



**Untersuchung unterschiedlicher
Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung
von Kohlenstoffstählen**

Diplomarbeit

eingereicht von

Hugo Stocker

Lehrstuhl für Metallurgie
Montanuniversität Leoben

Leoben, Juni 2007





Der Lehrstuhl für Metallurgie vergibt
das folgende Diplomarbeitsthema
an **Hugo Stocker**:

Untersuchung unterschiedlicher Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung von Kohlenstoffstählen

In Hinblick auf die Bildung von Zentrumsseigerungen steigt die Bedeutung der Softreduction auch beim Stranggießen von Blooms und Billets. Dabei kann es an der Erstarrungsfront zur Bildung von Rissen kommen. Das **Christian Doppler für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen** hat in Zusammenarbeit mit **VAI** ein Projekt gestartet, in dem es um die Definition kritischer Grenzwerte für die Verformung bei der Softreduction geht. Im Rahmen dieses Projektes werden Laborversuche durchgeführt, die durch einen Diplomanden vorbereitet, durchgeführt und ausgewertet werden sollen.

Aufgabenstellung:

- Literaturstudium
- Vorbereitung und Instrumentierung von Prüfkörpern für SSCT - Versuche
- Durchführung einer rund 30 Versuche umfassenden Serie an definierten Stahlsorten
- Auswertung und Darstellung der Versuchsergebnisse
- Bewertung der Rissbildung (Metallografie)

Leoben, Mai 2006

Univ.Prof. DI Dr.mont. Wilfried Krieger





Untersuchung unterschiedlicher Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung von Kohlenstoffstählen

Diplomarbeit
eingereicht von

Hugo Stocker



Kurzfassung

Zur Bewertung der Heißrissempfindlichkeit beim Stranggießen von Stahl basieren viele Kriterien auf der Definition einer kritischen Dehnung. Ein Ansatz aus der Literatur berücksichtigt dabei das kritische Temperaturintervall und die Dehnrates zur Berechnung der kritischen Dehnung. Ersteres hängt sehr stark von der Mikroseigerung während der Erstarrung ab.

In der vorliegenden Arbeit werden Ergebnisse aus der Literatur hinsichtlich charakteristischer Temperaturen im Zweiphasengebiet mit den Berechnungen durch ein Mikroseigerungsmodell verglichen. Weiters wurden Versuche mit einem Laborexperiment (Submerged Split Chill Tensile-Test) durchgeführt. Ziel dieser Versuche ist die Bestimmung der Heißrissempfindlichkeit in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes bei unterschiedlichen Dehnungen und Dehnraten. Die Ergebnisse aus diesen Versuchen werden berechneten kritischen Dehnungen gegenübergestellt. Es konnte gezeigt werden, dass die kritische Dehnung für 0,08 und 0,12 Gew.-% Kohlenstoffstähle (1,3 %Mn, 0,3 %Si, 0,004 %P und 0,005 %S) deutlich geringer ist als berechnete Werte. Weiters wurde festgestellt, dass bereits Dehnungen aufgrund der Schrumpfung und thermischen Kontraktion bei peritektischen Stählen ausreichen um Heißrisse zu initialisieren.





Investigation of Various Influencing Factors on Hot Tearing of Carbon Steels

Diploma Thesis
submitted by

Hugo Stocker



Abstract

For the evaluation of the hot tearing sensitivity of continuous casting steels some criteria are based on the definition of a critical strain. An approach from literature considers the brittle temperature range and the strain rate for the calculation of a critical strain. The former mainly depends on the microsegregation during solidification.

In this thesis results from literature have been compared with results from calculations using a microsegregation model with respect to characteristic temperatures in the mushy zone. Furthermore, experiments under laboratory conditions (Submerged Split Tensile-Test) have been made in order to investigate the hot tearing sensitivity depending on the carbon content at various strains and strain rates. The results of these experiments are compared to calculated critical strains. The results show that critical strains for 0.08 and 0.12 wt.-% carbon steels (1.3 %Mn, 0.3 %Si, 0.004 %P, and 0.005 %S) are considerably lower than calculated values. Furthermore, it has been found that strains, induced by shrinkage and thermal contraction in peritectic steels, are high enough to initialise hot tearing.



Danksagung

Ich bedanke mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard für das Anbieten des Diplomarbeitsthemas, für seine Durchsicht der vorliegenden Arbeit, sowie für seine Unterstützung in fachlichen wie auch in nicht-fachlichen Fragen.

Besonderem Dank bin ich Herrn Dipl.-Ing. Robert Pierer verpflichtet, der die Erstellung dieser Arbeit stets begleitet hat und der durch seine Anregungen und Diskussionen wichtige Beiträge zu dieser Arbeit geliefert hat. Für seine Mühen bei der Durchsicht dieser Arbeit, sowie der Unterstützung bei der Durchführung und Auswertung der Versuche gebührt ihm zusätzlicher Dank.

Außerdem bedanke ich mich bei den Herren Ewald Suchadolnik und Gerhard Winkler, die bei der experimentellen Durchführung und Probenvorbereitung einen wesentlichen Beitrag geliefert haben.

Ferner bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern des CD-Labors. Insbesondere gebührt den Herren Dipl.-Ing. Jürgen Reiter und Michael Brombauer, die bei den Versuchen mitgearbeitet haben, besonderer Dank.

Schließlich danke ich all jenen Personen, die mir ein erfolgreiches Studium ermöglicht haben und die mich während dieser Zeit unterstützt haben.

Eidesstattliche Erklärung

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

Hugo Stocker
Leoben, Juni 2007

1 Einleitung	2
2 Literaturstudium	3
2.1 Heißrissbildung.....	3
2.2 Einfluss von Kohlenstoff auf die Heißrissbildung	8
2.2.1 Einfluss des Kohlenstoffes auf charakteristische Punkte im Zweiphasengebiet	8
2.2.2 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die thermische Kontraktion	13
2.2.3 Zusammenfassung der Ergebnisse einiger Publikationen hinsichtlich des Kohlenstoffeinflusses auf die Heißrissneigung.....	16
2.3 Einfluss von Schwefel und Mangan	20
2.4 Einfluss der Dehnrates auf die Heißrissbildung	26
2.5 Einfluss der Kühlrate auf die Heißrissbildung.....	29
2.6 Zusammenfassung des Literaturstudiums	31
3 Experimentelle Durchführung	33
3.1 Der SSCT-Versuch.....	33
3.2 Thermische Analyse.....	35
3.3 Probenvorbereitung und Metallographie	38
3.4 Durchgeführte Untersuchungen und Versuchsparameter.....	41
4 Ergebnisdarstellungen und Diskussion	43
4. 1 Berechnungen und theoretische Betrachtungen	43
4.1.1 Vergleich der Mikrosegmentierungsmodelle nach Ueshima et al. ⁶¹ bzw. IDS ⁶²	43
4.1.2 Vergleich berechneter mit experimentellen Ergebnissen aus der Literatur hinsichtlich charakteristischer Temperaturen.....	46
4.2 Ergebnisdarstellung der SSCT-Versuche	57
4.3 Diskussion der Versuchsergebnisse	64
5 Zusammenfassung.....	72
6 Literaturverzeichnis.....	73
Anhang A.....	77

1 Einleitung

Die Problematik rund um die Heißrissbildung beim Stranggießen von Stahl ist seit einigen Jahrzehnten Mittelpunkt zahlreicher Untersuchungen. So haben verschiedene Autoren im Laufe der Zeit unterschiedliche Theorien über die Kriterien, die zur Bildung von Heißrissen führen, entwickelt. Ein häufig angewendetes Kriterium besagt, dass bei Überschreiten einer kritischen Dehnung Heißrisse gebildet werden. Dabei werden der Einfluss des kritischen Temperaturintervalls und der Dehnrate berücksichtigt. Ersteres hängt sehr stark von der Mikroseigerung während der Erstarrung ab und wird durch geeignete Mikroseigerungsmodelle berechnet. Bei der Berechnung der kritischen Dehnung mit unterschiedlichen Mikroseigerungsmodellen ist es notwendig die Parameter zu modifizieren. Daher werden Ergebnisse, berechnet mit dem Modell aus der Literatur, mit Ergebnissen mit modifizierten Parametern verglichen. Ein Modell zur Bestimmung der kritischen Dehnung wird am Christian-Doppler-Labor für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen in Leoben entwickelt. Begleitend dazu beschäftigt sich diese Arbeit mit dem Thema der Heißrissbildung und insbesondere der kritischen Dehnung.

Ein wichtiger Teil zum Verständnis der Heißrissbildung ist, dass Heißrisse stets im Zweiphasengebiet während der Erstarrung entstehen. Das Zweiphasengebiet selbst wird durch die chemische Zusammensetzung und die Kühlrate beeinflusst. Daher werden im theoretischen Teil dieser Arbeit, nach einer Beschreibung der Heißrissbildung, die in der Literatur beschriebenen Einflussgrößen zusammengefasst. Diese Einflussgrößen sind im Wesentlichen der Einfluss des Kohlenstoffes, des Schwefels bzw. das Verhältnis von Schwefel zu Mangan, der Dehn- und der Kühlrate.

Danach wird die verwendete experimentelle Versuchsanlage (Submerged Split Chill Tensile-Test), die zur Auswertung der Ergebnisse notwendige thermische Analyse sowie die Metallographie beschrieben. Darauf folgt ein Überblick über die Analysen und Versuchsparameter der vier durchgeführten Versuchsserien. Anschließend werden die Ergebnisse der Versuche dargestellt und diskutiert. Zusätzlich werden noch Vergleiche experimenteller Untersuchungen einiger Autoren und eigener Berechnungen hinsichtlich charakteristischer Temperaturen durchgeführt. Diese Vergleiche werden für unterschiedliche Bedingungen dargestellt. Abschließend gibt eine Zusammenfassung die wesentlichsten Punkte dieser Arbeit wieder.

2 Literaturstudium

2.1 Heißrissbildung

Die Problematik der Heißrissbildung ist seit einigen Jahrzehnten Thema zahlreicher Untersuchungen. Ebenso gibt es zahlreiche unterschiedliche Definitionen des Begriffes der Heißrisse bzw. der Heißrissbildung. Beispielweise lautet im Stahl-Eisen-Prüfblatt 1100 (SEP 1100) die Definition des Heißrisses folgendermaßen²: „Der Heißriss ist eine Trennung eines Werkstoffes, welche beim Schweißen, Gießen, oder Warmumformen bei Temperaturen entsteht, bei denen sich Teilbereiche des Werkstoffes zwischen Solidus- (T_s) und Liquidustemperatur (T_L) befinden und gleichzeitig Zugspannungen einwirken“. Nach Bernhard³ beschränken sich Heißrisse auf Risse, die während der Erstarrung entstehen, also auf den Mechanismus der Rissbildung und des Risswachstums entlang von interdendritischen Zwischenräumen oder primären Korngrenzen. Eine einfache aber wichtige Konsequenz daraus ist, dass Heißrisse infolgedessen nur bei Legierungen auftreten, die während der Erstarrung ein Zweiphasengebiet besitzen. Sie treten nicht bei Reinmetallen und bei der Erstarrung im eutektischen Punkt von Legierungen auf, da diese nur bei einer bestimmten Temperatur erstarren und daher kein Erstarrungsintervall bilden⁴. Ein weiteres wichtiges Merkmal bei der Heißrissbildung ist, dass, wenn die Beanspruchung die zulässigen Werte der Zugfestigkeit eines Werkstoffs überschreitet, diese Spannungen nicht mehr durch Dehnungen abgebaut werden können. Es kommt folglich zur Trennung des Werkstoffs⁵.

Zusätzlich wird in der Literatur noch zwischen offenen und geheilten Rissen unterschieden. Bei letzteren wird auch von Seigerungsrisen bzw. geseigerten Rissen gesprochen. Diese entstehen durch Nachfließen geseigeter Schmelze in bereits gebildete Risse⁵.

In der Literatur finden sich verschiedene Modelle zur Heißrissbildung. Diese Theorien beschreiben unterschiedliche Kriterien, die im Wesentlichen eine qualitative Bewertung der Heißrissbildung ermöglichen. Im Folgenden werden einige dieser Theorien kurz beschrieben. An dieser Stelle wird auf einige Publikationen, die verschiedene Kriterien zur Heißrissbildung zusammenfassend beschreiben, verwiesen^{6,7}.

Pellini⁸ entwickelte die „strain theory of hot tearing“. Untersuchungen zeigten, dass Heißrisse dann entstehen, wenn noch flüssige Phasen zwischen den Dendriten existieren. Dabei entstehen Heißrisse immer etwas über der Ungleichgewichtssolidustemperatur. Nach Pellini sind diese flüssigen Filme zwischen den Dendriten für die Heißrissbildung verantwortlich. Bei Auftreten von Dehnungen in dem Gebiet flüssiger Filme bilden sich Heißrisse, wenn ein kritischer Wert der Dehnung überschritten wird. Die Dehnrates und die Zeit, in der ein flüssiger

Film existiert, haben wesentlichen Einfluss auf die Heißrissbildung. Bei Gegenwart seigernder Elemente treten diese flüssigen Filme länger auf, wodurch Dehnungen größere Werte annehmen können. Dauert das flüssige Filmstadium nur einige Sekunden, ist die Summe der Dehnungen in diesem Bereich klein. Dauert dieses Filmstadium einige Minuten an, ist die Summe der Dehnungen größer und kritische Werte werden eher erreicht. Ähnlich verhält es sich beim Einfluss der Dehnrates. Wirkt eine hohe Dehnrates gleichlang wie eine niedrige Dehnrates, ist die Größe der Dehnungen bei hoher Dehnrates höher als bei niedriger Dehnrates.

Nach Clyne et al.⁹ ist, ähnlich wie nach Pellini, die Zeit, in der ein heißrisskritischer Temperaturbereich durchlaufen wird, für die Heißrissbildung entscheidend. Der Heißrissbildungskoeffizient (engl.: Cracking Susceptibility Coefficient, CSC) beschreibt die Heißrissempfindlichkeit: Je größer CSC ist, desto heißrissempfindlicher ist der Werkstoff. Der Heißrissbildungskoeffizient nach Clyne ist das Verhältnis der Zeit t_v , in der ein Volumenelement den kritischen, rissgefährlichen Bereich durchläuft und der Zeit t_r , in der Spannungsrelaxation erfolgt. Es ist dies das Verhältnis der Zeiten in der ein Volumenelement einen definierten Festkörperanteil von $f_s = 0,9 - 0,99$ und $f_s = 0,6 - 0,9$ durchläuft. Der kritische Bereich entspricht dabei jener Zone, in der ein kontinuierlicher flüssiger Film zwischen den Dendriten existiert. Beim Auftreten von Spannung bzw. Dehnungen ist dieser Bereich leicht zu öffnen. Mechanische und thermische Spannungen können durch bereits verlinkte Dendritenspitzen übertragen werden. Der flüssige Film zwischen den Körnern kann dagegen kaum Widerstand leisten, wodurch es leichter zu einer Rissinitialisierung kommen kann. Die Auffüllung durch die Schmelze ist aufgrund des hohen Festkörperanteils und der daraus resultierenden geringen Permeabilität nicht mehr möglich. Risse, die bei Festkörperanteilen bis 0,9 entstehen, können dagegen durch Restschmelze wieder gefüllt werden. Bei höheren Festkörperanteilen als 0,9 bilden sich offene Risse, da diese nicht mehr durch Restschmelze aufgefüllt werden können.

Ein weiteres Modell zur Beschreibung der Heißrissempfindlichkeit wurde von Won et al.¹ entwickelt. Won et al. veröffentlichte auf Basis experimentell bestimmter kritischer Dehnungen der Heißrissbildung eine empirische Formel in Abhängigkeit des kritischen Temperaturintervalls ΔT_B und der Dehnrates:

$$\varepsilon_c = \frac{\varphi}{\Delta T_B^n \cdot \dot{\varepsilon}^m} \quad (2.1)$$

Won et al. definieren das kritische Temperaturintervall ΔT_B ($= T(f_s = 0,9) - T(f_s = 0,99)$) zwischen der Nachspeistemperatur (engl.: Liquid Impenetrable Temperature, LIT) und der Nullzähigkeitstemperatur (engl.: Zero Ductility Temperature, ZDT). Die Definitionen dieser charakteristischen Temperaturen innerhalb des Zweiphasengebietes erfolgen in dieser Arbeit später. Die Konstanten $\varphi = 0,02821$, $n = 0,8638$ und $m = 0,3131$ sind gefittete Werte¹.

Neben diesen Heißrissbildungsmodellen gibt es noch zahlreiche andere, welche in „Dehnungskriterien“^{1, 8}, „Spannungskriterien“^{10, 11}, „Dehnratenkriterien“¹¹ und „Kriterien nach anderen Prinzipien“^{9, 12} unterteilt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit soll unter anderem die Anwendbarkeit von **Glg. (2.1)** überprüft werden. Wie aus **Glg. (2.1)** ersichtlich, hängt die kritische Dehnung von der Dehnrate und dem kritischen Temperaturintervall ab. Letzteres wird vor allem durch die chemische Zusammensetzung bestimmt. Deshalb wird in den folgenden Kapiteln im Speziellen der Einfluss von Kohlenstoff und Schwefel auf das kritische Temperaturintervall betrachtet. Zusätzlich wird der Effekt der Dehnratesowie Kühlrate auf die Heißrissbildung dargestellt. Zunächst sollen aber einige wichtige Eigenschaften und Charakteristika, die immer wieder in der Literatur bei der Beschreibung der Heißrissbildung auftauchen, dargestellt werden.

In zahlreichen Literaturstellen¹³⁻¹⁸ wird im Zusammenhang mit der Heißrissbildung ein Zähigkeits- und Festigkeitsverlust im Zweiphasengebiet beschrieben. **Abb. 2-1** zeigt eine schematische Darstellung des ersten Duktilitätsminimums, sowie einige charakteristische Temperaturen mit entsprechenden Festkörperanteilen.

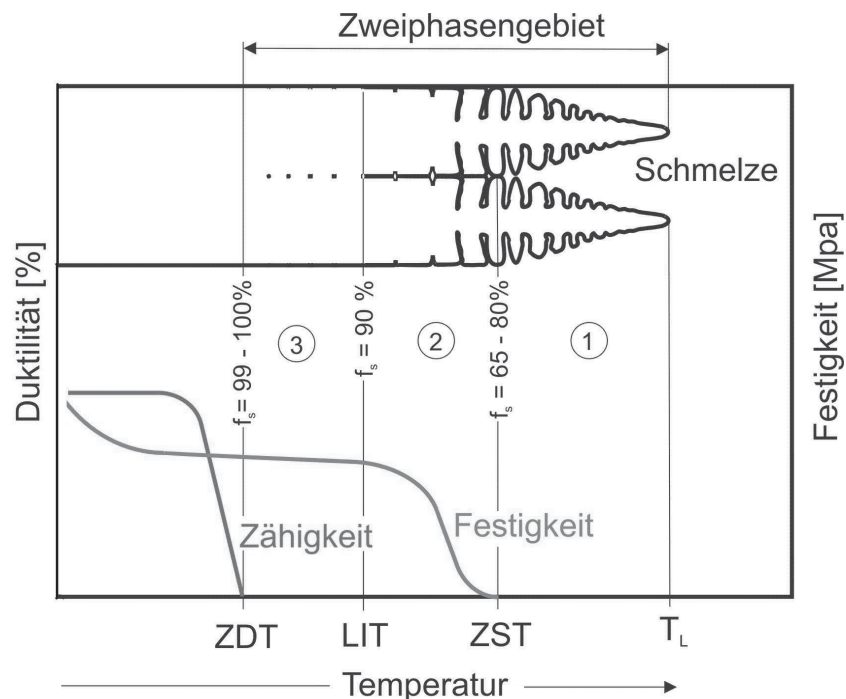


Abb. 2-1: Schematische Darstellung des ersten Duktilitätsminimums von Stahl, der mechanischen Eigenschaften im Zweiphasengebiet sowie Festkörperanteile der charakteristischen Temperaturen¹⁹

Verantwortlich für den Zähigkeitsverlust sind Flüssigkeitsfilme, die sich zwischen den Dendriten bzw. Primärkörnern ansammeln. Dieser Flüssigkeitsfilm entsteht durch Mikrosegrierung. Die Anreicherung der Schmelze mit seigernden Elementen wie Schwefel oder Phosphor führt zu einer lokalen Erniedrigung der Solidustemperatur. Diese Solidustemperatur wird als Ungleichgewichtssolidustemperatur bezeichnet. Der Bereich geringer Zähigkeit nahe der Solidustemperatur wird bei Stahl auch das erste Duktilitätsminimum genannt.

Die Erstarrung von Stahl ist meist dendritisch. Mit fortschreitender Erstarrung beeinflussen sich benachbarte Dendriten zunehmend stärker. So lassen sich abhängig von den Eigenschaften im Zweiphasengebiet einige charakteristische Punkte unterscheiden^{6, 14}:

Die Temperatur, bei der sich die Dendriten erstmals gegenseitig beeinflussen, wird Koaleszenztemperatur genannt. Die Temperatur, bei der sich ein kontinuierliches festes Netzwerk formt, wird Kohärenztemperatur genannt. Unter dieser Temperatur zeigt der halberstartete Werkstoff grundsätzliche Eigenschaften eines durcherstarteten Werkstoffes⁶.

Kräfte die normal auf die Erstarrungsrichtung wirken, können erstmals bei der Nullfestigkeitstemperatur (engl.: Zero Strength Temperature, ZST) übertragen werden. Jedoch zeigt der Werkstoff hier noch sprödes Verhalten, weil die flüssigen Bereiche zwischen den festen Dendriten noch keine Dehnungen übertragen können. Ab der ZST beginnen sich die Dendritenarme zu berühren und mit erhöhter Anzahl an Bindungen steigt gleichzeitig die Festigkeit⁶.

Ab ZDT zeigt der Werkstoff bei Belastung erstmals duktiles Verhalten. Detaillierte Versuche von Rakoski¹⁴ zur Bestimmung von ZST und ZDT zeigten, dass die Festigkeit zwischen diesen beiden Temperaturen nur gering ansteigt. Bei Erreichen von ZDT steigt die Festigkeit sprunghaft an. Dies wird darauf zurückgeführt, dass Kräfte nicht mehr über Kristallbrücken, sondern über die ganze Korngrenzfläche übertragen werden.

Ein weiterer charakteristischer Punkt im Zweiphasengebiet ist LIT. Das ist die Temperatur, ab der der Raum zwischen den Dendriten nicht mehr durch die Schmelze nachgefüllt werden kann. Das Netzwerk aus Dendriten ist schon so dicht, dass es für die Restschmelze undurchlässig ist. Somit kann auch ein dort gebildeter Riss nicht mehr gefüllt werden²⁰.

Bei Betrachtung der charakteristischen Temperaturen muss berücksichtigt werden, dass deren Definition bezüglich des Festkörperanteils in den Publikationen unterschiedlich ist. So beträgt nach Kim et al.²⁰ der Festkörperanteil f_s für ZDT gleich 1 und für ZST 0,7. Bei anderen Autoren beträgt f_s bei ZDT 0,98¹⁷ bzw. 0,99^{21, 22} und bei ZST 0,75^{17, 21} bzw. 0,8^{22, 23}. Nach Mizukami et al.²⁴ liegen sowohl ZDT als auch ZST bei $f_s = 0,8$. Grundsätzlich gilt für ZST ein Festkörperanteil von 0,7 bis 0,8 und für ZDT von 0,98 bis 1.

In vielen Veröffentlichungen beschreibt ein kritisches Temperaturintervall die Heißrissneigung beim Strangguss von Stahl. Während einige Autoren^{14, 23} den Bereich zwischen ZST und ZDT als kritischen Bereich der Heißrissbildung sehen, definieren andere^{20, 25-27} diesen Bereich zwischen ZDT und LIT. Unabhängig von der Definition führt laut Literatur ein größeres kritisches Temperaturintervall generell zu höherer Heißrissneigung und das unabhängig vom Festkörperanteil der einzelnen charakteristischen Temperaturen.

Zusammenfassend sind in **Tab. 2-1** die Festkörperanteile der charakteristischen Temperaturen und die kritischen Temperaturintervalle, wie sie von verschiedenen Autoren vorgeschlagen werden, gegenübergestellt.

Autor	ZDT	LIT	ZST	ΔT_B
Nakagawa et al. ¹⁷	0,98		0,75	
Kim et al. ²⁰	1	0,9	0,7	LIT-ZDT
Won et al. ²¹	0,99	0,9	0,75	LIT-ZDT
Yamanaka et al. ²²	0,99		0,8	ZST-ZDT
Cicutti et al. ²³	1		0,8	ZST-ZDT
Mizukami et al. ²⁴	0,8		0,8	

Tab. 2-1: Festkörperanteile charakteristischer Temperaturen und kritischer Temperaturbereich verschiedener Autoren

2.2 Einfluss von Kohlenstoff auf die Heißrissbildung

Im Folgenden soll die Wirkung des Kohlenstoffes auf die Heißrissbildung behandelt werden, da diesem in der Literatur der größte Einfluss nachgesagt wird. Dabei steht der Einfluss des Kohlenstoffes auf das Zweiphasengebiet bzw. seinen charakteristischen Temperaturen sowie seine Beeinflussung der thermischen Kontraktion im Mittelpunkt. Abschließend werden konkrete Ergebnisse einiger Veröffentlichungen zur Heißrissbildung in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts zusammengefasst.

2.2.1 Einfluss des Kohlenstoffes auf charakteristische Punkte im Zweiphasengebiet

Werden die Hochtemperatureigenschaften von Stahl betrachtet, kommt dem Kohlenstoff als Legierungsmittel besondere Bedeutung zu. Daher gibt es zum Einfluss des Kohlenstoffes auf die Heißrissbildung bzw. den Hochtemperatureigenschaften zahlreiche Veröffentlichungen. **Abb. 2-2** zeigt zusammenfassend Ergebnisse von konventionellen Heißzugversuchen unterschiedlichster Autoren^{14, 16-18, 28-32} innerhalb des entsprechenden Ausschnittes des Fe-C-Diagramms. Offensichtlich und, wie zu erwarten, werden mit steigendem Kohlenstoffgehaltäquivalent (nach Howe³³: **Glg. (2.2)**) sowohl ZST als auch ZDT zu tieferen Temperaturen verschoben.

$$C_p = [\%C] + 0,04[\%Mn] + 0,1[\%Ni] - 0,14[\%Si] \quad (2.2)$$

Außerdem steigt die Differenz zwischen ZST und ZDT mit zunehmendem Kohlenstoffgehaltäquivalent. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt wird das Erstarrungsintervall breiter und die Differenz zwischen ZST und ZDT damit größer. Das ist insofern von Bedeutung, da die Heißrissempfindlichkeit und das Temperaturintervall in enger Beziehung stehen. Ein größeres Temperaturintervall ist oft gleichbedeutend mit einer höheren Rissempfindlichkeit.

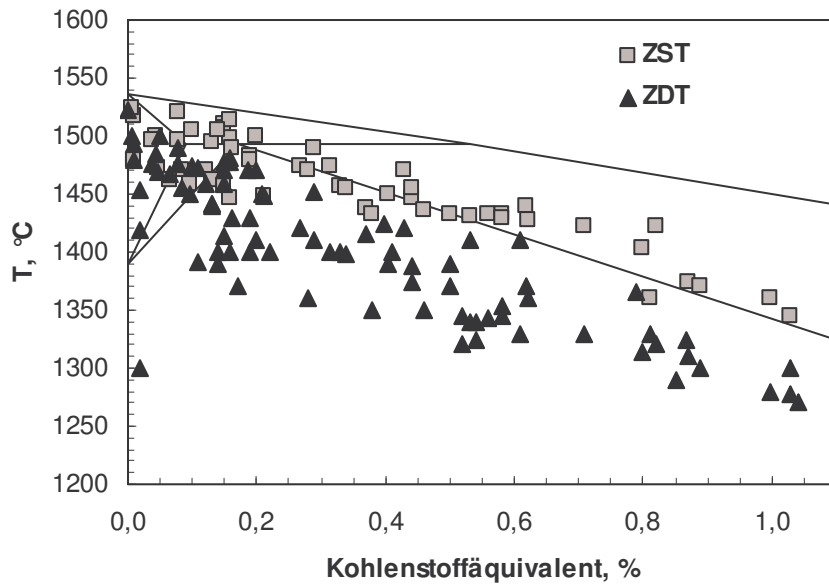


Abb. 2-2: ZST und ZDT in Abhängigkeit des Kohlenstoffäquivalents (nach Howe³³) nach verschiedenen Autoren^{14, 16-18, 28-32} innerhalb des entsprechenden Ausschnittes aus dem Fe-C-Diagramm

Bevor der Einfluss des Kohlenstoffes auf die Heißrissbildung ausführlicher behandelt wird, müssen einige wichtige Punkte beachtet werden: Unterschiedliche experimentelle Ausgangssituationen, verschiedene Probeanalysen sowie Prüfbedingungen und -verfahren müssen berücksichtigt werden.

Der minimale Phosphorgehalt der betrachteten Stähle (siehe **Abb. 2-2**) liegt z. B. bei 0,0005 % (Angaben immer in Gewichtsprozent) und der maximale bei 0,11 %. Der Schwefelgehalt liegt zwischen 0,0004 und 0,28 %. Wie bereits erwähnt, sind Phosphor und Schwefel stark seigernde Elemente und führen zu einer Vergrößerung des Erstarrungsintervalls.

Auch verschiedene experimentelle Verfahren führen zu unterschiedlichen Ergebnissen. Prinzipiell können zwei verschiedene Verfahren, deren Ergebnisse deutliche Unterschiede zeigen, unterschieden werden. Zum einen kann die Prüftemperatur durch Erstarren aus der Schmelze erreicht werden. Solche Versuche werden „in-situ“ Versuche genannt. Zum anderen kann die Prüftemperatur durch Aufheizen erreicht werden. Dies wird dann als „as cast“ bzw. „on-heating“ Versuch bezeichnet. Die Bezeichnungen „as cast“ und „on heating“ werden im Folgenden einheitlich als „as cast“ bezeichnet, (da ein Unterschied der beiden aus der Literatur nicht klar ersichtlich ist).

„In situ“ Versuche bilden die Verhältnisse im Strangguss bezüglich des Temperaturverlaufs besser ab. Es muss jedoch berücksichtigt werden, dass bei konventionellen Heißzugversuchen die Erstarrungsrichtung im Probenkörper meist nicht senkrecht zur Zugkraft liegt, wie dies bei Stranggießprozessen vorliegt.

Unterschiedliche Prüfverfahren führen wegen der Temperaturgeschichte des Prüfkörpers auch zu unterschiedlichen Strukturen im Werkstoff. Aufgrund der thermischen Geschichte bei „as-cast“ Proben kommt es zu einer Homogenisierung des Werkstoffs. Das führt zu einer Verminderung der Verunreinigungen an den Korngrenzen und einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften¹⁰. Diese Proben zeigen ein feineres Gefüge mit höherer Duktilität und können daher Dehnungen leichter ausgleichen³⁴. Dagegen haben „in-situ“ Proben eine größere gerichtete Struktur³⁵. Unterschiedliche thermische Geschichten führen auch zu unterschiedlichen Korngrößen. Die Korngröße ist ein wichtiger Parameter in Verbindung mit Heißzugversuchen. Größere Körner führen zu einer geringeren Anzahl an Korngrenzen. Auftretende Dehnungen konzentrieren sich daher auf wenige Korngrenzen³⁶. Die Korngröße hängt nicht nur von der thermischen Geschichte der Probe, sondern auch vom Kohlenstoffgehalt und der Erstarrungsfolge ab.

Diese versuchsbedingten Einflüsse müssen bei der Betrachtung der Ergebnisse verschiedener Autoren berücksichtigt werden. Beispielsweise liegt ZDT bei Stählen mit 0,1 bis 0,16 %C und „in-situ“ Versuchen 43°C bis 53°C tiefer als die Gleichgewichtssolidustemperatur¹³. Dagegen liegt ZDT für „as cast“ Versuche nur circa 15°C tiefer als die Gleichgewichtssolidustemperatur¹³. Die Differenz von ZDT bei unterschiedlicher thermischer Geschichte liegt bei diesem Beispiel also bei etwa 40°C.

Wie bereits erwähnt, steigt das kritische Temperaturintervall mit größerem Erstarrungsintervall im Fe-C System. Das Erstarrungsintervall hängt hauptsächlich vom Kohlenstoffgehalt ab. Der Kohlenstoff führt außerdem zu zwei verschiedenen Mischkristallformen bei der Erstarrung. Diese beiden unterschiedlichen Mischkristallstrukturen haben wesentlichen Einfluss auf die charakteristischen Temperaturen eines Stahles. Daneben besitzen sie unterschiedliche mechanische Eigenschaften. Wesentlicher ist jedoch die unterschiedliche Wirkung auf das Seigerungsverhalten anderer Elemente. Auf die Wirkung der beiden Mischkristallformen auf die Löslichkeiten anderer Elemente wird weiter unten eingegangen. Zunächst wird die Erstarrung und deren Auswirkung auf die charakteristischen Temperaturen ZST und ZDT bei unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten betrachtet.

Ausführliche Versuche zur Untersuchung des Einflusses von Kohlenstoff auf ZDT bzw. ZST wurden von Rakoski durchgeführt³. **Abb. 2-3** zeigt die Ergebnisse der Untersuchung für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte, sowie die dazugehörigen Phasenzustände. Ähnliche Resultate können auch von anderen Autoren vorgewiesen werden^{15, 30, 32, 37}. Die schwarzen Linien repräsentieren das Phasendiagramm des pseudo-binären Systems Fe-C im Ungleichgewicht. Das Zustandsdiagramm kann in vier Bereiche unterteilt werden, die sich jeweils in den verschiedenen Schritten der Erstarrung unterscheiden:

Bis zu einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,08 % durchläuft die Schmelze eine δ -Mischkristallerstarrung. Bei weiterer Abkühlung wandelt δ -Ferrit in Austenit um (Bereich 1). Bei Kohlenstoffgehalten von ca. 0,08 % bis 0,13 % folgt dem Zweiphasengebiet aus Schmelze und

δ -Ferrit erstmals der Dreiphasenraum (Schmelze, δ - und γ -Mischkristalle). Danach kommt nach Unterschreiten der Soliduslinie der Zweiphasenraum der δ - und γ -Mischkristallbildung. Bei weiterer Abkühlung folgt schließlich der Bereich des γ -Mischkristalls (Bereich 2). Mit steigendem Kohlenstoffgehalt wird der 2-Phasenbereich aus Schmelze und δ -Mischkristall zunehmend eingeeignet und im Gebiet von 0,13 % bis ca. 0,45 %C verkleinert sich auch der 3-Phasenraum zusehends. In diesem Bereich erfolgt auch erstmals der Übergang von Schmelze und γ -Mischkristallen in den 1-Phasenraum der γ -Mischkristalle (Bereich 3). Über 0,45 %C folgt dem 2-Phasenraum aus Schmelze und γ -Mischkristallen der 1-Phasenraum mit γ -Mischkristallen (Bereich 4).

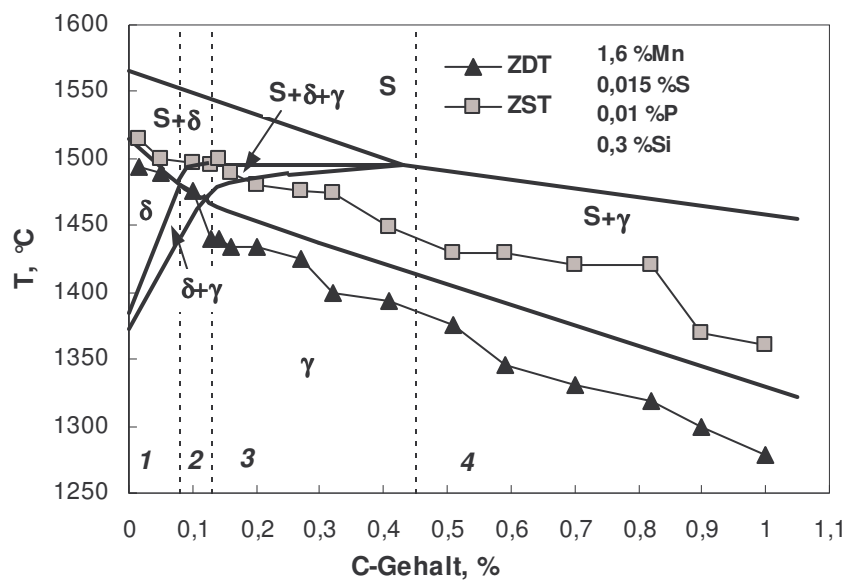


Abb. 2-3: Einfluss von Kohlenstoff auf ZDT und ZST nach den Ergebnissen von Rakoski¹⁴ mit dem entsprechenden pseudo-binären Fe-C System, sowie Bereiche unterschiedlicher Kristallisationsabfolge

Aus **Abb. 2-3** ist zu erkennen, dass die Temperaturdifferenz $\Delta T_{\text{ZDT-ZST}}$ mit steigendem Kohlenstoffgehalt nicht konstant ansteigt. Diese Temperaturdifferenz beträgt bis etwa 0,13 %C etwa 20 $^{\circ}\text{C}$. Bei 0,13 %C vergrößert sich diese aufgrund der bereits erwähnten Änderung der Kristallisationsfolge sprunghaft auf ca. 65 $^{\circ}\text{C}$. Auffällig ist in diesem Bereich, dass sich ZDT sprunghaft zu tieferen Temperaturen verschiebt. Dafür ist eine veränderte Kristallisationsfolge und den damit verbundenen unterschiedlichen Löslichkeitsverhältnissen bei der Erstarrung verantwortlich³⁷. Die Differenz sinkt sogar bis auf 45 $^{\circ}\text{C}$ bei 0,2 %C ab und erreicht bei 0,3 %C ein lokales Maximum von etwa 75 $^{\circ}\text{C}$. Danach nimmt die Differenz wieder etwas ab und vergrößert sich ab 0,6 %C auf ca. 80 $^{\circ}\text{C}$ bis 85 $^{\circ}\text{C}$.

Hetzner und Schoone³² führten „as cast“ Zugversuche durch und kamen zu etwas anderen Ergebnissen als Rakoski¹⁴: ZDT steigt bis zu einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,27 % an und sinkt erst dann deutlich ab. Da in dieser Publikation keine Werte für ZST bestimmt wurden, lässt sich das Temperaturintervall zwischen ZST und ZDT nicht mit denen von Rakoski vergleichen.

Die Lage von ZST hängt hauptsächlich vom Kohlenstoffgehalt ab. ZDT wird dagegen neben dem Kohlenstoff auch von anderen Elementen wie Schwefel und Phosphor beeinflusst. Deren Wirkung auf ZST ist allerdings vernachlässigbar¹⁴. Der Einfluss des Schwefels wird im nächsten Kapitel genauer behandelt und wird hier nur der Vollständigkeit halber erwähnt.

Bezüglich der sprunghaften Vergrößerung der Temperaturdifferenz zwischen ZST und ZDT bei etwa 0,13 %C aus **Abb. 2-3** ist bereits auf die unterschiedlichen Löslichkeitsverhältnisse hingewiesen worden. Das heißt, die Löslichkeiten und die Diffusion der Legierungselemente hängen von der Mischkristallform des Stahles ab. Für Elemente, die niedrigschmelzende Phasen bilden, hat der Austenit (γ -Mischkristall) eine geringere Löslichkeit als der δ -Ferrit (δ -Mischkristall). Die Restschmelze reichert sich während der Erstarrung an diesen Elementen wie z. B. Schwefel oder Phosphor an. Dies hat eine Verringerung der wahren Solidustemperatur zur Folge und bewirkt eine Vergrößerung des kritischen Temperaturintervalls. **Tab. 2-2** zeigt die Löslichkeiten einiger Elemente zwischen der Schmelze und δ -Ferrit bzw. Austenit in Form des Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten k , sowie die Diffusionskoeffizienten D_s im Festen.

Element	$k, -$		$D_s, \text{mm}^2\text{s}^{-1}$	
	δ	γ	δ	γ
C	0,13	0,36	$6,4 \cdot 10^{-3}$	$6,4 \cdot 10^{-4}$
S	0,06	0,015	$1,6 \cdot 10^{-4}$	$3,9 \cdot 10^{-5}$
P	0,13	0,06	$4,4 \cdot 10^{-5}$	$2,5 \cdot 10^{-6}$
Mn	0,75	0,75	$4,0 \cdot 10^{-5}$	$4,2 \cdot 10^{-7}$

Tab. 2-2: Gleichgewichtsverteilungs- und Diffusionskoeffizienten einiger Elemente in δ - bzw. γ -Mischkristall³⁸

Demnach ist die Löslichkeit von Schwefel im Austenit wesentlich geringer und zusätzlich wird auch die Diffusion im Austenit stärker behindert. **Abb. 2-4** zeigt beispielhaft die Konzentrationsänderungen einiger Elemente während der Erstarrung, wobei es bei einem Festkörperanteil von knapp 0,7 zur Umwandlung von Ferrit in Austenit kommt²³.

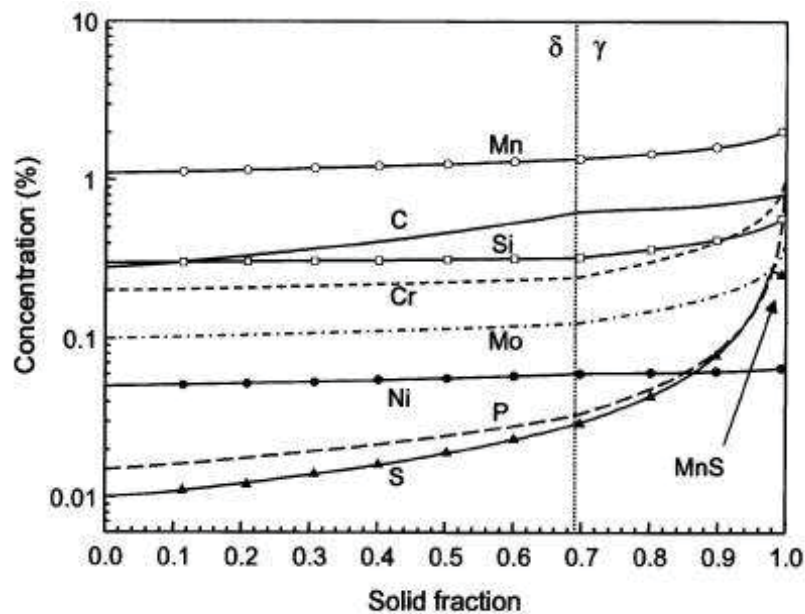


Abb. 2-4: Konzentrationsänderungen einiger Elemente in der Schmelze in Abhängigkeit der Erstarrung bei einer Kühlrate von $1\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ und folgender Stahlzusammensetzung: C = 0,2%, Mn = 1%, Si = 0,2%, P = 0,015%, S = 0,01%²³

Die Anreicherung der Schmelze an Schwefel und Phosphor ist vor allem gegen Ende der Erstarrung stärker. Vor der Erstarrung liegen Schwefel- bzw. Phosphorgehalte von 0,01 bzw. 0,015 % vor, knapp vor der vollständigen Erstarrung sind die Analysen dieser beiden Elemente in der Restschmelze in etwa um das Zwanzigfache höher.

2.2.2 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die thermische Kontraktion

In der Literatur wird vielfach angeführt, dass Dehnungen im Zweiphasengebiet einen kritischen Wert überschreiten müssen, damit ein Heißriss entstehen kann. Diese Dehnungen bestehen im Wesentlichen aus zwei Komponenten. Zum einen entstehen Dehnungen durch äußere mechanische Einflussfaktoren und zum anderen entstehen Dehnungen durch Änderungen der Werkstofftemperatur.

Bei Betrachtung des Kohlenstoffeinflusses auf die Heißrissbildung muss also auch die Abhängigkeit der thermischen Kontraktion vom Kohlenstoffgehalt berücksichtigt werden. **Abb. 2-5** zeigt den Einfluss von Kohlenstoff auf die thermische Kontraktion für unterschiedliche Temperaturdifferenzen zur Solidustemperatur.

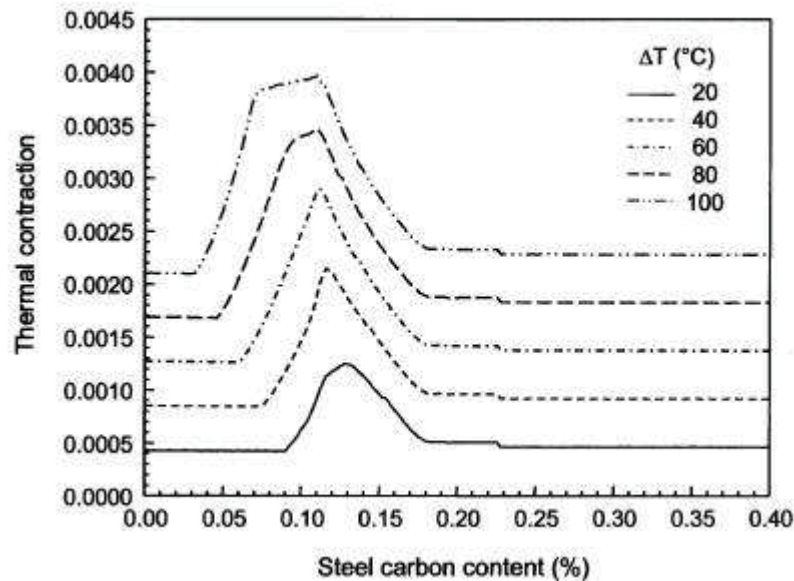


Abb. 2-5: Kohlenstoffeinfluss auf die thermische Kontraktion bei der Erstarrung bei unterschiedlichen Temperaturdifferenzen ΔT zur Solidustemperatur (1,5 %Mn, 0,2 % Si, 0,015 % P, 0,01 % S, Kühlrate = 10°C s^{-1})²³

Zwar zeigt diese Abbildung die thermische Kontraktion bei Temperaturen unter T_s , für die Kontraktion im Zweiphasengebiet gilt aber ähnliches. Die Maxima der thermischen Kontraktion verschieben sich zwar leicht mit steigender Temperaturdifferenz zu niedrigeren Kohlenstoffanteilen, dennoch können diese Maxima auf den Bereich von 0,09 % bis 0,13 %C eingegrenzt werden. Der Bereich des Maximums ist auf die Phasenumwandlung des δ -Mischkristalls in den γ -Mischkristalls zurückzuführen^{20, 39}.

Nach Jonsta et al.³⁹ setzt sich die thermische Kontraktion aus der Summe der Dehnungen aufgrund der Abkühlung und aufgrund der Phasenumwandlung zusammen. Wichtig im Hinblick auf die entstehenden Dehnungen ist der Zeitpunkt der Phasenumwandlungen bzw. der Temperaturbereich der in welchem die Phasenumwandlung stattfindet. Findet die Phasenumwandlung von δ -Ferrit in Austenit nach der vollständigen Erstarrung statt, dann treten auch die entsprechenden Dehnungen nach der Erstarrung auf. Jedoch wird bei Anwesenheit seigernder Elemente das kritische Temperaturintervall zu niedrigeren Temperaturen ausgeweitet und die thermische Dehnung im kritischen Temperaturbereich ist größer. Findet die Phasenumwandlung im Bereich des kritischen Temperaturintervalls statt, summiert sich zu den Dehnungen aufgrund der Abkühlung jene der Phasenumwandlung. In **Abb. 2-5** wird dies durch das Maximum bei etwa 0,13 %C repräsentiert. Wenn die Phasenumwandlung vor Erreichen des kritischen Temperaturintervalls beendet ist, gibt es lediglich Dehnungen aufgrund der Abkühlung.

Untersuchungen von Bernhard und Xia⁴⁰ zur thermischen Kontraktion an peritektischen Stählen zeigten, dass bei Stählen mit einem Kohlenstoffäquivalent zwischen 0,08 und 0,16% hohe Kontraktionskräfte während eines Laborversuches gemessen wurden. In **Abb. 2-6** sind

die gemessenen Kontraktionskräfte (links) sowie Gesamtrisslänge (TCL) und der Kehrwert der berechneten kritischen Dehnung nach Won et al.¹ (rechts) über dem Kohlenstoffäquivalent C_p aufgetragen. Bei geringerem ($C_p < 0,1$) bzw. höherem ($C_p > 0,14$) Kohlenstoffäquivalent wurden geringere Kontraktionskräfte gemessen. Die untersuchten Proben zeigten bei einem Kohlenstoffäquivalent von 0,1% maximale Werte hinsichtlich der Kontraktionskräfte und der Rissemphindlichkeit repräsentiert durch TCL. Zwischen 0,12 und 0,15 % C_p sinkt TCL und steigt bei höherem C_p wieder an.

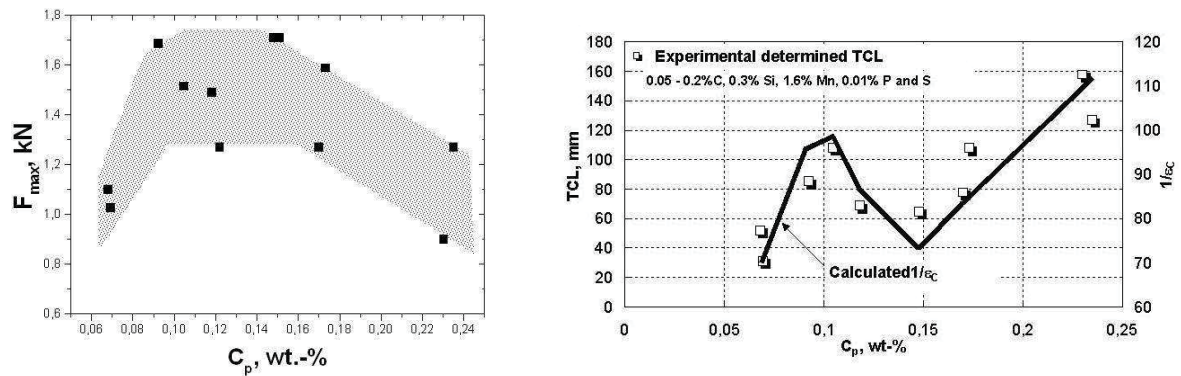


Abb. 2-6: Gemessene Kontraktionskräfte sowie Risslänge und Kehrwert der berechneten kritischen Dehnung über dem Kohlenstoffäquivalent zur Untersuchung der thermischen Kontraktion peritektischer Stähle nach Bernhard und Xia⁴⁰

2.2.3 Zusammenfassung der Ergebnisse einiger Publikationen hinsichtlich des Kohlenstoffeinflusses auf die Heißrissneigung

Zahlreiche Untersuchungen verschiedener Wissenschaftler zum Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Heißrissneigung wurden durchgeführt. Im Folgenden werden die Ergebnisse dieser unterschiedlichen Publikationen zur Heißrissneigung in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts beschrieben.

Sabe⁴¹ führte Versuche mit unlegierten Stählen mit 0,14 bis 0,5 %C zum Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die Heißrissneigung durch. Durch einen speziellen Prüfkörper traten beim Abkühlen Scherspannungen auf, die zur Heißrissbildung führten. Sabe⁴¹ drückte die Heißrissneigung in Form der Länge der auftretenden Risse aus und trägt diese gegen den Kohlenstoffgehalt auf: Bei etwa 0,18 %C tritt ein Minimum der Heißrissneigung auf. Diese steigt dann bis etwa 0,25 %C stark an und erreicht dort ihr Maximum. Danach sinkt die Heißrissneigung mit steigendem Kohlenstoffgehalt stetig ab.

Jauch⁴² untersuchte mehrere stranggegossene Vorblöcke zwischen 0,12 und 0,7 %C. Die Heißrissneigung wurde in Form einer Risswertzahl beschrieben. Ein Maximum der Risswertzahl wurde dabei im Bereich zwischen 0,3 bis 0,4 %C gefunden. Der Anstieg ist mehr oder weniger stark abhängig von der Kokillenkonzität. Nach dem Maximum sinkt die Heißrissneigung wieder ab. Allerdings ist diese Untersuchung an Stählen aus dem laufenden Stahlwerksbetrieb durchgeführt worden. Daher müssen einige andere Einflussfaktoren wie z. B. Gießtemperatur, Kokillenkonzität, usw. berücksichtigt werden. Deshalb ist es nicht möglich, eine generelle Aussage über den Kohlenstoffeinfluss auf die Heißrissempfindlichkeit von Stählen aus diesen Ergebnissen zu treffen.

Ähnliche Einschränkungen gibt es bei Untersuchungen von Fuji und Mitarbeiter⁴³, welche unlegierte Brammen mit 0,02 bis 0,2 % Kohlenstoff untersuchten. Als Beschreibung zur Heißrissneigung wurde das Verhältnis der Brammen in denen Heißrisse auftraten zur Gesamtanzahl der untersuchten Brammen gewählt. Ab einem Kohlenstoffgehalt von 0,15 % nahm die Anzahl der Brammen in denen Heißrisse auftraten stark zu. Bei Brammen mit 0,2 % Kohlenstoff sind in 80 % der Brammen Heißrisse zu finden. Unter 0,15 %C traten dagegen in weniger als 5 % der Brammen Heißrisse auf.

Im Folgenden wird ein Überblick über Ergebnisse hinsichtlich der kritischen Dehnung der Heißrissbildung in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes gegeben. In **Abb. 2-7** sind diese Ergebnisse in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts dargestellt.

Miyazaki et al.⁴⁴ führten Biegetests zur Untersuchung des Einflusses von Verformungen bei unterschiedlichen Dehnraten für Stähle mit 0,15 bis 1,09 %C durch. Die Stähle wurden entsprechend ihrer Legierungszusammensetzung in verschiedene Gruppen eingeteilt. Die folgenden drei Gruppen unterscheiden sich nur im Kohlenstoffgehalt: Es sind dies Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt (C = 0,17 - 0,23%), Stähle mit mittlerem Kohlenstoffgehalt (C = 0,4

- 0,47%) und Stähle mit hohem Kohlenstoffgehalt ($C = 0,58 - 0,66\%$). Zur Bewertung der Heißrissempfindlichkeit wurde nur zwischen „Riss“ und „kein Riss“ unterschieden. Die Grenze zwischen den Bereichen in dem Risse auftreten bzw. nicht auftreten wird als kritische Dehnung bezeichnet. Miyazaki et al.⁴⁴ bestimmte Werte der kritischen Dehnung für Dehnraten von $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ von etwa 0,8 bis 1,5 %. Für Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt gilt eine kritische Dehnung von etwa 1,5 %, für Stähle mit mittlerem Kohlenstoffgehalt etwa 1 % und für höherkohlige Stähle etwa 0,8 %. Die kritischen Dehnungen werden bei höheren Dehnraten kleiner. Je geringer der Kohlenstoffgehalt der drei Gruppen ist, umso stärker reagiert die kritische Dehnung auf Veränderungen der Dehnrate.

Weitere Biegeversuche sind von Matsumiya et al.⁴⁵ zur Bestimmung kritischer Dehnungen verschiedener Stähle durchgeführt worden. Die kritische Dehnung beträgt bei 0,04 %C ein Maximum von beinahe 4 %. Bei Proben mit 0,09 %C beträgt die kritische Dehnung nur mehr 2 % und steigt bei 0,15 %C auf etwa 3 % an. Danach sinkt die kritische Dehnung mit zunehmendem Kohlenstoffanteil auf etwa 1 % bei 0,6 %C.

Yamanaka et al.²² versuchten durch Heißzugversuche ebenfalls kritische Dehnungen zu bestimmen. Für Stähle mit 0,05 %C liegt diese bei etwa 2 %. Für Stähle mit 0,15 %C liegt die kritische Dehnung bei etwa 1,8 % und für Stähle mit 0,45 %C bei ca. 0,8 % bei gleichzeitigem Mn/S Verhältnis von etwa 60. Da die kritischen Dehnungen gleichzeitig auch in Abhängigkeit des Mn/S Verhältnisses bestimmt wurden, können die Werte der kritischen Dehnung auch niedriger bzw. höher liegen. Unabhängig davon zeigen Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt niedrigere kritische Dehnungen.

Ähnliche Ergebnisse wurden von Wintz et al.⁴⁶ veröffentlicht. Biegetests zur Bestimmung kritischer Dehnungen wurden mit Stählen mit 0,11 bis 0,41 %C bei Dehnraten von $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Der Bereich kritischer Dehnung liegt zwischen 0,25 und 2 %. Werden die Stähle mit sehr hohem Phosphorgehalt und kleinem Mn/S Verhältnis vernachlässigt, liegt der Bereich nur mehr zwischen 1 und 2 %. Diese Ergebnisse liegen in etwa im gleichen Bereich wie die Ergebnisse von Yamanaka et al.²² und Miyazaki et al.⁴⁴.

Heißzug- und Biegeversuche wurden von Yu et al.⁴⁷ zur Bestimmung kritischer Dehnungen durchgeführt. Der Kohlenstoffgehalt der Proben reichte von 0,001 bis 0,826 %. Die ermittelten kritischen Dehnungen erreichen Werte zwischen 1 und 2 %. Die kritische Dehnung peritektischer Stähle lag mit etwa 2 % fast doppelt so hoch wie die der anderen Stähle. Außerdem wurden für Stähle mit sehr geringem Kohlenstoffgehalt kritische Dehnungen von ca. 1,5 % ermittelt. Allerdings muss erwähnt werden, dass der Fokus dieser Untersuchungen auf die Bildung von Oberflächenrissen lag.

Zusammenfassend sind in **Abb. 2-7** die experimentell bestimmten kritischen Dehnungen über dem Kohlenstoffgehalt abgebildet. Die experimentellen Ergebnisse differieren bis etwa 0,2 % relativ stark, bei höheren Kohlenstoffgehalten sind die Ergebnisse aber ähnlich. So kann die kritische Dehnung für Kohlenstoffanteile ab 0,3 %C auf etwa 1 % oder knapp darunter

eingegrenzt werden. Bei 0,05 %C treten kritische Dehnungen von 1 bis knapp 4 % auf. Bei etwa 0,1 %C liegt diese zwischen 1 und 2 % und bei 0,15 %C streuen die Werte wieder stärker von ca. 0,8 % bis 3 %. Danach sinkt die kritische Dehnung mit höherem Kohlenstoffgehalt auf Werte zwischen 0,5 und 1,3 %. Im Allgemeinen ist folgende Tendenz aus **Abb. 2-6** ersichtlich: Die kritische Dehnung der Heißrissbildung ist bei sehr geringen Kohlenstoffgehalten hoch und sinkt mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

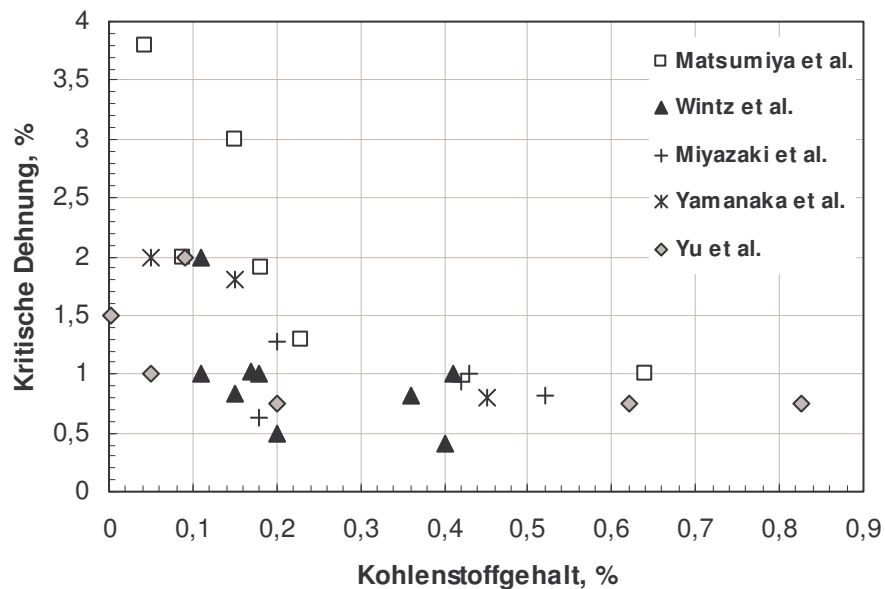


Abb. 2-7: Kritische Dehnungen in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts nach den Ergebnissen verschiedener Publikationen^{22, 44-47}

Während die bis jetzt dargestellten Ergebnisse der unterschiedlichen Autoren nur das Ereignis des Rissauftritts ("Riss bzw. kein Riss") betrachteten, sind in der folgenden Veröffentlichung auch weitere Größen wie die Risslänge oder die Rissbreite ausgewertet worden.

Wünneberg und Flender⁴⁸ untersuchten Stählen mit 0,09 bis 1,16 %C, 1,5 bis 1,6 %Mn und 0,025 %S auf deren Heißrissneigung. Mittlere Risslänge, mittlere Rissbreite, mittlerer Rissabstand und mittlere Anzahl der Risse wurden für maximale Verformung von 3 % bestimmt. **Abb. 2-8** zeigt die Abhängigkeit der Risslänge bzw. der Rissanzahl vom Kohlenstoffgehalt. In Bezug auf die Rissanzahl ergibt sich bei 0,2 %C ein erstes Maximum. Der nächste Wert bei 0,21 %C liegt aber deutlich tiefer und ändert sich bis 0,35 %C kaum. Anschließend steigt die Rissanzahl mit steigendem Kohlenstoffgehalt bis zum Maximum bei 0,86 %C an. Die Risslänge scheint mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt generell zu steigen, besitzt dennoch bei ca. 0,2 %C eine deutlich sichtbare Vergrößerung der Risslänge.

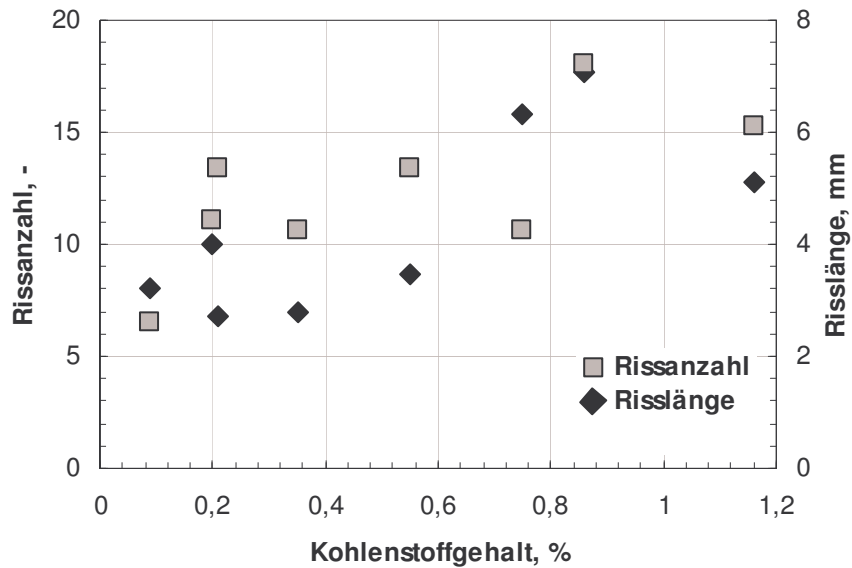


Abb. 2-8: Verlauf der Rissanzahl und der Risslänge über dem Kohlenstoffgehalt bei einer Verformung von 3 % und einer Dehnrates von $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, Werte nach Wünnenberg und Flender⁴⁸

Um eine deutlichere Aussage bezüglich der Heißrissneigung treffen zu können, wurden die einzelnen Parameter von Wünnenberg und Flender in einem Rissindex I_c zusammengefasst. Dieser beinhaltet neben der Rissanzahl n , der mittleren Risslänge L_m und der mittleren Rissöffnung b_m auch den mittleren Rissabstand a_m . **Abb. 2-9** zeigt den Verlauf des Rissindex über dem Kohlenstoffgehalt. Der Rissindex zeigt ein Minimum bei etwa 0,35 %C, steigt dann bis cirka 0,9 %C an und sinkt schließlich wieder.

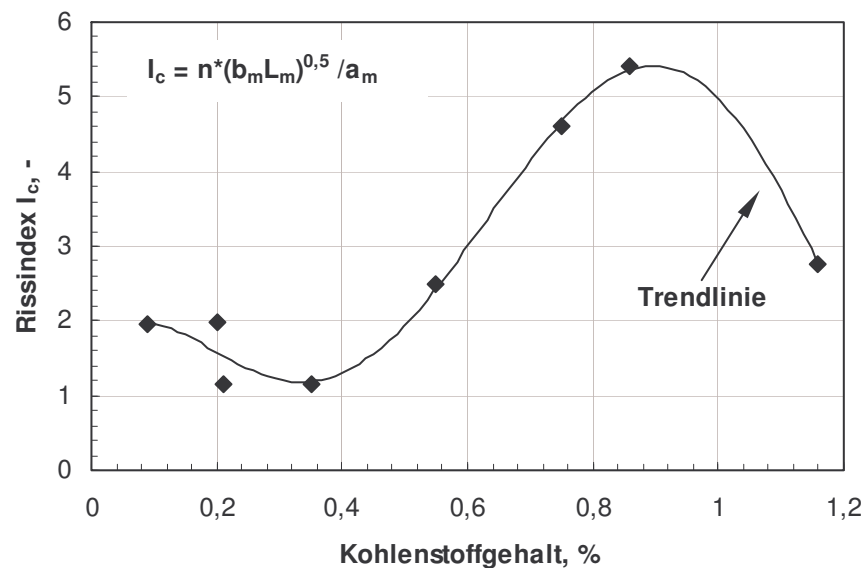


Abb. 2-9: Rissindex als Funktion des Kohlenstoffgehalts für maximal 3 % Dehnung und einer Dehnrates von $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, Werte nach Wünnenberg und Flender⁴⁸

2.3 Einfluss von Schwefel und Mangan

In der Literatur wird neben dem Kohlenstoff vor allem dem Schwefel ein großer Einfluss auf die Heißrissempfindlichkeit zugeschrieben. Aber nicht nur der Schwefel allein, sondern auch das Mangan-Schwefel Verhältnis ist von großer Bedeutung. Die schädliche Wirkung des Schwefels auf die Hochtemperatureigenschaften ist schon lange bekannt und ist auf die Bildung von niedrigschmelzenden Sulfiden zurückzuführen^{14, 42}.

In **Abb. 2-10** sind vier Phasendiagramme des Fe-S Systems gegenübergestellt. Während das linke obere Diagramm das rein binäre System Fe-S darstellt, zeigen die anderen pseudo-binäre Systeme für Stähle mit niedrigem bzw. mittlerem Kohlenstoffgehalt und 0,4 % bzw. 0,8 %Mn.

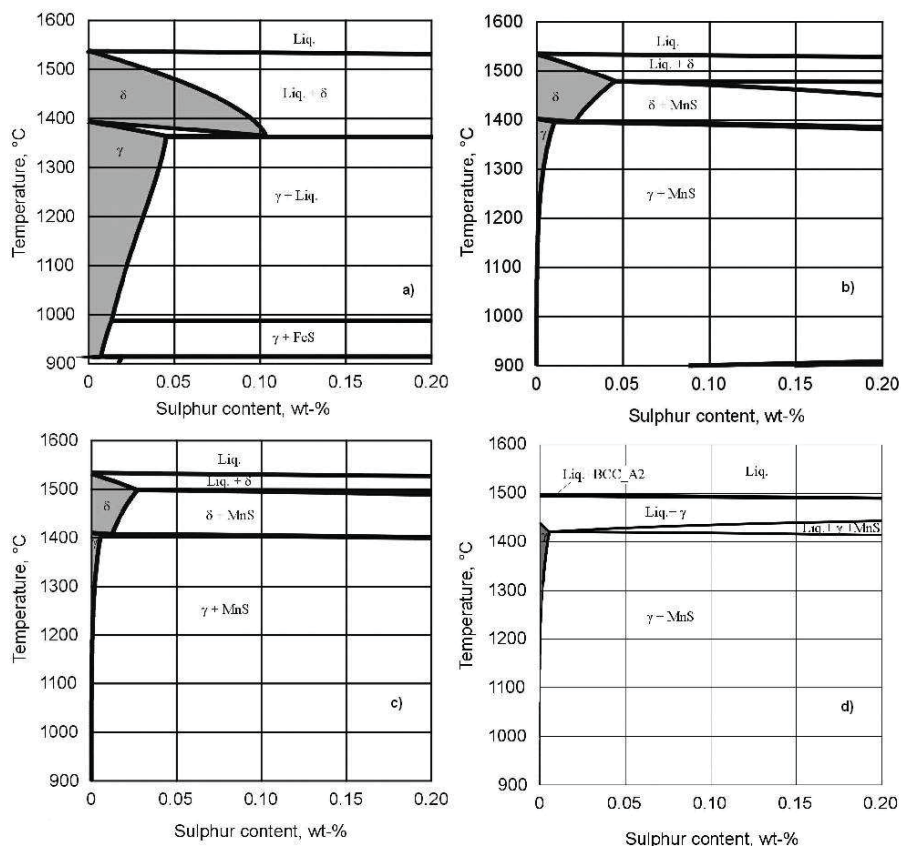


Abb. 2-10: Ausschnitt des Phasendiagramms des binären Systems Fe-S (a), sowie dreier pseudo-binärer Systeme Fe-S für niedrigkohligen Stahl mit 0,4 %Mn (b), für niedrigkohligen Stahl mit 0,8 %Mn (c) und für einen Stahl mit 0,45 %C und 0,8 % Mn (d)⁴⁹

Wie aus **Abb. 2-10 a** zu sehen ist, bildet der Schwefel mit Eisen Eisensulfid mit einem Schmelzpunkt von 988°C. Die niedrigschmelzenden Eisensulfide vergrößern den Bereich des kritischen Temperaturintervalls und erhöhen somit die Heißrissegefahr⁵⁰. In **Abb. 2-10 b** ist zu

erkennen, dass es bei der Gegenwart von Mangan zur Bildung von Mangansulfiden mit einem wesentlich höheren Schmelzpunkt von etwa 1480 °C kommt.

Die unterschiedlichen Löslichkeiten für Schwefel in δ - und γ -Mischkristallen sind eine weitere wichtige Einflussgröße auf das kritische Temperaturintervall. In **Tab. 2-2** sind die unterschiedlichen Gleichgewichtsverteilungskoeffizienten für Schwefel in δ -Ferrit und Austenit bereits erwähnt worden. Gemeinsam mit den Diffusionskoeffizienten ergeben sich somit unterschiedliche Anreicherungen für Schwefel in der Restschmelze. So löst δ -Ferrit knapp über 0,1 %S. Der Austenit löst jedoch nicht einmal 0,05 %S und die Löslichkeit nimmt mit sinkender Temperatur weiter ab. Weiter sinkt die Löslichkeit für Schwefel in δ -Ferrit und Austenit mit steigendem Kohlenstoff- bzw. Mangangehalt⁴⁹.

Über die Wirkung von Mangan und Schwefel auf ZDT und ZST von niedriglegierten Stählen wurden ausführliche Untersuchungen unter anderem von Schmidtman und Pleugel³⁷ sowie Rakoski¹⁴ gemacht. Generell wird ZST nicht vom Schwefel beeinflusst, sondern wie bereits erwähnt vom Kohlenstoffgehalt. Dies wurde auch von anderen Autoren festgestellt^{9, 17}. In **Abb. 2-11** ist der Einfluss des Schwefels auf ZST, LIT und ZDT nach den Berechnungen von Kim et al.²⁰ dargestellt. Der Wirkung des Schwefels besteht darin, dass er die Lage von ZDT sehr stark und von LIT geringfügig beeinflusst. Dies geht gleichzeitig mit einem starken Einfluss auf die Größe des kritischen Temperaturintervalls und somit der Heißrissneigung einher⁵¹.

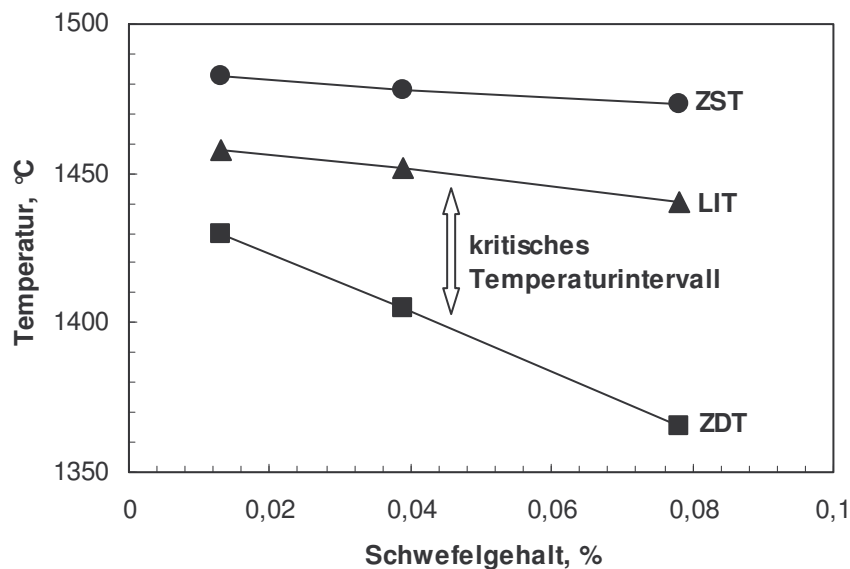


Abb. 2-11: Einfluss des Schwefels auf ZST ($f_s = 0,7$), LIT ($f_s = 0,9$) und ZDT ($f_s = 1,0$) für einen Stahl mit 0,3 %C, 0,14 %Si, 0,36 %Mn und 0,016 %P, Werte nach Kim et al.²⁰.

Nach Rakoski¹⁴ ändert sich ZDT mit zunehmendem Schwefelgehalt bei Stählen mit Mangangehalten über 0,6 % kaum. Ähnliches beschreiben auch andere Autoren. In **Abb. 2-12** sind ZST und ZDT bei verschiedenen Mangangehalten für Stähle mit 0,2 %C und

Schwefelgehalten von 0,004 bis 0,017 % aufgetragen. Auffällig ist das ZDT bei weniger als 0,6 %Mn deutlich vom Mn/S Verhältnis abhängt. Bei kleinen Mn/S Verhältnissen liegt ZDT deutlich tiefer. Bei hohen Mangangehalten ist der Einfluss des Mn/S Verhältnisses nicht mehr offensichtlich. So streuen die Werte bei 1,5 % Mangan nur gering.

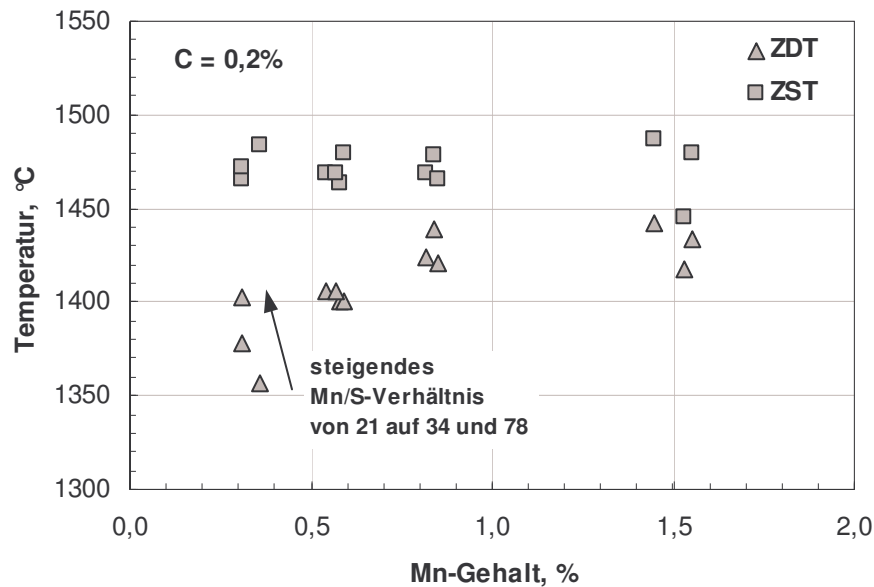


Abb. 2-12: Einfluss von Mangan und Schwefel auf die charakteristischen Temperaturen ZST und ZDT für Stähle mit 0,2 %C, gemessene Werte nach Rakoski³

Auf den Verlauf von ZST scheinen Mangan und Schwefel, wie bereits erwähnt, überhaupt keinen Einfluss zu haben. Um den Einfluss der beiden Kristallgitter auf die Wirkung von Schwefel und Mangan auf die charakteristischen Temperaturen ZST und ZDT zu beurteilen, führte Rakoski weitere Versuche an Stählen mit 0,1 % Kohlenstoff durch. Ähnlich wie die Stähle mit 0,2 %C zeigten auch diese bei geringeren Mn/S-Verhältnissen, dass ZDT niedriger wird. Auch die Werte für ZST blieben nahezu konstant. Aufgrund der höheren Schwefellöslichkeit im δ -Ferrit ist die Schwefelanreicherung in der Restschmelze geringer und die Temperaturdifferenz ist für die Stähle mit 0,1 %C geringer¹⁴. In **Abb. 2-13** ist der Einfluss des Mn/S-Verhältnisses auf die Temperaturdifferenz $\Delta T_{ZST-ZDT}$ zwischen ZST und ZDT für Stähle mit 0,1 bzw. 0,2 % Kohlenstoff dargestellt. Die Schwefelgehalte variieren zwischen 0,004 % und 0,017 % und die Mangangehalte liegen zwischen etwa 0,3 bis 1,5 %. Da der Kohlenstoffgehalt konstant ist und dieser die Lage von ZST bestimmt, wird die Temperaturdifferenz ausschließlich durch sich ändernde Werte für ZDT bestimmt. $\Delta T_{ZST-ZDT}$ ist für kleine Mangan- und gleichzeitig hohe Schwefelgehalte deutlich größer als bei höheren Mangan- und/oder kleineren Schwefelgehalten.

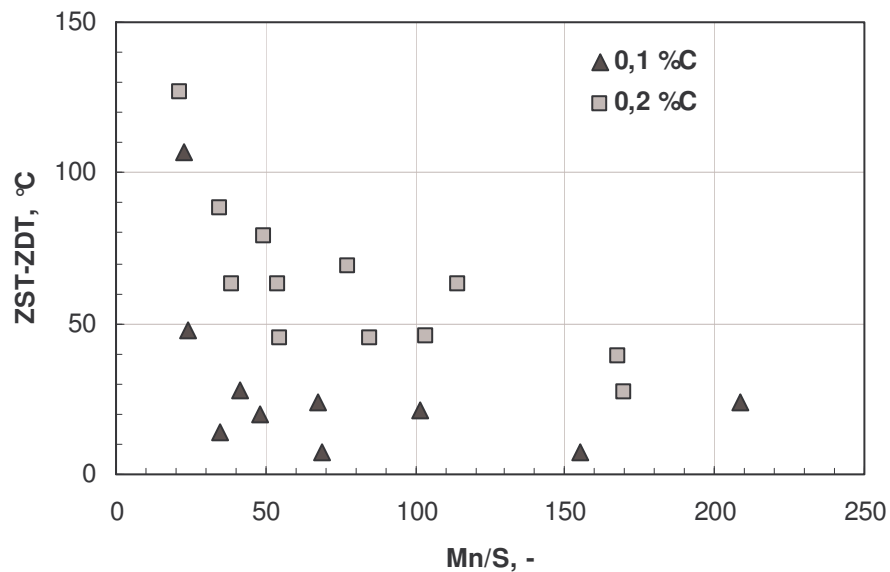


Abb. 2-13: Einfluss des Mn/S-Verhältnis auf die Temperaturdifferenz zwischen ZST und ZDT bei Stählen mit ferritischer (0,1 %C) und austenitischer (0,2 %C) Erstarrung bei Schwefelgehalten von 0,004 bis 0,017 %, Werte nach Rakoski¹⁴

Da die Seigerungsneigung von Schwefel deutlich stärker ist als die von Mangan, wird die Erstarrungstemperatur der Restschmelze vor allem durch das Manganangebot bestimmt. So zeigten Stähle mit 1,6 %Mn und einem Schwefelgehalt von 0,015 % eine reine Mangansulfidausscheidung, jedoch solche mit 0,6 %Mn zeigten Eisen-Mangan-Mischsulfide. Gleichzeitig bedeutet das für letztere auch tiefere Erstarrungstemperaturen der Restschmelze¹⁴.

Bei niedrigen Mangangehalten entstehen gegen Ende der Sulfiderstarrung aufgrund geringer Nachdiffusion von Mangan niedrighschmelzende Eisen-Mangan-Mischsulfide. Deshalb darf das Mangan-Schwefel-Verhältnis nicht allein betrachtet werden, sondern auch die jeweiligen absoluten Gehalte für sich müssen betrachtet werden. Ein Vergleich zweier Stähle (0,3 bzw. 0,9 %Mn, 0,004 bzw. 0,015 %S) mit einem ähnlichen Mn/S-Verhältnis von 77,5 bzw. 60 zeigt, dass der Stahl mit höherem Mangan- und Schwefelgehalt eine höhere ZDT aufweist. Nach Schmidtmann und Rakoski⁵⁰ reicht der Mangangehalt von 0,3 % nicht aus um ausreichend Mangansulfid zu bilden. Das heißt, dass die Heißrissneigung eines Stahles bei konstantem Mn/S-Verhältnis mit einem höheren Mangangehalt kleiner ist als mit geringerem Schwefelgehalt. Ähnliches zeigten Nakata und Yasunaka³¹ an Stählen mit 0,05 bis 0,25 % Kohlenstoff. Mit steigendem Schwefelgehalt nimmt ZDT ab und das umso stärker je geringer der Mangangehalt ist. Die ZDT liegt bei einem Schwefelgehalt von 0,027 % und bei einem Mangangehalt von 0,05 % bei ca. 1450°C, bei gleichem Mangangehalt und einem Schwefelgehalt von 0,1 % allerdings um 150°C tiefer.

In der Veröffentlichung von Nakata und Yasunaka³¹ wird auch ein kritisches Mn/S-Verhältnis, $(Mn/S)_c$, definiert. Liegt das Mn/S-Verhältnis unterhalb dieses kritischen Wertes steigt die Heißrissneigung. Dieser kritische Wert steigt mit abnehmendem Schwefelgehalt an.

Weitere Untersuchungen zu diesem kritischen Mn/S-Verhältnisses wurden von De Toledo et al.⁵² durchgeführt. Sie bestimmten $(Mn/S)_c$ theoretisch für Stähle mit ca. 0,2 %C. Abhängig vom Schwefelgehalt kann vorhergesagt werden, ob nach Beginn der Mangan-Sulfid-Ausscheidung der Mangangehalt oder der Schwefelgehalt in der Restschmelze sinkt. Nimmt der Mangangehalt ab, scheiden sich einige Anteile an niedrigschmelzenden FeS am Ende der Erstarrung aus und T_S der Restschmelze sinkt. Der theoretische Wert von $(Mn/S)_c$ weicht aber von dem experimentell ermittelten kritischen Wert ab. Um verschiedene experimentelle Ergebnisse zu vergleichen wurde zusätzlich ein MSC (manganese sulfur critical) Index definiert. Dieser Index ist das Verhältnis des Mn/S-Verhältnisses des Stahles und des kritischen Mangan-Schwefel-Verhältnisses. Wenn MSC größer als eins ist, zeigt der Stahl eine geringe Temperaturdifferenz zwischen ZST und ZDT.

Untersuchungen hinsichtlich der Risslänge und -anzahl in Abhängigkeit des Mangan- bzw. Schwefelgehalts wurden von Wünnenberg und Flender⁴⁸ durchgeführt. In **Abb. 2-14** sind Rissanzahl und -index dieser Untersuchungen dargestellt. Die Berechnung des Rissindex ist bereits unter Kap. 2.2.3 dargestellt worden.

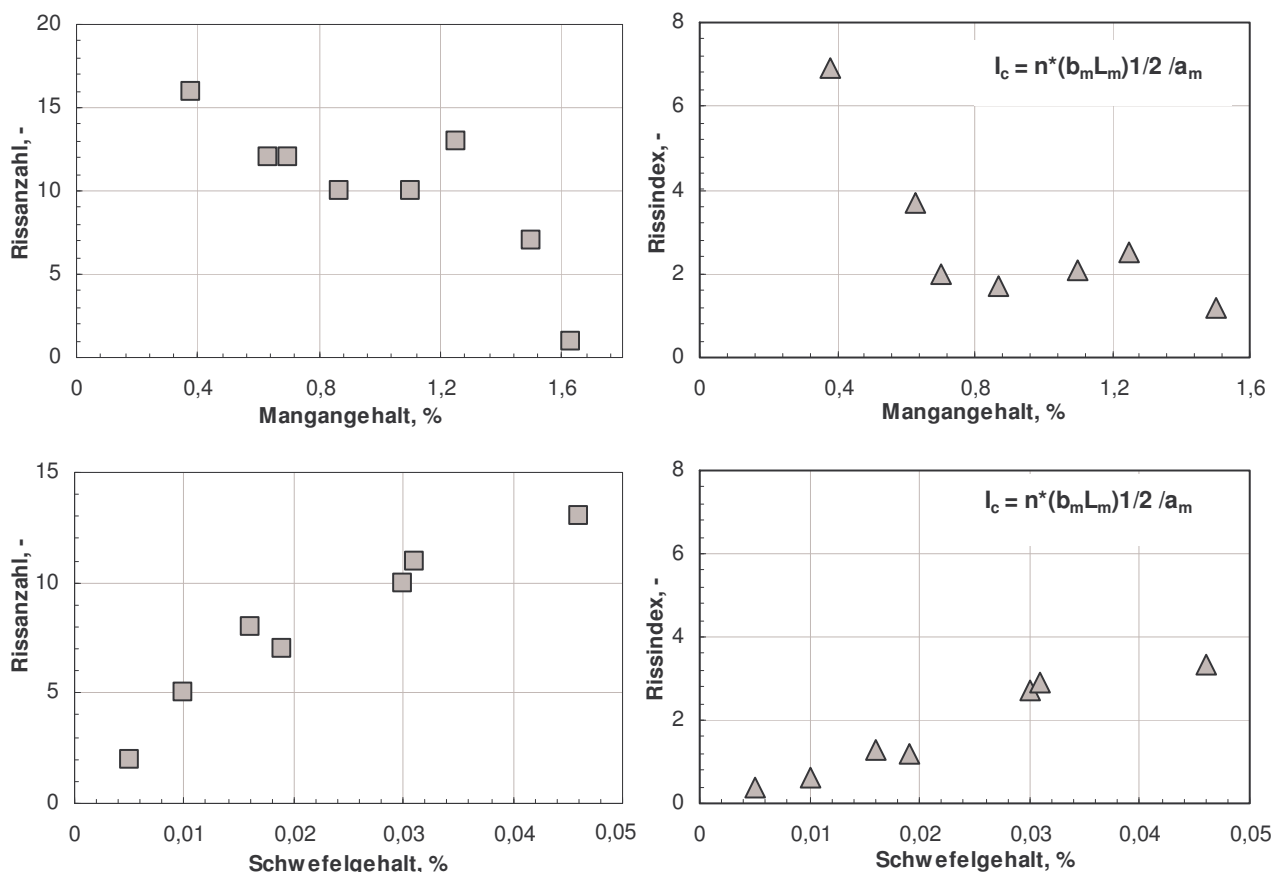


Abb. 2-14: Rissanzahl und -index in Abhängigkeit des Mangan- und Schwefelgehaltes nach Wünnenberg und Flender⁴⁸

Der Mangangehalt hat auf die Risslänge und die Rissbreite nur geringen Einfluss. Jedoch sinkt die Anzahl der Risse deutlich mit steigendem Mangangehalt. Bei Mangangehalten über 0,8 % verändert sich auch der Rissindex kaum mehr. Anders verhält sich der Rissindex mit zunehmendem Schwefelgehalt. Dieser steigt mit dem Schwefelgehalt stetig an. Die Risslänge steigt bis zu einem Schwefelgehalt von etwa 0,02 %, bleibt bis 0,03 % relativ konstant und sinkt anschließend wieder zu niedrigeren Werten. Die Rissbreite scheint mit steigendem Schwefelgehalt leicht kontinuierlich zu steigen und der Rissabstand zu sinken. Der Rissindex steigt beinahe linear an, was auch den schädlichen Effekt von Schwefel deutlich charakterisiert. Entscheidender ist allerdings die Heißrissneigung hinsichtlich des Mn/S Verhältnisses im Stahl. So sinkt mit höherem Mn/S-Verhältnis die Rissbreite etwas und die Rissanzahl sogar deutlich. Der Rissindex sinkt zu Beginn sehr deutlich mit steigendem Mn/S-Verhältnis, sein Verlauf flacht aber zunehmend ab. Bei zunehmendem Kohlenstoffgehalt wird der Unterschied zwischen verschiedenen Mn/S-Verhältnissen eindeutig größer. So liegen die Rissindices unterschiedlicher Mn/S Verhältnisse bei geringen Kohlenstoffgehalten relativ nahe, streuen aber mit steigendem Kohlenstoffgehalt weiter auseinander. Zudem steigt der Rissindex für niedrigere Mn/S Verhältnisse mit höher werdendem C-Gehalt deutlich stärker an.

Hinsichtlich der Wirkung des Mn/S Verhältnisses auf die kritische Dehnung wurden Ergebnisse von Yamanka et al.²² veröffentlicht. Demnach steigt mit höheren Mn/S Verhältnissen die kritische Dehnung etwas. Diese beträgt für Stähle mit 0,15 %C und Mn/S Verhältnisse von etwa 40 ca. 1,5 %. Bei höheren Mn/S Verhältnissen von etwa 150 steigt die kritische Dehnung auf knapp über 2 % an.

Weitere Versuche zur Bestimmung kritischer Dehnungen bei verschiedenen Mn/S Verhältnissen wurden von Wintz et al.⁴⁶ durchgeführt. Bei Stählen mit etwa 0,1 bis 0,4 %C zeigte sich bei höheren Mn/S Verhältnissen immer höhere kritische Dehnungen.

Untersuchungen von Fuji et al.⁴³ an Brammen zeigte, dass die Häufigkeit an Rissen in diesen Brammen mit dem Schwefelgehalt stieg. Jauch⁴² berichtete von ähnlichen Ergebnissen. So drückte er die Heißrissneigung durch eine Risswertzahl aus, welche groß für kleine Mn/S Verhältnisse und klein für große Mn/S Verhältnisse war.

Zusammengefasst verschlechtert Schwefel die Heißrissneigung von Stählen, indem es sich in der Restschmelze anreichert und niedrigschmelzende Sulfide bildet. Das kritische Temperaturintervall wird daher stark vergrößert und wie bereits mehrmals erwähnt, dient dieses in der Literatur vielfach als Maß für die Heißrissempfindlichkeit. Der Einfluss des Schwefels auf die Heißrissempfindlichkeit hängt von der Mischkristallform des Stahles und dem Mangangehalt ab. So löst der δ -Mischkristall mehr Schwefel als der Austenit. Mangan bildet Mangansulfide mit hohen Schmelzpunkten, entzieht daher der Schmelze Schwefel, der dadurch weniger niedrigschmelzende Phasen bilden kann.

2.4 Einfluss der Dehnrates auf die Heißrissbildung

Bei der Bestimmung kritischer Dehnungen nach der Formel von Won et al.¹ spielt neben dem kritischen Temperaturintervall die Dehnrates eine wichtige Rolle. Im Hinblick auf den Einfluss der Dehnrates auf die Heißrissempfindlichkeit gibt es in der Literatur recht unterschiedliche Ergebnisse

Miyazaki et al.⁴⁴ untersuchten Stähle mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen hinsichtlich des Einflusses der Dehnrates auf die kritische Dehnung. Die Stähle wurden entsprechend ihrer Legierung in mehrere Stahlgruppen unterteilt. Biegetests wurden mit variierenden Dehnrates und Dehnungen durchgeführt und die Proben nach rissfrei bzw. rissbehaftet bewertet. In **Abb. 2-15** sind die Ergebnisse dieser Veröffentlichung für drei Stahlgruppen dargestellt.

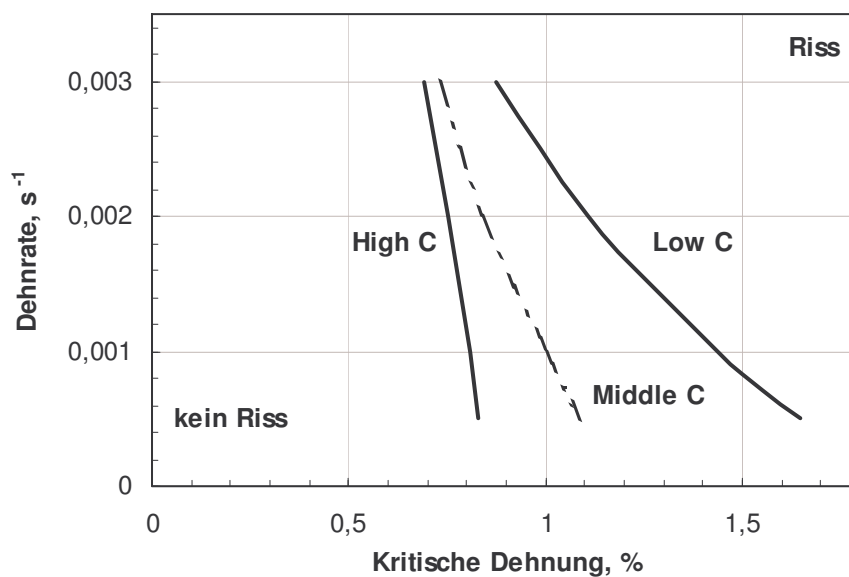


Abb. 2-15: Ergebnisse zur Untersuchung des Einflusses der Dehnrates auf die kritische Dehnung, ausgewählte Werte nach Miyazaki et al.⁴⁴

Der Kohlenstoffgehalt der als „Low C“ bezeichneten Stähle liegt zwischen 0,17 bis 0,23 %. Der Kohlenstoffgehalt der anderen beiden beträgt 0,4 bis 0,47 %C („Middle C“) bzw. 0,58 bis 0,66 %C („High C“). Stähle mit geringen Kohlenstoffgehalten zeigten bei einer Dehnrates von $1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ eine kritische Dehnung von knapp unter 1,5 %. Mit zunehmender Dehnrates sinkt die kritische Dehnung (kleiner 1 % bei einer Dehnrates von $3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$). Weniger deutlich sinkt die kritische Dehnung mit steigender Dehnrates bei höheren Kohlenstoffgehalten. Der Effekt der Dehnrates auf die Heißrisseigung der Stähle mit hohem Kohlenstoffgehalt ist gering. Ähnliche Ergebnisse erzielten Suzuki et al.⁵³ bei Heißzugversuchen bezüglich der Zähigkeitswerte. Nahe

der wahren Solidustemperatur gab es keinen Einfluss der Dehnrates auf die Zähigkeit von Stählen mit 0,4 %C zu beobachten. Die ZDT blieb trotz variierender Dehnrates von 0,05 bis 20 s^{-1} nahezu unverändert. Ebenfalls keinen Einfluss der Dehnrates bei unverändert gleicher chemischer Zusammensetzung der Proben auf die Lage von ZDT konnten Weinberg¹⁵, Hetzner und Schoone³² sowie Li et al.⁵⁴ bei ähnlichen Versuchen beobachten. Schmidtman und Merz⁵⁵ führten die sehr geringen Auswirkungen der Dehnrates auf ZDT auf die Existenz flüssiger Phasen an den Korngrenzen zurück. Erst bei Temperaturen unter ZDT steigt der Einfluss der Dehnrates auf die Zähigkeitseigenschaften.

Yamanaka et al.²² untersuchten ebenfalls den Einfluss der Dehnrates auf die kritische Dehnung an Stählen mit 0,15 %C. Bei Dehnrates von $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ oder darüber erreicht die kritische Dehnung einen konstanten Wert von 1,6 %. In **Abb. 2-16** ist der Einfluss der Dehnrates auf die Heißbrissbildung dargestellt. Bei geringeren Dehnrates ist die Zeit während der Verformung länger, was ein deutliches Schalenwachstum zur Folge hat. Dagegen ist das Schalenwachstum bei hohen Dehnrates, während gleichzeitig Dehnungen im kritischen Temperaturbereich einwirken, relativ gering, da die Schale weiterwächst und damit auch das kritische Temperaturintervall weiterwandert. Nach Yamanaka et al. ist daher für die Heißbrissbildung nur eine effektive Dehnung von Bedeutung. Bei hohen Dehnrates ist die effektive Dehnung in etwa gleich groß wie die an der Schale aufgebrachte Gesamtdehnung (Änderungen der Schalendicke und der Temperaturen sind vernachlässigbar). Erreicht die effektive Dehnung die kritische Dehnung von 1,6 %, kommt es zur Bildung von Rissen.

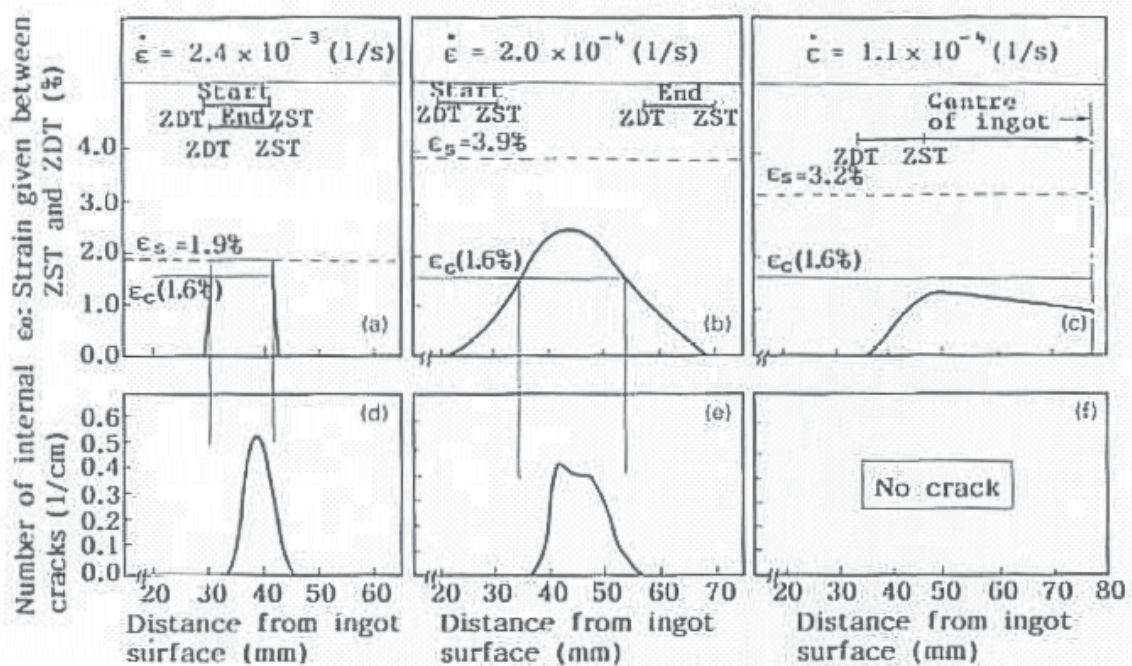


Abb. 2-16: Zusammenhang von Anzahl der Heißrisse in Abhängigkeit vom Abstand zur Strangoberfläche durch Verformung bei unterschiedlichen Dehnrates⁵⁶

Weitere Untersuchungen von Yamanaka et al.²² zeigten, dass bei höheren Dehnraten kürzere Risslängen erzeugt werden. Bei kleinen Dehnraten sind bei gleichzeitigem Weiterwandern des kritischen Temperaturintervalls die Risse wesentlich länger. So wurden Risslängen bis zu 20 mm für Dehnraten von $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ gemessen. Bei viermal höheren Dehnraten betragen die Risslängen lediglich etwa 3 mm.

Yu et al.⁴⁷ untersuchten unlegierte Stähle mit Kohlenstoffanalysen von 0,003 bis 0,826 % zur Bestimmung kritischer Dehnungen mittels Biege- bzw. Zugtests. Es zeigte sich kein Einfluss der Dehnrates ($5 \cdot 10^{-4}$ bis $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) auf die Heißrissempfindlichkeit für peritektische Stähle und Stähle mit geringeren Kohlenstoffkonzentrationen. Für peritektische Stähle wurde eine kritische Dehnung von etwa 2 % und für andere Stähle von etwa 1 % ermittelt. In dieser Veröffentlichung wurden zusätzlich Ergebnisse weiterer Autoren hinsichtlich des Einflusses der Dehnrates auf die kritische Dehnung verglichen. Die Dehnrates betragen ca. 10^{-5} bis 10^{-2} s^{-1} . Kurz zusammengefasst sank die kritische Dehnung (etwa 0,3 bis 3 %) generell mit steigender Dehnrates.

Weitere Untersuchungen zur Heißrisbildung wurden von Wünnenberg und Flender⁴⁸ durchgeführt. Mit steigender Dehnrates bei konstantem Rissindex sinkt der maximal erlaubte Wert der Verformung, was gleichzeitig eine erhöhte Rissneigung bedeutet. Laut dieser Veröffentlichung bedeutet das, angewendet auf das Stranggießen, dass durch geringere Gießgeschwindigkeiten unvermeidbare Strangverformungen besser toleriert werden können. Fujii et al.⁴³ konnten ähnliche Ergebnisse vorweisen. So steigt mit der Gießgeschwindigkeit neben der Anzahl der Risse auch deren Länge.

Zusammenfassend scheint die Dehnrates keinen Einfluss auf die Lage von ZDT und damit der Größe des kritischen Temperaturintervalls zu haben. In Bezug auf die Auswirkung der Dehnrates auf die kritische Dehnung bzw. die Heißrisneigung werden jedoch unterschiedliche Ergebnisse publiziert. Ein Großteil der Autoren beschreibt eine abnehmende kritische Dehnung bei zunehmender Dehnrates. Die Publikation von Yamanaka et al.²² beschreibt den Einfluss der Dehnrates auf die Heißrisbildung mittels einer effektiven Dehnung. Eine hohe Dehnrates erhöht die effektive Dehnung im kritischen Temperaturbereich, da dieses beinahe unverändert bleibt. Wenn diese effektive Dehnung einen kritischen Wert überschreitet, kommt es zur Heißrisbildung.

2.5 Einfluss der Kühlrate auf die Heißrissbildung

In der Literatur wird vielfach der Einfluss der Kühlrate auf das Seigerungsverhalten der Stähle während der Erstarrung und somit auch die Auswirkungen auf die charakteristischen Temperaturen beschrieben. Das kritische Temperaturintervall hängt also nicht nur von den Legierungselementen, sondern auch von der Kühlrate ab. Daher werden nachfolgend die Ergebnisse einiger Publikationen hinsichtlich der Wirkung der Kühlrate auf die Heißrissbildung betrachtet.

Untersuchungen von Rakoski¹⁴ zum Einfluss der Kühlrate auf ZST bzw. ZDT für einen Stahl mit 0,4 % Kohlenstoff und 0,6 % Mangan zeigten, dass eine verminderte Abkühlgeschwindigkeit von 10 °C s^{-1} auf $0,3\text{ °C s}^{-1}$ die Lage von ZDT erhöht und somit das kritische Temperaturintervall senkt. Konkret wurde ZDT bei verminderter Kühlrate um 30 °C erhöht und damit das kritische Temperaturintervall um 30 °C gesenkt. Erklärt wird dies damit, dass die bei der Erstarrung auftretenden Seigerungen bei geringerer Abkühlgeschwindigkeit geringer sind.

Versuche von Rakoski an weiteren Stählen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten bei unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten zeigten, dass Stähle deren Erstarrung im Zweiphasenraum $\delta+\gamma$ -Mischkristall endete, keine Veränderung von ZST aufweisen. Stähle, deren Erstarrung im Austenitgebiet endete, zeigten bei schnellerer Abkühlung deutlich tiefere Werte für ZDT von etwa 30 °C . Auch Won et al.²¹ zeigten anhand von Berechnungen, dass sich mit steigender Kühlrate ZST, LIT und ZDT zu tieferen Temperaturen verschieben. Außerdem erweiterte sich das Gebiet der Koexistenz von δ -Ferrit, Austenit und Schmelze mit steigender Kühlrate von $0,1$ bis 100 °C s^{-1} . Die Auswirkungen der Kühlrate auf ZST, LIT und ZDT führen sie auf die stärkere Anreicherung an seigernden Elementen mit dem Erstarrungsfortschritt zurück. Zusätzlich ist der Einfluss der Kühlrate mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt größer. Ein Absinken von ZDT bei erhöhter Kühlrate konnten auch Seol et al.²⁷ zeigen.

Das Seigerungsverhalten bei niedriglegierten Stählen wurde von Cicutti und Boeri²³ durch Berechnungen unterschiedlicher Einflussgrößen wie der Kühlrate bestimmt. Die Kühlrate bestimmt die primären und sekundären Dendritenarmabstände sowie die Solidustemperaturen der Stähle. **Abb. 2-17** zeigt den Einfluss der Kühlrate auf die sekundären Dendritenarmabstände und auf T_S mit und ohne Kornvergrößerung. Mit steigender Kühlrate sinkt die Zeit zur Rückdiffusion. Daher kommt es zu größeren interdendritischen Seigerungen. Das führt zu einer Herabsenkung der Solidustemperatur, da mehr seigernde Elemente in der Restschmelze vorhanden sind. Jedoch sinkt diese weniger stark bei grobem Korn. Der Temperaturabfall der Solidustemperatur für stranggussähnliche Bedingungen (Kühlraten zwischen $0,1$ bis 10 °C s^{-1}), beträgt etwa 15 °C .

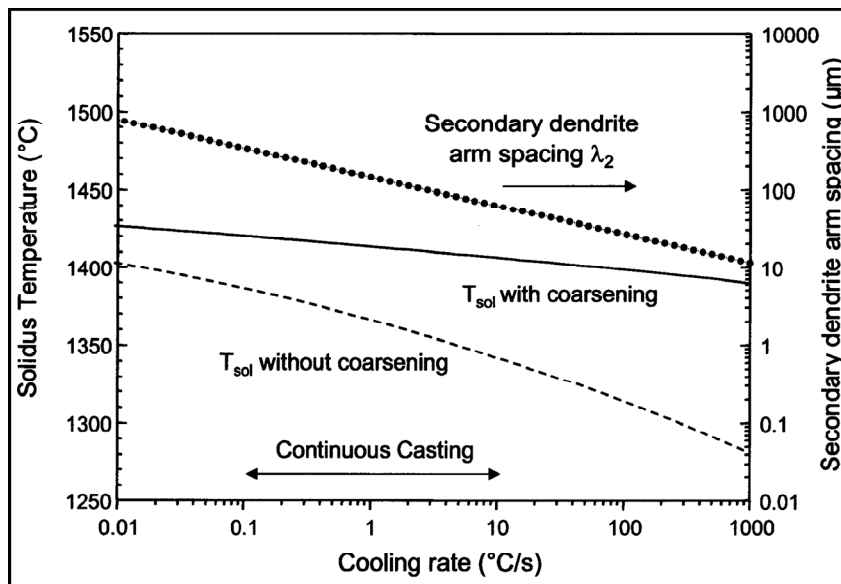


Abb. 2-17: Einfluss der Kühlrate auf den Sekundärdendritenabstand und auf die Solidustemperatur für folgende Stahlzusammensetzung: C = 0,2%, Mn = 1%, Si = 0,2%, P = 0,015%, S = 0,01%²³

In einer Veröffentlichung von Bernhard et al.⁵⁷ wurde der Einfluss der Kühlrate auf die Heißrissempfindlichkeit von 100Cr6 Stählen beschrieben. Demnach sinkt mit steigender Kühlrate die Heißrissempfindlichkeit dieses Stahles wegen der Ausbildung feiner Dendritenarmabstände und primärer Korngrößen. Die Mikrostruktur (gerichtet, ungerichtet) und ihre Ausbildung (fein, grob) hat großen Einfluss auf Risseinleitung und Risswachstum. So nimmt die Heißrissempfindlichkeit in der Reihenfolge globulitisch - gerichtet fein - gerichtet grob zu.

Dies scheint widersprüchlich zu den vorherigen Ergebnissen zu sein, welche mit zunehmender Kühlrate eine Vergrößerung des kritischen Temperaturintervalls zeigen. Unter Verwendung des kritischen Temperaturintervalls als Maß für die Heißrissempfindlichkeit bedeutet eine zunehmende Kühlrate eine Verringerung der Heißrissempfindlichkeit.

Yamanaka et al.²² erklärt den Einfluss der Kühlrate folgendermaßen: Ein Senken der Kühlintensität verzögert das Weiterwandern des kritischen Temperaturbereichs während der Erstarrung. Damit wird die Summe der Dehnungen im kritischen Temperaturintervall (effektive Dehnung) größer, was schließlich zu höherer Heißrissempfindlichkeit führt.

Untersuchungen von Fujii et al.⁴³ an Brammen aus der betrieblichen Praxis zeigten, dass mit steigender Kühlrate eine Verbesserung hinsichtlich der Heißrisshäufigkeit auftritt. Ähnliche Ergebnisse erzielten Miyazaki et al.⁴⁴ in Untersuchungen an Brammen bei unterschiedlichen Kühlmengen. Dabei wurden Stähle mit Kohlenstoffgehalten von 0,4 bzw. 0,6 % sowie ein Federstahl auf Heißrisse getestet. Die Gesamtlänge der Heißrisse war für den Stahl mit 0,6 % Kohlenstoff am größten und sank stark mit der Menge des Kühlwassers. Dagegen zeigte der Stahl mit 0,4 %C eine weniger ausgeprägte Abhängigkeit der Gesamtrisslänge von der Kühlwassermenge. Beim Federstahl traten überhaupt keine Risse auf.

Zusammenfassend wird der Einfluss der Kühlrate auf die Heißrissempfindlichkeit beim Stranggießen von Stahl folgendermaßen beschrieben: Eine zunehmende Kühlrate verringert die

Heißrissempfindlichkeit. Wird das kritische Temperaturintervall als Maß für die Heißrissempfindlichkeit herangezogen, kann der Effekt der Kühlrate nicht erklärt werden, da eine zunehmende Kühlrate zu einer Vergrößerung des kritischen Temperaturintervalls führt.

2.6 Zusammenfassung des Literaturstudiums

Im Folgenden werden die wesentlichen Punkte hinsichtlich der Heißrissempfindlichkeit, wie sie in der Literatur beschrieben werden, zusammengefasst. Ein wesentliches Faktum ist, dass Heißrisse immer im Zweiphasengebiet während der Erstarrung bei gleichzeitigem Einwirken von Zugspannungen in interdendritischen Räumen bzw. zwischen primären Korngrenzen entstehen. Der Bereich des Zweiphasengebietes in dem Heißrisse entstehen ist zwar abhängig vom Autor unterschiedlich definiert, prinzipiell bedeutet aber ein größeres kritisches Temperaturintervall auch eine höhere Rissempfindlichkeit.

Dieses kritische Temperaturintervall wird durch die chemische Analyse des Stahles und der Kühlrate während der Erstarrung beeinflusst. Seigernde Elemente vergrößern ΔT_B und so erwähnt die Literatur vielfach die schädliche Wirkung des Schwefels. Der Einfluss von Kohlenstoff auf die Heißrissempfindlichkeit liegt zum Einen an seiner direkten Wirkung auf ΔT_B und zum Anderen auf das Anreicherungsverhalten anderer Elemente in der Restschmelze. So können beide Mischkristallformen unterschiedlich große Mengen an Schwefel lösen. Außerdem ist durch den Kohlenstoffgehalt die thermische Kontraktion bzw. der Zeitpunkt der Phasenumwandlung vorgegeben. Die dabei im kritischen Temperaturintervall entstehenden Dehnungen summieren sich mit anderen Dehnungen, welche mechanische Ursachen haben. Überschreitet die Summe der Dehnungen eine kritische Dehnung, kommt es zur Bildung von Heißrisen. Einige Untersuchungen haben die kritische Dehnung der Heißrissempfindlichkeit näher definiert. Diese kritische Dehnung liegt bei höheren Kohlenstoffgehalten bei ca. 1%. Bei geringeren Kohlenstoffgehalten können keine allgemein gültigen Werte angegeben werden, da diese sehr stark streuen.

Die sehr unterschiedlichen Ergebnisse bei niedrigen Kohlenstoffgehalten relativieren sich, wenn man den indirekten Einfluss der Dehnrate auf die Heißrissempfindlichkeit berücksichtigt: Die Größe der Dehnrate bestimmt die Dehnungen im kritischen Temperaturbereich. Höhere Dehnraten bewirken, dass mehr Dehnungen in einem Volumenelement des kritischen Temperaturbereichs entstehen können. Damit steigt die Wahrscheinlichkeit, dass die kritische Dehnung erreicht wird und es zu vermehrter Heißrissempfindlichkeit kommt.

Einen ähnlichen Effekt bewirkt auch die Kühlrate. Eine geringe Kühlrate resultiert in einem langsamen Erstarrungsfortschritt. Damit steigt die Wahrscheinlichkeit, dass die Summe der

Dehnungen einen kritischen Wert überschreitet. Außerdem sinkt mit steigender Kühlrate der Sekundärdendritenarmabstand (feineres Korn) und damit auch die Heißrissempfindlichkeit.

Die hier genannten Punkte bestimmen das experimentelle Vorgehen dieser Arbeit, sowie der dazugehörigen theoretischen Berechnungen, und sollten daher im Hinblick auf die Kontinuität dieser Arbeit in Erinnerung gehalten werden.

3 Praktische Untersuchungen

3.1 Der SSCT-Versuch

Der SSCT-Versuch (Submerged Split Chill Tensile-Test) wurde von P. Ackermann et al.⁵⁸ entwickelt um das mechanische Verhalten der erstarrenden Schale für Al-Legierungen zu bestimmen. Wesentlicher Vorteil gegenüber konventionellen Versuchsapparaturen ist die Orientierung der Erstarrungsstruktur bezüglich der Zugspannungsachse. Die Zugspannungen während des Tests wirken dabei senkrecht zur Wachstumsrichtung der gerichteten Erstarrung.

Am Institut für Metallurgie wird eine modifizierte und verbesserte SSCT-Versuchsanlage zur Untersuchung von erstarrendem Stahl unter stranggießähnlichen Bedingungen benützt. Die Versuche der vorliegenden Arbeit wurden mit dieser Anlage durchgeführt. Die schematische Versuchseinrichtung des SSCT-Versuches ist in **Abb. 3-1** dargestellt.

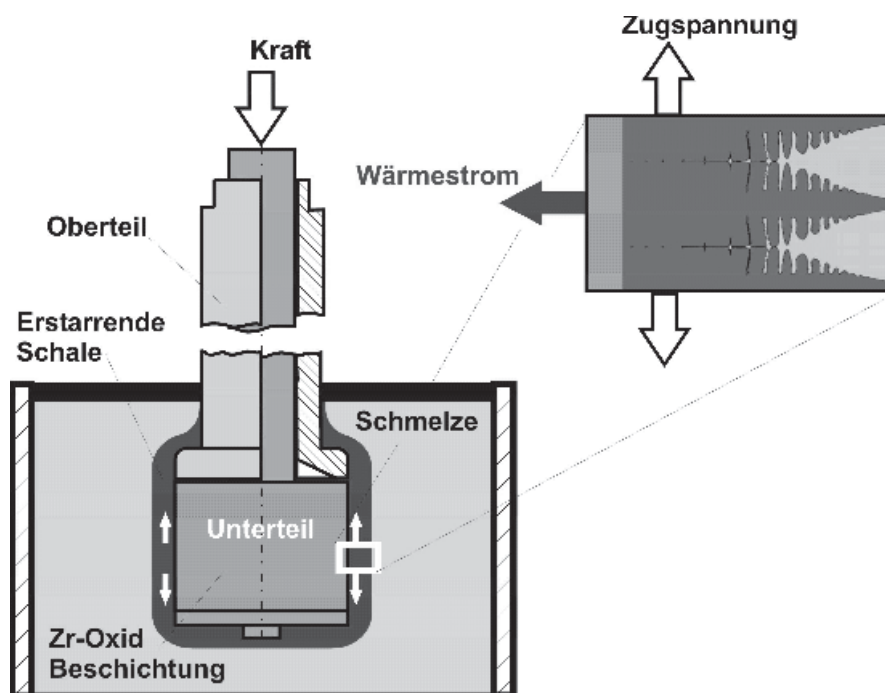


Abb. 3-1: Schematische Darstellung des in der Schmelze eingetauchten Prüfkörpers und Ausschnitt des Zweiphasengebietes der Strangschale während des SSCT-Versuches

Der Prüfkörper besteht aus einem getrennten Ober- und Unterteil, der sich über eine hydraulische Kraft nach unten bewegen lässt. Dadurch wird die Zugkraft normal zur Dendritenwachstumsrichtung aufgebracht. Der Unterteil kann unterschiedlich dicke Zr-Oxid

Beschichtungen aufweisen um verschiedene Kühlbedingungen dem Stranggießprozess entsprechend zu simulieren.

Während des Versuches wird der Prüfkörper in die Schmelze eines Induktionsofens getaucht und nach einer bestimmten Haltezeit, währenddessen sich eine feste Schale um den Prüfkörper bildet, wird der Zugversuch durchgeführt. Gleichzeitig werden Kraft, Position des Prüfkörperunterteils, der Temperaturanstieg im Inneren des Prüfkörpers sowie die Temperatur der Schmelze mittels Thermoelemente gemessen. Nach Beendigung des Heißzugversuches in der Schmelze wird der Prüfkörper wieder ausgetaucht. Zusätzlich wird die Temperatur der Schmelze vor dem Eintauchen gemessen. Alle gemessenen Temperaturen stellen wichtige Eingangsparameter der späteren thermischen Analyse des Versuches dar, welche im folgenden Kapitel beschrieben wird. In **Abb. 3-2** ist ein Prüfkörper nach einem SSCT-Versuch dargestellt.



Abb. 3-2: Prüfkörper des Versuchs PH02 nach der Versuchsdurchführung

Zur Durchführung unterschiedlicher Versuche können einige Versuchsparameter variiert werden: Diese sind die Stahlbadtemperatur, Kühlrate, Haltezeit, Dehnung und Dehnrage sowie die chemische Zusammensetzung des flüssigen Stahls. Für die vorliegende Arbeit sind diese Versuchsgrößen in Kap. 3.3 dargestellt.

3.2 Thermische Analyse

Die Auswertung der Ergebnisse bedarf einer genauen Kenntnis der Temperaturverteilung in der erstarrten Schale. Deshalb werden in definierten Abständen zur Prüfkörperoberfläche Thermoelemente angebracht. Dies ermöglicht die Berechnung der Wärmestromdichte an der Prüfkörperoberfläche. Lösen der eindimensionalen Wärmeleitungsgleichung (**Glg. (3.1)**) in zylindrischen Koordinaten erlaubt die Bestimmung der Enthalpie zwischen Prüfkörperoberfläche und dem Inneren des Induktionsofens:

$$\rho = \frac{\partial H}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \kappa \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad (3.1)$$

Wobei ρ die Dichte, H die Enthalpie, t die Zeit, r der Radius und κ die thermische Leitfähigkeit des Stahles ist⁵⁹.

Dabei können folgende Randbedingungen definiert werden:

$$\begin{aligned} T &= T_B, & r_{tb} \leq r \leq r_0, & t = 0 \\ \kappa \cdot \frac{\partial T}{\partial r} &= -q, & r = r_{tb}, & t > 0 \\ \kappa \cdot \frac{\partial T}{\partial r} &= 0, & r = r_0, & t > 0 \end{aligned} \quad (3.2)$$

Wobei r_{tb} der Radius des Versuchskörpers und r_0 der innere Radius des Ofens ist. T_B ist die Temperatur des Stahlbades und q die Wärmestromdichte an der Prüfkörperoberfläche.

Im Folgenden wird beispielhaft die thermische Analyse für einen Stahl mit 0,12 %C, 0,3 %Si, 1,33 %Mn, 0,004 %S und 0,006 %P durchgeführt. Die Badtemperatur liegt bei 1542 °C. Die Beschichtungsdicke beträgt 0,4 mm. In **Abb. 3-3** sind die gemessenen Temperaturen während des SSCT Versuches abgebildet. Der Temperaturanstieg im Inneren des Prüfkörpers wird durch zwei Thermoelemente (THC01 und THC02) aufgezeichnet. Die aufgezeichneten Werte dieser beiden Thermoelemente dienen als Eingabedaten zur Berechnung der Wärmestromdichte. Den Verlauf der Wärmestromdichte, mit den Werten von THC01 als Inputdaten, zeigt **Abb. 3-4**. Ein geglätteter Verlauf der Wärmestromdichte wird zur Erstarrungsberechnung herangezogen. Daraus wird die Temperaturverteilung in der Schmelze während des SSCT-Versuches berechnet. Diese Berechnungen erfolgen invers⁶⁰. In Verbindung mit einem Mikrosegierungsmodell kann das Schalenwachstum während des Versuchs bestimmt werden.

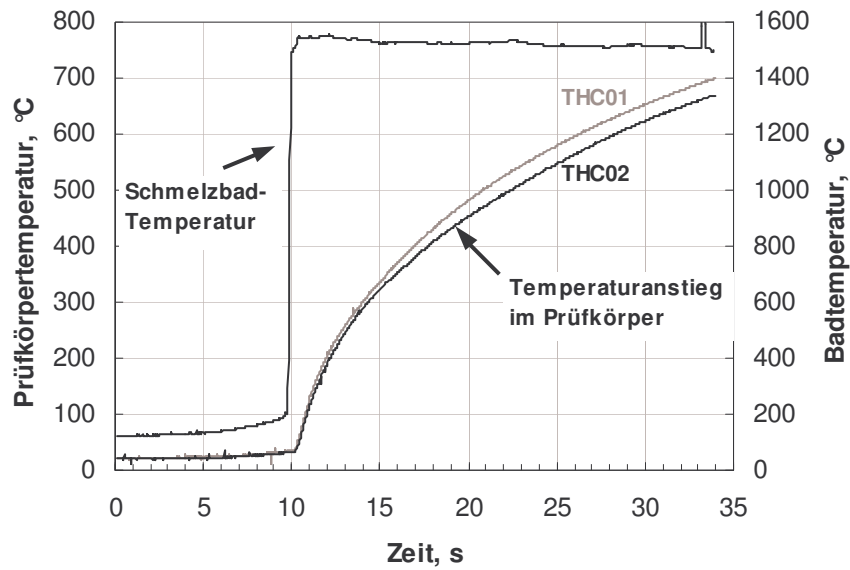


Abb. 3-3: Gemessene Temperaturwerte im Prüfkörper (THC01, THC02) und Schmelzbadtemperatur für einen Stahl mit 0,12 %C

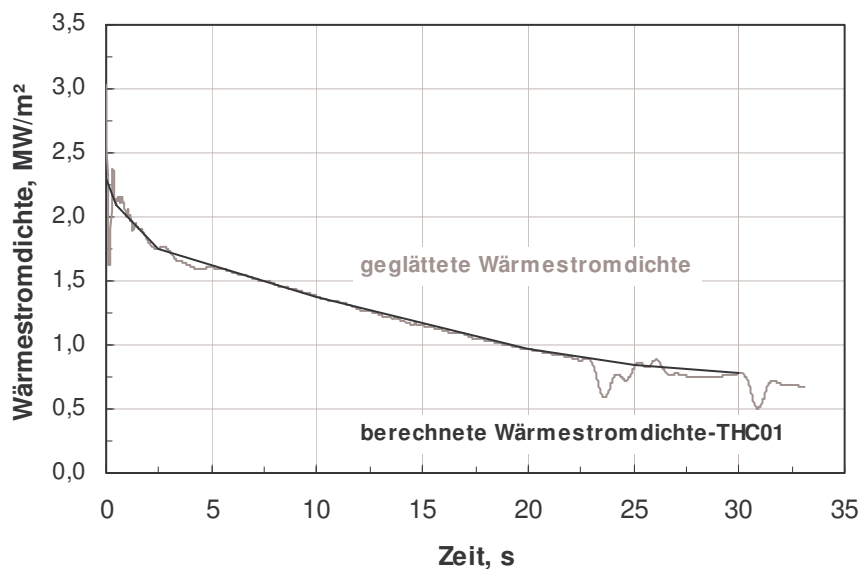


Abb. 3-4: Berechnete Wärmestromdichte nach den gemessenen Werten von THC01 und geglätteter Verlauf der Wärmestromdichte

In **Abb. 3-5** sind der Festkörperanteil während der Erstarrung sowie die Anteile an δ -Ferrit und Austenit für einen Stahl mit 0,12 %C berechnet nach dem Mikrosegierungsmodell von Ueshima et al.⁶¹ dargestellt. Auf eine detaillierte Beschreibung des Modells wird hier nicht eingegangen. Es sei auf die jeweiligen Literaturstellen verwiesen.

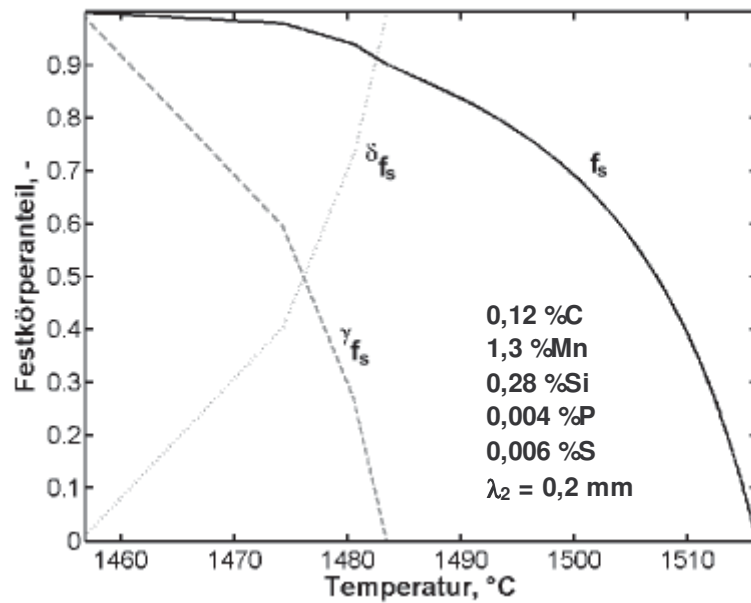


Abb. 3-5: Festkörperanteil f_s und der jeweilige Anteil an δ -Ferrit (δf_s) bzw. Austenit (γf_s)

Über **Glg. (3.1)** ist es möglich isotherme Verläufe in der Schale zu berechnen. Mit Hilfe der Temperatur-Festkörperverteilung (**Abb. 3-5**) wird das Schalenwachstum in Abhängigkeit der Erstarrungszeit für unterschiedliche Festkörperanteile bestimmt. In **Abb. 3-6** ist die berechnete Schalendicke für verschiedene Festkörperanteile im Verlauf eines Versuchs für einen Stahl mit 0,12 % Kohlenstoff exemplarisch dargestellt. Zusätzlich sind die gemessenen Schalendicken nach Versuche (inklusive Austauschzeit) mit ihrer Standardabweichung, sowie der Bereich des Zugversuches eingezeichnet.

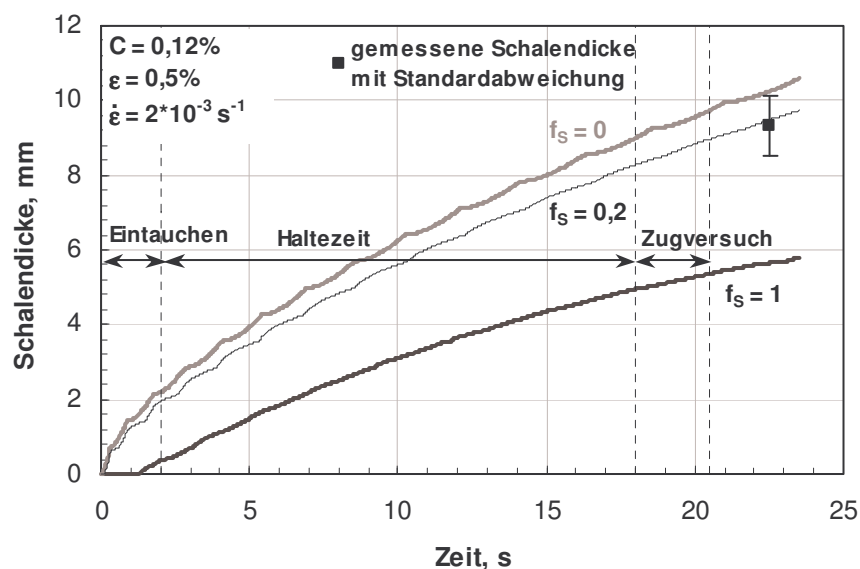


Abb. 3-6: Schematische Darstellung der berechneten Isothermen ($f_s = 0$, $f_s = 0,2$, $f_s = 1$) im Verlauf eines Versuchs mit einer Haltezeit von 16 und Ein- und Austauschzeiten von jeweils 2 Sekunden (0,12 %C, $\epsilon = 0,5\%$)

Es zeigt sich, dass die gemessene Schalendicke mit einem berechneten Festkörperanteil von 0,2 sehr gut übereinstimmt. Die Ein- und Austauschzeiten werden mit jeweils 2 Sekunden angenommen. Die Haltezeit beträgt 16 s und bei einer Dehnrage von $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und 0,5 % Dehnung ergibt sich eine Zugversuchszeit von 2,5 s. In Summe ergibt sich eine Gesamtversuchszeit von 22,5 s währenddessen die Erstarrung abläuft.

3.3 Probenvorbereitung und Metallographie

Nach Abkühlung des Prüfkörpers wird dieser vom unteren und oberen Prüfkörper getrennt, damit eine rund 42 mm hohe Schale übrig bleibt. **Abb. 3-7** zeigt beispielhaft die Halbschalen des Versuchs PI01. Diese wird in 16 Teile zerschnitten und mit S01 bis S16 bezeichnet. Auf der rechten Seite der Abbildung sind die zerschnittenen und zum Warmeinbetten vorbereiteten Teile zu sehen.

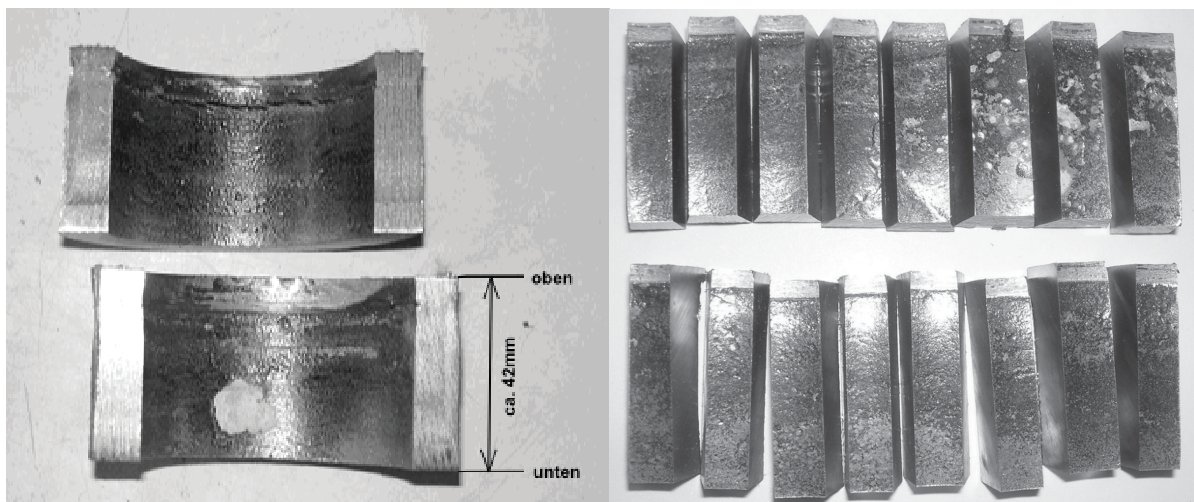


Abb. 3-7: Halbschalen des Versuchs PI01 (links), sowie die zum Warmeinbetten vorbereiteten Teile

Alle Teile mit ungerader Nummernbezeichnung werden auf der gleichen Seite warm eingebettet, geschliffen und poliert (Körnung 3 oder 6 μm). Danach werden die Schlitze mit Pikrinsäure geätzt und mittels optischen Mikroskops digital aufgenommen. Die Auswertung der einzelnen Schlitze erfolgt nach der Risslänge, Rissanzahl und der Risslage. Für die spätere Ergebnisdarstellung werden vorab einige Begriffe erklärt. Bei der Rissanzahl (RA) handelt es sich um die durchschnittliche Anzahl an Rissen aus 8 Schlitzen einer SSCT-Probe. Die Risslänge (RL) ist die Gesamtlänge der Risse pro Schliff. Die mittlere Risslänge ($\text{MRL} = \text{RL}/\text{RA}$) bezieht sich dagegen auf die durchschnittliche Länge pro Riss. Zusätzlich werden die Abstände

der Risse zur Prüfkörperoberfläche bestimmt. In **Abb. 3-8** sind diese Begriffe beispielhaft für einen Ausschnitt eines Schliffes dargestellt.

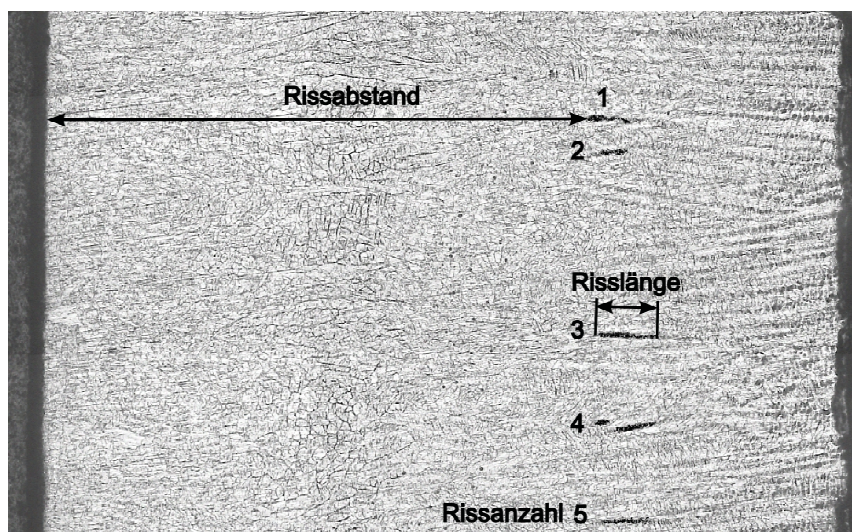


Abb. 3-8: Ausschnitt eines Schliffes mit beispielhafter Darstellung zur Auswertung (die Risse wurden zur besseren Erkennbarkeit mit schwarzer Farbe ausgefüllt)

Zur Bestimmung der Schalendicke der einzelnen Versuche wird an drei Stellen, im oberen, mittleren und unteren Bereich jedes Schliffes, die Breite gemessen und aus den Werten der acht Schliffe der Mittelwert berechnet. Dabei werden Verdickungen, die durch Schlacke, die sich beim Austauschen des Prüfkörpers außen an der erstarrten Schale ansetzen kann, sowie Stellen mit starker Einziehung, die sich im Übergangsbereich von Ober- und Unterteil des Prüfkörpers finden, nicht mit gemessen.

In **Abb. 3-9** sind abschließend die nach dem Erstarrungsmodell berechneten und die gemessenen Werte der Schalendicke aller Versuche gegenübergestellt. Hinsichtlich der Analysen und Versuchsparameter der vier Versuchsserien (PH, PI, PJ, PK) wird auf Kap. 3.4 verwiesen. Zusätzlich ist die Standardabweichung der gemessenen Schalendicken eingezeichnet. Dabei wurde angenommen, dass die Schalendicke bei Versuche einem Festkörperanteil von 0,2 entspricht und das Ein- und Austauschzeit zusammen vier Sekunden betragen. Wie erwartet zeigen Versuche mit längeren Gesamtversuchszeiten (Zeit vom Ein- bis zum Austauschen) auch größere Schalendicken. So sind die Werte der Versuchsserie PH, mit Gesamtversuchszeiten von 30 Sekunden, deutlich größer als z. B. die Werte der Versuchsserie PK mit Gesamtversuchszeiten zwischen 21 und 23,33 Sekunden. Außerdem haben bei gleichen Versuchszeiten die Proben mit höheren Kohlenstoffgehalten dickere Schalen als solche mit geringeren Kohlenstoffgehalten.

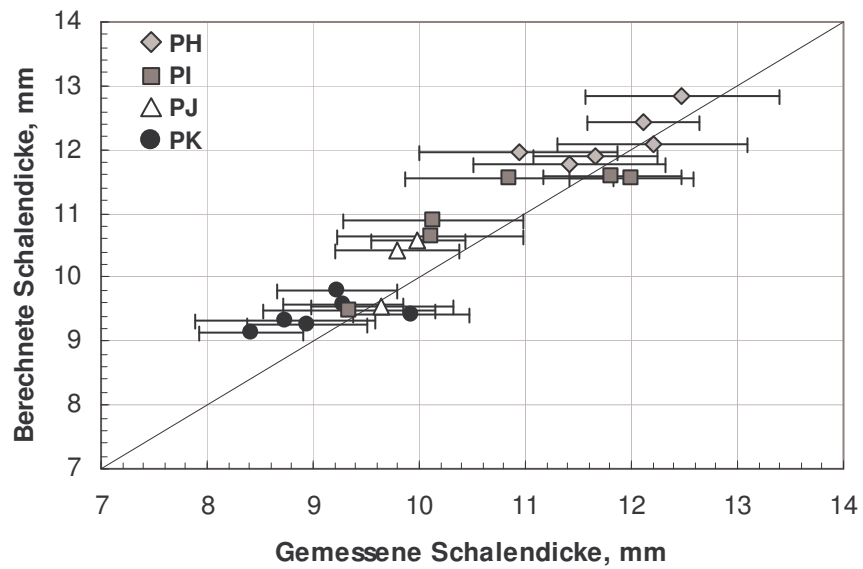


Abb. 3-9: Gegenüberstellung der berechneten und gemessenen Schalendicken aller vier Versuchsserien mit den Standardabweichungen

3.4 Durchgeführte Untersuchungen und Versuchsparameter

Um den Einfluss verschiedener Einflussfaktoren auf die Heißrissbildung von Stählen mit ausgewählter Legierungszusammensetzung zu beurteilen, sind Versuche mit verschiedenen Parametern durchgeführt worden. Neben Änderungen im Kohlenstoffgehalt wurden Versuche mit unterschiedlichen Dehnungen und Dehnraten durchgeführt. **Tab. 3-1** zeigt die chemische Analyse der Versuche und **Tab. 3-2** zeigt Liquidustemperatur, Soll-, Ist-Tauchtemperatur, Haltezeiten, Dehnung und Dehnraten. Die erste Versuchsserie (PH) wurde dabei ohne von außen aufgebracht Dehnung, also als reiner Erstarrungsversuch, durchgeführt.

Versuchs- bezeichnung	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Al, %
PH01	0,08	0,30	1,27	0,004	0,005	0,03
PH02	0,12	0,34	1,27	0,004	0,005	0,05
PH03	0,16	0,30	1,28	0,004	0,005	0,04
PH04	0,30	0,29	1,29	0,004	0,007	0,04
PH05	0,51	0,29	1,28	0,004	0,009	0,06
PH06	0,70	0,29	1,29	0,004	0,010	0,04
PI01	0,08	0,30	1,29	0,004	0,006	0,04
PI02	0,12	0,29	1,33	0,004	0,006	0,06
PI03	0,15	0,27	1,31	0,004	0,007	0,04
PI04	0,30	0,28	1,32	0,004	0,007	0,06
PI05	0,48	0,29	1,33	0,004	0,008	0,03
PI06	0,69	0,29	1,41	0,004	0,009	0,07
PJ01	0,06	0,26	1,26	0,004	0,005	0,06
PJ02	0,05	0,29	1,28	0,004	0,005	0,06
PJ03	0,05	0,30	1,29	0,004	0,005	0,06
PK01	0,08	0,29	1,31	0,003	0,005	0,05
PK02	0,08	0,28	1,33	0,003	0,005	0,05
PK03	0,07	0,28	1,30	0,003	0,005	0,05
PK04	0,12	0,28	1,35	0,004	0,006	0,05
PK05	0,12	0,28	1,33	0,004	0,006	0,06
PK07	0,12	0,27	1,31	0,004	0,006	0,06

Tab. 3-1: Istanalysen der vier Versuchsserien

Versuchs- bezeichnung	T _L , °C	Tauchtem- peratur-Soll, °C	Tauchtem- peratur-Ist, °C	Dehnung, %	Dehn- rate, s ⁻¹	Halte- zeit, s
PH01	1521	1546-1551	1555	0,0	0	26
PH02	1516	1541-1546	1551	0,0	0	26
PH03	1515	1540-1545	1546	0,0	0	26
PH04	1504	1529-1534	1536	0,0	0	26
PH05	1486	1511-1516	1520	0,0	0	26
PH06	1478	1503-1508	1506	0,0	0	26
PI01	1521	1546-1551	1550	1,0	0,002	16
PI02	1516	1541-1546	1542	0,5	0,002	16
PI03	1515	1540-1545	1540	0,5	0,002	16
PI04	1504	1529-1534	1524	0,5	0,002	16
PI05	1486	1511-1516	1510	0,5	0,002	16
PI06	1478	1503-1508	1498	0,5	0,002	16
PJ01	1525	1550-1555	1557	2,0	0,006	16
PJ02	1525	1550-1555	1550	3,0	0,006	16
PJ03	1525	1550-1555	1550	3,0	0,012	16
PK01	1521	1540-1545	1546	0,6	0,006	16
PK02	1521	1540-1545	1546	0,9	0,006	16
PK03	1521	1540-1545	1541	1,2	0,006	16
PK04	1518	1538-1543	1544	1,0	0,006	16
PK05	1518	1538-1543	1546	1,5	0,006	16
PK07	1518	1538-1543	1542	2,0	0,006	16

Tab. 3-2: Zusammenfassung der wichtigsten Parameter zu den vier Versuchsserien

Die ersten beiden Versuchsserien (PH und PI) dienen der Untersuchung des Einflusses des Kohlenstoffgehalts hinsichtlich der Heißrissbildung.

Die Versuchsserie PJ dient zur Untersuchung der Einflusses der Dehnrate auf die Heißrissempfindlichkeit und wurde daher bei unterschiedlichen Dehnraten bzw. Dehnungen durchgeführt um die Theorie von Yamanaka et al⁵⁶ zu überprüfen.

In der vierten Versuchsserie werden ergänzende Untersuchungen zur Bestimmung kritischer Dehnungen durchgeführt. Da der Versuch PK06 fehlschlug, wurde ein weiterer Versuch PK07 mit denselben Bedingungen durchgeführt. Der fehlgeschlagene Versuch wird in Folge nicht ausgewertet.

4 Ergebnisdarstellung und Diskussion

4. 1 Berechnungen und theoretische Betrachtungen

4.1.1 Vergleich der Mikroseigerungsmodelle nach Ueshima et al.⁶¹ bzw. IDS⁶²

Zur Bestimmung kritischer Dehnungen nach der Formel von Won et al.¹ (vgl. **Glg. (2.1)**) muss das kritische Temperaturintervall über ein geeignetes Mikroseigerungsmodell berechnet werden. Um einen Überblick über die Ergebnisse der Berechnungen nach verschiedenen Mikroseigerungsmodellen zu gewinnen, wurden zuerst Berechnungen nach Ueshima et al.⁶¹ und mit Hilfe der IDS-Software⁶², durchgeführt. Damit wird in einem ersten Schritt die Gültigkeit von **Glg. (2.1)** in Hinblick auf Absolutwerte der kritischen Dehnungen abgeschätzt.

In **Abb. 4-1** sind die berechneten Werte für die charakteristischen Temperaturen T_L ($f_s = 0$), LIT ($f_s = 0,99$) und ZDT ($f_s = 0,99$) für Stähle mit variierenden Kohlenstoffgehalten von 0,05 % bis 0,7 % und konstanten Mangan-, Silizium-, Schwefel- und Phosphorgehalten (1,28 %Mn, 0,29 %Si, 0,007 %S, 0,007 %P) dargestellt.

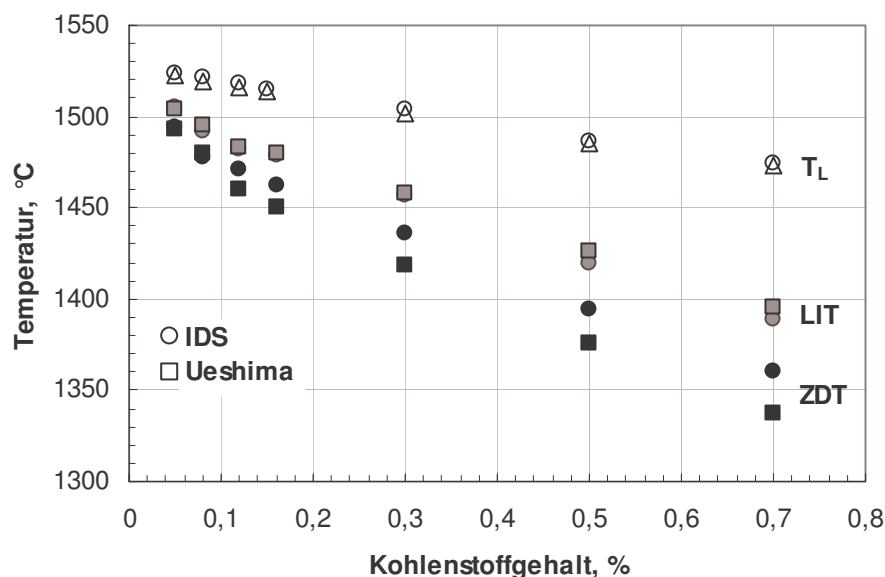


Abb. 4-1: Vergleich berechneter charakteristischer Temperaturen (T_L : $f_s = 0$, LIT: $f_s = 0,9$, ZDT: $f_s = 0,99$) nach den Mikroseigerungsmodellen von Ueshima et al.⁶¹ und IDS⁶²

Während die Ergebnisse für T_L , LIT und ZDT bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 0,08 % für beide Modelle beinahe identisch sind, unterscheiden sich die Werte für LIT und für ZDT mit steigendem Kohlenstoffgehalt stärker. Beispielsweise beträgt die Differenz von LIT der beiden Modelle bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,12 % weniger als 2°C, jedoch bei 0,7 % bereits mehr als 6°C. Deutlicher fällt der Unterschied bei den Werten für ZDT aus. Die Differenz der beiden Modelle beträgt für ZDT bei 0,12 %C etwa 11°C und bei 0,7 %C bereits etwa 24°C.

Von besonderer Bedeutung sind diese Resultate bei der Berechnung des kritischen Temperaturintervalls, weil mit steigender Differenz gleichzeitig ein größeres kritisches Temperaturintervall einhergeht und daher nach gängiger Literaturmeinung eine erhöhte Rissgefahr besteht. Die Auswahl des Mikroseigerungsmodells hat daher einen wesentlichen Einfluss auf die mit Hilfe von **Glg. (2.1)** berechnete kritische Dehnung. In **Abb. 4-2** ist das nach den beiden Mikroseigerungsmodellen berechnete kritische Temperaturintervall ΔT_B (LIT – ZDT) dargestellt.

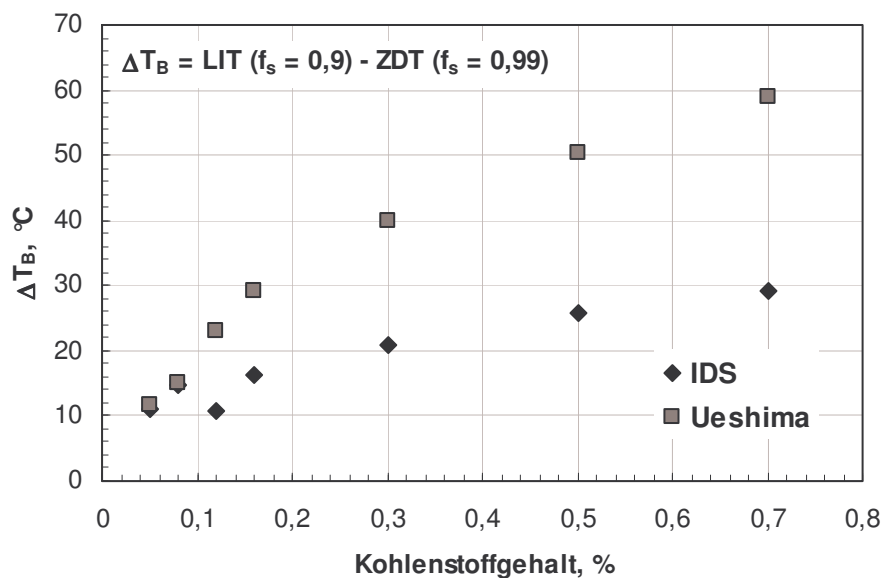


Abb. 4-2: Das berechnete kritische Temperaturintervall nach Ueshima et al.⁶¹ bzw. IDS⁶²

Während sich die Werte für das kritische Temperaturintervall bei Kohlenstoffgehalten von unter 0,1 % noch nahezu gleichen, wird der Unterschied zwischen den beiden Modellen mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt immer größer. Aus **Abb. 4-2** ist zu erkennen, dass ΔT_B der beiden Modelle bei 0,7 %C um mehr als 30°C differiert. Die Ergebnisse der Berechnung der kritischen Dehnung nach Won et al.¹ unter Verwendung beider Mikroseigerungsmodelle (Ueshima et al bzw. IDS) für eine Dehnrates von $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ist in **Abb. 4-3** dargestellt. Nur in einem kleinen Bereich bei etwa 0,12 %C steigt die kritische Dehnung nach dem Mikroseigerungsmodell von IDS im Gegensatz zu Ueshima an. Hier unterscheiden sich die beiden kritischen Dehnungen um ca. 1,3 %. Bei Kohlenstoffgehalten über 0,16 % verlaufen die

kritischen Dehnungen beider Mikroseigerungsmodelle nahezu parallel, jenes basierend auf dem Mikroseigerungsmodell von IDS liegt dabei etwa 0,5 % höher. Wie bereits im Literaturteil erwähnt wurde, bestimmten andere Wissenschaftler bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,12 % kritische Dehnungen zwischen 1 und 2 %. Damit wird ersichtlich, dass zur Berechnung des kritischen Temperaturintervalls, welches neben der Dehnrates ein wesentlicher Einflussfaktor auf die Bestimmung der kritischen Dehnung nach Won et al.¹ ist, dem gewählten Mikroseigerungsmodell eine bedeutende Rolle zukommt.

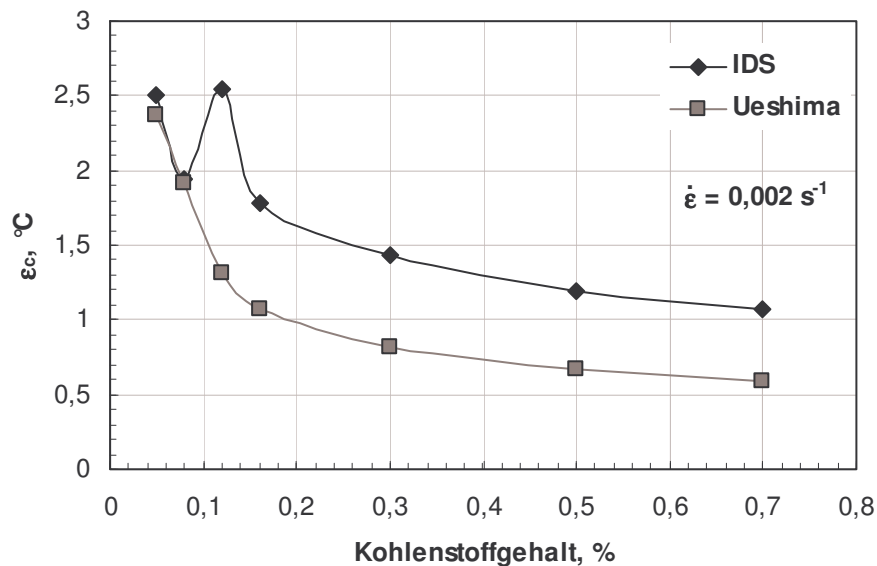


Abb. 4-3: Kritische Dehnungen nach Won et al.¹ mit berechnetem ΔT_B nach Ueshima et al.⁶¹ bzw. IDS⁶² bei einer Dehnrates von $0,002 \text{ s}^{-1}$

Es bleibt zu erwähnen, dass die Anwendung berechneter kritischer Dehnungen mit dem gleichen Mikroseigerungsmodell, welches Won et al. verwendeten, erfolgen muss oder die entsprechenden Parameter (φ , m , n) müssen für das jeweilige verwendete Mikroseigerungsmodell gefittet werden.

4.1.2 Vergleich berechneter mit experimentellen Ergebnissen aus der Literatur hinsichtlich charakteristischer Temperaturen

In der Literatur gibt es eine Vielzahl experimentell bestimmter ZST und ZDT-Werte. In **Abb. 2-1** wurden diese Werte unterschiedlichster Wissenschaftler bereits zusammengefasst dargestellt. Bei Kenntnis des entsprechenden Festkörperanteils können ZST und ZDT mit Hilfe eines Mikroseigerungsmodells berechnet werden. Da in der Literatur immer wieder auf eine erhöhte Rissgefahr bei größerem Temperaturintervall verwiesen wird, werden im Folgenden Ergebnisse aus der Literatur (ZST und ZDT gemessen) mit Berechnungen des Mikroseigerungsmodells (ZST und ZDT berechnet) verglichen. Die dazu herangezogenen Analysen finden sich im Anhang. Da die Definition des kritischen Temperaturbereichs unterschiedlich ist, vgl. **Tab. 2-1**, werden die Ergebnisse nach unterschiedlichen Kriterien gegenübergestellt. Für die nachfolgenden Berechnungen gelten folgende Festkörperanteile für die charakteristischen Temperaturen: Für ZST gilt ein Festkörperanteil von 0,75, für ZDT 0,99 und für T_S 1. In den folgenden Abbildungen werden ZDT und ZST stets mit dem Mikroseigerungsmodell von Ueshima et al.⁶¹ berechnet. Damit kann einerseits das Mikroseigerungsmodell validiert werden und andererseits die Heißrissempfindlichkeit auf Basis der Berechnungen sowie der experimentell bestimmten Werte abgeschätzt werden. Auf die versuchsbedingten Einschränkungen, die bereits in Kapitel 2 erläutert wurden, soll hier nur verwiesen werden.

In **Tab. 4-1** sind die Art der Versuche, deren Kühlrate und Dehnrage zusammengefasst.

Autor	Versuchstyp	Kühlrate, K s ⁻¹	Dehnrage, s ⁻¹
Rakoski ¹⁴	Gleeble, „in-situ“	10	0,2
Weinberg ¹⁵	Instron, „as cast“	-	0,017
Seol et al. ¹⁶	Gleeble, „in-situ“	1	0,01
Nakagawa et al. ¹⁷	High temperature tensile test, „in-situ“	0,17	0,01
Yu et al. ¹⁸	Instron, „as cast“	-	0,01
Suzuki et al. ²⁸	Gleeble, „in-situ“	20	5
Shin et al. ²⁹	High temperature tensile test, „in-situ“	0,17	0,01
Nakata und Yasunaka ³¹	Tensile test	10	-
Hetzner und Schoone ³²	Tensile test, „as cast“	-	0,001-10

Tab. 4-1: Gegenüberstellung Versuche verschiedener Forscher hinsichtlich ZST bzw. ZDT bei unterschiedlichen Versuchsmethoden bzw. -bedingungen

Da die Versuche, welche in der Literatur beschrieben werden, bei Kühlraten von 0,17 bis 20 K s⁻¹ durchgeführt wurden, ist in erster Näherung dessen Einfluss auf ZDT bestimmt worden. Es

wird auf **Abb. 2-16** hingewiesen, in welcher bei diesen beiden Kühlraten Sekundärdendritenarmabstände λ_2 von ca. 0,2 bzw. 0,02 mm entsprechen. Daher wurde T_s je einmal für λ_2 gleich 0,02 mm und 0,2 mm berechnet. Die Temperaturdifferenzen der berechneten T_s bei 0,2 bzw. 0,02 mm sind in **Abb. 4-4** dargestellt. Die Ergebnisse sind in Abhängigkeit des Kohlenstoffäquivalents (linkes Diagramm) und der Summe aus Schwefel- und Phosphorgehalt (rechts) dargestellt.

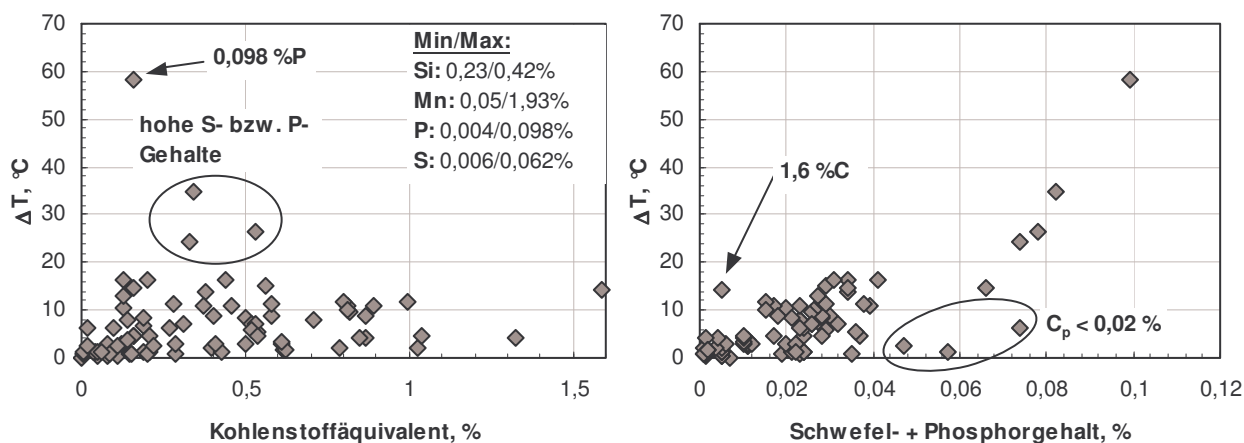


Abb. 4-4: Temperaturdifferenz zwischen T_s ($\lambda_2 = 0,2$ mm) und T_s ($\lambda_2 = 0,02$ mm) in Abhängigkeit des Kohlenstoffäquivalents (links) bzw. der Summe aus Schwefel- und Phosphorgehalt (rechts) berechnet für unterschiedliche Analysen (siehe Anhang)

Die Ergebnisse zeigen, dass der Einfluss von λ_2 auf die Werte von T_s erst bei höheren Schwefel- und/oder Phosphorgehalten markant ist. So beträgt die Temperaturdifferenz ca. 25°C bis 60°C bei höheren Gehalten dieser beiden Elemente. Mit steigenden Schwefel- und Phosphorgehalten steigt zwar tendenziell die Differenz, geringe Kohlenstoffgehalte können diese Differenz aber niedrig halten. Die berechneten Werte für T_s bei kleineren Sekundärdendritenarmabständen liegen alle geringfügig tiefer aufgrund kürzerer Diffusionswege bei geringeren Dendritenarmabständen.

Der Vergleich der Werte, die der Literatur entnommen wurden und denen, die mit Hilfe des Modells berechnet wurden, werden nun eingehender dargestellt. Dazu werden die berechneten und experimentellen Ergebnisse gegenübergestellt. In **Abb. 4-5** sind die berechneten über den gemessenen Werten für ZST aufgetragen.

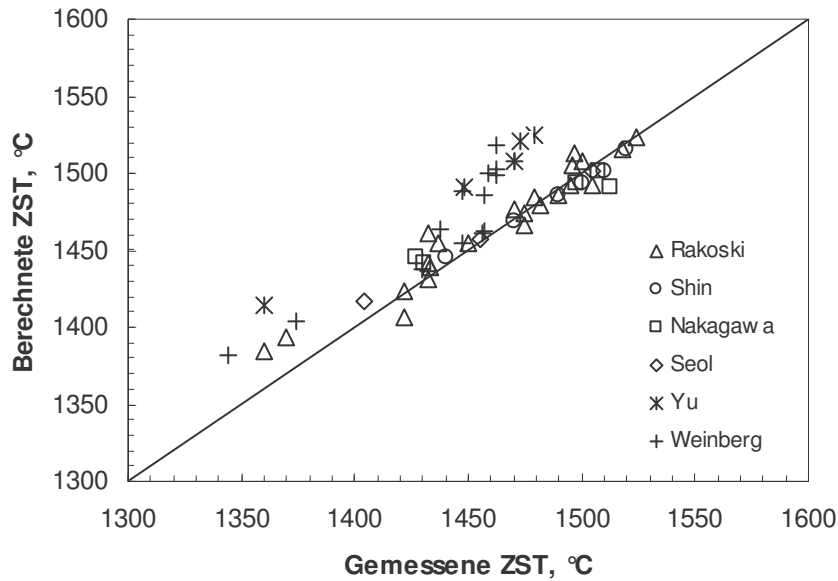


Abb. 4-5: Gegenüberstellung der berechneten und gemessenen Werte für ZST (alle Versuche bis auf jene von Weinberg¹⁵ und Yu et al.¹⁸ wurden als „in-situ“ Versuche durchgeführt)

Die Werte für ZST bei „as cast“ Versuchen (Weinberg¹⁵, Yu et al.¹⁸) sind deutlich niedriger als die berechneten Werte. Sonst sind die berechneten und gemessenen Werte für ZST in einem engen Bereich. Trägt man die Mittelwerte der Temperaturdifferenz für gemessene und berechnete ZST ($\Delta T_{ZST} = ZST_{gem} - ZST_{ber}$) und die entsprechenden Standardabweichungen für verschiedene Intervalle des Kohlenstoffäquivalents - im weiteren Verlauf als Stahlgruppe bezeichnet - auf, wie in **Abb. 4-6** dargestellt, zeigt sich ein deutlicher Unterschied zwischen „in-situ“ und „as cast“ Versuchen.

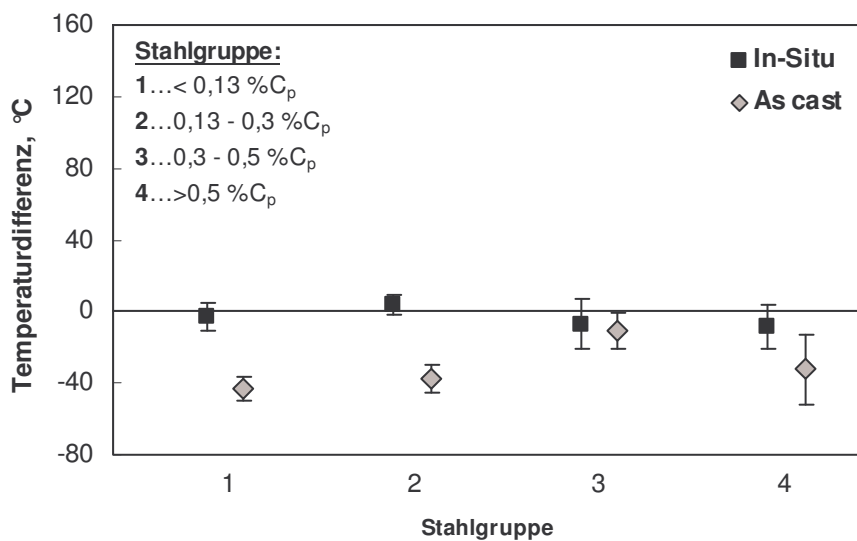


Abb. 4-6: Mittelwerte und Standardabweichungen der Differenz zwischen gemessenen und berechneten Werten für ZST für verschiedene Stahlgruppen jeweils für „in-situ“ und „as cast“ Versuche

Die Mittelwerte der „in-situ“ Versuche liegen unabhängig von C_p bei etwa 0°C , d. h. die berechneten und gemessenen Ergebnisse stimmen sehr gut überein. „As cast“ Versuche unterscheiden sich jedoch stärker. Deren Mittelwerte liegen in Bereichen von ca. -10°C bis -40°C . Sowohl für die „as cast“ als auch die „in-situ“ Versuche gilt, dass die berechneten Werte tendenziell größer sind als die experimentell ermittelten. Außerdem streuen Werte aus „as cast“ Versuchen deutlich stärker.

In **Abb. 4-7** sind berechnete gegen gemessene ZDT-Werte aufgetragen. Bei hohen Schwefel- und/oder Phosphorgehalten liegen die berechneten ZDT deutlich niedriger als die gemessenen Werte. Die Versuche, die „as cast“ durchgeführt wurden, zeigen unterschiedliche Tendenzen. Die berechneten Werte nach Hetzner und Schoone³² liegen zum Beispiel deutlich über den gemessenen Werten, während die berechneten Werte nach Weinberg¹⁵ eher unter denen der gemessenen Werte liegen. Allerdings haben diese Proben höhere Gehalte an Schwefel und Phosphor.

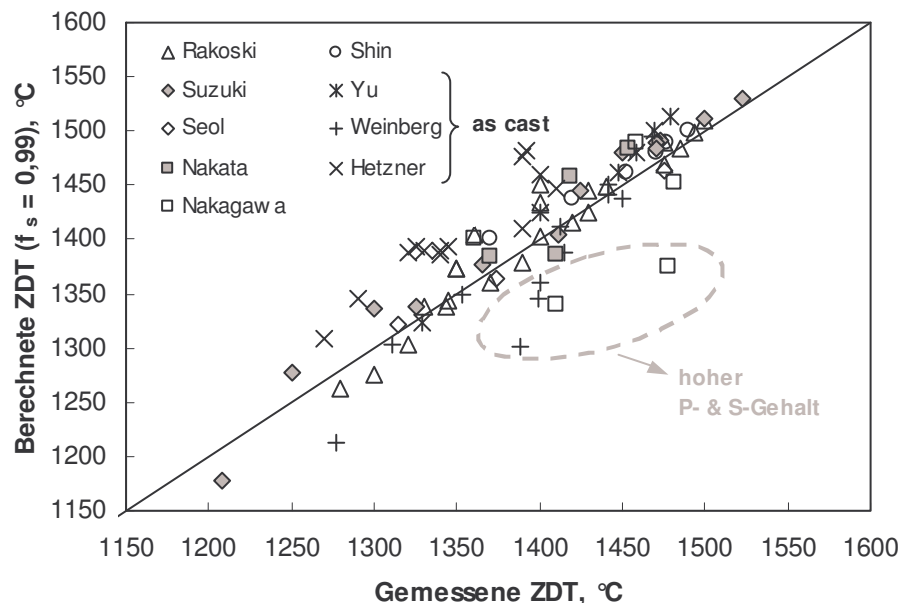


Abb. 4-7: Vergleich berechneter ($f_s = 0,99$) und gemessener ZDT

Abb. 4-8 zeigt die Mittelwerte und Standardabweichungen der Temperaturdifferenz zwischen gemessenen und berechneten Werten für ZDT ($\Delta T_{\text{ZDT}} = \text{ZDT}_{\text{gem}} - \text{ZDT}_{\text{ber}}$) für unterschiedliche Stahlgruppen. Wie erwartet ist im Vergleich zu ZST die Bandbreite für ZDT wesentlich größer. Ähnlich wie bei den Ergebnissen von ZST liegen die berechneten ZDT Werte größtenteils höher als die gemessenen Werte (negatives ΔT_{ZDT}). Wiederum ist die Differenz wie auch die Streuung für „in-situ“ Versuche kleiner.

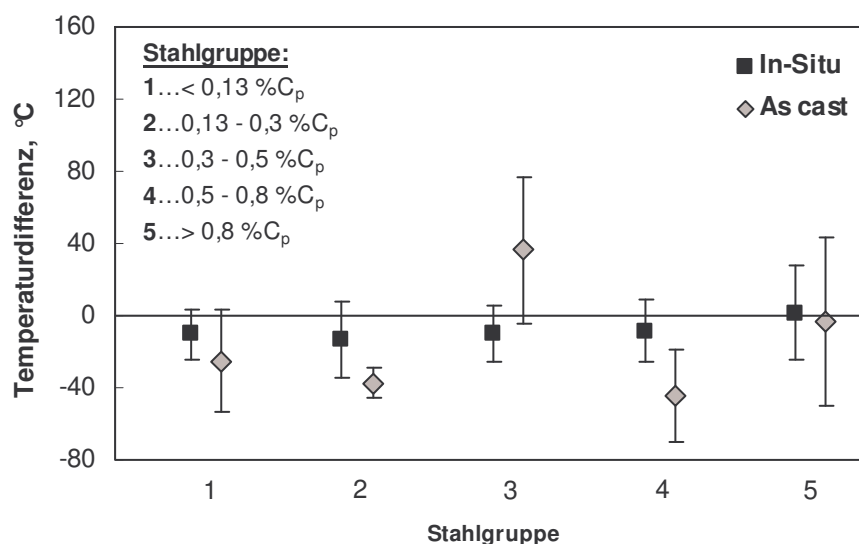


Abb. 4-8: Mittelwerte und Standardabweichungen der Differenz zwischen gemessenen und berechneten Werten für ZDT ($f_s = 0,99$) für verschiedene Stahlgruppen jeweils für „in-situ“ und „as cast“ Versuche

Es soll erwähnt werden, dass bei hohen Gehalten an seigernden Elementen (Schwefel und Phosphor) die gemessenen Werte tendenziell höher sind als die berechneten Werte. Daher unterscheidet sich der Mittelwert der „as cast“ Versuche bei 0,3 – 0,5 %C_p deutlich von den anderen Punkten in **Abb. 4-8**, da diese Proben hier durchgehend höhere Schwefelgehalte besitzen. Bei sehr geringen Gehalten der stark seigernden Elemente liegen die gemessenen Werte etwas tiefer. So liegt die Temperaturdifferenz bei Nakagawa et al.¹⁷ für eine Probe mit 0,16 %C_p und 0,098 %P bei etwa 100 °C. Bei Rakoski¹⁴ liegt diese für eine Probe mit 0,14 %C_p und weniger als 0,01 %P bei etwa –50,5 °C. Beide Autoren haben „in-situ“ Versuche durchgeführt, trotzdem ist der Unterschied in den beiden Ergebnissen sehr groß. Auf den Einfluss des Schwefels auf die berechneten und gemessenen Ergebnisse wird noch später eingegangen.

Wie bereits früher erwähnt, kann der Festkörperanteil für ZDT unterschiedliche Größen annehmen. In der Literatur findet sich für ZDT auch $f_s = 1$. Daher werden gemessene Werte für ZDT berechneten Werten mit $f_s = 1$ gegenübergestellt, um zu sehen, welche Definition näher an den experimentellen Resultaten liegt. Dies wird in **Abb. 4-9** dargestellt. Erwartungsgemäß verschieben sich die Punkte zu tieferen berechneten Werten und das umso mehr, je höher der Anteil an seigernden Elementen ist. Die Daten nach Suzuki et al.²⁸ und Shin et al.²⁹ zeigen anhand ihrer sehr geringen Mengen an Schwefel und Phosphor kaum Veränderungen zwischen den Ergebnissen von ZDT für Festkörperanteile von 0,99 bzw. 1.

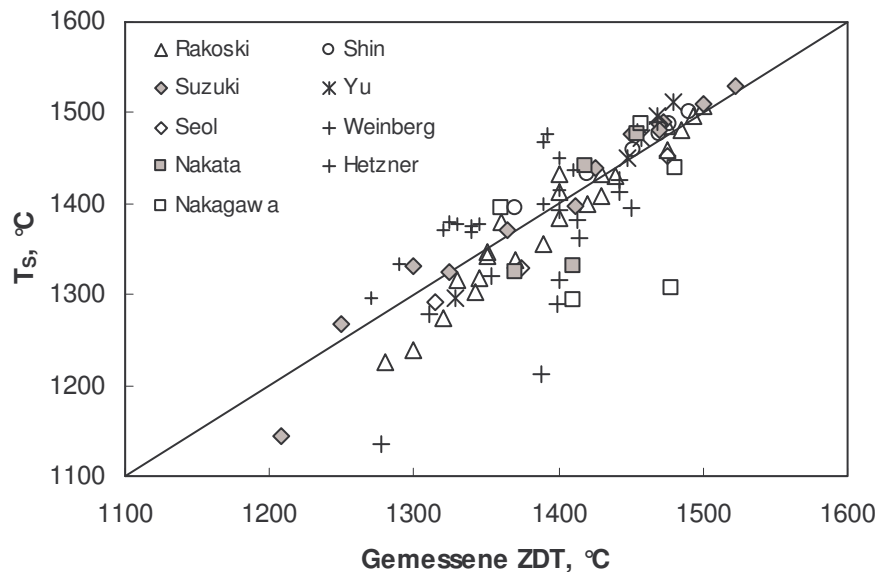


Abb. 4-9: Gegenüberstellung berechneter T_s ($f_s = 1$) und gemessener ZDT

In **Abb. 4-10** sind Mittelwerte und Standardabweichungen von ΔT_{ZST} von gemessenen und berechneten ZDT für fünf Stahlgruppen aufgetragen.

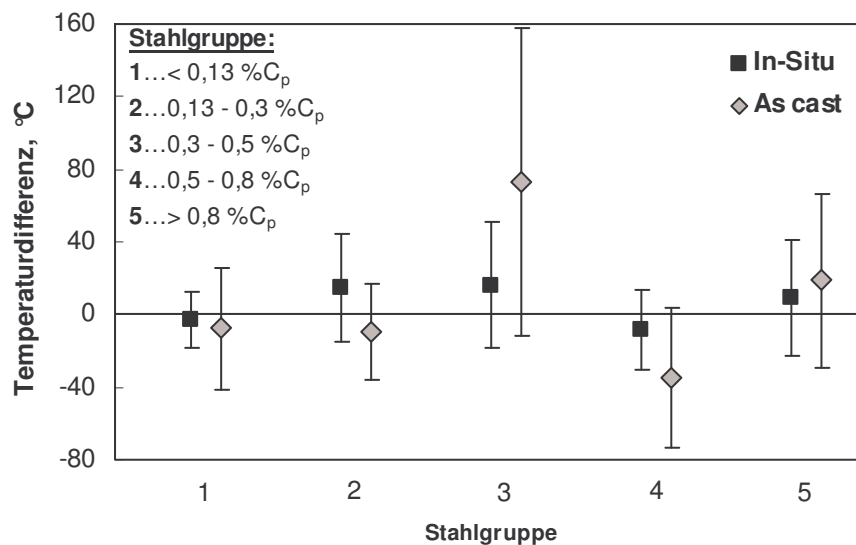


Abb. 4-10: Mittelwerte und Standardabweichungen der Differenz zwischen gemessenen ZDT und berechneten Werten für T_s ($f_s = 1$) für verschiedene Stahlgruppen jeweils für „in-situ“ und „as cast“ Versuche

Im Vergleich zu den Ergebnissen in denen für ZDT $f_s = 0,99$ gilt, liegen die berechneten Ergebnisse größtenteils tiefer und auch die Streuung der Ergebnisse ist größer. Daraus kann abgeleitet werden, dass die Annahme, ZDT entspricht einem Festkörperanteil von 0,99, die experimentellen Ergebnissen der hier betrachteten Veröffentlichungen besser abbildet. Wie auch schon in **Abb. 4-8** dargestellt, das Ergebnis bei 0,3 – 0,5 %C_p für „as cast“ Versuche, dass

hoher Schwefelgehalt zu deutlichen Unterschieden zwischen gemessenen und berechneten Werten führt.

Tendenziell vergrößert sich mit zunehmendem Kohlenstoffgehaltäquivalent der gemessene Temperaturbereich zwischen ZST und ZDT ($\Delta T_{\text{gem}} = \text{ZST} - \text{ZDT}$). Dies wird in **Abb. 4-11** für "in-situ" Versuche dargestellt. Aufgrund der unterschiedlichen Versuchsbedingungen streuen die gemessenen Werte relativ stark. Bis zu 0,13 %C ist ΔT_{gem} in einem noch relativ engen Bereich. Jedoch steigt ΔT_{gem} von maximal 30°C bei weniger als 0,13 %C, auf bis zu 110°C an. Im Vergleich dazu liegen die berechneten Werte für ΔT_{ber} in einem engeren Bereich, mit Ausnahme der Ergebnisse, die von Shin und Mitarbeitern durchgeführt wurden. Diese liegen aufgrund sehr niedriger Schwefel- und Phosphorgehalte deutlich unter den anderen Werten. Jener Versuch, der einen Phosphorgehalt von 0,098 % aufweist, liegt deutlich höher.

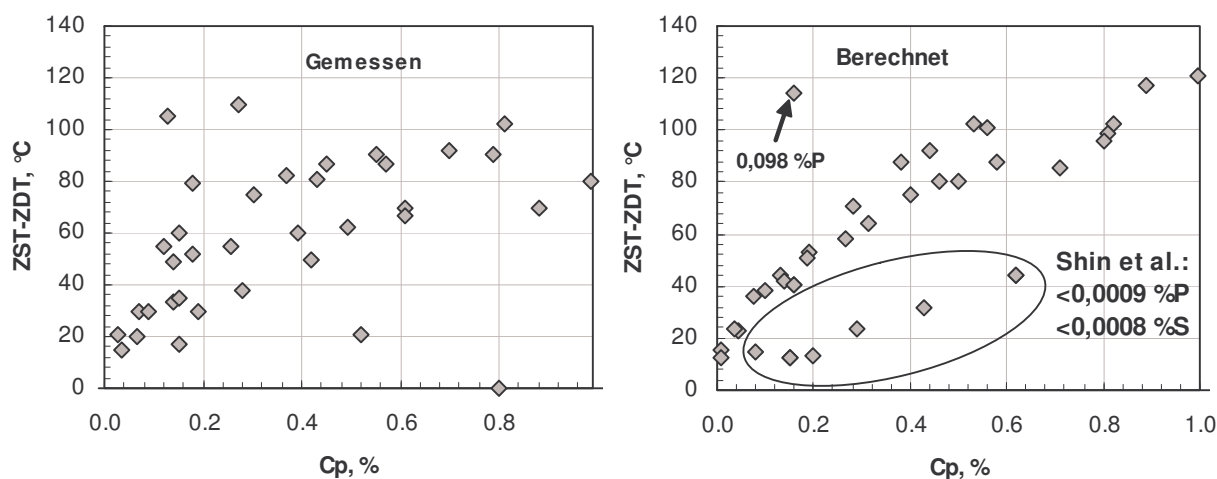


Abb. 4-11: Temperaturdifferenz zwischen gemessener ZST und gemessener ZDT (links für <0,02 %S bzw. %P, rechts für >0,02 %) – Werte aus verschiedenen Veröffentlichungen^{14 - 18, 29}

Neben der Abhängigkeit von ZDT und ZST vom Kohlenstoffgehalt ist auch der Einfluss des Schwefelgehalts bzw. des Mn/S-Verhältnis interessant. Diese Einflussgrößen werden nachfolgend betrachtet.

Abb. 4-12 zeigt die Temperaturdifferenzen ZST-ZDT jeweils für berechnete (ΔT_{ber}) und gemessene (ΔT_{gem}) Werte für Stähle unterschiedlicher Kohlenstoffgruppen in Abhängigkeit des Schwefelgehalts, dabei sind ausschließlich Ergebnisse aus "in-situ" Versuchen berücksichtigt worden. Da bei manchen der in **Tab. 4-1** angeführten Untersuchungen entweder nur ZST oder ZDT bestimmt wurden, konnten dafür keine Temperaturdifferenzen ΔT bestimmt werden. Die berechneten Ergebnisse wurden trotzdem dargestellt. Deshalb sind in Diagrammen mit den berechneten Werten mehr Datenpunkte vorhanden.

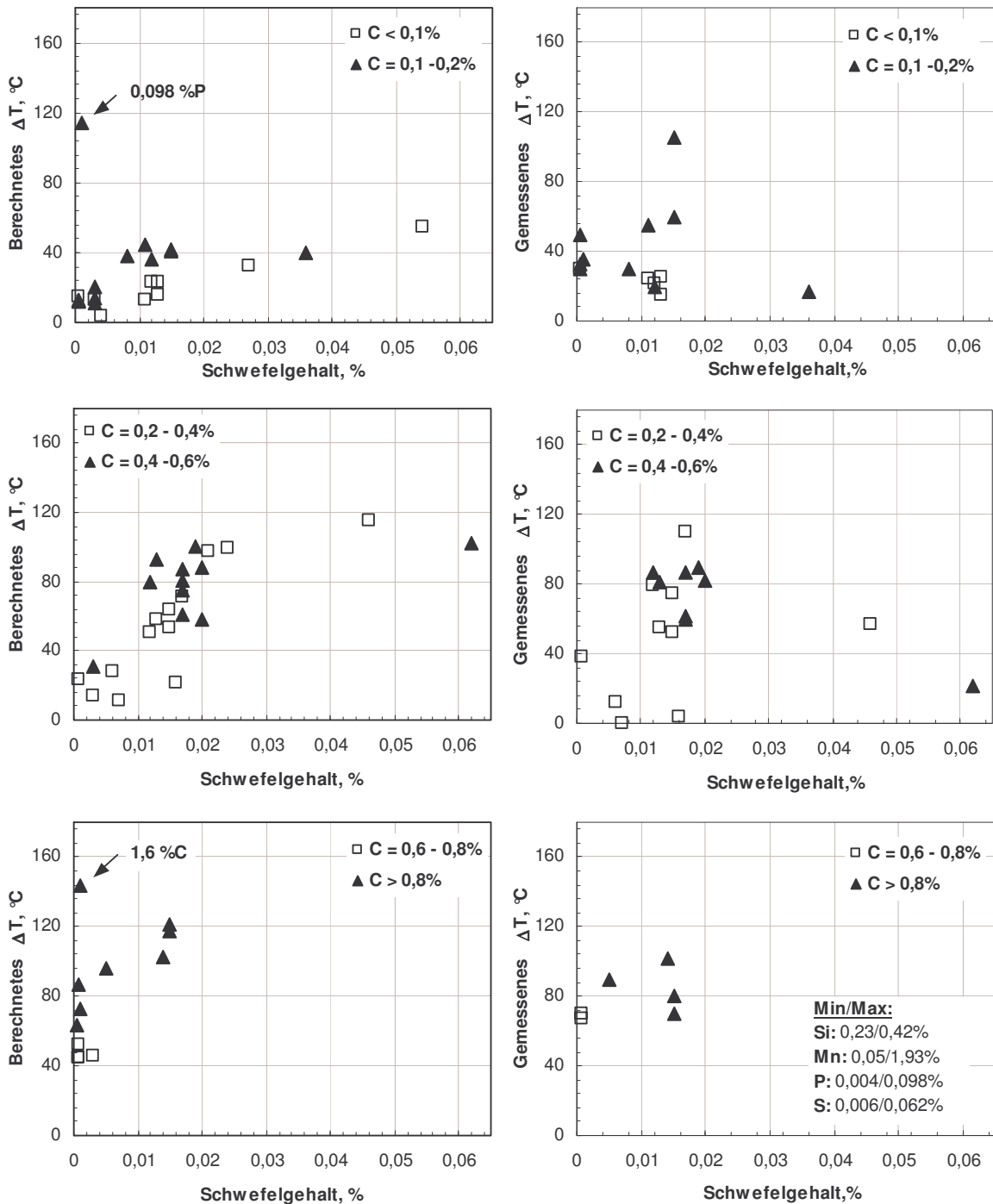


Abb. 4-12: Berechnete (links) und gemessene (rechts) Differenzen zwischen ZST und ZDT in Abhängigkeit des Schwefelgehalts für unterschiedliche Kohlenstoffbereiche (für die Berechnung gilt: f_s (ZST) = 0,75 und f_s (ZDT) = 0,99)

Die Berechnungen zeigen folgende Charakteristika: Mit steigendem Schwefelgehalt und höheren Kohlenstoffgehalten steigt ΔT_{ber} . Ein sehr hoher Phosphorgehalt (0,098 %P) vergrößert die Differenz der beiden Temperaturen rechnerisch sehr stark. Während hier ΔT_{ber} bei etwa 115°C liegt, ist die experimentell bestimmte Differenz bei 35°C. Die experimentell bestimmten Werte zeigen keinen markanten Einfluss des Schwefels auf ΔT_{ber} . Auch der Kohlenstoffeinfluss ist nur schwach ausgeprägt. Stähle mit weniger als 0,1 %C liegen zwar bei deutlich tieferen

Werten als solche mit über 0,6 %C. Stähle mit Kohlenstoffgehalten, zwischen 0,1 und 0,6 %C streuen jedoch über die ganze Bandbreite.

In **Abb. 4-13** sind die Temperaturdifferenzen ΔT_{gem} und ΔT_{ber} über dem Mn/S Verhältnis bzw. über dem Kohlenstoffgehalt für berechnete und gemessene Ergebnisse dargestellt.

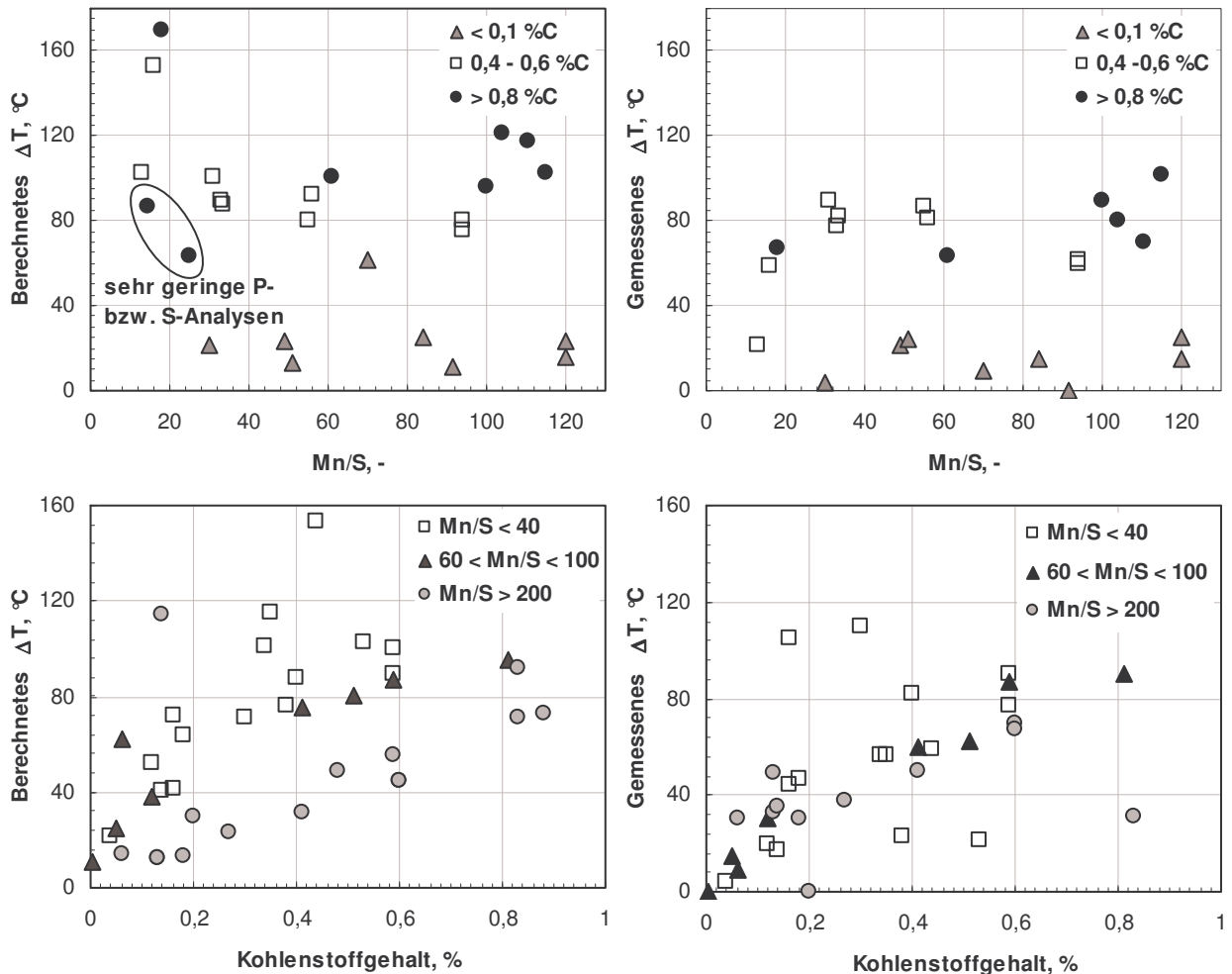


Abb. 4-13: Die Differenzen von ZST und ZDT jeweils berechnet (links) und experimentell bestimmt (rechts) in Abhängigkeit des Mn/S-Verhältnisses und des Kohlenstoffgehalts

Wieder sind mehr berechnete als experimentelle Datenpunkte vorhanden, weil in den Experimenten nicht immer ZST und ZDT bestimmt worden sind. Aus **Abb. 4-13** ist zu erkennen, dass bei Kohlenstoffgehalten kleiner als 0,1% ΔT unabhängig vom Mn/S Verhältnis ist. Das zeigen sowohl die berechneten als auch die experimentellen Ergebnisse. Bei Kohlenstoffgehalten zwischen 0,4 und 0,6 % liegt ΔT_{ber} und ΔT_{gem} in ähnlichen Bereichen. Bei höheren Kohlenstoffgehalten als 0,8 % liegen berechnete Punkte mit sehr niedrigem Phosphor- bzw. Schwefelgehalt deutlich niedriger als vergleichbare Werte mit ähnlichem Mn/S Verhältnis. Mit zunehmenden Kohlenstoffgehalten steigt sowohl ΔT_{ber} als auch ΔT_{gem} ($< 0,1\% \text{C}$). Das gemessene Temperaturintervall ΔT_{gem} zeigt bei einem Kohlenstoffgehalt von weniger als 0,13 %

einen relativ engen Bereich mit bis zu 30 °C, darüber steigen die Werte bis zu etwa 110 °C an. Prinzipiell wird ΔT bei größer werdenden Kohlenstoffgehalten rechnerisch und experimentell größer. Während sinkende Mn/S Verhältnisse rechnerisch zu höherem ΔT führen, ist dies aus den gemessenen Ergebnissen nicht eindeutig ersichtlich. Hier ist ΔT weitestgehend unabhängig vom Mn/S Verhältnis bei Kohlenstoffgehalten über 0,13 %. Es ist jedoch ersichtlich, dass bei Mn/S Verhältnissen von weniger als 40 das gemessene Temperaturintervall ΔT stärker variiert

Es zeigt sich immer wieder, dass der Unterschied zwischen berechneten und gemessenen Werten mit höheren Schwefel- oder Phosphorgehalten größer wird. **Abb. 4-14** zeigt dies für unterschiedliche Schwefel- und Phosphorbereiche. Dafür wurden ausschließlich Datenpunkte aus „in-situ“ – Versuchen herangezogen. Während bei niedrigeren Schwefel- und Phosphorgehalten die Werte in einem Bereich von ca. –10 °C bis 40 °C liegen, liegen diese zwischen etwa –110 °C bis 40 °C für höhere Gehalte dieser Elemente. Es zeigt sich also, dass die Berechnungen für ZDT bei höheren Gehalten an seigernden Elementen häufig tiefere Werte liefern als dies bei den Experimenten der Fall ist.

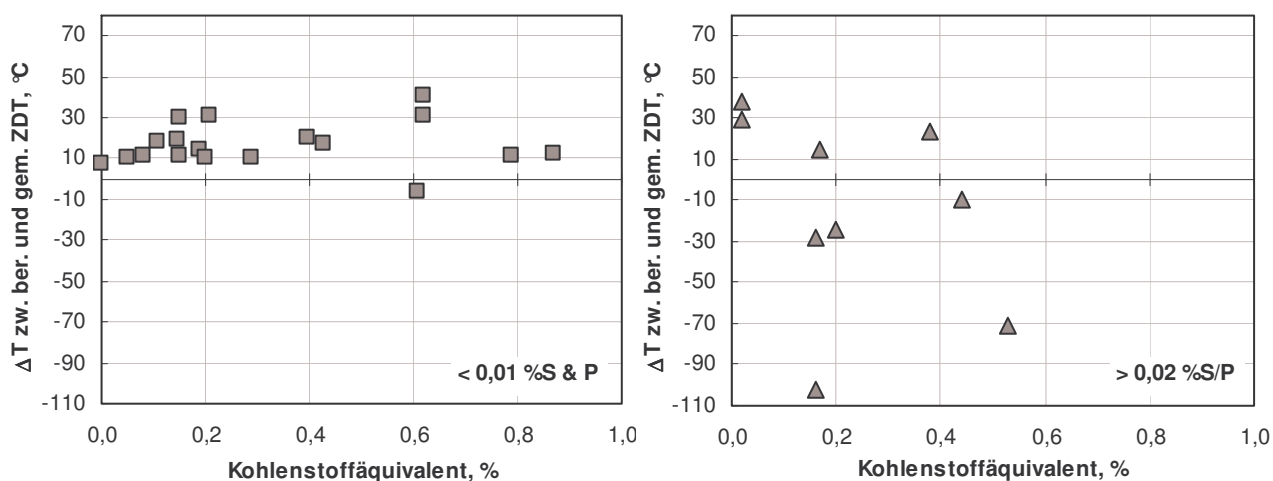


Abb. 4-14: Vergleich der Temperaturdifferenzen zwischen berechneten und gemessenen Ergebnissen in Abhängigkeit des Kohlenstoffäquivalents für niedrige Schwefel- und Phosphorgehalte von unter 0,01% (links) und für Schwefel- oder Phosphorgehalte über 0,02% (rechts)

Die wesentlichen Erkenntnisse bei Vergleich berechneter und gemessener Ergebnisse sind folgende: Der Einfluss von λ_2 auf die Ergebnisse der Berechnung ist aufgrund der λ_2 -Beziehung gering, gewinnt aber mit dem Anteil stark seigernder Elemente an Bedeutung. Bei Gegenüberstellung gemessener und berechneter Werte (ZST, ZDT, T_s) kann Folgendes erkannt werden: Der Unterschied zwischen berechneten und experimentellen Ergebnissen ist gering, wenn diese „in-situ“ Versuche sind. Im Gegensatz dazu liegen „as cast“ Versuche deutlich weiter entfernt und streuen zudem stärker. Außerdem liegen berechnete Werte für ZDT tendenziell etwas höher als die experimentell bestimmten ZDT-Werte. Allerdings kehrt sich

dieser Umstand bei höheren Gehalten seigernder Elemente um. Vergleicht man gemessene mit berechneten ZDT, wobei Festkörperanteile von 0,99 bzw. 1 angenommen werden, ist der Unterschied zwischen ZDT_{gem} und ZDT_{ber} ($f_s = 0,99$) geringer. Wie zu erwarten, steigt das berechnete kritische Temperaturintervall (ZST-ZDT) mit steigenden Gehalten an Schwefel und Kohlenstoff. Diese Charakteristik zeigt sich aber in den experimentellen Ergebnissen weniger deutlich bzw. gar nicht. Lediglich bei niedrigen Kohlenstoffgehalten ($< 0,1 \%$) stimmen gemessene und berechnete Ergebnisse gut überein. Bei alleiniger Betrachtung des Schwefeleinflusses ist überhaupt kein experimenteller Zusammenhang zwischen ΔT_B und dem Schwefelgehalt zu erkennen. Wird das Mn/S Verhältnis berücksichtigt, ist ΔT_B bei weniger als $0,1 \%$ C sowohl rechnerisch als auch experimentell unabhängig vom Mn/S Verhältnis. Rechnerisch sinkt ΔT_B mit zunehmendem Mn/S Verhältnis, dies ist bei den Versuchen jedoch nicht zu beobachten.

4.2 Ergebnisdarstellung der SSCT-Versuche

Die erste Versuchsserie (PH) wurde durchgeführt um den Einfluss der Kontraktion, das heißt ohne jegliche von außen zugeführte Dehnung, auf die Rissbildung zu untersuchen. Dabei wurden bis auf den Kohlenstoff alle anderen Legierungselemente in den Proben konstant gehalten. Der Gehalt des Kohlenstoffs wurde von 0,08 bis 0,7 %C variiert, die Analysen finden sich in **Tab. 3-1**. Die Erstarrungszeit dieser Versuche betrug 26 Sekunden. In **Abb. 4-15** sind Rissanzahl bzw. Risslänge der ersten Versuchsserie sowie einige charakteristische Heißrisse dargestellt. Die Heißrisse sind in diesem wie auch allen anderen Versuchen stets geseigte Risse.

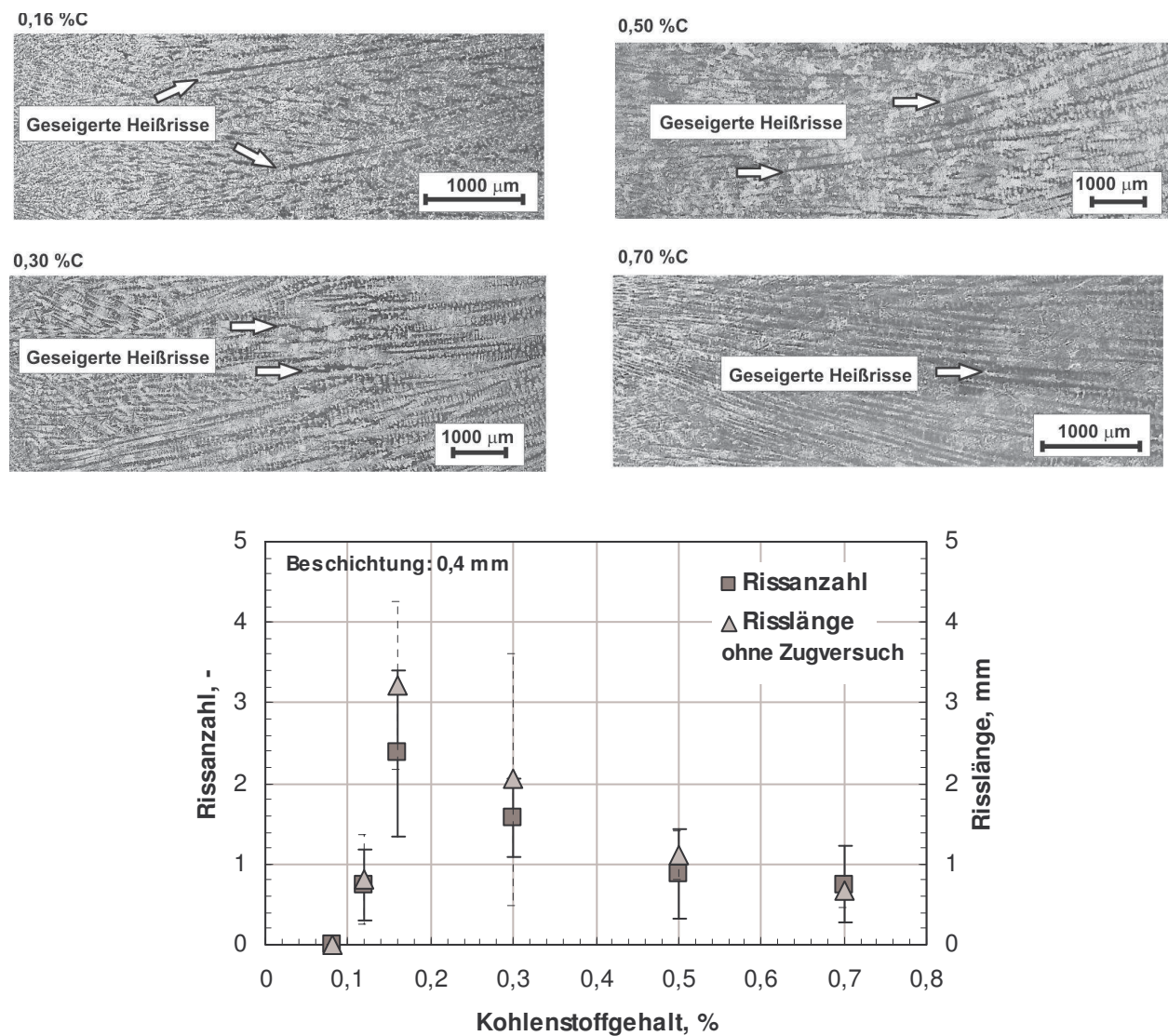


Abb. 4-15: Ergebnisse der ersten Versuchsserie hinsichtlich der Rissanzahl und Risslänge pro Schliff (0,3 %Si, 1,28 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S), sowie typische geseigte Heißrisse

Der Versuch bei 0,08 %C zeigt als einziger keine Risse. Sowohl das Maximum der Rissanzahl, als auch das Maximum der Risslänge liegt bei 0,16 %C. Nach Erreichen des Maximums bei 0,16 %C nehmen die Werte der Risslänge als auch der Rissanzahl ab. Die Standardabweichungen der Rissanzahl bzw. der Risslänge bei 0,16 bzw. 0,3 %C sind deutlich größer als die der anderen Versuche.

In **Abb. 4-16** ist die mittlere Risslänge mit den entsprechenden Standardabweichungen abgebildet. Die mittlere Risslänge ist bei 0,16 %C am größten. Allerdings liegen alle Werte in einem Bereich von etwa 0,8 bis etwa 1,4 mm.

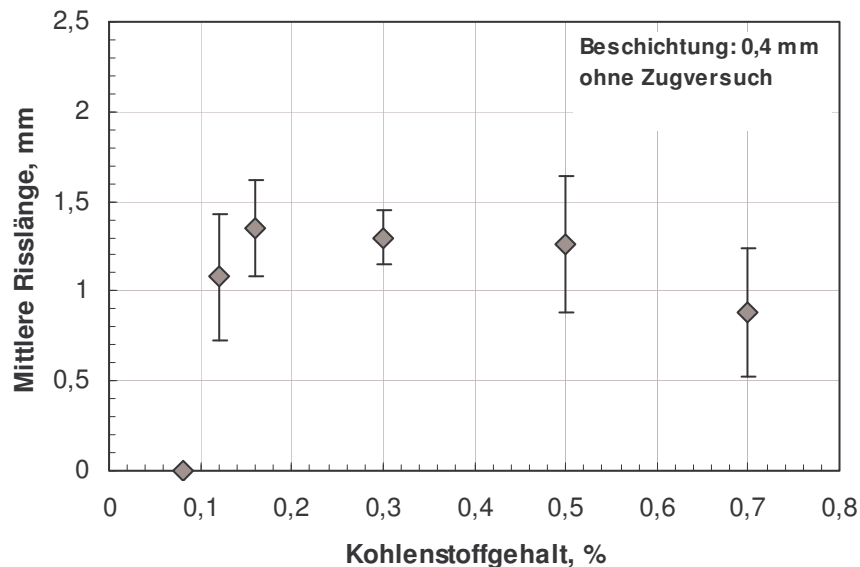


Abb. 4-16: Mittlere Risslänge und die entsprechenden Standardabweichungen der ersten Versuchsserie, die ohne von außen aufgebrachter Dehnung durchgeführt wurde (0,3 %Si, 1,28 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S)

Die zweite Versuchsserie wurde so konzipiert, dass bereits früher durchgeführte SSCT-Versuche hinsichtlich der aufgebrachten Dehnungswerte ergänzt wurden. Daher wurden diese Versuche mit Dehnungen von 0,5 % durchgeführt. Lediglich der Versuch bei 0,08 %C wurde mit einer Dehnung von 1 % ausgeführt. Die anderen Parameter waren aber identisch. Die Haltezeit betrug 16 s und die Dehnrates $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. In **Abb. 4-17** sind sowohl Rissanzahl als auch Risslänge der einzelnen Versuche mit den Standardabweichungen dargestellt.

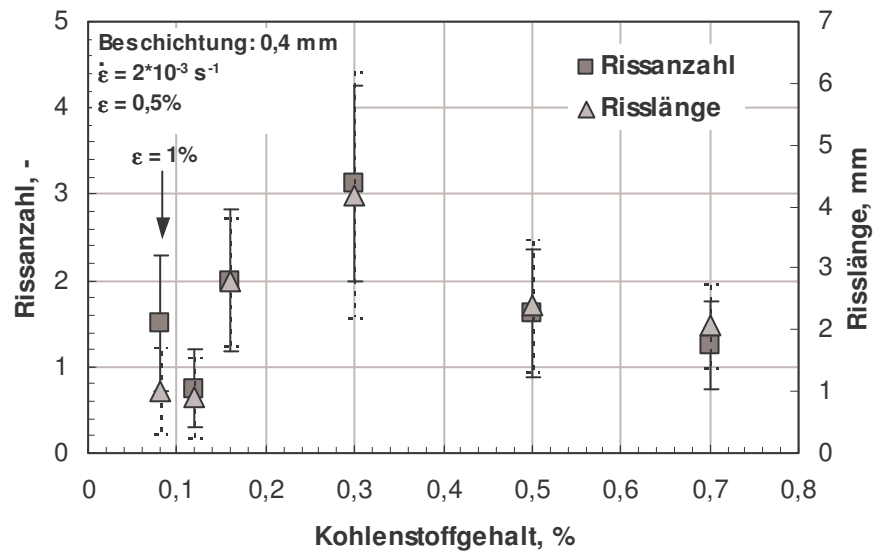


Abb. 4-17: Rissanzahl und Risslänge der zweiten Versuchsserie mit Dehnungen von 0,5 bzw. 1 % und Dehnraten von $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (0,3 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S)

Bei Betrachtung der Proben mit 0,5 % Dehnung zeigen sowohl der Verlauf der Risslänge als auch der Rissanzahl ähnliche Charakteristika. Die Risslänge wie auch die Rissanzahl steigt bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 0,3 % auf ein Maximum an. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt sinken Rissanzahl und Risslänge wieder. Der Versuch bei 0,08 %C, der als einziger dieser Serie mit 1 % Dehnung durchgeführt wurde, zeigt etwa doppelt so viele Risse als der Versuch bei 0,12 %C. Hinsichtlich der Risslänge zeigt sich aber kein großer Unterschied zwischen diesen beiden Versuchen.

In **Abb. 4-18** sind die mittlere Risslänge und deren Standardabweichung über dem Kohlenstoffgehalt aufgetragen. Generell zeigt sich, dass die mittlere Risslänge mit dem Kohlenstoffgehalt ansteigt. Einzig die mittlere Risslänge bei 0,16 %C liegt etwas über dem nachfolgenden Wert bei 0,3 %C. Auffällig ist, dass die Risslängen ab 0,16 %C deutlich stärker streuen als jene bei 0,08 und 0,12 %C, wobei angemerkt werden muss, dass ersterer mit einer Dehnung von 1 % durchgeführt wurde.

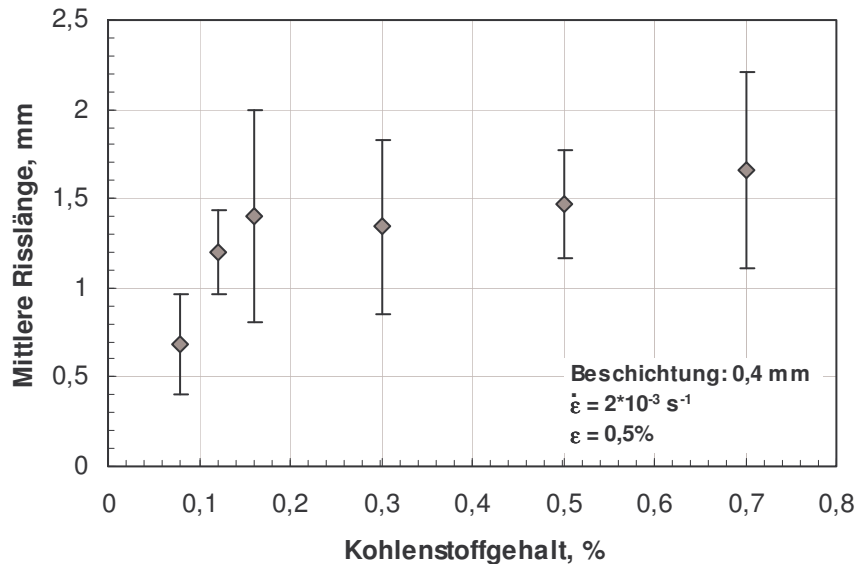


Abb. 4-18: Mittlere Risslänge mit Standardabweichung als Funktion des Kohlenstoffgehaltes der zweiten Versuchsserie (0,3 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S)

In **Abb. 4-19** sind die Mittelwerte der Rissabstände zur Probeninnenseite abgebildet. Wenn man den Wert bei 1% Dehnung außer acht lässt und die anderen miteinander vergleicht, so zeigt sich die Tendenz, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Heißrisse näher an der Probeninnenseite liegen. Lediglich der Wert bei 0,12 %C bildet hiervon eine Ausnahme.

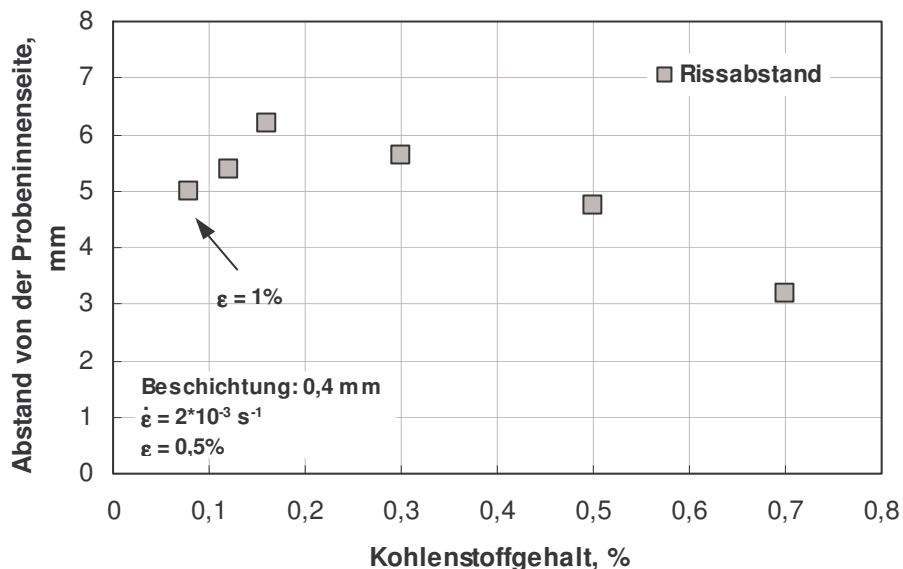


Abb. 4-19: Abstand der Heißrisse von der Schaleninnenseite der zweiten Versuchsserie mit Dehnungen von 0,5 bzw. 1 % und Dehnraten von $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (0,3 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S)

Wie bereits im Literaturteil erwähnt, hängt die kritische Dehnung, berechnet nach der Formel von Won et al.¹, auch von der Dehnrates ab. Da allerdings in der Literatur diesbezüglich unterschiedliche Auffassungen herrschen, wurde in der dritten Versuchsserie gezielt der

Einfluss der Dehnrates untersucht. Dazu wurden drei Versuche mit zwei unterschiedlichen Dehnraten bzw. Dehnungen durchgeführt. Im Speziellen dienen diese drei Versuche für eine erste Bewertung der Theorie von Yamanaka et al.²² Da der Kohlenstoffgehalt mit 0,05 % relativ niedrig war und damit auch das kritische Temperaturintervall klein war, wurden die Versuche bei Dehnraten von $6 \cdot 10^{-3}$ bzw. $12 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Damit wurde gewährleistet, dass die Dehnungen in sehr kurzer Zeit, während das Zweiphasengebiet seine Position nur geringfügig verändert, eingebracht wurden. Unter der Annahme des kritischen Temperaturintervalls nach Yamanaka et al. entsprechen die aufgebrachten Dehnungen von 2 und 3 % auch der effektiven Dehnung.

Die Ergebnisse dieser Untersuchungen (Rissanzahl bzw. Risslänge) sind in **Abb. 4-20** dargestellt und können folgendermaßen zusammengefasst werden: Obwohl die auf $12 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ verdoppelt wurde, stiegen sowohl Risslänge als auch Rissanzahl bei gleicher Dehnung nur mehr geringfügig an. Wesentlich deutlicher ist der Anstieg bei unterschiedlicher Dehnung bei gleichbleibender Dehnrates. Bei einer Dehnrates von $6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ werden sowohl die Rissanzahl als auch die Risslänge etwa verdoppelt, wenn die Dehnung von 2 auf 3% erhöht wird. In beiden Fällen entspricht die aufgebrachte Dehnung der effektiven Dehnung unter der oben getroffenen Annahme des kritischen Temperaturintervalls. In einem dritten Versuch wurde die Dehnrates auf $12 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ verdoppelt und eine Dehnung von 3% aufgebracht. Werden die Ergebnisse der unterschiedlichen Dehnrates bei konstanter Dehnung (= effektive Dehnung) verglichen, können keine signifikanten Unterschiede in der Rissanzahl und -länge beobachtet werden. Diese Beobachtung würde für die Theorie von Yamanaka et al.²² sprechen: Bei gleicher effektiven Dehnung in einem kritischen Temperaturbereich hat die Dehnrates keinen Einfluss auf die Heißrissbildung.

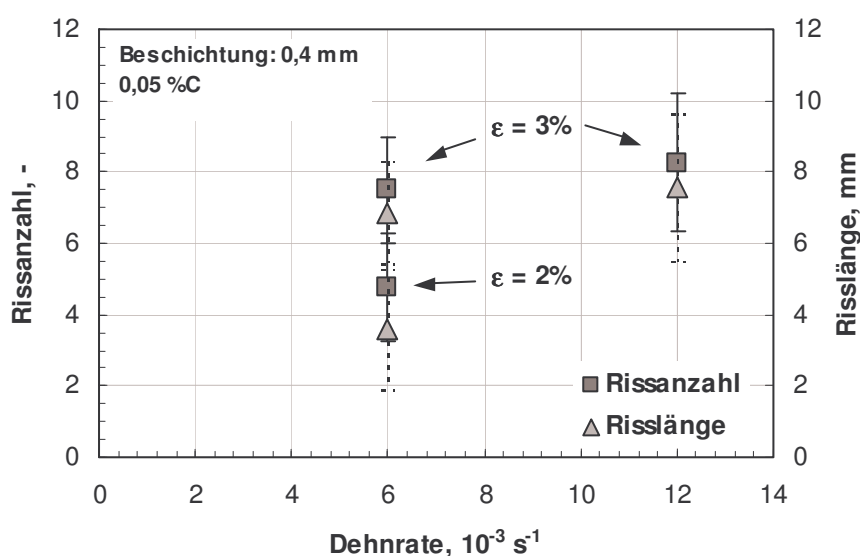


Abb. 4-20: Einfluss der Dehnrates auf die mittlere Rissanzahl bzw. die Risslänge bei Dehnungen von 2 bzw. 3 % (0,05 %C, 0,28 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,005 %S)

Die letzte Versuchsserie wurde durchgeführt, um das kritische Temperaturintervall in dem die Risse entstehen näher zu bestimmen. Diese Versuche wurden bei konstanter Dehnrates von $6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ und Dehnungen von 0,6 bis 2 % durchgeführt. In **Abb. 4-21** sind Rissanzahl und Risslänge über der Dehnung aufgetragen.

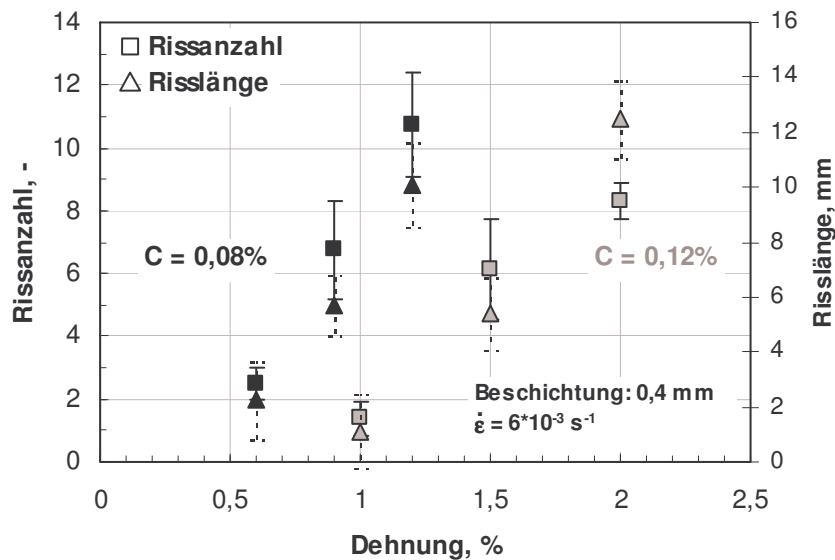


Abb. 4-21: Rissanzahl und Risslänge in Abhängigkeit der Dehnung für Versuche mit 0,08 bzw. 0,12 %C (0,28 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,005 %S)

Mit größerer Dehnung steigen sowohl die Rissanzahl als auch die Risslänge an. So erhöht sich die Rissanzahl bei Erhöhung der Dehnungen von 0,6 auf 1,2 % für Stähle mit 0,08 %C von etwa drei auf 11 Risse. Ähnliches gilt auch für die Versuche mit 0,12 %C. Deutlich zu erkennen ist, dass bei etwa 1% Dehnung der 0,12 %C Stahl nahezu rissfrei ist, hingegen der Stahl mit 0,08 %C deutliches Rissaufkommen zeigt.

In **Abb. 4-22** ist die mittlere Risslänge über der Dehnung aufgetragen. Während für Versuche mit 0,12 %C die mittlere Risslänge mit größerer Dehnung steigt, ist dies für Versuche mit 0,08 %C nicht deutlich ersichtlich. Generell liegen die mittleren Risslängen ungefähr zwischen 0,8 und 1 mm.

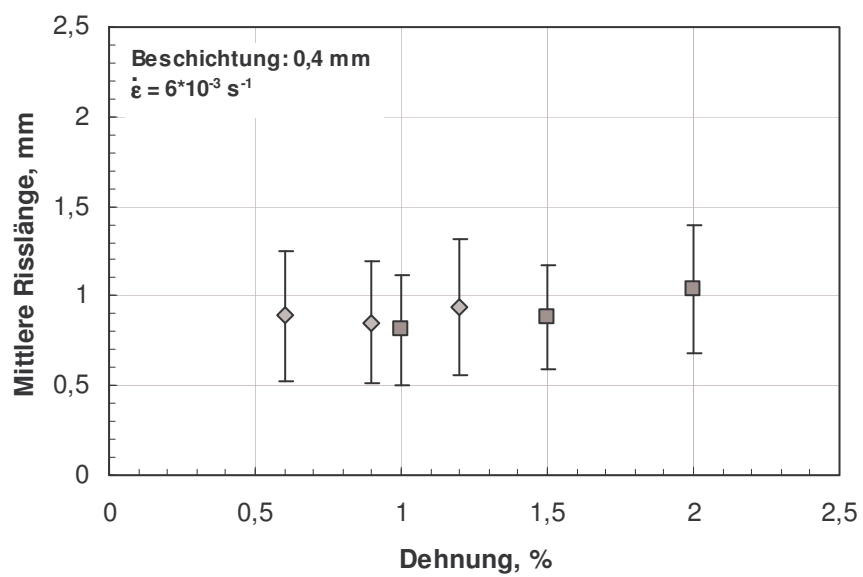


Abb. 4-22: Mittlere Risslänge in Abhängigkeit der Dehnung für Versuche mit 0,08 bzw. 0,12 %C (0,3 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,005 %S)

4.3 Diskussion der Versuchsergebnisse

Die erste Versuchsserie wurde ohne das Aufbringen äußerer Dehnungen durchgeführt, um den Einfluss thermisch induzierter Dehnungen auf die Heißrissbildung zu bewerten. Im vorigen Kapitel wurde gezeigt, dass diese Dehnungen teilweise ausreichen um Risse zu initialisieren (siehe **Abb. 4-15**). Im Folgenden soll diese Dehnungen mit der kritischen Dehnung nach Won et al.¹ verglichen werden. Won und Mitarbeiter definieren das kritische Temperaturintervall zwischen LIT und ZDT, mit den korrespondierenden Festkörperanteilen von 0.9 und 0.99. In **Abb. 4-1** bzw. **Abb. 4-2** wurden die Verläufe dieser beiden Temperaturen sowie das daraus resultierende kritische Temperaturintervall dargestellt. Für die Bestimmung der kritischen Dehnung ist neben ΔT_B , die Dehnrate erforderlich. Diese kann folgendermaßen berechnet werden:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{th}}{t} = \frac{\varepsilon_{th} \cdot \dot{T}}{\Delta T_B} \quad (4.1)$$

In **Glg. (4.1)** ist ε_{th} die thermische Dehnung im kritischen Temperaturintervall und \dot{T} ist die Kühlrate. Mit der Beziehung zwischen der lokalen Erstarrungszeit und dem Erstarrungsintervall ΔT_{LS} ($t_f = \Delta T_{LS} / \dot{T}$) kann die Kühlrate berechnet werden. Die lokale Erstarrungszeit wurde aus den Erstarrungsberechnungen bestimmt. Die thermische Dehnung innerhalb des kritischen Temperaturintervalls $\varepsilon_{th}(\Delta T_B)$ kann mit Hilfe der temperatur- und kohlenstoffabhängigen Dichten der einzelnen Phasen folgendermaßen berechnet werden:

$$\varepsilon_{th}(\Delta T_B) = \sqrt[3]{\frac{\rho(T_0)}{\rho(T)}} - 1 = \sqrt[3]{\frac{\rho(ZDT)}{\rho(LIT)}} - 1 \quad (4.2)$$

Die temperatur- und kohlenstoffabhängigen Dichten der einzelnen Phasen könne mittels folgender Zusammenhänge ermittelt werden, welche auf Messungen von Harste⁶³ sowie Jimbo und Cramb⁶⁴ basieren:

$$\rho(\text{kg} / \text{m}^3) = \rho_\gamma f_\gamma + \rho_\delta f_\delta + \rho_l f_l \quad (4.3)$$

$$\rho_\gamma = \frac{100 \cdot (8106 - 0,5 \cdot T(^{\circ}\text{C}))}{(100 - (\%C)) \cdot (1 + 0,008 \cdot (\%C))^3} \quad (4.4)$$

$$\rho_{\delta} = \frac{100 \cdot (8011 - 0,47 \cdot T(^{\circ}\text{C}))}{(100 - (\%C)) \cdot (1 + 0,013 \cdot (\%C))} \quad (4.5)$$

$$\rho_l = 7100 - 73 \cdot (\%C) - (0,8 - 0,09 \cdot (\%C)) \cdot (T(^{\circ}\text{C}) - 1550) \quad (4.6)$$

Mit Hilfe des Mikroseigerungsmodells von Ueshima et al.⁶¹ werden die entsprechenden Festkörperanteile (f_{δ} , f_{γ} und f_L) für ZDT und LIT für unterschiedliche Kohlenstoffgehalte berechnet. Die Analysen der anderen Legierungselemente sind mit 1,28 %Mn, 0,29 %Si, 0,007 %S und 0,007 %P konstant gehalten.

In **Abb. 4-23** ist die mit Hilfe von **Glg. (5.1)** berechnete Dehnrates in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Dehnrates bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,12 % ein Maximum von ca. $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ erreicht. In allen anderen Fällen (Kohlenstoffgehalt) bewegt sich die Dehnrates im Bereich von etwa $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

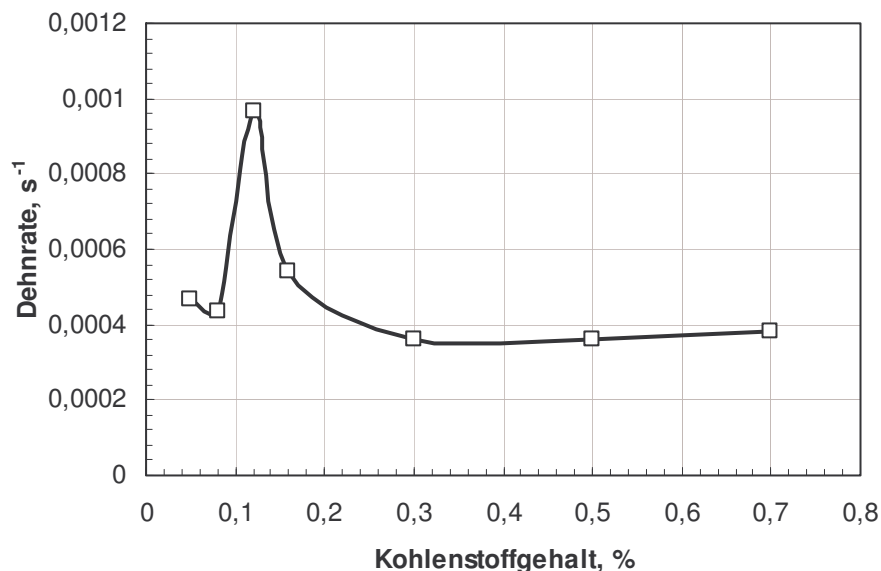


Abb. 4-23: Berechnete Dehnrates (nach **Glg. (5.1)**) in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes

Einsetzen der jeweiligen Dehnrates und des kritischen Temperaturintervalls in die Gleichung von Won et al. ermöglicht die Berechnung der kritischen Dehnung der Heißrissbildung. Wie bereits vorher diskutiert, erfordert die Bestimmung von Absolutwerten die Verwendung der richtigen Fittparameter ϕ , n und m . Diese wurden für das in dieser Arbeit verwendete und modifizierte Mikroseigerungsmodell (Berücksichtigung der MnS-Ausscheidung) mit $\phi = 0,0178$, $m = 0,2466$ und $n = 0,5483$ ermittelt⁶⁵. Die resultierende kritische Dehnung nach Won et al. gemeinsam mit der berechneten Dehnung innerhalb des kritischen Temperaturintervalls ist in **Abb. 4-24** dargestellt. Wie aus der Abbildung zu erkennen ist, liegen die auftretenden Dehnungen innerhalb des kritischen Temperaturintervalls in allen Fällen bei Werten kleiner als 0,4%. Die berechnete kritische Dehnung nach Won et al. beträgt bei 0,05 %C etwa 3% und

sinkt mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt bis auf 1,3 % (0,7 %C). Nach diesen Betrachtungen liegen die auftretenden Dehnungen, berechnet mit **Glg. (4.2)** bis **(4.6)**, deutlich unter den kritischen Werten.

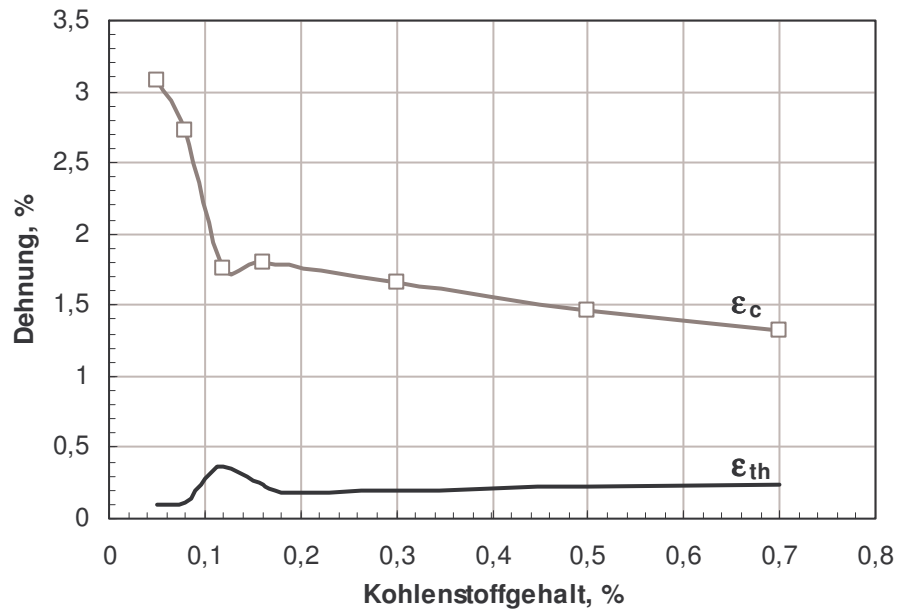


Abb. 4-24: Kritische Dehnung und berechnete thermische Dehnung innerhalb des kritischen Temperaturintervalls in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts

Die Größe der Dehnungen aufgrund der Schrumpfung und der Phasenumwandlung hängen allerdings sehr stark mit dem betrachteten Temperaturintervall zusammen. Vor allem der Zeitpunkt der δ/γ Phasenumwandlung im Zweiphasengebiet spielt dabei eine zentrale Rolle.

Abb. 4-25 illustriert dies schematisch für zwei unterschiedliche Stähle mit 0,12 bzw. 0,3 %C.

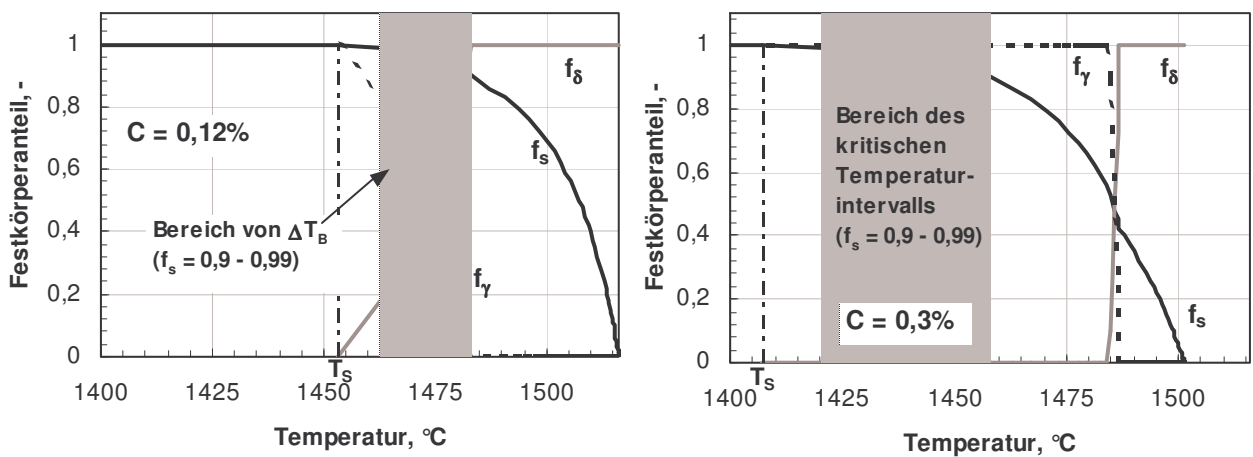


Abb. 4-25: Verlauf der Festkörperanteile bei 0,12 bzw. 0,3 %C berechnet nach Ueshima et al. ⁶¹, die Festkörperanteile f_δ und f_γ repräsentieren den jeweiligen Phasenanteil im bereits festen Stahl, sowie ΔT_B (LIT – ZDT) und Solidustemperaturen

Das kritische Temperaturintervall liegt zwischen $f_s = 0,9$ und $0,99$. Die Umwandlung des δ -Ferrits in Austenit findet für einen Stahl mit $0,12$ %C nahezu komplett im kritischen Temperaturbereich statt. Für einen Stahl mit $0,3$ %C ist die Phasenumwandlung bereits vor Erreichen des kritischen Temperaturintervalls abgeschlossen. Damit leisten die Dehnungen, die aufgrund der Phasenumwandlung entstehen, für Stähle, deren Phasenumwandlung nicht in den kritischen Temperaturbereich fällt, keinen Beitrag zur Heißrissbildung.

Die unterschiedlichen Ergebnisse bei unterschiedlicher Größe des kritischen Temperaturintervalls sind in **Abb. 4-26** links dargestellt. Das rechte Diagramm in **Abb. 4-26** zeigt im Vergleich die gemessenen Werte der Rissanzahl und der Risslänge der ersten Versuchsserie (keine von außen aufgebrachte Dehnung).

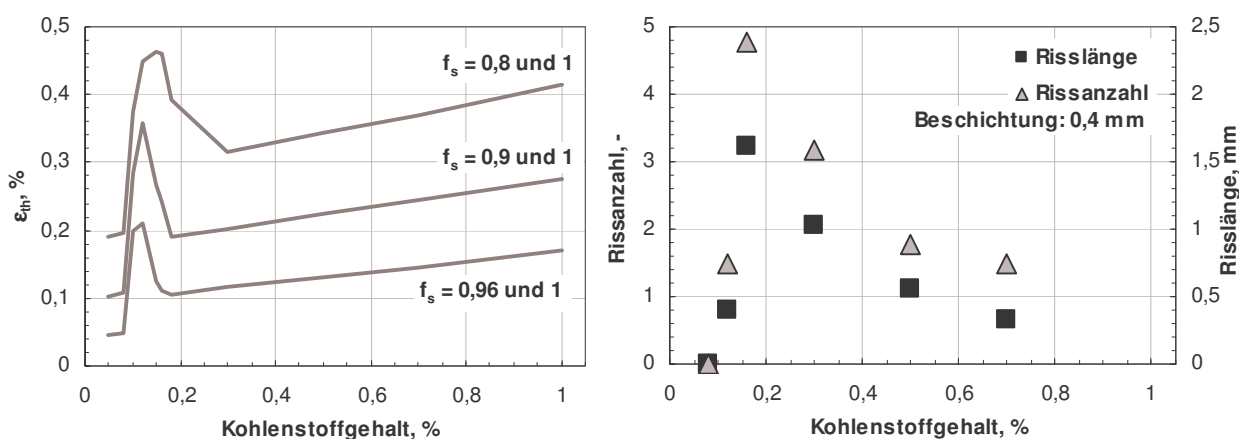


Abb. 4-26: Gegenüberstellung von ϵ_{th} bei unterschiedlicher Größe des kritischen Temperaturintervalls (links) und Rissanzahl bzw. Risslänge der ersten Versuchsserie (rechts)

Die thermische Dehnung ϵ_{th} zeigt in einem Kohlenstoffbereich zwischen $0,12$ und $0,16$ % ein lokales Maximum. Dagegen sinken sowohl mittlere Rissanzahl als auch Risslänge nach Erreichen des Maximums bei $0,16$ %C. Dieses Maximum verschiebt sich bei größerem kritischem Temperaturintervall zu höheren Kohlenstoffgehalten. Der Grund für diese Verschiebung des Maximums der thermischen Dehnung liegt daran, dass der Grad der Phasenumwandlung in einem definierten Bereich abhängig vom Kohlenstoffgehalt ist. So findet links vom Maximum die Phasenumwandlung von δ -Ferrit in Austenit mit zunehmendem Maße nach der Erstarrung statt. Rechts vom Maximum findet die Umwandlung vor Erreichen des gewählten Temperaturintervalls statt. Während ϵ_{th} nach Erreichen eines lokalen Minimums bei etwa $0,18$ bis $0,3$ %C (abhängig vom gewählten kritischen Temperaturbereich) mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt steigt, sinkt dagegen die Rissanzahl bzw. Risslänge. Dieser Anstieg der thermischen Dehnung ist auf das mit steigendem Kohlenstoffgehalt größer werdende kritische Temperaturintervall zurückzuführen. Damit nimmt auch die Summe der

Dehnungen zu. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ($> 0,3\%$) steigt einerseits die thermische Dehnung und andererseits sinkt die kritische Dehnung, wie in **Abb. 4-24** bereits gezeigt wurde, damit wäre auch ein Ansteigen der Rissanzahl zu erwarten. Dies ist jedoch nicht der Fall.

Um diese Divergenz deutlich darzustellen, werden Rissanzahl und Rissempfindlichkeit gegenübergestellt. In **Abb. 4-27** ist der Verlauf der Rissempfindlichkeit und der Rissanzahl über dem Kohlenstoffgehalt abgebildet. Die Rissempfindlichkeit wird durch den Kehrwert der kritischen Dehnung repräsentiert. Bei niedrigen Kohlenstoffgehalten ist die Rissempfindlichkeit gering und dementsprechend finden sich nur wenige Risse. Die Rissempfindlichkeit steigt bis zu etwa $0,12\%C$ stark an und bei $0,16\%$ zeigt sich ein Maximum der Rissanzahl. Zwar steigt die Rissempfindlichkeit mit steigendem Kohlenstoffgehalt weiter an, im Gegensatz dazu sinkt die Anzahl der Risse aber. Bei höheren Kohlenstoffgehalten unterscheiden sich Berechnungen und experimentelle Ergebnisse also deutlich.

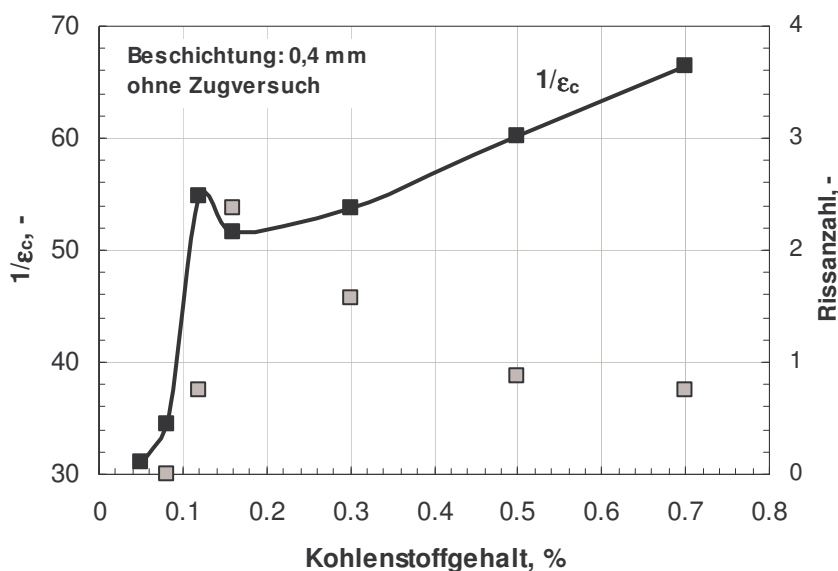


Abb. 4-27: Verlauf von $1/\epsilon_c$ und der Rissanzahl über dem Kohlenstoffgehalt für die erste Versuchsserie

In **Abb. 4-28** ist die Rissanzahl der zweiten Versuchsserie der berechneten kritischen Dehnung gegenübergestellt. Bei Vergleich der Ergebnisse der zweiten Versuchsserie und der berechneten kritischen Dehnung zeigen sich deutliche Unterschiede. Denn die kritische Dehnung wird auch in dieser Versuchsserie zwar nie überschritten, trotzdem finden sich in allen 6 Versuchen Risse. Dies lässt auf eine kritische Dehnung schließen, die niedriger als die berechnete ist. Allerdings mit der Annahme, dass das Auftreten eines einzigen Risses, also unabhängig von deren Anzahl, einen kritischen Wert darstellt.

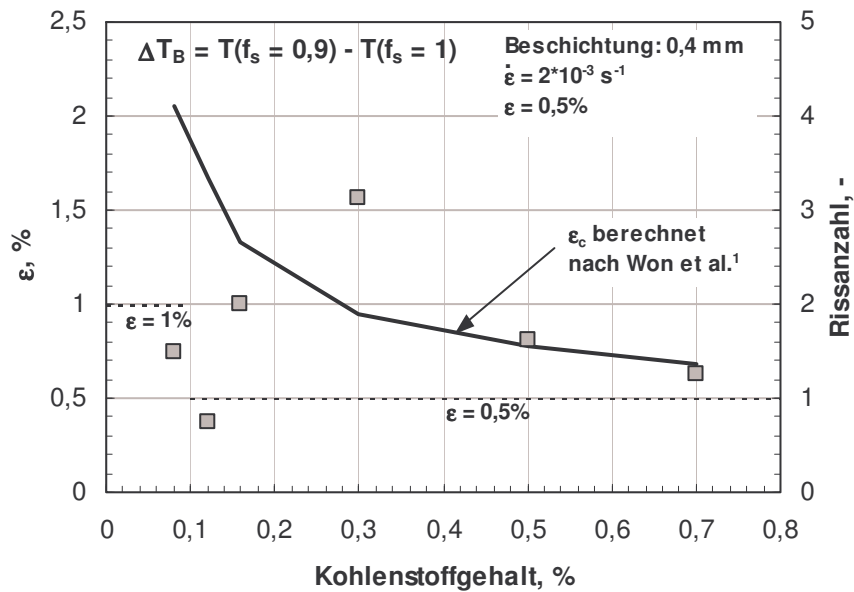


Abb. 4-28: Vergleich der zweiten Versuchsserie mit berechneten kritischen Dehnungen (nach Won et al.¹)

Vergleicht man die mittleren Risslängen der zweiten Versuchsserie mit jenen von Wünnenberg und Flender⁵ ergibt sich der in **Abb. 4-29** dargestellte Zusammenhang. In beiden Untersuchungen steigt die Risslänge bis etwa 0,16 bzw. 0,2 %C. Danach sinkt diese bei etwa 0,3 %C und steigt mit steigendem Kohlenstoffgehalt weiter an. Bei ähnlich großen Dehnraten und sechsmal größerer Dehnung sind die Risse nach Wünnenberg und Flender etwa viermal so groß als die der zweiten Versuchsserie.

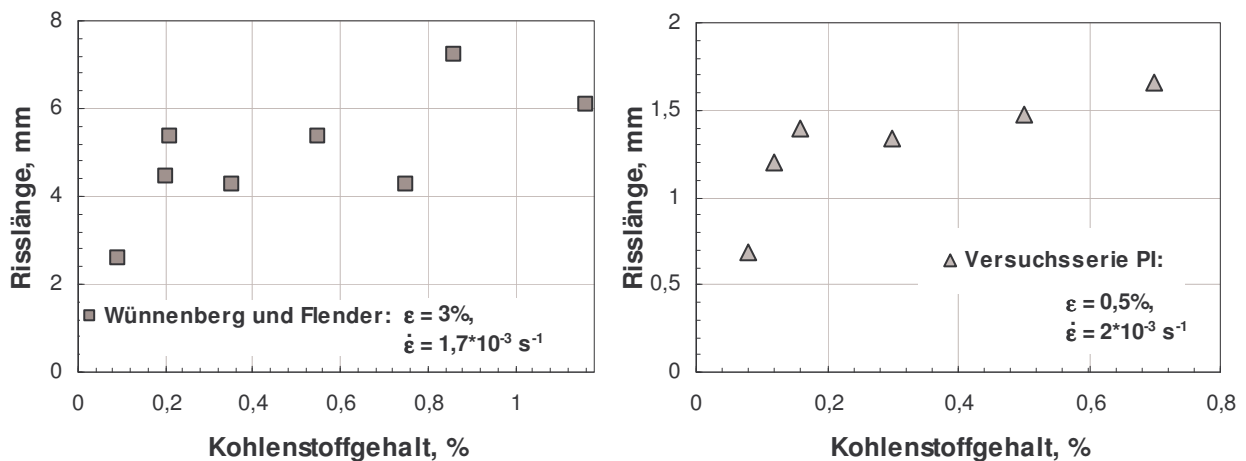


Abb. 4-29: Vergleich der mittleren Risslänge der zweiten Versuchsserie (0,3 %Si, 1,3 %Mn, 0,004 %P, 0,007 %S – rechts) mit Ergebnissen von Wünnenberg und Flender⁵ (1,55 %Mn, 0,025 %S – links) bei unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten

Neben der Untersuchung des Einflusses des Kohlenstoffgehalts auf die Rissbildung ist die Untersuchung des Einflusses der Dehnrates ein wesentlicher Punkt dieser Arbeit. Die Ergebnisse dazu wurden schon in **Abb. 4-20** dargestellt. Die Dehnrates hat demnach keine direkte Auswirkung auf die Heißrissneigung. Dies wurde etwa auch von Yamanaka et al.^{22, 56} beschrieben. Zusätzlich schreibt der Autor der Dehnrates jedoch eine bedeutende Wirkung auf die Heißrisslänge zu. So sind bei höherer Dehnrates die Risse kürzer. Dies konnte aus den vorliegenden Ergebnissen jedoch nicht bestätigt werden. Während der Kohlenstoffgehalt die Risslänge beeinflusst, zeigt die Dehnrates keinen signifikanten Einfluss auf die Risslänge, wie in **Abb. 4-30** ersichtlich ist. Bei gleicher Dehnung zeigt sich bei unterschiedlicher Dehnrates kein Unterschied hinsichtlich der mittleren Risslänge.

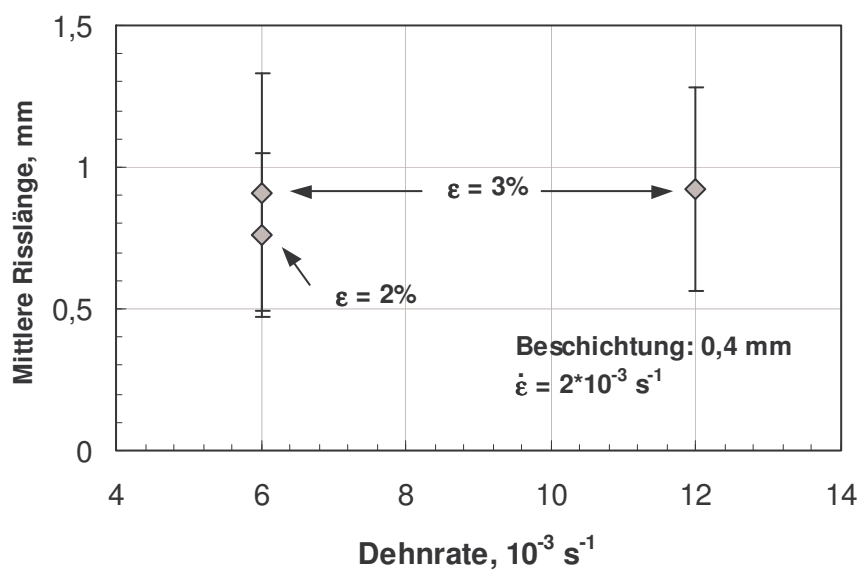


Abb. 4-30: Risslänge und Standardabweichung in Abhängigkeit der Dehnrates und der Dehnung der dritten Versuchsserie

Abschließend werden die Ergebnisse der letzten Versuchsserie diskutiert. In **Abb. 4-31** sind die Ergebnisse dazu dargestellt. Wenn man einen linearen Zusammenhang zwischen Rissanzahl und Dehnung annimmt und eine Rissanzahl von 1 als kritischen Wert heranzieht, ergeben sich Werte für ϵ_c von 0,5 % (0,08 %C) und 0,8% (0,12 %C). Dies gilt jedoch nur für die in diesem Versuch herrschenden Bedingungen und der Annahme, dass das Auftreten eines einzigen Risses bereits ein Überschreiten der kritischen Dehnung bedeutet.

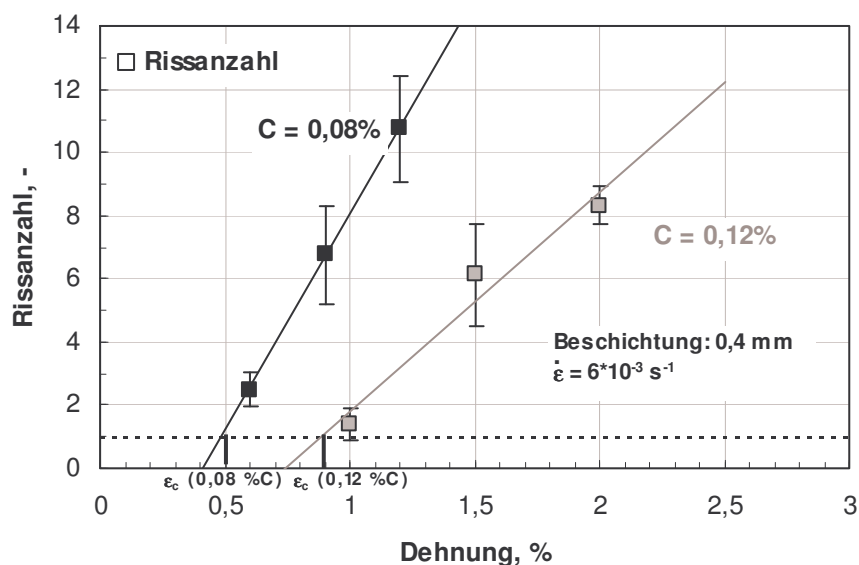


Abb. 4-31: Interpretation der letzten Versuchsserie hinsichtlich der kritischen Dehnung

Im Vergleich zu Ergebnissen aus der Literatur (vgl. **Abb. 2-6**) liegen diese Werte für ϵ_c bei gleichen Kohlenstoffgehalten etwa um die Hälfte niedriger. Damit stimmen diese Ergebnisse mit denen aus **Abb. 4-26** überein, da sich auch hier im Vergleich zur kritischen Dehnung, welche nach Won et al.¹ berechnet worden ist, deutlich niedrigere kritische Dehnungen zeigten. Die kritischen Dehnungen berechnet nach der Formel von Won et al. betragen 1,36 % (0,08 %C) und 0,93 % (0,12 %C). Werden die Berechnungen mit den gefitteten Parametern durchgeführt, erhöht sich die kritische Dehnung auf 1,43 % (0,08 %C) bzw. 1,12 % (0,12 %C). Nimmt man an, dass das Auftreten eines einzigen Risses ein Überschreiten der kritischen Dehnung bedeutet, sind die dadurch ermittelten kritischen Dehnungen, insbesondere bei 0,08 %C, wesentlich niedriger als jene, die aus Berechnungen erfolgen.

5 Zusammenfassung

Abschließend werden die wesentlichen Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zusammengefasst. Wird zur Bewertung der Heißrissempfindlichkeit die Formel nach Won et al.¹ herangezogen, so muss die Bestimmung des kritischen Temperaturintervalls nach einem geeigneten Mikroseigerungsmodell erfolgen. Dies wird für Mikroseigerungsmodelle nach Ueshima et al.⁶¹ und IDS⁶² durchgeführt. Bei Berechnung der kritischen Dehnung mit den berechneten Temperaturintervallen nach den beiden Mikroseigerungsmodellen ergeben sich teilweise deutliche Unterschiede. So beträgt im Extremfall der Unterschied in den berechneten kritischen Dehnungen bei gleichem Kohlenstoffgehalt etwa 1,3%.

Vergleicht man experimentelle Ergebnisse aus der Literatur mit berechneten Resultaten, zeigt sich, dass die in der Literatur gewählte Versuchsdurchführung von großer Bedeutung ist. So weichen die Ergebnisse aus „as cast“ Versuchen wesentlich stärker von den berechneten Ergebnissen ab als „in-situ“ Versuche.

Außerdem zeigt sich, dass dem Einfluss stark seigernder Elemente wie Schwefel und Phosphor nach dem Mikroseigerungsmodell zu viel an Bedeutung beigemessen wird. Die Unterschiede zwischen berechneten und gemessenen Werten für ZDT bzw. T_s werden umso größer je höher der Gehalt an diesen beiden Elementen ist.

Die Ergebnisse der Versuche lassen folgende Aussagen zu: Auch wenn keine Dehnung von außen aufgebracht wird, können Dehnungen aufgrund von Abkühlung und Phasenumwandlung groß genug werden, sodass Risse entstehen können. Außerdem findet sich das Maximum der Rissanzahl bzw. der Risslänge bei 0,16 oder 0,3 %C für alle Versuchserien in denen der Kohlenstoffgehalt variiert wurde. Obwohl mit steigendem Kohlenstoffgehalt ΔT_B größer wird, sinkt die Anzahl der Heißrisse sowie die Risslänge. Während die mittlere Risslänge pro Riss unabhängig vom Kohlenstoffgehalt beim gleichzeitigen Fehlen äußerer Dehnungen ist, steigt diese jedoch mit dem Kohlenstoffgehalt bei gleichzeitigem Auftreten äußerer Dehnungen.

Eine wichtige Erkenntnis ist, dass die Dehnrates keine direkte Wirkung auf die Heißrissebildung besitzt. Sie bestimmt lediglich die Größe der Dehnung die im ΔT_B auf ein Volumenelement einwirken kann. Außerdem wird die Risslänge nicht von der Dehnrates beeinflusst.

Abschließend sind Versuche zur näheren Bestimmung von ϵ_c für 0,08 bzw. 0,12 %C bei hohen Dehnrates durchgeführt worden. Dabei zeigte sich, dass ϵ_c zwischen etwa 0,5 % und 1 % liegt. Diese Werte für ϵ_c liegen deutlich niedriger als ähnliche, die sich in der Literatur finden lassen.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Won, Y.M., 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* 31 (2000), 779-794.
- [2] Verein Deutscher Eisenhüttenleute: *Stahl-Eisen-Prüfblätter, Begriffe im Zusammenhang mit Rissen und Brüchen, Teil 1: Erscheinungsformen*, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf (1992).
- [3] Bernhard C., *Anforderungen an prozessorientierte Heißbrissbildungsmodelle*. BHM 149 (2004), 90-95.
- [4] Sigworth G. K.: Hot Tearing of metals. *Transactions of the American Foundrymen's Society* 104 (1996), 1053-1062.
- [5] Wünnenberg K. und R. Flender: *Verformungen und Rissbildungen in stranggegossenem Stahl*. *Metallurgie des Stranggießens*, (1992), 370-447.
- [6] Eskin D., G. Suyitno and L. Katgerman: Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Material Science* 49 (2004), 629-711.
- [7] Pierer R., C. Bernhard and C. Chimani: A Contribution to Hot Tearing in the Continuous Casting Process. *La Revue de Metallurgie – CIT* 2 (2006), 72-83.
- [8] Pellini W. S.: Strain theory of hot tearing. *Foundry* (1952), 125-199.
- [9] Clyne T. W., 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 B* 13 (1982), 259-266.
- [10] Rogberg B.: An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on "In Situ Solidified" samples. *Scand. J. Metall.* 12 (1983), 51-66.
- [11] Rappaz M., Drezet J.- M. and Gremaud M.: New hot-tearing criterion. *Metallurgical and Materials Transactions A* 30 (1999), 449-455.
- [12] Davies G. J. and Y. K. Shin: Solidification cracking of continuous casting steels. *Solidification Technology in the Foundry and Cast House* (1982), 517–523.
- [13] Kinoshita K., G. Kasai and T. Emi: Crack formation and tensile properties of strand-cast steels up to their melting points. *Solidification and casting of metals* (1979), 268-273.
- [14] Rakoski F.: *Einfluss von Mangan, Schwefel und Phosphor auf die Hochtemperaturfestigkeits- und -zähigkeitseigenschaften von Baustählen mit Kohlenstoffgehalten von 0,015 bis 1% nach der Erstarrung aus der Schmelze*. Dissertation, Aachen, 1984.
- [15] Weinberg F.: Hot tearing of steels. *The Metals Society* (1983), 511-516.
- [16] Seol D. J., Y.M. Won, K. H. Oh, Y. Shin and C. H. Yim: Mechanical behavior of carbon steels in the temperature range of mushy zone. *ISIJ* 40 (2000), 356-363.

- [17] Nakagawa T., T. Umeda, J. Murata, Y. Kamimura and N. Niwa: Deformation behavior during solidification of steels. *ISIJ* 35 (1995), 723-729.
- [18] Yu Ch. H., M. Suzuki, H. Shibata and T. Emi: Anomaly in melting behaviour and mechanical properties of carbon steels near their solidus temperature. *Materials Transactions* 37 (1996), 1251-1257.
- [19] Pierer R., C. Bernhard und C. Chimani: Gängige Heißbrissbildungskriterien und experimentelle Überprüfung. *BHM* 149 (2004), 95-101.
- [20] Kim K., T. Yeo, K. H. Oh and D. N. Lee: Effect of carbon and sulfur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks. *ISIJ* 36 (1996), 287-289.
- [21] Won Y. M., K. Kim, T. Yeo and K. H. Oh: Effect of Cooling Rate on ZST, LIT and ZDT of Carbon Steels Near Melting Point. *ISIJ* 38 (1998), 1093-1099.
- [22] Yamanaka A., K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima and K. Nakai: Nouvelle évaluation de la contrainte critique de formation des criques internes en coulée continue. *La Revue de Metallurgie - CIT* 89 (1992), 627-633.
- [23] Cicutti C. and Boeri R.: Analysis of solute distribution during the solidification of low alloyed steels. *Steel Research* 77 (2006), 194-201.
- [24] Mizukami H., A. Yamanaka and T. Watanabe: High temperature deformation behavior of peritectic carbon steel during solidification. *ISIJ* 42 (2002), 964-973.
- [25] Won Y. K., H. N. Han, T. Yeo and K. H. Oh: Analysis of solidification cracking using the specific crack susceptibility. *ISIJ* 40 (2000), 129-136.
- [26] Kim K., K. H. Oh and D. N. Lee: Mechanical behavior of carbon steels during continuous casting. *Scripta Materialia* 34 (1996), 301-307.
- [27] Seol D. J., K. H. Oh, J. W. Cho, J.-E. Lee and U. Yoon: Phase-field modelling of the thermo-mechanical properties of carbon steels. *Acta Materialia* 50 (2002), 2259-2268.
- [28] Suzuki H. G., S. Nishimura and Y. Nakamura: Improvement of hot ductility of continuously cast carbon steels. *Transactions ISIJ* 24 (1984), 54-59.
- [29] Shin G., T. K. Kajitani, T. Suzuki and T. Umeda: Mechanical properties of carbon steels during solidification. *Tetsu-to-Hagane* 78 (1992), 587-593.
- [30] Weinberg F.: The ductility of continuously cast steel near the melting point. *Metallurgical Transactions B* 10B (1979), 219-227.
- [31] Nakata H. and H. Yasunaka: Influence of sulfur and manganese on hot ductility of steel. *ISIJ* (1990), 70-76.
- [32] Hetzner D.W. and R. D. Schoone: The determination of hot working temperatures for 1,25% Mn steels of varying carbon content. 34th MWSP Conf. Proc., ISS-AIME 30 (1993), 351-360.
- [33] Howe A. A.: Segregation and phase distribution during solidification of carbon, alloy and stainless steels. EUR 13303, ECSC, Luxemburg, 1991.

- [34] Metz S. A. and C. Flemings: A fundamental study of hot tearing. Transactions of the AFS 78 (1970), 453-460.
- [35] Deprez P., J. P. Bricout and J. Oudin: Tensile test on in situ solidified notched specimens: effects of temperature history and strain rate on the hot ductility of Nb and Nb-V microalloyed steels. Materials Science and Engineering 168 (1993), 17-22.
- [36] Campell J.: Hot tearing. Oxford, Butterworth-Heinemann, 1991.
- [37] Schmidtman E. und L. Pleugel: Einfluss des Schwefel- und Mangangehaltes niedriglegierter Stähle mit unterschiedlichen C-Gehalten auf die Hochtemperaturfestigkeit und -zähigkeit nach der Erstarrung aus der Schmelze. Archiv Eisenhüttenwesen 51 (1980), 55-60.
- [38] Wolf M.: Elements of solidification control in the continuous casting of billets and blooms. Met. Plant and Technology 6 (1983), 46-58.
- [39] Jonsta Z., A. Hernas and K. Mazanec: Contribution to mechanical metallurgy behavior of steel during continuous casting. Journal of Materials Processing Technology 78 (1998), 90-94.
- [40] Bernhard C. and G. Xia: Influence of alloying elements on the thermal contraction of peritectic steels during initial solidification. Ironmaking and Steelmaking 33 (2006), 52-56.
- [41] Sabe A.: Einfluss der metallurgischen Eigenschaften und der Formstoffe auf die Warmrissbildung bei Stahlguss. Giesserei 14 (1962), 37-49.
- [42] Jauch R.: Qualitätsstand beim Stranggießen von Vorblöcken und Knüppeln. Stahl u. Eisen 98 (1978), 244-254.
- [43] Fujii H., T. Ohashi and T. Hiromoto: On the formation of internal cracks in continuously cast slabs. Transactions ISIJ 18 (1978), 510-518.
- [44] Miyazaki J., T. Mori and K. Narita: Influence of formation on the internal crack formation in continuously cast bloom. Continuous Casting of Steel, Second Process Technology Conference 2 (1981), 35-43.
- [45] Matsumiya T., M. Ito, H. Kaijoka, S. Yamaguchi and Y. Nakamura: An evaluation of critical strain for internal crack formation in continuously cast slabs. Trans. ISIJ 26 (1986), 540-545.
- [46] Wintz M., M. Bobadilla and J. M. Jolivet: Hot cracking during solidification of steels: effect of carbon, sulphur and phosphorus. La Revue de Metallurgie – CIT 91 (1994), 106-113.
- [47] Yu Ch. H., M. Suzuki, H. Shibata and T. Emi: Simulation of crack formation on solidifying steel shell in continuous casting mold. ISIJ 36 (1996), 159-162.
- [48] Wünnenberg K. and R. Flender: Investigation of internal-crack formation in continuous-casting, using a hot model. Ironmaking and Steelmaking 12 (1985), 22-29.
- [49] Diederichs R., R. Bülte, G. Pariser and W. Bleck: Modelling of manganese sulphide formation during solidification, Part II: Correlation of solidification and MnS formation. Steel Research 77 (2006), 202-209.

- [50] Schmidtman E. und F. Rakoski: Einfluss von Schwefel und Mn sowie der Abkühlungsbedingungen auf die Gefügestruktur und die Zähigkeitseigenschaften von Baustählen nach der Erstarrung aus der Schmelze. *Archiv Eisenhüttenwesen* 54 (1983), 363-368.
- [51] Chojecki A., I. Telejko and T. Bogacz: Influence of chemical composition on the hot tearing formation of cast steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 27 (1997), 99-105.
- [52] Toledo G. A., A. Campo and E. Lainez: Influence of sulfur and Mn/S ratio on the hot ductility of steels during continuous casting. *Steel Research* 64 (1993), 292-299.
- [53] Suzuki H. G., S. Nishimura and Y. Nakamura: Improvement of Hot Ductility of Continuously Cast Carbon Steels. *Transactions ISIJ* 24 (1984), 54-59.
- [54] Li G. Y., X. F. Li and L. G. Ao: Investigation on hot ductility and strength of continuous casting slab for AH32 steel. *Acta Metallurgica* 19 (2006), 75-78.
- [55] Schmidtman E. und M. Merz: Einfluss der Abkühlbedingungen und Verformungsgeschwindigkeit auf die Hochtemperatureigenschaften von Baustählen beim Stranggießen. *Steel Research* 58 (1987), 191-196.
- [56] Yamanaka A., K. Nakajima and K. Okamura: Critical strain for internal crack formation in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking* 22 (1995), 508-512.
- [57] Bernhard C., H. Hiebler, H. Moitzi and M. M. Wolf: Influence of alloying elements and cooling conditions on hot tearing of steel, measured by the SSCT-Test. Department of Ferrous Metallurgy.
- [58] Ackermann P., W. Kurz and W. Heinemann: In situ tensile testing of solidifying Aluminium and Al-Mg-Shell. *Mater. Sci. Eng.* 75 (1985), 79-86.
- [59] Hiebler H. and C. Bernhard: Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification. *Steel Research* 77 (1999), 349-355.
- [60] Michelic S.: Application of Inverse Thermal Modelling to the SSCT-Test. Bakkalaureatsarbeit, Leoben, 2005.
- [61] Ueshima, Y., S. Mizoguchi, T. Matsumiya and H. Kajioka: Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with delta / gamma transformation during solidification. *Metallurgical Transactions B* 17B (1986), 845-859.
- [62] Miettinen J.: Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels. *Metallurgical and Materials Transactions B* 28B (1997), 281-297.
- [63] Harste K.: Untersuchungen zur Schrumpfung und zur Entstehung von mechanischen Spannungen während der Erstarrung und nachfolgender Abkühlung zylindrischer Blöcke aus Fe-C-Legierungen. Dissertation, TU Clausthal, 1989.
- [64] Jimbo I. and A. A. W. Cramb: The Density of Liquid-Iron-Carbon Alloys. *Metallurgical Transactions B* 24B (1993), 5-10.
- [65] Pierer R.: Development of a Hot Tearing Criterion for the Continuous Casting Process. Dissertation, Leoben, 2007.

Anhang A

Rakoski¹⁴				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,02	0,37	1,56	0,010	0,013
0,05	0,35	1,56	0,011	0,013
0,13	0,28	1,48	0,009	0,011
0,16	0,29	1,52	0,009	0,015
0,20	0,41	1,55	0,013	0,015
0,27	0,32	1,55	0,011	0,013
0,32	0,37	1,54	0,011	0,015
0,41	0,38	1,60	0,013	0,017
0,51	0,39	1,60	0,011	0,017
0,59	0,40	1,62	0,011	0,017
0,70	0,21	1,54	0,011	0,012
0,82	0,31	1,61	0,012	0,014
0,90	0,42	1,66	0,012	0,015
1,00	0,32	1,56	0,013	0,015
0,02	0,31	0,56	0,008	0,011
0,06	0,34	0,59	0,009	0,012
0,10	0,33	0,58	0,008	0,012
0,16	0,32	0,61	0,008	0,015
0,21	0,32	0,59	0,009	0,012
0,30	0,29	0,62	0,012	0,017
0,40	0,34	0,67	0,014	0,020
0,48	0,29	0,66	0,011	0,012
0,59	0,36	0,59	0,010	0,019
Weinberg¹⁵				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,05	0,03	1,93	0,012	0,023
0,06	0,10	2,38	0,014	0,034
0,06	0,01	0,34	0,008	0,014
0,12	0,09	1,13	0,010	0,021
0,12		0,62	0,003	0,024
0,16	0,26	0,89	0,025	0,041
0,18	0,23	0,45	0,010	0,024
0,34	0,30	1,03	0,032	0,042
0,35	0,30	0,98	0,036	0,046
0,38	0,26	0,81	0,012	0,027

0,41	0,29	1,31	0,010	0,280
0,44	0,13	0,73	0,035	0,045
0,59	0,28	0,86	0,012	0,026
0,89	0,29	0,73	0,006	0,012
1,06	0,34	0,47	0,009	0,026
Seol et al.¹⁶				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,12	0,25	0,59	0,015	0,008
0,45	0,26	0,73	0,021	0,013
0,81	0,22	0,50	0,010	0,005
Yu et al.¹⁸				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,003	0,06	0,64	0,050	0,007
0,04	0,02	0,48	0,008	0,016
0,11		0,34	0,016	0,006
0,20	0,04	0,71	0,014	0,003
0,83	0,26	0,48	0,014	0,001
Nakagawa et al.¹⁷				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,13	0,01	1,04	0,001	0,001
0,14	0,01	1,06	0,001	0,036
0,14	0,02	1,06	0,098	0,001
0,53	0,18	0,82	0,016	0,062
0,60	0,02	1,06	0,001	0,001
0,82	0,24	0,78	0,012	0,005
Suzuki et al.²⁸				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,003	0,02	0,02	0,003	0,004
0,05	0,01	0,01	0,002	0,003
0,11	0,01	0,01	0,002	0,003
0,15	0,01	0,01	0,002	0,003
0,19	0,01	0,01	0,002	0,003
0,21	0,01	0,01	0,002	0,003
0,40	0,01	0,01	0,002	0,003
0,61	0,01	0,01	0,003	0,003
0,79	0,01	0,01	0,003	0,001
0,88	0,20	0,49	0,003	0,001
1,03	0,01	0,01	0,001	0,001
1,33	0,01	0,01	0,001	0,001
1,60	0,23	0,50	0,004	0,001

Shin et al.²⁹				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,06	0,01	1,05	0,001	0,001
0,13	0,01	1,04	0,001	0,001
0,18	0,01	1,06	0,001	0,001
0,27	0,02	1,04	0,001	0,001
0,41	0,01	1,03	0,001	0,001
0,60	0,02	1,06	0,001	0,001
Nakata und Yasunaka³¹				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,05	0,30	0,05	0,020	0,027
0,05	0,30	0,05	0,020	0,054
0,05	0,30	0,05	0,020	0,096
0,20	0,30	0,27	0,020	0,024
0,20	0,30	0,27	0,020	0,036
0,20	0,30	0,27	0,020	0,039
0,20	0,30	0,27	0,020	0,045
0,23	0,30	0,60	0,020	0,021
0,23	0,30	0,60	0,020	0,045
0,23	0,30	0,60	0,020	0,096
Hetzner und Schoone³²				
C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %
0,50		1,14	0,014	0,012
0,51		1,42	0,011	0,025
0,50		1,34	0,015	0,017
0,49		1,45	0,012	0,017
0,52		1,26	0,008	0,020
0,09		1,24	0,004	0,007
0,12		1,25	0,004	0,007
0,20		1,24	0,004	0,007
0,27		1,26	0,004	0,007
0,39		1,24	0,004	0,008
0,48		1,23	0,004	0,006
0,59		1,25	0,004	0,006
0,83		1,26	0,004	0,006
1,02		1,28	0,004	0,006