

# **Simulation von Laserschweißprozessen zur Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung hochfester Stähle**

Zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor der Ingenieurwissenschaften**

der Fakultät für Maschinenbau  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte

**Dissertation**

von

Frank Schweizer

Tag der mündlichen Prüfung: 19. Juli 2016

Hauptreferent: Prof. Dr. Peter Gumbsch

Korreferent: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig angefertigt und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt sowie die wörtlich und inhaltlich übernommenen Stellen als solche kenntlich gemacht und die Satzung des KIT zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis in der jeweils gültigen Fassung beachtet habe.

Freiburg, 19.07.2016

Frank Schweizer

Hiermit erkläre ich, dass für mich Promotionsverfahren außerhalb der Fakultät für Maschinenbau des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) weder anhängig sind noch erfolglos abgeschlossen wurden.

Freiburg, 19.07.2016

Frank Schweizer

# Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM. Ich möchte mich bei folgenden Personen und Organisationen bedanken:

- Prof. Dr. Peter Gumbsch für die fachliche Betreuung dieser Arbeit, die Übernahme des Hauptgutachtens und die stets wertvollen Rückmeldungen und Anregungen.
- Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Kannengießer für die Übernahme des Korreferats und die fachlichen Diskussionen in unterschiedlichen Fachausschüssen.
- Den Mitarbeitern des Fraunhofer-Instituts für Werkstoff- und Strahltechnik IWS für die unkomplizierte und gute Zusammenarbeit bei den aufwändigen Schweißversuchen mit zusätzlicher Wasserstoffbeladung.
- Prof. Dr. Vesselin Michailov und den wissenschaftlichen Mitarbeitern des Lehrstuhls Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus für die enge Zusammenarbeit und die fruchtbaren Diskussionen im gemeinsamen Forschungsvorhaben.
- Meiner Frau Melanie für ihre unermüdliche Unterstützung, Geduld und Motivation.

Ein großer Teil der Ergebnisse wurde im IGF-Vorhaben 16.441 BG der Forschungsvereinigung Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. DVS erarbeitet und über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie gefördert.

# Kurzfassung

Wasserstoffbeeinflusste Kaltrisse sind eine der häufigsten Fehlerarten beim Schweißen hochfester Stähle. Sie treten bei für den jeweiligen Stahl kritischen Kombinationen von Härtegefügen, Eigenspannungen und lokalem Wasserstoffgehalt beim Abkühlen oder im bereits erkalteten Bauteil auf. Rissbildung und Rissfortschritt können innerhalb weniger Sekunden bis zu mehreren Tagen oder Wochen stattfinden. Die Erfassung der einzelnen Kaltriss-Einflussfaktoren ist innerhalb der Bauteile messtechnisch nur mit sehr hohem experimentellem Aufwand und im zeitlichen Verlauf während des Schweißens oftmals gar nicht möglich. Um Einflüsse in geschweißten Bauteilen dennoch zu erfassen bietet sich die numerische Schweißsimulation an.

Als Grundlage der Simulationen wurden an drei unterschiedlichen hochfesten Stählen, einem Wälzlagerstahl, einem Martensitphasenstahl und einem Feinkornbaustahl charakteristische Werkstoffkennwerte für die Berechnung von Temperaturen, Gefüge, Eigenspannungen und lokaler Wasserstoffkonzentration messtechnisch, ergänzt durch numerische Methoden, ermittelt.

Die Werkstoffkennwerte wurden für die Simulation von Laserschweißprozessen über den Temperaturbereich von Raumtemperatur bis zur Schmelztemperatur modelliert und in drei unterschiedlichen Beispielen für das Wärmeleitschweißen, das Tiefschweißen mit Faserlaser und das Tiefschweißen mit  $CO_2$ -Laser zur Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung unterschiedlicher Bauteile angewandt.

Eine vorgestellte rechnerische Methode erlaubt es aus den Messdaten zur Wasserstoffpermeation unterschiedliche Bindungsarten von Wasserstoff und deren Wechselwirkung mit den Stählen für die Simulation zu ermitteln. Die Einbeziehung der Wasserstofffallen in die Schweißsimulation hat bei der Betrachtung kurzer Zeiträume einen sehr starken Einfluss auf die lokale Wasserstoffkonzentration in den Bauteilen. Der Einfluss der spannungsabhängigen Diffusion von Wasserstoff in der Schweißnaht wird erst bei längeren Betrachtungszeiten relevant. In den Berechnungen ergibt sich ein vernachlässigbarer Einfluss der Phasenumwandlungen auf die lokale Wasserstoffkonzentration. Der Einfluss der Eigenspannungen auf lokale Wasserstoffgehalte ist bei Stählen ohne zusätzlich eingebrachten Wasserstoff ebenfalls gering. Bei zusätzlicher Wasserstoffbeladung vor dem Schweißen hingegen führen die Schweißspannungen zu lokal erhöhten Wasserstoffgehalten in der Wärmeeinflusszone.

Die vorgestellte Methodik erlaubt es für jeden Ort einer Schweißnaht und für den gesamten Zeitverlauf beim Schweißen die kaltrissbeeinflussenden Faktoren Gefüge, Eigenspannungen und Wasserstoffgehalt lokal zu berechnen. Die getrennte Auswertemöglichkeit der einzelnen rissbeeinflussenden Größen ermöglicht eine Auswahl geeigneter Prozessoptimierungen für das Schweißen. Notwendige Vor- oder Nachwärmprozeduren können auf Grundlage von Berechnungsergebnissen durch zusätzlichen Einsatz experimentell ermittelter Kaltrisskriterien bewertet und gezielt angepasst werden.

# Veröffentlichungen aus Ergebnissen und Methoden dieser Arbeit

Schweizer, F.: Rechnergestützte Vorhersage der Kaltrissicherheit laserstrahlgeschweißter Bauteile aus hochfesten Stählen: Vortrag. *AWT Härtereikolloquium 2010*, Wiesbaden, 13.-15.10.2010

Schweizer, F.: Leichtbauteile rissfest fertigen. In: *Konstruktion* 10 (2012), IW10, S. 783 ff

Michailov, V.; Dreibati, O.; Ossenbrink, R.; Schweizer, F.: Rechnergestützte Vorhersage der Kaltrissneigung laserstrahlgeschweißter Bauteile aus hochfesten Stählen - Teil 1.  
In: *Schweißen und Schneiden / Welding and Cutting* 65 (2013), Nr. 11, S. 776-781

Schweizer, F.; Dreibati, O.; Michailov, V.; Ossenbrink, R.: Rechnergestützte Vorhersage der Kaltrissneigung laserstrahlgeschweißter Bauteile aus hochfesten Stählen - Teil 2: Simulation von Gefüge, Spannungen, Dehnungen und Wasserstoffverteilungen beim Schweißen.  
In: *Schweißen und Schneiden / Welding and Cutting* 65 (2013), Nr. 12, S. 823-836

Schweizer, F.: Computer-aided prediction of the cold crack safety in welded components: Vortrag. *Journée Technique*, Insitute de Sodure, Paris, 21.03.2013

Schweizer, F.; Asperheim, J. I.; Stiele, H. J.: Simulation der zeitlichen Entwicklung von Härte und Eigenspannungen bei der induktiven Wärmebehandlung: Vortrag.  
*AWT Härtereikongress 2014*, Köln, 22.-24.10.1014

Schweizer, F.; Asperheim, J. I.; Stiele, H. J.: Simulation und experimentelle Validierung von Temperaturen, Härte und Eigenspannungen bei der induktiven Wärmebehandlung.  
In: *HTM – Journal of Heat Treatment and Materials* 70 (2015), Nr. 2, S. 89-95

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Grundlagen</b>	<b>5</b>
2.1	Wärmeeintrag beim Laserstahlschweißen . . . . .	5
2.2	Wärmefluss im Bauteil . . . . .	6
2.3	Gefügeumwandlungen . . . . .	8
2.4	Entstehung von Schweißeigenspannungen . . . . .	12
2.5	Wasserstofflöslichkeit in Stählen . . . . .	14
2.6	Wasserstoffdiffusion und Wasserstofffallen . . . . .	16
<b>3</b>	<b>Ermittlung von Werkstoffkennwerten und Modellierung für die Schweißsimulation</b>	<b>21</b>
3.1	Grundwerkstoff und thermophysikalische Werkstoffkennwerte . . . . .	21
3.1.1	Messmethoden und Modellierungsansätze . . . . .	21
3.1.1.1	Makroschliffe und Härtemessung . . . . .	22
3.1.1.2	Dynamische Differenz-Kalorimetrie (DSC) . . . . .	22
3.1.1.3	Ergänzende thermodynamische Berechnungen . . . . .	23
3.1.1.4	Thermodilatometrie (TD) . . . . .	24
3.1.1.5	Laser Flash-Analyse (LFA) . . . . .	25
3.1.2	Ergebnisse . . . . .	25
3.1.2.1	Mikrostruktur der Grundwerkstoffe . . . . .	25
3.1.2.2	Phasenabhängige spezifische Wärmekapazität / Enthalpie . . . . .	26
3.1.2.3	Thermische Dehnung / Dichte . . . . .	29
3.1.2.4	Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit . . . . .	31
3.1.2.5	Schmelztemperaturen und -enthalpie . . . . .	32
3.2	Umwandlungsverhalten und Änderung der Werkstoffeigenschaften . . . . .	33
3.2.1	Messmethoden und Modellierungsansätze . . . . .	33
3.2.1.1	Röntgenographische Restaustenitmessung . . . . .	33
3.2.1.2	Härtemessungen . . . . .	34
3.2.1.3	Umwandlungsverhalten bei der Austenitisierung . . . . .	34
3.2.1.4	Umwandlungsverhalten bei der Abkühlung . . . . .	34
3.2.1.5	Einbeziehung des Austenitisierungszustands über die Korngröße . . . . .	35
3.2.2	Ergebnisse . . . . .	36
3.2.2.1	Restaustenit in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen . . . . .	36
3.2.2.2	Härte in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen . . . . .	37

3.2.2.3	Verschiebung der Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen . . .	37
3.2.2.4	Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen . . . . .	39
3.3	Modellierung thermomechanischer Werkstoffkennwerte . . . . .	40
3.4	Wasserstoffpermeation . . . . .	42
3.4.1	Messmethoden und Modellierungsansätze . . . . .	42
3.4.1.1	Trägergas-Heißextraktion (TGH) . . . . .	42
3.4.1.2	Elektrochemische Permeationsmethode . . . . .	44
3.4.1.3	Auswertung von Permeationskurven mit numerischen Verfahren	49
3.4.2	Ergebnisse . . . . .	50
3.4.2.1	Wasserstoffgehalt im Grundwerkstoff . . . . .	50
3.4.2.2	Wasserstoff-Diffusionskoeffizienten . . . . .	51
3.4.2.3	Sättigung und Kinetik irreversibler Wasserstofffallen . . . . .	53
<b>4</b>	<b>Numerische Simulation von Laserschweißprozessen</b>	<b>56</b>
4.1	Wärmeleitschweißen des Wälzlagerstahls . . . . .	58
4.1.1	Schweißtechnischer Hintergrund . . . . .	58
4.1.2	Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell . . . . .	58
4.1.3	Ergebnisse . . . . .	60
4.1.3.1	Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung . . . . .	60
4.1.3.2	Schweißeigenstressspannungen . . . . .	63
4.1.3.3	Lokale Wasserstoffkonzentrationen . . . . .	64
4.2	Tiefschweißen des Martensitphasenstahls . . . . .	66
4.2.1	Schweißtechnischer Hintergrund . . . . .	66
4.2.2	Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell . . . . .	66
4.2.3	Ergebnisse . . . . .	68
4.2.3.1	Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung . . . . .	68
4.2.3.2	Schweißeigenstressspannungen . . . . .	70
4.2.3.3	Lokale Wasserstoffkonzentrationen . . . . .	71
4.3	Tiefschweißen des Feinkornbaustahls mit zusätzlicher Wasserstoffbeladung . . . . .	73
4.3.1	Schweißtechnischer Hintergrund . . . . .	73
4.3.2	Wasserstoffbeladung der Schweißproben . . . . .	73
4.3.3	Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell . . . . .	76
4.3.4	Ergebnisse . . . . .	78
4.3.4.1	Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung . . . . .	78
4.3.4.2	Schweißeigenstressspannungen . . . . .	79
4.3.4.3	Lokale Wasserstoffkonzentrationen . . . . .	80

<b>5</b>	<b>Diskussion</b>	<b>83</b>
5.1	Modellierung der Werkstoffkennwerte für die Berechnung der Gefügeentwicklung	83
5.2	Modellierung der Werkstoffkennwerte für die Berechnung der Wasserstoffdiffusion	84
5.3	Einfluss der Wasserstofffallen auf den diffusiblen Wasserstoffgehalt . . . . .	86
5.4	Einfluss von Gefüge und Eigenspannungen auf die Wasserstoffdiffusion . . . . .	87
5.5	Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung beim Laserstrahlschweißen	88
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>91</b>
<b>7</b>	<b>Anhang - Schweiß-ZTU-Diagramme</b>	<b>XXI</b>

# Verwendete Formelzeichen und Abkürzungen

<b>A</b>	$mm^2$	Probenoberfläche
<b>b</b>	-	Umwandlungskoeffizient der Koistinen-Marburger-Gleichung
$c_H$	ppm	Konzentration des gelösten Wasserstoffs
$c_p$	$\frac{J}{kgK}$	Spezifische Wärmekapazität
<b>D</b>	$\frac{mm^2}{s}$	Diffusionskoeffizient
<b>d</b>	mm	Probendicke
$E_B$	$\frac{J}{mol}$	Bindungsenergie
$E_D$	$\frac{J}{mol}$	Aktivierungsenergie der Diffusion
<b>F</b>	$\frac{C}{mol}$	Faraday-Konstante
<b>G</b>	$\frac{mm^4}{s}$	Materialabhängige Konstante der Korngrößenentwicklung
<b>H</b>	$\frac{kJ}{kg}$	Spezifische Enthalpie
$H_0$	$\frac{kJ}{kg}$	Spezifische Bezugsenthalpie
$H_K$	$\frac{J}{mol}$	Aktivierungsenergie der Kornvergrößerung
$H_S$	$\frac{J}{mol}$	Lösungsenthalpie
<b>h</b>	-	Nicht-Linearitätsterm der Umwandlungsplastizität
<b>I</b>	$\mu A$	Permeationsstrom
<b>J</b>	$\frac{mm^2 \text{ ppm}}{mm}$	Wasserstoff-Fluss
<b>K</b>	mm	Korngröße
$K_S$	ppm	Sieverts-konstante
<b>k</b>	$\frac{1}{MPa}$	Umwandlungskoeffizient der Umwandlungsplastizität
<b>L</b>	$\frac{kJ}{kg}$	Spezifische Umwandlungsenthalpie
$M_S$	$^{\circ}C$	Martensit-Start-Temperatur
<b>m</b>	-	Zeitexponent der Korngrößenentwicklung

$N$	ppm	Anzahl der Wasserstofffallen - Bezugsmenge
$n$	%	Anteil der Wasserstoffbindungsart
$p$	bar	Wasserstoff-Partialdruck
$p_i$	%	Phasenanteil
$Q$	$\frac{W}{mm^3}$	Volumetrische Wärmedichte
$R$	$\frac{J}{molK}$	Universelle Gaskonstante
$r$	mm	Radius der Wärmequelle
$S$	ppm	Löslichkeit
$S_S$	$\frac{J}{K}$	Entropie der Lösungsreaktion
$T$	°C	Temperatur
$T_0$	°C	Bezugstemperatur
$t$	s	Zeit
$u$	-	Normalisierte Wasserstoffkonzentration
$\overline{V}_M$	$\frac{cm^3}{mol}$	Partielles molares Volumen von Wasserstoff im Metall
$w$	-	Normalisierte Menge der Wasserstofffallen
$z$	mm	Abstand von der Bauteiloberfläche
$\alpha$	$\frac{1}{K}$	Wärmeausdehnungskoeffizient
$\epsilon$	$\frac{\mu m}{m}$	Dehnung
$\theta$	%	Besetzung der Wasserstofffallen
$\lambda$	$\frac{W}{mK}$	Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_H$	-	Parameter zur Beschreibung der Wasserstofffallen
$\mu_H$	-	Parameter zur Beschreibung der Wasserstofffallen
$\nu_H$	-	Parameter zur Beschreibung der Wasserstofffallen
$\rho$	$\frac{g}{cm^3}$	Dichte
$\sigma$	MPa	Spannung
$\sigma_h$	MPa	Hydrostatische Spannung

$\tau$	-	Normalisierte Zeit
$\tau_i$	-	Zeitkonstante der Phasenumwandlung
<b>DSC</b>		Dynamische Differenz-Kalorimetrie
<b>FDM</b>		Finite Differenzen Methode
<b>FEM</b>		Finite Elemente Methode
<b>LFA</b>		Laser Flash-Analyse
<b>TD</b>		Thermodilatometrie
<b>TDS</b>		Thermische Desorptions-Spektroskopie
<b>TGH</b>		Trägergas-Heißextraktion
<b>t8/5-Zeit</b>		Zeit bei der Abkühlung zwischen 800 °C und 500 °C
<b>S-ZTU-Diagramm</b>		Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm
<b>WEZ</b>		Wärmeeinflusszone
<b>ZTA-Diagramm</b>		Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm

# 1 Einleitung

Beim Schweißen hochfester Stähle stellen die durch Wasserstoff beeinflussten Kaltrisse eine der häufigsten Schadensursachen und somit ein grundlegendes und kostenintensives Problem dar [1–4]. Kaltrisse treten vor allem in hoch- und warmfesten niedriglegierten Feinkornbaustählen [2] sowohl während der ersten Minuten nach dem Schweißen, als auch mehrere Stunden oder Tage später auf, woher der Begriff „verzögerte Rissbildung“ stammt [5,6]. Am häufigsten treten Kaltrisse als Wurzelrisse, Unternahtrisse und Querrisse in der Wärmeeinflusszone, bei sehr festen Stählen auch im Schweißgut [3,5–7] auf. Die Risse treten sowohl parallel als auch quer zur Naht auf, wobei Kaltrisse parallel zur Schweißnaht häufiger zu Schäden führen [2].

Das Auftreten von Kaltrissen erfolgt durch Änderungen in der Mikrostruktur, der Eigenspannungen und der Wasserstoffverteilung durch das Einbringen der Wärme beim Schweißen [8]. Die Höhe der für die Rissbildung notwendigen Spannungen wird durch mikrostrukturbedingte Erhöhung, beispielsweise an Spitzen von Martensitlanzen, Tripelpunkten an Korngrenzen, nicht-metallischen Einschlüssen und Sekundärphasen stark beeinflusst [1]. Diese lokalen Spannungen sind von den über größere Bereiche vorherrschenden Schweißereigenspannungen im Bauteil abhängig [1]. Die Mikrostrukturen ermöglichen durch die zugehörige lokale mikroplastische Dehnung mit erhöhten Spannungen lokal einen Anstieg der Wasserstoffkonzentration [1].

Für die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung ist somit ein Zusammenspiel mehrerer Faktoren notwendig [1–3,5,6,9]:

- Eine für Versprödung anfällige Mikrostruktur (Härtegefüge),
- eine erhöhte Konzentration von Wasserstoff, welche die Rissbildung unterstützt und
- zur Rissbildung notwendige innere und äußere Spannungen im Bauteil.

Durch die gegenseitigen Wechselwirkungen ist die Bildung makroskopischer Risse in Abhängigkeit von der Wasserstoffdiffusion stark zeitabhängig [1]. Die Gefügeumwandlung, Eigenspannungsentwicklung und die lokale Wasserstoffanreicherung beim Schweißen laufen in einem heterogenen und sich dynamisch ändernden System mit hohen Gradienten ab [1].

Die konkreten werkstoffmechanischen Mechanismen, die zur Rissbildung und -ausbreitung führen können, werden in der Literatur immer noch kontrovers diskutiert. Akzeptierte Modelle sind die durch Wasserstoff erweiterte Dekohäsion des Metallgitters (Hydrogen Enhanced Decohesion - HEDE) [10], die Bildung von spröden Hydriden [11] (für diese Arbeit verwendeten hochfesten Stähle werden als nicht hydridbildend angenommen), die lokale Erhöhung der Plastizität (Hydrogen Enhanced Local Plasticity - HELP) [12,13], die durch Adsorption induzierte Versetzungsemission (Adsorption-induced dislocation-emission - AIDE) [14,15] und die dehnungsinduzierte Erzeugung von Leerstellen [16]. Hiermit wird deutlich, dass wasserstoffbeeinflusste Rissbildung ein vom jeweiligen Werkstoff abhängiger Vorgang ist, der durch eine Kombination mehrerer verschiedener Mechanismen hervorgerufen werden kann [17].

Die Wechselwirkungen zwischen den Einflussfaktoren Gefüge, Eigenspannungen und Wasserstoffkonzentration beim Schweißen erschweren eine quantitative Beschreibung des Kaltrissphänomens [1,8]. Um die Sicherheit gegenüber dem Auftreten von Kaltrissen zu gewährleisten

müssen die für den jeweiligen Stahl grundlegenden Zusammenhänge verstanden oder geeignete experimentelle und rechnerische Konzepte entworfen werden. Aus diesen können aufbauend Abschätzungen und Empfehlungen bezüglich der eingesetzten Schweißprozesse getroffen werden.

Eine der häufigsten technischen Anwendung zur Vermeidung von Kaltrissen, insbesondere für dickwandige Strukturen aus höherfesten Baustählen, ist das Vorwärmen auf eine definierte Temperatur vor dem Schweißprozess. Durch die Vorwärmung sollen spröde Gefüge vermieden und die Effusion von Wasserstoff bei den erhöhten Temperaturen beschleunigt werden [4]. Begleitende und Nachwärmprozeduren begünstigen ebenfalls die Effusion von Wasserstoff und ein Anlassen von Härtegefügen [5,18]. Dieser Vorgang wird als Wasserstoffarmglühung oder mit dem englischen Begriff „Soaking“ bezeichnet [3,18].

Mit der Entwicklung der für Kaltrisse anfälligen hochfesten Feinkornbaustähle wurden phänomenologisch ermittelte Gleichungen eingeführt, mit denen in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung, des Wärmeeintrags, des Wasserstoffgehalts und der Blechdicke die notwendige Vorwärmtemperatur zur Vermeidung von Kaltrissen abgeschätzt werden kann [3,19]. Einen Überblick über die vielfältigen Gleichungen geben [3], [7] und [20]. Durch die Anwendung unterschiedlicher bekannter Gleichungen für die gleichen Stähle und die gleichen Schweißbedingungen können jedoch mitunter sehr unterschiedliche Vorwärmtemperaturen ermittelt werden [1,3,20]. Die Eingangsgröße der chemischen Zusammensetzung kann zusätzlich durch erlaubte Variationen bei der Stahlherstellung zu unterschiedlichen kritischen berechneten Werten und zu unterschiedlichen Mindestvorwärmtemperaturen führen [1].

Die Anwendung zahlreicher verfügbarer technologischer Prüfverfahren ermöglicht es, für Werkstoffproben die Neigung zur Kaltrissbildung in Abhängigkeit von der inneren (selbstbeanspruchte Tests) und der äußeren (fremdbeanspruchte Tests) Belastung zu erfassen [21]. Einen Überblick über die am häufigsten angewendeten Prüfmethoden geben unter anderem [3], [21], [22] und [23]. Probenabmessungen und Versuchsbedingungen können aufgrund einer fehlenden einheitlichen Normung stark variieren [3,4]. Eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist somit in vielen Fällen nicht möglich [3]. Die Ergebnisse der experimentellen Methoden sind zudem oft nicht lokal genug [1]. Die Übertragbarkeit der Versuchsschweißnähte auf reale Bauteile ist hierdurch nicht immer gegeben [2].

Für das Laserstrahlschweißen bestehen im Vergleich zu konventionellen Methoden noch relativ wenige Erkenntnisse zur wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung geschweißter Stähle [24]. Die Voraussetzungen für Kaltrissneigung beim Laserschweißen können aufgrund der meist hohen Eigenspannungen und starken Aufhärtung aufgrund der schnellen Abkühlung durch Wärmeleitung und geringem Wärmeeintrag schlechter als bei konventionellen Schweißverfahren sein. Jedoch entfällt beim Laserstrahlschweißen häufig die Hauptquelle von Wasserstoff, der Schweißzusatzwerkstoff, über den bei konventionellen Verfahren in Wechselwirkung mit dem Lichtbogen Wasserstoff in die Schweißnaht eingetragen wird. Beim Laserstrahlschweißen ohne Zusatzwerkstoff wird nur der bei der Stahl- und Bauteilherstellung in geringen Mengen eingebrachte Wasserstoff durch die eingebrachte Wärme wieder diffusibel und kann an die kritischen Stellen diffundieren [25].

Für die Bewertung der lokalen Entwicklung der kaltrissbeeinflussenden Einflussfaktoren Ge-

füge, Eigenspannungen und Wasserstoffdiffusion in realen Bauteilen wird mittlerweile versucht, diese mittels computergestützter Simulationsverfahren abzubilden [26]. Durch die Nutzung numerischer Methoden können bei Verwendung geeigneter Modelle einzelne Prozessschritte zeitlich gestreckt und detailgenau im Werkstoffinneren analysiert werden. Dies ermöglicht eine quantitative Beschreibung der kaltrissbeeinflussenden Größen. Für die numerische Schweißsimulation gibt es eine große Anzahl an dokumentierten Untersuchungen, die sich mit der Ermittlung von Gefügen, Eigenspannungen und Bauteilverzügen beschäftigen. Einen ausführlichen Überblick geben unter anderem [27] und [28]. Zur Simulation der Wasserstoffdiffusion während des Schweißens gibt es im Vergleich nur wenige Veröffentlichungen. Bereits seit vielen Jahren werden aber mit der Methode der Finiten Elemente Wasserstoffkonzentrationen in bereits geschweißten Nähten berechnet, z.B. in [2, 29–35]. Hierbei eingesetzte Modelle und Methoden sind unter anderem in [4] und [26] zusammengefasst. Die Beschreibung des wasserstoffunterstützten Rissfortschritts wurde unter anderem von [4] und [36] betrachtet, indem die für die jeweilige Wasserstoffkonzentration kritische Spannung oder Dehnung mit der Simulation entlang bekannter Risspfade oder wie in [37] beschrieben berechnete Wasserstoffkonzentrationen mit kritischen Werten verglichen werden. In den meisten Arbeiten werden die Werkstoffkennwerte aus der Literatur abgeleitet und die Diffusion mit dem effektiven Diffusionskoeffizienten, der die unterschiedlichen Bindungsarten des Wasserstoffs im Metall zusammenfasst, beschrieben. Zur Berechnung des Rissfortschritts unter Einfluss von Spannungen und Dehnungen werden bei Raumtemperatur oft gekoppelte thermisch-mechanische Module bestehender Finite Elemente Programme genutzt, da Wärmeleitungsgleichung und Diffusionsgleichung den gleichen Differentialgleichungstyp darstellen [38]. Für Schweißprozesse ist diese Vorgehensweise nicht möglich, da nicht bei konstanter Temperatur, sondern mit hohen Temperaturgradienten gerechnet wird.

Der Akzeptanz numerischer Methoden steht häufig der hohe Aufwand für die physikalische Bestimmung der Modellparameter, die Unkenntnis der entscheidenden Wechselwirkungen und das Wissen um adäquate von der Temperatur abhängige Modelle entgegen [1]. In dieser Arbeit sollen deswegen für drei unterschiedliche hochfeste Stähle, einem Wälzlagerstahl, einem Martensitphasenstahl und einem Feinkornbaustahl Werkstoffeigenschaften für das thermophysikalische Verhalten, die Gefügeumwandlung und die Wasserstoffpermeation ermittelt werden. Die Modelle zur temperaturabhängigen Modellierung der ermittelten Werkstoffeigenschaften für die Verwendung in der numerischen Simulation von Laserschweißprozessen werden beschrieben. Es wird auf notwendige neue Ansätze zur Beschreibung der Wechselwirkungen von Gefüge, Spannungen und Wasserstoffkonzentrationen eingegangen.

Anhand von drei unterschiedlichen Schweißversuchen zum Laserstrahlschweißen mittels drei verschiedener Schweißverfahren, die sich durch die Art des Wärmeeintrags unterscheiden, werden numerische Schweißsimulationen durchgeführt. Untersucht werden das Wärmeleitungsschweißen mit sehr geringem Wärmeeintrag an der Oberfläche, das Tiefschweißen mit Faserlaser, bei dem eine sehr schmale Schweißnaht entsteht, sowie das Tiefschweißen mit  $CO_2$ -Laser mit einem ausgeprägteren Schmelzfluss und hierdurch verbreiteter Schweißnaht an der Bauteiloberfläche. Unter Verwendung unbeladener aber auch zusätzlich mit Wasserstoff beladener Proben können die Wechselwirkungen der messtechnisch nicht orts- und zeitaufgelöst zu erfassenden Größen

für Wärmeeintrag, Gefügeentwicklung, Eigenspannungsentstehung und Wasserstoffkonzentration untersucht und die wichtigen Wechselwirkungen ermittelt werden.

Abschließend wird eine Übersicht und ein Ausblick gegeben, wie die Simulationsergebnisse genutzt werden können, um die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissneigung in geschweißten Bauteilen quantitativ in lokalen Bauteilbereichen abzuschätzen und Gegenmaßnahmen wie Vor- und Nachwärmprozesse simulationsgestützt gezielt auszulegen.

## 2 Grundlagen

### 2.1 Wärmeeintrag beim Laserstahlschweißen

Die beim Laserstrahlschweißen absorbierte Energie wird in Form von Wärme in das Bauteil geleitet [39]. Hierdurch wird die Fügezone lokal aufgeschmolzen [39]. Ab sehr hohen Intensitäten von ca.  $10^6 \frac{W}{cm^2}$  erreicht der Werkstoff seine Verdampfungstemperatur [39]. Das Wärmeleitungsschweißen geht in einen Tiefschweißprozess über, der durch die Bildung einer Dampfkapillare über ein quasi-stationäres Gleichgewicht zwischen den vorherrschenden Drücken und der Oberflächenspannung charakterisiert ist [39]. Durch eine erweiterte Absorption der Laserenergie durch die Dampfphase innerhalb der Dampfkapillare und der mehrfachen Absorption an der Kapillarenwand steigt der aufgenommene Teil der Laserenergie sehr stark an [39]. Dies ermöglicht ein tiefes Eindringen der Wärme in den Werkstoff, siehe Abbildung 2.1 [9].

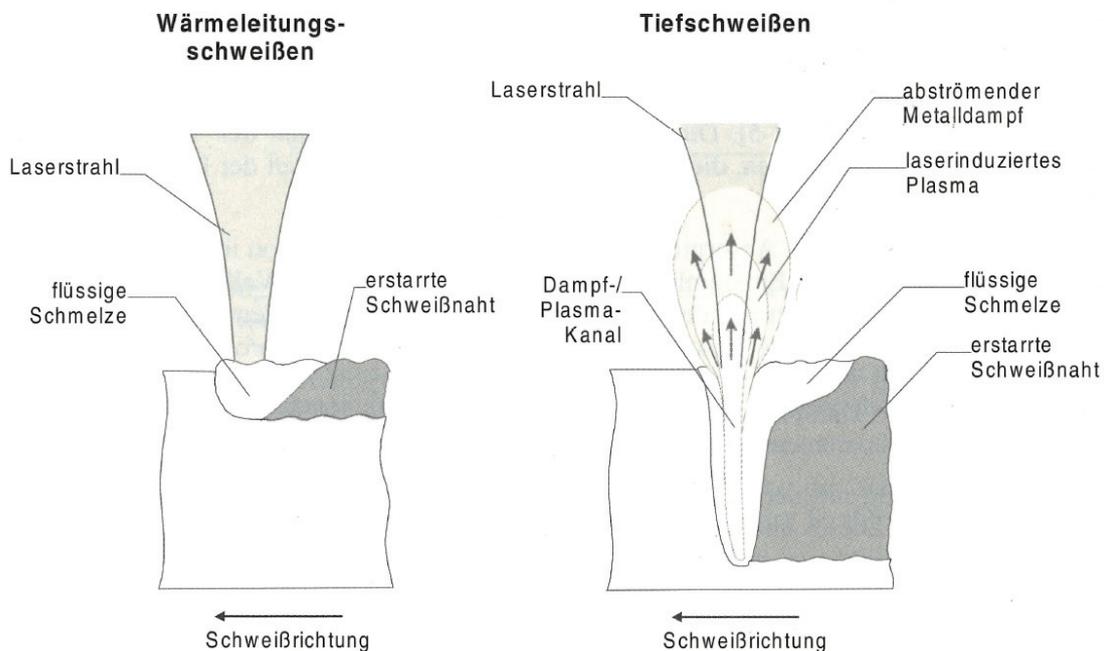


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung des Wärmeleitungs- und Tiefschweißens [9]

Zur Simulation des Laserstahlschweißens wird der Energieeintrag meist vereinfacht über Gaußverteilte Intensitätsverteilungen mit abnehmender Intensität in der Tiefe realisiert, siehe Gleichung 2.1 und 2.2 [6, 39, 40].

$$Q_{wq}(r, z) = Q_0 e^{-\left(\frac{r}{r_z(z)}\right)^2} \quad (2.1)$$

Die Intensität ergibt sich aus dem Radius der Wärmequelle  $r$ , dem Abstand von der Bauteiloberfläche  $z$  und der volumetrischen Wärmequelle  $Q$ .  $Q_0$  stellt die Ausgangsintensität dar,  $r_z$  den in die Tiefe  $z$  abnehmenden Radius. Dieser wird wie in Abbildung 2.2 dargestellt über die geometrischen Parameter Radius an der Oberseite  $r_e$ , Radius an der Unterseite  $r_i$ , Oberseite des Kegelstumpfs (üblicherweise direkt an der Bauteiloberseite)  $z_e$  und Unterseite des Kegelstumpfs

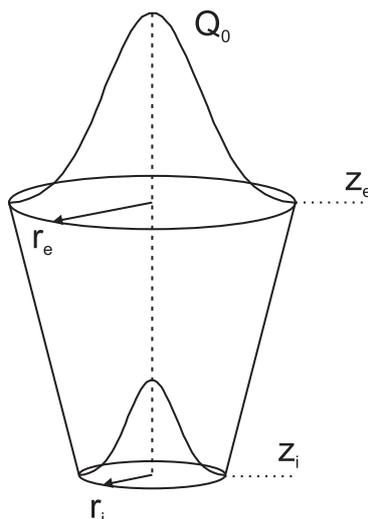


Abbildung 2.2: Parameter zur Beschreibung einer konischen Ersatzwärmequelle nach [41]

(beim Durchschweißen üblicherweise Unterseite des Bauteils)  $z_i$  beschrieben, siehe Gleichung 2.2 [41].

$$r_z(z) = r_e + \frac{r_i - r_e}{z_i - z_e}(z - z_e) \quad (2.2)$$

Die Annahme einer Gauß-Verteilung entspricht der Intensitätsverteilung des auf dem Bauteil auftreffenden Lasers bei allen drei untersuchten Verfahren, der bei den zur Materialbearbeitung üblicherweise verwendeten Hochleistungslasern als Grundmodus  $TEM_{00}$  bezeichnet wird [39]. Die Verwendung von Gauß-Verteilungen für Elektronenstrahl- und Laserschweißnähte kommt somit der realen Intensitätsverteilung sehr nahe.

Mit den vereinfachten Ersatzwärmequellen ist es in numerischen Simulationen möglich, analog zum realen Schweißprozess den Wärmeeintrag an vorgegeben Bahnen durch ein Modell des Bauteils zu bewegen [6]. Bei der einfachen Beschreibung der Wärmequelle werden einige Charakteristika, insbesondere die Schmelzeströmung, die durch verschiedene Kräfte erzwungen bzw. beeinflusst wird, vernachlässigt [6]. Um der durch die Schmelzeströmung geänderten Wärmeleitfähigkeit gerecht zu werden, wurden unter anderem von [40] mehrere Ersatzwärmequellen verwendet, um den Wärmeeintrag an der Bauteiloberfläche, als auch im Inneren besser beschreiben zu können.

## 2.2 Wärmefluss im Bauteil

Die Beschreibung der Energieeinkopplung beim Laserstrahlschweißen mittels Ersatzwärmequelle ist Ausgangsgröße bei der Anwendung der instationären Wärmeleitungsgleichung für die Berechnung des Wärmeflusses im Bauteil [39]. Wärmeeintrag, Wärmeverluste und Wärmeleitung können über eine erweiterte Wärmeleitungsgleichung (Gleichung 2.3) [6] beschrieben und unter anderem mittels der Methode der Finiten Elemente berechnet werden.

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda \cdot \nabla T) - \sum_{p_1 < p_2} L_{p_1 \rightarrow p_2} \cdot p_{p_1 \rightarrow p_2} + \frac{\partial Q_{wq}(r, z)}{\partial t} - \frac{\partial Q_{ges}}{\partial t} \quad (2.3)$$

Die Wärmeleitung berechnet sich aus der Dichte  $\rho$ , der Temperatur  $T$ , der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$ , der Zeit  $t$ , der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , der Umwandlungsenthalpie  $L$  und dem Phasenanteil  $p_i$  für die jeweilige Phase.

Bei umwandlungsfähigen Stählen ergeben sich durch die Wärmewirkung des Schweißprozesses unterschiedliche Gefüge in der Nähe der Wärmeeinflusszone (WEZ) und der Schweißnaht [18]. Diese beruhen auf der Umwandlung von ferritischem Grundwerkstoff in Austenit und entsprechender Rückumwandlung beim Abkühlen [18]. In der Wärmeleitungsgleichung werden deswegen die Werkstoffkennwerte für spezifische Wärmekapazität  $c_p$ , Dichte  $\rho$  und Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  für die jeweilige Phase entsprechend der vorliegenden Anteile für ferritische und austenitische Phasen berücksichtigt [39].

Die bei der Phasenumwandlung auftretenden Umwandlungswärmen  $L_{p_1 \rightarrow p_2}$  und spezifischen Wärmekapazitäten  $c_p$  können wie in 2.3 beschrieben als Funktion der phasenabhängigen Enthalpie Eingang in die Wärmeleitungsgleichung erhalten, siehe Gleichungen 2.4 und 2.5 mit der spezifischen Enthalpie  $H$  für den jeweiligen Phasenanteil  $p_i$ .

$$L_{p_1 \rightarrow p_2} = H_{p_1} - H_{p_2} \quad (2.4)$$

$$c_{p_i} = \frac{\partial H_i}{\partial T} \quad (2.5)$$

In der rechnerischen Betrachtung ist neben der Energieeinkopplung und der Wärmeleitung im Bauteil die Wärmeableitung über Kontaktflächen zur Umgebung (Außenhaut der Bauteile und Kontakt mit dem Spannzeug) notwendig [6]. Die Gesamtintensität wird aus der abgeführten Wärme durch Konvektion und Strahlung berechnet [6], siehe Gleichung 2.6. Zusätzlich kann für das Laserstrahlschweißen die Verdampfung einbezogen werden.

$$\frac{\partial Q_{ges}}{\partial t} = \frac{\partial Q_{Strahlung}}{\partial t} + \frac{Q_{Konvektion}}{\partial t} + \frac{\partial Q_{Verdampfung}}{\partial t} + \frac{\partial Q_{Spannelemente}}{\partial t} \quad (2.6)$$

Die Wärmeableitung erfolgt bei geringen Temperaturen hauptsächlich über Konvektion. Bei hohen Temperaturen überwiegt die Strahlung. Für eine Beschreibung über den gesamten Temperaturbereich werden Konvektion und Strahlung häufig über kombinierte Terme formuliert, die vereinfacht aus einem über der Temperatur konstanten Wert für die Konvektion und einer Linearisierung der Stefan-Boltzmann-Gleichung für die Strahlung berechnet werden können [6]. Es existieren zudem experimentell ermittelte Gleichungen für unterschiedliche Geometrien von Bauteilen, z.B. für Platten und Rohre [6]. Der Wärmefluss in mechanischen Spannelementen ist schwer quantifizierbar, kann aber mit einem Wert von ca.  $300 \frac{W}{m^2 K}$  angenommen werden [42].

Für das Laserstrahlschweißen ist eine exakte Beschreibung durch die geringe eingebrachte Wärme und hohe Temperaturgradienten weniger wichtig, da die Wärmeabgabe an die Umgebung um etwa zwei Größenordnungen geringer ist als die Wärmeleitung in das Bauteil und die Wärmeabfuhr in das Spannzeug [39].

## 2.3 Gefügeumwandlungen

**Thermodynamische Grundlagen** Bei Schmelzschweißprozessen entstehen im Schweißgut und in der Wärmeinflusszone vielfältige Werkstoffänderungen. Durch die sehr hohen Aufheizgeschwindigkeiten von mehreren tausend  $\frac{K}{s}$  und Abkühlgeschwindigkeiten von einigen hundert  $\frac{K}{s}$  in metallischen Werkstoffen wird mit der sehr kurzen Haltedauer die Wärmeinflusszone nur einige Sekunden oder weniger thermisch beeinflusst [43]. Dies führt zu großen Ungleichgewichtszuständen und hierdurch zu kontinuierlich unterschiedlichen Eigenschaften mit steigendem Abstand zur Schweißnaht [18]. Bei den Phasenumwandlungen ist zwischen der primären flüssig-festen und der sekundären fest-festen Kristallisation mit diffusionskontrollierten und diffusionslosen Phasenänderungen zu unterscheiden [18]. Bei der Durchführung von Schweißsimulationen wird die fest-flüssige Phasenumwandlung häufig vernachlässigt. Die thermophysikalischen Werkstoffeigenschaften werden ab Erreichen der Schmelztemperatur meist als konstant angenommen. Die berechneten Temperaturzyklen sind dann nur bis zur Schmelztemperatur repräsentativ.

Auf Grundlage der Gibb'schen Enthalpie ist eine thermodynamische Beschreibung der fest-festen Phasenumwandlungen möglich [18, 44]. In Abbildung 2.3 sind die freien Enthalpien zweier Phasen (kubisch-raumzentrierter Martensit und kubisch-flächenzentrierter Austenit) bei Aufheiz- und Abkühlvorgängen dargestellt [44].

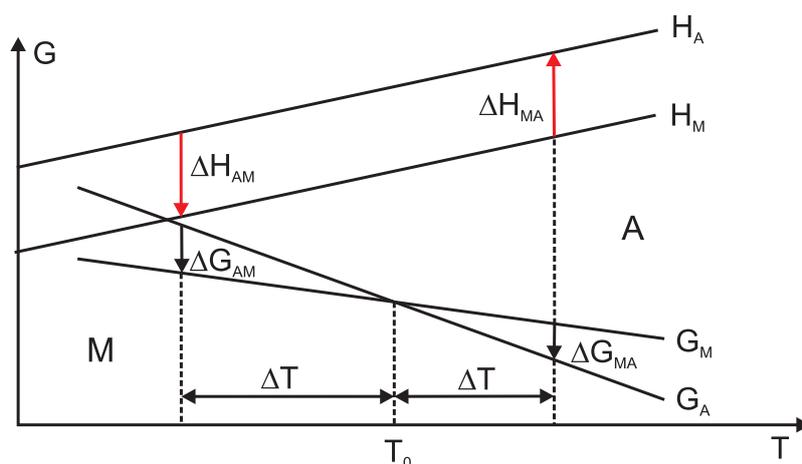


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Entstehung von Umwandlungsenthalpien beim Aufheizen und Abkühlen nach [44]

Die beiden Gefügestrukturen sind in Abhängigkeit von der Gibb'schen Enthalpiedifferenz für bestimmte Temperaturen unterhalb (Martensit M) und oberhalb (Austenit A) der Gleichgewichtstemperatur  $T_0$  stabil [44]. Die Steigung der Geraden wird durch die Entropie bestimmt [44]. Bei den Temperaturänderungen durch das Schweißen findet die Phasenumwandlung jedoch nicht direkt bei der Gleichgewichtstemperatur, sondern erst nach Überschreiten eines bestimmten Betrags der Energiedifferenz  $\Delta G$  bei der Austenit- ( $A_S$ ) bzw. Martensit- ( $M_S$ ) Start-Temperatur statt, die zudem von der Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeit abhängig ist [18, 44, 45]. Diese ist zur Bildung der Martensitkeime notwendig [44, 46]. Da die Enthalpie für austenitische Phasen oberhalb der ferritischen Phasen liegt, ergibt sich für die Umwandlung von Martensit in Austenit eine endotherme, bei der Umwandlung von Austenit in Martensit eine exotherme Reaktion [44].

**Austenitisierung** Beim Aufheizen während des Schweißens wird das Gefüge, in hochfesten Stählen meist ferritische Phasen mit eingelagerten Karbiden, in Austenit umgewandelt [18]. Die Umwandlung in Austenit ist ein thermisch aktivierter Keimbildungs- und Keimwachstumsprozess, der auch von der Diffusion der einzelnen Elemente abhängig ist. In einem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild (ZTA-Schaubild) können die Teilschritte der Austenitbildung, Karbidauflösung und Homogenisierung unterschieden werden [47], siehe Abbildung 2.4. Auf den Abszissen sind Aufheizzeit und Aufheizgeschwindigkeiten, auf der Ordinate die erreichte Spitztemperatur dargestellt.

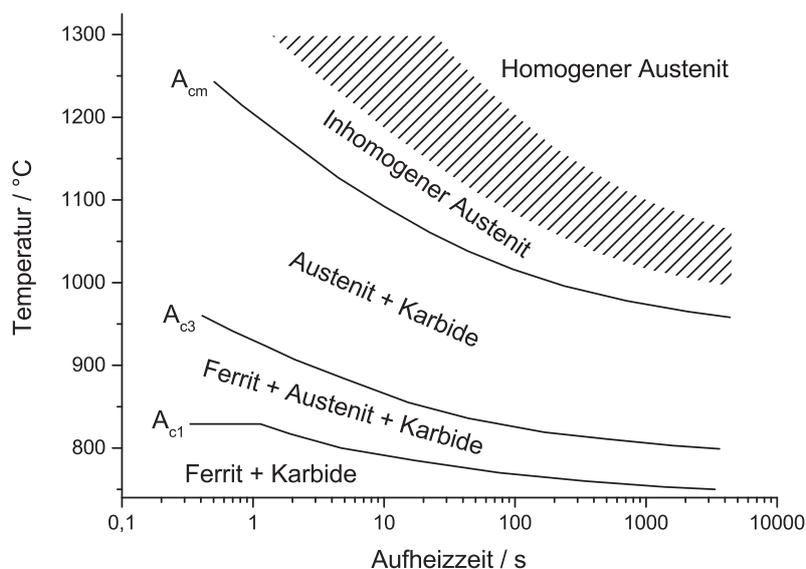


Abbildung 2.4: Zeit-Temperatur-Austenitisierungschaubild des in dieser Arbeit verwendeten Wälzlagerstahls bei ferritisch-perlitischem Gefüge nach [48]

Durch die unterschiedliche Karbidverteilung und dem hiermit verbundenen variierendem Kohlenstoffgehalt beeinflusst das Ausgangsgefüge die zeitlichen Abläufe der Phasenumwandlung beim Austenitisieren [18, 48]. Deswegen ist das dargestellte ZTA-Diagramm für genau einen Werkstoffzustand gültig. Mit steigender Erwärmungsgeschwindigkeit wird das Umwandlungsintervall (Umwandlungsbeginn  $A_{c1}$  und Umwandlungsende  $A_{c3}$ ) zu höheren Temperaturen verschoben [48]. Ab einer kritischen Aufheizgeschwindigkeit verlaufen die Linien des Umwandlungsbeginns und des Umwandlungsendes horizontal, da die Austenitbildung dann nicht mehr abhängig von der Diffusion ist [49]. Hingegen wird in [43] erläutert, dass die sehr hohen Aufheizraten beim Laserstrahlschweißen von  $6000-10000 \frac{K}{s}$  ein weiteres Ansteigen der Umwandlungspunkte bedingen können. In Abbildung 2.5 ist anhand der steigenden Temperaturen für eine Aufheizgeschwindigkeit von  $1,3^\circ\text{C/s}$  aus 2.4 dargestellt, wie die erreichte Spitztemperatur die Eigenschaften des in dieser Arbeit betrachteten Wälzlagerstahls 100Cr6 mit ferritisch/perlitischem Grundgefüge beeinflusst [48].

Durch die zunehmende Auflösung der Karbide kommt es zu einer Anreicherung von Kohlenstoff im Metallgitter, was zu einer Absenkung der Martensit-Start-Temperatur und zu einer Zunahme der Maximalhärte führt [18].

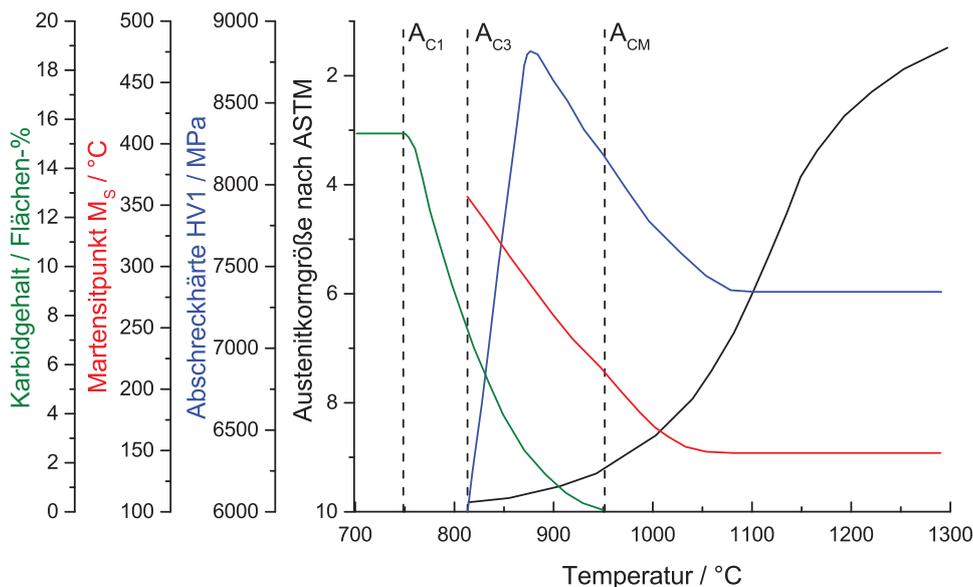


Abbildung 2.5: Änderung der Werkstoffeigenschaften durch Unterschiede bei der erreichten Spitztemperatur für eine Aufheizgeschwindigkeit nach [48]

**Gefügewandlungen beim Abkühlen** Beim Schweißen werden in der Wärmeeinflusszone mit steigendem Abstand zur Schweißnaht unterschiedliche Spitztemperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten erreicht [6, 18]. Hierdurch entsteht mit steigendem Abstand von der Schweißnaht eine Änderung der bereits in Abbildung 2.5 gezeigten Werkstoffeigenschaften [18]. Die sich ausbildenden Zonen unterscheiden sich in den meisten Fällen im Vergleich zwischen lasergeschweißten und konventionellen Schweißnähten, siehe Abbildung 2.6 [9].

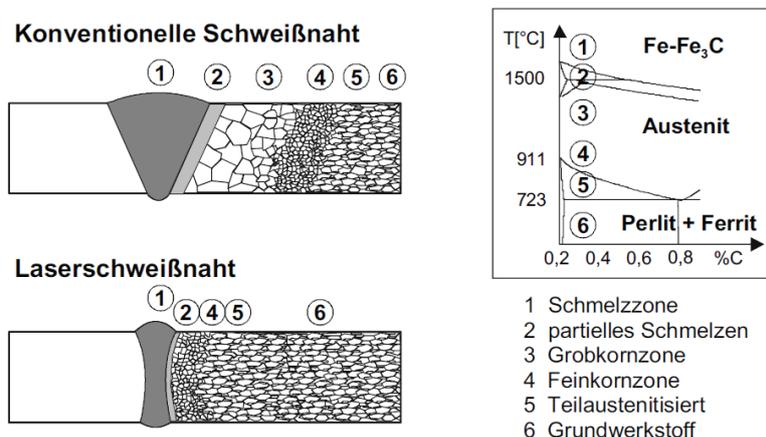


Abbildung 2.6: Entstehung unterschiedlicher Gefügezonen in Schweißnähten [9]

In Laserschweißnähten schließt sich an das Schweißgut meist ein sehr schmaler partiell aufgeschmolzener Bereich (1) an. Durch die sehr kurzen Verweilzeiten im Bereich der Austenitisierung entsteht im Gegensatz zu anderen Schweißverfahren häufig keine ausgeprägte Grobkornzone (2). Meist entsteht direkt feinkörniger Austenit, der in ebenfalls feinkörniges Gefüge übergeht (3). In einem Abstand schließt sich ein teilaustenitisiertes Gebiet an die Schweißnaht an (4) [9, 18].

Die metallurgischen Vorgänge der Phasenumwandlung beim Abkühlen werden üblicherweise in für schweißtypische Austenitisierungsbedingungen gültige Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagrammen (S-ZTU-Diagrammen) dargestellt [50]. Die Daten aus bekannten Standardwerken, z.B. [50] sind aufgrund der äußerst kurzen Temperaturzyklen für das Laserstrahlschweißen jedoch nur bedingt geeignet [39]. Abbildung 2.7 zeigt ein Schweiß-ZTU-Diagramm des in dieser Arbeit untersuchten Feinkornbaustahls S1100QL aus [51].

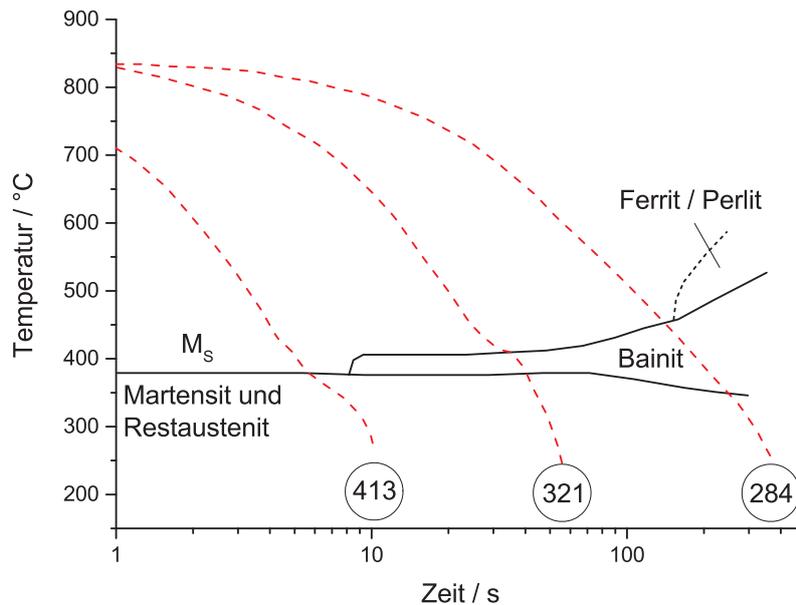


Abbildung 2.7: Schweiß-ZTU-Diagramm des Feinkornbaustahls S1100QL nach [51]

Ausgehend von einer hohen Austenitisierungstemperatur bei ca. 850 °C ist die Abkühlung auf 200 °C mit unterschiedlicher Dauer (Abkühlgeschwindigkeit) dargestellt. Die Abkühlkurven durchlaufen je nach Abkühlgeschwindigkeit verschiedene Zonen für die Bildung der Gefügeanteile Ferrit, Bainit und Martensit, deren gebildeten Abteile in % angegeben sind. Die resultierende Härte kann aus der umkreiste Zahl am Ende der Abkühlkurven abgelesen werden. Bei den für das Laserstrahlschweißen typischen hohen Abkühlgeschwindigkeiten entsteht ohne Vorwärmung fast ausschließlich martensitisches und bainitisches Härtegefüge.

Die Phasenumwandlungen werden in der numerischen Schweißsimulation häufig mit den Modellen von Leblond et al. [52] für diffusionskontrollierte Umwandlungen und Koistinen-Marburger [53] für diffusionslose Umwandlungen berechnet [54]. Gleichung 2.7 zeigt das Modell von Leblond et al. [52]

$$\frac{dp_i}{dt} = \frac{p_i^{eq}(T) - p_i}{\tau_i(T)} \quad (2.7)$$

mit dem Phasenanteil  $p_i$ . Unter der Annahme, dass sich der Phasenanteil  $p_i$  beim Halten auf der Temperatur  $T$  nahe dem thermodynamischen Gleichgewichtswert  $p_i^{eq}(T)$  einstellt, kann die Zeitkonstante der Phasenumwandlung  $\tau_i$  aus den einzelnen Abkühlkurven von ZTU-Diagrammen für jede Phase abgeleitet werden [39, 40, 54]. Die Parameter der Leblond-Gleichung können so gewählt werden, dass das Verhalten der allgemein bekannten Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung

wiedergegeben wird [40]. Die Berechnung der Phasenumwandlung in der Simulation wird durch ein Aneinanderreihen kleiner isothermer Zeitschritte realisiert [54].

Die für die Beschreibung der diffusionslosen Umwandlung verwendete Koistinen-Marburger-Gleichung (Gleichung 2.8 [53]) wird ebenfalls an die experimentell ermittelten Werkstoffeigenschaften aus dem Schweiß-ZTU-Diagramm oder an einzelne Dilatometerversuche bei monotoner Abkühlung angepasst.

$$p = p_m - \exp[-b(M_S - T)]; T < M_S \quad (2.8)$$

Der Phasenanteil ergibt sich mit dem Umwandlungskoeffizienten der Koistinen-Marburger-Gleichung  $b$ , der Martensit-Start-Temperatur  $M_S$  und dem Phasenanteil nach sehr tiefer Abkühlung  $p_m$  (üblicherweise 1). Die Materialkonstante  $b$  ist von der Martensit-Start-Temperatur  $M_S$  und über eine Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [54] auch von der Abkühlrate abhängig. Aufgrund der schnellen Abkühlung und der geringen Änderung der Martensit-Start-Temperatur niederlegierter Stähle wird sie jedoch meist als konstant angenommen [53].

Bei Stählen mit hohem gelöstem Kohlenstoffanteil im Austenit liegt die Martensit-End-Temperatur (Martensit-Finish)  $M_F$  unterhalb der Raumtemperatur. Bei schneller Abkühlung ist somit mit hohen Mengen an Restaustenitgehalt im Werkstoff zu rechnen [18,55]. Karbidausscheidungen können durch die hiermit verbundene Kohlenstoffverarmung im Austenitmischkristall analog zu Abbildung 2.5 zu einem Anstieg der Martensit-Start-Temperatur führen.

Um den Einfluss unterschiedlicher Austenitisierungsbedingungen auf die Phasenumwandlungen abzubilden, kann für konventionelle Schweißverfahren das Spitzentemperatur-Abkühlzeit-Modell (STAZ-Modell) [56] und für das Laserschweißverfahren das erweiterte Spitzentemperatur-Austenitisierungs-Abkühlzeit-Modell (STAAZ-Modell) [57] verwendet werden. Die für die Gefügeausbildung maßgeblichen Temperaturzyklen sind durch ihre Spitzentemperatur, die Austenitisierungs- und die Abkühlzeit charakterisiert. Diese Informationen werden mit Dilatometermessungen für mechanisches und umwandlungsplastisches Werkstoffverhalten verknüpft [57]. Aus den Parametern lassen sich somit die Gefügeanteile berechnen [57]. Nachteil dieser Modelle ist, dass die für die Erstellung sehr viele Werkstoffkennwerte ermittelt werden müssen [57] und in den vorliegenden Ansätzen das Gefüge meist im Nachgang zur Temperaturfeldberechnung ausgewertet wird. Eine parallele Berücksichtigung der thermophysikalischen Werkstoffeigenschaften von Mischgefügen und Umwandlungsenthalpien während der Simulation wird dann nicht berücksichtigt.

## 2.4 Entstehung von Schweißbeigenspannungen

Schweißbeigenspannungen entstehen durch inhomogene Temperaturverteilungen beim Schweißen in und um die Schweißnaht, welche zur Ausdehnung und Schrumpfung benachbarter heißer und kalter Zonen führen [6]. Die Temperaturen und die mechanischen Zwangsbedingungen wie Probeneinspannungen beeinflussen die thermischen, elastischen, plastischen, umwandlungsbedingten und umwandlungsplastischen Dehnungen im zeitlichen Verlauf [6].

Die Anteile der einzelnen Dehnungen im Schweiß-Temperaturzyklus gehen in die Berechnung der Gesamtdehnung ein, siehe Gleichung 2.9 [6, 40].

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d\epsilon_{th}}{dt} + \frac{d\epsilon_{el}}{dt} + \frac{d\epsilon_{pl}}{dt} + \frac{d\epsilon_{tr}}{dt} + \frac{d\epsilon_{tp}}{dt} \quad (2.9)$$

Die Dehnung  $\epsilon$  berechnet sich aus dem thermischen Dehnungsanteil  $\epsilon_{th}$ , elastischen Dehnungsanteil  $\epsilon_{el}$ , plastischen Dehnungsanteil  $\epsilon_{pl}$ , umwandlungsbedingten Dehnungsanteil  $\epsilon_{tr}$  und umwandlungsplastischen Dehnungsanteil  $\epsilon_{tp}$ .

Der Einfluss der beschriebenen Phasenumwandlungen auf die Eigenspannungen bei geringer und hoher Umwandlungstemperatur  $T_t$  ist in Abbildung 2.8 schematisch dargestellt [58].

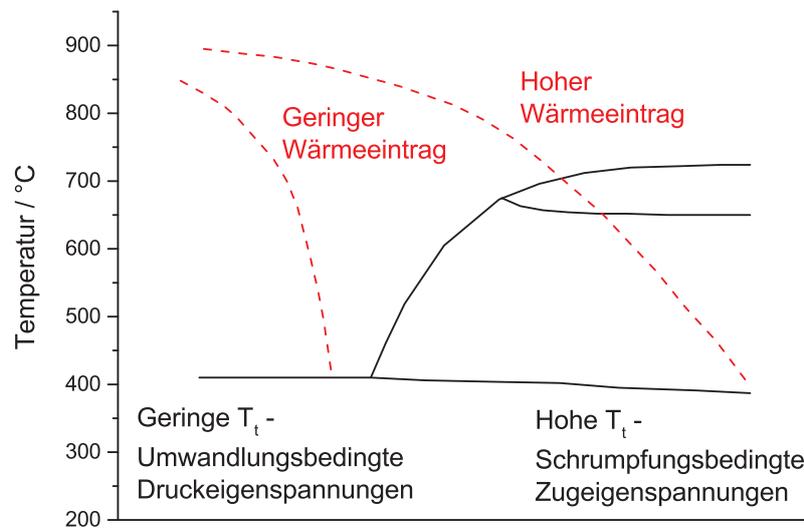


Abbildung 2.8: Schweiß-Temperaturzyklen in Abhängigkeit vom Wärmeeintrag nach [58]

Der geringe Wärmeeintrag beim Laserstrahlschweißen führt durch die thermische Dehnung des Martensits zu umwandlungsbedingten Druckeigenspannungen in der abgekühlten Schweißnaht [58, 59]. Bei höherem Energieeintrag wandelt sich der Austenit zu Ferrit und Perlit um, was aufgrund der geringen Warmstreckgrenze zu geringen Druckspannungen führt [59]. Bei weiterer Abkühlung kann der Anstieg, durch die Warmstreckgrenze begrenzt, Zugspannungen in Höhe der Warmstreckgrenze des ferritisch/perlitischen Gefüges hervorrufen [59]. Bei der Umwandlung in bainitische und martensitische Gefüge entstehen Druckspannungen, deren Höhe von der Umwandlungstemperatur abhängig ist [59]. Für die Eigenspannungsentstehung beim Laserstrahlschweißen mit geringem Wärmeeintrag ist somit insbesondere der Einfluss der Gefügeumwandlungen zu Härtegefügen von Bedeutung.

Zusätzlich wird die Eigenspannungsentwicklung durch die Umwandlungsplastizität beeinflusst [6]. Grundlage ist das Vorliegen von zusätzlichen Spannungen während der Phasenumwandlung [60]. In der weicheren Phase (meist Austenit) tritt bereits unterhalb der Streckgrenze plastische Verformung auf [60, 61]. Unter der Nutzung des von Greenwood und Johnson [62] beschriebenen Effekts zur Beschreibung der inneren Spannungen aufgrund von Volumenänderungen kann die umwandlungsplastische Dehnung bei Betrachtung nur kleiner Spannungen (siehe Gleichung 2.10) berechnet werden [6, 40, 63].

$$\frac{\partial \epsilon_{tp}}{\partial t} = -\frac{3}{2} \cdot k \cdot \ln p_{Ferrit} \cdot h \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{\gamma}} \right) \cdot \frac{\partial p_{Ferrit}}{\partial t} \quad (2.10)$$

Die Umwandlungsplastizität ergibt sich aus dem Umwandlungskoeffizient der Umwandlungsplastizität  $k$ , dem ferritischen Phasenanteil  $p_{Ferrit}$ , der Spannung  $\sigma$ , und einem Term zur Beschreibung der Nicht-Linearität  $h\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{\gamma}}\right)$  in Abhängigkeit der Spannung im Austenit [40].

Beispiele für die Berechnung von Eigenspannungen mittels der Methode der Finiten Elemente sind unter anderem in [6] und [64] dargestellt.

## 2.5 Wasserstofflöslichkeit in Stählen

Von metallischen Werkstoffen absorbiertes Wasserstoff bildet bei seiner Lösung im Metallgitter Einlagerungsmischkristalle und sitzt hierbei auf den Zwischengitterplätzen [65]. In kubisch-raumzentrierten Metallgittern existieren drei Oktaederlücken und sechs Tetraederlücken pro Matrixatom, wobei die Tetraederlücken das größere freie Volumen besitzen und bevorzugt besetzt werden [65], wie in Abbildung 2.9 [66] schematisch dargestellt.

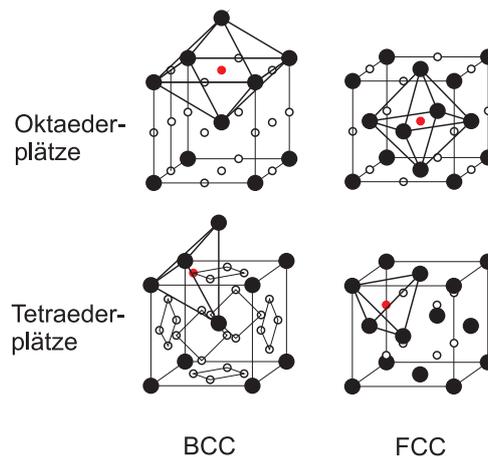


Abbildung 2.9: Mögliche Gitterstellen (Oktaederlücken O und Tetraederlücken T) für Wasserstoff in kubisch-raumzentrierten (BCC) und kubisch-flächenzentrierten (FCC) Metallgittern nach [66]

In kubisch-flächenzentrierten Gittern existieren eine Oktaederlücke und zwei Tetraederlücken, wobei die Oktaederlücken das größte freie Volumen besitzen und bevorzugt besetzt werden [65]. Ferritische kubisch-raumzentrierte Strukturen ermöglichen somit hohe Diffusionsraten für Wasserstoff bei geringer Löslichkeit [17, 67]. Austenitische, kubisch-flächenzentrierte Strukturen weisen hingegen eine geringere Diffusionsrate bei höherer Löslichkeit auf [17].

Bei niedrigen Konzentrationen lässt sich der Mischkristall als ideale Lösung beschreiben und folgt dem von Sieverts [68], in Gleichung 2.11 [65] dargestellten Gesetz, nach dem der Wasserstoff an der Metalloberfläche molekular vorliegt und im Metall dissoziiert. Die Konzentration des Wasserstoffs  $c_H$  im Mischkristall direkt unterhalb der Oberfläche (im Sub-Surface-Layer) ist proportional zur Wurzel des das Bauteil umgebenden Wasserstoff-Partialdrucks  $p$  [18, 67].

$$c_H = K_S \sqrt{\frac{p}{p_0}} \quad (2.11)$$

Die Konzentration  $c_H$  ergibt sich aus der temperatur- und legierungsabhängigen Sieverts-konstante  $K_S$  und dem das Bauteil umgebenden Wasserstoff-Partialdruck  $p$  [67]. Die Proportionalitätskonstante  $K_S$  in Gleichung 2.1 wird als Sieverts'sche Konstante bezeichnet und gibt das Ausmaß der Löslichkeit  $S$  von Wasserstoff wieder [65]. Die Lösungsreaktion von Wasserstoff im Metallgitter ist thermisch aktiviert [65]. Zwischen der Löslichkeit  $S$ , der Lösungsenthalpie  $H_S$  und der Entropie der Lösungsreaktion  $S_S$  besteht nach [65] und [69] der in 2.12 beschriebene Zusammenhang

$$S = e^{-\frac{\Delta H_S}{RT}} e^{\frac{\Delta S_S}{R}} \quad (2.12)$$

mit der Entropie der Lösungsreaktion  $S_S$ , der universellen Gaskonstante  $R$  und der Temperatur  $T$ . Nach [69] beträgt die Lösungsentropie  $\Delta S_S/R$  für die meisten Metalle zwischen -3 und -7. Bei hohen Temperaturen überwiegt die Entropie und die Löslichkeit strebt für alle Elemente ähnliche Werte an [65], wie in Abbildung 2.10 für verschiedene Metalle dargestellt.

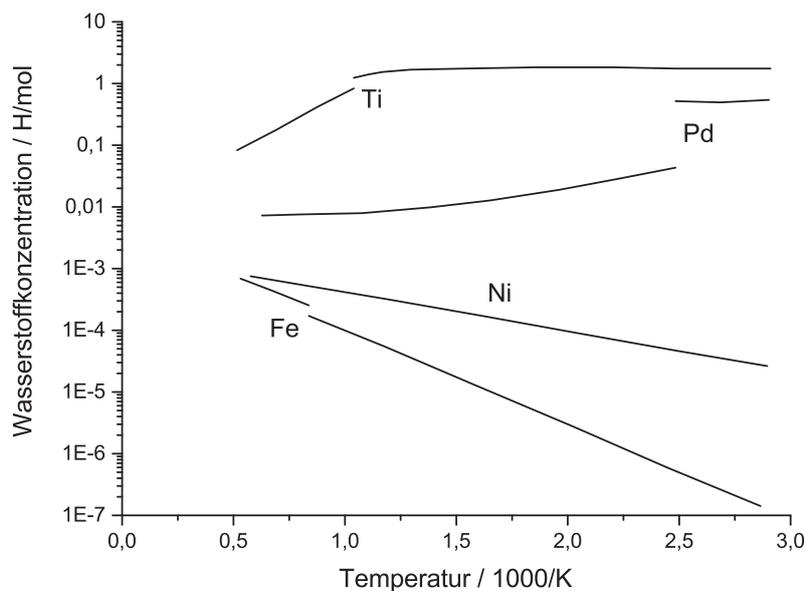


Abbildung 2.10: Temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit verschiedener Metalle bei 1 bar Wasserstoff-Umgebungsdruck nach [70]

Bei niedrigen Temperaturen bestimmt hingegen die Enthalpie die Löslichkeit [65]. Für negative Lösungsenthalpien nimmt die Löslichkeit mit steigender Temperatur ab, bei positiver Lösungsenthalpie zu [65]. Für Eisen- und Nickelbasis-Werkstoffe ergibt sich hieraus eine steigende Löslichkeit mit zunehmender Temperatur, die bereits von Smialowski [71] zusammenfassend dargestellt wurde, wobei das austenitische Nickel eine höhere Löslichkeit aufweist [18, 65, 71]. Beim Schweißen von Eisenbasiswerkstoffen kommt es daher zu einem Sprung in der Wasserstofflöslichkeit bei der Umwandlung zwischen den Phasen und beim Übergang fest-flüssig, siehe Abbildung 2.11.

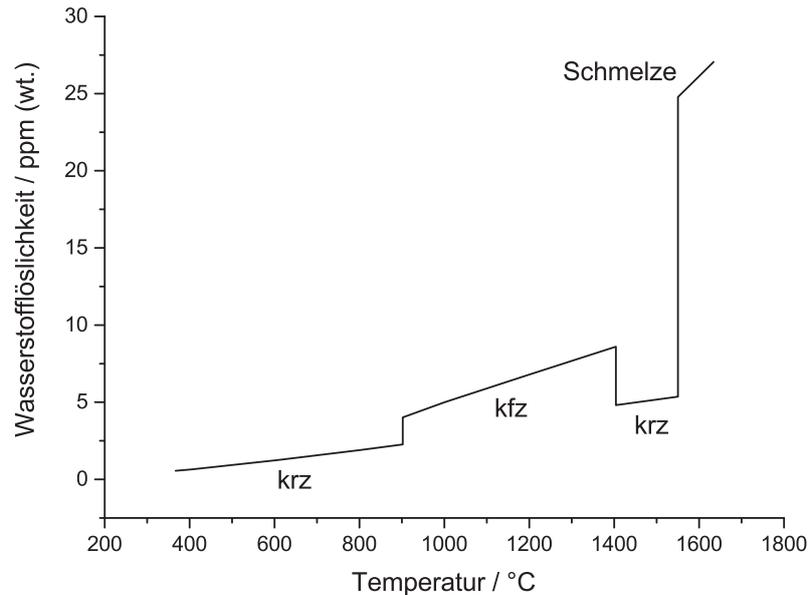


Abbildung 2.11: Wasserstofflöslichkeit in unterschiedlichen Phasen von Eisen mit der Temperatur bei einem Druck von 1 bar nach [18]

Die Löslichkeit von Wasserstoff in Metallen wird zusätzlich durch elastische mechanische Spannungen beeinflusst. Hydrostatische Zugspannungen erhöhen die Konzentration von Wasserstoff und Druckspannungen verringern diese, siehe Gleichung 2.13 [25, 26, 72]

$$c_H = c_0 \exp\left(\frac{\sigma_h \bar{V}_M}{RT}\right) \quad (2.13)$$

mit der Konzentration des gelösten Wasserstoffs  $c_H$ , der Wasserstoffkonzentration ohne Spannungen  $c_0$ , der hydrostatischen Spannung  $\sigma_h$  und dem partiellen molaren Volumen von Wasserstoff im Metall  $\bar{V}_M$  [72]. Die Angaben verschiedener Autoren ergeben für die gemittelten molaren Volumen von Wasserstoff in ferritischen Stahl zwischen 1,75-2,50  $\frac{\text{cm}^3}{\text{mol}}$  [4, 26, 72, 73]. Für austenitische Phasen wird von [74] ein Wert von ca. 2,5  $\frac{\text{cm}^3}{\text{mol}}$  angegeben. Durch das geringe molare Volumen von Wasserstoff im Metall wird dieses nur geringfügig gedehnt.

## 2.6 Wasserstoffdiffusion und Wasserstofffallen

Die Diffusion von Wasserstoff in Metallen erfolgt unabhängig vom vorliegenden Gittertyp mit sehr hoher Diffusionsgeschwindigkeit, verglichen mit anderen chemischen Elementen wie Kohlenstoff oder Stickstoff [67]. Die Diffusion erfolgt von Zwischengitterplatz zu Zwischengitterplatz, wobei bei reinem Eisen nur eine sehr geringe Aktivierungsenergie von  $-4,15 \frac{\text{kJ}}{\text{molRT}}$  aufzubringen ist [67].

Treibende Kraft ist der Konzentrationsgradient, der dazu führt, dass der Wasserstoff von Gebieten hoher Konzentration in Gebiete geringer Konzentration diffundiert [69]. Die Diffusion von Wasserstoff in Stahl kann durch das zweite Fick'sche Gesetz (Diffusionsgleichung 2.14) mit dem Diffusionskoeffizient  $D$  beschrieben werden [4, 75].

$$\frac{\partial c_H}{\partial t} = \nabla(D \nabla c_H) \quad (2.14)$$

Die Wasserstoffdiffusion ist ein thermisch aktivierter Prozess. Die Wasserstoff-Diffusionskoeffizienten können im idealen Metallgitter durch eine Arrhenius-Gleichung (siehe Gleichung 2.15) beschrieben werden [67].

$$D(T) = D_0 \exp\left(-\frac{E_D}{RT}\right) \quad (2.15)$$

Die Diffusionsgeschwindigkeit ergibt sich aus  $D_0$ , dem Frequenzfaktor der Arrhenius-Gleichung, der die Platzwechselvorgänge und die damit zusammenhängende Änderung des Ordnungszustands beschreibt [76] und der Aktivierungsenergie der Diffusion  $E_D$ .

Beim Schweißen findet bei der Umwandlung zwischen ferritischem und austenitischem Gitter die Diffusion über Gebiete unterschiedlicher Diffusivität und Löslichkeit statt. Da die Diffusionsgeschwindigkeit in Austenit deutlich geringer ist als in ferritischen Phasen, stellt der Austenit eine Geschwindigkeitsbarriere für den Wasserstofftransport dar, siehe Abbildung 2.12 [18,55,77]. Durch die erhöhte Wasserstofflöslichkeit wird die Barrierewirkung sogar noch verstärkt [78]. Der Vergleich des effektiven Diffusionsvermögens von ferritischen und austenitischen Werkstoffen ist in Abbildung 2.12 ebenfalls dargestellt.

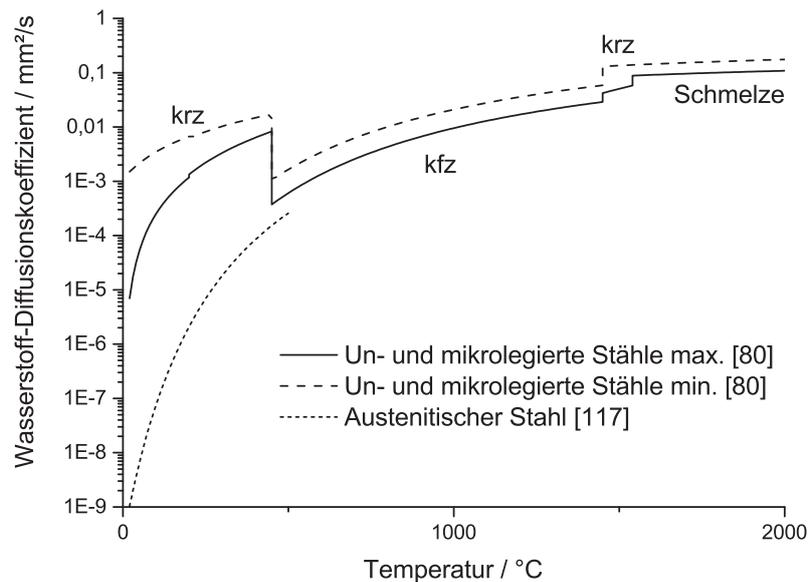


Abbildung 2.12: Temperaturabhängiger Diffusionskoeffizient metallischer Werkstoffe [18]

Im Gegensatz zur Löslichkeit ist die Diffusivität nach [79] nicht von vorhandenen elastischen Spannungen abhängig. Die vorliegende Mikrostruktur, Legierungselemente und Herstellbedingungen mit Kaltverfestigung und plastischer Deformation verringern den Diffusionskoeffizienten in Stahl jedoch [67, 80]. Das führt zu der in Abbildung 2.12 dargestellten Abweichung vom linearen Verlauf (in der logarithmischen Darstellung) bei geringeren Temperaturen in der ferritischen Phase von Eisenbasislegierungen. Nach [81] kann der effektive Diffusionskoeffizient in diesem Temperaturbereich in Abhängigkeit des Gefügestands um bis zu fünf Größenordnungen

gen niedriger liegen als bei unverformtem, reinem Eisen. Hintergrund ist, dass Wasserstoffatome während der Diffusion an mikrostrukturbedingten Änderungen des Metallgitters mit energetisch bevorzugten Stellen geringerer Energie wechselwirken können [25]. Diese Stellen können durch die Bindungsenergie, der Differenz zwischen den zwei freien Energien der Zwischengitterplätze und Energiesenken beschrieben werden, siehe Abbildung 2.13 [25].

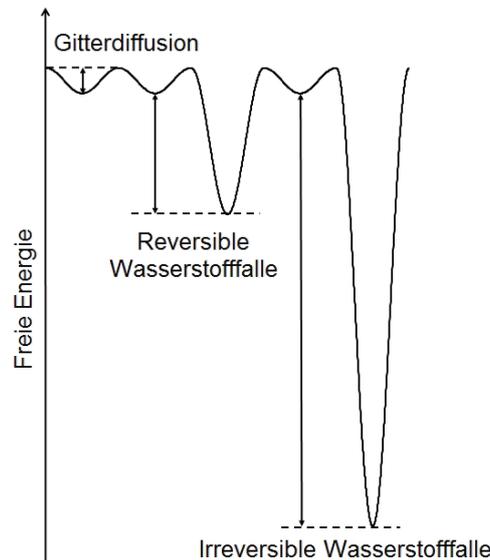


Abbildung 2.13: Schematische Darstellung der freien Energien bei der Wasserstoffdiffusion im Metall nach [82]

Bei hohen Bindungsenergien ist die Wahrscheinlichkeit, dass das Wasserstoffatom wieder an der Diffusion teilnimmt sehr gering. Das Atom wird in Bezug zur Diffusion festgehalten, weshalb diese Stellen als Wasserstofffalle oder mit dem englischen Begriff „Hydrogen Trap“ beschrieben werden. Die Gesamtmenge des Wasserstoffs im Stahl teilt sich hierdurch in einen diffusiblen Anteil auf Zwischengitterplätzen, einen reversibel im Werkstoff gebundenen Anteil mit geringer Bindungsenergie und einen irreversibel im Werkstoff gebundenen Anteil mit hoher Bindungsenergie auf. Die Diffusionsgleichung 2.14 kann somit um reversible und irreversible Wasserstofffallen ergänzt werden, siehe Gleichung 2.16 [83].

$$\frac{\partial c_H}{\partial t} = \nabla (D \nabla c_H) - N_{rev} \frac{\partial \theta_{rev}}{\partial t} - N_{irrev} \frac{\partial \theta_{irrev}}{\partial t} \quad (2.16)$$

Die Wasserstoffkonzentration ergibt sich aus der Anzahl reversibler  $N_{rev}$  und irreversibler  $N_{irrev}$  Wasserstofffallen, sowie dem Besetzungsgrad reversibler  $\theta_{rev}$  und irreversibler  $\theta_{irrev}$  Wasserstofffallen. Bei hohem Besetzungsgrad und gleichzeitig hoher Fallendichte kann der diffusible Wasserstoff bezüglich der gesamten aufgenommenen Menge eine untergeordnete Rolle spielen [84]. Die Konzentration in reversiblen und irreversiblen Wasserstofffallen ist dann deutlich größer als der diffusible Anteil, welcher bei Raumtemperatur in Eisen äußerst gering ist [67, 84].

In Stählen sind die möglichen Wasserstofffallen sehr vielfältig und stellen bezüglich Ihrer Bindungsenergie ein nahezu kontinuierliches Spektrum dar. In Tabelle 2.1 sind mehrere Literaturstellen zu den Bindungsenergien einer Auswahl möglicher Wasserstofffallen zusammengefasst.

Wasserstofffalle	Angegebene Bindungsenergie in kJ/mol	Quelle
Fremdatome	-3,0 bis -15,4	[73] [76] [85]
Versetzung	-20,0 bis -30,0	[1] [25] [73] [76] [86]
Mikroporen/Poren	-28,6 bis -48,0	[73] [85] [87]
Korngrenzen	-17,1 bis -59,0	[25] [73] [76] [86] [87]
Leerstellen	-30,0	[73] [76] [85]
Grenzflächen/Korngrenzen	-47,0 bis -96,0	[1] [25] [73] [76]
H- $M_s$ Grenzfläche	-72,0	[25] [85]
H-Fe <sub>3</sub> C-Grenzfläche	-84,0	[25] [73] [76]
H-TiC-Grenzfläche	-88,0 bis -94,6	[25] [73] [76] [86] [87]
H-Nd-Grenzfläche	-129,0	[25] [86]
Freie Oberflächen	-70,7 bis -100,0	[1] [73] [25]

Tabelle 2.1: Literaturwerte für unterschiedliche Bindungsenergien von Wasserstoff-Fallen

In Stählen ergibt sich die Gesamtsumme aus der Summe einzelner Wasserstofffallen und deren Besetzung. Die Fallenbesetzung in Abhängigkeit von der Temperatur kann nach [78] für ein offenes System im dynamischen Gleichgewicht über thermodynamische Prinzipien mittels Fermi-Dirac-Statistik (Gleichung 2.17 unter Nutzung der temperaturabhängigen Wasserstofflöslichkeit aus [88] (Gleichung 2.18) berechnet werden [25, 69, 78, 89].

$$\theta_{eq}(T(t)) = \frac{c_H \exp\left(-\frac{E_B}{RT}\right)}{1 + c_H \exp\left(-\frac{E_B}{RT}\right)} \quad (2.17)$$

$$S(T) = 0,00185\sqrt{p} \exp\left(\frac{-28,6 \text{ kJ/mol}}{RT(t)}\right) \quad (2.18)$$

Die Besetzung ergibt sich aus der Bindungsenergie  $E_B$  (siehe Abbildung 2.13). In Abbildung 2.14 sind exemplarisch drei Bindungsenergien aus Tabelle 2.1 für unterschiedliche Wasserstofffallen berechnet worden.

Je höher die Energie der Falle, desto höher ist die benötigte Temperatur um den Wasserstoff zu lösen. Die Wasserstofffallen sehr geringer Bindungsenergien sind beim geringen Wasserstoff-Partialdruck der Umgebungsluft bei Raumtemperatur nur geringfügig besetzt. Nach [67] wird zwischen reversiblen Wasserstofffallen mit  $E_b < 30 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  und geringer Fallenbesetzung und irreversiblen Wasserstofffallen mit  $E_b > 50 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  und hoher Fallenbesetzung unterschieden. Weitere Einteilungen bezüglich der physikalischen Wirkung [86] oder der Wahrscheinlichkeit der Sättigung [90] existieren ebenfalls.

Beim Schweißen laufen die Wechselwirkungen des Einfangens und des Herauslösen von Wasserstoff aus den Wasserstofffallen in einem System mit hohen Temperaturgradienten ab. Die Diffusionsgleichung 2.14, S. 17 kann mit dem Modell von McNabb & Foster [83] wie in den Gleichungen 2.19 und 2.20 für das Einfangen und das Herauslösen reversibler und irreversibler Wasserstofffallen erweitert werden [67, 91].

$$\frac{\partial \theta_{rev}}{\partial t} = \kappa_{rev} c_H (1 - \theta_{rev}) - \rho_{rev} \theta_{rev} \quad (2.19)$$

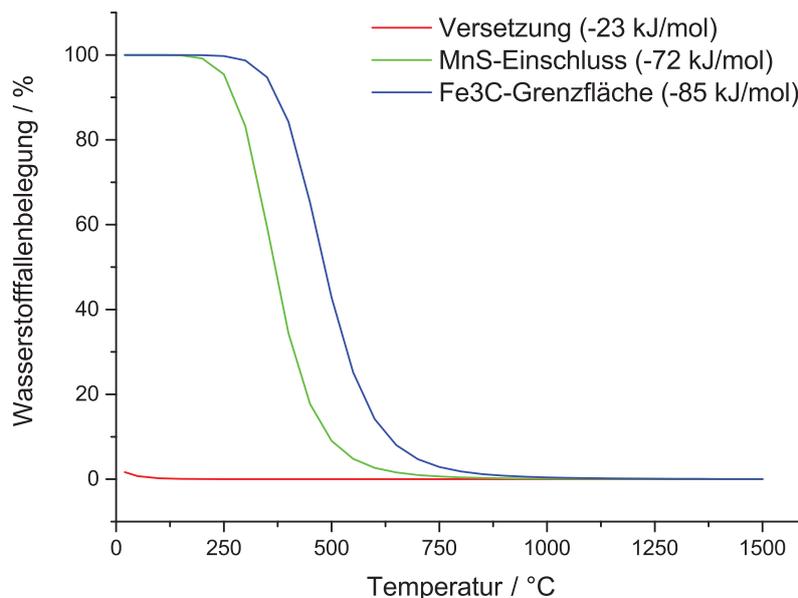


Abbildung 2.14: Berechnete Belegung unterschiedlicher Wasserstofffallen in Abhängigkeit von der Temperatur

$$\frac{\partial \theta_{irrev}}{\partial t} = \kappa_{irrev} c_H (1 - \theta_{irrev}) - \rho_{irrev} \theta_{irrev} \quad (2.20)$$

Die Besetzung ergibt sich über die Geschwindigkeitskonstanten  $\kappa_{rev}$  und  $\kappa_{irrev}$  für das Einfangen von Wasserstoff durch reversible für irreversible Wasserstofffallen, sowie  $\rho_{rev}$  und  $\rho_{irrev}$  für das Herauslösen aus den reversiblen und bei sehr hohen Temperaturen wie dem Schweißen auch aus den eigentlich irreversiblen Wasserstofffallen. In Abhängigkeit von der Bindungsenergie können die Wasserstofffallen durch eine bestimmte Menge an eingefangenen Wasserstoff gesättigt werden [83, 90, 92, 93].  $(1 - \theta_{rev})$  und  $(1 - \theta_{irrev})$  sind die Sättigungsterme, welche die begrenzte Aufnahmemöglichkeit irreversibler Wasserstofffallen beschreiben.

Schweißprozesse mit in kurzer Zeit ablaufenden Änderungen von Temperaturen, Gefügen, Spannungen und somit der Wasserstofflöslichkeit und -diffusivität haben einen starken Einfluss auf die Besetzung der Wasserstofffallen und der Wechselwirkung mit den Zwischengitterplätzen.

# 3 Ermittlung von Werkstoffkennwerten und Modellierung für die Schweißsimulation

Zur Untersuchung wurden drei in der Praxis häufig eingesetzte Stähle ausgewählt, die deutliche Unterschiede der mechanisch-technologischen Eigenschaften und Einsatzgebiete aufweisen:

- Hochfester Wälzlagerstahl 100Cr6 (1.2067), im bainitisierten Zustand, in dieser Arbeit mit **Wälzlagerstahl** bezeichnet.
- Hochfester Martensitphasenstahl HDT1200M (1.0965), warmgewalzt, in dieser Arbeit mit **Martensitphasenstahl** bezeichnet.
- Hochfester Feinkornbaustahl S1100QL (1.8942), angelassen und wasservergütet, in dieser Arbeit mit **Feinkornbaustahl** bezeichnet.

Die chemischen Zusammensetzungen der betrachteten Stähle wurden entsprechenden Werkstoffdatenblättern der Stahlhersteller entnommen und sind in Tabelle 3.1 zusammen mit dem von Uwer und Höhne [19] zur Bewertung der Aufhärtungsneigung ermittelten Kohlenstoffäquivalent CET [3] dargestellt .

Legierungszusatz in %	Wälzlagerstahl	Martensitphasenstahl	Feinkornbaustahl
C	1,10	0,25	0,20
Si	0,35	0,80	0,50
Mn	0,4	2,0	1,7
P	0,025	0,060	0,020
S	0,025	0,015	0,005
Cr	1,6	0,6	1,5
Mo	0,1	0,6	0,7
Ni	0,4	-	2,5
V	-	0,22	0,12
Al	-	0,2	-
B	-	0,005	-
Nb und Ti	-	0,15	-
Kohlenstoffäquivalent CET	1,24	0,54	0,58

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle (Zusammenfassung aus unterschiedlichen Werkstoffdatenblättern der Stahlhersteller)

## 3.1 Grundwerkstoff und thermophysikalische Werkstoffkennwerte

### 3.1.1 Messmethoden und Modellierungsansätze

Für die Beschreibung der Wärmeleitung im Bauteil werden die thermophysikalischen Werkstoffkennwerte der Stähle benötigt. Für deren Ermittlung stehen etablierte Methoden zur Verfügung, die im Folgenden kurz erklärt werden. Zusätzlich wird auf die Erweiterung der messtechnisch

ermittelten Werkstoffkennwerte durch rechnerische Methoden eingegangen. Die Modellierungsansätze für schweißtypische Temperaturzyklen auf Grundlage der experimentell errechneten und berechneten Daten werden beschrieben.

### 3.1.1.1 Makroschliffe und Härtemessung

Die Oberfläche der Grundwerkstoffe wurde im Anlieferungszustand für 15 Sekunden mit 3%-iger Nitalsäure geätzt und unter dem Lichtmikroskop bei verschiedenen Vergrößerungen bewertet. Zur Charakterisierung der einzelnen Gefüge wurden die Stähle zusätzlich mittels Vickers-Härteeindruck nach DIN EN ISO 6507-1:2006-03 charakterisiert. Die verwendeten Untersuchungsparameter für die Härtemessung sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Prüfverfahren	HV (Vickers-Härteeindruck)
Laststufe in [N]	1
Belastungszeit	10 s
Umgebungstemperatur	Raumtemperatur

Tabelle 3.2: Untersuchungsparameter der Härtemessung

### 3.1.1.2 Dynamische Differenz-Kalorimetrie (DSC)

Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  wurde mittels dynamischer Differenz-Kalorimetrie (engl. Differential Scanning Calorimetry - DSC) gemessen. Die aufgenommene oder abgegebene Wärmemenge einer flachen Probe wird bei quasi-statischer Aufheizung und Abkühlung im Vergleich zu einer parallel erhitzten Referenzprobe bestimmt. Aus den beiden Wärmeströmen lassen sich unter anderem Änderungen der Wärmeleitfähigkeit und Umwandlungsenthalpien ermitteln [94]. Die Proben wurden mittels Drahterodieren aus den drei Grundwerkstoffen entfernt und die entstehenden Oberflächen mechanisch poliert, gereinigt und entfettet. Die verwendeten Untersuchungsparameter für die DSC-Messungen sind in Tabelle 3.3 zusammengefasst.

	Wälzlagerstahl	Martensit- phasenstahl	Feinkorn- baustahl
Probengewicht in g (Mittelwert aus 3 Proben)	220,7	222,8	177,6
Tiegel	$Pt - Rh + Al_2O_3$	$Pt - Rh + Al_2O_3$	$Pt - Rh + Al_2O_3$
Schutzgas	Argon	Argon	Argon
Gasmenge in $\frac{ml}{min}$	30	20	20
Temperaturbereich in °C	20-900	20-1100	20-1100
Aufheizrate in $\frac{K}{min}$	5	10	10

Tabelle 3.3: Untersuchungsparameter der dynamischen Differenz-Kalorimetrie

Die in der Wärmeleitungsgleichung 2.3 dargestellte Enthalpie ergibt sich nach [95] ohne Berücksichtigung der Umwandlungsenthalpie durch Integration der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  über den entsprechenden Temperaturbereich nach Gleichung 3.1 [6].

$$H = H_0 + \int_{T_0}^T c_p dT \quad (3.1)$$

Die Enthalpie  $H$  berechnet sich aus der Bezugsenthalpie  $H_0$ , die für den Ausgangswerkstoff bei Raumtemperatur zu null gesetzt wurde.  $T$  und  $T_0$  sind die Temperatur und die Bezugstemperatur.

### 3.1.1.3 Ergänzende thermodynamische Berechnungen

Die gemessene spezifische Wärmekapazität  $c_p$  ist eine Mischung aus der Summe der in Abbildung 3.1 dargestellten anharmonischen  $c_{an}$ , magnetischen  $c_m$  und elektrischen  $c_{el}$  Anteile, sowie einem Anteil der Gitterschwingung  $c_v$  [45].

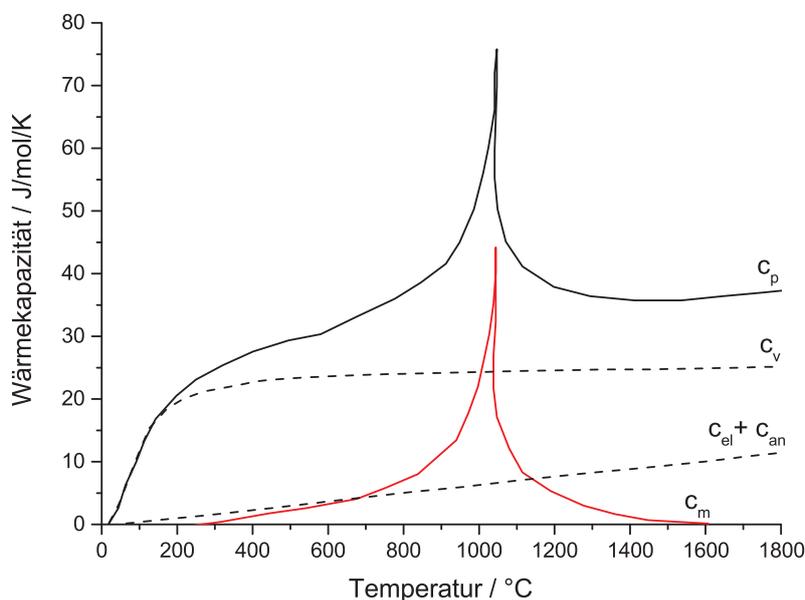


Abbildung 3.1: Einfluss der magnetischen Umwandlung auf die spezifische Wärmekapazität von Eisen nach [45]

Bei Erhöhung der Temperatur existiert beim Curiepunkt, bei der Phasenumwandlung von ferritischem in austenitisches Gefüge, ein Übergang von ferromagnetischem zu paramagnetischem Verhalten [45, 47, 61]. Die Überlagerung der magnetischen Umwandlung mit der Umwandlungsenthalpie von Ferrit in Austenit kann messtechnisch mittels der eingesetzten DSC-Messung nicht separiert werden.

Eine Unterscheidung der unterschiedlichen Anteile des integral aufgenommenen Messsignals kann aber über thermodynamische Berechnungen bewertet werden. Bei der Calphad-Methode werden über experimentell ermittelte Werkstoffkennwerte, empirisch ermittelte Regeln und fundamentale Theorien Modelle für die thermodynamischen Eigenschaften der einzelnen Phasen ermittelt. Diese gehen in Datenbanken ein aus denen dann Werkstoffeigenschaften berechnet werden können. Einen Überblick über die Methode gibt [96].

Für die Berechnungen der spezifischen Wärmekapazität der untersuchten Stähle wurde das kommerzielle Programm Thermocalc mit der zugehörigen Stahl-Datenbank TCFE6 genutzt, um

für die einzelnen ferritischen und die austenitischen Phasen die spezifischen Wärmekapazitäten ohne überlagerte Umwandlungsenthalpie zu berechnen. Für die thermodynamischen Berechnungen wurde die chemische Zusammensetzung der Stähle aus Tabelle 3.1 verwendet. Die Berücksichtigung real vorliegender Mikrostrukturen ist mit der Calphad-Methode nicht möglich. Der Anteil von Aluminium in der chemischen Zusammensetzung des Martensitphasenstahls musste in den Berechnungen vernachlässigt werden, da das Legierungselement bei der Berechnung die Verschiebung der Umwandlungstemperaturen stärker dominiert als dies physikalisch sinnvoll erscheint.

Mit der Calphad-Methode wurden zudem die experimentell nur unter hohem Aufwand messbaren Schmelzpunkte und Schmelzenthalpien für die drei untersuchten Stähle berechnet. Die Modellierungen wurden anhand einer einfachen Finite Elemente Simulation mit einem einzelnen Finiten Element überprüft. Hierbei wurden die den Messungen entsprechenden Temperaturverläufe aus Tabelle 3.4 rechnerisch nachgebildet.

### 3.1.1.4 Thermodilatometrie (TD)

Die thermischen Dehnungen  $\epsilon_{th}$  (siehe Gleichung 2.9, S. 13) bei Temperaturänderungen wurden mittels Thermo-Dilatometrie (TD) gemessen. Die thermische Dehnung einer kleinen stabförmigen Probe wird bei isothermer Aufheizung und Abkühlung im Vergleich zur ursprünglichen Länge bestimmt [94]. Die Proben wurden mittels Drahtrodieren aus dem jeweiligen Grundwerkstoff entfernt und die entstehenden Oberflächen mechanisch poliert, gereinigt und entfettet. Über Gleichung 3.2 lässt sich mit der Temperatur  $T$ , dem Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$  und der Bezugstemperatur  $T_0$  (meist Raumtemperatur) die temperaturabhängige Dichte  $\rho$  der Stähle berechnet [60].

$$\rho(T) = \rho_{T_0} \cdot \frac{1}{(1 + \alpha \cdot (T - T_0))^3} \quad (3.2)$$

Die Dichte bei Raumtemperatur ist in Tabelle 3.5 aufgeführt. Diese wurde über die Masse der Proben mittels Mikrowaage und dem Volumen über die Vermessung mittels Mikrometerschraube bestimmt. Die verwendeten Untersuchungsparameter für die Dilatometermessungen sind in Tabelle 3.4 zusammengefasst. Die Länge der Proben entspricht einem Mittelwert aus je drei Proben.

	Wälzlagerstahl	Martensit- phasenstahl	Feinkorn- baustahl
Referenzprobe	Al2O3-Standard	Al2O3-Standard	Al2O3-Standard
Probenlänge in mm	10,111	24,890	24,895
Schutzgas	Argon	Argon	Argon
Gasfluss in ml/min	80	80	80
Temperaturbereich in °C	20-900	20-1100	20-1100
Aufheizrate in $\frac{K}{min}$	5	2	2

Tabelle 3.4: Untersuchungsparameter der Thermodilatometrie

### 3.1.1.5 Laser Flash-Analyse (LFA)

Die Temperaturleitfähigkeit  $a$  bei verschiedenen Temperaturen wurde mittels Laser Flash-Analyse (LFA) gemessen. Eine runde, flache Probe wird bei konstanter Temperatur durch einen kurzen Laserbeschuss erwärmt und die benötigte Zeit für das Durchwandern der Probe bestimmt. Für jede Temperatur werden drei Messungen durchgeführt. Die Proben wurden mittels Drahterodieren aus dem jeweiligen Grundwerkstoff entfernt und die entstehenden Oberflächen mechanisch poliert, gereinigt und entfettet. Dicke und Durchmesser der Proben entsprechen dem Mittelwert aus den drei Proben. Die Parameter des Verfahrens sind in Tabelle 3.5 zusammengefasst.

	Wälzlagerstahl	Martensitphasenstahl	Feinkornbaustahl
Referenz-Temperatur in °C	20	20	20
Referenz-Dichte in $g/cm^3$	7,781	7,824	7,816
Beschichtung	$Y_2O_3$	$Y_2O_3$	$Y_2O_3$
Dicke bei Raumtemperatur in mm	1,5220	1,5085	1,5320
Durchmesser bei Raumtemperatur in mm	12,756	12,698	12,721
Sensor	InSb	InSb	InSb
Schutzgas	Argon	Argon	Argon
Gasfluss in mlmin	100	100	100
Temperaturbereich in °C	20-900	50-1100	20-1100
Temperaturschrittweite in K	100	100	100

Tabelle 3.5: Untersuchungsparameter der Laser Flash-Analyse

Zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  wird das Produkt aus spezifischer Wärmekapazität, Dichte und Temperaturleitfähigkeit gebildet, siehe Gleichung 3.3.

$$\lambda(T) = c_p(T) \cdot \rho(T) \cdot a(T) \quad (3.3)$$

## 3.1.2 Ergebnisse

### 3.1.2.1 Mikrostruktur der Grundwerkstoffe

Zur Charakterisierung der Grundwerkstoffe wurden jeweils Makroschliffe erstellt, bei hoher Auflösung im Lichtmikroskop untersucht und die Härte gemessen. Die ermittelten Gefügeeigenschaften sind in Tabelle 3.6 zusammengefasst.

	Wälzlagerstahl	Martensitphasenstahl	Feinkornbaustahl
Grundgefüge	Bainit (vorgelagerter Bainitisierungsvorgang)	Martensit mit geringem Bainitanteil und vereinzelt Ferritinseln	Vergütungsgefüge aus Martensit und unterem Bainit
Härte HV1	729	398	446
Karbide	Eingelagerte Karbide	Keine Karbidbildung	Eingelagerte Karbide

Tabelle 3.6: Charakterisierte Gefügeeigenschaften der drei hochfesten Stähle (Grundwerkstoffe)

Der hochfeste Wälzlagerstahl weist durch den vorangegangenen Bainitisierungsvorgang bainitisches Gefüge mit eingelagerten Karbiden und einer hohen Härte auf. Der hochfeste Martensitphasenstahl wurde mit einem martensitischen Gefüge bei geringem Bainitanteil und vereinzelt Ferritinseln ohne eingelagerte Karbide mit der geringsten Härte charakterisiert. Der hochfeste Feinkornbaustahl hat ein Vergütungsgefüge aus unterem Bainit und Martensit mit eingelagerten Karbiden und einer im Vergleich zum Wälzlagerstahl geringeren Härte. Nach [3] scheidet sich beim Feinkornbaustahl durch die Wasservergütung und das Anlassen aus dem Martensit neben den feinverteilten Karbiden zusätzlich ein sehr feinkörniges ferritisches Sekundärgefüge aus.

### 3.1.2.2 Phasenabhängige spezifische Wärmekapazität / Enthalpie

Die bei der Aufheizung gemessenen spezifischen Wärmekapazitäten der drei untersuchten Stähle sind in Abbildung 3.2 dargestellt.

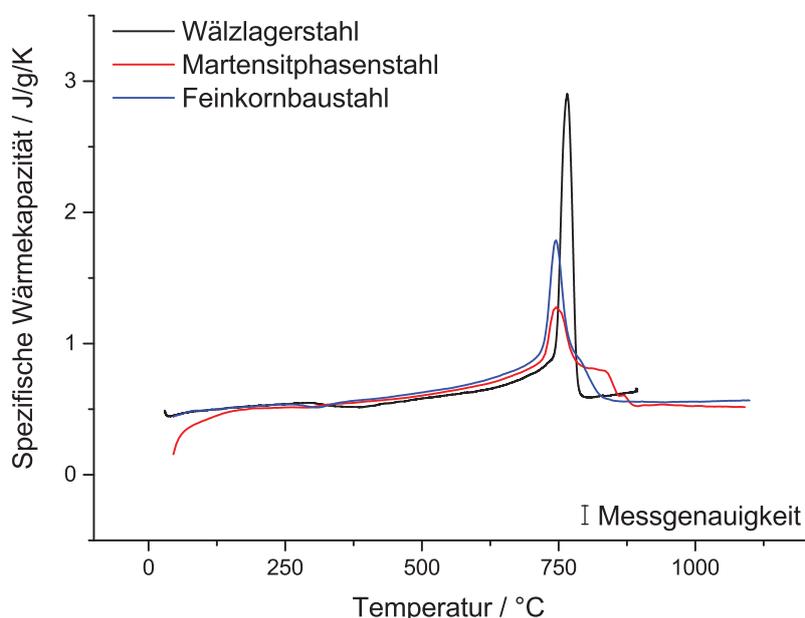


Abbildung 3.2: Gemessene spezifische Wärmekapazitäten der drei hochfesten Stähle

Der Bereich geringer Temperaturen weist beim Martensitphasenstahl eine Abweichung vom linearen Verlauf auf, der sich wie später gezeigt wird auch bei der Untersuchung der Dichte ergibt. Die spezifischen Wärmekapazitäten und Austenitierungstemperaturen liegen nahe beieinander. Bei allen drei Stählen gibt es eine geringe Abweichung vom linearen Verlauf im Bereich von 300 °C bis 400 °C.

In Abbildung 3.3 ist exemplarisch der Vergleich zwischen Messung (schwarze Linien) und thermodynamischer Berechnung (rote Linien) dargestellt. Es ergibt sich eine Übereinstimmung zwischen den Messungen des zu Ferrit umgewandelten Austenits aus der gestrichelten Abkühlkurve.

Der gleichgewichtsfernere Martensit (ferritische Phase) der Aufheizkurve weicht hiervon deutlich ab. In der Messung steigt die spezifische Wärmekapazität beim Aufheizen im Bereich der magnetischen Umwandlung sehr stark an. Der Vergleich mit der thermodynamischen Berech-

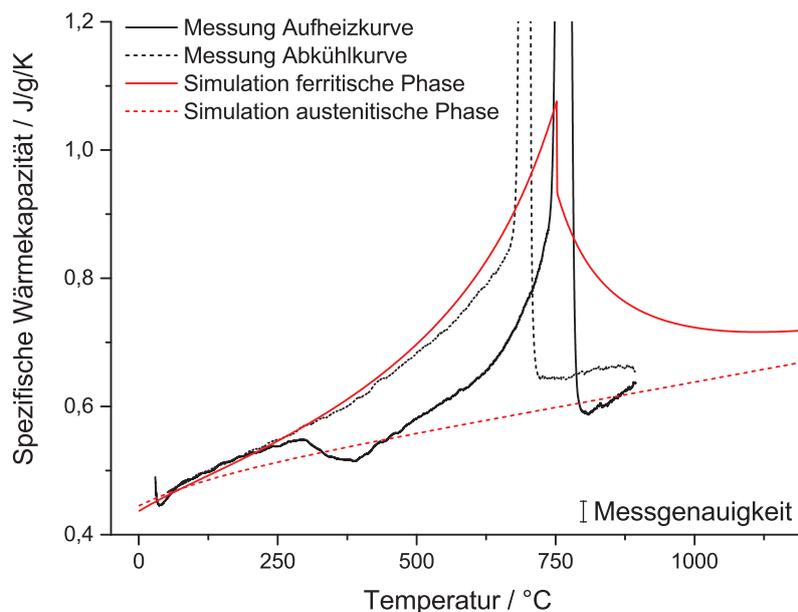


Abbildung 3.3: Vergleich der berechneten und der gemessenen spezifischen Wärmekapazitäten des Wälzlagerstahls

nung zeigt, dass der Anstieg durch die magnetische Umwandlung von der Umwandlungsenthalpie der Austenitisierung überdeckt wird. Der temperaturabhängige Verlauf der spezifischen Wärmekapazität ist somit aus der Messung nicht zu erhalten, kann aber über die Verwendung der rechnerischen Calphad-Methode abgeschätzt werden.

Der in den Berechnungen ermittelte Verlauf der spezifischen Wärmekapazität der austenitischen Phase stimmt mit der Messung ab der Austenitisierungstemperatur überein. Die spezifische Wärmekapazität für die austenitische Phase, die sich durch die Phasenumwandlungen nicht aus der Messung ergibt, kann somit ebenfalls für den gesamten Temperaturbereich berechnet werden. Für die Modellierung der spezifischen Wärmekapazität wird wie in Abbildung 3.4 dargestellt die temperaturabhängige spezifische Wärmeleitfähigkeit der ferritischen Phasen für Temperaturen unterhalb der Phasenumwandlung anhand der gemessenen Werte linearisiert, um die Messung der Grundwerkstoffe wiederzugeben. Oberhalb der Temperaturen der Phasenumwandlung werden diese anhand der berechneten Verläufe linearisiert, um eine Überdeckung mit der Umwandlungsenthalpie auszuschließen. Die austenitische Phase wird für den gesamten Temperaturbereich aus der Berechnung übernommen.

Der gemessene Knick zwischen 300 °C und 400 °C wird auf Anlasseffekte zurückgeführt, für die beim Schweißen keine Zeit bleibt und somit in der Modellierung vernachlässigt werden. Wie aus der Wärmeleitungsgleichung 2.3, S. 7 hervorgeht, kann die Umwandlungsenthalpie in der Berechnung des Temperaturfelds bei Kenntnis der Enthalpieverläufe der austenitischen und ferritischen Phasen mit einem Enthalpieansatz direkt berechnet werden. Dies ist insbesondere dann notwendig, wenn sich die Umwandelungspunkte beim Aufheizen (siehe Gleichung 2.4, S.9) oder die Martensit-Start-Temperatur beim Abkühlen mit den Austenitisierungsbedingungen verschieben. Für die Berechnungen werden deswegen mit Gleichung 3.1, S. 23 die linearisierten phasenabhängigen Verläufe der spezifischen Wärmekapazität in die spezifischen Enthalpien umgerechnet.

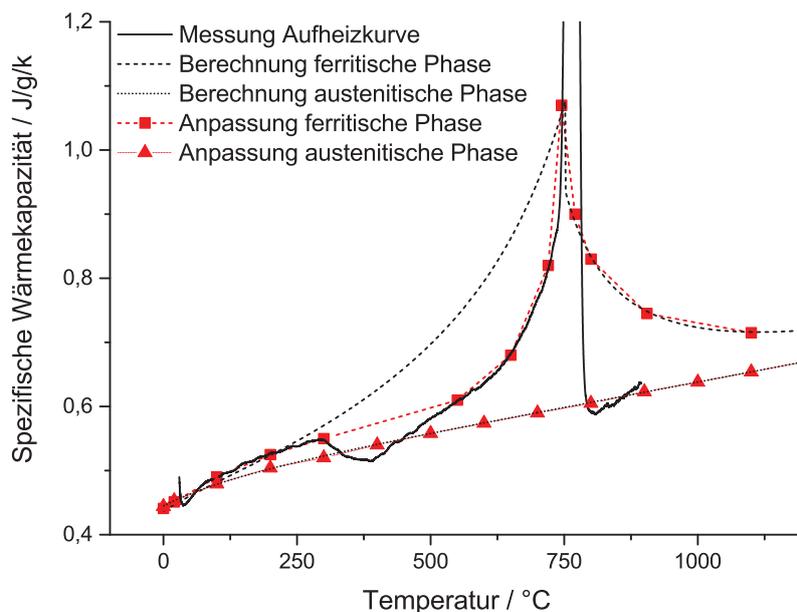


Abbildung 3.4: Linearisierung der spezifischen Wärmekapazität am Beispiel des Wälzlagerstahls

Das Ergebnis ist am Beispiel des Wälzlagerstahls in Abbildung 3.5 dargestellt.

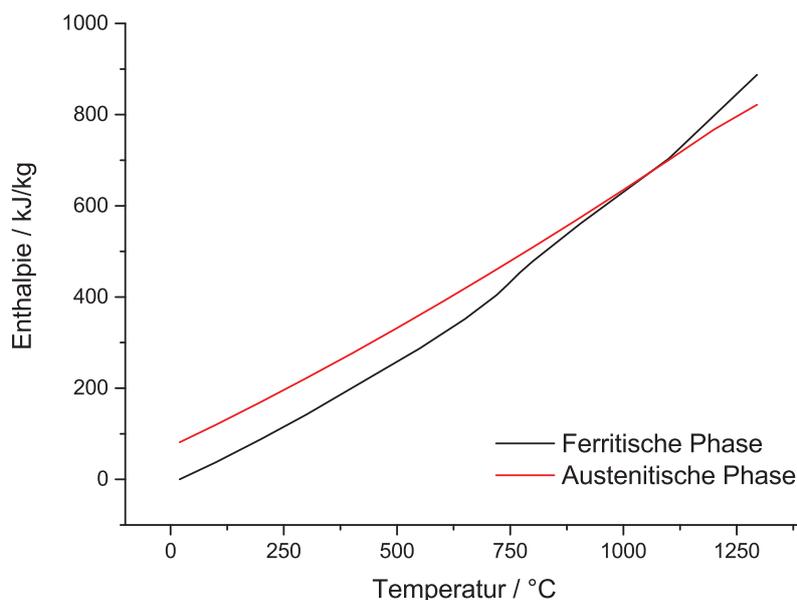


Abbildung 3.5: Berechnete Enthalpieverläufe der ferritischen und austenitischen Phase am Beispiel des Wälzlagerstahls

Die sich in der Berechnung ergebende endo- und exotherme Umwandlungswärme wurde anhand einer einfachen Finite Elemente Simulation mit einem Element überprüft. In Abbildung 3.6 ist das Ergebnis aus zwei Berechnungen, einmal mit und einmal ohne Umwandlungsenthalpie dargestellt. Bei der Umwandlung von Bainit zu Austenit bei ca. 740 °C wird Wärme benötigt, bei der Umwandlung zu Martensit bei ca. 210 °C wird Wärme frei. Durch die unterschiedliche Wärmemenge ergibt sich eine Änderung des Martensitgehalts.

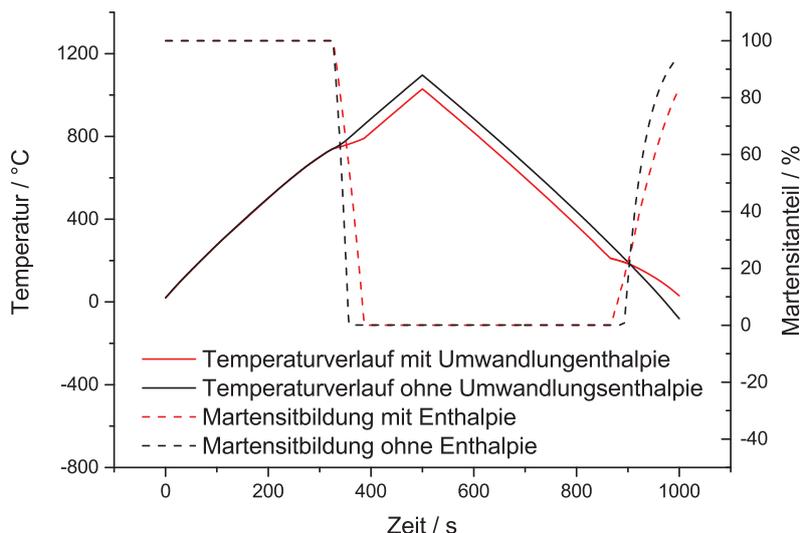


Abbildung 3.6: Berechnete Temperaturverzögerung und geänderte Martensitbildung durch Einbeziehung der Umwandlungsenthalpie

### 3.1.2.3 Thermische Dehnung / Dichte

Die gemessenen thermischen Dehnungen und über Gleichung 3.2, S. 24 errechneten Dichteänderungen bei Änderung der Temperatur der hochfesten Stähle sind in den Abbildungen 3.7 und 3.8 dargestellt. Der Martensitphasenstahl weist eine deutlich höhere Dichte auf als die anderen beiden Stähle. Der Gradient der Dichteabnahme über der Temperatur ist ebenfalls geringer. Der Wälzlagerstahl zeigt Abweichungen vom linearen Verlauf bei der Anlasstemperatur von ca. 300 °C auf.

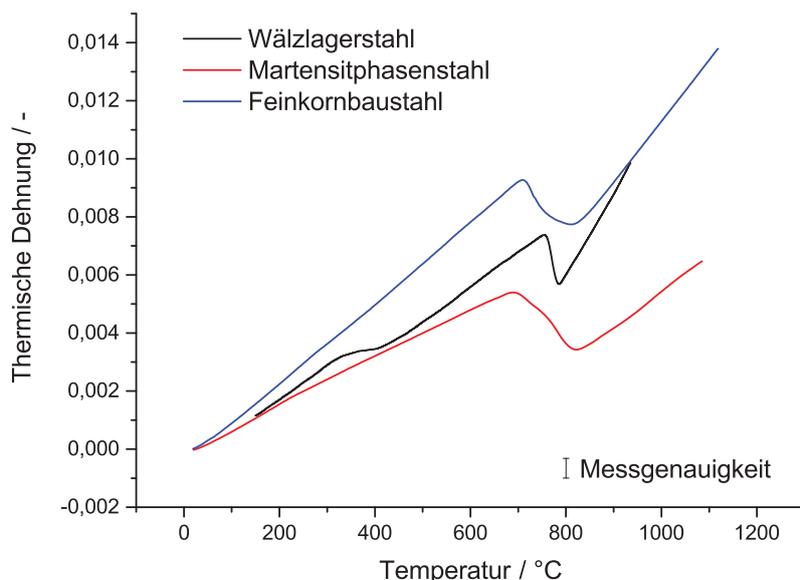


Abbildung 3.7: Gemessene thermische Dehnungen der drei hochfesten Stähle

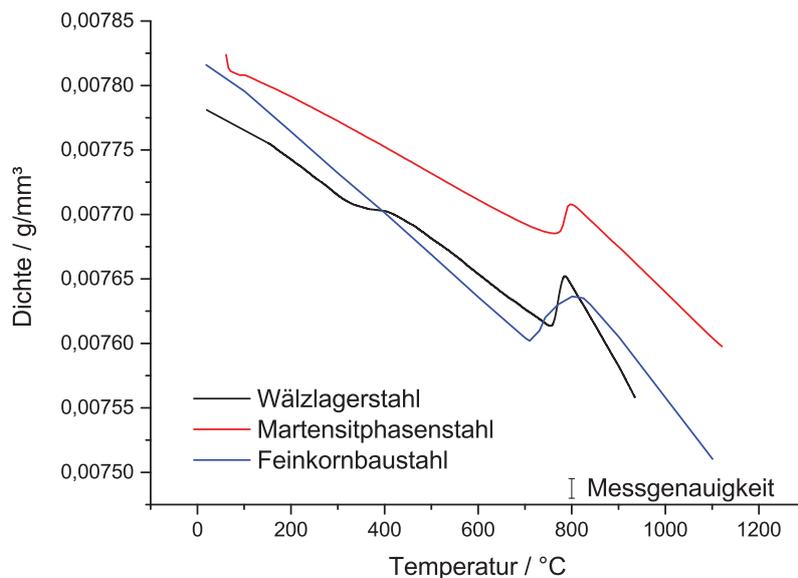


Abbildung 3.8: Aus thermischen Dehnungen berechnete Dichte der drei hochfesten Stähle

Die Anfangs- und End-Temperaturen der Umwandlungen zwischen ferritischem und austenitischem Gefüge für die gewählten langsamen Aufheizraten aus dem Messsignal sind in Tabelle 3.7 zusammen mit dem Kohlenstoffgehalt aus Tabelle 3.1, S. 21 zusammengefasst. Der höhere Kohlenstoffgehalt und bainitische Grundzustand des Wälzlagerstahls führt zu einem kleineren Umwandlungsgebiet, bei welchem die Austenitisierung später beginnt und früher als bei den beiden martensitischen Stählen endet. Für die Modellierung der Dichte können wie in Abbildung 3.9 exemplarisch dargestellt lineare Zusammenhänge für die ferritischen und die austenitischen Phasen gefunden werden, die über den gemessenen Bereich hinaus linear extrapoliert wurden.

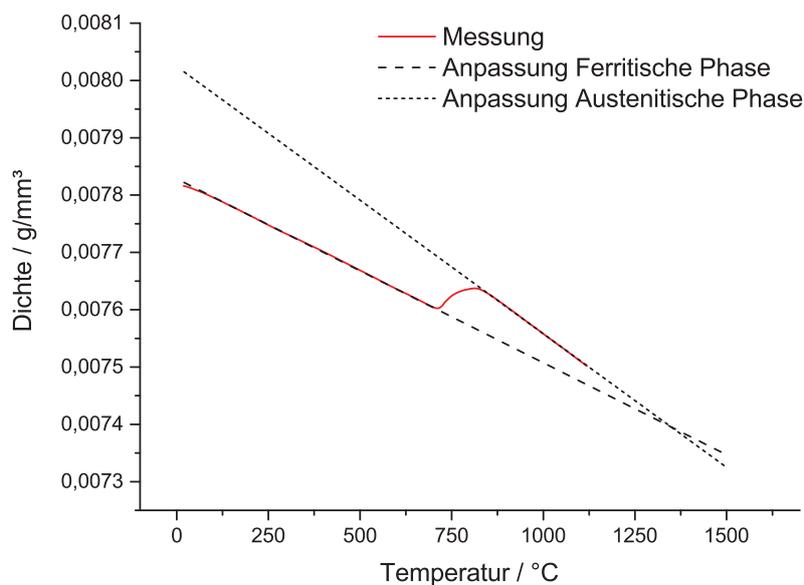


Abbildung 3.9: Modellierung der Dichte für ferritische und austenitische Phasen am Beispiel des Feinkornbaustahls

	Wälzlagerstahl	Martensit- phasenstahl	Feinkorn- baustahl
Kohlenstoffgehalt in %	1,1	0,25	0,2
Beginn der Umwandlung in °C	748	715	705
Ende der Umwandlung in °C	790	850	850

Tabelle 3.7: Im Dilatometer gemessene Austenitisierungstemperaturen der drei hochfesten Stähle

### 3.1.2.4 Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit

Die gemessenen Temperaturleitfähigkeiten der hochfesten Stähle sind in Abbildung 3.10 dargestellt. Bainitischer Wälzlagerstahl und martensitischer Feinkornbaustahl haben einen sehr ähnlichen Verlauf, der Martensitphasenstahl eine höhere Temperaturleitfähigkeit. In Abbildung 3.11 sind die errechneten Wärmeleitfähigkeiten der drei untersuchten hochfesten Stähle dargestellt.

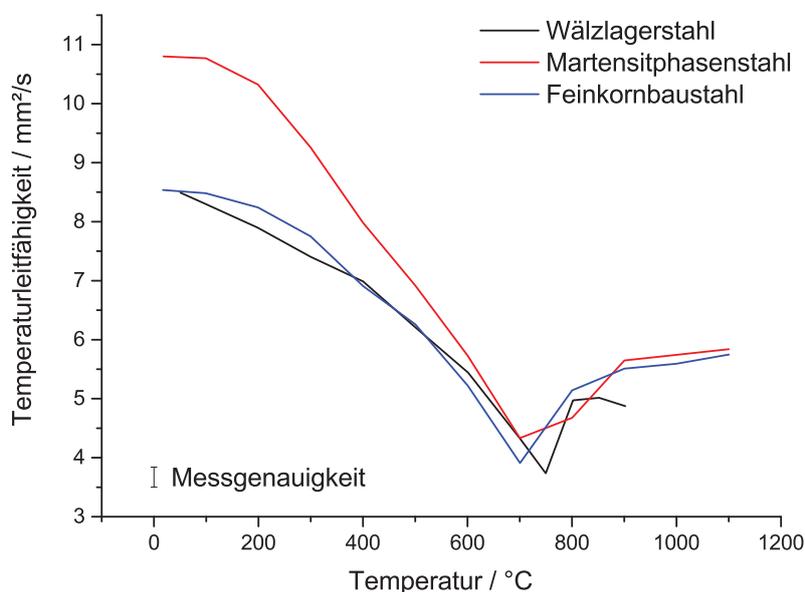


Abbildung 3.10: Gemessene Temperaturleitfähigkeit der drei hochfesten Stähle

Der Bereich der Austenitisierungstemperatur wurde bei der Multiplikation linearisiert, da dieser in der Messung der Temperaturleitfähigkeit mit diskreten Temperaturschritten nur punktuell erfasst wird. Die erhöhte Dichte und hiermit einhergehende Erhöhung der Temperaturleitfähigkeit zeigen eine höhere Wärmeleitfähigkeit beim Martensitphasenstahl im Vergleich zu den beiden anderen Stählen. Die Wärmeleitfähigkeit wird nach der Modellierung für die ferritische Phase übernommen und ab der Umwandlungstemperatur als konstant angenommen, siehe Abbildung 3.11, da durch den Phasenübergang in den Berechnungen nur die Werte der neu gebildeten Phase relevant werden. Für die austenitische Phase wird die Wärmeleitfähigkeit aus der Datenbank des Finite Elemente Programms Sysweld übernommen, die experimentell an austenitischen Stählen ermittelt wurde.

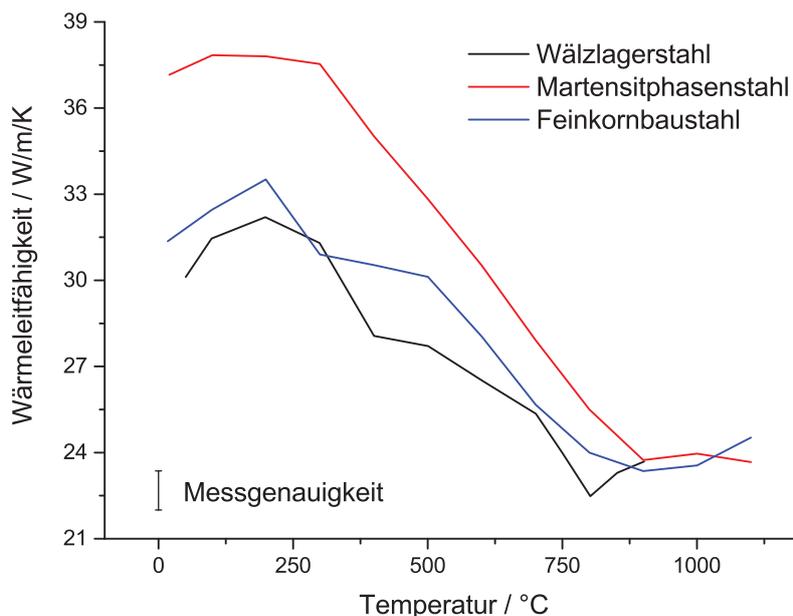


Abbildung 3.11: Aus spezifischer Wärmekapazität, Dichte und Temperaturleitfähigkeit berechnete Wärmeleitfähigkeit der drei hochfesten Stähle

### 3.1.2.5 Schmelztemperaturen und -enthalpie

Das Ergebnis der thermodynamischen Berechnung zur Ermittlung der Schmelzenthalpie bei der Umwandlung fest-flüssig ist exemplarisch für den Wälzlagerstahl im Vergleich zu der entsprechenden DSC-Messung in Abbildung 3.12 dargestellt.

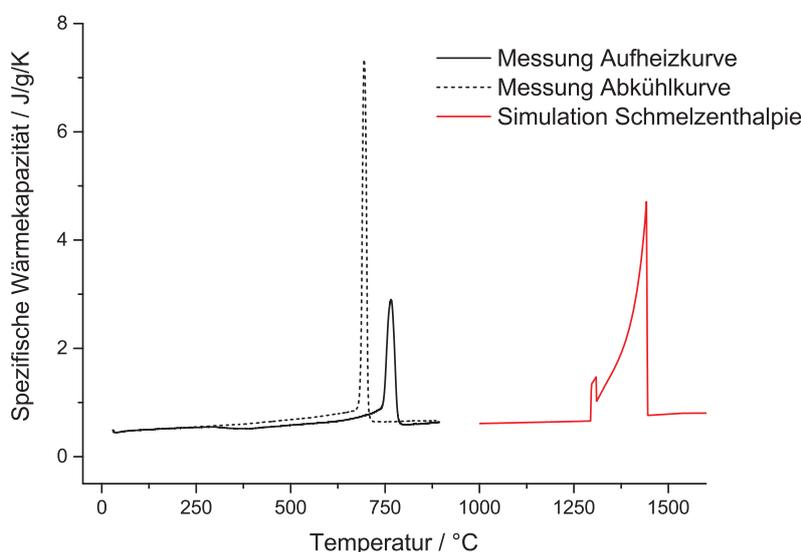


Abbildung 3.12: Berechnete Schmelzenthalpie im Vergleich zur gemessenen Umwandlungs-enthalpie am Beispiel des Wälzlagerstahls

Die mittels thermodynamischer Berechnung ermittelten Schmelzpunkte sind in Tabelle 3.8 für alle Stähle wiedergegeben. Es ergeben sich Unterschiede in den Schmelztemperaturen der drei

hochfesten Stähle, wobei der Vergleich mit dem Kohlenstoffgehalt eine umgekehrte Reihenfolge zur fest-festen Umwandlung zeigt.

	Wälzlagerstahl	Martensit- phasenstahl	Feinkorn- baustahl
Kohlenstoffgehalt in %	1,1	0,25	0,2
Beginn der Umwandlung fest-flüssig in °C	1295	1374	1435
Ende der Umwandlung fest-flüssig in °C	1445	1492	1492

Tabelle 3.8: Berechnete Schmelztemperaturen der drei hochfesten Stähle

## 3.2 Umwandlungsverhalten und Änderung der Werkstoffeigenschaften

### 3.2.1 Messmethoden und Modellierungsansätze

Wie in den Grundlagen beschrieben, müssen für das Laserstrahlschweißen Schweiß-ZTU-Diagramme mit den für das Schweißen typischen Austenitisierungsbedingungen verwendet werden. Zur Erstellung von Schweiß-ZTU-Diagrammen in einem Forschungsvorhaben [97] wurden für den Wälzlagerstahl und den Martensitphasenstahl Proben mit unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen (erreichte Spitztemperatur und Aufheizgeschwindigkeit) Abkühlkurven in einem Gleeble Simulations- und Prüfzentrum vermessen. Die Vorgehensweise ist in [97] dargestellt.<sup>1</sup>

Zur Erstellung der Schweiß-ZTU-Diagramme musste aufgrund des hohen Restaustenitgehalts des Wälzlagerstahls mit röntgenografischen Verfahren der Restaustenitgehalt gemessen werden, da sich das Mischgefüge aus Restaustenit und Martensit im Dilatometer messtechnisch nicht trennen lässt. Den einzelnen Abkühlkurven sind die resultierenden Härtewerte zugeordnet, die mittels Härte-Indentationsprüfung zusätzlich für alle Gleeble-Proben ermittelt wurden. Die Schweiß-ZTU-Diagramme wurden in [97] veröffentlicht und sind im Anhang A dieser Arbeit wiedergegeben.

#### 3.2.1.1 Röntgenographische Restaustenitmessung

Im Zentrum des Prüfbereichs der Gleeble-Proben, wurde die Deckschicht geschmirgelt, gereinigt und entfettet. Zur Messung des Restaustenitgehalts wurden mit monochromatischer Kupferstrahlung bei einer Beschleunigungsspannung von 40 kV und einem Messstrom von 30 mA die Bragg-Reflektionen der {211}-Ebene des Martensits und der {200}-, sowie {311}-Ebene des Austenits gemessen. Aus der Differenz wurde der Volumenanteil des Restaustenits bestimmt. Die Genauigkeit der Messungen betrug 2,8 % Restaustenit. Die untere Nachweisgrenze des Verfahrens liegt bei ca. 3,0 % Restaustenitgehalt.

<sup>1</sup>GleebleVersuche vom Lehrstuhl Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus.

### 3.2.1.2 Härtemessungen

Der unterschiedliche Kohlenstoffgehalt der untersuchten Stähle führt wie in den Grundlagen beschrieben zu einer unterschiedlich starken Härtungsneigung [18]. Zur Erstellung der Schweiß-ZTU-Diagramme wurde an den schweißsimulierten Proben die resultierende Härte für die unterschiedlichen Aufheiz- und Abkühlbedingungen untersucht. Zur Ermittlung der Härte bei unterschiedlicher Abkühlrate wurden die Gleeble-Proben in der Mitte des Prüfraums mit einer gekühlten Trennscheibe bei geringer Zustellung getrennt. Anschließend wurden die Trennflächen mit Schleifpapier der Körnung 600 und 1000 eingeebnet und mit Feinpoliermittel poliert. Das entstandene Gefüge nach der Abkühlung wurde nach DIN EN ISO 6507-1:2006-03 mittels Härtemessung nach Vickers bei Laststufe HV5 untersucht. Hierbei wurde je Probe der Mittelwert aus drei Messungen gebildet.

### 3.2.1.3 Umwandlungsverhalten bei der Austenitisierung

Wie in Abbildung 3.12 gezeigt verschieben sich die Umwandlungspunkte bei der Austenitisierung mit steigender Aufheizgeschwindigkeit. Die Umwandlungspunkte bei der Aufheizung für langsame Aufheizraten können den Messergebnissen der Dilatometertests in Tabelle 3.8 entnommen werden. Die Umwandlungstemperaturen bei den zwei gemessenen höheren Aufheizgeschwindigkeiten ergeben sich aus den Dilatometertests an den Gleeble-Proben für die Erstellung der Schweiß-ZTU-Diagramme (siehe Anhang A).

Zur Beschreibung der Austenitisierung wurden die Parameter des Modells von Leblond (Gleichung 2.7, S. 11) anhand der gemessenen Umwandlungspunkte für  $0,083 \frac{K}{s}$  (aus Tabelle 3.7),  $300 \frac{K}{s}$  und  $1000 \frac{K}{s}$  angepasst. Für den Feinkornbaustahl steht nur der Messwert aus der thermophysikalischen Werkstoffcharakterisierung zur Verfügung. Da diese Werte dem Martensitphasenstahl sehr nahe kommen, wird die Modellierung der Austenitisierung vom Martensitphasenstahl übernommen.

### 3.2.1.4 Umwandlungsverhalten bei der Abkühlung

Für die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens bei der Abkühlung wurden die Parameter des Modells von Leblond (Gleichung 2.7, S. 11) ebenfalls an alle gemessenen Abkühlkurven aller vier Schweiß-ZTU-Diagramme (siehe Anhang A) angepasst. Die diffusionslose martensitische Umwandlung wird mit dem Modell von Koistinen-Marburger (Gleichung 2.8, S. 12) beschrieben.

Die für den Wälzlagerstahl ermittelte Abhängigkeit der Martensitbildung von der Abkühlgeschwindigkeit kann mit einer festen Umwandlungskonstante der Koistinen-Marburger-Gleichung nicht beschrieben werden. Die martensitische Phasenumwandlung für den Wälzlagerstahl wurde zur Erfassung der Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ebenfalls mit der Gleichung von Leblond modelliert. Eine Extrapolation über die gemessenen Werte der Schweiß-ZTU-Diagramme wurde hierbei ausgeschlossen.

### 3.2.1.5 Einbeziehung des Austenitisierungszustands über die Korngröße

Wie aus den unterschiedlichen Schweiß-ZTU-Diagrammen des Wälzlager- und Martensitphasenstahls hervorgeht, ist die Gefügeumwandlung zu Ferrit/Perlit, Bainit und Martensit auch von den Austenitisierungsbedingungen abhängig. Für die Modellierung wurden deswegen die zwei Schweiß-ZTU-Diagramme für die geringste und die höchste Aufheizrate und Spitztemperatur ausgewählt, zwischen denen während der Berechnung interpoliert wird, siehe Abbildung 3.13.

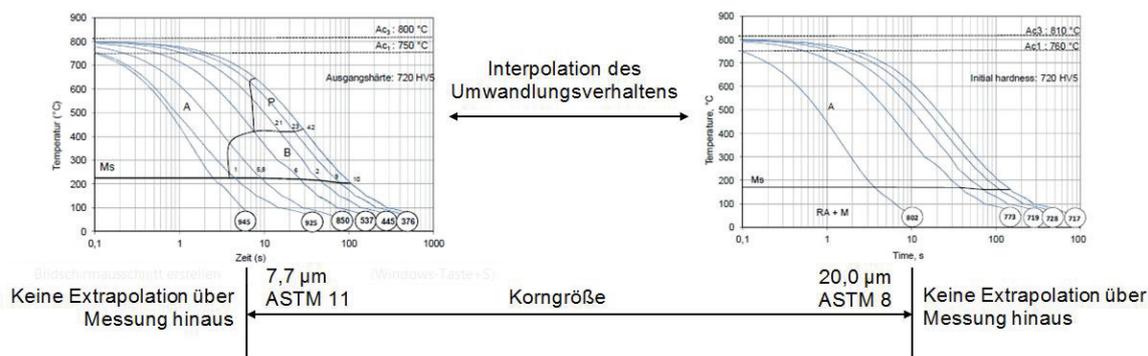


Abbildung 3.13: Interpolation zwischen zwei Schweiß-ZTU-Diagrammen mit Hilfe der Korngrößenberechnung

Zur Abbildung der Austenitisierungsbedingungen kann die Austenitkorngröße verwendet werden [47, 98]. Die Korngröße kann für Schweißprozesse mittels der Finiten Elemente Methode berechnet werden [98, 99]. Im Programm Sysweld ist es durch Anwendung der Gleichung 3.4 möglich, diese parallel zur Temperaturentwicklung zu betrachten [40, 52, 54] und somit schon während der Berechnung ein Maß für den derzeitigen Austenitisierungszustand nutzen zu können. Das Korngrößenwachstum ist ein thermisch aktivierter, durch Diffusion kontrollierter Prozess ist, der von der Oberflächenenergie beeinflusst wird [66, 98].

$$K^m - K_0^m = G \exp\left(-\frac{H_K}{RT(t)}\right) t \quad (3.4)$$

Die mittlere Korngröße  $K$  ergibt sich aus dem Zeitexponent der Korngrößenentwicklung  $m$ , Der Aktivierungsenergie der Kornvergrößerung  $H_K$  und der materialabhängigen Konstante der Korngrößenentwicklung  $G$ .

Die Anfangskorngröße  $D_0$  wird wie in [100] beschrieben vernachlässigt. Nach [66] variiert der Zeitexponent  $n$  für die meisten Metalle und Legierungen in der Größenordnung 2,5-10. Ein Wert von 2 repräsentiert den limitierenden Fall für ideale rein diffusionskontrollierte System (ohne Defekte oder Ausscheidungen), wird ein Wert von 2 angenommen [66]. Die Korngrenzenmigration ist dann direkt proportional zur Triebkraft [66]. Die Kornvergrößerung wird erst oberhalb der Austenitisierungstemperatur betrachtet [40].

Durch die Kombination der Korngrößenberechnung mit der Interpolation zwischen den Schweiß-ZTU-Diagrammen bei der Abkühlung aus dem Austenitgebiet kann für jeden Punkt der Schweißnaht das richtige über die Schweiß-ZTU-Diagramme hinterlegte Umwandlungsverhalten beschrieben werden.

### 3.2.2 Ergebnisse

#### 3.2.2.1 Restaustenit in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen

Die für Wälzlagerstahl und Martensitphasenstahl gemessenen Restaustenitanteile sind in den Abbildungen 3.14 und 3.15 für die schweißsimulierten Proben mit Aufheizgeschwindigkeiten von  $300 \frac{K}{s}$  und  $1000 \frac{K}{s}$ , sowie erreichten Spitzentemperaturen von  $950^\circ C$  und  $1200^\circ C$  dargestellt.

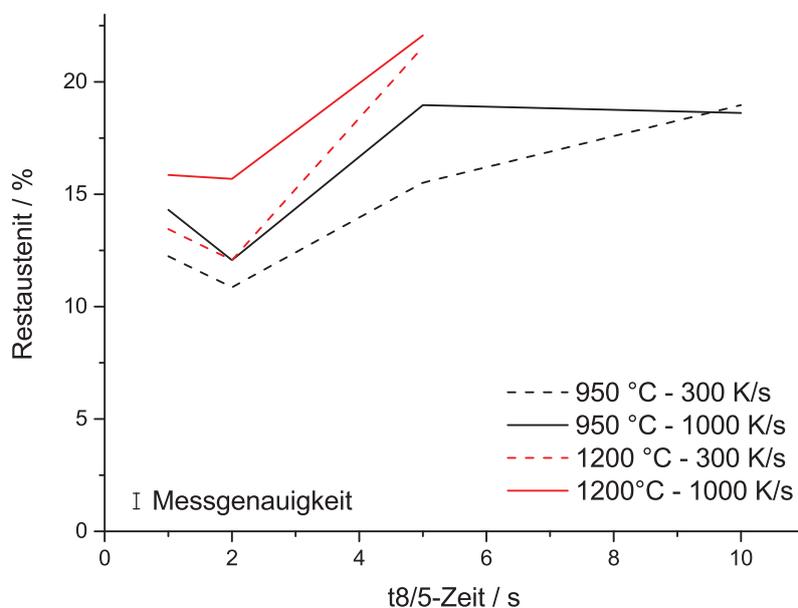


Abbildung 3.14: Gemessener Restaustenitanteil für unterschiedliche Austenitisierungsbedingungen beim Wälzlagerstahl

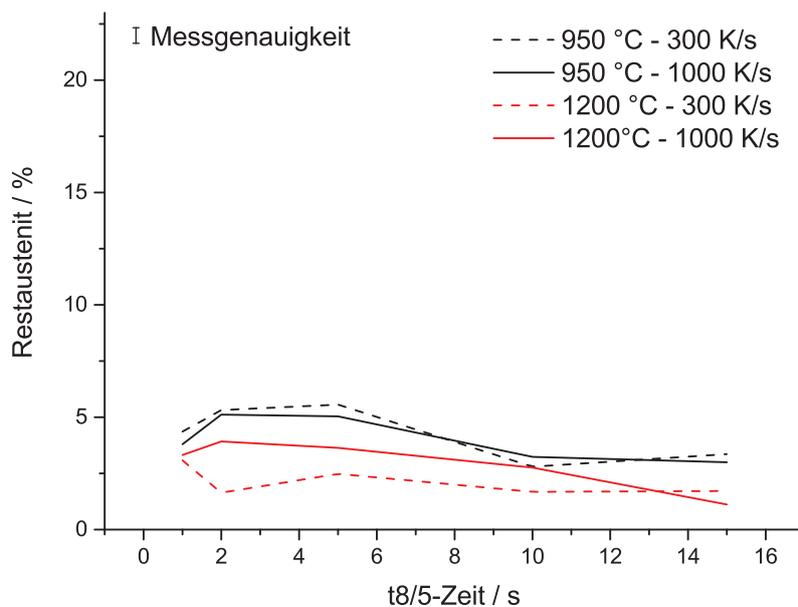


Abbildung 3.15: Gemessener Restaustenitanteil für unterschiedliche Austenitisierungsbedingungen beim Martensitphasenstahl

Für den Wälzlagerstahl wurden wegen des hohen Kohlenstoffgehalts hohe Restaustenitanteile ermittelt (siehe Grundlagen) [18, 55]. Für den Martensitphasenstahl mit geringem Kohlenstoffgehalt ergeben sich sehr geringe Restaustenitanteile, die im Bereich der röntgenografischen Nachweisgrenze von 3% liegen. Für alle schweißtypischen Austenitisierungsbedingungen steigt der Restaustenitanteil bei steigender  $t_{8/5}$ -Zeit (langsamere Abkühlung), sinkt aber im Bereich von 2 s leicht ab.

### 3.2.2.2 Härte in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen

Die bei Aufheizgeschwindigkeiten von  $300 \frac{K}{s}$  und  $1000 \frac{K}{s}$ , sowie erreichten Spitzentemperaturen von  $950 \frac{K}{s}$  und  $1200 \frac{K}{s}$  gemessenen Härtewerte für den Wälzlagerstahl und den Martensitphasenstahl sind in den Abbildungen 3.16 und 3.17 dargestellt.

Für den Martensitphasenstahl ergibt sich eine leichte Steigerung der Härte bei kürzerer Abkühlzeit. Die Entwicklung der Härte ist unabhängig von den Austenitisierungsbedingungen. Für den Wälzlagerstahl ergeben sich für alle Austenitisierungsbedingungen hohe Härtewerte die mit kürzerer Abkühlzeit ansteigen. Ausnahme stellen die ermittelten Härtewerte bei einer Spitzentemperatur von  $950^\circ C$  und einer Erwärmungsgeschwindigkeit von  $300 \frac{K}{s}$  dar, die deutlich unter den Härtewerten der anderer Temperaturzyklen liegen.

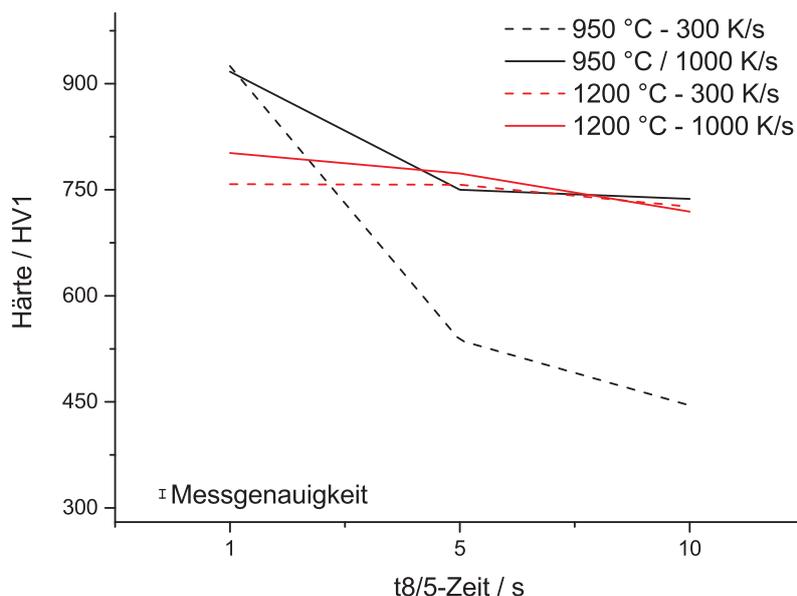


Abbildung 3.16: Gemessene Härte bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen beim Wälzlagerstahl

### 3.2.2.3 Verschiebung der Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen

In Abbildung 3.18 ist eine Zusammenfassung der Umwandlungspunkte für die drei jeweils ermittelten Aufheizgeschwindigkeiten des martensitischen Wälzlagerstahls 100Cr6 im Vergleich zum gemessenen Verlauf einer homogenisierten ferritisch/perlitischen 100Cr6-Probe aus [48] dargestellt.

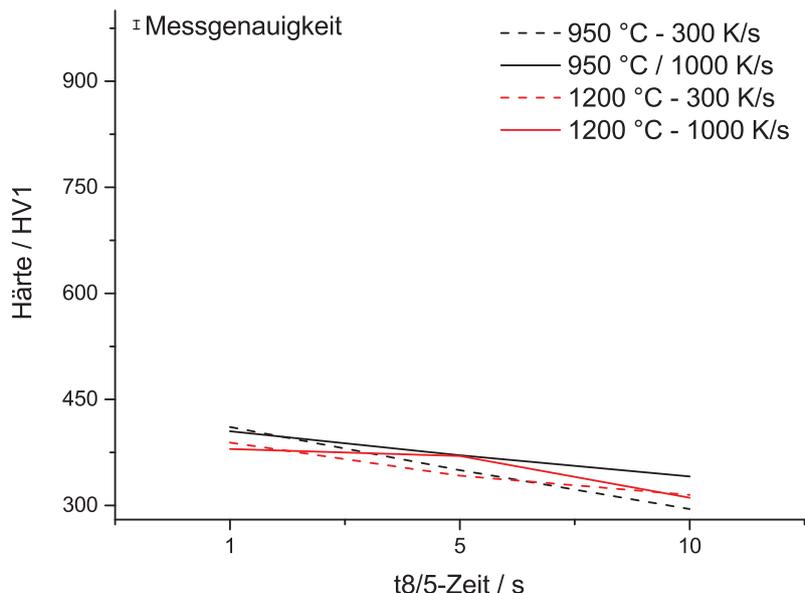


Abbildung 3.17: Gemessene Härte bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen beim Martensitphasenstahl

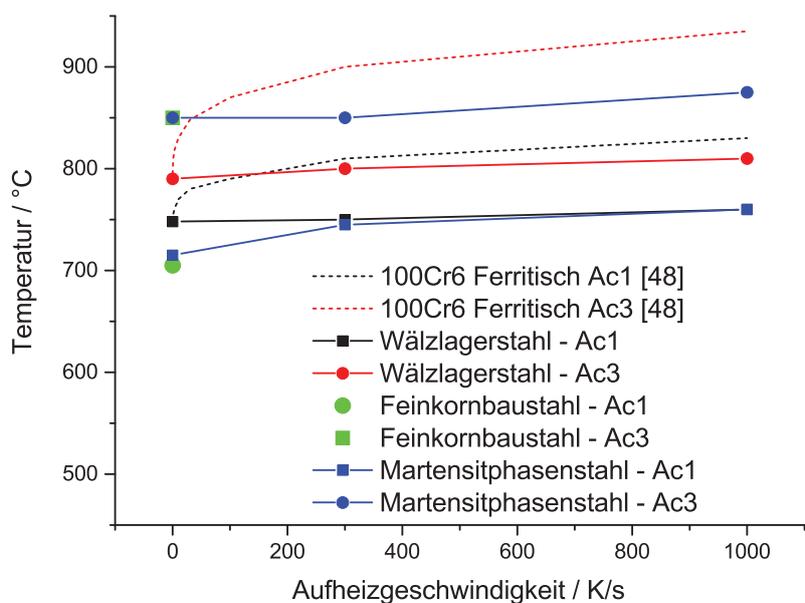


Abbildung 3.18: Mittels Dilatometern gemessene Temperaturen für unterschiedliche Aufheizgeschwindigkeiten der drei hochfesten Stähle und Vergleich zu Literaturangabe mit anderem Feingefüge des Wälzlagerstahls nach [48]

Es zeigt sich ein Unterschied in der Verschiebung der Umwandlungstemperaturen des bainitischen Wälzlagerstahls im Vergleich zu ferritisch/perlitischem Gefüge. Sowohl die untersuchten martensitischen als auch die bainitischen Werkstoffe weisen eine sehr geringe Verschiebung der Umwandlungstemperaturen beim Aufheizen auf.

### 3.2.2.4 Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen

In Abbildung 3.19 ist für den Wälzlagerstahl beispielhaft die Zusammenstellung aller für die Simulation modellierten Abkühlkurven als Schweiß-ZTU-Diagramm (in rot) im Vergleich zum gemessenen Schweiß-ZTU-Diagramm (in schwarz) dargestellt.

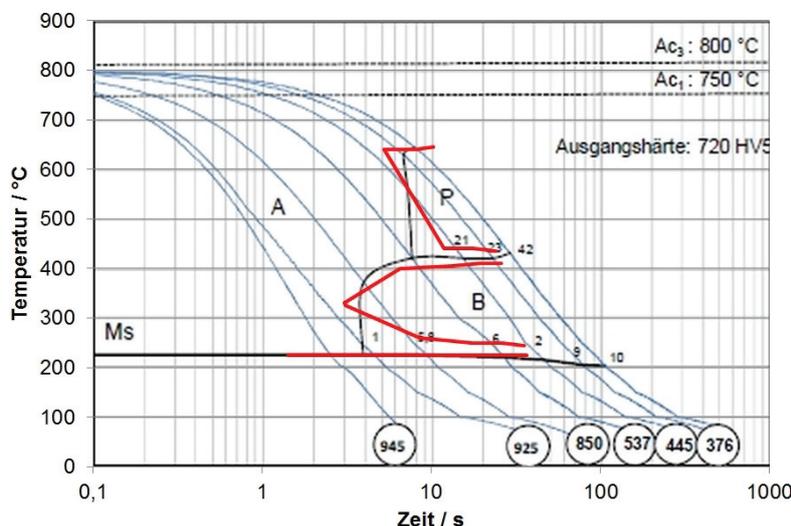


Abbildung 3.19: Gemessenes [97] und modelliertes Schweiß-ZTU-Diagramm für den Wälzlagerstahl

Für die Interpolation mehrerer Schweiß-ZTU-Diagramme wird wie beschrieben die Korngröße genutzt. Mit der Austenitisierungstemperatur von  $740\text{ °C}$ , einer Aktivierungsenergie der Kornvergrößerung  $H_K = 400 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ , einem Zeitexponenten von  $m = 7$  und der Materialkonstante  $G = 1,45E3 \frac{\text{mm}^4}{\text{s}}$  konnte die Korngröße des Wälzlagerstahls 100Cr6 an die angegebenen Korngrößen für den gleichen Stahl in [48] angepasst werden, siehe Tabelle 3.9. Die Korngröße wird hierbei anhand der ASTM-Norm E112:2013 charakterisiert.

Austenitisierungszustand	Korngröße nach ASTM E112:2013
100Cr6 ferritisch/perlitisch, $1000 \frac{\text{K}}{\text{s}}$ , $1200\text{ °C}$	9 (nach [48])
Anpassung $1000 \frac{\text{K}}{\text{s}}$ , $1200\text{ °C}$	8
100Cr6 ferritisch/perlitisch, $300 \frac{\text{K}}{\text{s}}$ , $950\text{ °C}$	10-11 (nach [48])
Anpassung $300 \frac{\text{K}}{\text{s}}$ , $950\text{ °C}$	11

Tabelle 3.9: Parameter der Korngrößenberechnung und Ergebnisvergleich mit Literaturwerten

Die so geschaffene Berechnungsmöglichkeit für die Einbeziehung der Austenitisierungsbedingungen auf die Gefügeentwicklung ist an einem Berechnungsbeispiel anhand eines einzelnen Finiten Elements in Abbildung 3.20 für Temperaturverläufe mit zwei unterschiedlich erreichten Spitzentemperaturen ( $950\text{ °C}$  und  $1200\text{ °C}$ ) dargestellt.

Die Martensit-Start-Temperatur verschiebt sich in der Berechnung aufgrund der berücksichtigten Austenitisierungsbedingungen, wie in den experimentell ermittelten Schweiß-ZTU-Diagrammen. Die zusätzliche bainitische Umwandlung bei geringerer Spitzentemperatur ist über den geringeren Martensitanteil erkennbar.

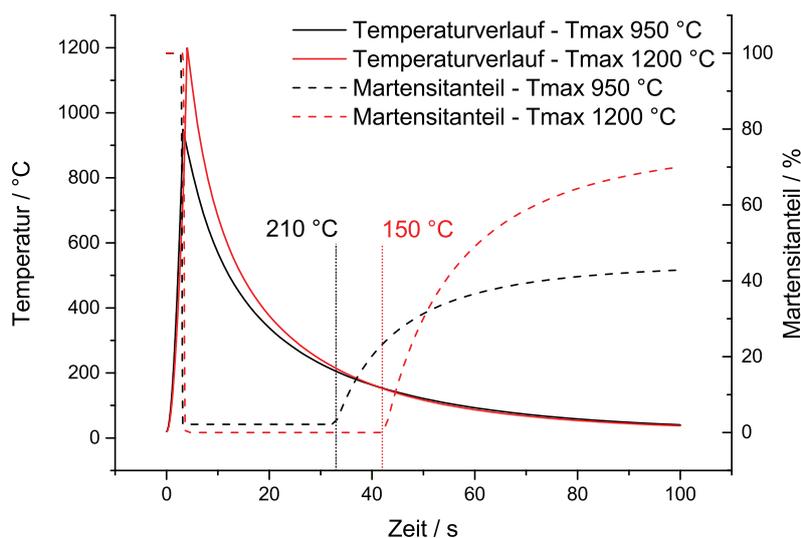


Abbildung 3.20: Berechnete Verschiebung der Martensit-Start-Temperatur durch Berücksichtigung der Austenitisierungsbedingungen

### 3.3 Modellierung thermomechanischer Werkstoffkennwerte

Für die Berechnung der Eigenspannungen müssen die entsprechenden Anteile der Dehnung aus Gleichung 2.9, S. 13 berechnet werden. Hierzu sind wie in den Grundlagen beschrieben Werkstoffkennwerte für die thermischen, elastischen, plastischen und umwandlungsplastischen Anteile zu modellieren [6]. Für den Wälzlagerstahl und den Martensitphasenstahl wurden thermomechanische Werkstoffkennwerte für laserschweißtypische Dehnraten in einem gemeinsamen AiF-Forschungsvorhaben bereits ermittelt und sind in [97] dargestellt.

Zur Beschreibung der Verfestigung des ebenfalls martensitischen Feinkornbaustahls wurden einzelne Werkstoffkennwerte des Martensitphasenstahls zur Beschreibung der Verfestigung verwendet. Bei allen Stählen wurden ergänzend phasenabhängige Werkstoffkennwerte aus der Literatur hinzugefügt, deren Quellen in Tabelle 3.10 aufgeführt sind.

	Wälzlagerstahl	Martensitphasenstahl	Feinkornbaustahl
E-Modul Martensit	[95]	[97]	[32]
E-Modul Bainit	[97]	[97]	[97]
E-Modul Ferrit/Perlit	[40]	[40]	[40]
E-Modul Austenit	[97]	[97]	[32]
Querkontraktionszahl	0,33	0,33	0,33
Streckgrenze Martensit	[97]	[97]	[32]
Streckgrenze Bainit	[97]	[97]	[97]
Streckgrenze Ferrit/Perlit	[40]	[40]	[40]
Streckgrenze Austenit	[97]	[97]	[40]
Verfestigung Martensit	[95]	[97]	[32]
Verfestigung Bainit	[97]	[97]	[97]
Verfestigung Ferrit/Perlit	[40]	[40]	[40]
Verfestigung Austenit	[97]	[97]	[40]

Tabelle 3.10: Literaturquellen der verwendeten thermomechanischen Werkstoffkennwerte

Die Elementsteifigkeit in der Finite Elemente Berechnung wurde bei Erreichen der Schmelztemperatur (Tabelle 3.8) auf einen sehr geringen Wert reduziert. Für die Modellierung der thermischen Dehnungen wurden für die ferritischen und die austenitische Phase lineare Zusammenhänge gemessen, die über den gemessenen Bereich hinaus linear extrapoliert wurden, siehe Abbildung 3.21.

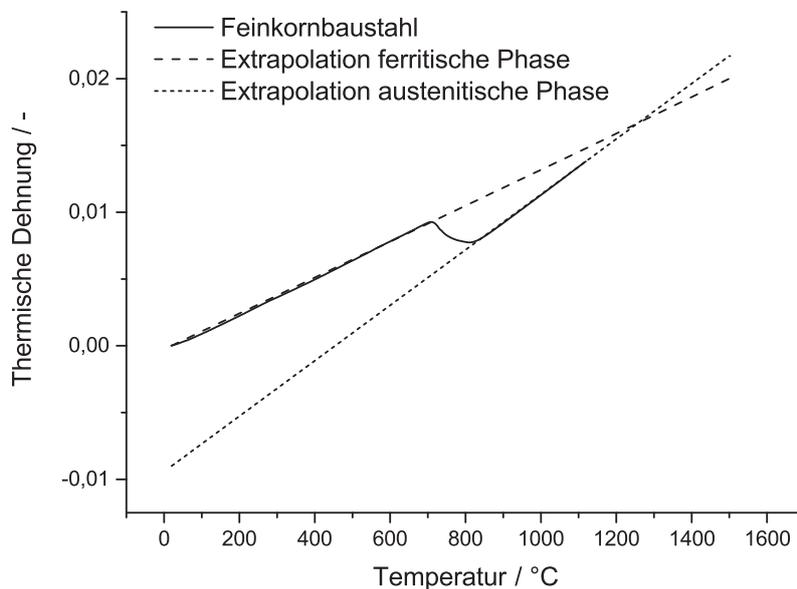


Abbildung 3.21: Linearisierung der thermischen Dehnungen am Beispiel des Feinkornbaustahls

Die umwandlungsbedingten Dehnungen ergeben sich durch die Änderung der unterschiedlichen thermischen Dehnungen der ferritischen und austenitischen Phasen während der Phasenumwandlungen beim Aufheizen und Abkühlen. Das Werkstoffverhalten der variierenden Mischphase mit ferritischen und austenitischen Werkstoffkennwerten wurde mit den u.a. in [40] und [101] tabellierten und beschriebenen nicht-linearen Funktionen berücksichtigt.

Die bei der Abkühlung von hohen Temperaturen bereits erfolgte Verfestigung des Austenits werden bei der Umwandlung zu Ferrit/Perlit nicht berücksichtigt, da die Versetzungen in der realen Schweißnaht bei der Phasenumwandlung in diesem hohen Temperaturbereich nicht mehr vorhanden sind [63]. Durch die sehr schnelle Umwandlung bei der Martensitbildung bei geringeren Temperaturen bleibt die Verfestigung des Austenits jedoch bestehen und wird in der Simulation beibehalten [63]. Für die Umwandlung von Austenit zu Bainit wurde eine Mischung der beiden Verhalten verwendet, indem 50% der vorliegenden Dehnungen des Austenits in der Berechnung übernommen werden.

Die bei der Phasenumwandlung auftretende Umwandlungsplastizität wurde mit Gleichung 2.10, S. 14 berechnet. Der Koeffizient der Umwandlungsplastizität  $k$  wurde mit der in [102] beschriebenen Gleichung 3.5

$$k = \frac{2 \Delta \epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}}{\sigma_y^\gamma} \quad (3.5)$$

mit dem Unterschied der thermischen Dehnungen zwischen ferritischer und austenitischer

Phase  $\Delta\epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}^{th}$  und  $\sigma_y^\gamma$  der Streckgrenze des Austenits modelliert. Der nicht-lineare Verlauf bei höheren Spannungen, wie beispielsweise in [103] beschrieben, wird in der Gleichung der Umwandlungsplastizität berücksichtigt.

## 3.4 Wasserstoffpermeation

### 3.4.1 Messmethoden und Modellierungsansätze

Für die Berechnung der Wasserstoffdiffusion in den Stählen sind die beiden Größen Wasserstofflöslichkeit und -diffusivität notwendig. Zur Beschreibung der experimentellen Messmethoden wird eine zusätzliche rechnerische Methode dargestellt, mit der aus den zeitabhängigen Messungen weitere Werkstoffkennwerte der Diffusionscharakteristik erhalten werden können. Die bei Raumtemperatur ermittelten Kennwerte müssen bis zu sehr hohen Temperaturen für das Schweißen extrapoliert werden.

#### 3.4.1.1 Trägergas-Heißextraktion (TGH)

Durch unterschiedliche Prozesse wird bei der Stahlherstellung und -verarbeitung Wasserstoff in den Grundwerkstoff eingebracht. Der diffusible Wasserstoffanteil effundiert aufgrund des geringen Wasserstoff-Partialdrucks in der Atmosphäre während der Lagerung des Stahls. Ein gewisser Teil bleibt aber in irreversiblen Wasserstofffallen gefangen und im Werkstoff gebunden. Der Gesamt-Wasserstoffgehalt des Grundwerkstoffs kann durch Aufschmelzen der Probe mittels Trägergas-Heißextraktion gemessen werden.

Eine Probe mit einer Masse von ca. 1 g wird mittels Drahterodieren aus dem jeweiligen Grundwerkstoff getrennt. In einer Heizkammer wird die mit Aceton entfettete Probe anschließend aufgeschmolzen. Die entstehenden Gase werden einem Argon-Gasstrom zugeführt. Die Veränderung der Temperaturleitfähigkeit wird im Vergleich zu einem reinen Argon-Strom über eine Wheatstone'sche Brücke in einer Temperaturleitzelle detektiert.

Die Temperaturleitzelle muss mit Proben definierten Wasserstoffgehalts vor der Messung kalibriert werden. Hierfür wurden goldummantelte Stahl-Standards mit einem definierten Wasserstoffgehalt von  $2,5 \text{ ppm} \pm 0,25 \text{ ppm}$  verwendet. Die Kalibrierung wurde solange durchgeführt, bis sich an jeweils drei Messungen der Stahl-Standards ein identischer Wasserstoffgehalt ergeben hatte. Vor jeder Messung wurde der Probenraum bei hoher Leistung ausgeheizt um eventuelle Rückstände zu beseitigen. Anschließend wurde der Probenraum mit Argon gespült, wonach eine ausreichende Zeit für die Stabilisierung der Atmosphäre abzuwarten war. In Tabelle 3.11 sind die Versuchsparameter bei der Trägergas-Heißextraktion zusammengefasst. Um die Stabilität der Temperaturleitzelle zu überprüfen, wurde zwischen den Messungen nach jeweils drei Proben erneut eine der Referenzproben mit definiertem Wasserstoffgehalt vermessen.

Eine Modellierung der temperaturabhängigen Löslichkeit kann über Gleichung 2.11, S. 15 erfolgen. Vorfaktor und Lösungsenthalpie der Löslichkeit wird aus [104] für mit 0,2% Kohlenstoff legiertes Eisen übernommen. Die Lösungsenthalpie wird trotz Verwendung eines anderen Stahls mit anderen Herstellbedingungen nicht erhöht, da in [105] gezeigt wurde, dass mit dem Einbrin-

Versuchsparameter	Wert
Dauer des Ausheizens in s	45
Ausheizleistung in W	4900
Spülmedium im Probenraum	Argon
Spüldauer im Probenraum in s	15
Stabilisierungsdauer in s	30
Leistung zum Aufschmelzen der Probe in W	600
Mindestanalysezeit in s	100

Tabelle 3.11: Untersuchungsparameter der Trägergas-Heißextraktion

gen hoher Versetzungsdichten durch Kaltverformung und hierdurch einer Erhöhung reversibler Wasserstofffallen keine Erhöhung der Lösungsenthalpie einhergeht.

Für Finite Elemente Berechnungen ist es vorteilhaft, nicht parallel geringe Konzentrationen diffusiblen Wasserstoffs und hohe Konzentrationen gebundenen Wasserstoffs betrachten zu müssen. Diffusibler und reversibel gefangener Wasserstoff werden für eine vereinfachte Berechnung zusammengefasst [93], siehe Gleichung 3.6

$$S_{lr} = S_l + S_r \quad (3.6)$$

mit der Löslichkeit im Metallgitter (Lattice - l)  $S_l$  und der Löslichkeit reversibler Wasserstofffallen (Reversible - r)  $S_r$ . Hierbei wird die bei Raumtemperatur ermittelte Löslichkeit für diffusiblen und reversibel gebundenen Wasserstoff bis zu der Temperatur angenommen, bei welcher die Literaturwerte für rein diffusiblen Wasserstoff diese überschreiten. Es wird davon ausgegangen, dass die schwachen reversiblen Wasserstofffallen wie in Abbildung 2.14, S. 20 gezeigt bei der erhöhten Temperatur tatsächlich keine Rolle mehr für die Löslichkeit spielen.

Für die austenitische Phase wurde die temperaturabhängige Beschreibung für die Löslichkeit aus [106] entnommen. Die für die Modellierung genutzten Werte sind in Tabelle 3.12 zusammengefasst.

	Konstanter Wert	Lösungsenthalpie	Aktivierungsenergie der Diffusion
100Cr6 ferritische Phase	konstant 0,9 ppm	-27,8 (nach [104])	-26,2
100Cr6 austenitische Phase	konstant 1,1 ppm	-10,0 (nach [106])	-46,4 (nach [106])
HDT1200M ferritische Phase	konstant 0,2 ppm	-27,8 (nach [104])	-22,0
HDT1200M austenitische Phase	konstant 0,5 ppm	-10,0 (nach [106])	-46,5 (nach [106])
S1100QL ferritische Phase	konstant 1,5 ppm	-27,8 (nach [104])	-25,8
S1100QL austenitische Phase	konstant 1,8 ppm	-10,0 (nach [106])	-46,5 (nach [106])

Tabelle 3.12: In der Simulation verwendete Aktivierungsenergien und Lösungsenthalpien

Der Einfluss der elastischen Spannungen wird, wie in den Grundlagen beschrieben mit einem molaren Volumen von  $2,0 \frac{cm^3}{mol}$  Wasserstoff berücksichtigt. Der Sprung in der Löslichkeit bei Erreichen der Schmelztemperatur (siehe Abbildung 2.10, S. 15) wird durch die beim Laserstrahl-schweißen kurze Verweildauer in diesem Temperaturgebiet vernachlässigt.

### 3.4.1.2 Elektrochemische Permeationsmethode

**Aufbau** Zur Ermittlung der Wasserstoffdiffusion in den hochfesten Stählen wurde eine elektrochemische Permeationszelle nach dem Prinzip von Devanathan & Stachursky [107] konstruiert, siehe Abbildung 3.22.

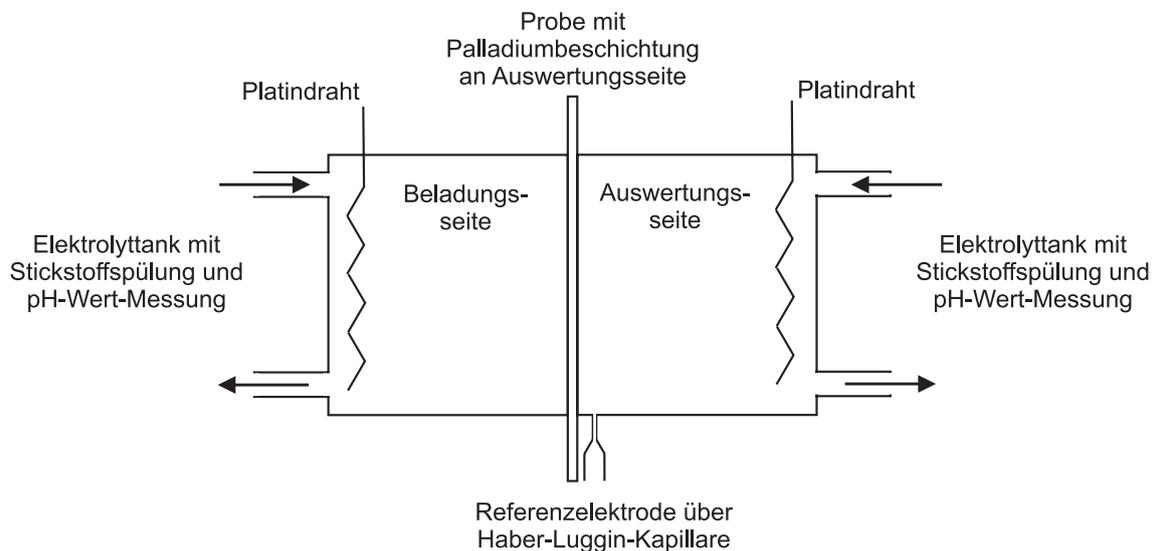


Abbildung 3.22: Schematische Darstellung der Permeationszelle

Eine Membran aus dem zu untersuchenden Stahl wird zwischen zwei Halbzellen aus Plexiglas angebracht, die beide mit Elektrolyten gefüllt werden. Auf der Eintrittsseite (Beladungsseite) wird die Membran kathodisch polarisiert und somit definiert mit Wasserstoff beladen. Auf der Austrittsseite (Auswertungsseite) wird die Membran in einer zweiten Halbzelle unter Verwendung einer Referenzelektrode anodisch polarisiert. Der Oxidationsstrom wird hier über eine Drei-Elektroden-Anordnung gemessen, wobei die Referenzelektrode zur Reduktion des Ohm'schen Spannungsabfalls dicht vor der Arbeitselektrode positioniert ist. Die Verbindung zum Elektrolytraum erfolgte über eine Haber-Luggin-Kapillare.

Die Proben wurden mittels Drahterodieren aus den vorliegenden Werkstoffplatten und -stäben der Grundwerkstoffe herausgetrennt und anschließend langsam und vorsichtig auf eine geringe definierte Dicke geschliffen. Über Vorversuche mit 2,0 mm, 1,0 mm und 0,5 mm dicken Proben wurde für gewünschte Versuchszeiten von wenigen Stunden eine Probendicke von 0,5 mm ausgewählt. Die Kontaktfläche der Permeationsprobe zum Elektrolyten betrug in beiden Zellen  $350 \text{ mm}^2$ . Da sich durch den Schleifprozess Änderungen der Werkstoffoberfläche ergeben, wurde versucht, mittels elektrochemischem Abtrag die obere Schicht mit erhöhter Versetzungsdichte und Eigenspannungsbelastung zu entfernen. Insbesondere beim warmgewalzten Martensitphasenstahl führte dies jedoch zu sehr unebenen und unbrauchbaren Oberflächen und wurde für die Permeationsversuche der drei Stähle nicht angewandt. Die Wasserstoffkonzentration an der Oberfläche wird durch die zu erwartenden Druckspannungen durch das vorsichtige Schleifen und die eingebrachten Wasserstofffallen in Form von Versetzungen einen abweichenden Wasserstoff-

gehalt als der unbearbeitete Grundwerkstoff aufweisen.

Die Abdichtung der Zellen erfolgte über dünne Flachdichtungen aus Polyethylen, wobei die Zellen durch mehrere durchgehende Gewindestangen handfest zusammengepresst sind. Als Gegenelektrode wurde aufgrund der chemischen Passivität ein gewundener Platindraht verwendet. An der elektrochemischen Halbzelle der Beladungsseite wurden durch einen langsamen Fluss des Elektrolyts über eine Membranpumpe stetig etwaige entstehende Korrosionsprodukte konstant von der Probenoberfläche gespült. Die kleine Bauform der Doppelzelle, die für Permeationsversuche an Zugproben gedacht war, zeigte sich bei erhöhten Temperaturen als nicht temperaturstabil. Die Untersuchungen wurden alle bei Raumtemperatur durchgeführt. Größere Permeationszellen können aufgrund der eingesetzten Elektrolyten bis zu Temperaturen von ca. 80 °C betrieben werden. Die Aufbereitung der Elektrolyten erfolgte in einem separaten Elektrolyttank und wurde mit Elektrolytpumpen in die beiden Halbzellen geleitet. Die Elektrolyte wurden einige Stunden vor Versuchsbeginn stark mit Stickstoff gespült, um den Sauerstoff zu verdrängen, der zu Oxidschichtbildung führen kann [108]. Während des Versuchs wurden die Elektrolyten bei geringem Volumenstrom weiterhin mit Stickstoff gespült.

**Beladungsseite** Das Einbringen des Wasserstoffs auf der Eintrittsseite der Membran wurde durch galvanostatische Beschaltung der Probe mit der Gegenelektrode realisiert. Durch Einstellen eines definierten Potentials in kathodische Richtung wird an der Probenoberfläche Wasserstoff erzeugt. Durch Rekombination entweicht der größte Teil des adsorbierten Wasserstoffs durch chemische und elektrochemische Desorption als gasförmiger Wasserstoff von der Probenoberfläche. Ein kleiner Teil wird jedoch absorbiert und diffundiert in das Metallgitter [109, 110]. Die chemischen und elektrochemischen Mechanismen, die zum Wasserstoffeintritt in die Metalloberfläche führen, sowie deren Randbedingungen sind u.a. in [76], [110] und [111] beschrieben. Die Aufnahme von Wasserstoff hängt vom Oberflächenzustand, insbesondere der Anwesenheit von Oxiden, vom Elektrolyt, den Legierungselementen und Einschlüssen ab [109]. In den meisten der in der Literatur beschriebenen Untersuchungen zum Wasserstoffeintritt in Metalle werden Inhibitoren und Promotoren dem Elektrolyt zugegeben. Diese verändern die chemischen und elektrochemischen Reaktionen und können die geringe Wasserstoffaufnahme deutlich erhöhen. Der Wasserstoffgehalt bei der elektrochemischen Beladung, der sich direkt unterhalb der Oberfläche im Sub-Surface-Layer einstellt, entspricht einem unbekanntem Wasserstoffpartialdruck unter Gasatmosphäre [76]. Um eine möglichst geringe Aktivität an der Oberfläche zu erhalten, wurde auf die Verwendung von Inhibitoren und Promotoren verzichtet, sowie als Elektrolyt 0,1-normale Natronlauge verwendet, die im Gegensatz zu sauren Elektrolyten keine überlagerte spontane Korrosion mit zusätzlicher Wasserstoffbildung hervorruft [109]. Für eine möglichst geringe Aktivität wurde die Beladungsstromdichte in Vorversuchen zu  $1,0 \text{ mA/cm}^2$  ermittelt, bei welcher ein Messsignal von wenigen  $\mu\text{A}$  auf der Auswerteseite gerade noch detektierbar war. Direkt vor Versuchsbeginn wurde die Eingangsseite der Probe zur Entfernung von Oxidschichten mit Naßschleifpapier der Körnung 600 und 1000 von Hand geschmirgelt und anschließend 5 Minuten lang im Ultraschallbad mit Ethanol gereinigt und entfettet.

**Auswertungsseite** Nach Starten der Beladung diffundiert der absorbierte Teil des Wasserstoffs durch den Werkstoff hindurch und erreicht nach einer gewissen Zeit die Auswertungsseite. An deren Oberfläche wird dieser durch das eingestellte anodische Potential sofort oxidiert, was über die Drei-Elektroden-Anordnung vom angeschlossenen Potentiostat mit einem Anstieg der Stromdichte zur Aufrechterhaltung des Potentials registriert wird. Um möglichen Einflüssen, die den Wasserstoffaustritt verlangsamen entgegenzuwirken, wurde die Ausgangsseite vor dem Einbau in die Permeationszelle mit Palladium beschichtet [112, 113]. Tests verschiedener Elektrolyten ergaben, dass mit einem leicht geänderten Verfahren nach [114] sehr gute Ergebnisse bezüglich der Schichthaftung erzielt werden können. Vor der Beschichtung wurden die Proben mit Nassschleifpapier der Körnung 600 und 1000 geschliffen, in destilliertem Wasser und dann mit Ethanol im Ultraschallbad für 5 Minuten gereinigt, entfettet und die nicht zu beschichtenden Flächen mit Galvano-Klebeband abgedeckt. Die Proben wurden 3 Sekunden in halbkonzentrierter Salzsäure (18M HCl) bei  $20 \frac{mA}{cm^2}$  reduziert, kurz in destilliertes Wasser getaucht und sofort in ein Palladiumbad aus  $5g/l PdCl_2$  pro  $100cm^3$  Lösung mit destilliertem Wasser, 0,1n NaOH und Ammoniak (28 wt-%) zur Einstellung eines pH-Werts von 13,5 eingetaucht. Die Beschichtung erfolgte 120 Sekunden bei einer Stromdichte von  $2,0 \frac{mA}{cm^2}$ . Als Gegenelektrode wurde ein platinirtes Stahlnetz verwendet. Die Dicke der Palladiumschicht beträgt nach [114] nach der Beschichtung weniger als  $0,1 \mu m$ . Nach Einbau der Probe wurde der mit Stickstoff gespülte Elektrolyt eingebracht und der Oxidationsstrom wie in [113] beschrieben, auf +255mV gegen die Ag-AgCl-Elektrode (0,1M KCl) eingestellt. Nach einigen Stunden reduziert sich der Blindstrom auf sehr geringe Werte von weniger als  $1 \mu A$ , wobei auch durch die Beschichtung eingebrachter Wasserstoff wieder effundiert sein sollte.

**Messsignal** Die innere Verteilung des Wasserstoffs durch Diffusion innerhalb der Probe zu verschiedenen Zeiten  $t$  ist schematisch in Abbildung 3.23 dargestellt.

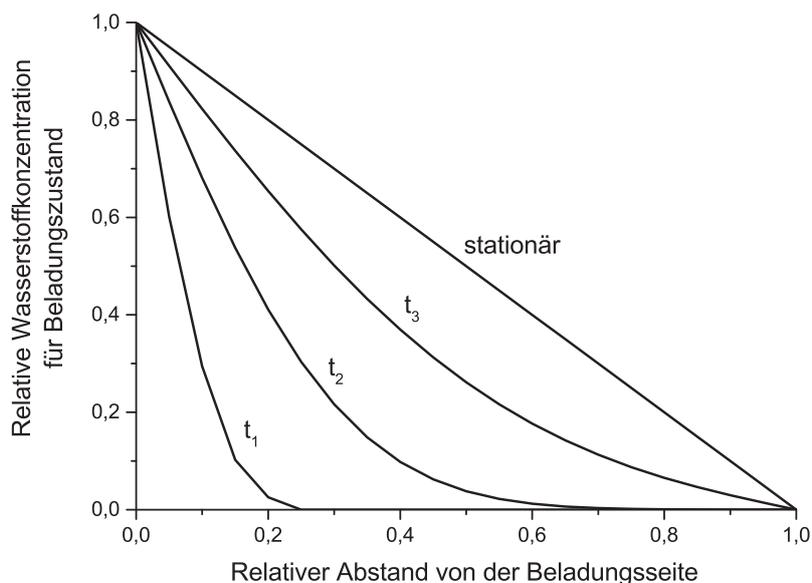


Abbildung 3.23: Innere Verteilung von Wasserstoff in der Permeationsprobe in Abhängigkeit von der Zeit nach [76]

Auf der Eintrittsseite stellt sich bei gleichbleibenden Bedingungen eine konstante Wasserstoffkonzentration ein. Auf der Austrittsseite ist die Wasserstoffkonzentration stets null. Der Wasserstoffgehalt steigt über die Probendicke kontinuierlich an, bis ein stationärer Zustand erreicht wird. Das sich hierdurch ergebende Messsignal an der Austrittsseite ist schematisch in Abbildung 3.24 dargestellt.

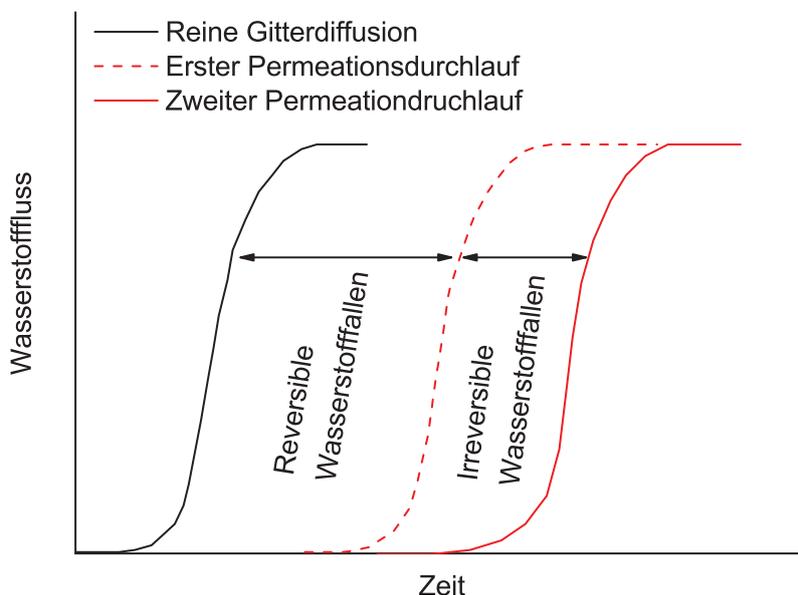


Abbildung 3.24: Schematische Darstellung des Permeationsstroms an der Auswerteseite der Permeationsprobe nach [85]

Nach Einschalten des Beladestroms und während der Aufbauphase wird für eine bestimmte Zeit kein Wasserstoff detektiert. Wenn der Wasserstoff die Ausgangsseite der Probe erreicht hat, steigt das Messsignal mit dem Gradienten des Wasserstoffgehalts in der Probe an (Abbildung 3.23) und es ergibt sich ein von der Zeit abhängiger Kurvenverlauf. Im stationären Zustand ändert sich die Permeationsstromdichte nicht mehr.

Der Einfluss irreversibler Wasserstofffallen kann durch mehrfache Durchführung des Permeationsexperiments charakterisiert werden. Die irreversiblen Wasserstofffallen wechselwirken im ersten Permeationsdurchlauf mit dem diffusiblen Wasserstoff. Sie fangen diesen ein und verlangsamen die Diffusionsgeschwindigkeit. Nach Abschalten des Beladungsstroms effundiert der diffusible und reversibel gebundene Anteil aus der Probe, die irreversiblen Wasserstofffallen bleiben jedoch mit Wasserstoff gesättigt. In einem zweiten Permeationsdurchlauf diffundiert der Wasserstoff somit ohne Wechselwirkung der irreversiblen Wasserstofffallen und wird nur noch von den schwachen, reversiblen Wasserstofffallen beeinflusst. Dies führt zu einer deutlich schnelleren Diffusionsgeschwindigkeit, siehe Abbildung 3.24. Aus dem Vergleich der ersten Permeationskurve mit der zweiten Permeationskurve lässt sich der Einfluss der Wasserstofffallen ermitteln.

**Auswertung der Permeationskurven** Die Wasserstoff-Diffusionskoeffizienten können nach [107] und [113] mit der sogenannten Time-Lag-Methode aus Gleichung 3.7 direkt aus den Permeationskurven abgeleitet werden, wenn deren Verlauf durch die Fick'schen Gesetze darstellbar ist,

die Diffusion also der geschwindigkeitsbestimmende Schritt ist.

$$D_{eff} = \frac{d^2}{6t_{lag}} \quad (3.7)$$

Die Diffusionsgeschwindigkeit ergibt sich aus  $t_{lag}$ , der Zeit, die vergeht bis 63 % des stationären Permeationsstroms erreicht sind. Nach [115] kann der Diffusionskoeffizient dann auch durch Anpassung an eine Lösung des zweiten Fick'schen Gesetzes nach Gleichung 3.8 mit dem Wasserstoff-Fluss  $J$  und der Probendicke  $d$ .

$$\frac{J(t)}{J_{ss}} = 1 + 2 \sum_{n=0}^{\infty} (-1)^n \exp\left(-\frac{n^2 \pi^2 D t}{d^2}\right) \quad (3.8)$$

Die Anpassung der Gleichung über diese rechnerische Methode unter Anwendung der Methode der kleinsten Fehlerquadrate ermöglicht eine sehr präzise Bestimmung des Diffusionskoeffizienten und eine grafische Überprüfung, ob der Kurvenverlauf den Fick'schen Gesetzen entspricht. Wenn der Kurvenverlauf nicht durch die Fick'schen Gesetze beschrieben werden kann, weil z.B. die Wechselwirkung mit Wasserstofffallen geschwindigkeitsbestimmend ist, kann der effektive Diffusionskoeffizient ersatzweise aus der sogenannten Break-Through-Zeit ermittelt werden, siehe Gleichung 3.9. Die Diffusionsgeschwindigkeit ergibt sich aus  $t_b$ , die Zeit die sich aus dem Schnittpunkt der Tangente des linearen Teils des Permeationstransienten mit der Zeitachse ergibt nach [113].

$$D_{eff} = \frac{d^2}{15,3t_b} \quad (3.9)$$

Diffusibler und reversibel gefangener Wasserstoff können bei schneller Wechselwirkung für eine vereinfachte Berechnung auch bei der Diffusion zusammengefasst [93], siehe Gleichung 3.10 mit der Diffusionsgeschwindigkeit im Metallgitter (Lattice - l)  $D_l$  und der Diffusionsgeschwindigkeit reversibler Wasserstofffallen (Reversible - r)  $D_r$ .

$$D_{lr} = D_l + D_r \quad (3.10)$$

Durch die Zusammenfassung diffusibler und reversibel gebundener Wasserstofffallen ist die Aktivierungsenergie der Diffusion (Gleichung 2.15, S. 17) unbestimmt. Die Werte für Vorfaktor und Aktivierungsenergie für die temperaturabhängige Diffusionsgeschwindigkeit wurde deshalb anhand der ausführlichen Zusammenfassung für un- und mikrolegierte Stähle von Böllinghaus et al. [80] angepasst.

Im geschmolzenen Metall ist die Diffusivität von Wasserstoff nicht sehr viel höher als im festen Zustand [80]. Die sprunghafte Änderung bei Erreichen der Schmelztemperatur wird auch aufgrund der sehr kurzen Zeit bei dieser Temperatur beim Laserstrahlschweißen nicht modelliert.

Aus dem ermittelten Diffusionskoeffizienten und der Auswertung des stationären Permeationsstroms  $I_{SS}$  lässt sich in Anlehnung an [113] über Gleichung 3.11 die Konzentration des diffusiblen und reversibel gebundenen Wasserstoffs  $c_{lr}$  an der Probenoberfläche, also der diffusible und in den reversiblen Fallen gebundenen Wasserstoffgehalt auswerten, wobei  $A$  die Probeno-

berfläche,  $F$  die Faraday-Konstante und  $d$  die Probendicke sind.

$$c_{lr} = \frac{d \cdot I_{SS}}{D_{lr} \cdot A \cdot F} \quad (3.11)$$

### 3.4.1.3 Auswertung von Permeationskurven mit numerischen Verfahren

Zur Analyse der Wechselwirkung mit Wasserstofffallen wurden die McNabb & Foster-Gleichungen (Gleichung 2.19, S. 19) angewandt. Diese wurden für die Auswertung für eine Wasserstoff-Fallenart mittels Finite Differenzen Schema wie in [116] beschrieben diskretisiert<sup>2</sup> und in eine Rechenumgebung zur automatischen Anpassung an die Messung durch die Methode der kleinsten Fehlerquadrate eingebettet [90]. Die Variablen der Gleichung müssen hierfür in eine dimensionslose Form überführt werden, siehe Gleichungen 3.12 und 3.13,

$$\frac{\partial u}{\partial \tau} + \frac{\partial w}{\partial \tau} = \nabla^2 u \quad (3.12)$$

$$\frac{\partial w}{\partial \tau} = \lambda_H u - \mu_H w - \nu_H u w \quad (3.13)$$

wobei  $\tau$  die normalisierte Zeit,  $u$  die normalisierte Wasserstoffkonzentration,  $w$  die normalisierte Menge und  $\lambda_H$ ,  $\nu_H$ ,  $\mu_H$  Parameter zur Beschreibung der Wasserstofffallen sind.

Mit den dimensionslosen Variablen relative Konzentration  $u = \frac{C}{C_0}$  und der relativen Konzentration des gefangenen Wasserstoffs  $w = \frac{\theta N}{C_0}$ , mit  $N$  der Anzahl an Wasserstofffallen und der Fallenbesetzung  $\theta$  [116]. Ebenfalls dimensionslos ist die Zeitbasis  $\tau = \frac{Dt}{d^2}$ , mit der Zeit  $t$ , der Probendicke  $d$  und dem zuvor ermittelten Diffusionskoeffizienten für Zwischengitterplätze und reversible Wasserstofffallen  $D_{lr}$ . Die eingeführten Parameter  $\lambda_H$ ,  $\mu_H$  und  $\nu_H$  (Gleichungen 3.14, 3.15 und 3.16) beschreiben die Geschwindigkeiten mit welcher die Wasserstoffatome eingefangen und wieder aus den Fallen gelöst werden [116]. Wenn  $\lambda_H$ ,  $\mu_H$  und  $\nu_H$  identisch gewählt werden reduzieren sich die Gleichungen zur Diffusionsgleichung nach dem zweiten Fick'schen Gesetz (Gleichung 2.14, S. 17).

$$\lambda_H = N \kappa \frac{d^2}{D} \quad (3.14)$$

$$\mu_H = \rho \frac{d^2}{D} \quad (3.15)$$

$$\nu_H = C_0 \kappa \frac{d^2}{D} \quad (3.16)$$

Der Parameter  $\mu_H = 0$  wurde in der Auswertung auf null gesetzt, da nur die irreversibel gebundenen Wasserstofffallen mit hoher Bindungsenergie, also ohne Herauslösen des Wasserstoffs aus irreversiblen Wasserstofffallen bei Raumtemperatur, ausgewertet werden sollten [116]. Aus der berechneten Konstante  $\nu_H$  lässt sich anschließend auch die Geschwindigkeitskonstante für das Einfangen des Wasserstoffs (Trap-Konstante)  $\kappa$  ermitteln. Der Wasserstoffgehalt in den ir-

<sup>2</sup>Matlab-Implementierung durch M.Sc. Christian Eichheimer, Fraunhofer IWM.

reversiblen Wasserstofffallen, die im Anlieferungszustand noch nicht besetzt sind berechnet sich aus  $\frac{\lambda_H}{\nu_H} = \frac{N}{C_0}$ . Dieser beschreibt die im Vergleich zur Messung des Gesamtwasserstoffs zusätzliche Menge des bei Raumtemperatur aufnehmbaren Wasserstoffs in den Wasserstofffallen. Um die Stabilitätsbedingung zu erfüllen wurde das Finite-Differenzen-Schema mit einer sehr feinen Netzweite von 0,05 mm und kleinen Zeitschritten von 0,001 s berechnet.

Die Modellierung für die numerische Schweißsimulation erfolgte ebenfalls mit dem McNabb & Foster-Modell für die irreversiblen Wasserstofffallen (Gleichung 2.19). Da die Wasserstofffallen ein Gemenge mit kontinuierlichem Energiespektrum darstellen, werden diese in der Modellierung durch eine gemeinsame Wasserstofffalle mit einer mittleren Bindungsenergie von  $-65 \text{ kJ/mol}$  angenommen.

Die Bindung von Wasserstoff in den Wasserstofffallen sinkt wie in Abbildung 2.14 auf S. 20 gezeigt wurde mit steigender Temperatur. Durch die hohen Aufheizraten beim Schweißen wird der Wasserstoff somit im Bereich der Schweißnaht sehr schnell aus den Wasserstofffallen gelöst. Die Bestimmung und Verwendung einer entsprechenden Geschwindigkeitskonstante für das Herauslösen aus den Wasserstofffallen ist somit nicht notwendig. Die gemessene Aufnahmegeschwindigkeit der Wasserstofffallen (Tabelle 3.14, S. 54) wird für den gesamten Temperaturbereich als konstant angenommen.

Die Fallen weisen zu Beginn der Simulation die in Tabelle 3.14, S. 54 entsprechende Besetzungsdichte auf. Die Sättigung der Wasserstofffallen in Gleichung 3.17 wird über einen von der Löslichkeit  $S$  abhängigen Sättigungsterm mit dem gemessenen Sättigungswert der Wasserstofffallen  $c_{irrev}^{sat}$  beschrieben [92]. Durch Einbeziehung der Sättigung werden die Berechnung nicht-linear.

$$S_{irrev}^{sat}(c_H) = \frac{S_{irrev}}{\left[1 + \frac{S_{irrev}^{sat}}{S_{lr}} \cdot \frac{c_{lr}}{c_{irrev}^{sat}}\right]} \quad (3.17)$$

## 3.4.2 Ergebnisse

### 3.4.2.1 Wasserstoffgehalt im Grundwerkstoff

Der gemessene Wasserstoffgehalt der drei hochfesten Stähle im Anlieferungszustand ist in Abbildung 3.25 dargestellt.

Die drei hochfesten Stähle weisen einen sehr geringen Wasserstoffgehalt zwischen 0,5 ppm und 1,0 ppm auf. Der Fehler in der Messung ist für die kleinen Wasserstoffgehalte und die Summe aus dem Fehler der Kalibrierproben, der Abweichungen der Proben und des Messaufbaus im Vergleich zum sehr kleinen Messwert hoch.

Durch die mitlaufende Messung von Referenzproben bei der Messung mittels Trägergas-Heißextraktion konnte ein Drift in der Temperaturleitzelle festgestellt werden. Mit fortschreiten der Versuchsdauer wurden geringere Wasserstoffkonzentrationen gemessen. Durch den ermittelten linearen Verlauf über die Zeit konnten die Messergebnisse entsprechend korrigiert werden. Aus der Messungenauigkeit des Verfahrens bei den sehr kleinen Mengen an Wasserstoff im niedrigen ppm-Bereich und der beschriebenen Ungenauigkeit der Referenzproben ergibt sich ein Fehlerbalken von mehr als 0,6 ppm bei der Messung.

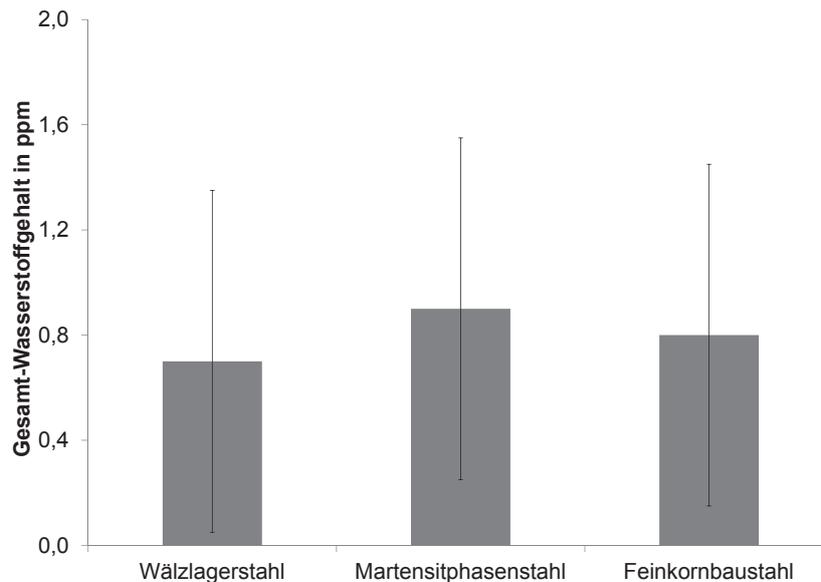


Abbildung 3.25: Gemessener Gesamtwasserstoff im Grundwerkstoff der drei hochfesten Stähle (Anlieferungszustand)

### 3.4.2.2 Wasserstoff-Diffusionskoeffizienten

Im Vergleich der Messung und einer Anpassung an das zweite Fick'sche Gesetz in Abbildung 3.26 ist zu erkennen, dass die irreversible Wasserstoff-Fallen den geschwindigkeitsbestimmenden Schritt bei der Diffusion darstellen.

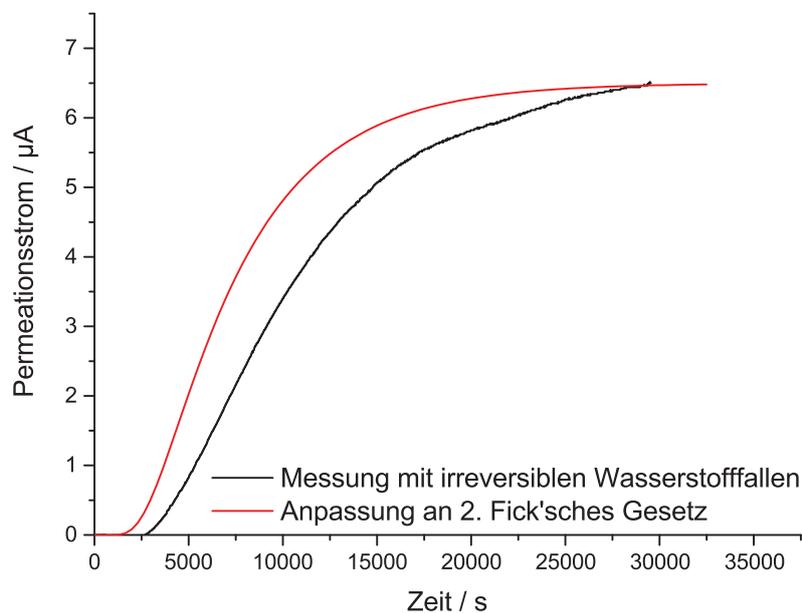


Abbildung 3.26: Abweichung des ersten Permeationsdurchlaufs mit irreversiblen Wasserstoff-fallen vom zweiten Fick'schen Gesetz

Der Verlauf des ersten Permeationsdurchlaufs kann durch die starke Wechselwirkung mit den irreversiblen Wasserstofffallen nicht mit dem zweiten Fick'schen Gesetz beschrieben werden.

Der zweite Permeationsdurchlauf, bei welchem die irreversiblen Wasserstofffallen gesättigt sind, konnte für alle drei Stähle an das zweite Fick'sche Gesetz angepasst werden. Dies deutet auf eine sehr schnelle Wechselwirkung zwischen diffusiblem und reversibel gebundenem Wasserstoff hin. In Abbildung 3.27 ist exemplarisch die Anpassung über Gleichung 3.8, S. 48 an das Messergebnis des Feinkornbaustahls dargestellt.

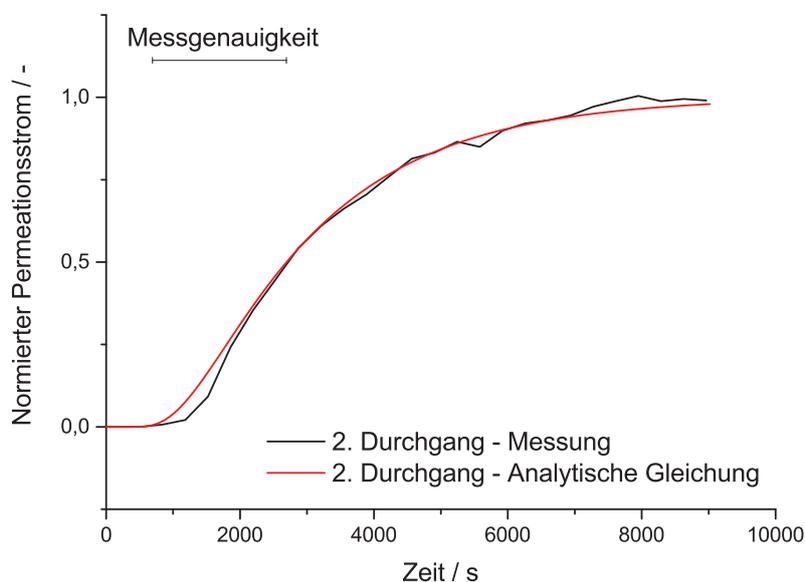


Abbildung 3.27: Anpassung der zusammengefassten diffusiblen und reversiblen Wasserstoffbindungsarten an das zweite Fick'sches Gesetz

In Tabelle 3.13 sind die ermittelten Werkstoffkennwerte aus den Berechnungen aufgeführt. Über die Break-Through-Zeit wurde zu Vergleichszwecken der effektive Diffusionskoeffizienten  $D_{eff}$ , der alle Wasserstoff-Bindungsmöglichkeiten beinhaltet, aus dem Anfangsbereich der Permeationskurve ermittelt.

	Wälzlagerstahl	Martensitphasenstahl	Feinkornbaustahl
$D_{eff}$ aus Durchbruchzeit in $\frac{mm^2}{s}$	$9,90 \cdot 10^{-6}$	$1,26 \cdot 10^{-5}$	$1,92 \cdot 10^{-5}$
$D_{lr}$ aus numerischer Anpassung in $\frac{mm^2}{s}$	$1,41 \cdot 10^{-5}$	$4,50 \cdot 10^{-5}$	$2,62 \cdot 10^{-5}$
Stationärer Permeationsstrom in $\mu A$	6,5	5,2	13,4
$c_{lr}$ in ppm	0,9	0,2	1,0

Tabelle 3.13: Gemessene Diffusionsgeschwindigkeiten und hieraus berechnete Wasserstoffkonzentrationen an der Eintrittsseite der Probe

Der effektive Wasserstoff-Diffusionskoeffizient ist beim Wälzlagerstahl am geringsten, beim Feinkornbaustahl am höchsten. Die berechnete Menge des diffusiblen und reversibel gefangenen Wasserstoffs am Sub-Surface-Layer der Probe ist bei den gleichen Beladungsbedingungen für den Feinkornbaustahl am höchsten und für den Martensitphasenstahl am geringsten.

Der Messfehler der Methode beträgt nach [107] ca. 15%, kann aber bei Änderung des vorliegenden Feingefüges der Probe nach [113] um ein Vielfaches abweichen. Eigene Voruntersuchungen haben für den untersuchten Wälzlagerstahl bei unterschiedlichen Wärmebehandlungen

einen Unterschied in der Diffusionsgeschwindigkeit von bis zu 50 % ergeben. Bei gleicher Wärmebehandlungscharge betrug die Messabweichung der für die Permeation benötigten Zeit bis zu 20 %.

Die Extrapolation des bei Raumtemperatur ermittelten Diffusionskoeffizienten auf die sehr hohen Temperaturen beim Schweißen ist in Abbildung 3.28 exemplarisch für den Feinkornbaustahl dargestellt. Die angepasste gemeinsame Aktivierungsenergie für diffusiblen und reversibel gebundenen Wasserstoff ist im Vergleich zur reinen Diffusion erhöht und beträgt für die drei Stähle zwischen 22,0 und 26,2  $\frac{kJ}{mol}$ , siehe Tabelle 3.12, S. 43. Für die austenitische Phase wurde die Beschreibung der Diffusivität (Vorfaktor und Aktivierungsenergie) wie bei der Löslichkeit aus [106] entnommen.

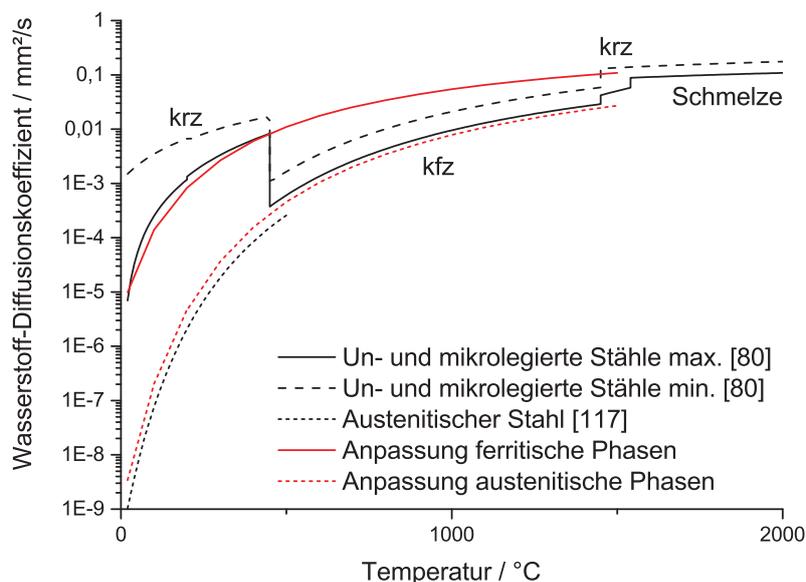


Abbildung 3.28: Anpassung der temperaturabhängigen Diffusionsgeschwindigkeit am Beispiel des Wälzlagerstahls; Literaturzusammenfassung nach [80] und nach [117]

### 3.4.2.3 Sättigung und Kinetik irreversibler Wasserstofffallen

Das Ergebnis der numerischen Anpassung der McNabb & Foster-Gleichungen (Gleichung 3.12, S. 49) zur Auswertung der irreversiblen Wasserstofffallen ist exemplarisch für den Wälzlagerstahl in Abbildung 3.29 dargestellt.

Über die programmierte Methode mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate unter Verwendung der modellierten Diffusionsgleichungen erfolgt eine automatische Anpassung der berechneten Permeationskurve an die experimentell ermittelten Werte. Die so gefundenen Parameter beschreiben die Sättigungskonzentration (maximal aufnehmbare Menge), sowie die kinetischen Trap-Konstanten für das Einfangen des Wasserstoffs von den irreversiblen Wasserstofffallen. Die rechnerisch ermittelten Parameter und Ergebnisse sind in Tabelle 3.14 aufgeführt.

Die Menge an Wasserstoff, der von den irreversiblen Wasserstofffallen aufgenommen werden kann ist für den Martensitphasenstahl am höchsten und für den Wälzlagerstahl am geringsten. Die Summe der gemessenen und aus den Messungen berechneten möglichen Wasserstoffkon-

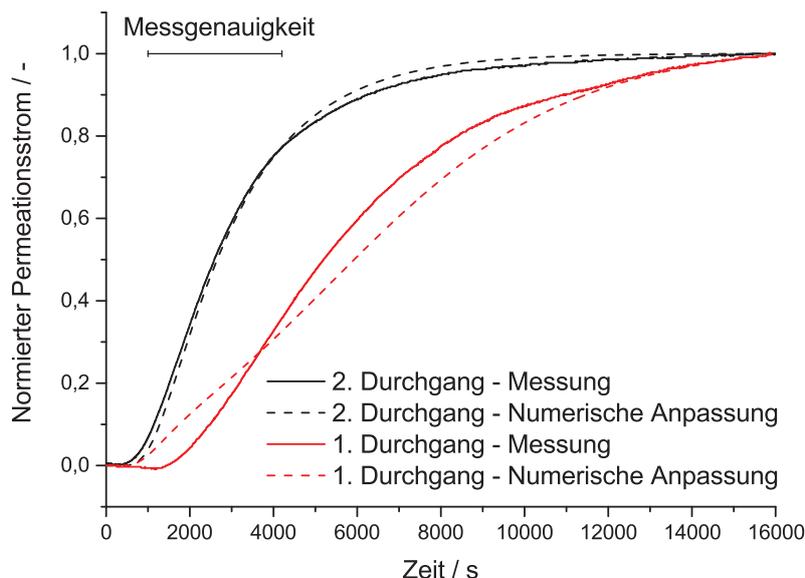


Abbildung 3.29: Anpassung irreversibler Wasserstofffallen mit den McNabb & Foster-Gleichungen 2.19 an Messergebnisse am Beispiel des Wälzlagerstahls

	Wälzlagerstahl	Martensit- phasenstahl	Feinkorn- baustahl
$D_{lr}$ aus numerischer Anpassung in $\frac{mm^2}{s}$	$1,41 \cdot 10^{-5}$	$4,50 \cdot 10^{-5}$	$2,62 \cdot 10^{-5}$
$c_{lr}$ in ppm	0,88	0,22	0,97
$\lambda_H$	22,96	9,0	21,01
$\mu_H$	0,0	0,0	0,0
$\nu_H$	64,64	10,07	27,40
Grundgehalt irrev. Wasserstofffallen in ppm	0,7	0,9	0,8
Sättigungskonzentration in ppm	1,0	1,6	1,3
Trap-Konstante $\kappa$ in $\frac{1}{s}$	0,00129	0,00162	0,00055

Tabelle 3.14: Gemessene Diffusionsgeschwindigkeiten der drei hochfesten Stähle und hieraus berechnete Parameter zur Beschreibung der irreversiblen Wasserstofffallen

zentrationen für die unterschiedlichen Wasserstoffbindungsarten der hochfesten Stähle ist in Abbildung 3.30 dargestellt.

Die Ergebnisse stellen den gesamten möglichen Wasserstoffgehalt bei Raumtemperatur dar, der im Grundwerkstoff vorhanden sein kann. Dieser liegt für alle Stähle etwas unterhalb von 2,0 ppm. Der Martensitphasenstahl kann eine höhere Menge mit irreversiblen Wasserstofffallen, der Wälzlagerstahl eine höhere Menge mit reversiblen Wasserstofffallen binden. Die Anpassung der gemeinsamen Löslichkeit von diffusiblem und reversibel gefangenen Wasserstoff aufgrund dieser Ergebnisse ist in Abbildung 3.31 dargestellt.

Die Geschwindigkeit mit welcher der Wasserstoff von den Wasserstofffallen eingefangen wird ist für den Martensitphasenstahl drei mal höher als für den ebenfalls martensitischen Feinkornbaustahl. Auch im Wälzlagerstahl wird der Wasserstoff über zwei mal schneller als im Feinkornbaustahl von den irreversiblen Wasserstofffallen eingefangen. Die Genauigkeit der ermittelten kinetischen Konstanten für das Einfangen des Wasserstoffs (Trap-Konstante) beträgt ca. 20 %.

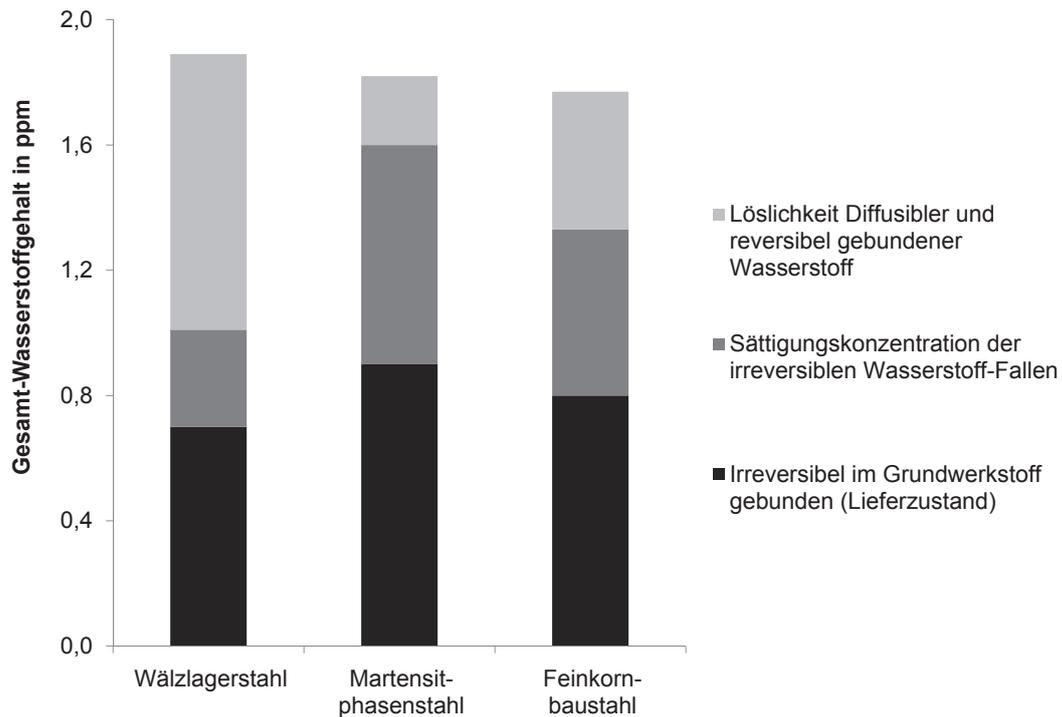


Abbildung 3.30: Zusammenfassung der gemessenen Bindungsmöglichkeiten für Wasserstoff in den drei hochfesten Stählen bei Raumtemperatur

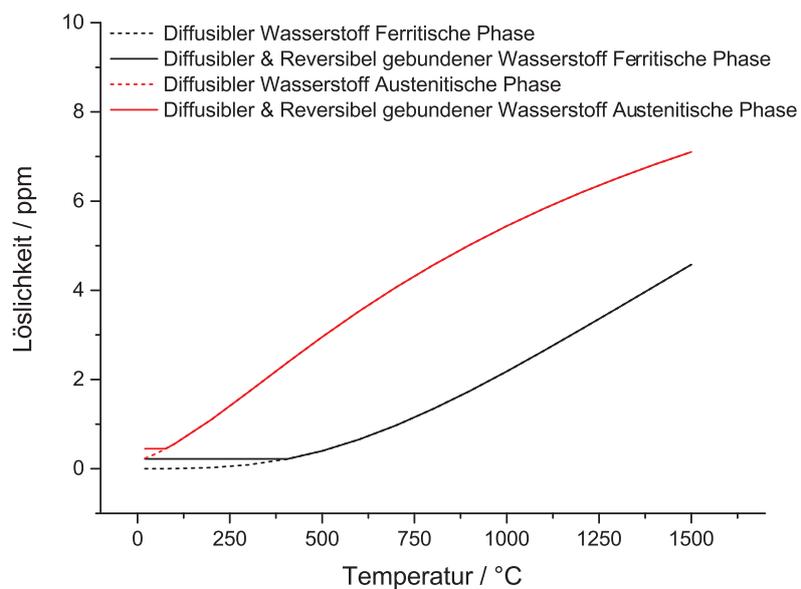


Abbildung 3.31: Modellierung der Löslichkeit bei Zusammenfassung von diffusiblem und reversibel gebundenen Wasserstoff am Beispiel des Feinkornbaustahls

## 4 Numerische Simulation von Laserschweißprozessen

In experimentellen Schweißversuchen werden die drei hochfesten Stähle mit unterschiedlichen Laserschweißverfahren gefügt. Die geschweißten Demonstratoren sind Grundkörper realer industrieller Bauteile. Für den Wälzlagerstahl wird das Wärmeleitungsschweißen anhand einer rohrförmigen Probe mit einer Wandstärke von 1,5 mm, für den Martensitphasenstahl das Tiefschweißen mittels Faserlaser an einer Struktur aus 2,25 mm dickem Blech und für den Feinkornbaustahl das Tiefschweißen mit  $CO_2$ -Laser an einem 4,0 mm dicken Blech untersucht.

Um in der numerischen Schweißsimulation mittels Finite Elemente Methode (FEM) lokal die Einflussgrößen der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung für die Laserschweißversuche bestimmen zu können, werden jetzt die experimentell und rechnerisch ermittelten und wie beschrieben modellierten Werkstoffkennwerte angewandt.

Die Modellierung von Wärmeeintrag, Gefüge- und Eigenspannungsentwicklung, sowie der Wasserstoffverteilung erfolgen analog zu den in Abbildung 4.1 als starke Wechselwirkung dargestellten durchgezogenen Pfeilen.

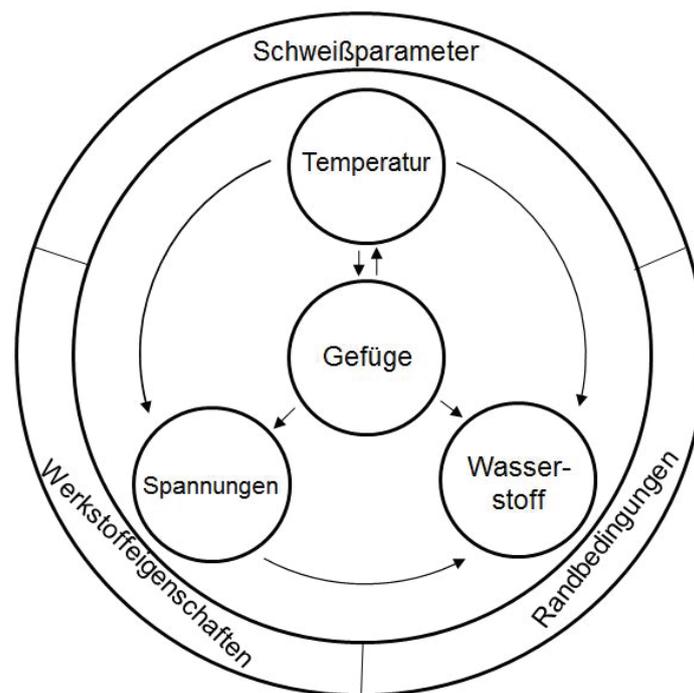


Abbildung 4.1: Wechselwirkungen der kaltrissbeeinflussenden Größen nach [2]

Der Wärmeeintrag beeinflusst als zentrales Element direkt die drei Kaltriss-Einflussfaktoren Gefüge, Eigenspannungen und Wasserstoffverteilung. Die Umverteilung von Wasserstoff wird von Konzentrations- und Temperaturgradienten, dem Spannungs-Dehnungs-Zustand und der Mikrostruktur beeinflusst [1]. Die Eigenspannungen werden zusätzlich von der Gefügeentwicklung beeinflusst. Es existieren weitere schwache Wechselwirkungen, die nicht berücksichtigt werden. Dies sind Gefügeentwicklungen, die von der mechanischen Deformation abhängen, z.B. durch

spannungsinduzierte Martensitumwandlung [44, 103], sowie Verformungswärme und wasserstoffbedingte Änderungen von Temperatur und Gefügeumwandlungen.

Durch die hohen Gradienten von Temperatur, Mikrostrukturänderung und Spannungsausbildung, die alle einen Einfluss auf das chemische Potential haben, ist die modellierte Wasserstoffdiffusion in Schweißnähten ein stark inhomogener Vorgang. Treibende Kraft der Diffusion ist der Konzentrationsgradient [69], ausgedrückt durch die Wasserstoffaktivität an jedem zu betrachtenden Punkt der Schweißnaht. Vereinfachend kann die Aktivität  $A$  durch eine normalisierte Konzentration, dem Verhältnis aus Wasserstoffkonzentration und Löslichkeit  $\frac{c_H}{S}$  (Gleichung 4.1) beschrieben werden, um die Diffusion aufgrund der dargestellten Einflüsse von Temperatur-, Gefüge- und Spannungsgradienten über die Änderung der Löslichkeit zu erfassen [92].

$$\frac{c_H}{S} = A = \frac{n_{lr} c_{Hlr}}{S_{lr}} + \frac{n_{irrev} c_{Hirrev}}{S_{irrev}} \quad (4.1)$$

Die Aktivität ergibt sich über  $n_{lr}$  dem Anteil diffusibler und reversibel gebundenen Wasserstoffs und  $n_{irrev}$  dem Anteil irreversibel gebundenen Wasserstoffs.

Durch Verwendung eines „Non-uniform Solubility model“ (Modell zur Beschreibung ungleichmäßiger Löslichkeit) lässt sich die Diffusionsgleichung (Gleichung 2.14, S. 17) folgendermaßen erweitern [92]:

$$\frac{\partial c_H}{\partial t} = \nabla \left[ DS \nabla \cdot \left( \frac{c_H}{S} \right) \right] \quad (4.2)$$

Im stationären Fall ergibt sich die normale Diffusionsgleichung nach dem ersten Fick'schen Gesetz [92]. Wie bei der Ermittlung der Werkstoffkennwerte beschrieben, werden aufgrund der schnellen Wechselwirkung der diffusiblen und in reversiblen Wasserstofffallen gebundene Wasserstoff zusammengefasst [93]. Neben dem Vorteil der Vermeidung starker Variationen in den Aktivitäten bei der Berechnung hat dies den Nachteil, dass die Zeitschrittweiten aufgrund von Oszillationen bei Überschreitung der Stabilitätsbedingungen (Gleichung 4.3 für zweidimensionale Finite Elemente), geringer gewählt werden müssen [118].

$$\frac{D \Delta t}{\Delta d^2} \geq \frac{1}{6} \quad (4.3)$$

## 4.1 Wärmeleitschweißen des Wälzlagerstahls

### 4.1.1 Schweißtechnischer Hintergrund

Die Schweißbeignung höhergekohlter Vergütungsstähle ist generell schlecht [18]. Ohne Vorwärmung ist eine wasserstoffinduzierte Kaltrissbildung im aufgehärteten Bereich der Wärmeinflusszone sehr wahrscheinlich, da mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Härte des für Kaltrissbildung anfälligen Martensits steigt [18]. Die Martensit-Start-Temperatur liegt, wie bei der Kennwertermittlung beschrieben bei sehr tiefen Temperaturen [18], wodurch der frisch gebildete Martensit nur geringfügig angelassen wird. Beim Schweißen höherfester und hochgekohlter Stähle sind hierdurch wasserstoffinduzierte Kaltrisse die häufigste Versagensform [18].

Es wurden zwei verschiedene Arten an Schweißversuchen durchgeführt: Im ersten Aufbau waren die zu fügenden Bauteile fest gegeneinander eingespannt. Im zweiten Aufbau konnten sich die Fügepartner mit den thermischen Dehnungen beim Schweißen bewegen. Alle eingespannten Bauteile wiesen noch während der Abkühlung eine Rissbildung auf. Die nicht eingespannten Bauteile nur in wenigen Fällen.

Schweißtechnische Fragestellung ist, ob bei gegebenem sprödem Gefüge die Eigenspannungen, der Wasserstoffgehalt oder eine Kombination beider Kaltriss-Einflussparameter die Rissbildung bestimmt.

### 4.1.2 Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell

Das untersuchte Bauteil sind zwei kleine rohrförmige, industriell genutzte Bauteile mit einer Wandstärke von 1,5 mm, die mittels Wärmeleitungsschweißen durch einen Faserlaser gefügt wurden. Die Röhrchen sind vor dem Schweißen nicht verbunden. Das Bauteil wurde für die Untersuchungen nicht mit Wasserstoff beladen, das heißt schädigender Wasserstoff wird erst aus irreversiblen Wasserstofffallen durch die Schweißwärme herausgelöst und umverteilt. Die experimentellen Schweißversuche für den Wälzlagerstahl wurden mit den in Tabelle 4.1 angegebenen Parametern im Rahmen eines Forschungsvorhabens [97] durchgeführt. Die Temperaturverteilung wurde an der Oberfläche mit Thermoelementen vom Typ K mit einem Durchmesser von 0,1 mm in verschiedenen Abständen quer zur Schweißnaht gemessen.<sup>1</sup> In den Abbildungen 4.2 und 4.3 ist schematisch der Schweißversuch und die entsprechende Finite Elemente Vernetzung mit Randbedingungen für die numerische Berechnung dargestellt.

Das rohrförmige Bauteil wurde über Rotationssymmetrie mit quadratischen Elementen und im Bereich der Schweißnaht kleinsten Elementkantenlänge von 0,0625 mm modelliert. Da das Bauteil aus zwei gleichen Teilen besteht, wurde nur ein Teil modelliert und mit entsprechender Symmetriebedingung versehen. Die Wärmeableitung wurde für die konvektiven Anteile mit einem konstanten Wert von  $25 \frac{W}{m^2}$ , die Wärmeableitung durch das Vier-Backen-Futter der Einspannung aufgrund der symmetrischen Modellierung anteilig von  $300 \frac{W}{m^2}$  (siehe Grundlagen zur Wärmeableitung) angenommen. Die Effusion von Wasserstoff wurde in den Berechnungen nicht berücksichtigt. Als Wasserstoffgehalt vor dem Schweißen wurde der messtechnisch ermittelte Wasserstoff in den irreversiblen Wasserstofffallen vorgegeben.

<sup>1</sup>Schweißversuche mit Thermoelementmessungen vom Lehrstuhl Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus.

Parameter	Wert
Effektive Leistung in W	520
Wellenlänge in $\mu m$	1,074
Polarisation	Unpolarisiert
Strahlmodus	TEM00 (Gauß)
Brennweite in mm	200
Fokussdurchmesser am Bauteil in $\mu m$	300
Fokuslage in mm	0,0
Schweißgeschwindigkeit in $\frac{m}{min}$	1,0
Schutzgas	Argon (4.6)
Schutzgasmenge in $\frac{l}{min}$	17
Art der Schweißnaht	I-Stoß ohne Zusatzwerkstoff

Tabelle 4.1: Parameter des experimentellen Schweißversuchs  
Wärmeleitungsschweißen Wälzlagerstahl

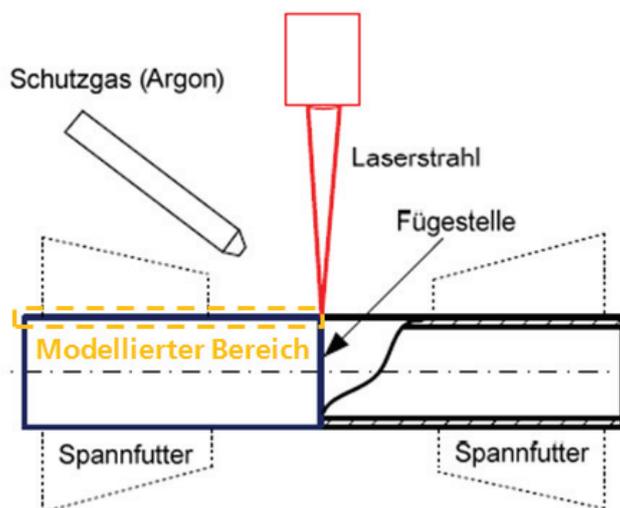


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung der Schweißversuche am Wälzlagerstahl [97]

Nach dem Schweißen wurden die Schweißnähte im stationären Bereich mittels Drahterodieren geschnitten, geschliffen, mittels 3%-iger Nitalsäure angeätzt und unter dem Lichtmikroskop untersucht. Zur Ermittlung der Härteveränderung über die Schweißnaht wurden Härteverläufe mit den in der Werkstoffcharakterisierung beschriebenen Messparametern ausgewertet.

Die Verwendung von Argon als Schutzgas führte bei den Schweißversuchen des Wärmeleitungsschweißens zu einem tieferen partiellen Eindringen der Wärme in den Werkstoff [6, 119]. Der Wärmeeintrag wurde deswegen mit zwei numerischen Ersatzwärmequellen beschrieben, wie in Abbildung 4.4 dargestellt.

Die erste Quelle ist eine Gauß-verteilte Wärmequelle an den Randelementen des Modells, die den Wärmeeintrag beim Wärmeleitungsschweißen beschreibt. Die zweite Wärmequelle gibt den erweiterten Wärmefluss in der Tiefe des Bauteils wieder. Durch Verwendung der Achsensymmetrie des verwendeten 2D-Modells wird die Wärme im gesamten Umfang gleichzeitig aufgebracht.

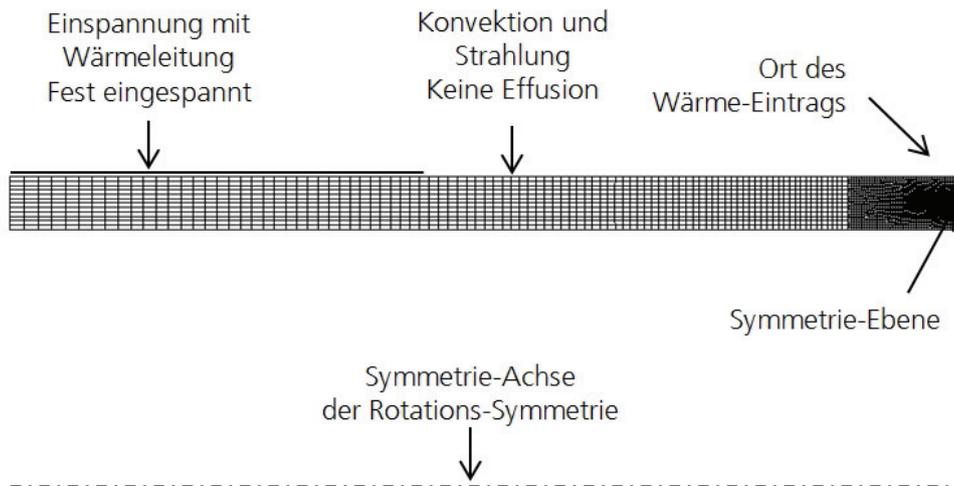


Abbildung 4.3: Finite Elemente Modell des Schweißversuchs mit Randbedingungen

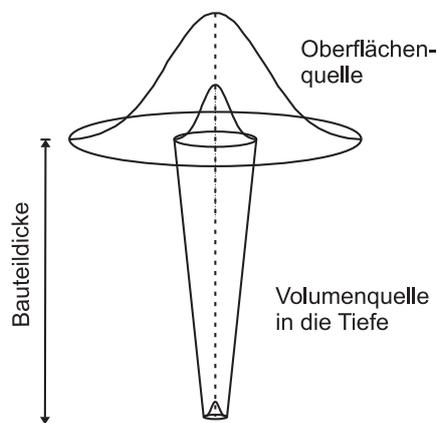


Abbildung 4.4: Schematische Darstellung des Wärmeeintrags über zwei Gauß-verteilte Wärmequellen

### 4.1.3 Ergebnisse

#### 4.1.3.1 Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung

Der berechnete aufgeschmolzene Bereich in rot und die Wärmeeinflusszone in grün ist in Abbildung 4.5 im Vergleich mit einem Querschnitt der Schweißnaht dargestellt. Das Wärmeleitungsschweißen wurde so ausgeführt, dass die Schweißnaht nicht komplett durchgeschweißt ist. Somit ergibt sich eine geometrische Kerbe im unteren Bereich direkt unterhalb des in rot dargestellten Schmelzbads.

Der durch Verwendung des Schutzgases Argon tiefergehende Wärmeeintrag ergibt sich aufgrund des thermokapillaren Flusses (Marangoni-Konvektion) [6,119]. Bei positiven Oberflächengradienten steigen die Kräfte der Oberflächenspannung von den Außenseiten zum Inneren des Schmelzbades bei Temperaturerhöhung an, was einen Schmelzfluss einwärts bedingt [6, 119]. Durch die ideal-symmetrische Form treffen sich die Flüsse beider Seiten und drücken heißes Material vom Mittelpunkt zum Schmelzbadboden, was zur typischen Form der größeren Ein-

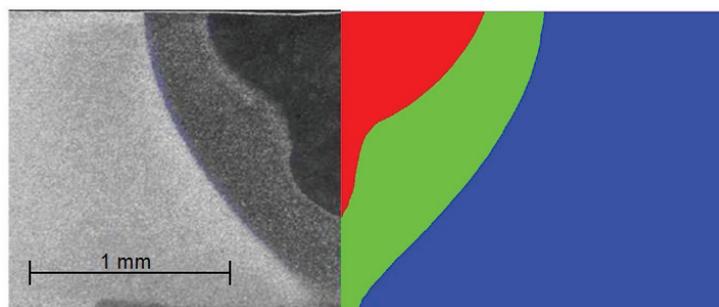


Abbildung 4.5: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit dem berechneten Wärmeeintrag beim Wärmeleitungsschweißen des Wälzlagerstahls (rot - über Schmelztemperatur, grün - über Austenitisierungstemperatur)

dringtiefe führt [119].

In Abbildung 4.6 sind die berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe an der Oberfläche im Vergleich zu den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen während des Schweißens und der Abkühlung dargestellt. Zwischen Experiment und Berechnung des Wärmeleitungsschweißens ergibt sich sowohl beim Querschliff als auch im Temperatur-Zeit-Verlauf eine geringe Abweichung.

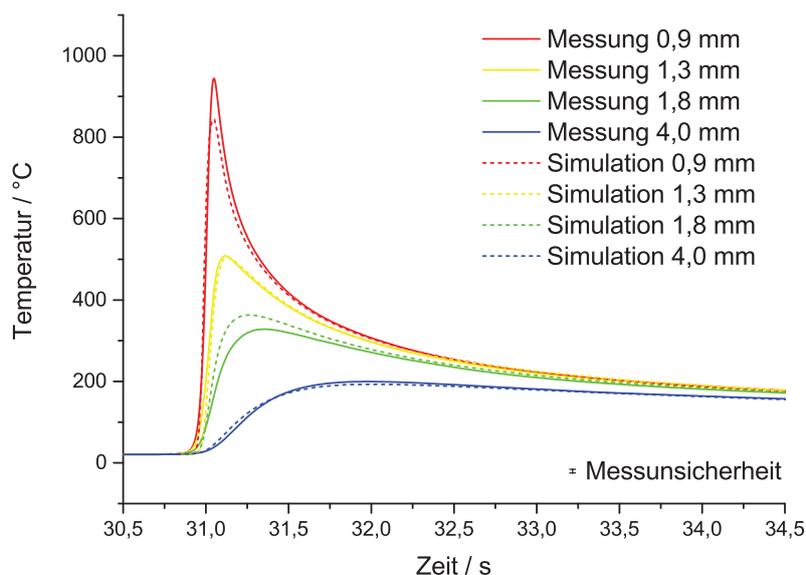


Abbildung 4.6: Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe zwischen Berechnung und Thermoelementmessungen mit unterschiedlichem Abstand von der Schweißnahtmitte [57]

In einer vergleichenden Berechnung ohne Betrachtung der Umwandlungsenthalpie kühlt das Bauteil in den ersten Sekunden durch die exotherme Umwandlungsreaktion der Martensitumwandlung etwas langsamer ab.

Die berechnete Gefügeentwicklung in der Schweißnaht wird entlang der in Abbildung 4.7 dargestellten Auswertelinie in Abbildung 4.8 mit dem Ergebnis der experimentellen Härtemessung an der realen Schweißnaht verglichen. Die Schweißnaht besteht bis zur Wärmeeinflusszone aus einem hohen Austenitanteil und Härtegefügen, was sehr schnell zum rein bainitischen Härte-

gefüge des Grundwerkstoffs zurückgeht. Berechnete und gemessene Ausdehnung des gehärteten Bereichs stimmen gut überein. Im experimentellen Härteverlauf ergibt sich eine aus dem Anlassen resultierende Härteverringering, die von der Simulation nicht wiedergegeben werden kann.

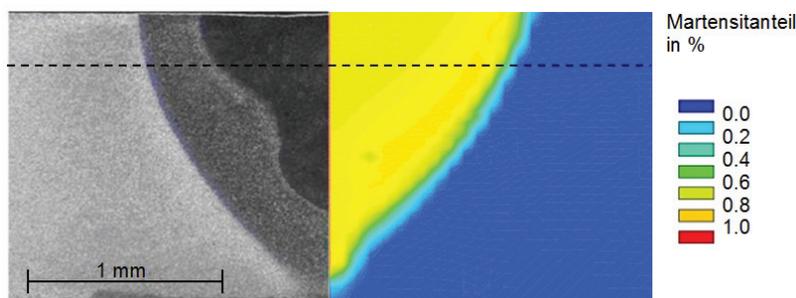


Abbildung 4.7: Vergleich des berechneten Martensitgehalts mit einem Querschliff der Schweißnaht

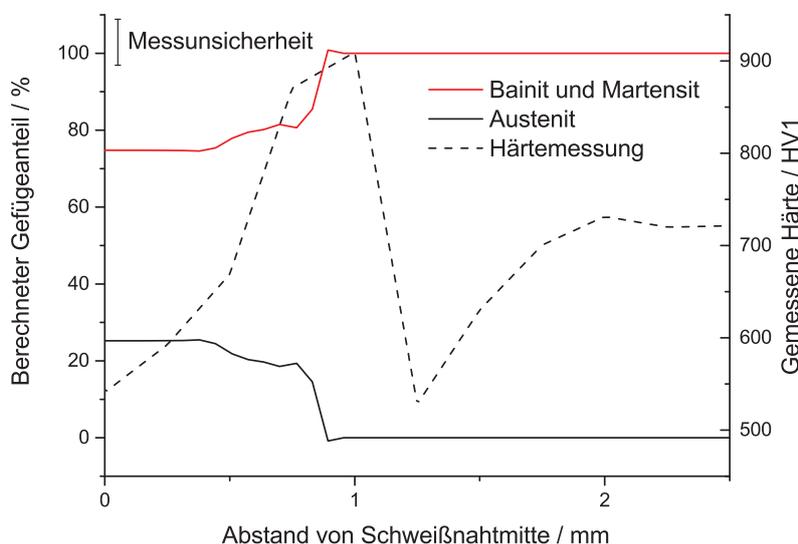


Abbildung 4.8: Vergleich der berechneten Härtegefüge mit gemessenem Härteverlauf (gestrichelte Linie)

Berechnungen mit unterschiedlichen Schweiß-ZTU-Diagrammen ergeben wie in Abbildung 4.9 gezeigt einen Unterschied im berechneten Martensitanteil von über 5 %.

Aus den Berechnungen mit der beschriebenen Methode zur Interpolation zwischen mehreren Schweiß-ZTU-Diagrammen (siehe Abschnitt zur Einbeziehung des Austenitisierungszustands) ergibt sich, dass der Martensitanteil prinzipiell noch höher liegt und die Zone des Übergangsbereichs größer ist, als bei Verwendung einzelner Schweiß-ZTU-Diagramme vorhergesagt.

Berechnungen zum Einfluss der Umwandlungsenthalpie ergeben ohne deren Berücksichtigung einen reduzierten Martensitanteil von ca. 5 % aufgrund der unterschiedlichen Haltezeit im Temperaturbereich der Martensit-Start-Temperatur. In Tabelle 4.2 sind zusammenfassend die berechneten neu gebildeten Gefügeanteile unter Betrachtung der Umwandlungsenthalpie und Anwendung mehrerer Schweiß-ZTU-Diagramme für den Bereich innerhalb der Wärmeinflusszone und der Schweißnaht wiedergegeben.

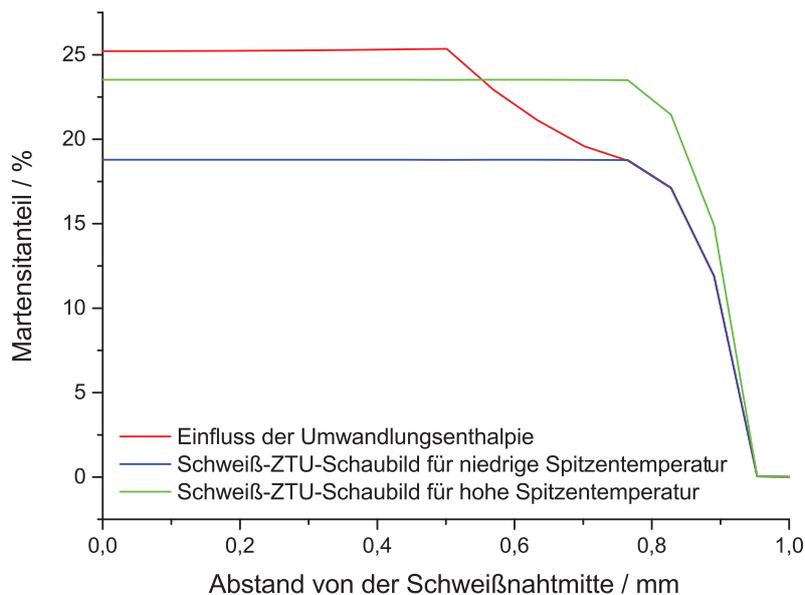


Abbildung 4.9: Einfluss der verwendeten Schweiß-ZTU-Diagramme auf den berechneten Martensitgehalt

Ferrit/Perlit	Bainit	Martensit	Austenit
0,02%	0%	74,9%	25,1%

Tabelle 4.2: Berechnete neu gebildete Phasenanteile beim Wälzlagerstahl

#### 4.1.3.2 Schweißeigenspannungen

Die Gefügeentwicklung beim Wärmeleitungsschweißen hat einen großen Einfluss auf die Ausbildung der Eigenspannungen in der Schweißnaht. Es ergeben sich die in den Grundlagen beschriebenen Druckeigenspannungen im Schweißgut durch schnelle Abkühlung und Zugeigenspannungen in der hierauf folgenden Neuhärtungszone [120].

Die für die Wasserstoffdiffusion relevanten hydrostatischen Spannungen in Abhängigkeit von der Gefügeentwicklung sind in den Abbildungen 4.10 und 4.11 dargestellt. Es ergeben sich zwei Bereiche hoher Zugeigenspannungen, sowohl an der geometrischen Kerbe als auch in der Wärmeinflusszone. Die Einspannung der Probe hat nur einen geringen Einfluss auf die Eigenspannungen in der Wärmeinflusszone, aber einen hohen Einfluss auf die hydrostatischen Spannungen in der geometrischen Kerbe.

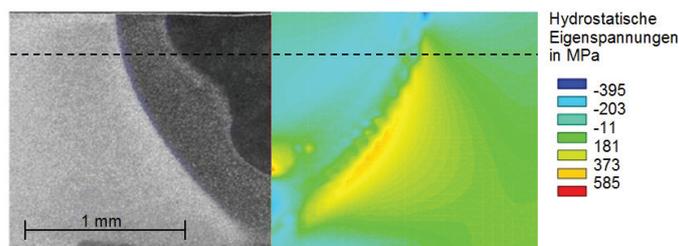


Abbildung 4.10: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit dem berechneten hydrostatischen Eigenspannungszustand beim Wälzlagerstahl

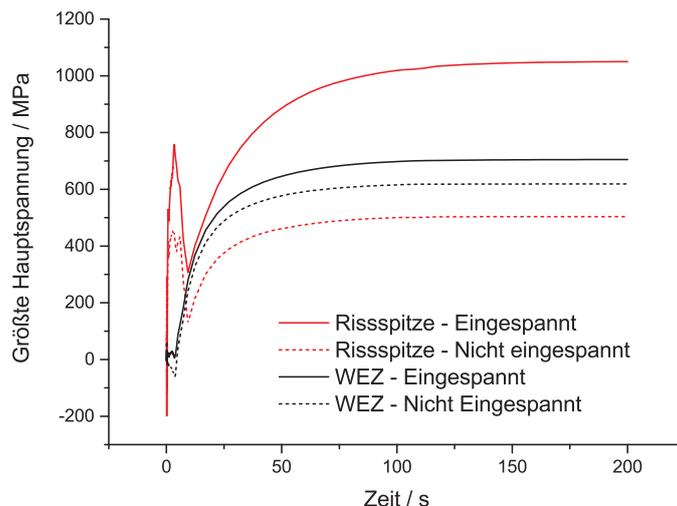


Abbildung 4.11: Berechnete Eigenspannungsentwicklung im zeitlichen Verlauf an zwei Punkten beim Wälzlagerstahl

#### 4.1.3.3 Lokale Wasserstoffkonzentrationen

Gefügeumwandlung und Eigenspannungen haben einen Einfluss auf die lokalen Wasserstoffkonzentrationen in Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone, siehe Abbildung 4.12.

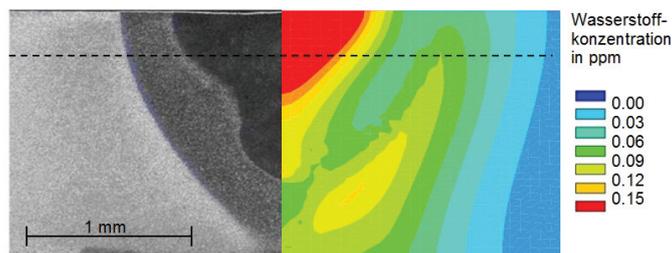


Abbildung 4.12: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit dem berechneten Wasserstoffgehalt im Wälzlagerstahl eine Stunde nach dem Schweißen

Der Wasserstoff reichert sich in den Bereichen erhöhter hydrostatischer Spannungen in der Wärmeeinflusszone und der geometrischen Kerbe an. Im betrachteten Zeitraum von einer Stunde ist durch das Einfangen des Wasserstoffs durch irreversible Wasserstofffallen der diffusible und in reversiblen Wasserstofffallen gebundene Wasserstoffanteil aber insgesamt sehr gering. Der in den Messungen ermittelte Wert von 0,7 ppm Wasserstoff in den Wasserstofffallen wurde wie in Abbildung 4.13 durch die sehr hohe Temperatur beim Schweißen gelöst. Der erhöhte Wert von ca. 1,0 ppm weist auf eine zusätzliche Diffusion aus angrenzenden Bereichen in das heißere Schweißgut hin.

Bei den höheren Wasserstoffgehalten nahe der Schweißnaht ist eine Wechselwirkung mit den Eigenspannungen erkennbar. Es ergibt sich eine Verringerung der Wasserstoffkonzentration durch die vorhandenen Druckspannungen. Der Einfluss der Zugspannungen in der Schweißnaht ist erkennbar, aber durch den niedrigeren vorliegenden Wasserstoffgehalt deutlich geringer. Im Verlauf der Zeit nimmt durch den geringer werdenden Anteil von diffusiblem und reversiblen

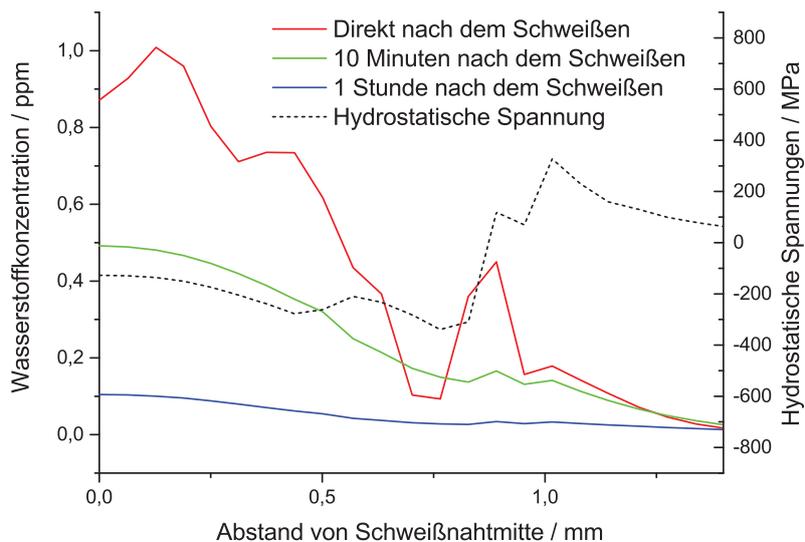


Abbildung 4.13: Einfluss der hydrostatischen Eigenspannungen (gestrichelte Linie) auf die berechnete diffusible Wasserstoffkonzentration

Wasserstoff der Einfluss der hydrostatischen Spannungen ab. Auch Abbildung 4.14 zeigt, dass der Einfluss des Wasserstoffs auf die Rissbildung nur auf kurze Zeiten nach dem Schweißen begrenzt ist.

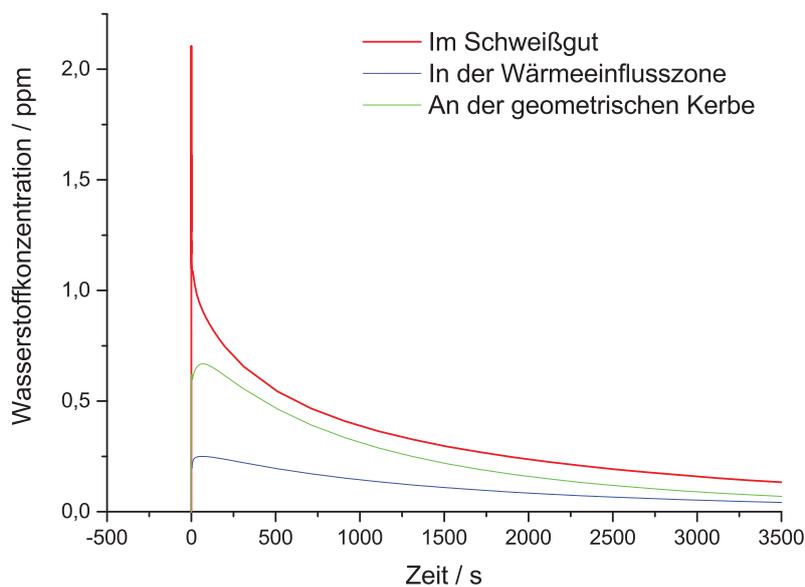


Abbildung 4.14: Berechnete diffusible Wasserstoffkonzentration an unterschiedlichen Stellen der Schweißnaht

## 4.2 Tiefschweißen des Martensitphasenstahls

### 4.2.1 Schweißtechnischer Hintergrund

Laserschweißverbindungen des Martensitphasenstahls HDT1200M versagen häufig durch einen Bruch bei niedriger Dehnung in der Wärmeeinflusszone [121]. Ursächlich ist die lokale Entfestigung infolge des angelassenen martensitischen Grundgefüges, wodurch ein großer Teil der plastischen Verformung in der schmalen Zone zur Absenkung der Zugfestigkeit führt [121]. Die kritische Reduktion mechanischer Kennwerte durch Wasserstoff liegt nach [122] für den Martensitphasenstahl bei hohen Werten von über 4,5 ppm.

Es wurden Schweißversuche durchgeführt, bei denen ein langezogenes, industriell genutztes Vierkantbauteil mit einer Blechdicke von 2,25 mm verschweißt wurde. In den Schweißversuchen zeigte sich trotz hoher zusätzlicher Einspanngrade und anschließender sehr starker Verformung der Bauteile keine Rissbildung.

Schweißtechnische Fragestellung ist deshalb, ob durch das Schweißen mit einer erwarteten kleinen Zone hoher plastischer Verformung [121] und Schweißeigenspannungen der Wasserstoffgehalt im zeitlichen Verlauf des Schweißprozesses prinzipiell zu den hohen notwendigen Wasserstoffgehalten über 4,5 ppm führen kann.

### 4.2.2 Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell

Die experimentellen Schweißversuche für den Martensitphasenstahl wurden mit den in Tabelle 4.3 angegebenen Parametern im Rahmen eines Forschungsvorhabens [97] durchgeführt. Die Temperaturverteilung wurde an der Oberfläche mit Thermoelementen vom Typ K mit einem Durchmesser von 0,1 mm in verschiedenen Abständen quer zur Schweißnaht gemessen.<sup>2</sup>

In den Abbildungen 4.15 und 4.16 ist schematisch der Schweißversuch und die Finite Elemente Vernetzung des markierten Bauteilausschnitts mit Randbedingungen für die numerische Berechnung dargestellt.

Parameter	Wert
Effektive Leistung in W	3400
Wellenlänge in $\mu m$	1,074
Polarisation	Unpolarisiert
Strahlmodus	TEM00 (Gauß)
Brennweite in mm	200
Fokusbereich am Bauteil in $\mu m$	440
Fokuslage in mm	1,5
Schweißgeschwindigkeit in $\frac{m}{min}$	3,6
Schutzgas	Argon (4.6)
Schutzgasmenge in $\frac{l}{min}$	17
Art der Schweißnaht	I-Stoß ohne Zusatzwerkstoff

Tabelle 4.3: Parameter des Schweißversuchs Tiefschweißen Martensitphasenstahl

<sup>2</sup>Schweißversuche mit Thermoelementmessungen vom Lehrstuhl Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus.

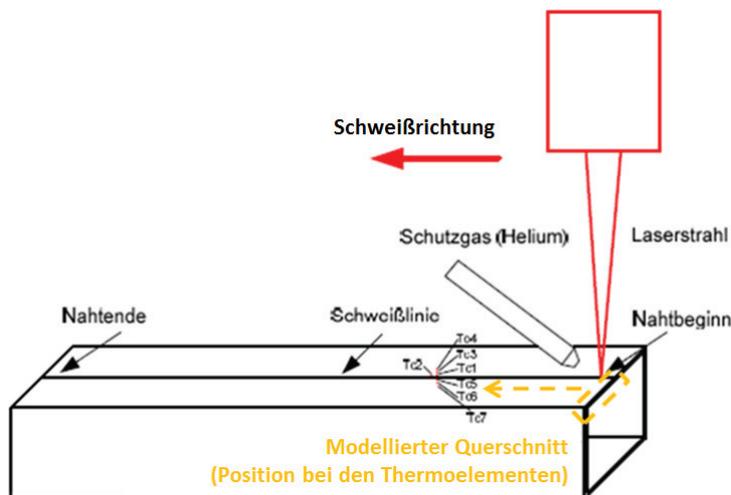


Abbildung 4.15: Schematische Darstellung der Schweißversuche am Martensitphasenstahl [97]

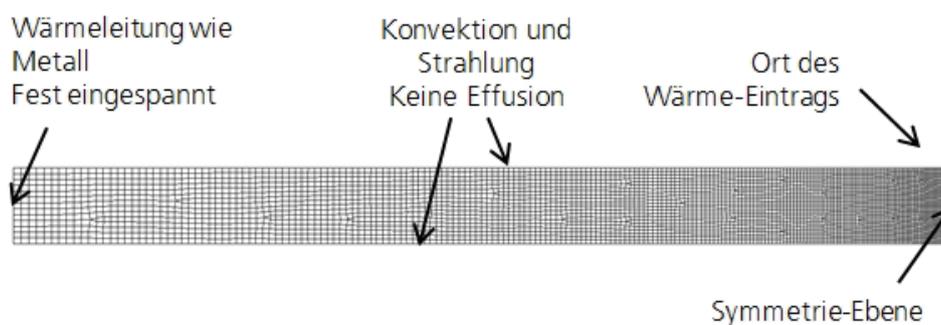


Abbildung 4.16: Finite Elemente Netz und Randbedingungen

Da das Bauteil eine langgezogene Blechprobe ist, wurde ein Querschnitt im zweidimensionalen generalisierten ebenen Dehnungszustand modelliert. Annahme ist, dass die Wärmequelle quasi-stationäres Verhalten in der Probenmitte abbildet. Durch die generalisierte Form können die Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung zusätzlich zu den Eigenspannungen in Schweiß- bzw. Plattenrichtung erfasst werden [6, 123].

Für die Berechnung der Gefügeumwandlungen und der Wasserstoffdiffusion wurden die in Abbildung 4.16 gezeigten Randbedingungen verwendet. Da die Seiten des quadratischen Bauteils fest eingespannt waren, wird nur ein Steg mit quadratischen Elementen und im Bereich der Schweißnaht kleinsten Elementkantenlänge von 0,0625 mm modelliert. In der Fügezone wurden entsprechenden Symmetriebedingungen vorgegeben. Die Wärmeableitung an der Anbindung des Stegs zum Rest des Bauteils wurde mit der gemessenen temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit beschrieben. An der Ober- und Unterseite des Stegs wurde der Wärmeverlust wie bereits beim Wälzlagerstahl modelliert.

Der Wärmeeintrag wurde mit zwei Wärmequellen modelliert, wie in Abbildung 4.17 dargestellt. Die erste Quelle beschreibt den Wärmeeintrag durch das Tiefschweißen an der Oberfläche. Die zweite Wärmequelle beschreibt ein Auffächern des Schmelzbads im dünnen Blech von der

Stegmitte zur Stegunterseite. Die Effusion von Wasserstoff wurde in den Berechnungen nicht berücksichtigt. Als Wasserstoffgehalt vor dem Schweißen wurde der messtechnisch ermittelte Wasserstoff in den irreversiblen Wasserstofffallen vorgegeben.

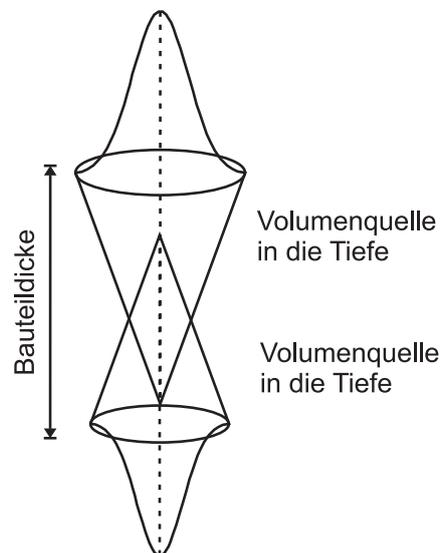


Abbildung 4.17: Schematische Darstellung des Wärmeeintrags über zwei Gauß-verteilte Wärmequellen

## 4.2.3 Ergebnisse

### 4.2.3.1 Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung

Der berechnete aufgeschmolzene Bereich in rot und der Wärmeeinflusszone in grün ist in Abbildung 4.18 im Vergleich mit einem Querschliff der Schweißnaht dargestellt.

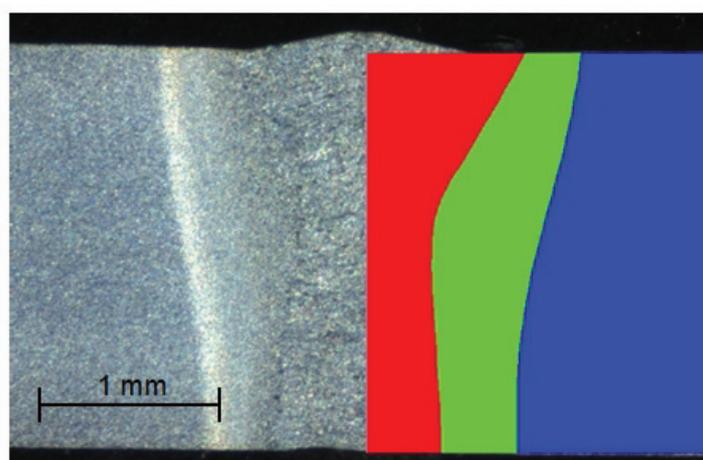


Abbildung 4.18: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit dem berechneten Wärmeeintrag beim Tiefschweißen mit Faserlaser beim Martensitphasenstahl (rot - über Schmelztemperatur, grün - über Austenitisierungstemperatur)

Es ergibt sich eine geringe Abweichung der berechneten Ausdehnung des Schweißguts und der Wärmeeinflusszone mit dem Querschleiff. Die leicht aufgeweitete Schweißnaht an Ober- und Unterseite wird gut wiedergegeben. Die Wärmeeinflusszone der Schweißnaht ist im Vergleich zum Schmelzbad sehr klein und weist eine schlanker werdende Weinglasform auf.

In Abbildung 4.19 sind die berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe an der Oberfläche im Vergleich zu den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen während des Schweißens und der Abkühlung dargestellt. Zwischen Experiment und Berechnung des Wärmeleitungsschweißens ergibt sich sowohl beim Querschleiff als auch im Temperatur-Zeit-Verlauf eine geringe Abweichung.

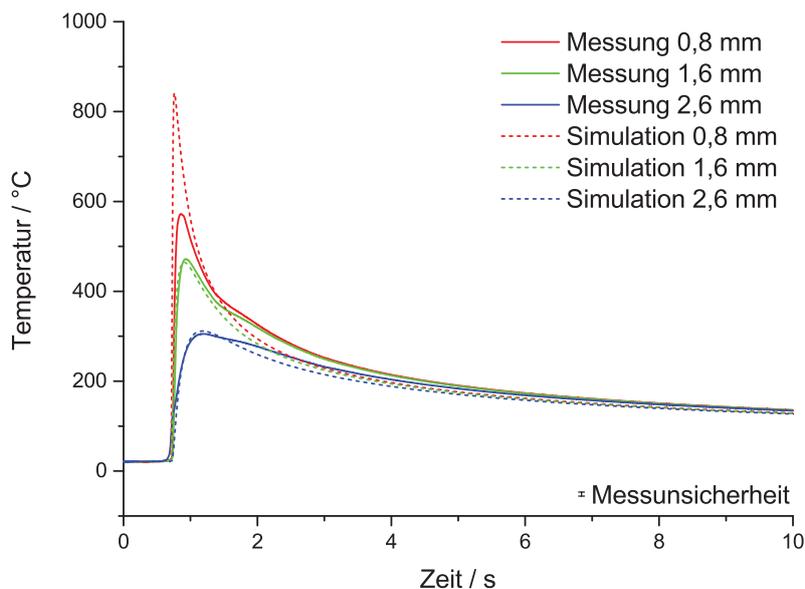


Abbildung 4.19: Vergleich der Temperatur-Zeit-Verläufe zwischen Berechnung und Thermoelementmessungen mit unterschiedlichem Abstand von der Schweißnahtmitte beim Martensitphasenstahl [57]

Wie bei der Kennwertermittlung beschrieben, ist die Martensitbildung durch den geringen Kohlenstoffgehalt nicht wie beim Wälzlagerstahl von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Hierdurch ergibt sich kein Einfluss der Umwandlungsenthalpie auf die Gefügeumwandlung.

Der gemessene Härteverlauf (Abbildung 4.21) anhand der gestrichelten Auswertelinie in 4.20 zeigt eine starke Reduktion der Härte in diesem kleinen Bereich.

Der Ort der der Gefügeumwandlung wird in der Simulation getroffen, die quantitative Änderung der Härte kann jedoch nicht wiedergegeben werden. In der Simulation ergeben sich bis ins Schweißgut geringe Anteile von Austenit mit neu gebildetem Martensit. Der neu gebildete, aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit nicht angelassene Martensit weist keine erhöhte Härte im Vergleich zum Grundwerkstoff auf. Da die Martensit-Start-Temperatur zwischen den experimentell ermittelten Schweiß-ZTU-Diagrammen nicht variiert ist eine Interpolation nicht notwendig.

Die Berechnungen wurden mit dem in Anhang A für den Martensitphasenstahl links oben dargestellten Schweiß-ZTU-Diagramm durchgeführt, bei dem auch Gefügeanteile für Ferrit und Bainit gemessen wurden. In Tabelle 4.4 sind zusammenfassend die berechneten neu gebildeten

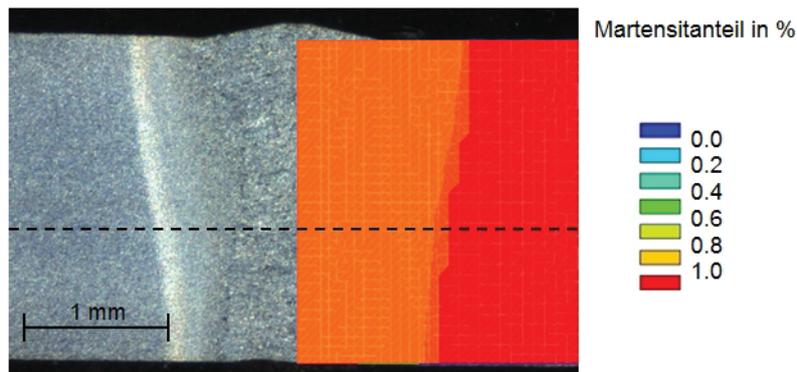


Abbildung 4.20: Vergleich des berechneten Martensitgehalts mit einem Querschliff der Schweißnaht beim Martensitphasenstahl

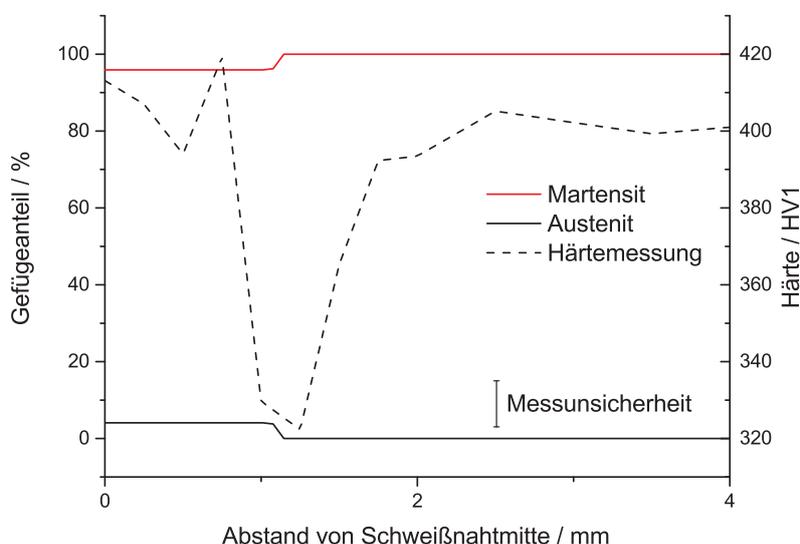


Abbildung 4.21: Vergleich der berechneten Härtegefüge mit gemessenem Härteverlauf (gestrichelte Linie) beim Martensitphasenstahl

Gefügeanteile aus der Berechnung für den Bereich innerhalb der Wärmeeinflusszone und der Schweißnaht eingetragen. Es zeigt sich, dass die Abkühlgeschwindigkeiten sehr hoch sind, so dass sich keine ferritischen oder bainitischen Gefügeanteile und ein geringer Restaustenitanteil ergeben.

Ferrit/Perlit	Bainit	Martensit	Austenit
0%	0%	95,9%	4,1%

Tabelle 4.4: Berechnete neu gebildeter Gefügeanteile beim Martensitphasenstahl

#### 4.2.3.2 Schweißbeigenspannungen

Der für die Berechnung der Wasserstoffdiffusion relevante hydrostatische Spannungszustand ist in Abbildung 4.22 dargestellt. Es existiert ein auf die Wärmeeinflusszone beschränkter kleiner Bereich hoher Eigenspannungen, dem ein Druckspannungsbereich in Richtung des Schweißguts

folgt. Es besteht ein Gradient von der Bauteiloberfläche in die Bauteilmitte, wobei die höheren hydrostatischen Spannungen an der Oberfläche auftreten.

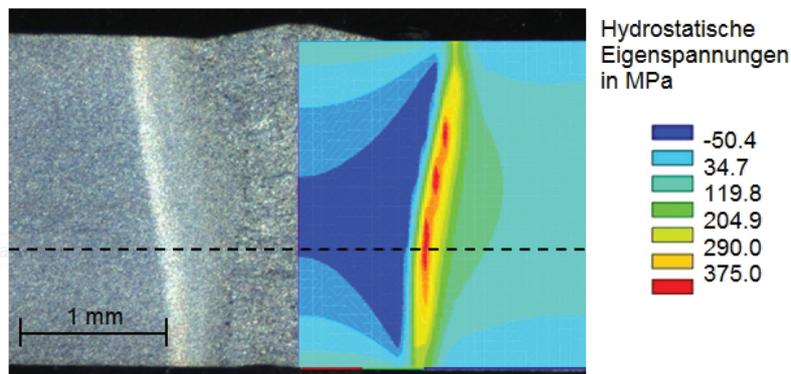


Abbildung 4.22: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit den berechneten hydrostatischen Eigenspannungen beim Martensitphasenstahl

#### 4.2.3.3 Lokale Wasserstoffkonzentrationen

Der Einfluss des kleinen Gebiets hoher hydrostatischer Eigenspannungen auf die Wasserstoffdiffusion nach 25 Minuten ist in Abbildung 4.23 dargestellt.

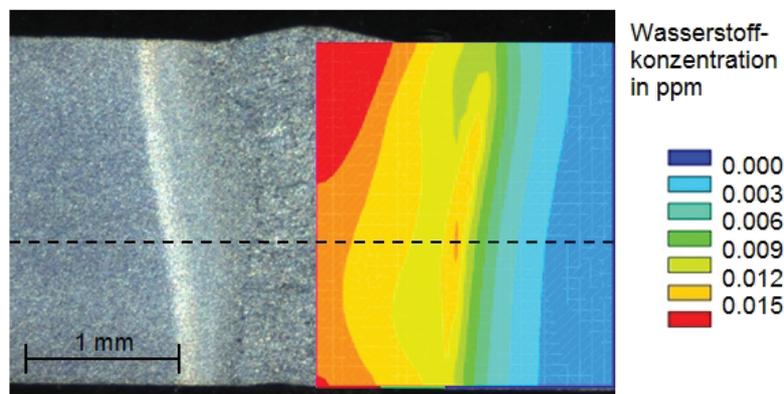


Abbildung 4.23: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit der berechneten diffusiblen Wasserstoffkonzentration im Martensitphasenstahl nach 25 Minuten

Ein erhöhter Anteil an Wasserstoff befindet sich im Schweißgut, wo er durch die hohen erreichten Temperaturen komplett aus den Wasserstofffallen gelöst wurde und von angrenzenden Bereichen bei hohen Temperaturen diffundiert ist. Dies ergibt sich durch den im Vergleich in den Fallen verfügbaren Gehalt von 0,22 ppm erhöhten Werten von über 0,7 ppm. Insgesamt ist der diffusible und reversible Wasserstoffgehalt bereits 25 Minuten nach dem Schweißen durch das Einfangen der irreversiblen Wasserstofffallen äußerst gering. Der Einfluss der hydrostatischen Spannungen auf die Wasserstoffkonzentration ist verschwindend gering, siehe Abbildung 4.24. Aufgrund des fast ausschließlich martensitischen Gefüges ist der Einfluss der Gefügeentwicklung ebenfalls vernachlässigbar.

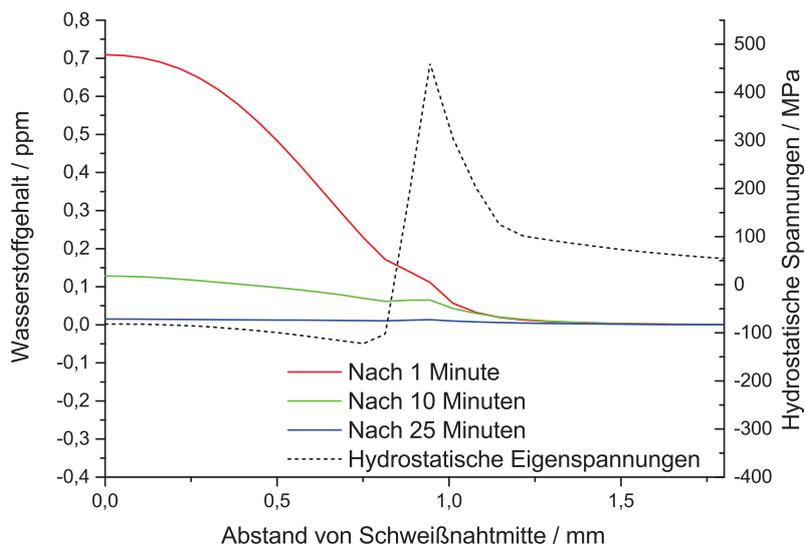


Abbildung 4.24: Einfluss der Eigenspannungen (gestrichelte Linie) auf die berechnete lokale diffusible Wasserstoffkonzentration im Martensitphasenstahl

Die Betrachtung unterschiedlicher Stellen in der Schweißnaht in Abbildung 4.25 ergeben, dass durch Herauslösen und Diffusion aus angrenzenden Gebieten der Wasserstoffgehalt auch im Schweißgut während des gesamten Zeitraums beim Schweißen unter 1,0 ppm bleibt. Der von [122] ermittelte Wasserstoffgehalt für die Reduktion der mechanischen Eigenschaften von mindestens 4,5 ppm wird an keinem Ort der Schweißnaht und zu keinem Zeitpunkt beim Schweißen und während des Abkühlens erreicht.

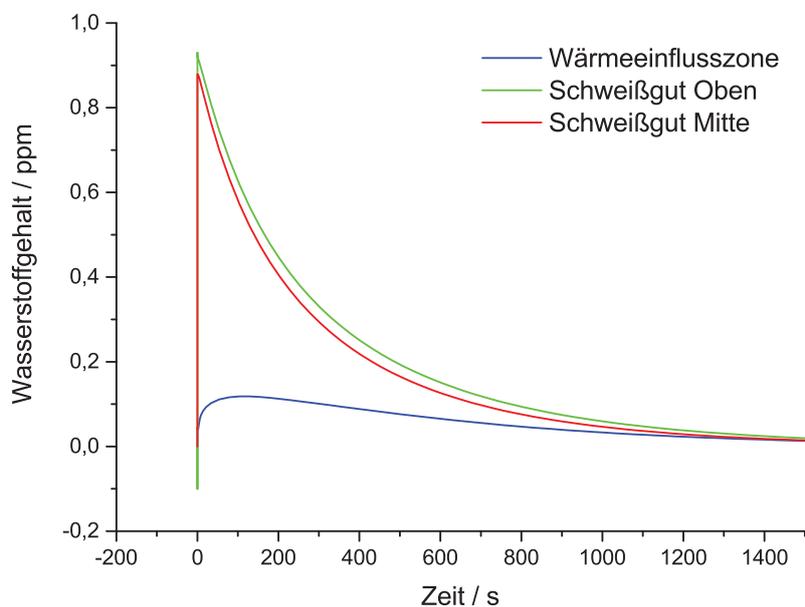


Abbildung 4.25: Berechnete diffusible Wasserstoffkonzentration an unterschiedlichen Stellen der Schweißnaht im Martensitphasenstahl

## 4.3 Tiefschweißen des Feinkornbaustahls mit zusätzlicher Wasserstoffbeladung

### 4.3.1 Schweißtechnischer Hintergrund

Bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester Feinkornbaustähle stellen wasserstoffunterstützte Kaltrisse ein großes fertigungstechnisches Problem dar [3, 51]. Die Eigenschaften beruhen unter anderem auf den Festigkeits- und Zähigkeitswerten des niedriggekohlten, angelassenen Martensits nach [18]. Häufig fördert der neu gebildete, nicht angelassene, spröde Martensit in der Wärmeeinflusszone die Entstehung von Kaltrissen [18]. Die wasserstoffinduzierten Risse verlagern sich bei höheren Streckgrenzen zunehmend in das Schweißgut [3, 51]. Das martensitisch-bainitische Gefüge des Grundwerkstoffs ist nach [3] im Gegensatz zu rein martensitischem Gefüge nicht kaltrissgefährdet.

Die Anfälligkeit für wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung für den Feinkornbaustahl wurde im Rahmen eines Forschungsvorhabens [124] untersucht. Hierfür wurden Bleche mit einer Dicke von 4,0 mm mit den gleichen Beladungsbedingungen (Elektrolyt, Oberfläche) wie in den Permeationsexperimenten der Werkstoffcharakterisierung mit Wasserstoff beladen. Die beladenen Proben wurden anschließend durch Laserstrahl-Tiefschweißen mittels  $CO_2$ -Laser mit einer durchgängigen Blindnaht in der Mitte versehen. Die geschweißten Proben bei unterschiedlichen Spannungen wurden statisch unter Zug belastet und bei verschiedenen Haltezeiten auf das Rissverhalten untersucht.

Im Gegensatz zu den beiden anderen Beispielen wird der Wasserstoff nicht nur durch die Schweißwärme aus den Wasserstofffallen gelöst, sondern zusätzlich gezielt vor dem Schweißen in die Stahlprobe eingebracht.

Schweißtechnische Fragestellung ist, ob der Feinkornbaustahl bei unterschiedlichen Wasserstoffgehalten und zusätzlicher hoher mechanischer Belastung zu Rissbildung neigt.

### 4.3.2 Wasserstoffbeladung der Schweißproben

Die Höhe der Wasserstoffbeladung wurde durch verschiedene Beladungsstromdichten mittels elektrolytischer Beladung eingestellt. Abbildung 4.26 zeigt schematisch den Versuchsaufbau der großen Stahlproben.

Die Probe taucht vollständig in den Elektrolyt (0,1n Natronlauge) ein, um Wasserstoffeffusion an nicht eingetauchten Bereichen zu vermeiden [111]. Als Gegenelektroden wurden große platinbeschichtete Stahlnetze verwendet, die der kompletten Vorder- und Rückseite der Probe gegenübergestellt wurden. Der Elektrolyt wurde wie im Permeationsversuch vor Versuchsbeginn stark und während des Versuchs schwach mit Stickstoff gespült. Aus Sicherheitsgründen wurde die Probe mit einem nach unten offenen großen Glasbehälter separiert um die Vermischung des sich an den Anoden bildenden Sauerstoffs und an der Kathode bildenden Wasserstoffs zu vermeiden. Aufgrund der Probendicke von 4,0 mm wurde die Beladung für eine schnellere Diffusion auf 50 °C aufgeheizt.

In [125] wurden Diffusionskoeffizienten des Feinkornbaustahls auch für höhere Temperaturen

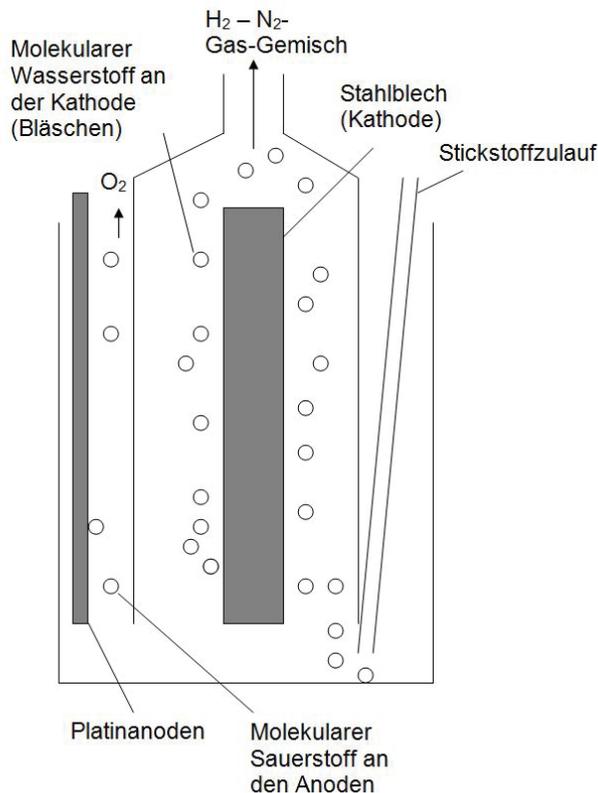


Abbildung 4.26: Schematische Darstellung der Probenbeladung für die Schweißversuche des Feinkornbaustahls [124]

gemessen. Da die eigenen Messungen des effektiven Diffusionskoeffizienten bei Raumtemperatur von  $1,92 \cdot 10^{-5} \frac{mm}{s}$  nahe dem dort ermittelten Diffusionskoeffizienten von  $1,34 \cdot 10^{-5} \frac{mm}{s}$  sind, wurde für eine Abschätzung der Eindringtiefe der Diffusionskoeffizient für  $50^\circ C$  aus jener Arbeit übernommen.

Für die Abschätzung einer durchgängigen Beladung unter Betrachtung der Aufnahmege-  
schwindigkeit der Wasserstofffallen wurde die in der Werkstoffcharakterisierung beschriebene  
Finite Differenzen Methode (FDM) angewandt, um den Wasserstoffgehalt in der Probe zu unter-  
schiedlichen Zeiten vorauszusagen. Das Berechnungsergebnis für eine beidseitig beladene Probe  
ist für verschiedene Zeitpunkte in Abbildung 4.27 dargestellt. Nach den dargestellten 90 Minuten  
wurde von einer vollständig mit Wasserstoff beladenen Probe ausgegangen. Die Wasserstoffef-  
fusion aus den Proben wurde bei  $50^\circ C$  als schnell angenommen und die Probe deshalb sofort  
nach der Beladung mittels flüssigem Stickstoff schnell abgekühlt und bis zum Schweißversuch  
im Stickstoff gelagert.

Die Schweißversuche wurden bei unterschiedlichen Wasserstoffkonzentrationen durchgeführt.  
Hierzu wurde in einem vorangehenden Permeationsversuch nach Erreichen einer ersten statio-  
nären Permeationsstromdichte der Beladungsstrom in mehreren Stufen erhöht, um die entspre-  
chende Konzentration der diffusiblen Wasserstoffkonzentration in der Probe zu ermitteln.

In Abbildung 4.28 ist die Erhöhung des diffusiblen Wasserstoffgehalts zur ursprünglichen  
Stromdichte bei  $1,0 \frac{mA}{cm^2}$  bis zu einer Erhöhung bei  $20,0 \frac{mA}{cm^2}$  dargestellt.

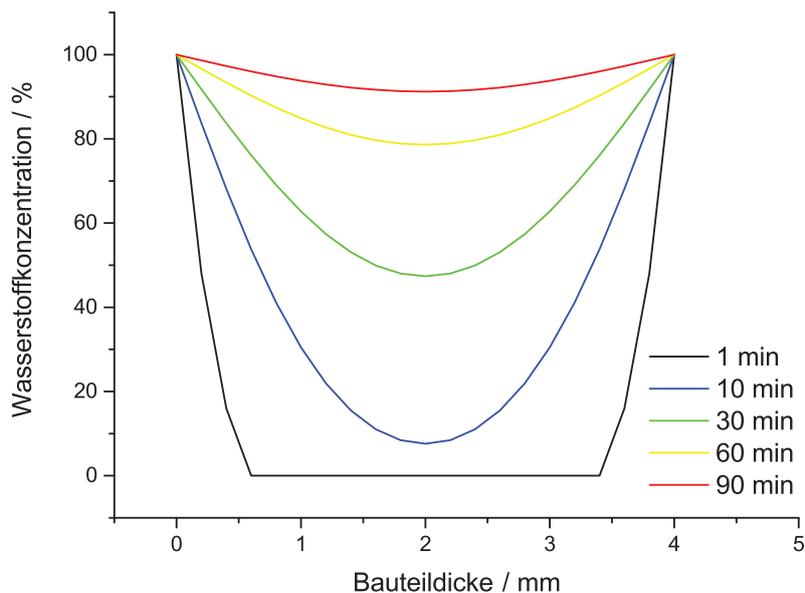


Abbildung 4.27: Berechneter Wasserstoffgehalt in den Proben bei beidseitiger Beladung der Schweißproben des Feinkornbaustahls

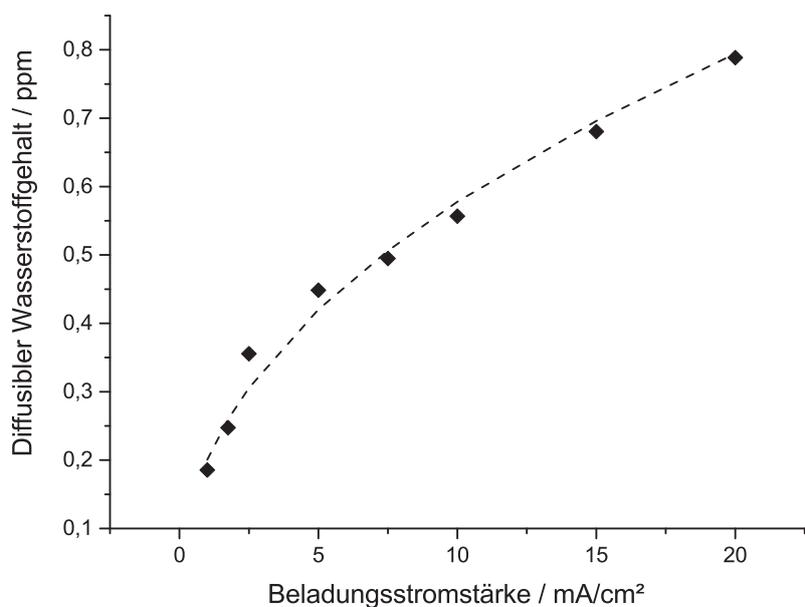


Abbildung 4.28: Gemessener diffusibler Wasserstoffgehalt bei Erhöhung der Beladungsstromdichte für den Feinkornbaustahl

Da die höheren Stromdichten nur zu einer moderaten Erhöhung des Wasserstoffgehalts führen, wurde zusätzlich eine Wasserstoffbeladung in wässriger Schwefelsäure ( $0,1n H_2SO_4$ ) bei einer Beladungsstromstärke von  $5,0 mA/cm^2$  untersucht. Dies führt zu einer deutlichen Erhöhung des Wasserstoffgehalts im Vergleich zur Verwendung von Natronlauge. Im zugehörigen Permeationsexperiment konnte jedoch kein stationärer Permeationsstrom zur Berechnung des Wasserstoffgehalts ermittelt werden. Deswegen wurden zusätzlich kleine würfelförmige Proben unter den gleichen Bedingungen mit Wasserstoff beladen. Mittels Trägergas-Heißextraktion wurde an diesen der Wasserstoffgehalt gemessen. In Tabelle 4.5 sind die Ergebnisse der Wasserstoffge-

halte für verschiedene Stromstärken und Elektrolyten (alle wässrigen Elektrolyten 0,1-normal) zusammengefasst.

Beladungsbedingung	Grundgehalt	5 mA NaOH	18 mA NaOH	5 mA $H_2SO_4$
Wasserstoffgehalt in ppm	1,5	1,9	2,2	4,7

Tabelle 4.5: Aus Messung abgeleiteter Wasserstoffgehalt in den Schweißproben bei Variation der Beladungsstromdichte und des Elektrolyts

### 4.3.3 Experimenteller Schweißversuch und Finite Elemente Modell

Direkt vor dem Schweißen wurden die mit Wasserstoff beladenen Proben aus dem flüssigen Stickstoff genommen und in lauwarmen Wasser schnell wieder auf Raumtemperatur gebracht. Mittels Pyrometer wurde die Raumtemperatur der Probe geprüft. Das Werkstück wurde eingespannt und der Laser über das Werkstück bewegt.

Die experimentellen Schweißversuche für den Feinkornbaustahl wurden mit den in Tabelle 4.6 angegebenen Parametern durchgeführt.<sup>3</sup> In den Abbildungen 4.29 und 4.30 ist schematisch der Schweißversuch und die Finite Elemente Vernetzung des markierten Bauteilausschnitts mit Randbedingungen für die numerische Berechnung dargestellt. Da es sich um ein langgezogenes Bauteil handelt, wurde ein Querschnitt des Bauteils mit einem generalisierten ebenen Dehnungszustand modelliert.

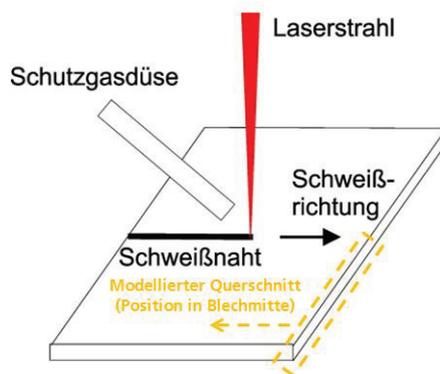


Abbildung 4.29: Schematische Darstellung der Schweißversuche am Feinkornbaustahl

Da eine Blindnaht auf dem Blech ausgeführt wurde, ist die Modellierung eines Teils der Schweißnaht mit entsprechenden Symmetriebedingungen ausreichend. Bei den zu verschweißenden Blechen wurde auf der ganzen Länge der Verzug in Längsrichtung durch die Spanntechnik unterbunden, was entsprechend modelliert wurde. Das Blech wurde mit quadratischen Elementen und im Bereich der Schweißnaht kleinsten Elementkantenlänge von 0,15 mm modelliert. Wärmeverluste durch Konvektion und Strahlung wurden wie beim Martensitphasenstahl modelliert. Die Effusion von Wasserstoff wurde in den Berechnungen nicht berücksichtigt. Als Wasserstoffgehalt vor dem Schweißen wurde der messtechnisch ermittelte Wasserstoff in den irreversiblen Wasserstofffallen vorgegeben.

<sup>3</sup>Schweißversuche durch Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik IWS, Dresden.

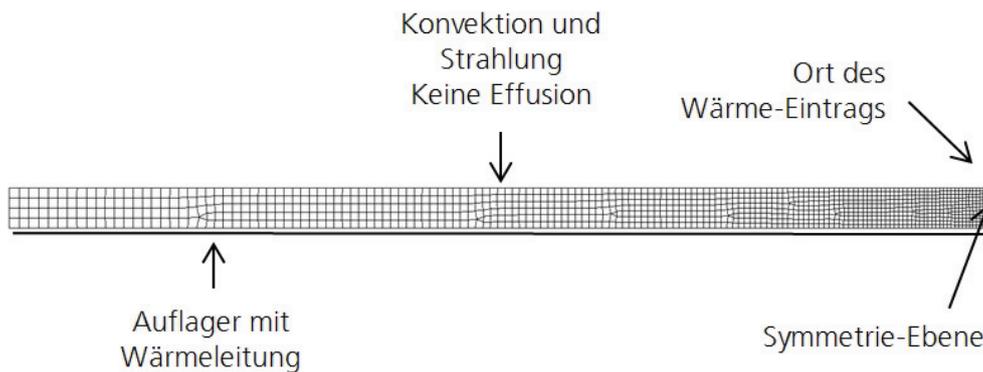


Abbildung 4.30: Finite Elemente Netz und Randbedingungen

Parameter	Wert
Effektive Leistung in W	4300
Wellenlänge in $\mu m$	10,6
Polarisation	Unpolarisiert
Strahlmodus	TEM00 (Gauß)
Brennweite in mm	250
Fokusbuchmesser am Bauteil in $\mu m$	260
Fokuslage in mm	0,0
Schweißgeschwindigkeit in $\frac{m}{min}$	1,0
Schutzgas	Helium
Schutzgasmenge in $\frac{l}{min}$	44
Position zum Laserstrahl	Schleppend
Art der Schweißnaht	Blindnaht

Tabelle 4.6: Parameter des Schweißversuchs Tiefschweißen Feinkornbaustahl

Zur Modellierung des Wärmeeintrags wurden zwei Wärmequellen verwendet, wie in Abbildung 4.31 dargestellt.

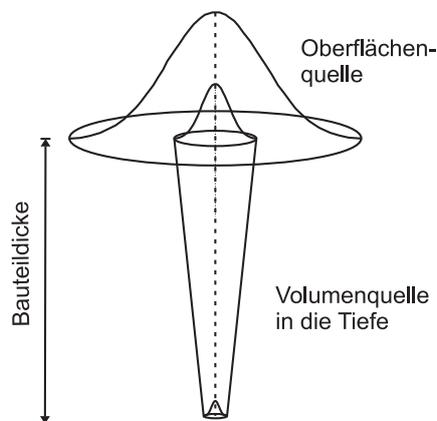


Abbildung 4.31: Schematische Darstellung des Wärmeeintrags über zwei Gauß-verteilte Wärmequellen

Die erste Wärmequelle beschreibt den Wärmeeintrag in die Tiefe der Probe. Die zweite Wärmequelle beschreibt die größere aufgeschmolzene Zone an der Oberfläche aufgrund der erweiterten Wärmeleitfähigkeit durch die Strömungsbedingungen [6, 126].

Bei den durchgeführten Schweißversuchen wurden keine Thermolement-Messungen durchgeführt. Direkt im Anschluss an den Schweißversuch wurden die Proben in einer Lastspannungsprüfung in einer Zugprüfeinrichtung mit einer Dehnrates von  $1 \frac{mm}{min}$  auf unterschiedliche Spannungswerte von 80%, 90% und 100% der an einer unbeladenen Probe ermittelten Streckgrenze gedehnt. Auf diesem Lastniveau wurden sie zwischen 2 Stunden und 16 Stunden auf Rissbildung geprüft. Wenn die jeweilige Probe in der festgelegten Prüfzeit nicht gerissen ist, wurde sie mit der gleichen Dehnrates bis zum Bruch gezogen und die Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop untersucht.

### 4.3.4 Ergebnisse

#### 4.3.4.1 Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung

Der berechnete aufgeschmolzene Bereich in rot und die Wärmeeinflusszone in grün ist in Abbildung 4.32 im Vergleich mit einem Querschliff der Schweißnaht dargestellt. Es ergibt sich für das Laserstrahlschweißen mit  $CO_2$ -Laser mit gegebener Schweißgeschwindigkeit eine Weinglas-Form.



Abbildung 4.32: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit dem berechneten Wärmeeintrag beim Tiefschweißen mit  $CO_2$ -Laser des Feinkornbaustahls (rot - über Schmelztemperatur, grün - über Austenitisierungstemperatur)

In Abbildung 4.34 ist die entlang der gestrichelten Auswertelinie in Abbildung 4.33 ausgewertete Gefügeberechnung nach der Schweißnahtabkühlung dem experimentell ermittelte Härteverlauf gegenübergestellt. Der martensitische Grundwerkstoff geht in der Wärmeeinflusszone und im Schweißgut in martensitisch-bainitisches Gefüge über.

Der Feinkornbaustahl weist in der Messung eine im Vergleich zum Grundwerkstoff erhöhte Härte durch den neu gebildeten Martensit im Schweißnahtbereich auf, wobei durch das Anlassen des Martensits ein kleiner Bereich mit Härteabfall in der Wärmeeinflusszone der Schweißnaht existiert. Der Bereich der Wärmeeinflusszone kann von der Simulation gut wiedergegeben, die Aufhärtung im Schweißgut jedoch nicht abgebildet werden. In Tabelle 4.7 sind die maximalen Anteile der berechneten Phasen für den Bereich innerhalb der Wärmeeinflusszone und der Schweißnaht zusammengefasst.

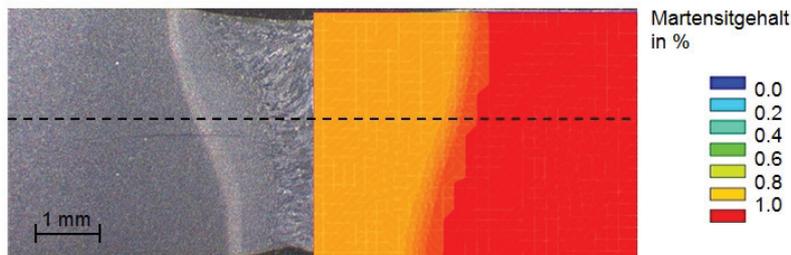


Abbildung 4.33: Vergleich des berechneten Martensitgehalts mit einem Querschliff der Schweißnaht am Feinkornbaustahl

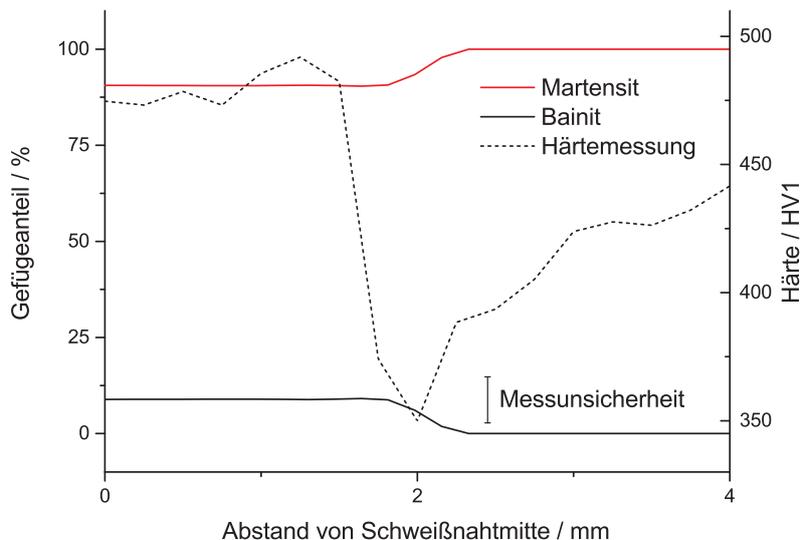


Abbildung 4.34: Vergleich der berechneten Härtegefüge mit gemessenem Härteverlauf (gestrichelte Linie) beim Feinkornbaustahl

Ferrit/Perlit	Bainit	Martensit	Austenit
0%	9,2%	90,4%	0,4%

Tabelle 4.7: Berechnete neu gebildeter Phasenanteile beim Feinkornbaustahl

Aufgrund der bis zu hohen Abkühlraten reichenden Bainitumwandlung (siehe Schweiß-ZTU-Diagramm in Abbildung 2.7, S. 11) bildet sich ausschließlich martensitisch-bainitisches Gefüge ohne ferritische Anteile bei vernachlässigbarem Restaustenitanteil.

#### 4.3.4.2 Schweißbeigenspannungen

Die geschweißten Proben wurden wie beschrieben mittels experimenteller Lastspannungsprüfungen für definierte kurze Zeiten untersucht. In Tabelle 4.8 sind die Ergebnisse an den wasserstoffbeladenen Proben zusammengefasst.

Bereits eine geringe Erhöhung der Wasserstoffgehalte ruft eine makroskopische Wasserstoffversprödung des Gefüges hervor [21]. Für eine Rissbildung muss jedoch auch die Dehnung über die Zusatzbelastung entsprechend hoch sein. Eine Beladung mit sehr hohen Wasserstoffgehalten durch Verwendung von wässriger Schwefelsäure führt zu einer extremen Versprödung des

Gesamt-Wasserstoffgehalt	Prüfspannung	Haltedauer	Riss	Rissbild
1,9 ppm	80 % Re	2 h	Keine Reduktion Rm	Duktil
1,9 ppm	90 % Re	16 h	13% Reduktion Rm	Duktil
2,2 ppm	90 % Re	2 h	Keine Reduktion Rm	Duktil-Spröd
2,2 ppm	100 % Re		Riss in der WEZ innerhalb 2 h	Duktil-Spröd
4,7 ppm	ohne		Riss bei 150MPa	Spröd

Tabelle 4.8: Wirkung der zusätzlichen statischen Belastung bei unterschiedlichen Wasserstoffgehalten in den geschweißten Proben

Feinkornbaustahls der bereits bei sehr geringen Zugkräften in der Einspannung der Zugprüfeinrichtung bricht. Die für die Anreicherung von Wasserstoff wichtigen hydrostatischen Spannungszustände sind in Abbildung 4.35 dargestellt.

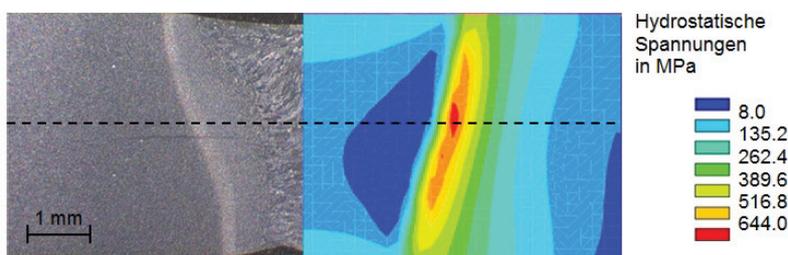


Abbildung 4.35: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit den berechneten hydrostatischen Eigenspannungen beim Feinkornbaustahl

#### 4.3.4.3 Lokale Wasserstoffkonzentrationen

In Abbildung 4.36 ist der Wasserstoffgehalt einer mit Wasserstoff beladenen Probe nach 16 Stunden dargestellt.

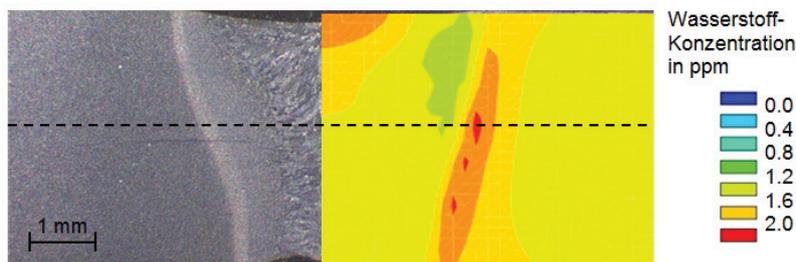


Abbildung 4.36: Vergleich eines Nahtquerschliffs mit der berechneten diffusiblen Wasserstoffkonzentration im Feinkornbaustahl nach 16 Stunden

Im gesamten betrachteten Bereich bleiben hohe diffusive und reversible Wasserstoffkonzentrationen auch nach der langen Wartezeit bestehen, da die Wasserstofffallen durch den zusätzlichen Wasserstoff bereits gesättigt sind. Der Wasserstoffgehalt in der WEZ steigt aufgrund der durch die hydrostatischen Spannungen ausgelösten Diffusionsprozesse mit der Zeit deutlich an, siehe

Abbildung 4.37. Ein Einfluss des Gefüges auf die Wasserstoffverteilung ist durch den geringen berechneten Restaustenitanteil von 0,4% nicht zu erwarten.

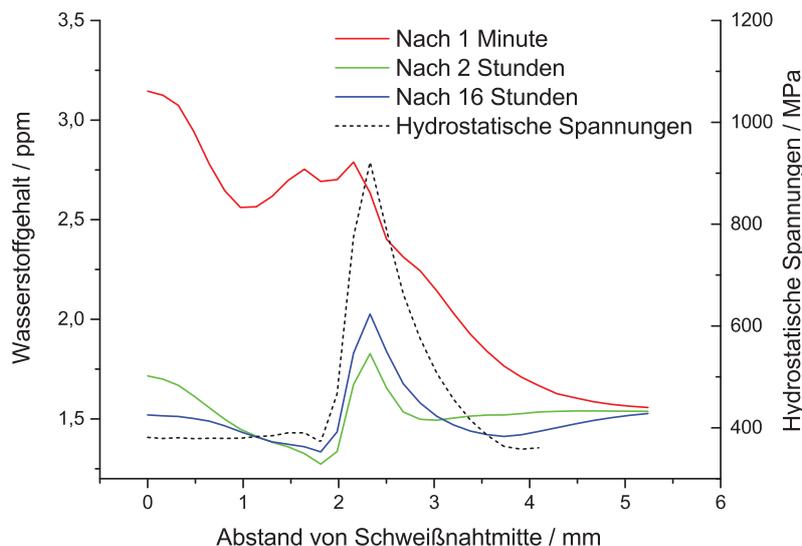


Abbildung 4.37: Einfluss der hydrostatischen Eigenspannungen (gestrichelte Linie) auf die berechnete lokale diffusible Wasserstoffkonzentration im Feinkornbaustahl

Der Vergleich von drei Punkten der Schweißnaht in Abbildung 4.38 zeigt, dass im oberen Bereich des Schweißguts mit erhöht modellierter Wärmeleitung auch im Vergleich zum Schweißgut in der Mitte des Bauteils bei sehr hohen Temperaturen kurzzeitig eine sehr hohe Wasserstoffkonzentration vorliegt. Der Wasserstoff diffundiert aus diesen heraus in angrenzende Bereiche, z.B. in den mittleren Bereich der Schweißnaht.

In dieser Abbildung sind auch die von [118] beschriebenen Oszillationen zu erkennen, die sich aus den notwendigen kleinen Zeitschritten und kleinen Finiten Elementen ergeben (siehe Gleichung 4.3) gut zu erkennen.

In Abbildung 4.39 ist die lokale Konzentration bei unterschiedlichen Wasserstoffbeladungen in der Wärmeeinflusszone (Ort der Rissbildung im Experiment) dargestellt. In den experimentellen Belastungsversuchen führt demnach die sehr lange Wartezeit nur zu einer geringen Erhöhung der Wasserstoffkonzentration in der für die Rissbildung kritischen Wärmeeinflusszone.

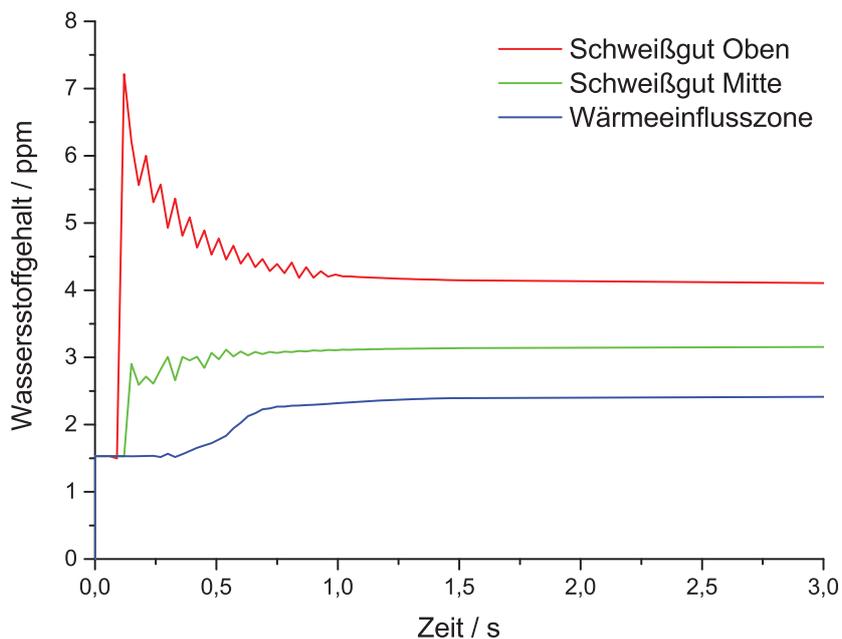


Abbildung 4.38: Berechnete diffusible Wasserstoffkonzentrationen an unterschiedlichen Stellen während des Schweißens im Feinkornbaustahl

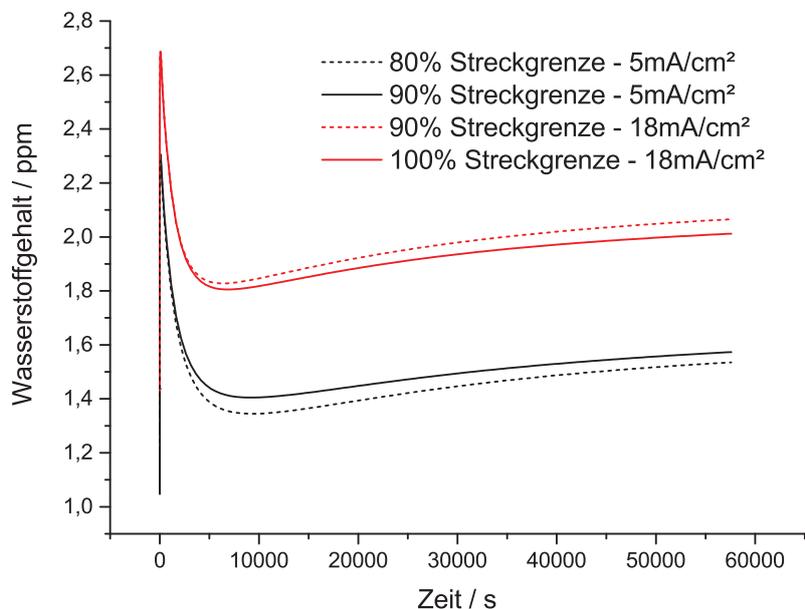


Abbildung 4.39: Berechnete zeitliche Entwicklung der diffusiblen Wasserstoffkonzentration in der WEZ des Feinkornbaustahls

# 5 Diskussion

## 5.1 Modellierung der Werkstoffkennwerte für die Berechnung der Gefügeentwicklung

**Austenitisierung und Phasenumwandlung bei der Abkühlung** Bei allen drei hochfesten Stählen wurde für die martensitischen und bainitischen Gefüge mit steigenden Aufheizgeschwindigkeiten eine geringe Verschiebung der Umwandlungspunkte gefunden. Abweichend zu den im Stand der Technik häufig verwendeten Werten aus Messungen an ferritisch/perlitischem Gefüge vereinfacht sich die Modellierung der Phasenumwandlungen bei der Austenitisierung hierdurch, da die aufwändige Modellierung der Umwandlungsverschiebung entfallen kann.

Aus den Schweißsimulationen zu den Phasenumwandlungen bei der Abkühlung ergibt sich, dass für alle betrachteten Laserschweißverfahren aufgrund der hohen Wärmeableitung ausschließlich hohe Abkühlraten entstehen. Die Ermittlung von Umwandlungsschaubildern kann somit auf die Ermittlung sehr weniger schneller Abkühlraten reduziert werden.

Die einfache Modellierung der Martensitbildung mit der üblichen Koistinen-Marburger-Gleichung mit konstanten Koeffizienten kann nur für die Stähle mit geringem Kohlenstoffgehalt durchgeführt werden. Der Wälzlagerstahl mit hohem Kohlenstoffgehalt zeigt eine deutliche Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit. Zur Abbildung des Restaustenit- und Martensitgehalts mussten aufgrund der starken Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen (siehe Schweiß-ZTU-Diagramme in Anhang A) eine erweiterte Modellierung der Martensitbildung mittels der Leblond-Gleichung genutzt werden, was jedoch sehr aufwändig ist und keine Extrapolation über gemessene Daten hinaus erlaubt. In aufbauenden Simulationen können hierfür auch erweiterte oder andere Ansätze verwendet werden [54].

**Nutzung mehrerer Schweiß-ZTU-Diagramme** In mehreren Schweiß-ZTU-Schaubildern wurden unterschiedliche Umwandlungen bei verschiedenen Austenitisierungsbedingungen ermittelt. Eine vorgestellte Methodik unter Nutzung der Korngrößenberechnung erlaubt es schon während der Temperaturfeldberechnung die Austenitisierungsbedingungen und experimentell ermittelte Informationen aus mehreren Schweiß-ZTU-Diagrammen zu berücksichtigen.

Für die Berechnungen wurden Parameter für eine adäquate Beschreibung der Korngröße gefunden. Für eine Verwendung der Korngröße in weiterführenden Simulationen als Werkstoffzustand müssen die Parameter noch auf den konkreten Wärmebehandlungszustand abgestimmt werden.

Durch die richtige Beschreibung der Martensit-Start-Temperatur ist mit dieser Methode eine verbesserte Berechnung des für die Eigenspannungsentwicklung wichtigen Martensitgehalts und dessen Verlauf in der Wärmeeinflusszone möglich. Ohne die Betrachtung der Austenitisierungsbedingungen ergaben sich deutliche Unterschiede im berechneten Restaustenit- und Martensitgehalt, je nachdem, welches Schweiß-ZTU-Diagramm genutzt wurde. In den Schweißsimulationen wurde zudem eine starke Abhängigkeit des jeweils verwendeten Schweiß-ZTU-Diagramms für Hochkohlenstoffhaltige Stähle ermittelt, was eine entsprechende Modellierung notwendig macht. Für die niedriglegierten Martensitphasen- und Feinkornbaustähle ist der Restaustenitgehalt vernachlässigbar und muss nicht aufwändig modelliert werden.

**Berechnung der Umwandlungsenthalpie** Durch die geschaffene Möglichkeit der Einbeziehung der Austenitisierungsbedingungen wird die Verschiebung der Umwandlungstemperaturen relevant, wodurch auch die unterschiedliche Enthalpie bei Verschiebung der Umwandlungspunkte mitberechnet werden muss. Durch den Einsatz thermodynamischer Berechnungsmethoden ist es möglich die experimentell ermittelten Werte der spezifischen Wärmekapazität so zu erweitern, dass der Enthalpieverlauf für die ferritischen und austenitischen Phasen erhalten werden kann. Da in der Berechnungsmethode von einem idealisierten Werkstoff ausgegangen wird muss zumindest die Aufheizkurve für martensitische und bainitische Werkstoffe weiterhin messtechnisch ermittelt werden, die dann wie dargestellt zusammengefasst werden können.

Die Verwendung der Calphad-Methode zur Berechnung der temperaturabhängigen spezifischen Wärmekapazität für die austenitische Phase der konkret vorliegenden Legierung sollte einen geringeren Fehler aufweisen, als die im Stand der Technik genutzten Verläufe aus Messungen austenitischer Stähle.

Die Schweißnahtberechnungen zeigen, dass der Einfluss der Umwandlungsenthalpie für alle Schweißverfahren eine Änderung des Verlaufs der Abkühltemperaturen bewirkt. Für den Martensit- und den Feinkornbaustahl mit geringem Kohlenstoffgehalt ist dies vernachlässigbar [40]. Beim Wälzlagerstahl mit hohem Kohlenstoffgehalt führt die Umwandlungsenthalpie jedoch zu einer zusätzlichen Änderung des Martensitgehalts von bis zu 5 % und darf nicht vernachlässigt werden.

Der Einsatz der Calphad-Methode erlaubt es auch, die Enthalpien beim Schmelzen (Umwandlung fest-flüssig) und die Schmelzpunkte abzuschätzen. Die Schmelzenthalpie ist messtechnisch nur mit erhöhtem Aufwand zu ermitteln. Der Phasenübergang fest-flüssig kann durch die Berechnungen einfacher abgeschätzt werden. Dies ist für die Berechnung der Wasserstofflöslichkeit aufgrund eines Löslichkeits-Sprungs in weiterführenden Simulationen sehr hilfreich.

## 5.2 Modellierung der Werkstoffkennwerte für die Berechnung der Wasserstoffdiffusion

**Wasserstofflöslichkeit** Die drei hochfesten Stähle weisen trotz unterschiedlicher Mikrostrukturen und Bearbeitungszuständen (siehe Kapitel Werkstoffcharakterisierung) einen ähnlich geringen Wasserstoffgehalt zwischen 0,5 ppm und 1,0 ppm auf. Die für die Ermittlung des Gesamtwasserstoffs aus den Grundwerkstoffen verwendete Methode der Trägergas-Heißextraktion mittels Temperaturleitzele zeigte sich für eine genaue Beschreibung des Wasserstoffgehalts bei diesen geringen Mengen als sehr ungenau. Diese Methode sollte in weiteren Untersuchungen durch thermische Desorptionsspektroskopie (TDS) unter Verwendung eines Massenspektrometers ergänzt werden. Für die Modellierung der Stähle würden sich zusätzliche Möglichkeiten ergeben. In den Simulationen wurde die Aktivierungsenergie aller irreversiblen Wasserstofffallen mit einem konstanten Wert angenommen. Mit der TDS ist es auch möglich, die Bindungsenergien der unterschiedlichen Wasserstofffallen und auch die Menge des in der jeweiligen Falle gefangenen Wasserstoffs für die Simulation zu ermitteln.

Durch Einsatz erweiterter rechnerischer Methoden konnten zu dem gemessenen Grundgehalt

des Wasserstoffs in den Werkstoffen über die Permeationsexperimente weitere Werkstoffkennwerte, wie die maximale Sättigung der irreversiblen Wasserstofffallen und die Bindungsmöglichkeiten für diffusiblen und reversibel gebundenen Wasserstoff ermittelt werden.

**Wasserstoffpermeation** Die im Permeationsversuch ermittelten Werkstoffkennwerte für den Diffusionskoeffizienten sind, trotz starker möglicher Schwankungen bezüglich chemischer Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand und der damit einhergehenden Variation der Diffusionsgeschwindigkeit [113] vergleichbar mit Literaturdaten. Für den Wälzlagerstahl liegt die effektive Diffusionsgeschwindigkeit im Bereich des von Riecke et al. [104] gefundenen langsamen Diffusionsverhaltens an binären Fe-Cr-Legierungen. Für den Dualphasenstahl ist die effektive Diffusionsgeschwindigkeit ca. fünf mal geringer als von Kühn [122] gemessen. Die gemessene Diffusionsgeschwindigkeit für den Feinkornbaustahl liegt ca. 50 % höher als von Seeger [125] ermittelt. Der bainitische Wälzlagerstahl weist im Vergleich zu den martensitischen Stählen wie in den Untersuchungen von [81] eine geringe Permeationsrate auf.

Die Messgenauigkeit bei der Permeationsmesstechnik liegt vergleichsweise hoch. Für den Wälzlagerstahl wurde wie im Versuchsaufbau beschrieben in eigenen Vorversuchen bei unterschiedlichem Wärmebehandlungszustand Unterschiede des Diffusionskoeffizienten von bis zu 50 % festgestellt. Hierdurch wird deutlich, dass die Diffusionsgeschwindigkeiten für mehrere Zonen von Schweißverbindungen ermittelt werden müssten, was aufgrund der kleinen Ausdehnungen der Laserschweißnähte aber nicht realisierbar ist. Vorteilhaft bei Laserschweißverbindungen ist, dass sich in vielen Fällen keine Grobkornzone ausbildet, die zu weiteren deutlichen Unterschieden in den Werkstoffeigenschaften führt, vgl. [21] für konventionelle Schweißverfahren.

In den Schweißsimulationen wurde davon ausgegangen, dass sich das gleiche Gefüge wie im Grundwerkstoff wieder bildet und die gleichen Wechselwirkungen mit dem Wasserstoff zeigt. Prinzipiell müssten die Werkstoffeigenschaften ebenfalls für verschiedene Zonen des bereits geschweißten Werkstoffs ermittelt werden, wobei dies aufgrund der notwendigen Probenentnahme nur für große konventionelle Schweißnähte zielführend erscheint.

Die Messgenauigkeit der eingesetzten Permeationsmesszellen könnte durch Verwendung eines deutlich größeren als dem eingesetzten Gefäß verbessert werden. Bei Verwendung eines Doppelwandgefäßes zur Gewährleistung der Temperaturstabilität wäre es zudem möglich die Diffusionskoeffizienten und kinetischen Parameter der Wasserstofffallen für Temperaturen bis zu 80 °C zu ermitteln. Insbesondere zur Charakterisierung der reversiblen, schwach gebundenen Wasserstofffallen ist dies sinnvoll, da deren Besetzungsmöglichkeit schon bei geringen Temperaturerhöhungen zunehmend irrelevant wird.

In den Berechnungen wurde die kinetische Konstante, welche das Einfangen des Wasserstoffs von den irreversiblen Wasserstofffallen beschreibt als konstant angenommen. Durch Verwendung einer erhöhten Temperatur ließe sich eine Tendenz zur Temperaturabhängigkeit der sogenannten Trap-Konstante ermitteln.

Die aus dem stationären Wert des Permeationsstroms berechneten Konzentrationen des diffusiblen und in reversiblen Wasserstofffallen sitzenden Wasserstoffs sind durch den unbekanntem Wasserstoff-Partialdruck bei der elektrolytischen Beladung in Permeationszellen vermutlich

deutlich höher als der tatsächliche Wasserstoff-Partialdruck in der Umgebungsluft der Bauteile. Für eine genau definierte Beladung müsste die Probeneingangsseite durch den Kontakt zu gasförmigen Wasserstoff bei konstantem Druck ersetzt werden. Die temperaturabhängige Löslichkeit könnte dann über die Sieverts-Gleichung extrapoliert werden.

Die Wechselwirkungen der irreversiblen Wasserstofffallen können analytisch aus den Permeationskurven nur abschätzend ermittelt werden. Der Einsatz einer erweiterten rechnerischen Methode macht es wie gezeigt möglich, die Parameter zur Beschreibung der Wechselwirkung mit den Wasserstofffallen aus dem Messsignal des Permeationsversuchs bei mehreren Permeations-Durchläufen genauer zu berechnen.

### 5.3 Einfluss der Wasserstofffallen auf den diffusiblen Wasserstoffgehalt

**Vereinfachte Modellierung** Für alle drei hochfesten Stähle wurde eine sehr schnelle Wechselwirkung von diffusiblem und reversibel gebundenem Wasserstoff festgestellt, was eine Zusammenfassung dieser Bindungsarten für eine vereinfachte Berechnung möglich macht. Vorteil der Zusammenfassung in den Berechnungen ist, dass nicht gleichzeitig mit stark unterschiedlichen Aktivitäten für diffusiblen und gebundenen Wasserstoff gerechnet werden muss. In der Modellierung müssen weniger Werkstoffkennwerte auf hohe Temperaturen extrapoliert werden.

Für eine getrennte Erfassung im Permeationsexperiment müsste dieses so verändert werden, dass bei Erreichen des stationären Endwerts der Beladungsstrom ein weiteres Mal erhöht wird, wodurch nur noch diffusibler Wasserstoff gemessen wird. Diese Vorgehensweise wurde in dieser Arbeit bereits genutzt, um den diffusiblen Wasserstoffgehalt für die Beladung der Schweißproben für den Feinkornbaustahl zu ermitteln. Aufgrund der schnellen Wechselwirkung kann die zu ermittelnde kinetische Konstante für die Wechselwirkung zwischen diffusiblen und reversiblen Wasserstofffallen dann jedoch sehr klein sein, was zu Schwierigkeiten bei der Wahl adäquater Zeitschritte in der Schweißsimulation führen würde. Vorteilhaft wäre jedoch, dass sich die gezeigten Oszillationen in der Berechnung durch den Zusammenhang der Elementkantenlänge mit dem Diffusionskoeffizienten verkleinern würden [118]. Eine Änderung der Zeitschrittweite kommt aufgrund der notwendigen Abbildung der hohen Gradienten bei der zeitlichen Entwicklung von Wärme, Gefüge und Schweißzugspannungen nicht in Betracht. Gleichzeitig wird aufgrund der lokalen Phänomene für die Berechnung aller Einflussparameter ein feines Finite Elemente Netz benötigt. Für den Feinkornbaustahl ergäbe sich nach Gleichung 4.3 beispielsweise bei einer gewählten Elementkantenlänge von 0,1 mm ein minimaler Zeitschritt von 86 s oder bei einem gewählten Zeitschritt von 1 s eine maximale Elementkantenlänge von 0,01 mm, was in beiden Fällen für eine anwendungsgerechte Modellierung nicht praktikabel ist. Die Oszillationen im Berechnungsergebnis müssen bei Zusammenfassung des diffusiblen und reversibel gebundenen Wasserstoffs somit in Kauf genommen werden.

**Berechnung mit irreversiblen Wasserstofffallen** Aus den Ergebnissen der Schweißsimulation ergibt sich, dass die Wechselwirkung mit den irreversiblen Wasserstofffallen für kurze betrachtete Zeiträume ohne zusätzliche Wasserstoffbeladung bestimmend für die Konzentration des diffusiblen Wasserstoffs in den Schweißnähten ist. Der Wasserstoff wird kurze Zeit nach dem Schweißen schnell wieder von den irreversiblen Wasserstofffallen aufgenommen. Durch die Kombination von Wasserstoffanalyse und numerischer Anpassungsmethode konnte aus den Permeationsexperimenten die Sättigungskonzentration der irreversiblen Wasserstofffallen ermittelt werden. Relevanter Parameter für die Beschreibung der Wasserstoffkonzentrationen bei kurzen Zeiten ist somit die kinetische Konstante, die das Einfangen des Wasserstoffs durch die irreversiblen Wasserstofffallen beschreibt. Die Modellierung der irreversiblen Wasserstofffallen ist somit elementar für die Bestimmung lokaler Wasserstoffgehalte in Schweißnähten insbesondere bei der Betrachtung kurzer Zeiträume. Die häufig in der Literatur durchgeführten Simulationen ohne Betrachtung der Wasserstofffallen (mit effektivem Diffusionskoeffizienten) eignen sich gut für die Betrachtung längerer Zeiträume, in denen die Diffusion geschwindigkeitsbestimmend ist.

## 5.4 Einfluss von Gefüge und Eigenspannungen auf die Wasserstoffdiffusion

**Gefügeentwicklung** Der Wasserstoff in austenitischen Phasen wurde mit höherer Löslichkeit und langsamerer Diffusionsgeschwindigkeit modelliert [17,67]. Während der Abkühlung aus der Schweißnaht besteht in den Schweißsimulationen bei der Abkühlung jedoch nur eine sehr geringe Wirkung bei Betrachtung unterschiedlicher Gefüge und führt auch nicht zu der in [77] beschriebenen Übersättigung austenitischer und ferritischer Phasen während der schnellen Abkühlung. Sowohl bei zusätzlich mit Wasserstoff beladenem als auch unbeladenem Stahl kann aufgrund des geringen Einflusses der Gefügeentwicklung auf die Wasserstoffdiffusion eine getrennte Modellierung der ferritischen und austenitischen Phasen verzichtet werden.

**Eigenspannungen** Gefüge- und Eigenspannungsentwicklung stehen durch die umwandlungsbedingten und umwandlungsplastischen Eigenspannungen in direktem Zusammenhang. Hohe hydrostatische Spannungen, die Einfluss auf die lokalen Wasserstoffkonzentrationen haben, bilden sich wie die Gefügeumwandlung in der Wärmeeinflusszone aus. Der Ort der gemessenen Härtezone und somit der Eigenspannungsausbildung wird in der Simulation wiedergegeben.

Die berechneten Eigenspannungen zeigen durch die martensitische Umwandlung deutliche Druckspannungen in der Schweißnaht. Zusätzlich ergeben sich Zugspannungen in der Wärmeeinflusszone wie in [120] beschrieben. Der Einfluss der Eigenspannungen auf die lokale Wasserstoffkonzentration ist stark vom lokal vorliegenden Wasserstoffangebot abhängig. Für kurze Zeiten nach dem Schweißen ist der Einfluss vernachlässigbar. Für längere Betrachtungen, wenn genug Zeit besteht, dass Wasserstoff in die Zugspannungsbereiche diffundieren kann, ist in der Schweißsimulation bei zusätzlicher Wasserstoffbeladung eine starke Erhöhung des Wasserstoffgehalts in den Zugspannungsgebieten der Wärmeeinflusszone erkennbar.

## 5.5 Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung beim Laserstrahlschweißen

**Modellierter Wärmeeintrag** Durch die Modellierung des Wärmeeintrags mit zwei Wärmequellen zur Berücksichtigung verschiedener schweißverfahrensabhängiger Effekte konnten sehr gute Übereinstimmungen mit den realen Schweißprozessen bezüglich der Wärmeverteilung in der Tiefe und an der Oberfläche gefunden werden, die bei der üblichen Verwendung nur einer Volumenquelle nicht möglich sind.

So kann das von [126], [127] und [128] beschriebene vergrößerte Schmelzbad im oberen Teil der Schweißnaht beim Feinkornbaustahl und die ebenfalls in [127] und [128] beschriebene zu einer schlankeren Ausprägung gehenden Form des Querschliffs beim schneller geschweißten Martensitphasenstahl abgebildet werden. Der im Experiment ermittelte tiefergehende Wärmeeintrag durch die Verwendung von Argon als Schutzgas beim Wärmeleitungsschweißen kann ebenfalls abgebildet werden.

Die Abkühlbedingungen mit konstanten Werten für die Wärmeleitung in die Spannelemente und einem konstanten Wert für die Konvektion [6] führen mit der Berechnung der Strahlung zu guten Übereinstimmungen mit den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen der realen Schweißnähte. Aufgrund des geringen Wärmeeintrags beim Laserschweißen und der schnellen Wärmeleitung im Metall konnte wie in den Grundlagen beschrieben bestätigt werden, dass eine detailgenaue Modellierung thermischer Randbedingungen für die drei Laserschweißverfahren nicht notwendig ist.

**Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissbildung** Die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung der drei simulierten hochfesten Stähle und Schweißverfahren zeigt, dass aus den Simulationen weitergehende Informationen zur jeweiligen schweißtechnischen Fragestellung ohne weitere Kaltrisskriterien erhalten werden können. Für den Martensitphasenstahl konnte gezeigt werden, dass eine kritische Wasserstoffkonzentration für die Rissbildung voraussichtlich nicht zu erwarten ist. Aus den Berechnungen des Feinkornbaustahls kann die Rissbildung bei zusätzlicher Wasserstoffbeladung und zusätzlicher mechanischer Belastung der Schweißproben dadurch erklärt werden, dass der Wasserstoff sehr lange Zeit benötigt, um in der WEZ eine für die Versprödung notwendige hohe Konzentration zu erreichen. Für den Wälzlagerstahl, der bereits eine hohe Härte aufweist steht nur ein kurzer Zeitraum vor dem Einfangen des diffusiblen Wasserstoffs für eine wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung zur Verfügung.

**Anwendung von Kaltrisskriterien** Es konnte gezeigt werden, dass die Einflussfaktoren für die Kaltrissbildung Härtegefüge, Eigenspannungen und lokale Wasserstoffkonzentration bei den drei hochfesten Stählen und Schweißverfahren berechnet und somit einer Interpretation zugänglich gemacht werden können. Die Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissneigung ganzer Bauteile und die Abschätzung konstruktiver und prozesstechnischer Abhilfemaßnahmen kann hierdurch automatisiert über separat ermittelte Kaltrisskriterien durchgeführt werden, da für diese nicht die mittleren, sondern wie in den gezeigten Beispielen die lokal auftretenden Einflussgrößen für die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissneigung beschrieben werden müssen.

Da der Ort der Rissbildung und der konkrete Rissverlauf in der Schweißnaht variieren kann und nicht bekannt ist bietet sich für Bauteile die Nutzung quantitativer Kriterien im Post-Processing an. Aufgrund der in den Beispielen gezeigten großen Variation verschiedener Größen beim Schweißen, vom Wärmeeintrag bis zu unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften, kann prinzipiell nur die Wahrscheinlichkeit für die Rissbildung ermittelt werden.

Für ein entsprechendes Beispiel zur Bewertung der Kaltrissneigung wurde in einem gemeinsamen Forschungsvorhaben an erweiterten Gleebleversuchen ein statistisches Kaltrisskriterium ermittelt, das quantitativ die kritische Eigenspannung in Abhängigkeit von Austenitisierungs- und Abkühlbedingungen und dem Wasserstoffgehalt für den hier untersuchten Wälzlagerstahl abbildet.<sup>1</sup> Das quantitative Kaltrisskriterium wurde in [97] dargestellt. In Abbildung 5.1 ist das Ergebnis aus der Anwendung dieses Kriteriums im Post-Processing für jeden Ort in der Schweißnaht nach dem Schweißen für die in dieser Arbeit dargestellte Simulation des Wälzlagerstahls gezeigt. Mit CCC ("Cold Crack Criterion") ist die Wahrscheinlichkeit einer kritischen Kombination der Kaltrisseinflussfaktoren in % angegeben.

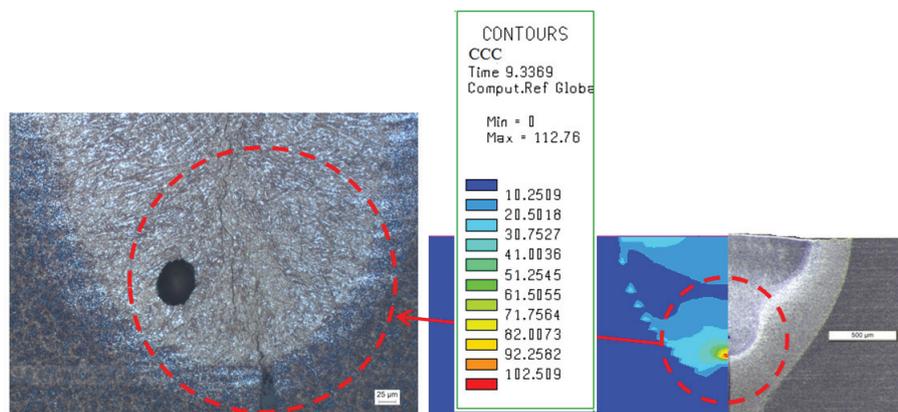


Abbildung 5.1: Berechnete Wahrscheinlichkeit für wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung und an diesem Ort aufgetretene Rissbildung an einer geschweißten Probe [97]

Die Wahrscheinlichkeit ergibt sich aus dem Vergleich zwischen der größten berechneten Hauptspannung und der jeweiligen kritischen Spannung für das lokale Gefüge und die lokale Wasserstoffkonzentration. Für ein eingespanntes Bauteil beträgt die Kaltrisswahrscheinlichkeit an der geometrischen Kerbe wie dargestellt über 100 %, was nach der Legende an der roten Farbe erkennbar ist. Der dargestellte Riss lief in den Schweißversuchen ebenfalls von dieser Stelle aus in das Schweißgut hinein, was im Makroschliff ebenfalls dargestellt ist.

Das rechte Bild zeigt den Unterschied für die Risswahrscheinlichkeit eingespannter und nicht eingespannter Proben an der geometrischen Kerbe bei Abkühlung von 1400 °C auf Raumtemperatur. Die berechnete Risswahrscheinlichkeit für eingespannte Schweißproben mit über 100 % und für nicht eingespannte Proben mit ca. 50 % entspricht dem in den Schweißversuchen gefundenen Rissverhalten.

<sup>1</sup>Ermittlung des quantitativen Kaltrisskriteriums vom Lehrstuhl Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus.

Die dargestellten Schweißsimulationen können auf die Simulation gesamter Bauteile angewandt werden, um im Post-Processing mit unterschiedlichen quantitativen Kaltrisskriterien lokal die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissneigung im zeitlichen Verlauf zu bewerten.

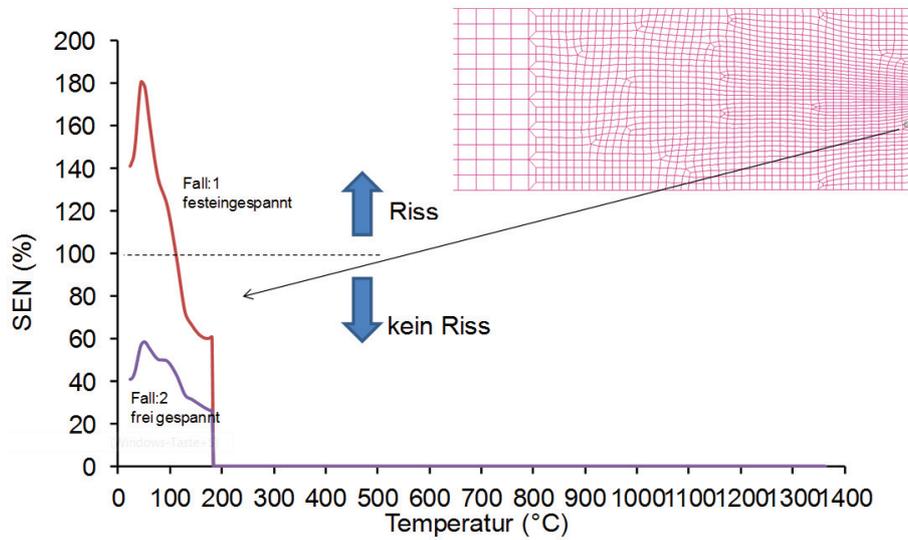


Abbildung 5.2: Berechnung des zeitlichen Verlaufs der Wahrscheinlichkeit einer Kaltrissbildung für eine eingespannte und eine nicht eingespannte Schweißprobe bei Abkühlung von Schmelztemperatur auf Raumtemperatur [97]

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

Zur numerischen Simulation der Laserschweißprozesse wurden die Werkstoffeigenschaften der drei unterschiedlichen hochfesten Stähle bezüglich thermophysikalischem, Umwandlungs- und Wasserstoff-Diffusionsverhalten charakterisiert. Mit den zusätzlich eingesetzten numerischen Methoden konnten die experimentellen Messmethoden erweitert werden, um weitere spezifische Werkstoffkennwerte aus den Messergebnissen zu erhalten.

Aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften der hochfesten Stähle mussten zudem erweiterte Modellierungsmethoden angewandt werden, die auch für abweichende künftige Simulationen sinnvoll sein können. Die Nutzung mehrerer Schweiß-ZTU-Schaubilder für unterschiedliche Austenitisierungsbedingungen ermöglicht eine verbesserte Abbildung der Martensitbildung und eine Bewertung des Fehlers, der aus der Anwendung einzelner Diagramme hervorgeht. Die hierfür genutzte Korngrößenberechnung kann künftig auch genutzt werden, um die unterschiedliche Duktilität von Schweißverbindungen in Grob- und Feinkornzonen zu bewerten. Ebenso könnte die Korngrenzendiffusion des Wasserstoffs in die Berechnungen einbezogen werden, die in bestimmten Schweißnahtbereichen zu einer starken Erhöhung der Diffusionsgeschwindigkeit führen kann. Der Einfluss der Korngrenzen auf die Wasserstofflöslichkeit könnte ebenfalls betrachtet werden.

Der verwendete Ansatz zur Berechnung der Umwandlungsenthalpie kann in aufbauenden Simulationen genutzt werden, um die fest-flüssigen Phasenumwandlungen zu berechnen. Insbesondere die bessere Darstellung des Wärmeeintrags und der Löslichkeitssprung des Wasserstoffs beim Aufschmelzen können so zu genaueren Ergebnissen führen.

Mit der numerischen Schweißsimulation wurden in den drei aufeinanderfolgenden Berechnungsschritten für Wärmeeintrag und Gefügeentwicklung, Eigenspannungsentstehung und Wasserstoffdiffusion die wesentlichen Wechselwirkungen für die Bestimmung der lokal vorliegenden kaltrissbeeinflussenden Größen berechnet. Hierdurch konnte eine schweißtechnische Bewertung der Schweißversuche für das Wärmeleitungsschweißen und das Tiefschweißen mit zwei unterschiedlichen Laserstrahlquellen durchgeführt werden. Die Berechnungen ermöglichen es im Vergleich zu derzeit üblichen experimentellen Kaltrissuntersuchungen die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissneigung von Stählen an realen Bauteilgeometrien zu testen und die Einflüsse von Gefüge, Eigenspannungen und Wasserstoff getrennt zu untersuchen.

Die Ergebnisse beinhalten Werkstoffkennwerte für die unterschiedlichen hochfesten Stähle und temperaturabhängige Parameter für die verwendeten Modelle. Der Einfluss von Gefüge und Eigenspannungen auf den lokalen Wasserstoffgehalt für Proben mit und ohne zusätzlich eingebrachten Wasserstoff wurde untersucht. Aus den Ergebnissen konnten Vereinfachungen abgeleitet werden, um künftige Simulationen mit geringerem Aufwand durchzuführen und dadurch den Fokus auf neue Aspekte zu richten.

Durch die Möglichkeit, Wasserstofffallen in die Berechnungen einzubeziehen, konnte gezeigt werden, dass die kinetische Konstante, welche die Geschwindigkeit der Wasserstoffaufnahme durch die irreversiblen Wasserstofffallen beschreibt, für kurze Betrachtungszeiträume die bestimmende Größe für die lokale Wasserstoffkonzentration ist. Die Wasserstoffdiffusion in Bereiche höherer Spannungen ist für längere betrachtete Zeiträume wichtig. Die Berechnung mit

Wasserstofffallen hat gegenüber Simulationen mit effektivem Diffusionskoeffizient, die alle Bindungsarten beinhalten, den Vorteil quantitativ den schädlichen diffusiblen Anteil vom unschädlichen fest gebundenen Wasserstoff zu erfassen.

Die eingesetzten Methoden sollten auf konventionelle Schweißverfahren erweitert werden. Durch den höheren Wärmeeintrag können unterschiedliche Werkstoffzonen aus den Schweißnähten entnommen und eine zonenspezifische Werkstoffcharakterisierung durchgeführt werden. Der Wasserstoffeintrag durch die für konventionelle Schweißnähte üblichen Schweißelektroden könnte direkt über Randbedingungen als zusätzliche Wasserstoffquelle modelliert werden. Bei der Diffusion des zusätzlichem Wasserstoffs in der Wärmeeinflusszone bei sehr hohen Temperaturen und beim Abkühlen könnte die beschriebene Modellierung der austenitischen Phase dann eine Rolle spielen. In den durchgeführten Laserschweiß-Simulationen ist der Einfluss austenitischer Gefüge auf die Wasserstoffverteilung gering.

Die Änderung reversibler Wasserstofffallen durch plastische Dehnungen kann durch eine bessere Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Zustands über dehnratenabhängige Verfestigung für das jeweilige Schweißverfahren erfolgen. Die Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit würde auch versetzungsbasierten Wasserstofftransport nutzbar machen, der im Vergleich zur Diffusion über Zwischengitterplätze sehr viel schneller ist.

Durch die Kenntnis der lokalen quantitativen Größen aus den Berechnungen ist die Anwendung quantitativer Kaltrisskriterien im Post-Processing möglich. Für eine gezielte Ableitung von Maßnahmen gegen die wasserstoffbeeinflusste Kaltrissbildung wie Vor- und Nachwärmen kann die dargestellte Methode ohne weitere Vorarbeiten genutzt werden, um rechnerisch die sich hierbei ändernden Gefüge, Eigenspannungen und Wasserstoffkonzentrationen zu beschreiben. Künftige Bewertungen sollten jedoch auch die Wasserstoffeffusion in Abhängigkeit von verschiedenen Temperaturen und Oberflächenzuständen beschreiben können. Grundlage für die Betrachtung der Effusion aller Bindungsarten von Wasserstoff in den Stählen sind die in dieser Arbeit beschriebenen Wechselwirkungen mit den Wasserstofffallen.

# Literaturverzeichnis

- [1] ALEXANDROV, B. T.: Hydrogen Behaviour in Welded Joints and Evaluation of its Role for Cold Cracking - Part One: State of the Problem. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 7. Graz : Verlag der Technischen Universität Graz, 2005. – ISBN 978-3-901351-99-0, S. 781–804
- [2] MICHAÏLOV, V. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT, H.: Der Wasserstoff als maßgebliche Einflußgröße für die Kaltrißneigung von Stählen beim Schweißen. In: *DVS Berichte* Bd. 176. Düsseldorf : DVS Media GmbH, S. 30–34
- [3] DILTHEY, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Bd. 2. Zweite Auflage. Düsseldorf : VDI-Verlag GmbH, 1995. – ISBN 3-540-21674-X
- [4] BOELLINGHAUS, Th.: Modelling of Hydrogen Diffusion and Cracking in Steel Welds. In: THE INSITUTE OF MATERIALS (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 5. o. O. : CRC Press, 1997. – ISBN 1-861125-010-X, S. 1019–1060
- [5] BAILEY, N. ; COE, F. R. ; GOOCH, T. G. ; HART, P. H. M. ; JENKINS, N. ; PARGETER, R. J.: *Welding Steels without Hydrogen Cracking*. Second Edition. Abington, Cambridge: Abington Publishing and Ohio: ASM International, 1973. – ISBN 1-85573-014-6
- [6] RADAJ, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 143: *Welding Residual Stresses and Distortion: Calculation and measurement*. Düsseldorf : DVS-Verlag, 2002. – ISBN 3-87155-791-9
- [7] YURIOKA, N. ; SUZUKI, H.: Hydrogen Assisted Cracking in C-Mn and Low Alloy Steel Weldments. In: *International Materials Reviews* 35 (1990), Nr. 4, S. 217–249
- [8] POKHODNYA, I. K. ; SHVACHKO, V. I.: Cold Cracks in Welded Joints of Structural Steels. In: *Materials Science* 32 (1996), Nr. 1, S. 45–55
- [9] DILTHEY, U.: *Laserstrahlschweißen: Prozesse, Werkstoffe, Fertigung und Prüfung; Handbuch zum BMBF-Projektverband "Qualifizierung von Laserverfahren" im Rahmen des Förderkonzeptes Laser 2000*. Düsseldorf : DVS-Verlag, 2000. – ISBN 3-87155-906-7
- [10] JIANG, D. E. ; CARTER, E. A.: First Principles Assessment of Ideal Fracture Energies of Materials with Mobile Impurities: Implications for Hydrogen Embrittlement of Metals. In: *Acta Materialia* 52 (2004), S. 4801–4807
- [11] SHIH, D. S. ; ROBERTSON, I. M. ; BIRNBAUM, H. K.: Hydrogen Embrittlement of Alpha-Titanium: In Situ TEM Studies. In: *Acta Metallurgica* 36 (1988), Nr. 1, S. 111–124
- [12] SOFRONIS, P. ; BIRNBAUM, H. K.: Mechanics of the Hydrogen-Dislocation-Impurity Interactions - I. Increasing Shear Modulus. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 43 (1995), Nr. 1, S. 49–90
- [13] FERREIRA, P. J. ; ROBERTSON, I. M. ; BIRNBAUM, H. K.: Hydrogen Effects on the Interaction between Dislocations. In: *Acta Materialia* 46 (1998), Nr. 5, S. 1749–1757

- [14] LYNCH, S.: Hydrogen Embrittlement Phenomena and Mechanisms. In: *Corrosion Reviews* 30 (2012), S. 105–123
- [15] LYNCH, S.: Mechanistic and Fractographic Aspects of Stress Corrosion Cracking. In: *Corrosion Reviews* 30 (2012), S. 63–104
- [16] NEERAJ, T. ; SRINIVASAN, R. ; LI, J.: Hydrogen Embrittlement of Ferritic Steels: Observations on Deformation Microstructure, Nanoscale Dimples and Failure by Nanovoiding. In: *Acta Materialia* 60 (2012), S. 5160–5171
- [17] OLDEN, V. ; THAULOW, C. ; JOHNSEN, R.: Modelling of Hydrogen Diffusion and Hydrogen Induced Cracking in Supermartensitic and Duplex Stainless Steels. In: *Materials and Design* 29 (2008), S. 1934–1948
- [18] SCHULZE, G.: *Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*. 4., neu bearbeitete Auflage. Heidelberg, Dordrecht, London, New York : Springer-Verlag, 2010. – ISBN 978-3-642-03182-3
- [19] UWER, D. ; HÖHNE, H.: Ermittlung angemessener Mindestvorwärmtemperaturen für das kaltrißsichere Schweißen von Stählen. In: *Schweißen und Schneiden* 43 (1991), Nr. 5, S. 282–286
- [20] ORNIG, H. ; SCHUTZ, H. ; KLUG, P.: Comparison of Methods to determine the Preheat Temperature for High-Strength Weld Metal. In: *Welding in the World* 41 (1998), S. 144–148
- [21] ZIMMER, P.: *BAM-Dissertationsreihe*. Bd. 29: *Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbaustählen*. Berlin : Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), 2007 [Zugl.: Universität der Bundeswehr Hamburg, Dissertation, 2007]. – ISBN 978-3-9811655-8-6
- [22] KANNENGIESSER, Th. ; BOELLINGHAUS, Th.: Cold Cracking Tests - An Overview of present Technologies and Applications. In: *Welding in the World* 57 (2013), S. 3–37
- [23] DIN EN ISO 17642-1:2004-10: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kaltrissprüfungen für Schweißungen - Lichtbogenschweißprozesse - Teil 1: Allgemeines (ISO 17642-1:2004); Deutsche Fassung EN ISO 17642-1:2004*
- [24] SIEVERS, E. R. ; MÜLLER, L.: *Laserschweißen innovativer, hochfester Stähle unter dem Aspekt Wasserstoff und Rissanfälligkeit (LaHRissa)*, Hochschule für angewandte Wissenschaften Hamburg and Fachhochschule Gelsenkirchen, Gemeinsamer Abschlussbericht zum BMBF-FH3-Verbundprojekt, 2007
- [25] MAROEF, I. ; OLSON, D. L. ; EBERHART, M. ; EDWARDS, G. R.: Hydrogen Trapping in Ferritic Steel Weld Metal. In: *International Materials Reviews* 47 (2002), Nr. 4, S. 191–223

- [26] BOELLINGHAUS, Th. ; HOFFMEISTER, H.: Finite Element Calculations of Pre- and Post-Heating Procedures for Sufficient Hydrogen Removal in Butt Joints. In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 3. o. O. : CRC Press, 1997. – ISBN 978-1-861-25010-0, S. 726–756
- [27] MACKERLE, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Welding: A Bibliography (1976-1996). In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 4 (1996), S. 501–533
- [28] MACKERLE, J.: Finite Element Analysis and Simulation of Welding - An Addendum: A Bibliography (1996-2001). In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 10 (2002), S. 295–318
- [29] MICHAÏLOV, V. G. ; THOMAS, K. ; WOHLFAHRT H.: Numerische Simulation der Wasserstoffverteilung in mehrlagigen Schweißverbindungen. In: *Schweißen und Schneiden* 48 (1996), Nr. 1, S. 47–54
- [30] PRESSOUYRE, G. M. ; LEMOINE, V. ; DUBOIS, D. J. M. ; LEBLOND, J.-B. ; SAILLARD, P. R. ; FAURE, F. M.: In Situ Measurement of Hydrogen in Weld Heat Affected Zones Thru Mass Spectrometry and Computer Analysis. In: *Second National Symposium on Test Methods for Hydrogen Embrittlement: Prevention and Control* Bd. 962. Philadelphia : ASTM, 1988 (ASTM Special Technical Publication). – ISBN 0-8031-0959-8, S. 219–237
- [31] JIANG, W. C. ; GONG, J. M. ; TANG, J. Q. ; CHEN, H. ; TU, S. T.: 3-D Finite Element Analysis of the Effect of Welding Residual Stress on Hydrogen Diffusion in Hydrogen Contained Environment. In: *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 20 (2007), Nr. 5, S. 347–354
- [32] WONGPANYA, P. ; BOELLINGHAUS, Th. ; LOTHONGKUM, G. ; KANNENGIESSER, Th.: Effects of Preheating and Interpass Temperature on Stresses in S1100QL Multi-Pass Butt-Welds. (2007), Nr. IIW Doc. IX-L-1002-07, S. 1–26
- [33] HUANG, J. L. ; GEBELIN, J.-C. ; STRANGWOOD, M. ; REED, R. C. ; WARNKEN, N.: Coupled Thermodynamic/Kinetic Model for Hydrogen Transport during Electron Beam Welding of Titanium Alloy. In: *Materials Science and Technology* 28 (2012), Nr. 4, S. 500–508
- [34] YAN, C.-Y. ; LIU, C.-Y. ; ZHANG, G.-Y.: Simulation of Hydrogen Diffusion in Welded Joint of X80 Pipeline Steel. In: *Journal of Central South University* 21 (2014), S. 4432–4437
- [35] ANDERSSON, B. A. B.: Diffusion and Trapping of Hydrogen in a Bead-on-Plate Weld. In: *Transactions of the ASME* 102 (1980), S. 64–72
- [36] MENTE, T.: *BAM Dissertationsreihe*. Bd. 129: *Numerische Simulation der wasserstoffunterstützten Rissbildung in austenitisch-ferritischen Duplexstählen*. Berlin : BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, 2015 [Zugl.: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Dissertation, 2014]. – ISBN 978-3-9816668-9-2

- [37] STEPPAN, E. ; MENTE, T. ; BÖLLINGHAUS, Th.: Numerical Investigations on Cold Cracking Avoidance in Fillet Welds of High-Strength Steels. In: *Welding in the World* 57 (2013), S. 359–371
- [38] ASTAF'EV, A. A.: Diffusion and Evolution of Hydrogen from Steel. In: *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov (Übersetzung)* 2 (1991), S. 5–8
- [39] RICK, F. ; [HRSG.: REIHARD, G., TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN, INSITUT FÜR WERKZEUGMASCHINEN UND BETRIEBSWIRTSCHAFTEN (IWB)]: *Forschungsberichte iw. Bd. 148: Simulationsgestützte Gestaltung von Produkt und Prozess am Beispiel Laserstrahlschweißen*. München : Herbert Utz Verlag GmbH, 2001 [Zugl. Dissertation, München, Techn. Univ. , 2001]. – ISBN 3-8316-0008-2
- [40] FERRO, P. ; PORZNER, H. ; TIZIANI, A. ; BONOLLO, F.: The Influence of Phase Transformations on Residual Stresses induced by the Welding Process - 3D and 2D Numerical Models. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 14 (2006), S. 117–136
- [41] FANG, C. ; SONG, Y. T. ; WU, W. Y. ; WEI, J. ; XIN, J.J., WU, H.P. ; SALMINEN, A.: Thermal Analysis of Laser Welding for ITER Correction Coil Case. In: *Fusion Engineering and Design* 100 (2015), S. 357–363
- [42] WIKANDER, L. ; KARLSSON, L., NÄSSTRÖM, M. ; WEBSTER, P.: Finite Element Simulation and Measurement of Welding Residual Stresses. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* (1994), Nr. 2, S. 845–864
- [43] SEYFFARTH, P. ; HOFFMANN, J.: Umwandlungsverhalten un- und niedriglegierter Stähle unter besonderer Berücksichtigung der für das Laserstrahlschweißen typischen Temperatur-Zeit-Zyklen. In: *DVS Berichte* Bd. 205. Düsseldorf : DVS Media GmbH, S. 9–13
- [44] SCHÄFER, A.: *Werkstoffwissenschaftliche Untersuchung zur Bildung und Wachstum von Martensit in NiTi-Formgedächtnislegierungen unter Spannung*, Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 2012
- [45] DAHL, W.: *Eigenschaften und Anwendungen von Stählen: Band 1: Grundlagen*. 1. Auflage. Aachen : Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1993
- [46] VÖHRINGER, O. ; MACHERAUCH, E.: Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit. In: *HTM Härterei-Technische Mitteilungen* 32 (1977), Nr. 4, S. 153–166
- [47] ORLICH, J. ; ROSE, A. ; WIEST, P.: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle: Zeit - Temperatur - Austenitisierung - Schaubilder*. Bd. 3. Düsseldorf : Verlag Stahleisen m.b.H., 1973
- [48] ORLICH, J.: *Beschreibung der Austenitisierungsvorgänge unlegierter und legierter Stähle bei induktiver Schnellerwärmung*, Technische Universität Berlin, Dissertation, 1971

- [49] SCHLICHT, H.: Beitrag zur Theorie des schnellen Erwärmens und schnellen Abkühlens von Stahl. In: *HTM Härterei-Technische Mitteilungen* 29 (1974), Nr. 3, S. 184–192
- [50] SEYFFARTH, P. ; MEYER, B. ; SCHARFF, A.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 110: *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Düsseldorf : Deutscher Verlag für Schweißtechnik, DVS-Verlag, 1992. – ISBN 3–87155–127–9
- [51] NOLDE, P. ; MEYER, B. ; SARHIL, Y.: Kaltrissicherheit des hochfesten Feinkornstahls S1100QL. In: *DVS Berichte* Bd. 216. Düsseldorf : DVS Media GmbH, S. 345–348
- [52] LEBLOND, J. B. ; DEVAUX, J.: A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels including Effect of Austenite Grain Size. In: *Acta Metallurgica* 32 (1984), Nr. 1, S. 137–146
- [53] KOISTINEN, D. P. ; MARBURGER, R. E.: A general equation prescribing the extent of the Austenite-Martensite Transformation in pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels. In: *Acta Metallurgica* 7 (1959), S. 59–60
- [54] HILDEBRAND, J. ; WUDTKE, I. ; WERNER, F.: Möglichkeiten der mathematischen Beschreibung von Phasenumwandlungen im Stahl bei Schweiss- und WIG- Nachbehandlungsprozessen. In: GÜRLEBECK, K. (Hrsg.) ; KÖHNKE, C. (Hrsg.): *17th International Conference on the Applications of Computer Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering, Weimar, Germany, July 12-14, 2006*, S. 1–13
- [55] CHAN, S. L. I. ; LEE, H. L. ; YANG, J. R.: Effect of Retained Austenite on the Hydrogen Content and Effective Diffusivity of Martensitic Structure. In: *Metallurgical Transactions A* 22A (1991), S. 2579–2586
- [56] BERKHOUT, C. F. ; VAN LENT, P. H.: Anwendung von Spitztemperatur-Abkühlzeit (STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle. In: *Schweißen und Schneiden* 20 (1968), Nr. 6, S. 256–260
- [57] OSSENBRINK, R. ; MICHAÏLOV, V.: Thermomechanical Numerical Simulation with the Maximum Temperature Austenitisation Cooling Time Model (STAAZ). In: CERJAK, H. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* Bd. 8. Graz : Verlag der Technischen Universität Graz, 2007. – ISBN 978–3–902–46569–6, S. 357–372
- [58] TOTTEN, G. ; HOWES M. ; INOUE, T.: *Handbook of Residual Stresses and Deformation*. Materials Park, Ohio : ASM International, 2002. – ISBN 0–87170–729–2
- [59] WOHLFAHRT, H.: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen. In: *HTM Härterei-Technische Mitteilungen* 41 (1986), Nr. 5, S. 248–257
- [60] ACHT, C. ; DALGIC, M. ; FRERICHS, F. ; HUNKEL, M. ; IRRETIER, A. ; LÜBBEN, Th. ; SURM, H.: Ermittlung der Materialdaten zur Simulation des Durchhärtens von Komponenten aus 100Cr6: Teil 2: Parameter zum Umwandlungsverhalten - Beurteilung des

- Datensatzes anhand von Bauteilversuchen - Diskussion - Zusammenfassung und Ausblick. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 63 (2008), Nr. 6, S. 362–371
- [61] SCHWENK, M. ; [HRSG.: KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT), INSTITUT FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN (IAM)]: *Schriftenreihe des Instituts für angewandte Materialien*. Bd. 10: *Numerische Modellierung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung: Dissertation*. Karlsruhe : KIT Scientific Publishing, 2012 [Zugl: Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Dissertation, 2012]. – ISBN 978–3–86644–929–9
- [62] GREENWOOD, G. W. ; JOHNSON, R. H.: The Deformation of Metals under Small Stresses during Phase Transformations. In: *Proceedings of the Royal Society of London, Series A* 283A (1965), S. 403–422
- [63] WOLFF, M. ; BÖHM, M. ; SUHR, B.: Comparison of different Approaches to Transformation-Induced Plasticity in Steel. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), Nr. 5-6, S. 454–459
- [64] GOLDAK, J. A. ; AKHLAGHI, M.: *Computational Welding Mechanics*. New York : Springer Science+Business Media, Inc., 2005. – ISBN 978–0387–23287–4
- [65] KELLER, Th.: *Verhalten von Wasserstoff in Titanlegierungen: Absorption, Diffusion und Phasenumwandlungen*, Technische Universität Darmstadt, Dissertation, 2005
- [66] GRONG, O.: *Materials Modelling Series*. Bd. 557: *Metallurgical Modelling of Welding*. London : The Institute of Materials, 1994. – ISBN 0–901716–37–5
- [67] GRABKE, H. J. ; RIECKE, E.: Absorption and Diffusion of Hydrogen in Steels. In: *Materiali in Tehnologije (Übersetzung)* 34 (2000), Nr. 6, S. 331–342
- [68] SIEVERTS, A.: Die Löslichkeit von Wasserstoff in Kupfer, Eisen und Nickel. In: *Zeitschrift für physikalische Chemie* 77 (1911), S. 591–613
- [69] FUKAI, Y.: *The Metal-Hydrogen System: Basic Bulk Properties: Hull, R., Parisi, J., Osgood Jr., R. M., Warlimont, H.* Second Revised and Updated Edition. Berlin, Heidelberg, New York : Springer, 2005. – ISBN 978–3–50–00494–3
- [70] WIPF, H.: *Topics in Applied Physics*. Bd. 73: *Hydrogen in Metals III: Properties and Applications*. Berlin Heidelberg New York : Springer-Verlag, 1997. – ISBN 978–3–540–61639–9
- [71] SMIALOWSKI, M.: *Hydrogen in Steel*. Oxford: Pergamon Press Ltd., New York: Pergamon Press Inc., Paris: Gauthier-Villars, Frankfurt am Main: Pergamon Press G.m.b.H. : Pergamon Press Ltd., 1962
- [72] BOCKRIS, J. O. ; BECK, W. ; GENSHAW, M. A. ; SUBRAMANYAN, P. K. ; WILLIAMS, F. S.: The Effect of Stress on the Chemical Potential of Hydrogen in Iron and Steel. In: *Acta Metallurgica* 19 (1971), S. 1209–1218

- [73] HIRTH, J. P.: Effects of Hydrogen on the Properties of Iron and Steel. In: *Metallurgical Transactions A* 11A (1980), S. 861–890
- [74] ALEFELD, G. ; VÖLKL, J.: *Topics in Applied Physics*. Bd. 28: *Hydrogen in Metals I: Basic Properties*. Heidelberg and Berlin : Springer-Verlag, 1978
- [75] CRANK, J.: *The Mathematics of Diffusion*. Second Edition. Oxford, New York : Oxford University Press Inc., 1975. – ISBN 0–19–853411–6
- [76] UHLEMANN, M.: *Wasserstofftransport und Bindungszustände von Wasserstoff in kubisch-flächenzentrierten Stählen und Nickel-Basislegierungen*, Technische Universität Dresden, Dissertation, 1999
- [77] PARK, Y. D. ; MAROEF, I. S. ; LANDAU, A. ; OLSON, D. L.: Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds. In: *Welding Journal* 81 (2002), S. 27–35
- [78] MAROEF, I. S. ; OLSON, D. L.: The Effect of Composition and Hydrogen Traps on Hydrogen and Distribution in Steel. In: *19th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including Steel Heat Treating in the New Millennium*. Materials Park, Ohio : ASM International, 1999. – ISBN 0–87170–681–4, S. 543–551
- [79] BECK, W. ; BOCKRIS, J. O. ; MCBREEN, J. ; NANIS, L.: Hydrogen Permeation in Metals as a Function of Stress, Temperature and Dissolved Hydrogen Concentration. In: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 290 (1966), Nr. 1421, S. 220–235
- [80] BOELLINGHAUS, Th. ; HOFFMEISTER, H. ; DANGELEIT, A.: A Scatterband for Hydrogen Diffusion Coefficients in Micro-Alloyed and Low Carbon Structural Steels. In: *Welding in the World* 35 (1995), Nr. 2, S. 83–96
- [81] RIECKE, E.: Untersuchungen zum Einfluß des Stahlgefüges auf die stationäre Wasserstoffpermeation. In: *Werkstoffe und Korrosion* 32 (1981), S. 66–72
- [82] YOUNG JR., G. A. ; SCULLY, J. R.: The Diffusion and Trapping of Hydrogen in High Purity Aluminum. In: *Acta Materialia* 46 (1998), Nr. 18, S. 6337–6349
- [83] McNABB, A. ; FOSTER P. K.: A New Analysis of the Diffusion of Hydrogen in Iron and Ferritic Steels. In: *Transactions of the metallurgical society of AIME* 227 (1963), S. 618–627
- [84] RIECKE, E. ; MÖLLER, R. ; JOHNEN, B. ; GRABKE, H. J.: Einflüsse von Legierungselementen auf die Korrosion und Wasserstoffaufnahme von Eisen in Schwefelsäure - Teil II: Korrosion und Deckschichtbildung. In: *Werkstoffe und Korrosion* 36 (1985), S. 447–454
- [85] STROE, M. E.: *Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials*, Université Libre de Bruxelles, Dissertation, 2006

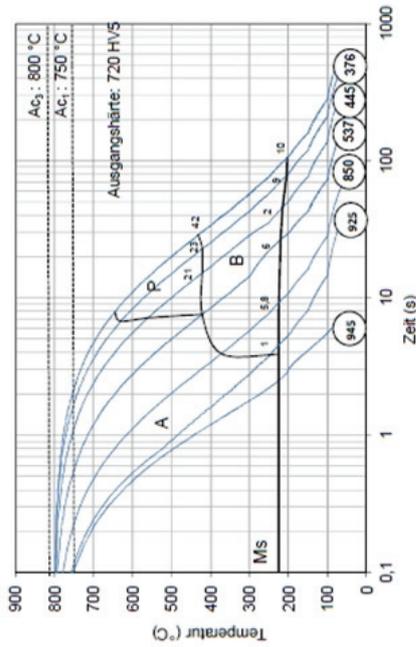
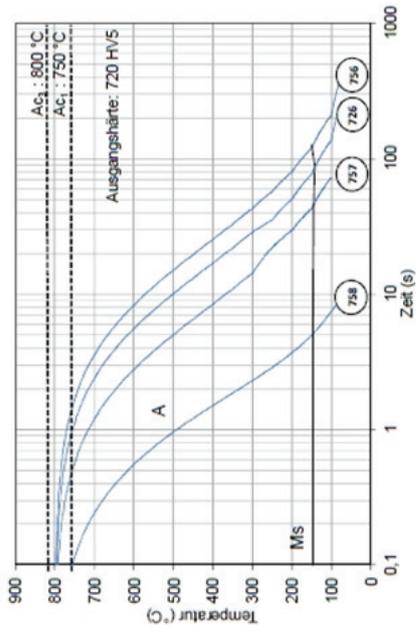
- [86] PRESSOUYRE, G. M.: A Classification of Hydrogen Traps in Steel. In: *Metallurgical Transactions A* 10A (1979), S. 1571–1573
- [87] BERGERS, K. ; CAMISÃO DE SOUZA, C. ; THOMAS, I. ; MABHO, N. ; FLOCK, J.: Determination of Hydrogen in Steel by Thermal Desorption Mass Spectrometry. In: *Steel Research International* 81 (2010), Nr. 7, S. 499–507
- [88] QUICK, N. R. ; JOHNSON, H. H.: Hydrogen and Deuterium in Iron, 49-506 C. In: *Acta Metallurgica* 26 (1978), S. 903–907
- [89] GEGNER, J. ; HÖRZ, G. ; KIRCHHEIM, R.: Hydrogen Interaction with 0-, 1- and 2-Dimensional Defects. In: *Hydrogen Effects in Materials; Proceedings of the Fifth International Conference on the Effect of Hydrogen on the Behavior of Materials*. Warrendale : TMS The Minerals, Metals & Materials Society, 1996, S. 35–46
- [90] JOHNSON, H. H.: Hydrogen in Iron. In: *Metallurgical Transactions A* 19A (1988), S. 2371–2387
- [91] WEI, F. G. ; TSUZAKI K.: Hydrogen Trapping Phenomena in Martensitic Steels. In: WOODHEAD PUBLISHING LIMITED (Hrsg.): *Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies*. Philadelphia : Cambridge: Woodhead Publishing Limited and Philadelphia: Woodhead Publishing and New Delhi: Woodhead Publishing India Private Limited, 2012. – ISBN 978–1–84569–677–1, S. 493–525
- [92] LEBLOND, J. B. ; DUBOIS, D.: A General Mathematical Description of Hydrogen Diffusion in Steels - I. Derivation of Diffusion Equations from Boltzmann-Type Transport Equations. In: *Acta Metallurgica* 31 (1983), Nr. 10, S. 1459–1469
- [93] LEBLOND, J. B. ; NEJEM, D. ; DUBOIS, D. ; TALBOT-BESNARD, S.: Experimental and Numerical Study of Diffusion and Trapping of Hydrogen in plastically deformed A508.Cl.3 Steel at Room Temperature. In: *Acta Metallurgica* 35 (1987), Nr. 7, S. 1703–1714
- [94] DAHL, W.: *Eigenschaften und Anwendungen von Stählen: Band 2: Stahlkunde*. 1. Auflage. Aachen : Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1993
- [95] ACHT, C. ; DALGIC, M. ; FRERICHS, F. ; HUNKEL, M. ; IRRETIER, A. ; LÜBBEN, Th. ; SURM, H.: Ermittlung der Materialdaten zur Simulation des Durchhärtens von Komponenten aus 100Cr6: Teil 1: Einleitung - Charakterisierung des Werkstoffs und der Wärmebehandlung - Grundsätzliche Überlegungen - Beschreibung von Abhängigkeiten - Thermophysikalische Kennwerte - Thermomechanische Kennwerte. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 63 (2008), Nr. 5, S. 234–244
- [96] LUKAS, H. L. ; FRIES, S. G. ; SUNDMAN, B.: *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, New York, Melbourne, Madrid, Cape Town, Singapore, São Paulo, Delhi, Tokya, Mexico City : Cambridge University Press, 2007. – ISBN 978–0–521–86811–2

- [97] DREIBATI, O. ; SCHWEIZER, F.: *Rechnergestützte Vorhersage der Kaltrissicherheit laserstrahlgeschweißter Bauteile aus hochfesten Stählen*, Lehrstuhl Füge- und Schweißtechnik der BTU Cottbus and Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg, Abschlussbericht für das AIF-Forschungsvorhaben IGF-Nr: 16441 BG, 2012
- [98] MANOHAR, P. A. ; DUNNE, D. P. ; CHANDRA, T. ; KILLMORE, C. R.: Grain Growth Predictions in Microalloyed Steels. In: *ISIJ International* 36 (1996), Nr. 2, S. 194–200
- [99] WANG, T. ; LI, L. ; LI, X. ; YANG, X.: The Numerical Simulation and Control of Microstructure in Heat-affected Zone in GMAW. In: *Modern Applied Science* 3 (2009), Nr. 5, S. 162–166
- [100] POUS-ROMERO, H. ; LONARDELLI, I. ; COGSWELL, D. ; BHADSHIA, H. K. D. H.: Austenite Grain Growth in a Nuclear Pressure Vessel Steel. In: *Materials Science and Engineering A* 567 (2013), S. 72–79
- [101] LEBLOND, J.-B.: Mechanical Behavior of Steels during Solid-Solid Phase Transformations: Academic Press, A Division of Harcourt, Inc., San Diego, London. In: LEMAITRE, J. (Hrsg.): *Handbook of Materials Behavior Models*. San Diego, London : Academic Press, 2001, S. 915–920
- [102] LEBLOND, J. B. ; DEVAUX, J. ; DEVAUX, J. C.: Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I: Case of ideal-plastic Phases. In: *International Journal of Plasticity* 5 (1989), S. 551–572
- [103] AHRENS, U.: *Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten*, Universität Paderborn, Dissertation, 2003
- [104] RIECKE, E. ; JOHNEN, B. ; GRABKE, H. J.: Einflüsse von Legierungselementen auf die Korrosion und Wasserstoffaufnahme von Eisen in Schwefelsäure - Teil I: Permeation, Diffusion und Löslichkeit von Wasserstoff in binären Eisenlegierungen. In: *Werkstoffe und Korrosion* 36 (1985), S. 435–441
- [105] KUMNICK, A. J. ; JOHNSON, H. H.: Deep Trapping States for Hydrogen in Deformed Iron. In: *Acta Metallurgica* 28 (1980), S. 33–39
- [106] SAN MARCHI, C. ; SOMERDAY, B. P.: *Technical Reference on Hydrogen Compatibility of Materials*. Albuquerque, New Mexico and Livermore, California, Sandia National Laboratories, Sandia Report SAND2008-1163, 2008
- [107] DEVANATHAN, M. A. V. ; STACHURSKI, Z.: The Adsorption and Diffusion of Electrolytic Hydrogen in Palladium. In: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 270 (1962), Nr. 1340, S. 90–102
- [108] CASANOVA, T. ; CROUSIER, J.: The Influence of an Oxide Layer on Hydrogen Permeation through Steel. In: *Corrosion Science* 38 (1996), Nr. 9, S. 1535–1544

- [109] GABRIELLI, C. ; MAURIN, G. ; MIRKOVA, L. ; PERROT, H.: Transfer Function Analysis of Hydrogen Permeation through a Metallic Membrane in a Devanathan Cell - Part II: Experimental Investigation on Iron Membrane. In: *Journal of Electroanalytical Chemistry* 590 (2006), S. 15–25
- [110] JUILFS, G. G.: *Das Diffusionsverhalten von Wasserstoff in einem niedriglegierten Stahl unter Berücksichtigung des Verformungsgrades und der Deckschichtbildung in alkalischen Medien*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Dissertation, 2000
- [111] SHREIR, L. L.: Übersicht der elektrochemischen Methoden zur Untersuchung von Wasserstoffversprödung und Spannungsrißkorrosion. In: *Werkstoffe und Korrosion* 21 (1970), Nr. 8, S. 613–629
- [112] TURNBULL, A.: Factors Affecting the Reliability of Hydrogen Permeation Measurement. In: *Materials Science Forum* Bd. 192-194. Zürich : Trans Tech Publications Ltd, 1995, S. 63–78
- [113] DIN EN ISO 17081:2008-07: *Elektrochemisches Verfahren zur Messung der Wasserstoffpermeation und zur Bestimmung von Wasserstoffaufnahme und -transport in Metallen (ISO 17081:2004); Deutsche Fassung EN ISO 17081:2008*. 2004
- [114] MANOLATOS, P. ; JEROME, M.: A thin Palladium Coating on Iron for Hydrogen Permeation Studies. In: *Electrochimica Acta* 41 (1996), Nr. 3, S. 359–365
- [115] OWCZAREK, E. ; ZAKROCZYMSKI, T.: Hydrogen Transport in a Duplex Stainless Steel. In: *Acta Materialia* 48 (2000), S. 3059–3070
- [116] CASKEY, JR., G. R. ; PILLINGER, W. L.: Effect of Trapping on Hydrogen Permeation. In: *Metallurgical Transactions A* 6A (1975), S. 467–476
- [117] QUICK, N. R. ; JOHNSON, H. H.: Permeation and Diffusion of Hydrogen and Deuterium in 310 Stainless Steel, 472 K to 779 K. In: *Metallurgical Transactions A* Volume 10A (1979), S. 67–70
- [118] THOMAS, H. R. ; ZHOU, Z.: Minimum Time-Step Size for Diffusion Problem in FEM Analysis. In: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40 (1997), S. 3865–3880
- [119] MILLS, K. C. ; KEENE, B. J. ; BROOKS, R. F. ; SHIRALI, A.: Marangoni Effects in Welding. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A* 356 (1998), S. 911–925
- [120] STÄHLI, G. ; SCHLICHT, H. ; SCHREIBER, E.: Die Impulshärtung von Stahl. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 7 (1976), S. 198–208
- [121] JAHN, A.: *Umformbarkeit laserinduktionsgeschweißter Strukturen aus höherfesten Stahlfeinblechen*, Technische Universität Dresden, Dissertation, 2011

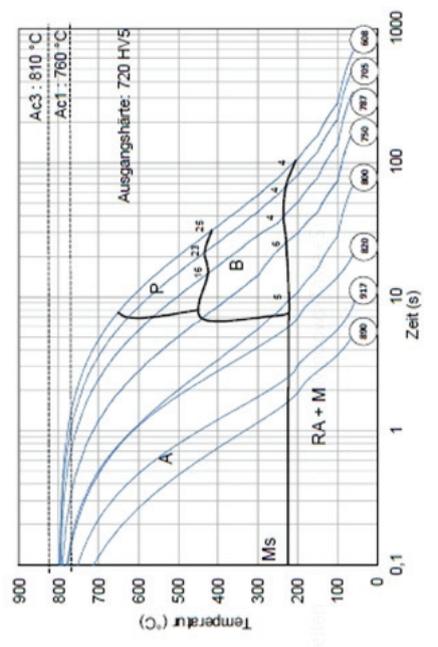
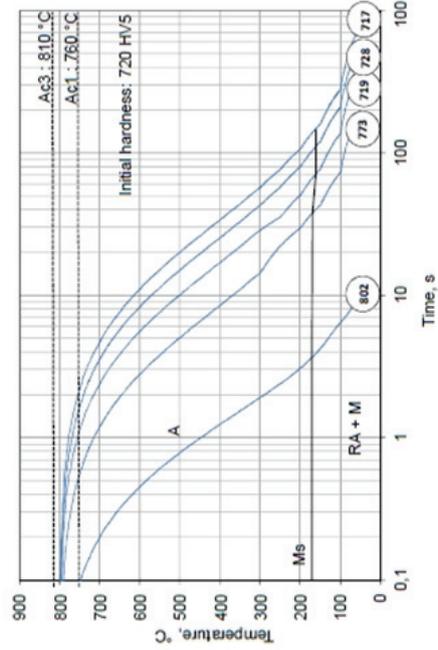
- [122] KÜHN, S.: *Einfluss von diffusiblem Wasserstoff auf die mechanischen Eigenschaften von hochfesten Mehrphasenstählen unter Berücksichtigung der Kaltverfestigung: Dissertation*. Aachen : Shaker Verlag, 2011 [Zugl.: Bochum, Universität, Dissertation, 2011] (Berichte aus der Werkstofftechnik). – ISBN 978-3-8322-9951-4
- [123] SARKANI, S. ; TRITCHKOV, V. ; MICHAELOV, G.: An Efficient Approach for Computing Residual Stresses in Welded Joints. In: *Finite Elements in Analysis and Design* 35 (2000), S. 247–268
- [124] SCHWEIZER, F. ; BRETSCHNEIDER, J.: *Simulationsgestützte Vorhersage der Kaltrissicherheit beim Schweißen von hochfesten Stählen*, Fraunhofer-Insitut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg and Fraunhofer-Institut für Werkstoff- und Strahltechnik IWS, Dresden, Abschlussbericht des BMBF-Forschungsvohabens 03FPF00026, 2011
- [125] SEEGER, D. M. ; [HRSG.: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG (BAM)]: *BAM Dissertationsreihe*. Bd. 5: *Wasserstoffaufnahme und -diffusion in Schweißnahtgefügen hochfester Stähle*. Bremerhaven : Wirtschaftsverlag NW, Verlag für neue Wissenschaft GmbH, 2005 [Zugl.: Helmut-Schmidt-Universität Hamburg, Dissertation, 2004]. – ISBN 3-86509-271-3
- [126] LAMPA, C. ; KAPLAN, A. F. H. ; POWELL, J. ; MAGNUSSON, C.: An Analytical Thermodynamic Model of Laser Welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 30 (1997), S. 1293–1299
- [127] FABBRO, R.: Melt Pool and Keyhole Behaviour Analysis for Deep Penetration Laser Welding. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 43 (2010), S. 1–9
- [128] SALMINEN, A. ; PIILI, H. ; PURTONEN, T.: The Characteristics of High Power Fibre Laser Welding. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 224 (2010), Nr. 5, S. 1019–1029

## **7 Anhang - Schweiß-ZTU-Diagramme**



$T_{\max} = 950 \text{ °C}$ , Erwärmsrate = 300  $\text{°C/s}$

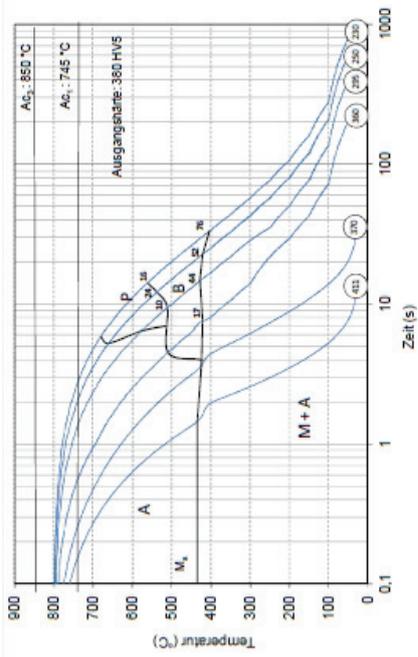
$T_{\max} = 1200 \text{ °C}$ , Erwärmsrate = 300  $\text{°C/s}$



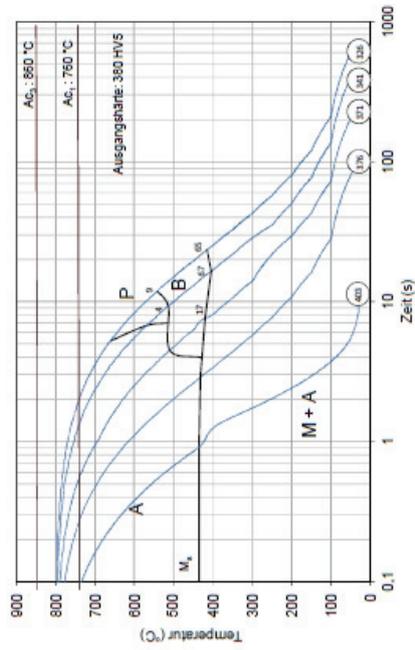
$T_{\max} = 950 \text{ °C}$ , Erwärmsrate = 1000  $\text{°C/s}$

$T_{\max} = 1200 \text{ °C}$ , Erwärmsrate = 1000  $\text{°C/s}$

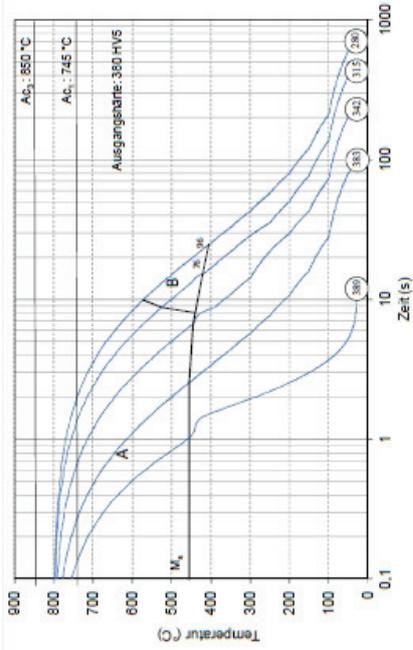
Abbildung 7.1: Ermittelte Schweiß-ZTU-Diagramme für den Wälzlagerstahl [97]



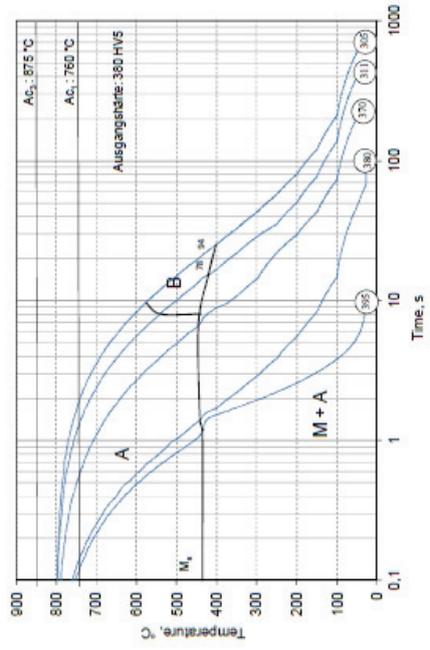
$T_{\max} = 950 \text{ °C}$ , Erwärmungsrate = 300 °C/s



$T_{\max} = 950 \text{ °C}$ , Erwärmungsrate = 1000 °C/s



$T_{\max} = 1200 \text{ °C}$ , Erwärmungsrate = 300 °C/s



$T_{\max} = 1200 \text{ °C}$ , Erwärmungsrate = 1000 °C/s

Abbildung 7.2: Ermittelte Schweiß-ZTU-Diagramme für den Martensitphasenstahl [97]