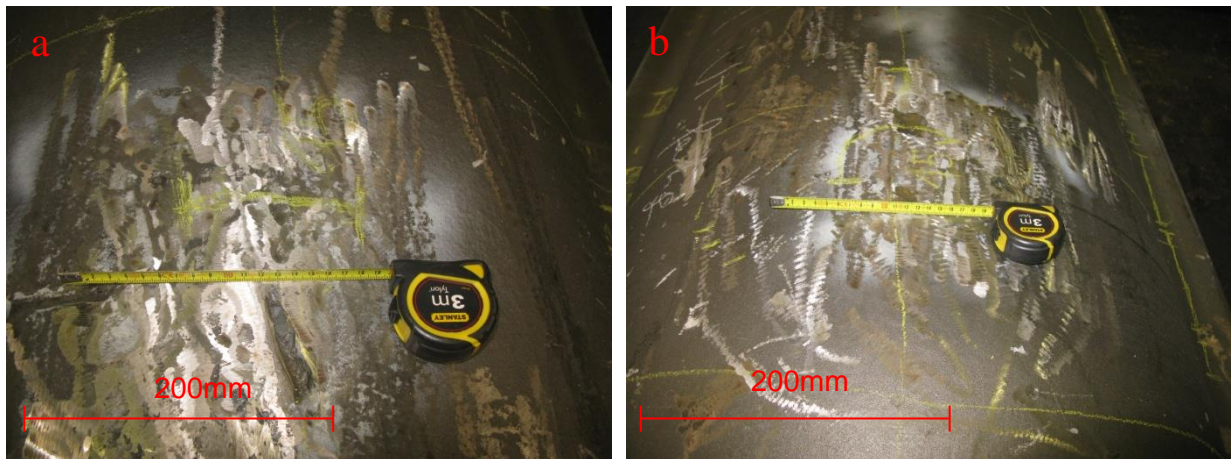


Abbildung 53: Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 1 in Frontansicht a und b

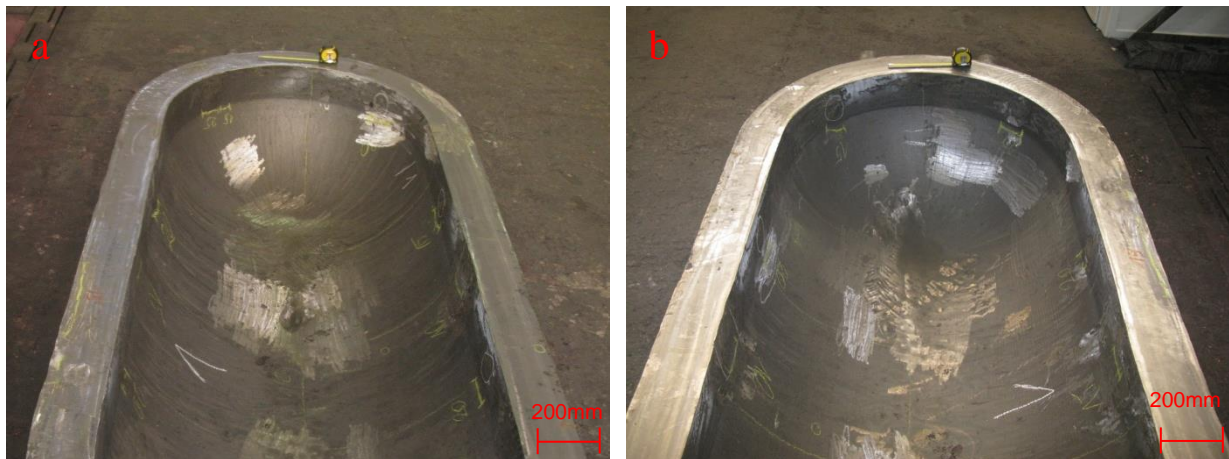


**Abbildung 54:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 1 im Bereich des Anschnitts an der Außenseite a und b

Im Inneren der Gussform werden die Risse sowohl am Teilflansch im geraden und gekrümmten Bereich als auch an Positionen gefunden, wo die Kühlleisen und die Verzugsleiste angeordnet sind. Die Tiefe bewegt sich von 10mm bis 25mm. In Abbildung 55a,b und 56 a,b sind die markierten Warmrissstellen ersichtlich.



**Abbildung 55:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 1 an der Innenseite a und b im geraden Bereich



**Abbildung 56:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 1 im gekrümmten Bereich der Innenseite a und b

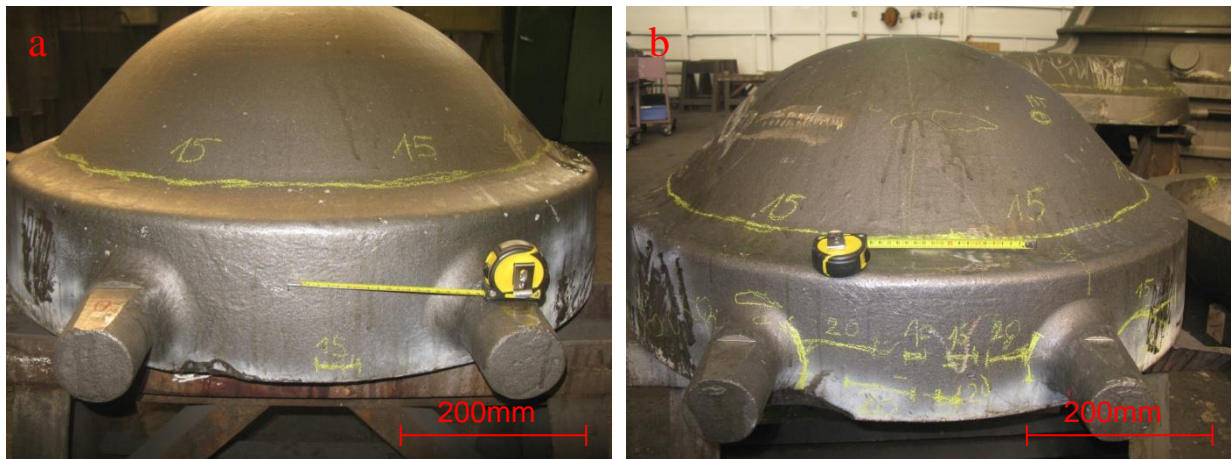
### 9.2.2 Versuchsergebnisse Gussform 2

Die Ergebnisse der Ultraschallprüfung an der Gussform 2 werden in den Abbildungen 57 bis 61 gezeigt. Die Warmrisse treten wieder am äußeren Teilflansch und an der Speiserposition am Flanschmittenbereich auf. Im Unterschied zur Gussform 1 verlaufen die Risse durchgehend rund um den äußeren Teilflansch bis zu einer Tiefe von 10 bzw. 15mm (s. Abbildung 57a, b). Im Bereich zwischen den Tragzapfen unter der Speiserposition werden mehrere Risse gefunden, die nebeneinander und an der inneren Seite der Tragzapfen verlaufen (s. Abbildung 58b). Auf der Frontaußenseite wird nur eine Rissstelle nahe der Flanschkannte entdeckt (s. Abbildung 58a). Ähnlich wie bei der Gussform 1 werden Risse im Bereich des Anschnitts an der Außenseite gefunden (s. Abbildung 59a, b).



**Abbildung 57:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 2 an den Außenseiten a und b



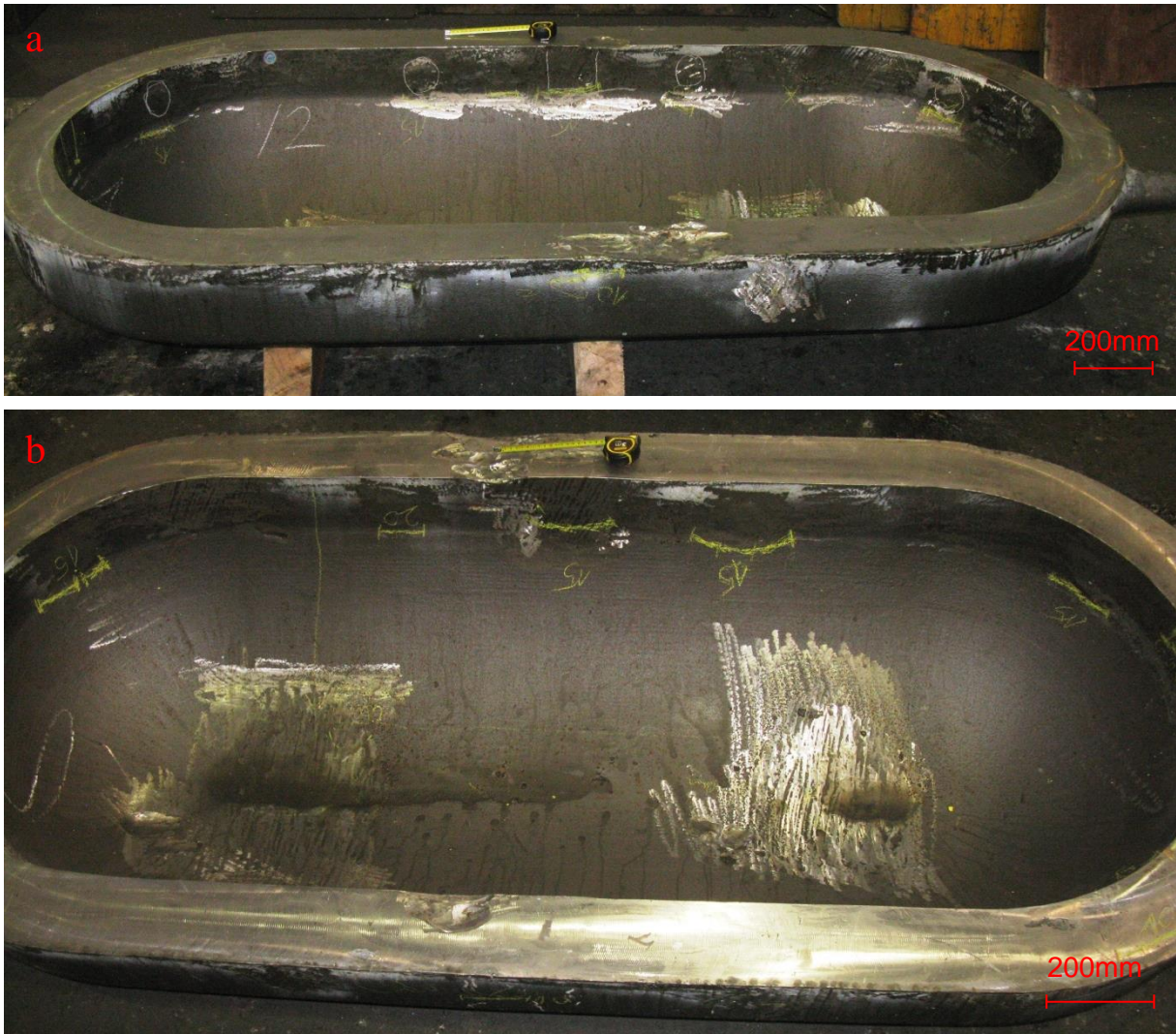


**Abbildung 58:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 2 in Frontansicht a und b

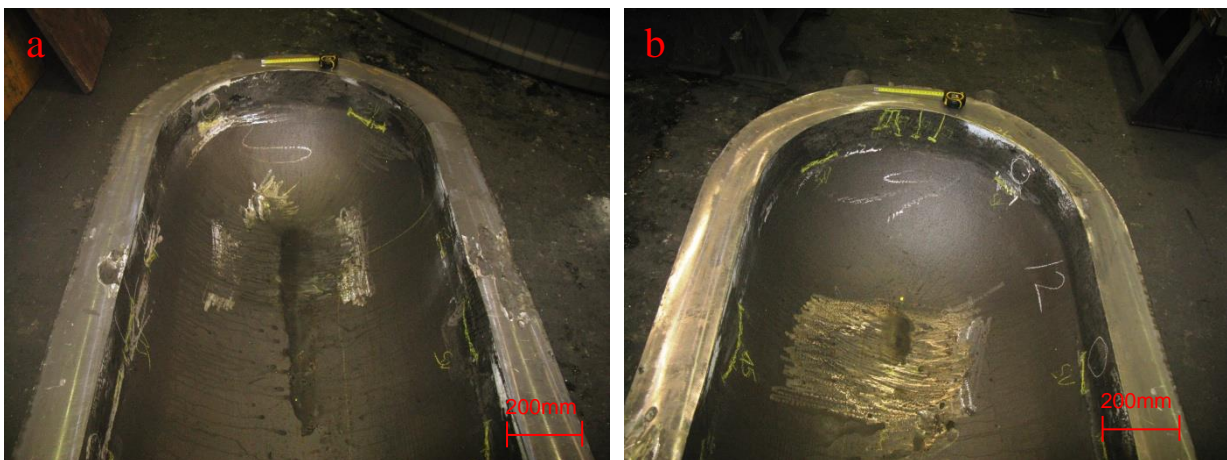


**Abbildung 59:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 2 im Bereich des Anschnitts an der Außenseite a und b

Im Inneren der Gussform 2 treten die Risse ähnlich wie bei der Gussform 1 sowohl im Bereich des geraden und gekrümmten Teilflansches als auch an der Verzugsleiste und an Kühleisenpositionen auf (s. Abbildung 60a, b). Im gekrümmten Bereich der Gussform 2 werden einige senkrecht verlaufende Risse unter der Flanschkante an der Speiserposition gefunden (s. Abbildung 61b). Dagegen werden bei den gekrümmten Bereichen keine Risse unter der Flanschkante entdeckt (s. Abbildung 61a). Die Risstiefe liegt zwischen 15mm und 20mm.



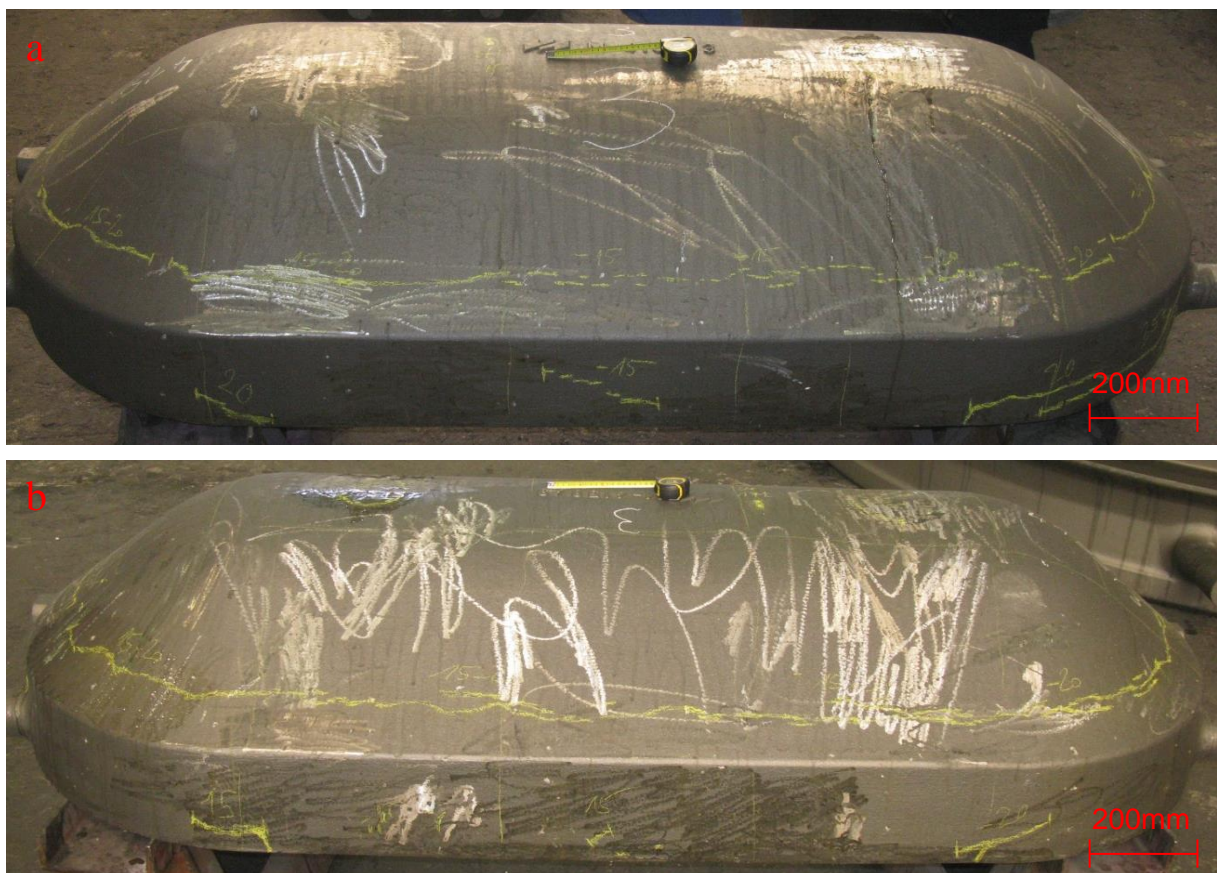
**Abbildung 60:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 2 an der Innenseite a und b im geraden Bereich



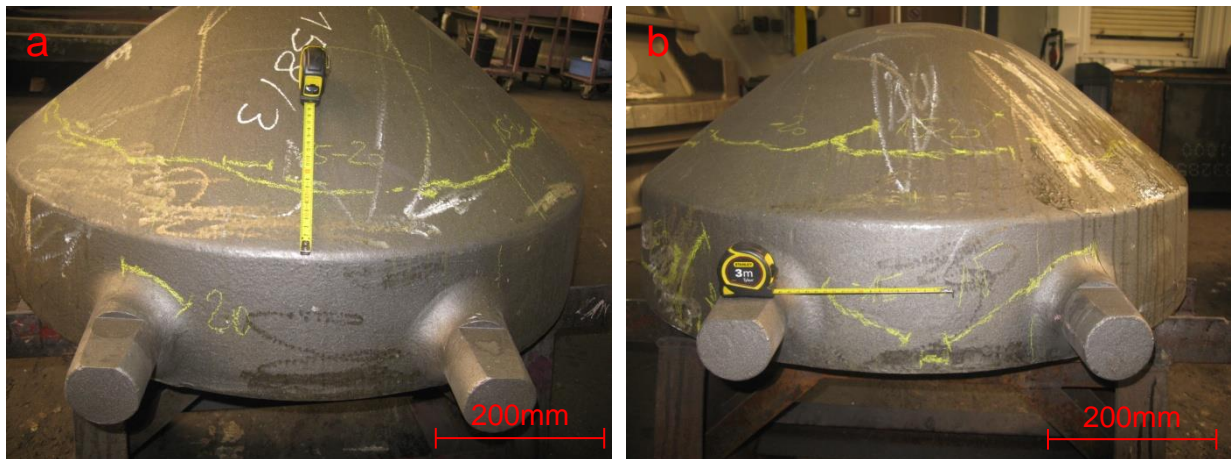
**Abbildung 61:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 2 im gekrümmten Bereich der Innenseite a und b

### 9.2.3 Versuchsergebnisse Gussform 3

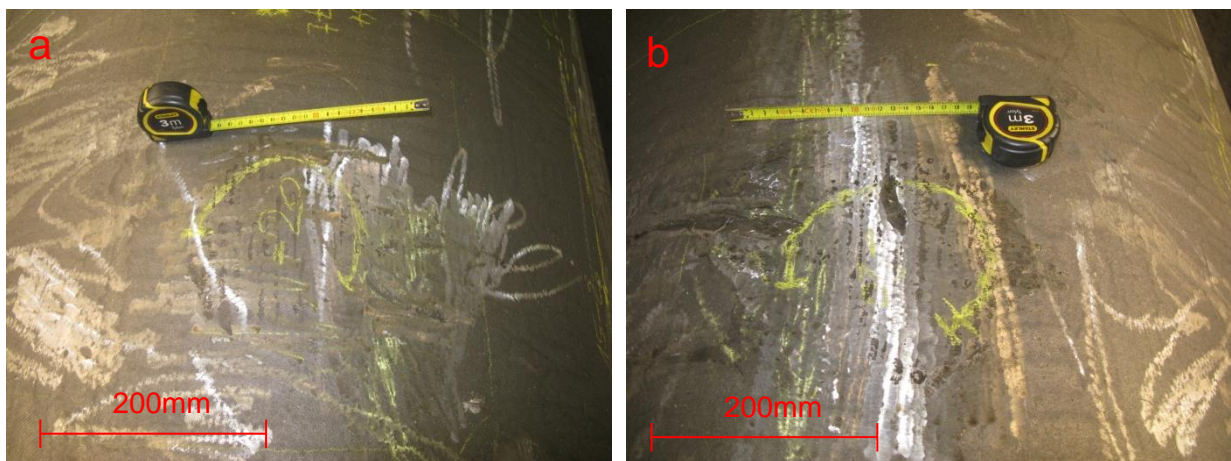
Bei der Gussform 3 erscheinen die Risse ähnlich wie bei der Gussform 2 durchgehend am Teilflansch und im Flanschbereich unter den Speiserpositionen (s. Abbildung 62a, b). Die Risstiefe liegt zwischen 10mm und 20mm. In Abbildung 62a im Flanschbereich am rechten unteren Rand treten die Risse in größeren Mengen auf (s. Abbildung 62a). Zwischen den Tragzapfen werden die Risse nur an einer Frontseite entdeckt (s. Abbildung 63b). Die Risse, die an der anderen Frontseite zu finden sind, werden über dem linken Tragzapfen gefunden (s. Abbildung 63a). Im Bereich des Anschnitts an der Außenseite des Gussstückes treten Risse in einer Hufeisenform auf (s. Abbildung 64a,b).



**Abbildung 62:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 3 an den Außenseiten a und b

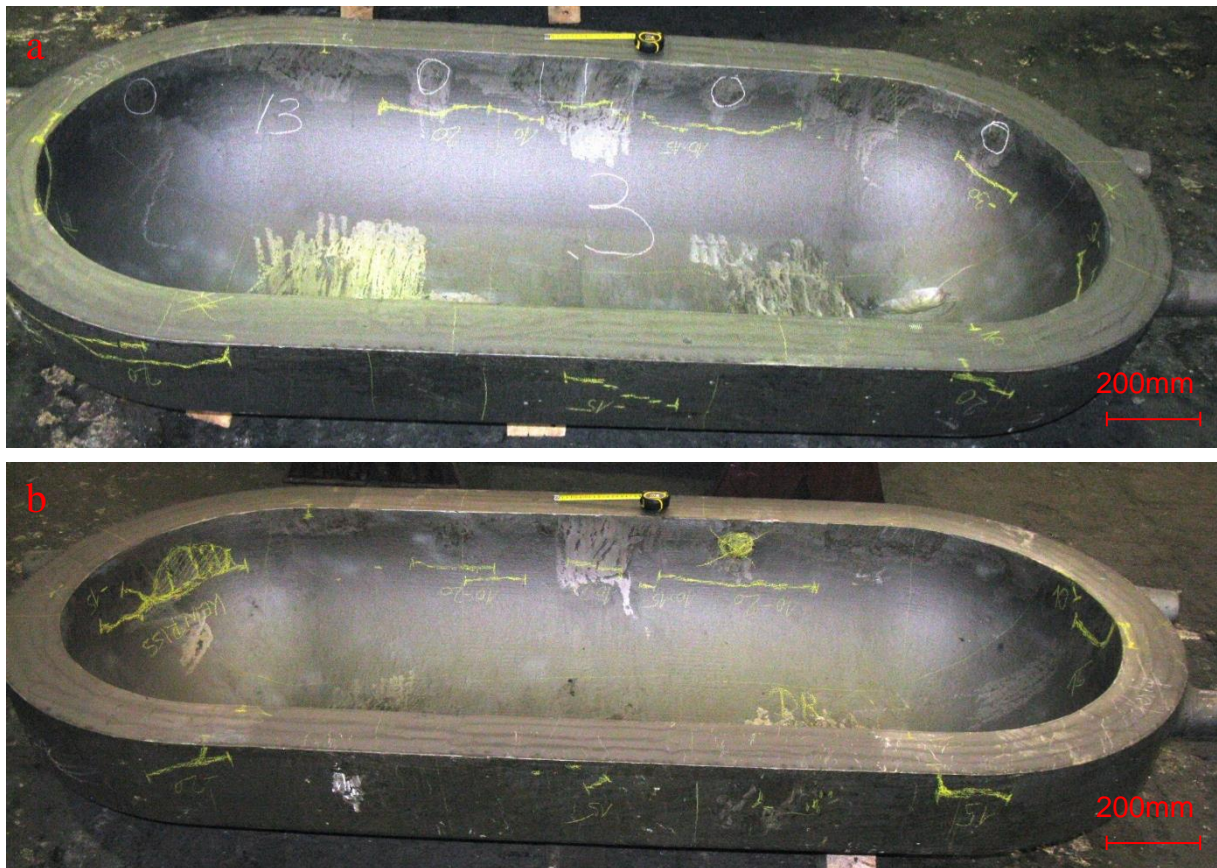


**Abbildung 63:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 3 in Frontansicht a und b

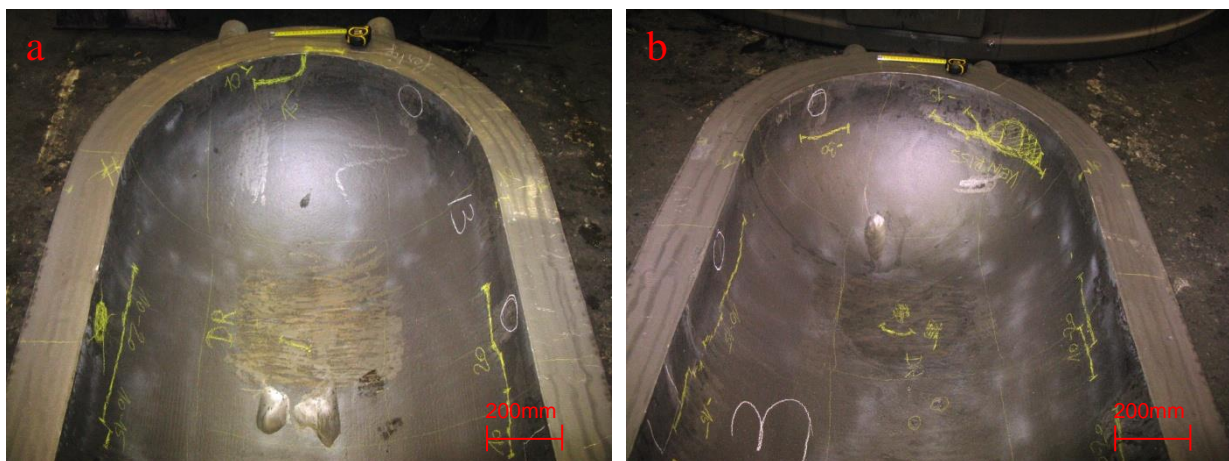


**Abbildung 64:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 3 im Bereich des Anschnitts an der Außenseite a und b

Die Innenseite der Gussform 3 weist die Rissbildung im Bereich sowohl unter der Verzugsleiste als auch zwischen den Kühleisen auf. Die Risstiefe geht von 10mm bis 20mm (s. Abbildung 65a, b). Im gekrümmten Bereich werden die Risse sowohl unter den Kühleisen (s. Abbildung 66b) als auch unter den Speisern (s. Abbildung 66a) gefunden. Ebenso werden einige Risse im Bereich des Blindspeisers entdeckt (s. Abbildung 66a, b).



**Abbildung 65:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 3 an der Innenseite a und b im geraden Bereich



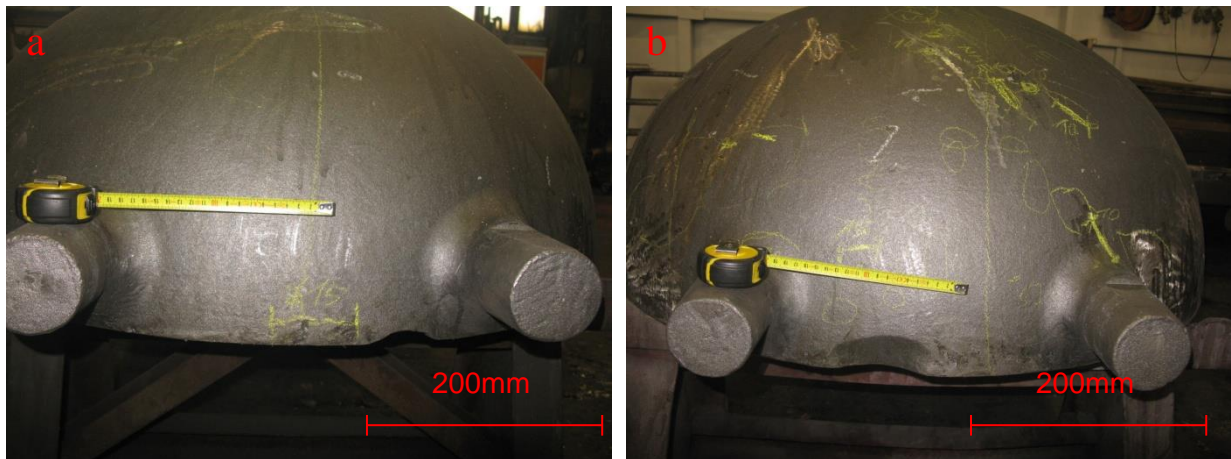
**Abbildung 66:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 3 im gekrümmten Bereich der Innenseite a und b

#### 9.2.4 Versuchsergebnisse Gussform 4

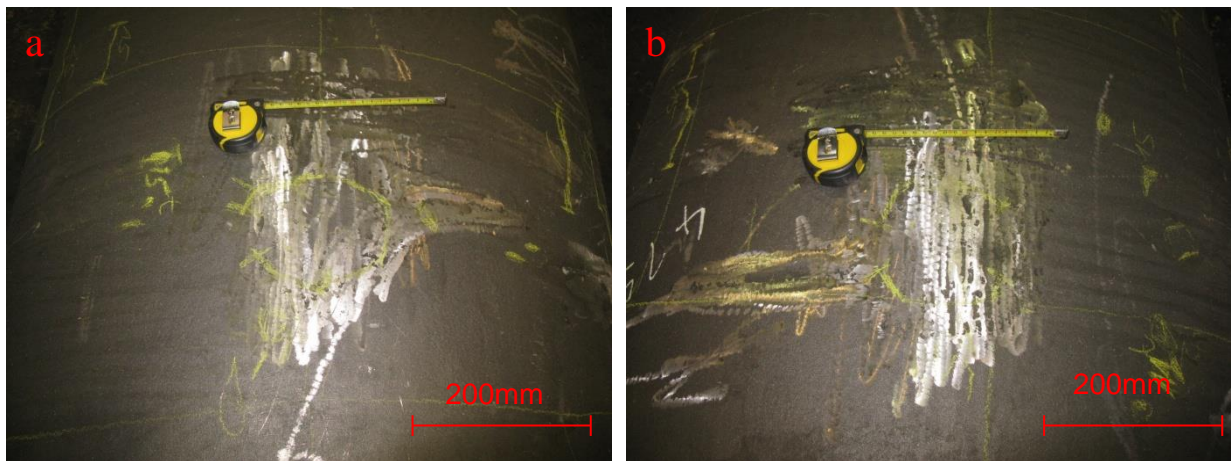
Bei der Gussform 4 werden die Risse sowohl im unteren Mittelbereich der Gussformaußenseite als auch im Bereich unter den Speisern gefunden (s. Abbildung 67a, b). Die Risstiefe geht von 10mm bis 25mm. Im Bereich zwischen den Tragzapfen werden ebenfalls Risse unter den Speisern entdeckt (s. Abbildung 68 a,b). Ähnlich wie bei der Gussform 3 treten die Risse im Bereich des Anschnitts an der Außenseite des Gussstückes in Hufeisenform auf (s. Abbildung 69a, b).



**Abbildung 67:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung Gussform 4 an den Außenseiten a und b der



**Abbildung 68:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 4 in Frontansicht a und b

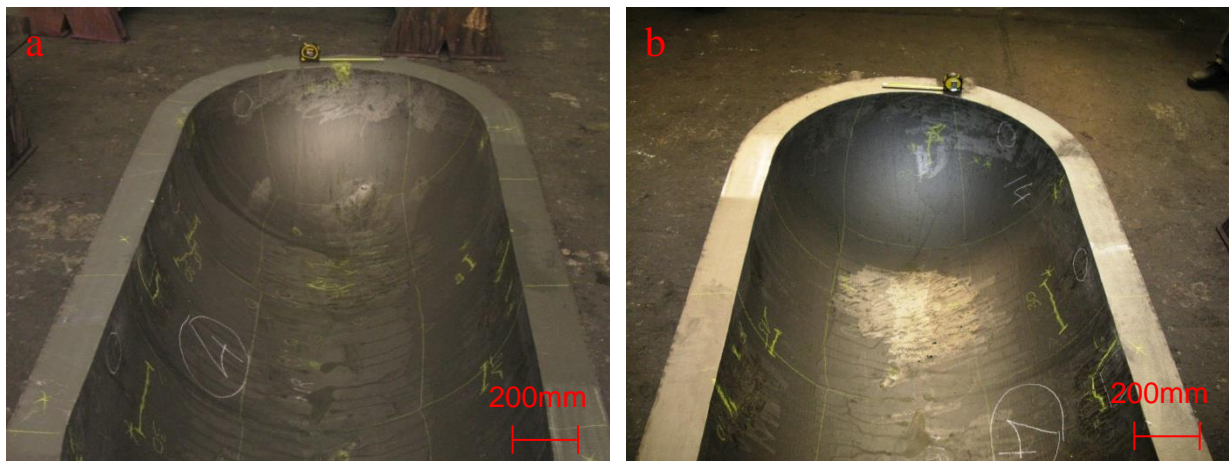


**Abbildung 69:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 4 im Bereich des Anschnitts an der Außenseite a und b

Die Gussform 4 zeigt eine Rissbildung im Bereich unter der Verzugsleiste und den Kühlleisen (s. Abbildung 70a, b). Im gekrümmten Bereich sind die Risse unter den Kühlleisen nicht mehr zu finden (s. Abbildung 71a, b). Im Innern der Gussform treten die Risse rund um die Blindspeiser auf (s. Abbildung 70a, b).



**Abbildung 70:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 4 an der Innenseite a und b im geraden Bereich



**Abbildung 71:** Ergebnisse der Ultraschallprüfung der Gussform 4 im gekrümmten Bereich der Innenseite a und b



### 9.3 Metallographische Untersuchung der Keilproben

In diesem Kapitel werden die Mikro- und Makroaufnahmen von ausgewählten Proben der Gussformen 1-3 gezeigt. Die Proben werden, wie in Abbildung 72 dargestellt, für die mikroskopischen Untersuchungen aus dem detektierten Warmrissbereich am äußeren Teilflansch der Gussform herausgeschnitten, quergeschnitten, eingebettet, geschliffen, poliert und geätzt. Die Ätzung wird mit V2A Beize und Bechet Beaujard (BB) durchgeführt. V2A-Beize wird bei hochlegierten Stählen, Cr-Ni Stählen, Cr-Stählen sowie austenitischen Gusswerkstoffen eingesetzt, um die Riss- und Gefügestruktur sichtbar machen zu können. Die zweite Ätzmethode nach Bechet Beaujard (B) wird neben der Bestimmung der Erstarrungs- und Rissstruktur auch für die Seigerungserkennung angewendet.



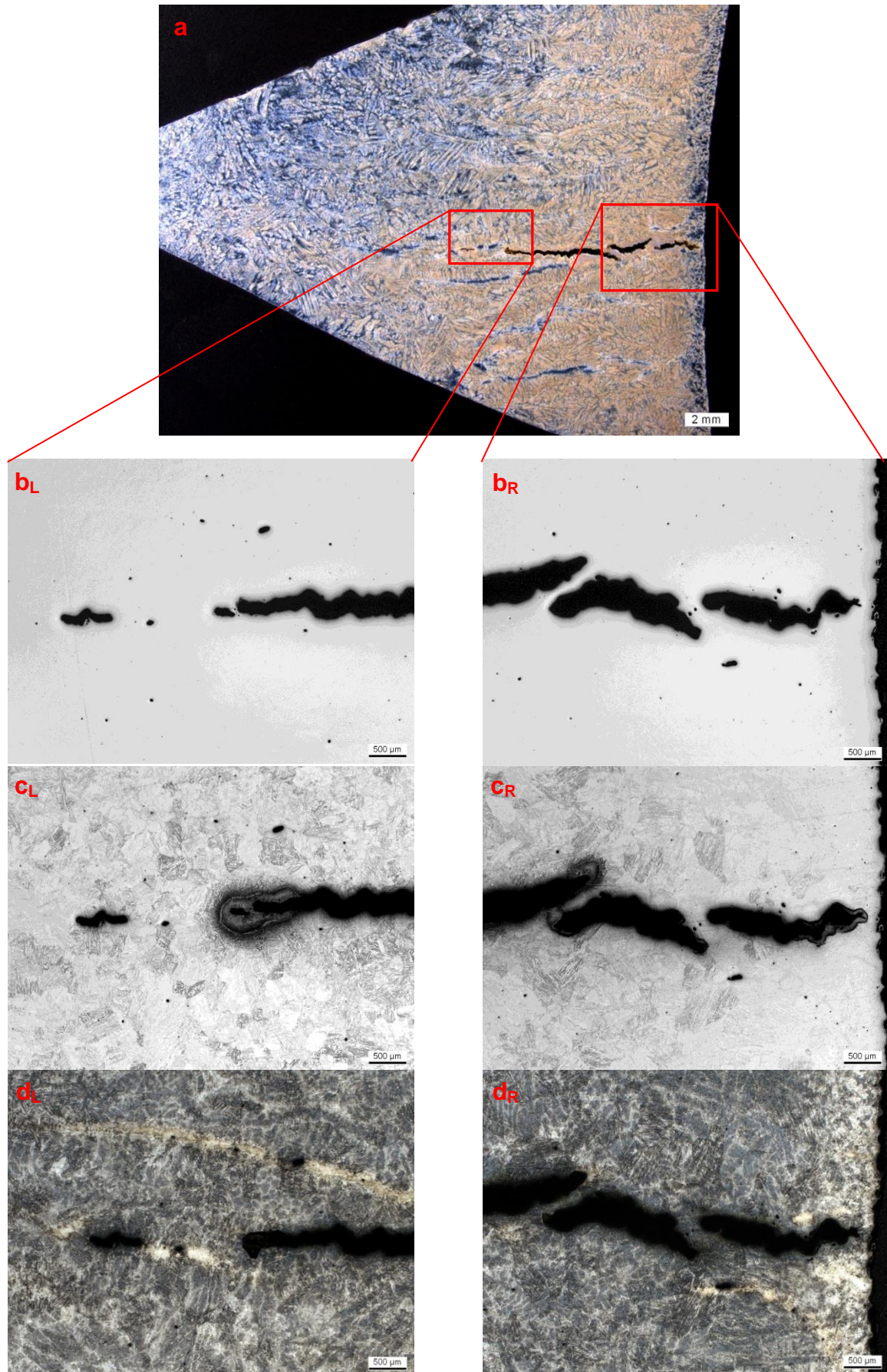
**Abbildung 72:** Herausgeschnittene Keilprobe Nr. M-4158/4 aus der Gussform 4

In Abbildung 73 sind die Entnahmestellen der beiden Keilproben an der Gussform 1 dargestellt. Die Mikro- und Makroaufnahmen der Querschliffe aus den beiden Keilproben M-4158/1/2 (s. Abbildung 74) und M-4158/1/1 (s. Abbildung 75) zeigen charakteristische Merkmale der Warmrisse. Die Risse verlaufen senkrecht zur Gussformoberfläche und beginnen 1mm bis 2mm unter der Gussformoberfläche. Sie treten in unterschiedlichen Formen und Größen, mit dem auf dendritische Erstarrung typischen abgerundeten Rand sowohl durchgehend als auch vereinzelt auf. Der Grund hierfür liegt vermutlich in den unterschiedlichen Dehnungen im Übergangsbereich zwischen Flansch und Gussstückwand. In den ungeätzten und geätzten Schliffproben sind die Risse als dunkle Bereiche klar erkennbar. Im Querschnitt der Probe M-4158/1/2 erreichen die Risse eine Tiefe von ca. 15mm (s. Abbildung 74). Im vergrößerten Detail aus Abbildung 74<sub>c</sub>, d<sub>R</sub> sind die Brücken zwischen den Warmrissen sichtbar. Bei weiterer Vergrößerung in Abbildung 74<sub>d</sub><sub>L</sub> werden Anzeigen gefunden, die auf Seigerungsbildungen (nadelförmige helle Bereiche) hindeuten. Im Querschnitt der Keilprobe M-4158/1/1 treten die Risse in größeren Mengen nebeneinander (s. Abbildung 75) auf. Die Tiefe der Risse geht bis 20mm. Die Detailaufnahmen in Abbildung 75<sub>d</sub><sub>L</sub> zeigen, dass es zur Rissbildung in geseigertem Bereich gekommen ist. Außerdem sind

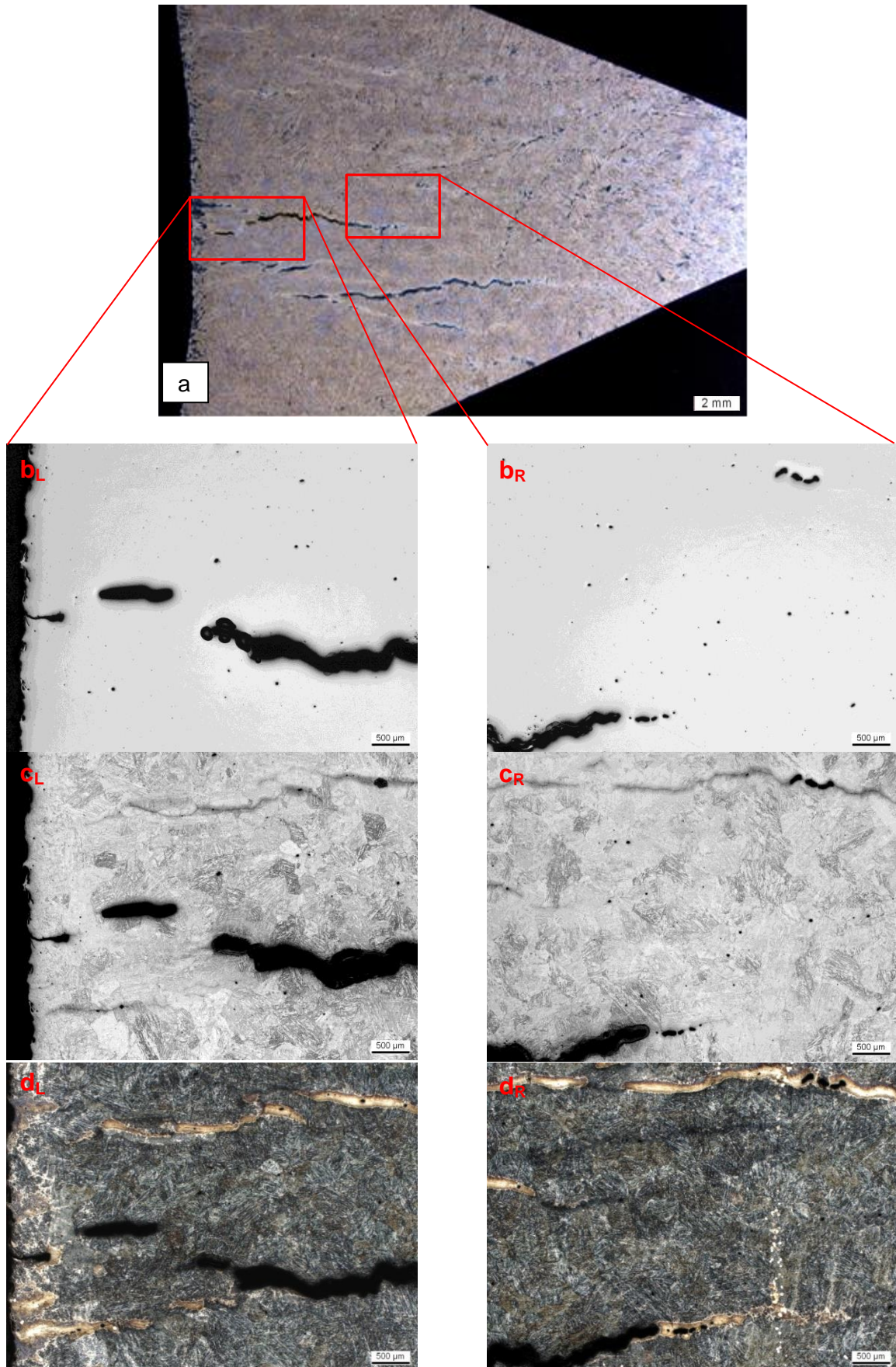
Anzeigen zu erkennen, die auf einen teilweise ausgefüllten bzw. vollkommen ausgefüllten Riss hindeuten (s. Abbildung 75d<sub>L</sub>, d<sub>R</sub>). Innerhalb der Seigerungsbereiche findet man auch kleine Porositätserscheinungen.



**Abbildung 73:** Entnahmestellen für die metallographischen Untersuchungen (LiMi) an der Gussform 1 (M-4158/1/1, M-4158/1/2)



**Abbildung 74:** Querschliff der Keilprobe M-4158/1/2, a) Makroaufnahme, b) Rissdetail aus a nicht geätzt, c) geätzt mit V2A-Beize, d) geätzt mit BB



**Abbildung 75:** Querschliff der Keilprobe M-4158/1/1, a) Makroaufnahme, b) Rissdetail aus a nicht geätzt, c) geätzt mit V2A-Beize, d) geätzt mit BB

Bei der Gussform 2 werden die Keilproben am äußeren Teilflansch entnommen (s. Abbildung 76). Die Makroaufnahme im Keilquerschnitt der Probe M-4158/2/3 zeigt einen Rissverlauf ausgehend von der Gussformoberfläche bis zu einer Tiefe von ca. 15mm. Die Risse treten in größeren Mengen auf. Sie liegen parallel zueinander, vereinzelt auch unterbrochen vor. Der Ausschnitt aus der Makroaufnahme in Abbildung 77 zeigt deutlich den parallelen Rissverlauf sowie die örtlichen Überbrückungen zwischen den Rissinseln. Die geseigerten Bereiche sind wiederum ersichtlich (s. Abbildung 77d<sub>L</sub>, d<sub>R</sub>).



**Abbildung 76:** Entnahmestelle für die metallographischen Untersuchungen (LiMi) an der Gussform 2 M-4158/2/3

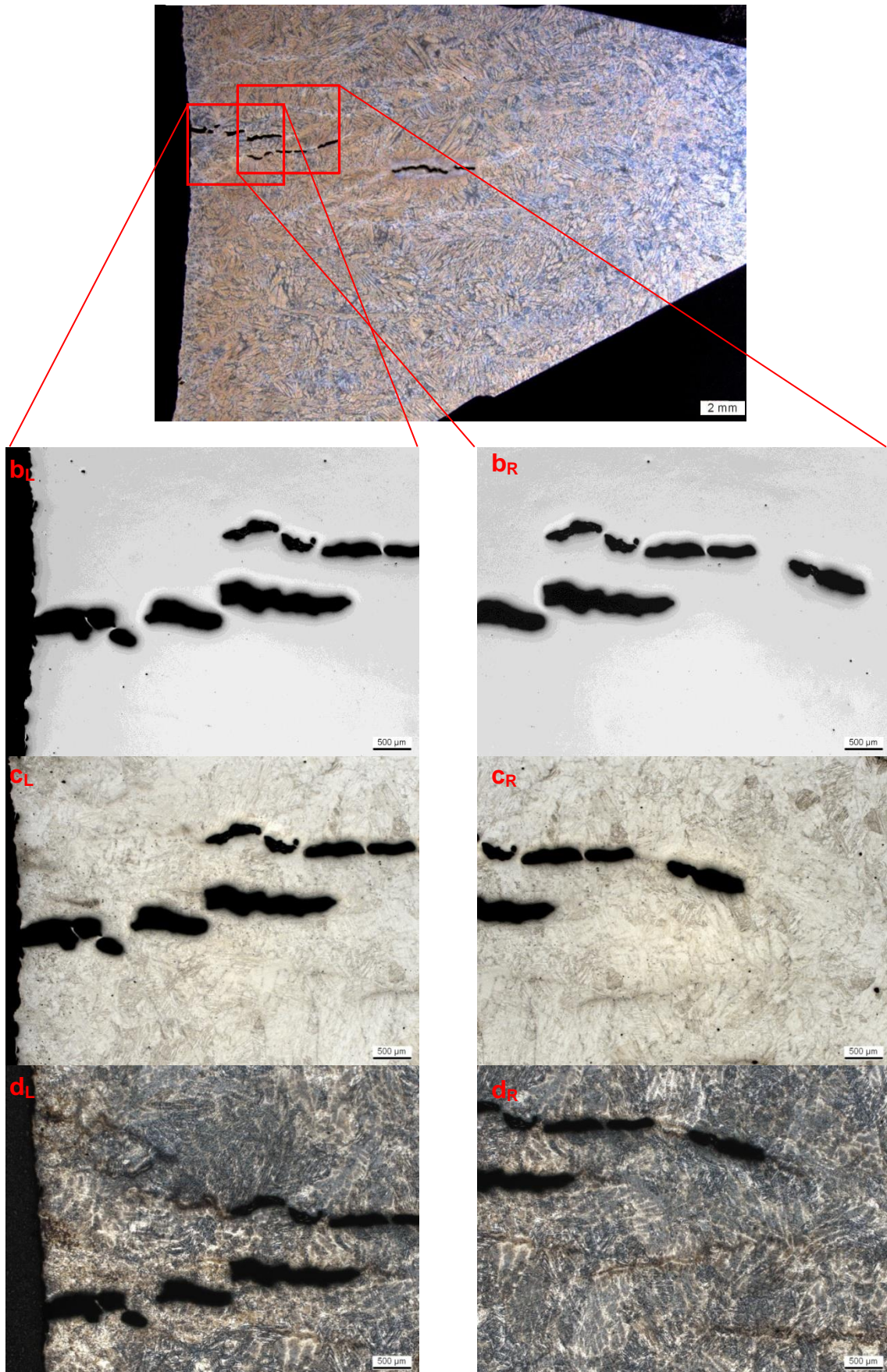
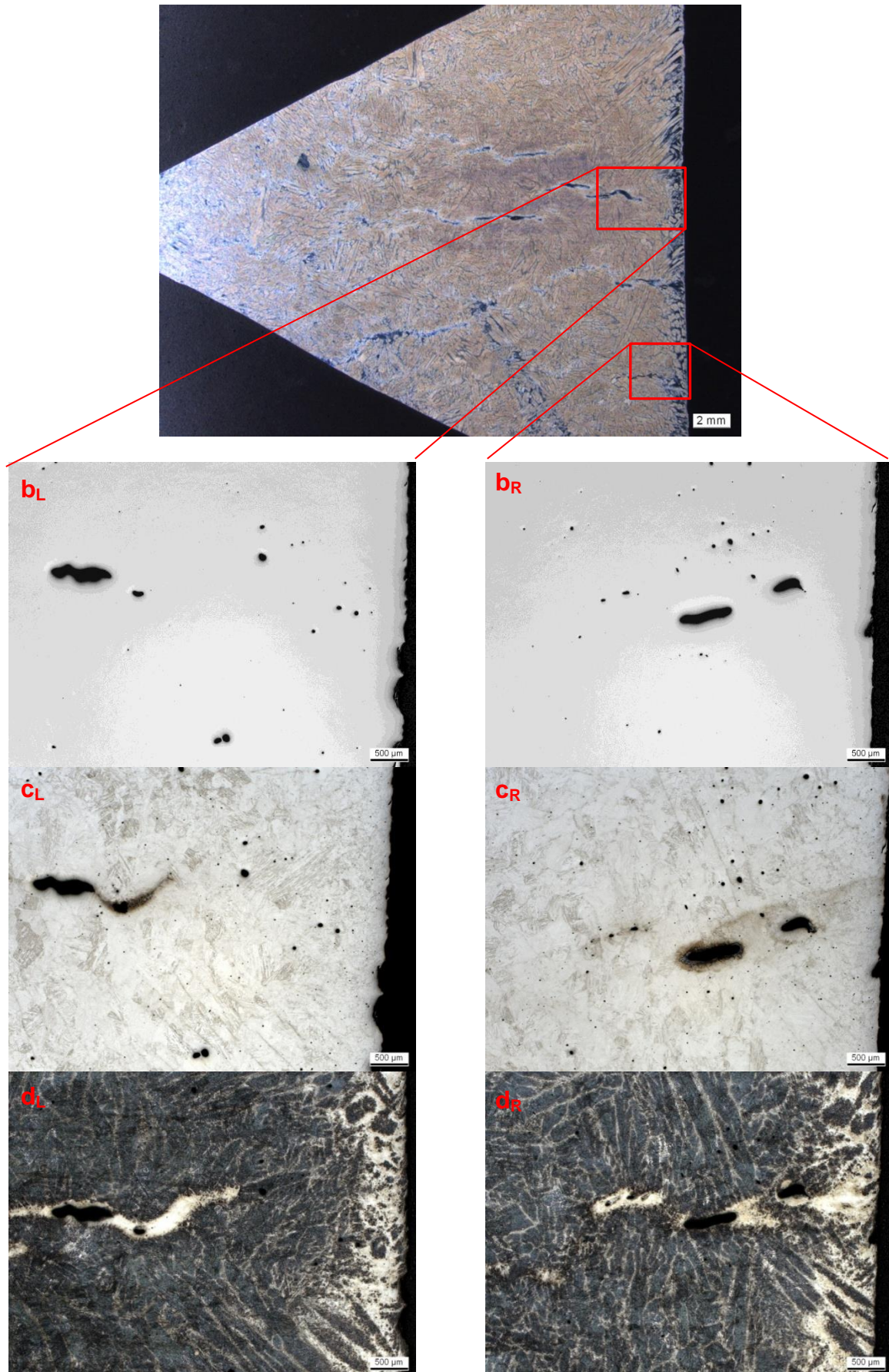


Abbildung 77: Querschliff der Keilprobe M-4158/2/3, a) Makroaufnahme, b) Rissdetail aus a nicht geätzt, c) geätzt mit V2A-Beize, d) geätzt mit BB

Wie bei der Gussform 2 wird bei der Gussform 3 eine Keilprobe an der Position seitlich am äußeren Teilflansch entnommen (s. Abbildung 78). Wieder verlaufen die Risse senkrecht zur Gussformoberfläche unter- und parallel zu einander bis zu einer Tiefe von ca. 20mm (s. Abbildung 79). Die Strukturen der Rissbildung treten in geseigten Gefügebereichen in unterschiedlicher Größe und Entfernung voneinander auf. Kleine Porositäten sind wiederum ersichtlich.



**Abbildung 78:** Entnahmestellen für die metallographischen Untersuchungen (LiMi) an der Gussform 3 - M-4158/3/2



**Abbildung 79:** Querschliff der Keilprobe M-4158/3/2, a) Makroaufnahme, b) Rissdetail aus a nicht geätzt, c) Rissdetail geätzt mit V2A-Beize, d) Rissdetail geätzt mit BB



## 9.4 REM Untersuchung der Bruchfläche

Der Schliff der Probe M-4158/1/2 wird in flüssigem Stickstoff gekühlt und gebrochen. Anschließend wird die Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Die Aufnahmen zeigen eine quer zur Zugrichtung dendritisch erstarrte Oberfläche. Die dendritischen Strukturen weisen darauf hin, dass der Probenbereich während der Rissentstehung noch nicht erstarrt ist. An den Übergängen zu Nachbardendriten sind Restschmelzensäume zu erkennen. Der Pfeil im linken Teilbild (s. Abbildung 80 ) weist auf Ausscheidungen hin, die mit Hilfe der EDS-Analyse als Chromkarbide identifiziert werden (s. Abbildung 81). Der erhöhte Anteil an Sauerstoff entsteht durch den Einfluss der für die Schliffpräparation verwendeten Säuren sowie durch den Umgebungseinfluss. Ebenso gilt dies für den Schmutz, welcher auf der dendritischen Oberfläche sichtbar ist.

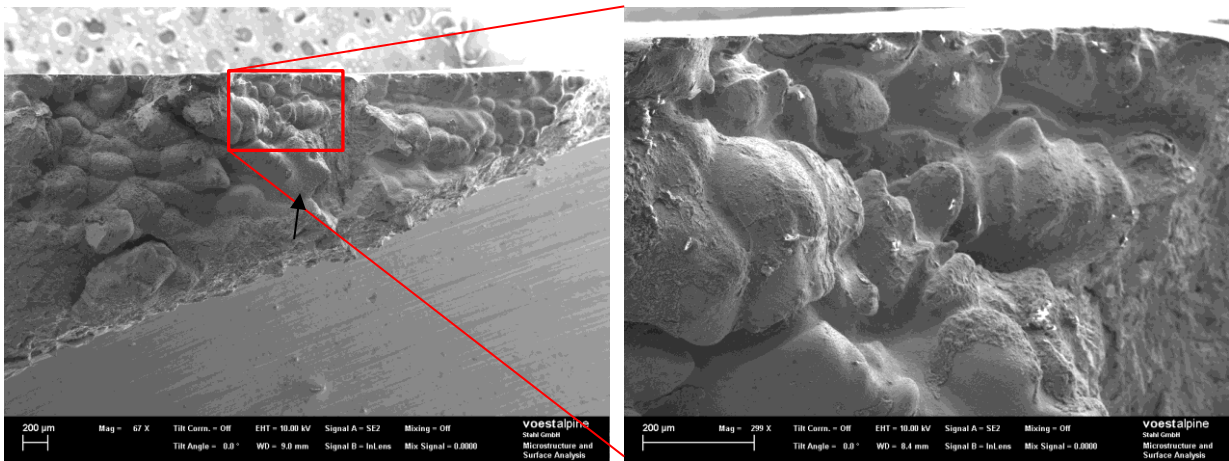


Abbildung 80: REM – Aufnahmen des aufgebrochenen Schliffes der Probe M-4158/1/2

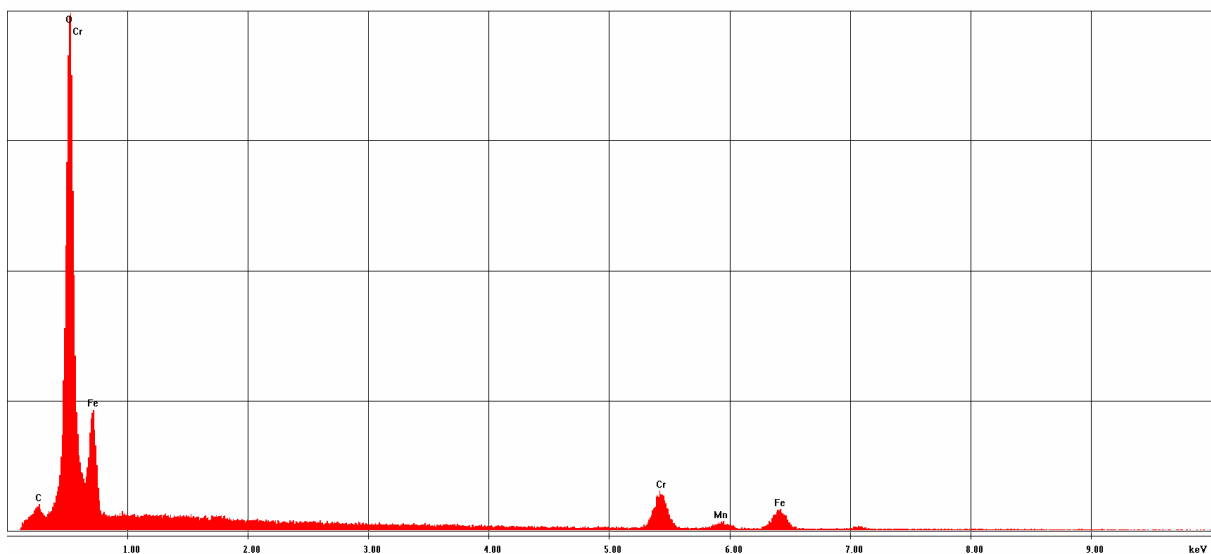


Abbildung 81: EDS-Spektren der Ausscheidungen

## **10 Vergleich der experimentellen Untersuchungen und Simulation**

### **10.1 Einleitung**

In diesem Kapitel werden die mit der Ultraschallprüfung detektierten Versuchsergebnisse der Warmrissbildung (s. Kapitel 9) mit den Simulationsergebnissen des Schädigungsmodells verglichen. Ebenso wird der Effekt der Schrumpfungsporositätsfelder auf die Schädigungssimulation gezeigt.

### **10.2 Simulationsaufbau**

Zur Berechnung der Erstarrung und Abkühlung wird die Finiten Differenzen Methode basierende kommerzielle Software MagmaSoft verwendet. Die mit MagmaSoft berechneten zeitabhängigen Ergebnisse der Temperatur und Schrumpfungsporosität während der Erstarrung und Abkühlung werden als Input für die weitere Berechnung der Festphasenverformung benutzt. Die Festphasenverformung wird mit auf der Finiten Elemente Methode basierenden Software Abaqus errechnet. Das im Kapitel 6.3 präsentierte Verformungsmodell ist in die Abaqus - Subroutine UMAT implementiert. Das in Kapitel 7 präsentierte numerische Verformungsmodell verwendet die explizite-implizite Lösungsmethode. Die erforderlichen temperaturabhängigen Materialdaten zur Beschreibung von Erstarrung und Materialverformung werden im Kapitel 8 präsentiert. Das Layout der MagmaSoft Gießsimulation wird in Abbildung 82 gezeigt. Das Gußteil zeigt eine graue Farbe während die Kühleisen mit blauer Farbe gekennzeichnet sind. Die Isolierung wird hellbraun und die Sandform transparent grau dargestellt. Sowohl in MagmaSoft als auch Abaqus bleibt die Modellgeometrie bei der Simulation unverändert. Der Unterschied liegt in der Verwendung von verschiedenen Elementtypen. Während MagmaSoft beim Volumenkörper nur die quadratischen Elemente unterstützt, werden bei Abaqus lineare Tetraeder - Elemente (Typ: C3D4) verwendet. Die Anzahl der Elemente in der MagmaSoft-Simulation für die vier Gussgeometrien beträgt ca. 2.100.000. Die Gesamtanzahl der Elemente für die Sandform und Gussgeometrien beträgt 30.000.000. Um die Rechenzeit der Simulation zu reduzieren, wird bei der Verformungssimulation in Abaqus jede der vier Geometrien mit der dazugehörigen Sandform getrennt simuliert. In Abbildung 83 werden die definierten Randbedingungen in x und y Richtung der vier getrennt simulierten Gussgeometrien gezeigt. Die Verschiebung in die senkrechte (z-) Richtung der unteren Sandformebene ist auf Null gesetzt. Die durchschnittliche Gesamtanzahl der Elemente in der Abaqus-Simulation für eine Gussgeometrie mit der Sandform und Isolierung beträgt ca. 400.000. Davon beziehen sich ca. 110.000 Elemente auf die Gussform.

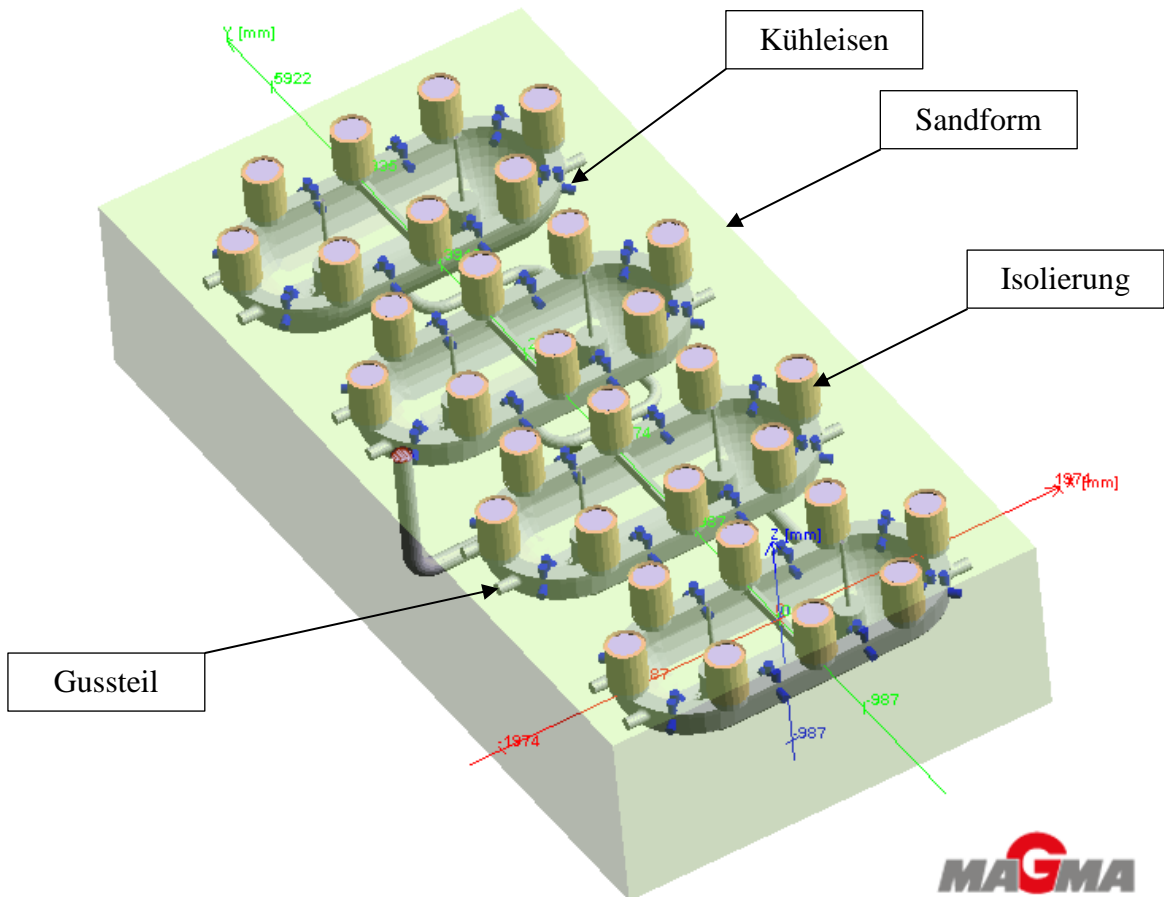


Abbildung 82: Geometrie der Gießsimulation in MagmaSoft

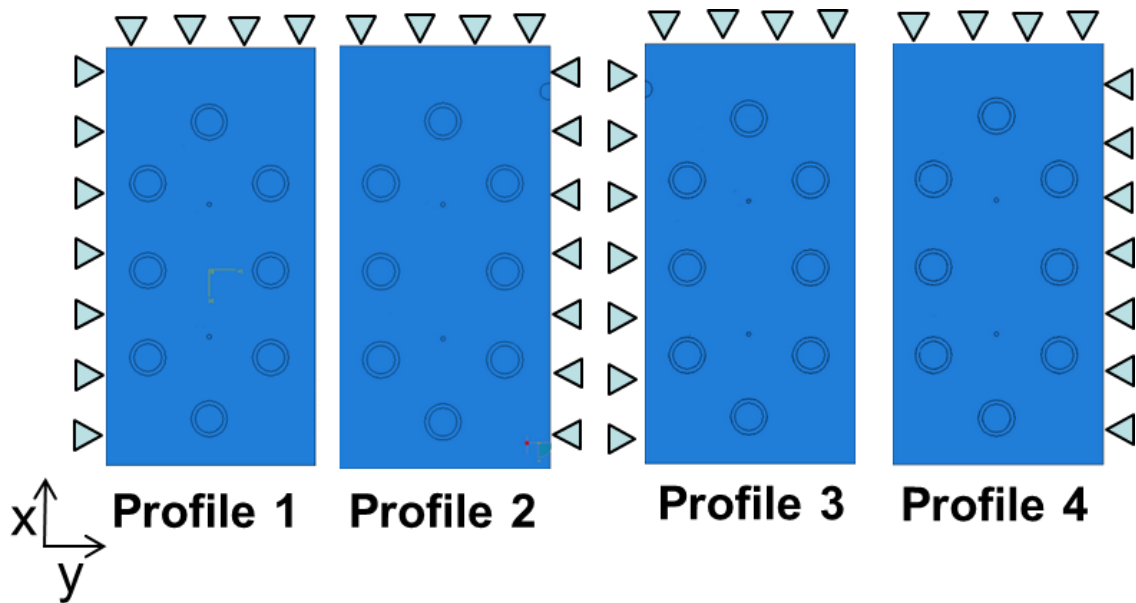
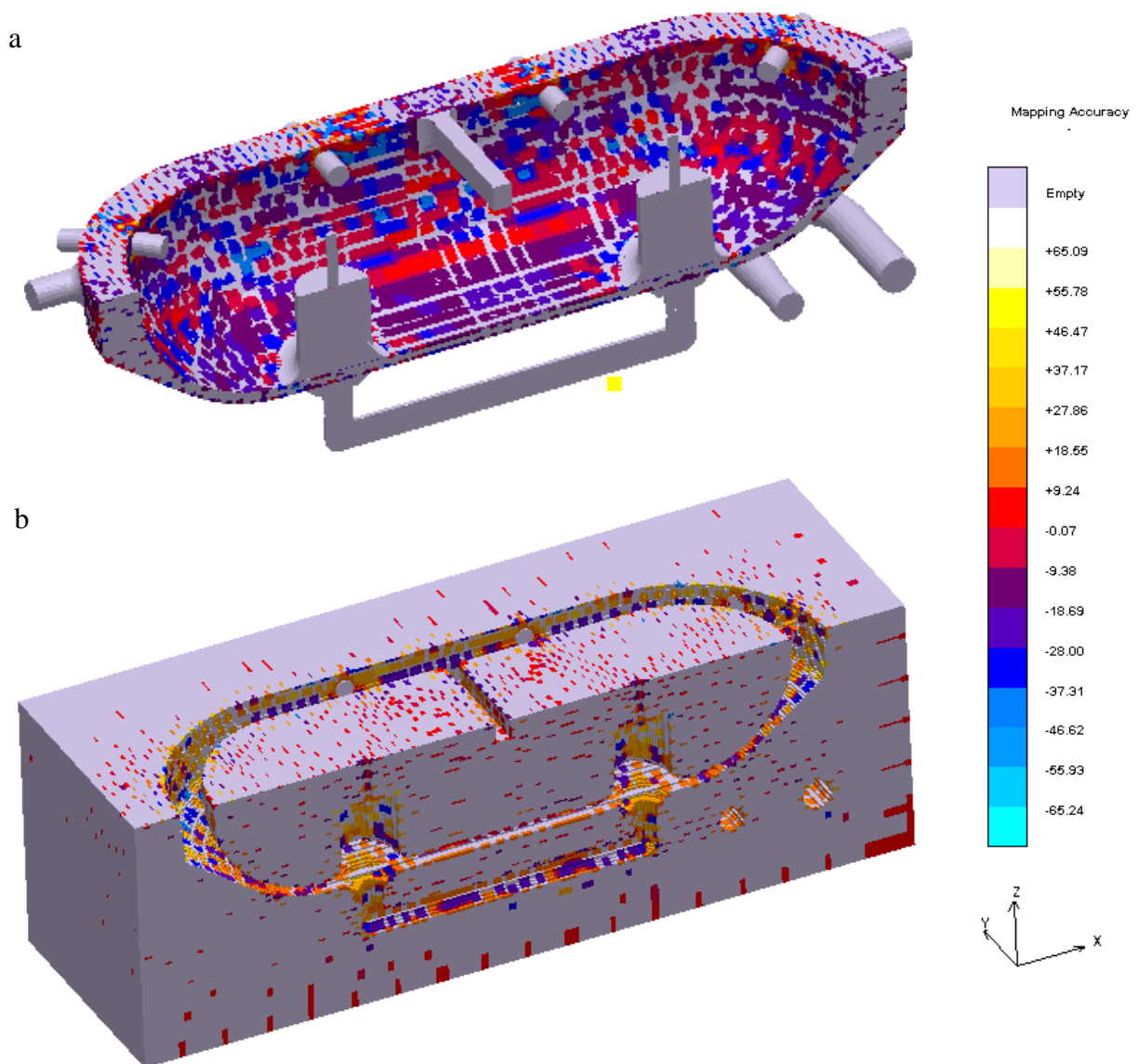


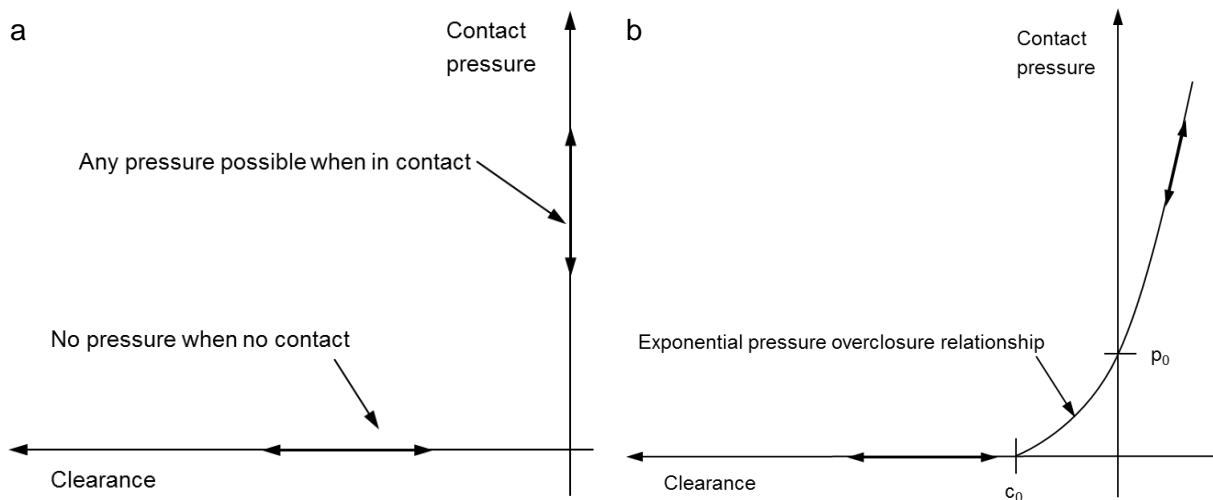
Abbildung 83: Randbedingung der getrennten simulierten Gussgeometrien

Um die Temperatur- und Porositätsergebnisse vom MagmaSoft- auf das Abaqusnetz zu übertragen, wird ein Modul von MagmaSoft (sog. MagmaLink) verwendet. MagmaLink enthält einen Interpolationsalgorithmus, der die Felddaten vom Elementzentrum in MagmaSoft auf die Knoten der Finite-Elemente-Vernetzung in Abaqus überträgt. Die Abweichung der Temperaturfelderergebnisse bei vollständiger Erstarrung (100% fest) der Gussgeometrie 3 für die Guss- und Sandform beträgt weniger als 5% und ist in Abbildung 84 ersichtlich.



**Abbildung 84:** MagmaSoft-Darstellung der Abweichungen der Temperaturfelderergebnisse bei vollständiger Erstarrung (100% fest). Die Ansicht zeigt Schnitte in der unteren Speiserebene in z- Richtung und im Querschnitt der Gussgeometrie 3 in y- Richtung. Die Gussform ist in a) und die Sandform in b) dargestellt

Die im Kapitel 8.2.3 präsentierten temperaturabhängigen Parameter der Sandformigenschaften (Grünsand) werden in der Abaqus Simulation verwendet. Im Unterschied zur MagmaSoft Simulation werden die Kühleisen in der Abaqus Simulation als ein untrennbares Teil der Gussform mit Gussformigenschaften berücksichtigt. Es wird ein reibungsloser „surface to surface“ Softkontakt unter Einbeziehung von „small sliding“ zwischen Guss- und Sandform verwendet. Die Sandform wird als „master surface“ und die Gussform als „slave surface“ definiert. Am Beginn der Simulation ist die Gussform sehr weich (da im flüssigen Zustand), weshalb die Benutzung eines Softkontakts in Abaqus empfohlen wird. Im Unterschied zum Hartkontakt verläuft der Zusammenhang beim Softkontakt zwischen dem Kontaktdruck und Flächenabstand in einer exponentiellen Form, die durch die Parameter  $p_0$  und  $c_0$  beschrieben wird (s. Abbildung 85). Der Kontaktdruck wird gebildet, wenn der Abstand zwischen den Kontaktflächen auf  $c_0$  reduziert wird. Dieser steigt mit Reduzierung des Kontaktflächenabstandes exponentiell an. Der Kontaktdruck erreicht den Wert  $p_0$ , wenn der Abstand zwischen den Kontaktflächen auf Null sinkt. Hierbei wird für  $p_0$  ein Wert von  $10^5$  und für  $c_0$  ein Wert von  $10^{-5}$  gewählt [112].

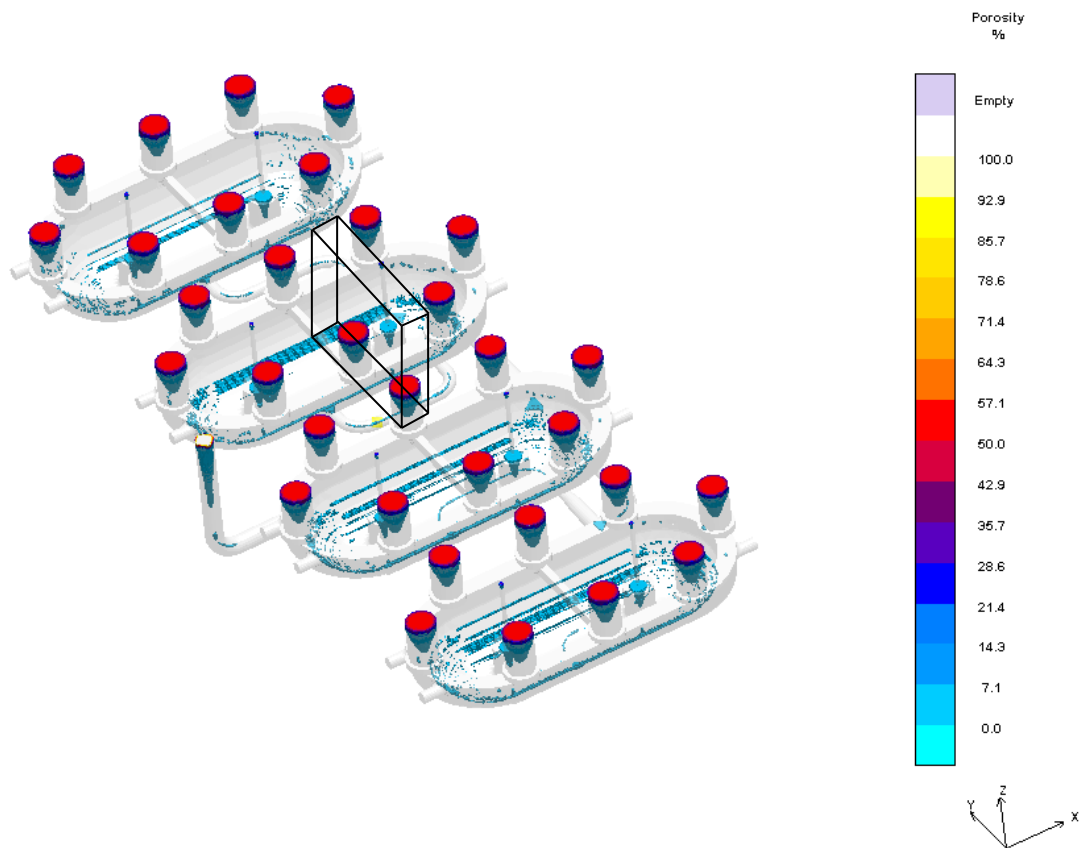


**Abbildung 85:** a) Hartkontakt, b) exponentieller Softkontakt in Abaqus [113]

Die Gießtemperatur des hochlegierten Stahlgusses liegt bei ca. 1590 – 1600°C [114]. Weil die Stahlschmelze mit einer Pfanne vom Induktionsofen bis zur Gussform transportiert wird, wird bei der Formfüllung von einer niedrigeren Gießtemperatur ausgegangen. Die Gießtemperatur der bereits gefüllten Form wird in MagmaSoft Simulation mit 1570°C angenommen, während die Anfangstemperatur des Sandes und der Kühleisen mit der Umgebungstemperatur definiert wird.

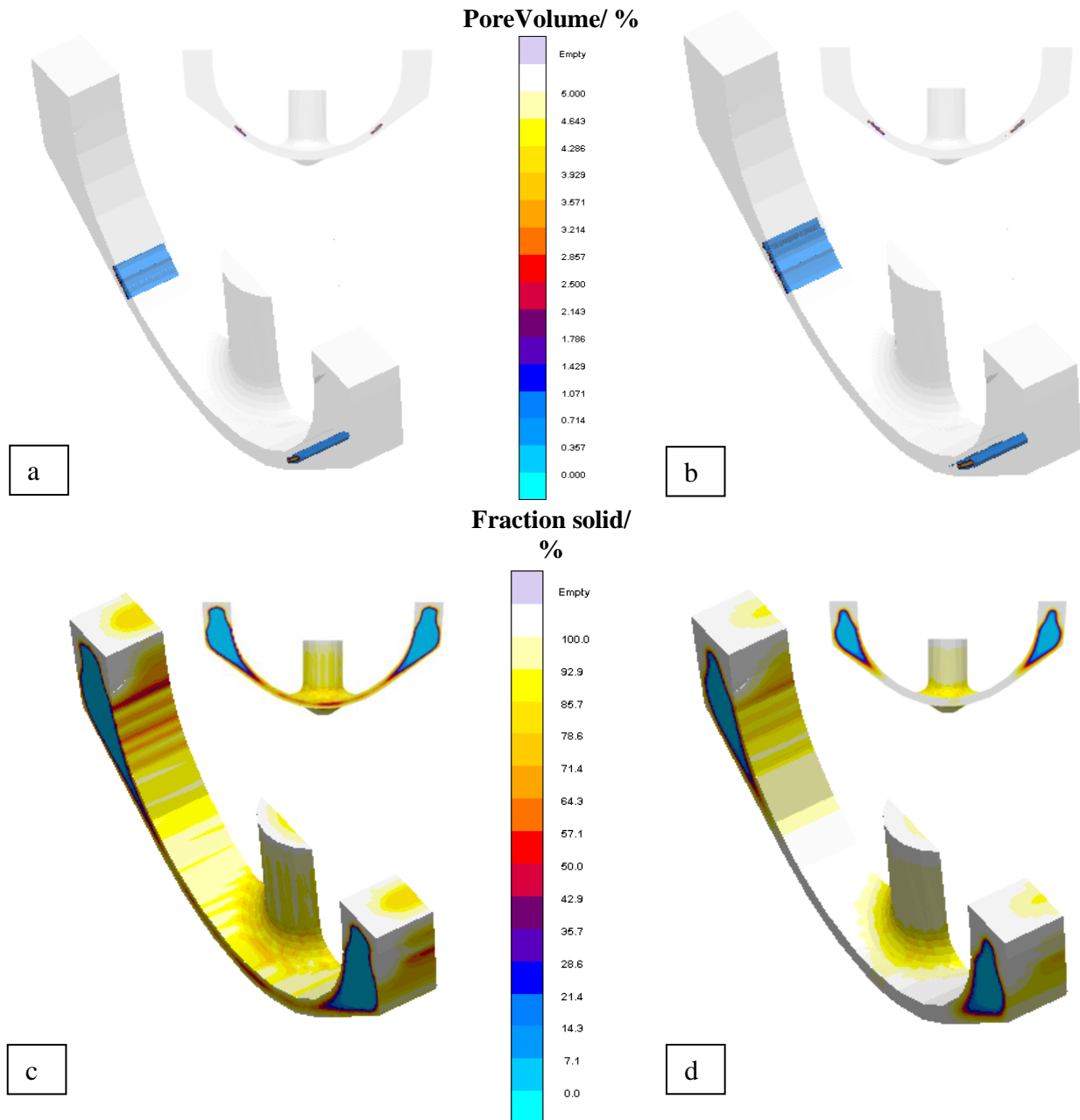
### 10.2.1 Porositätsvorhersage

In Abbildung 86 wird die Porositätsvorhersage am Ende der Erstarrung simuliert, in MagmaSoft, dargestellt. Die Porosität wird in den Speisern als auch in Bereichen mit dünneren Gussformwanddicken vorhergesagt. Aus Abbildung 45 ist die geometrische Veränderung der Wanddicke der vier Gussformen zu entnehmen. Im gekrümmten Bereich der Gussformen tritt die Porosität nur vereinzelt auf. Dagegen tritt die Porosität im geraden Wandbereich eher zusammenhängend auf. Der Porositätsanteil wird bei der Verformungssimulation berücksichtigt.



**Abbildung 86:** Simulationsergebnisse der Schrumpfungsporosität in MagmaSoft

In Abbildung 87 werden die Porositätsfelder und die Felder des Festphasenanteils eines ausgeschnittenen Details aus Abbildung 86 aus der Gussform 3 bei der Erstarrung bei 30% und 45% (fest) dargestellt. Die Gussform erstarrt zuerst ausgehend von der Gussformoberfläche im Bereich dünnerer Wanddicken (s. Abbildung 87c, d). Die Simulation der Porosität in MagmaSoft zeigt die Porositätserscheinungen im Bereich zwischen dem oberen Flansch und dem Blindspeiser an (s. Abbildung 87a, b).



**Abbildung 87:** Porositätsfelder in Gussform 3 im ausgeschnitten Detail aus Abbildung 86 bei a) 30% und b) 45% fest, Festphasenfelder bei c) 30% und d) 45% im Querschnitts- und Seitansicht, MagmaSoft

Die Hot-Spot-Bildung von vier unterschiedlichen Gussgeometrien ist in Abbildung 88b veranschaulicht. In Abbildung 88a wird der Festphasenanteil bei 80% Erstarrung im Speiserquerschnitt dargestellt.

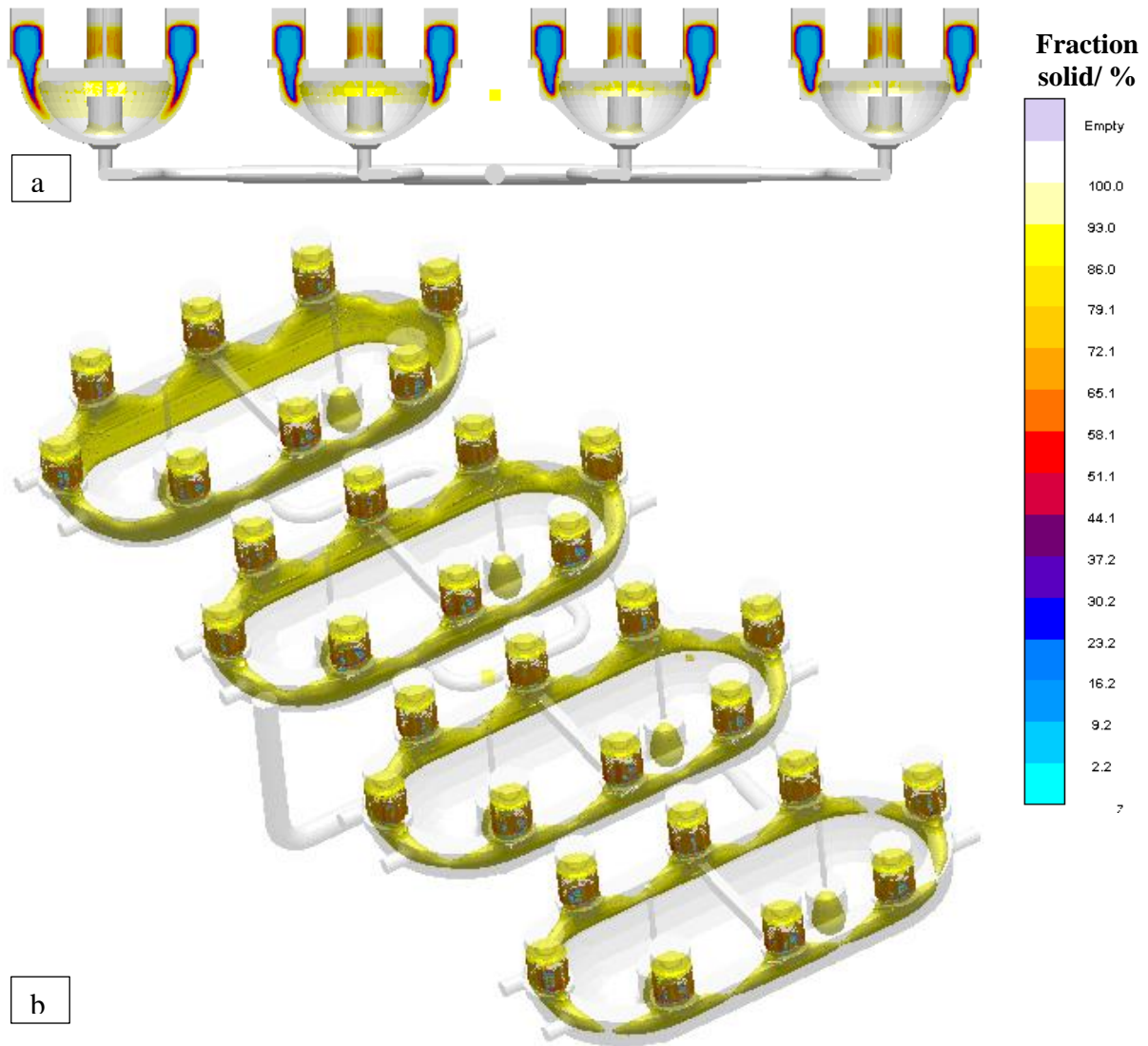


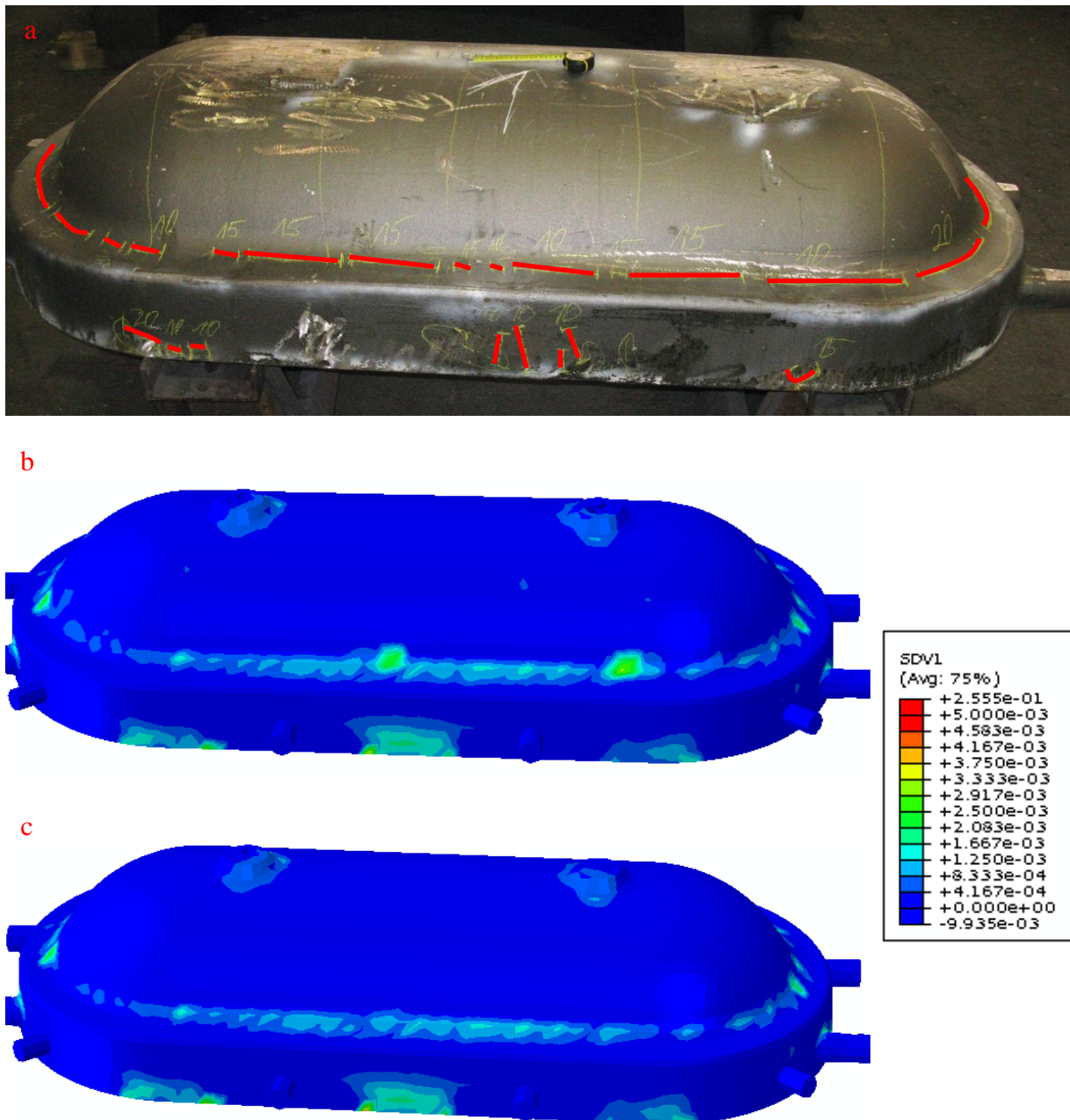
Abbildung 88: a) Anteil der Festphase (bei 80% solid) und b) Hot Spot in Gussformen bei 80% solid



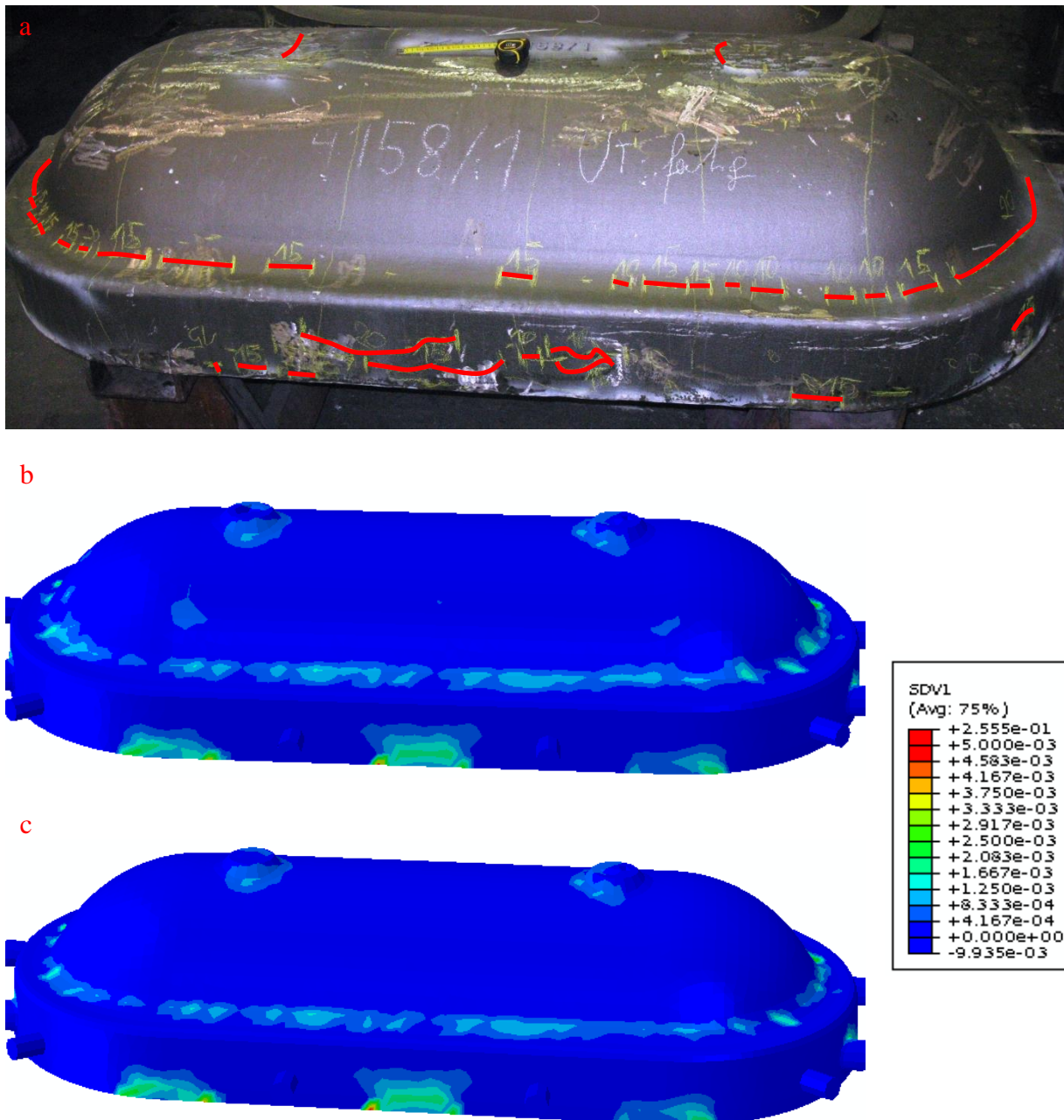
### 10.2.2 Warmrissvorhersage

Die Ergebnisse der Schädigungssimulation während der Verformung werden zur Identifizierung der potenziellen Warmrisse verwendet und die Effektivität dieser Identifizierung wird an betrieblichen Gussformen geprüft. Von Abbildung 90 bis 109 wird der Vergleich zwischen den berechneten Schädigungspositionen sowohl mit als auch ohne Berücksichtigung der Schrumpfungsporosität und der mit Ultraschall identifizierten Warmrisspositionen an vier gegossenen Gussformen dargestellt. Die Positionen der Warmrisse wurden mit gelben Linien markiert, während die Tiefe durch Zahlen gekennzeichnet wurde. Die Linien werden von mir zusätzlich mit roter Markierung hervorgehoben. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und durch Ultraschallprüfung detektierten Warmrisspositionen. Es ist sichtbar, dass die Warmrissvorhersage mit dem Schädigungsmodell am Übergang vom Flansch zur Wand sowohl von der Innen- und Außenseite, unter den Speiser- und Kühleisenpositionen als auch unter der Verzugsleiste den höchsten Wert zeigt. Die Schädigungswerte über  $10^{-3}$  können als kritisch angesehen werden. Die mitberücksichtigte Schrumpfungsporosität in der Verformungssimulation zeigt bei den Gussformen 1,2 und 3 nur einen geringen Einfluss. Es wurden keine Warmrisse mit der Ultraschallprüfung identifiziert, bei denen Schrumpfungsporosität in der Verformungssimulation zur Schädigungsbildung beigetragen hat (s. Abbildung 90 bis 105). Dagegen führt bei der Gussform 4 die Berücksichtigung der Schrumpfungsporosität zu einer besseren Schädigungsvorhersage im unteren Wandbereich (s. Abbildung 106 und 107). Der Warmrissmechanismus wird anhand der Elemente 77967 und 89121 ausführlich analysiert (s. Abbildung 110). Die Entwicklung der Zugspannung, des Festphasenanteils und der Schädigung der beiden Elemente wird in Abbildung 111 dargestellt. Das Element 77697 wird aus dem Warmrissbereich höherer Schädigung und das Element 89121 aus dem Warmrissbereich niedrigerer Schädigung gewählt. Die Entwicklung des Festphasenanteils der beiden Elemente (s. Abbildung 111a, b) zeigt, dass die Erstarrung der Schmelze schon nach wenigen Sekunden beginnt. Der Grund für die schnelle Erstarrung liegt in der Nähe der beiden Elemente zur Gussoberfläche, bei der die Erstarrung zuerst stattfindet. Infolge der Erstarrungsschrumpfung wird die Spannung lokal induziert. Zu diesem Zeitpunkt kann die Flüssigphase die gebildeten Poren nachfüllen. Nachdem die Erstarrung 80% der Festphase erreicht (nach ca. 420 Sek. beim Element 77697 und ca. 113 Sek. beim Element 89121), ist die Nachfüllung der gebildeten Poren mit der Flüssigphase nicht mehr möglich. Es entsteht eine Schädigung. Während der Erstarrung herrscht eine Spannung von 1 bis 9 MPa. Die Bereiche mit hohem Schädigungswert gelten als warmrissanfällig. Infolge einer hohen Zugbeanspruchung kann ein Warmriss zum Bruch führen. Beim Element 77697

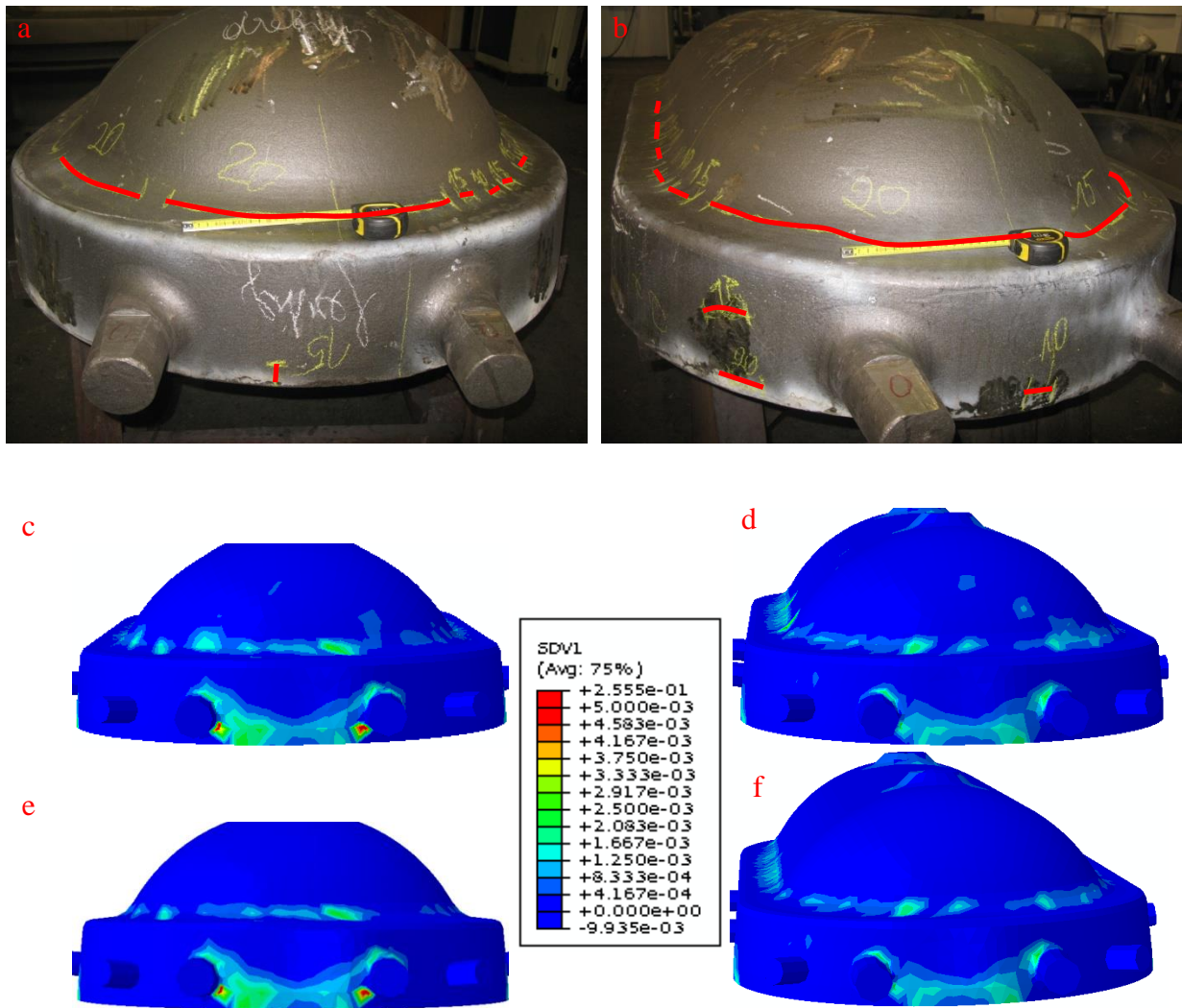
ist die Schädigung höher als beim Element 89121 trotz einer niedrigeren herrschenden Zugspannung. Dies geschieht, weil die Erstarrung beim Element 77697 ab dem Zeitpunkt, da die Nachfüllung mit der Flüssigphase nicht mehr möglich ist (80% fest), eine längere Zeit in Anspruch nimmt, als die Erstarrung des Elements 89121. Die Schädigung ist definiert als die Integration der viskoplastischen Dehnung über die Zeit. Daher ist die Gesamtschädigung in Element 77697 höher.



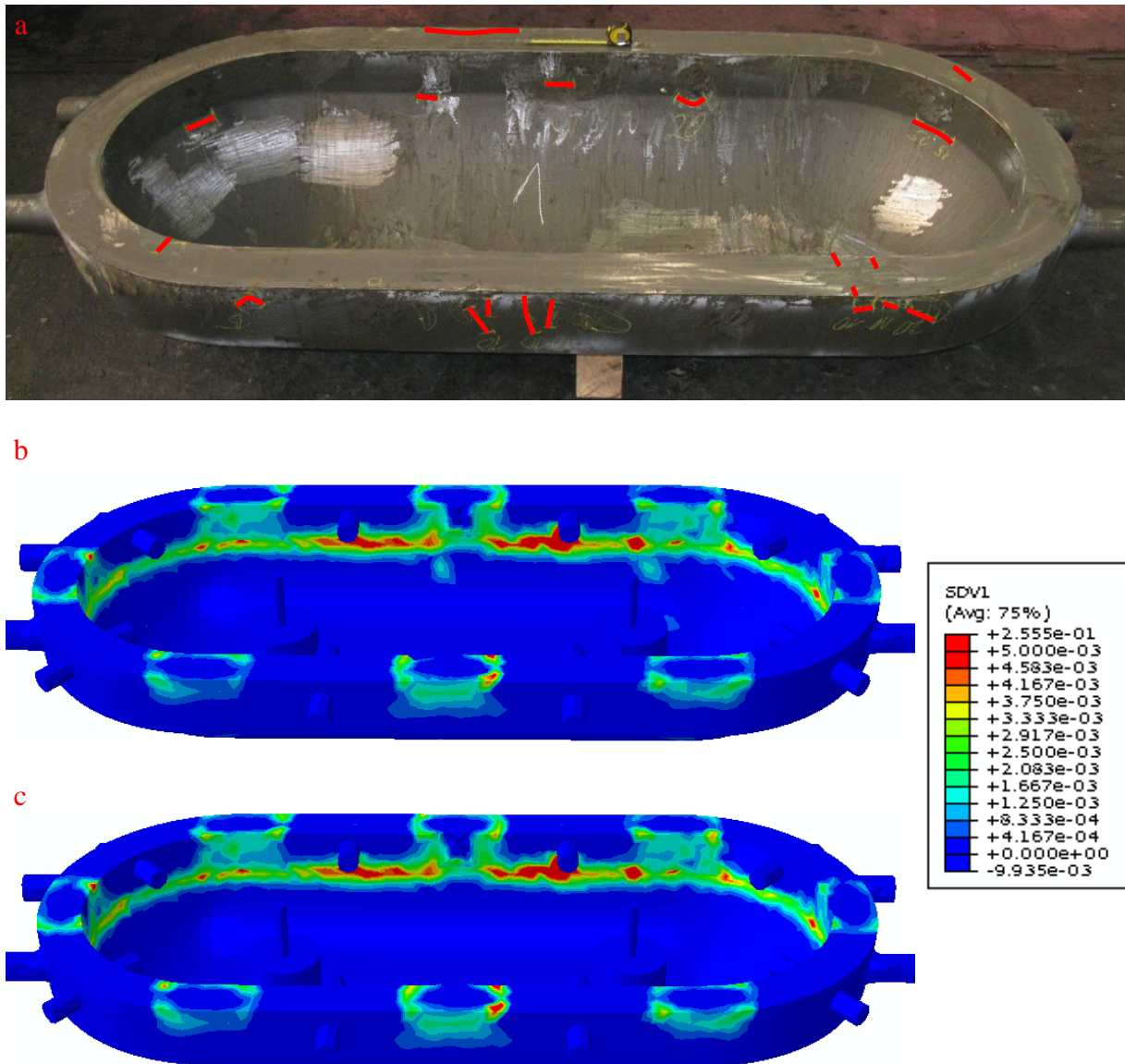
**Abbildung 89:** a) Seitenansicht der Außenseite 1 der Gussform 1 mit markierten Warmrissstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



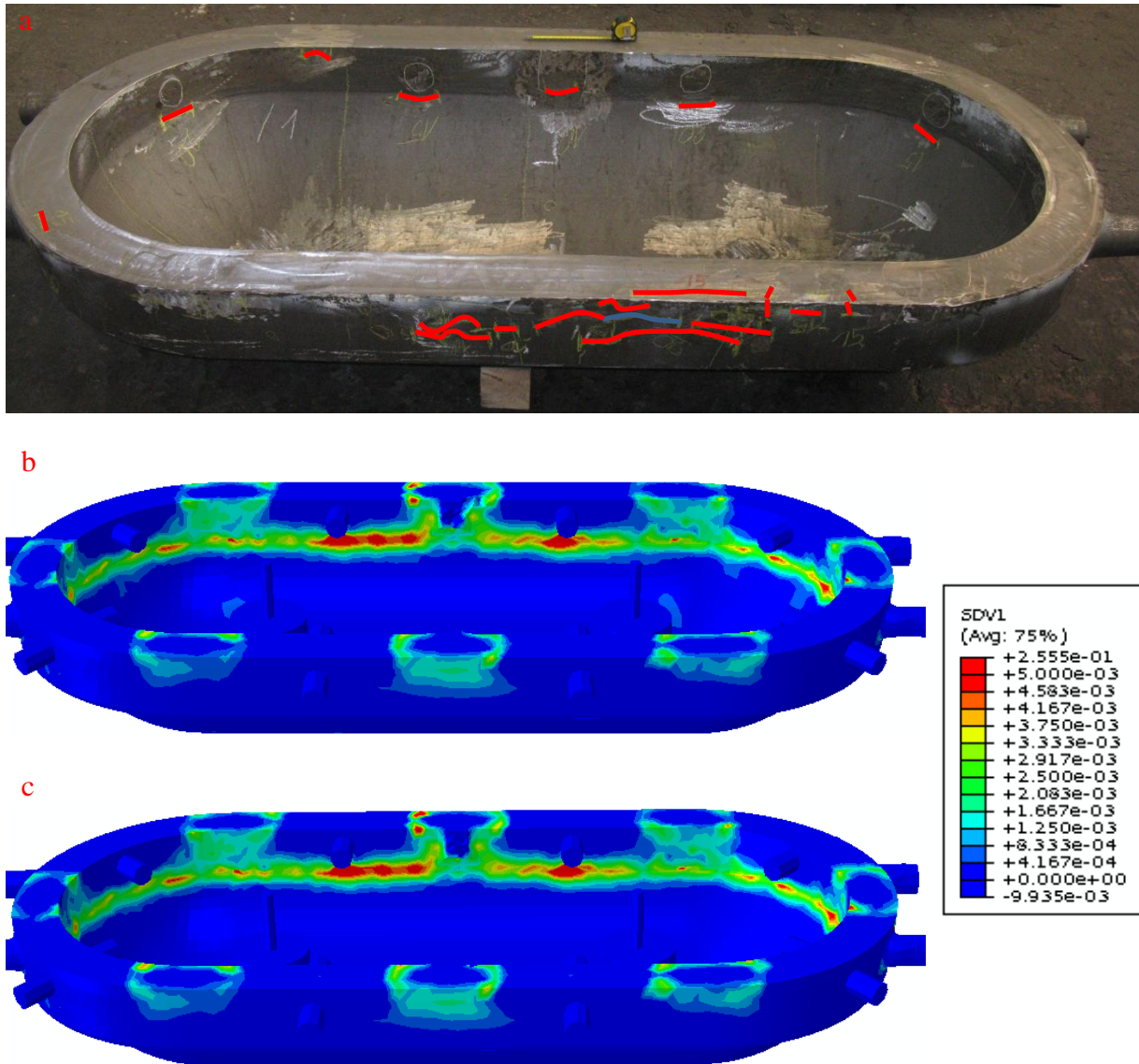
**Abbildung 90:** a) Seitenansicht der Außenseite 2 der Gussform 1 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



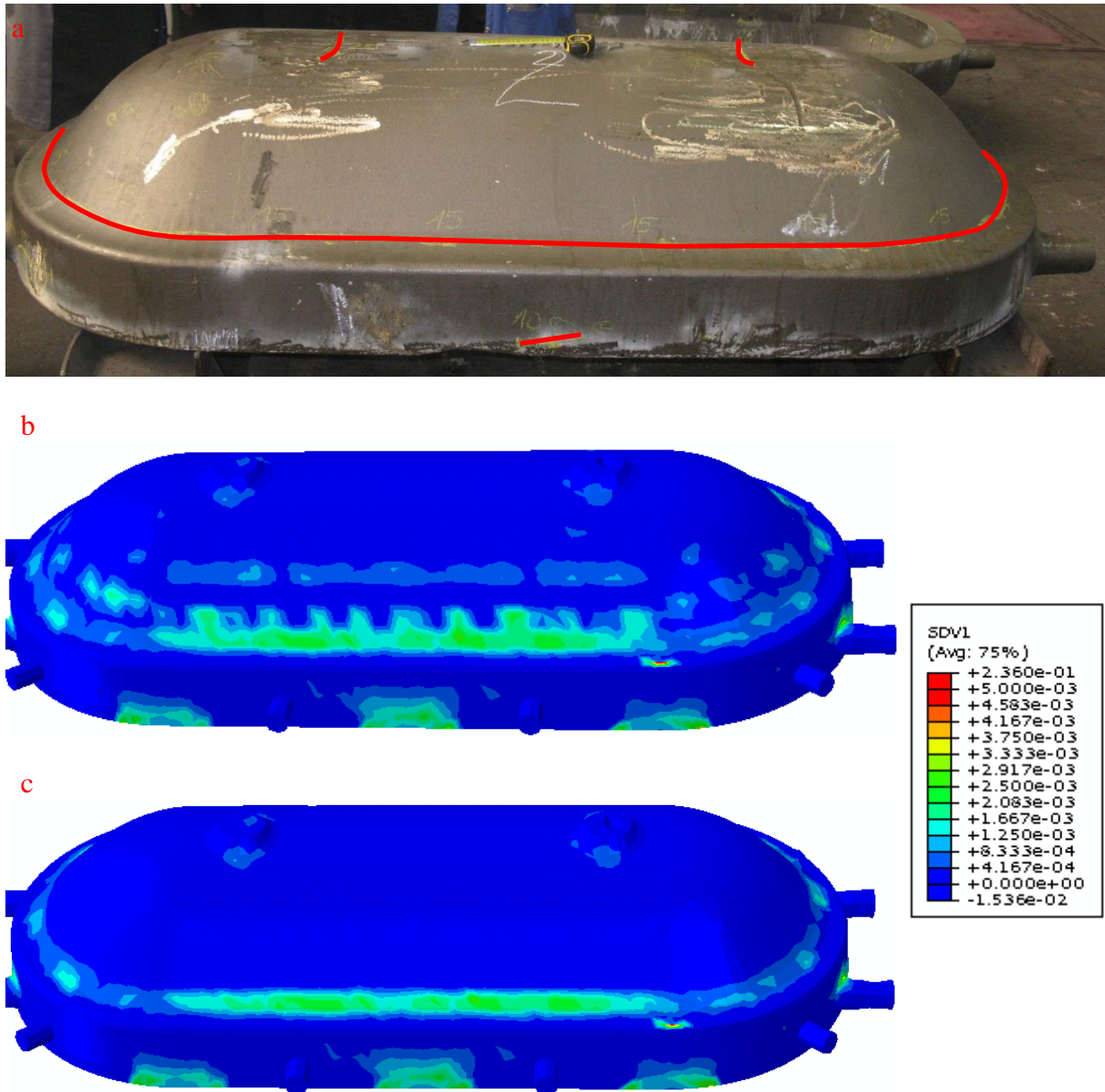
**Abbildung 91:** a) Front- und b) Rückansicht der Außenseite der Gussform 1 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, c), d) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und e), f) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



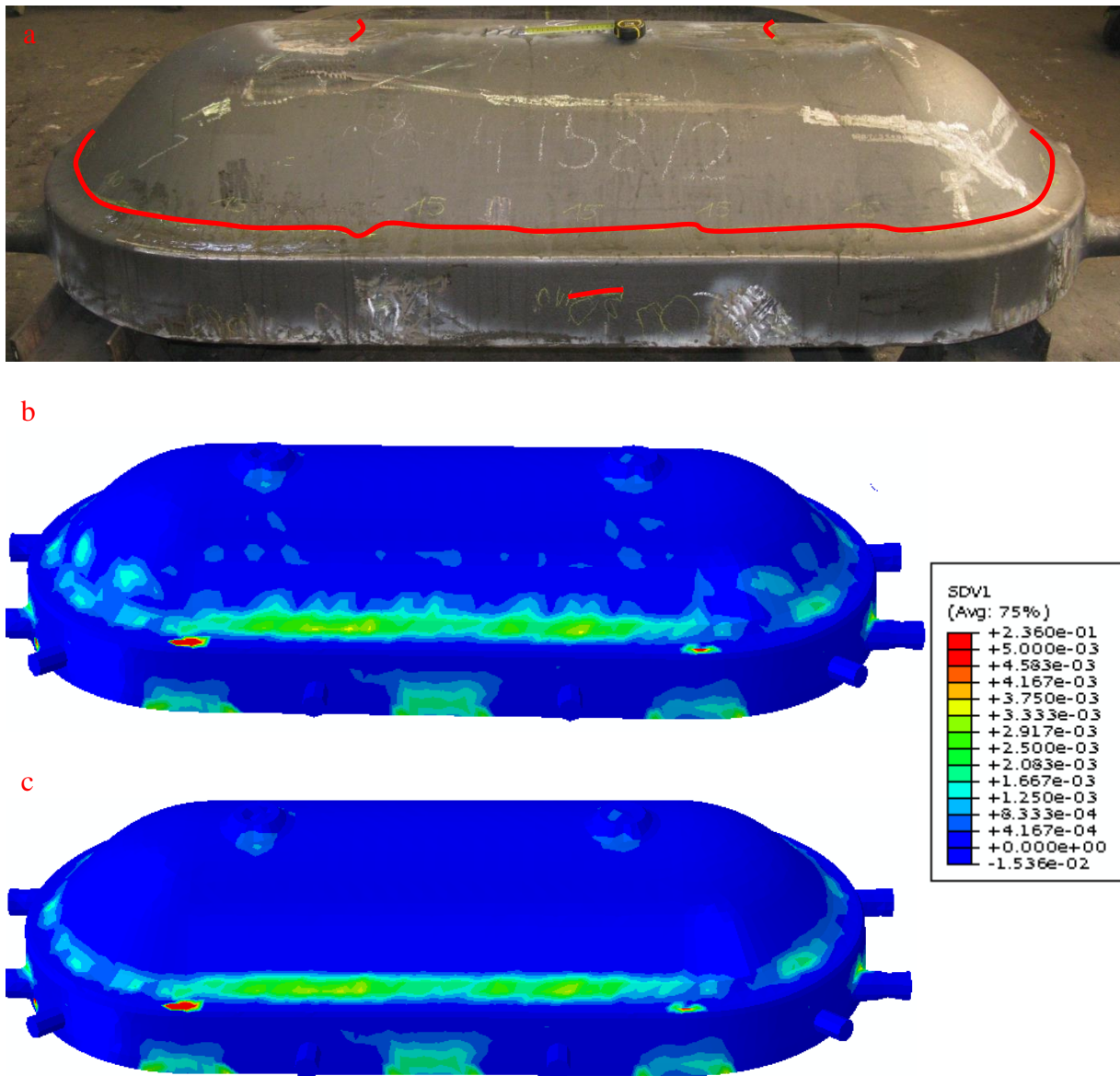
**Abbildung 92:** a) Seitenansicht der Innenseite 1 der Gussform 1 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



**Abbildung 93:** a) Seitenansicht der Innenseite 2 der Gussform 1 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

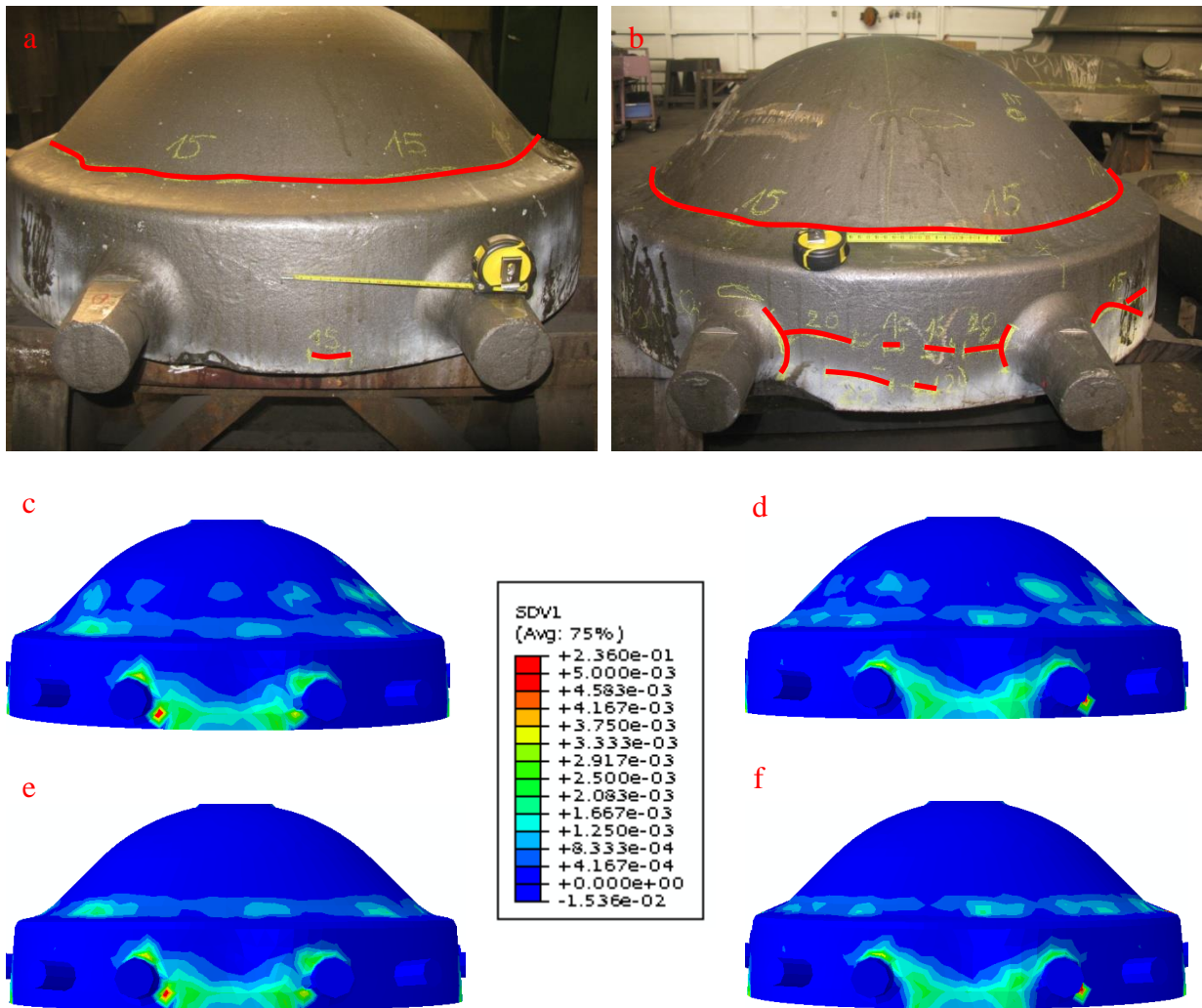


**Abbildung 94:** a) Seitenansicht der Außenseite 1 der Gussform 2 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

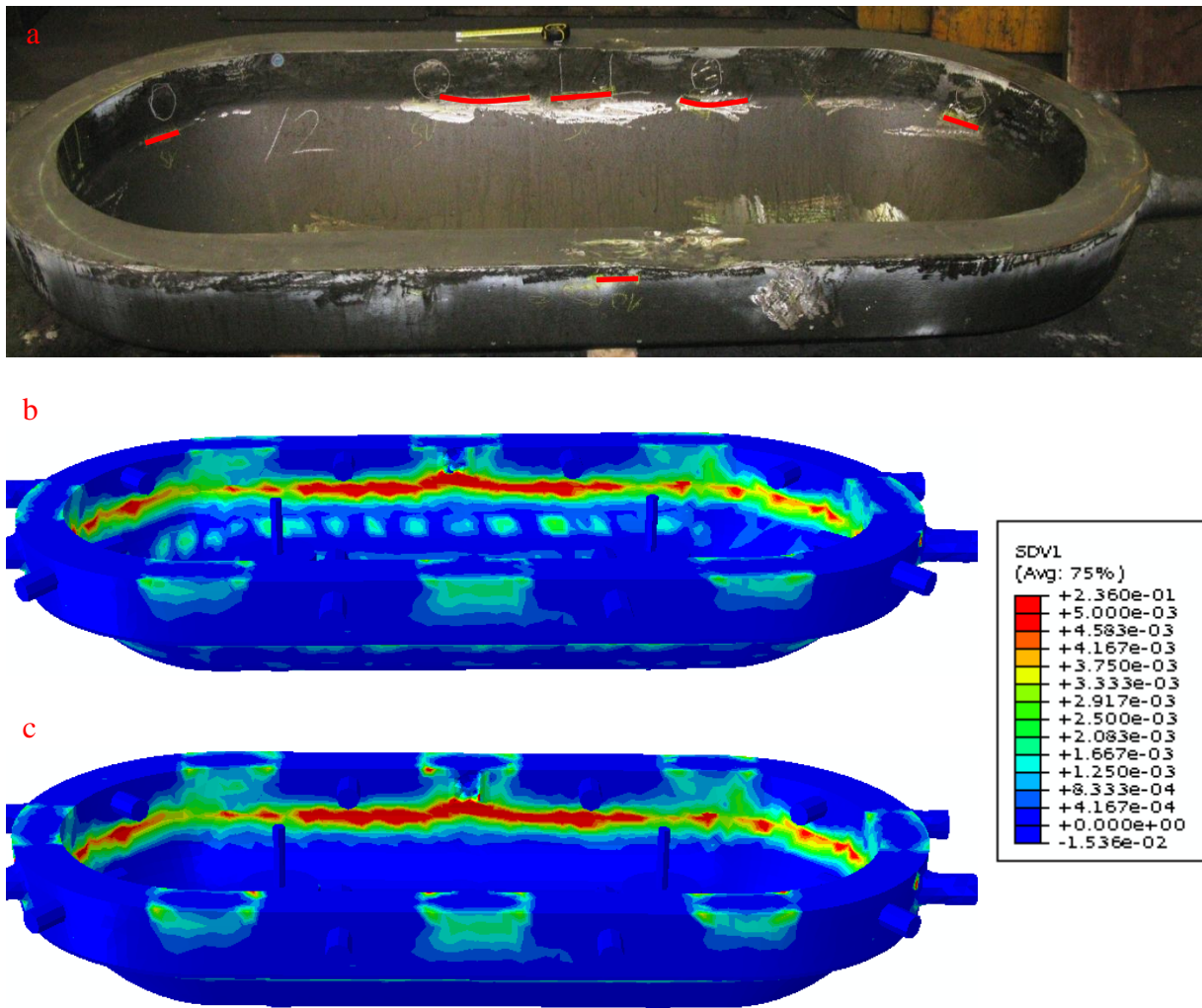


**Abbildung 95:** a) Seitenansicht der Außenseite 2 der Gussform 1 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

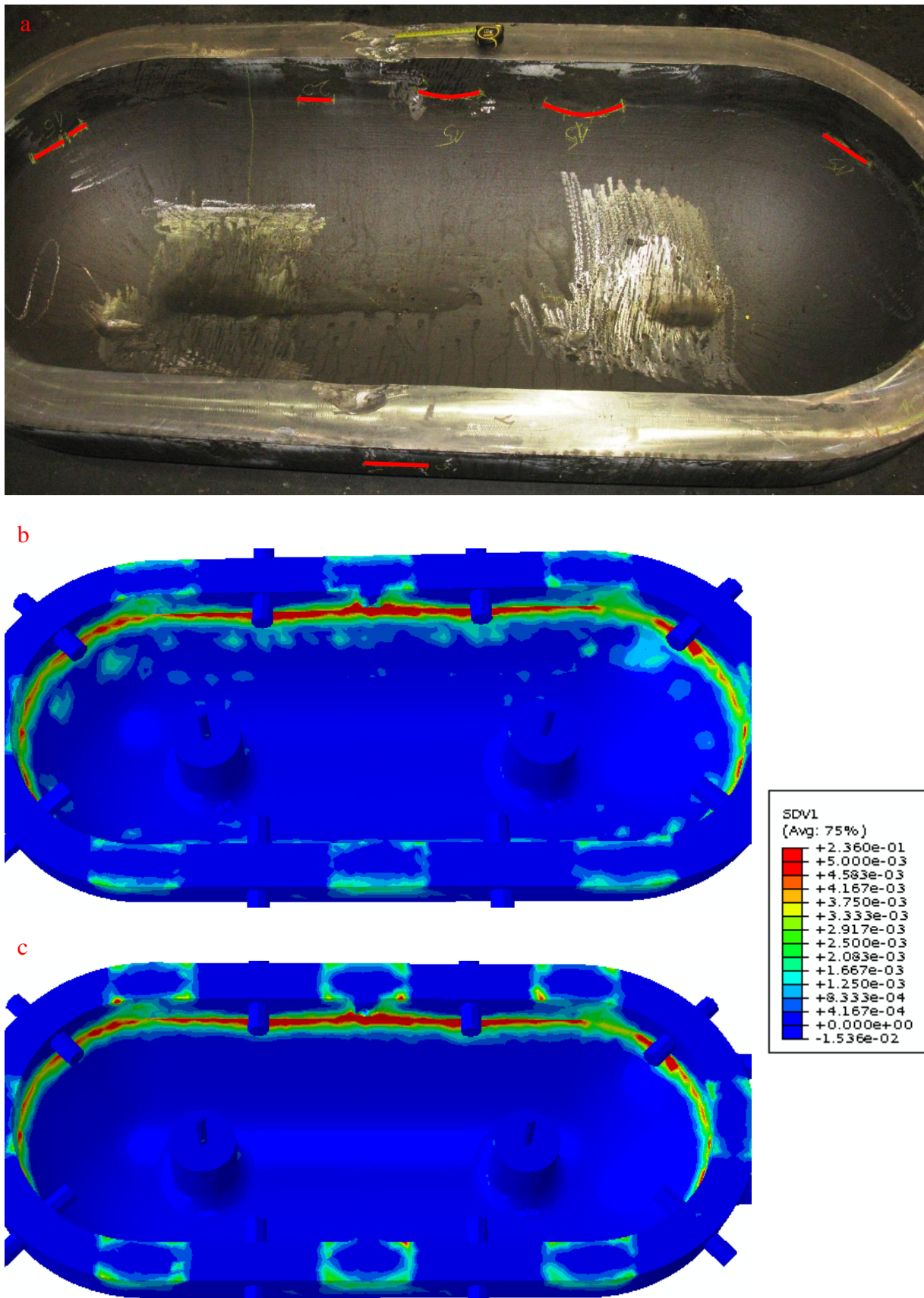




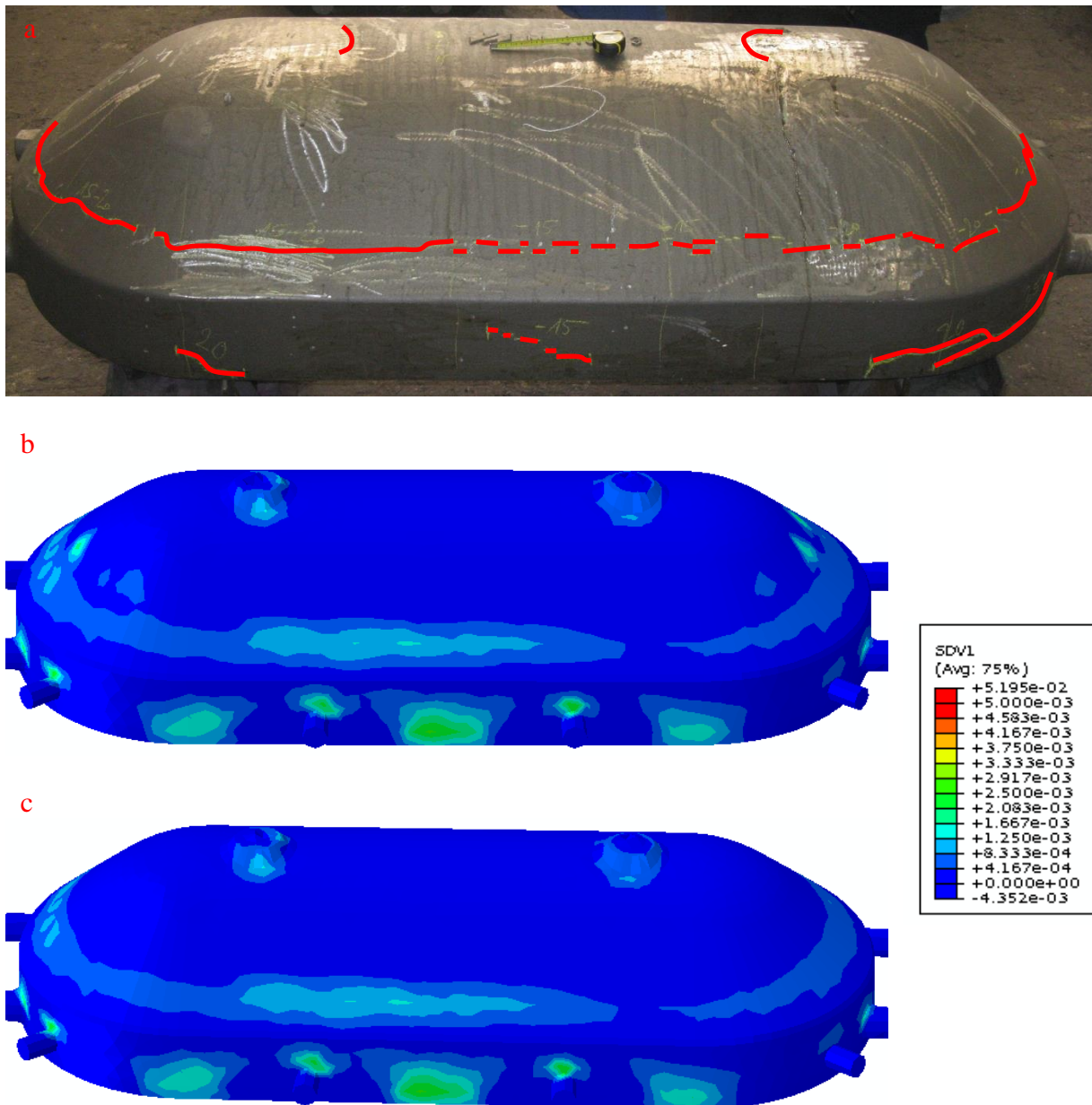
**Abbildung 96:** a) Front- und b) Rückansicht der Außenseite der Gussform 2 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung c), d) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und e), f) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



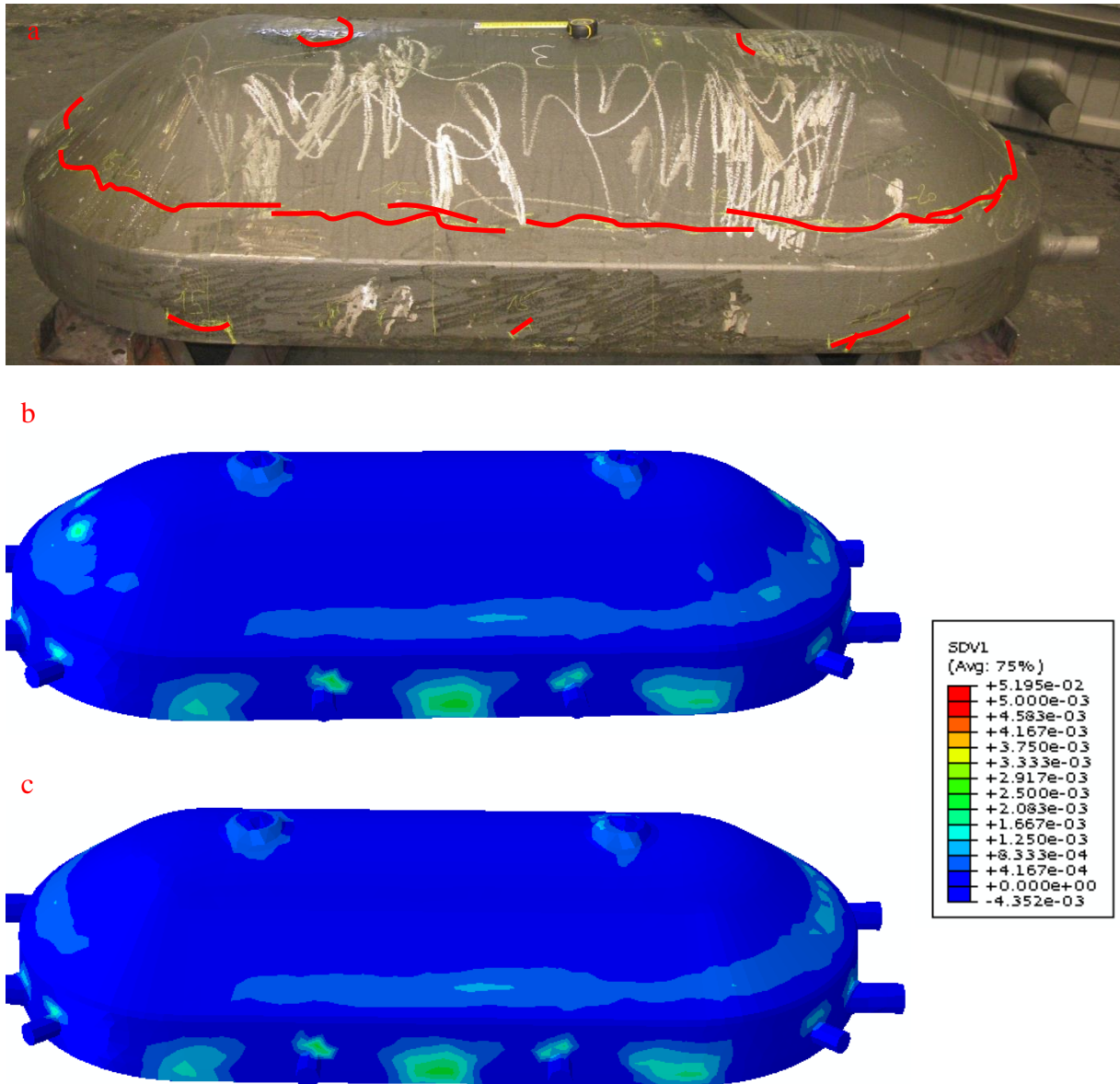
**Abbildung 97:** a) Seitenansicht der Innenseite 1 der Gussform 2 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



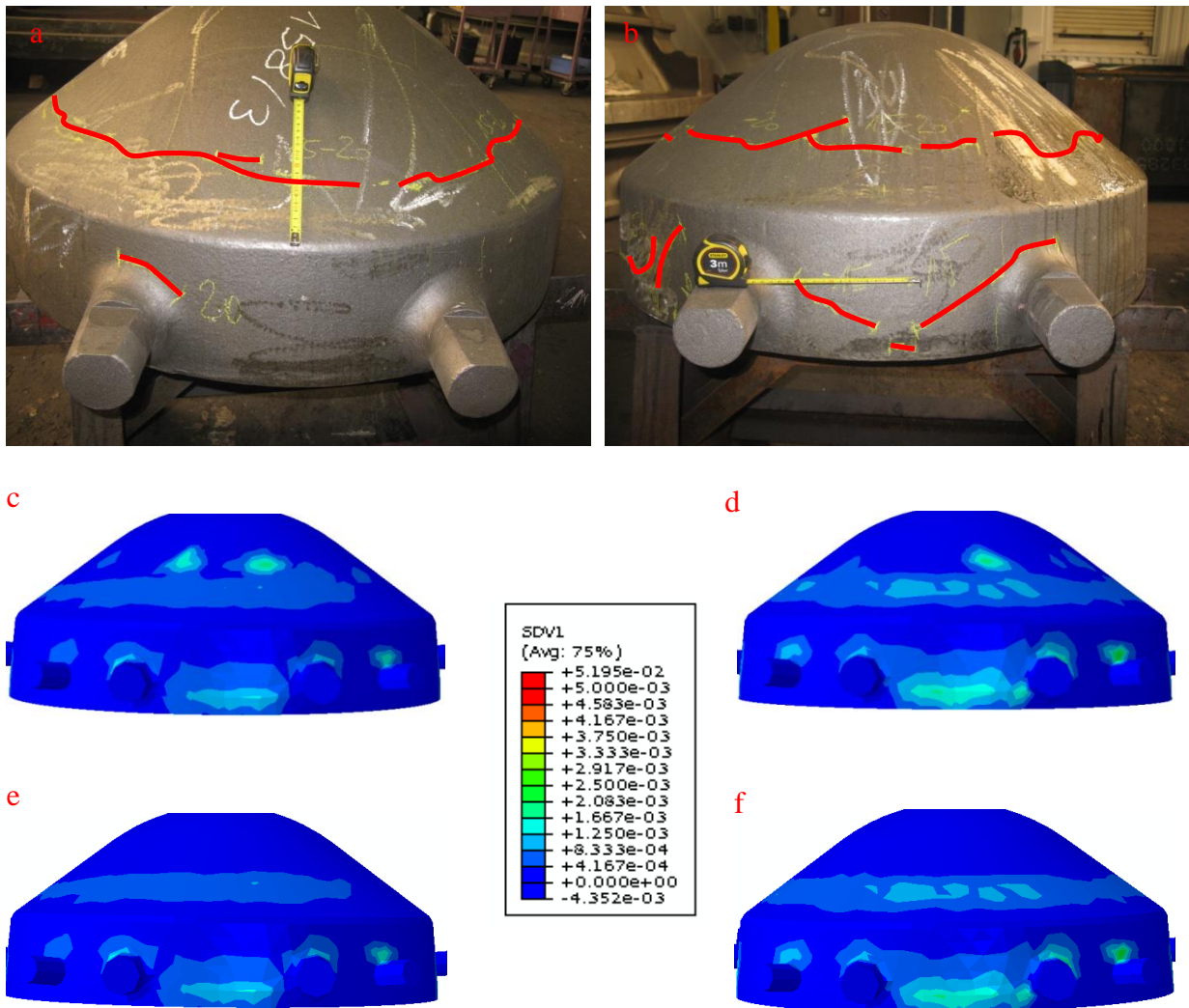
**Abbildung 98:** a) Seitenansicht der Innenseite 2 der Gussform 2 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



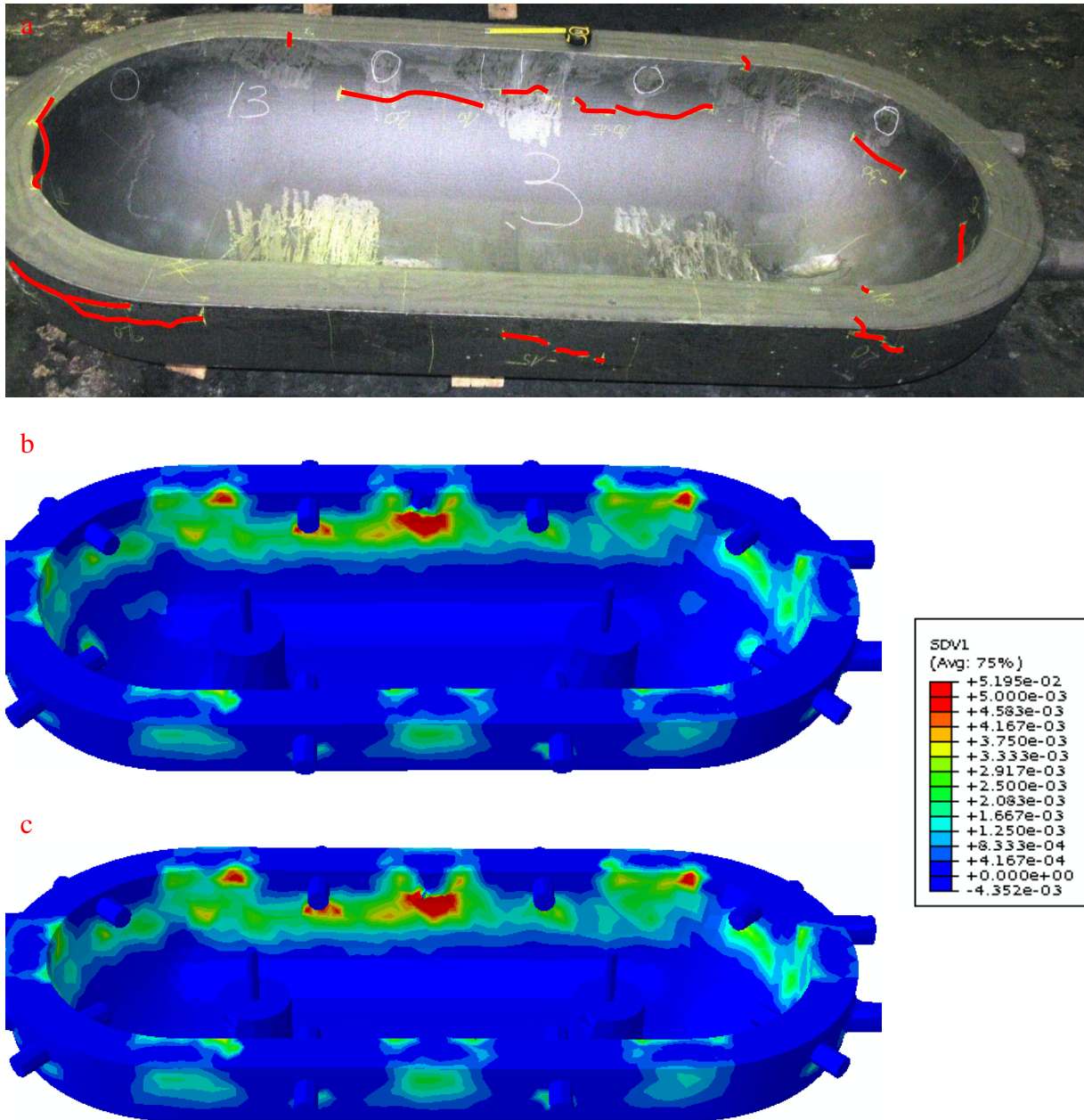
**Abbildung 99:** a) Seitenansicht der Außenseite 1 der Gussform 3 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



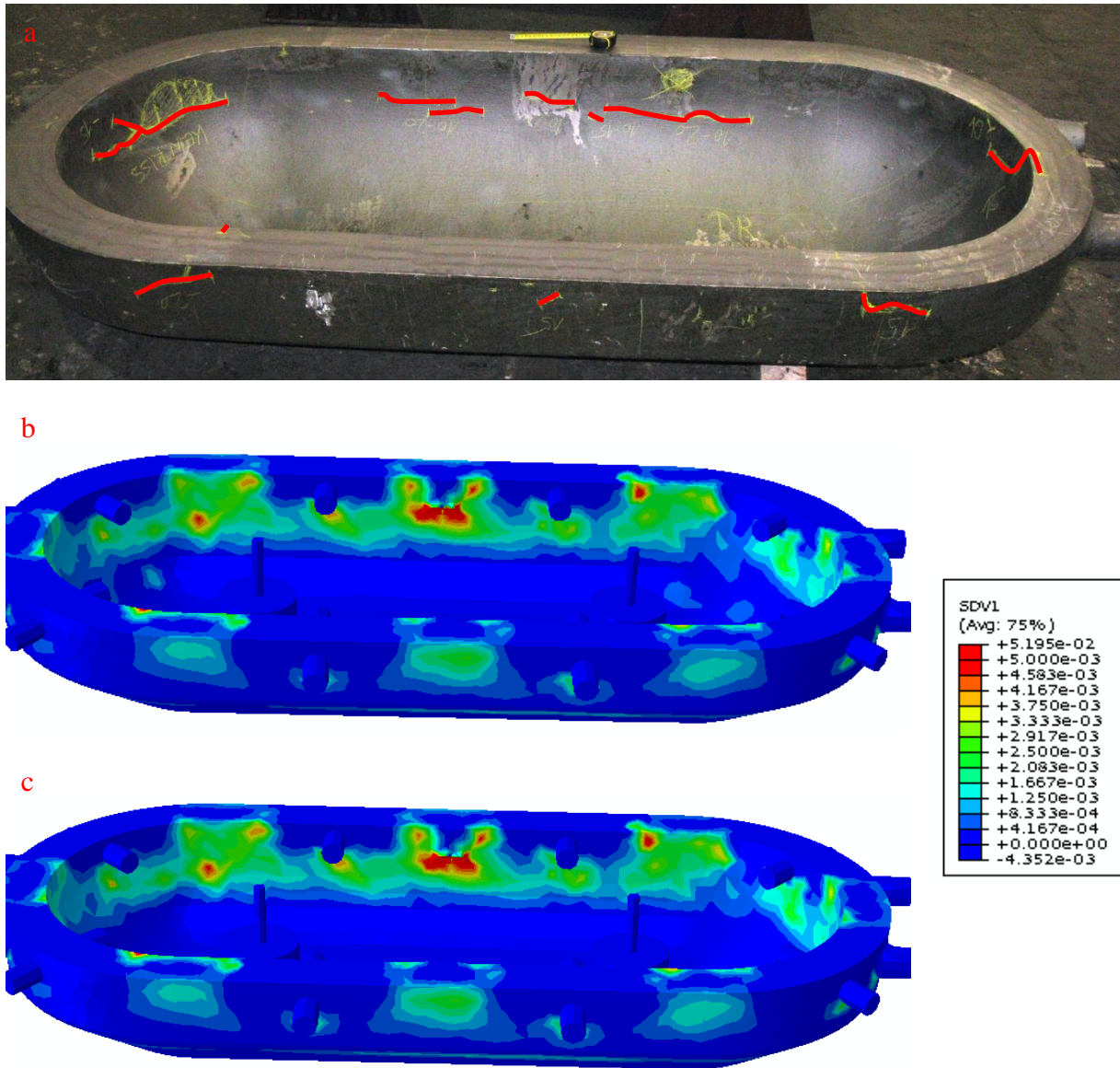
**Abbildung 100:** a) Seitenansicht der Außenseite 2 der Gussform 3 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



**Abbildung 101:** a) Front- und b) Rückansicht der Außenseite der Gussform 3 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, c), d) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und e), f) ohne und Berücksichtigung der Schädigungsporosität

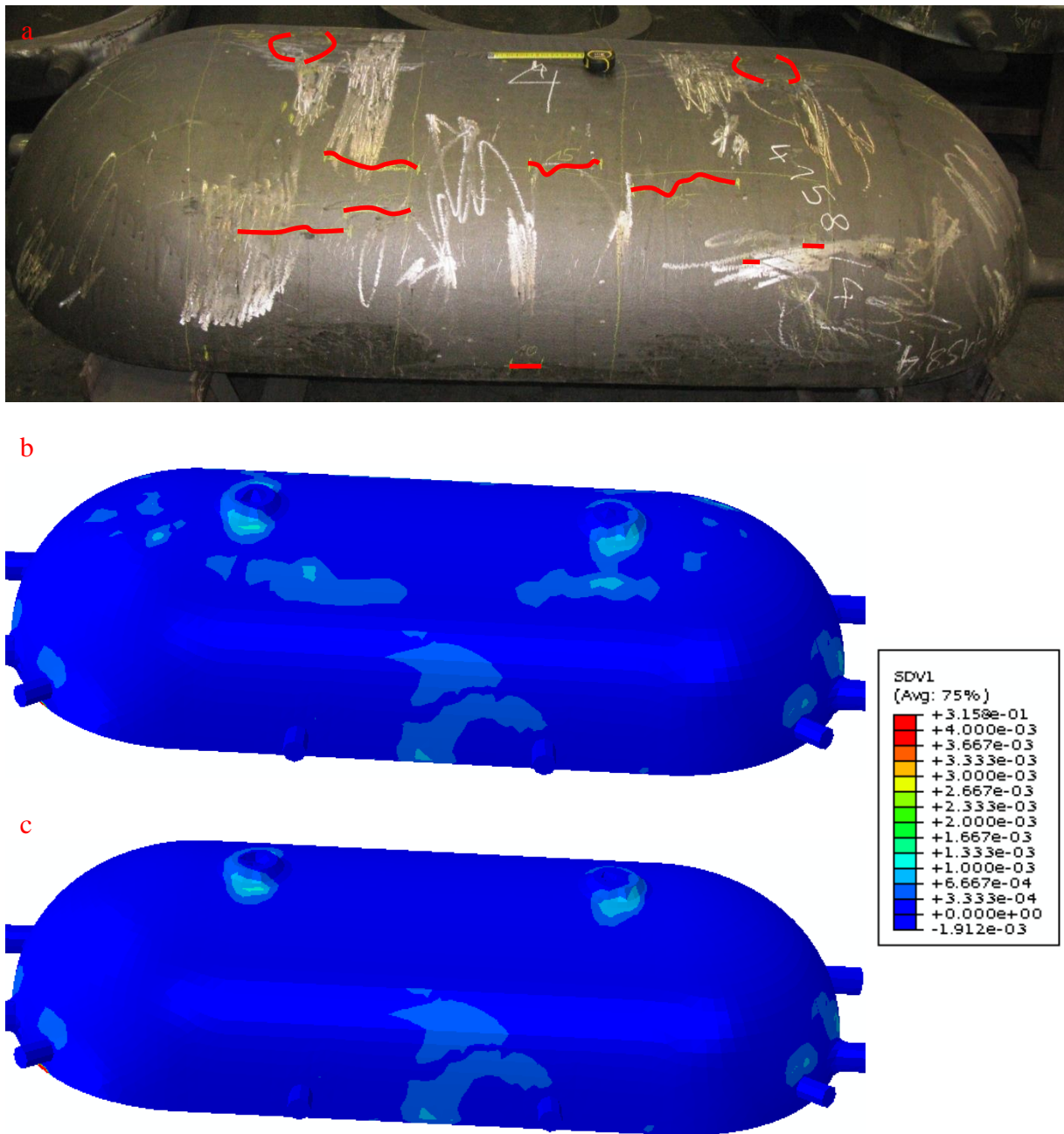


**Abbildung 102:** a) Seitenansicht der Innenseite 1 der Gussform 3 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

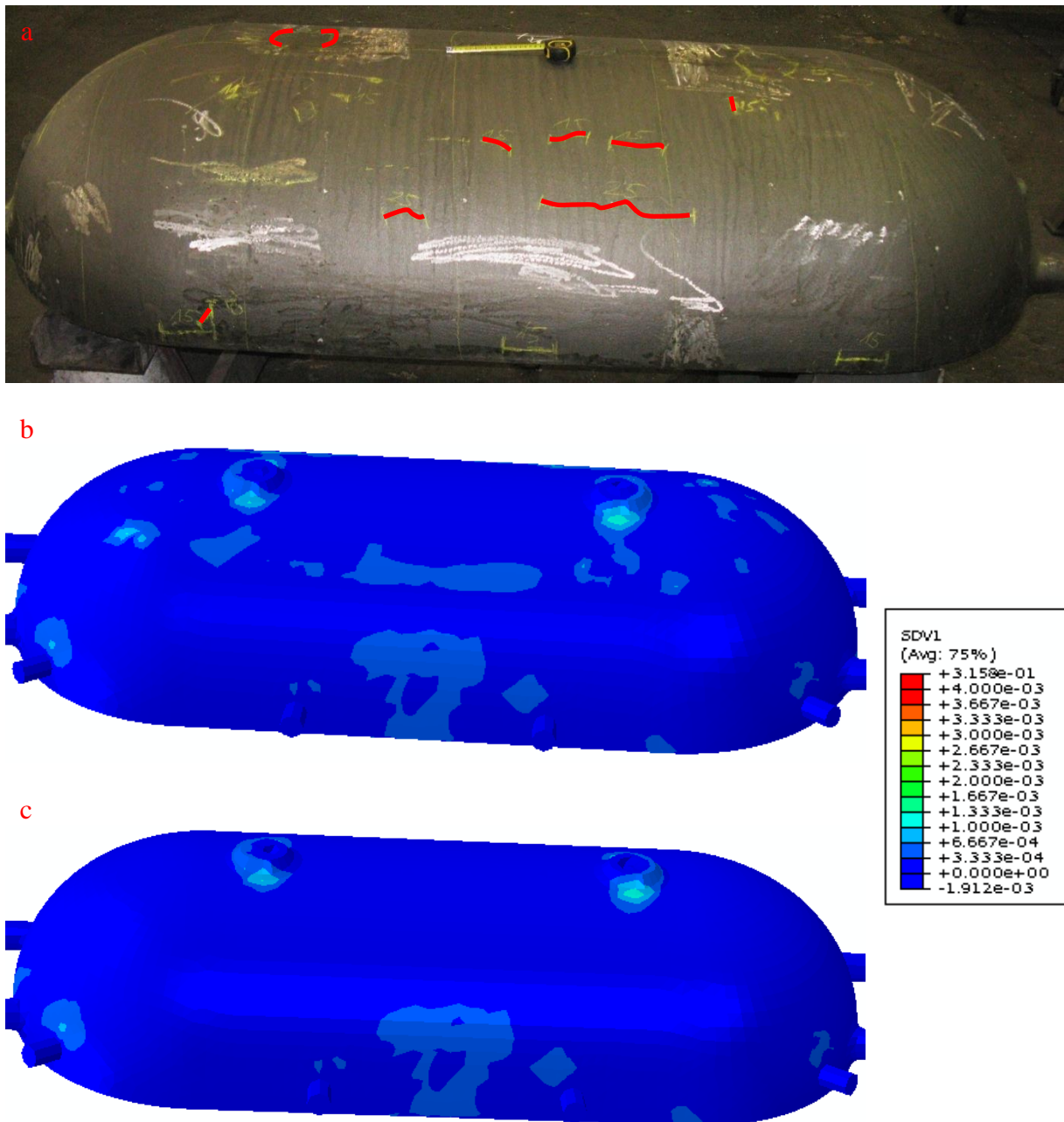


**Abbildung 103:** a) Seitenansicht der Innenseite 2 der Gussform3 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

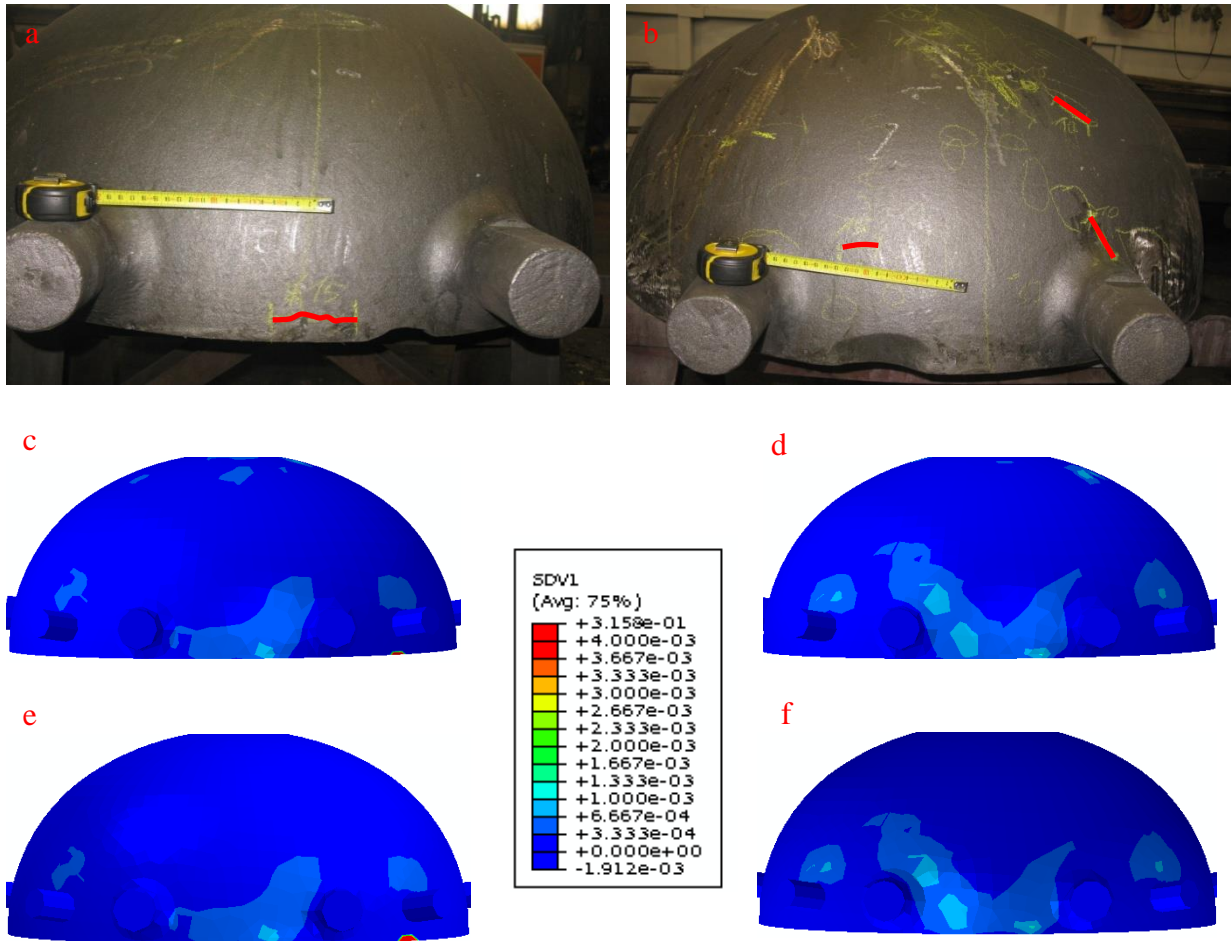




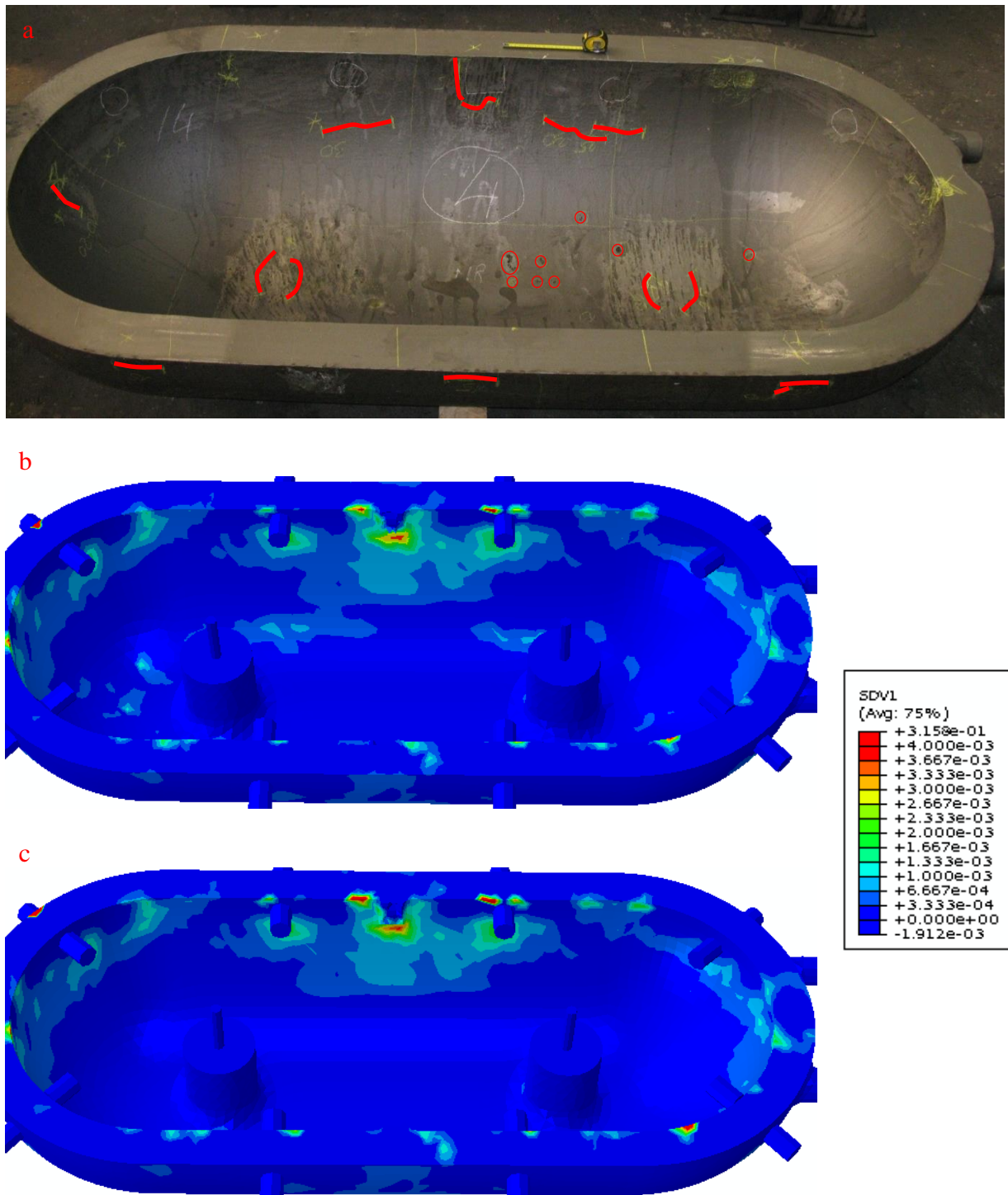
**Abbildung 104:** a) Seitenansicht der Außenseite 1 der Gussform 4 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



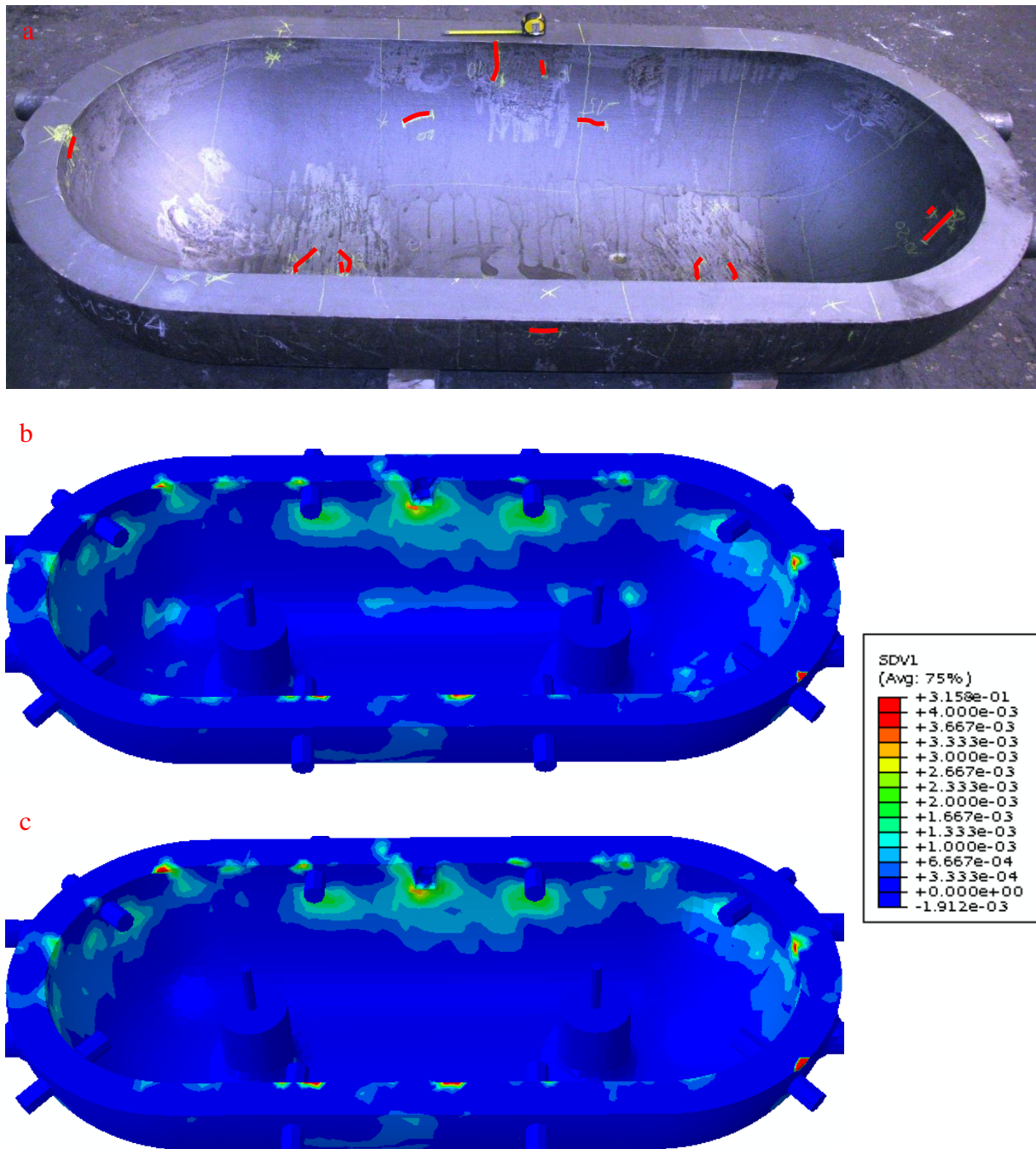
**Abbildung 105:** a) Seitenansicht der Außenseite 2 der Gussform 4 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



**Abbildung 106:** a) Front- und b) Hintersicht der Außenseite der Gussform 4 mit markierten Warmrisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, c), d) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und e), f) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



**Abbildung 107:** a) Seitenansicht der Innenseite 1 der Gussform 4 mit markierten Warmrisisstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität



**Abbildung 108:** a) Seitenansicht der Innenseite 2 der Gussform 4 mit markierten Warmrisssstellen detektiert mit Ultraschallprüfung, b) Simulationsergebnisse der Schädigungsbildung mit und c) ohne Berücksichtigung der Schädigungsporosität

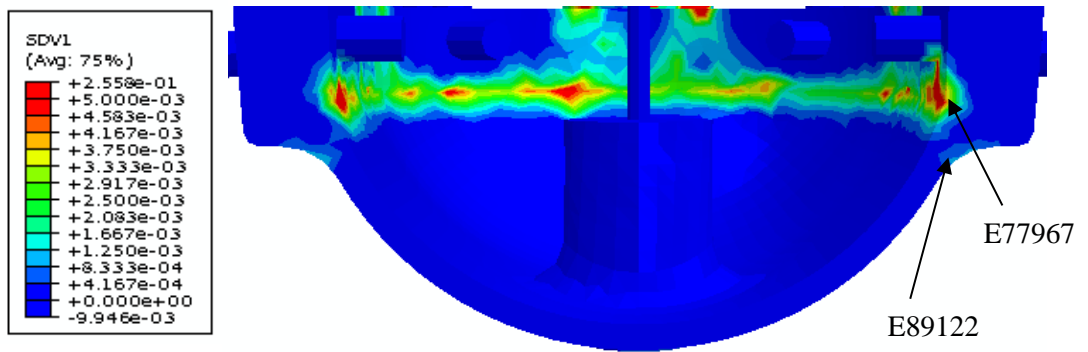


Abbildung 109: Schädigungsverteil im Querschnitt der Gussform 1

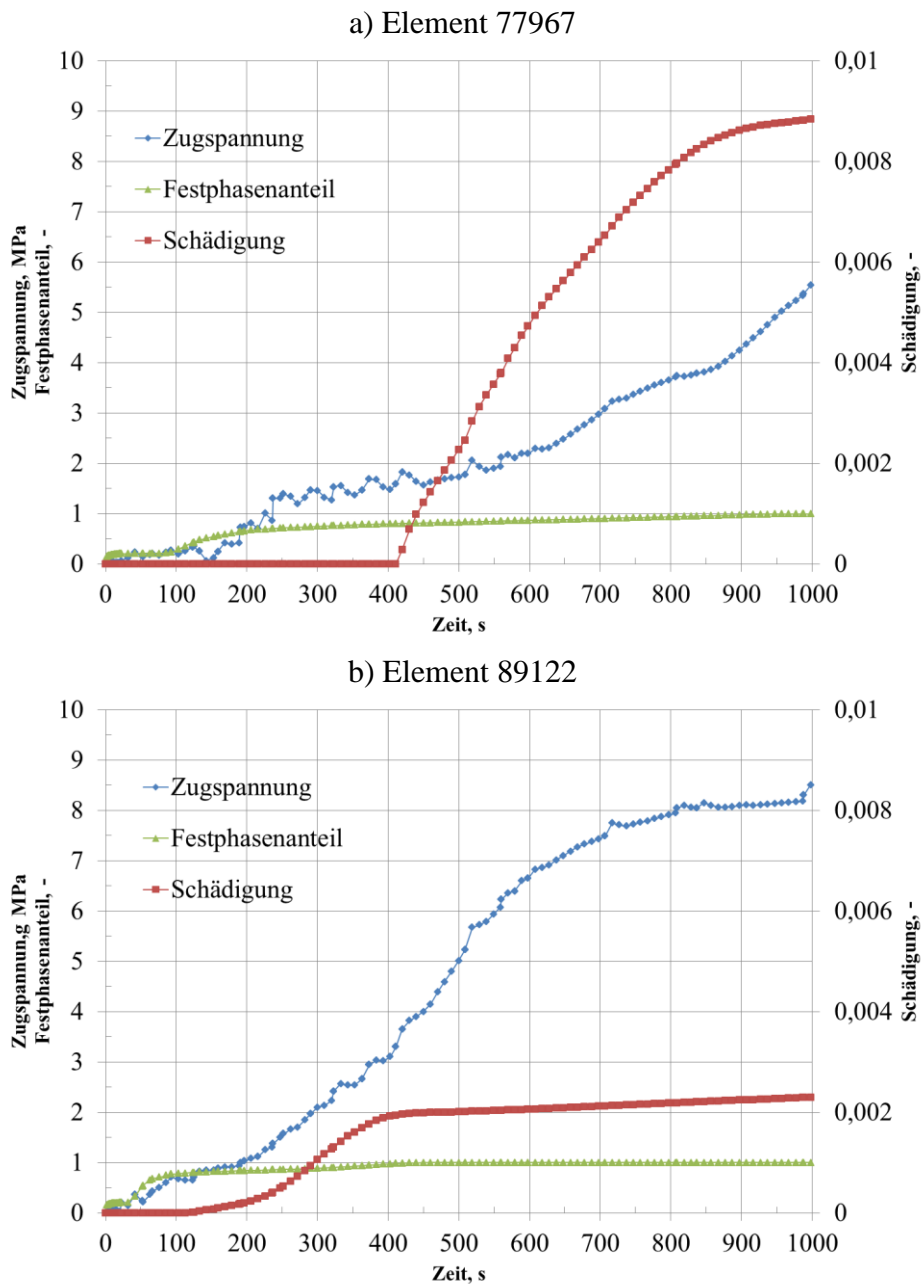


Abbildung 110: Zugspannungs-, Festphasenanteils- und Schädigungsentwicklung als Funktion der Zeit bei Elementen a) E77967 und b) E89122

## 11 Zusammenfassung

In dieser Arbeit wurde die Warmrissmodellierung der Stahlgusslegierung GX8CrNi12 anhand der Verformung während der Erstarrung behandelt. Der Schwerpunkt lag in der Warmrissvorhersage mit dem Ziel der Reduzierung der Warmrissbildung bei den kommerziell produzierten Gussteilen, bei der sich je nach Geometrie und Gießbedingungen die Anzahl und Ausprägung der Warmrisse ändert. Ein weiteres Ziel war die Koppelung der Erstarrungs- und Verformungssimulation der Finiten-Differenzen-Software MagmaSoft und der Finiten-Elemente Software Abaqus, um eine möglichst realitätsnahe Simulation der Warmrissbildung während des Gießvorgangs zu erreichen.

Die Modellierung der Warmrissbildung erfolgte hierbei mittels der viskoplastischen Verformung des Gussteils vom völlig flüssigen bis hin zum festen Materialzustand, wobei die Erstarrung und Verformung der Festphase kombiniert wurden. Zudem erfasst dieses Modell die Schädigungsbildung und den Einfluss der Schrumpfungsporosität.

Nach der Validierung anhand experimenteller Gussteile konnte gezeigt werden, dass sich das viskoplastische Schädigungsmodell in den meisten Fällen eignet, um potentielle Warmrisspositionen zu beschreiben. Diese Untersuchung zeigte auch, dass die Dehnung während der Erstarrung einen starken Einfluss auf die Warmrissbildung im Gussteil hat. Die Schrumpfungsporosität, welche in der Verformungssimulation berücksichtigt wurde, hat lediglich bei der Gussform 4 zu einer besseren Warmrissvorhersage beigetragen. Bei den anderen drei Gussgeometrien konnten in den Bereichen, in denen die Schrumpfungsporosität zur Schädigungsbildung beigetragen hat, keine Warmrisse mit Ultraschallprüfung detektiert werden. In den Gussformvarianten 1 - 3 konnte ein ähnliches Warmrissaufkommen gefunden werden. Bei der Gussform 4 waren auch mehrere Warmrisse vorhanden, jedoch weniger als bei den Varianten 1-3.

Durch die metallographischen Untersuchungen konnte festgestellt werden, dass sich die Warmrisse teilweise auch in den geseigerten Gefügebereichen bilden. Ebenso konnte gezeigt werden, dass bei einigen geseigerten Gefügebereichen keine Risse aufgetreten sind. Die Vermutung liegt im Falle dieser Erscheinungen nahe, dass es entweder zu einer Warmrissheilung gekommen ist oder dass die auftretende Dehnung nicht ausreichend war, um den geseigerten Gefügebereich zu schädigen. Die REM - Rissaufnahmen deuten daraufhin, dass das Material während der Rissentstehung noch nicht erstarrt ist. Eine ausführliche metallographische Untersuchung der geseigerten Bereiche wäre erforderlich, um die Gründe der Warmrissentstehung besser zu verstehen.

## 12 Ausblick

In dieser Arbeit wurde ein Schädigungsmodell in die UMAT-Subroutine der Finite-Elemente-Software Abaqus implementiert. Dieses Modell wurde erfolgreich durch die Ein-Weg-Verknüpfung mit der Temperatur und Schrumpfungsporosität gekoppelt. Dadurch konnten wesentliche Aspekte und Mechanismen der Schädigungsentwicklung während der Erstarrung von GX8CrNi12 beschrieben werden. Dieses Modell stellt einen wesentlichen Schritt in die umfangreiche Modellierung des realen physikalischen Materialverhaltens während der Erstarrung dar. Jedoch ergeben sich neue Herausforderungen auf welche in Zukunft eingegangen werden sollte:

Die temperatur-, zeit- und belastungsgeschwindigkeitsabhängigen Materialdaten sind für eine möglichst realitätsnahe Berechnung von großer Bedeutung. Für die Warmrissentwicklung sind diese Daten bis in den flüssigen Phasenbereich einer Legierung erforderlich. Da die Messmethoden hierfür sehr aufwendig bzw. am IWS zum Teil nicht durchführbar sind, wurden in dieser Arbeit die Daten mit Hilfe von Simulationstechnik und durch die Extrapolation aufgrund der im festen Zustand gewonnenen Daten ermittelt. Darüber hinaus sollten in der Zukunft die Messmethoden geschaffen werden, um die erforderlichen thermo-mechanischen und -physikalischen Materialdaten und Parameter im Höchsttemperaturbereich für die Schädigungssimulation bestimmen zu können.

Das Schädigungsmodell wurde nur im Bereich der mushy zone betrachtet, in der sich alle drei Phasen (fest, flüssig und porös) bilden können und in der angenommen wurde, dass der Flüssigphasenstrom unterbrochen ist. Die verbleibende Flüssigphase in diesem Bereich der mushy zone ist von der Festphase umschlossen. Hierbei wurde angenommen, dass sich die Flüssigphase infolge der Festphasenverformung nicht bewegen kann und daher keine Geschwindigkeit enthält. Zusätzlich sind Parameter, wie kohärenter Festphasenanteil, Koaleszenzfestphasenanteil und der Festphasenanteil bei der keine Nachspeisung mit der Restschmelze stattfindet, nicht unbedingt konstant während der eingesetzten Festphasenverformung. Dies sollte gesondert studiert werden.

Um den Einfluss der Verformung der Festphase auf den Flüssigphasenstrom und der Einfluss des Flüssigphasendrucks auf die Verformung der Festphase zu berücksichtigen, sollte das Porositäts- und Verformungsmodell verkoppelt werden. Dies erfordert eine gleichzeitige Berechnung der Wärmeübertragung, des Flüssigphasenstromes und der



Festphasenverformung und kann am besten auf einem Einzel-Finite-Element erreicht werden, wenn alle Gleichungen in derselben Zeit und auf demselben Netz gelöst werden.

Die temperaturabhängigen mechanischen Sandformereigenschaften sind für die Kontaktsimulation von Bedeutung und sollten unter diesen Gesichtspunkten untersucht werden. Sowohl die Verwendung von unterschiedlichen Sandarten als auch die sehr oft eingesetzte Armierung der Sandform beeinflusst das Verformungsverhalten des Gussteils erheblich. Zusätzliche Untersuchungen dieser Einflüsse bei der weiteren Entwicklung des Schädigungsmodells sind erforderlich. Außerdem sollte durch ein neues Kontaktmodell der Einfluss der thermischen Ausdehnung der Sandform auf die Schädigungsbildung bzw. Warmrissvorhersage genauer untersucht werden.

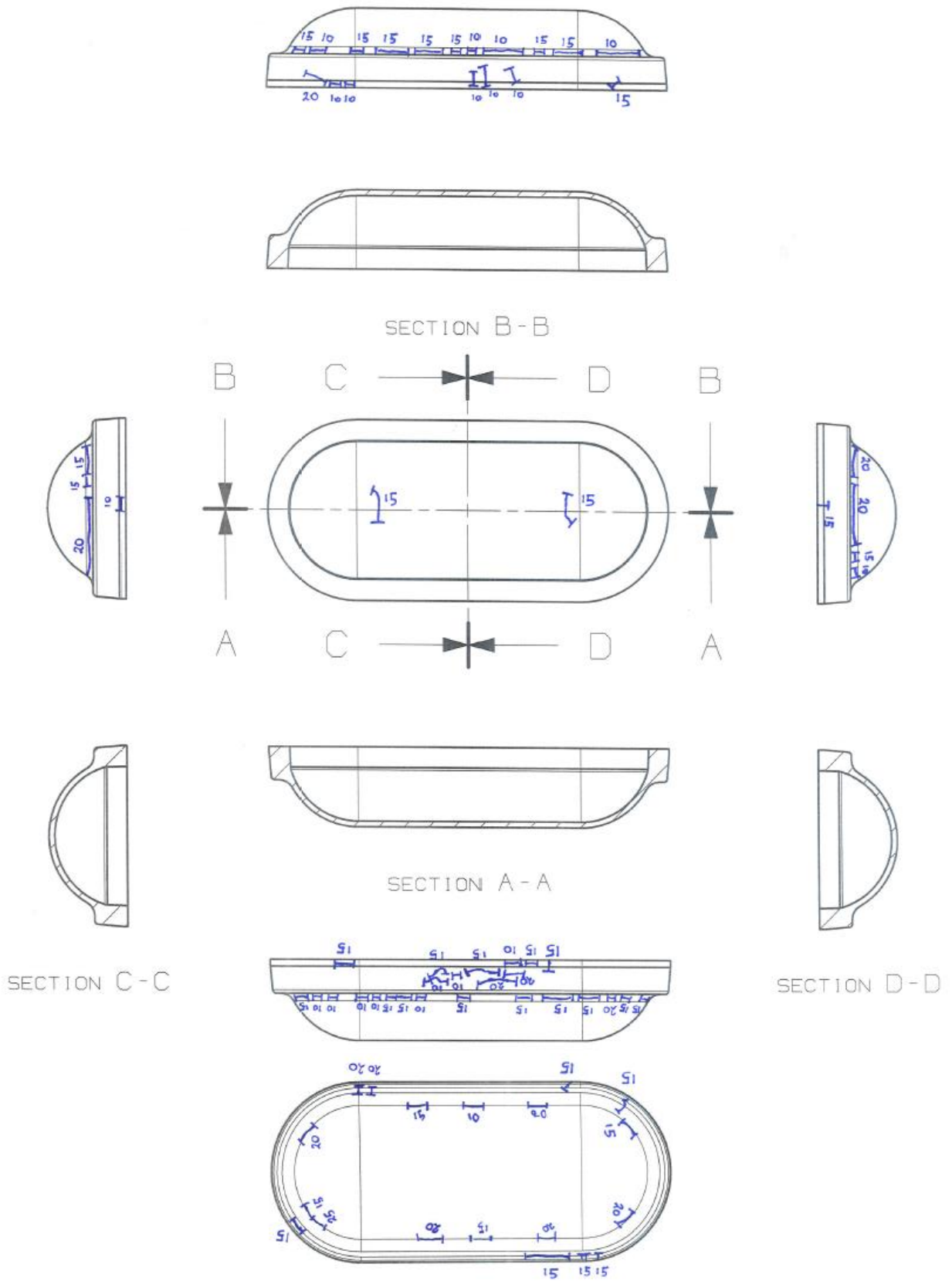
Das Schrumpfungsporositätsmodell, implementiert in MagmaSoft, ist ein grundlegendes Modell, welches weiter entwickelt und validiert werden sollte.

Das Schädigungsmodell wird hierbei verwendet, um die potentiellen Warmrisspositionen vorherzusagen. Aussagen über die Rissausbreitung, -vergrößerung und -richtung werden durch dieses Modell nicht getroffen. Eine Modellerweiterung in diese Richtung könnte dem Gussteildesigner eine Hilfestellung zur Warmrissvermeidung sein.

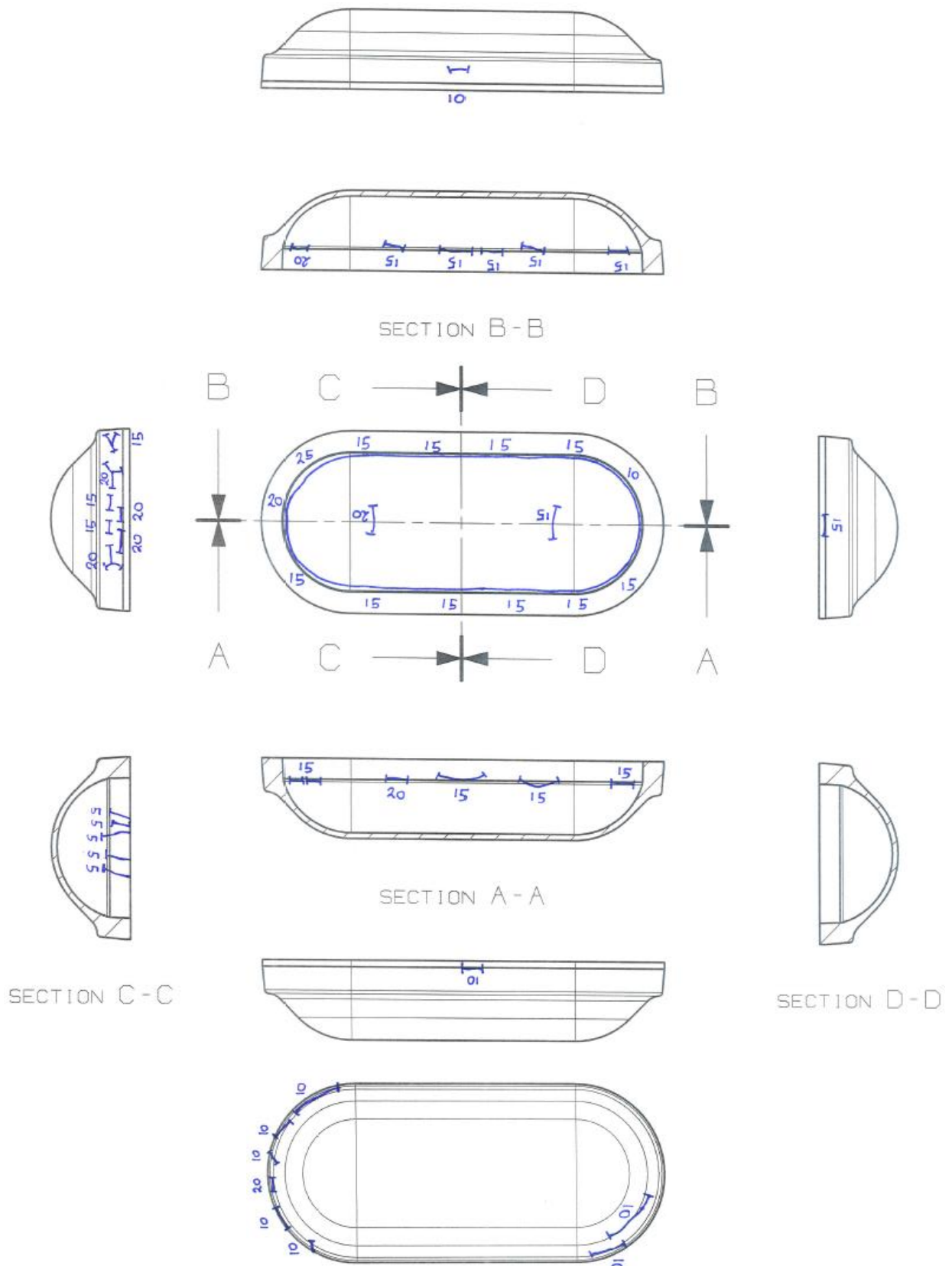
Außerdem sollte in warmrissanfälligen Bereichen der Einsatz von Reißrippen mit unterschiedlich ausgeführten Geometrien und Abständen untersucht werden, um einen Abbau von Spannungen und Dehnungen und somit eine Warmrissreduzierung in diesen Bereichen zu erreichen.

13 Anhang

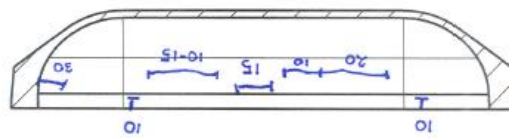
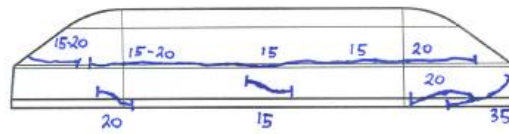
Prüfungsprotokoll der Ultraschallprüfung Gussform 1



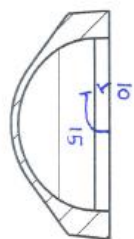
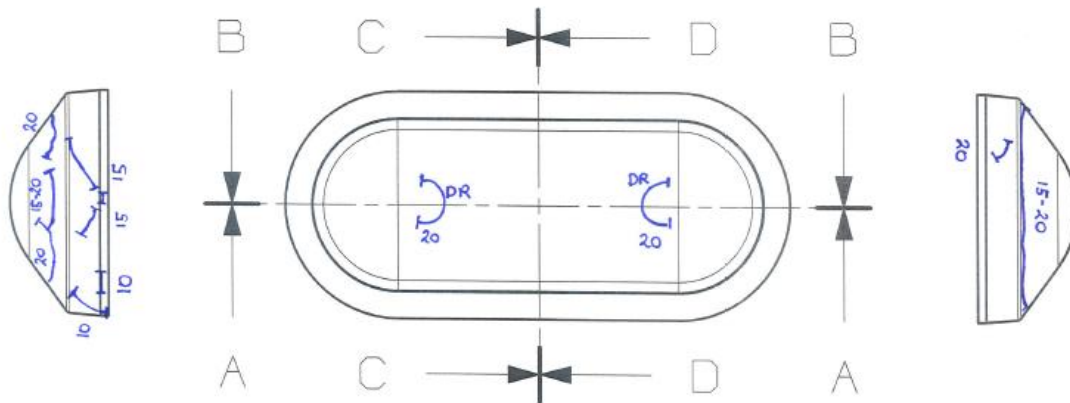
Prüfungsprotokoll der Ultraschallprüfung Gussform 2



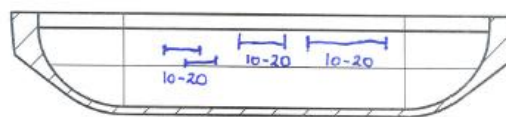
Prüfungsprotokoll der Ultraschallprüfung Gussform 3



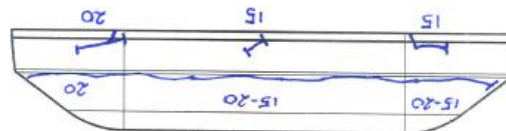
SECTION B-B



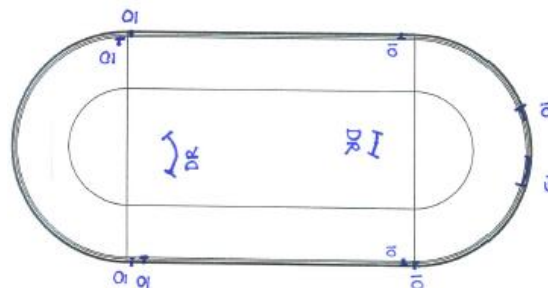
SECTION C-C



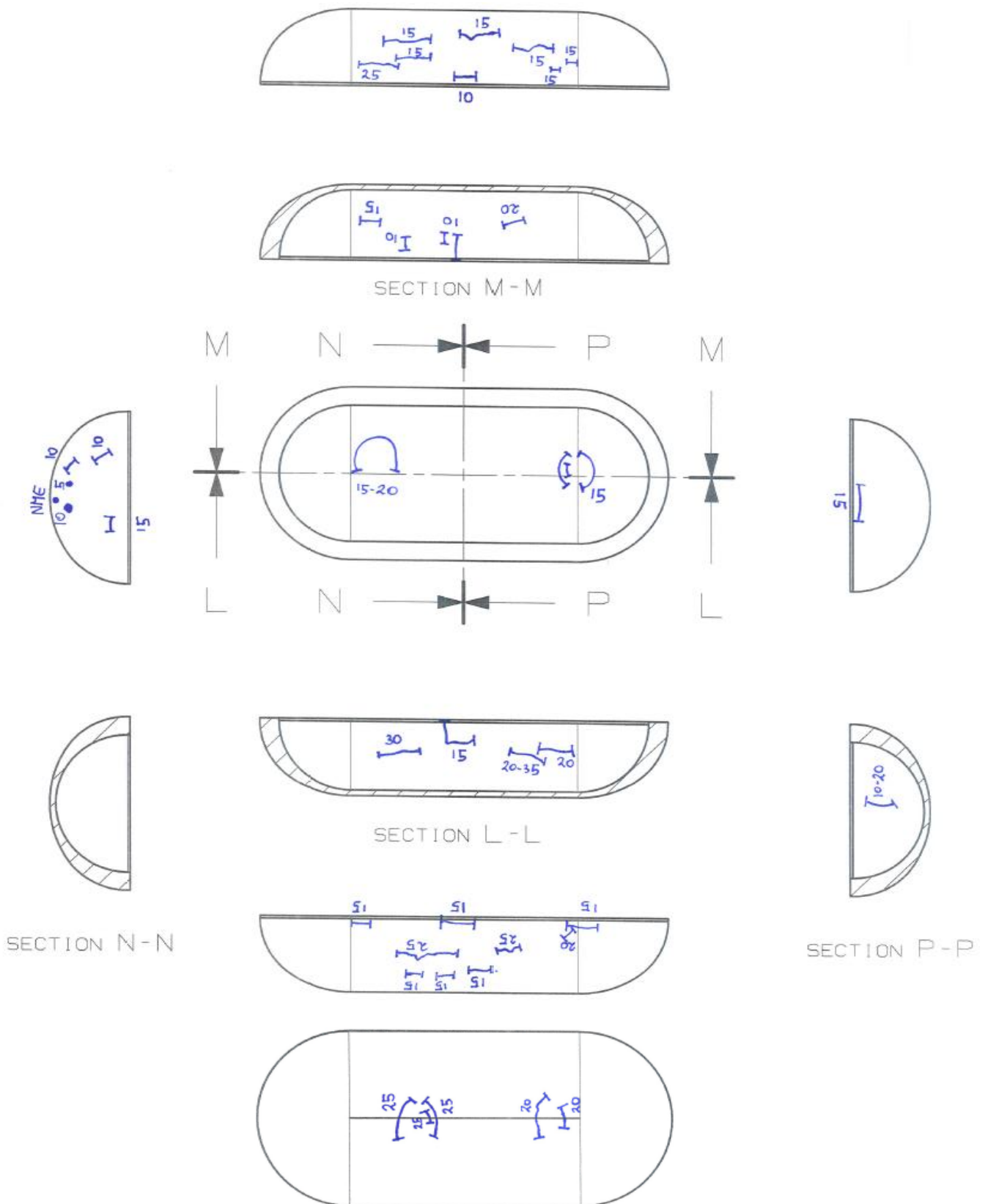
SECTION A-A



SECTION D-D



Prüfungsprotokoll der Ultraschallprüfung Gussform 4



---

**14 Literaturverzeichnis**

- [1] J. Bareiß, "Gussfehlstellen II: Einfluss von Fehlstellen im warmfesten Stahlguss bei betrieblichen Belastungen im Ermüdungs-, Kriech- und Kriechermündungsbereich," MPA Stuttgart, Stuttgart, 2008.
- [2] T. W. Clyne and G. J. Davies, "The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems," *J. Brit. Foundry*, vol. 74, pp. 65-73, 1981.
- [3] J. Cambell, *Castings*. Oxford: Butterworth Heineman, 2003.
- [4] M. Rappaz, J. M. Drezet, P. D. Grasso, and A. Jacot, "Hot Tearing And Coalescence: Two Deeply-Connected Phenomena," presented at the Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, Warrendale, PA, 2003.
- [5] V. Mathier, A. Jacot, and M. Rappaz, "Coalescence of equiaxed grains during solidification," *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 12, pp. 479-490, 2004.
- [6] P. D. Grasso, "Coalescence and mechanical behavior of semi-solid aluminum alloys in reation to hot tearing," EPFL, 2004.
- [7] S. Verenede, "A granular model of solidification as applied to hot tearing," EPFL, Lausanne, Switzerland, 2007.
- [8] Y. M. Won, K. M. Kim, T. J. Yeo, and K. H. Oh, "Effect of cooling rate on ZTS, LIT and ZDT of carbon steels near melting point," *ISIJ International*, vol. 38, pp. 1093-1099, 1998.
- [9] K. M. Kim, T. J. Yeo, K. H. Oh, and D. N. Lee, "Effect of Carbon and Sulfur in Continuously Cast Strand on Longitudinal Surface Crack," *ISIJ International* vol. 36, pp. 284-289, 1996.
- [10] T. W. Clyne, M. Wolf, and W. Kurz, "The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting," *Metallurgical and Materials Transactions* vol. 13B, 1982.
- [11] T. Matsumiya, T. Saeki, J. Tanaka, and T. Ariyoshi, "Mathematical Model Analysis on the Formation Mechanism of Longitudinal, Surface Cracks in Continuously Cast Slabs," *Testu-to-Hagane*, vol. 68, 1982.
- [12] K. Singer and H. Bennek, "Ein Beitrag zur Warmrißbildung an Stahlgußstücken," *Stahl und Eisen* vol. 51, pp. 61-65, 1931.
- [13] G. K. Sigworth, "Hot tearing of metals," *Transactions of the American Foundrymen's Society*, vol. 104, pp. 1053-1062, 1996.
- [14] D. G. Eskin and L. Katgerman, "A Quest for a New Hot Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1511-1519, 2007.
- [15] E. Flender, P. N. Hansen, and P. R. Sahm, "Rechnerisches Simulieren und Modellieren des Warmrißverhaltens warmfester Stahlgussorten bei der Erstarrung," *Gießereiforschung* 39, vol. 39, pp. 137-149, 1987.
- [16] I. Farup and A. Mo, "Two-Phase Modeling of Mushy Zone Parameters Associated with Hot Tearing," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, pp. 1461-1472, 2000.
- [17] M. Rappaz, J. M. Drezet, and M. Gremaud, "A New Hot-Tearing Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, pp. 449-455, 1999.
- [18] P. W. Wu, "The Modeling of Hot tearing in Aluminum alloy," Universite du Quebec a Chicoutimi (UQAC), Canada, 2003.
- [19] M. Bellet, O. Cerri, M. Bobadilla, and Y. Chastel, "Modeling Hot Tearing during Solidification of Steels: Assessment and Improvement of Macroscopic Criteria though

- the Analysis of Two Experimental Tests," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40, pp. 2705-2717, 2009.
- [20] C. Bernhard, "Über Zusammenhang zwischen Prozess und Produktqualität beim Stranggießen von Stahl am Beispiel der Heißrissbildung," Montanuniversität Leoben, Leoben, 2007.
- [21] W. S. Pellini, "Strain theory of hot tearing," *Foundry*, vol. 80, pp. 125-199, 1952.
- [22] Y. F. Guven and J. D. Hunt, "Hot-Tearing in Aluminum Copper Alloys," *Cast Metals* vol. 1, 1988.
- [23] H. Hiebler and C. Bernhard, "Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification," *Steel research*, vol. 70, pp. 349-355, 1999.
- [24] C. H. Yu, M. Suzuki, H. Shibata, and T. Emi, "Simulation of Crack Formation on Solidifying Steel Shell in Continuous Casting Mold," *ISIJ International*, vol. 36, pp. 159-162, 1996.
- [25] H. Fujii, T. Ohashi, and T. Hiromoto, "On the formation of internal cracks in continuously cast slabs," *Tetsu-to-Hagane*, vol. 62, pp. 1813-1822, 1976.
- [26] Y. M. Won, T. J. Yeo, D. J. Seol, and K. H. Oh, "A New Criterion for Internal Crack Formation in Continuously Cast Steels," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 31, pp. 779-794, 2000.
- [27] D. J. Lahaie and M. Bouchard, "Physical Modeling of the Deformation Mechanisms of Semisolid Bodies and a Mechanical Criterion for Hot Tearing," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 32, pp. 697-705, 2001.
- [28] V. Mathier, J. M. Drezet, and M. Rappaz, "Two-phase modelling of hot tearing in aluminium alloys using a semi-coupled approach," *Modelling and Simulation in Material Science Engineering*, vol. 15, pp. 121-134, 2007.
- [29] M. M'Hamdi, A. Mo, and H. G. Fjaer, "TearSim: A Two-Phase Model Addressing Hot Tearing Formation during Aluminum Direct Chill Casting," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, pp. 3069-3083, 2006.
- [30] C. Monroe, C. Beckermann, and Klinkhammer, "Simulation of deformation and hot tear formation using a visco-plastic model with damage," presented at the Modeling of casting, Welding and Advanced Solidification Processes XII, Vancouver, 2009.
- [31] J. Borland, "Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds," *British Welding Journal*, vol. 8, pp. 526-540, 1961.
- [32] J. Borland, "Fundamentals of solidification cracking in welds," *Part 1, Welding and Metal Fabrication*, vol. 47, pp. 19-29, 1979.
- [33] J. Borland, "Fundamentals of solidification cracking in welds," *Part 2, Welding and Metal Fabrication*, vol. 47, pp. 99-107, 1979.
- [34] D. G. Eskin, Suyitno, and L. Katgerman, "Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys," *Progress in Material Science*, vol. 49, pp. 629-711, 2004.
- [35] F. R. Pierer, "Formulation of a Hot Tearing Criterion for the Continuous Casting Process," Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Leoben, 2007.
- [36] T. Nakagawa, T. Umeda, J. Murata, Y. Kamimura, and N. Niwa, "Deformation Behavior during Solidification of Steels," *ISIJ International* vol. 35, pp. 723-729, 1995.
- [37] I. I. Novikov, "Goryachelomkost Tsvetnykh Metallov i Splavov (Hot Shortness of Non-. Ferrous Metals and Alloys)," *Nauka*, p. 299, 1966.
- [38] C. H. Dickhaus, L. Ohm, and S. Ebgle, "Mechanical properties of solidifying shells of aluminum alloys " *Transactions of the American Foundrymen's Society*, vol. 101, pp. 677-684, 1994.

- [39] A. Ramacciotti, "Thermo-mechanical behaviour of the solidified shell in a funnel shaped mold for continuous casting of thin slabs," *Steel research*, vol. 59, pp. 438-448, 1988.
- [40] T. Matsumiya, M. Ito, H. Kajioka, S. Yamaguchi, and Y. Nakamura, "An Evaluation of Critical Strain for Internal Crack Formation in Continuously Cast Slab," *Transactions ISIJ*, vol. 26, pp. 540-546, 1986.
- [41] M. Wintz, M. Bobadilla, and J. M. Jolivet, "Hot cracking during solidification of steels: effect of carbon, sulphur and phosphorus," *La Rev. de Met. - CIT*, vol. 91, 1994.
- [42] A. Yamanaka, K. Nakajima, K. Yasamoto, H. Kawashima, and K. Naki, "New evaluation of critical strain for internal crack formation in continuous casting," *Rev. Metall, Cah. Inf. Tech. (France)* vol. 89, pp. 627-633, 1992.
- [43] A. Yamanaka, K. Nakajima, and K. Okamura, "Critical strain for internal crack formation in continuous casting," *Ironmaking&Steelmaking*, vol. 22, pp. 508-512, 1995.
- [44] H. Hayashi, C. Yu, H. Shibata, M. Suzuki, and T. Emi, "Measurement of Critical Strain of Crack Formation of Steel by Hot Tensile and Bending Tests under Temperature Gradient to Simulate Solidifying Shell in Mold," *?*, vol. 52, pp. 39-44, 1997.
- [45] H. Litterscheidt, E. Hellwig, K. U. Köhler, H. Scheer, K. Rüttiger, A. Diener, *et al.*, "Einfluß metallurgischer und verfahrenstechnischer Maßnahmen auf die Erstarrungsvorgänge beim Stranggießen von Stahl," Düsseldorf, 1987.
- [46] H. Fujii, T. Ohashi, T. Ono, and K. Asano, "Fundamental phenomena of continuous casting," 1979.
- [47] F. Matsuda, H. Nakagawa, H. Kohmoto, Y. Honda, and Y. Matsubara, "Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report II)," *Transactions of JWRI*, vol. 12, pp. 73-80, 1983.
- [48] F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Nakata, H. Kohmoto, and Y. Honda, "Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report I)," *Transactions of JWRI*, vol. 12, pp. 65-72, 1983.
- [49] I. Sing, K. Wayne, and M. Cola, "Analytical Prediction of the Location of Ductility Dip Cracking in the Trans-Varestraint Test," in *5. international conference on residual stresses*, Linköping, 1997, p. 12.
- [50] N. N. Prokhorow, "Resistance to Hot Tearing of Cast Metals during Solidification," *Russian Castings Production*, vol. 2, pp. 172-175, 1962.
- [51] V. Shankar, T. P. S. Gill, A. L. E. Terrance, S. L. Mannan, and S. Sundaresan, "Relation between Microstructure, Composition, and Hot Cracking in Ti-Stabilized Austenitic Stainless Steel Weldments," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, pp. 3109-3122, 2000.
- [52] W. Patterson, S. Engler, and R. Kämpfer, "Zum Mechanismus der Warmrissbildung, besonders bei Stahlguss," *Gießereiforschung*, vol. 10, pp. 151-160, 1967.
- [53] J. M. Drezet, M. Gremaud, R. Graf, and M. Gäumann, "A new hot tearing criterion for steels," in *4th ECCC*, Birmingham, UK, 2002.
- [54] J. M. Drezet and D. Allehaux, "Application of the Rappaz-Drezet-Gremund Hot tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys," presented at the 2nd International Workshop on Hot Cracking Phenomena in Welds, Berlin, Germany, 2007.
- [55] W. Rindler, E. Kozeschnik, N. Enzinger, and B. Buchmayr, "A Modified Hot Tearing Criterion for Steels," presented at the Mathematical Modelling of Welding Phenomena Seggau, 2002.



- 
- [56] U. Feurer, "Quality Control of Engineering Alloys and the Role of Metals Science," Netherland, 1977, p. 131.
- [57] L. Katgerman, "A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminum Alloys During D.C. Casting," *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, vol. 34, pp. 46-49, 1982.
- [58] J. D. Hunt, *Solidification and casting of metals*: Metals Society, 1979.
- [59] W. Rindler and B. Buchmayr, "Entwicklung eines homogenen Materialdatensatzes zur numerischen Simulation von hochlegiertem Stahlguss," *Gießerei Rundschau*, vol. 49, pp. 118-123, 2002.
- [60] S. Lin, "A Study of Hot Tearing in Wrought Aluminum Alloys," University of Quebec at Chicoutimi, University of Quebec at Chicoutimi, Chicoutimi, 1999.
- [61] S. Gowri and M. Bouchard, "Hot Cracking in Aluminium Alloys-Part 1," Université du Québec à Chicoutimi, 1994.
- [62] H. F. Hall, "The Strength and Ductility of Cast Steel during Cooling from the Liquid State in Sand Mold," *Jorunal of the Iron and Steel Institute*, vol. 15, pp. 65-93, 1936.
- [63] F. Körber and G. Schitzkowski, "Determination of the Contraction of Cast Steel," *Stahl und Eisen*, vol. 15, pp. 28-135, 1928.
- [64] R. A. Rosenberg, M. C. Flemings, and H. F. Taylor, "Nonferrous Binray Alloys Hot Tearing," *AFS Transaction*, vol. 68, pp. 518-528, 1960.
- [65] A. R. E. Singer and P. H. Jennings, "Hot Shortness of the Aluminium-1043 Silicon Alloys of Commercial Purity," *J. Inst. Metals*, vol. 72, pp. 197-211, 1946.
- [66] A. Couture and J. O. Edwards, "The Hot-Tearing of Copper-Base Casting Alloys," *AFS Transaction*, vol. 74, pp. 709-721, 1966.
- [67] S. Oya, U. Hanma, and J. Fujii, "Evaluation of Hot Tearing in Binary Al-Si Alloy Casting," *Aluminium*, vol. 60, 1984.
- [68] F. Paray, B. Kulunk, and J. E. Gruzleski, "Hot Tearing in 319 Alloy," *Int. J Cast Metals Res.*, vol. 13, pp. 147-159, 2000.
- [69] E. J. Gamber, "Hot Cracking Test for Light Metal Casting Alloys," *AFS Transaction*, vol. 67, pp. 237-241, 1959.
- [70] G. Cao and S. Kou, "Hot tearing of ternary Mg-Al-Ca alloy castings," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, pp. 3647-3663, 2006.
- [71] A. R. E. Singer and S. A. Cottrell, "Properties of the Al-Si Alloys at Temperatures in the Region of the Solidus," *J. Inst. Metals*, vol. 73, pp. 33-73, 1947.
- [72] J. C. Hamaker and W. P. Wood, "Influence of Phosphorus on Hot Tearing Resistance of Plain and Alloy Gray Iron," *AFS Transaction*, vol. 60, p. 501, 1952.
- [73] H. Taumura, N. Kato, S. Ochiai, and Y. Katagiri, "Cracking Study of Aluminum Alloys by the Variable Tensile Strain Hot Cracking Test," *Trans. Jpn. Welding Soc.*, vol. 8, pp. 63-69, 1977.
- [74] S. Instone, D. Stjohn, and J. Grandfield, "New Apparatus for Chracterizing Tensile Strength Development and Hot Cracking in the Mushy Zone," *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 12, pp. 441-456, 2000.
- [75] D. Viano, D. StJohn, J. Grandfield, and C. Caceres, "Hot Tearing in Aluminium-Copper Alloys," in *1st International Light Metals Technology Conference*, Brisbane, Australia, 2003, pp. 247-250.
- [76] K. D. Carlson, Z. Lin, R. A. Hardin, C. Beckermann, G. Mazurkevich, and M. C. Schneider, "Modeling of Porosity Formation and Feeding Flow in Steel Casting," *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes X*, pp. 295-302, 2003.

- 
- [77] T. W. Clyne and G. J. Davies, "A quantitative Solidification Test for Casting and An Evaluation of Cracking in Aluminium-Magnesium Alloys," *The British Foundryman*, vol. 68, pp. 238-244, 1975.
- [78] M. Ohtaki, Nikko, U. Honma, Yokohama, and S. Oya, "In Situ Determination of Casting Defects in Solidifying Al-7%Si Alloy Casting by the Acoustic Emission Methode," *Aluminium*, vol. 64, p. 521, 1988.
- [79] T. M. Pollock, D. R. Mumm, K. Muraleedharan, and P. L. Martin, "In-Situ Observations of crack initiation and Growth at Notches in Cast Ti-48Al-2Cr-2Nb," *Scripta Materialia*, vol. 35, pp. 1311-1316, 1996.
- [80] A. L. Purvis, E. Kannatey-Asibu, and R. D. Pehpke, "Evaluation of Acoustic Emission from Sand Cast Aluminium Alloy 319 during Solidification and Formation of Casting Defects," *Transactions AFS*, vol. 98, pp. 1-7, 1990.
- [81] K. D. Carlson, Z. Lin, and C. Beckermann, "Modeling the Effect of Finite-Rate Hydrogen Diffusion on Porosity Formation in Aluminum Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions* vol. 38B, pp. 541-555, 2007.
- [82] A. Stangeland, M. M'Hamdi, A. Mo, D. Viano, and C. Davidson, "Thermal Strain in the Mushy Zone Related to Hot Tearing," *Metallurgical and Materials Transactions* vol. 37a, pp. 705-714, 2006.
- [83] M. Rappaz, I. Farup, and J. M. Drezet, "Study and Modeling of Hot Tearing Formation," presented at the Merton Flemings Symposium, Cambridge, Massachusetts, 2000.
- [84] A. C. F. Cocks, "Inelastic deformation of porous materials," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 37, pp. 693-715, 1989.
- [85] C. Monroe and C. Beckermann, "Development of a hot tear indicator for steel castings," *Material Science & Engineering A*, vol. 413-414, pp. 30-36, 2005.
- [86] C. Monroe and C. Beckermann, "Deformation during casting of steel: model and material properties," presented at the Proceedings of the 61st SFSA Technical and Operating Conference, Chicago, 2007.
- [87] C. Monroe, "A modelling and experimental study of deformation and hot tearing in steel," University of Iowa, Iowa, 2008.
- [88] R. A. Hardin and C. Beckermann, "Effect of porosity on the stiffness of cast steel," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 2992-3006, 2007.
- [89] A. P. Roberts and E. J. Garboczi, "Elastic Properties of Model porous Ceramics," *Jouranal of the American Ceramic Society*, vol. 83, pp. 3041-3048, 2000.
- [90] J. C. Simo and T. J. R. Hughes, *Computational Inelasticity*. New York, 1998.
- [91] J. B. Leblond, G. Perrin, and P. Suquet, "Exact result and approximate models for porous viscoplastic solids," *Internationl Journal of Plasticity*, vol. 10, pp. 213-235, 1994.
- [92] J. C. Michel and P. Suquet, "An analytical and numerical study of overall behaviour of metal-matrix composites," *Modelling and Simulation in Material Science Engineering*, vol. 2, pp. 637-658, 1994.
- [93] V. Tvergaard and A. Needleman, "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar" *Acta. metall*, vol. 32, pp. 157-169, 1984.
- [94] M. Pokorny, C. Monroe, C. Beckermann, and L. Bichler, "Prediction of Hot Tear Formation in a Magnesium Alloy Permanent Mold Casting," *Internationl Journal of Metalcast Fall*, vol. 8, 2008.
- [95] P. J. Sanchez, A. E. Huespe, and J. Oliver, "On some topics for the numerical simulation of ductile fracture," *Internationl Journal of Plasticity*, vol. 24, pp. 1008-1038, 2008.

- 
- [96] D. Radaj, *Eigenspannung und Verzug beim Schweißen: Rechen- und Meßverfahren*. Düsseldorf: DVS-Verlag, 2002.
- [97] M. O. Arnold, C. Escher, H. Löblich, H. Oldewurtel, R. Hanus, U. Knobloch, *et al.* (2004) *Stahlguss: Herstellung - Eigenschaften - Anwendung. konstruieren+gießen*.
- [98] "Werkstoffdatenblatt: Werkstoff GX8CrNi12," Voestalpine Gießerei Linz.
- [99] I. Egry, G. Lohhöfer, and L. Ratke, "Accurate thermophysical property data of high-temperature metallic melts," presented at the Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes IX, Aachen, 2000.
- [100] MatCalc, "The scientific tool box for enjoyable computational materials engineering," ed. Favoritenstraße 9-11 / E308, 1040 Wien, Austria: <http://matcalc.tuwien.ac.at>, 2011.
- [101] E. Kozeschnik, "A Scheil–Gulliver Model with Back-Diffusion Applied to the Microsegregation of Chromium in Fe-Cr-C Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, pp. 1682-1684, 2000.
- [102] JMatPro, "Sente Software Ltd., Surrey Technology Centre, Surrey GU2 7YG," ed. United Kingdom: <http://www.sentesoftware.co.uk>.
- [103] H. E. Boyer, *Atlas of Stress – Strain Curves* vol. 2. Auflage. USA: ASM Verlag, 1990.
- [104] M. Oberroither, "Ermittlung der thermo-mechanischen Materialkennwerte zur Gießsimulation beim Stahlguss GX8CrNi12," Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Technische Universität Graz, Graz, 2014.
- [105] B. Schaffernak, "Characterisation of 9-12% Cr steels by means of thermodynamic modelling ", IWS, TU-Graz, Graz, 2000.
- [106] P. Presoly, "DSC-Messung aller Umwandlungstemperaturen der bereitgestellten Stähle, sowie thermodynamische Berechnung und Interpretation der Phasenumwandlungen," MU Leoben Lehrstuhl für Metallurgie, Leoben, 2011.
- [107] D. Sumulia, "Abaqus Online Documentation: Version 6.8," ed, 2008.
- [108] L. L. Clark, "Metallurgical examination of hot tears in steel castings part II, Hot Tears in Steel Casting," Steel Founder's Society of America, Cristal Lake, IL, USA, 1968.
- [109] L. Lin, H. Chen, Z. Yu, W. Qiu, Y. Li, and P. Wang, "Solving the hot tearing defect of the steel hollow shaft casting by 3D simulation of thermal stress field on microcomputer," in *Foundry Engineering*, Beijing, China, 1994, pp. 209-216.
- [110] Y. Inoue, Y. Motoyama, H. Takahashi, K. Shinji, and M. Yoshida, "Effect of sand mold models on the simulated mold restraint force and the contraction of the casting during cooling in green sand mold," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, pp. 1157-1165, 2013.
- [111] C. Bridges, "Elements of Design for Prevention of Hot Tearing in Steel Castings Part 1 & 2," Steel Founders' Society of America, Cleveland, Ohio, 1957.
- [112] S. Koric and B. G. Thomas, *Thermo-Mechanical Model of Solidification Processes: Implementation in Abaqus and Application to Continuous Casting of Steel*. Saarbrücken, Germany: VDM Verlag Dr. Müller, 2009.
- [113] A. S. U. M. v6.11, "Abaqus Inc.", 2011.
- [114] F. A. Schuster, "Untersuchung der Gefüge und mechanischen Eigenschaften der warmfesten Stahlgußsorte G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 und der Wärmeeinflußzone von Schweißungen ", Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, TU Graz, Graz, 1996.