

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



DIPLOMARBEIT

CHARAKTERISIERUNG BAINITISCHER GEFÜGEZUSTÄNDE FÜR GESENKSCHMIEDETEILE

Gernot Eggbauer

Montanmaschinenwesen G950

Leoben, Mai 2013

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 28. Mai 2013

Gernot Eggbauer

Danksagung

An dieser Stelle darf ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr für das Ermöglichen dieser Diplomarbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik sehr herzlich bedanken, der immer um Unterstützung bei der Verfassung meiner Diplomarbeit bemüht war. Für die Durchsicht und aufgebrachte Geduld während dem Korrekturlesen meiner Arbeit gebührt ihm mein außerordentlicher Dank.

Weiters möchte ich mich bei den Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für Umformtechnik für die herzliche Aufnahme und Einbindung recht herzlich bedanken.

Im Speziellen möchte ich mich ganz besonders bei Herrn Dipl.-Ing. Michael Taschauer und Kathrin Großberger für die stets bemühte Unterstützung während meiner Versuche an der Gleeble und ihre aufgebrachte Geduld bei so manchen Erklärungen bedanken. Aber auch für die zahlreichen Gedankenanstöße, sowie die fachlichen Diskussionen in der Gleeble-Halle mit allen anderen Kollegen.

Weiterer Dank gilt den Kollegen Ralf Ambrosch und Christian Stöckl für die zahlreiche Unterstützung bei der Probenherstellung, der Durchführung zahlreicher Versuche und natürlich für die freundschaftlichen Diskussionen in der Werkstatt.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinen Freunden und Studienkollegen, die mich während meiner Zeit in Leoben stets begleiteten.

Speziell meinen ehemaligen Mitbewohnern der Hauptplatz WG, Christian Leodolter, Bernhard Mayer, Helmut Riedl, Gerhard Peuker und Gerhard Lorber, möchte ich mich für die unvergesslichen Jahre in Leoben, den zahlreichen Küchenmeetings, aber auch für die großartige Unterstützung während den Prüfungsvorbereitungen und starken Zusammenhalt in der WG außerordentlich bedanken. Ich bin sehr glücklich, dass ich euch zu meinen Freunden zählen darf.

Ganz besonderer Dank gebührt natürlich auch meiner Familie, die immer für mich da ist. Insbesondere ergeht der Dank an meine Eltern, die mir meine gesamte bisherige Ausbildung überhaupt ermöglicht haben, mir in schwierigen Phasen mit aufmunternden Worten immer wieder den Rücken stärkten. Schlussendlich haben sie mich immer motiviert und in jeder Lage unterstützt.

Kurzfassung

Aktuelle Stahentwicklungen für dynamisch hochbelastete Gesenkschmiedeteile zeigen einen Trend zur feinkörnigen Gefügeausbildungen die direkt aus der Schmiedehitze entstehen und keine zusätzliche Wärmebehandlung erfordern.

In der Literaturübersicht wurden die typischen Schmiedestahlgüten und deren wesentlichen Einflussgrößen vergleichend analysiert.

Experimentelle Untersuchungen wurden an drei MnB-Stählen mit unterschiedlichen Silizium-Gehalten durchgeführt. Zur Abschätzung der thermodynamischen Daten und der ZTU-Diagramme, sowie zur Festlegung der Versuchsparameter wurde die Software JMatPro verwendet.

Mittels der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800 wurden isotherme Umwandlungsversuche bei unterschiedlichen Temperaturen im Bainitbereich durchgeführt und die Umwandlungskinetik durch Messung der Dilatation bestimmt. Ergänzend dazu wurden auch Zugversuche und Härteprüfungen nach der isothermen Umwandlung angestellt.

Die Ergebnisse geben einen ersten Überblick über die Feinheit der Gefügeausbildung und die zu erwartenden mechanischen Eigenschaften. Der Silizium-Einfluss war zwar vorhanden, aber eher gering.

Bei Umwandlungstemperaturen knapp über der Martensit-Starttemperatur, d.h. bei ungefähr 400 °C, wurden Festigkeitswerte um 1000 MPa erreicht, was auf eine deutliche Steigerung der Dauerfestigkeit schließen lässt.

Abstract

Recent steel developments for dynamically high loaded closed die forgings illustrate a trend towards fine grained microstructures, which are formed directly from the forging temperature and which do not need any further heat treatment.

In a literature survey, typical forging steels and their most important influencing parameters were compared.

Experiments were performed using three MnB-steel grades with different silicon contents. In order to estimate of the thermodynamic data and transformation diagrams, as well as to choose the settings for the test parameters, the software JMatPro was utilized.

Using the testing machine Gleeble 3800, isothermal transformation-tests at different temperature levels in the bainitic region were conducted. The transformation kinetic was measured by dilatometry. In addition, tensile and hardness tests were done after the isothermal transformation.

The results provide a first overview on the formation of a fine microstructure and the expected mechanical properties. An influence of silicon was present, however the effect was rather small. At the transformation temperatures just above the martensite start temperature (at about 400 °C) strength values of almost 1000 MPa could be reached. Therefore, significant improvements of the fatigue endurance can be presumed.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Aufgabenstellung	1
1.1	Einleitung	1
1.2	Aufgabenstellung.....	2
1.2.1	Literaturrecherche.....	2
1.2.2	Experimentelle Untersuchungen	2
2	Literaturübersicht für den Werkstoffeinsatz von massivumgeformten Schmiedeteilen	3
2.1	Typische Anwendungsprofile.....	3
2.2	Neuere Entwicklungen bei Stählen für Gesenkschmiedeteile	3
2.2.1	Einsatzstähle	3
2.2.2	Vergütungsstähle	5
2.2.3	TRIP-Stähle	6
2.2.4	AFP-Stähle	7
2.2.5	Bainitische Stähle	8
2.2.6	Überblick der entwickelten Stähle	10
2.3	Theoretische Grundlagen der Bainitumwandlung	11
2.3.1	Oberer Bainit.....	12
2.3.2	Unterer Bainit.....	12
2.4	Darstellung wichtiger Einflussgrößen auf die Bainitenstehung.....	14
2.4.1	Mangan-Einfluss	14
2.4.2	Silizium-Einfluss.....	15
2.4.3	Bor-Einfluss	16
2.5	Strategien der Wärmebehandlung	18
2.6	ZTU Diagramme.....	19
3	Versuchsplanung und Softwarebeschreibung	20
3.1	Vorgangsweise.....	20
3.2	Zu untersuchende Werkstoffe.....	20
3.3	JMatPro – Berechnungen	23
3.3.1	Allgemeine Beschreibung von JMatPro.....	23
3.3.2	Hintergrundinformationen von JMatPro.....	24
3.3.3	Berechnete ZTU-Schaubilder und Jominy-Härteverläufe	26
3.3.4	Prozessparameter für temperaturgeregelte Wärmebehandlung und kontrollierte Abkühlung.....	33

4	Experimentelle Untersuchungen	36
4.1	Gleeble 3800 – Beschreibung und Aufbau	36
4.1.1	Gleeble 3800 – Dilatometermessung	40
4.1.2	Gleeble 3800 – Zugversuch	42
4.2	Graphische Benutzeroberfläche – QuikSim	44
5	Ergebnisse	47
5.1	Dilatometerkurven	47
5.1.1	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 550 °C	50
5.1.2	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 500 °C	51
5.1.3	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 450 °C	53
5.1.4	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 400 °C	54
5.1.5	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 550 °C	56
5.1.6	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 500 °C	57
5.1.7	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 450 °C	59
5.1.8	Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 400 °C	60
5.1.9	Dilatationsversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 550 °C	62
5.1.10	Dilatationsversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 500 °C	63
5.2	Zugversuche.....	65
5.2.1	Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 550 °C isotherm gehalten.....	65
5.2.2	Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 500 °C isotherm gehalten.....	66
5.2.3	Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 450 °C isotherm gehalten.....	67
5.2.4	Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 400 °C isotherm gehalten.....	68
5.2.5	Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 550 °C isotherm gehalten.....	69
5.2.6	Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 500 °C isotherm gehalten.....	70
5.2.7	Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 450 °C isotherm gehalten.....	71
5.2.8	Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 400 °C isotherm gehalten.....	72
5.2.9	Zugversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 550 °C isotherm gehalten.....	73
5.2.10	Zugversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 500 °C isotherm gehalten.....	74
5.3	Härteeindrücke nach Vickers.....	76
5.4	Diskussion der Ergebnisse	78
6	Zusammenfassung und Ausblick	79
	Abkürzungsverzeichnis	80
	Literaturverzeichnis	82
	Abbildungsverzeichnis	84
	Tabellenverzeichnis	89

1 Einleitung und Aufgabenstellung

1.1 Einleitung

Obwohl von jüngeren Werkstoffgruppen bedrängt, verteidigt der Werkstoff Stahl seine primäre Stellung als Konstruktionswerkstoff durch seine hervorragende und für hochbelastete Bauteile wichtige Kombination von Festigkeit und Zähigkeit.

Dazu müssen Werkstoff, Bauteilgeometrie und Umformtemperatur gut aufeinander abgestimmt werden, um optimale Bauteileigenschaften sicherzustellen und eine wirtschaftliche Fertigung zu gewährleisten. Vielfach wird von massivumgeformten Bauteilen eine hohe Festigkeit und damit verbunden eine hohe Dauerfestigkeit gefordert. Diese Forderung wird auch durch einen geeigneten Faserverlauf unterstützt. Generell kann man festhalten, dass massivumgeformte Werkstücke höhere Dauerfestigkeiten aufweisen als jene Bauteile die durch Zerspanen oder durch Gießen hergestellt worden sind.

In der Schmiedeindustrie werden für hochbelastete Bauteile zurzeit Vergütungsstähle verwendet, die nach dem Schmiedeprozess einer mehrstufigen Wärmebehandlung unterzogen werden müssen. Diese zeitintensive Wärmebehandlung (Austenitisieren, Härten, Anlassen) erhöht die Fertigungskosten der geschmiedeten Bauteile um ca. 10 %.

Neben den Vergütungsstählen haben sich auch sogenannte AFP-Stähle, ausscheidungshärtende ferrit-perlitische Stähle, bereits in der Schmiedetechnik etabliert. Einerseits werden durch den gezielten Einsatz von Legierungselementen Festigkeitswerte realisiert, welche nahe bei den Vergütungsstählen liegen und andererseits durch die kontrollierte, direkte BY-Glühung wird der Prozessschritt des Anlassens eingespart. Noch aber sind die AFP-Stähle hinsichtlich ihrer Festigkeiten und in ihren Zähigkeiten begrenzt.

Einige Schmiedebetriebe sehen daher die Notwendigkeit, Stahllegierungen mit dazugehöriger Wärmebehandlungsrouten zu entwickeln, um gezielt ein bainitisches Gefüge in den geschmiedeten Bauteilen einzustellen. Die dabei resultierende bainitische Struktur verfügt über eine sehr feine Gefügeausbildung, welche höhere Festigkeiten und Zähigkeiten verspricht. Ein weiterer positiver Nebeneffekt der angepassten Temperaturführung ist, dass die Prozesskette abermals verkürzt wird und die Kosten gesenkt werden können.

Klassisch wird unterschieden zwischen unterer und oberer Zwischenstufe mit unterschiedlichen Ausbildungsformen des Zementits.

In jüngster Zeit sind aber sogenannte karbidfreie bainitische Gefügetypen im Gespräch, sowie die modifizierte Wärmebehandlungsrouten Quenching und Partitioning, kurz Q&P genannt. Nachdem die Erforschung des Bainitgefüges für Schmiedebauteile noch sehr jung ist, sollen in dieser Arbeit unterschiedliche Bainit-Morphologien und wichtige Einflussgrößen auf das mechanisch-technologische Verhalten untersucht werden.

1.2 Aufgabenstellung

1.2.1 Literaturrecherche

Um dem Ziel der vorliegenden Arbeit gerecht werden zu können, wurde folgende Vorgangsweise gewählt:

- Durch umfassende Literaturrecherche soll der Stand der Technik bezüglich Werkstoffpaarungen moderner Schmiedeteile erfasst und übersichtlich dargestellt werden.
- Dazu wird auf den Einfluss der Gefügeausbildung und der Wirkung der Legierungselemente besonders Augenmerk gelegt.
- Informationen der Verschiebung der ZTU-Schaubilder und insbesondere des Bainitbereiches werden ganz gezielt behandelt.
- In einem weiteren Abschnitt wird der aktuelle Stand der Stahlientwicklung für die Massivumformung zusammengefasst.

1.2.2 Experimentelle Untersuchungen

Mithilfe der am Lehrstuhl für Umformtechnik vorhandenen thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800 sollen systematische Untersuchungen an drei Stahlwerkstoffen vom Typ MnB mit unterschiedlichen Si-Gehalten hinsichtlich Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften untersucht werden. Ausgehend von theoretischen Berechnungen mittels JMat-Pro [DIE11] werden spezielle Wärmebehandlungsrouten zur Einstellung unterschiedlicher Gefüge durchgeführt.

Dazu werden die Umwandlungspunkte der einzelnen Phasen mit Dilatometerversuchen, metallographische Untersuchungen der Gefüge und Härtemessungen angestellt.

Die Ergebnisse werden systematisch und im Vergleich zueinander ausgewertet und interpretiert. Sie sollen Aufschluss über die Wirkung der Einflüsse geben, diese quantifizieren und dabei helfen Optimierungsmaßnahmen abzuleiten. Die wesentlichen Erkenntnisse sollen in übersichtlicher Weise im Kapitel Zusammenfassung und Ausblick dargestellt werden.

2 Literaturübersicht für den Werkstoffeinsatz von massivumgeformten Schmiedeteilen

2.1 Typische Anwendungsprofile

Schmiedeteile zeichnen sich generell dadurch aus, dass sie aufgrund ihrer Herstellung sehr homogene Gefügeausbildung aufweisen und durch den Faserverlauf im oberflächennahen Bereich günstig beeinflusst werden können. Die Vorteile des Gesenkschmiedens resultieren daher in Bauteilen mit höherer Festigkeit, höherer Zähigkeit und hoher Dauerfestigkeit [IMU12, RAE11].

Neben einer definierten Umformung nimmt auch die Wärmebehandlung nach dem Schmieden eine besondere Rolle ein, da damit das Gefüge maßgeblich beeinflusst wird.

Im Folgenden wird der übliche Stahleinsatz für die massivumgeformte Bauteile beschrieben, wobei auch neueste Entwicklungen betrachtet werden.

2.2 Neuere Entwicklungen bei Stählen für Gesenkschmiedeteile

Legierungen die zum größten Teil aus Eisen bestehen und deren Kohlenstoffgehalt unter 2,06 % liegt werden in der Technik als Stahl bezeichnet. Stähle werden in vielen technischen Anwendungen als wichtigste Werkstoffgruppe verstanden. Ein Grund dafür ist das breite Eigenschaftsspektrum der Stähle, welches durch gezieltes Legieren mit speziellen Elementen und durch verschiedene Wärmebehandlungszuständen eingestellt werden kann. Grundsätzlich werden die neu entwickelten Stähle in Richtung Kostensenkung in der Legierungsgestaltung und in der Prozesskette vorangetrieben. Aufgrund der zu erwartenden zukünftigen Rohstoffknappheit, wird immer mehr versucht, preiswerte Alternativen und optimierte Wärmebehandlungen zu entwickeln. Dabei ist das Ziel, die Leistungsfähigkeit des jeweiligen Referenzwerkstoffs beizubehalten. Die nachstehende Auflistung gibt einen Einblick in neuere Entwicklungen bei Stählen für die Massivumformung. Dabei wird besonderes Augenmerk auf die bainitischen Stähle gelegt.

2.2.1 Einsatzstähle

Diese Stähle bekommen ihren Namen aufgrund des „Einsetz“-Vorgangs. Früher wurden die Bauteile in Kohlepulver eingesetzt und darin geglüht. Heute ist der Stand der Technik jener, dass Kohlenstoff gasförmig in den Härteofen zugeführt wird. Die Randschicht des Bauteils wird in einer resultierenden kohlenstoffangereicherten Atmosphäre bei Austenitierungstemperatur gehalten. Der Kohlenstoff gelangt durch Diffusion und Adsorption in die Randschicht ein. Durch den folgenden Härteprozess erreicht diese Härtewerte von ca. 60 HRC, wobei der niedrige kohlenstoffhaltige Kern weich bleibt. Die dadurch entstehende Bauteilei-

genschaft wird vor allem in der Zahnradtechnik gefordert. Der Verbundwerkstoff, mit zähem Kern und harter Schale, kann sowohl die Hertz'sche Belastung als auch den Wälzkontakt hervorragend ertragen. Zudem bilden sich aufgrund der martensitischen Volumenzunahme zusätzliche Druckspannungen in der Randschicht, welche wirksamen Biegespannungen erniedrigen und dadurch die Wechselfestigkeit erhöhen.

Grundsätzlich weisen Einsatzstähle Kohlenstoffgehalte von ca. 0,1 % bis knapp 0,3 % auf. Je nach Anwendung werden Legierungselemente wie Chrom, Molybdän und Nickel zulegiert. In Abbildung 1 sind einigen Anwendungen für die beschriebenen Einsatzstähle illustriert.

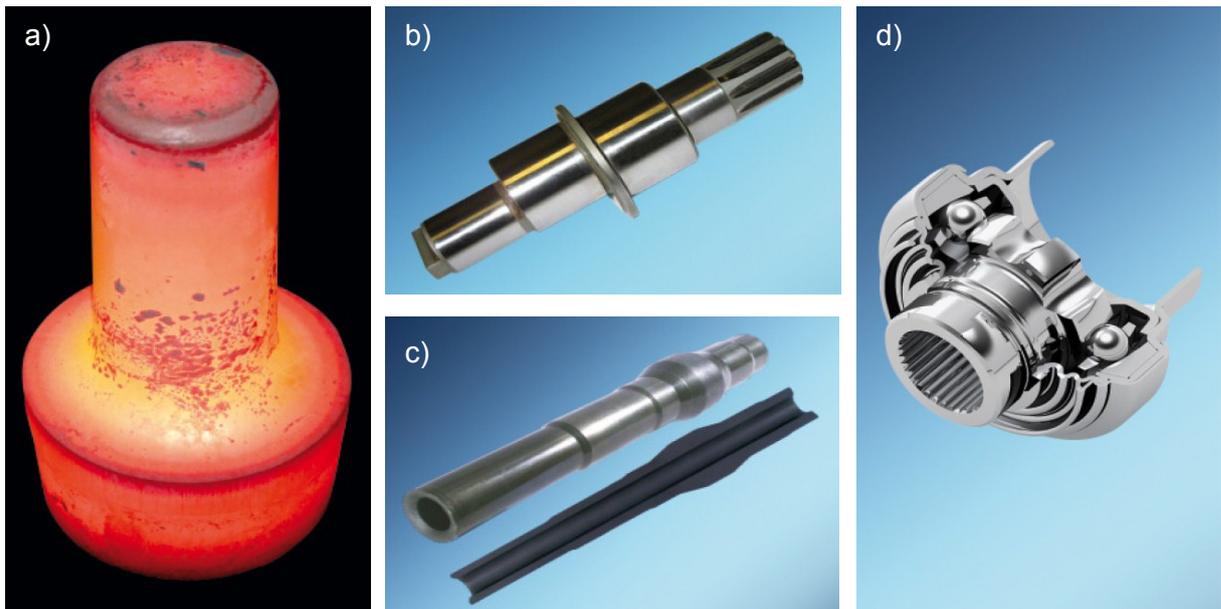


Abbildung 1: Anwendungen von Einsatzstählen, a) Antriebswelle, b) Exzenterwelle für Dieseleinspritzpumpe, c) Hohlwelle für Doppelkupplungsgetriebe, d) Gleichlaufgelenk [RAE11].

Wie schon Eingangs beschrieben wird auch bei den Einsatzstählen aufgrund von Kostenreduzierung und Rohstoffknappheit in der Zukunft nach alternativen und preiswerten Legierungskonzepten als Ersatz zu den bis jetzt bekannten teuren Werkstoffpaarungen geforscht. In den Untersuchungen von Schifferl et. al. [FIS10] werden Substitutionsmöglichkeiten teurer Legierungselemente wie zum Beispiel Nickel und Molybdän bei Einsatzstählen untersucht. Doch das Härteniveau des Referenzwerkstoffes kann mit dem völligen Ersatz von Molybdän und Nickel durch den alleinigen Borzusatz bei verringerten Chrom- und Mangangehalten nicht erreicht werden (siehe Abbildung 2). Weitere Optimierungsarbeit im Bereich der Substitutionspartner ist erforderlich.

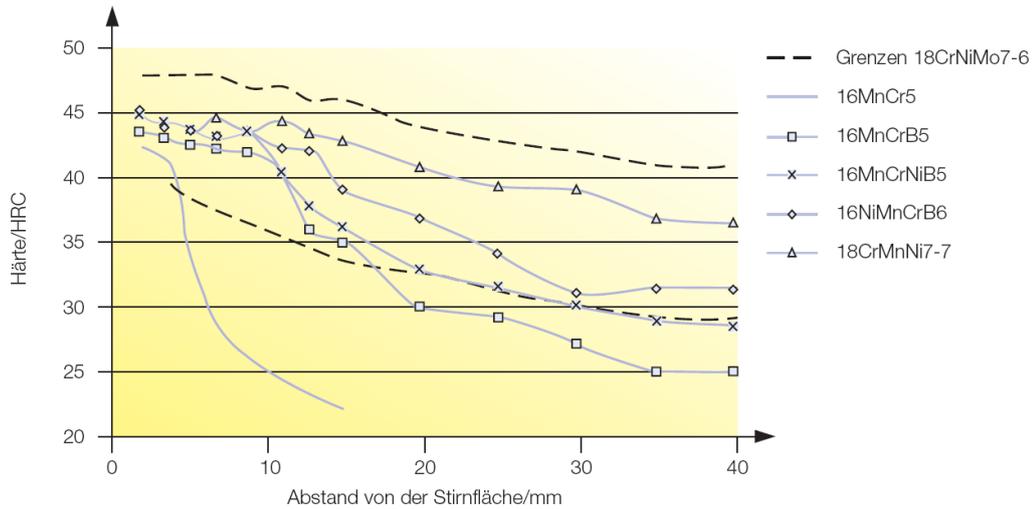


Abbildung 2: Vergleich der Härtebarkeit des 18CrNiMo7-6 mit der von mangan-, bor- und nickellegierten Ersatzgütern [FIS10].

2.2.2 Vergütungsstähle

Vergütungsstähle werden durch eine Vergütungsbehandlung, sprich Härten mit anschließendem Anlassen, hergestellt. Diese Gruppe der Stähle beginnt laut Norm DIN EN 10083 mit dem niedriglegierten Kohlenstoffstahl C22. Um die gewünschte martensitische Gefügeausbildung gewährleisten zu können müssen dem Stahl härteerhöhende Legierungselemente wie zum Beispiel Chrom, Molybdän oder Nickel in bestimmten Mengen zulegiert werden. Vertreter dieser sogenannten Vergütungsstähle sind der C45 oder mit höherer Härtebarkeit des Stahltyps 42CrMo4. Abbildung 3 veranschaulicht wiederum ein paar Anwendungsbeispiele wo Vergütungsstähle zum Einsatz kommen.

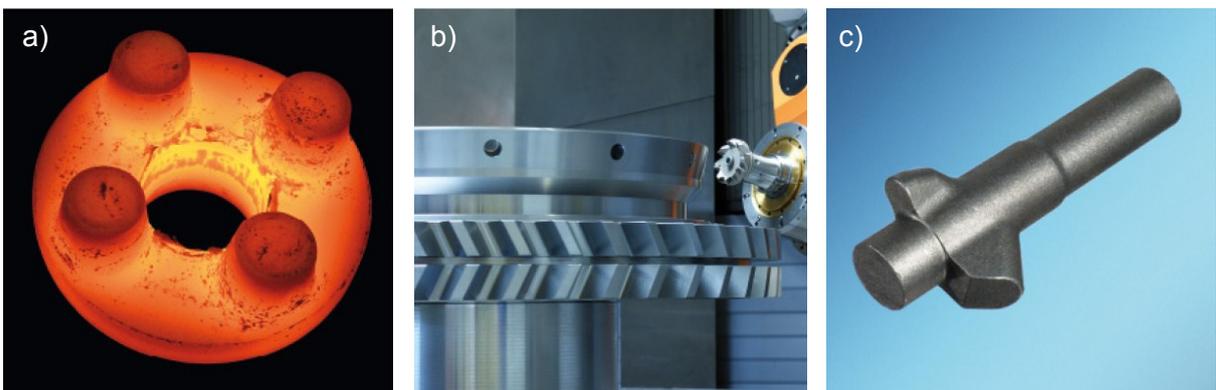


Abbildung 3: Anwendungen von Vergütungsstählen, a) Planetenträger, b) Großzahnrad, c) Injektorkörper für Dieseleinspritzung [RAE11].

Von der Kosteneinsparung bleiben natürlich auch die Vergütungsstähle nicht unangetastet. Somit gibt es auch in dieser Stahlgruppe Bestrebungen die Kosten zu senken und alternative Legierungskonzepte gegenüber den konventionellen und bekannten Legierungen zu erfor-

schen. In der Entwicklung dieser Substitutionsmöglichkeiten vom abermals teuren Legierungselement wie Molybdän gehen die Untersuchungen von Schifferl et. al. [FIS11] in Richtung des Legierungselementes Mangan. Anhand von Laborschmelzen hat sich gezeigt, dass der vollständige Ersatz von Molybdän durch Mangan zu einer Verschlechterung der Tieftemperatur-Kerbschlagzähigkeit führt, aufgrund einer verstärkten Neigung zur Anlassversprödung, wie Abbildung 4 zeigt.

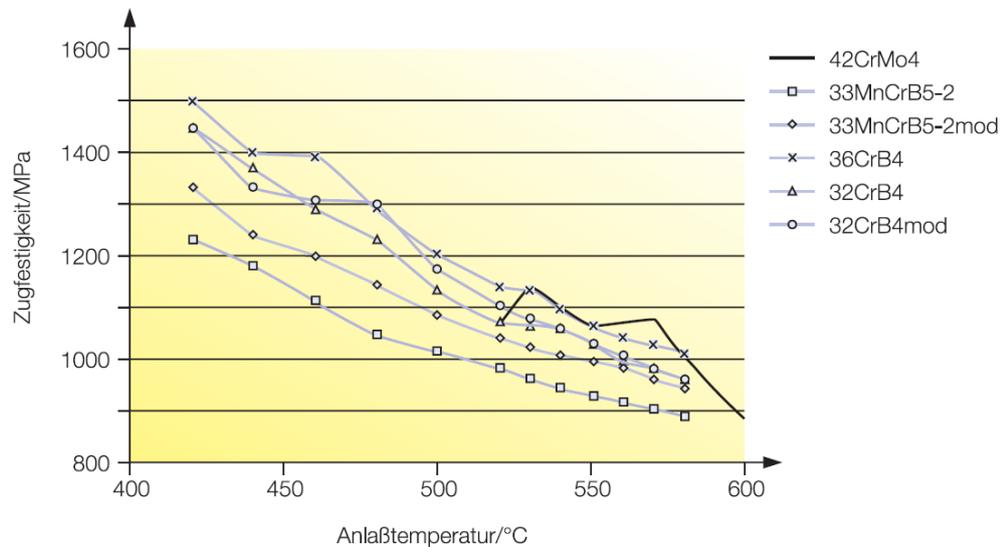


Abbildung 4: Zugfestigkeit verschiedener molybdänarmer Vergütungsstähle in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur [RIE11].

Darum wird weiterhin enorme Forschungsarbeit mit dem Ziel einer Steigerung der Leistungsfähigkeit bei gleichzeitiger Kostenreduzierung bei der Herstellung von Vergütungsstählen betrieben.

2.2.3 TRIP-Stähle

Der Begriff TRIP-Stähle leitet sich aus den englischen Worten „**T**Ransformation **I**nduced **P**lasticity“ ab und wird übersetzt mit „umwandlungsbewirkte Plastizität“ [WIK11]. Das Gefüge dieser Stähle wird durch ihre Legierungselemente und der angepassten Wärmebehandlung eingestellt. Der Trip-Effekt beruht darauf, dass sich im Gefüge der fertigen Bauteile 5-10 % metastabiler und kohlenstoffreicher Austenit befinden. Bei einer plastischen Verformung wandelt dieser Austenit in Martensit um. Dadurch werden hoch belastete Bauteilbereiche lokal fester. Weiters bilden sich bedingt durch die martensitische Volumensvergrößerung lokale Druckspannungen aus. In Kombination mit der hohen Härte führt der Druckeigenzustand zu einer höheren Ermüdungsfestigkeit. Mögliches Anwendungsgebiet dieser Stahlgruppe ist das Common Rail für die Dieselhochdruckeinspritzung. Die steigenden Einspritzdrücke erfordern immer höheren Festigkeiten, wodurch die eingesetzten Werk-

stoffpaarungen allmählich an ihre Grenzen stoßen. Deshalb untersucht eine japanische Forschergruppe rund um Sugimoto et. al. [SUG10, SUG11] die Eigenschaften von TRIP-Stählen speziell in Hinblick auf den Einsatz im Common-Rail-Bereich. Die untersuchten Stähle weisen 0,2 % Kohlenstoff, 1,5 % Silizium, 1,5 % Mangan, 0,05 % Niob sowie unterschiedliche Gehalte von Chrom, Molybdän und Nickel auf. Es wurden viele unterschiedliche Versuche mit diesen Legierungen durchgeführt, unter anderem auch Innendruckversuche. Dabei wurden die Proben mit einem gewissen Innendruck beaufschlagt, sodass die Innenoberfläche plastisch verformt wird, was somit den erhofften TRIP-Effekt initialisieren soll. Kommerziell sind solche Stahlsorten noch nicht zu erwerben und daher bislang in der Schmiedetechnik nur wenig verbreitet. Aktuell laufen aber einige Forschungsprojekte um die Vorteile der TRIP-Stähle auch in massivumgeformten Bauteilen aus der Schmiedehitze heraus durch die kontrollierte Abkühlung nutzen zu können.

2.2.4 AFP-Stähle

Die Gruppe der ausscheidungshärtenden ferrit-perlitischen Stähle wurde schon in den 1970er Jahren das erste Mal erforscht [IMU12]. Durch den ständigen Konkurrenzkampf der verschiedenen Stahlgruppen in der Schmiedetechnik etablierten sich die AFP-Stähle als gelungene und kostengünstige Alternative zu den Vergütungsstählen. Aufgrund ihrer BY-Glühung und dem daraus resultierenden eingesparten Wärmebehandlungsschritt.

Die Abbildung 5 zeigt einige Beispielbauteile für praktische Anwendungen.



Abbildung 5: Anwendungen von AFP-Stählen, a) Dreiarmsflansch, b) Radnaben, c) Exzenterwellen für vollvariablen Ventiltrieb [RAE11].

Laut DIN EN 10267 sind AFP-Stähle Kohlenstoffstähle mit zusätzlich ca. 0,1-0,4 % Vanadium legiert. Während des Austenitisierungsvorgangs ist das Vanadium vollständig gelöst. Nachdem Schmiedevorgang wandelt der Austenit durch eine kontrollierte Abkühlung an Luft erst teilweise in die ferritische und bei weiter sinkender Temperatur dann zusätzlich in die perlitische Gefügestruktur um. Zusätzlich ergibt sich noch der Effekt, dass das Element Vanadium im Ferrit/Ferrit-Perlit-Gefüge eine deutlich niedrigere Löslichkeit aufweist, sodass

eine erhebliche Treibkraft für die Teilchen-Ausscheidung entsteht. Bei niedrigen Temperaturen kann dieses Element noch genügend diffundieren was die Bildung von Ausscheidung zur Folge hat. Das Vanadium verbindet sich mit dem Kohlenstoff zu Vanadiumcarbiden oder –karbonitriden. Diese Ausscheidungen, die einen Festigkeitsanstieg bewirken, sind im ganzen Gefüge verteilt und behindern die Versetzungsbewegungen. Daraus resultiert, dass die Streckgrenze und die Zugfestigkeit dieser Stähle gegenüber vergleichbaren Legierungen ohne Vanadium deutlich ansteigen.

Somit können die AFP-Stähle jene Festigkeitswerte von Vergütungsstählen erreichen, ohne dass ein Härte- und Anlassvorgang durchgeführt werden muss. Was natürlich die Prozesskette und die Wärmebehandlungsrouten verkürzt und somit zur Kostenreduktion beiträgt. Das ist auch der Hauptgrund warum sich diese Stähle in der Schmiedetechnik so stark etabliert haben.

Die Entwicklung von AFP-Stählen geht natürlich weiter und die oben beschriebenen Legierungen dienen für sämtliche Forschungsprojekte, wie jenes der industriellen Gemeinschaftsforschung Keul et. al. [KEU11], als Grundlage für neue Legierungsdesigns. Eines der Ziele ist dabei die Ausnutzung der Festigkeit und Zähigkeit dieser Werkstoffgruppe zu steigern. Hierbei wird deutlich, dass das Festigkeitsniveau durch Mikrolegierungselemente noch gesteigert werden kann. Gefügeuntersuchungen zeigen allerdings, dass sich je nach Abkühlbedingung der zunehmende Perlitanteil nachteilig auf die Festigkeit auswirkt, während hohe Bainitanteile die Festigkeit und Zähigkeit äußerst positiv beeinflussen. Mit den von [KEU11] veröffentlichten Ergebnissen lässt sich rückschließen, dass AFP-Stähle einen Festigkeitsanstieg mit einer kontrollierten Abkühlung der Schmiedehitze nicht sicher erreichen. Dadurch wird immer mehr Augenmerk auf die Forschung und Entwicklung von bainitischen Stählen gelegt.

2.2.5 Bainitische Stähle

In vielen technischen Anwendungen, die höhere Festigkeiten voraussetzen werden jedoch trotzdem noch zum Großteil Vergütungsstähle verwendet. Obwohl die Gruppe der AFP-Stählen eine sehr gute Alternative wäre, welche eine kürzere Wärmebehandlungsrouten und preiswertere Legierungskonzepte aufweist. Darum stiegen in den letzten Jahren die Bemühungen zur Erforschung der bainitischen Stähle [KEU11]. Diese Stahlgruppe soll die Lücke zwischen den Vergütungs- und den AFP-Stähle schließen (siehe Abbildung 6).

Einige Grundkenntnisse für die Entwicklung der bainitischen Schmiedestähle wurden durch Keul et. al. [KEU11] erlangt. Sie haben festgestellt, dass durch spezielle Elemente, die die Umwandlung von Austenit in Ferrit verzögern, der Bainit ohne zusätzliche Wärmebehandlung direkt aus der Schmiedehitze eingestellt werden kann.

Die erhöhte Festigkeit der bainitischen Stähle ist eine Kombination mehrerer Mechanismen, die in den nachstehenden Kapiteln näher beschrieben werden.

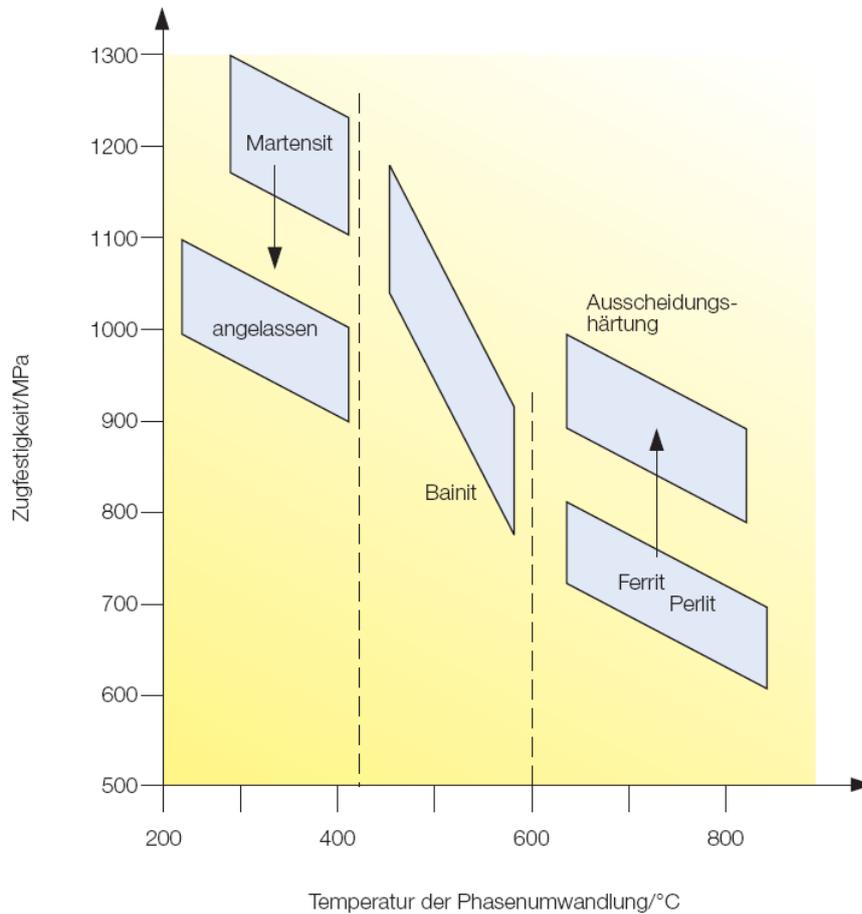


Abbildung 6: Übersicht der Stahlgruppen nach Zugfestigkeit und Umwandlungstemperatur [KEU11].

Zu den bereits am Markt verfügbaren bainitischen Schmiedestählen gehören der Stahl 20MnCrMo7 von der Forschungsgruppe Engineer et. al. [ENG07] und der Stahl H2, der in einer Kooperation zwischen zwei namhaften Stahlherstellern und der Firma Hirschvogel gemeinsam entwickelt wurde.

Bei der Entwicklung der beiden neu entwickelten Stähle spielte das Zusammenwirken diverser Legierungselemente wie zum Beispiel Mangan, Chrom, Molybdän, Niob und Titan eine enorm wichtige Rolle, um mit gezielter Abkühlung an Luft aus der restlichen Schmiedehitze die Bainitumwandlung zu gewährleisten. Daraus resultieren somit keine weiteren kostspieligen Wärmebehandlungsrouten, verkürzte Prozesszeiten und Einsparungspotential bei den Fertigungskosten. Da die Bearbeitbarkeit, dieser massivumgeformten Werkstücke, einen großen Kostenfaktor darstellt, darf bei der Einführung neu entwickelter bainitischer Schmiedestähle die Zerspanbarkeit nicht außer Acht gelassen werden.

2.2.6 Überblick der entwickelten Stähle

Mit den oben erwähnten Stahlgruppen werden nahezu alle technischen Anforderungen im Automobilbau abgedeckt. Die Richtung der Entwicklung unterschiedlicher Stahlgruppen, welche in der Massivumformung eingesetzt werden, ist klar ersichtlich. Diese steuert gezielt auf kostengünstigere Lösungen hin, welche auch die bisherigen Leistungsgrenzen mit Sicherheit nach oben verschieben werden. In Abbildung 7 sind besonders übersichtlich die neuen Stahlentwicklungen gegenübergestellt. Hierbei werden die Stahlgruppen entsprechend ihrer Streckgrenze im Verhältnis zur Kerbschlagarbeit zusammengefasst, was für konstruktive Anwendungen besonders wichtig ist.

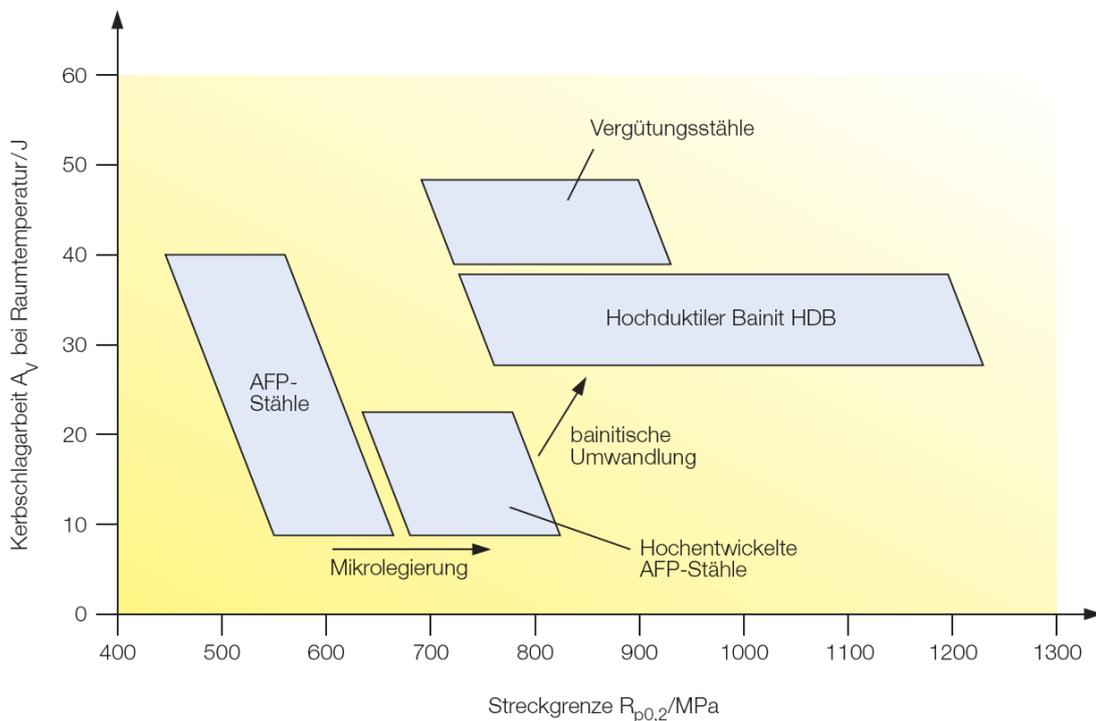


Abbildung 7: Übersicht der Stahlgruppen nach Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit [KEU11].

Die Zähigkeit ist eine weitere wichtige Eigenschaft der Stahlwerkstoffe. Die Kerbschlagarbeit von kubisch raumzentrierten (krz) Werkstoffen ist sehr temperaturabhängig und fällt bei sinkenden Temperaturen kontinuierlich im Bereich der sogenannten Übergangstemperatur drastisch ab. Dies ist ein Indikator dafür, dass die verschiedenen Stahlgruppen unterhalb dieser Temperatur der schlagartigen Belastung nicht mehr ausreichend standhalten.

2.3 Theoretische Grundlagen der Bainitumwandlung

Bainit wurde erstmals von Davenport und Bain Ende 1920 bei Untersuchungen zur isothermen Umwandlung von Austenit beobachtet [BHA90]. Kurz nach seiner Entdeckung wurde er „Martensit-Troostit“ genannt. Im Jahr 1934 wurde zu Ehren von E.C. Bain die neu entdeckte Phase Bainit getauft. In den folgenden Jahrzehnten wurde intensive Forschung auf diesem Gebiet betrieben. Eine der wichtigsten Erkenntnisse waren, dass Bainit in zwei unterschiedliche Ausprägungen auftritt, welche unterschiedliche Werkstoffeigenschaften aufweisen. Seither unterscheidet man zwischen unteren und oberen Bainit. Weiters bezeichnet man den Bainit in der Literatur als Zwischenstufe, die bezüglich Entstehungsmechanismus und Gefügemorphologie zwischen Perlit und Martensit anzusiedeln ist [OET05].

Laut Bhadeshia [BHA90] entsteht der Bainit gleich wie Martensit. Eine bainitische Ferritplatte oder -latte (bainitischer Ferrit) wächst diffusionslos mittels Umklappprozess an einer Austenitgrenze. Der überschüssige Kohlenstoff wird jedoch nicht wie beim Martensit zwangsge löst, sondern kann aufgrund der höheren Temperaturen in den verbleibenden Austenit diffundieren.

Dieser sogenannte bainitische Ferrit wächst in Form von Clustern, die in Abbildung 8 dargestellt sind, aus dünnen linsenförmigen Plättchen, welche als „Sub-Unit“ bezeichnet werden.

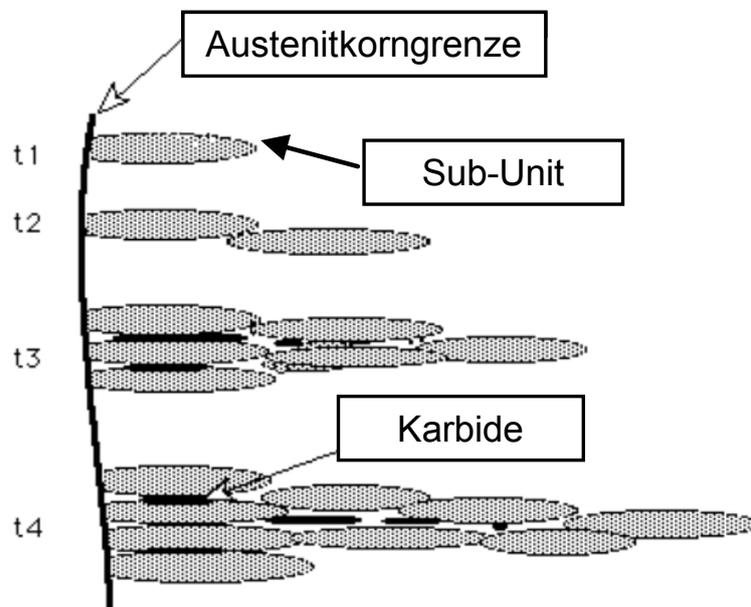


Abbildung 8: Schematische Darstellung der Bainitumwandlung [BHA90].

Diese „Sub-Units“ sind in einem gewissen Ausmaß durch Restphasen aus Austenit oder Zementit voneinander getrennt, sodass die Formänderung der Cluster viel leichter erfolgt, als die der einzelnen „Sub-Units“. Innerhalb eines Clusters bevorzugen diese „Sub-Units“ nahezu die gleiche metallographische Orientierung anzunehmen [BHA90]. Die Umwandlung beginnt im Austenitkorninneren an der Korngrenze oder an Gitterstörstellen.

Jene Temperatur die unterschritten werden muss um Bainit zu erzeugen, wird als Bainit-Starttemperatur bezeichnet. Die liegt im Bereich von 600 °C bis 200 °C [OET05].

2.3.1 Oberer Bainit

Beim oberen Bainit, welcher bei höheren Bildungstemperaturen entsteht, scheiden die Zementitpartikel θ an der Grenze zwischen den Phasen Ferrit α und Austenit γ aus. An den Grenzen kommt es zum Anstieg des Kohlenstoffgehaltes infolge unterschiedlicher Lösbarkeit in beiden Phasen. Der Ferrit entsteht durch die Scherumwandlung in demselben Maß, wie die Kohlenstoffdiffusion in den Austenit vorrückt. Durch die Keimbildung weiterer Zementitpartikel an der Grenze zwischen Ferrit und Zementit wiederholt sich der Vorgang und somit wächst das Bainitgebilde. Beim Gefüge des oberen Bainits sind die Ferritkristalle latten- oder lanzettenförmig ausgebildet [SCH91, BHA02]. Die dabei entstehenden Mechanismen veranschaulicht Abbildung 9.

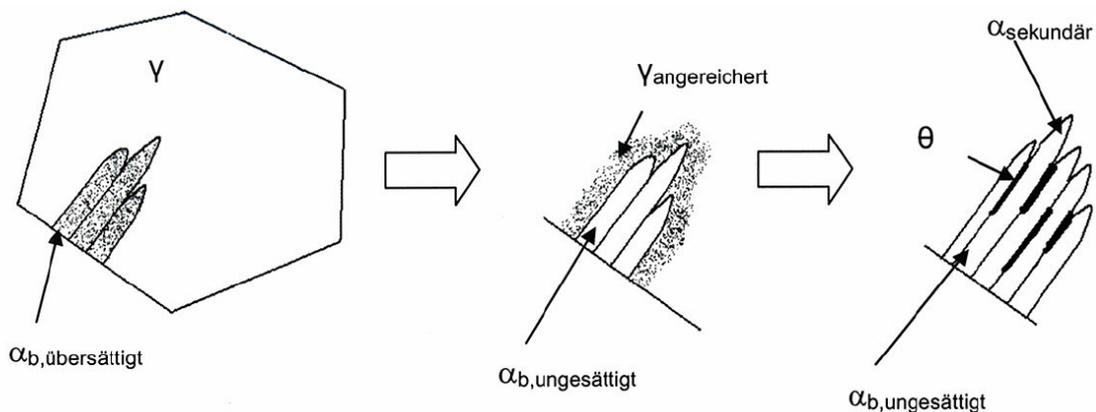


Abbildung 9: Bildungsmechanismus des oberen Bainits [BHA90].

2.3.2 Unterer Bainit

Bei der Entstehung des unteren Bainits, welche bei niedrigeren Temperaturen entsteht, wird von Austenit durch den Martensitmechanismus eine Ferritplatte mit gleichem Kohlenstoffgehalt wie in der Mutterphase gebildet. In dem übersättigten Ferrit entstehen und wachsen Karbide vorrangig an den Zwillingsgrenzen. Der Kohlenstoff dringt durch den Ferrit zu den wachsenden Karbiden. Er diffundiert aus dem Austenit, wodurch der Kohlenstoffgehalt sinkt und dadurch die Martensit-Starttemperatur ansteigt [SCH91, BHA90]. Abhängig von der Ver-

netzungsdichte laufen bei der Bildung des unteren Bainits folgende Reaktionen ab [BHA90], welche Abbildung 10 schematisch darstellt.

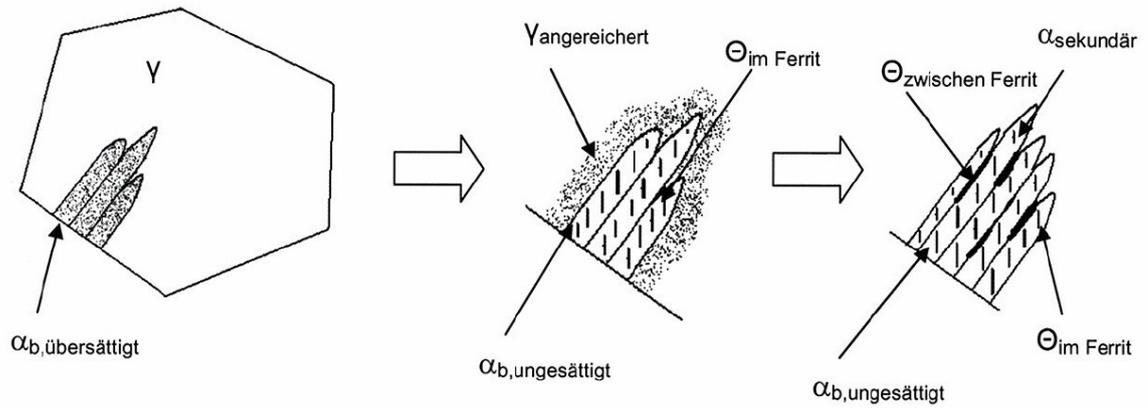


Abbildung 10: Bildungsmechanismus unterer Bainit.

2.4 Darstellung wichtiger Einflussgrößen auf die Bainitentstehung

Sämtliche Legierungselemente ändern die thermodynamische Phasenstabilität, die Umwandlungskinetik und sie verschieben damit die Umwandlungstemperaturen. Des Weiteren unterstützen oder unterdrücken verschiedene Elemente die Umwandlung.

Die verschiedenen Legierungselemente können die geforderten Mikrogefüge, die Korngrößen und die mechanischen Eigenschaften der bainitischen Stähle sehr stark beeinflussen [BLE02]. Abbildung 11 zeigt den Einflussbereich verschiedener Legierungselemente auf das Mikrogefüge qualitativ auf.

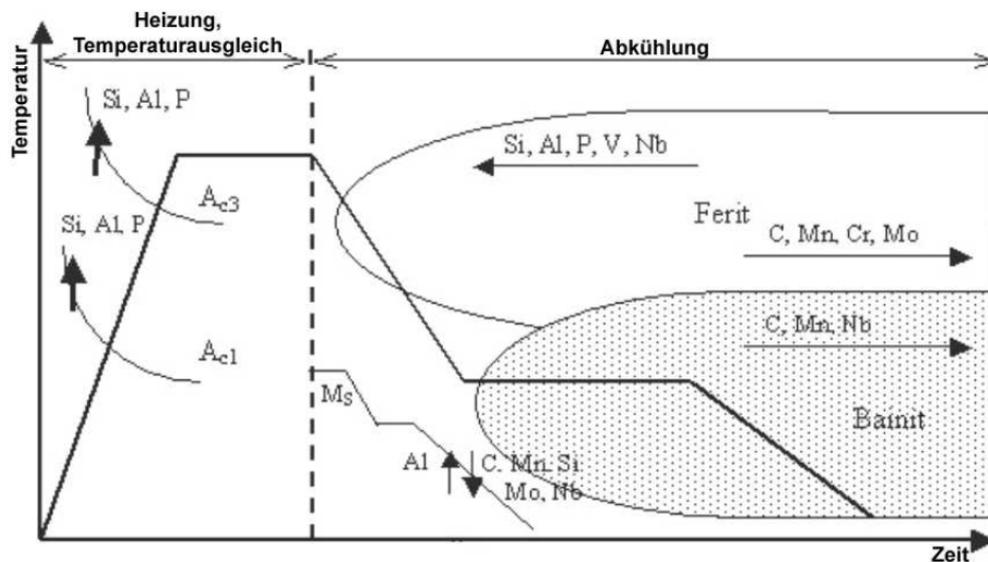


Abbildung 11: Einfluss der Legierungselemente auf den Umwandlungsprozess während der Abkühlung [BLE02].

Das Hauptelement, welches alle Umwandlungen, Endgefüge und mechanische Eigenschaften besonders beeinflusst, ist der Kohlenstoff. Zusätzlich wirkt der Kohlenstoff als Austenitstabilisator, jedoch begrenzt die Anforderung an die Schweißbarkeit den Kohlenstoffgehalt auf unter 0,22 %.

Da die Legierungselemente Mangan und Silizium in der Bainitumwandlung und Restaustenitstabilisierung eine wichtige Rolle spielen, wird in den nächsten Punkten näher auf deren Einflüsse eingegangen.

2.4.1 Mangan-Einfluss

Das Element Mangan ist verantwortlich für die Austenit-Gebiet-Erweiterung und kann sowohl im Reineisen als auch im Eisenkarbid gelöst werden [BHA90].

Durch hohe Mangan-Gehalte wird der Stabilitätsbereich des Austenits vergrößert und somit der Beginn der bainitischen Umwandlung unterdrückt. Des Weiteren wird die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Austenit herabgesetzt, was wiederum eine Verzögerung

des Bainits zur Folge hat. Eine Änderung des Mangan-Gehalts bewirkt auch eine Änderung der Bainit-Starttemperatur. Durch Zunahme des Mangan-Gehalts wird diese zu geringeren Temperaturen verschoben. Dieser Temperaturverschiebung wird in Abbildung 12 veranschaulicht.

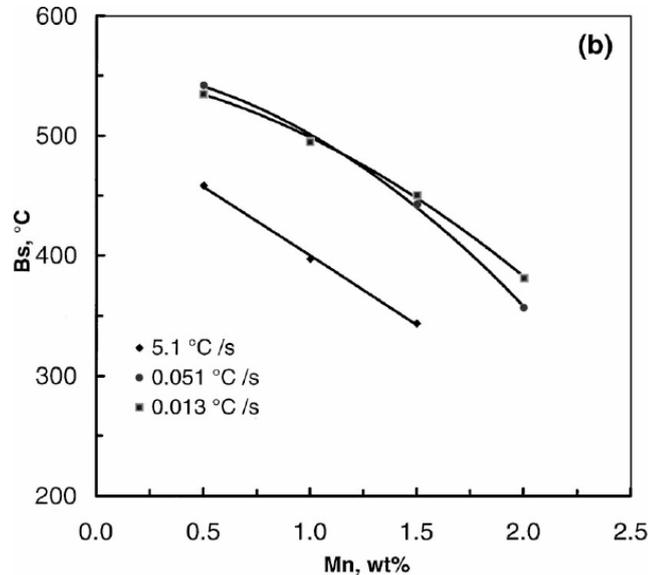


Abbildung 12: Einfluss des Mangan-Gehalts auf die Bainit-Starttemperatur [BHA90].

Ebenso wird durch die Zugabe von Mangan die Martensit-Starttemperatur zu tieferen Temperaturen gesenkt [STÜ60].

Mangan wirkt somit festigkeitssteigernd und wird als Substitutionsatom im Eisengitter eingelagert. Dies wiederum ruft aufgrund des Größenunterschieds zum Eisenatom Gitterverspannungen [DeC07] hervor. Dieses Legierungselement besitzt somit die Eigenschaft ausscheidungs- und mischkristallverfestigend zu wirken.

2.4.2 Silizium-Einfluss

Das Legierungselement Silizium schnürt im Gegensatz zu Mangan das γ -Gebiet ein. Dieser Effekt erhöht die Zunderbeständigkeit, die Verschleiß- und die Anlassbeständigkeit. Silizium fördert die Austenitbildung nicht, sondern ist ein Substitutionsatom wie Mangan.

Durch die Tatsache, dass die Zementitausscheidung aus dem Austenit verhindert wird, wird die Baintumwandlung verzögert [BHA90].

Ab einem Silizium-Gehalt von 2 % kann es vorkommen, dass sich eine karbidfreie bainitische Mikrostruktur bildet. In diesem Fall besteht die Mikrostruktur aus einer Mischung aus bainitschen Ferrit und aus Kohlenstoff angereicherterem, nicht umgewandeltem Austenit. Der Grund dafür ist die geringe Mischkristallneigung des Siliziums mit Zementit. Ist soviel Kohlenstoff im Austenit gelöst, dass die Bainitbildung thermodynamisch verhindert wird, so spricht man vom „incomplete reaction phenomenon“. Der Kohlenstoff-Gehalt im bainitschen

Ferrit kann durch Absenken der Umwandlungstemperatur erhöht werden, was auf die größere Versetzungsdichte bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen zurückzuführen ist [CAB07, BHA90].

Der Einfluss des Silizium-Gehalts auf die Bainit-Starttemperatur ist in Abbildung 13 ersichtlich.

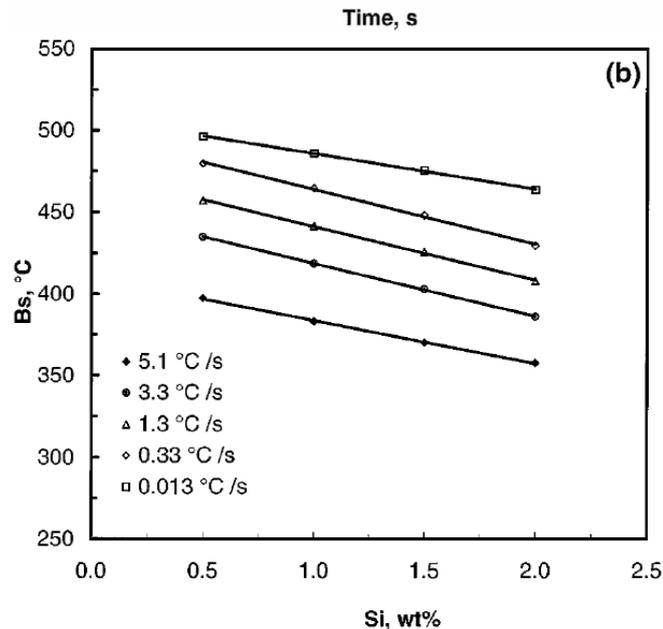


Abbildung 13: Einfluss des Silizium-Gehalts auf die Bainit-Starttemperatur [BHA90].

2.4.3 Bor-Einfluss

Bor ist jenes Legierungselement mit der am stärksten härteerhöhenden Wirkung, da Bor die Umwandlung in weichere Gefügearten verzögert und ein martensitisches Gefüge entstehen lässt.

Bor liegt im Stahl in gebundener und in gelöster Form vor. Da nur der lösliche Anteil von Bor zur Steigerung der Härte beiträgt, werden Borstahlschmelzen vor der Bor-Zugabe desoxidiert und mit stärkeren Nitridbildnern, wie z.B. Al und Ti legiert. Bei Borstählen werden üblicherweise sehr geringe Mengen an Bor (~30 ppm) zugesetzt. Damit erreicht man bei niedrigen Kohlenstoffgehalten bessere Verarbeitungseigenschaften bei gleicher Härte nach der Vergütung. Bei Kohlenstoffgehalten von über 0,5 % entfällt aber die härteerhöhende Wirkung von Bor [HOE05].

Zusammenfassend werden in der nachstehenden Tabelle 1 noch auf weitere Legierungselemente und deren Einflüsse auf bainitische Stähle hingewiesen.

Tabelle 1: Legierungselemente und ihre Wirkungen bei bainitischen Stählen [BL02].

Legierungselement	Legierungselementeinfluss	Probleme
Kohlenstoff (0,15 - 0,30 %)	<ul style="list-style-type: none"> • γ-Stabilisierung • Bestimmung der Phasenverteilung • Bestimmung der Restaustenitstabilität • Martensitverfestigung 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Kaltrissbildung beim Schweißen ❖ Senkung der Kerbschlagzähigkeit
Mangan (1,5 – 2 %)	<ul style="list-style-type: none"> • γ-Stabilisierung • A_c-Senkung in α • Ferritverfestigung • Verzögerung der Perlitbildung 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Karbidbildung
Silizium (0,1 - 1,5 %)	<ul style="list-style-type: none"> • γ-Stabilisierung • A_c-Senkung in α • Verzögerung der Fe_3C-Bildung • Ferritverfestigung 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Oberflächenqualität
Aluminium (0,05 - 1,8 %)	<ul style="list-style-type: none"> • α-Stabilisierung • Verzögerung der Fe_3C-Bildung 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ M_s-Temperaturerhöhung
Phosphor (0,01 - 0,03 %)	<ul style="list-style-type: none"> • α-Stabilisierung • A_c-Senkung in α • Verzögerung der Fe_3C-Bildung • Ferritverfestigung 	<ul style="list-style-type: none"> ❖ Kerbschlagzähigkeit
Niob (0,04 %)	<ul style="list-style-type: none"> • Kornfeinung • Verzögerung der Bainitumwandlung • M_s-Temperatursenkung 	
Chrom, Molybdän (0,4 %)	<ul style="list-style-type: none"> • α-Stabilisierung • Verzögerung der Perlit- und Bainitumwandlung 	
Vanadium (0,06 %)	<ul style="list-style-type: none"> • α-Stabilisierung • Verfestigung durch Ausscheidung 	

2.5 Strategien der Wärmebehandlung

Unter dem Begriff Wärmebehandlung bei Stählen versteht man eine überwiegend technologische Verfahrensweise, welche am häufigsten im austenitischen Zustand, vor der Austenitumwandlung in der Regel in Martensit oder vor und während der Austenitumwandlung in Bainit, oder in anderen Phasen umgeformt wird. Der Austenit wird entweder bei über der A_{c3} -Temperatur liegenden Temperaturen umgeformt, also als stabiler Austenit, oder als metastabiler Austenit, entweder im Bereich unterhalb der A_{c3} -Temperatur bis zur Temperatur der Rekristallisation oder im Bereich unter der Rekristallisationstemperatur und in der Regel über der Temperatur des Anfangs der Martensitumwandlung (Martensit-Starttemperatur). Die thermomechanische Behandlung der Stähle entstand auf Grund der Erkenntnisse über die Austenitumwandlung in Martensit bzw. Bainit (siehe Abbildung 14) [NOC76].

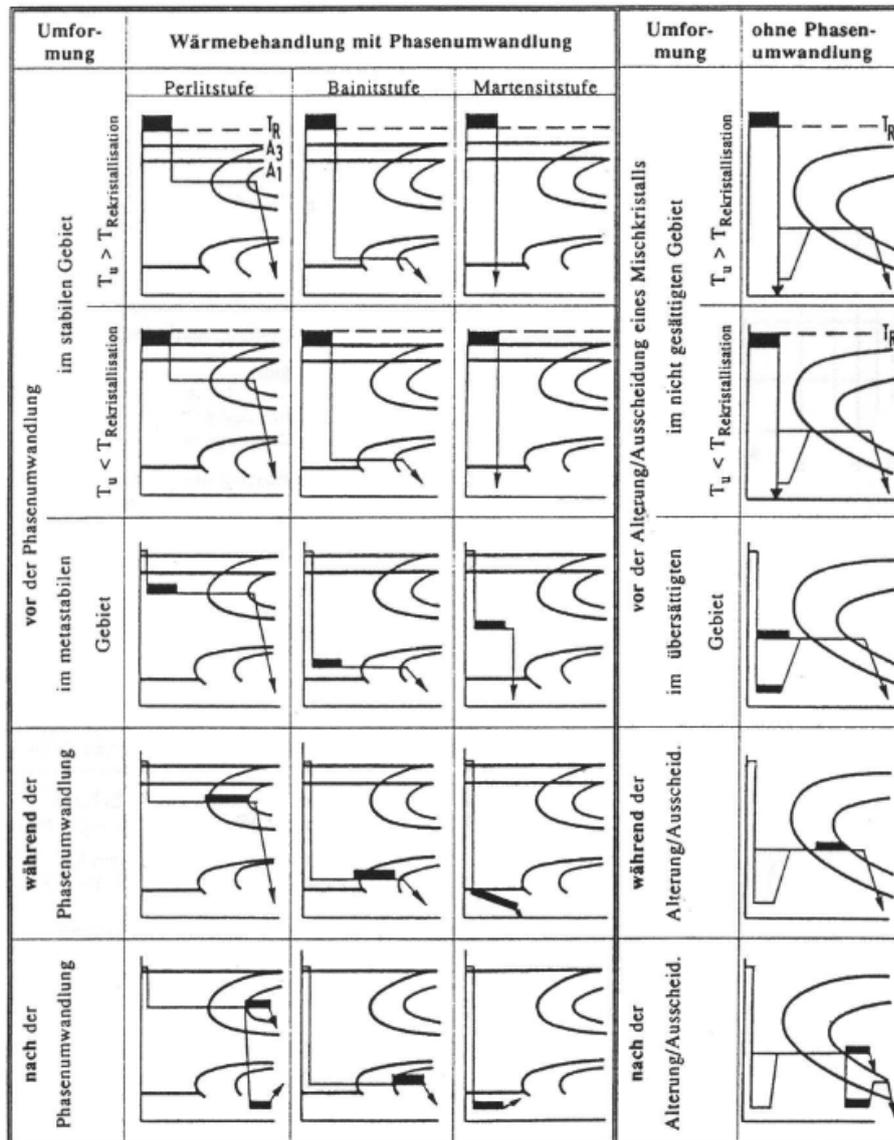


Abbildung 14: Schematische Darstellung verschiedener Möglichkeiten der Wärmebehandlungen [NOC76].

2.6 ZTU Diagramme

ZTU Diagramme stellen das Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit dar. Es gibt zwei Arten von ZTU Diagrammen, das kontinuierliche (siehe Abbildung 15) und das isotherme ZTU Diagramm. Für die Aufnahme von ZTU Schaubilder werden Proben mit kleinen Massen verwendet, damit der Temperaturgradient möglichst klein ist [BAR05].

Einen großen Einfluss auf das ZTU Schaubild hat die Austenitisierungstemperatur T_A . Mit steigender T_A können sich bereits vorhandene Ausscheidungen (wie z.B. Karbide) wieder auflösen. Das bewirkt, dass das Kornwachstum keinen Behinderungen mehr ausgesetzt ist und die Körngröße ansteigt, was zu verzögerter Umwandlung führt. Genauso ist es mit der Austenitisierungsdauer. Denn je länger dieses „Halten“ auf T_A ist, umso mehr vergrößert sich das Korn. Durch eine längere Haltezeit können die Legierungselemente besser diffundieren und die Umwandlung wird verzögert. Umgekehrt, wird die T_A zu niedrig gewählt, wirken nicht aufgelöste Teilchen als Keime und beschleunigen somit die Umwandlung, d.h. die Bainitumwandlung findet bei höheren Temperaturen bzw. nach kürzen Haltezeiten statt. Diese Einflüsse sind umso dominanter, je größer die Abkühlungsgeschwindigkeiten sind [BAR05].

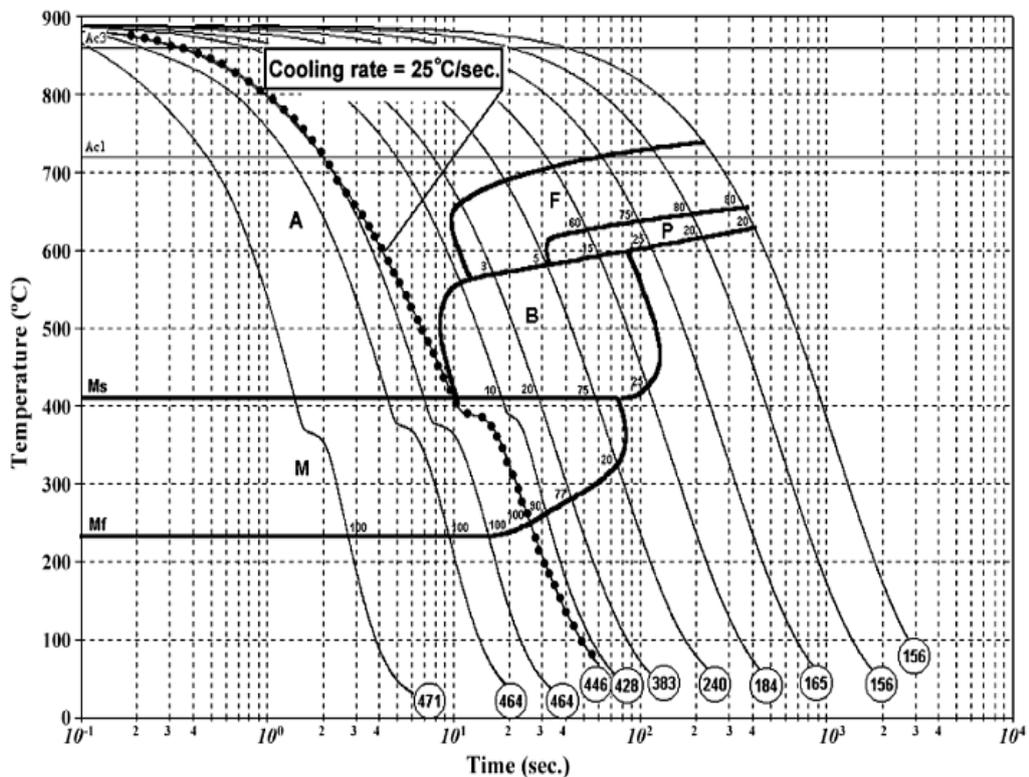


Abbildung 15: Kontinuierliches ZTU Diagramm (22MnB5) mit T_A von 900 °C und 5 min Haltezeit [NAD07].

3 Versuchsplanung und Softwarebeschreibung

Die Festlegung der zu untersuchenden Werkstoffe und mit den Hinweisen aus der Literaturrecherche können die Eckpunkte zur Auswahl der chemischen Zusammensetzungen abgeleitet werden.

3.1 Vorgangsweise

Wie z.B. Kohlenstoff um $\sim 0,22\%$, Mangan $\sim 1,5\%$ und hinsichtlich des Silizium-Gehalts sollten in dieser Arbeit durch drei unterschiedliche Silizium-Lagen ein breiter Bereich untersucht werden.

3.2 Zu untersuchende Werkstoffe

In Zusammenarbeit mit der voestalpine Austria Draht GmbH konnten Stahlgüten aus dem Portfolio der Firma gefunden werden, die den obengenannten Ansprüchen entsprechen.

Die drei Probensorten mit unterschiedlichem Siliziumgehalt wurden in Form von Draht in 9,5 mm, 10 mm und 13 mm Durchmesser gewalzt und geliefert.

Die Herstellung der drei Stahlgüten ist in Abbildung 16 schematisch dargestellt. Nachdem Hochofen und dem LD-Verfahren wurden die drei Stahllegierungen an den Stranggießanlagen, CC2 und CC3, zu einem Strangguss mit dem Durchmesser 230 mm abgegossen. Anschließend wird das Vormaterial in mehreren Walzstichen zu einem Knüppel gewalzt. Die weitere Prozessroute führt durch das Drahtwalzwerk wo der Draht seinen endgültigen Durchmesser erhält und aufgehaspelt wird.

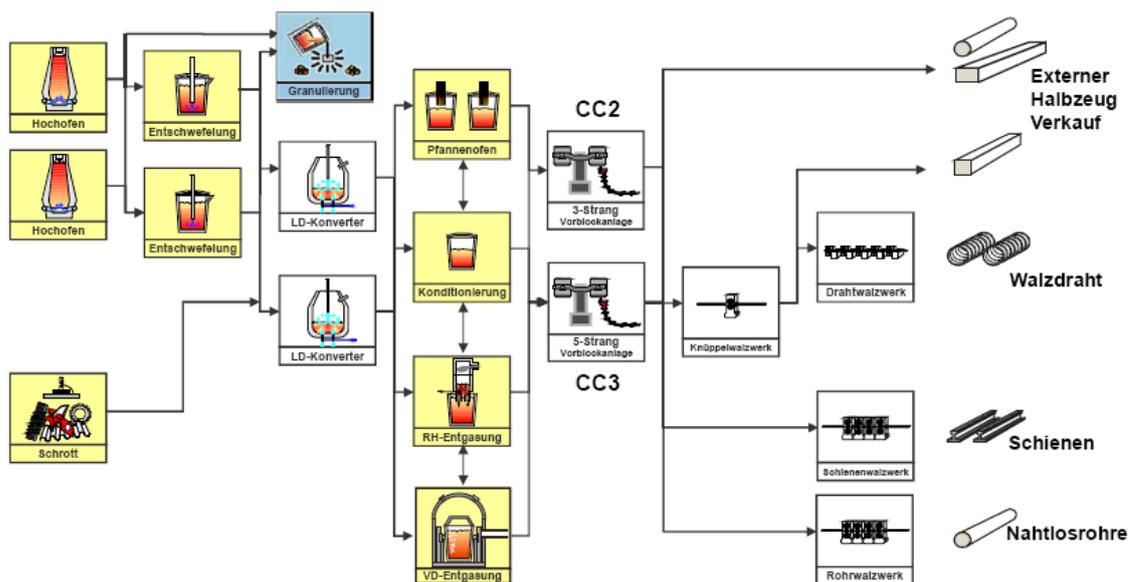


Abbildung 16: Materialfluss, voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG.

Die Stahllegierungen zur Eigenschafts- und Gefügeoptimierung basieren auf den klassischen MnB-Stählen 22MnB5 und 28MnB5.

Die vorliegenden Tabelle 2 bis Tabelle 4 geben Aufschluss über die chemische Zusammensetzung der drei Stahlsorten.

Tabelle 2: 22MnB5 - 0,04 % Silizium (in Massen %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,2104	0,0438	1,0716	0,0144	0,0069	0,2866	0,0227
Cu	Al	Ti	Mo	V	W	Sn
0,0280	0,0328	0,0289	0,0071	0,0038	0,0019	0,0019
Nb	B	Co	Pb	Sb	As	Fe %
0,0001	0,0046	0,0027	0,0013	0,0002	0,0040	98,26

Tabelle 3: 22MnB5 - 0,48 % Silizium (in Massen %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,2340	0,4808	1,2653	0,0157	0,0042	0,2765	0,0215
Cu	Al	Ti	Mo	V	W	Sn
0,0273	0,0456	0,0315	0,0082	0,0046	0,0022	0,0029
Nb	B	Co	Pb	Sb	As	Fe %
0,0057	0,0040	0,0028	0,0025	0,0003	0,0034	97,60

Tabelle 4: 28MnB5 - 0,12 % Silizium (in Massen %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,2938	0,1230	0,9476	0,0099	0,0094	0,2250	0,0201
Cu	Al	Ti	Mo	V	W	Sn
0,0284	0,0362	0,0367	0,0118	0,0032	0,0000	0,0028
Nb	B	Co	Pb	Sb	As	Fe %
0,0000	0,0040	0,0031	0,0000	0,0000	0,0041	98,25

Die zu untersuchenden Legierungskonzepte variieren hauptsächlich bei den Silizium- und Molybdängehalten. Durch die Variation des Siliziumsgehaltes von 0,04 % und 0,48 % wurde der Einfluss auf die bainitische Struktur und auf die Werkstoffeigenschaften untersucht. Die bainitische Struktur unterscheidet sich zwischen karbidhaltig und karbidfrei. Ab einem Siliziumgehalt größer 2 % wird die Karbidausscheidung in der bainitischen Struktur unterdrückt. Ein ZTU-Schaubild dieses MnB-Stahles ist in Abbildung 17 gezeigt. Dabei ist zu erkennen,

dass bereits ab Abkühlzeiten von ca. 10 min von Austenitisierungstemperatur ($T_A=900\text{ °C}$) auf Raumtemperatur ein rein ferritisch-perlitisches Gefüge entsteht. Bei schnelleren Abkühlgeschwindigkeiten von ca. 25 °C/s wird die perlitische Phase teilweise durch eine bainitische Struktur ersetzt.

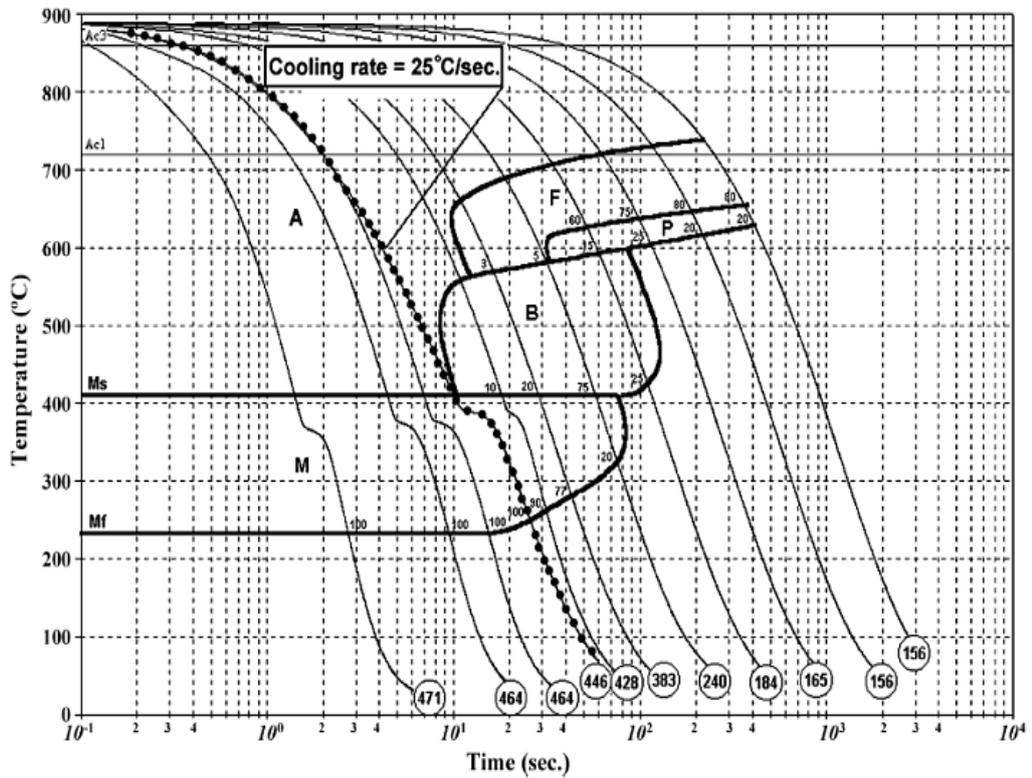


Abbildung 17: Kontinuierliches ZTU Diagramm (22MnB5) mit T_A von 900 °C und 5 min Haltezeit [NAD07].

3.3 JMatPro – Berechnungen

Die mittlerweile weitverbreitet eingesetzte FEM-Simulation für Umformprozesse benötigt eine möglichst exakte und konsistente Beschreibung des Werkstoffverhaltens. Jedoch sind herkömmliche Prüfmethode zur Ermittlung dieser dazu benötigten Werkstoffdaten in der Praxis äußerst schwierig und langwierig.

3.3.1 Allgemeine Beschreibung von JMatPro

Der Hauptgrund warum heute Systeme immer wichtiger werden, die bereits Werkstoffverhalten über die gesamte Prozesskette abbilden können. JMatPro ist eine Werkstoffdatensimulation, die sowohl in der Werkstoffentwicklung in der Stahlindustrie als auch in der Produkt- und Prozessoptimierung etwa in der Automobilbranche erfolgreich eingesetzt wird [MAT13]. Das Simulationsprogramm berechnet für technische Legierungssysteme (zum Beispiel für Stahl, Ni-Legierungen, Ti-Legierungen, usw.) Phasengleichgewichte und thermophysikalische Daten, wie etwa die Wärmekapazitäten und die thermische Ausdehnung.

Mit Hilfe der Simulation können die Festigkeiten und Fließkurven in Abhängigkeit von der Temperatur sowie Phasenumwandlungen, zum Beispiel ZTU-Schaubilder und Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder (ZTA) für Stahl berechnet werden (siehe Abbildung 18).

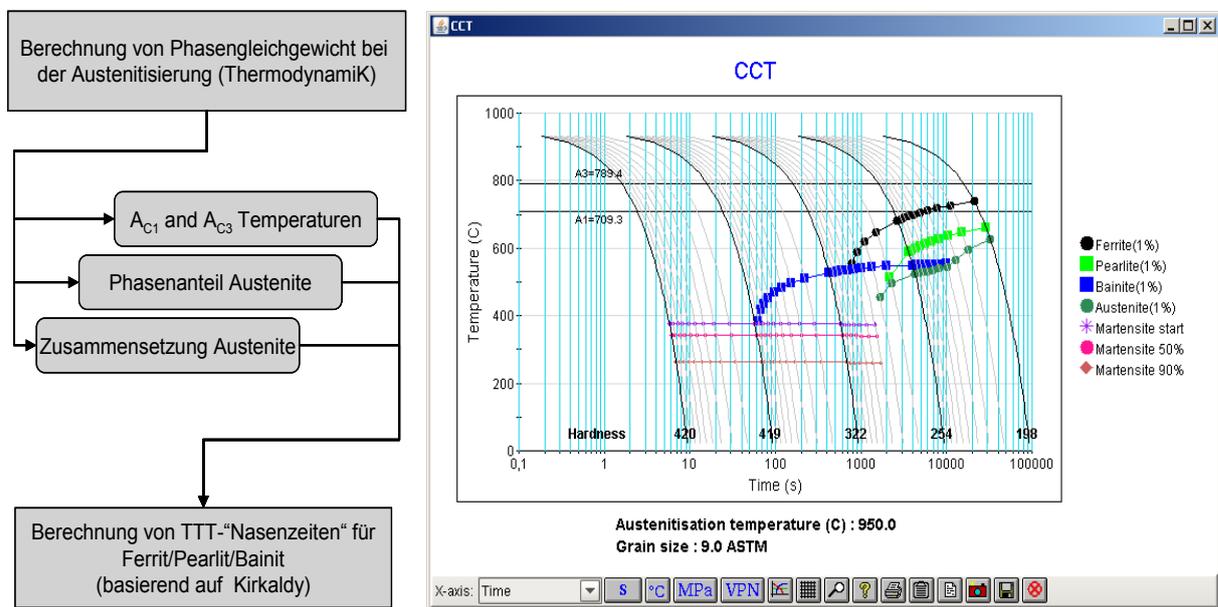


Abbildung 18: Berechnungen von ZTU-Schaubilder [DIE11].

Weiters berechnet das Programm die Eigenschaften der Phasen als Funktion von Temperatur und Zusammensetzung sowie Werkstoffeigenschaften als Funktion von Phasenanteilen und Morphologie mithilfe von Mischungsregeln.

Die erwähnten Berechnungsmöglichkeiten, welche mit JMatPro durchführbar sind, dienen als Input für weiterführende FEM-Simulationen [DIE11].

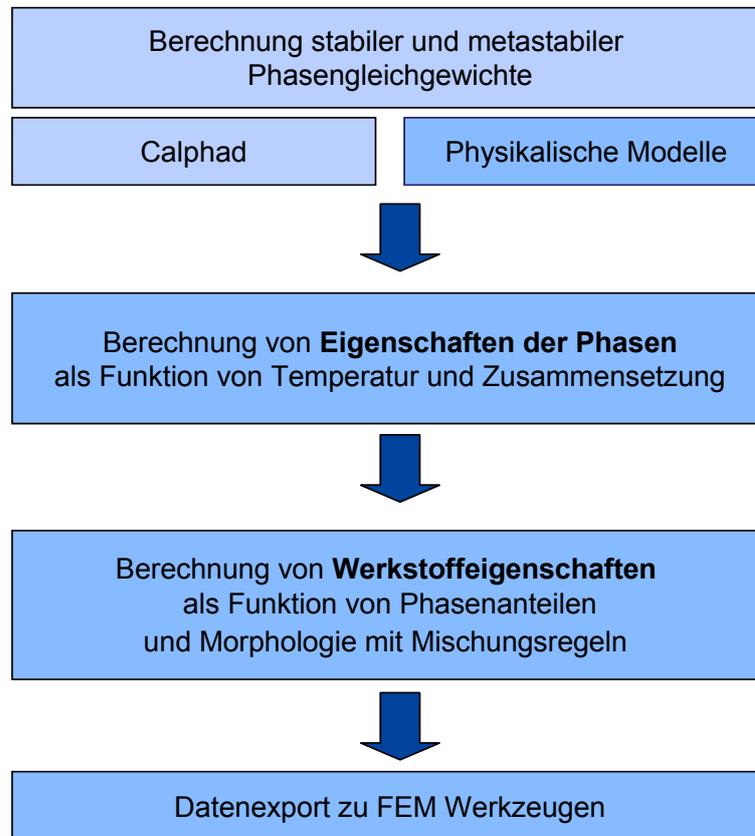


Abbildung 19: Datenfluss bei Berechnungen von JMatPro [DIE11].

3.3.2 Hintergrundinformationen von JMatPro

Bei der Entwicklung der JMatPro-Software wurde eine Vielzahl von Modellen für die Phasenumwandlungen der verschiedensten Stähle verwendet, programmiert und dienen als Basis für Berechnungen. Somit ist es mit dem Programm auch möglich die Umwandlungen für Ferrit, Perlit und Bainit zu berechnen.

Diese Berechnungen basieren auf der Pioniersarbeit von Kirkaldy et. al. [KIR78] und [KIR84]. Es gibt sehr umfangreiche Literatur über die Transformationen in Stählen, aber nur ein kleiner Teil davon erklärt die Berechnungen von kontinuierlichen (CCT) und isothermen (TTT) ZTU-Schaubildern. Kirkaldy zeigte, dass es möglich war ganz genau TTT und CCT Diagramme sowie die Jominy Härtebarkeit für niedrig legierte Stählen berechnen. Bhadeshia et. al. [BHA79, BHA82] verwendet eine andere Methode um die Startpunkte für Ferrit-, Perlit- und Bainit-Transformationen zu bestimmen. Das Bhadeshia Modell wurde wiederum von Lee et. al. erweitert, um den Bereich zu höheren Konzentrationen zu verschieben.

Modell von Kirkaldy

Dieses Modell dient zur Berechnung der Transformationszeit von Ferrit sowie Perlit. Die folgenden Gleichungen wurden durch Zener und Hillert entwickelt.

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\alpha(N)D_{eff}\Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3}(1-x)^{2x/3}} \quad (\text{Glg.1})$$

$\alpha = \beta 2^{(N-1)/2}$, β entspricht einem empirischen Koeffizient, N ist die ASTM Korngröße, D steht für einen effektiven Diffusionskoeffizienten, ΔT ist der Temperaturwert der Unterkühlung bei der der Austenit instabil gegenüber dem Ferrit wird (A_{c3} Temperatur) und q ist ein Exponent in Abhängigkeit vom effektiven Diffusionsmechanismus.

Darüber hinaus wird angenommen, dass sich der effektive Diffusionskoeffizient der einbezogenen Legierungselemente, analog zu einem Serienwiderstand (R_{eff}) verhält.

$$R_{eff} \propto \frac{1}{D_{eff}} \propto e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j \quad (\text{Glg.2})$$

Durch weitere Ableitungen von empirischen Anpassungskurven wurden die endgültigen Formeln für die Berechnungen der Startzeiten von Ferrit, Perlit und Bainit entwickelt:

$$\tau_F = \frac{60.\%Mn + 2.\%Ni + 68.\%Cr + 244.\%Mo}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^3 D_F} I \quad (\text{Glg.3})$$

$$\tau_P = \frac{1.8 + 5.4(\%Cr + \%Mo + 4.\%Mo.\%Ni)}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^q D_P} I \quad (\text{Ggl.4})$$

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10.\%C + 4.\%Cr + 19.\%Mo) \cdot 10^{-4}}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^2 \exp(-27,500 / RT)} I \quad (\text{Glg.5})$$

Der Parameter I in den Formeln ist das Integral aus Gleichung 1. Für die Bainit-Startzeiten muss auf Grund von experimentellen Untersuchungen das Integral korrigiert werden.

Sobald das TTT-Diagramm berechnet wird, ist es möglich durch Transformation mit den etablierten Regeln von Kirkaldy ein CCT-Diagramm zu erstellen [SAU03].

Die Gleichung 5 wurde von Lee und Bhadeshia etwas verändert bzw. modifiziert [LEE92]. Diese Veränderung ergab eine Neubewertung der empirischen Formel für die Bainit-Starttemperatur, wobei die grundlegende Struktur der Gleichung, also der integrale Ansatz über das Volumen und die Korngröße in Abhängigkeit der Transformationsgeschwindigkeit, gleich blieb.

3.3.3 Berechnete ZTU-Schaubilder und Jominy-Härteverläufe

Im folgenden Punkt werden auf die drei zu untersuchenden Stahlsorten mit ihren unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen in das Programm JMatPro eingegeben. Mit Hilfe der Rechenalgorithmen, welche sich an das Modell von Kirkaldy anlehnen, wurden die kontinuierlichen und isothermen ZTU-Schaubilder berechnet. Des Weiteren wurde zusätzlich noch der Jominy-Härteverlauf der drei Stahllegierungen errechnet und graphisch dargestellt. Zur Vorhersage des Gefüges und der zu erwartenden mechanischen Eigenschaften werden ZTU-Schaubilder sowie der Härteverlauf der Jominy-Probe herangezogen, mit deren Hilfe bei gegebener Abkühlgeschwindigkeit das entstehende Gefüge im Bauteil abgeschätzt werden kann. Anhand der ausgegebenen JMatPro-Daten wurde die Strategie der Wärmebehandlungen festgelegt, wobei der Einfluss der drei unterschiedlichen Siliziumlagen einen leichten Trend ersichtlich macht.

JMatPro – 22MnB5 (0,04 % Silizium)

Mithilfe der Eingabe der chemischen Zusammensetzung in JMatPro berechnete diese Software die untenstehenden kontinuierlichen und isothermen Schaubilder, sowie den Härteverlauf einer Jominy-Probe. Des Weiteren wurden vor der Berechnung die Austenitisierungstemperatur ($T_A=900\text{ °C}$) sowie die Austenitisierungshaltezeit von 10 min festgelegt.

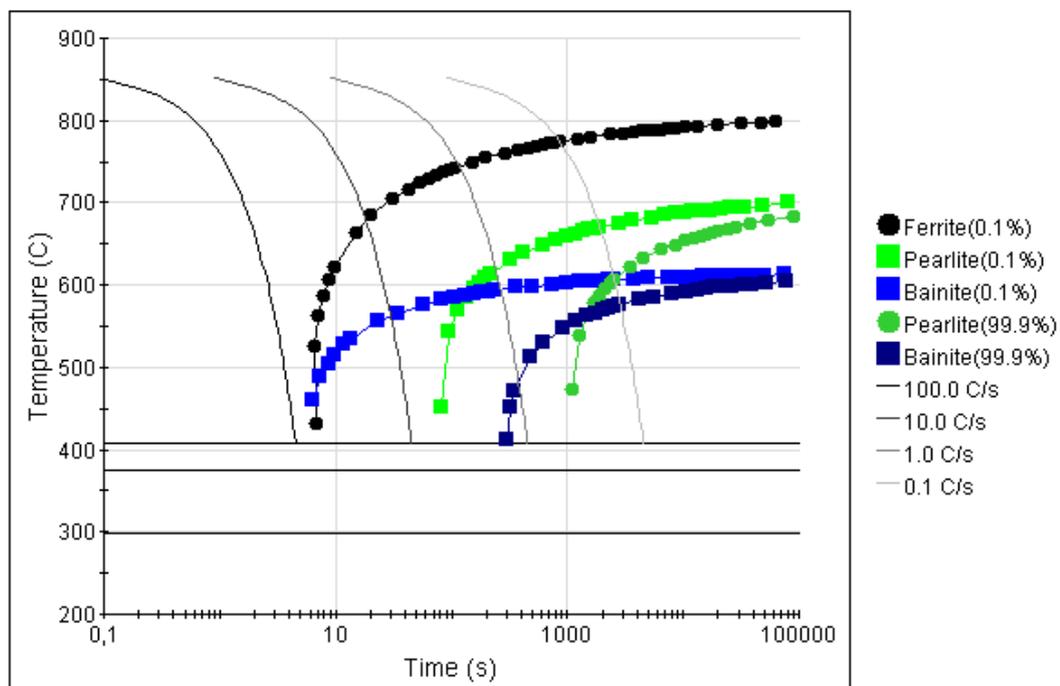


Abbildung 20: kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,04 % Si).

Aus Abbildung 20 ist ersichtlich, dass die Bainitumwandlung (blaue Punkte) bereits nach einer Zeitdauer von ca. 7 s erfolgt. Dies entspricht einer Abkühlrate von 40 °C/s und die

Bainit-Starttemperatur beträgt ca. 615 °C. Aus dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild ist weiters zu kennen, dass die Martensitumwandlung bei einer Temperatur von 408 °C beginnt. Abbildung 21 illustriert das dazugehörige isotherme ZTU-Schaubild, aus welchem hervorgeht, dass die vollständige Bainitumwandlung nach ungefähr 600 s vollzogen ist.

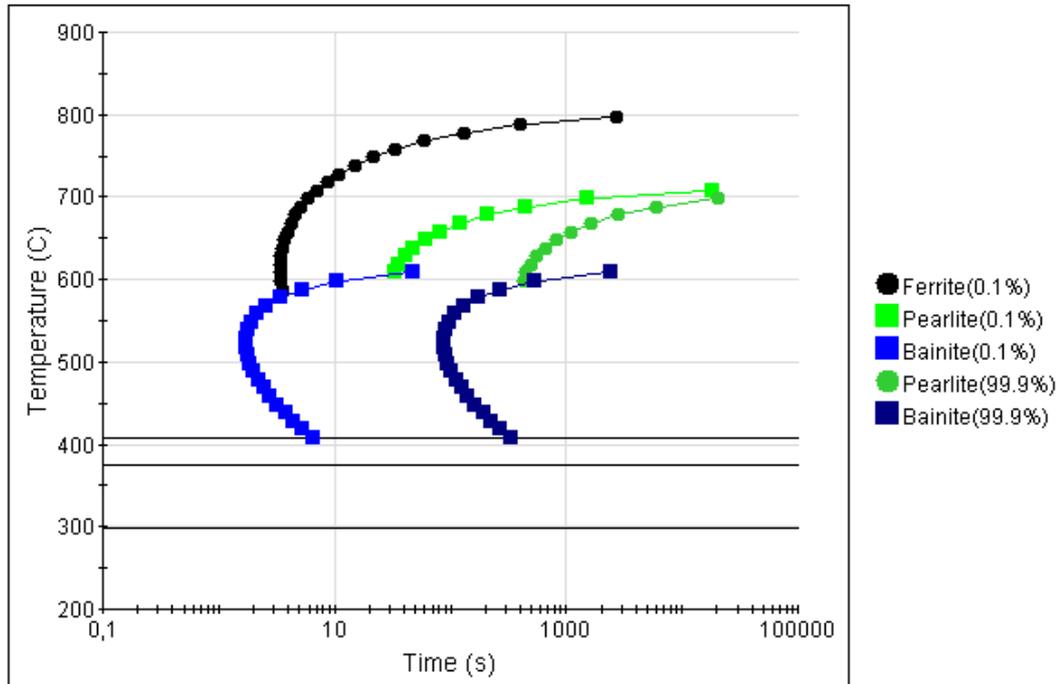


Abbildung 21: Isothermes ZTU-Schaubild (0,04 % Si).

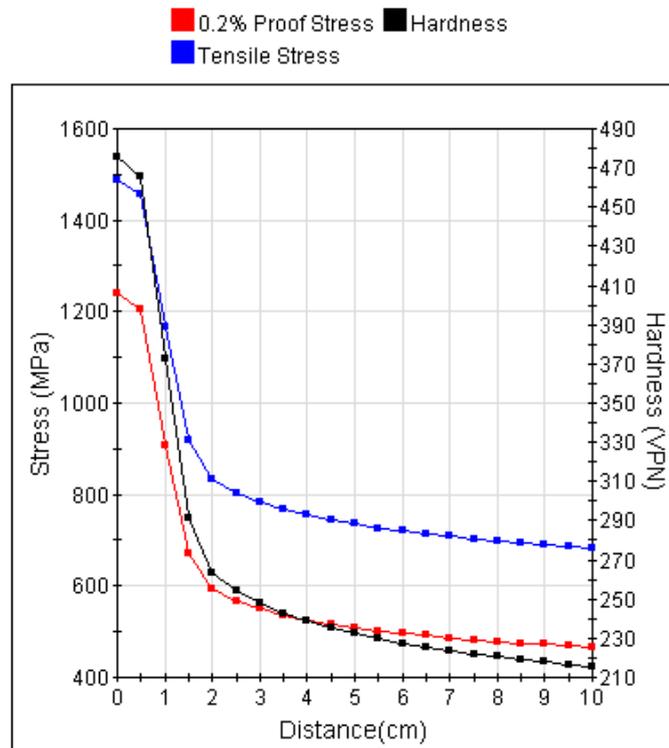


Abbildung 22: Jominy-Härtbarkeitsverlauf (0,04 % Si).

Den dazugehörigen Jominy-Härtbarkeitsverlauf stellt Abbildung 22 schematisch dar. Anhand dieses Härteverlaufs ist erkennbar, dass sich die Randhärte bei 470 (VPN) bewegt und innerhalb von wenigen Zentimetern stark abnimmt. Die berechnete Zugfestigkeit liegt auf einem Niveau von ca. 1500 MPa und die Steckgrenze bei etwa 1200 MPa.

JMatPro – 22MnB5 (0,48 % Silizium)

Die zweite zu untersuchende Stahllegierung unterscheidet sich von der ersten durch den Siliziumgehalt, welcher bei dieser Charge um das 10-fache höher ist. Dieser Unterschied macht sich dadurch ersichtlich, dass die Ferrit-, Perlit- und Bainitnasen nach rechts verschoben werden. Dadurch findet die gewünschte Bainitumwandlung auch erst nach ca. 11 s statt, was im Vergleich der vorigen Legierung (0,04 % Si) um 5 s langsamer ist. Aus Abbildung 23 ist noch ersichtlich, dass der höhere Siliziumgehalt auch die Martensit-Starttemperatur nach unten zu niedrigeren Temperaturen verschiebt, welche nun bei 385 °C liegt.

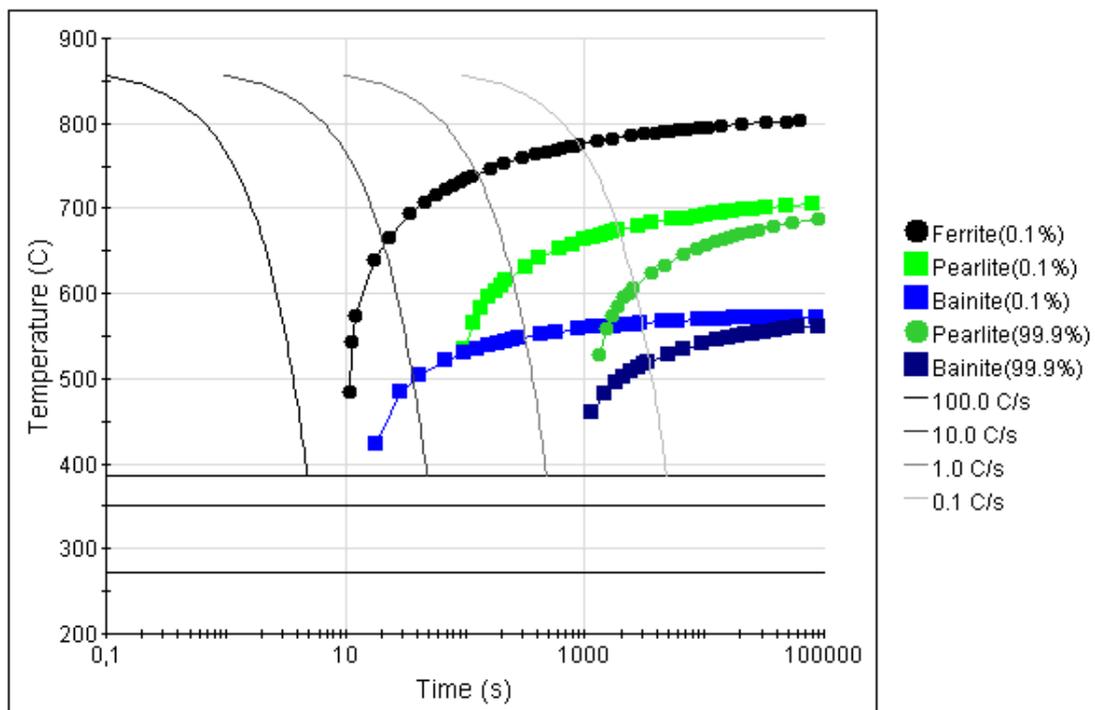


Abbildung 23: Kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,48 % Si).

Die kritische Abkühlrate, mit der der Bainitbereich noch erreicht werden kann, liegt bei 25 °C/s. Ein Vergleich des berechneten ZTU mit einem in der Literatur angegebenen Schaubild (siehe Abbildung 15) zeigt, dass keine signifikanten Abweichungen auftreten. Im isothermen ZTU-Schaubild in Abbildung 24 ist wiederum der Unterschied des erhöhten Siliziumgehalts klar ersichtlich. Die Bainitumwandlung beginnt wie zuvor beim kontinuierlichen Abkühlen um 5 s verspätet. Die Zeitdauer, die benötigt wird um eine nahezu vollständige Bainitumwandlung einzustellen, ist fast gleich lang wie jene mit der Siliziumtieflage.

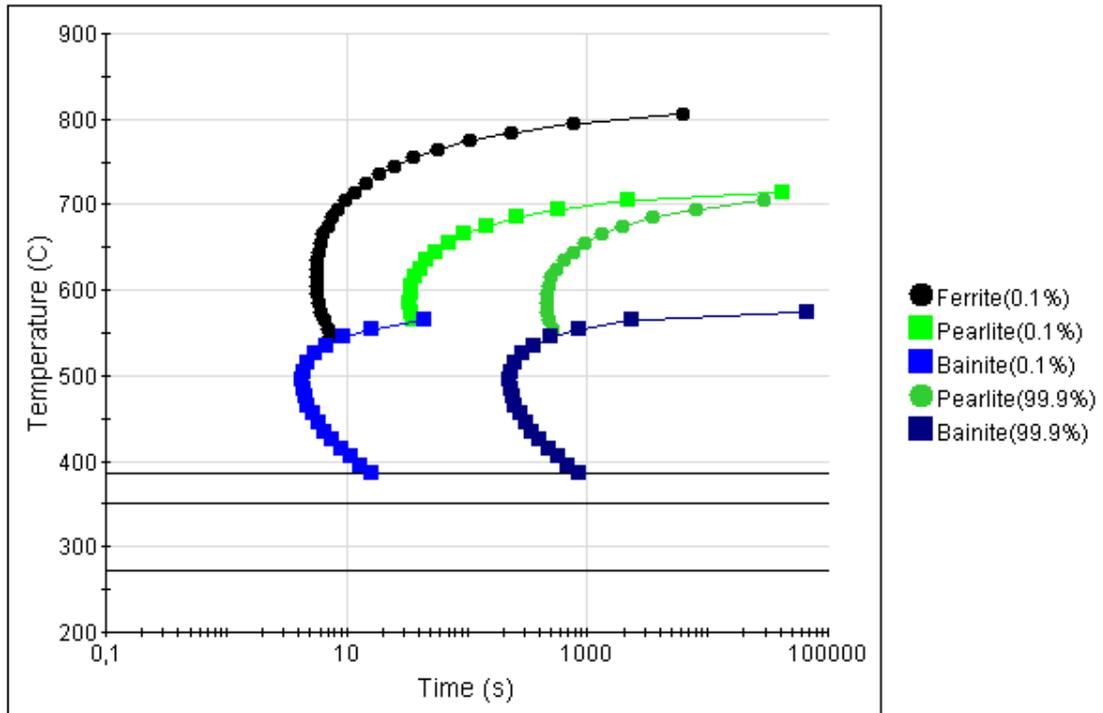


Abbildung 24: Isothermes ZTU-Schaubild (0,48 % Si).

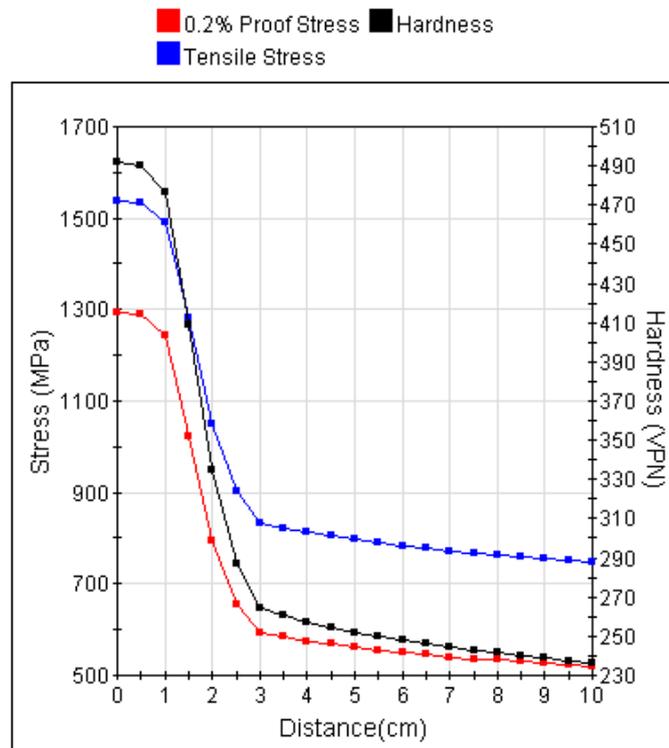


Abbildung 25: Jominy-Härtbarkeitsverlauf (0,48 % Si).

Der höhere Siliziumgehalt in der zweiten Stahllegierung spiegelt sich auch bei den mechanischen Eigenschaften wider.

Das Härteniveau steigt bis auf 500 (VPN) und zusätzlich wird die Durchhärbarkeit vergrößert, d.h. der Härteverlust nach der Randschicht tritt nicht so rasch auf.

Auch die Festigkeitswerte zeigen eine quantitative Zunahme. Die Zugfestigkeit steigt über 1700 MPa und die Streckgrenze wird um bis zu 100 MPa auf 1300 MPa erhöht.

JMatPro – 28MnB5 (0,12 % Silizium)

Die dritte zu untersuchende Legierung weist im Vergleich zu den anderen beiden einen etwas erhöhten Kohlenstoffgehalt auf. Der Siliziumgehalt beträgt 0,12 % und der Massenanteil von Mangan hat ein Niveau von 0,94 %. Weitere Informationen sind aus der dazugehörigen Tabelle 4 zu entnehmen.

Anhand der chemischen Zusammensetzung und der Austenitisierungsdaten wurde mit JMatPro das kontinuierliche ZTU-Schaubild erstellt das in Abbildung 26 dargestellt ist.

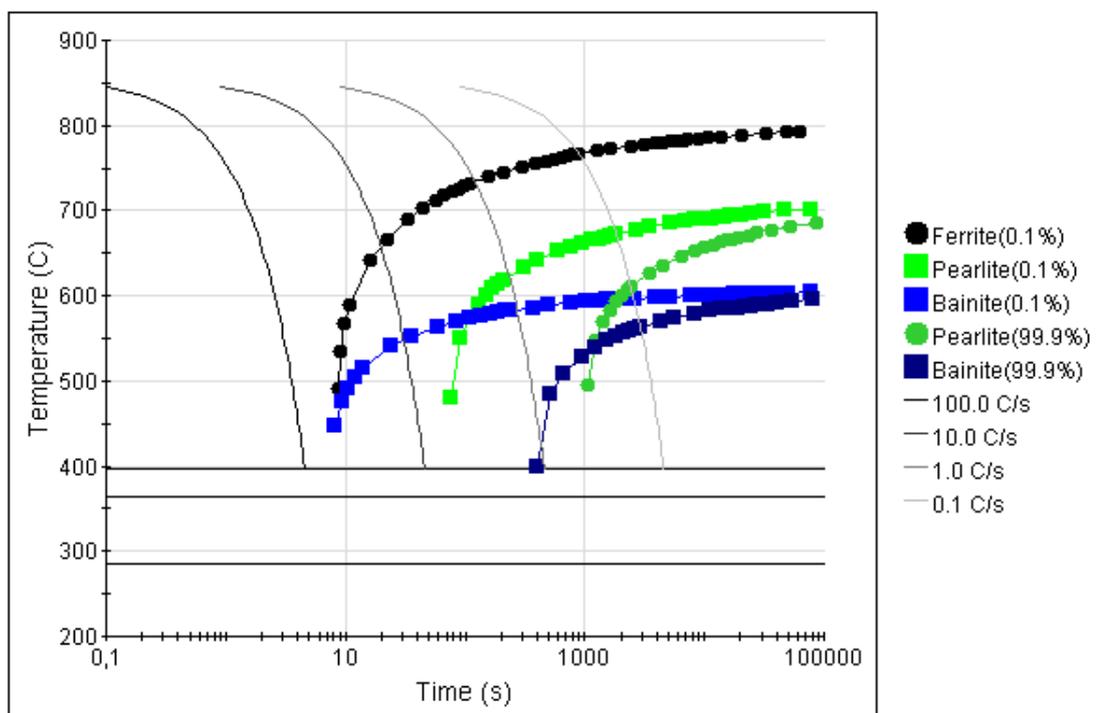


Abbildung 26: Kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,12 % Si).

Aufgrund des wiederum niedrigeren Siliziumgehalts wird auch die Bainit-Starttemperatur erhöht und liegt bei der dritten Stahllegierung bei ca. 600 °C. Das Zusammenspiel vom höheren Kohlenstoffgehalt und die erniedrigten Silizium- und Mangangehalte die Martensit-Starttemperatur auf 382 °C gedrückt wird. Jedoch wird die Bainitnase wegen des Siliziumgehalts wieder etwas weiter auf die linke Seite hinverschoben. Somit beginnt die Bainitumwandlung wieder bei etwas schnelleren Abkühlungsgeschwindigkeiten, nämlich nach ca. 7 s, als dies bei der Legierung mit 0,48 % Silizium der Fall ist.

Die nachstehende Abbildung 27 zeigt das isotherme ZTU-Schaubild welches keine gravierenden Unterschiede im Vergleich zu den anderen isothermen Schaubildern aufweist.

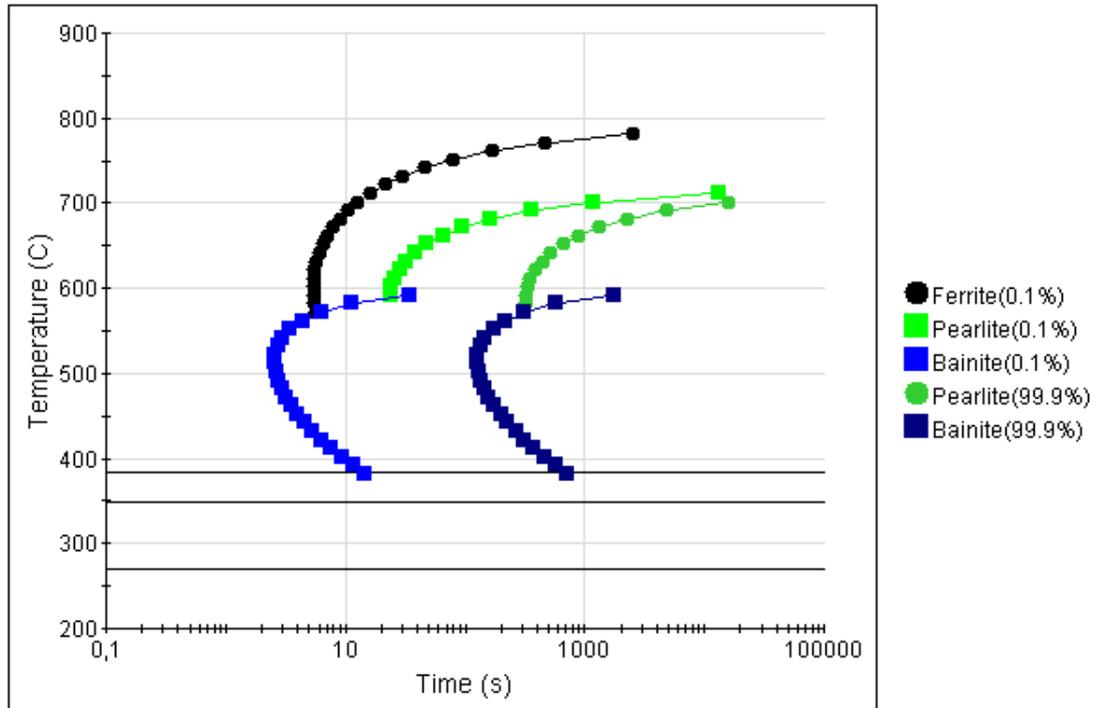


Abbildung 27: Isothermes ZTU-Schaubild (0,12 % Si).

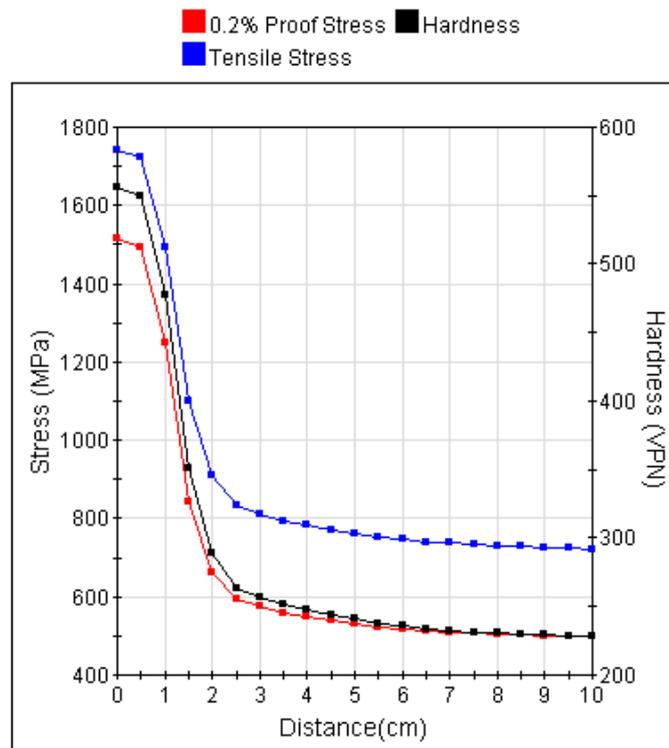


Abbildung 28: Jominy-Härteverlauf (0,12 % Si).

Jedoch ist das in Abbildung 28 illustrierte Diagramm, welches den Jominy-Härteverlauf darstellt, unterschiedlich zu den Verläufen in Abbildung 22 und Abbildung 25. Die Härte erreicht einen Spitzenwert von über 550 (VPN), allerdings verhält sich der der Abfall der Steigung der Durchhärbarkeit ähnlich wie bei den beiden anderen Legierungen. Auch die Zugfestigkeit

hat einen Maximalwert von über 1700 MPa erreicht. Die errechnete Streckgrenze vom dritten MnB-Stahl beträgt knapp 1500 MPa.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass sich aus den JMatPro-Software-Berechnungen bei zwei der drei Stahlgüten das Bainit-Phasenfeld von 600 °C bis 380 °C erstreckt. Lediglich die zweite Legierung mit 0,48 % Siliziumgehalt beginnt die Bainitumwandlung erst bei 550 °C, da das höher zulegierte Silizium die Bainit-Starttemperatur nach unten, zu niedrigeren Temperaturen verschiebt.

Bei den mechanischen Eigenschaften liegt jene Legierung am höchsten, die den meisten Kohlenstoffgehalt aufweist, da der Kohlenstoff zur Martensitverfestigung wesentlich beiträgt. Die durchgeführten Berechnungen für die Jominy-Versuche mit den chemischen Zusammensetzungen der drei Legierungen, weisen alle ein ähnliches Härteniveau auf.

Dies aus den ZTU-Schaubilder gewonnenen Erkenntnisse zur Gefügeausbildung mit der damit verbundenen Härtebestimmung der entsprechenden Gefüge werden im Folgenden herangezogen und dienen als grundlegendes Fundament für die Entwicklung der Wärmebehandlungsstrategien.

3.3.4 Prozessparameter für temperaturgeregelt Wärmebehandlung und kontrollierte Abkühlung

Zur Einstellung des gewünschten bainitischen Gefüges mit den angestrebten Eigenschaften ist, wie in den Berechnungen der JMatPro-Software aufgezeigt wurde, eine kontrollierte Wärmebehandlungsroute erforderlich. Eine überwiegende bainitische Struktur kann entweder durch eine rein kontinuierliche Abkühlung (blau) oder durch eine isotherme Haltestufe (rot) im Bereich des bainitischen Phasenfeldes erzeugt werden, wie aus Abbildung 29 ersichtlich wird.

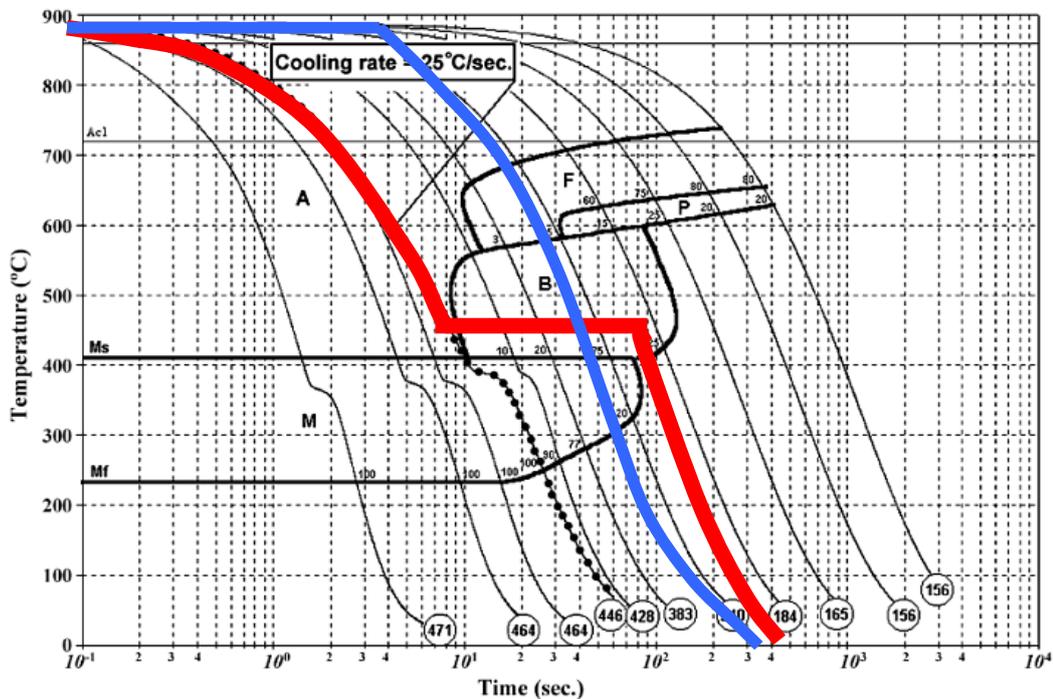


Abbildung 29: mögliche Prozessrouten zur Einstellung eines bainitischen Gefüges am Beispiel des ZTU-Schaubilds vom 22MnB5 [NAD07].

Bei der Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur ($T_A=900\text{ °C}$) und einer Haltedauer von 10 min wurden die zwei eingezeichneten Strategien im ZTU-Schaubild angewendet. Zum einen wurde nach der Haltezeit mit unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten kontinuierlich abgekühlt, zum anderen wurde bei verschiedenen isothermen Temperaturen die bainitische Phasenumwandlung durchlaufen. Bei der isothermen Haltestufe wurde nach abgeschlossener Phasenumwandlung weiter auf Raumtemperatur abgekühlt.

Zur besseren Übersicht werden die unterschiedlichen Abkühlstrategien, in Form einer Versuchsmatrix, in Tabelle 5 und Tabelle 6 dargestellt.

Tabelle 5: Versuchsmatrix - isotherme Haltestufe.

Stahlgüte	22MnB5		28MnB5
Si-Gehalt	0,04 %	0,48 %	0,12 %
Probendurchmesser	8 mm	8 mm	8 mm
Aufheizrate	10 °C/s	10 °C/s	10 °C/s
T _A	900 °C	900 °C	900 °C
Haltezeit	10 min	10 min	10 min
Abkühlrate	35 °C/s	35 °C/s	35 °C/s
T _{isotherm}	600 °C – 400 °C	600 °C – 400 °C	600 °C – 400 °C
Haltezeit (isotherm)	15 min	15 min	15 min
Abkühlrate	frei	frei	frei

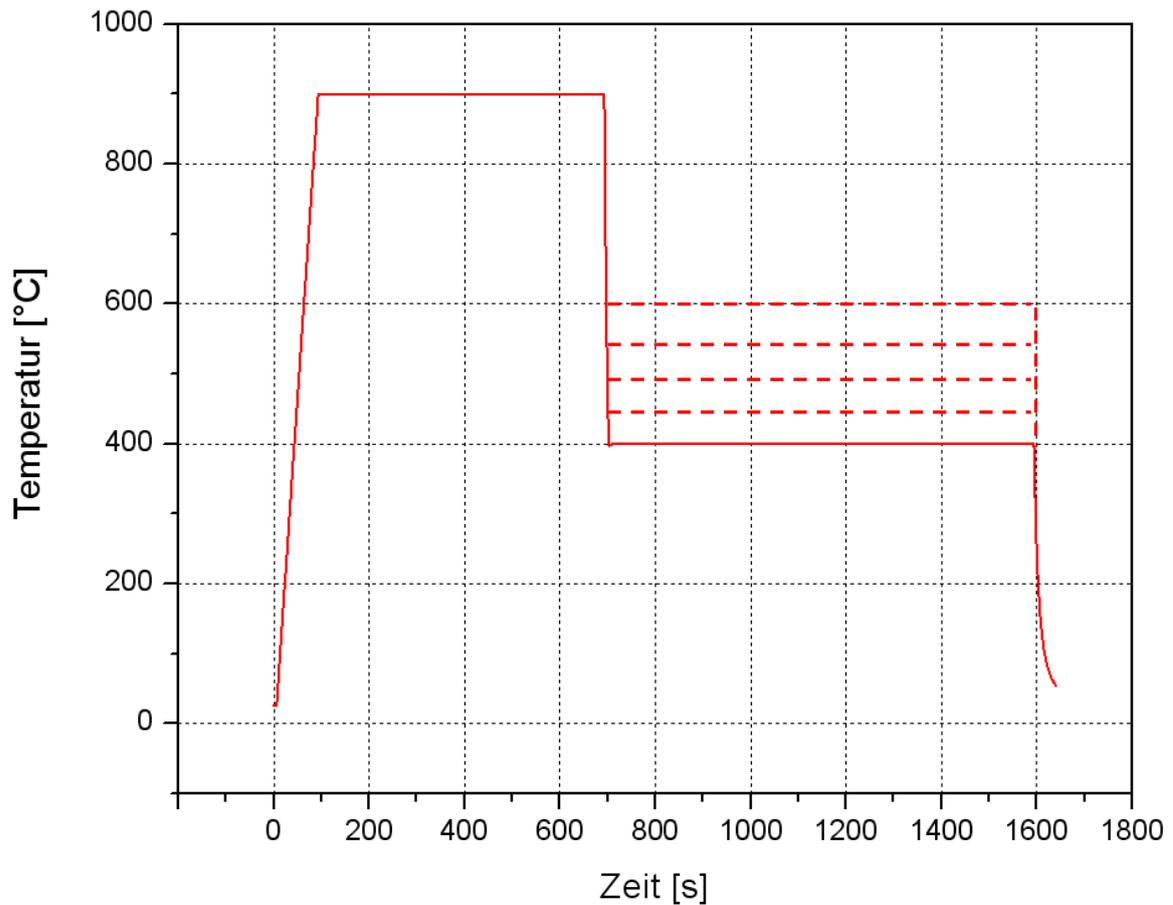


Abbildung 30: Temperatur-Zeitverlauf zur Bestimmung der Bainitumwandlung (isotherme Haltestufe).

Tabelle 6: Versuchsmatrix - kontinuierliche Abkühlversuche.

Stahlgüte	22MnB5		28MnB5
Si-Gehalt	0,04 %	0,48 %	0,12 %
Probendurchmesser	8 mm	8 mm	8 mm
Aufheizrate	10 °C/s	10 °C/s	10 °C/s
T _A	900 °C	900 °C	900 °C
Haltezeit	10 min	10 min	10 min
Abkühlrate	80 °C/s	80 °C/s	80 °C/s
Abkühlrate	50 °C/s	50 °C/s	50 °C/s
Abkühlrate	25 °C/s	25 °C/s	25 °C/s

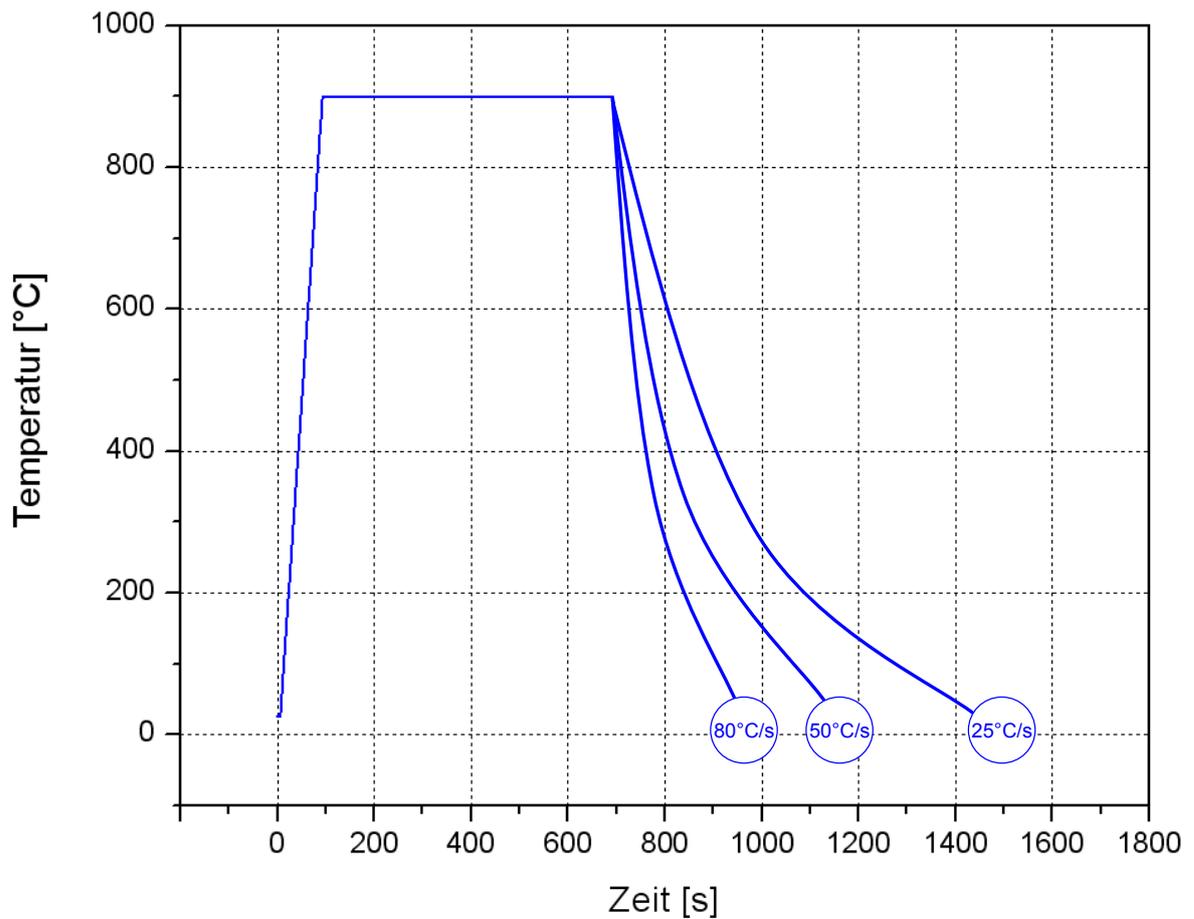


Abbildung 31: Temperatur-Zeitverlauf zur Bestimmung der Bainitumwandlung (kontinuierliche Abkühlung).

4 Experimentelle Untersuchungen

Im folgenden Kapitel werden der Aufbau der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800, sowie die einzelnen Probengeometrien für die durchgeführten Versuche erklärt. Es wird auch auf die graphische Benutzeroberfläche sowie auf die Programme näher eingegangen.

4.1 Gleeble 3800 – Beschreibung und Aufbau

Die untenstehende Abbildung 32 illustriert die thermomechanische Prüfmaschine Gleeble 3800 und den dazugehörigen Funktionsplan ist in Abbildung 33 ersichtlich. Die Hauptanwendungsgebiete dieser komplexen Prüfmaschine gehen von der Ermittlung von mechanischen Werkstoffkennwerten über die Simulation beliebiger thermomechanischer Belastungen (Walz-, Schmiede und Schweißprozesse) bis hin zur Aufnahme von kontinuierlichen und isothermen ZTU-Schaubildern.



Abbildung 32: Thermomechanische Prüfmaschine Gleeble 3800 der Firma DSI.

Mit diesem Prüfsystem ist man in der Lage, zylindrische Proben bis Durchmesser 20 mm, oder entsprechend mit anderen benutzerspezifischen Querschnittsformen (Kerbschlagproben, etc.), verschiedenste Temperatur-Zeit-Verläufe zu simulieren bzw. nachzufahren und das gewünschte Gefüge einzustellen. Entscheidend ist, dass der Nutzer die Probengeometrie auf das Materialverhalten unter Wärmeeinfluss abstimmen kann, um die gewünschte Wärmeführung auch auf die Probe übertragen zu können. Die direkte Widerstandsheizung der Gleeble 3800 erlaubt es, die Proben mit Raten bis zu 10000 °C/s zu erhitzen. Hohe Abkühlgeschwindigkeiten bis zu 400 °C/s können mit einer Wasserbrause erreicht werden.

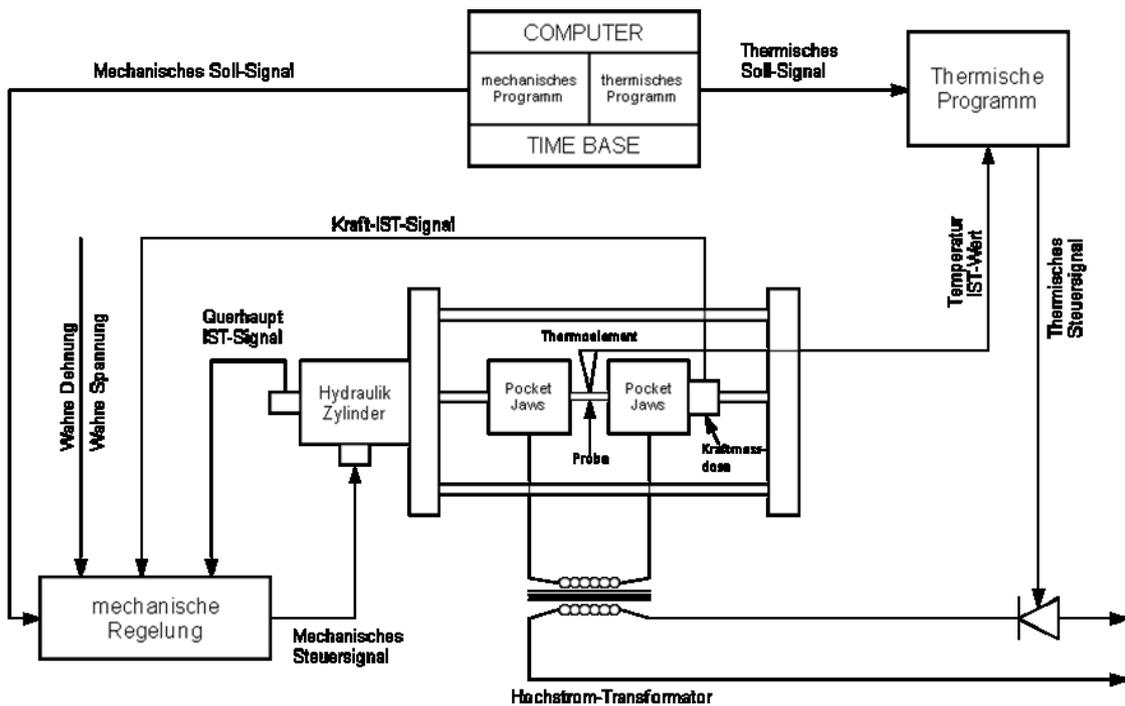


Abbildung 33: Funktionsschema der Gleeble 3800 [BUC09].

Die Gleeble 3800 gestattet eine softwaregesteuerte Simulation der programmierten thermo-mechanischen Vorgänge und deren softwaregestützte Auswertung. Die Programmierung erfolgt tabellarisch oder in einer maschineneigenen Sprache. Neben PC und Steuerkonsole verfügt die Gleeble 3800 über eine hydraulische Pumpe, die mindestens 10 t Zugkraft und 20 t Druckkraft übertragen kann, einen Kühler, Kompressor für Druckluft, Vakuumpumpe, verschiedene Probeneinspannvorrichtungen und Sprühbacken. Des Weiteren besitzt diese thermomechanische Prüfmaschine ein Laser- und Dilatometermesssystem für die Aufnahme von Längen- und Durchmesseränderungen bei diversen Umwandlungsvorgängen.

Der Versuchsraum, in dem die Zug-, Druck- oder Dilatometerproben eingespannt und die diversen Messgeräte angebracht werden, wird Chamber genannt (siehe Abbildung 34). Mit Hilfe des Vakuumpumpensystems kann die Probenkammer evakuiert werden. Dieses System besteht aus einer Kolbenpumpe, welche zuerst ein grobes Vakuum erzeugt

($\sim 7.1 \times 10^{-1}$ Torr). Anschließend wird durch die Hochvakuumpumpe die ähnlich wie ein Tanenbaum aufgebaut ist, ein Vakuum von $\sim 6,4 \times 10^{-6}$ Torr, sprich ein Hochvakuum hergestellt.

Für die exakte Temperatursteuerung während der Versuche werden an den Mantelflächen der Proben Thermoelemente des Typ K angepunktet. Dies wird durch einen Thermoelementschweißgerät der Firma DSI bewerkstelligt.

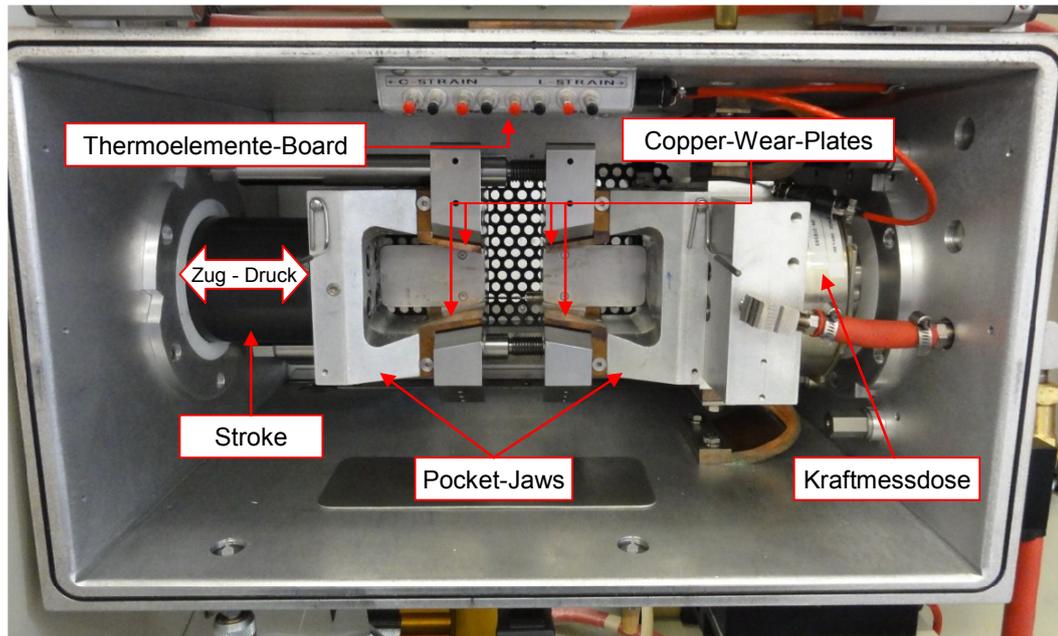


Abbildung 34: Probenraum der Gleeble 3800.

Die Wärmezufuhr erfolgt konduktiv. Das in der Abbildung 34 gezeigte System nennt man Pocket-Jaw-System. Hierbei wird der Strom über die zwei oben sowie unten angeordneten Copper-Wear-Plates in die Einspann-Kupferbacken geleitet. Von diesen Kupferbacken gelangt der Strom direkt in die Probe und an jenen Punkt, welcher am weitesten von den Backen entfernt ist. Dort ist der Widerstand am größten und die Probe beginnt lokal zu erwärmen. Die sich ausbreitende Wärmelinse erstreckt sich je nach Freespan (Abstand zwischen der linken und rechten Einspannstelle) unterschiedlich. Darum ist es sehr wichtig, dass der Freespan so groß wie möglich gewählt wird, damit sich der heiße Bereich so weit möglichst ausbilden kann. Es ist höchste Sorgfalt beim Einspannen und beim mittigen Anbringen des Thermoelements angebracht, da sich sonst das simulierte Gefüge nicht symmetrisch über die eingespannte Probe ausbreiten. Auf Grund der unsymmetrischen Einspannung kann das Messergebnis wesentlich verfälscht und die gewünschten Phasen nicht erreicht werden. Zusätzlich verfügt das installierte Pocket-Jaw-System an der Gleeble 3800 über eine Kraftmessdose die bis zu 222 kN kalibriert ist. Jedoch werden wie oben schon erwähnt Zugkräfte bis 10 kN und Druckkräfte bis 20 kN realisiert. Diese Kräfte werden mit dem Stroke (Hydraulikstempel) auf die Proben eingeleitet. Der Stroke kann bis zu 150 mm verfahren werden und je nach Programmierung wird dieser Dehnraten-, Kraft-, oder Weggesteuert abfahren.

Abbildung 35 zeigt das Fenster an der Steuereinheit der Gleeble 3800, welches auch als Konsole verstanden wird.

Dieser Bildschirm ermöglicht während des Versuchs die programmierten Parameter ständig zu kontrollieren. Erst nach Erreichen des Hochvakuums in der Kammer kann der Versuch gestartet werden.

Bevor das programmierte Skript an die Gleeble 3800 geschickt wird, kann durch den Drückknopf „Kaltstart“ noch einmal das Programm abgefahren werden, ohne dass die Maschine in Betrieb geht. Dabei können die verschiedenen Parameter an der Steuereinheit der Gleeble 3800 und gesamte Programmabläufe kontrolliert werden.

Wichtig ist es, bevor ein Versuch an der Gleeble 3800 gestartet wird, im Programm sicherzustellen, dass die Hydraulikzylinder-Steuerung richtig programmiert wurde. Der Stroke und die Kraft dürfen niemals auf NULL gesetzt werden. Zugleich muss die Kraft vor jedem Versuch abgeglichen werden, da sonst trotz Programmvorgabe Kräfte auf die Probe wirken.

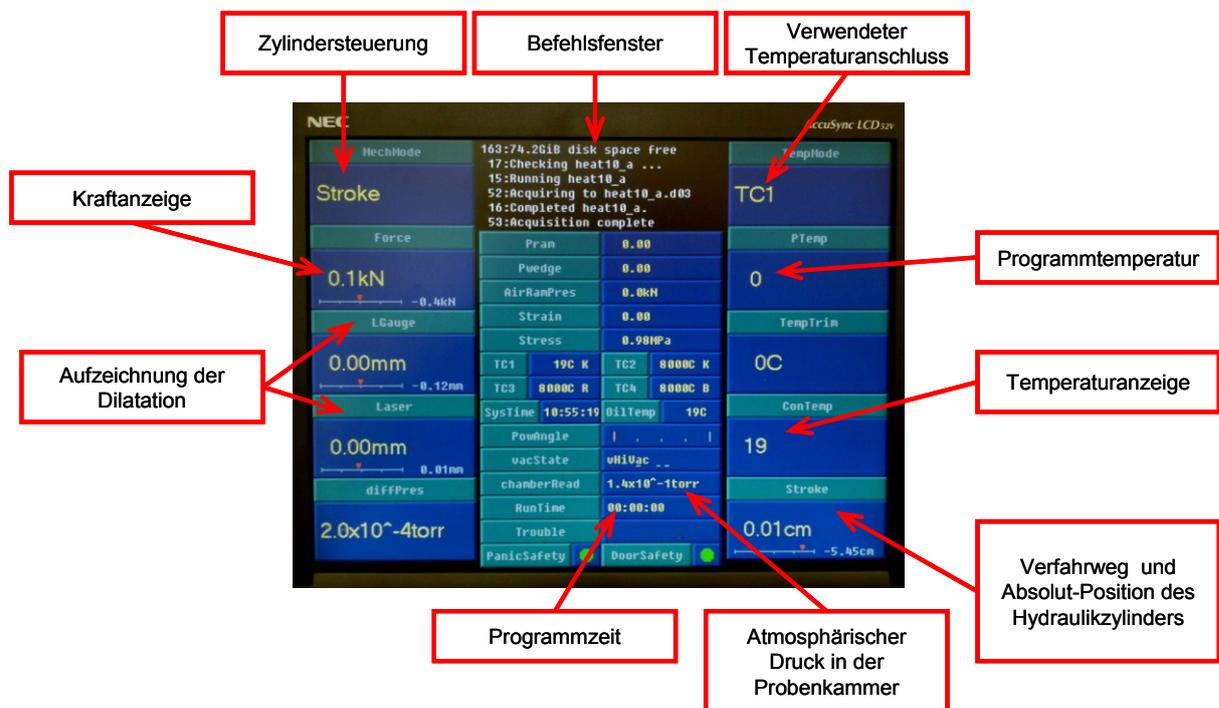


Abbildung 35: Gleeble 3800 – Konsole und Erläuterung der Anzeige.

Von der Steuereinheit der Gleeble 3800 lassen sich weitere Parameter, wie zum Beispiel die gemessene Temperatur der Thermoelemente, die Versuchsdauer, der Verfahrweg des Hydraulikzylinders und die Änderungen der aufzeichnenden Messinstrumente ablesen.

4.1.1 Gleeble 3800 – Dilatometermessung

Bei einem Dilatometersversuch an der Gleeble 3800 misst man die relative Durchmesseränderung in Abhängigkeit der Temperatur. Es besteht auch die Möglichkeit die relative Längenänderung mit Hilfe des Längenaufnehmers (L-Gauge) an der Gleeble 3800 zu messen. Es können die verschiedensten Parameter, wie Volumenänderung, linearer differentieller thermische Ausdehnungskoeffizient, Umwandlungspunkte und Dichteänderungen bestimmt werden. Diese Daten dienen zur Erstellung von ZTU (Zeit-Temperatur-Umwandlung), UZTU (Umformungs-ZTU) und ZTA (Zeit-Temperatur-Austenitisierung) Diagrammen.

In der vorliegenden Arbeit wurden die Messungen an der institutseigenen Gleeble 3800 durchgeführt. Für die Messungen wurden zylindrische Vollproben mit einem Durchmesser von 8 mm und einer Länge von 86 mm verwendet (siehe Abbildung 36). Anschließend wurden die Proben mit einem definierten Zeit-Temperatur-Programm beaufschlagt (siehe Abbildung 30 und Abbildung 31). Die genauen Prozessdaten der verschiedenen Dilatometersversuche sind aus der Tabelle 5 und der Tabelle 6 zu entnehmen.

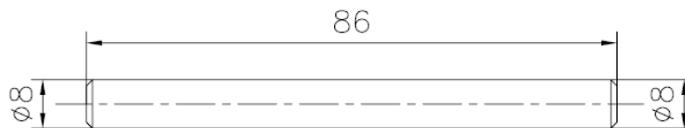


Abbildung 36: Dilatometerprobe für isotherme Halteversuche.

Um die vorgegebenen Temperatur-Zeitverläufe an der Gleeble 3800 zu simulieren, wurde die oben gezeigte Dilatometerprobe links und rechts mit Hilfe der Kupferbacken im Probenraum eingespannt (siehe Abbildung 37).

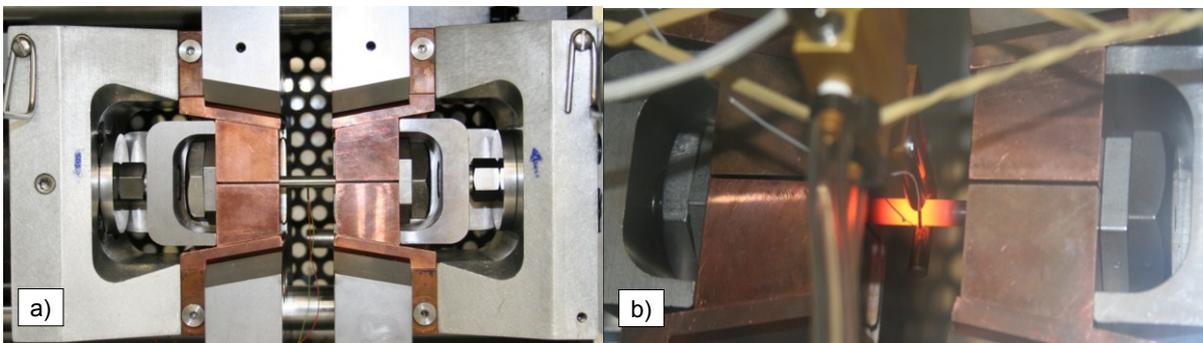


Abbildung 37: a) Dilatometerprobe mit Thermoelement ohne Messinstrument, b) Dilatometerprobe mit aufgesetztem Messinstrument und heißer Linse bei $T_A=900$ °C.

Die verwendeten Messgeräte für die Aufzeichnung der Umwandlungskinetik sind:

- Durchmesser-Messaufnehmer C-Strain,
- Laser,
- Längenänderungsaufnehmer L-Gauge.

Der auf die Probe angeklebte C-Strain und der normal darauf stehende Laser messen die Durchmesseränderung, welche die Probe während des Temperatur-Zeit-Verlaufs auf Grund von Gefügeumwandlungen erfährt. Jedoch misst das Dilatometer (Messbereich = 12 mm) bei richtiger Anbringung auf der Probe wesentlich genauer, d.h. mit einem viel geringerem Grundrauschen als der Laser. Darum wurde bei diesen Versuchen auf den Laser verzichtet. Die Längenänderungen, welche die Probe während des Aufheiz- und Abkühlvorganges vornimmt, werden über das sogenannte Messgerät L-Gauge gemessen. Dieser Messstab, der auf einer Applikation zwischen den beiden Pocket-Jaws beweglich montiert ist, besitzt einen Messbereich von 25,2 mm. Die Längenänderungsmessung erfolgt induktiv.

Die nachstehende Abbildung 38 illustriert den oben erklärten Messaufbau für die Dilatometerversuche.

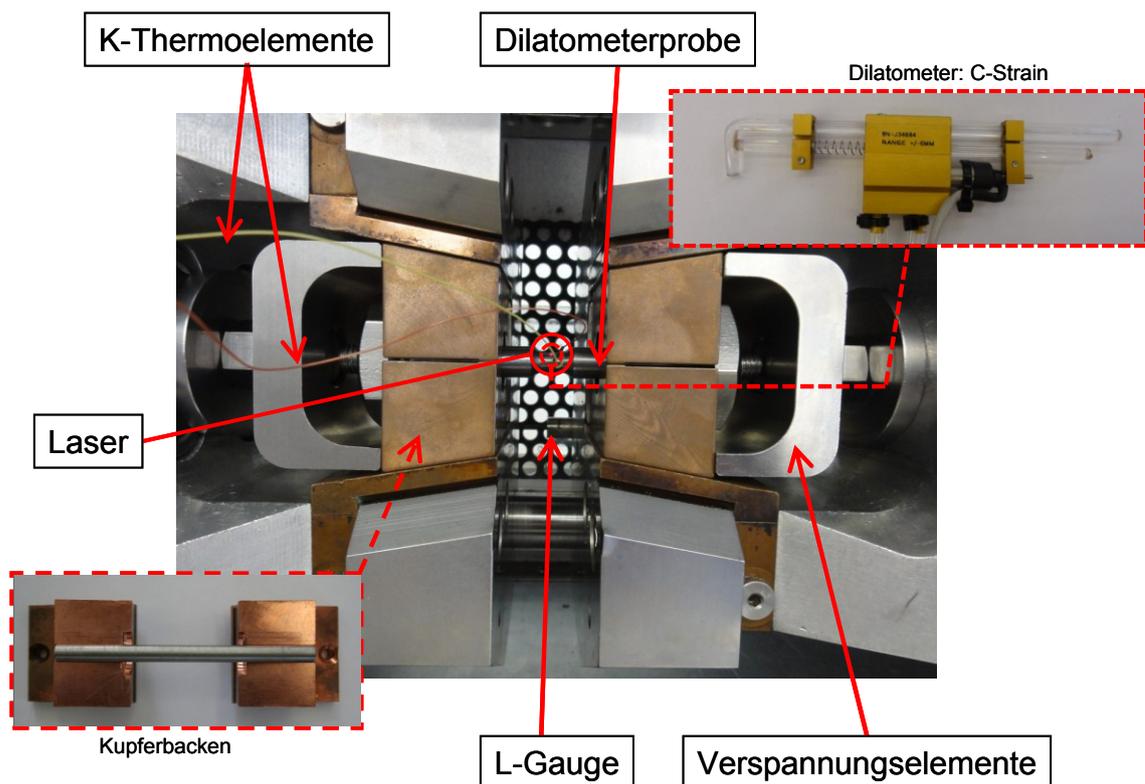


Abbildung 38: Messaufbau der Dilatometerversuche mit eingespannter Probe.

4.1.2 Gleeble 3800 – Zugversuch

Bei den Zugversuchen an der Gleeble 3800 besteht die Möglichkeit die Längenänderung während des Versuchs mit Hilfe von L-Gauge, HZT060 und HZT071 aufzunehmen. Die Durchmesseränderung wird mit C-Strain, Dilatometer oder Laser gemessen. In der graphischen Benutzeroberfläche kann aus mehreren Methoden zur Berechnung der Fließkurve gewählt werden. In Kapitel 4.2 wird näher auf die auswählbaren Berechnungsmethoden eingegangen.

Für die Zugversuche wurden zylindrische Vollproben mit einem Durchmesser von 8 mm und einer Länge von 130 mm verwendet (siehe Abbildung 39). Die Zugproben besitzen in der Mitte einen Einstich von 6 mm im Durchmesser und einer Länge von 10 mm. Der Abbildung 39 ist zu entnehmen, dass links und rechts zusätzlich ein M8 Gewinde auf die Proben geschnitten wurde.

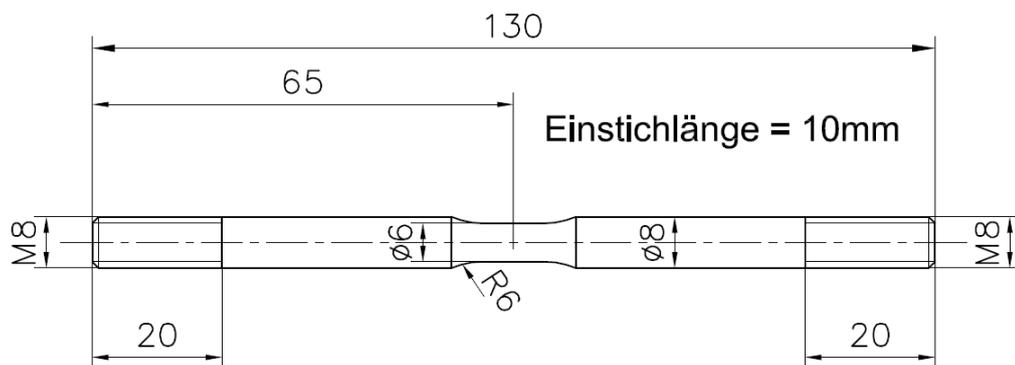


Abbildung 39: Probengeometrie für die Zugversuche an der Gleeble 3800.

Die dargestellten Zugproben wurden mit den Selben Temperatur-Zeitverläufen wie die Dilatometerproben beaufschlagt. Anschließend wurde der Zugversuch mit einem gewählten Umformgrad und einer Dehnrade durchgeführt (siehe Abbildung 40).

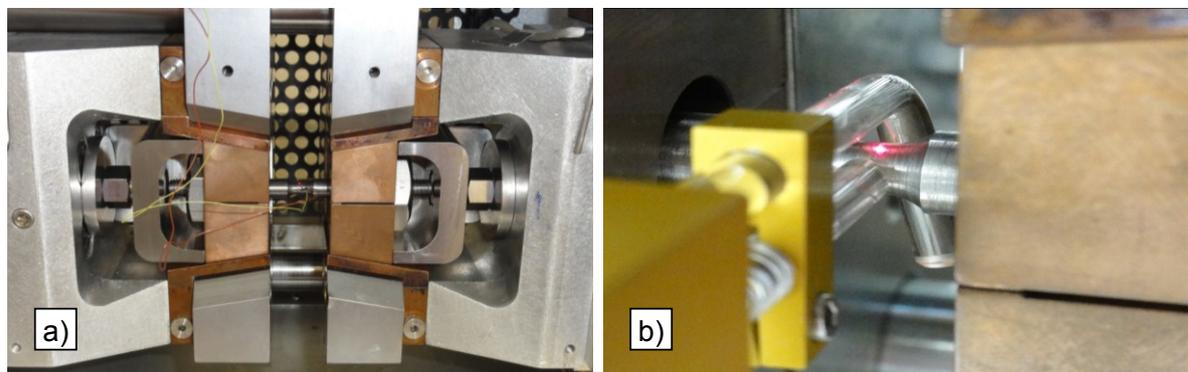


Abbildung 40: a) Fertig eingespannte Zugprobe mit angeschweißtem Thermoelement, b) wärmebehandelte Zugprobe mit aufgeklipptem Messgerät vor Zugversuch.

Die verwendeten Messgeräte für die Aufzeichnungen des Zugversuchs sind:

- Durchmesseränderungsaufnehmer C-Strain,
- Längenänderungsaufnehmer L-Gauge,
- Lasermesssystem.

Für die durchgeführten Zugversuche wurden die Messinstrumente abermals gleich angeordnet wie bei den Dilatometerversuchen. Untenstehende Abbildung 41 zeigt den Messaufbau mit eingespannter Zugprobe. Die für die Einspannung verwendeten Kupferbacken weisen eine andere Form auf wie bei den Dilatometerversuchen. Aufgrund ihrer speziellen Form werden sie Hot-Zone-Kupferbacken genannt. Vorteilhaft bei diesen Backen ist, dass der Freespan dadurch vergrößert wird. Dadurch soll sich der heiße Mittenbereich besser und vor allem in einem längeren Bereich auf der Probenachse ausbreiten. Diese Backen sollen auch bewerkstelligen, dass sich das simulierte Gefüge bis über die gesamte Einstichlänge erstreckt.

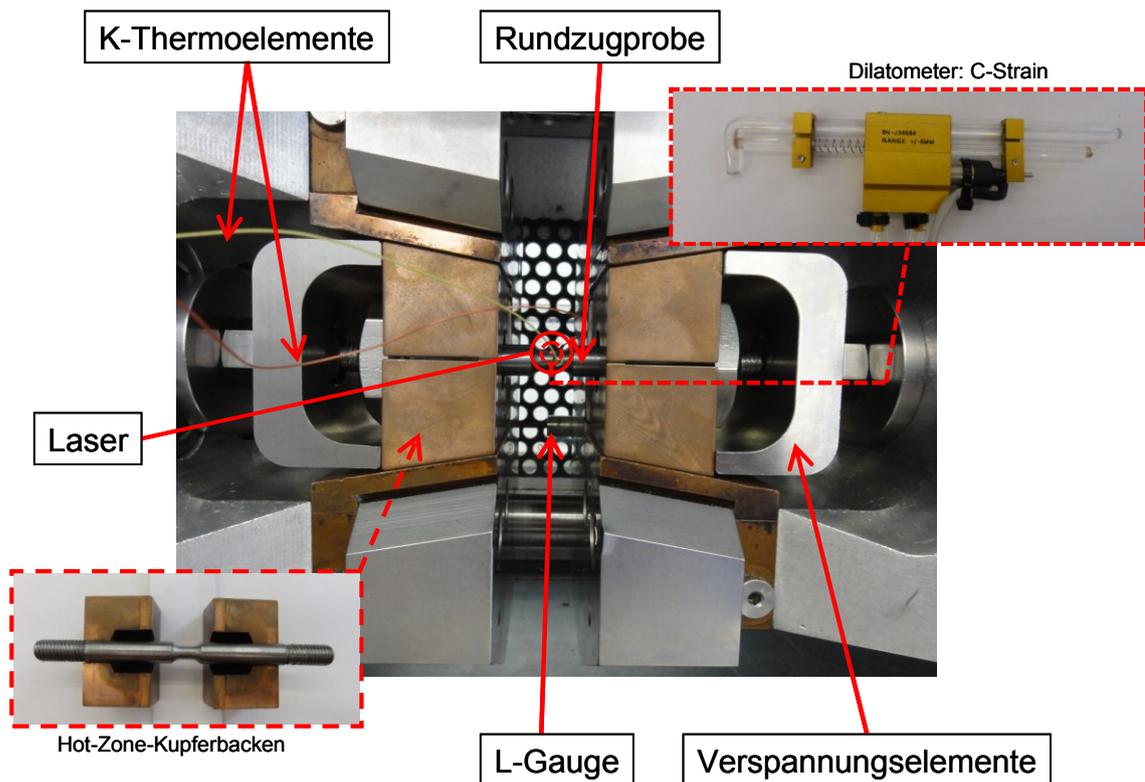


Abbildung 41: Messaufbau für die Zugversuche mit den verwendeten Messinstrumenten und Einspannungsbacken.

4.2 Graphische Benutzeroberfläche – QuikSim

QuikSim ist die graphische Benutzeroberfläche, welche die Programmierung auf der Gleeble 3800 erleichtern soll. Dieses Programm bietet drei Programmiermethoden:

- Die Tabellenprogrammierung gleicht einer Tabellenkalkulation und stellt die am häufigsten gewählte Methode zum Programmieren der Gleeble 3800 dar.
- Die Deformationssteuerungsprogrammierung (DCP = Deformation Control Programmierung) wird im Zusammenhang mit dem wahlweise Hydrawedge-System verwendet.
- Bei der Skriptsprache (GSL = Gleeble-Script-Language) handelt es sich um eine Methode, die maximale Flexibilität beim Programmieren von Tests oder Simulationen mit der Gleeble 3800 bietet.

Bei den meisten Programmen, die im QuikSim programmiert werden, handelt es sich um die Tabellenprogrammier-Methode, da diese einfacher und benutzerfreundlicher zu programmieren ist. Die untenstehende Abbildung 42 zeigt einen Programmauszug aus der graphischen Benutzeroberfläche und die dazugehörigen Möglichkeiten für die Einstellung der Versuchsparameter für einen Gleeble 3800-Versuch mit dem Pocket-Jaw-System.

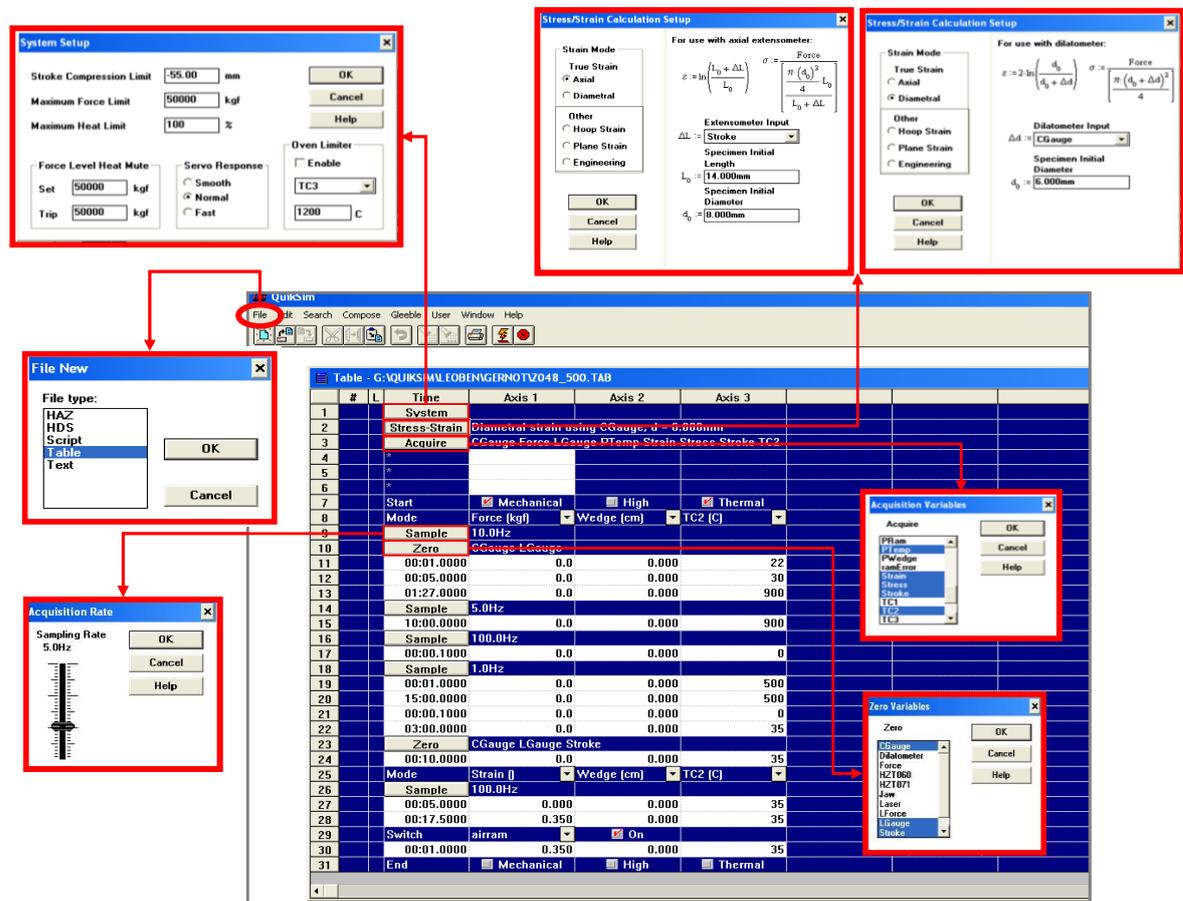


Abbildung 42: Programmauszug der Tabellenprogrammier-Methode aus QuikSim.

Der Beginn jedes QuikSim-Programm-Files ist der Befehl *File* links oben in der Menüleiste, mit dem die zu programmierbare Methode voreingestellt wird. In der vorliegenden Arbeit wurde ausschließlich mit dem Table-Programm gearbeitet, darum wird auch speziell auf diese Methode etwas näher eingegangen.

Wie der Name andeutet, besteht die Tabellen-Programmierungsumgebung aus einer Tabellenkalkulation. Das Erstellen eines vollständigen Table-Files erfolgt durch ausfüllen der Lehrstellen in der Tabelle. Das Konfigurieren der Systemparameter wird durch Dropdown-Menüs oder durch Dialogfelder, die in der Abbildung 42 rot markiert sind, durchgeführt.

Der obere Abschnitt der Tabelle enthält drei Spalten, beginnend mit *START* zum Einrichten der im Programm verwendeten Variablen, wie zum Beispiel zum Einschalten des mechanischen und thermischen Systems der Gleeble 3800.

Bei der Spalte 1 handelt es sich um die primäre mechanische Achse, diese wird verwendet um die hydraulische Einheit (Stroke) der Gleeble 3800 zu steuern. Die primäre mechanische Steuerung kann durch folgende Variablen erfolgen: Stroke, Stress, Strain.

Die zweite Spalte wird verwendet um die optionalen Hydrawedge-, Torsions-Systeme aber auch um den Hochdruckakkumulator zu steuern. Dieser wird nur im Falle von sehr hohen Kräften oder sehr hohen Dehnraten aktiviert, ansonsten werden die Zug- und Druckversuche auf der Gleeble 3800 hauptsächlich mit dem Standard-Druck gefahren.

Um die thermische Einheit, also die Heizung der Gleeble 3800 steuern zu können, wird die dritte Spalte benutzt. Diese kann durch die vier Anschlüsse für die Thermoelemente oder über einen sogenannten Power Angle programmiert und kontrolliert werden.

SYSTEM - Weiters wird ein System Setup Dialogfenster geöffnet, in welchem man die Parameter für das hydraulische System einstellt. Unter anderem werden Einstellungen für den Verfahrensweg des Strokes, die maximale Kraft mit welcher der Versuch durchgeführt wird und auch sehr rechenintensive Eingriffe in die Steuerung des PID-Reglers vorgenommen.

STRESS-STRAIN - Durch einen Klick auf das Feld öffnet sich im QuikSim ein Dialogfenster, in dem der Benutzer die Methoden der Spannungs-Dehnungs-Berechnungsmethoden auswählen kann:

- Umformgrad in axialer und diametraler Richtung,
- Tangential-Dehnung,
- zweiachsige Verformung,
- nominelle Dehnung.

Hierbei ist noch anzumerken, dass hauptsächlich der Umformgrad ϕ in axialer und diametraler ausgewählt und aufgezeichnet wird. Wichtig für die ganzen Berechnungsmethoden ist, dass die verschiedenen Messaufnehmer immer in Mittenlage der Probe angebracht sind. Die Messlängen S_0 und L_0 sollten so gewählt werden, dass die gesamte Messstrecke möglichst isotherm und ohne Gradienten erwärmt wird. Für diametrale Dehnungsmessungen stehen

der C-Strain, das Dilatometer und der Laser zur Verfügung. Bei der axialen Dehnungsmessung kann der L-Gauge, der HZT060 oder der HZT071 verwendet werden.

AQUIRE – Dieses Dialogfenster ermöglicht den Benutzer eine Auswahl der verschiedensten Programmvariablen, die während des Versuchs aufgezeichnet werden können.

SAMPLE – Hier ist der Benutzer in der Lage die Aufzeichnungsrate einzustellen. Der Bereich erstreckt sich von 0,1 Hz bis 10000 Hz.

ZERO – Jene Prozessparameter können in diesem Auswahlfenster ausgewählt werden, welche nach jedem beliebigen Zeitschritt auf Null gesetzt werden sollen.

5 Ergebnisse

5.1 Dilatometerkurven

Entsprechend der Versuchsplanung (siehe Tabelle 5 und Tabelle 6 bzw. Abbildung 30 und Abbildung 31) wurden der Umwandlungsbeginn und die Umwandlungskinetik durch Messung der Querdehnung mittels Quarzstab-LVTD (C-Strain) an der Gleeble 3800 aufgezeichnet. Diese sogenannten Dilatometerkurven zeigen bei Entstehung der einzelnen Phasen und Dehnungsänderungen, die mittels des Anlegens einer Tangente ausgewertet werden können.

In den folgenden Abbildung 43 und Abbildung 44 werden die zwei Dilatationskurven mit ihren charakteristischen Umwandlungspunkten näher erläutert. Die danach anschließend ausgewerteten Diagramme, die zum einen die Dilatation über die Zeit und zum andern die Dilatation über die Temperatur zeigen, wurden nach der Selben Methodik ausgewertet.

Abbildung 43 zeigt den Verlauf wie sich der Durchmesser der Probe während eines Dilatometerversuchs mit vorgegebenem Temperatur-Zeit-Verlauf verhält (siehe Tabelle 5).

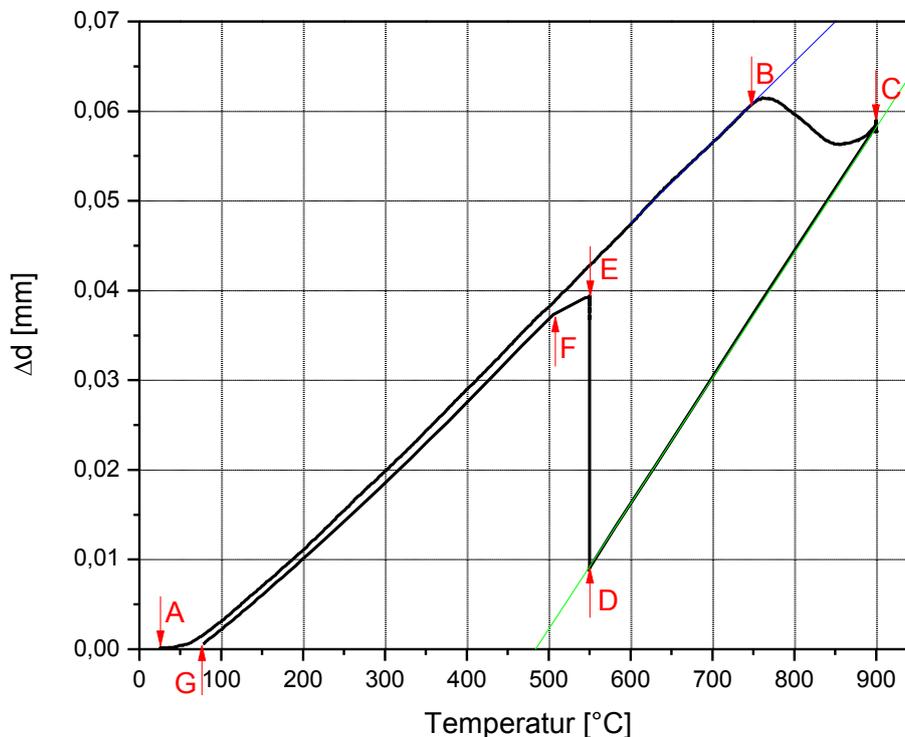


Abbildung 43: Dilatationskurve mit den charakteristischen Umwandlungspunkten, mit isothermen Halten bei 550 °C.

Im Bereich A – C wird die Probe von Raumtemperatur mit einer Aufheizrate von 10/s bis auf Austenitisierungstemperatur ($T_A=900\text{ °C}$) erhitzt. Das Ausgangsgefüge bestimmt die Steigung mit der sich der Querschnitt vergrößert, wobei die Austenitisierung bereits im Punkt B beginnt. Legt man eine Tangente an die Steigung der Dilatation, so erhält man den Punkt B an der Stelle wo die Dilatationskurve die Tangente verlässt. Das Ausgangsgefüge welches ein kubisch raumzentriertes (krz) Atomgitter besitzt, klappt zwischen den Punkten B – C in ein kubisch flächenzentriertes (kfz) Gitter um. Der Punkt C markiert die Austenitisierungstemperatur, welche bei allen Versuchen in der vorliegenden Arbeit bei 900 °C liegt. Die Austenitisierung wurde mit 10 min konstant gehalten. Sollte es in den nachfolgenden Dilatationskurven, die über der Temperatur aufgezeichnet sind im Punkt C zu einer vertikalen Durchmesseränderung kommen, dann liegt es an einem Artefakt am Quarzstab LVTD (C-Strain). Nach dem die Austenitisierung abgeschlossen ist, wird rasch auf eine vorgegebene isotherme Haltezeit abgekühlt. Der Querschnitt der Probe nimmt wieder ab und dies geschieht mit der Steigung des Austenits in den Punkten C – D. Der Punkt D ist der isotherme Haltepunkt, bei dem die Temperatur 15 min konstant gehalten wird. In dieser Zeit klappt das Atomgitter wieder von kubisch flächenzentriert (kfz) auf kubisch raumzentriert (krz) um, dies passiert in den Punkten D – E. Aufgrund des Umklappvorgangs wird der Querschnitt der Probe wieder größer und die Dilatationskurve steigt wieder vertikal an. Nach der isothermen Haltestufe wird im Bereich E – G die Probe mit freier Abkühlung wieder auf annähernd Raumtemperatur gekühlt. Ist die Haltedauer zu kurz gewählt, sodass sich nicht der gesamte Austenit in das gewünschte Gefüge umwandelt, entsteht der Bereich E – F, welcher das Vorhandensein einer zweiten Phase beschreibt. Die Dilatationskurve sinkt mit der Steigung der eingestellten Phasen.

Die Darstellung der Querschnittsänderung über der Temperatur, wie in Abbildung 43 ersichtlich, lässt zwar die Umwandlungstemperaturen der einzelnen Phasen erkennen. Die Kinetik, also der zeitliche Ablauf der Umwandlung wird mit dieser Darstellung jedoch nicht gezeigt. Um diese wichtige Information zu erhalten wird die Dilatation über die Zeit aufgetragen (siehe Abbildung 44). Hierbei ist zu erkennen, dass der Querschnitt bis zur Austenitisierung zunimmt und anschließend konstant bleibt. Dieser Verlauf bestätigt, dass es in Abbildung 43: Dilatationskurve mit den charakteristischen Umwandlungspunkten, im Punkt C es zu keiner weiteren Durchmesseränderung kommt und es sich um ein Artefakt des C-Strains handelt. Bis zum Punkt A dauert die Austenitisierung, anschließend wird abgekühlt und es wird deutlich, dass sich die Querschnittsänderung der Probe bis zum Punkt B abnimmt. Je nachdem welche Temperatur die isotherme Haltestufe aufweist kann mit den ausgewählten Dilatometerproben an der Gleeble 3800 so schnell abgekühlt werden, dass es noch einige Sekunden dauert bis die Phasenumwandlung beginnt. Ist der Haltepunkt bei 450 °C oder 400 °C kann man an den nachfolgenden Abbildungen (52, 55, 58, 61, 64, 67, 69, 71) erkennen, dass die

Punkte B und C zusammenfallen. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Abkühlung eventuell zu langsam von statten ging und die Phasenumwandlung sofort beginnt. Der Bereich C – D zeigt die Querschnittszunahme, welche die Probe bei der Phasenumwandlung erfährt. Legt man wiederum eine Tangente an die isotherme Haltestufe, erkennt man den Punkt, an dem die Umwandlung zu Ende ist.

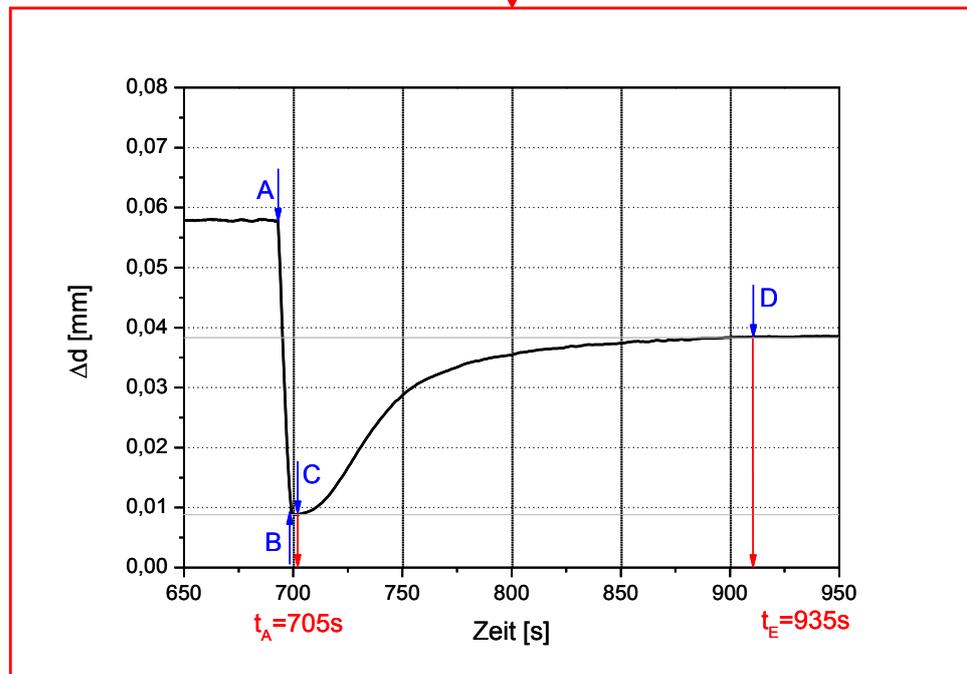
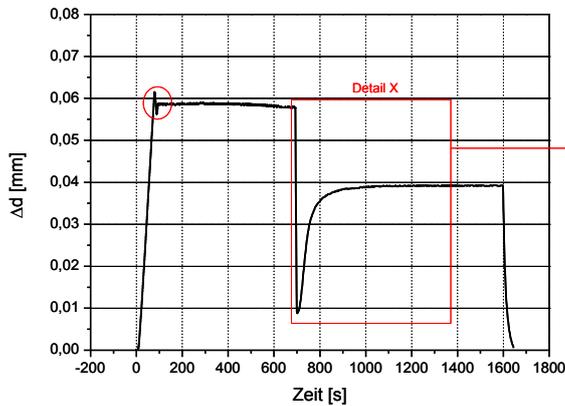


Abbildung 44: Durchmesseränderung die isothermen Halten als Funktion der Haltezeit. Umwandlungsbeginn bei Punkt C, Umwandlungsende bei Punkt D.

5.1.1 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 550 °C

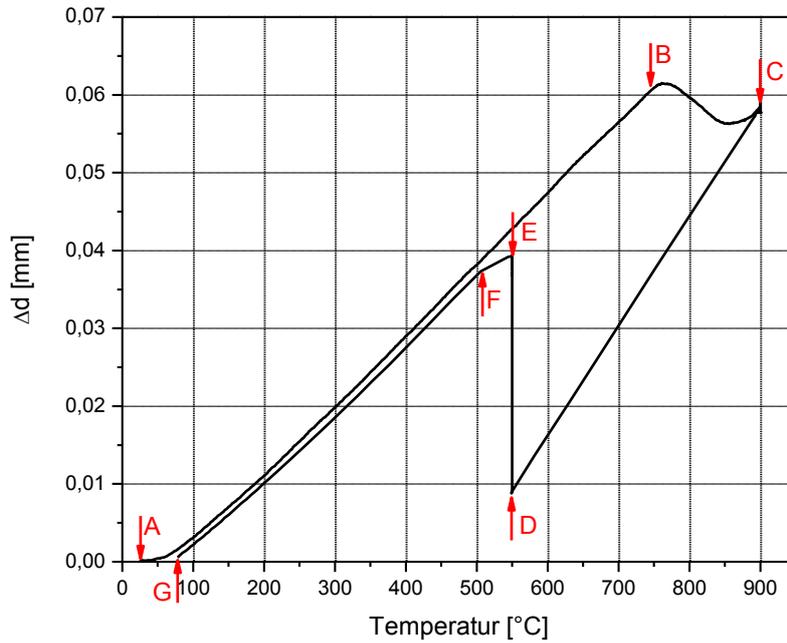


Abbildung 45: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

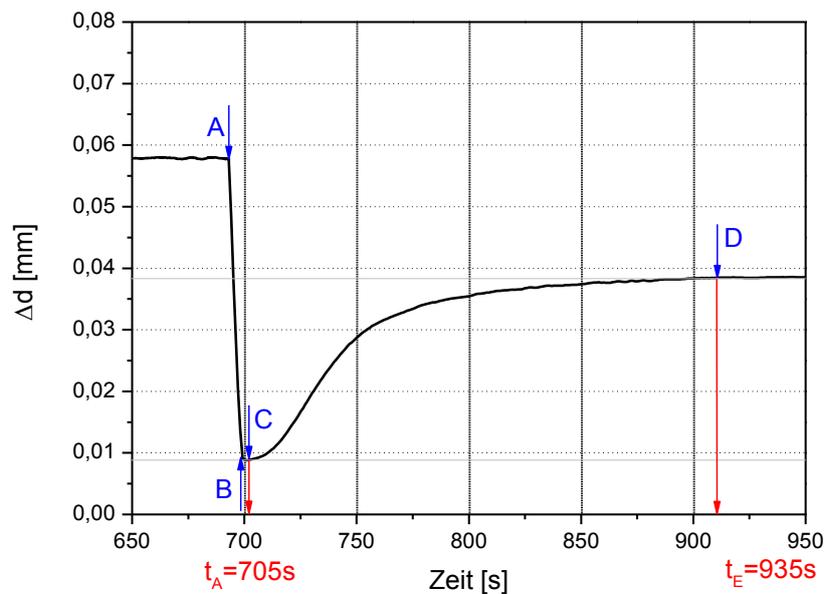


Abbildung 46: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=230$ s.

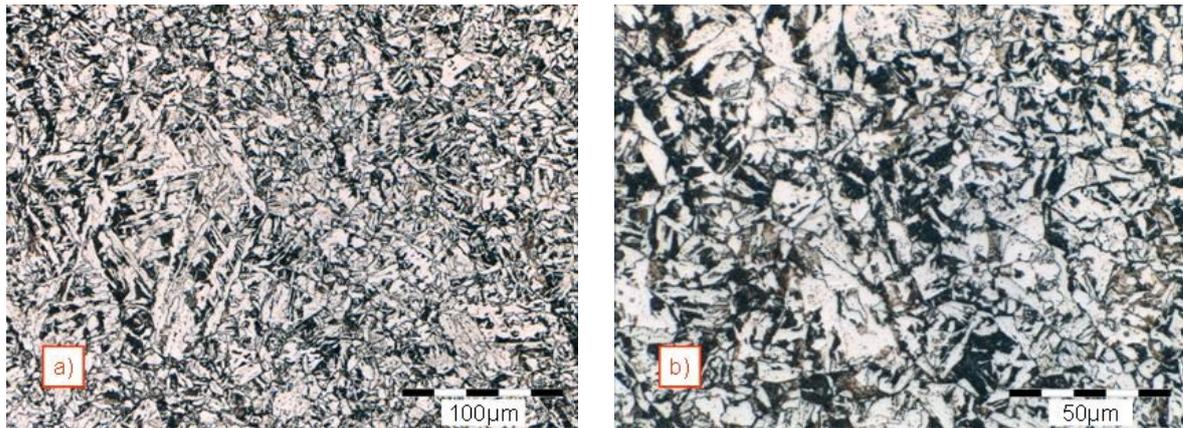


Abbildung 47: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + oberer Bainit).

5.1.2 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 500 °C

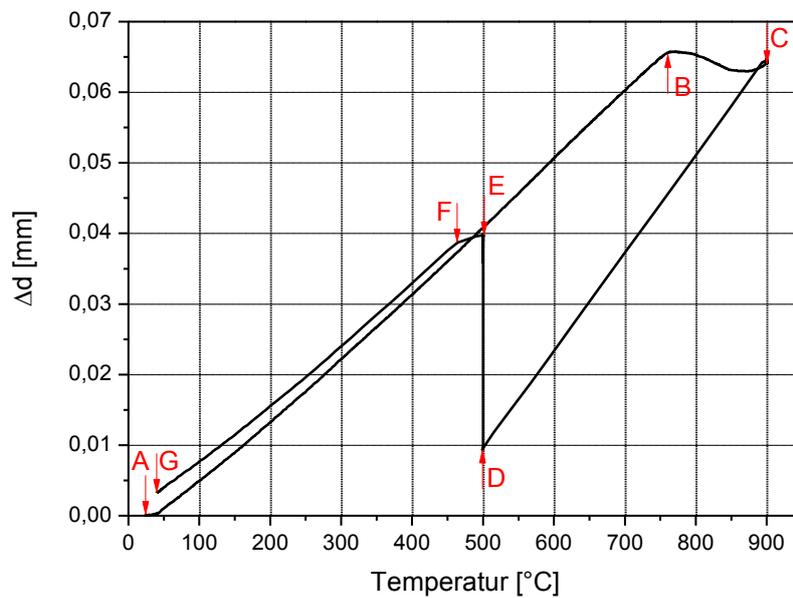


Abbildung 48: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

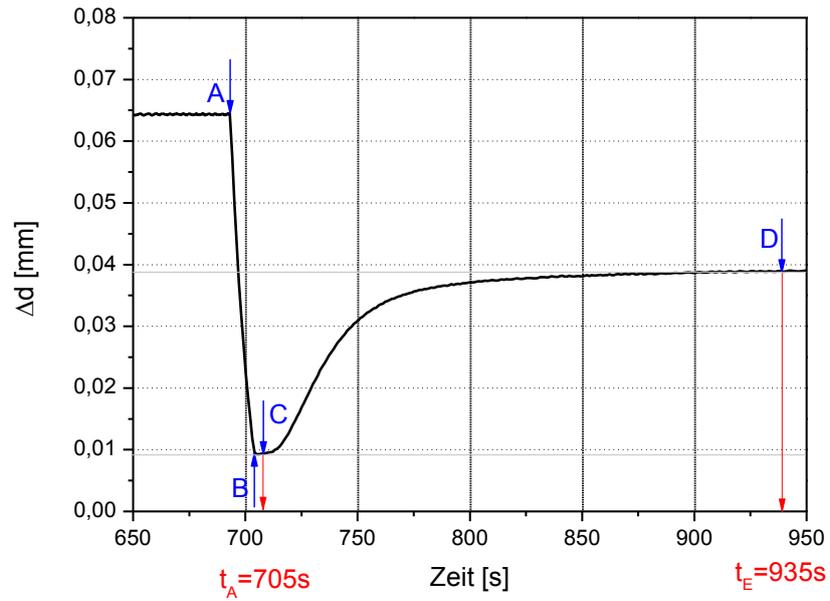


Abbildung 49: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f = 230$ s.

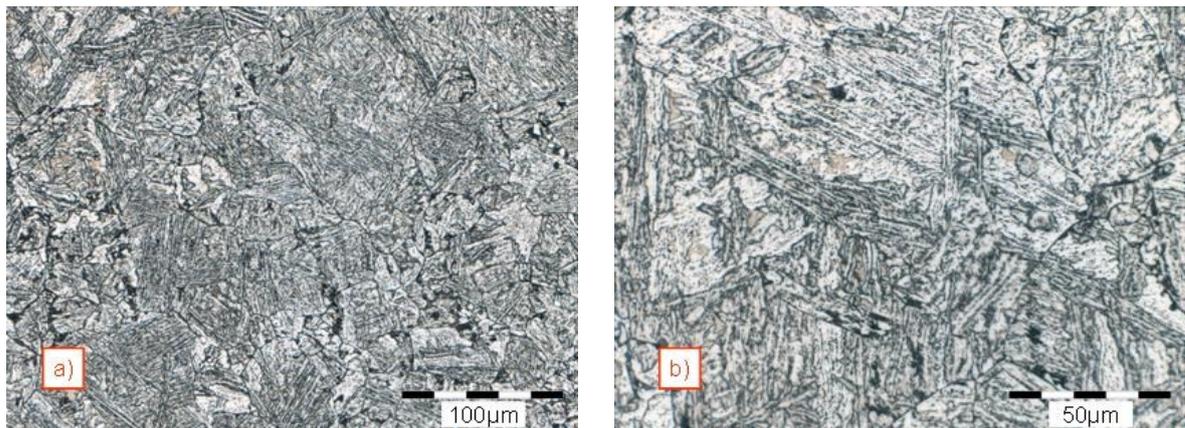


Abbildung 50: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (oberer Bainit).

5.1.3 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 450 °C

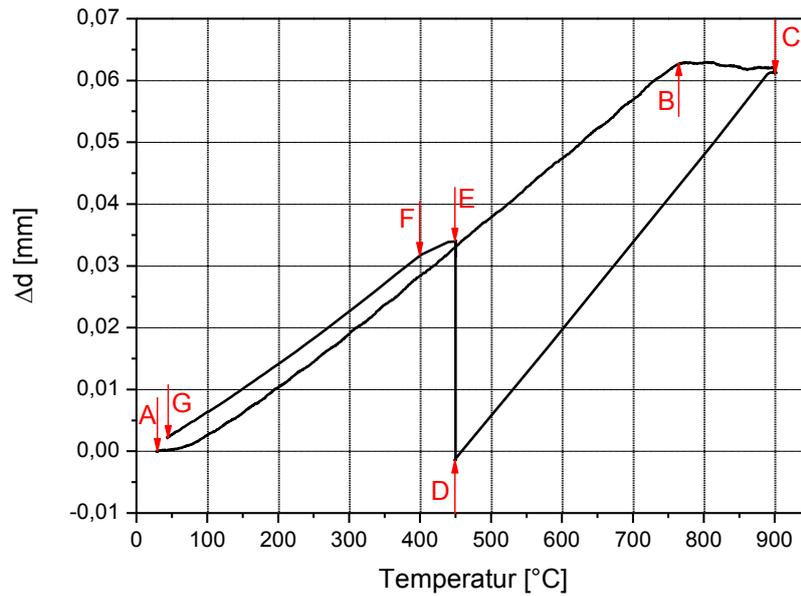


Abbildung 51: Dilatometerkurve bei 450 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

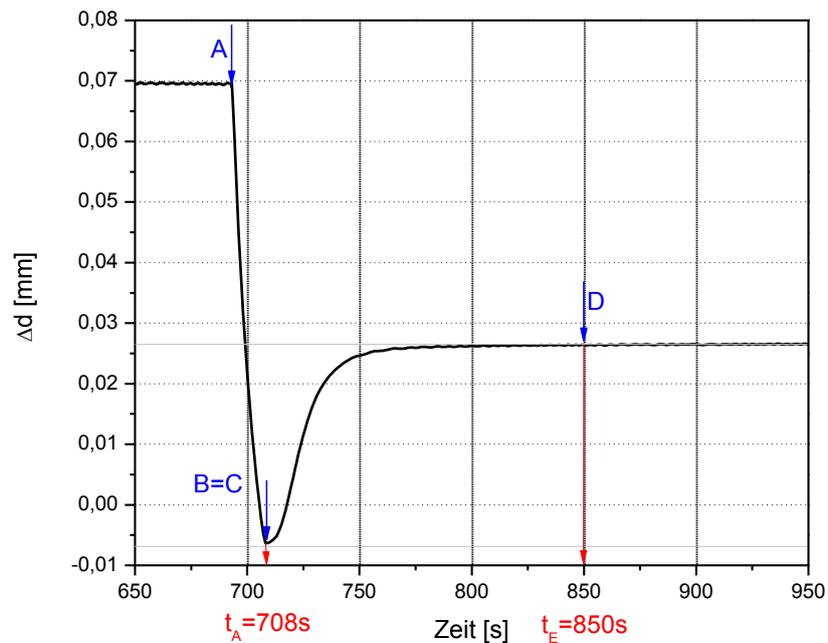


Abbildung 52: Dilatation über der Zeit bei 450 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f = 142$ s.

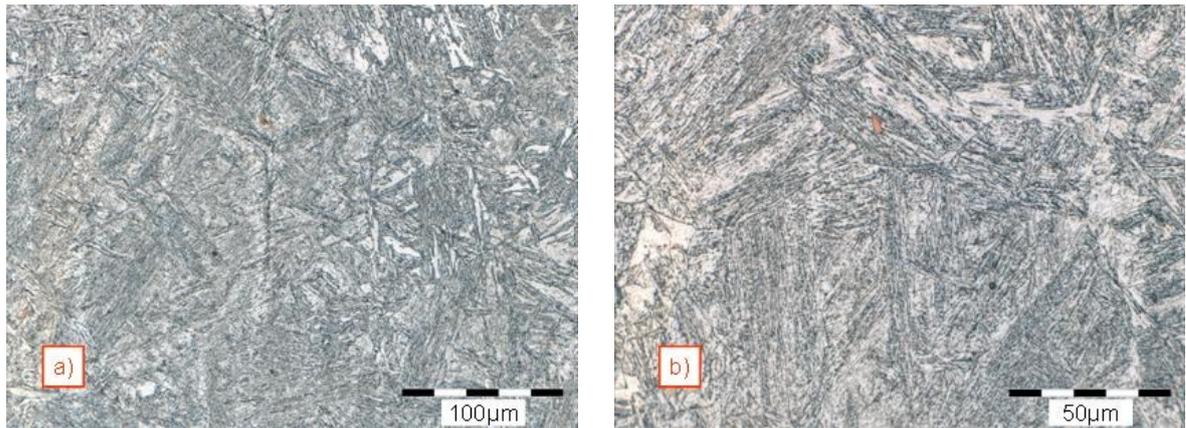


Abbildung 53: a) Gefügeausbildung bei 450 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (unterer Bainit).

5.1.4 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 400 °C

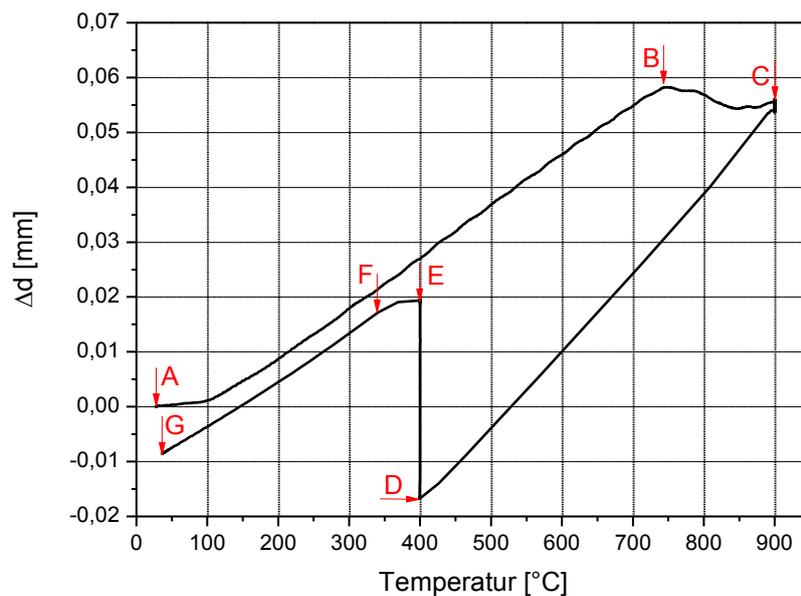


Abbildung 54: Dilatometerkurve bei 400 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

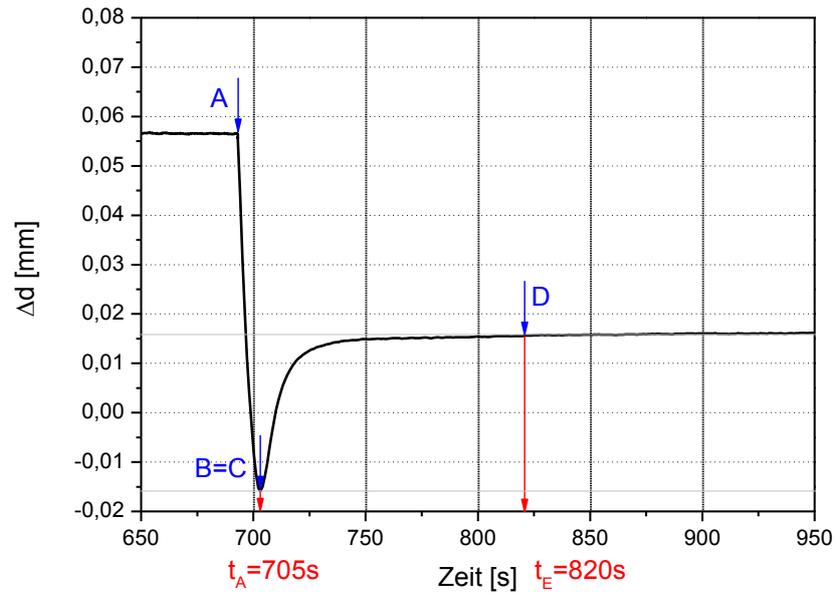


Abbildung 55: Dilatation über der Zeit bei 400 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=115$ s.

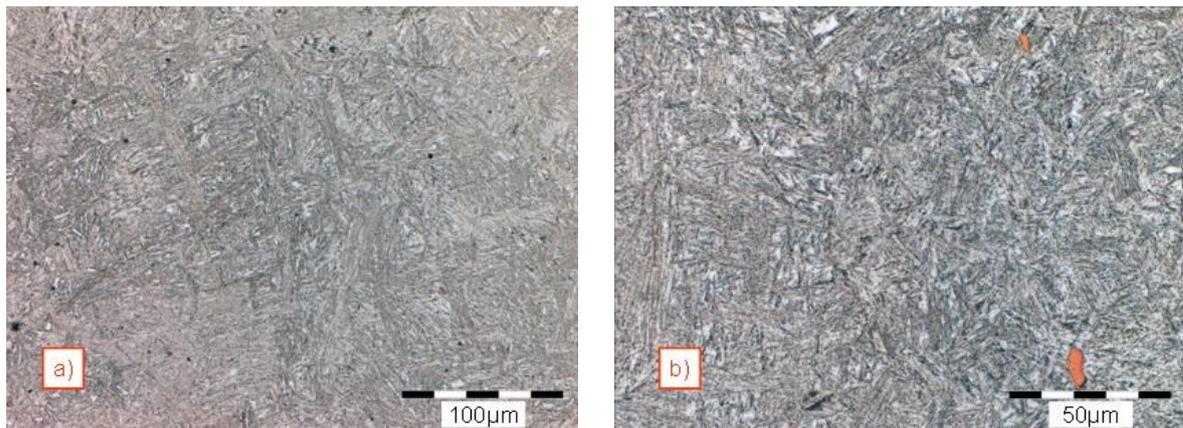


Abbildung 56: a) Gefügeausbildung bei 400 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (unterer Bainit, feinste Struktur).

5.1.5 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 550 °C

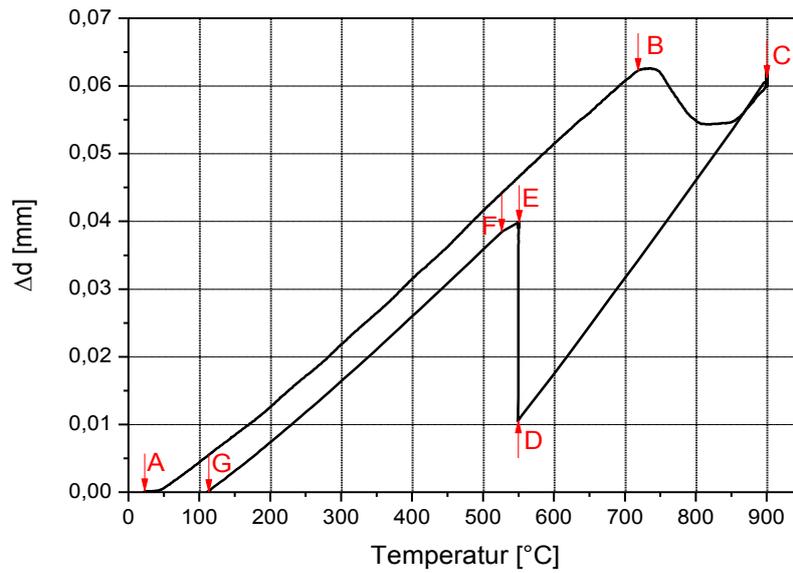


Abbildung 57: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

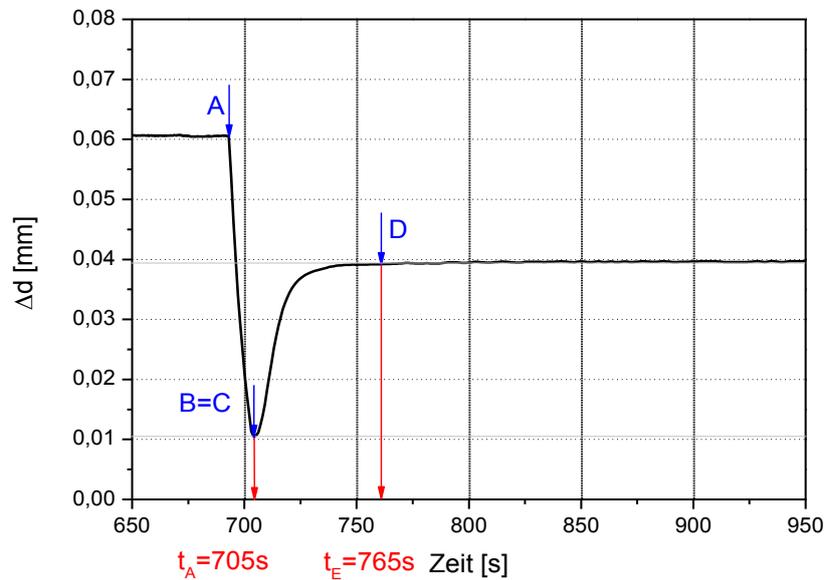


Abbildung 58: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_r=60$ s.

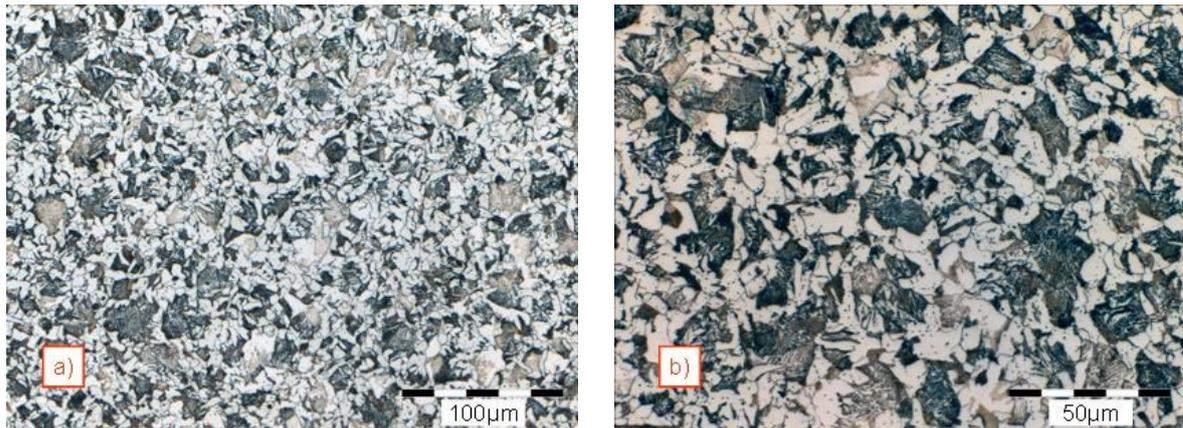


Abbildung 59: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).

5.1.6 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 500 °C

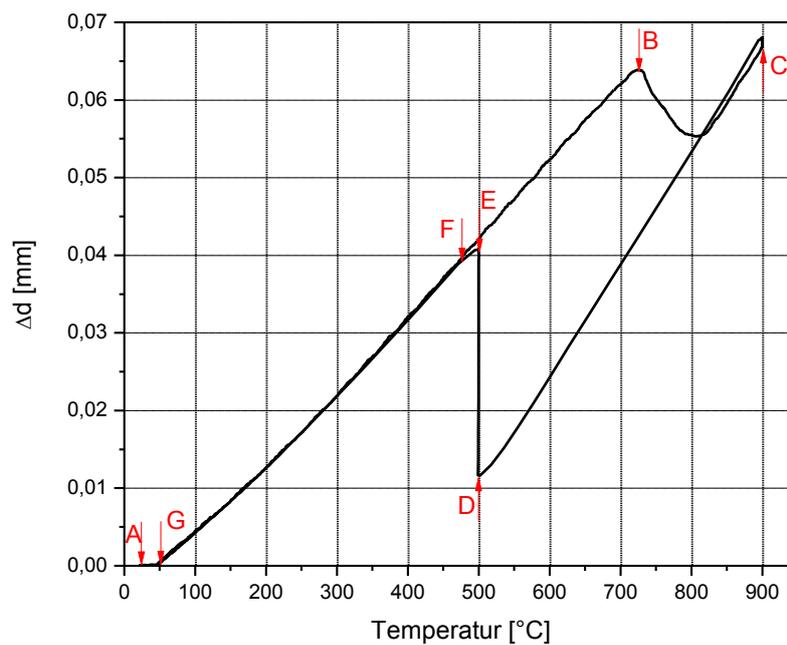


Abbildung 60: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

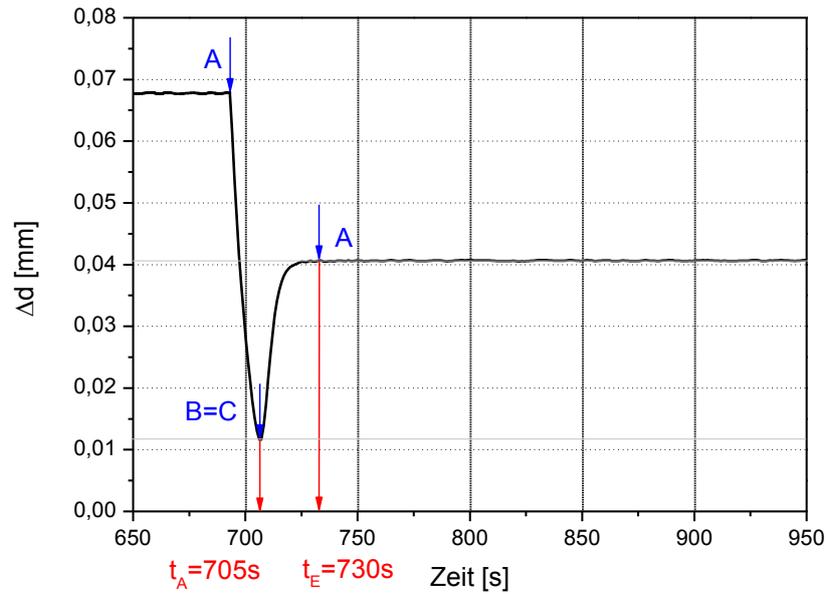


Abbildung 61: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=25$ s.

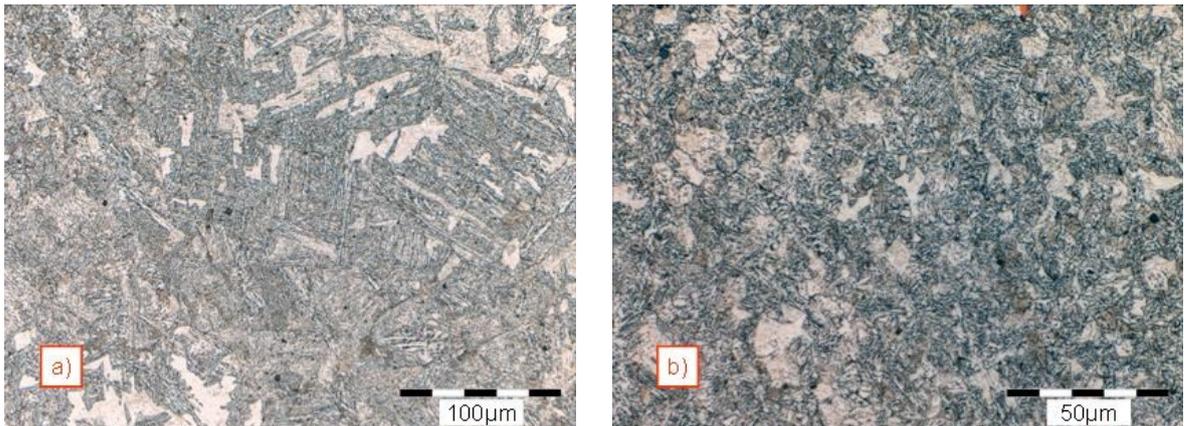


Abbildung 62: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).

5.1.7 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 450 °C

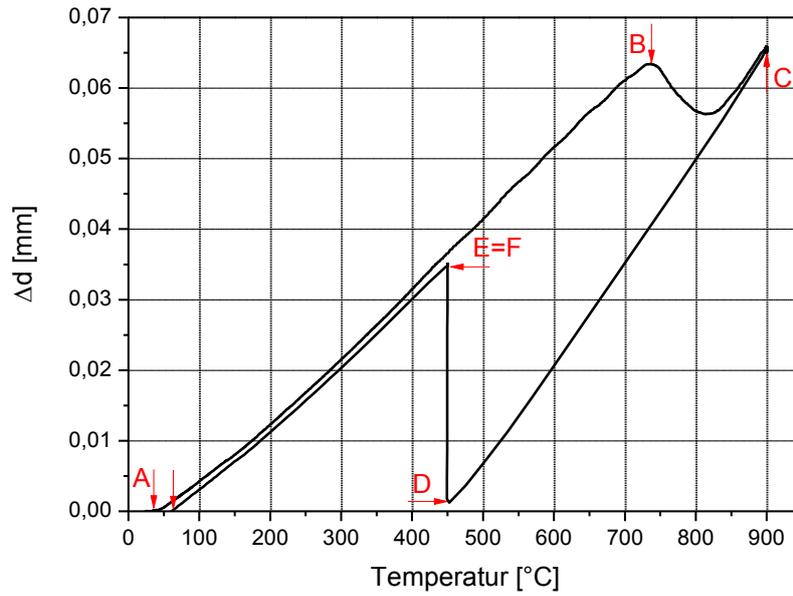


Abbildung 63: Dilatometerkurve bei 450 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

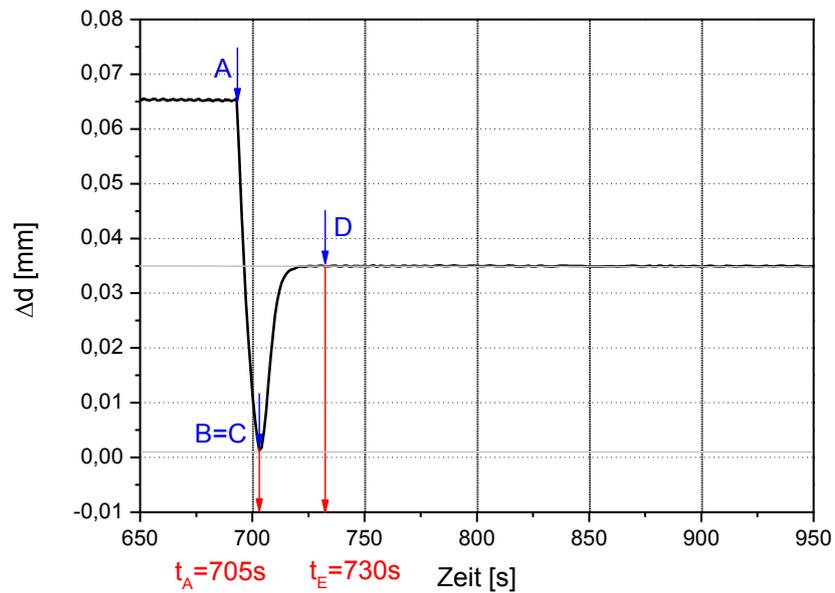


Abbildung 64: Dilatation über der Zeit bei 450 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f = 25s$.

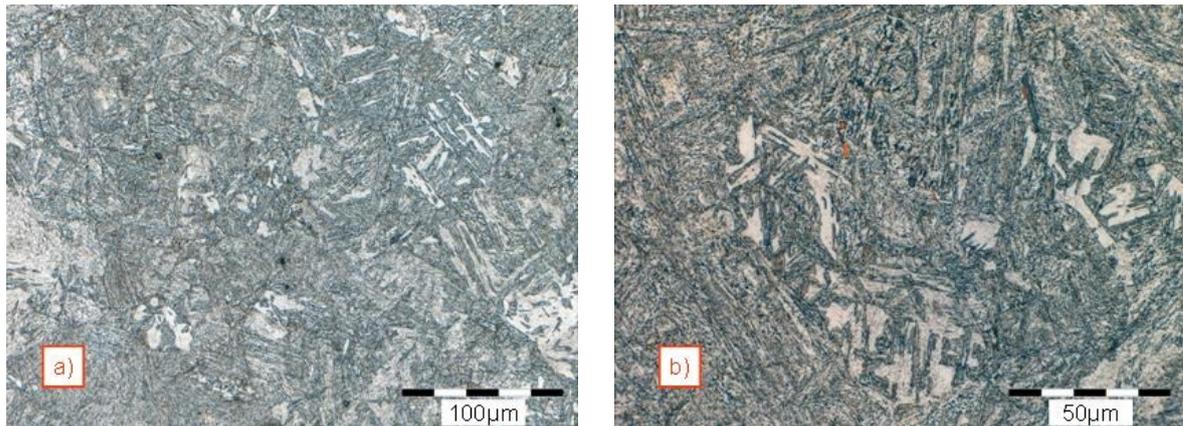


Abbildung 65: a) Gefügeausbildung bei 450 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + oberer Bainit).

5.1.8 Dilatationsversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 400 °C

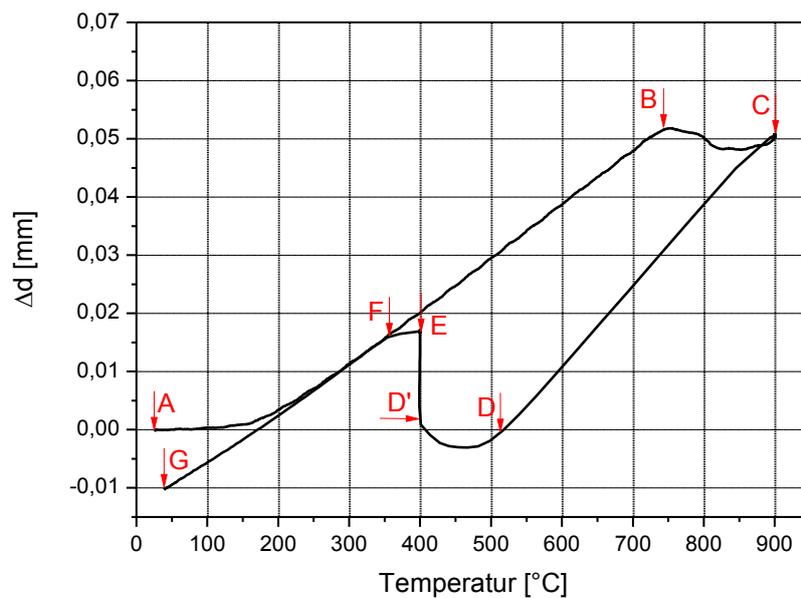


Abbildung 66: Dilatometerkurve bei 400 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

Bemerkung: Umwandlungsbeginn bereits vor Erreichen der Haltetemperatur.

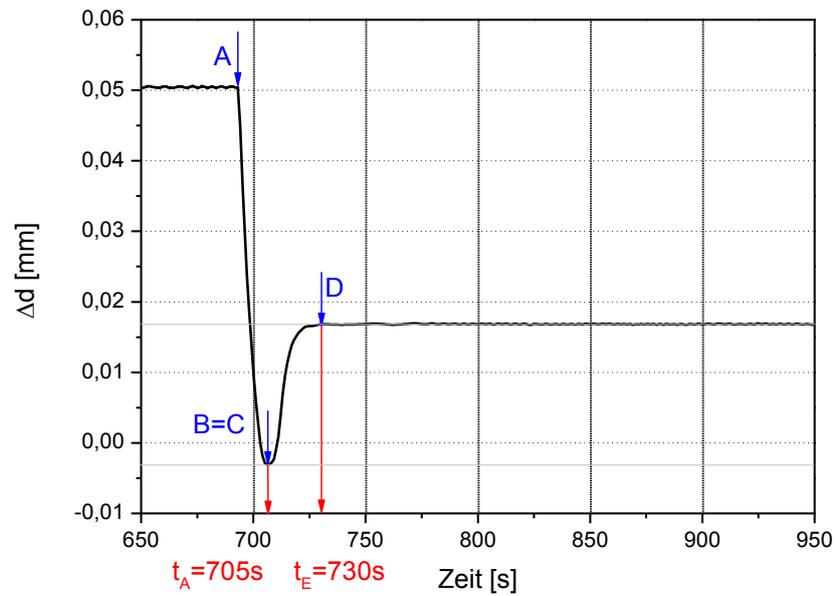


Abbildung 67: Dilatation über der Zeit bei 400 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=25$ s.

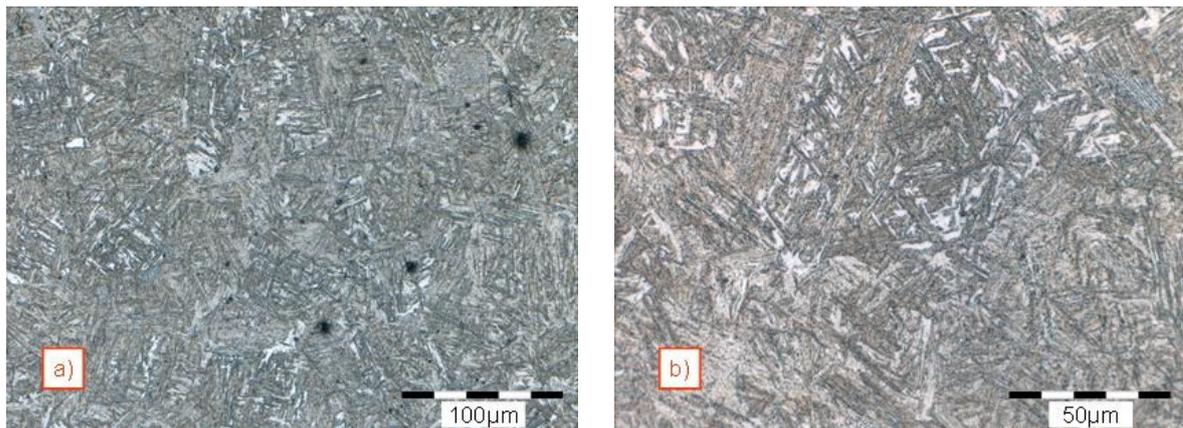


Abbildung 68: a) Gefügeausbildung bei 400 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Bainit).

Dilatationsversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 550 °C

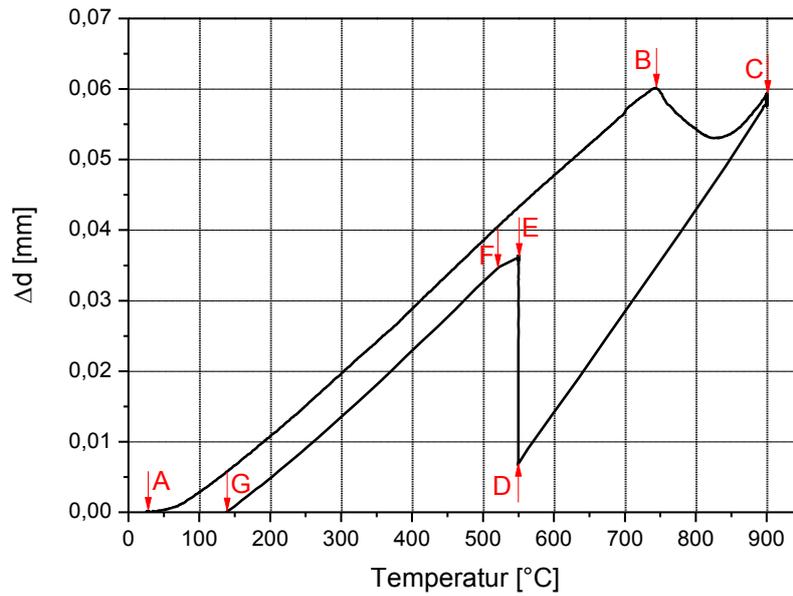


Abbildung 69: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

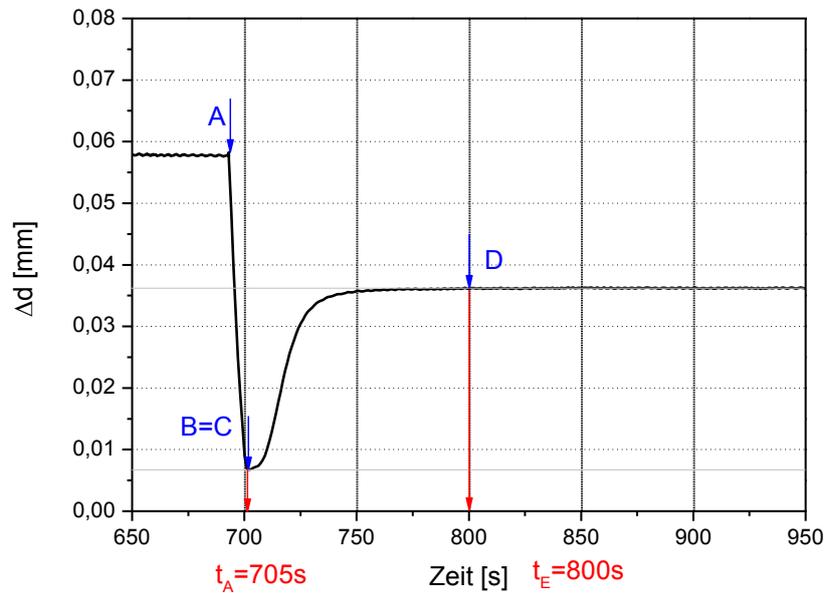


Abbildung 70: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,12 % Si und $t_f = 95 s$.

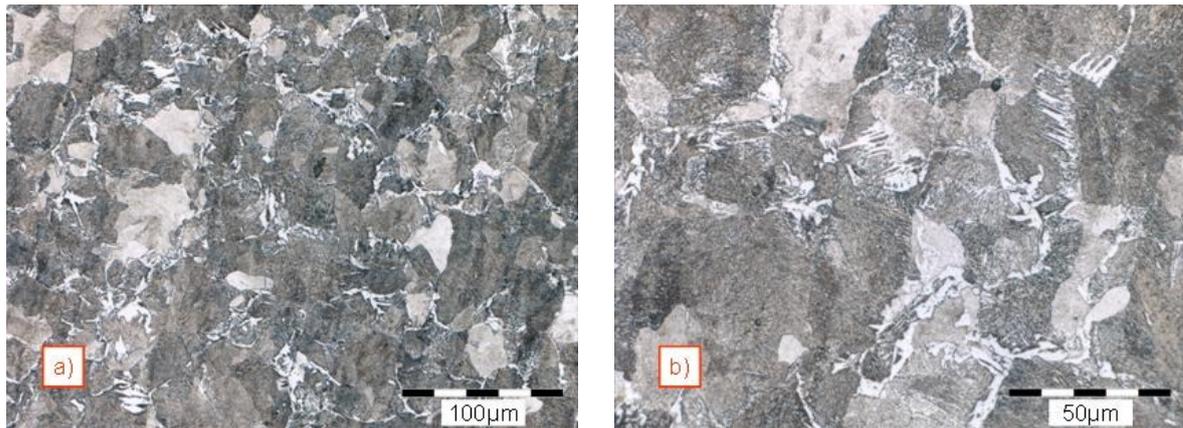


Abbildung 71: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).

5.1.9 Dilatationsversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 500 °C

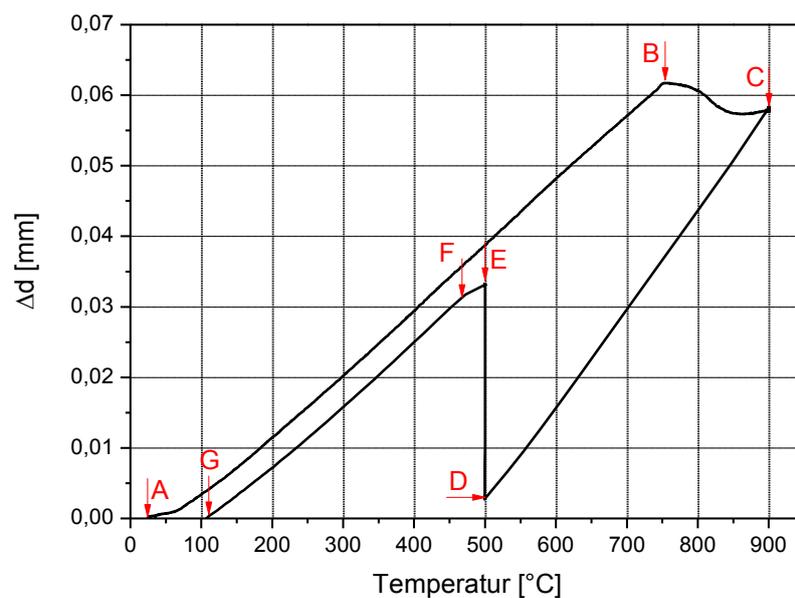


Abbildung 72: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.

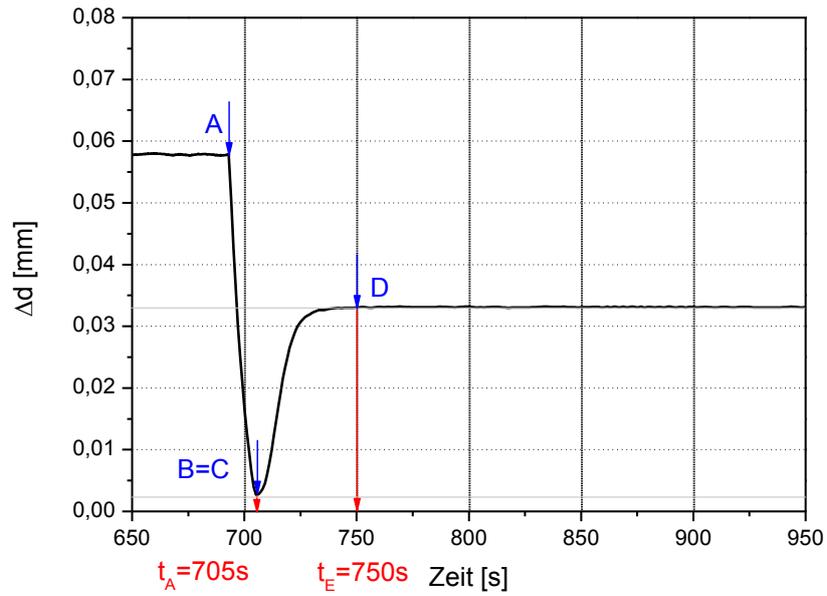


Abbildung 73: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,12 % Si und $t_f = 45$ s.

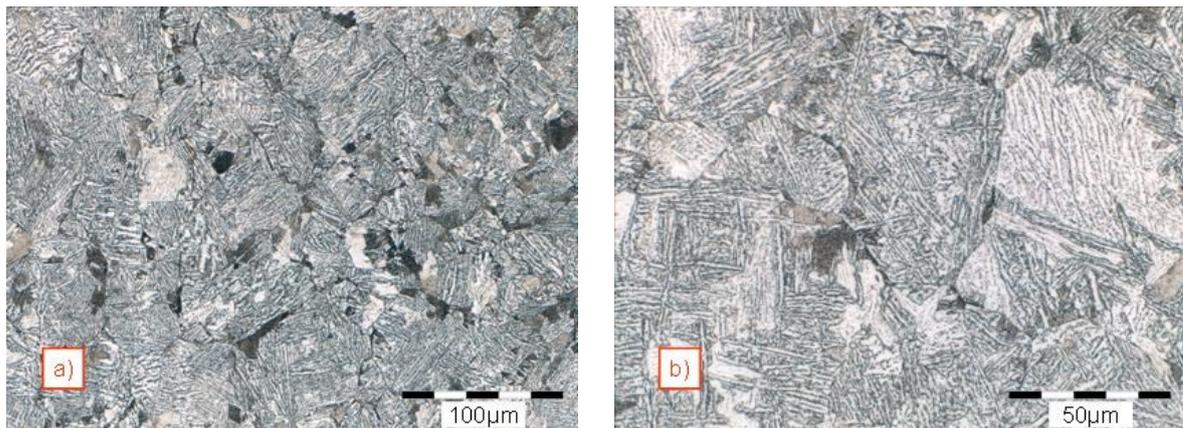


Abbildung 74: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (oberer Bainit, sehr grobe Struktur).

5.2 Zugversuche

Mit der Probengeometrie (siehe Abbildung 39) wurden in der Gleeble 3800 Zugversuche nach vorgegebenen Temperatur-Zeit-Verläufen, bei unterschiedlichen Umwandlungstemperaturen und einer Dehnrates von $2 \times 10^{-2} \frac{1}{s}$ durchgeführt. Die einzelnen Diagramme und Ergebnisse werden in den nachstehenden Tabellen dargestellt.

5.2.1 Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 550 °C isotherm gehalten

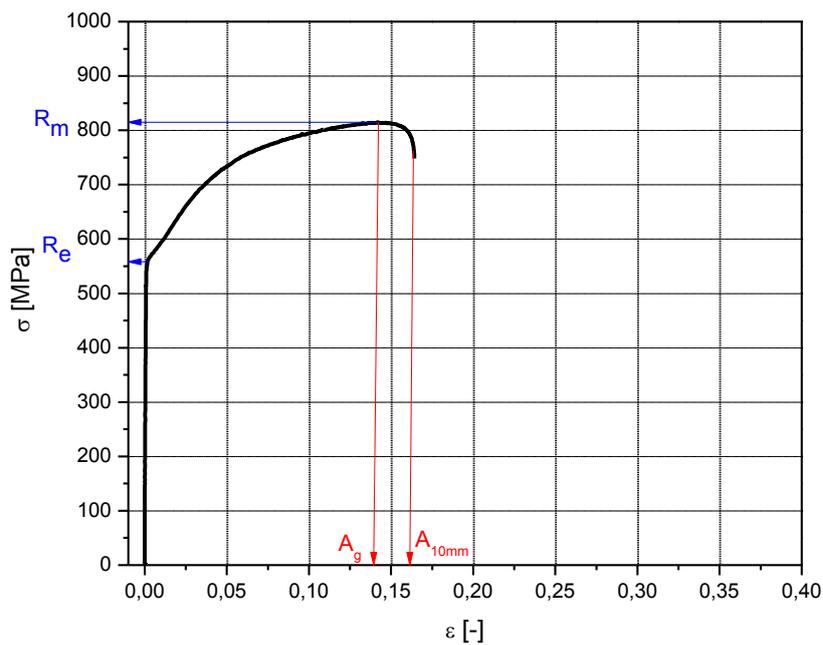


Abbildung 75: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.

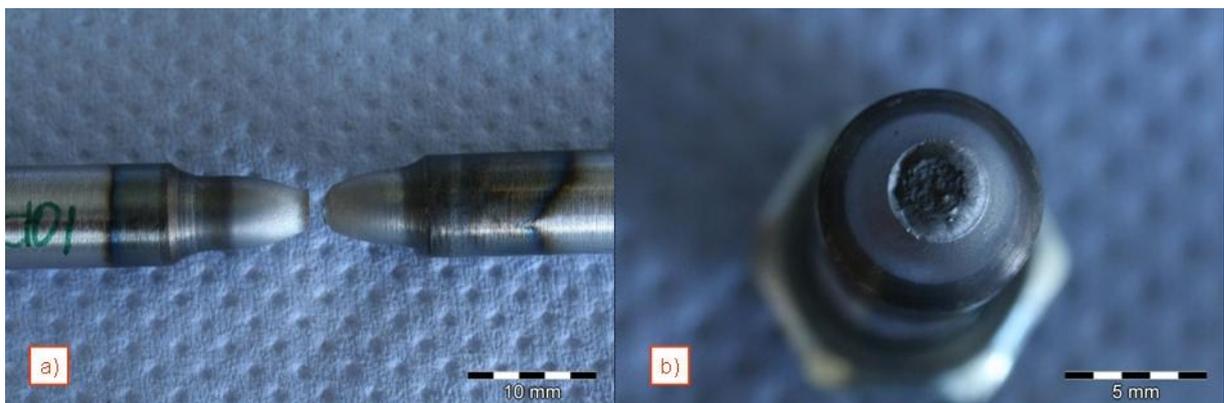


Abbildung 76: a) Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=71,55\%$ beträgt.

5.2.2 Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 500 °C isotherm gehalten

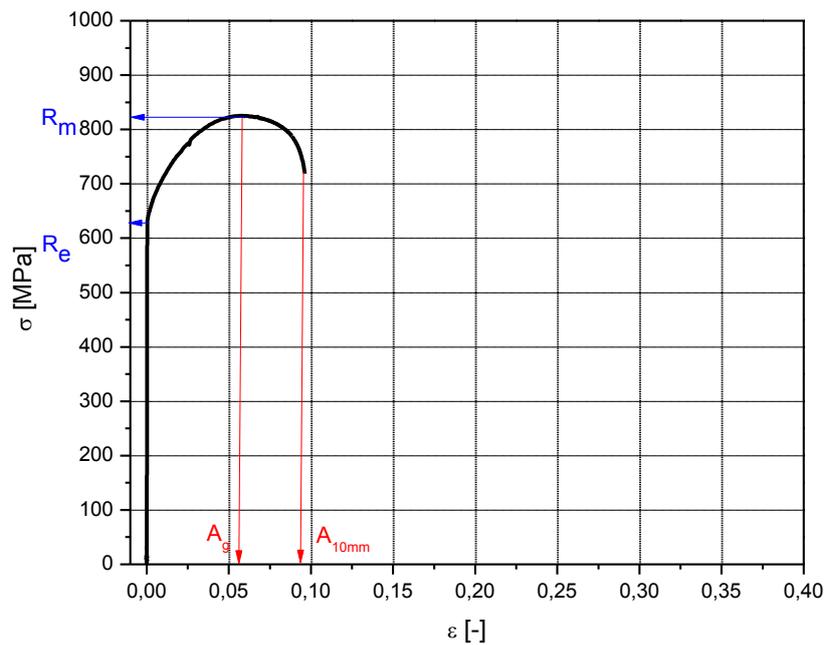


Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.

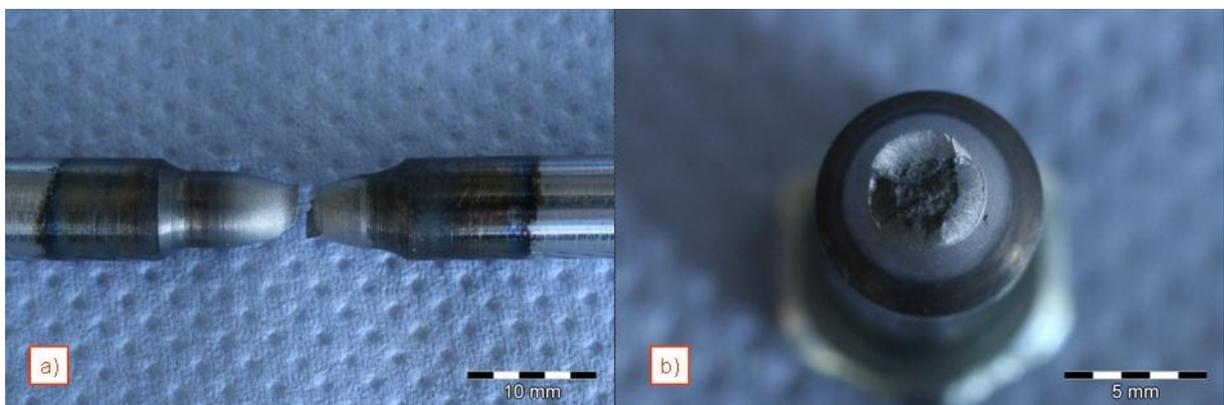


Abbildung 78: a) Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=59,88\%$ beträgt.

5.2.3 Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 450 °C isotherm gehalten

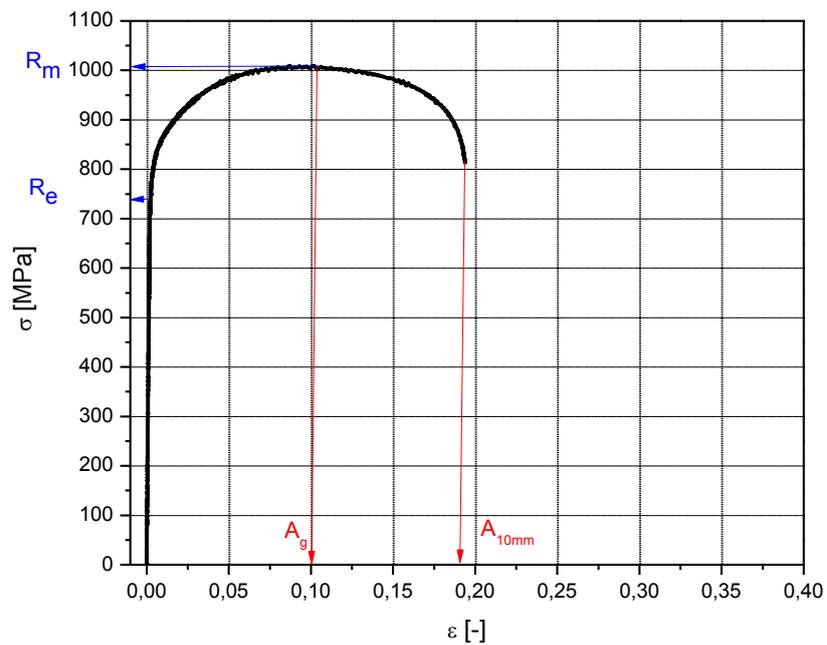


Abbildung 79: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 450 °C.

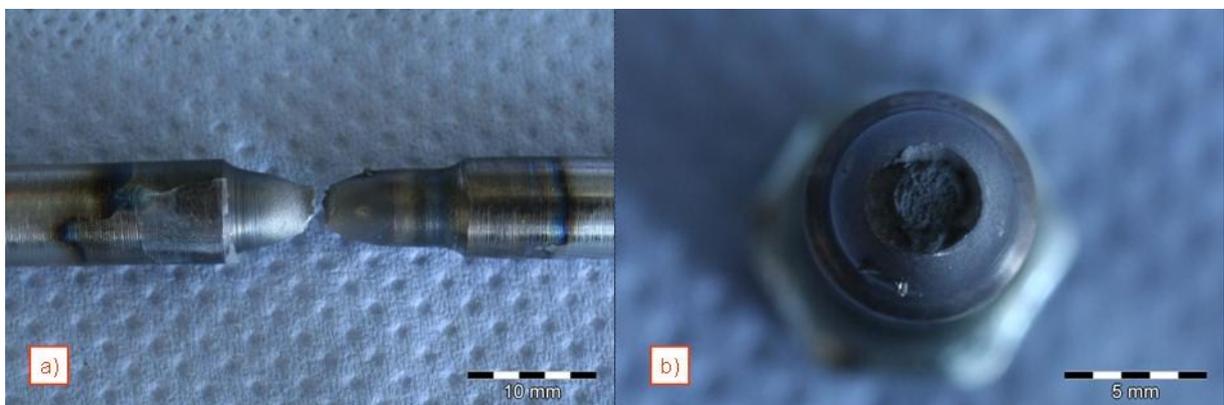


Abbildung 80: a) Außerhalb der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=51,66\%$ beträgt.

5.2.4 Zugversuch 22MnB5 mit 0,48 % Si bei 400 °C isotherm gehalten

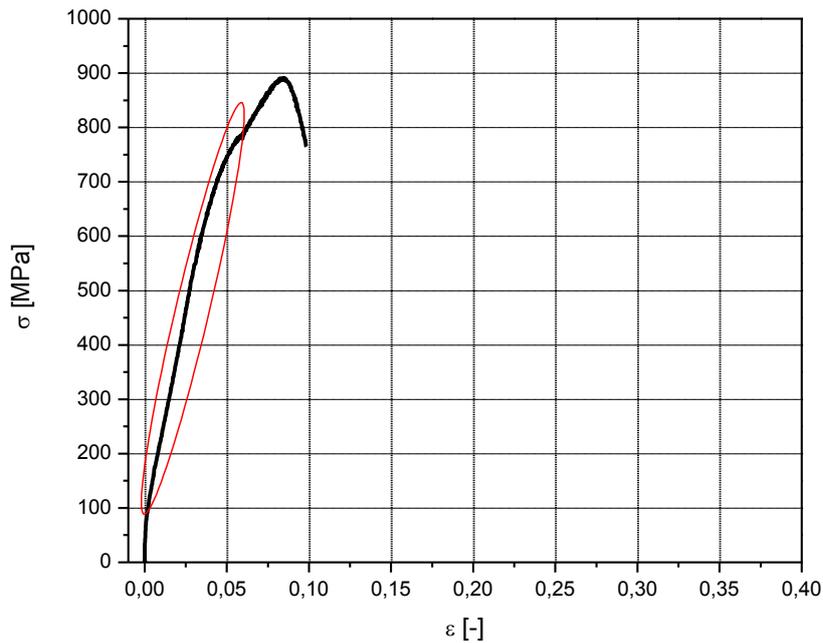


Abbildung 81: Spannungsdehnungsdiagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 400 °C.

Bemerkung: Da sich der simulierte Gefügebereich während der Wärmebehandlung in der Gleebe 3800 nicht mittig erstreckt hat, reißt die Zugprobe in Kerbradius, wo das Gefüge weich gegläht wurde. Darum ist eine Auswertung des Spannungs-Dehnungs-Diagramms hinfällig.

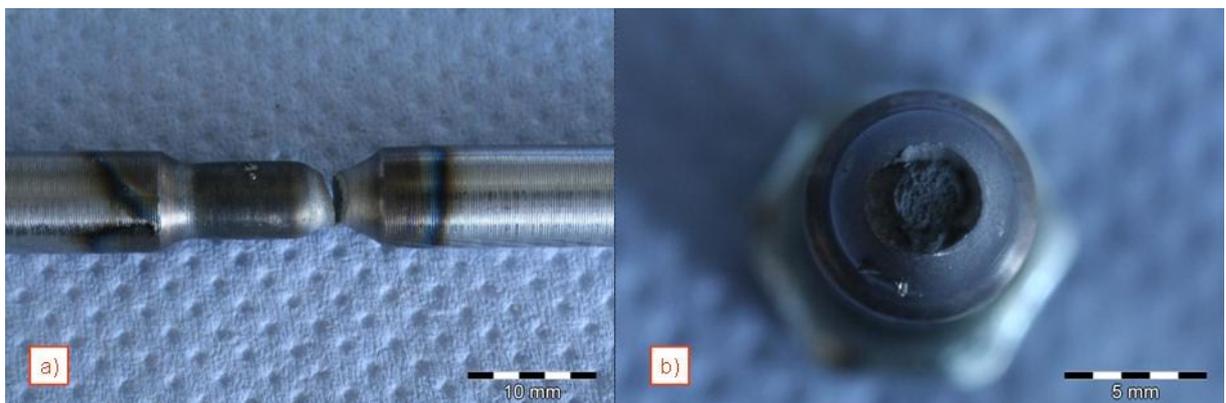


Abbildung 82: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=59,78\%$ beträgt.

5.2.5 Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 550 °C isotherm gehalten

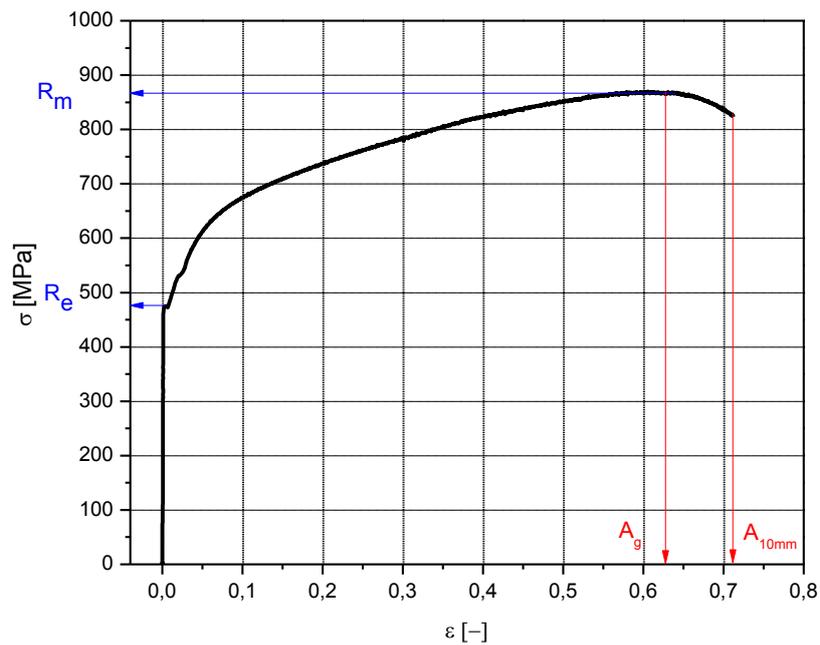


Abbildung 83: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.

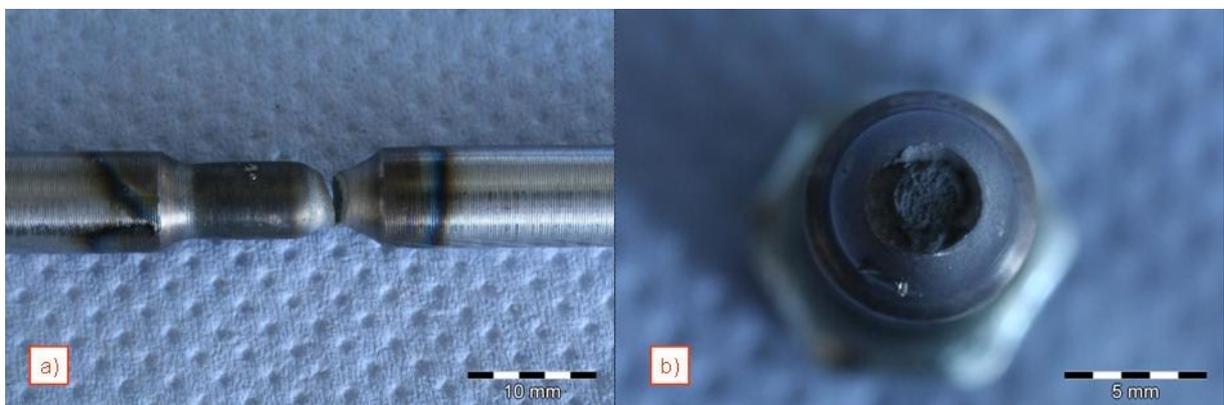


Abbildung 84: Außerhalb der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Bruchdehnung $Z=71,55$ % beträgt.

5.2.6 Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 500 °C isotherm gehalten

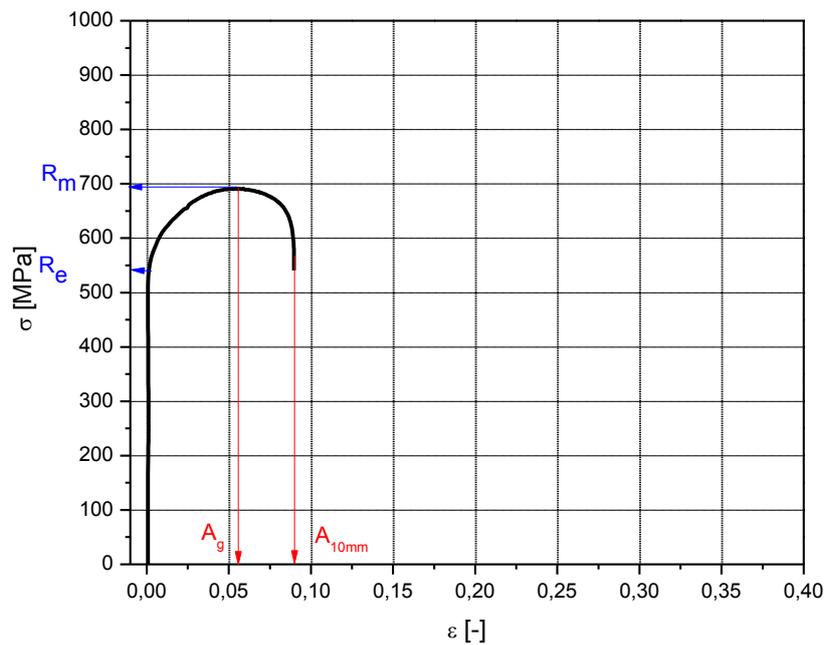


Abbildung 85: Spannungsdehnungsdiagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.

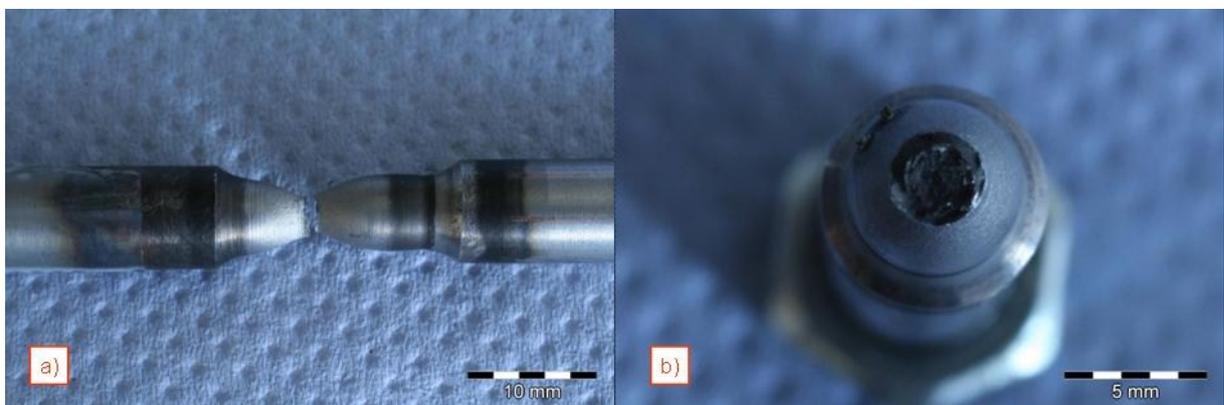


Abbildung 86: Links der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=58,78\%$ beträgt.

5.2.7 Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 450 °C isotherm gehalten

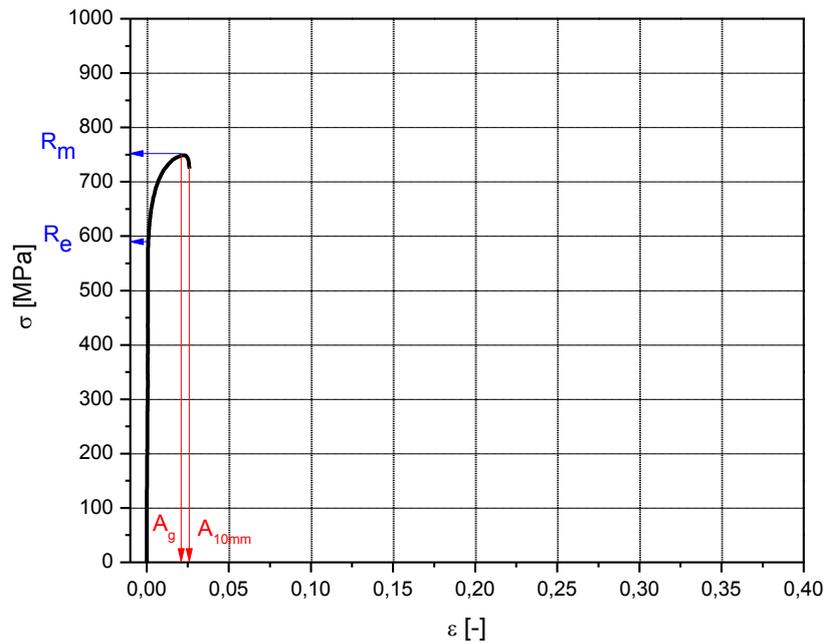


Abbildung 87: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 450 °C.

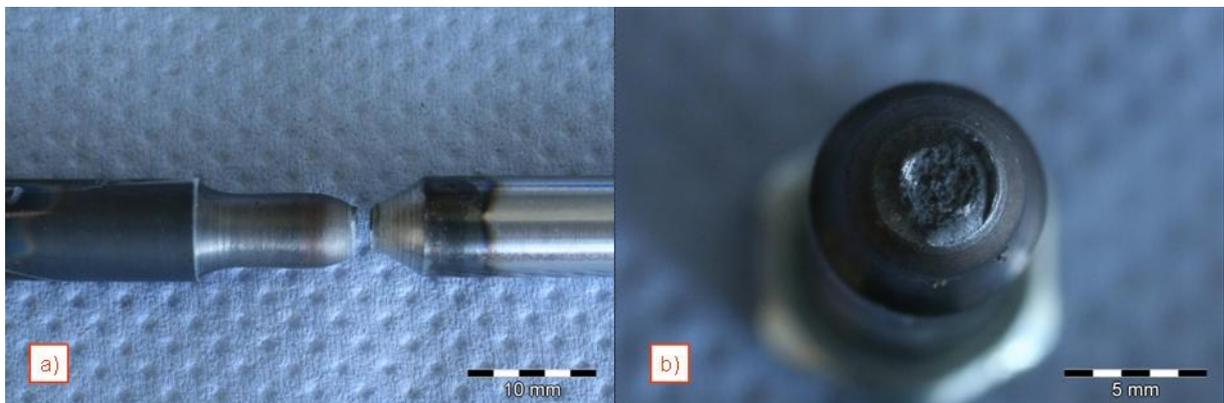


Abbildung 88: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der Brucheinschnürung $Z=48,33$ % beträgt.

5.2.8 Zugversuch 22MnB5 mit 0,04 % Si bei 400 °C isotherm gehalten

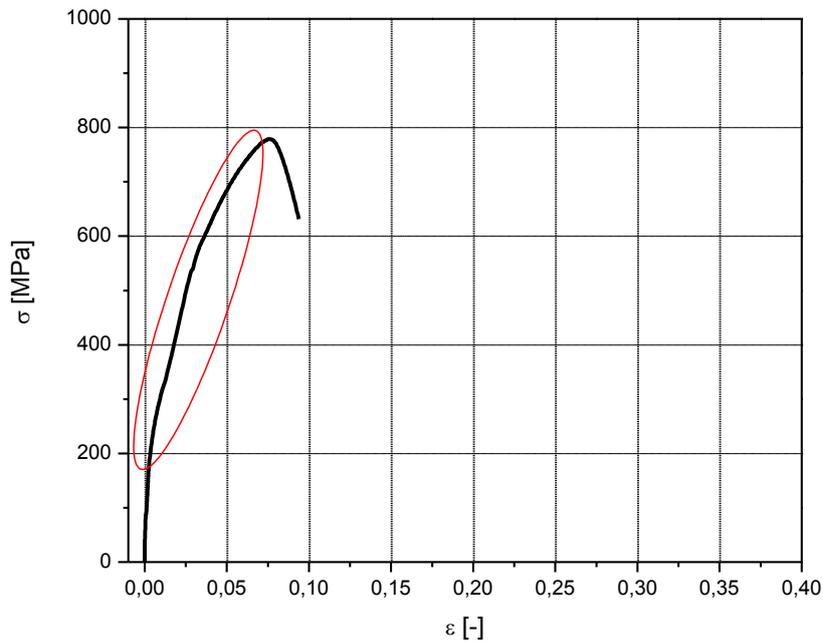


Abbildung 89: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 400 °C.

Bemerkung: Da sich der simulierte Gefügebereich während der Wärmebehandlung in der Gleebe nicht mittig erstreckt hat, reißt die Zugprobe in Kerbradius, wo das Gefüge weich geglüht wurde. Darum ist eine Auswertung des Spannungs-Dehnungs-Diagramms hinfällig.

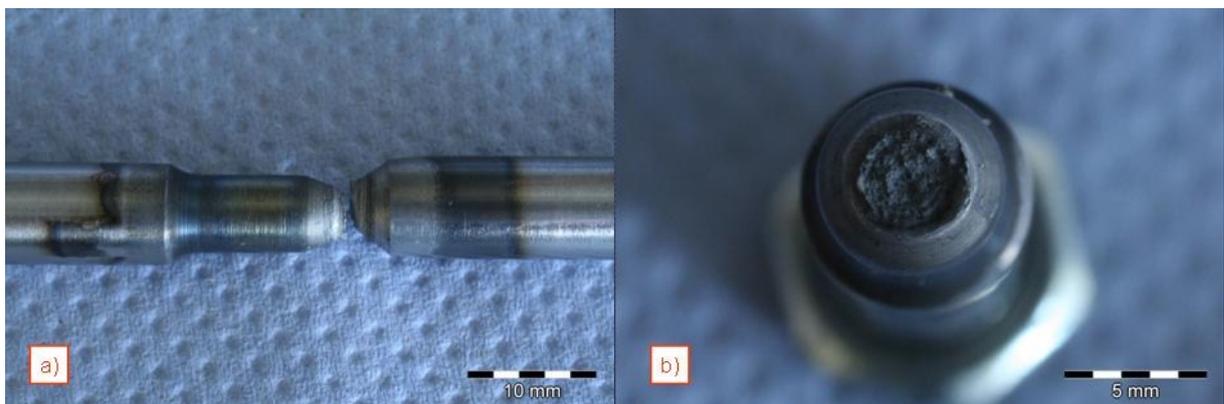


Abbildung 90: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 400 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=63,33\%$ beträgt.

5.2.9 Zugversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 550 °C isotherm gehalten

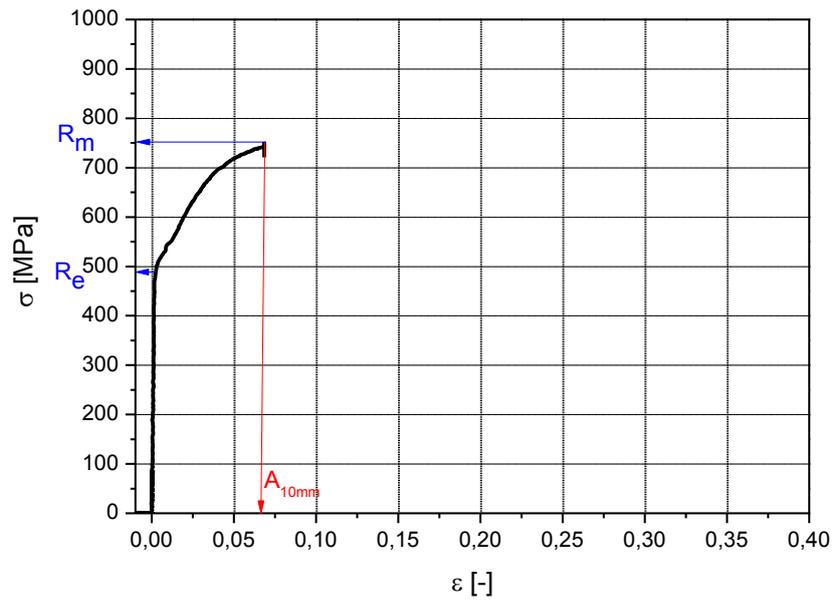


Abbildung 91: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.

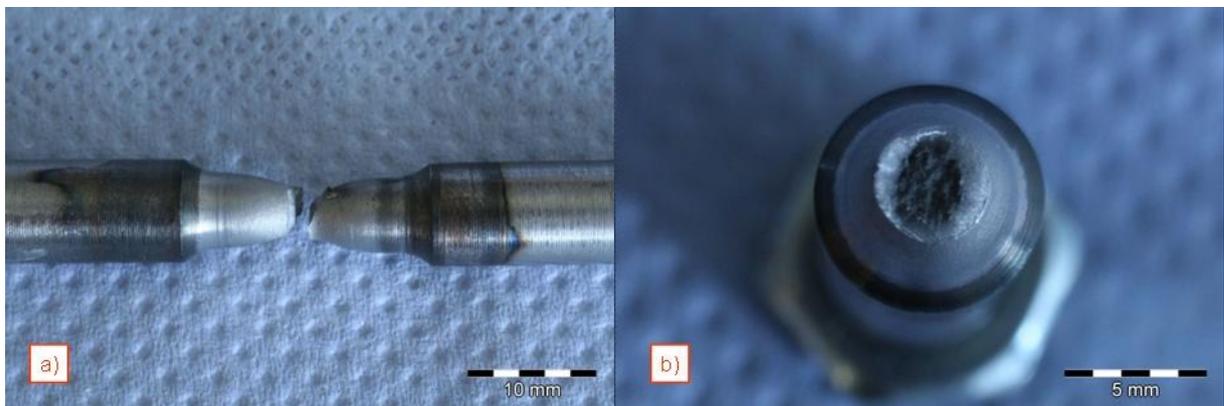


Abbildung 92: in der Mitte eingeschnürte Zugprobe 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=68,88$ % beträgt.

5.2.10 Zugversuch 28MnB5 mit 0,12 % Si bei 500 °C isotherm gehalten

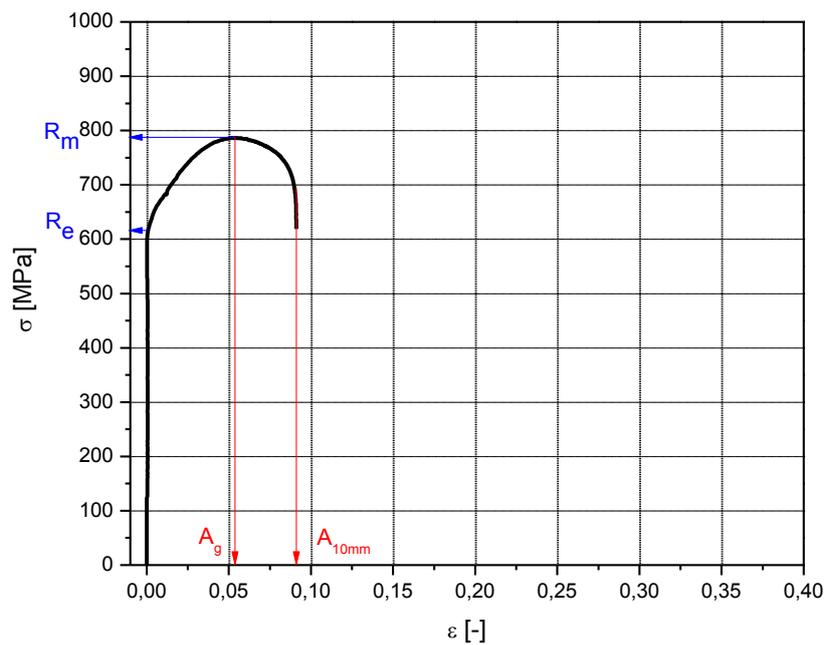


Abbildung 93: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.

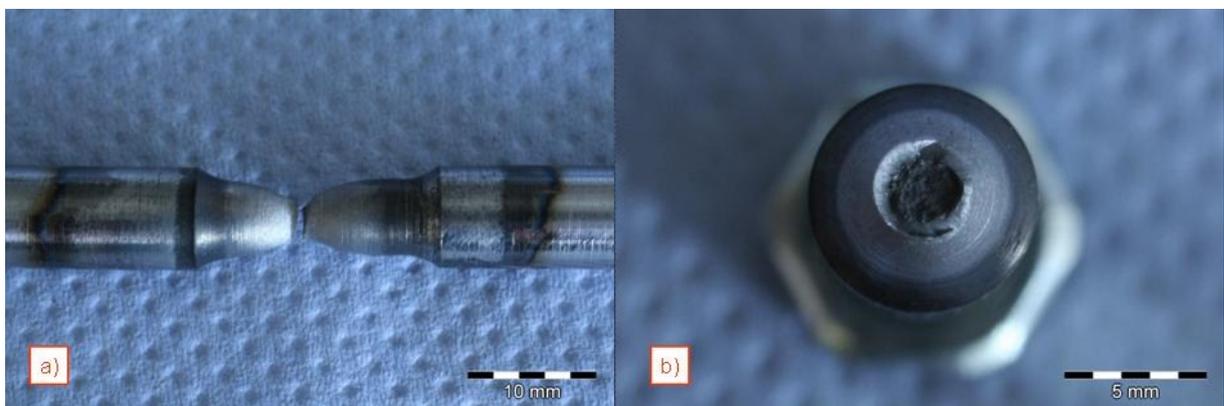


Abbildung 94: Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,12 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=61,97$ % beträgt.

Die untenstehende Tabelle 7 listet die Ergebnisse aus den Zugversuchen inklusive der berechneten Brucheinschnürung Z auf.

Beim Zugversuch tritt nach dem Erreichen der Zugfestigkeit R_m bei duktilen Werkstoffen eine örtliche Einschnürung auf, in deren Bereich auch der Bruch erfolgt. Die dabei auftretende größte relative Querschnittsänderung wird als Brucheinschnürung Z bezeichnet, sie ist ein Maß für die Duktilität des Werkstoffs.

$$Z = \frac{S_o - S_u}{S_o} \cdot 100\%$$

Die Brucheinschnürung geht nicht unmittelbar in Dimensionierungsberechnungen von Bauteilauslegungen ein, sei ermöglicht aber eine qualitative Beurteilung des Werkstoffverhaltens beim Eintritt des Versagens.

Tabelle 7: Ergebnisse der durchgeführten Zugversuche.

Si-Gehalt	Haltepunkt [°C]	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{10mm} [%]	Z [%]
0,48 % Si	550	560	810	13,34	17,23	71,55
	500	620	820	6,26	9,67	59,88
	450	745	1010	1,02	18,53	51,68
	400	X	X	X	X	59,88
0,04 % Si	550	490	870	65,43	71,81	71,55
	500	540	695	6,08	8,09	58,78
	450	590	750	4,17	5,84	48,33
	400	X	X	X	X	63,33
0,12 % Si	550	490	750	X	7,43	68,88
	500	620	790	6,63	9,91	61,97

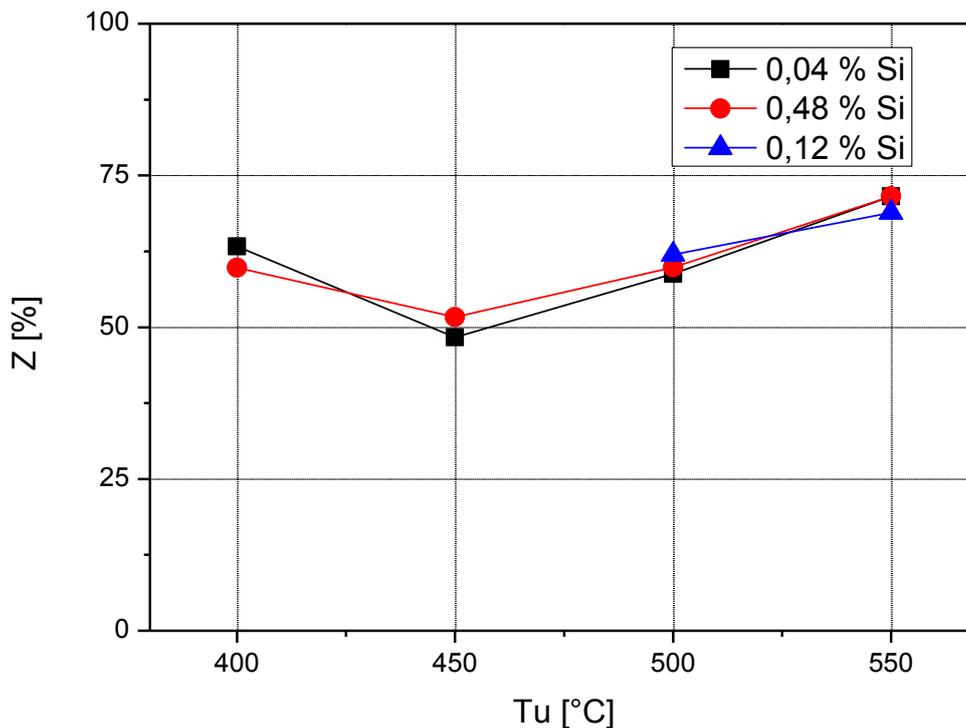


Abbildung 95: Brucheinschnürung der drei MnB-Stähle mit unterschiedlichen Silizium-Gehalt und verschiedenen isothermen Temperaturhaltestufen.

5.3 Härteeindrücke nach Vickers

In den davor dargestellten Gefügebildern wurden jeweils drei Härteeindrücke gemacht. Die Tabelle 8 listet die Ergebnisse ein einzelnen Härtewerte nach HV10 auf.

Tabelle 8: Härtemessungen von den simulierten Gefügen an der Gleeble 3800.

Si-Gehalt	Haltepunkt [°C]	Messwert [HV10]			Mittelwert [HV10]
		1	2	3	
0,48 % Si	550	208	214	220	214
	500	246	255	251	232
	450	289	285	285	286
	400	371	368	365	362
0,04 % Si	550	185	184	183	184
	500	185	197	200	194
	450	259	258	255	257
	400	315	368	382	368
0,12 % Si	550	205	226	210	214
	500	246	230	227	234

Die Abbildung 96 zeigt den Härteverlauf der drei unterschiedlichen Silizium-Gehalte bei den isothermen Temperaturhaltetufen. Dabei ist charakteristisch, dass bei niedrigeren Halte-temperaturen die Härtewerte am höchsten sind.

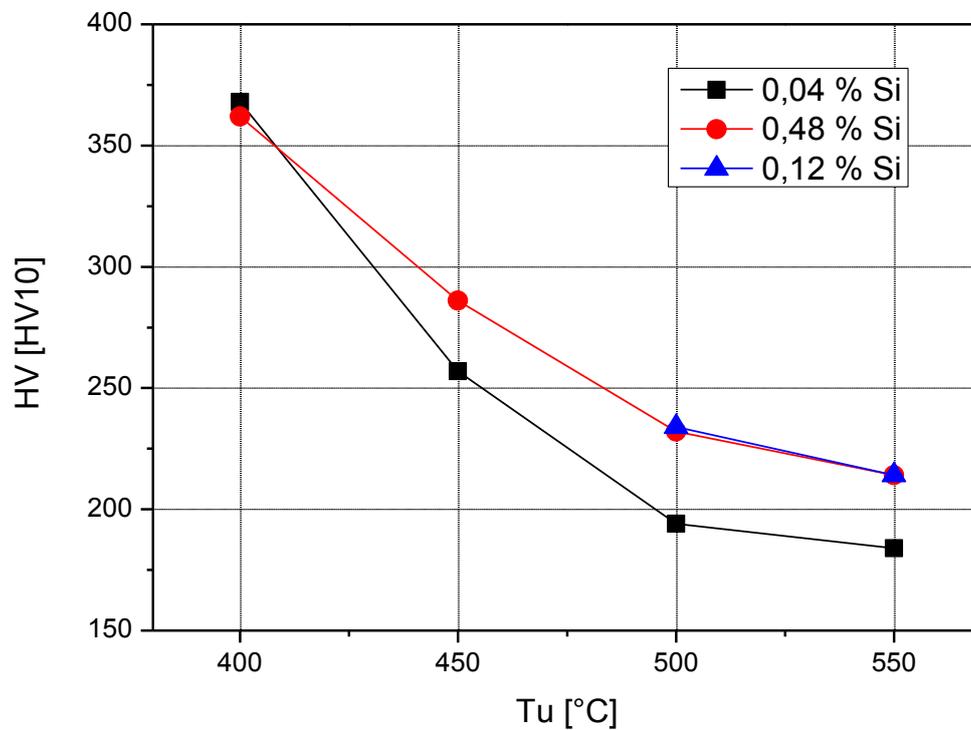


Abbildung 96: Härteverlauf der drei MnB-Stähle mit unterschiedlichen Silizium-Gehalt und verschiedenen isothermen Temperaturhaltetufen.

5.4 Diskussion der Ergebnisse

Für eine systematische Untersuchung des Umwandlungsverhaltens moderner MnB-Stähle mit bainitischer Mikrostruktur ist eine Gleeble 3800-Prüfmaschine unerlässlich. Die flexible Temperaturführung, die Möglichkeit der Messung der Umwandlungskinetik und auch die mechanische Prüfung der simulierten Gefügestände sind die wirklichen Stärken dieser Versuchseinrichtung.

Die Auswertung der Gefügestände und deren unterschiedlichen Anteile (Ferrit, oberer, unterer Bainit) haben sich mit den zur Verfügung gestandenen Mitteln (Lichtmikroskopie) als äußerst schwierig erwiesen. Zur genaueren Beurteilung der Bainit-Phasen sollte auf REM bzw. TEM zurück gegriffen werden.

Die gemessenen Dilatometerergebnisse (Beginn und Ende der Umwandlung) wurden teilweise mit den JMatPro-Vorhersagen verglichen. Es gibt nur ungefähre Übereinstimmung, da aus Zeitgründen keine mathematisch-statistische Auswertung mit dem sogenannten JMAK-Ansatz ($X=1-e^{-k \cdot t^n}$) durchgeführt werden konnte.

Aufgrund des Temperaturprofils über die Probenlängsachse bei der thermomechanischen Simulation auf der Gleeble 3800 ergaben sich bei einigen Zugversuchen Brüche im Übergangsradius der Probe, weshalb diese nicht aussagekräftig waren. Diese wurden mit einem x in der Tabelle 7 versehen.

Nach dem für die experimentellen Versuche nur Drahtproben mit einem maximalen Durchmesser von 14 mm zur Verfügung standen, konnten leider keine Zähigkeitsversuche mittels genormter Charpy-V-Proben durchgeführt werden.

Dennoch kann man über die Feinheit der Gefügebildung und über das damit verbundene Festigkeitsverhalten einen deutlichen Einfluss der Umwandlungstemperatur ableiten. Der Silizium-Einfluss war deutlich weniger stark ausgeprägt.

Für eine Umsetzung der Ergebnisse auf die praktischen Verhältnisse im Schmiedebetriebe sind aber noch zusätzliche Untersuchungen notwendig. So ist noch abzuklären, ob eine wesentlich raschere Abkühlung auf die isotherme Umwandlungstemperatur überhaupt möglich ist. Vergleichende kontinuierliche Abkühlversuche wären hierzu hilfreich. Es wäre auch noch abzuklären, wie durch Optimierung des Legierungsgehaltes der Beginn der diffusionskontrollierten Umwandlungsvorgänge zu längeren Zeiten verschoben werden könnte.

Wünschenswert und sinnvoll wären auch noch Versuche im industriellen Maßstab, um die sichere Einstellung eines bainitischen Gefügestandes gewährleisten zu können.

6 Zusammenfassung und Ausblick

An drei MnB-Stahlgüten mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,2 und 0,3 % und drei unterschiedlichen Si-Gehalten wurden Umwandlungsversuche mit der thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3800 durchgeführt.

Die Umwandlungskinetik im Bainitbereich wurde mittels Dilatometermessungen erfasst und die Gefügeausbildung und Härtewerte metallographisch ausgewertet.

Es zeigte sich ein deutlicher Einfluss der isothermen Umwandlungstemperatur auf die Gefügefinesheit und damit verbundenen höheren Festigkeit.

Die Proben stammten aus Drahtmaterial mit einem maximalen Durchmesser von 14mm, weshalb leider keine Kerbschlagproben zur Ermittlung des Zähigkeitsverhältnisses der Bainit-Struktur durchgeführt werden konnten. Einige Hinweise über das Duktilitätsverhalten sind aus den Einschnürwerten der Zugversuche herleitbar.

Sehr schwierig gestaltete sich die eindeutige quantitative Auswertung der Gefügezustände, hierzu sind noch weitere Auswertungen, eventuell mittels REM, TEM und EBSD notwendig.

Zusammenfassend haben die Ergebnisse gute Hinweise über Machbarkeit und den weiteren Untersuchungsbedarf geliefert. Die Gruppe der bainitischen Stähle dürften ein hohes Anwendungspotential für die Zukunft aufweisen.

Abkürzungsverzeichnis

GmbH	Gesellschaft mit beschränkter Haftung
KG	Kommanditgesellschaft
LVDT	Linear Variable Differential Transformer
JMatPro	Produktionsname der Software
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow-Gleichung
REM	Rasterelektronenmikroskop
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
A_c	Umwandlungspunkte von Fe-C-Legierungen beim Erwärmen bzw. Abkühlen
kfz	kubisch flächenzentriertes Gitter
krz	kubisch raumzentriertes Gitter
α	Ferrit
θ	Zementit
γ	Austenit
σ	Spannung
ε	Formänderung
φ	logarithmische Formänderung
$\dot{\varphi}$	Dehnrage
Z	Brucheinschnürung
A_g	Gleichmaßdehnung
A_{10mm}	Bruchdehnung bei 10mm Ausgangslänge
R_e	Streckgrenze
R_m	Zugfestigkeit
L_0	Anfangslänge
S_0	Anfangsquerschnitt
S_U	kleinster Probenquerschnitt
M_s	Martensit-Starttemperatur
B_s	Bainit-Starttemperatur
t_A	Umwandlungsbeginn
t_E	Umwandlungsende
t_f	Umwandlungsdauer
T_u	Umwandlungstemperatur
PID	Proportional-Integral-Derivative Controller
Laser	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation

L-Gauge	Messeinrichtung für die Längenänderung
C-Strain	Messeinrichtung für die Durchmesseränderung
ca.	circa
d.h.	das heißt
usw.	und so weiter
et.al.	und andere

Literaturverzeichnis

- [BAR05] Bargel H.J., Schulze G., Werkstoffkunde, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- [BHA79] Bhadeshia H.K.D.H., The bainite transformation in a silicon steel, Metallurgical Transactions A, Vol 10, Issue 7, 1979, pp. 895-907.
- [BHA82] Bhadeshia H.K.D.H., Bainite: An Atom-probe study of the incomplete reaction phenomenon, Acta Metallurgica, Vol 30, Issue 4, 1982, pp. 775-784.
- [BHA90] Bhadeshia H.K.D.H., Cristian J.W., Bainite in Steels, Metallurgical Transaction A, Volume 21A, April 1990, pp.767.
- [BHA01] Bhadeshia H.K.D.H., Bainite in Steels, 2nd Edition, 10M Communications Ltd, London 2001.
- [BLE02] Bleck W., Using the TRIP-Effect – the down of a promising group of cold formable steels, Proceedings of International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Belgium 2002.
- [BUC09] Buchmayr B., Simulation von Herstellprozessen, Vorlesungsskript, Montanuniversität Leoben – Lehrstuhl Umformtechnik, 2009.
- [CAB07] Caballero F., Miller M., Atomoc scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel, Acta Materialia Vol.55, 2007.
- [DIE11] Diekmann U, Werkstoffsimulation mit JMatPro, www.meta-tech.de, Kamen, 2011.
- [DeC07] De Cooman B.C., Speer J.G., Pyshmintsev I.J., Joshinoga N., Materials Design – The Key to Modern Steel Products, GRIPS Media GmbH, 2007.
- [ENG07] Engineer S., Justinger H., Janßen P., Härtel M., Hampel C., Technological Properties of the New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7, SCT – International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, Salzburg, 2011.
- [GOT01] Gottstein G., Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 2.Auflage, Springer-Verlag Berlin, 2001.
- [HOE05] Hösch Hohenlimburg GmbH, Warmgewalzte, borlegierte Stähle, www.hoesch-hohenlimburg.de, Hohenlimburg, 2005.
- [IMU12] Industrie Verband Massivumformung e.V.(Hrsg), Neue Stähle für die Massivumformung, Info-Reihe-Extraausgabe Massivumformung, Hagen, März 2012.
- [KEU 10] Keul Ch., et.al., Effiziente Prozesskette und neue hochfeste (bainitische) Stähle zur flexiblen Darstellung hoch beanspruchter Strukturbauteile, AIF Schlussbereich für den Zeitraum 2007-2009, Institut Eisenhütten Aachen, 24.3.2010.
- [LEE92] Lee J.-L., Bhadeshia H.K.D.H., China Steel Technical Report, Vol 6, 1992.

- [MAT13] Mathee U., Berechnung von Werkstoffdaten für Schmiedeprozesse, SchmiedeJOURNAL, Ausgabe März 2013.
- [NAD08] Naderi M., Saeed-Akbari A., Bleck W., The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel, Mat.Sci.&Eng. A485, 2008, 445-455.
- [NOC76] Nocke G., Jänsch E., Lenk P., Untersuchungen zum Spannungseinfluss auf das isothermische Umwandlungsverhalten des übereutektoiden Stahls UR38CrMoV21.14, Neue Hütte 21, Vol.8, 1976.
- [OET 05] Oettel H., Schumann H., Metallographie, 14.Auflage, Wiley-VCH-Verlag GmbH & Co KGoA, Weinheim 2005.
- [RAE11] Raedt H.-W., Massivumgeformte Komponenten, Hirschvogel Holding GmbH, Druck: Egger, Landsberg am Lech, 2011.
- [RIE05] Riedner S., van Soest F., Kunow S., B-alloyed quench and temper steels – an option to classic CrMo- and CrNiMo- quench and temper steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, 2011.
- [SAU03] Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J-Ph., The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels, JOM 55 (12), 2003.
- [SCH11] Schifferl. H., Zamberger S., Jöller A., Alternative alloying concepts for heat-treatable engineering steels, 3. International SCT Conference Steels for Cars and Trucks, June 5-9, 2011, Salzburg, 2011.
- [SCH91] Schumann H., Metallographie, 13.Auflage, dt. Verlag für Grundwerkstoffindustrie, Leipzig, 1991, S:485ff.
- [STÜ60] Stüdemann H., Wärmbehandlung der Stähle, Carl Hanser Verlag, München 1960, S.131-160.
- [VOE12] voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG, Entwicklung und Trends in der Stahlproduktion, F&E Tagung bei voestalpine tubulars Kindberg, 06.12.2012.
- [WIK11] <http://de.wikipedia.org/wiki/TRIP-Stahl> , 23.Oktober 2011.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Anwendungen von Einsatzstählen, a) Antriebswelle, b) Exzenterwelle für Dieseleinspritzpumpe, c) Hohlwelle für Doppelkupplungsgetriebe, d) Gleichlaufgelenk [RAE11].	4
Abbildung 2: Vergleich der Härtebarkeit des 18CrNiMo7-6 mit der von mangan-, bor- und nickellegierten Ersatzgütern [FIS10].	5
Abbildung 3: Anwendungen von Vergütungsstählen, a) Planetenträger, b) Großzahnrad, c) Injektorkörper für Dieseleinspritzung [RAE11].	5
Abbildung 4: Zugfestigkeit verschiedener molybdänarmer Vergütungsstähle in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur [RIE11].	6
Abbildung 5: Anwendungen von AFP-Stählen, a) Dreiarmlflansch, b) Radnaben, c) Exzenterwellen für vollvariablen Ventiltrieb [RAE11].	7
Abbildung 6: Übersicht der Stahlgruppen nach Zugfestigkeit und Umwandlungstemperatur [KEU11].	9
Abbildung 7: Übersicht der Stahlgruppen nach Streckgrenze und Kerbschlagzähigkeit [KEU11].	10
Abbildung 8: Schematische Darstellung der Bainitumwandlung [BHA90].	11
Abbildung 9: Bildungsmechanismus des oberen Bainits [BHA90].	12
Abbildung 10: Bildungsmechanismus unterer Bainit.	13
Abbildung 11: Einfluss der Legierungselemente auf den Umwandlungsprozess während der Abkühlung [BLE02].	14
Abbildung 12: Einfluss des Mangan-Gehalts auf die Bainit-Starttemperatur [BHA90].	15
Abbildung 13: Einfluss des Silizium-Gehalts auf die Bainit-Starttemperatur [BHA90].	16
Abbildung 14: Schematische Darstellung verschiedener Möglichkeiten der Wärmebehandlungen [NOC76].	18
Abbildung 15: Kontinuierliches ZTU Diagramm (22MnB5) mit TA von 900 °C und 5 min Haltezeit [NAD07].	19
Abbildung 16: Materialfluss, voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG.	20
Abbildung 17: Kontinuierliches ZTU Diagramm (22MnB5) mit TA von 900 °C und 5 min Haltezeit [NAD07].	22
Abbildung 18: Berechnungen von ZTU-Schaubilder [DIE11].	23
Abbildung 19: Datenfluss bei Berechnungen von JMatPro [DIE11].	24
Abbildung 20: kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,04 % Si).	26
Abbildung 21: Isothermes ZTU-Schaubild (0,04 % Si).	27
Abbildung 22: Jominy-Härtbarkeitsverlauf (0,04 % Si).	27
Abbildung 23: Kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,48 % Si).	28

Abbildung 24: Isothermes ZTU-Schaubild (0,48 % Si)	29
Abbildung 25: Jominy-Härtbarkeitsverlauf (0,48 % Si)	29
Abbildung 26: Kontinuierliches ZTU-Schaubild (0,12 % Si).....	30
Abbildung 27: Isothermes ZTU-Schaubild (0,12 % Si)	31
Abbildung 28: Jominy-Härteverlauf (0,12 % Si).....	31
Abbildung 29: mögliche Prozessrouten zur Einstellung eines bainitischen Gefüges am Beispiel des ZTU-Schaubilds vom 22MnB5 [NAD07].....	33
Abbildung 30: Temperatur-Zeitverlauf zur Bestimmung der Bainitumwandlung (isotherme Haltestufe).....	34
Abbildung 31: Temperatur-Zeitverlauf zur Bestimmung der Bainitumwandlung (kontinuierliche Abkühlung).....	35
Abbildung 32: Thermomechanische Prüfmaschine Gleeble 3800 der Firma DSI.	36
Abbildung 33: Funktionsschema der Gleeble 3800 [BUC09].....	37
Abbildung 34: Probenraum der Gleeble 3800.	38
Abbildung 35: Gleeble 3800 – Konsole und Erläuterung der Anzeige.	39
Abbildung 36: Dilatometerprobe für isotherme Halteversuche.....	40
Abbildung 37: a) Dilatometerprobe mit Thermoelement ohne Messinstrument, b) Dilatometerprobe mit aufgesetztem Messinstrument und heißer Linse bei $T_A=900\text{ °C}$	40
Abbildung 38: Messaufbau der Dilatometerversuche mit eingespannter Probe.....	41
Abbildung 39: Probengeometrie für die Zugversuche an der Gleeble 3800.....	42
Abbildung 40: a) Fertig eingespannte Zugprobe mit angeschweißtem Thermoelement, b) wärmebehandelte Zugprobe mit aufgeklipptem Messgerät vor Zugversuch. .	42
Abbildung 41: Messaufbau für die Zugversuche mit den verwendeten Messinstrumenten und Einspannungsbacken.	43
Abbildung 42: Programmauszug der Tabellenprogrammier-Methode aus QuikSim.	44
Abbildung 43: Dilatationskurve mit den charakteristischen Umwandlungspunkten, mit isothermen Halten bei 550 °C	47
Abbildung 44: Durchmesseränderung die isothermen Halten als Funktion der Haltezeit. Umwandlungsbeginn bei Punkt C, Umwandlungsende bei Punkt D.....	49
Abbildung 45: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	50
Abbildung 46: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=230\text{ s}$	50
Abbildung 47: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + oberer Bainit).....	51

Abbildung 48: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	51
Abbildung 49: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=230$ s.	52
Abbildung 50: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (oberer Bainit).	52
Abbildung 51: Dilatometerkurve bei 450 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	53
Abbildung 52: Dilatation über der Zeit bei 450 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=142$ s.	53
Abbildung 53: a) Gefügeausbildung bei 450 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (unterer Bainit).	54
Abbildung 54: Dilatometerkurve bei 400 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	54
Abbildung 55: Dilatation über der Zeit bei 400 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,48 % Si und $t_f=115$ s.	55
Abbildung 56: a) Gefügeausbildung bei 400 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (unterer Bainit, feinste Struktur).	55
Abbildung 57: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	56
Abbildung 58: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=60$ s.	56
Abbildung 59: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).	57
Abbildung 60: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	57
Abbildung 61: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=25$ s.	58
Abbildung 62: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).	58
Abbildung 63: Dilatometerkurve bei 450 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	59
Abbildung 64: Dilatation über der Zeit bei 450 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=25$ s.	59
Abbildung 65: a) Gefügeausbildung bei 450 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + oberer Bainit).	60

Abbildung 66: Dilatometerkurve bei 400 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	60
Abbildung 67: Dilatation über der Zeit bei 400 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,04 % Si und $t_f=25$ s.	61
Abbildung 68: a) Gefügeausbildung bei 400 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Bainit).	61
Abbildung 69: Dilatometerkurve bei 550 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	62
Abbildung 70: Dilatation über der Zeit bei 550 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,12 % Si und $t_f=95$ s.	62
Abbildung 71: a) Gefügeausbildung bei 550 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (Ferrit + Perlit).	63
Abbildung 72: Dilatometerkurve bei 500 °C mit den charakteristischen Umwandlungspunkten B-F, sowie den Start-, und Endpunkt A und G.	63
Abbildung 73: Dilatation über der Zeit bei 500 °C isotherm gehalten, Stahl mit 0,12 % Si und $t_f=45$ s.	64
Abbildung 74: a) Gefügeausbildung bei 500 °C mit 500-facher Vergrößerung und b) Gefügeausbildung mit 1000-facher Vergrößerung (oberer Bainit, sehr grobe Struktur).	64
Abbildung 75: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.	65
Abbildung 76: a) Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=71,55$ % beträgt.	65
Abbildung 77: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.	66
Abbildung 78: a) Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=59,88$ % beträgt.	66
Abbildung 79: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 450 °C.	67
Abbildung 80: a) Außerhalb der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=51,66$ % beträgt.	67
Abbildung 81: Spannungsdehnungsdiagramm 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 400 °C.	68

Abbildung 82: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,48 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=59,78\%$ beträgt.	68
Abbildung 83: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.	69
Abbildung 84: Außerhalb der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=71,55\%$ beträgt.	69
Abbildung 85: Spannungsdehnungsdiagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.	70
Abbildung 86: Links der Mitte gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=58,78\%$ beträgt.	70
Abbildung 87: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 450 °C.	71
Abbildung 88: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 450 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der Brucheinschnürung $Z=48,33\%$ beträgt. .	71
Abbildung 89: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 400 °C.	72
Abbildung 90: Im Kerbradius gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,04 % Si nach 400 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=63,33\%$ beträgt.	72
Abbildung 91: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 550 °C.	73
Abbildung 92: in der Mitte eingeschnürte Zugprobe 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 550 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=68,88\%$ beträgt.	73
Abbildung 93: Spannungs-Dehnungs-Diagramm 28MnB5 mit 0,12 % Si nach 15 min isothermen Halten bei einer Temperatur von 500 °C.	74
Abbildung 94: Mittig gerissene Zugprobe 22MnB5 mit 0,12 % Si nach 500 °C, b) Bruchfläche der Zugprobe, bei der die Brucheinschnürung $Z=61,97\%$ beträgt.	74
Abbildung 95: Brucheinschnürung der drei MnB-Stähle mit unterschiedlichen Silizium-Gehalt und verschiedenen isothermen Temperaturhaltetufen.....	76
Abbildung 96: Härteverlauf der drei MnB-Stähle mit unterschiedlichen Silizium-Gehalt und verschiedenen isothermen Temperaturhaltetufen.	77

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Legierungselemente und ihre Wirkungen bei bainitischen Stählen [BL02].	17
Tabelle 2: 22MnB5 - 0,04 % Silizium (in Massen %).	21
Tabelle 3: 22MnB5 - 0,48 % Silizium (in Massen %).	21
Tabelle 4: 28MnB5 - 0,12 % Silizium (in Massen %).	21
Tabelle 5: Versuchsmatrix - isotherme Haltstufe.	34
Tabelle 6: Versuchsmatrix - kontinuierliche Abkühlversuche.	35
Tabelle 7: Ergebnisse der durchgeführten Zugversuche.	75
Tabelle 8: Härtemessungen von den simulierten Gefügen an der Gleeble 3800.	76