

Masterarbeit

Thermo-mechanische Simulation einer Pressstumpfschweißung von 26MnB5 Stahl und Ermittlung von mechanisch- technologischen Eigenschaften

Durchgeführt von

David Lemmerer, BSc.

Studienrichtung

Wirtschaftsingenieurwesen – Maschinenbau

Vertiefung Produktionstechnik und Wirtschaftswissenschaften

Durchgeführt am

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der Technischen Universität Graz

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

Betreuer:

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger

Dipl.-Ing. Mustafa Kičin, IWE

Graz, Jänner 2014

Danksagung

Mein Dank gilt dem Institutsvorstand Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch der mir die Durchführung meiner Masterarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik ermöglicht hat.

Besonderen Dank möchte ich meinen beiden Betreuern Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger und Dipl.-Ing. Mustafa Kičin aussprechen. Sie sind mir während der Durchführung der Masterarbeit immer mit Rat und Tat zur Seite gestanden.

Auch bedanken möchte ich mich bei der voestalpine Stahl GmbH als Projektpartner, besonders bei Dipl.-Ing. Jürgen Wagner und Stefan Johannes Spachinger, BSc. Durch ihren Einsatz wurde eine ausgezeichnete Zusammenarbeit ermöglicht.

Beim Laborpersonal des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik möchte ich mich ebenfalls für die Unterstützung bei den Labortätigkeiten bedanken.

Der größte Dank gilt meinen Eltern, ohne die mein Studium nicht möglich gewesen wäre, sowie meiner Schwester.

Graz, am 14.01.2014

David Lemmerer

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

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

Graz, am

.....

(Unterschrift)

STATUTORY DECLARATION

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

.....

date

.....

(signature)

Kurzfassung

Im Zuge der Masterarbeit wurden Warmstauchversuche am Wärme- und Umformsimulator Gleeble® 3800 durchgeführt. Diese dienten der physikalischen Simulation des Pressstumpfschweißens. Als Versuchswerkstoff für die Schweißsimulation diente der borlegierte Vergütungsstahl 26MnB5. Der Probenwerkstoff lag im weichgeglühten Zustand vor. Anhand von bereits bei der voestalpine Stahl GmbH durchgeführten Wärmeinflusszonen-Simulationen (WEZ-Simulationen) sind Spitzentemperaturen und $t_{8/5}$ -Zeiten für die physikalischen Simulationen auf der Gleeble Anlage festgelegt worden. Informationen aus realen Pressschweißversuchen lieferten die notwendige Stauchzeit. Der Stauchdruck wurde von der voestalpine Stahl GmbH vorgegeben.

Für die Gleeble-Simulationen wurden zwei unterschiedliche Probengeometrien festgelegt und anschließend in der Prüfmaschine bei unterschiedlichen Versuchszyklen physikalisch simuliert. Herausforderungen ergaben sich dabei durch das ungünstige Dicken/Längen-Verhältnis der Proben, der erforderlich niedrigen $t_{8/5}$ -Zeit sowie der kurzen Stauchzeit. Die Gleeble-simulierten Proben wurden in weiterer Folge zur Bestimmung mechanisch-technologischer Eigenschaften in der thermo-mechanisch beeinflussten Zone verwendet. Dies erfolgte durch Kerbschlagbiege- und Zugversuche, sowie durch die Härteprüfung nach Vickers. Des Weiteren wurden metallographische Untersuchungen durchgeführt, um den Gefügebau zu bestimmen. Für den Kerbschlagbiegeversuch wurden Untermaßproben verwendet. Dabei kam es jedoch zu abweichenden Rissverläufen und damit zu ungültigen Proben. Durch eine Neudefinition der Probengeometrie für den Kerbschlagbiegeversuch konnte das Auftreten von abweichenden Rissverläufen verhindert werden.

Um den Einfluss der Stauchung auf die mechanisch-technologischen Kennwerte zu ermitteln, wurden die thermisch und mechanisch beanspruchten Gleeble-simulierten Proben mit den rein thermisch beanspruchten WEZ-simulierten Proben von der voestalpine Stahl GmbH verglichen.

Es konnte dabei gezeigt werden, dass der Schlagenergieverlauf der Gleeble-simulierten Proben über jenem der WEZ-simulierten Proben liegt.

Des Weiteren sind theoretische Grundlagen aus der Literaturrecherche zu den praktisch behandelten Themen in der Masterarbeit vorhanden.

Abstract

In the course of this master thesis, hot compression tests were conducted on the thermal and mechanical testing System Gleeble® 3800. These tests were performed to physically simulate resistance butt welding. The boron alloyed quenched and tempered steel 26MnB5 was used as material for the weld simulation. The applied material was used in a soft-annealed state. The peak temperatures, as well as the $t_{8/5}$ -times used for the physical simulation on the Gleeble system, were based upon heat affected zone simulations conducted by the voestalpine Stahl GmbH. Information taken from real resistance butt welds were used to provide the necessary deformation time. The upset pressure was defined by the voestalpine Stahl GmbH.

Two different specimen geometries were defined and later used in the test equipment to physically simulate different test cycles. Challenges resulted from the disadvantageous thickness/length-ratio of the specimens, the short $t_{8/5}$ -times, as well as the short deformation time. The Gleeble-simulated specimens were subsequently used to determine mechanical properties of the thermal-mechanical affected zone. This was done by performing Charpy v-notch tests, tensile tests as well as Vickers hardness tests. Furthermore, metallographic investigations were performed to determine microstructure. Charpy v-notched specimens with reduced thickness were used for the Charpy v-notch tests. In the course of the Charpy v-notch tests, fracture path deviations occurred and resulted in invalid outcome. The occurrence of fracture path deviations was prevented by redefining the specimen geometry for the Charpy v-notch tests

To determine an influence of the compression on the mechanical-technological properties, thermal and mechanical simulated Gleeble specimens were compared to heat affected zone simulated specimens (conducted by the voestalpine Stahl GmbH).

This master thesis illustrates that the absorbed energy of Gleeble-simulated specimens was higher than the absorbed energy of the heat affected zone simulated specimens.

Furthermore, theoretical basics taken from literature describing the practical covered themes are included.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	1
1.1	Motivation	1
1.2	Aufgabenstellung	1
2	Literaturrecherche.....	3
2.1	Stahl	3
2.2	Eisen-Kohlenstoff-Schaubild	5
2.3	ZTU-Schaubilder.....	7
2.4	Pressstumpfschweißen	9
2.5	Thermo-mechanischer Simulator Gleeble® 3800.....	11
2.6	Härteprüfung nach Vickers.....	13
2.7	Zugversuch	14
2.8	Kerbschlagbiegeversuch.....	18
2.9	Werkstoff 26MnB5	21
2.10	Experimenteller PS-Schweißzyklus.....	24
3	Versuchsdurchführung.....	28
3.1	Probenmatrix	28
3.2	Warmstauchversuche	30
3.2.1	Vorversuche	31
3.2.2	Probengeometrie.....	35
3.2.3	Thermischer und mechanischer Belastungsverlauf	37
3.3	Härteprüfung.....	45
3.4	Zugversuche	45
3.5	Kerbschlagbiegeversuche	46
3.6	Metallographische Untersuchungen	48
4	Versuchsergebnisse	51
4.1	Warmstauchversuche	51
4.2	Härteprüfung.....	59
4.3	Zugversuch	65
4.4	Kerbschlagbiegeversuch.....	70
4.4.1	Rissabweichung	71

4.4.2	Kerbschlagbiegeproben ohne seitliche Kerben.....	74
4.4.3	Kerbschlagbiegeproben mit seitlichen Kerben.....	77
4.5	Metallographie	83
5	Zusammenfassung	89
6	Ausblick	91
7	Literaturverzeichnis.....	92
8	Verzeichnisse	95
8.1	Abbildungsverzeichnis	95
8.2	Tabellenverzeichnis	100
Anhang A: Warmstauchversuche		i
Anhang B: Härteprüfung.....		viii
Anhang C: Zugversuche.....		x
Anhang D: Kerbschlagbiegeversuche.....		xii

1 Einleitung

1.1 Motivation

Heutzutage ist das Schweißen aus dem industriellen Alltag nicht wegzudenken. Viele Bauteile lassen sich nur in Form einer Schweißkonstruktion, einerseits kostengünstig und andererseits den technischen Anforderungen entsprechend, herstellen. Derzeit werden etwa 50-60 % der hergestellten Metallverbindungen durch Löten und Schweißen realisiert. [1, S. 117]

Das Pressstumpfschweißen ist dabei nur eines von vielen Schweißverfahren. Mit dem Pressstumpfschweißen werden vor allem Bauteile mit kreisförmigem Querschnitt verschweißt [1, S. 210]. Es wird jedoch auch für die Herstellung von Rohren verwendet [2, S. 1]. Der Vorteil liegt in der einfachen Handhabung und dem Aufbau der Schweißmaschine [1, S. 210]. Vielfältige Faktoren haben einen maßgeblichen Einfluss auf die Schweißnaht und damit auch auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften. Einen wichtigen Indikator für die Qualität der Schweißnaht stellte die Zähigkeit dar. Informationen über diese liefert der Kerbschlagbiegeversuch mit der dabei ermittelten Schlagenergie.

Mit Hilfe des thermo-mechanischen Simulators Gleeble[®] 3800 können die bei Schweißverbindungen entstehenden Wärmeeinflusszonen durch physikalische Simulation nachgestellt werden. Dadurch erhält man einen vergrößerten Bereich von speziell ausgewählten Punkten aus der WEZ in der Gleeble-simulierten Probe, der dann mechanisch-technologisch geprüft werden kann. Aus diesem Grund findet der Gleeble Simulator heutzutage eine breite Anwendung. Auch das Aufbringen von Zug- und Druckkräften sowie Torsion ist mit dem Simulator möglich. Dies bietet die Möglichkeit, Wärmebehandlungs- und Schweißprozesse physikalisch zu simulieren. Dadurch können Versuche mit beliebigen Parametern durchgeführt werden. Realschweißversuche können somit auch auf den Simulator verlegt werden. Dies bietet unter anderem auch wirtschaftliche Vorteile, da Parameteränderungen im Vorhinein getestet werden können, ohne auf die reale Schweißanlage zu wechseln. Durch die fortwährende Entwicklung von neuen und abgeänderten Stahlsorten müssen auch die Schweißparameter immer wieder an neue Werkstoffe angepasst werden.

Besonders interessant sind borlegierte Vergütungsstähle. Sie sind im Walzzustand sehr gut umformbar. Durch geeignete Wärmebehandlungen lässt sich ihre Festigkeit stark steigern. Ein Anwendungsgebiet von geschweißten Rohren aus borlegiertem Vergütungsstahl 26MnB5 ist der Automobilbau. Dort kommen sie zum Beispiel als Antriebs- und Getriebewellen zum Einsatz. [3]

1.2 Aufgabenstellung

Im Rahmen der Masterarbeit sollen Warmstauchversuche unter Verwendung des weichgeglühten borlegierten Vergütungsstahls 26MnB5 am thermo-mechanischen Simulator

Gleeble® 3800 durchgeführt werden. Mit Hilfe der durchzuführenden Warmstauchversuche soll der Vorgang des Pressstumpfschweißens, basierend auf einem realen Pressstumpfschweißzyklus, physikalisch simuliert werden. Das heißt, die Proben werden entsprechend den definierten Vorgaben thermisch und mechanisch belastet. Im Anschluss werden die physikalisch simulierten Proben mehreren Untersuchungen unterzogen. Diese beinhalten:

- Härteprüfung (nach Vickers)
- Zugversuche
- Kerbschlagbiegeversuche
- Metallographische Schlitte

Die Warmstauchversuche sind mit einem definierten Stauchdruck, bei zwei $t_{8/5}$ -Zeiten und unterschiedlichen Spitzentemperaturen durchzuführen. Die Versuchsparameter werden von der voestalpine Stahl GmbH vorgegeben. Die $t_{8/5}$ -Zeit sowie die Spitzentemperaturen orientieren sich an die im Rahmen der Bachelorarbeit von Stefan Johannes Spachinger bei der voestalpine Stahl GmbH durchgeführten, rein thermischen, WEZ-Simulationen. Der Stauchdruck wird entsprechend der Messungen an der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage definiert.

Ziel der Masterarbeit ist die Untersuchung des Einflusses der Stauchung, die beim Pressstumpfschweißen vorliegt, auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften. Um dies zu erreichen, sollen Gleeble-simulierte Versuchsproben erstellt werden. Diese sollen anschließend mechanisch-technologisch geprüft und metallographisch untersucht werden. Darauf aufbauend gilt es, die rein thermisch belasteten Proben (WEZ-Simulation) sowie die thermo-mechanisch belasteten Proben (Gleeble-Simulation) auf Unterschiede in deren mechanisch-technologischen Eigenschaften zu überprüfen.

Folgende Tätigkeiten sind im Rahmen der Masterarbeit durchzuführen:

- Literaturrecherche (Werkstoff 26MnB5, Pressstumpfschweißprozess, Prüfmethode)
- Warmstauchversuche an der Gleeble® 3800
- Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften (Härte, Zugfestigkeit, Kerbschlagarbeit)
- Herstellung metallographischer Schlitte
- Ergebnisvergleich zwischen den rein thermisch simulierten Proben und den Proben aus den Warmstauchversuchen
- Interpretation der Ergebnisse

2 Literaturrecherche

Im diesem Kapitel soll ein grober Überblick über die theoretischen Grundlagen der Werkstoffkunde und Schweißtechnik gegeben werden. Es werden jedoch nur Gebiete behandelt, die in Zusammenhang mit dem in der Masterarbeit behandelten Themen stehen.

2.1 Stahl

Der Einsatz von reinen Metallen in technischen Anwendungen ist eher selten. Vielmehr werden Legierungen verwendet. Legierungen entstehen, wenn einem reinen Metall weitere Elemente zugesetzt werden. Dies hat den Nutzen, dass durch das Zulegieren geeigneter Elemente gezielt bestimmte Eigenschaften des Metalls verändert werden können. [4, S. 59]

Als Stähle wiederum bezeichnet man Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit einem Kohlenstoffgehalt $\leq 2\%$. Die Stähle können nach ihrem Kohlenstoffgehalt auch noch weiter in untereutektoide Stähle ($C < 0,8\%$) und übereutektoide Stähle (Kohlenstoffgehalt zwischen $0,8\%$ und 2%) unterteilt werden. [5, S. 181]

Neben dem Kohlenstoff verfügen die meisten Stähle noch weitere Legierungselemente, um ihre mechanischen, chemischen und physikalischen Eigenschaften zu verändern [5, S. 176].

Die Einflüsse einiger wichtiger Legierungselemente werden nachfolgend genannt. Die Auswahl orientiert sich dabei an jenen Legierungselementen, welche auch im behandelten borlegierten Vergütungsstahl 26MnB5 vorkommen.

Kohlenstoff

Da die Festigkeitseigenschaften von Stahl durch Kohlenstoff am stärksten beeinflusst werden, zählt er zum wichtigsten Stahlbegleitelement. Kohlenstoff erhöht durch Mischkristall- und Ausscheidungshärtung die Festigkeit von Stahl. Des Weiteren senkt er die kritische Abkühlgeschwindigkeit, wodurch die Härtpbarkeit gewährleistet wird. [6, S. 90]

Die Zähigkeit nimmt bei steigendem Kohlenstoffgehalt in den meisten Fällen ab [5, S. 253].

Mangan

Mangan steigert die Zugfestigkeit sowie die Streckgrenze, wobei es im Gegensatz zu Kohlenstoff die Zähigkeit bis zu einem gewissen Grad nicht verschlechtert [6, S. 91]. Bei einer Erhöhung des Mangangehaltes auf über 1% wird die Zähigkeit verringert und die Neigung zur Anlassversprödung steigt an [5, S. 253].

Mangan als Legierungselement verringert die kritische Abkühlgeschwindigkeit und wirkt desoxidierend. Des Weiteren ist es mit Hilfe von Mangan möglich, die Rotbruch- und Heißrissgefahr zu verhindern. Dies wird durch das Binden von Schwefel in Form von manganreichen Sulfiden ermöglicht. Als Folge kommt es allerdings zu einer unterschiedlichen Zähigkeit in Abhängigkeit von der Walzrichtung, da diese

Manganverbindungen in Walzrichtung zeilenförmig gestreckt werden. Ein weiterer wichtiger Punkt ist die, durch das Mangan verstärkte, Aufhärtung. [6, S. 91]

Silizium

Silizium gehört zu einem der wichtigsten Desoxidationsmittel. Bei beruhigten Stählen kommt Silizium in einem Gehalt von etwa 0,2 % vor. Bei diesen niedrigen Siliziumgehalten liegt Silizium normalerweise in Form von Mischkristallen vor. Dies führt zu einer geringen Erhöhung der Streckgrenze und Zugfestigkeit. Auch die Einhärtbarkeit wird leicht verbessert. Steigt der Siliziumgehalt jedoch auf über 2 % an, kommt es zu einer starken Beeinträchtigung der Zähigkeit. Des Weiteren kann es beim Schmelzschweißen von Stählen mit Siliziumgehalten ab 0,65 % zur Bildung von Poren, Rissen und zähflüssigen Siliziumoxiden kommen. [6, S. 90f]

Bor

Eine wesentliche Eigenschaft von Bor ist die starke Verbesserung der Härtbarkeit. Dafür sind bereits Mengen von $>0,0008$ % ausreichend. Es begünstigt außerdem die Bainitbildung. [5, S. 253]

Negativ hervor zu heben ist jedoch, dass Bor die Heißrissanfälligkeit stark erhöht. Aus diesem Grund sollte der Borgehalt im Stahl 0,005 % nicht übersteigen. [7, S. 433]

Chrom

Das Legierungselement Chrom erhöht die Zugfestigkeit und Streckgrenze. Zusätzlich verringert es die kritische Abkühlgeschwindigkeit. Trotzdem kommt es zu keiner starken Beeinträchtigung der Zähigkeit. Bei einem Legierungsgehalt von 1 % kommt es zu einer Erhöhung der Warmfestigkeit. Als negativer Aspekt sei die auftretende Aufhärtung beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone zu nennen. [6, S. 92]

Ein Chromgehalt von mehr als 12 % führt zu einer Passivierung und macht Stahl korrosionsbeständig. Dieser Chromgehalt wird als Resistenzgrenze bezeichnet. [5, S. 266]

Schwefel

Geringe Anteile von Schwefel führen bereits zur Bildung von Eisensulfid. Diese kommt in Form von nichtmetallischen Einschlüssen vor. Dadurch kommt es bei Temperaturen zwischen 800 und 1000 °C zu einer Verringerung der Verformbarkeit und einer damit einhergehenden Warmbrüchigkeit. Bei Temperaturen von über 1200 °C kommt es zu Heißbrüchen. Das Zulegieren von Mangan führt zur Bildung von höher schmelzendem Mangansulfid anstelle des Eisensulfids. Diese Bindung an Mangan führt zu einer Verringerung der schädlichen Wirkung des Schwefels. Wird eine sehr gute Verformbarkeit verlangt, sollte der Schwefelgehalt jedoch auf 0,001 % begrenzt sein. [6, S. 92]

Phosphor

Phosphor führt zu einer Verringerung der Verformbarkeit. Dafür sind schon geringe Mengen ausreichend. Er führt außerdem zu starken Seigerungen und damit auch zu einer Versprödung in den betroffenen Zonen. Phosphorgehalte ab 0,06 % führen beim Schweißen zu unzulässigen Versprödungen. Einen Vorteil bringt Phosphor, indem er die Korrosionsbeständigkeit gegen atmosphärische Einflüsse erhöht. Aufgrund seiner hauptsächlich schädlichen Wirkung wird der Phosphorgehalt im Normalfall jedoch begrenzt. [6, S. 91f]

2.2 Eisen-Kohlenstoff-Schaubild

In seiner reinen Form besitzt Eisen eine geringe Festigkeit und eignet sich im Allgemeinen nicht als Konstruktionswerkstoff [5, S. 175]. Eisen bildet jedoch die Grundlage für eine Vielzahl an Legierungen [4, S. 74]. Entsprechende Legierungselemente wurden bereits in Kapitel 2.1 (S. 3) behandelt. Zunächst soll in Abbildung 2-1 jedoch die Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen gezeigt werden.

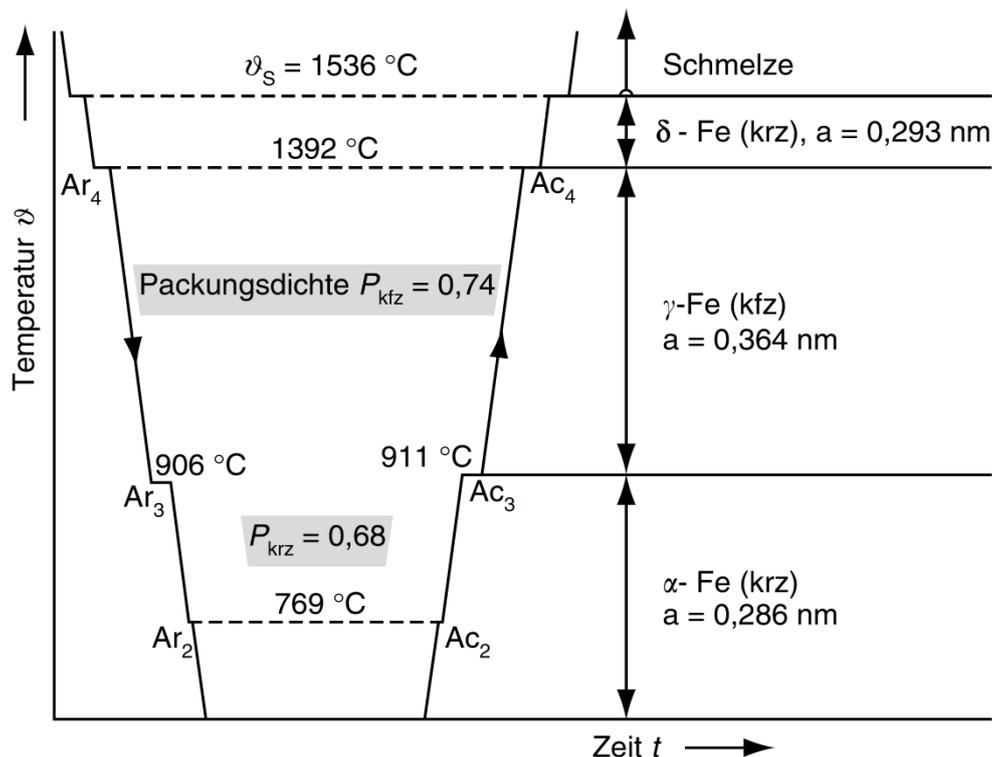


Abbildung 2-1: Abkühl- und Aufheizkurve des reinen Eisens [5, S. 176].

Oberhalb von 1536 °C liegt das Eisen als Schmelze vor. Bei Unterschreiten der Schmelztemperatur bildet sich das kubisch-raumzentrierte (krz) δ -Eisen. Mit dem Erreichen des Haltepunktes Ar_4 (Ar : Haltepunkt bei der Abkühlung, $r = \text{refroidissement}$) bei 1392 °C wandelt sich das δ -Eisen in das kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen um. Das γ -Eisen wird als Austenit bezeichnet. Beim Erreichen des Haltepunktes Ar_3 wandelt sich der kfz Austenit

in das krz α -Eisen um. Diese Modifikation wird als Ferrit bezeichnet. Bei einer Temperatur von 769 °C (Currie-Punkt) wird das Eisen ferromagnetisch. [5, S. 175]

Beim Aufheizen laufen die oberhalb beschriebenen Vorgänge in umgekehrter Reihenfolge ab (Ac: Haltepunkt bei der Erwärmung, c = *chauffage*). Es ist jedoch aus Abbildung 2-1 zu erkennen, dass sich die Temperaturen der Haltepunkte beim Aufheizen und Abkühlen unterscheiden (thermische Hysterese). Einfluss auf die Größe der Temperaturdifferenz der Haltepunkte zwischen Aufheizen und Abkühlen haben [5, S. 175]:

- Größe der Abkühl- und Aufheizgeschwindigkeiten
- Vorhandensein und Anteil von Legierungselementen

Temperaturabhängige Gefügeänderungen, deren Anteile, sowie Gefügearten und ihre Mengen für eine reine Eisen-Kohlenstoff-Legierung sind im Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) ersichtlich. In Abbildung 2-2 ist das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild dargestellt. In den meisten Fällen sind jedoch neben dem Kohlenstoff noch weitere Legierungselemente enthalten. Je größer deren Anteil ist und je schneller die Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit ist, desto weniger aussagekräftig wird das Diagramm. [5, S. 176]

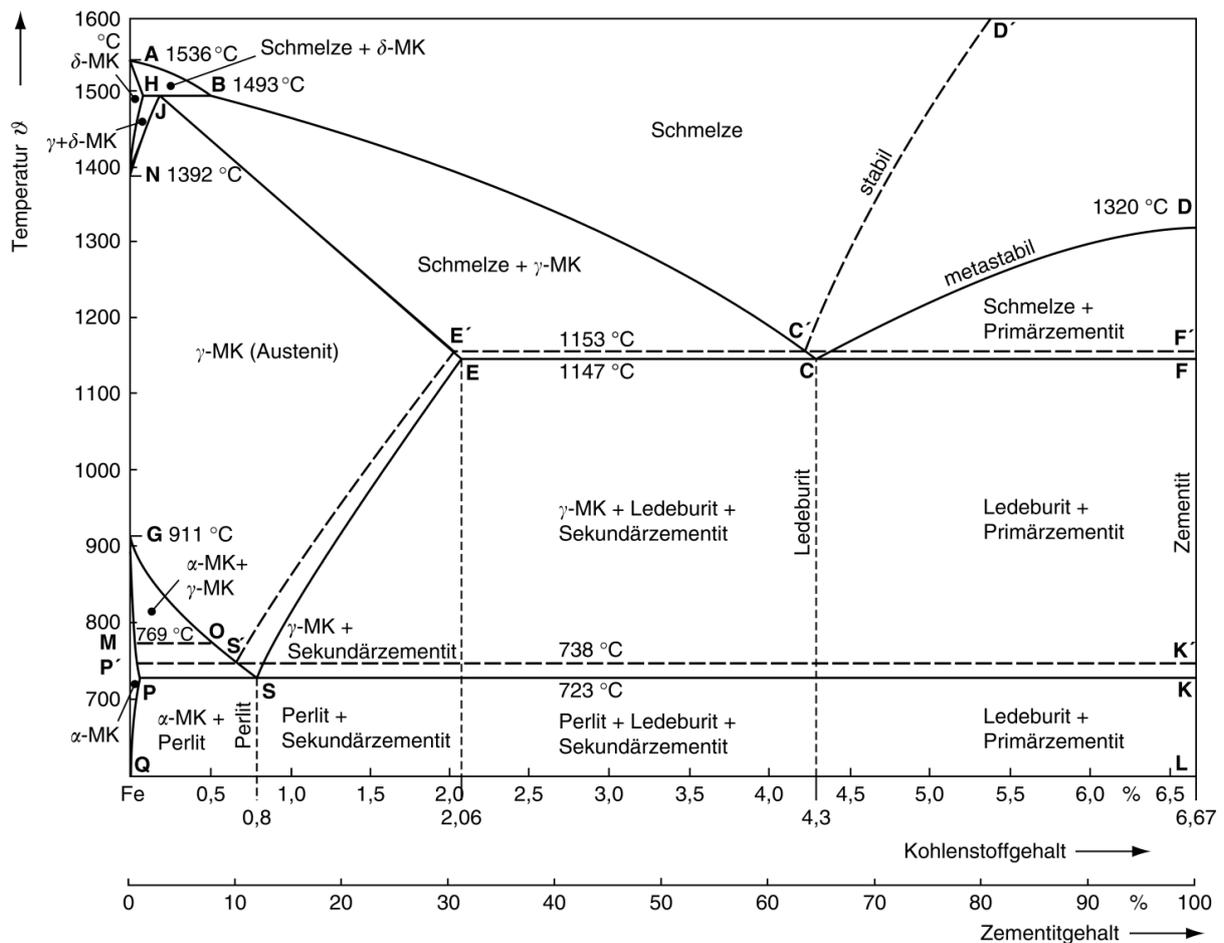


Abbildung 2-2: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild [5, S. 177].

Das in Abbildung 2-2 dargestellte Eisen-Kohlenstoff-Schaubild ist für die stabile als auch die metastabile Ausbildung des Kohlenstoffs gültig. Die durchgezogenen Linien des Schaubilds beschreiben das metastabile, die gestrichelten Linien das stabile System.

Im metastabilen System geht Eisen mit Kohlenstoff eine Bindung in Form von Fe_3C (Zementit) ein. Im stabilen System liegt der Kohlenstoff als Graphit vor. Im technischen Anwendungsbereich ist das metastabile Eisen-Kohlenstoff-Schaubild von höherer Bedeutung. Die Gültigkeit des Schaubilds beschränkt sich auf den durch langsame Abkühlung ermöglichten Gleichgewichtszustand von Eisen und Kohlenstoff. [8, S. 146]

Bei beschleunigter Abkühlung werden die für den Gleichgewichtszustand notwendigen Diffusionsvorgänge behindert [9, S. 8-11].

2.3 ZTU-Schaubilder

Bei beschleunigten Aufheiz- und Abkühlvorgängen kann mit dem Eisen-Kohlenstoff-Schaubild keine Aussage mehr über das entstehende Umwandlungsgefüge gemacht werden. Um das Umwandlungsverhalten beschreiben zu können, müssen Informationen über die temperatur- und zeitabhängige Diffusion der Legierungselemente bekannt sein. [7, S. 145ff] Dieser Problematik begegnen Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder). Mit ihrer Hilfe kann das Umwandlungsverhalten bei Wärmebehandlungen abgeschätzt werden. Die ZTU-Schaubilder können in zwei Arten aufgeteilt werden [7, S. 145ff]:

- Isothermes ZTU-Schaubild: Hier werden die Proben möglichst rasch von der Austenitisierungstemperatur auf die Untersuchungstemperatur abgekühlt. Diese Untersuchungstemperatur wird bis zum Umwandlungsende konstant gehalten.
- Kontinuierliches ZTU-Schaubild: In diesem Fall werden die Proben von einer Austenitisierungstemperatur entsprechend definierter Temperatur-Zeit-Kurven abgekühlt.

Die Umwandlungspunkte und deren entsprechende Temperaturen werden festgehalten. Diese Umwandlungspunkte sind wiederum temperatur- und zeitabhängig. Die Bestimmung der Umwandlungspunkte erfolgt mit Hilfe eines Dilatometers (Längenmessgerät) und die der Gefügezusammensetzung durch metallographische Untersuchungen. Mit Hilfe der gewonnenen Informationen lassen sich die ZTU-Schaubilder bildlich darstellen. [7, S. 145ff]

Abbildung 2-3 zeigt das kontinuierliche ZTU-Schaubild eines 22MnB5.

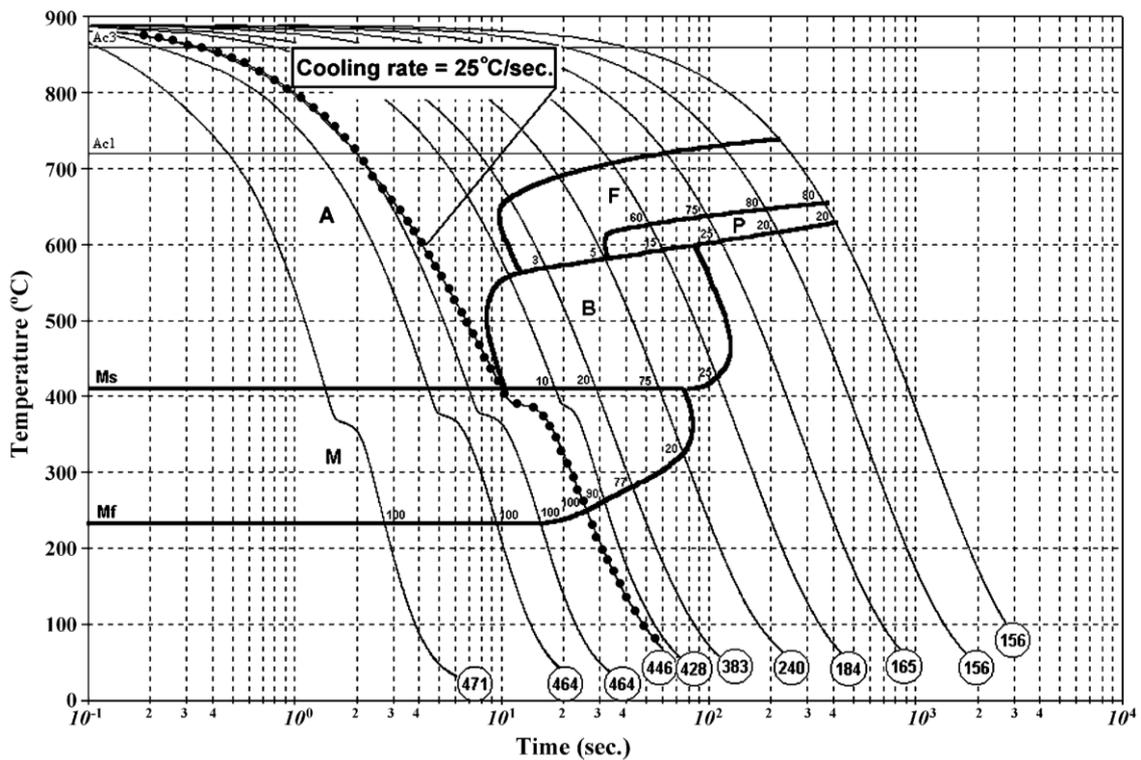


Abbildung 2-3: Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines 22MnB5 (Austenitisierung bei 900 °C für 5 Minuten) [10, S. 446].

Im ZTU-Schaubild der Abbildung 2-3 sind diverse Abkühlkurven mit den dabei entstehenden Phasenanteilen eingezeichnet. Das Schaubild wird entlang der Abkühlungskurven gelesen. Die Gebiete der einzelnen Phasen sind mit dick durchgezogenen Linien eingezeichnet. Sie sind mit A (Austenit), F (Ferrit), P (Perlit), B (Bainit) und M (Martensit) gekennzeichnet.

Am Ende der Abkühlkurve sind noch die Härtewerte in HV10 angegeben (Kreise). Des Weiteren sind die Martensitstarttemperatur (M_s) sowie die Martensitendtemperatur (M_f) eingezeichnet. Bei einer Abkühlgeschwindigkeit von mehr als 25 °C/s (punktierte Linie) ergibt sich zum Beispiel ein rein martensitisches Gefüge mit einer Härte von 446 HV10. [10, S. 445f]

Für den Einsatz der ZTU-Schaubilder ergeben sich jedoch auch Einschränkungen in der Gültigkeit. [7, S. 151] nennt hier folgende:

- Die Gültigkeit ist nur für einen bestimmten Stahl gegeben. Analysetoleranzen sowie thermische und gefügemäßige Unterschiede, z.B. Austenitisierungsbedingungen (Aufheizgeschwindigkeit, Austenitisierungstemperatur, Haltezeit) oder im Vorhinein durchgeführte Wärmebehandlungen, führen zu Abweichungen.
- Geometrieabhängigkeit: In Kern und Oberfläche kommt es zu unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten und damit auch zu unterschiedlichen Gefügeausbildungen.

Abbildung 2-4 zeigt beispielhaft den Einfluss der Austenitisierungstemperatur.

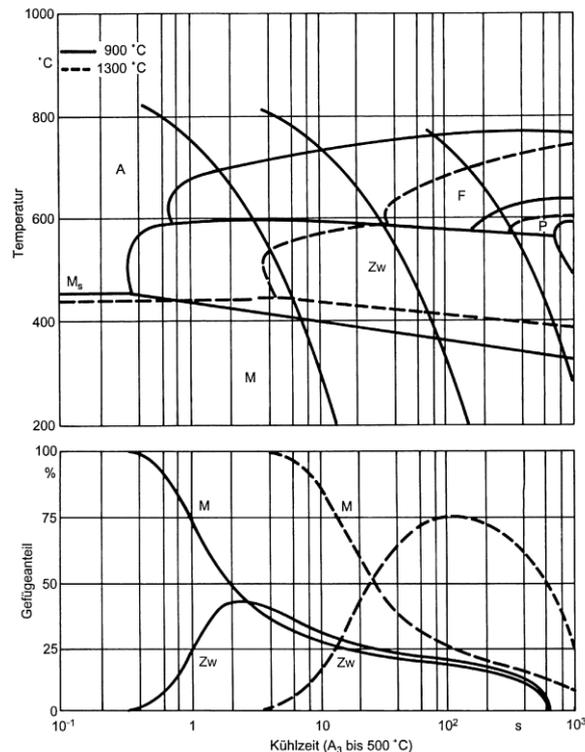


Abbildung 2-4: Phasenumwandlungen in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur eines niedrig legierten Stahls [6, S. 40].

Durch die höhere Austenitisierungstemperatur ($T_A=1300\text{ °C}$) wird die Phasenumwandlung zu längeren Zeiten verschoben. Auch eine Änderung der Gefügeanteile ist zu erkennen. Daraus ist ersichtlich, warum ein solches ZTU-Schaubild für die Übertragung auf Schweißprozesse nur sehr bedingt geeignet ist. Aus diesem Grund existieren spezielle Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder um die Gefügeausbildung bei Schweißprozessen vorherzusagen. [6, S. 40f]

Neben den bereits genannten Einflüssen, hat auch eine Umformung Einfluss auf die Phasenumwandlung und damit auch auf den Einsatz der ZTU-Schaubilder. Der Einfluss einer nicht-isothermen Umformung auf die martensitische Umwandlung eines 22MnB5 Stahls wurde in [10] untersucht. Darin wurde festgestellt, dass neben der Starttemperatur der Umformung auch die Dehnung sowie die aufgebrachte Kraft Einfluss auf die martensitische Umwandlung haben.

2.4 Pressstumpfschweißen

Das Pressstumpfschweißen gehört zur Kategorie der Widerstands-Pressschweißverfahren. Um eine stoffschlüssige Verbindung zwischen den zu fügenden Bauteilen zu erzeugen, wird bei den Widerstandspressschweißverfahren konduktiv, d.h. über Kontakt, elektrischer Strom eingeleitet. Auf Grund des elektrischen Widerstandes kommt es in der Fügezone zu einer Erwärmung der Bauteile (Joulesche Wärme). Die Schweißung erfolgt mit Kraft sowie ohne Zusatzwerkstoff. [1, S. 199]

Mit Hilfe von Abbildung 2-5 wird im Folgenden die prinzipielle Funktionsweise des Pressstumpfschweißens erklärt.

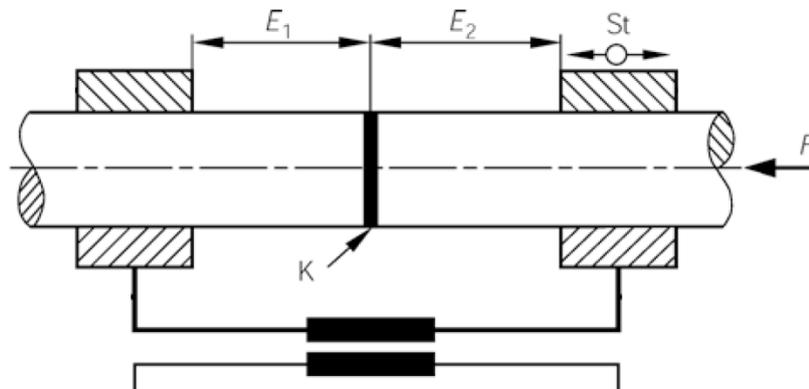


Abbildung 2-5: Prinzipskizze des Pressstumpfschweißens (vgl. [1, S. 209]).

Die links und rechts angeordneten Spanbacken dienen sowohl zur Einleitung des elektrischen Stromes als auch als Einspannung für die zu fügenden Bauteile. Die jeweiligen Einspannlängen sind mit E_1 und E_2 bezeichnet. An der Berührungsstelle der Fügeteile (Kontaktstelle K) herrscht der größte elektrische Widerstand, weshalb es dort auch zur höchsten Erwärmung kommt. Bei Stahl sind Schweißtemperaturen von 1100-1300 °C üblich. Eine der beiden Spanbackenpaare (St) ist beweglich ausgeführt um die Stauchkraft F auf die Fügeteile zu übertragen. [1, S. 209]

Während der Erwärmung wirkt der Kontaktdruck auf die Fügeteile. Sobald die Schweißtemperatur erreicht ist, wird der Druck bis auf die Höhe des gewünschten Stauchdrucks erhöht. An der Kontaktstelle wird Werkstoff bei runden Proben radial nach außen verdrängt und es bildet sich der für dieses Schweißverfahren typische Wulst (Abbildung 2-6). [11, S. 114]

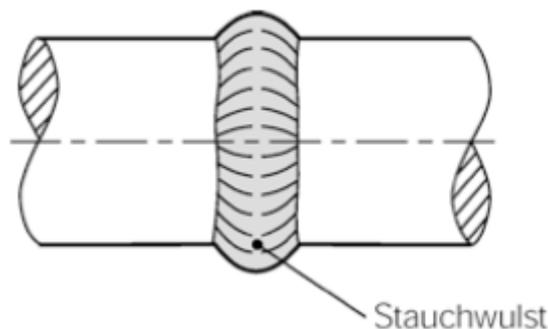


Abbildung 2-6: Stauchwulst einer Pressstumpfschweißung an runden Querschnitten (schematisch) [1, S. 210].

Um eine hohe Güte der Schweißverbindung zu gewährleisten, sind laut [1, S. 209f] mehrere Faktoren zu beachten:

- Übereinstimmende Form und Größe der Berührungsflächen

- Berührungsflächen müssen planparallel und metallisch blank sein

Durch das Einhalten der oben genannten Faktoren kommt es zu einer gleichmäßigen Erwärmung der Fügeteile [1, S. 209f].

Das Pressstumpfschweißverfahren wird hauptsächlich zum Fügen von Werkstücken mit kreisförmigen Querschnitt verwendet. Geschweißt werden unlegierter und legierter Stahl, jedoch auch Kupfer, Messing und Aluminium. [1, S. 210]

2.5 Thermo-mechanischer Simulator Gleeble® 3800

Der thermo-mechanische Simulator Gleeble® 3800 (Abbildung 2-7) wird von der Fima Dynamic Systems Inc. hergestellt und kann für eine große Bandbreite an thermo-mechanischen Tests und physikalischen Simulationen verwendet werden. Als Anwendungsgebiete können Materialtests und Prozesssimulationen genannt werden. Beispiele für Anwendungsmöglichkeiten sind [12]:

- Simulation von Schweißzyklen
- Simulation von Wärmebehandlungen
- Warmstauchversuche
- Warmzugversuche

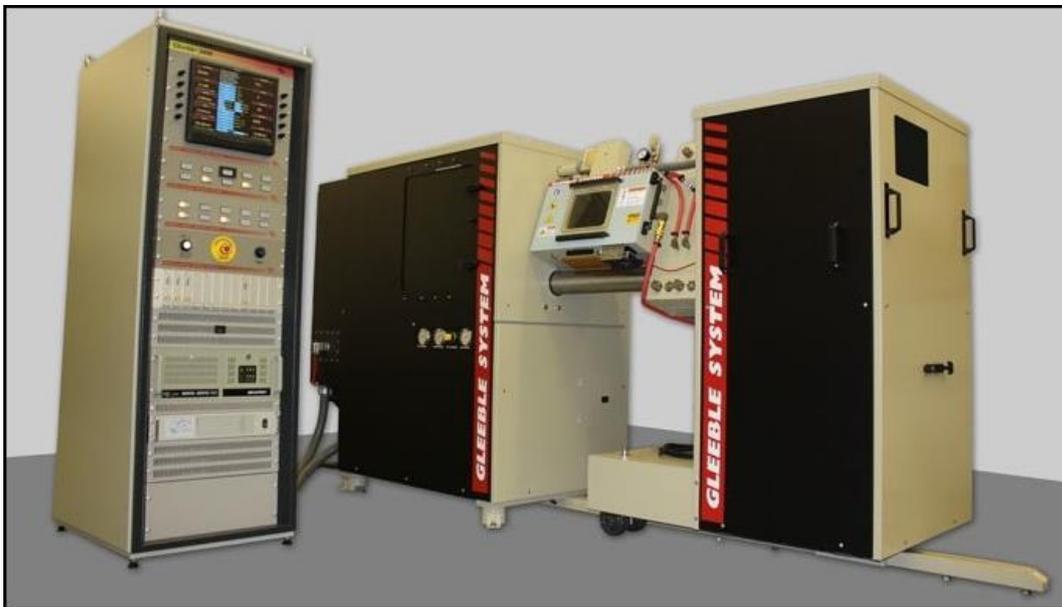


Abbildung 2-7: Gleeble® 3800 [12].

Das System ist modular aufgebaut und kann für spezielle Anwendung umgebaut oder erweitert werden [13, S. 2].

Das Gleeble® 3800 System erlaubt geregelte thermische oder thermo-mechanische Belastungen von Proben. Die Proben werden dabei in einer Probenkammer eingespannt, erhitzt und bei Bedarf auf Zug-, Druck- oder Torsion belastet. Die Probenkammer kann unter

normaler Atmosphäre betrieben werden, allerdings ist es auch möglich die Kammer unter Hoch-Vakuum zu setzen oder mit Schutzgas zu fluten. [14, S. 7]

Die Proben werden in wassergekühlte Spannbacken aus Kupfer eingespannt. Zum Erhitzen der Proben wird ein konduktives Heizsystem verwendet. Bei der konduktiven Erwärmung bildet sich ein glockenförmiges Temperaturprofil über die Probenlänge aus. Dies führt dazu, dass die Temperatur in einem abgegrenzten Bereich in der Probenmitte nahezu konstant ist und entlang der Probenachse in Richtung der Kupferbacken stark abnimmt. [15, S. 40]

Durch die Veränderung von Spannbackenmaterial, Einspannlängen und Probenform können jedoch verschiedenste Temperaturverläufe entlang der Probenachse erzeugt werden [13, S. 10].

Die Kühlung der Proben erfolgt über die wassergekühlten Spannbacken. Alternativ können die Proben durch ein Zusatzsystem abgeschreckt werden, um noch höhere Abkühlraten zu erzielen. Als Kühlmedien können Pressluft, Inertgas oder ein Sprühnebel aus Pressluft und Wasser verwendet werden. [13, S. 9]

Die Temperaturmessung erfolgt über Thermoelemente, welche an den gewünschten Messstellen der Probe angeschweißt werden. Es können bis zu 4 Thermoelemente angebracht werden, wobei eines der Thermoelemente zur Temperaturregelung herangezogen wird. Alternativ kann auch ein Infrarot-Pyrometer an Stelle eines Thermoelements verwendet werden. [13, S. 7]

Das mechanische System der Gleeble[®] 3800 besteht aus einem servo-hydraulischen Hochgeschwindigkeitssystem. Dadurch sind hohe Hubgeschwindigkeiten möglich. Zum Messen mechanischer Größen stehen mehrere Sensoren zur Verfügung. Für die Wegmessung des beweglichen Querhauptes wird ein Differentialtransformator (LVDT) verwendet. Die Kraftmessung erfolgt über einen Standard-Kraftaufnehmer. Das System kann auch noch um weitere Sensoren z.B.: Längsdehnungsaufnehmer erweitert werden. [13, S. 12]

Die Bedienung des Gleeble[®] 3800 Systems kann über einen PC erfolgen, manuell oder durch eine Kombination von beiden. Als Softwareanwendung kann die vom Hersteller zur Verfügung gestellte Software QuickSim[™] verwendet werden. [12]

Tabelle 2-1 sind die grundlegenden technischen Spezifikationen des Gleeble[®] 3800 Systems zu entnehmen.

Aufheizrate	bis zu 10000 °C/s
Abkühlrate	78-330 °C/s
Abschreckrate	mehr als 10000 °C/s
Maximale Zugkraft	98 kN
Maximale Druckkraft	196 kN
Kolbengeschwindigkeit	0.001 mm/s - 2000 mm/s

Tabelle 2-1: Technische Spezifikationen der Gleeble[®] 3800 [13, S. 11-14].

Es ist jedoch anzumerken, dass die angegebenen Werte je nach Probenwerkstoff und Probengeometrie in unterschiedlichem Ausmaß erreicht werden können.

2.6 Härteprüfung nach Vickers

Härte ist laut [4, S. 367] folgendermaßen definiert: „Härte ist der Widerstand des Gefüges gegen das Eindringen eines härteren Prüfkörpers.“

Bei der Härteprüfung nach Vickers handelt es sich um die heute am häufigsten eingesetzte Methode zur Bestimmung der Härte. Sie ist in der ÖNORM EN ISO 6507-1:2005 [16] festgelegt. [6, S. 309]

In Abbildung 2-8 ist ein Universal-Härteprüfgerät dargestellt, welches zur Härtemessung verwendet werden kann. Die Funktionsweise wird nachfolgend kurz erläutert.

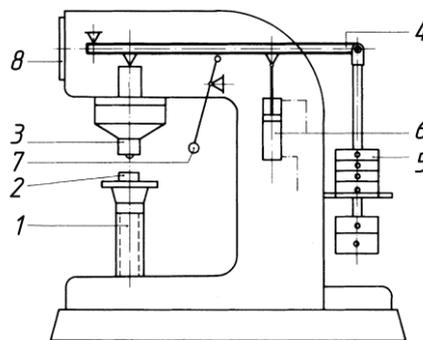


Abbildung 2-8: Universal-Härteprüfgerät zur Härtemessung [4, S. 367].

Durch die Gewichtskraft der geeichten Scheiben 5 dringt der Prüfkörper 3 mit einer definierten Kraft in den Prüfling 2 ein. Es entsteht ein Eindruck der vergrößert am Bildschirm 8 abgelesen werden kann. [4, S. 367]

Bei der Härteprüfung nach Vickers wird als Eindringkörper eine stumpfe quadratische Diamantpyramide mit einem Spitzenwinkel von 136° verwendet. Je nach aufgebrachter Prüfkraft kann die Härteprüfung nach Vickers in 3 Bereiche unterteilt werden [6, S. 309f]:

- Mikrobereich: Prüfkraft unter 1,96 N
- Kleinlastbereich: Prüfkraft von 1,96 N bis 49 N
- Makrobereich: Prüfkraft von 49 N bis 980 N

Die vorgeschriebene Einwirkdauer der Prüfkraft beträgt zwischen 10 s und 15 s. Nach Beendigung der Einwirkdauer werden die beiden Diagonalen des im Prüfling verbliebenen Eindrucks vermessen und der Mittelwert errechnet (Abbildung 2-9). [6, S. 309f]

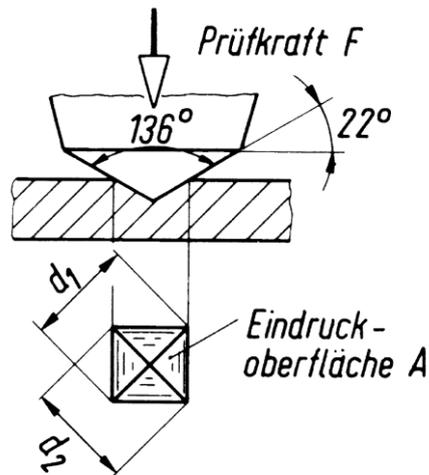


Abbildung 2-9: Prüfeindruck einer Härteprüfung nach Vickers [4, S. 370].

Mit Hilfe dieses Mittelwertes kann die Vickershärte bestimmt werden. Die Formel zur Berechnung der Vickershärte ergibt sich laut [16, S. 5] zu:

$$HV = 0,102 \times \frac{2 \times F \times \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad (2-1)$$

Normgerecht gekennzeichnete Vickers-Härtewerte bestehen aus der Abkürzung HV mit nachgestellter Information über die Prüfkraft. Zusätzlich wird auch noch die Einwirkdauer angegeben, sofern Diese von der Norm (10 s–15 s) abweicht. [4, S. 370]

2.7 Zugversuch

Der Zugversuch ist in ÖNORM EN ISO 6892-1:2009 [17] genormt. Neben den in [17] angeführten Probengeometrien können der DIN 50125:2004 [18] weitere, für den Zugversuch genormte Probengeometrien, entnommen werden.

Beim Zugversuch wird eine genormte Probe in eine Zugprüfmaschine eingespannt und bei weggesteuertem Versuch mit niedriger Dehngeschwindigkeit konstant und stoßfrei gedehnt, bis der Bruch der Probe eintritt. Es ist notwendig eine niedrige Dehngeschwindigkeit zu verwenden, um einen Einfluss auf das Messergebnis zu verhindern. Der Einfluss ist durch die Abhängigkeit der Fließkurve von der Dehnrage gegeben [19, S. 82]. Die Längenänderung der Probe erfolgt anfangs elastisch. Durch die Entlastung der Probe würde sie wieder in den Anfangszustand zurückkehren. Beim Erreichen höherer Kräfte erfolgt eine elastisch-plastische Verformung der Probe, was sich in einer bleibenden Verformung der Probe widerspiegelt. Der Kraftverlauf sowie die Längenänderung werden durch Messgeräte aufgezeichnet. [4, S. 374f] Abbildung 2-10 zeigt die Form der Flachzugprobe für den Zugversuch.

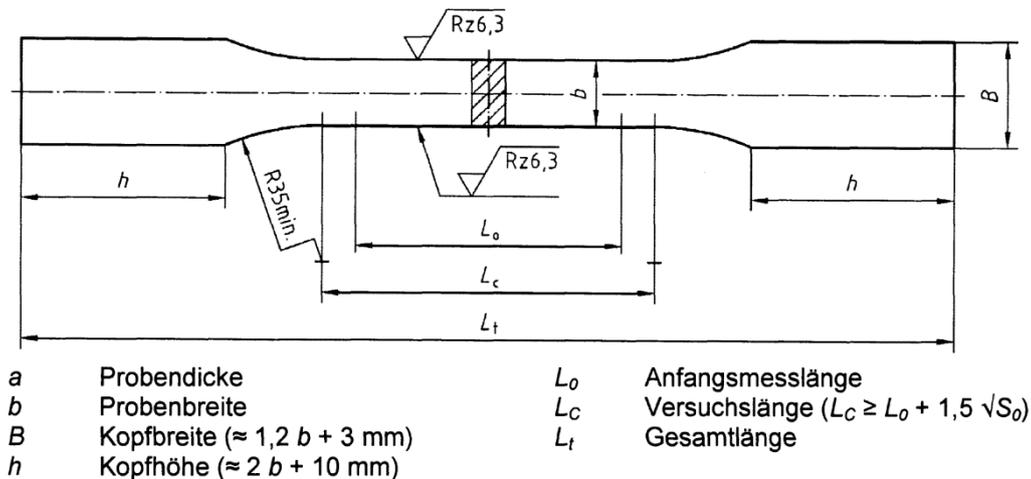


Abbildung 2-10: Flachzugprobe für den Zugversuch [6, S. 296].

Neben Flachzugproben werden häufig auch Rundzugproben verwendet. In Abbildung 2-11 ist die Geometrie der Rundzugprobe dargestellt.

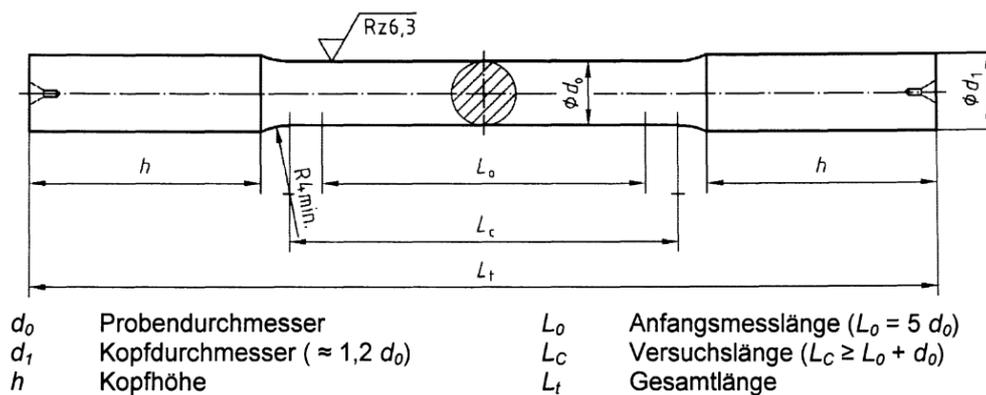


Abbildung 2-11: Rundzugprobe für den Zugversuch [6, S. 296].

Durch Kenntnis des Ausgangsquerschnitts sowie der Anfangsmesslänge L_0 der Proben können unter Zuhilfenahme des Kraftverlaufs und der Längenänderung die Spannungen und Dehnungen berechnet werden. Diese Verläufe können anschließend in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt werden. Ein Verlauf mit ausgeprägter Streckgrenze ergibt sich bei Stähle nur bei kubisch-raumzentrierter Gitterstruktur. Kubisch-flächenzentrierte Gitterstrukturen führen bei Stählen zu einem Verlauf ohne ausgeprägter Streckgrenze. Jedoch können auch Stähle mit kubisch-raumzentrierter Gitterstruktur über einen Verlauf ohne ausgeprägte Streckgrenze verfügen. [6, S. 296f] Dieser Fall tritt zum Beispiel bei Warmzugversuchen auf.

Abbildung 2-12 zeigt ein schematisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit, Abbildung 2-13 ohne ausgeprägte Streckgrenze.

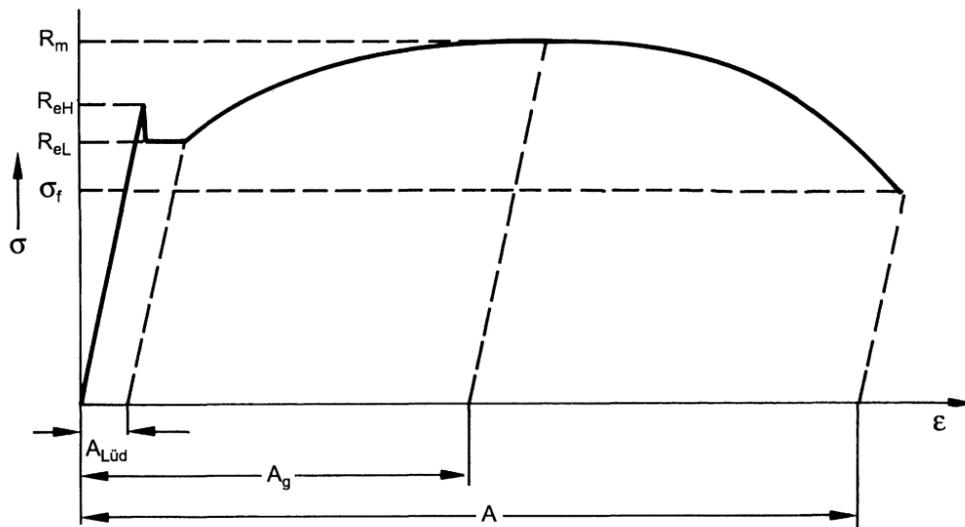


Abbildung 2-12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze [6, S. 297].

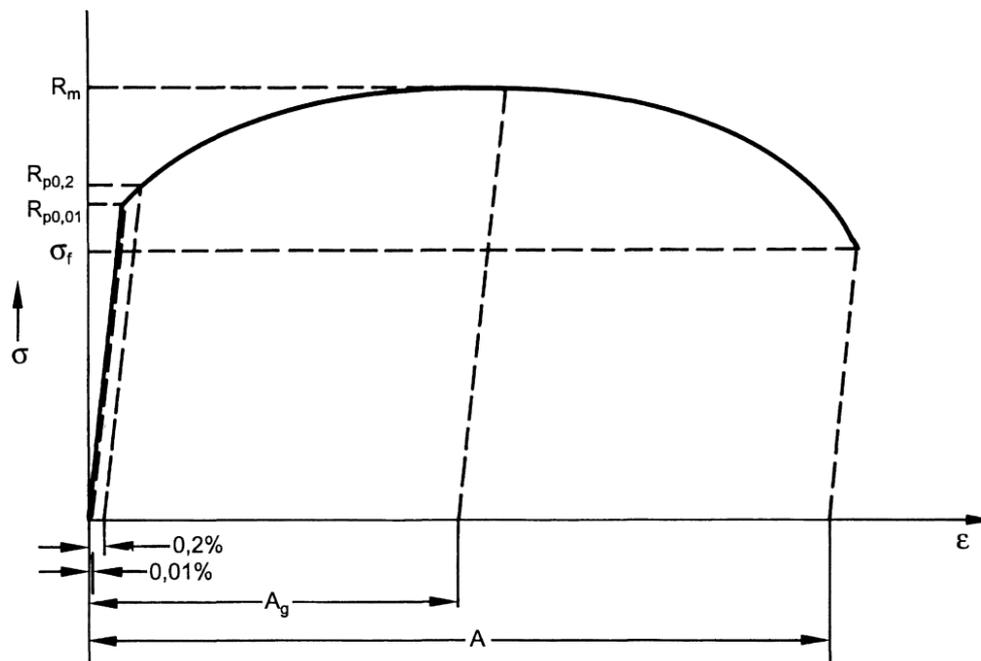


Abbildung 2-13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze [6, S. 297].

Neben dem Spannungs-Dehnungs-Verlauf sind in Abbildung 2-12 und Abbildung 2-13 auch die wichtigsten Kennwerte eingezeichnet, die aus einem Zugversuch erhalten werden können. Es ist auch anzumerken, dass zur Berechnung der Spannung über den gesamten Kraftverlauf der Ausgangsquerschnitt der Probe verwendet wird. In Wirklichkeit verändert sich jedoch der Querschnitt der Probe. Berücksichtigt man die Veränderung des Probenquerschnitts über den Kraftverlauf, so erhält man das wahre Spannungs-Dehnungs-Diagramm. [6, S. 298]

Folgende Materialkennwerte können durch den Zugversuch ermittelt werden [4, S. 374] [6, S. 298]:

- Elastizitätsmodul E in MPa
- Streckgrenze R_e in MPa: Bei Werkstoffen mit ausgeprägter Streckgrenze
 - Obere Streckgrenze R_{eH} in MPa
 - Untere Streckgrenze R_{eL} in MPa
- 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa: Bei Werkstoffen ohne ausgeprägte Streckgrenze
- Zugfestigkeit R_m in MPa
- Reißspannung σ_f in MPa
- Lüders-Dehnung $A_{Lüd}$ in %
- Gleichmaßdehnung A_g in %
- Bruchdehnung A in %
- Brucheinschnürung Z in %

Im Folgenden sollen nur die wichtigsten Kennwerte laut [4, S. 377f] näher beschrieben werden.

Zugfestigkeit

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (2-2)$$

F_m in N.....Größe, während des Versuchs auf die Probe wirkende, Kraft

S_0 in mm².....Ausgangsquerschnitt der Probe im Bereich der Anfangsmesslänge (siehe Abbildung 2-10 und Abbildung 2-11, S. 15)

Streckgrenze

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \quad (2-3)$$

F_e in N.....Jene Kraft, bei der sich die erste Unstetigkeit im Kurvenverlauf offenbart

0,2 %-Dehngrenze

$$R_{p0,2} = \frac{F_{0,2}}{S_0} \quad (2-4)$$

$F_{0,2}$ in N.....Jene Kraft, bei der eine plastische Verformung von 0,2 % auftritt

Bruchdehnung

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 \quad (2-5)$$

L_0 in mm.....Anfangsmesslänge (siehe Abbildung 2-10 und Abbildung 2-11, S. 15)

L_u in mm.....Messlänge nach dem Bruch

Brucheinschnürung

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100 \quad (2-6)$$

S_u in mm².....Bruchfläche

Elastizitätsmodul

$$E = \frac{\sigma_{el}}{\varepsilon_{el}} = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (2-7)$$

σ_{el} in MPa.....Spannung im elastischen Bereich des Spannungs-Dehnungs-Diagramms

ε_{el} in 1.....Dehnung im elastischen Bereich des Spannungs-Dehnungs-Diagramms

Um Schweißverbindungen und Schweißnähte zu prüfen, werden häufig Flachzugproben verwendet. Beim Prüfen von Schweißverbindungen kommen ungekerbte Flachzugproben zum Einsatz. Sollen jedoch die Eigenschaften der Schweißnaht selbst und nicht der gesamten Schweißverbindung geprüft werden, so wird noch eine Kerbe an der Schweißnaht angebracht, wodurch ein Reißen in der Schweißnaht erzwungen wird. [6, S. 299]

Durch das Einbringen einer Kerbe handelt es sich bei den ermittelten Kennwerten jedoch um keine Materialkennwerte mehr, sondern um einen Versuchskennwert.

2.8 Kerbschlagbiegeversuch

Mit Hilfe des Kerbschlagbiegeversuchs kann, an Hand einer genormten Probe, die bis zum Bruch aufgewendete Verformungsarbeit ermittelt werden [4, S. 390].

Um eine einheitliche Durchführung und damit auch vergleichbare Ergebnisse zu erhalten, ist der Kerbschlagbiegeversuch in der DIN EN ISO 148-1:2010 [20] genormt.

Beim Kerbschlagbiegeversuch werden quaderförmige, einseitig gekerbte Proben verwendet [6, S. 304]. Die exakte Form dieser zu verwendenden Probe ist ebenfalls in der DIN EN ISO 148-1:2010 genormt. Die Angabe der verwendeten Probenform ist unbedingt notwendig, da

die Schlagenergie K stark von der verwendeten Probenform abhängig ist. [5, S. 156] Abbildung 2-14 zeigt eine vereinfachte Darstellung einer genormten Probe mit V-Kerb.

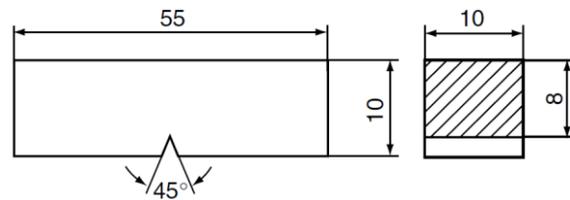


Abbildung 2-14: Kerbschlagbiegeprobe mit V-Kerb [5, S. 156].

Für die Durchführung des Versuches wird ein Pendelschlagwerk verwendet. Abbildung 2-15 zeigt schematisch ein solches Pendelschlagwerk.

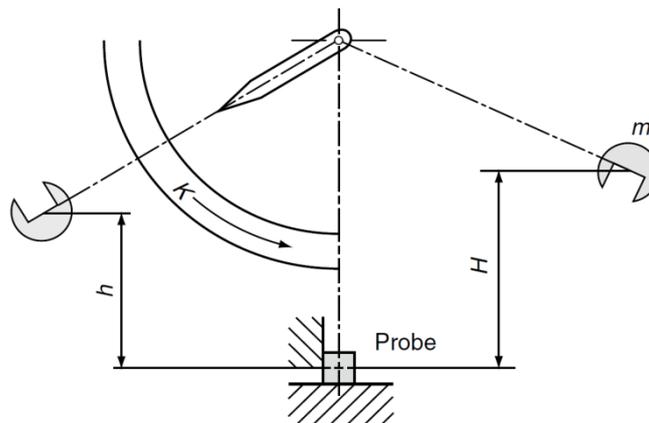


Abbildung 2-15: Pendelschlagwerk für den Kerbschlagbiegeversuch [5, S. 156].

Die Probe wird am tiefsten Punkt in ein Widerlager eingelegt. Die Kerbe ist dabei mittig in der Öffnung der Widerlager zu positionieren. Der Hammer wird in die Ausgangsstellung gebracht. Aufgrund der Masse des Hammers m und der Höhe H verfügt der Hammer über ein bestimmtes Arbeitsvermögen (z.B.: 300 J). Der Hammer wird losgelassen und trifft im tiefsten Punkt die Rückseite der gekerbten Probe. Die Probe wird entweder durchgeschlagen oder durch das Widerlager durchgezogen. Dabei wird ein Teil der im Pendel gespeicherten Energie verbraucht. Diese verbrauchte Energie wird als Schlagenergie K bezeichnet. Nach dem Auftreffen auf die Probe schwingt der Hammer bis auf eine Endlagenhöhe h aus. Aus der Höhendifferenz und der Masse des Hammers kann die Schlagenergie K berechnet werden. [5, S. 155f]

$$K = m \times g \times (H - h) \quad (2-8)$$

Die Kerbschlagzähigkeit kann weiterführend aus dem Quotient von Schlagenergie und Nennquerschnitt im Kerbgrund errechnet werden. Die Kerbschlagzähigkeit hängt, so wie die Schlagenergie, sehr stark von der Probengeometrie ab. Deshalb können Werte, die bei unterschiedlichen Probenformen ermittelt wurden nicht miteinander verglichen werden. Die Angabe der verbrauchten Schlagenergie K ist vollkommen ausreichend. [5, S. 156]

Die Schlagenergie K ist laut [20, S. 3] der Kerbschlagarbeit A äquivalent. Es handelt sich dabei nur um unterschiedliche Bezeichnung.

Die Durchführung des Kerbschlagbiegeversuchs kann bei verschiedenen Probertemperaturen durchgeführt werden. Dabei werden pro Prüftemperatur mehrere Proben, aber zumindest 3, geschlagen. Die ermittelten Kerbschlagarbeiten können in einem Diagramm in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt werden. Dieses wird als Kerbschlagarbeits-Temperatur-Diagramm oder auch A_v - T Kurve bezeichnet. Führt man Kerbschlagbiegeversuche in einem breiten Band an Prüftemperaturen durch, so lässt sich das Diagramm in verschiedene Bereiche unterteilen. [6, S. 304] Abbildung 2-16 zeigt ein solches Diagramm.

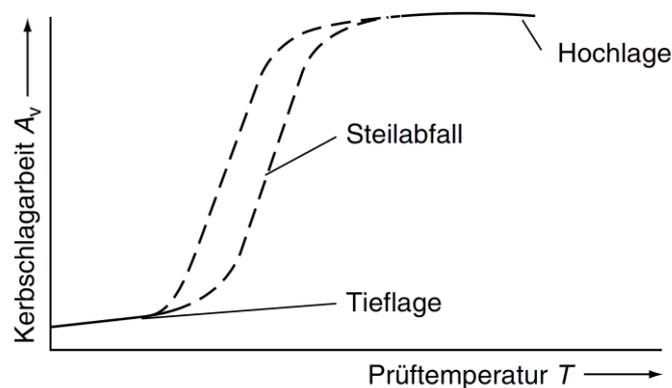


Abbildung 2-16: Schematischer Kerbschlagarbeits-Temperatur-Diagramm [5, S. 156].

Die Hochlage spiegelt dabei zähes Werkstoffverhalten wieder. In der Tieflage tritt hingegen ein sprödes Bruchverhalten auf. Im Bereich des Steilabfalls treten Mischbrüche auf. Der Steilabfall ist der Übergangsbereich zwischen zähem und sprödem Werkstoffverhalten. Die Übergangstemperatur $T_{\bar{u}}$ bildet dabei die Grenze zwischen sprödem und zähem Bruchverhalten. Eine exakte Definition der Übergangstemperatur ist auf Grund der Ausdehnung des Übergangsbereiches schwierig. [6, S. 304f]

Es gibt mehrere gängige Definitionen für die Übergangstemperatur [6, S. 305]:

- Jene Temperatur, bei der nur noch die Hälfte der in der Hochlage auftretenden Kerbschlagarbeit benötigt wird.
- Jene Temperatur, bei der die Kerbschlagarbeit einen definierten Wert erreicht.
- Jene Temperatur, bei der der Gleitbruchanteil der Bruchfläche 50 % beträgt.

Als Anwendungsgebiete für den Kerbschlagbiegeversuch ergeben sich nach [4, S. 392] folgende:

- Überprüfen von Wärmebehandlungen an Stählen
- Überprüfen der Alterungsneigung von Stählen
- Überprüfen der Gütegruppen von Stählen

sowie

- Überprüfen von Schweißverbindungen [6, S. 305]

Der Kerbschlagbiegeversuch bringt mehrere Vorteile, aber auch Nachteile mit sich. In [9, S. 14-23] werden folgende gelistet:

Vorteile

- Großer Erfahrungsschatz
- Anwendung erfolgt weltweit
- Empfindlichkeit bei Fertigungskontrolle hoch
- Kostengünstig

Nachteile

- Treffen quantitativer Aussagen ist nicht möglich
- Keine Ermittlung von Materialkennwerten, da eine starke Probengeometrieabhängigkeit besteht
- Keine volle Vergleichbarkeit verschiedener Werkstoffe
- Probenform hat einen starken Einfluss auf das Ergebnis

2.9 Werkstoff 26MnB5

Als Versuchswerkstoff wird der borlegierte Vergütungsstahl 26MnB5 von der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung gestellt. Der 26MnB5 gehört zur Gruppe der borlegierten Vergütungsstähle. In der BS EN 10083:2006 [21] sind die technischen Lieferbedingungen für borlegierte Vergütungsstähle ähnlicher Zusammensetzung genormt. Die Tabelle 2-2 zeigt die chemische Zusammensetzung der in [21] genormten borlegierten Vergütungsstähle 20MnB5 und 30MnB5.

Bezeichnung	Werkstoffnummer	C	Si (max.)	Mn	P (max.)	S (max.)	B
20MnB5	1.5530	0,17 bis 0,23	0,40	1,10 bis 1,40	0,025	0,035	0,0008 bis 0,0050
30MnB5	1.5531	0,27 bis 0,33	0,40	1,15 bis 1,45	0,025	0,035	0,0008 bis 0,0050

Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung von 20MnB5 und 30MnB5 laut [21, S. 14].

Die borlegierten Vergütungsstähle zeichnen sich im Allgemeinen durch ihre hohe Festigkeit aus, welche durch eine geeignete Wärmebehandlung erreicht werden kann. Die hohe Festigkeit wird durch die Anteile an Kohlenstoff und Mangan, jedoch auch durch die geringe Zugabe des Legierungselementes Bor erreicht. Des Weiteren besitzen sie eine gute Umformbarkeit im Walzzustand. [3]

Abbildung 2-17 zeigt die Einordnung eines 22MnB5 im Vergleich zu anderen Stählen. Im weichen Zustand befindet er sich im mit 1 gekennzeichneten Bereich. Als gehärteter befindet er sich im Bereich 2.

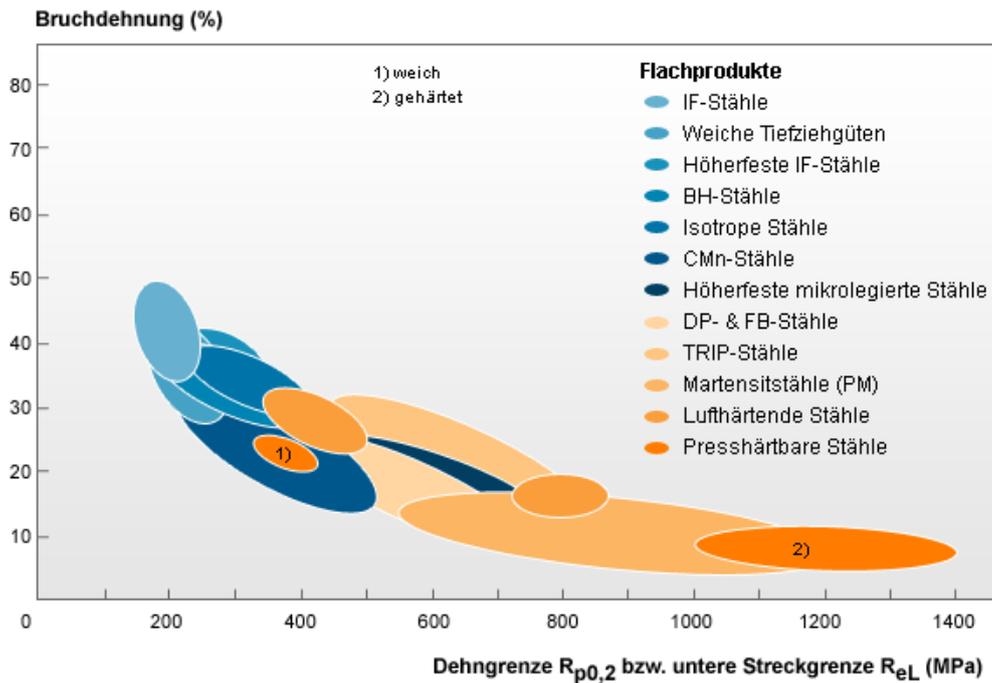


Abbildung 2-17: Einordnung von Stählen in Abhängigkeit von Festigkeit und Dehnung [22].

Aufgrund dieser Eigenschaften ergeben sich vielfältige Anwendungsmöglichkeiten. In Form von geschweißten Präzisionsrohren werden borlegierte Vergütungsstähle als Antriebs- und Getriebewellen sowie als Stabilisatoren verwendet. [3]

Durch Presshärten lassen sich hochwertige sicherheitsrelevante Karosseriebauteile wie z.B. Seitenaufprallschutz, A- und B-Säule sowie Eindringerschutzkomponenten fertigen [22].

Der für diese Arbeit vorliegende 26MnB5 der Bandnummer 666 771 wurde für 13,5 h bei 690 °C weichgeglüht. Die chemische Zusammensetzung laut der voestalpine Stahl GmbH ist Tabelle 2-3 zu entnehmen.

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N
26MnB5 (Bd.-Nr.: 666771)	0,26	0,24	1,29	0,009	0,001	0,053	0,14	0,01	0,022	0,002	0,0041

Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent des 26MnB5 der Bandnummer 666771 [voestalpine Stahl GmbH].

Grundlegende Materialkennwerte des Grundwerkstoffs im weichgeglühten Zustand wurden von der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung gestellt und sind Tabelle 2-4 zu entnehmen.

Bezeichnung	R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa	A _g in %	A ₅ in %	Härte in HV10	Ac ₁ in °C	Ac ₃ in °C
26MnB5 (Bd.-Nr.: 666771)	385	541	13,8	28,3	175	~750	~850

Tabelle 2-4: Materialkennwerte des weichgeglühten 26MnB5 (666771) [voestalpine Stahl GmbH].

Die Werte für Ac_1 und Ac_3 wurden dabei nicht durch Dilatometerversuche bestimmt. Sie wurden aus den Ergebnissen der Härteprüfung sowie den Zugfestigkeits- und Kerbschlagbiegeverläufen ermittelt. Dies wurde im Zuge der Bachelorarbeit von Stefan Johannes Spachinger durchgeführt. [2] Aus diesem Grund sind die Werte von Ac_1 und Ac_3 nur als Anhaltspunkte zu sehen.

Abbildung 2-18 zeigt ein Schlibbild des 26MnB5 Grundwerkstoffs im angelieferten Zustand.

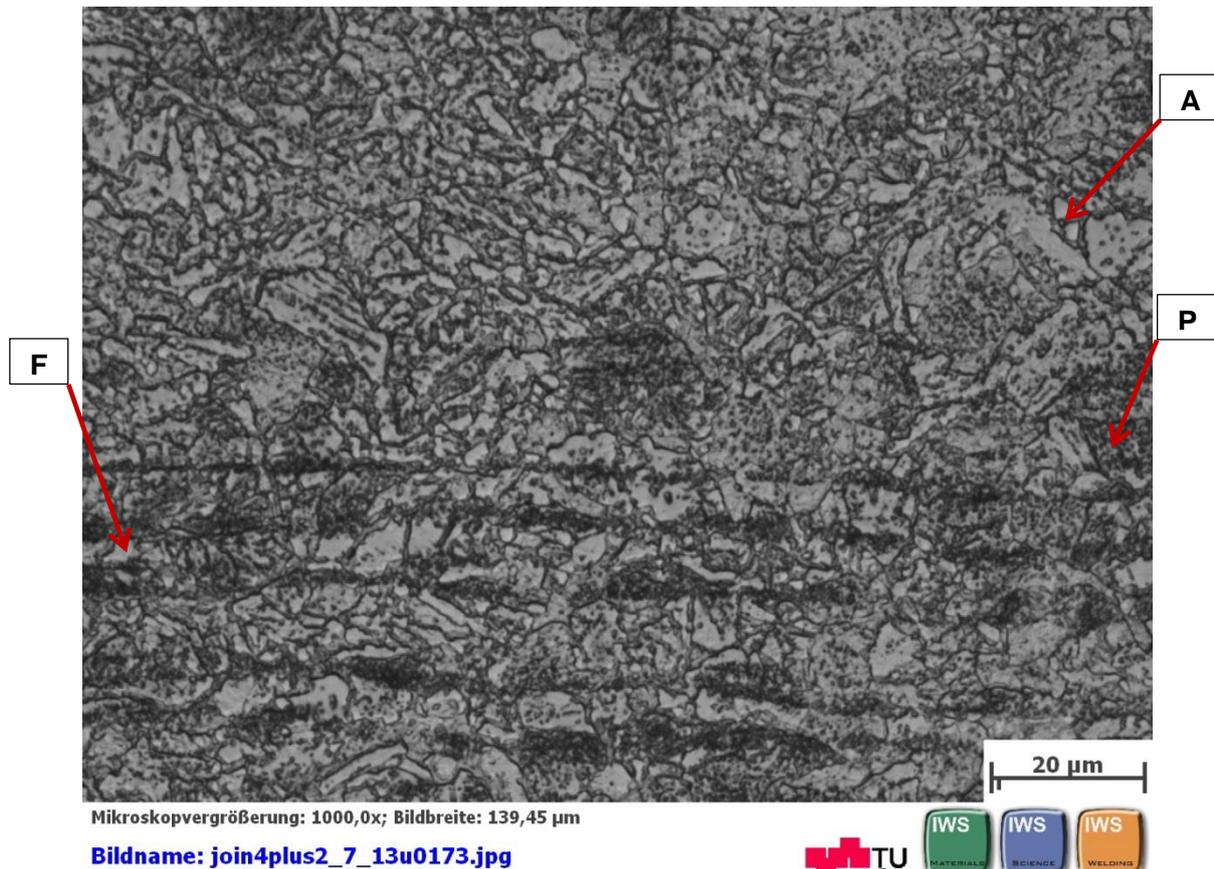


Abbildung 2-18: Mikroaufnahme des HNO_3 geätzten Grundwerkstoffs 26MnB5 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).

Das Gefüge des Grundwerkstoffes setzt sich aus Ferrit (F) und Perlit mit durch die Wärmebehandlung globular eingeformtem Zementit (P) zusammen. Zu erkennen ist auch eine Zeiligkeit. An den Korngrenzen sind Ausscheidungen (A) vorhanden.

Des Weiteren liegt in Abbildung 2-19 ein kontinuierliches ZTU-Schaubild des 26MnB5 vor. Dieses wurde im Zuge der Charakterisierung des 26MnB5 von der voestalpine Stahl GmbH erstellt. Anzumerken ist hier, dass es sich um ein berechnetes ZTU-Schaubild handelt.

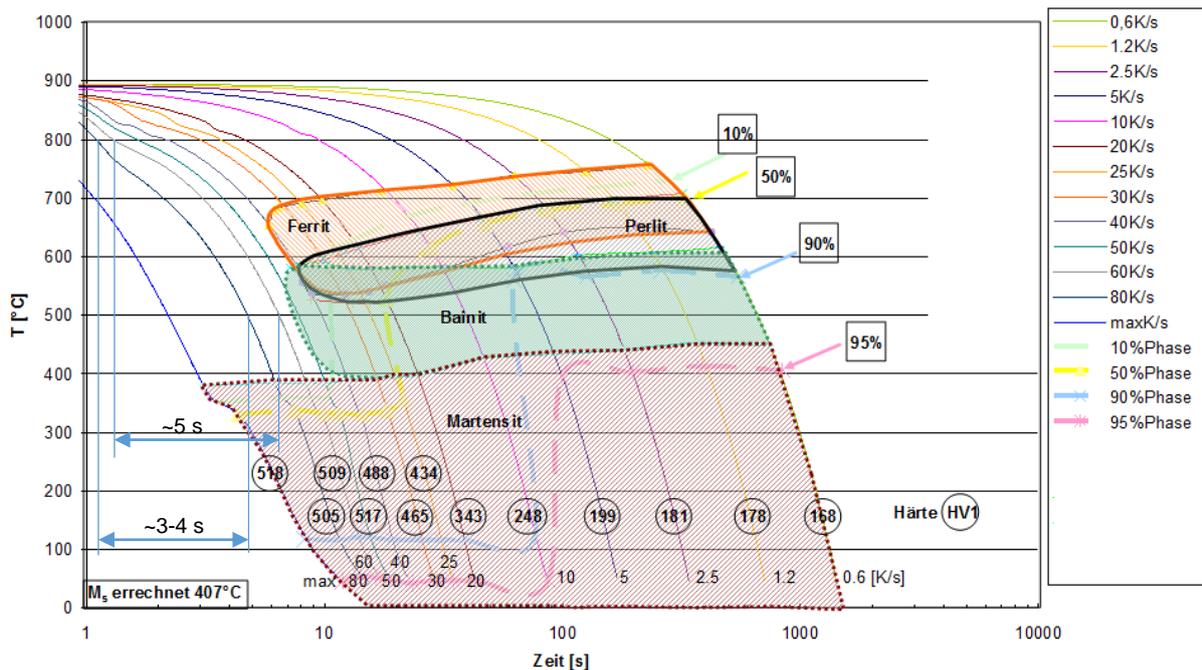


Abbildung 2-19: Berechnetes, kontinuierliches ZTU-Schaubild des 26MnB5 (Austenitisiert bei 900 °C für 60 s) [2, S. 28].

Anhand der verschiedenen Abkühlkurven kann aus dem in Abbildung 2-19 gezeigten ZTU-Schaubild unter anderem die zu erwartende Härte des Gefüges abgelesen werden. Auch die, bei einer definierten Abkühlgeschwindigkeit, zu erwartenden Phasen können abgelesen werden. Eine Ermittlung der Phasenanteile im Gefüge ist in dem vorliegenden ZTU-Schaubild nicht möglich. Die Kurven mit Prozentangaben spiegeln den Anteil des bereits umgewandelten Gefüges wieder [2, S. 27]. Durch die Abkühlkurven ist auch ersichtlich, bis zu welchen Abkühlgeschwindigkeiten sich rein Martensit bildet.

Die $t_{3/5}$ -Zeiten der, im Zuge der Masterarbeit, durchgeführten Warmstauchversuche lagen bei 1-2 s und 5 s. Laut dem gezeigten ZTU-Schaubild (Abbildung 2-19) führt dies zu einem martensitischen Gefüge. Mögliche Abweichungen von dieser Vorhersage erklären sich unter anderem durch unterschiedliche Aufheizgeschwindigkeiten, Spitzentemperaturen und Haltezeiten (siehe Kapitel 2.3, S. 7).

Um genauere Aussagen über die Gefügeentwicklung beim Pressstumpfschweißen zu machen, wäre ein Schweiß-Umform-ZTU-Schaubild notwendig.

2.10 Experimenteller PS-Schweißzyklus

Als Grundlage für die Warmstauchversuche an der Gleeble[®] 3800 dient ein realer Schweißzyklus, der an der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt wurde. In Abbildung 2-20 ist das Kernstück der Schweißanlage dargestellt. Man erkennt in der Bildmitte die vier Elektroden aus Kupfer und die eingelegten Stahlbleche. Die Elektroden bzw. Kupferbacken befinden sich im Zeitpunkt der Bildaufnahme in der geöffneten Stellung. Vor Beginn des Schweißvorganges werden die oberen

Kupferbacken herunterfahren, wodurch der Kontakt zwischen den Elektroden und Stahlblechen hergestellt wird. Sobald die beiden Bleche in Kontakt miteinander kommen, wird der Stromkreis geschlossen, wobei nur die beiden unteren Elektroden am Stromfluss beteiligt sind (vgl. Abbildung 2-5, S. 10). Dadurch kommt es zu einer Erwärmung der Bleche im Bereich der Kontaktstelle. Durch das zusätzliche Aufbringen einer Stauchkraft kann der Schweißvorgang entsprechend der gewählten Parameter durchgeführt werden.

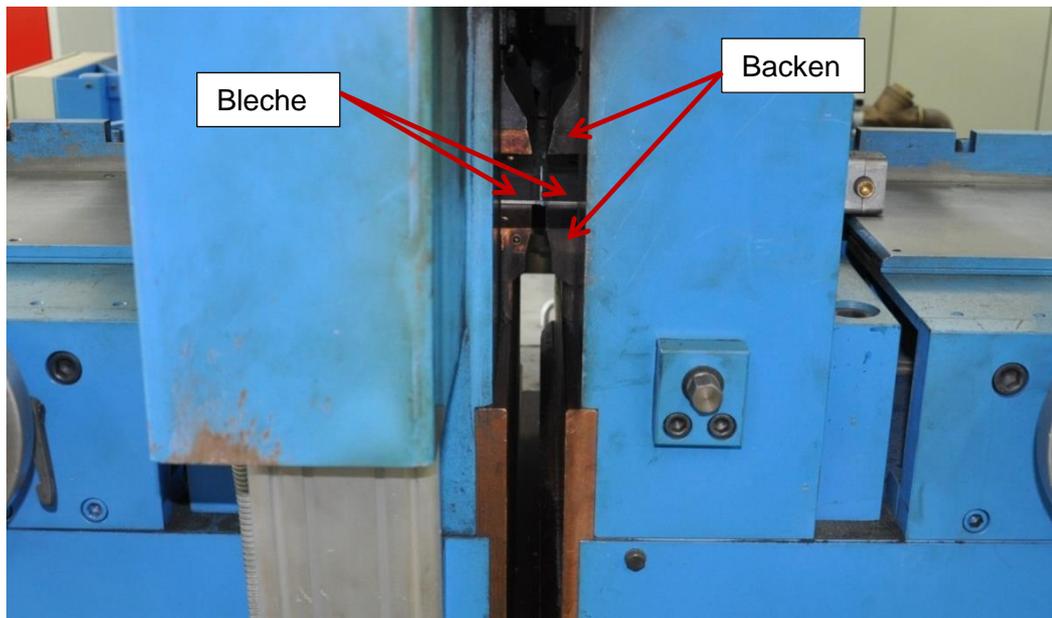


Abbildung 2-20: Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage.

In dieser Anlage können Bleche mit unterschiedlichen Abmessungen pressstumpfgeschweißt werden. Dabei kann unter anderem die freie Einspannlänge zwischen den Elektroden variiert werden.

Abbildung 2-21 zeigt eine, auf der Ideal Schweißanlage hergestellte, Pressstumpfschweißnaht. Die Einspannung wurde für den dargestellten Versuch so gewählt, dass die freie Länge zwischen den Backen 12 mm betrug.

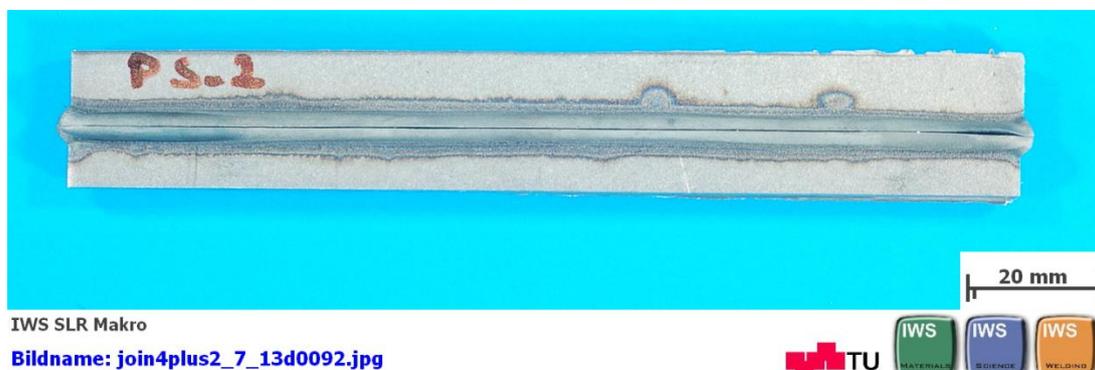


Abbildung 2-21: Auf der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage pressstumpfgeschweißte Naht [Kičín M.]

Im Zuge der Doktorarbeit von Dipl.-Ing. Mustafa Kićin [in Arbeit] wurden mehrere Schweißungen an der Pressstumpfschweißanlage durchgeführt. Folgende Parameter wurden dabei während der Schweißversuche aufgezeichnet:

- Schweißstrom in kA
- Schweißspannung in V
- Druck im Hydrauliksystem in bar
- Verfahrenweg der Backen in mm

Mit Hilfe dieser Parameter kann der Ablauf der Pressstumpfschweißung nachvollzogen werden. Die Auswertung eines realen Schweißzyklus wird in Abbildung 2-22 gezeigt.

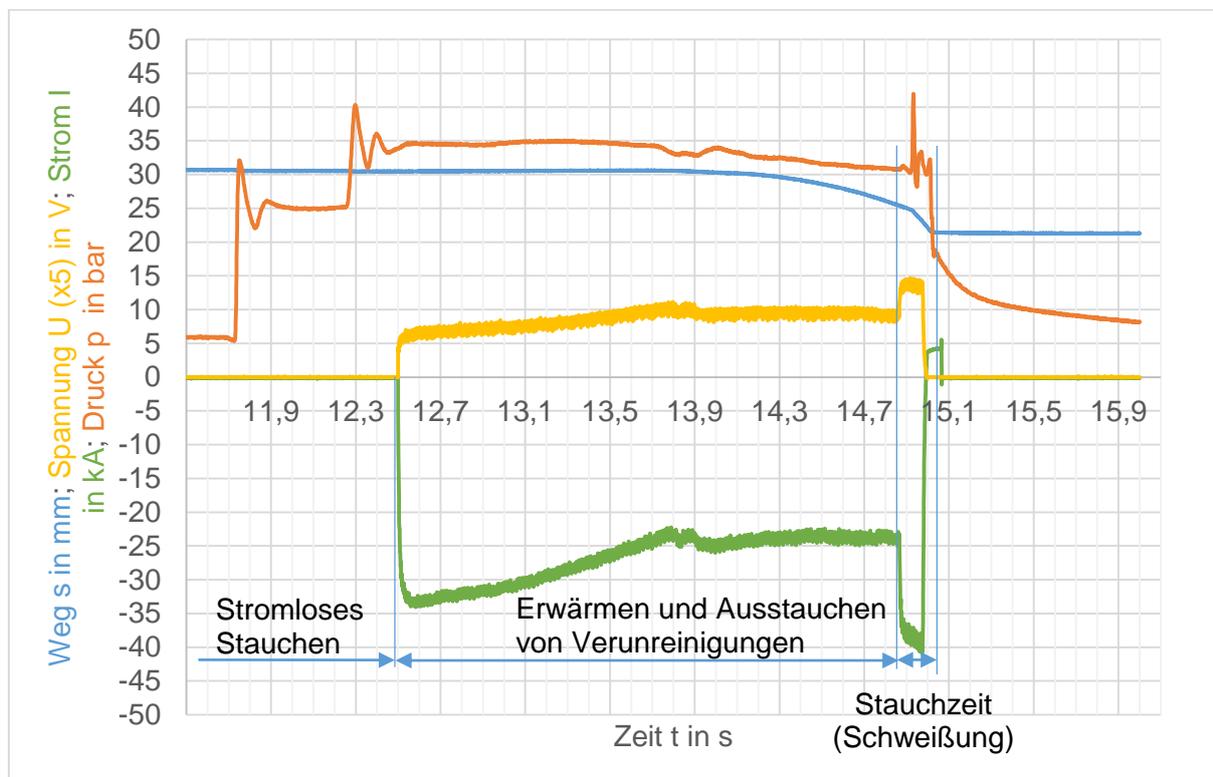


Abbildung 2-22: Gemessene Schweißparameter einer Pressstumpfschweißung (Versuch_1) [voestalpine Stahl GmbH].

Der Schweißzyklus kann dabei in folgende drei Phasen unterteilt werden:

- **Stromloses Stauchen:** In dieser Phase werden die Planflächen der zu verbindenden Werkstücke stirnseitig bis zum Zusammenstoß angenähert und stromlos mit einem definierten Druck aneinandergespresst, bis der vollständige Flächenkontakt hergestellt wird.
- **Erwärmen und Ausstauchen von Verunreinigungen:** In dieser Phase werden die Werkstücke im Schweißbereich bis zum Erreichen der Stauchtemperatur erwärmt. Gleichzeitig wird bereits ein definierter Kontaktdruck aufgebracht, wodurch Verunreinigungen an den Stoßflächen der zu verbindenden Werkstücke nach außen in den Wulst der Schweißnaht gedrängt werden.

- Schweißung: Erhöhung des Scheißstroms, der Schweißspannung und Aufbringung des Stauchdrucks bei Erreichen der Schweißtemperatur.

Aufgrund der Messpolarität ist der Stromverlauf in Abbildung 2-22 negativ eingezeichnet.

Für die Modellierung des Schweißzyklus an der Gleeble[®] 3800 ist nur die letzte Phase, die Phase der Schweißung, von Bedeutung, da nur diese nachgebildet werden soll. Aus der letzten Phase ergeben sich auch die für die Modellierung wichtigen Parameter der Stauchzeit sowie der Verlauf des Stauchdrucks. Die Ermittlung dieser Parameter wird in Kapitel 3.2.3.2 (S. 41ff) behandelt.

3 Versuchsdurchführung

Anhand von Warmstauchversuchen an der Gleeble® 3800 sollen Pressstumpfschweißungen am borlegierten Vergütungsstahl 26MnB5 physikalisch simuliert werden. Aus den warmgestauchten Proben sollen wiederum Proben für folgende weitere Untersuchungen gewonnen werden:

- Kerbschlagbiegeversuch
- Zugversuch
- Härtemessung
- Metallographie

Im Anschluss sollen die aus den oben gelisteten Versuchen gewonnenen mechanischen Kennwerte mit jenen der rein thermisch WEZ-simulierten Proben verglichen werden.

3.1 Probenmatrix

In Absprache mit Herrn DI Jürgen Wagner von der voestalpine Stahl GmbH wurde eine Probenmatrix für die durchzuführenden Warmstauchversuche erstellt. Die Versuchsparameter orientierten sich dabei an den bereits durchgeführten, rein thermischen, Versuchen am WEZ – Simulator der voestalpine Stahl GmbH.

Den Versuchsproben wurde eine Probenbezeichnung zugewiesen. Diese dient einerseits der eindeutigen Identifikation der Probe, andererseits beinhaltet sie ebenfalls wichtige Versuchsparameter sowie den Verwendungszweck. Im Anschluss wird beispielhaft eine solche alphanumerische Nummer mit einer Erklärung der einzelnen Bestandteile gezeigt.



Verwendungszweck:

H....Härteprüfung/Metallographie

K....Kerbschlagbiegeversuch

Z....Zugversuch

IK...Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch

Spitzentemperatur: Zahl x 10 ergibt die Soll - Spitzentemperatur des Versuchs in °C

$t_{8/5}$ -Zeit: Zahl ist die Soll- $t_{8/5}$ -Zeit in s

Stauchdruck: Zahl x 10 ergibt den Soll – Stauchdruck in MPa

Fortlaufende Nummer: Fortlaufende Nummer um Proben mit gleichen Versuchsparametern und gleichem Verwendungszweck eindeutig zu identifizieren

Mit der nunmehr festgelegten Probenbezeichnung wurden Probenmatrizen für die einzelnen Verwendungszwecke erstellt (siehe Tabelle 3-1 bis Tabelle 3-4).

Probenmatrix Kerbschlagbiegeversuche			
X=01 bis 06		Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s	
		1 bis 2	5
Spitzen- temperatur T_s in °C	1300	K_130_2_9_X	K_130_5_9_X
	1150	K_115_2_9_X	K_115_5_9_X
	950	K_95_2_9_X	K_95_5_9_X
	850	K_85_2_9_X	K_85_5_9_X
	800	K_80_2_9_X	K_80_5_9_X
	750	K_75_2_9_X	K_75_5_9_X
Stauchdruck in MPa		90	
Restdruck in MPa		15	

Tabelle 3-1: Probenmatrix für die Kerbschlagbiegeversuche.

Probenmatrix Zugversuche			
X=01 bis 03		Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s	
		1 bis 2	5
Spitzen- temperatur T_s in °C	1300	Z_130_2_9_X	Z_130_5_9_X
	1150	Z_115_2_9_X	Z_115_5_9_X
	950	Z_95_2_9_X	Z_95_5_9_X
	850	Z_85_2_9_X	Z_85_5_9_X
	800	Z_80_2_9_X	Z_80_5_9_X
	750	Z_75_2_9_X	Z_75_5_9_X
Stauchdruck in MPa		90	
Restdruck in MPa		15	

Tabelle 3-2: Probenmatrix für die Zugversuche.

Probenmatrix Härtemessungen und Metallographie			
X=01 bis 03		Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s	
		1 bis 2	5
Spitzen- temperatur T_s in °C	1300	H_130_2_9_X	H_130_5_9_X
	1150	H_115_2_9_X	H_115_5_9_X
	950	H_95_2_9_X	H_95_5_9_X
	850	H_85_2_9_X	H_85_5_9_X
	800	H_80_2_9_X	H_80_5_9_X
	750	H_75_2_9_X	H_75_5_9_X
Stauchdruck in MPa		90	
Restdruck in MPa		15	

Tabelle 3-3: Probenmatrix für Härtemessungen und Metallographie.

Probenmatrix instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch			
X=01 bis 06		Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s	
		1 bis 2	5
Spitzen- temperatur T_s in °C	1300		
	1150		
	950	IK_95_2_9_X	
	850		
	800		
	750	IK_75_2_9_X	
Stauchdruck in MPa		90	
Restdruck in MPa		15	

Tabelle 3-4: Probenmatrix für den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch.

Wie aus Tabelle 3-1 bis Tabelle 3-4 erkennbar ist, wurden folgende Parameter im Vorhinein festgelegt:

- $t_{8/5}$ -Zeit: Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C
- Spitzentemperaturen
- Stauchdruck
- Restdruck
- Anzahl der Proben: Die Gesamtanzahl der benötigten Proben liegt bei 156 Stück

3.2 Warmstauchversuche

Für die Durchführung der Warmstauchversuche stand die Gleeble® 3800 mit Basissystem zur Verfügung. Für Stauchversuche wird normalerweise das darauf spezialisierte Hydrawedge 2 System verwendet. Da jedoch eine definierte Probenform notwendig ist um

nach den Warmstauchversuchen noch weiterführende Untersuchungen durchführen zu können, sind die Versuche nur mit dem Basissystem möglich.

3.2.1 Vorversuche

Um die bestmögliche Einspannung und Geometrie der Proben zu ermitteln, wurden mehrere Vorversuche am Gleeble Basissystem durchgeführt. Dabei wurden verschiedene Einspannungsarten sowie verschiedene Probengeometrien untersucht. Als Probenwerkstoff wurden der S355J2G3 sowie der S235JR Stahl verwendet. Einschränkungen für die Probengeometrie waren insofern gegeben, dass aus den warmgestauchten Proben noch Kerbschlagbiege- und Zugversuchsproben herausgearbeitet werden müssen. Eine weitere Einschränkung war, dass der zu testende Werkstoff 26MnB5 nur als 3,15 mm dickes Blech vorlag. Auch die Prüfkammerabmessungen stellen eine Einschränkung dar. Für die Einspannung der Proben standen Spannbacken aus Kupfer zur Verfügung. Die Geometrie dieser Spannbacken ist in Abbildung 3-1 dargestellt. Die angeführten Abmaße wurden an einer Spannbacke gemessen und für die Zeichnung verwendet.

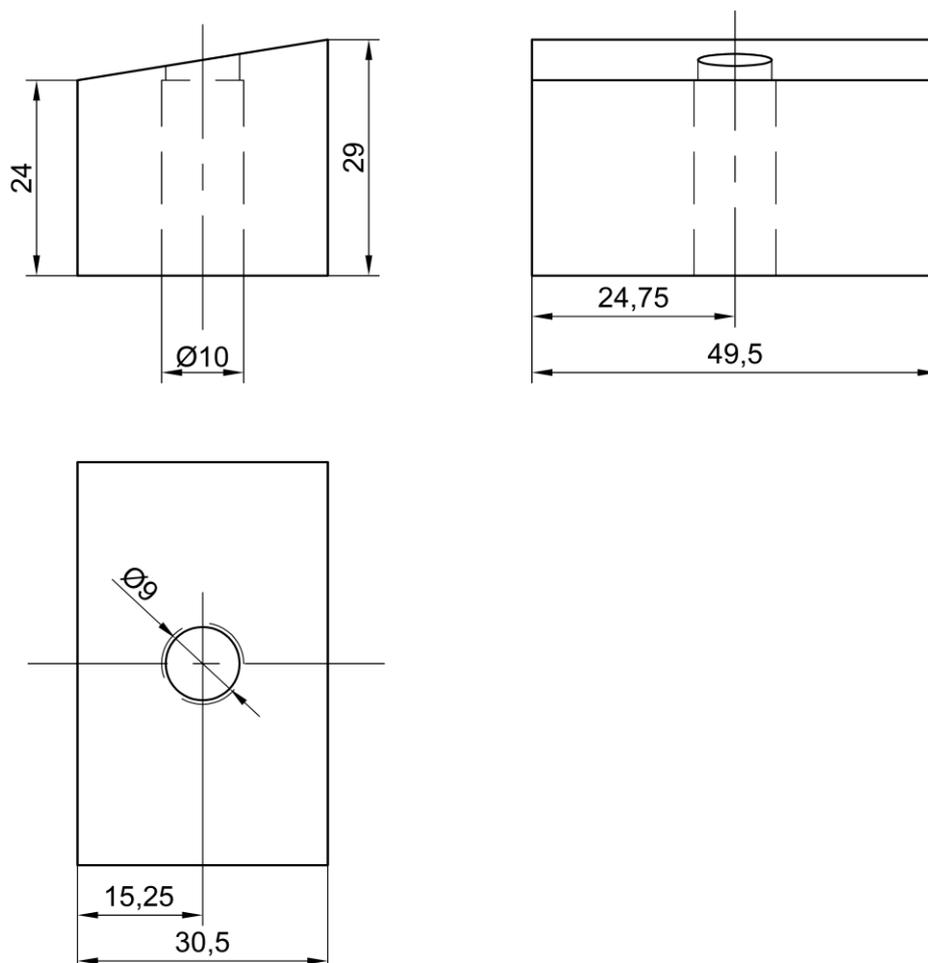


Abbildung 3-1: Geometrie der Spannbacken aus Kupfer.

Ein Spannbackenpaar besteht dabei aus 2 in Abbildung 3-1 dargestellten Backen. Abbildung 3-2 zeigt ein Spannbackenpaar mit eingesetztem Befestigungsbolzen.



Abbildung 3-2: Spannbackenpaar mit eingebrachtem Bolzen.

Durch die keilförmige Form der Spannbacken ist es möglich, die freie Länge zwischen den Spannbackenpaaren zu variieren. Die Definition der freien Länge ist Abbildung 3-3 zu entnehmen.

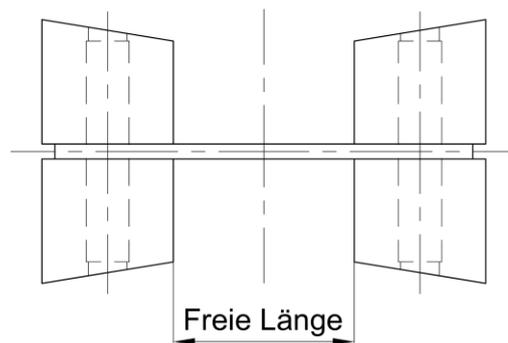


Abbildung 3-3: Freie Länge zwischen den Spannbackenpaaren.

Des Weiteren besitzen die Spannbacken Bohrungen in denen ein Bolzen eingebracht werden kann. Durch Anbringen einer Bohrung in die einzuspannenden Proben kann so ein verrutschen der Proben bei Zug- oder Druckbelastung verhindert werden. Um ein Anliegen der Backen auf der Probenoberfläche zu gewährleisten und ein Verschieben der Backen zu verhindern, werden die Spannbacken durch Klemmbügel befestigt. Durch die Klemmbügel wird in Achsrichtung eine Kraft aufgebracht, was einerseits zu einem Verklemmen der Spannbacken mit dem Joch führt und andererseits ein Aufliegen der Spannbacken auf der Werkstückoberfläche gewährleistet.

Abbildung 3-4 und Abbildung 3-5 zeigen die Ausgangsgeometrien der verwendeten Vorversuchsproben. Die in Abbildung 3-5 gezeigte Vorversuchsprobe wurde von der voestalpine Stahl GmbH für ein anderes Projekt erstellt. Die angeführten Abmaße wurden an einer bestehenden Probe gemessen und für die Zeichnung verwendet. Im Zuge der Vorversuche wurden die Probengeometrien auch laufend verändert.

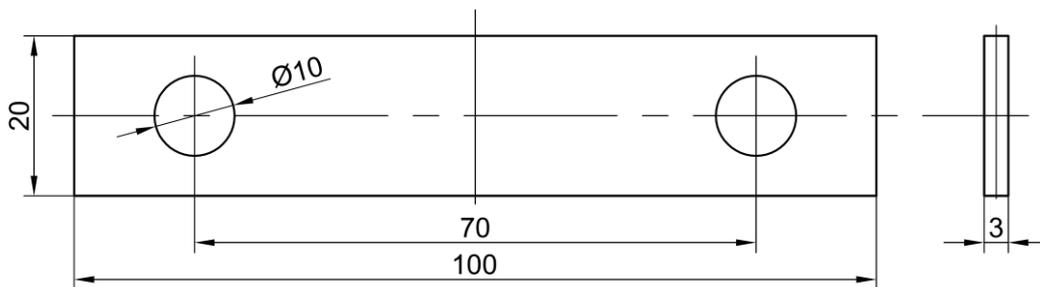


Abbildung 3-4: Ausgangsgeometrie der Vorversuchsprobe aus S235JR.

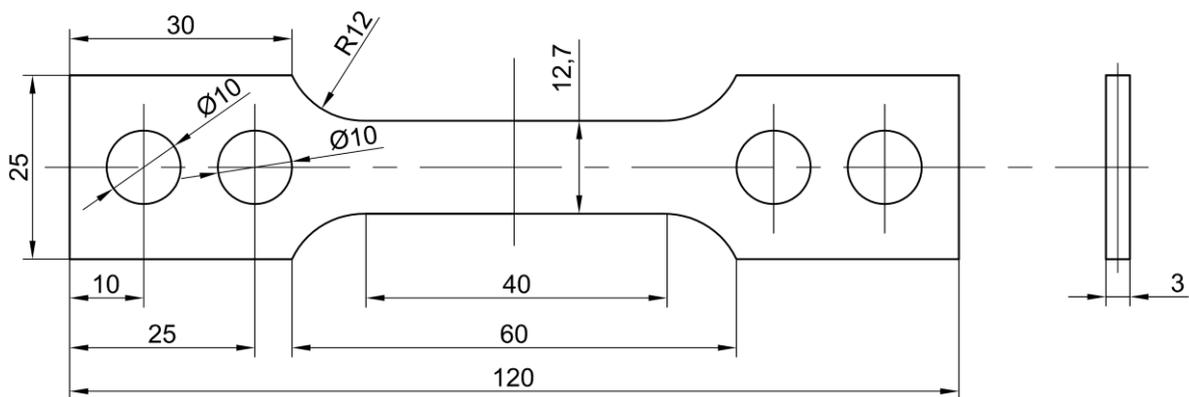


Abbildung 3-5: Ausgangsgeometrie der Vorversuchsprobe S355J2G3 [Vom Autor in Anlehnung an Dynamic Systems Inc. erstellt].

Abbildung 3-6 zeigt den Innenraum der Gleeble® 3800. Für eine bessere Darstellung wurde die Probe nur einseitig, mit einem Spannbackenpaar, eingespannt. So sind auch die Bohrungen für den Bolzen zu sehen. Um eine geringere freie Länge zu erhalten, wird die innere der beiden Bohrungen verwendet.

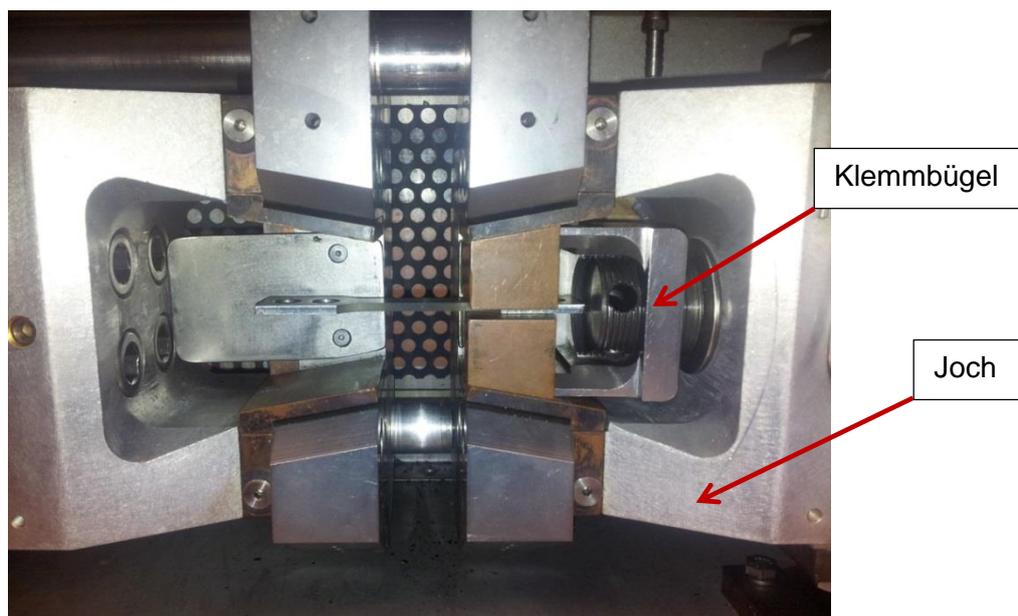


Abbildung 3-6: Innenraum der Gleeble® 3800 mit einseitig eingespannter Vorversuchsprobe.

Für erste Vorversuche wurden bereits bestehende Zugversuchsproben aus S355J2G3, sowie selbst gefertigte Proben aus S235JR verwendet. Die Zugversuchsproben waren bereits für die Verwendung in der Gleeble® 3800 für anderweitige Untersuchungen konzipiert. Bei einem ersten Vorversuch wurde die Probe thermisch auf die Spitztemperatur von 1300 °C erhitzt, gestaucht und anschließend abgekühlt. Die Abkühlung erfolgte dabei zum größten Teil durch Wärmeleitung, wobei die Spannbacken aus Kupfer wiederum durch die wassergekühlten stromführenden Backen gekühlt wurden. Der Einsatz zusätzlicher Kühlung durch z.B.: Wassersprühnebel war nicht möglich, da dadurch keine geregelte Abkühlung mehr möglich gewesen wäre. Die freie Einspannlänge bei diesem Versuch betrug 35 mm. Trotz maximaler Kühlung durch die Spannbacken konnte jedoch die untere geforderte $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s nicht erreicht werden. Die $t_{8/5}$ -Zeit bei der Einspannlänge von 35 mm lag bei etwa 10 s.

Zusätzlich zum nicht Erreichen der geforderten $t_{8/5}$ -Zeit, kam es aufgrund der großen freien Länge zu einem Ausknicken der Probe (Abbildung 3-7).



Abbildung 3-7: Ausgeknickte Vorversuchsprobe beim Warmstauchvorversuch.

Um die Proben mit Hilfe der Bolzen in den Spannbacken zu fixieren, benötigen diese eine gewisse Länge. Wählt man die Probenlänge zu kurz, ist es auf Grund der Bohrungen in den Proben nicht mehr möglich Kerbschlagbiege- oder Zugversuchsproben heraus zu arbeiten. Eine größere Probenlänge bewirkt jedoch eine größere freie Länge zwischen den Spannbackenpaaren. Dies wirkt sich wiederum negativ auf die $t_{8/5}$ -Zeit sowie auf die Problematik des Knickens aus.

Um dieser Problematik zu begegnen wurde die Einspannung der Proben grundlegend verändert. Die Bolzen wurden aus den Spannbacken entfernt und es wurden andere Klemmbügel benutzt. Dadurch konnte die Einspannlänge verringert werden. Im Zuge dessen konnte bei weiterführenden Vorversuchen ein Ausknicken verhindert und die $t_{8/5}$ -Zeit auf unter 2 s gesenkt werden. Die endgültig verwendete Einspannung der Probe ist in Abbildung 3-8 zu sehen.

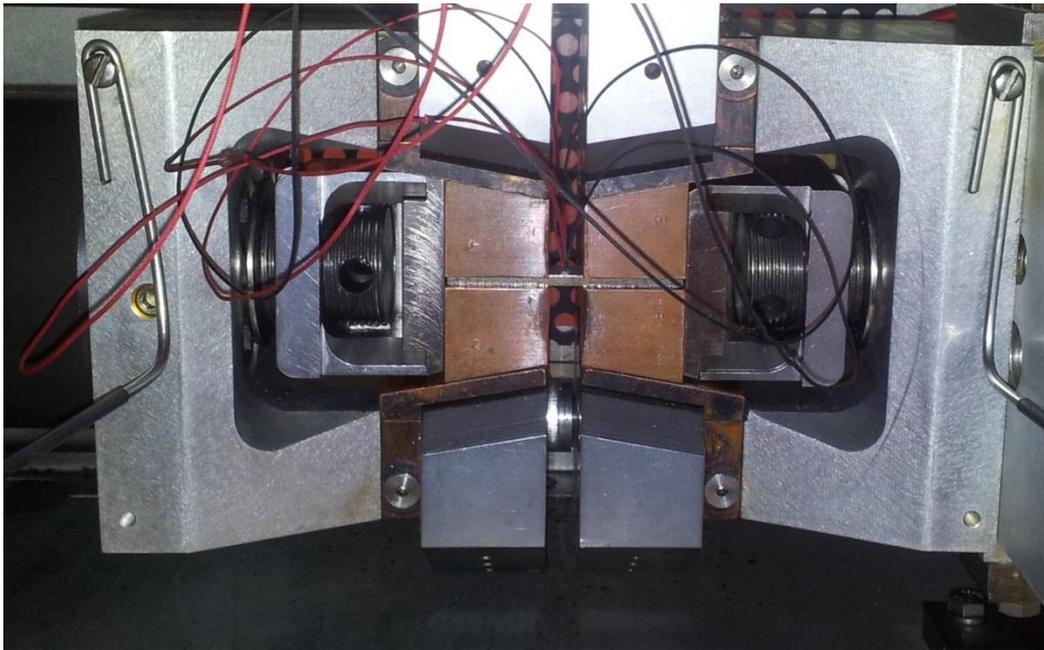


Abbildung 3-8: Innenraum der Gleeble® 3800 Prüfkammer mit eingespannter Probe.

Dabei werden die Klemmbügel einerseits zum Klemmen der Spannbacken verwendet, dienen jedoch gleichzeitig als Anschlag für die Proben. Dadurch kann ein Verrutschen der Proben während des Stauchversuchs verhindert werden. Auch die angebrachten Thermoelemente sind zu sehen. In dem angeführten Beispiel (Abbildung 3-8) sind drei Thermoelemente über die Probenbreite angebracht.

3.2.2 Probengeometrie

Mit den aus Kapitel 3.2.1 erarbeiteten Informationen wurden die endgültigen Probengeometrien für die Warmstauchversuche festgelegt. Die Probenentnahme erfolgte bei der voestalpine Stahl GmbH durch Wasserstrahlschneiden aus einem 3,15 mm dicken 26MnB5 Blech. Die Lage der Proben zur Walzrichtung ist in Abbildung 3-9 dargestellt.

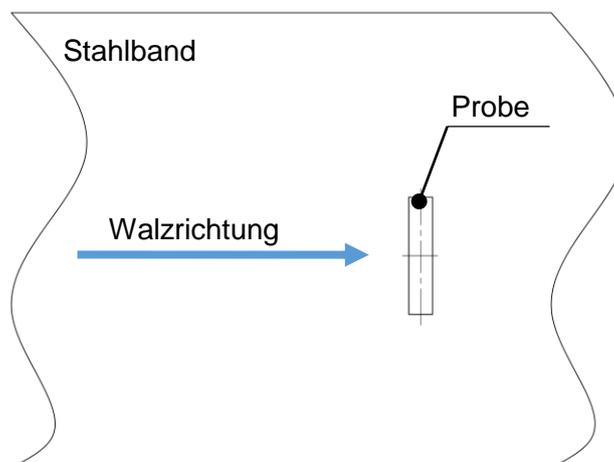


Abbildung 3-9: Probenlage zur Walzrichtung (schematisch).

Proben, die zu Kerbschlagbiegeproben weiterverarbeitet wurden, hatten dabei eine andere Geometrie als Proben für den späteren Zugversuch. In Abbildung 3-10 sind die Abmessungen der Warmstauchprobe zu sehen, die im Anschluss zu Kerbschlagbiegeproben verarbeitet wurden.

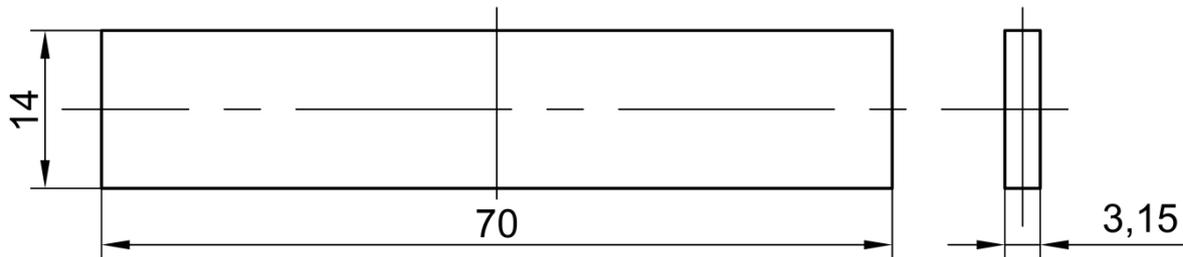


Abbildung 3-10: Geometrie der Warmstauchprobe für den Kerbschlagbiegeversuch.

Die Breite der Proben wurde mit 14 mm gewählt um genügend Spielraum für eine spätere Nachbearbeitung der Proben zu bieten. Die Länge der Proben ergab sich durch die Vorversuche und ist von mehreren Faktoren abhängig:

- Gewählte freie Länge: Freie Länge, bei der in den Vorversuchen das $t_{8/5}$ -Zeitkriterium erfüllt wurde und es zu keinem Ausknicken kam.
- Backengeometrie
- Probendicke

Bei einer Gesamtlänge der Proben von 70 mm ergibt sich nach dem Einspannen in der Gleeble® 3800 eine freie Länge von ca. 9 mm.

Warmstauchversuchsproben, die für die Härtemessung und Metallographie verwendet wurden, hatten dieselbe Geometrie wie die Proben für den Kerbschlagbiegeversuch.

Abbildung 3-11 zeigt die gewählte Geometrie der Warmstauchproben, aus denen anschließend Zugproben entnommen wurden.

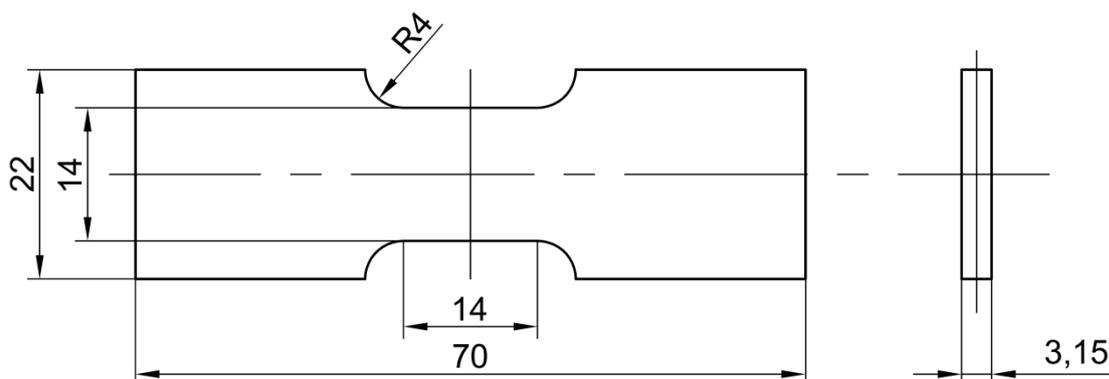


Abbildung 3-11: Geometrie der Warmstauchprobe für den Zugversuch.

Wie bei den Warmstauchproben für den Kerbschlagbiegeversuch ergab sich auch hier eine freie Länge von ca. 9 mm. Die Probengeometrie wurde so gewählt, dass die Geometrie im

Bereich der freien Länge bei beiden Probenformen dieselbe war. Die Einspannungsbereiche wurden breiter ausgeführt, um Kopfrisse beim Zugversuch zu vermeiden.

3.2.3 Thermischer und mechanischer Belastungsverlauf

Um den experimentellen Pressschweißversuch an der Gleeble® 3800 zu simulieren, mussten die Temperatur- und Kraftverläufe über den zeitlichen Verlauf des Schweißzyklus nachgebildet werden. Auf dem Gleeble® 3800 System bietet sich dafür die Verwendung des mitgelieferten Softwarepakets QuickSim™ an. Innerhalb des Programms stehen 3 Methoden der Programmierung zur Verfügung [23, S. 3]:

- Tabellarische Programmierung: Die Benutzeroberfläche besteht aus einer Tabelle, in deren Zeilen und Spalten die Steuerungsbefehle für das Gleeble® 3800 System eingetragen werden [23, S. 13].
- Deformation Control Programming (DCP): Wird genutzt um Einzel- und Mehrfachumformungen, vor allem mit dem Hydrawedge System, zu simulieren [23, S. 25].
- Gleeble Script Language (GSL): Proprietäre Skript Sprache zur Echtzeitregelung [23, S. 33].

Für diese Arbeit wurde die tabellarische Programmierung gewählt, um die Temperatur - Zeit Verläufe sowie die Kraft - Zeit Verläufe zu implementieren.

Während des Stauchversuchs wurden die in Tabelle 3-5 angegebenen Parameter für die spätere Auswertung aufgezeichnet:

Parametername	Einheit	Auflösung in Hz
Zeit	s	500
Kraft	kN	500
Soll-Temperatur	°C	500
Backenverfahrweg	mm	500
Ist-Temperatur	°C	500

Tabelle 3-5: Aufgezeichnete Parameter beim Warmstauchversuch.

3.2.3.1 Temperaturverläufe

Die Temperaturverläufe wurden den Soll-Temperaturkurven der bereits, von der voestalpine Stahl GmbH, durchgeführten WEZ-Simulation nachgebildet. Diese Kurven bestanden jedoch, je nach Spitzentemperatur und $t_{8/5}$ -Zeit, aus bis zu 2500 Datenpunkten. Ein automatisiertes Einlesen dieser Datenpunkte in das verwendete Programm QuikSim™ war jedoch nicht möglich. Da es zu aufwändig gewesen wäre, jeden einzelnen Datenpunkt einzugeben, wurden die Temperaturkurven für die Gleeble® 3800 Simulation aus einer reduzierten Anzahl

von Datenpunkten gebildet. Jeder Soll-Temperaturverlauf für den Gleeble Versuch bestand, abhängig von seiner Komplexität, aus 21-26 linearen Kurvenabschnitten. Im Folgenden ist eine Gegenüberstellung zwischen einer Soll-Temperaturkurve der WEZ-Simulation der voestalpine Stahl GmbH und einer Soll-Temperaturkurve für die Gleeble® 3800 Versuche für die Spitzentemperatur von 1300 °C zu sehen (Abbildung 3-12).

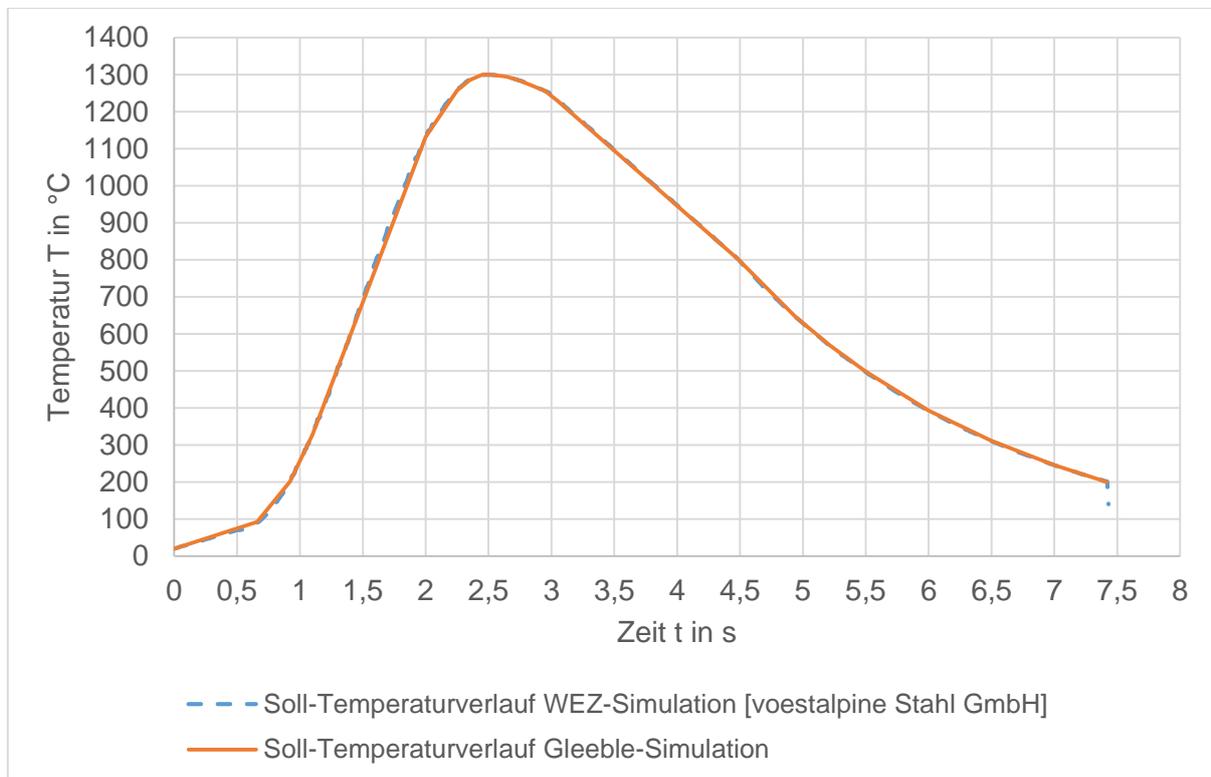


Abbildung 3-12: Vergleich der Soll-Temperaturverläufe zwischen Gleeble- und WEZ-Simulation ($T_s=1300\text{ °C}$).

Es ist gut zu erkennen, dass die Kurven obgleich der verminderten Auflösung der Gleeble® 3800 Soll-Kurve, beinahe deckungsgleich sind. Abbildung 3-13 und Abbildung 3-14 zeigen die für die Warmstauchversuche an der Gleeble® 3800 verwendeten Soll-Temperaturkurven für die unterschiedlichen $t_{3/5}$ -Zeiten und Spitzentemperaturen. Diese Verläufe basieren auf den, von der voestalpine Stahl GmbH vorgegebenen, Soll-Temperaturkurven der WEZ-Simulation und wurden vom Autor erstellt.

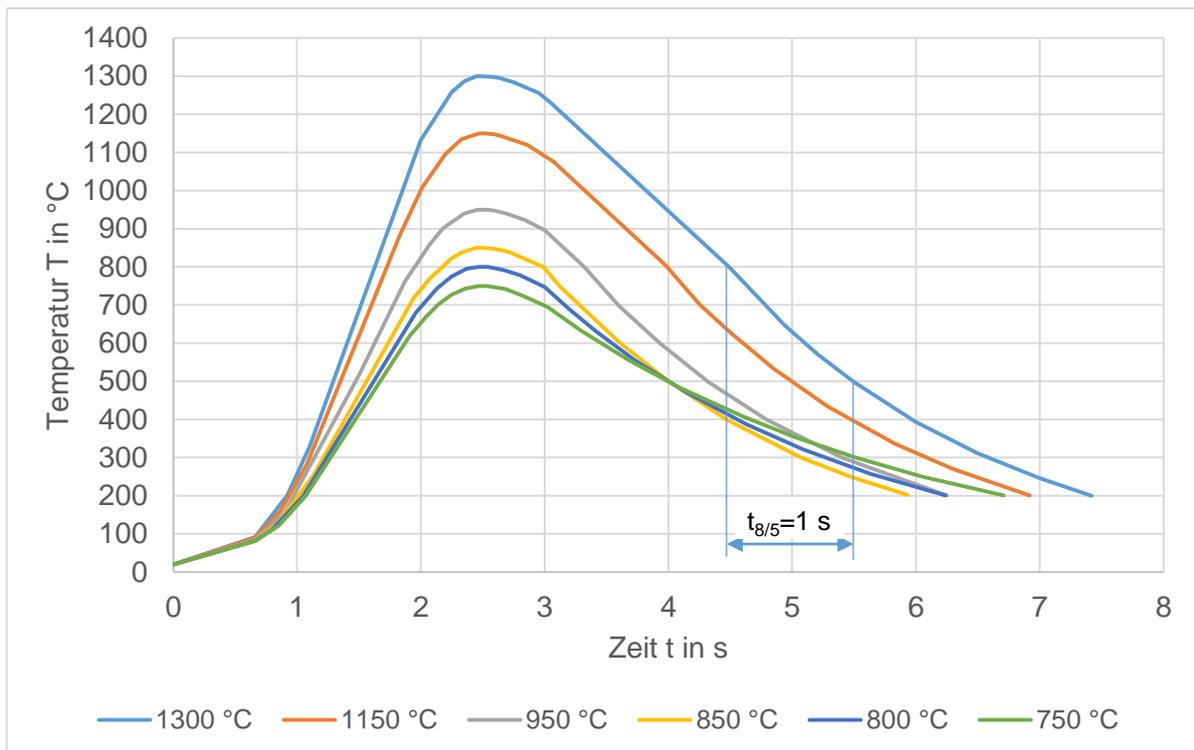


Abbildung 3-13: Soll-Temperaturverläufe mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1 s für die Gleeble-Simulation.

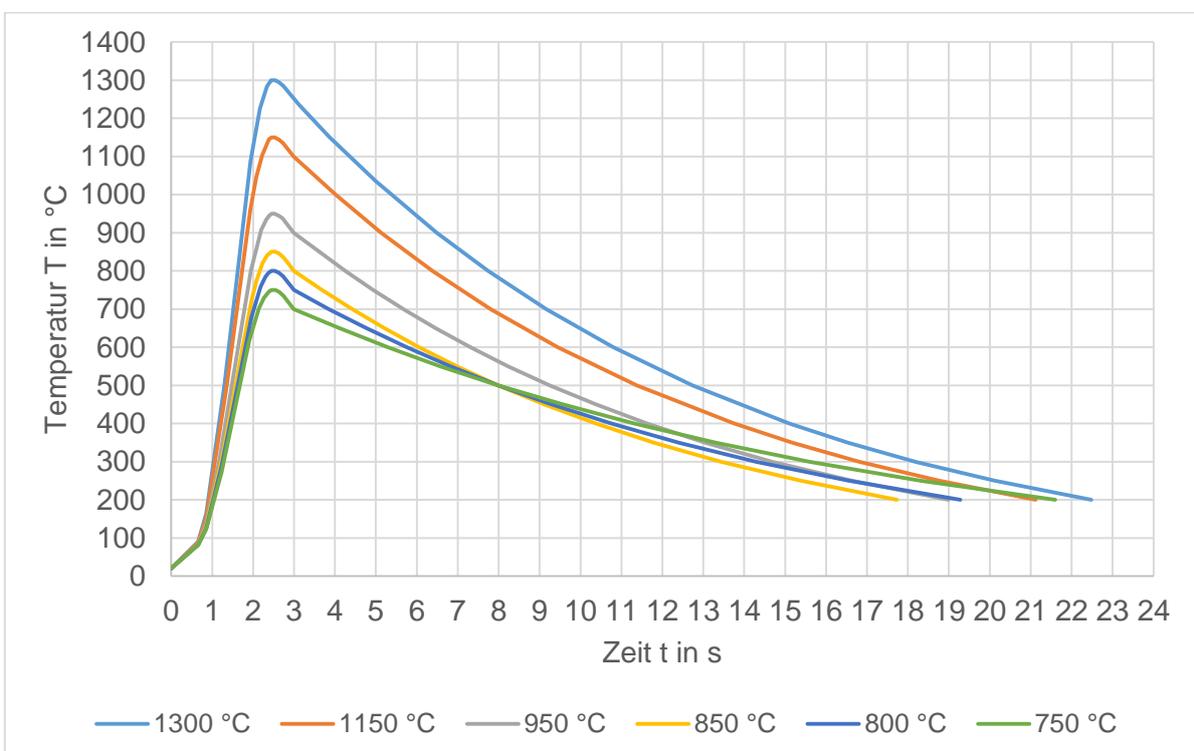


Abbildung 3-14: Soll-Temperaturverläufe mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s für die Gleeble-Simulation.

Die Ermittlung des Ist-Temperaturverlaufs erfolgte mit Hilfe von Thermoelementen des Typ K NiCr-Ni. Bei der Auswahl der Thermoelemente muss der Anwendungsbereich beachtet

werden. Laut [24, S. 2] kann ein Thermoelement des Typ K bis zu einer Temperatur von 1250 °C verwendet werden.

Bei einer längerfristigen Überschreitung der Temperatur kann es auf Grund von Diffusionsvorgängen zu einer Abnahme der gelieferten Thermospannung und damit zu einer falschen Temperaturanzeige kommen. Versuche an einem mit Thermoelementen versehenen korrosionsbeständigen Stahl haben jedoch gezeigt, dass eine kurzfristige Überschreitung der Maximaltemperatur noch zulässig ist. Bei einer Temperatur von 1300 °C wurde eine maximale Haltezeit von 3 s bestimmt. [25, S. 1-3]

Aus Abbildung 3-13 und Abbildung 3-14 ist zu erkennen, dass die für Typ K zulässige Temperatur von 1250°C bis zu einer Maximaltemperatur von 1300 °C überschritten wird. Die Verweildauer über 1250 °C liegt jedoch unter 3 s, womit die Überschreitung laut [25, S. 1-3] zu keiner signifikanten zusätzlichen Messabweichung führt.

An Proben, die für anschließende metallographische Untersuchungen sowie Härtemessungen verwendet wurden, sind 3 Thermoelemente über die Probenbreite angebracht worden. Bei den restlichen Proben wurde nur ein Thermoelement verwendet. Zum Anbringen der Thermoelemente wurde das Thermoelement-Schweißgerät 35200 der Firma Dynamic Systems Inc. verwendet. Die Positionierung der Thermoelemente kann Abbildung 3-15 entnommen werden.

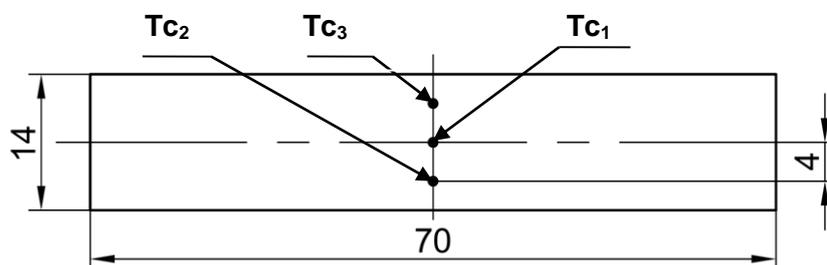


Abbildung 3-15: Positionierung der Thermoelemente auf der Probe für Metallographie und Härtemessung.

Abbildung 3-16 zeigt eine Probe mit (entsprechend Abbildung 3-15) applizierten Thermoelementen.

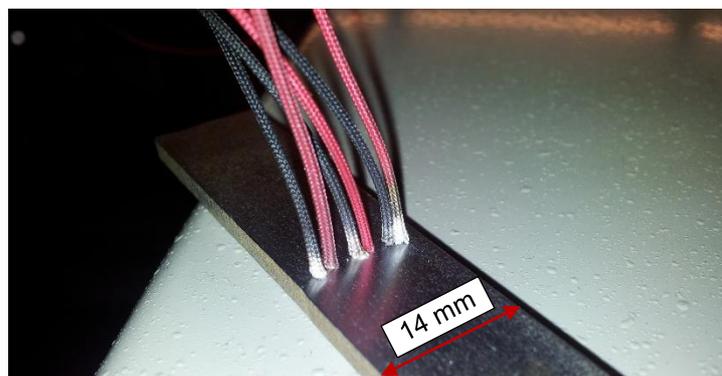


Abbildung 3-16: Warmstauchprobe mit applizierten Thermoelementen.

3.2.3.2 Kraftverlauf

Der Soll-Kraftverlauf ergibt sich aus dem vordefinierten Parameter Stauchdruck und Restdruck sowie aus der ermittelten mittleren Stauchzeit.

Die Ermittlung der mittleren Stauchzeit erfolgte dabei durch die Auswertung von drei, bei der voestalpine Stahl GmbH, aufgezeichneten Pressstumpfschweißzyklen. Bei jedem Zyklus wurde die Stauchzeit separat ermittelt und anschließend der Mittelwert gebildet. Eine der zur Ermittlung der mittleren Stauchzeit verwendeten Kurven wurde bereits in Abbildung 2-22 (S. 26) dargestellt. In Abbildung 3-17 ist derselbe Versuch, jedoch mit dem Fokus auf die Stauchzeit, dargestellt.

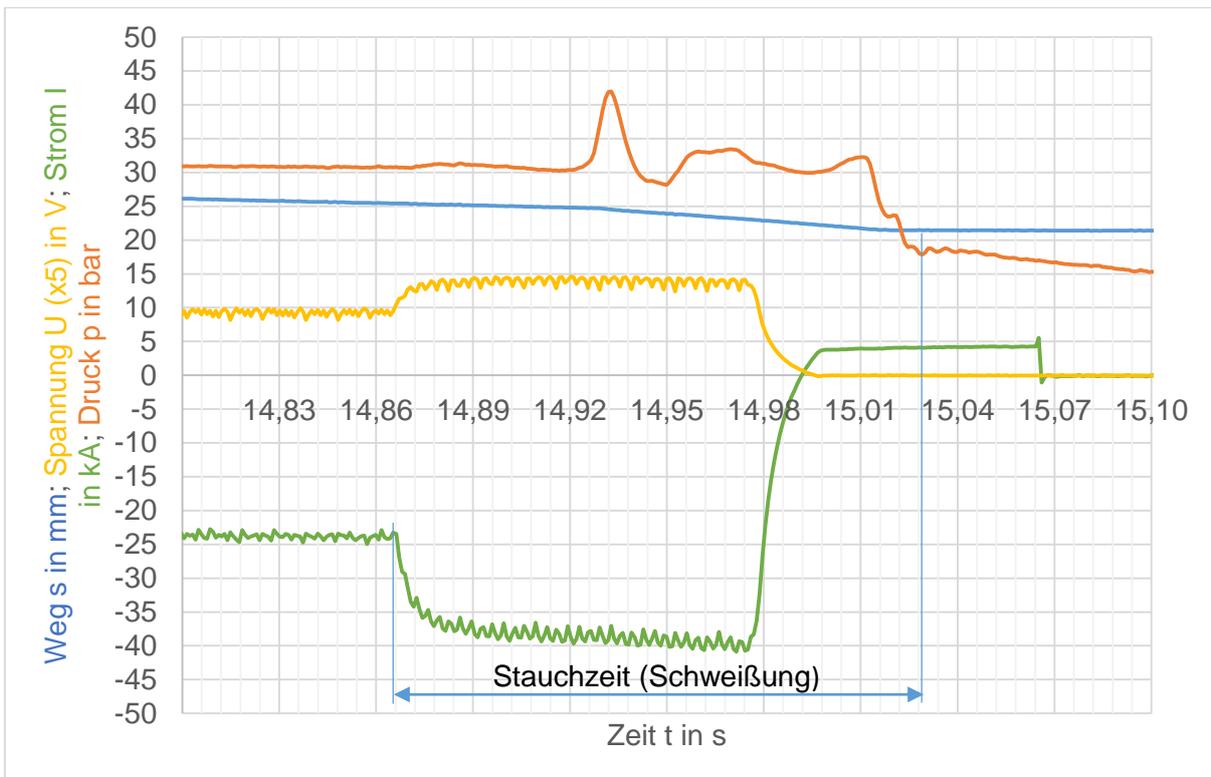


Abbildung 3-17: Pressstumpfschweißzyklus (Versuch_1) mit Fokus auf die Stauchzeit [voestalpine Stahl GmbH].

Der Beginn der Stauchzeit ist mit dem Anstieg des Schweißstroms definiert, das Ende mit dem Abfall des Schweißstauchdrucks auf den Restdruck. An Hand der 3 ermittelten Stauchzeiten wurde die mittlere Stauchzeit berechnet (siehe Tabelle 3-6).

Zyklusname	Stauchzeit in s	Mittlere Stauchzeit in s
Versuch_1	0,162	0,168
Versuch_2	0,176	
Versuch_3	0,167	

Tabelle 3-6: Berechnung der mittleren Stauchzeit für die Gleeble-Simulation.

Abbildung 3-18 zeigt die Druckverläufe jener drei Versuche, die in Tabelle 3-6 zur Berechnung der mittleren Stauchzeit verwendet wurde. Darin erkennt man, dass die Druckverläufe gut reproduzierbar sind.

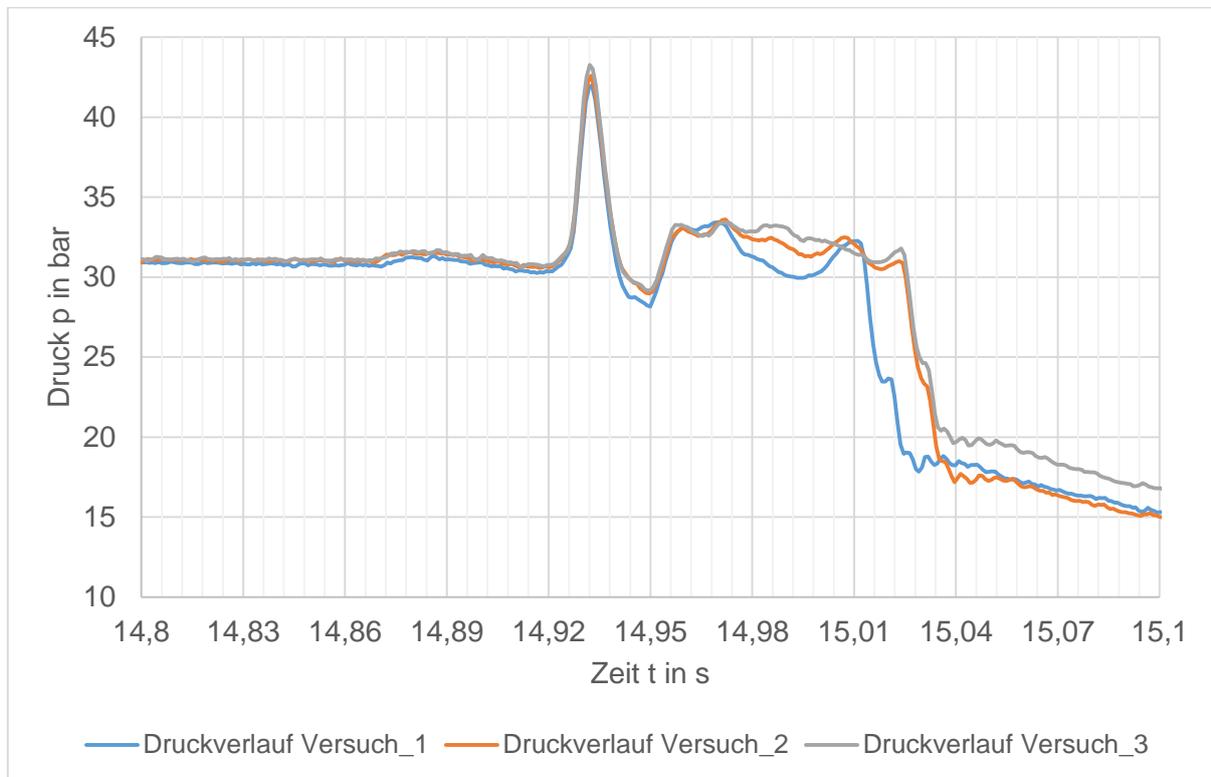


Abbildung 3-18: Vergleich der gemessenen Druckverläufe beim Pressstumpfschweißen [voestalpine Stahl GmbH].

Das Gleeble® 3800 System verfügt sowohl über ein System der Kraftregelung als auch der Wegregelung. Da die Proben mit einem gewissen Stauchdruck beaufschlagt werden sollen, wurde als Regelungsart die Kraftregelung gewählt. Bei den verwendeten Proben errechneten sich, auf Grund des Probenquerschnitts, die den Drücken entsprechenden Kräfte (siehe Tabelle 3-7).

Probenquerschnittsfläche in mm ²	Stauchdruck in MPa	Stauchkraft in N	Restdruck in MPa	Restkraft in N
44,1	90	3969	15	661,5

Tabelle 3-7: Verwendete Kräfte für die Gleeble-Simulation.

Durch die Kenntnis der mittleren Stauchzeit konnte nun der Soll-Stauchkraftverlauf festgelegt werden (Abbildung 3-19).

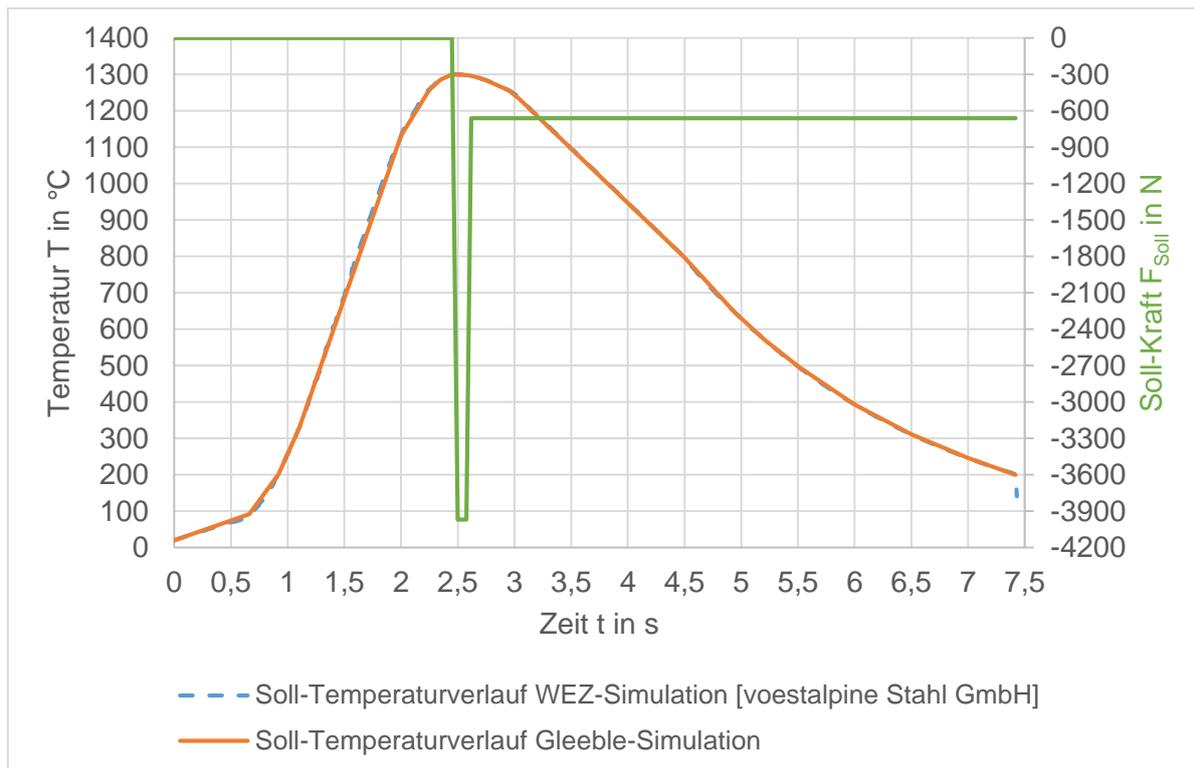


Abbildung 3-19: Soll-Kraftverlauf und Soll-Temperaturverlauf für die Gleeble-Simulation.

Dabei wird während des Aufheizvorgangs, im Gegensatz zum realen Versuch, kein definierter Kontaktdruck aufgebracht. Die Aufgabe und Notwendigkeit des Kontaktdrucks wurde bereits in Kapitel 2.10 (S. 24) erläutert. Daraus ergibt sich auch, dass ein Kontaktdruck für die Gleeble-Versuche nicht notwendig ist.

Nach dem Erreichen der Spitzentemperatur wird mit dem Aufbringen der Stauchkraft begonnen. Die vorher ermittelte mittlere Stauchzeit beinhaltet 3 Phasen:

- Aufbringen der Stauchkraft
- Halten der Stauchkraft
- Entspannen auf die Restkraft

Die Restkraft wirkt auf die Probe ein, bis sie abgekühlt ist. Der Grund dafür ist, dass auch beim experimentellen Pressstumpfschweißzyklus bis zum Ende eine Restkraft auf die Fügeteile wirkt.

Die Parameter Stauchzeit, Stauchkraft und Restkraft wurden bei allen Versuchen gleich gehalten.

Bei den ersten Vorversuchen hat sich jedoch gezeigt, dass es bei höheren Spitzentemperaturen (>850 °C) über die Kraftregelung nicht möglich war, die geforderte Stauchkraft in der sehr kurzen Stauchzeit aufzubringen. In weiteren Vorversuchen hat sich diese Problematik bestätigt. Abbildung 3-20 zeigt den Kraftverlauf einer, durch Kraftregelung erstellten, Vorversuchsprobe. Bei einer Spitzentemperatur von 1300 °C wurde nur eine Stauchkraft von 2 kN erreicht.

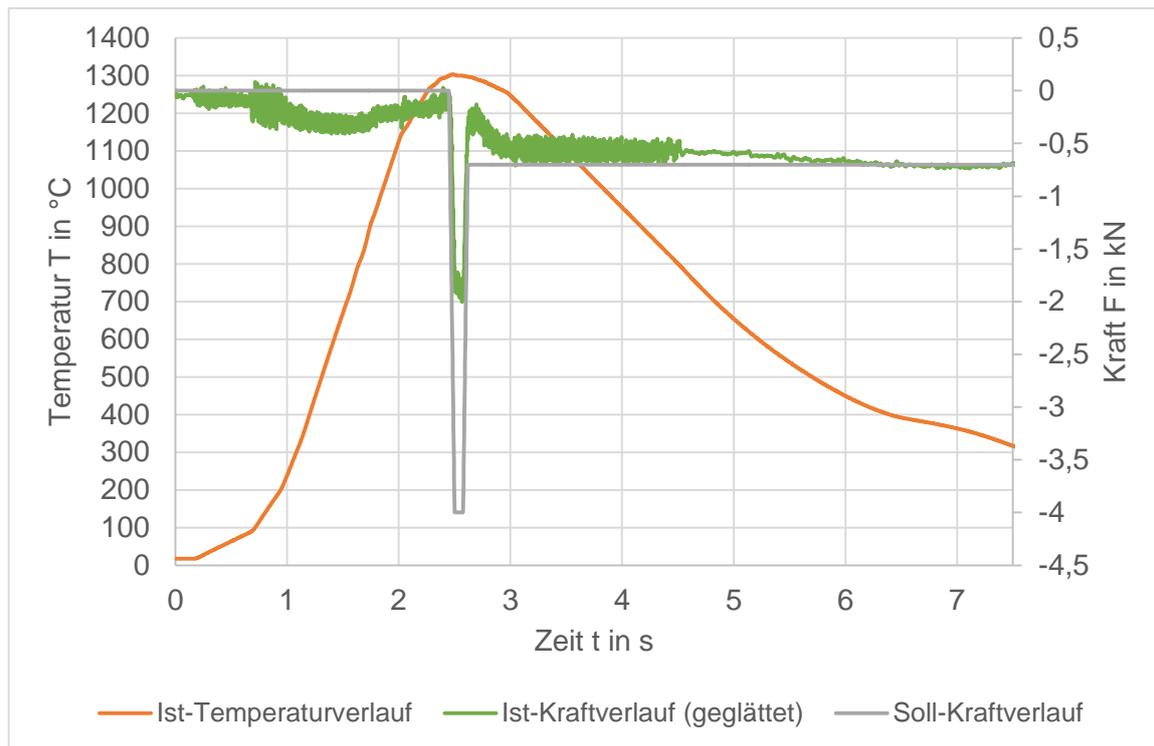


Abbildung 3-20: Gegenüberstellung der Ist- und Soll-Kraftverläufe bei einem Vorversuch mit Kraftregelung.

Daraufhin wurden weitere Vorversuche unter Verwendung der Wegregelung an Stelle der Kraftregelung durchgeführt. Diese Vorversuche haben gezeigt, dass die Wegregelung schneller reagiert und damit auch die notwendige Stauchkraft im passenden Stauchzeitablauf erreicht werden kann. Aus diesem Grund wurde bei Spitzentemperaturen von über 850 °C die Wegregelung zum Aufbringen der notwendigen Kraft verwendet. Dazu wurde der Umweg über die Dehnung gegangen. Innerhalb der vorgegebenen Stauchzeit wurde aus diesem Grund eine, je nach vorherrschender Spitzentemperatur angepasste, weggesteuerte Stauchung durchgeführt. Die dabei wirkende Kraft wurde mitgemessen. Der Vergleich zwischen Soll-Stauchkraft und tatsächlich erreichter Ist-Stauchkraft der einzelnen Proben kann Anhang A (S. i) entnommen werden.

Aus Tabelle 3-8 kann die bei der jeweiligen Spitzentemperatur verwendete Regelungsart entnommen werden.

Spitzentemperatur T_s in °C	Regelungsart
1300	weg geregelt
1150	weg geregelt
950	weg geregelt
850	kraft geregelt
800	kraft geregelt
750	kraft geregelt

Tabelle 3-8: Verwendete Regelungsart in Abhängigkeit der Spitzentemperatur.

3.3 Härteprüfung

Die Härteprüfung wurde mit dem Härteprüfverfahren nach Vickers durchgeführt (vgl. Kapitel 2.6, S. 13). Zur Bestimmung des Härteverlaufs über die thermo-mechanisch belastete Zone wurde eine Härtelinie pro Probe im Querschliff gemessen. Die Härtelinie wurde etwa auf Höhe der halben Dicke der Querschliffprobe positioniert.

Die Messungen der Härtelinien wurden an einer M1C 010 der EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH durchgeführt. Die Eingabe der Messpunkte, sowie die Steuerung der Anlage, erfolgten über die systemeigene Software. Bei den durchgeführten Messungen handelte es sich um HV1 Messungen bei Raumtemperatur. Der horizontale Abstand der Messpunkte zueinander wurde mit 0,3 mm festgelegt. Der Abstand wurde möglichst gering gewählt, um eine gute Auflösung des Härteverlaufs zu erhalten.

Um die Härte des Gefüges in der Ebene der Thermoelemente zu bestimmen, wurden auch noch Härtemessungen an den Längsschliffproben durchgeführt. Es wurden dabei HV10 Messungen bei Raumtemperatur durchgeführt. Als Prüfmaschine wurde eine M4C 025 G3M der EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH verwendet. Abbildung 3-21 zeigt dabei die Positionierung der Messpunkte im Längsschliff.

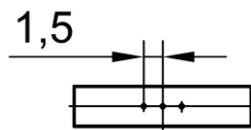


Abbildung 3-21: Position der Messpunkte im Längsschliff.

Die mittleren Härtewerte der HV10 Messungen sollen als Vergleichswerte zu den Härtemessungen an den WEZ-simulierten Proben der voestalpine Stahl GmbH dienen.

3.4 Zugversuche

Aufgrund der geringen Gesamtlänge der warmgestauchten Gleeble-Proben war es nicht möglich, eine genormte Zugversuchsprobe herzustellen. Aus diesem Grund wurde eine spezielle Zugprobenform der voestalpine Stahl GmbH verwendet, die aus Abbildung 3-22 ersichtlich ist.

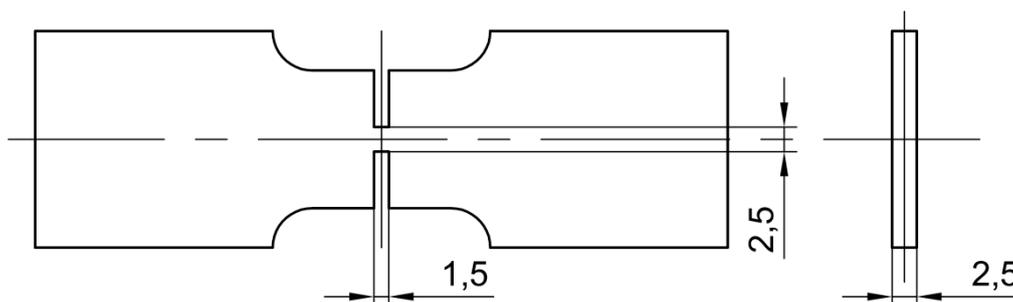


Abbildung 3-22: Probe für den Zugversuch [voestalpine Stahl GmbH].

Indem der Querschnitt in der gestauchten Zone durch eine Nachbearbeitung stark vermindert wurde, war ein Bruch an dieser Stelle garantiert. Die Probengeometrie ist nicht vollständig bemaßt, da sich die restlichen Abmessungen (bis auf die Gesamtlänge der Probe aufgrund der Stauchung) gegenüber der Probengeometrie für den Gleeble-Versuch (vgl. Abbildung 3-11, S. 36) nicht verändert haben.

Sowohl die Probenbearbeitung als auch die Durchführung des Zugversuchs wurden bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz abgewickelt. Die Zugversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Als Zugprüfmaschine wurde eine Z020 der Zwick GmbH & Co. KG verwendet. Aufgrund der speziellen Form der Zugversuchsproben war es jedoch nicht möglich, einen Dehnungsaufnehmer für die Längenänderungsmessung anzubringen. Dadurch war es nur noch möglich, die Zugfestigkeit R_m zu bestimmen.

3.5 Kerbschlagbiegeversuche

Für die Durchführung der Kerbschlagbiegeversuche wurde die DIN EN ISO 148-1:2010 [20] herangezogen. Aufgrund der vorliegenden Probengeometrie aus den Warmstauchversuchen war es jedoch nicht möglich Normal-Proben mit V-Kerb zu verwenden. Stattdessen wurden an die DIN EN ISO 148-1:2010 angelehnte Untermaß-Probe mit V-Kerb verwendet. Bis auf die von der Norm abweichende Breite von 3 mm wurden die Untermaßproben mit V-Kerb nach der herangezogenen Norm gefertigt. Abbildung 3-23 zeigt die Abmaße der Kerbschlagbiegeproben. Die geltenden Form-, Maß-, Lage- und Oberflächentoleranzen sind der DIN EN ISO 148-1:2010 zu entnehmen.

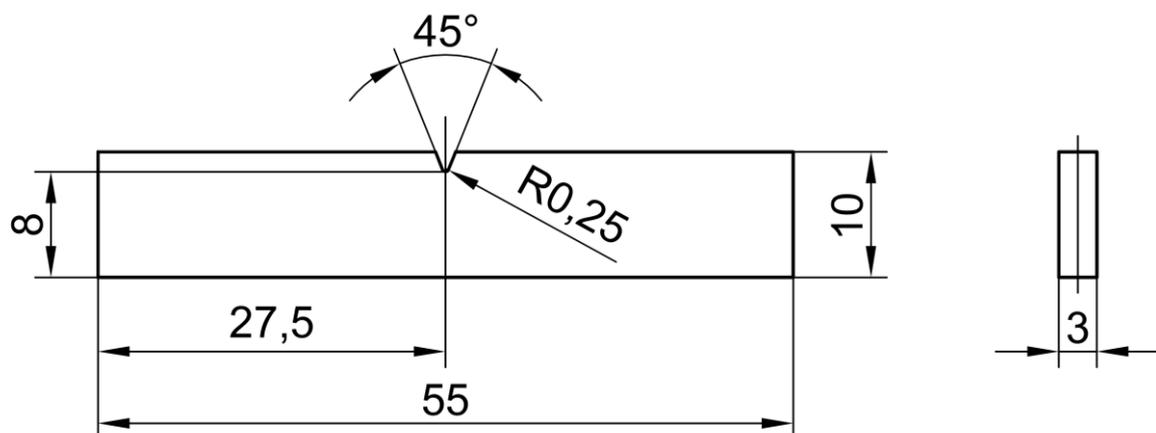


Abbildung 3-23: Probe für den Kerbschlagbiegeversuch [Vom Autor in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1:2010 erstellt].

Die auf der Gleeble-Anlage warmgestauchten Proben wurden allseitig auf die in Abbildung 3-23 angeführten Abmaße bearbeitet. Der Kerb wurde dabei auf Höhe der Überreste der Thermoelemente aus dem Warmstauchversuch angebracht. Die Kerbe wurde durch Funkenerodieren hergestellt. Die Fertigung und das Schlagen der Kerbschlagbiegeproben wurde bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt.

Es sollten jeweils 3 Proben pro Spitztemperatur und $t_{8/5}$ -Zeit bei -40 °C sowie bei $+20\text{ °C}$ geschlagen werden.

Nach dem Schlagen des Probensatzes bei -40 °C hat sich jedoch gezeigt, dass es bei rund 43 % der Proben zu einem abweichenden Rissverlauf kommt (siehe Abbildung 4-24 und Abbildung 4-25, S. 71 und S. 72). Dadurch konnte die, an den ungültig gebrochenen Proben gemessene, verbrauchte Schlagenergie K_v nicht für die Auswertung herangezogen werden. Auf die Ursache der abweichenden Rissverläufe wird in Kapitel 4.4 (S. 70ff) genauer eingegangen.

Um einen Rissverlauf in der thermo-mechanisch belasteten Zone zu gewährleisten wurden Möglichkeiten gesucht, um ein Abweichen des Rissverlaufs zu verhindern. In Zusammenhang mit abweichenden Rissverläufen bei Kerbschlagbiegeversuchen an lasergeschweißten Nähten wurden in der Literatur bereits einige mögliche Modifikationen an Kerbschlagbiegeproben durchgeführt. Laut [26] können folgende Maßnahmen geeignet sein, um eine Rissabweichung zu verhindern:

- Einbringen von zusätzlichen, seitlich angebrachten, Kerben
- Einbringen eines Ermüdungsrisses anstelle einer V-Kerbe. Eine weitere Variante wäre auch das zusätzliche Einbringen eines Ermüdungsrisses im Kerbgrund der V-Kerbe
- Anbringen der Kerbe im rechten Winkel zur Schweißnahtebene
- Verwendung von V-Kerb-Kleinproben z.B.: laut ÖNORM EN ISO 14556:2006 [27]
- Nachträgliches Härten des Schweißgrundwerkstoffs um die mechanischen Eigenschaften des Schweißgrundwerkstoffs an die mechanischen Eigenschaften der Schweißnaht anzugleichen
- Anbringen von 2 zusätzlichen Schweißnähten links und rechts neben der zu prüfenden Schweißnaht

Von diesen Maßnahmen wurde das Einbringen von zusätzlichen Seitenkerben als die praktikabelste Methode für diesen Fall erachtet. Gründe dafür sind.

- Geringe Mehrkosten
- Geringer Aufwand
- Vernachlässigbare thermische Beeinflussung der thermisch und mechanisch belasteten Zone
- Vergleichsweise großer Restquerschnitt im Vergleich zu z.B. V-Kerb-Kleinproben

Die neue Kerbschlagbiegeprobengeometrie für den zweiten Probensatz ist in Abbildung 3-24 zu sehen.

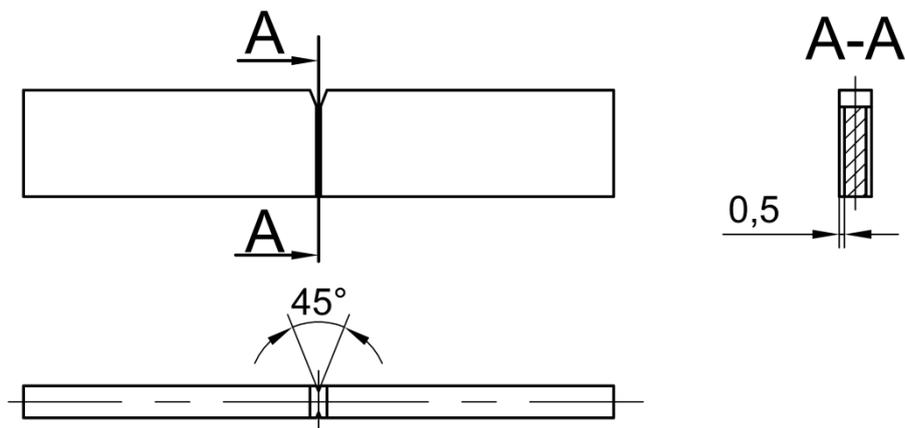


Abbildung 3-24: Probe für den Kerbschlagbiegeversuch mit modifizierter Geometrie.

Diese neue Probengeometrie entspricht bis auf die seitlich eingebrachten Kerben der Probengeometrie aus Abbildung 3-23 (S. 46).

Es wurde entschieden, auch den zweiten Probensatz, mit nunmehr neuer Geometrie, bei -40 °C statt bei +20 °C zu schlagen. Der Grund dafür ist, dass die verbrauchte Schlagenergie bei -40 °C niedriger und deren Kenntnis damit auch wichtiger ist als jene bei +20 °C. Auch die Geometrie der rein WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben der voestalpine Stahl GmbH wurde auf die in Abbildung 3-24 gezeigte Geometrie verändert und geprüft, um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zueinander zu gewährleisten.

Auf Grund der Rissabweichungen beim Kerbschlagbiegeversuch mit der Probengeometrie aus Abbildung 3-23 (S. 46) wurden auch jene Proben mitgeschlagen, die eigentlich für den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch gedacht waren. Dies wurde getan, um eine größere Anzahl an Ergebnissen zu bekommen. Des Weiteren dienten die Proben als Versuchsproben für die neue Probengeometrie nach Abbildung 3-24. Da keine Ersatzproben zur Verfügung standen, wurde der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch schlussendlich nicht durchgeführt.

3.6 Metallographische Untersuchungen

Für die metallographische Untersuchung wurden sowohl Längsschliffe als auch Querschliffe von den Gleeble-simulierten Proben erstellt.

Im ersten Schritt wurden die Schliffproben aus den warmgestauchten Proben entnommen. Die Proben wurden mit Hilfe einer WOCO TOP 350 A2-Z der Firma Conrad Apparatebau GmbH geschnitten. Es wurde jeweils eine Probe pro Längsschliff und eine weitere Probe für den Querschliff benötigt. Die Schnittführung sowie die endgültige Schliffposition für den Querschliff ist in Abbildung 3-25, jene für den Längsschliff in Abbildung 3-26 zu sehen.

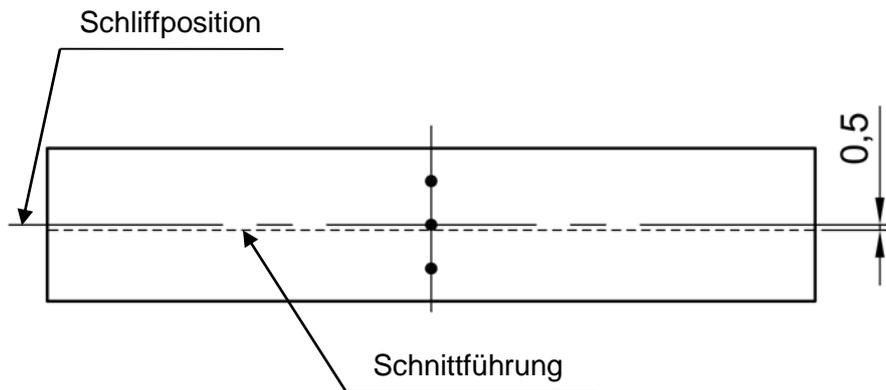


Abbildung 3-25: Schnittführung und Schliffposition des Querschliffs.

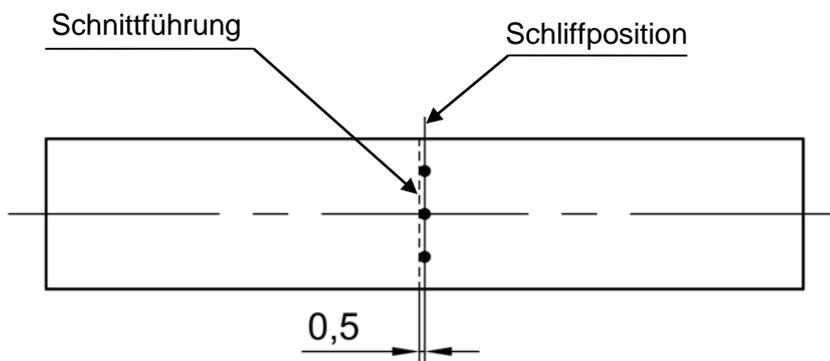


Abbildung 3-26: Schnittführung und Schliffposition des Längsschliffs.

Die Schnitte wurden dabei in einem Abstand von 0,5 mm neben der geplanten, endgültigen Schlifflage geführt. Der Schnitt erfolgte gekühlt. Der Abstand zwischen Schnitt und Schlifflage soll eine, durch den Schnitt möglicherweise auftretende, thermische bzw. mechanische Beeinflussung des Schliffs verhindern. Die Schnittlage ist mit einer gestrichelten Linie gekennzeichnet. Die endgültige Schlifflage befindet sich auf Höhe der Position der Thermoelemente, welche in den Abbildungen als Punkte dargestellt sind.

Nach der Probenentnahme wurde die Schnittführung überprüft und der tatsächliche Abstand zwischen Schnittlage und endgültiger Schlifflage gemessen. Das anschließende Warmeinbetten der Schliffproben erfolgte mit einer CitoPress-10 der Struers GmbH. Die Informationen zum Warmeinbetten sind in Tabelle 3-9 zusammengefasst.

Zylinderdurchmesser in mm	30
Einbettmittel	MultiFast
Einbetttemperatur in °C	180
Aufheizzeit in min	3
Abkühlzeit in min	2
Zylinderdruck in bar	250

Tabelle 3-9: Informationen zum Warmeinbetten.

Nach dem Warmeinbetten wurden alle Proben entsprechend ihrer Probenbezeichnung markiert. Bei Proben mit mehreren Thermoelementen wurde auch die Position der Thermoelemente gekennzeichnet.

Als nächster Arbeitsschritt wurden die Proben mit zunehmend feinerer Körnung geschliffen. Da es besonders bei den Längsschliffen wichtig war möglichst die Mitte der thermisch und mechanisch Belasteten Zone zu treffen, wurden die Schliffproben anfänglich per Hand auf Ziel präpariert. Dazu wurde der Acustop 30 der Struers GmbH verwendet. Damit wurden die Schliffproben bis auf 0,15 mm neben der gewünschten Endlage präpariert. Es wurde dafür ein Schleifpapier der Körnung 320 verwendet. Im Anschluss wurden die Proben in einen 6 Stück fassende Probenhalter eingespannt. Mit Hilfe einer TegraPol-31 der Struers GmbH wurden die Proben fertig geschliffen und anschließend poliert. Die Schleifeinstellungen sind in Tabelle 3-10, die Poliereinstellungen in Tabelle 3-11 zusammengefasst.

Arbeitsschritt	Körnung	Drehzahl in 1/min	Kraft pro Probe in N	Schleifdauer in s
1	500	150	6,7	150
2	800	150	6,7	60
3	1200	150	6,7	90
4	2400	150	6,7	180
5	4000	150	6,7	180

Tabelle 3-10: Schleifeinstellungen.

Arbeitsschritt	Poliersuspension	Korngröße in μm	Drehzahl in 1/min	Kraft pro Probe in N	Polierdauer in s
1	DiaDuo	1	150	20	180
2	DiaDuo	1	150	10	180

Tabelle 3-11: Poliereinstellungen.

Nach dem Polieren wurden die Längsschliffe mit 3%ige HNO_3 Lösung geätzt und das Gefüge im Lichtmikroskop Zeiss Observer.Z1m untersucht. Es wurden dabei Bilder in 500-facher sowie 1000-facher Vergrößerung aufgenommen.

Die Querschliffe wurden nach dem Polieren zuerst für die Messung der Härtelinien verwendet und erst danach ebenfalls mit 3%ige HNO_3 Lösung geätzt. Von den Querschliffen wurden anschließend makroskopische Bilder mit Hilfe einer Nikon D90 erstellt.

4 Versuchsergebnisse

In diesem Abschnitt sind die aus den Untersuchungen gewonnenen Ergebnisse zusammengefasst und interpretiert worden. Die Ergebnisse wurden dabei vorwiegend in Diagrammen dargestellt. Die Auflistung der Messergebnisse ist Anhang A bis D zu entnehmen. Die WEZ-simulierten Proben und die daraus gewonnenen quantitativen Ergebnisse sowie die quantitativen Ergebnisse der Kerbschlagbiege- und Zugversuche der Gleeble-simulierten Proben wurden von der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung gestellt.

4.1 Warmstauchversuche

Die in Kapitel 3.2 (ab S. 30) vorgestellte Vorgehensweise zur Erstellung der Warmstauchproben wurde umgesetzt. Es sollen hier jedoch nicht die Daten aller durchgeführten Warmstauchversuche aufgelistet werden. Diese sind dem Anhang A (S. i) zu entnehmen. Stattdessen werden die Ergebnisse exemplarischer Warmstauchversuche gezeigt. Für die Aufbereitung der Gleeble® 3800 Rohdaten wurde das Programm Microsoft Excel 2013 verwendet.

Nachfolgend wird zunächst die Übereinstimmung der Soll- und Ist-Temperaturverläufe an der Gleeble® 3800 gezeigt. Abbildung 4-1 zeigt die Gegenüberstellung der Soll- und Ist-Temperaturverläufe der Probe H_130_2_9_01 (Erklärung der Probenbezeichnung ist in Kapitel 3.1, S. 28 zu finden). Diese Probe wurde im späteren Verlauf für einen Längsschliff verwendet.

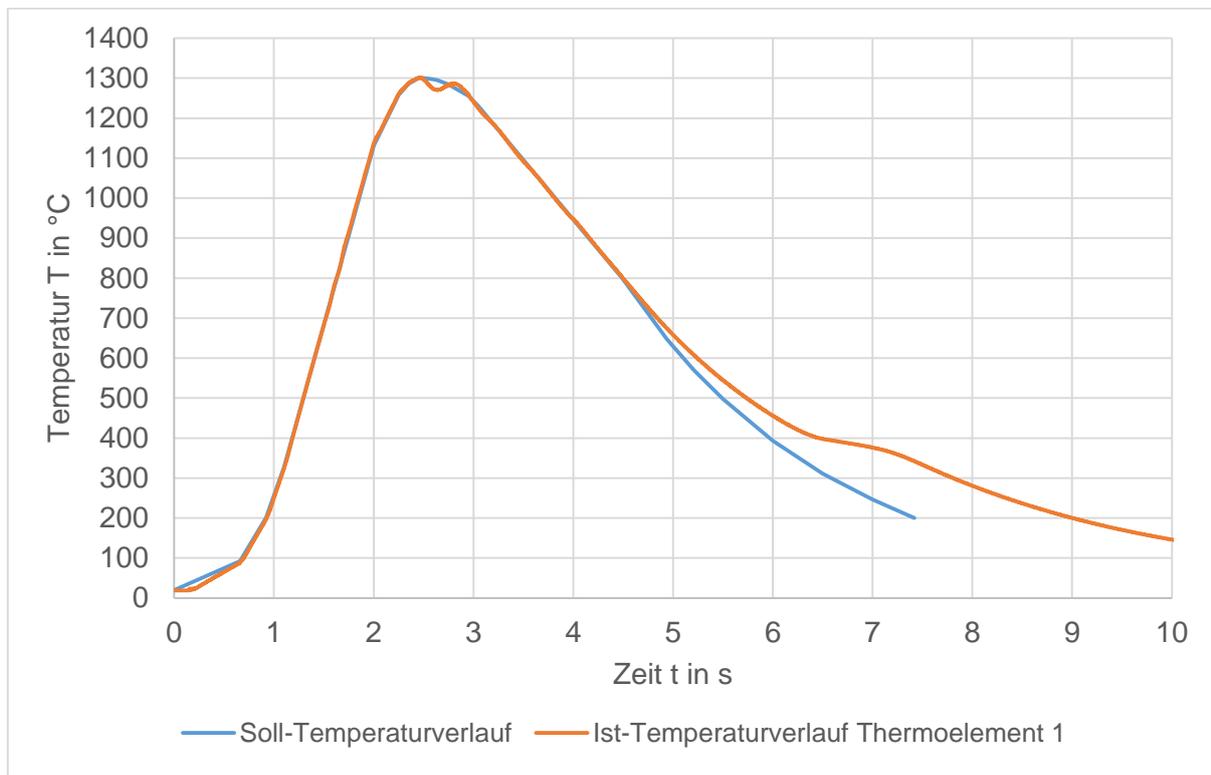


Abbildung 4-1: Temperaturverlauf der Probe H_130_2_9_01 ($T_{c1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,3\text{ s}$).

Die blau gekennzeichnete Kurve in Abbildung 4-1 zeigt den, durch die Gleeble vorgegebenen, Soll-Temperaturverlauf. Die orange Kurve repräsentiert den durch das Thermoelement 1 (T_{C1}) aufgezeichneten realen Temperaturverlauf während des Warmstauchversuchs. Das Thermoelement 1 wird auch von der Gleeble-Regelung zum Vergleich zwischen Soll- und Ist-Wert verwendet. Die erreichte Spitzentemperatur (T_{C1max}) betrug 1302 °C.

Während der Erwärmung der Probe sind beide Kurven annähernd deckungsgleich. Zum Zeitpunkt des Erreichens der Spitzentemperatur kommt es zur Stauchung und damit auch zu einer Wulstbildung. Da die Thermoelemente mittig angebracht wurden, befinden sie sich auf dem Wulst. Aufgrund der Wulstbildung kommt es zu einem temporären Temperaturabfall. Durch das schnelle Ansprechverhalten der Regelung kommt es jedoch nur zu geringen Abweichungen zwischen Soll- und Ist-Temperatur. Im Verlauf der Abkühlung ist es im oberen Temperaturbereich noch möglich, die Vorgabewerte zu erreichen. Bei zunehmender Abkühlung weichen die beiden Kurven jedoch voneinander ab. Dies ergibt sich aus der Tatsache, dass die Kühlleistung der Gleeble in diesem Bereich nicht mehr ausreicht. Diese Thematik wurde bereits im Kapitel 3.2 behandelt. Des Weiteren handelt es sich beim Soll-Temperaturverlauf um einen Temperaturverlauf mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1 s. Gefordert ist für diese Versuche jedoch lediglich eine $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s. Erreicht wurde in diesem Versuch eine $t_{8/5}$ -Zeit von 1,3 s, womit es sich um einen gültigen Versuch handelt.

Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s liegt im ZTU-Schaubild eine Abkühlgeschwindigkeit von mehr als 80 K/s vor (siehe Abbildung 2-19, S. 24). Dies hat eine rein martensitische Umwandlung zur Folge. Es sei hier jedoch noch einmal darauf hingewiesen, dass das ZTU-Schaubild nur als Anhaltspunkt herangezogen werden kann (siehe Kapitel 2.3, S. 7).

Bei etwa 400 °C kommt es zu einem weiteren Abflachen der Abkühlungskurve. Grund dafür ist die frei werdende Umwandlungswärme bei der Martensitbildung. Dies deckt sich auch gut mit der im ZTU-Schaubild (siehe Abbildung 2-19, S. 24) errechneten Martensit-Starttemperatur von 407 °C.

Im Vergleich zu Abbildung 4-1 ist in Abbildung 4-2 ein Versuch mit einer vorgegebenen $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s dargestellt. Bis auf zwei Bereiche, erkennt man hier eine sehr gute Deckung des Soll-Temperaturverlaufs mit dem Ist-Temperaturverlauf. Der erste abweichende Bereich befindet sich wie in Abbildung 4-1 im Bereich der Stauchung mit der bereits erklärten Ursache.

Der zweite Bereich liegt wiederum bei etwa 400 °C. Auch hier kommt es zu frei werdender Energie auf Grund der Phasenumwandlung. Da die Kühlleistung der Gleeble bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s jedoch ausreichend ist, kann ein Abflachen der Abkühlungskurve unterdrückt werden. Bei einer vorgegebenen $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s konnte bei diesem Versuch eine reale $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s erreicht werden. Eine $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s führt zu einer Abkühlgeschwindigkeit von 60 K/s. Laut ZTU-Schaubild (siehe Abbildung 2-19, S. 24) führt auch dies zu einer rein martensitischen Umwandlung.

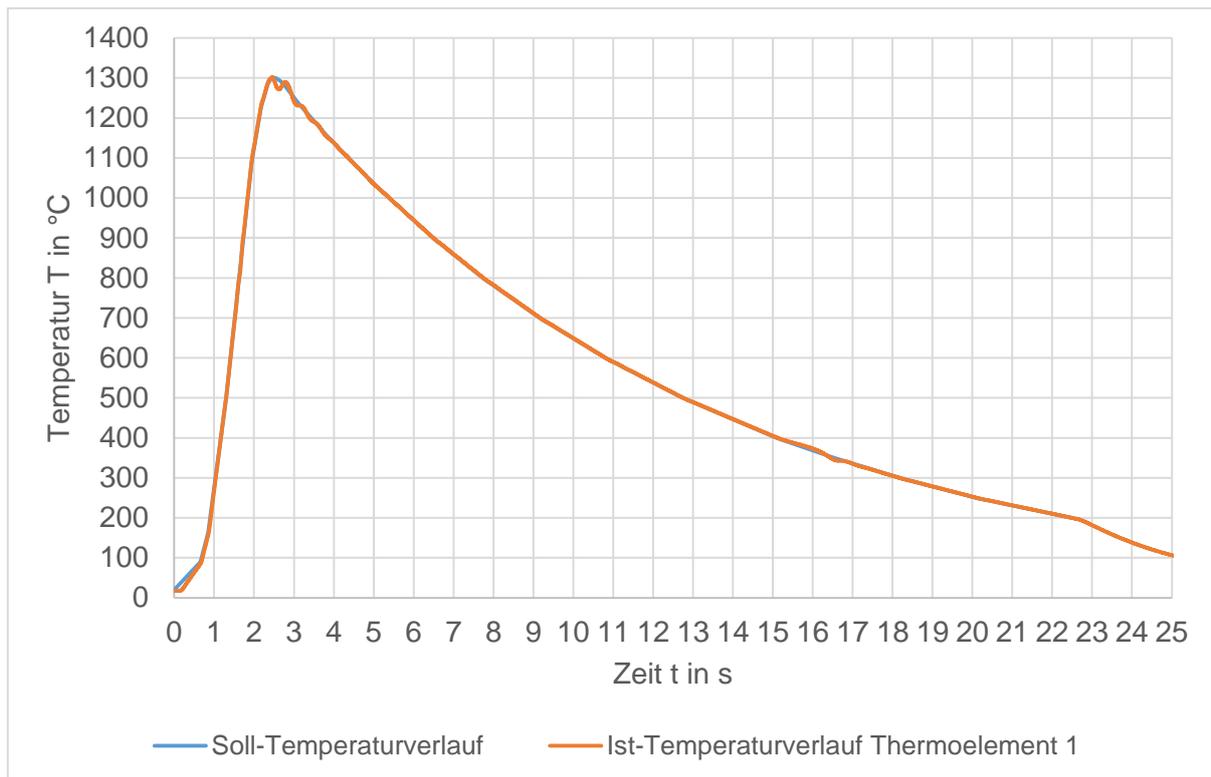


Abbildung 4-2: Temperaturverlauf der Probe H_130_5_9_02 ($T_{c1max}=1302,3\text{ °C}$; $t_{8/5}=5,01\text{ s}$).

Bei bestimmten Proben (Abbildung 3-15, S. 40) wurden über die Probenbreite insgesamt drei Thermoelemente angebracht. Damit ist es möglich den Temperaturverlauf über die Probenbreite zu bestimmen. Erste Vorversuche ergaben einen sehr starken Temperaturgradient über die Probenbreite. Abbildung 4-3 zeigt die mechanisch und thermisch beeinflusste Zone einer solchen Probe (Warmstauchversuch bei 1300 °C). Bereits an der Wulstbildung ist ein vorherrschender Temperaturgradient erkennbar.



Abbildung 4-3: Temperaturgradient über die Probenbreite (Warmstauchversuch bei 1300 °C).

Die Entstehung des Temperaturgradienten in Breitenrichtung ergibt sich vermutlich durch unterschiedliche Kontaktbedingungen zwischen Probe und Elektroden.

Die verwendeten Spannbackenpaare bestehen aus insgesamt vier geometrisch identischen Elementen (siehe Abbildung 3-1, S. 31). Durch fertigungsbedingte Abweichungen unterscheiden sich die einzelnen Elemente jedoch geringfügig voneinander. Um den Temperaturgradienten zu senken, wurden die einzelnen Elemente der Spannbackenpaare (bzw. Elektroden) in verschiedenen Zusammensetzungen kombiniert. Dadurch konnte für jedes Spannbackenpaar zwei Spannbacken gefunden werden, die möglichst gut zusammen passen. Durch diese Maßnahme konnte der Kontakt zwischen Probe und Spannbacken verbessert werden.

Es wurde auch versucht, per Sandwichtechnik den Übergangswiderstand zwischen Probe und Backen zu ändern. Dafür wurde zwischen Probe und Backen ein Verbund aus Graphit- und Molybdänfolie eingebracht. Dies sollte zu einer Veränderung der Wärmeeinbringung sorgen. Diese Methode ist jedoch extrem aufwendig und führt nur zu einer geringen Verbesserung. Außerdem kommt es zu einer Verbreiterung der wärmebeeinflussten Zone, was unerwünscht ist.

Das Einführen einer Haltezeit bei maximaler Schweißtemperatur wurde ebenfalls erprobt (siehe Abbildung 4-4). Gezeigt werden hier die Temperaturverläufe der Thermoelemente 1 (blau), 2 (orange) und 3 (grau). Dargestellt ist nur der Ausschnitt im Bereich der Spitzentemperatur. Es ist ersichtlich, dass der Temperaturgradient schon bei einer Haltezeit von wenigen Sekunden abgebaut wird. Dadurch käme es jedoch zu einer Veränderung im Gefüge, weswegen auch diese Methode nicht eingesetzt wurde.

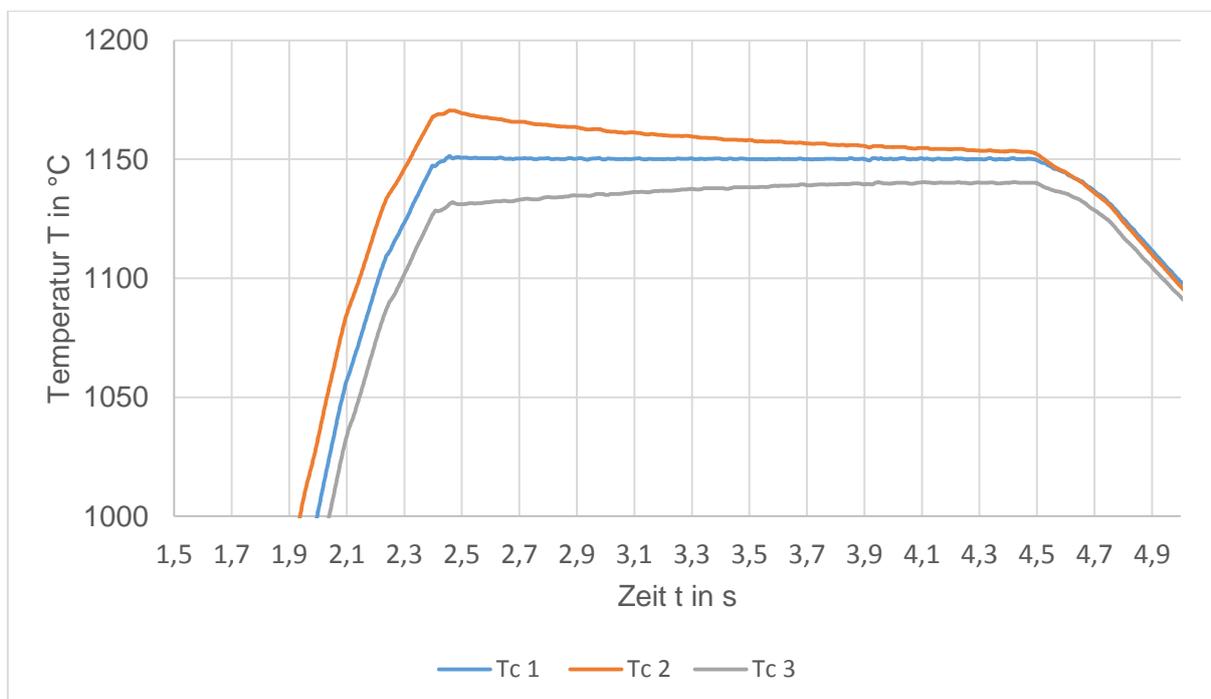


Abbildung 4-4: Angleich der Spitzentemperatur bei verlängerter Haltezeit ($T_{\text{Soll}}=1150 \text{ °C}$).

Durch die Veränderung in der Einspannung konnte der Temperaturgradient nicht komplett entfernt werden, jedoch konnte er stark gesenkt werden. Abbildung 4-5 zeigt schlussendlich den bestehenden Temperaturgradienten der Spitzentemperatur über die Probenbreite einer Probe. Dieser Gradient ist von Probe zu Probe leicht unterschiedlich. Die Tendenz ist jedoch bei allen Proben gleich.

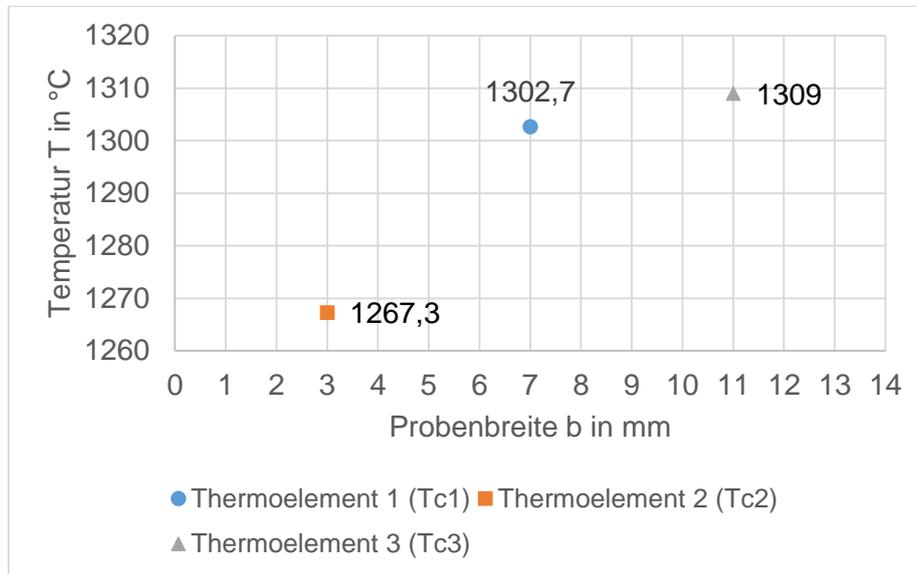


Abbildung 4-5: Über die Probenbreite gemessener Temperaturgradient der Probe H_130_5_9_01.

Abbildung 4-6 zeigt die Probe H_130_2_9_01, bei der neben den Temperaturverläufen auch der vorherrschende Kraftverlauf überlagert ist. Anzumerken sei hier, dass es sich bei dem Ist-Kraftverlauf um einen geglätteten Verlauf handelt. Da es sich um eine Probe mit einer Schweißtemperatur von 1300 °C handelt, wurde der Stauchvorgang über die Wegregelung realisiert (genauer dazu im Kapitel 3.2.3.2, S. 41). Durch die starre Einspannung der Probe, ist ein Ausgleich der Längenänderung während der Erwärmung nicht möglich. Aus diesem Grund nimmt die Kraft mit zunehmender Erwärmung vor der eigentlichen mechanischen Stauchung zu (Bereich A in Abbildung 4-6). Mit steigender Temperatur sinkt jedoch auch die Streckgrenze des Werkstoffs. Somit kommt es zu einer Stauchung im Ausmaß der thermisch bedingten Längenänderung. Dadurch kommt es zu einer Abnahme der Kraft. Dieses Phänomen ist im Zeitraum von 1,5 s bis 2,6 s (Bereich B in Abbildung 4-6) bei dem hier erwähnten Beispiel aufgetreten. Sobald die Schweißtemperatur von 1300 °C erreicht wird, kommt es zur eigentlichen Stauchung der Probe. Die, dem vorgegebenen Stauchdruck von 90 MPa entsprechende Stauchkraft von etwa 4 kN, wird gemäß der Vorgaben aus Kapitel 3.2.3.2 aufgebracht. Am Ende der Stauchung fällt die Kraft wieder auf die vordefinierte Restkraft von 660 N zurück (Bereich C in Abbildung 4-6). Diese Restkraft bleibt während der Abkühlung der Probe erhalten (Bereich D in Abbildung 4-6).

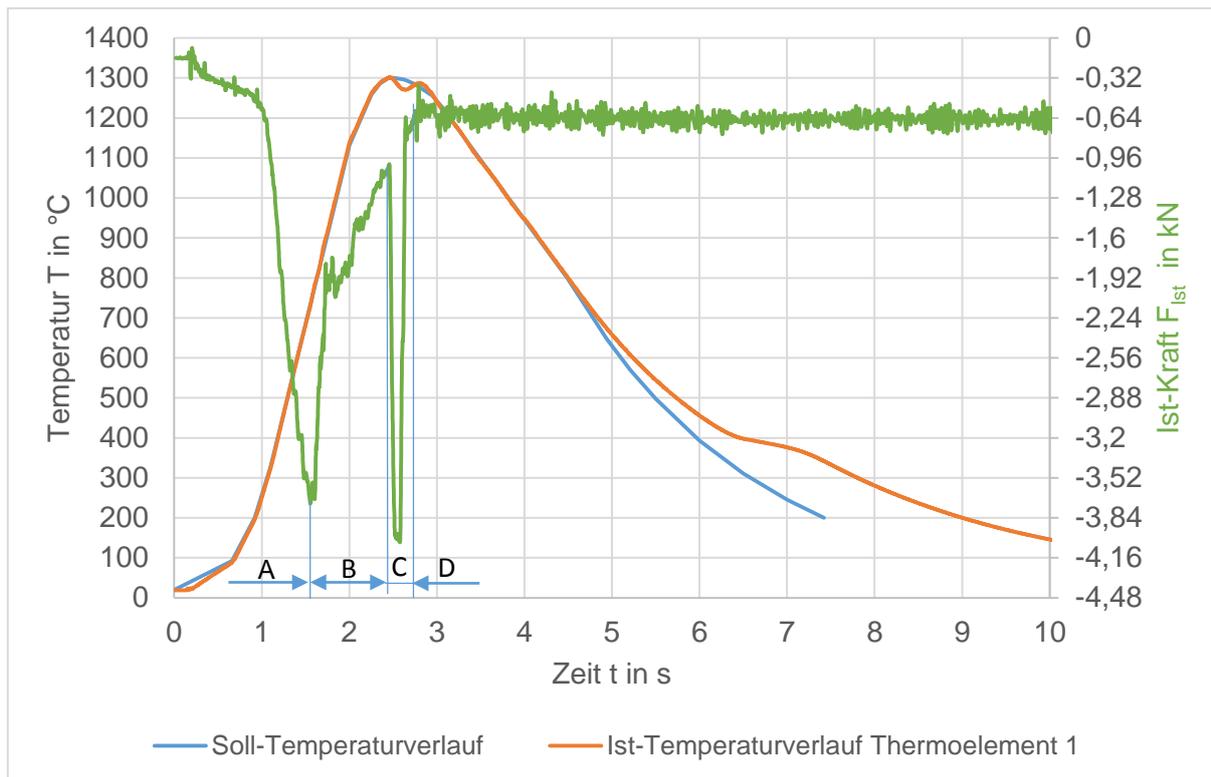


Abbildung 4-6: Temperatur- und Kraftverlauf der Probe H_130_2_9_01 ($T_{c1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{3/5}=1,3\text{ s}$; $F_{max}=-4,04\text{ kN}$).

In Abbildung 4-7 wird der Zeitraum der Stauchung näher betrachtet. Ersichtlich sind drei verschiedene Stauchkraftverläufe. Bei der Betrachtung des nicht geglätteten Ist-Stauchkraftverlaufs (graue Kurve) erkennt man die abschnittsweise periodischen, sowie symmetrischen Ausschläge des Kraftsignals. Da es sich um hochfrequente Ausschläge ohne Verweildauer in den Spitzenbereichen handelt, kann man von äußeren Störeinflüssen ausgehen. Die Frequenz der periodischen Ausschläge liegt bei etwa 50 Hz. Die Heizfrequenz der Gleeble® 3800 liegt ebenfalls bei 50 Hz [28]. Da die Frequenz des Heiztransformators der Gleeble® 3800 mit der Frequenz der periodischen Ausschläge in etwa übereinstimmt, ist davon auszugehen, dass dieser für die Schwankungen verantwortlich ist. Aus diesem Grund wurde eine Glättung der Kurve mit einer gleitenden Mittelwertbildung, basierend auf 11 Datenpunkten, durchgeführt.

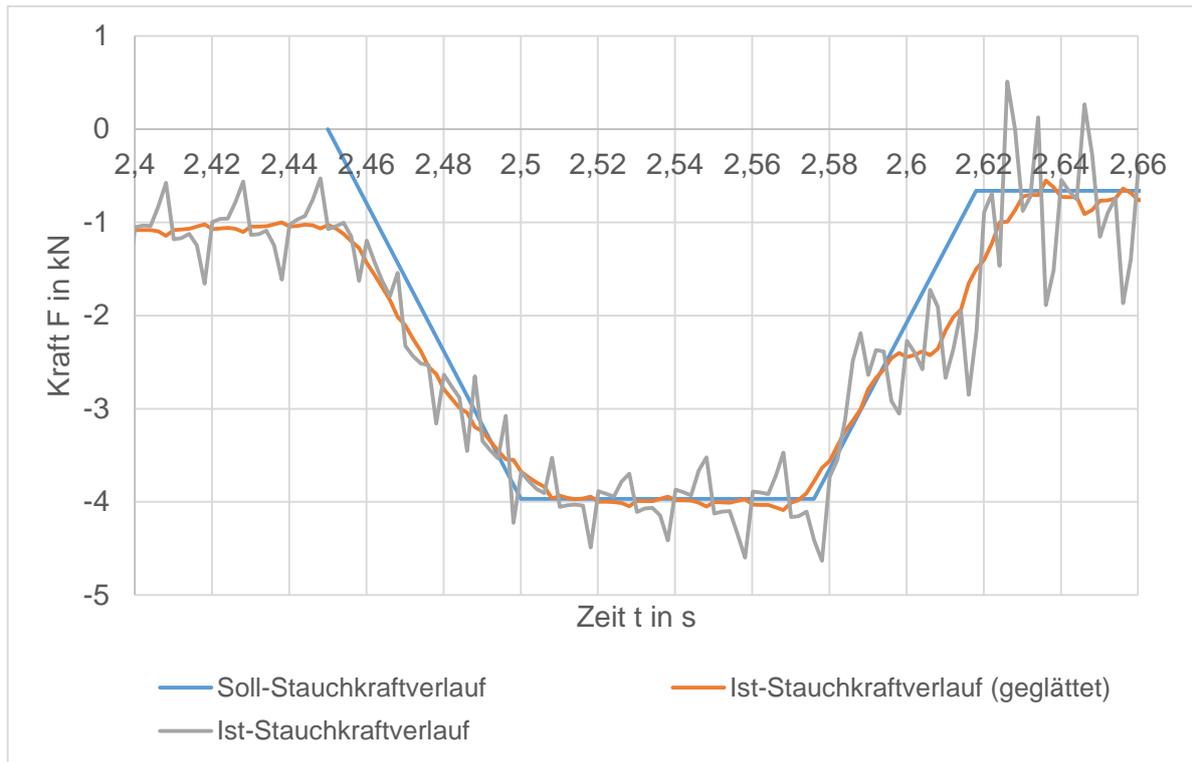


Abbildung 4-7: Gegenüberstellung des Sollkraftverlaufs und des weggeregelten Ist-Kraftverlaufs der Probe H_130_2_9_01 ($T_{c1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,3\text{ s}$; $F_{max}=-4,04\text{ kN}$).

Des Weiteren erkennt man in Abbildung 4-7, dass der geglättete Verlauf der Ist-Stauchkraft (orange Kurve) sehr gut dem Soll-Kraftverlauf (blaue Kurve) folgt. Am Ende der Stauchung bleibt die vorgegebene Restkraft erhalten. Die maximale Stauchkraft betrug in diesem Beispiel 4,04 kN.

In Abbildung 4-8 ist eine kraftgeregelte Stauchung vom Versuch H_85_2_9_02 dargestellt. Die Kraftregelung ist in diesem Fall auf Grund der niedrigeren Spitztemperatur bereits möglich (nähere Informationen siehe Kapitel 3.2.3.2, S. 41ff).

Aus Abbildung 4-8 ist ersichtlich, dass die Kraftregelung ebenfalls zu einer guten Übereinstimmung von Ist- (orange Kurve) und Soll-Kraftverlauf (blaue Kurve) führt. Auch die Ausschläge des nicht geglätteten Ist-Kraftverlaufs (graue Kurve) sind wieder vorhanden.

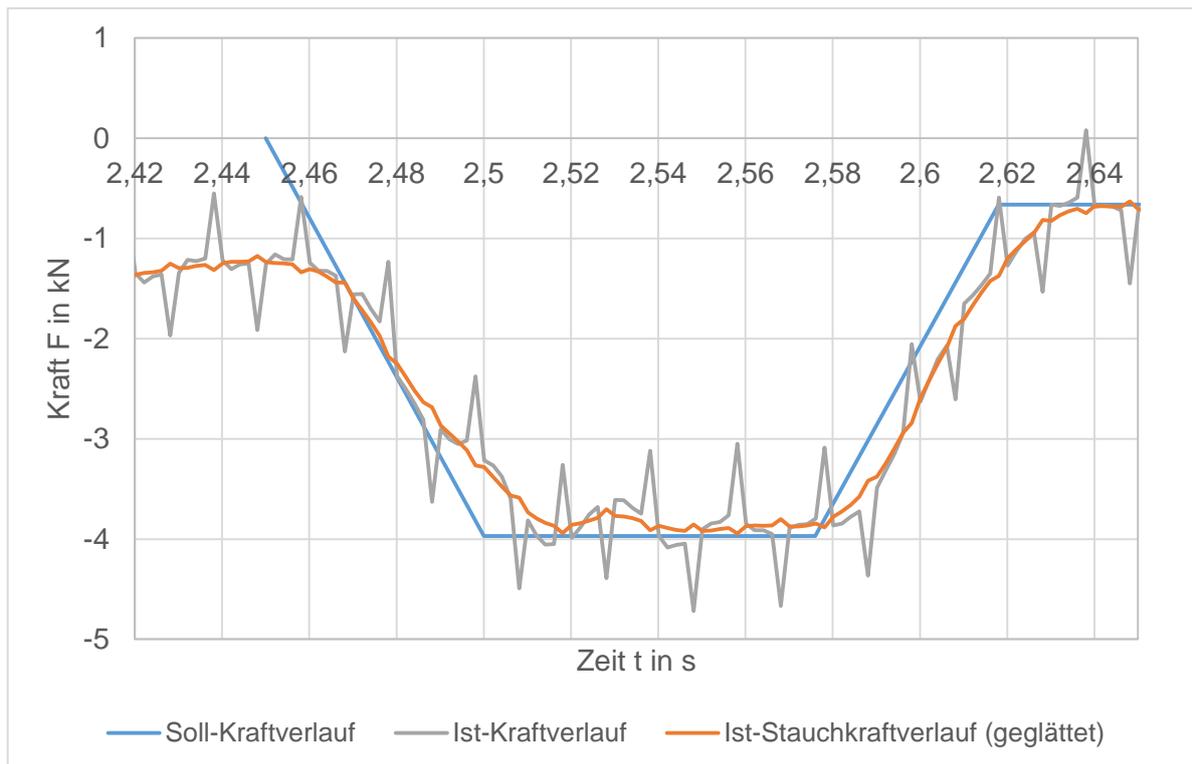


Abbildung 4-8: Gegenüberstellung des Sollkraftverlaufs und des kraftgeregelten Ist-Kraftverlaufs der Probe H_85_2_9_02 ($T_{C1max}=852,4\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,26\text{ s}$; $F_{max}=-3,95\text{ kN}$).

In Abbildung 4-9 (links) ist die Gleeble-simulierte Warmstauchprobe H_130_2_9_01 zu sehen. Der Versuch wurde bei 1300 °C durchgeführt. Im Bereich der freien Einspannlänge hat sich ein makroskopisch sichtbarer Wulst gebildet. Bei der in Abbildung 4-9 gezeigten Probe waren insgesamt drei Thermoelementpaare zur Messung des Temperaturgradienten in Breitenrichtung angebracht. Rechts sieht man im Gegensatz dazu die Probe H_75_2_9_02. Der Versuch wurde hier bei einer Spitztemperatur von 750 °C durchgeführt. Auf Grund der niedrigen Spitztemperatur kam es zu keiner Ausbildung eines makroskopisch sichtbaren Wulstes.

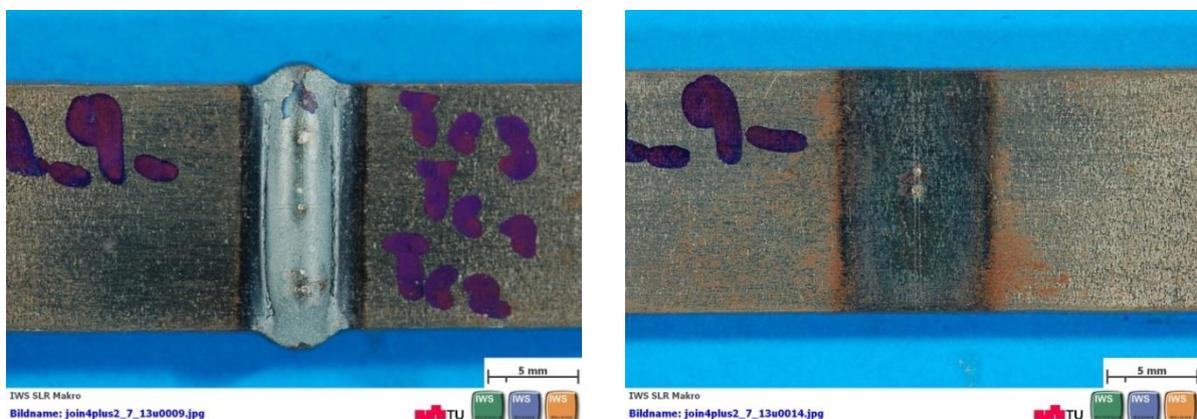


Abbildung 4-9: Gleeble-simulierte Warmstauchproben - links: H_130_2_9_01; Rechts: H_75_2_9_02.

4.2 Härteprüfung

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Härteprüfung aufgelistet und diskutiert. Die in Diagrammen aufbereiteten Ergebnisse spiegeln die Mittelwerte der untersuchten Parameterkonfigurationen wieder. Des Weiteren werden zu jedem Mittelwert die jeweils maximale sowie minimale Abweichung der einzelnen Ergebnisse vom Mittelwert angegeben.

Zu Beginn werden die Ergebnisse der Härteprüfung an den Längsschliffen nach Abbildung 3-21 (S. 45) dargestellt. Anschließend werden die Härteverläufe von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben verglichen, sowie Härtelinien von speziell ausgewählten Proben beschrieben. Die exakten Messwerte sind Anhang B (S. viii) zu entnehmen. Die Ergebnisse der Härteprüfungen an den WEZ-simulierten Proben wurde von der voestalpine Stahl GmbH zur Verfügung gestellt.

Abbildung 4-10 zeigt die Gegenüberstellung der Härteprüfung der Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

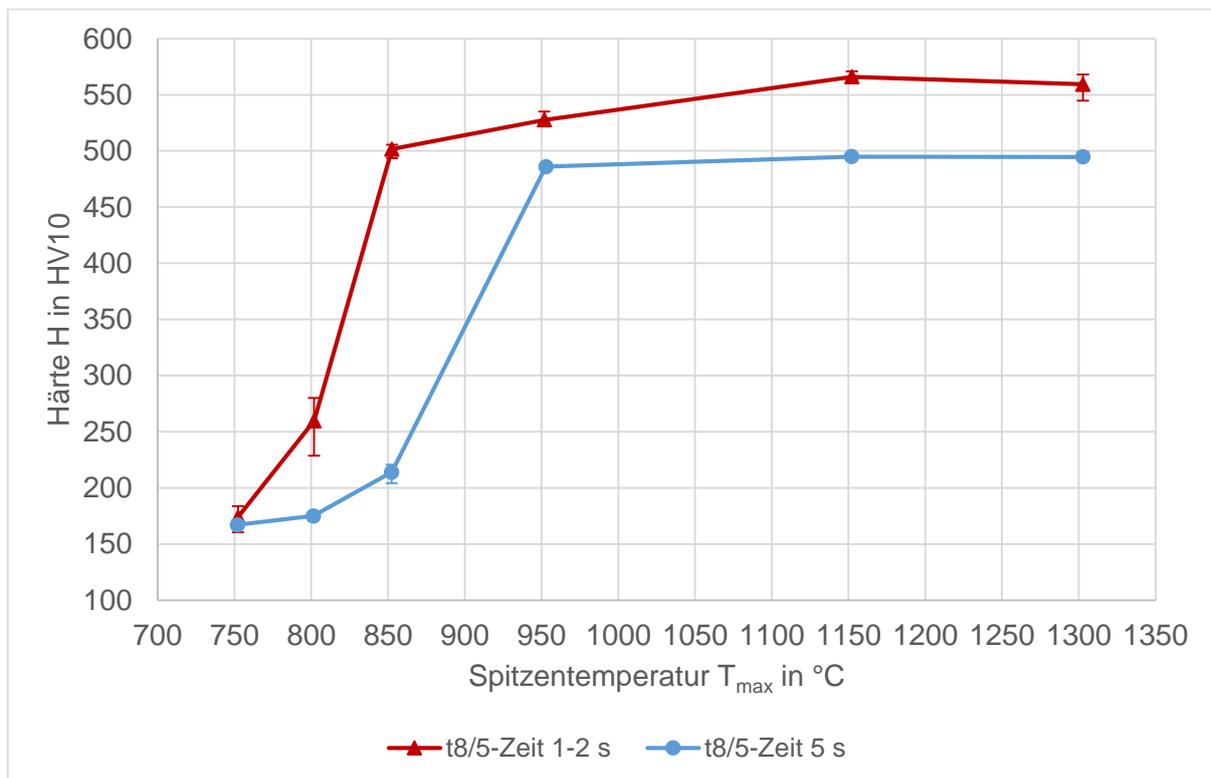


Abbildung 4-10: Vergleich der Härteverläufe von Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

Die Härte des Grundwerkstoffs liegt bei 175 HV10. Aus Abbildung 4-10 ist zu erkennen, dass die Härte bei einer Spitztemperatur von 750 °C ebenfalls in diesem Bereich liegt. Da die Lage der Umwandlungstemperatur A_{c1} etwa bei 750 °C liegt, kommt es zu keiner wesentlichen Phasenumwandlung im Werkstoff, wodurch die Härte ihren ursprünglichen Ausgangszustandswert beibehält. Mit weiterer Erhöhung der Spitztemperatur kommt es zu einer teilweisen Austenitisierung des Gefüges. Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s kommt es bereits

bei 800 °C zu einer Erhöhung der Härte. Dies ist auf die teilweise Bildung von Martensit im Gefüge, durch die rasche Abkühlung zurück zu führen (siehe Abbildung 4-38, S. 85). Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s kommt es erst bei einer Spitzentemperatur von 850 °C zum Härteanstieg. Bei der Prüftemperatur von 850 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s ist die Maximalhärte bereits annähernd erreicht. Aus diesem Grund kann man von einer beinahe kompletten Austenitisierung des Gefüges bei dieser Spitzentemperatur ausgehen. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s liegt bei 850 °C in etwa dasselbe Gefüge vor, wie bei 800 °C bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s (siehe Abbildung 4-38 und Abbildung 4-39, S. 85).

Ab einer Spitzentemperatur von 950 °C liegen die Proben auf dem Niveau der erreichten Spitzenhärte der jeweiligen $t_{8/5}$ -Zeit. Es ist auch zu erkennen, dass die erreichte Spitzenhärte bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s höher liegt, als bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s.

Abbildung 4-11 zeigt die Härteverläufe der WEZ-simulierten Proben bei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

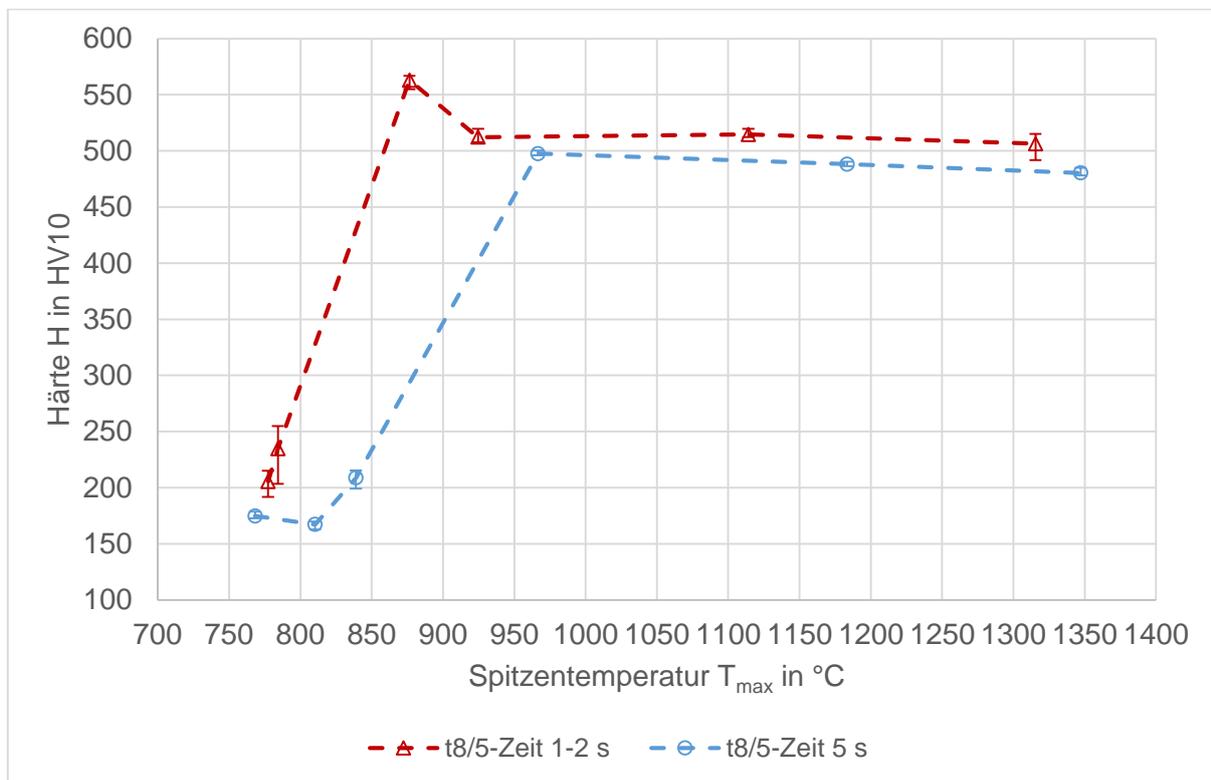


Abbildung 4-11: Vergleich der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten [voestalpine Stahl GmbH].

Die Härteverläufe der WEZ-simulierten Proben in Abbildung 4-11 zeigen einen ähnlichen Verlauf wie die bereits in Abbildung 4-10 gezeigten Verläufe der Gleeble-simulierten Proben.

Abbildung 4-12 zeigt die Gegenüberstellung bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s, während Abbildung 4-13 jene bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s zeigt.

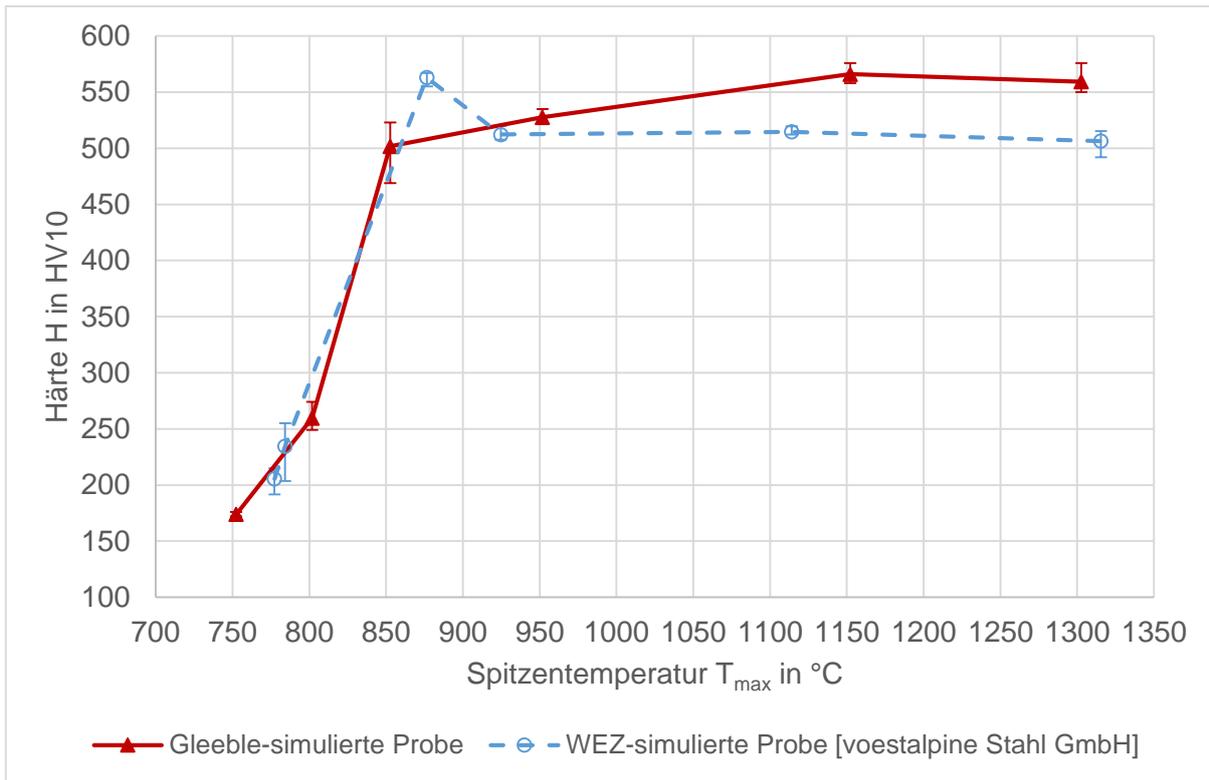


Abbildung 4-12: Gegenüberstellung der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben und Gleeble-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

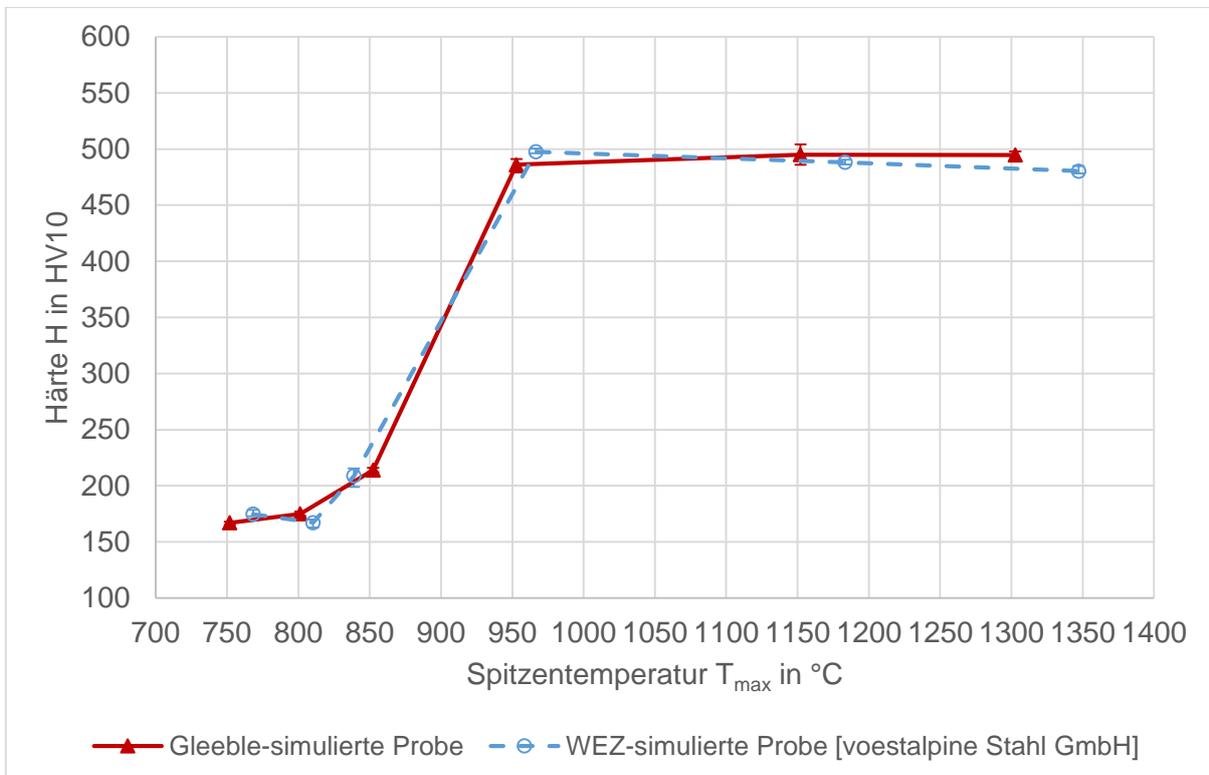


Abbildung 4-13: Gegenüberstellung der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben und Gleeble-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s.

Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s liegen die Härte­werte bei niedrigeren Spitzentemperaturen auf demselben Niveau. Die einzige Ausnahme bildet der Härte­wert der WEZ-simulierten Probe mit einer Spitzentemperatur von 850 °C und einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s (Abbildung 4-12). Hier liegt der Härte­wert höher als in allen anderen Punkten des WEZ-simulierten Härte­ver­laufs. Da es jedoch keine weiteren Informationen zu diesem Punkt gibt, kann die Ursache für den Härte­unterschied nicht genannt werden. Ab einer Spitzentemperatur von 950 °C liegt die Härte der Gleeble-simulierten Proben höher als bei den WEZ-simulierten Proben.

Aus Abbildung 4-13 ist zu erkennen, dass die Härte­werte der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s über den gesamten Spitzentemperaturbereich dieselbe Größenordnung aufweisen.

Neben der Härteprüfung im Längsschliff wurden auch Härte­linien im Querschliff über die thermo-mechanisch belastete Zone gemessen. Ausgewählte Ergebnisse werden im Folgenden dargestellt. Bei einigen Proben wurden zwei vertikal versetzte Härte­linien pro Schliff gemessen. Dies ergab sich durch technische Probleme beim Erstellen der ersten Messlinie. Es werden jedoch nur Werte für die schlussendlich ausgewertete Härte­linie angegeben.

Abbildung 4-14 zeigt den Härte­ver­lauf bei einer Probe mit der Spitzentemperatur von 750 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

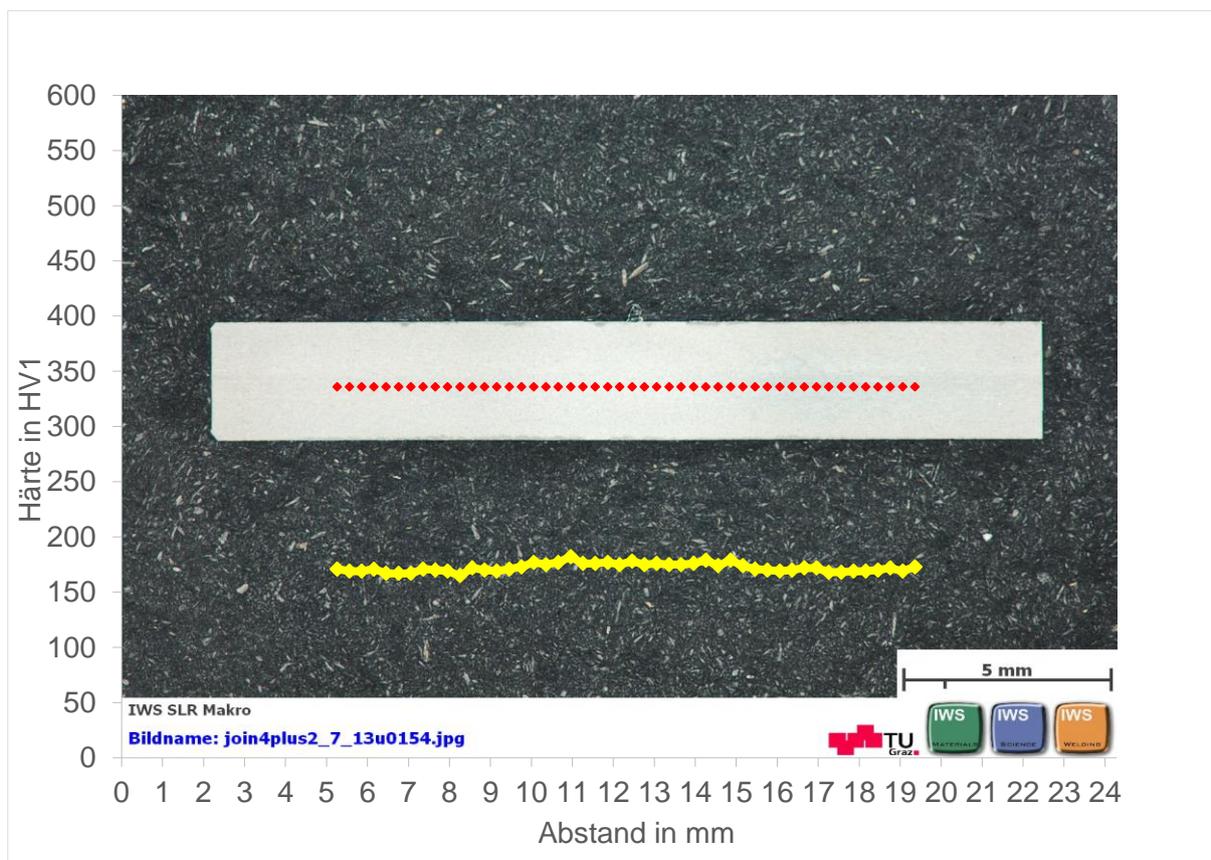


Abbildung 4-14: Härte­linie im Querschliff der Probe H_75_2_9_02.

In Abbildung 4-14 zeigt sich, dass es bei der Spitztemperatur von 750 °C (keine oder nur geringfügige Austenitisierung) noch zu keiner Veränderung der Härte im Vergleich zum Grundwerkstoff kommt. Weiters sieht man, dass es zu keiner makroskopischen Verformung in der thermo-mechanisch belasteten Zone kam.

Aus Abbildung 4-10 (S. 59) war ersichtlich, dass die $t_{8/5}$ -Zeit bei der Spitztemperatur von 850 °C große Unterschiede in der Härte hervorruft. Aus diesem Grund sollen die Härteverläufe bei dieser Spitztemperatur näher betrachtet werden. Abbildung 4-15 zeigt den Härteverlauf im Querschliff bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

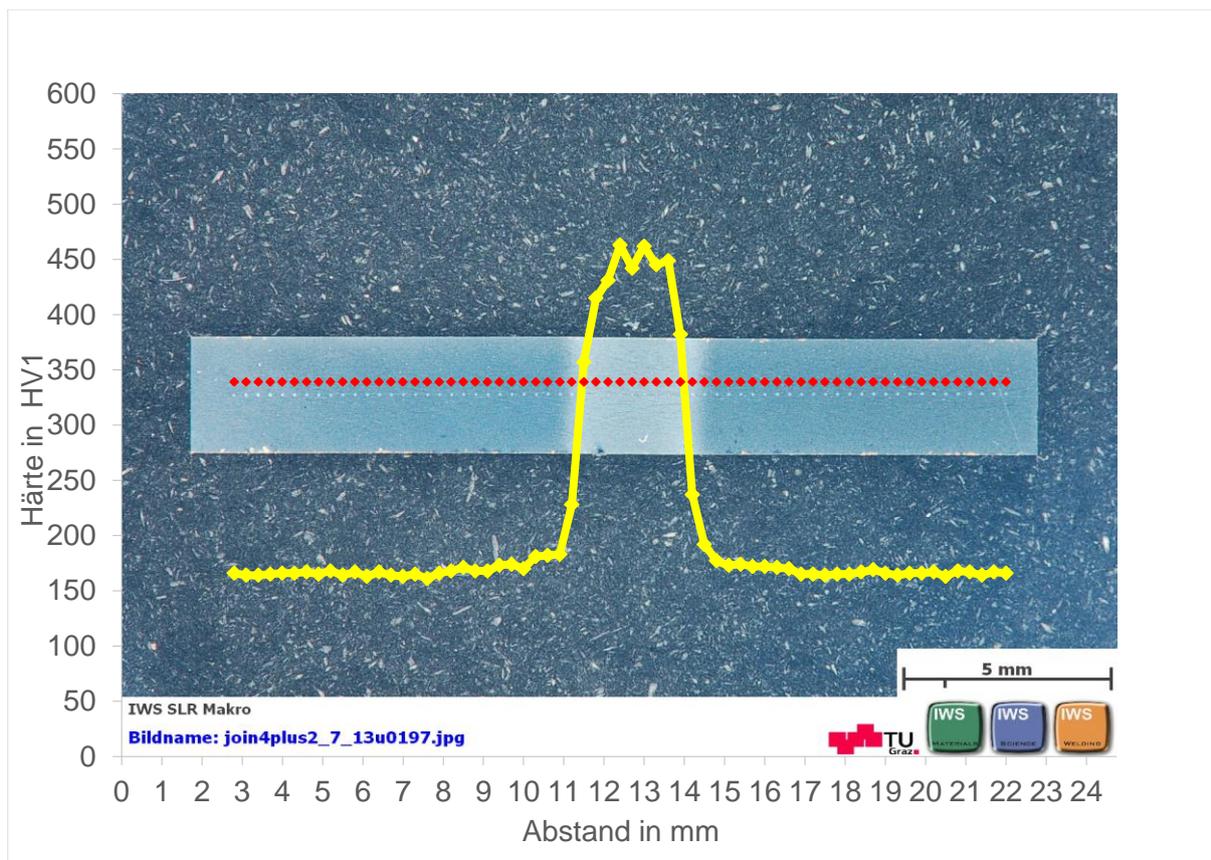


Abbildung 4-15: Härteverlauf im Querschliff der Probe H_85_2_9_02.

In Abbildung 4-15 ist ein sehr starker Härtegradient zwischen Grundwerkstoff und der thermo-mechanisch belasteten Zone zu erkennen. Im Gegensatz dazu ergibt sich bei derselben Spitztemperatur und einer längeren $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s ein weitaus geringerer Härteanstieg (Abbildung 4-16).

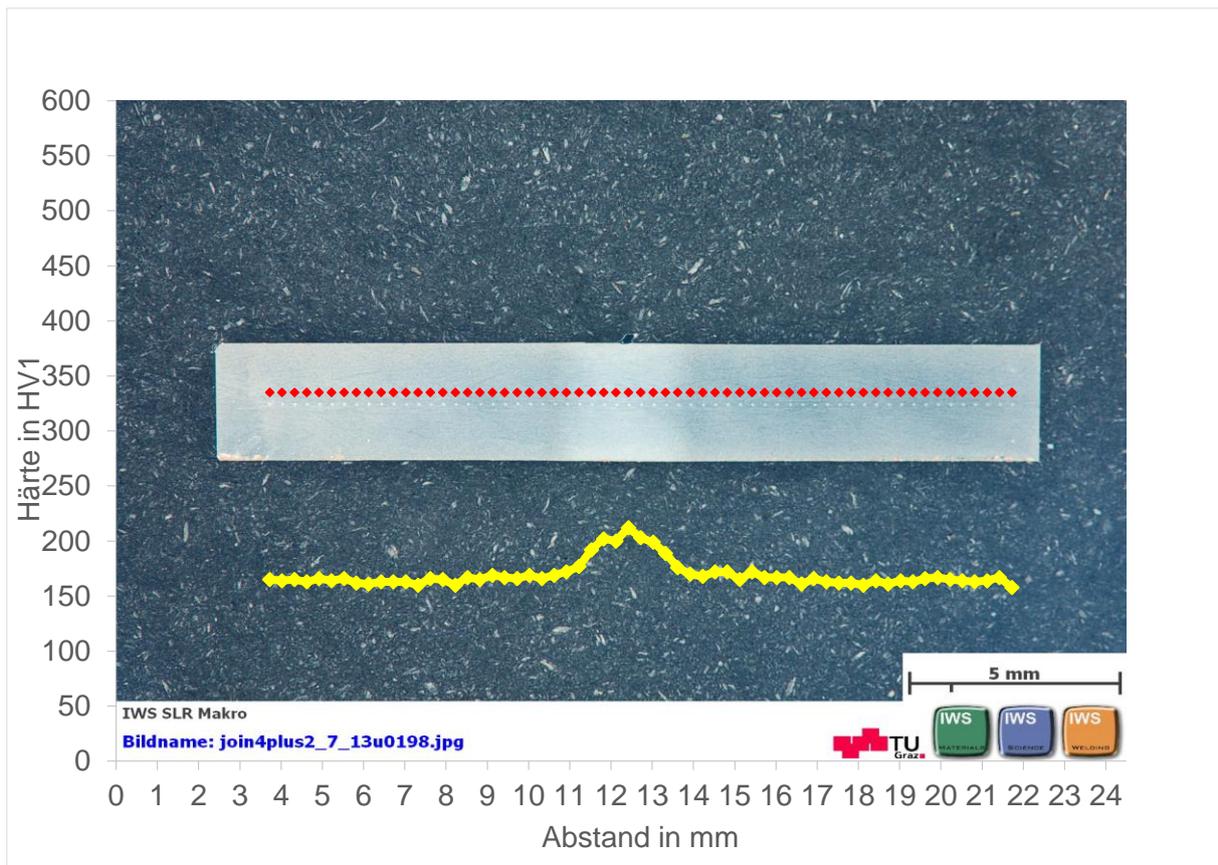


Abbildung 4-16: Härtelinie im Querschliff der Probe H_85_5_9_02.

Abschließend wird noch in Abbildung 4-17 der Härteverlauf bei der Spitzentemperatur von 1300 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s gezeigt. Die Härte steigt bei der Spitzentemperatur von 1300 °C innerhalb eines Messpunktes (Abstand der Messpunkte zueinander = 0,3 mm) vom Niveau des Grundwerkstoffs auf das Niveau der Maximalhärte. Der Bereich der thermo-mechanisch beeinflussten Zone ist breiter ausgebildet als bei den Proben mit niedrigeren Spitzentemperaturen (vgl. Abbildung 4-15). Dadurch ist auch das Härteniveau über einen breiteren Bereich ähnlich ausgefallen. Auf Grund der höheren Spitzentemperatur ist auch eine ausgeprägte Wulstbildung zu erkennen.

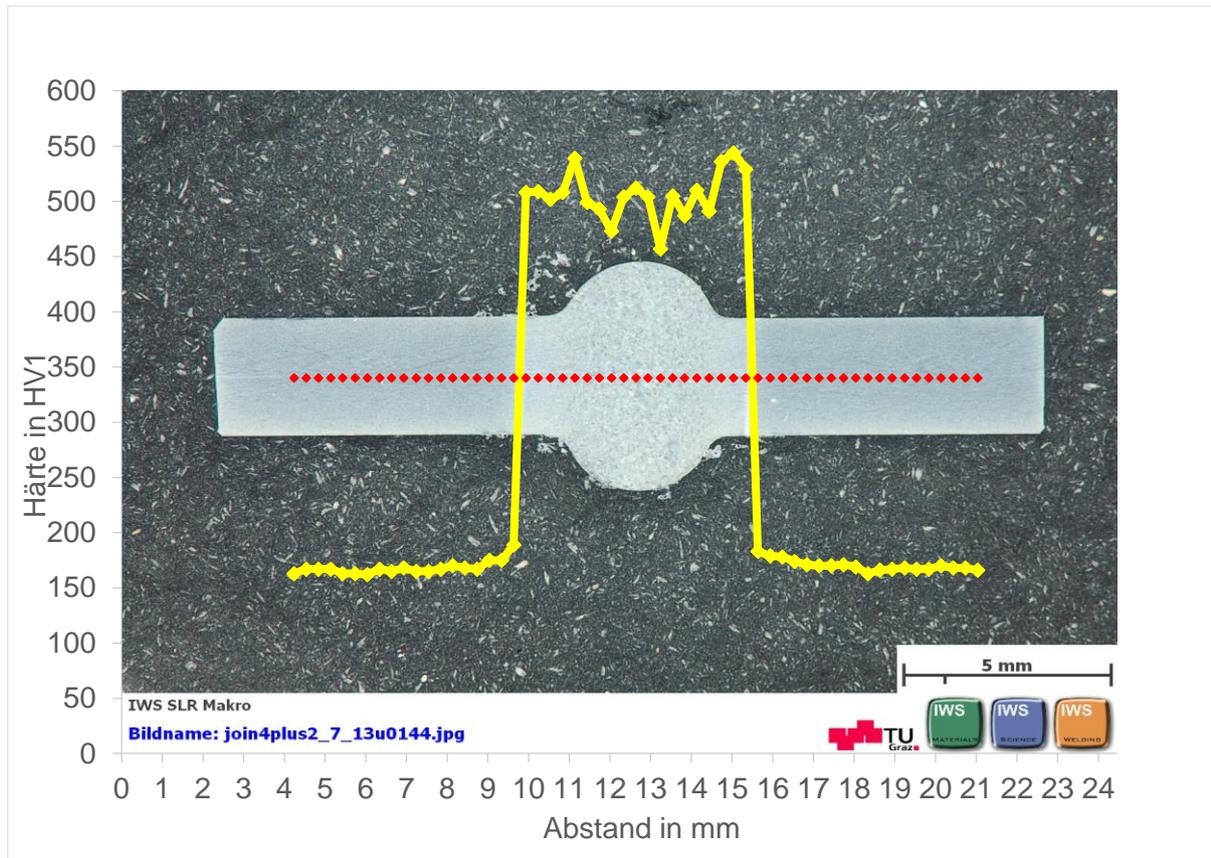


Abbildung 4-17: Härtelinie im Querschliff der Probe H_130_2_9_01.

4.3 Zugversuch

Wie bereits in Kapitel 3.4 erwähnt, konnte bei den Zugversuchen nur die Zugfestigkeit bestimmt werden. Trotz der gesonderten Probenform konnten jedoch nicht in allen Bereichen gültige Werte für die Zugfestigkeit ermittelt werden. Dies ergab sich durch die Tatsache, dass einige Proben im Übergangsbereich zwischen thermo-mechanisch belasteter Zone und Grundwerkstoff gebrochen sind. Dieses Phänomen trat demzufolge nur bei den Gleeble-simulierten Proben auf.

Ein möglicher Grund für das Auftreten ist der schmale thermo-mechanisch belastete Bereich der Gleeble-simulierten Proben. Dadurch kommt es in einem schmalen Bereich zu massiven Unterschieden hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften. Es stehen sich die, stark voneinander abweichenden, mechanischen Eigenschaften der thermo-mechanisch belasteten Zone und des Grundwerkstoffs gegenüber. Auch die spezielle, von der Norm abweichende, Geometrie der Zugversuchsproben hat vermutlich einen Einfluss darauf. Bei den WEZ-simulierten Proben ist der thermisch beanspruchte Bereich breiter ausgefallen. Dies ergab sich durch Unterschiede in der Versuchsdurchführung (Art der Heizung, Freie Länge), bedingt durch die Verwendung eines anderen Simulators (WEZ-Simulator). Damit sind auch Eigenschaften wie Zugfestigkeit und Härte über einen breiteren Bereich gleich groß, beziehungsweise ähnlich.

Abbildung 4-18 zeigt eine ungültig im Grundwerkstoff gebrochene Zugversuchsprobe (Z_95_2_9_01), während in Abbildung 4-19 eine gültig im verengten Querschnitt gebrochene Probe (Z_130_5_9_02) zu sehen ist.

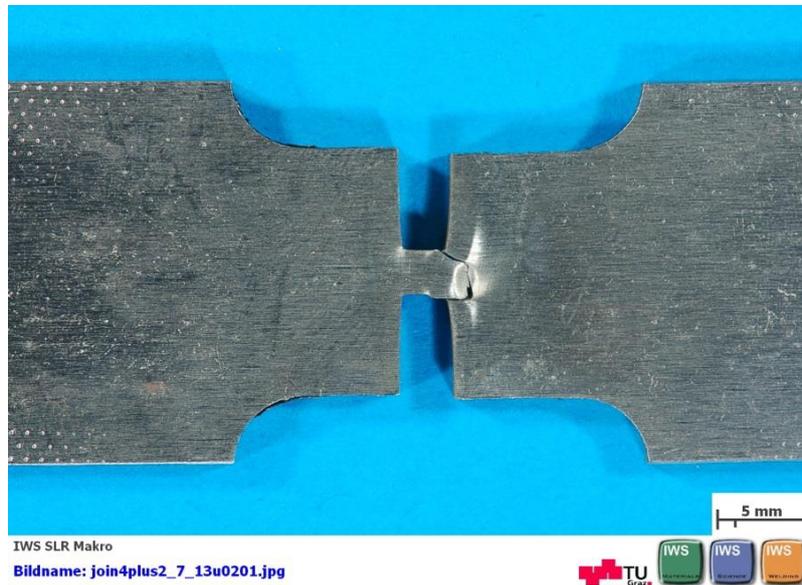


Abbildung 4-18: Ungültiger Zugversuch (Probe: Z_95_2_9_01).

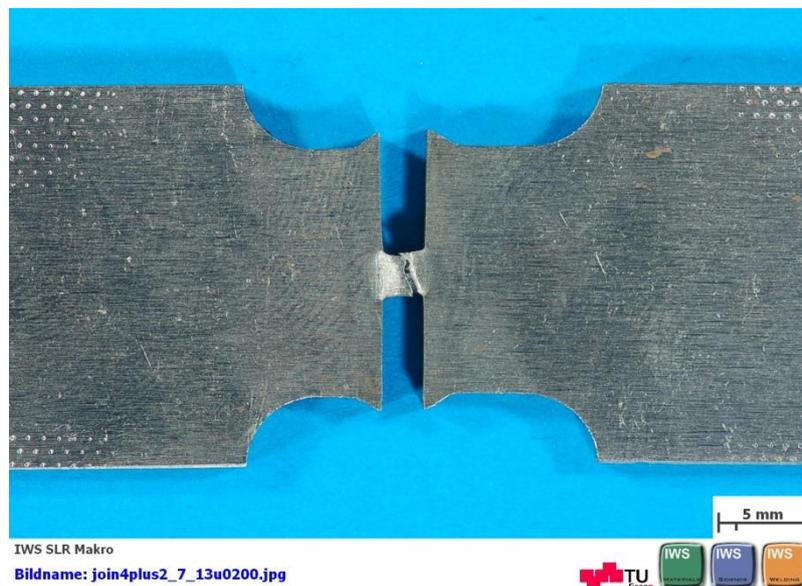


Abbildung 4-19: Gültiger Zugversuch (Probe: Z_130_5_9_02).

Die Zugfestigkeitsverläufe der Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten sind in Abbildung 4-20 ersichtlich.

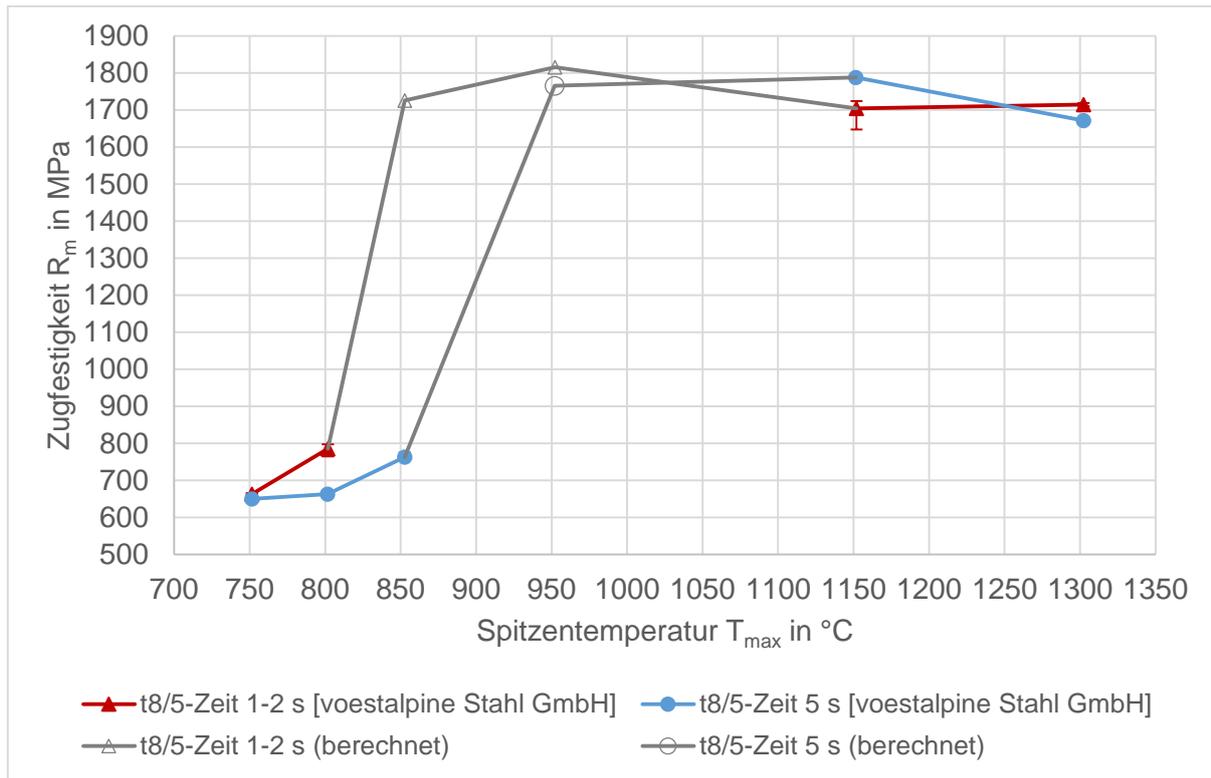


Abbildung 4-20: Vergleich der Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

Im Vergleich zu den Verläufen der WEZ-simulierten Proben aus Abbildung 4-21 sind hier (Abbildung 4-20) nur geringe Unterschiede zwischen den Proben unterschiedlicher $t_{8/5}$ -Zeiten zu erkennen. Hier könnte die Ursache ebenfalls in der speziellen, nicht genormten, Geometrie der verwendeten Zugversuchsproben liegen. Aufgrund der fehlenden Ergebnisse kann der exakte Verlauf des Zugfestigkeitsanstiegs nicht gezeigt werden. Allerdings ist davon auszugehen, dass der Verlauf ähnlich jenem aus der Härtemessung ist (vgl. Abbildung 4-10, S. 59). Aus diesem Grund wurde der Zugfestigkeitsverlauf über die Härte, zur Darstellung der Tendenz, abgeschätzt (graue Kurven). Dazu wurde der Quotient aus Zugfestigkeit und Härte bei 750 °C und 1300 °C berechnet. Der Mittelwert der Quotienten wurde anschließend als Faktor zur Berechnung der Zugfestigkeit verwendet. Dieser Faktor wurde für jede $t_{8/5}$ -Zeit getrennt ermittelt.

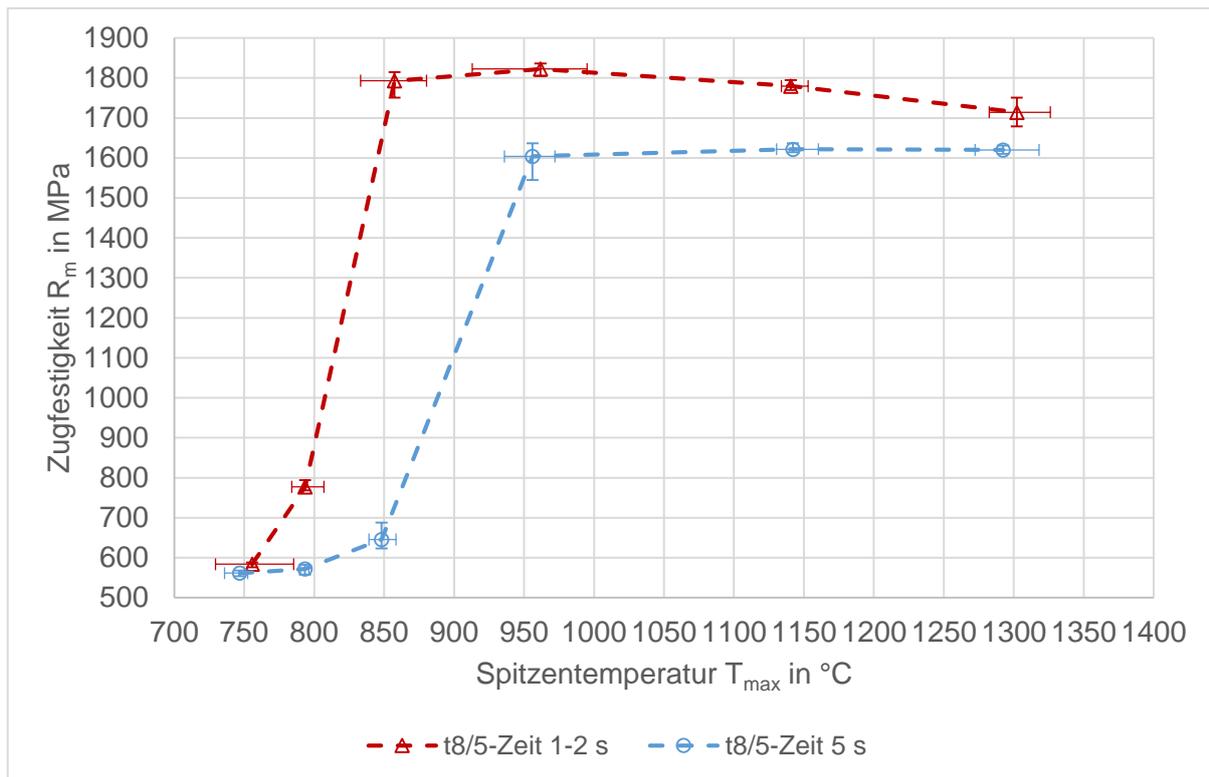


Abbildung 4-21: Vergleich der WEZ-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten [voestalpine Stahl GmbH].

In Abbildung 4-21 erkennt man deutliche Unterschiede der Zugfestigkeit bei den WEZ-simulierten Proben unterschiedlicher $t_{8/5}$ -Zeiten. Der steile Anstieg der Zugfestigkeit beginnt bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bereits bei einer niedrigeren Spitztemperatur. Dies ist auf das sich bildende Gefüge zurück zu führen. Durch die schnellere Abkühlgeschwindigkeit bildet sich früher ein ausgeprägtes Härtegefüge. Damit steigt auch die Zugfestigkeit an. Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s tritt dies erst bei höheren erreichten Spitztemperaturen auf. Aus diesem Grund ist der Zugfestigkeitsanstieg bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s flacher und temperaturbezogen versetzt. Derselbe Versatz konnte bereits bei der Härte (Kapitel 4.2) beobachtet werden. Bei höheren Spitztemperaturen nähern sich die Zugfestigkeitswerte wieder an.

Abbildung 4-22 zeigt die Gegenüberstellung von Gleeble- und WEZ-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

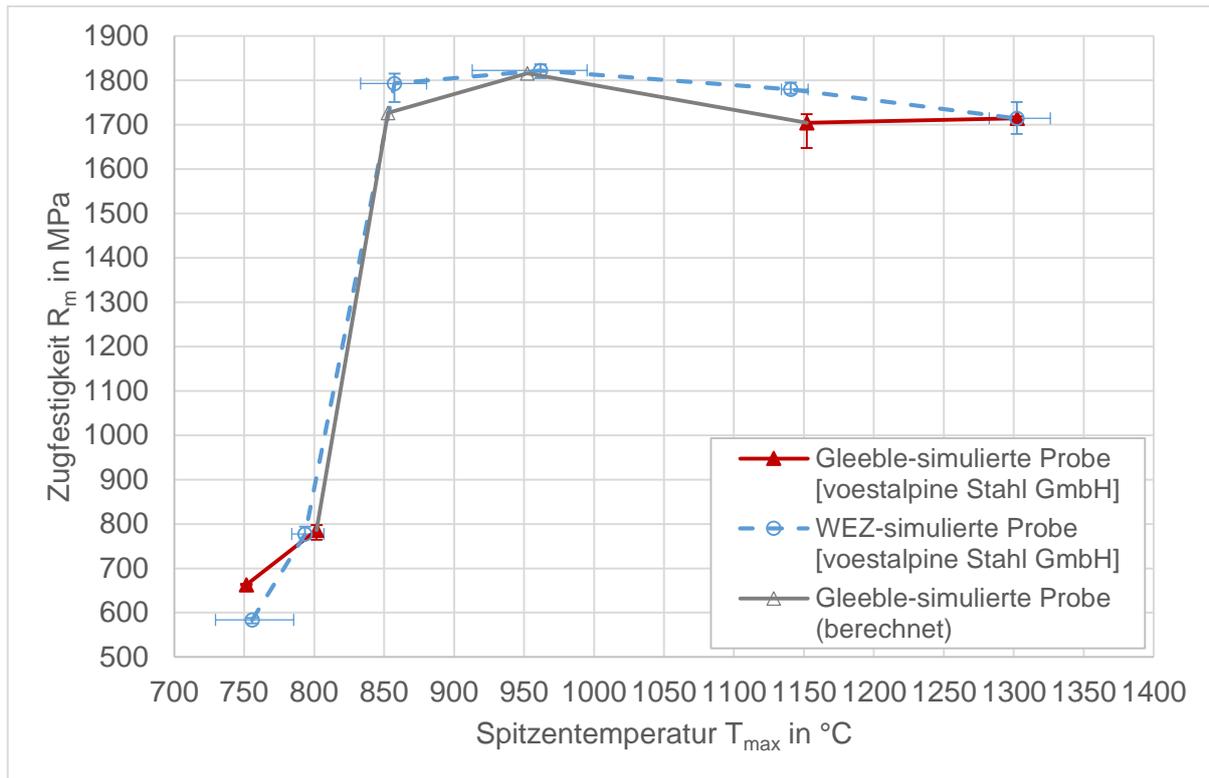


Abbildung 4-22: Vergleich der unterschiedlich simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

Aus Abbildung 4-22 ist zu erkennen, dass sich die Zugfestigkeit der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben in etwa auf demselben Niveau befinden. Die Zugfestigkeitsunterschiede liegen in den bewertbaren Punkten unter 100 MPa. Die Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs liegt bei 541 MPa.

Auch beim Vergleich der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s (Abbildung 4-23) sind nur geringe Unterschiede in der Zugfestigkeit zu erkennen. Die Zugfestigkeitswerte der Gleeble-simulierten Proben liegen geringfügig über jenen der WEZ-simulierten Proben.

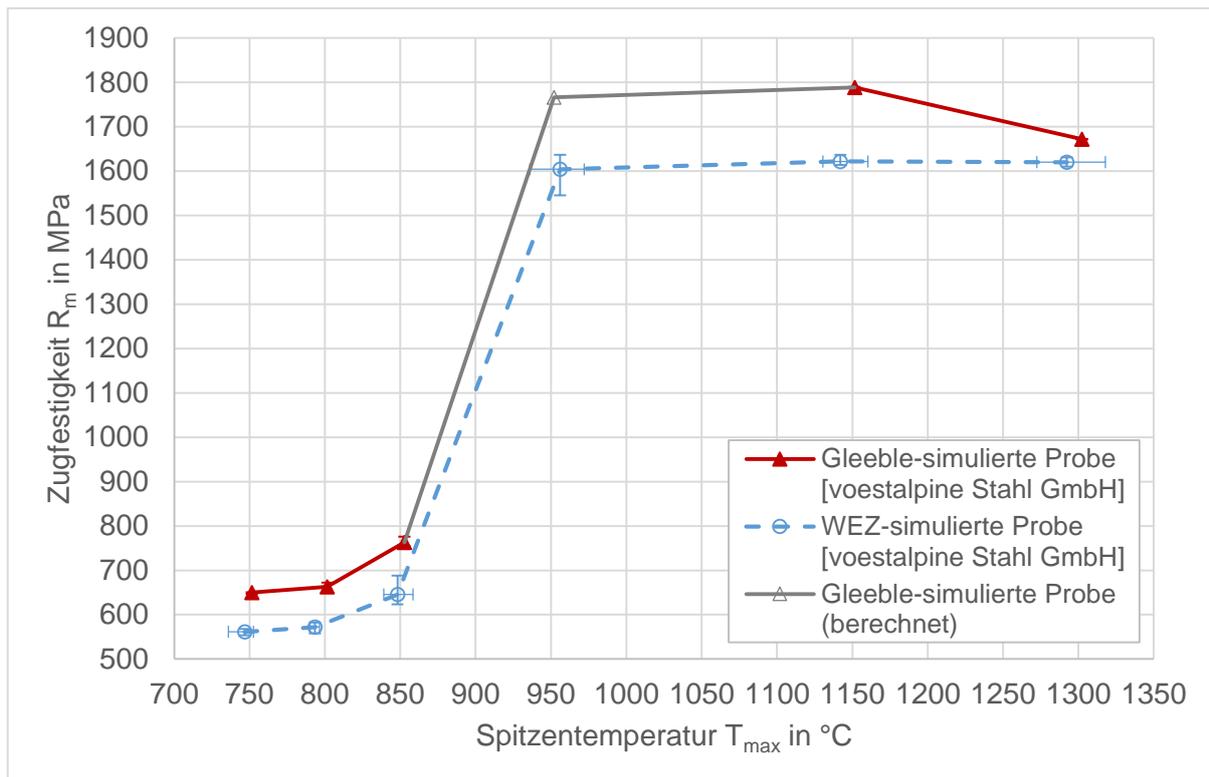


Abbildung 4-23: Vergleich der unterschiedlich simulierten Proben bei der $t_{3/5}$ -Zeit von 5 s.

Der Vergleich der Zugfestigkeitswerte zwischen Gleeble- und WEZ-simulierten Proben hat gezeigt, dass hier keine wesentlichen Unterschiede vorliegen.

4.4 Kerbschlagbiegeversuch

In Anlehnung an die ausführliche Erklärung im Kapitel 3.5 wurden Kerbschlagbiegeversuche an zwei unterschiedlichen Probenformen durchgeführt. Die unterschiedlichen Probenformen waren notwendig, da es bei der in Abbildung 3-23 auf Seite 46 gezeigten Proben zu Abweichungen des Rissverlaufs kam. Dieses Phänomen ist auch als *Fracture Path Deviation* [26] bekannt. Die Problematik der abweichenden Rissverläufe ergab sich nur bei den Gleeble-simulierten Proben. Die Kerbschlagbiegeproben wurden in beiden Fällen bei -40 °C geschlagen. Eine Kerbschlagarbeits-Temperatur-Kurve liegt für den 26MnB5 nicht vor.

Die in Diagrammen aufbereiteten Ergebnisse spiegeln die Mittelwerte der untersuchten Parameterkonfigurationen wieder. Des Weiteren werden zu jedem Mittelwert die jeweils maximale sowie minimale Abweichung der einzelnen Ergebnisse vom Mittelwert angegeben. Gründe für Abweichungen der Ergebnisse innerhalb derselben Parameterkonfiguration können unter anderem folgende sein:

- Inhomogenität der thermo-mechanisch belasteten Zone über die Probenbreite (siehe Abbildung 4-5, S. 55)
- Mechanische Probenbearbeitung und Positioniergenauigkeit des Kerbs

- Bei weggeregelter Stauchung kommt es zu größeren Abweichungen der Stauchkraft bei gleichen Spitzentemperaturen

4.4.1 Rissabweichung

In dieser Arbeit sind die aufgetretenen Rissabweichungen in zwei verschiedene Varianten unterteilt worden. Abbildung 4-24 zeigt die erste Variante der aufgetretenen Rissabweichungen.



Abbildung 4-24: Kerbschlagbiegeprobe mit Riss im Grundwerkstoff (Variante 1) vom Versuch K_115_2_9_01.

Wie in Abbildung 4-24 sehr gut zu erkennen ist, befindet sich der Ausgangspunkt des Risses bereits im Grundwerkstoff und verläuft über die gesamte Probenbreite in den Grundwerkstoff. Zu erkennen sind zusätzliche plastische Verformungen im Bereich des Grundwerkstoffs sowie im Kerbgrund. Trotz der Kerbwirkung kam es jedoch zum Bruch neben der thermo-mechanisch simulierten Zone im Grundwerkstoff. Dieser verfügt über eine gute Zähigkeit, allerdings ist die Festigkeit auch sehr viel niedriger als in der thermo-mechanisch simulierten Zone.

Abbildung 4-25 zeigt die zweite Variante der aufgetretenen Rissabweichungen.

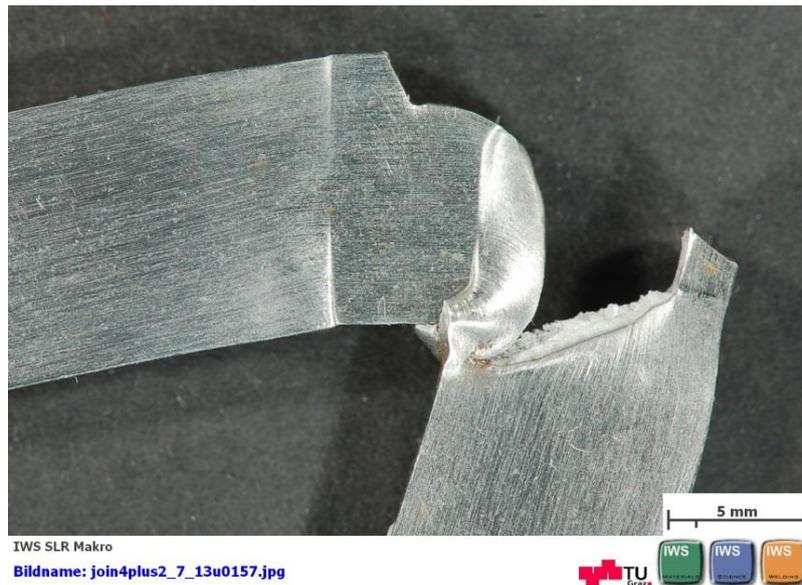


Abbildung 4-25: Kerbschlagbiegeprobe mit Rissstart im Kerbgrund und anschließendem Verlauf im Grundwerkstoff (Variante 2) vom Versuch K_115_2_9_02.

Bei dem in Abbildung 4-25 gezeigten Bruchverlauf startet der Riss im Kerbgrund, d.h. in der thermo-mechanisch simulierten Zone, verläuft danach jedoch in den Grundwerkstoff. Diese Variante der Rissabweichung trat wesentlich häufiger auf als die erste Variante (Abbildung 4-24). Dies legt die Vermutung nahe, dass die thermo-mechanisch belastete Zone über eine hohe Zähigkeit und Festigkeit verfügt.

Die Kerbschlagbiegeproben wurden auch nach dem aufgetretenen Rissverlauf ausgewertet. Die Auflistung der gültigen und ungültigen Kerbschlagbiegeversuche ist Tabelle 4-1 zu entnehmen.

	Rissabweichungen					
	Variante 1		Variante 2		keine Rissabweichung	
	1-2	5	1-2	5	1-2	5
$t_{8/5}$-Zeit in s						
Spitzen- temperatur T_s in °C						
1300			1		2	3
1150	1		1	3	1	
950			6	3		
850			3			3
800					3	3
750					6	3

Tabelle 4-1: Übersicht über gültige und ungültige Kerbschlagbiegeversuche.

Die Zahlenwerte in Tabelle 4-1 geben an, bei welcher Anzahl von Proben der entsprechende Rissverlauf aufgetreten ist und wie viele Versuche bei der entsprechenden Spitztemperatur gültig waren. Es ergibt sich daraus Folgende Verteilung:

- 2,4 % der Proben sind nach Variante 1 gebrochen (siehe Abbildung 4-24)
- 40,5 % der Proben sind nach Variante 2 gebrochen (siehe Abbildung 4-25)
- 57,1 % der Proben sind ohne abweichenden Rissverlauf gebrochen

Zusätzlich zu erwähnen ist, dass die Probe K_115_2_9_03 zwar keinen abweichenden Rissverlauf hat, aber auf Grund der extremen Deformation der Probe während des Kerbschlagbiegeversuchs trotzdem ungültig ist. Sie ist in Tabelle 4-1 bei den Proben ohne Rissabweichung eingetragen. Aus der Auflistung in Tabelle 4-1 ist gut zu erkennen, dass es bei Proben mit niedrigen Spitztemperaturen zu keiner Rissabweichung kam. Auch bei der Spitztemperatur von 1300 °C kam es nur bei einer Probe zu der unerwünschten Rissabweichung.

In [26] wird die Problematik abweichender Rissverläufe bei Kerbschlagbiegeversuchen behandelt. Das Phänomen des abweichenden Rissverlaufs tritt vor allem bei lasergeschweißten Nähten auf. [26] nennt folgende Faktoren, welche einen abweichenden Rissverlauf begünstigen:

- Großer Härteunterschied zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht
- Geringe Breite der Schweißnaht

Abbildung 4-15 (S. 63) in Kapitel 4.2 zeigt beispielhaft, dass diese Faktoren bei Proben mit abweichenden Rissverläufen zutreffen.

Mögliche Erklärungen zu dem Phänomen des abweichenden Rissverlaufs bei lasergeschweißten Kerbschlagbiegeproben liefert [29, S. 2416-2418]. Darin wird die Veränderung der Verformungsbehinderung durch die Wechselwirkung zwischen der Fließgrenze und den tatsächlichen Zähigkeitsgradienten als Ursache für die Rissabweichung genannt. Eine mögliche Verminderung der Verformungsbehinderung erfolgt durch die Annäherung an den ebenen Spannungszustand an freier Oberfläche. Im Zuge dessen folgt der Rissverlauf entsprechend dem Gradienten der Fließgrenze weg von der Schweißnaht. Dies wiederum ist auf das Entstehen asymmetrischer, plastischer Zonen zurück zu führen, welche sich in Richtung des weicheren Materials ausbreiten. Die Folge ist eine Rissabweichung in Richtung des weicheren Materials. [29, S. 2416-2418]

Aufgrund der Härteverläufe über die thermo-mechanisch belastete Zone, kann man bei den verwendeten Kerbschlagbiegeproben neben dem ersichtlichen starken Härtegradienten auch von einem entsprechenden Festigkeitsgradienten ausgehen. Des Weiteren sind die verwendeten Kerbschlagbiegeproben statt 10 mm nur 3 mm dick. Dies nähert die Proben an den ebenen Spannungszustand an.

Diese Sachverhalte liefern auch eine Erklärung, warum die Proben bei niedriger und sehr hoher Temperatur gültig, die restlichen Proben ungültig gebrochen sind. Bei gültig

gebrochenen Proben im niedrigen Spitztemperaturbereich ist der Härtegradient zwischen Grundwerkstoff und thermo-mechanisch belasteter Zone relativ gering. Es kommt zu einem Bruch an der, durch die Kerbe geschwächte, Stelle. Bei sehr hoher Spitztemperatur ist die Breite der thermo-mechanisch belasteten Zone bereits groß genug, damit es zu einem Bruchverlauf in selbiger kommt. Bei den WEZ-simulierten Proben ist die thermisch belastete Zone weitaus breiter. Damit herrschen über einen breiteren Bereich ähnliche Bedingungen.

Dieses Bruchverhalten gibt allerdings auch Hinweise darauf, dass die Zähigkeit der Gleeble-simulierten Proben höher ist als bei den WEZ-simulierten Proben. Die verwertbaren Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche mit der Probengeometrie nach Abbildung 3-23 (S. 46) belegen dies auch quantitativ.

4.4.2 Kerbschlagbiegeproben ohne seitliche Kerben

In weiterer Folge werden die Ergebnisse des Kerbschlagbiegeversuchs mit Proben der in Abbildung 3-23 (S. 46) dargestellten Geometrie gezeigt.

Eine Gegenüberstellung der Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten ist in Abbildung 4-26 gegeben. Die verbrauchte Schlagenergie des Grundwerkstoffs an der in Abbildung 3-23 (S. 46) dargestellten Geometrie liegt bei einer Schlagtemperatur von -40 °C bei 31 J.

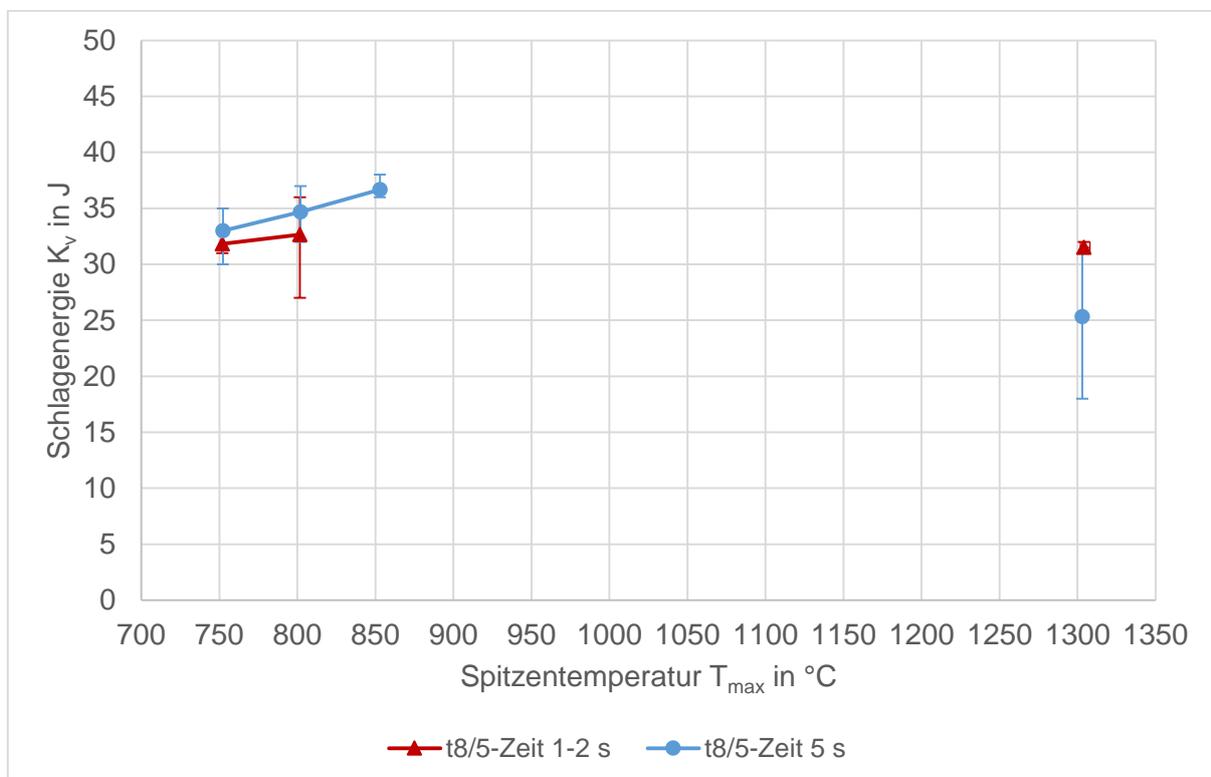


Abbildung 4-26: Gegenüberstellung der Schlagenergie der Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

In Abbildung 4-26 ist zu erkennen, dass die Schlagenergie der Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bei niedrigen Spitzentemperaturen in geringem Maß höher ist als jene der Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s. Bei der hohen Spitzentemperatur von 1300 °C verhält es sich genau umgekehrt. Aufgrund der geringen Unterschiede der verbrauchten Schlagenergien sowie der Streuung der Ergebnisse, kann der Einfluss der $t_{8/5}$ -Zeit in diesem Fall als sehr gering eingestuft werden.

Im Bereich zwischen 850 °C und 1300 °C sind auf Grund der Rissabweichungen keine quantitativ verwertbaren Ergebnisse vorhanden. Man erkennt jedoch, dass bei der Spitzentemperatur von 850 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s gültige Werte erreicht wurden. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s kam es jedoch bei derselben Spitzentemperatur zu einem abweichenden Rissverlauf und damit zu ungültigen Messergebnissen. Betrachtet man nun die in Kapitel 4.2 dargestellten Härteverläufe bei der Spitzentemperatur von 850 °C (siehe Abbildung 4-15 und Abbildung 4-16, S. 63 und 64) erkennt man eindeutig die Ursache. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s tritt bereits ein sehr starker Härtegradient auf (Abbildung 4-15, S. 63). Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s ist der Härtegradient wesentlich geringer (Abbildung 4-16, S. 64). Dadurch kommt es dort auch zu keinem abweichenden Rissverlauf.

Im Vergleich zu Abbildung 4-26 zeigt Abbildung 4-27 eine Gegenüberstellung der Schlagenergie von den WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

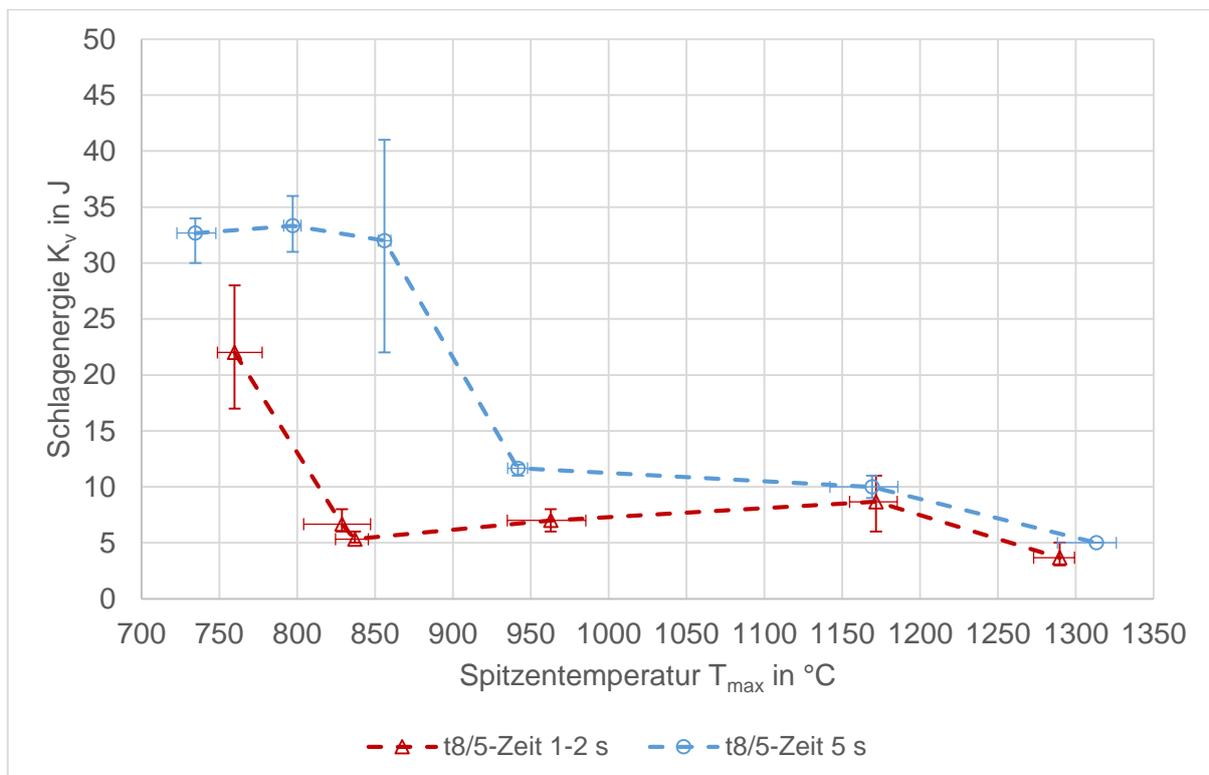


Abbildung 4-27: Gegenüberstellung der Schlagenergie der WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

Man erkennt in Abbildung 4-27, dass die Schlagenergie der Kerbschlagbiegeproben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s über den gesamten Spitztemperaturbereich höher als jene mit der $t_{8/5}$ -Zeit 1-2 s ist. Bei zunehmender Spitztemperatur nähern sich die Schlagenergiwerte immer mehr an.

Bei niedrigen Spitztemperaturen liegt die verbrauchte Schlagenergie der Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s deutlich unter jenen mit 5 s.

Abbildung 4-28 zeigt den Vergleich der Kerbschlagbiegeversuchsergebnisse zwischen WEZ-simulierten und Gleeble-simulierten Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 2 s. Es ist zu erkennen, dass die verbrauchte Schlagenergie bei den Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben größer ist. Aufgrund der geringen Anzahl verwertbarer Ergebnisse, kann diese Aussage jedoch nur in sehr begrenzten Spitztemperaturbereichen getroffen werden.

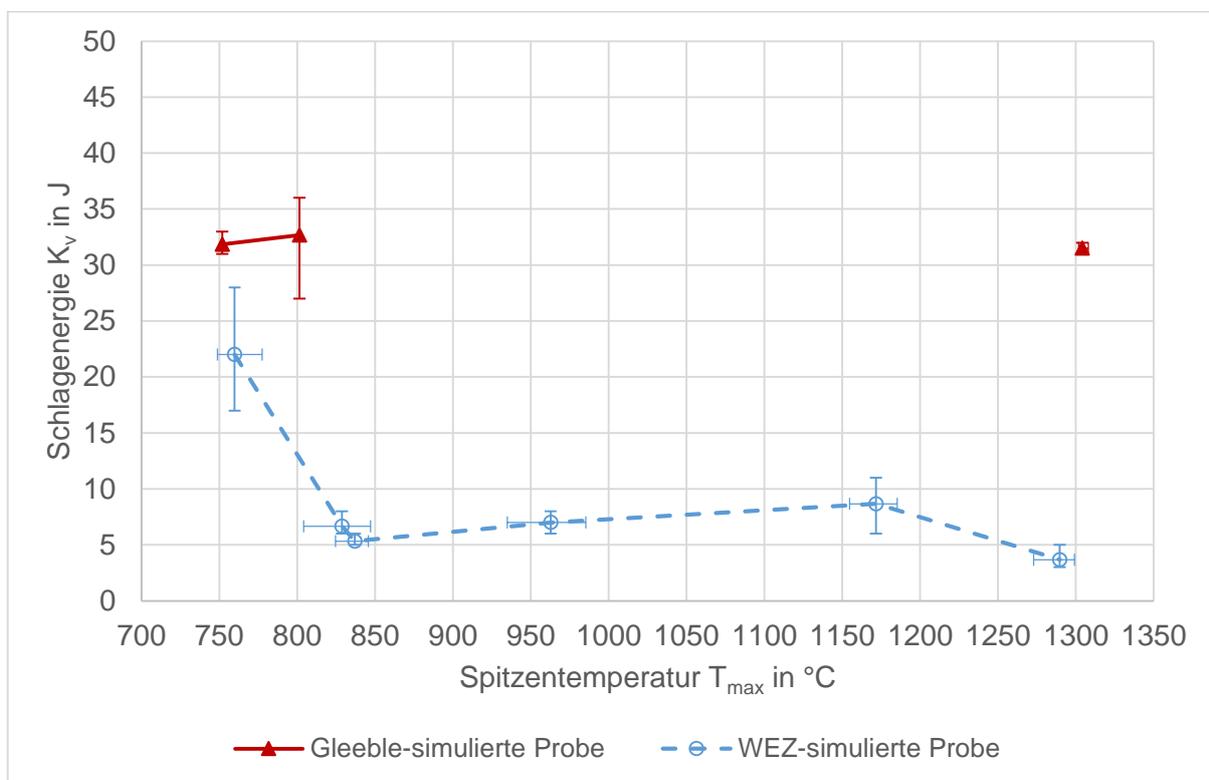


Abbildung 4-28: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

Eine Gegenüberstellung der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s ist Abbildung 4-29 zu entnehmen. Auch hier liegen die Werte der Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben über jenen der WEZ-simulierten. Allerdings ist die Differenz im Vergleich zu Abbildung 4-28 geringer. Im niedrigeren Temperaturbereich liegen die Gleeble- und WEZ-simulierten Proben auf gleichem Niveau.

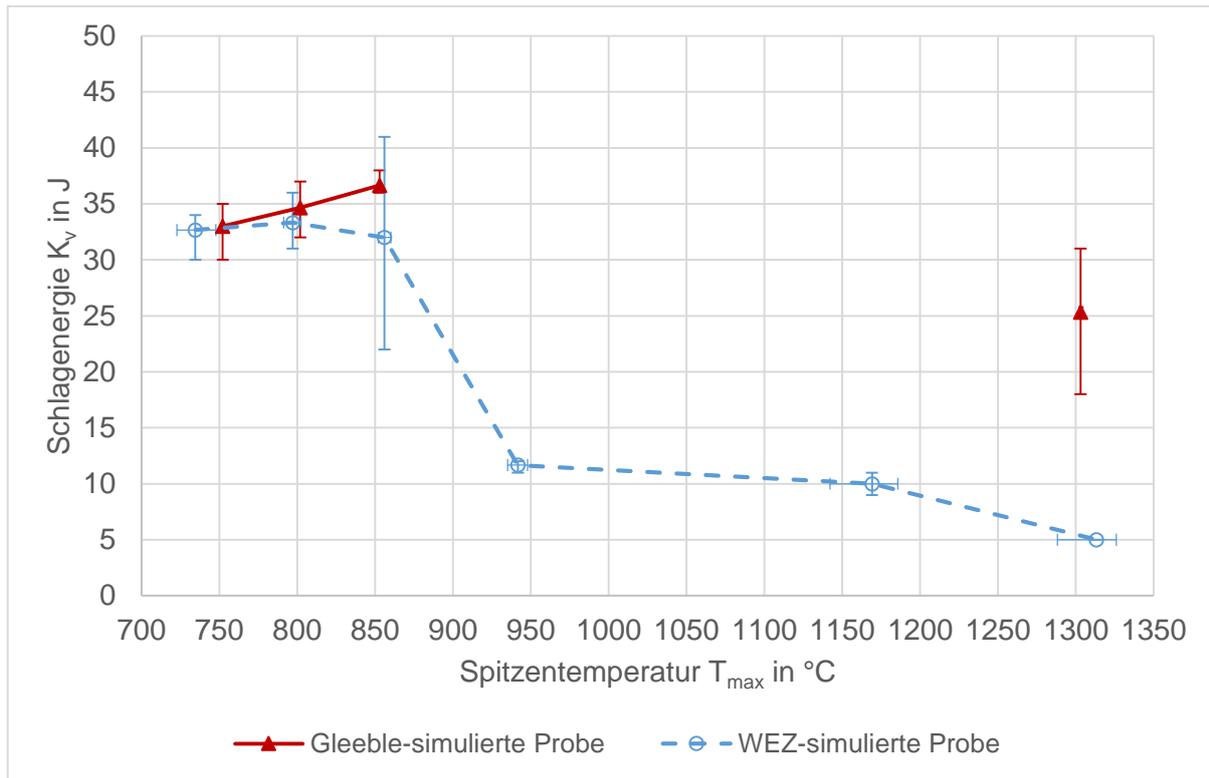


Abbildung 4-29: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

4.4.3 Kerbschlagbiegeproben mit seitlichen Kerben

Weiterführend werden nun die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben mit seitlichen Kerben gezeigt. Die verwendete Probenform wurde bereits in Abbildung 3-24 (S. 48) gezeigt. Durch die veränderte Probengeometrie konnten gültige Ergebnisse für alle Spitzentemperaturen erfolgreich ermittelt werden.

Für diese Probengeometrie wurden keine zusätzlichen Proben des Grundwerkstoffs geschlagen. Exakte Ergebnisse für die verbrauchte Schlagenergie am Grundwerkstoff liegen somit von den seitlich gekerbten Proben nicht vor. Bei den Kerbschlagbiegeversuchen mit Proben ohne seitliche Kerben hat sich jedoch gezeigt, dass die Schlagenergie der Grundwerkstoffe auf dem Niveau der verbrauchten Schlagenergie der Proben mit der Spitzentemperatur von 750 °C liegen. Des Weiteren zeigen entsprechende Gefügebilder keine wesentlichen Unterschiede zwischen Grundwerkstoff und Gleeble-simulierten Proben bei der Spitzentemperatur von 750 °C (vgl. Abbildung 2-18 und Abbildung 4-36, S. 23 und 84). Aus diesem Grund kann angenommen werden, dass die verbrauchte Schlagenergie des Grundwerkstoffs und der seitlich gekerbten 750 °C Probe in etwa gleich groß ist. Bei einer Schlagtemperatur von -40 °C hätte der Grundwerkstoff damit einen Wert von etwa 10 J an verbrauchter Schlagenergie.

Abbildung 4-30 zeigt die Ergebnisse der Schlagenergie von den Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.

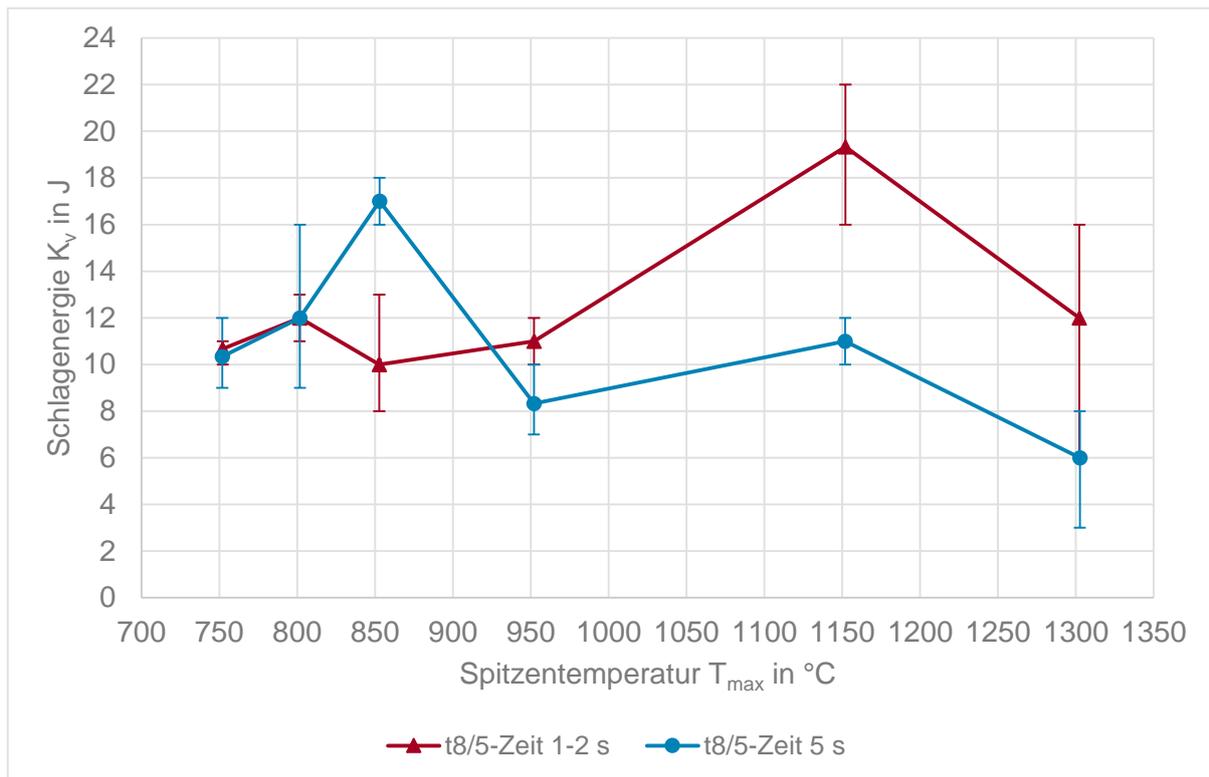


Abbildung 4-30: Gegenüberstellung der Schlagenergie von den Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben neuer Geometrie mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

In Abbildung 4-30 ist zu erkennen, dass sich die verbrauchte Schlagenergie, unter Berücksichtigung der Streuung der Ergebnisse, in den meisten Punkten unabhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit auf demselben Niveau bewegt. Größere Abweichungen zeigen sich bei Spitzentemperaturen von 850 °C, 1150 °C sowie 1300 °C. Bei höheren Spitzentemperaturen und höherer $t_{8/5}$ -Zeit könnte die Korngröße dafür verantwortlich sein. Bei schneller Abkühlung haben die Körner weniger Zeit zu wachsen, wodurch ein feinkörnigeres Gefüge entsteht, was sich positiv auf die Zähigkeit auswirkt. Die Schlibbilder für unterschiedliche $t_{8/5}$ -Zeiten bei einer Spitzentemperatur von 1150 °C (siehe Abbildung 4-40 und Abbildung 4-41, S. 87) zeigen eine feinere Strukturierung des Gefüges bei niedrigeren $t_{8/5}$ -Zeiten. Eine Bestimmung der Korngrößen wurde jedoch nicht durchgeführt. Des Weiteren kommt es bei einer Spitzentemperatur von 1300 °C im Vergleich zur Spitzentemperatur von 1150 °C zu einem Abfall der verbrauchten Schlagenergie. In Kapitel 4.5 (S. 83ff) wird auf diese Gegebenheiten in Abhängigkeit der Gefügebilder noch genauer eingegangen.

Die Ergebnisse der Schlagenergie von den WEZ-simulierten Proben mit neuer Geometrie sind in Abbildung 4-31 zu sehen.

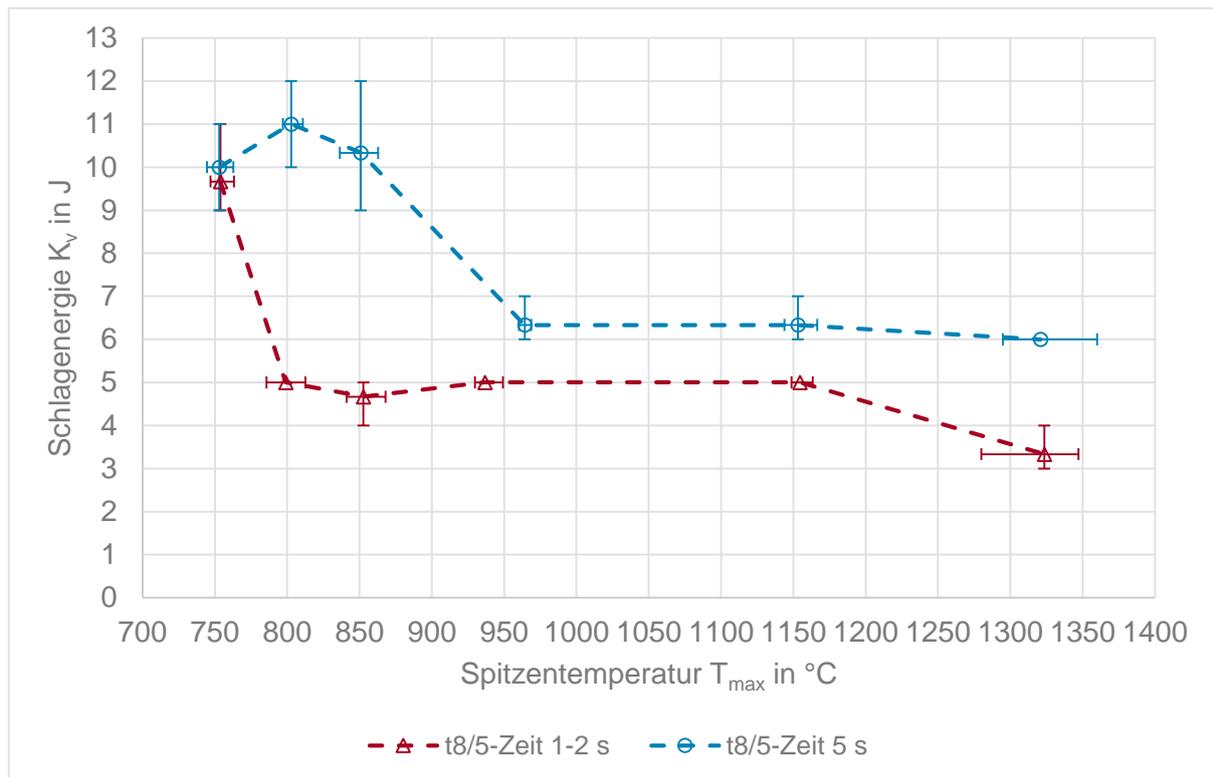


Abbildung 4-31: Gegenüberstellung der Schlagenergie von den WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben neuer Geometrie mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

Abbildung 4-31 zeigt, dass die verbrauchte Schlagenergie bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s höher liegt als jene bei 5 s. Vergleicht man Abbildung 4-27 (S. 75) mit Abbildung 4-31 erkennt man dieselbe Tendenz der Kurvenverläufe. Damit gelten auch hier die für Abbildung 4-27 getätigten Aussagen.

In Abbildung 4-32 sind in diesem Zusammenhang die Kerbschlagzähigkeitsverläufe der WEZ-simulierten Proben mit (rot und blau) und ohne (grün und gelb) seitliche Kerben gegeben. Es ist zu erkennen, dass die Kerbschlagzähigkeit der WEZ-simulierten Proben mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s beinahe über den gesamten Spitztemperaturbereich gut übereinstimmt. Eine Ausnahme bildet hier die Spitztemperatur von 750 °C. Bei einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s liegen die Werte jedoch vor allem im unteren Spitztemperaturbereich weit auseinander. Hier macht sich der Einfluss der Probengeometrie stärker bemerkbar.

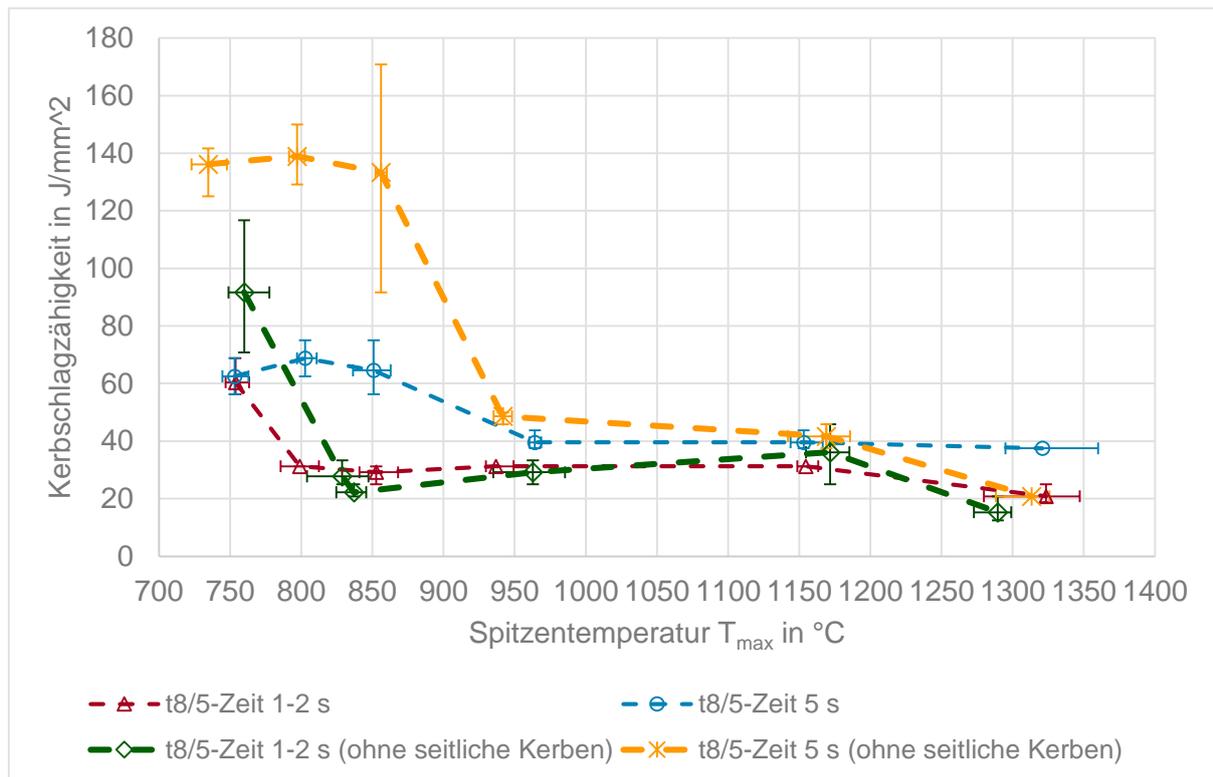


Abbildung 4-32: Vergleich der WEZ-simulierten Proben in Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit [voestalpine Stahl GmbH].

Der Schlagenergieunterscheid zwischen Gleeble- und WEZ-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s ist in Abbildung 4-33 ersichtlich. Man sieht dabei, dass die verbrauchte Schlagenergie bei den Gleeble-simulierten Proben über den gesamten Temperaturbereich höher ist als jene der WEZ-simulierten Proben. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s liegen die Schlagenergiewerte der Gleeble-simulierten Proben auf gleichem Niveau oder über jenen der WEZ-simulierten Proben (siehe Abbildung 4-34).

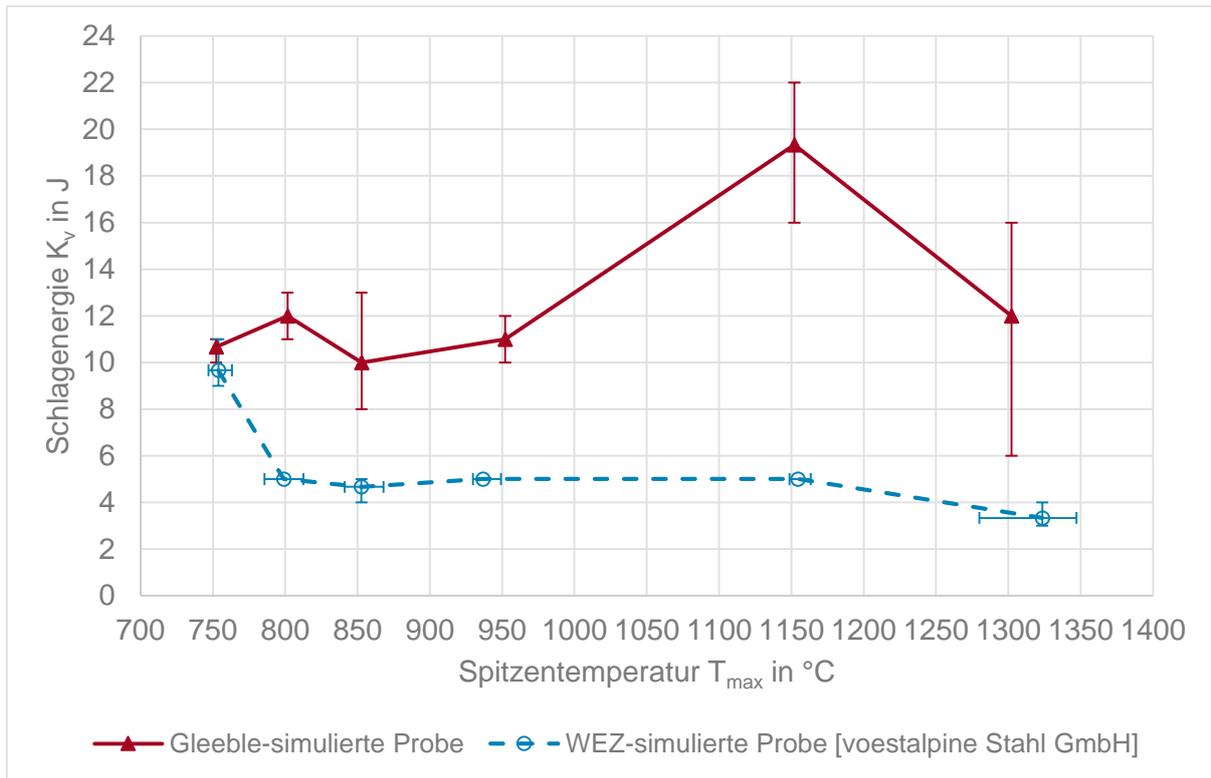


Abbildung 4-33: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben neuer Geometrie mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

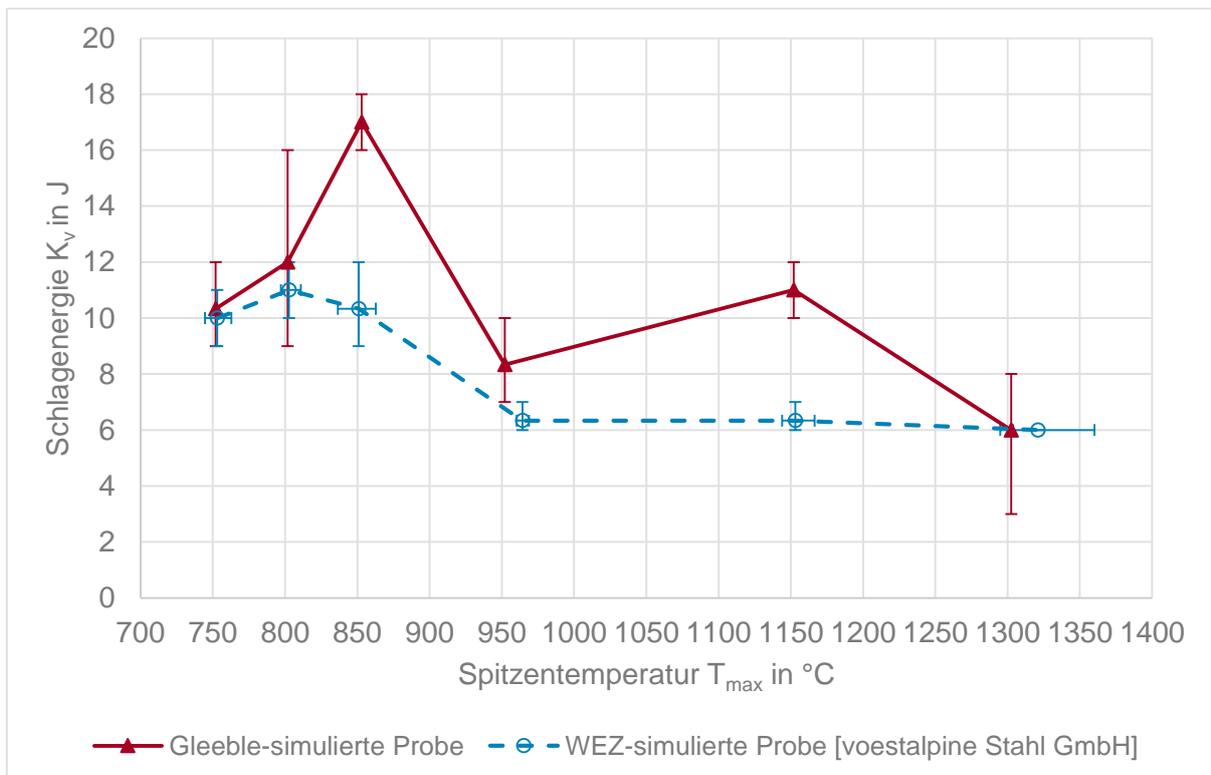


Abbildung 4-34: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben neuer Geometrie mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].

Abbildung 4-35 zeigt eine Gleeble-simulierte Kerbschlagbiegeprobe (oben), sowie eine WEZ-simulierte Kerbschlagbiegeprobe (unten). Beide wurden bei einer Spitzentemperatur von 1150 °C und einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s erstellt.



Abbildung 4-35: Vergleich einer Gleeble- (oben) und WEZ- (unten) simulierten Kerbschlagbiegeprobe ($T_S=1150$ °C; $t_{8/5}=1-2$ s).

Bei der Gleeble-simulierten Probe erkennt man eindeutig eine zusätzliche plastische Verformung des Grundwerkstoffs. Eine solche Verformung ist bei der WEZ-simulierten Probe nicht zu erkennen.

Die, für die Verformung des Grundwerkstoffs, benötigte Energie macht dabei einen Teil der gemessenen Schlagenergie aus. Diese zusätzlich benötigte Energie erhöht die gesamt verbrauchte Schlagenergie. Eine so starke zusätzliche Verformung des Grundwerkstoffs kommt jedoch nicht bei allen Gleeble-simulierten Proben vor. Bei der gezeigten, Gleeble-simulierten, Probe (Abbildung 4-35; oben) wurde eine Schlagenergie von 22 J gemessen. Dies ist der Maximalwert der vorliegenden Versuchsreihe (siehe Abbildung 4-33).

Aufgrund der unterschiedlichen Versuchsbedingungen bei dem Gleeble- und WEZ-Simulator (Stauchung, Einspannlänge, Heizung) ist die simulierte Zone bei den Gleeble-Proben schmaler ausgefallen.

Dadurch kam es bei den Gleeble-simulierten Proben teilweise zu, mit freiem Auge sichtbaren, plastischen Verformungen im Grundwerkstoff. Dieses Phänomen ist besonders

bei Proben aufgetreten, die im Vergleich zu den WEZ-simulierten Proben eine hohe Zähigkeit aufweisen. Die unterschiedliche Breite der thermisch beeinflussten Zone der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben liefert damit vermutlich einen Beitrag zu den unterschiedlichen Schlagenergiewerten.

Ein Einfluss der Stauchung auf das Gefüge der Gleeble-simulierten Proben könnte eine weitere Ursache für die Ergebnisunterschiede sein. Auf die Gefügeuntersuchung wird in Kapitel 4.5 (S.83) eingegangen.

Dies würde aber gleichzeitig die Vermutung nahelegen, dass die WEZ-simulierten Proben das Verhalten einer pressstumpfgeschweißten Naht beim Kerbschlagbiegeversuch unterschätzen. Für eine genauere Simulation des thermo-mechanischen Bereichs einer Pressstumpfschweißung sind somit Gleeble-Versuche mit thermischer und mechanischer Belastung besser geeignet. Um die Aussagefähigkeit der Gleeble-Simulationen zu verifizieren, sind Untersuchungen an realen Pressstumpfschweißungen notwendig.

4.5 Metallographie

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen der Gleeble-simulierten Proben dargestellt. Es werden hier jedoch vor allem Proben gezeigt, welche bei den Kerbschlagbiegeversuchen gegenüber den WEZ-simulierten Proben auffällige und interessante Ergebnisse geliefert haben.

Die einzelnen Phasen werden in den Bildern folgendermaßen abgekürzt:

- F für Ferrit
- P für Perlit mit durch die Wärmebehandlung globular eingeformtem Zementit
- M für Martensit
- A für Ausscheidungen

Zu den Bildern wird neben den einzelnen Phasen auch die durchschnittliche Härte, Zugfestigkeit und Schlagenergie angegeben. Die Werte der Schlagenergie beziehen sich dabei auf die seitlich gekerbten Kerbschlagbiegeproben.

Einleitend wird zunächst die Probe bei der Spitzentemperatur von 750 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s gezeigt (Abbildung 4-36). Beim Vergleich mit dem Gefügebild des Grundwerkstoffs (Abbildung 2-18, S. 23) erkennt man, dass beide über dasselbe Gefüge verfügen. Dies ist jedoch auf Grund der Lage von A_{c1} bei etwa 750 °C nicht verwunderlich. Einzig die Korngröße scheint bei der 750 °C etwas größer zu sein. Ansonsten liegt auch hier ein Gefüge aus Ferrit und Perlit mit durch die Wärmebehandlung globular eingeformtem Zementit vor. Auch hier sind, wie im Ausgangsgefüge, entlang der Korngrenzen Ausscheidungen zu erkennen.

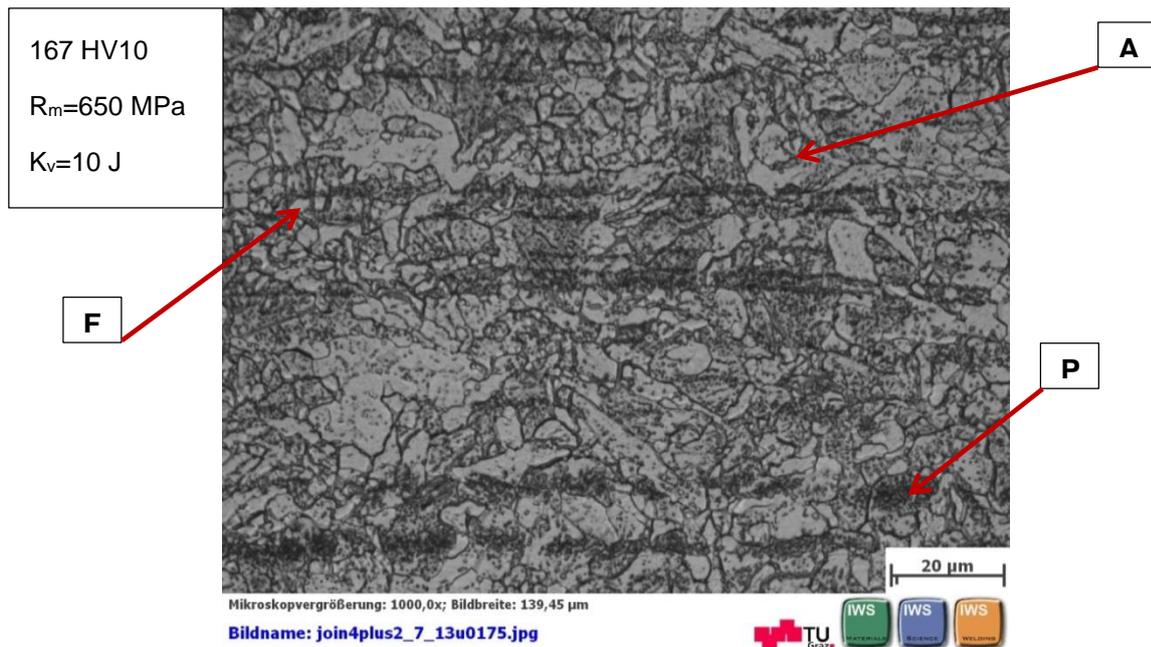


Abbildung 4-36: Schliffbild der Probe H_75_5_9_03 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).

Bei einer Spitzentemperatur von 800 °C unterscheiden sich die Gefüge abhängig von der $t_{8/5}$ -Zeit bereits. Dies spiegelt sich auch im Härteverlauf (Abbildung 4-10, S. 59) wieder. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s (Abbildung 4-37) liegt noch immer das bereits für Abbildung 4-36 erläuterte Gefüge vor.

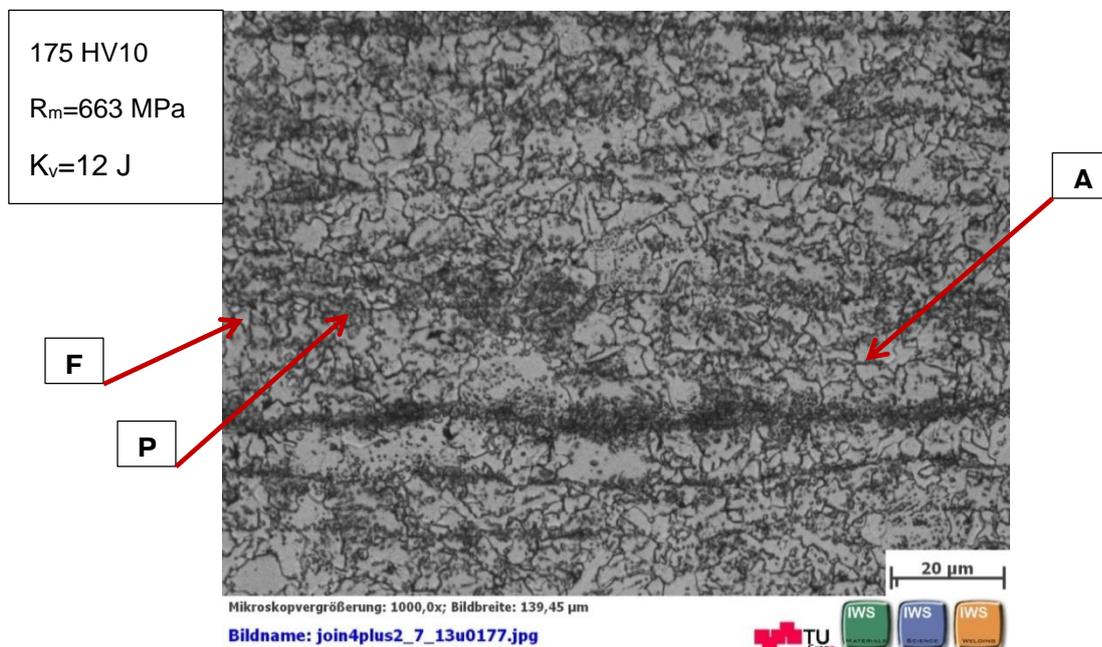


Abbildung 4-37: Schliffbild der Probe H_80_5_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).

Im Vergleich dazu liegt durch das Überschreiten von A_{c1} mit $T_s = 800$ °C in Kombination mit der kürzeren $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bereits ein teilweise martensitisches Gefüge vor (Abbildung

4-38). Man erkennt hier sehr gut, wie sich Martensitzeilen innerhalb der Matrix aus Ferrit und Perlit mit globular eingeformtem Zementit gebildet haben. Das teilweise Auftreten von Martensit erklärt auch die beginnende Zunahme der Zugfestigkeit und der Härte. Bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bildet sich dasselbe Gefüge erst bei einer Spitztemperatur von 850 °C aus (siehe Abbildung 4-39).

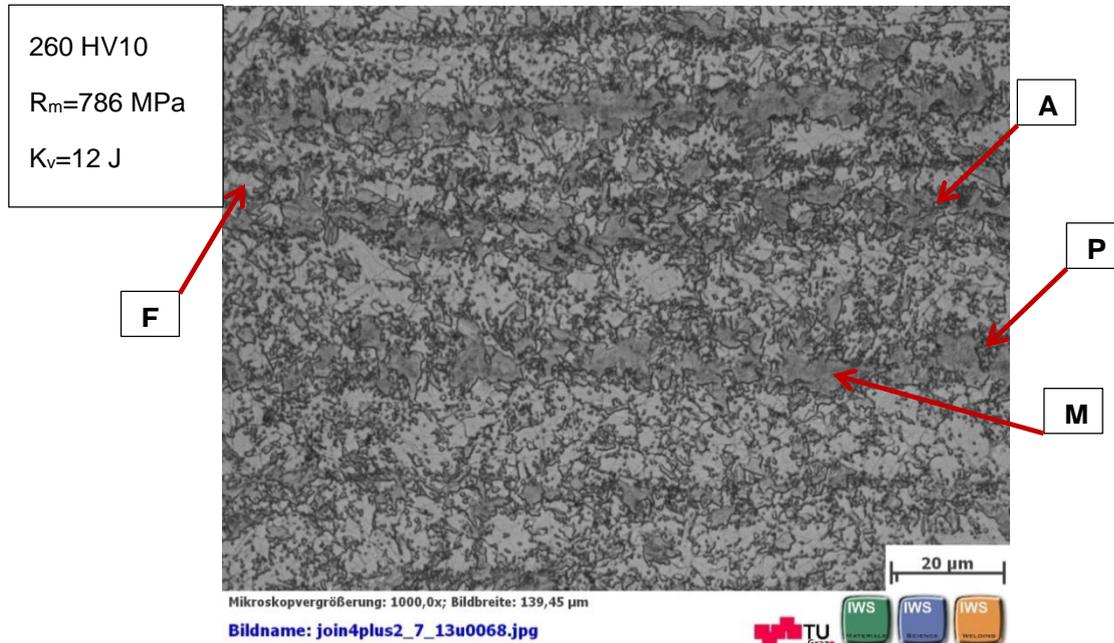


Abbildung 4-38: Gefügebild der Probe H_80_2_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit, Ausscheidungen und Martensit).

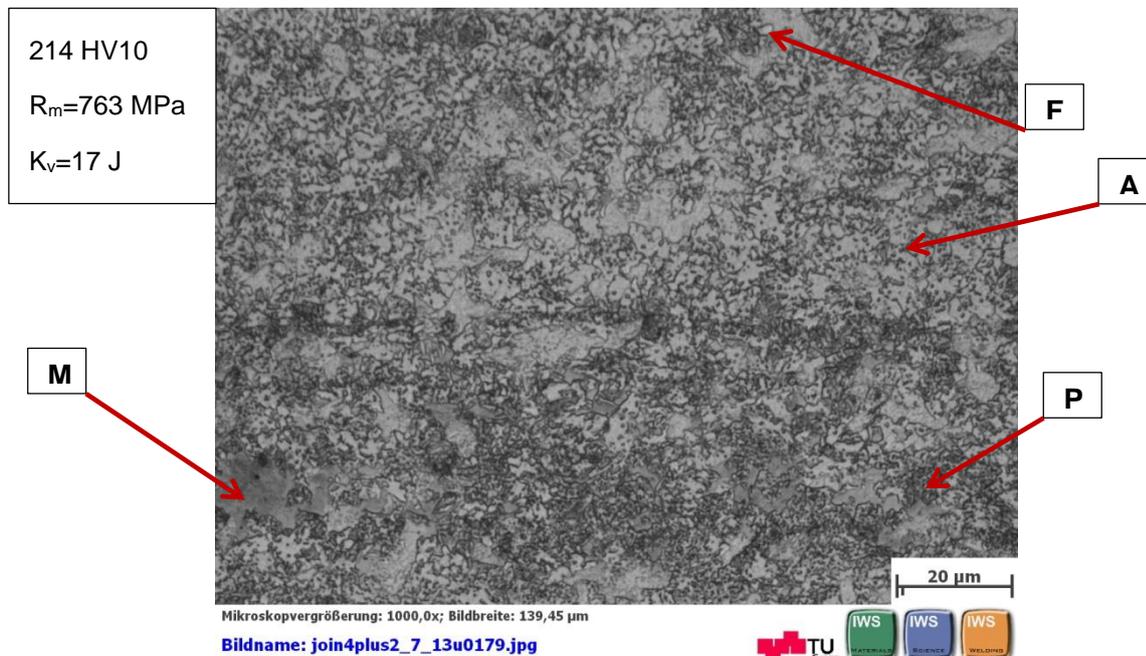


Abbildung 4-39: Gefügebild der Probe H_85_5_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit, Ausscheidungen und Martensit).

Mit steigender Spitzentemperatur nimmt der Anteil an Härtegefüge immer weiter zu. Wie aus den Ergebnissen der Kerbschlagbiegeversuche in Kapitel 4.4 ersichtlich ist, liegen die Werte der verbrauchten Schlagenergie der Gleeble-simulierten Proben vor allem bei Spitzentemperaturen von 1150 °C und 1300 °C weitaus höher als bei vergleichbaren WEZ-simulierten Proben.

Aus diesem Grund, werden in weiterer Folge die Gefügebilder der Proben mit einer Spitzentemperatur von 1150 °C dargestellt. Abbildung 4-40 zeigt dabei die Probe mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s, während Abbildung 4-41 jene mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s darstellt. Bei beiden Proben erkennt man ein martensitisches Gefüge. Unterschiede ergeben sich hier in der Gefügestruktur. Das martensitische Gefüge scheint bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s feiner strukturiert zu sein als bei 5 s. Die verbrauchte Kerbschlagenergie ist bei der niedrigeren $t_{8/5}$ -Zeit wesentlich höher als bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s. Ein Grund dafür liegt in der hier gezeigten feineren Struktur des Martensits.

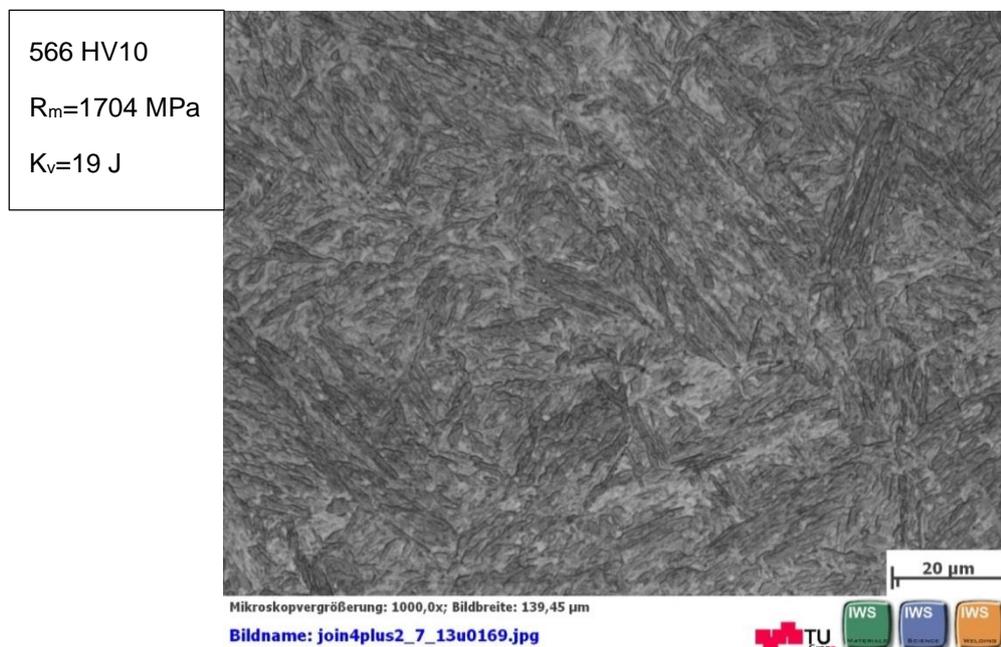


Abbildung 4-40: Schliffbild der Probe H_115_2_9_01 (Martensitisches Gefüge mit feiner Struktur).

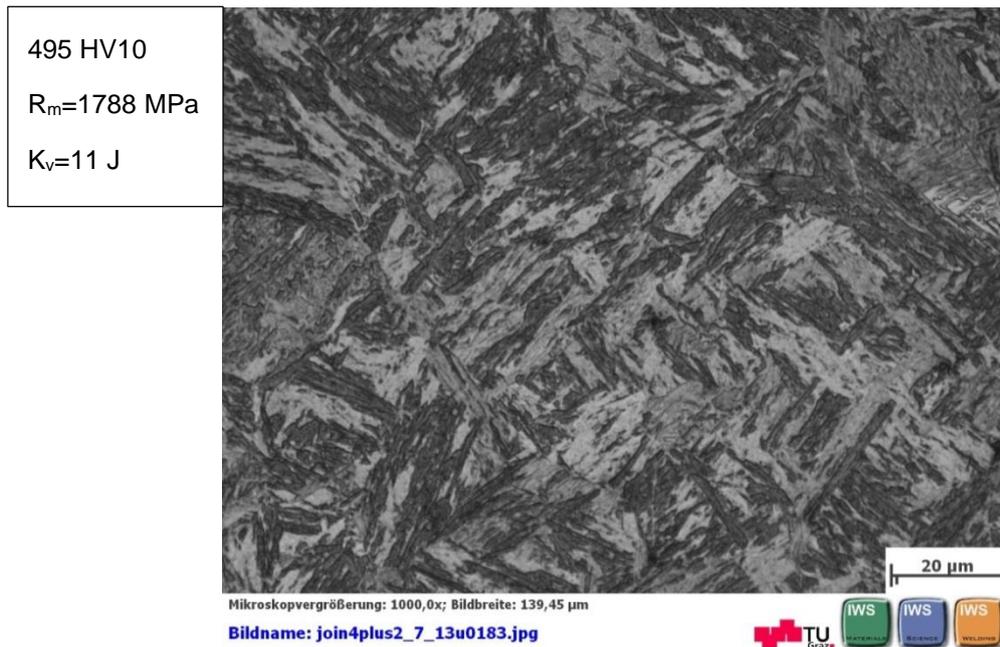


Abbildung 4-41: Schliffbild der Probe H_115_5_9_03 (Martensitisches Gefüge mit grober Struktur).

Abbildung 4-42 zeigt das Schliffbild der Probe mit einer Spitzentemperatur von 1300 °C und der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s. Im Gegensatz zu Abbildung 4-40 ($T_s=1150$ °C) ist eine leichte Vergrößerung der Martensitnadeln festzustellen. Daraus ergibt sich auch die leichte Abnahme der Zähigkeit im Gegensatz zu den Proben mit der Spitzentemperatur von 1150 °C.

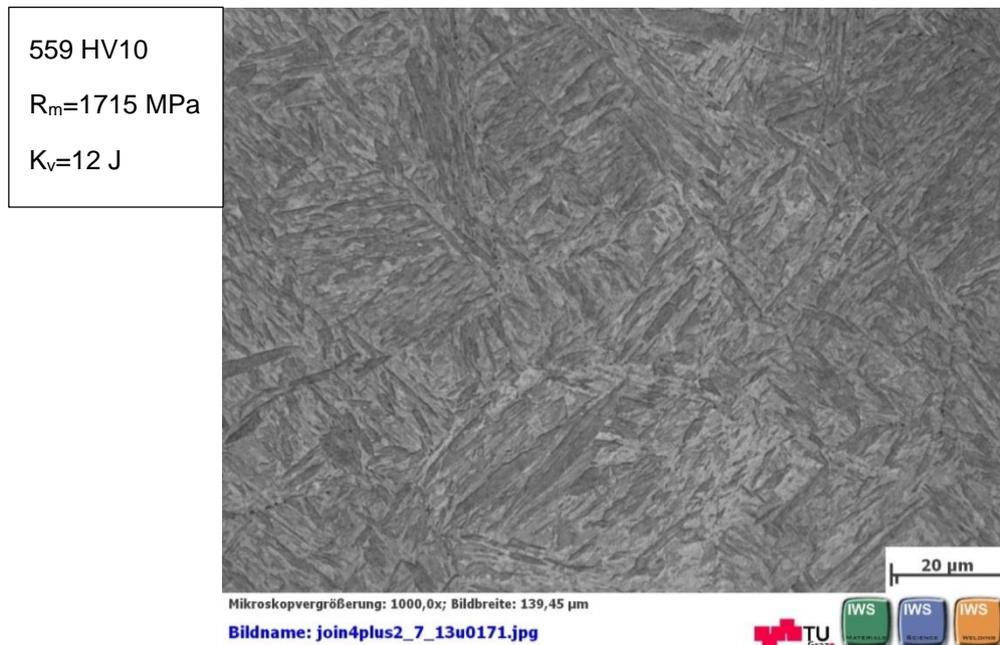


Abbildung 4-42: Schliffbild der Probe H_130_2_9_01 (Martensitisches Gefüge, gröber als in Abbildung 4-40).

Abbildung 4-43 zeigt das Gefüge der 1300 °C Probe mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s. Es gelten hier dieselben Aussagen wie beim Vergleich der Gefügebilder bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.

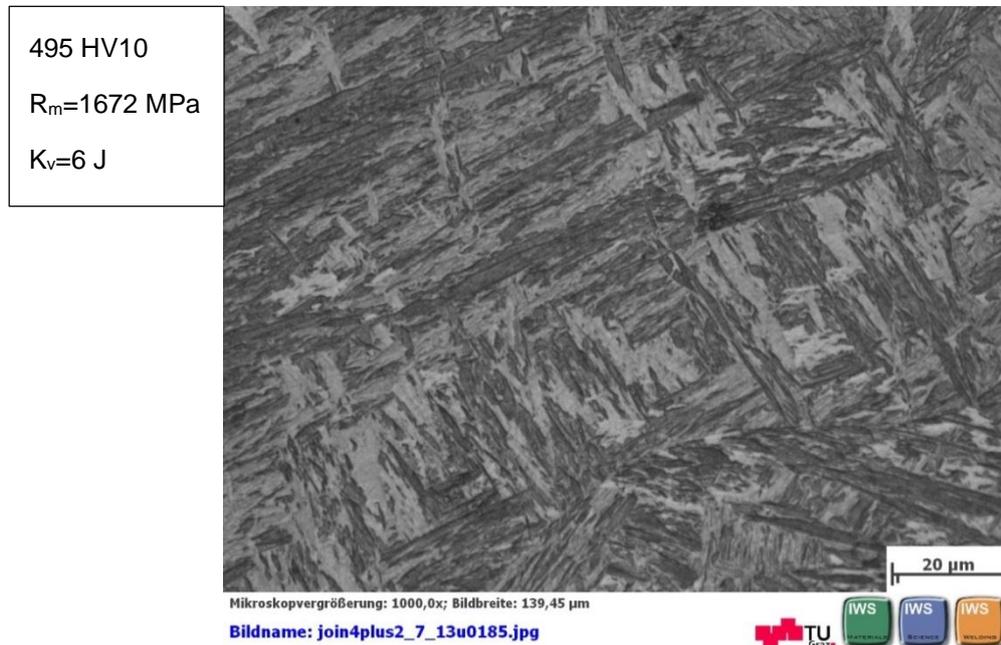


Abbildung 4-43: Schliffbild der Probe H_130_5_9_04 (Martensitisches Gefüge, gröber als in Abbildung 4-41).

Wie bereits erwähnt weisen Proben, die mit Spitzentemperaturen von 1150 °C und 1300 °C Gleeble-simuliert wurden, eine höhere Zähigkeit als die WEZ-simulierten Proben auf (siehe Abbildung 4-33, S. 81).

Aus der Bachelorarbeit von Stefan Johannes Spachinger [2, S. 55] geht hervor, dass bei WEZ-simulierten Proben mit Spitzentemperaturen von 1150 °C und 1300 °C und $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s ebenfalls komplett martensitisches Gefüge vorliegt. Zusätzlich ist ebenfalls eine Vergrößerung des Gefüges bei steigender Spitzentemperatur erkennbar. Die Untersuchungen erfolgten ebenfalls an einem weichgeglühten 26MnB5, jedoch einer anderen Bandnummer (414099).

Anhand der derzeit vorliegenden metallographischen Ergebnisse, konnten in der betrachteten Zone keine metallurgischen Unterschiede zwischen den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben festgestellt werden.

5 Zusammenfassung

Im Zuge der Masterarbeit wurden Warmstauchversuche an der Gleeble® 3800 durchgeführt. Die Warmstauchversuche dienten dabei der Simulation einer Pressstumpfschweißung. Anschließend wurden Kerbschlagbiege- und Zugversuche sowie metallographische Untersuchungen und Härteprüfungen nach Vickers durchgeführt. Im Anschluss wurden die daraus gewonnenen Ergebnisse mit Ergebnissen aus den, bereits von der voestalpine Stahl GmbH durchgeführten, WEZ-Simulationen verglichen. Als Versuchswerkstoff wurde ein weichgeglühter 26MnB5 (Bd.-Nr.: 666 771) verwendet.

Die definierten Spitzentemperaturen lagen zwischen 750-1300 °C bei $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-5 s. Die Spitzentemperaturen und $t_{8/5}$ -Zeiten wurden dabei in Anlehnung an die, bereits von der voestalpine Stahl GmbH durchgeführten, WEZ-Simulation definiert. Bei den WEZ-Simulationen wurden nur die thermischen Zyklen der Pressstumpfschweißung simuliert. Bei den Gleeble-Simulationen wurden hingegen sowohl Temperaturzyklen als auch die Stauchbelastung nachgebildet. Der aufzubringende Stauchdruck wurde in Absprache mit der voestalpine Stahl GmbH mit 90 MPa definiert. Die Stauchzeit wurde aus bereits durchgeführten Realschweißversuchen an der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage ermittelt.

Nach der Festlegung der Versuchsparameter mussten die Probengeometrien für die Gleeble-Simulationen definiert werden. Der Versuchswerkstoff lag dabei nur als 3,15 mm dickes Blech vor. Des Weiteren musste es möglich sein, aus den Gleeble-simulierten Proben noch Proben für den Kerbschlagbiege- und Zugversuch herzustellen. Auf Grund des ungünstigen Dicken/Längen Verhältnisses war die Gefahr des Ausknickens der Proben zu berücksichtigen. Durch Vorversuche wurden geeignete Probengeometrien für die Gleeble-Simulation ermittelt, bei denen die befürchtete Ausknickproblematik nicht aufgetreten ist.

Die Warmstauchversuche wurden an einer Gleeble® 3800 mit Basissystem durchgeführt. Die Regelung des Stauchdrucks erfolgte bei hohen Spitzentemperaturen über die Wegregelung der Gleeble® 3800. Bei niedrigeren Spitzentemperaturen wurde der Stauchdruck kraftgeregelt.

Ein Teil der erstellten Warmstauchproben wurde bei der voestalpine Stahl GmbH zu Kerbschlagbiegeproben mit Untermaß sowie zu Zugversuchsproben verarbeitet. Die restlichen Proben wurden im IWS-Labor der TU Graz zu Metallographieproben verarbeitet. Diese Proben dienten im Anschluss auch der Härteprüfung nach Vickers.

Die Ergebnisse der Warmstauchversuche zeigen, dass sowohl die geforderten $t_{8/5}$ -Zeiten, Spitzentemperaturen als auch der Stauchkraftverlauf sehr gut eingehalten werden konnten. Allerdings wurde bei den Proben ein Temperaturgradient über die Probenbreite festgestellt. Dieser wurde durch Anpassen des Versuchsaufbaus minimiert.

Die Ergebnisse der Härteprüfung zeigten einen starken Anstieg der Härte mit zunehmender Spitzentemperatur. Die Härte nahm bei Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei niedrigeren

Spitzentemperaturen stärker zu, als dies bei den Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s der Fall war. Diese Verschiebung zu höheren Spitzentemperaturen konnte mit Hilfe der metallographischen Untersuchungen auf das unterschiedliche Gefüge zurückgeführt werden. Durch den Vergleich der Härteverläufe der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben konnte kein signifikanter Unterschied beim Härteverlauf festgestellt werden. Das Niveau der Maximalhärte lag bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei Gleeble-simulierten Proben jedoch höher als bei den WEZ-simulierten Proben.

Bei den Zugversuchen musste auf eine spezielle Probengeometrie zurückgegriffen werden. Aus diesem Grund konnte nur die Zugfestigkeit ermittelt werden. Bei diesen Versuchen konnte jedoch im Bereich mittlerer Spitzentemperaturen kein verwertbares Ergebnis erzielt werden. Bei den WEZ-simulierten Proben wurde ebenfalls die Verschiebung des Zugfestigkeitsanstiegs zwischen den unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten festgestellt. Aufgrund des Härteverlaufs kann man auch bei den Gleeble-simulierten Proben von einer solchen Verschiebung ausgehen. Dies konnte jedoch wegen fehlenden Messergebnissen nicht bewiesen werden. Aufgrund der aufgetretenen Fehlversuche bei den Gleeble-simulierten Proben sowie wegen deren nicht genormter Zugprobengeometrie, sind die Zugfestigkeitswerte kritisch zu betrachten.

Durch einen Vergleich der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben konnte man bei der Zugfestigkeit kaum Unterschiede in Größe und Verlauf erkennen. Allein bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s liegt die Zugfestigkeit der Gleeble-simulierten Proben geringfügig höher als bei den WEZ-simulierten Proben.

Bei den Kerbschlagbiegeversuchen kam es zunächst an den Gleeble-simulierten Proben zu Rissabweichungen. Somit konnten beim ersten Probensatz nur wenige Versuche ausgewertet werden. Bei einem zweiten Probensatz wurde aus diesem Grund die Geometrie der Kerbschlagbiegeproben verändert. Durch das Einbringen von seitlichen Kerben wurde ein Bruch in der thermo-mechanisch belasteten Zone gewährleistet. Dadurch konnten schlussendlich über den gesamten Parameterbereich gültige Ergebnisse erzielt werden.

Beim Vergleich der Gleeble- und WEZ-simulierten Proben konnten teilweise große Unterschiede in der verbrauchten Schlagenergie festgestellt werden. Es konnte gezeigt werden, dass die verbrauchte Schlagenergie der Gleeble-simulierten Proben über den gesamten Spitzentemperaturverlauf höher liegt. Vor allem bei einer Spitzentemperatur von 1150 °C ergaben sich große Unterschiede.

Als möglicher Faktor für die Differenz der Schlagarbeit wurde die, durch den Kerbschlagbiegeversuch verursachte, zusätzliche Verformung des Grundwerkstoffs neben der thermo-mechanisch beeinflussten Zone der Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben identifiziert.

Eine weitere Ursache könnte ein Einfluss der Stauchung auf das Gefüge der Gleeble simulierten Proben sein. Dies konnte jedoch mit den, im Zuge der vorliegenden Arbeit durchgeführten, metallographischen Untersuchungen nicht nachgewiesen werden.

6 Ausblick

Um den metallurgischen Einfluss auf die Zähigkeit zu finden sind weiterführende Untersuchungen notwendig. Im Anschluss an diese Masterarbeit sollen die Gleeble- und WEZ- simulierte Kerbschlagbiegeproben der Spitztemperatur von 1150 °C rasterelektronenmikroskopisch untersucht werden. Auch eine EBSD-Untersuchung wird angedacht. Dadurch sollen mögliche metallurgische Ursachen für den Zähigkeitsanstieg, wie Korngröße oder Verteilung der Ausscheidungen untersucht werden.

Des Weiteren wäre eine Gleeble-Simulation bei unterschiedlichen Stauchdrücken interessant. So könnte die Auswirkung von unterschiedlich hohen Stauchdrücken auf die Zähigkeit untersucht werden. Aufbauend auf den Ergebnissen dieser Masterarbeit wäre die Untersuchung bei Spitztemperaturen zwischen 1150 °C und 1300 °C von Interesse, da bei diesen Spitztemperaturen besonders hohe Schlagenergiewerte ermittelt wurden.

Weiterführend sollen auch Proben aus realen Pressschweißversuchen auf ihre mechanisch-technologischen Eigenschaften untersucht werden. Dadurch wird ein Ergebnisvergleich zwischen Gleeble- und WEZ-simulierten Proben sowie realen Schweißnahtproben ermöglicht.

7 Literaturverzeichnis

- [1] A. H. Fritz und G. Schulze, Fertigungstechnik, Berlin: Springer Vieweg, 2012.
- [2] S. J. Spachinger, Untersuchung der Entwicklung der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges von 26MnB5 mittels WEZ-Simulation und Realschweißversuchen, FH Oberösterreich: Bachelorarbeit, 2012.
- [3] Salzgitter Flachstahl GmbH, „26MnB5: Borlegierte Vergütungsstähle,“ Juli 2010. [Online]. Available: [http://www.salzgitter-flachstahl.de/MDB/downloadcenter/Warmgewalzte_Produkte/Verguetungsstaehle/26MnB5_Stand_07_10_](http://www.salzgitter-flachstahl.de/MDB/downloadcenter/Warmgewalzte_Produkte/Verguetungsstaehle/26MnB5_Stand_07_10_.). [Zugriff am 18 November 2013].
- [4] W. Weißbach, Werkstoffkunde, Braunschweig: Vieweg+Teubner Verlag, 2012.
- [5] H.-J. Bargel und G. Schulze, Werkstoffkunde, Berlin: Springer Vieweg, 2012.
- [6] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Aachen: Springer, 2005.
- [7] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, Berlin: Springer, 2010.
- [8] E. Roos und K. Maile, Werkstoffkunde für Ingenieure - Grundlagen, Anwendung, Prüfung, Stuttgart: Springer, 2008.
- [9] H. Cerjak, Werkstoffkunde 303.003, TU Graz: Skriptum, 2009.
- [10] M. Naderi, A. Saeed-Akbari und W. Bleck, „The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel,“ *Materials Science and Engineering: A; Volume 487; Issues1-2*, S. 445-455, 25 Juli 2008.
- [11] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien, Aachen: Springer, 2006.
- [12] Dynamic Systems Inc., „Dynamic Systems Inc.,“ [Online]. Available: www.bleeble.com/index.php/products/bleeble-3800.html. [Zugriff am 6 November 2013].
- [13] Dynamic Systems Inc., Gleeble® 3800: Product Description and Specifications, New York: Dynamic Systems Inc., 2010.

- [14] C. Sommitsch, Laborübung Werkstoffkunde & Schweißtechnik (303.008): Arbeiten an der Gleeble® 3800 und am Abschreckdilatometer 805A/D, TU Graz: Laborunterlagen, 2012.
- [15] M. Kičin, Experimentelle Ermittlung thermisch-mechanischer Eigenschaften von verzinktem DP1000 Stahl als Input Dateien für die Simulation des Widerstandspunktschweißens, TU Graz: Diplomarbeit, 2011.
- [16] ÖNORM EN ISO 6507-1:2005, Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren, 2006.
- [17] ÖNORM EN ISO 6892-1:2009, Metallische Werkstoffe - Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, 2009.
- [18] DIN 50125:2004, Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben, 2004.
- [19] N. Enzinger, Numerische und experimentelle Untersuchung verschiedener Einflüsse auf den Schweißseignungszustand, TU Graz: Dissertation, 2002.
- [20] DIN EN ISO 148-1:2010, Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 148-1:2009), 2011.
- [21] BS EN 10083-3:2006, Steels for quenching and tempering - Part 3: Technical delivery conditions for alloy steels, 2006.
- [22] <http://www.stahl-karosserie.de/>, „Fahrzeugkarosserien aus Stahl - ganz leicht,“ [Online]. Available: <http://www.stahl.karosserie-netzwerk.info/22MnB5.htm>. [Zugriff am 18 November 2013].
- [23] Dynamic Systems Inc., QuickSim Software: Users Guide, New York: Dynamic Systems Inc., 1996.
- [24] Dynamic Systems Inc., Thermocouple Welder: Model 35200, Dynamic Systems Inc., 1997.
- [25] Dynamic Systems Inc., Diffusion effects on Type K (Cr-Al) thermocouple measurements, New York: Dynamic Systems Inc..
- [26] TWI, „TWI,“ [Online]. Available: <http://www.twi.co.uk/technical-knowledge/faqs/structural-integrity-faqs/faq-what-is-the-significance-of-fracture-path-deviation-during-charpy-testing-of-laser-welds-and-how-can-it-be-prevented/>. [Zugriff am 22 Oktober 2013].

- [27] ÖNORM EN ISO 14556:2006, Stahl - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren, 2007.
- [28] C. Sommitsch und S. Kleber, „Stress Relaxation Measurements of Meta-dynamic and Static Recrystallization of Alloy 80A,“ *Material Science Forum Volumes 467-470*, S. 1237-1242, 2004.
- [29] B. Bezensek und J. W. Hancock, „The toughness of laser welded joints in the ductile-brittle transition,“ *Engineering Fracture Mechanics 74*, S. 2395-2419, 2007.

8 Verzeichnisse

8.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Abkühl- und Aufheizkurve des reinen Eisens [5, S. 176].	5
Abbildung 2-2: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild [5, S. 177].	6
Abbildung 2-3: Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines 22MnB5 (Austenitisierung bei 900 °C für 5 Minuten) [10, S. 446].	8
Abbildung 2-4: Phasenumwandlungen in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur eines niedrig legierten Stahls [6, S. 40].	9
Abbildung 2-5: Prinzipskizze des Pressstumpfschweißens (vgl. [1, S. 209]).	10
Abbildung 2-6: Stauchwulst einer Pressstumpfschweißung an runden Querschnitten (schematisch) [1, S. 210].	10
Abbildung 2-7: Gleeble® 3800 [12].	11
Abbildung 2-8: Universal-Härteprüfgerät zur Härtemessung [4, S. 367].	13
Abbildung 2-9: Prüfeindruck einer Härteprüfung nach Vickers [4, S. 370].	14
Abbildung 2-10: Flachzugprobe für den Zugversuch [6, S. 296].	15
Abbildung 2-11: Rundzugprobe für den Zugversuch [6, S. 296].	15
Abbildung 2-12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze [6, S. 297].	16
Abbildung 2-13: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze [6, S. 297].	16
Abbildung 2-14: Kerbschlagbiegeprobe mit V-Kerb [5, S. 156].	19
Abbildung 2-15: Pendelschlagwerk für den Kerbschlagbiegeversuch [5, S. 156].	19
Abbildung 2-16: Schematischer Kerbschlagarbeits-Temperatur-Diagramm [5, S. 156].	20
Abbildung 2-17: Einordnung von Stählen in Abhängigkeit von Festigkeit und Dehnung [22].	22
Abbildung 2-18: Mikroaufnahme des HNO ₃ geätzten Grundwerkstoffs 26MnB5 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).	23
Abbildung 2-19: Berechnetes, kontinuierliches ZTU-Schaubild des 26MnB5 (Austenitisiert bei 900 °C für 60 s) [2, S. 28].	24
Abbildung 2-20: Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage.	25
Abbildung 2-21: Auf der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage pressstumpfgeschweißte Naht [Kičin M.].	25

Abbildung 2-22: Gemessene Schweißparameter einer Pressstumpfschweißung (Versuch_1) [voestalpine Stahl GmbH].	26
Abbildung 3-1: Geometrie der Spannbacken aus Kupfer.	31
Abbildung 3-2: Spannbackenpaar mit eingebrachtem Bolzen.	32
Abbildung 3-3: Freie Länge zwischen den Spannbackenpaaren.	32
Abbildung 3-4: Ausgangsgeometrie der Vorversuchsprobe aus S235JR.	33
Abbildung 3-5: Ausgangsgeometrie der Vorversuchsprobe S355J2G3 [Vom Autor in Anlehnung an Dynamic Systems Inc. erstellt].	33
Abbildung 3-6: Innenraum der Gleeble® 3800 mit einseitig eingespannter Vorversuchsprobe.	33
Abbildung 3-7: Ausgeknickte Vorversuchsprobe beim Warmstauchvorversuch.	34
Abbildung 3-8: Innenraum der Gleeble® 3800 Prüfkammer mit eingespannter Probe.	35
Abbildung 3-9: Probenlage zur Walzrichtung (schematisch).	35
Abbildung 3-10: Geometrie der Warmstauchprobe für den Kerbschlagbiegeversuch.	36
Abbildung 3-11: Geometrie der Warmstauchprobe für den Zugversuch.	36
Abbildung 3-12: Vergleich der Soll-Temperaturverläufe zwischen Gleeble- und WEZ-Simulation ($T_s=1300\text{ °C}$).	38
Abbildung 3-13: Soll-Temperaturverläufe mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 1 s für die Gleeble-Simulation.	39
Abbildung 3-14: Soll-Temperaturverläufe mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s für die Gleeble-Simulation.	39
Abbildung 3-15: Positionierung der Thermoelemente auf der Probe für Metallographie und Härtemessung.	40
Abbildung 3-16: Warmstauchprobe mit applizierten Thermoelementen.	40
Abbildung 3-17: Pressstumpfschweißzyklus (Versuch_1) mit Fokus auf die Stauchzeit [voestalpine Stahl GmbH].	41
Abbildung 3-18: Vergleich der gemessenen Druckverläufe beim Pressstumpfschweißen [voestalpine Stahl GmbH].	42
Abbildung 3-19: Soll-Kraftverlauf und Soll-Temperaturverlauf für die Gleeble-Simulation.	43
Abbildung 3-20: Gegenüberstellung der Ist- und Soll-Kraftverläufe bei einem Vorversuch mit Kraftregelung.	44
Abbildung 3-21: Position der Messpunkte im Längsschliff.	45
Abbildung 3-22: Probe für den Zugversuch [voestalpine Stahl GmbH].	45

Abbildung 3-23: Probe für den Kerbschlagbiegeversuch [Vom Autor in Anlehnung an DIN EN ISO 148-1:2010 erstellt].....	46
Abbildung 3-24: Probe für den Kerbschlagbiegeversuch mit modifizierter Geometrie.	48
Abbildung 3-25: Schnittführung und Schliffposition des Querschiffs.....	49
Abbildung 3-26: Schnittführung und Schliffposition des Längsschliffs.....	49
Abbildung 4-1: Temperaturverlauf der Probe H_130_2_9_01 ($T_{C1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,3\text{ s}$).....	51
Abbildung 4-2: Temperaturverlauf der Probe H_130_5_9_02 ($T_{C1max}=1302,3\text{ °C}$; $t_{8/5}=5,01\text{ s}$).	53
Abbildung 4-3: Temperaturgradient über die Probenbreite (Warmstauchversuch bei 1300 °C).	53
Abbildung 4-4: Angleich der Spitzentemperatur bei verlängerter Haltezeit ($T_{SolI}=1150\text{ °C}$). ..	54
Abbildung 4-5: Über die Probenbreite gemessener Temperaturgradient der Probe H_130_5_9_01.	55
Abbildung 4-6: Temperatur- und Kraftverlauf der Probe H_130_2_9_01 ($T_{C1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,3\text{ s}$; $F_{max}=-4,04\text{ kN}$).	56
Abbildung 4-7: Gegenüberstellung des Sollkraftverlaufs und des weggeregelten Ist-Kraftverlaufs der Probe H_130_2_9_01 ($T_{C1max}=1301,7\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,3\text{ s}$; $F_{max}=-4,04\text{ kN}$).....	57
Abbildung 4-8: Gegenüberstellung des Sollkraftverlaufs und des kraftgeregelten Ist-Kraftverlaufs der Probe H_85_2_9_02 ($T_{C1max}=852,4\text{ °C}$; $t_{8/5}=1,26\text{ s}$; $F_{max}=-3,95\text{ kN}$).	58
Abbildung 4-9: Gleeble-simulierte Warmstauchproben - links: H_130_2_9_01; Rechts: H_75_2_9_02.....	58
Abbildung 4-10: Vergleich der Härteverläufe von Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.	59
Abbildung 4-11: Vergleich der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten [voestalpine Stahl GmbH].	60
Abbildung 4-12: Gegenüberstellung der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben und Gleeble-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.....	61
Abbildung 4-13: Gegenüberstellung der Härteverläufe von WEZ-simulierten Proben und Gleeble-simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s.....	61
Abbildung 4-14: Härtelinie im Querschiff der Probe H_75_2_9_02.	62
Abbildung 4-15: Härtelinie im Querschiff der Probe H_85_2_9_02.	63
Abbildung 4-16: Härtelinie im Querschiff der Probe H_85_5_9_02.	64
Abbildung 4-17: Härtelinie im Querschiff der Probe H_130_2_9_01.	65
Abbildung 4-18: Ungültiger Zugversuch (Probe: Z_95_2_9_01).	66

Abbildung 4-19: Gültiger Zugversuch (Probe: Z_130_5_9_02).	66
Abbildung 4-20: Vergleich der Gleeble-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten.	67
Abbildung 4-21: Vergleich der WEZ-simulierten Proben bei zwei unterschiedlichen $t_{8/5}$ -Zeiten [voestalpine Stahl GmbH].	68
Abbildung 4-22: Vergleich der unterschiedlich simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s.	69
Abbildung 4-23: Vergleich der unterschiedlich simulierten Proben bei der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s.	70
Abbildung 4-24: Kerbschlagbiegeprobe mit Riss im Grundwerkstoff (Variante 1) vom Versuch K_115_2_9_01.	71
Abbildung 4-25: Kerbschlagbiegeprobe mit Rissstart im Kerbgrund und anschließendem Verlauf im Grundwerkstoff (Variante 2) vom Versuch K_115_2_9_02.	72
Abbildung 4-26: Gegenüberstellung der Schlagenergie der Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	74
Abbildung 4-27: Gegenüberstellung der Schlagenergie der WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	75
Abbildung 4-28: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	76
Abbildung 4-29: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	77
Abbildung 4-30: Gegenüberstellung der Schlagenergie von den Gleeble-simulierten Kerbschlagbiegeproben neuer Geometrie mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	78
Abbildung 4-31: Gegenüberstellung der Schlagenergie von den WEZ-simulierten Kerbschlagbiegeproben neuer Geometrie mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 1-2 s und 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	79
Abbildung 4-32: Vergleich der WEZ-simulierten Proben in Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit [voestalpine Stahl GmbH].	80
Abbildung 4-33: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben neuer Geometrie mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 1-2 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	81
Abbildung 4-34: Vergleich der Schlagenergie von den Gleeble- und WEZ-simulierten Proben neuer Geometrie mit der $t_{8/5}$ -Zeit von 5 s bei einer Schlagtemperatur von -40 °C [voestalpine Stahl GmbH].	81

Abbildung 4-35: Vergleich einer Gleeble- (oben) und WEZ- (unten) simulierten Kerbschlagbiegeprobe ($T_S=1150\text{ °C}$; $t_{8/5}=1-2\text{ s}$).....	82
Abbildung 4-36: Schliffbild der Probe H_75_5_9_03 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).....	84
Abbildung 4-37: Schliffbild der Probe H_80_5_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit und Ausscheidungen).....	84
Abbildung 4-38: Gefügebild der Probe H_80_2_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit, Ausscheidungen und Martensit).	85
Abbildung 4-39: Gefügebild der Probe H_85_5_9_01 (Gefüge besteht aus Ferrit, Perlit mit globularem Zementit, Ausscheidungen und Martensit).	85
Abbildung 4-40: Schliffbild der Probe H_115_2_9_01 (Martensitisches Gefüge mit feiner Struktur).	86
Abbildung 4-41: Schliffbild der Probe H_115_5_9_03 (Martensitisches Gefüge mit grober Struktur).	87
Abbildung 4-42: Schliffbild der Probe H_130_2_9_01 (Martensitisches Gefüge, gröber als in Abbildung 4-40).	87
Abbildung 4-43: Schliffbild der Probe H_130_5_9_04 (Martensitisches Gefüge, gröber als in Abbildung 4-41).	88

8.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Technische Spezifikationen der Gleeble® 3800 [13, S. 11-14].	12
Tabelle 2-2: Chemische Zusammensetzung von 20MnB5 und 30MnB5 laut [21, S. 14].	21
Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent des 26MnB5 der Bandnummer 666771 [voestalpine Stahl GmbH].	22
Tabelle 2-4: Materialkennwerte des weichgeglühten 26MnB5 (666771) [voestalpine Stahl GmbH].	22
Tabelle 3-1: Probenmatrix für die Kerbschlagbiegeversuche.	29
Tabelle 3-2: Probenmatrix für die Zugversuche.	29
Tabelle 3-3: Probenmatrix für Härtemessungen und Metallographie.	30
Tabelle 3-4: Probenmatrix für den instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch.	30
Tabelle 3-5: Aufgezeichnete Parameter beim Warmstauchversuch.	37
Tabelle 3-6: Berechnung der mittleren Stauchzeit für die Gleeble-Simulation.	41
Tabelle 3-7: Verwendete Kräfte für die Gleeble-Simulation.	42
Tabelle 3-8: Verwendete Regelungsart in Abhängigkeit der Spitzentemperatur.	44
Tabelle 3-9: Informationen zum Warmeinbetten.	49
Tabelle 3-10: Schleifeinstellungen.	50
Tabelle 3-11: Poliereinstellungen.	50
Tabelle 4-1: Übersicht über gültige und ungültige Kerbschlagbiegeversuche.	72

Anhang

Anhang A: Warmstauchversuche

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_75_2_9_01	Härte/Metallographie	750	752,3	1-2	-	-3,97	-3,94	-90
H_75_2_9_02			751,8		-		-3,99	
Z_75_2_9_01	Zugversuch		751,3		-		-3,97	
Z_75_2_9_02			751,4		-		-3,92	
Z_75_2_9_03			751,9		-		-4,05	
K_75_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		752,1		-		-3,96	
K_75_2_9_02			752,1		-		-3,96	
K_75_2_9_03			751,7		-		-3,93	
K_75_2_9_04			752,1		-		-4,01	
K_75_2_9_05			752,2		-		-3,98	
K_75_2_9_06			752,3		-		-3,98	
IK_75_2_9_01	Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch		750		752,2		1-2	
IK_75_2_9_02		751,5		-	-3,99			
IK_75_2_9_03		751,9		-	-3,93			
IK_75_2_9_04		752,5		-	-3,91			
IK_75_2_9_05		752,3		-	-3,96			
IK_75_2_9_06		752,4		-	-3,94			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_80_2_9_01	Härte/Metallographie	800	801,8	1-2	1,61	-3,97	-3,91	-90
H_80_2_9_03			801,3		1,55		-4,09	
Z_80_2_9_01	Zugversuch		801,4		1,6		-4,03	
Z_80_2_9_02			802,1		1,6		-3,96	
Z_80_2_9_03			801,8		1,59		-3,98	
K_80_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		801,8		1,75		-3,93	
K_80_2_9_02			801,4		1,6		-3,92	
K_80_2_9_03			801,4		1,22		-3,99	
K_80_2_9_04			801,6		1,68		-3,90	
K_80_2_9_05			801,4		1,62		-3,92	
K_80_2_9_06			801,9		1,62		-4,00	
H_85_2_9_01	Härte/Metallographie		850		852,6		1-2	
H_85_2_9_02		852,4		1,26	-3,95			
Z_85_2_9_01	Zugversuch	852,8		1,26	-3,96			
Z_85_2_9_02		853,4		1,21	-4,00			
Z_85_2_9_03		852,1		1,18	-4,09			
K_85_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch	851,9		1,22	-3,95			
K_85_2_9_02		852,4		1,21	-3,93			
K_85_2_9_03		852,9		1,31	-3,96			
K_85_2_9_04		853,5		1,37	-3,96			
K_85_2_9_05		852,8		1,27	-3,96			
K_85_2_9_06		852		1,31	-4,07			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_95_2_9_01	Härte/Metallographie	950	951,8	1-2	1,24	-3,97	-4,14	-90
H_95_2_9_02			952,2		1,18		-4,37	
Z_95_2_9_01	Zugversuch		952,3		1,23		-4,31	
Z_95_2_9_02			952,1		1,19		-4,09	
Z_95_2_9_03			952,3		1,23		-3,88	
K_95_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		952,4		1,15		-4,00	
K_95_2_9_02			952,1		1,18		-4,06	
K_95_2_9_03			951,7		1,07		-4,28	
K_95_2_9_04			951,9		1,16		-4,27	
K_95_2_9_05			952		1,17		-4,31	
K_95_2_9_06			952,2		1,19		-4,23	
IK_95_2_9_01	Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch		950		952,8		1-2	
IK_95_2_9_02		952,3		1,23	-3,88			
IK_95_2_9_03		952,5		1,28	-4,05			
IK_95_2_9_04		951,9		1,19	-3,99			
IK_95_2_9_05		952		1,15	-4,22			
IK_95_2_9_06		952,7		1,32	-4,04			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_115_2_9_01	Härte/Metallographie	1150	1152,2	1-2	1,22	-3,97	-4,27	-90
H_115_2_9_03			1152,4		1,23		-3,94	
Z_115_2_9_01	Zugversuch		1152,3		1,31		-3,88	
Z_115_2_9_02			1151,8		1,2		-4,09	
Z_115_2_9_03			1151,9		1,26		-4,20	
K_115_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		1152,3		1,19		-4,00	
K_115_2_9_02			1151,7		1,1		-4,05	
K_115_2_9_03			1152,3		1,2		-4,00	
K_115_2_9_04			1151,8		1,17		-4,36	
K_115_2_9_05			1152,2		1,18		-3,99	
K_115_2_9_06			1152,2		1,21		-3,81	
H_130_2_9_01	Härte/Metallographie		1300		1301,7		1-2	
H_130_2_9_04		1302,7		1,24	-4,17			
Z_130_2_9_01	Zugversuch	1301,9		1,23	-3,96			
Z_130_2_9_02		1302,9		1,31	-4,15			
Z_130_2_9_03		1302,4		1,25	-4,14			
K_130_2_9_01	Kerbschlagbiegeversuch	1302,3		1,17	-4,23			
K_130_2_9_02		1308		1,14	-4,3			
K_130_2_9_03		1301,9		1,2	-4,38			
K_130_2_9_04		1302		1,14	-4,20			
K_130_2_9_05		1302,6		1,21	-4,09			
K_130_2_9_06		1302,2		1,17	-4,26			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_75_5_9_02	Härte/Metallographie	750	752,1	5	-	-3,97	-4,01	-90
H_75_5_9_03			751,9		-		-4,01	
Z_75_5_9_01	Zugversuch		751,4		-		-4,12	
Z_75_5_9_02			751,6		-		-3,91	
Z_75_5_9_03			751,5		-		-4,04	
K_75_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		752,4		-		-3,87	
K_75_5_9_02			752,3		-		-3,95	
K_75_5_9_03			752		-		-3,99	
K_75_5_9_04			752,2		-		-3,96	
K_75_5_9_05			752		-		-4,02	
K_75_5_9_06			751,7		-		-4,00	
H_80_5_9_01	Härte/Metallographie		800		801,3		5	
H_80_5_9_02		801,2		5,44	-3,94			
Z_80_5_9_01	Zugversuch	801,6		5,43	-3,94			
Z_80_5_9_02		802,1		5,4	-4,02			
Z_80_5_9_03		801		5,45	-4,03			
K_80_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch	802,1		5,41	-3,88			
K_80_5_9_02		801,7		5,44	-3,99			
K_80_5_9_03		802,1		5,4	-3,82			
K_80_5_9_04		801,9		5,43	-3,93			
K_80_5_9_05		801,3		5,44	-3,90			
K_80_5_9_06		802,1		5,43	-3,93			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_85_5_9_01	Härte/Metallographie	850	852,4	5	4,99	-3,97	-3,93	-90
H_85_5_9_02			852,5		4,99		-3,98	
Z_85_5_9_01	Zugversuch		852,9		4,97		-3,95	
Z_85_5_9_02			852,9		4,98		-4,04	
Z_85_5_9_03			852,5		4,98		-4,01	
K_85_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		852,7		4,98		-3,94	
K_85_5_9_02			853,3		4,99		-3,91	
K_85_5_9_03			852,5		4,98		-3,88	
K_85_5_9_04			852,7		4,97		-4,00	
K_85_5_9_05			853,3		4,97		-3,96	
K_85_5_9_06			852,6		4,96		-4,03	
H_95_5_9_01	Härte/Metallographie		950		952,9		5	
H_95_5_9_03		952,3		5	-4,06			
Z_95_5_9_01	Zugversuch	951,8		5	-4,43			
Z_95_5_9_02		952		5	-4,25			
Z_95_5_9_03		952,3		5	-4,00			
K_95_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch	952,2		5	-4,24			
K_95_5_9_02		951,9		5	-4,13			
K_95_5_9_03		951,9		5	-4,01			
K_95_5_9_04		952,1		5	-4,10			
K_95_5_9_05		952,4		5	-4,18			
K_95_5_9_06		951,6		5	-4,01			

Probenbezeichnung	Verwendungszweck	Spitzentemperatur Soll in °C	Spitzentemperatur Ist in °C	t _{8/5} -Zeit Soll in s	t _{8/5} -Zeit Ist in s	Höchstkraft Soll in kN	Höchstkraft Ist in kN	Stauchdruck Soll in MPa
H_115_5_9_03	Härte/Metallographie	1150	1152,1	5	5	-3,97	-4,13	-90
H_115_5_9_04			1151,7		5,01		-4,07	
Z_115_5_9_01	Zugversuch		1151,8		5		-4,10	
Z_115_5_9_02			1151,4		5,01		-4,30	
Z_115_5_9_03			1151,3		5,01		-4,20	
K_115_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch		1152,3		5		-4,26	
K_115_5_9_02			1151,8		5,01		-4,17	
K_115_5_9_03			1151,4		5,01		-4,16	
K_115_5_9_04			1152,1		5,01		-4,14	
K_115_5_9_05			1151,8		5,01		-4,00	
K_115_5_9_06			1151,9		5,01		-4,03	
H_130_5_9_01	Härte/Metallographie		1300		1302,7		5	
H_130_5_9_02		1302,3		5,01	-4,05			
Z_130_5_9_01	Zugversuch	1302,5		5,01	-4,09			
Z_130_5_9_02		1302		5,01	-3,94			
Z_130_5_9_03		1302,4		5,01	-3,97			
K_130_5_9_01	Kerbschlagbiegeversuch	1302		5,02	-4,33			
K_130_5_9_02		1302,7		5,01	-4,07			
K_130_5_9_03		1304,5		5	-3,87			
K_130_5_9_04		1302		5,01	-3,73			
K_130_5_9_05		1303,6		5	-4,03			
K_130_5_9_06		1302,1		5,01	-4,06			

Anhang B: Härteprüfung

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Mess- punkte in Anz.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Härte in HV10			Durchschnittliche Härte in HV10	Standard- abweichung in HV10
R1	Grundwerkstoff	3	20	-	178	170	177	175	3,46
H_75_2_9_01	Gleeble® 3800	3	750	1-2	172	174	176	174	1,63
H_80_2_9_01	Gleeble® 3800	3	800	1-2	256	274	249	260	10,53
H_85_2_9_01	Gleeble® 3800	3	850	1-2	513	523	469	502	23,46
H_95_2_9_01	Gleeble® 3800	3	950	1-2	523	525	535	528	5,25
H_115_2_9_01	Gleeble® 3800	3	1150	1-2	576	574	558	566	8,06
H_130_2_9_04	Gleeble® 3800	3	1300	1-2	552	550	576	559	11,81
R274	WEZ-Simulator	3	750	1-2	215	210	192	205	9,93
R232	WEZ-Simulator	3	800	1-2	255	245	203	235	22,36
R190	WEZ-Simulator	3	850	1-2	567	567	555	563	5,65
R148	WEZ-Simulator	3	950	1-2	509	508	520	512	5,34
R85	WEZ-Simulator	3	1150	1-2	512	520	512	515	3,56
R22	WEZ-Simulator	3	1300	1-2	492	512	515	506	10,34
H_75_5_9_03	Gleeble® 3800	3	750	5	168	168	165	167	1,41
H_80_5_9_01	Gleeble® 3800	3	800	5	173	177	175	175	1,63
H_85_5_9_01	Gleeble® 3800	3	850	5	214	216	212	214	1,63
H_95_5_9_01	Gleeble® 3800	3	950	5	488	479	491	486	5,10
H_115_5_9_03	Gleeble® 3800	3	1150	5	495	504	486	495	7,35
H_130_5_9_01	Gleeble® 3800	3	1300	5	498	489	497	495	4,03

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Mess- punkte in Anz.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Härte in HV10			Durchschnittliche Härte in HV10	Standard- abweichung in HV10
R295	WEZ-Simulator	3	750	5	173	173	179	175	2,73
R253	WEZ-Simulator	3	800	5	169	170	163	167	3,16
R211	WEZ-Simulator	3	850	5	212	215	199	209	7,02
R169	WEZ-Simulator	3	950	5	496	500	496	498	2,03
R106	WEZ-Simulator	3	1150	5	488	490	486	488	1,73
R43	WEZ-Simulator	3	1300	5	478	478	485	480	3,21

Anhang C: Zugversuche

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben- anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Zugfestigkeit R _m in MPa			Durchschnittliche Zugfestigkeit in MPa	Standard- abweichung in MPa
R17_R18_R19	Grundwerkstoff	3	20	-	536,6	551,0	542,3	543	5,92
Z_75_2_9_X	Gleeble® 3800	3	750	1-2	662,6	665,1	661,8	663	1,41
Z_80_2_9_X	Gleeble® 3800	3	800	1-2	764,6	795,2	797,4	786	14,97
Z_85_2_9_X	Gleeble® 3800	3	850	1-2	1301	1287,7	1154,1		
Z_95_2_9_X	Gleeble® 3800	3	950	1-2	1753,8	1523	1743,8		
Z_115_2_9_X	Gleeble® 3800	3	1150	1-2	1647,6	1724	1684,4	1704	19,80
Z_130_2_9_X	Gleeble® 3800	3	1300	1-2		1710,8	1718,7	1715	3,95
R290_R291_R292	WEZ-Simulator	3	750	1-2	587,9	575,7	587,3	584	5,62
R248_R249_R250	WEZ-Simulator	3	800	1-2	769,4	793,7	768,7	777	11,62
R206_R207_R208	WEZ-Simulator	3	850	1-2	1815	1813	1751	1793	29,71
R164_R165_R166	WEZ-Simulator	3	950	1-2	1836	1826	1805	1822	12,92
R101_R102_R103	WEZ-Simulator	3	1150	1-2	1795	1770	1774	1780	10,96
R38_R39_R40	WEZ-Simulator	3	1300	1-2	1679	1751	1713	1714	29,41
Z_75_5_9_X	Gleeble® 3800	3	750	5	650,8	647,2	651	650	1,75
Z_80_5_9_X	Gleeble® 3800	3	800	5	652,3	672,5	663,1	663	8,25
Z_85_5_9_X	Gleeble® 3800	3	850	5	776	754,7	758,6	763	9,26
Z_95_5_9_X	Gleeble® 3800	3	950	5	1235,5	1334,9	1320,4		
Z_115_5_9_X	Gleeble® 3800	3	1150	5		1789,7	1787,1	1788	1,30
Z_130_5_9_X	Gleeble® 3800	3	1300	5		1671,8	1671,5	1672	0,15

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben- anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Zugfestigkeit R _m in MPa			Durchschnittliche Zugfestigkeit in MPa	Standard- abweichung in MPa
R311_R312_R313	WEZ-Simulator	3	750	5	568	562,4	553,9	561	5,80
R269_R270_R271	WEZ-Simulator	3	800	5	557,9	575,3	582,6	572	10,36
R227_R228_R229	WEZ-Simulator	3	850	5	688	623,3	625,5	646	29,99
R185_R186_R187	WEZ-Simulator	3	950	5	1630	1637	1545	1604	41,82
R122_R123_R124	WEZ-Simulator	3	1150	5	1614	1614	1637	1622	10,84
R59_R60_R61	WEZ-Simulator	3	1300	5	1619	1631	1610	1620	8,60

Anmerkungen:

- Rote Felder markieren ungültig gezogene Proben und wurden nicht in die Berechnung miteinbezogen
- X=01 bis 03

Anhang D: Kerbschlagbiegeversuche

Ergebnisse der Proben ohne seitliche Kerben

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Schlag- temperatur in °C	Schlagenergie K _v in J			Durchschnittliche Schlagenergie K _v in J	Standard- abweichung in J
R8_R9_R10	Grundwerkstoff	3	20	-	-40	32	31	30	31	0,82
K_75_2_9_X	Gleeble® 3800	3	750	1-2	-40	33	33	32	32	0,90
IK_75_2_9_X		3				31	31	31		
K_80_2_9_X	Gleeble® 3800	3	800	1-2	-40	27	35	36	33	4,03
K_85_2_9_X	Gleeble® 3800	3	850	1-2	-40	49	51	46		
K_95_2_9_X	Gleeble® 3800	3	950	1-2	-40	57	54	63		
K_115_2_9_X	Gleeble® 3800	3	1150	1-2	-40	113	76	67		
K_130_2_9_X	Gleeble® 3800	3	1300	1-2	-40	75	32	31	32	0,50
R281_R282_R283	WEZ-Simulator	3	750	1-2	-40	21	28	17	22	4,55
R239_R240_R241	WEZ-Simulator	3	800	1-2	-40	6	6	8	7	0,94
R197_R198_R199	WEZ-Simulator	3	850	1-2	-40	6	5	5	5	0,47
R155_R156_R157	WEZ-Simulator	3	950	1-2	-40	7	8	6	7	0,82
R92_R93_R94	WEZ-Simulator	3	1150	1-2	-40	6	9	11	9	2,05
R29_R30_R31	WEZ-Simulator	3	1300	1-2	-40	3	5	3	4	0,94

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Schlag- temperatur in °C	Schlagenergie K _v in J			Durchschnittliche Schlagenergie K _v in J	Standard- abweichung in J
K_75_5_9_X	Gleeble® 3800	3	750	5	-40	34	30	35	33	2,16
K_80_5_9_X	Gleeble® 3800	3	800	5	-40	35	32	37	35	2,05
K_85_5_9_X	Gleeble® 3800	3	850	5	-40	36	38	36	37	0,94
K_95_5_9_X	Gleeble® 3800	3	950	5	-40	50	44	60		
K_115_5_9_X	Gleeble® 3800	3	1150	5	-40	51	57	55		
K_130_5_9_X	Gleeble® 3800	3	1300	5	-40	31	27	18	25	5,44
R302_R303_R304	WEZ-Simulator	3	750	5	-40	30	34	34	33	1,89
R260_R261_R262	WEZ-Simulator	3	800	5	-40	33	31	36	33	2,05
R218_R219_R220	WEZ-Simulator	3	850	5	-40	33	22	41	32	7,79
R176_R177_R178	WEZ-Simulator	3	950	5	-40	11	12	12	12	0,47
R113_R114_R115	WEZ-Simulator	3	1150	5	-40	10	11	9	10	0,82
R50_R51_R52	WEZ-Simulator	3	1300	5	-40	5	5	5	5	0,00

Anmerkung:

- Rote Felder markieren ungültig geschlagene Proben und wurden nicht in die Berechnung miteinbezogen
- X=01 bis 03

Ergebnisse der Proben mit seitlichen Kerben

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben- anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Schlag- temperatur in °C	Schlagenergie K _v in J			Durchschnittliche Schlagenergie K _v in J	Standard- abweichung in J
K_75_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	750	1-2	-40	10	11	11	11	0,47
K_80_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	800	1-2	-40	13	12	11	12	0,82
K_85_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	850	1-2	-40	8	13	9	10	2,16
K_95_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	950	1-2	-40	11	10	17	11	0,63
IK_95_2_9_Y		3				11	11	12		
K_115_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	1150	1-2	-40	22	20	16	19	2,49
K_130_2_9_Y	Gleeble® 3800	3	1300	1-2	-40	16	14	6	12	4,32
R284_R285_R287	WEZ-Simulator	3	750	1-2	-40	9	11	9	10	0,94
R242_R243_R244	WEZ-Simulator	3	800	1-2	-40	5	5	5	5	0,00
R200_R201_R202	WEZ-Simulator	3	850	1-2	-40	5	5	4	5	0,47
R158_R159_R160	WEZ-Simulator	3	950	1-2	-40	5	5	5	5	0,00
R95_R96_R97	WEZ-Simulator	3	1150	1-2	-40	5	5	5	5	0,00
R32_R33_R34	WEZ-Simulator	3	1300	1-2	-40	3	3	4	3	0,47
K_75_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	750	5	-40	10	9	12	10	1,25
K_80_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	800	5	-40	9	11	16	12	2,94
K_85_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	850	5	-40	16	18	17	17	0,82
K_95_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	950	5	-40	7	10	8	8	1,25
K_115_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	1150	5	-40	11	12	10	11	0,82
K_130_5_9_Y	Gleeble® 3800	3	1300	5	-40	3	8	7	6	2,16

Proben- bezeichnung	Herstellungsart	Proben- anzahl in Stk.	Spitzen- temperatur Soll in °C	t _{8/5} - Zeit in s	Schlag- temperatur in °C	Schlagenergie K _v in J			Durchschnittliche Schlagenergie K _v in J	Standard- abweichung in J
R305_R306_R308	WEZ-Simulator	3	750	5	-40	11	10	9	10	0,82
R263_R264_R265	WEZ-Simulator	3	800	5	-40	12	11	10	11	0,82
R221_R222_R223	WEZ-Simulator	3	850	5	-40	9	10	12	10	1,25
R179_R180_R181	WEZ-Simulator	3	950	5	-40	7	6	6	6	0,47
R116_R117_R118	WEZ-Simulator	3	1150	5	-40	7	6	6	6	0,47
R53_R54_R55	WEZ-Simulator	3	1300	5	-40	6	6	6	6	0,00

Anmerkung:

- Rote Felder markieren ungültig geschlagene Proben und wurden nicht in die Berechnung miteinbezogen
- Y=04 bis 06