



DIPLOMARBEIT

**Experimentelle Ermittlung thermisch-mechanischer Eigenschaften
von verzinktem DP1000 Stahl als Input Dateien für die Simulation
des Widerstandspunktschweißens**

Studienrichtung

Maschinenbau, Produktionstechnik

durchgeführt am

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

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

betreut von

Dipl.-Ing. Dr.techn. Rudolf Vallant IWE

M.Sc. Matthew Galler

durch

Mustafa Kičin

Graz, April 2011

EIDESSTÄTTLICHE ERKLÄRUNG

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

Graz, am

.....
(Unterschrift)

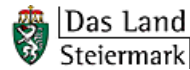
STATUTORY DECLARATION

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

.....
date

.....
(signature)

Diese Diplomarbeit wurde aus Mitteln folgender Institutionen gefördert:



Folgende Institutionen sind am Projekt beteiligt:



Competence Centers for
Excellent Technologies

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Personen bedanken, die mich in meiner Arbeit in irgendeiner Weise unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt dem Institutsvorstand Prof. Dr. Sommitsch der mir meine Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik ermöglicht hat.

Besonders möchte ich mich bei meinen beiden Betreuern Dipl.-Ing. Dr. techn. Rudolf Vallant und M.Sc. Matthew Galler für die Entstehung, Durchführung und exzellente Betreuung dieser Diplomarbeit bedanken.

Des Weiteren bedanke ich mich für die enge Zusammenarbeit mit voestalpine Stahl GmbH in Linz im Besonderen bei Frau Dr. Sabine Ritsche, die zu einem erfolgreichen Abschluss der Aufgabenstellungen beitrug.

Ein weiterer Dank gilt der Frau. Dr. Silke Sommer (Fraunhofer Institut), die mit vielen Information die Arbeit nach vorne gebracht hat.

Ebenfalls danke ich dem Laborteam des Institutes für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für die reibungslose und schnelle Unterstützung bei meinen Labortätigkeiten.

Auch Dipl.-Ing. Mizanur Rahman und Dipl.-Ing. Semin Hadžić möchte ich danken, die mir viele gute Tipps im Laufe meiner Arbeit gegeben haben und jeder Zeit beratend zur Seite standen.

Für die moralische und finanzielle Unterstützung meines Studiums danke ich meiner Familie, insbesondere meinen Eltern.

Widmen möchte ich diese Arbeit meinem Vater Sadik Kičin (1941 - 1991).

Mustafa Kičin

Kurzfassung

Der hochfeste Dualphasenstahl DP1000 zeigt beim Widerstandspunktschweißen zum Teil ein ungewohntes Bruchverhalten. Während herkömmliche Stähle in Form eines Ausknöpfbruches versagen, treten bei diesem Stahl unter bestimmten Bedingungen Mischbrüche mit einem mehr oder weniger großen Bruchanteil in der Fügeebene auf. Um Aufschluss über die Entstehung der unterschiedlichen Bruchformen zu erhalten und Möglichkeiten zur Vermeidung der unerwünschten Mischbrüche aufzuzeigen, wird eine Prozesssimulation mit einer nachfolgenden Schädigungssimulation gekoppelt. Mit Hilfe der Schweißsimulation erfolgt eine Beschreibung der vorliegenden Eigenspannungen beim Widerstandspunktschweißen. Für die numerische Simulation der Schweißspannungen in SYSWELD ist eine genaue Kenntnis der Werkstoffeigenschaften bei unterschiedlichen Temperaturen erforderlich.

Der Inhalt dieser Diplomarbeit beschreibt die experimentelle Ermittlung der thermisch-mechanischen Eigenschaften vom DP1000 Stahl. Die Warmzugversuche sind mit zwei unterschiedlichen Dehnraten am Schweißsimulator Gleeble 1500 durchgeführt worden. Zu den ermittelten Materialkennwerten gehören die 0,2 %-Dehngrenze, die Zugfestigkeit und der Elastizitätsmodul, die als Funktion der Temperatur erfasst wurden. Zur Vervollständigung der Warmzugversuche sind Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt worden. Dabei wurde auch der Einfluss der Anisotropie berücksichtigt. Das Gefüge des DP1000 Stahls ist analysiert und ausgewertet worden. Anschließend wurde die Mikro- und Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren ermittelt.

Des Weiteren ist in dieser Diplomarbeit die Konstruktion von zwei Schweiß-ZTU-Schaubildern zu finden. Zu diesem Zweck sind Dilatometerversuche am Bähr Dilatometer Dil805A/D, mit zwei unterschiedlichen Spitzentemperaturen durchgeführt worden. Von den Dilatometerproben ist anschließend das Gefüge analysiert und die Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren ermittelt worden. Neben den praktischen Teil ist auch noch ein Literaturteil zu finden, in dem die Versuchstätigkeiten mit theoretischen Ansätzen hinterlegt sind.

Abstract

The high-strength dual-phase steel DP1000 shows in the resistance spot welding a partly unusual fracture behavior. While conventional steels fail in the form of a spot weld unbutton failure, mixed fractures with a more or less large break portion in the level arise when using this steel under certain conditions. In order to point out an explanation about the emergence of the different break forms which are received and to show possibilities for the avoidance of the unwanted mixed fractures, a process simulation is coupled with a following damage simulation. Assisted by welding simulation a description of these residual stresses takes place while using the resistance spot welding. An exact knowledge of the material properties at different temperatures is necessary for the numeric simulation of welding residual stresses in SYSWELD.

The content of this thesis describes the experimental determination of the thermal-mechanical properties of the DP1000 steel. The thermal tension tests were accomplished with two different strain rates at the welding simulator Gleeble 1500. The identified material parameters include the yield strength (YS), the ultimate tensile strength (UTS) and the modulus of elasticity, which were recorded as a function of the temperature. For the completion of the thermal tension tests, the tensile tests were accomplished at room temperature. Also, the influence of the anisotropy was considered. The structure of DP1000 steel has been analyzed and evaluated. Subsequently, the micro and macro hardness were determined in the Vickers procedure.

Also included in this thesis is the construction of two welding „TTT“ (Time Temperature Transformation) diagrams. For this purpose dilatometer tests at the Bähr dilatometer Dil805A/D were accomplished with two different peak temperatures. Afterwards, the structure of the dilatometer samples was analyzed and the macro hardness has been determined in the Vickers procedure. Beside the practical part, there is also another part of literature to be found, in which the experimental activities are deposited with theoretical approaches.

Inhaltsverzeichnis

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG	I
Danksagung	III
Kurzfassung	IV
Abstract	V
Inhaltsverzeichnis	VI
Abkürzungsverzeichnis	IX
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	1
1.2 Aufgabenstellung	3
2 Literatur	4
2.1 Metallkundliche Grundlagen	4
2.1.1 Reines Eisen.....	4
2.1.2 Abkühl- und Aufheizkurve.....	5
2.1.3 Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.....	6
2.1.4 Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS).....	7
2.2 Stahl	8
2.2.1 Dualphasen Stahl.....	8
2.2.1.1 <i>Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit</i>	12
2.2.1.2 <i>Chemische Zusammensetzung von DP1000 Stahl</i>	12
2.2.1.3 <i>Legierungselemente im DP1000 Stahl</i>	13
2.3 Widerstandspunktschweißen	14
2.3.1 Schweißparameter.....	15
2.3.2 Schweißelektroden.....	16
2.4 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder	17
2.4.1 Isothermes ZTU-Schaubild.....	17
2.4.1.1 <i>Erstellung eines isothermen ZTU-Schaubildes</i>	19
2.4.2 Kontinuierliches ZTU-Schaubild.....	20
2.4.2.1 <i>Erstellung eines kontinuierlichen ZTU-Schaubildes</i>	21
2.4.3 Schweiß-ZTU-Schaubilder.....	22
2.5 Zugversuch	23
2.5.1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm.....	26
2.6 Härteprüfverfahren	28
2.6.1 Allgemeines.....	28
2.6.2 Härteprüfung nach Vickers.....	29
2.6.3 Vergleich der Härtewerte.....	30
2.7 Eigenspannungen und Schweiß eigenspannungen	31
2.7.1 Definition von Eigenspannungen.....	31
2.7.2 Entstehung von Eigenspannungen.....	31

2.7.3	Schweißeigenspannungen	32
2.7.4	Auswirkungen von Schweißeigenspannungen	33
2.7.5	Abbaumöglichkeiten von Eigenspannungen	34
2.8	Dilatometerversuch	35
2.8.1	Abschreck- und Umformdilatometer Typ 805A/D	36
2.8.2	Abschreckmodus	37
2.8.3	Umformmodus	37
2.9	Warmzugversuch	38
2.9.1	Umformsimulator Gleeble	38
2.9.1.1	<i>Konduktives Heizprinzip</i>	<i>40</i>
2.9.1.2	<i>Temperaturmessung</i>	<i>41</i>
2.9.1.3	<i>Messung mechanischer Größen</i>	<i>41</i>
3	Temperaturzyklen	43
4	Versuchsdurchführung	46
4.1	Zugversuche bei Raumtemperatur	46
4.1.1	Versuchsumfang	47
4.1.2	Versuchsablauf	48
4.1.3	Versuchsauswertung	50
4.1.4	Aufzeichnung der Längenänderung	51
4.1.5	Ergebnisse der RMC Zugversuche	54
4.1.6	Zugversuche mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten	56
4.2	Warmzugversuche	58
4.2.1	Dehnrates und Querhauptgeschwindigkeit	58
4.2.2	Probengeometrie für die Warmzugversuche	59
4.2.3	Temperaturzyklen für die Warmzugversuche	61
4.2.4	Versuchsumfang	63
4.2.5	Versuchsablauf	65
4.2.6	Versuchsauswertung	67
4.2.7	Ermittlung des E-Moduls	70
4.2.8	Gleeble Vorversuche	74
4.2.9	Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche	76
4.2.9.1	<i>I. Versuchsreihe: $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$</i>	<i>76</i>
4.2.9.2	<i>II. Versuchsreihe: $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$</i>	<i>80</i>
4.2.9.3	<i>Ergebnisvergleich</i>	<i>82</i>
4.3	Metallografie	88
4.3.1	Flächenauswertung des Gefüges	89
4.4	Makrohärtemessung vom DP1000 Stahl	90
4.5	Mikrohärtemessung vom DP1000 Stahl	92
4.5.1	Einflussfaktoren bei der Mikrohärtemessung	94

4.6	Ergebnisvergleich	95
4.7	Dilatometerversuche	96
4.7.1	Probengeometrie für die Dilatomterversuche	96
4.7.2	Temperaturzyklen für die Dilatomterversuche.....	97
4.7.3	Versuchsumfang	99
4.7.4	Versuchsablauf	102
4.7.5	Versuchsauswertung.....	103
4.7.6	Dilatometer Vorversuche.....	105
4.7.7	Ergebnisse der Dilatomterversuche	107
4.7.7.1	<i>I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$</i>	107
4.7.7.2	<i>II. Versuchsreihe: $T_s = 900\text{ °C}$</i>	109
4.7.7.3	<i>Abweichung in der Dilatomterkurve</i>	111
4.7.8	Gefügeanalyse der Dilatomterproben	113
4.7.8.1	<i>I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$</i>	113
4.7.8.2	<i>II. Versuchsreihe: $T_s = 900\text{ °C}$</i>	115
4.7.9	Makrohärtemessung der Dilatomterproben	118
4.7.9.1	<i>I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$</i>	119
4.7.9.2	<i>II. Versuchsreihe: $T_s = 900\text{ °C}$</i>	121
4.8	Schweiß-ZTU-Schaubilder	122
4.8.1	Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 1.300\text{ °C}$	122
4.8.2	Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 900\text{ °C}$	124
5	Zusammenfassung	128
6	Literaturverzeichnis	130
7	Verzeichnisse	133
7.1	Abbildungsverzeichnis	133
7.2	Tabellenverzeichnis	136
7.3	Formelverzeichnis	137

Anhang A: Zugversuche bei Raumtemperatur

Anhang B: Warmzugversuche mit $v_1=0,12\text{ mm/s}$

Anhang C: Warmzugversuche mit $v_2=1,2\text{ mm/s}$

Anhang D: Gefügebilder vom DP1000 Stahl

Anhang E: Mikrohärtemessung

Anhang F: Dilatomterversuche mit $T_s=1.300\text{ °C}$

Anhang G: Dilatomterversuche mit $T_s=900\text{ °C}$

Anhang H: Gefügebilder der Dilatomterproben (I. Versuchsreihe)

Anhang I: Gefügebilder der Dilatomterproben (II. Versuchsreihe)

Abkürzungsverzeichnis

Ac	Haltepunkte bei Erwärmen (<i>c = cauffage</i>)
Ar	Haltepunkte bei Abkühlen (<i>r = refroidissement</i>)
DMS	Dehnungsmessstreifen
DP Stahl	Dualphasen Stahl
E-Modul	Elastizitätsmodul
EKS	Eisen-Kohlenstoff-Schaubild
FDA	Feindehnungsaufnehmer
FEM	Finite-Elemente-Methode
GCS	Gleeble Control System
HB	Brinell-Härte
HF	Hochfrequenz
HRC	Rockwell-Härte
HV	Vickers-Härte
kfz	Kubisch flächenzentriert
krz	Kubisch raumzentriert
RMC	Remote Machine Control
RT	Raumtemperatur
$t_{8/5}$	Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C
TTT	Time Temperature Transformation
TU	Technische Universität
UTS	ultimate tensile strength / Zugfestigkeit
WEZ	Wärmeeinflußzone
YS	yield strength / Dehngrenze
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

1 Einleitung

1.1 Motivation

Seit mehr als 3000 Jahren ist der Werkstoff Stahl Grundlage für den technischen Fortschritt und die Verbesserung der Lebensqualität. Der ständige Fortschritt der Werkstoffentwicklung führte zu einer Vielfalt von Stahlsorten (ca. 2.500), die in vielen Endprodukten eine dominante Rolle spielen^[1].

Der Automobilbau fordert immer mehr Sicherheit und Fahrkomfort bei gleichzeitig leichter werdenden Karosserien. Um den Anforderungen gerecht zu werden hat die Stahlindustrie hochfeste Stahlsorten entwickelt, die sehr fest und zugleich gut verarbeitbar sind.

Das Produktspektrum der modernen Karosseriestähle reicht von sehr weichen, duktilen Stahlsorten bis hin zu hochfesten Stahl. Je nach Anforderungsprofil nutzt man im modernen Automobilkarosseriebau klassische Tiefziehgüten, hochfesten mikrolegierten Stahl oder Mehrphasenstähle. Charakteristisch für die Werkstoffentwicklung der höherfesten Stähle ist die Steigerung der Festigkeit durch die Nutzung unterschiedlicher Verfestigungsmechanismen mit der Zielsetzung, signifikante Einbußen etwa hinsichtlich Umformbarkeit und Schweißbarkeit zu vermeiden.

Beim Dualphasenstahl wird der Umstand genutzt, dass der Martensit eine Gefügephase ist, die durch die Zwangslösung von Kohlenstoff in ihrer Kristallstruktur erheblich an Härte zunimmt. Im Prinzip handelt es sich um eine Mischkristallverfestigung. Menge, Härte und Verteilung der Martensitinseln in der weicheren ferritischen Matrix sind dann von entscheidender Bedeutung für den erreichbaren Festigkeitsanstieg bei der Verformung. Dieses Verfestigungsvermögen gibt dem Dualphasenstahl in Kombination mit guten Dehnungswerten eine wesentlich höhere Zugfestigkeit im Vergleich zu konventionellem mikrolegiertem Stahl. So eignen sich die hochfesten Dualphasen-Stahlsorten zur Herstellung komplexer Umformteile.

Um die Werkstoffeigenschaften hoch festen Stahls in vollem Umfang nutzen zu können, ist die Auswahl geeigneter Fügeverfahren und ihre Abstimmung auf die Konstruktion erforderlich. Das Widerstandspunktschweißen ist in der Blech verarbeitenden Industrie wegen seiner hohen Wirtschaftlichkeit das bedeutendste Fügeverfahren. Vor allem in der Karosseriefertigung führt es wegen seiner technischen und wirtschaftlichen Vorteile zu einer erheblichen Steigerung der Produktivität. Es eignet sich zum schnellen und sicheren Fügen verschiedener Blechsorten und Blechdicken^[2].

Hochfeste Mehrphasenstähle zeigen beim Widerstandspunktschweißen zum Teil ein bisher ungewohntes Bruchverhalten. Während herkömmliche Stähle in Form eines Ausknöpfbruches versagen, treten bei diesen Stählen unter bestimmten Bedingungen Mischbrüche mit einem mehr oder weniger großen Bruchanteil in der Fügeebene auf^[3].

Abbildung 1-1 zeigt die drei wesentlichen Bruchformen von Punktschweißnähten. Kommt es bei Punktschweißnähten an Fahrzeugteilen zum Bruch, muss es ein Ausknöpfbruch sein^[4].



Abbildung 1-1: Bruchformen: Scherbruch, Mischbruch und Ausknöpfbrech (von oben nach unten)^[4]

Das Ziel des Forschungsprojektes Join 1.2¹ ist es, Aufschluss über die Entstehung und mögliche Risiken der unterschiedlichen Bruchformen zu erhalten und Möglichkeiten zur Vermeidung der unerwünschten Mischbrüche aufzuzeigen. Dazu wird am Beispiel eines HCT980X (DP1000) u.a. eine Prozesssimulation mit einer nachfolgenden Schädigungssimulation gekoppelt. Mit Hilfe der Schweißsimulation erfolgt eine Beschreibung der vorliegenden Eigenspannungen beim Widerstandspunktschweißen. Der Einfluss und die Auswirkungen der Eigenspannungen auf das Schweißpunktverhalten soll durch die Übertragung der Ergebnisse der Prozesssimulation auf die Schädigungssimulation ermittelt werden^[3].

¹ Projekt 1.2: „Bruchverhalten von Widerstandspunktschweißungen an höchstfesten Multiphasenstählen (FB RSW)“, Join 4+ (COMET K-Projekt), Laufzeit: 01.06.2010-01.06.2014

1.2 Aufgabenstellung

Simulation ist die Nachbildung eines dynamischen Prozesses in einem Modell, um zu Erkenntnissen zu gelangen, die auf die Wirklichkeit übertragbar sind^[5]. Die Datenbasis entscheidet dabei über die Ergebnisqualität. Für die Modellierung von Schweißeigenspannungen in SYSWELD sind umfangreiche Werkstoffdaten erforderlich. Das primäre Ziel dieser Diplomarbeit ist die experimentelle Ermittlung der thermisch-mechanischen Eigenschaften vom Dualphasen Stahl DP1000. Dazu sollen zwei experimentelle Untersuchungsmethoden angewendet werden. Mit dem Schweißsimulator Gleeble 1500 können verschiedene Schweißtemperaturzyklen simuliert und die dazu gehörigen mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur ermittelt werden. Am Bähr Dilatometer Typ 805A/D sind Gefügeumwandlungen, die bei bestimmten Temperaturzyklen auftreten, aufzunehmen.

Folgende Aktivitäten sind im Rahmen dieser Diplomarbeit durchzuführen:

- Begleitende Literaturstudie
- Bestimmung der Temperaturzyklen beim Widerstandspunktschweißen
- Zugversuche bei Raumtemperatur (Einfluss der Anisotropie untersuchen)
- Warmzugversuche am Schweißsimulator Gleeble 1500 (zwei Versuchsreihen)
- Metallographie (Flächenauswertung vom Gefüge)
- Härtemessungen (Mikro- und Makrohärte nach Vickers)
- Dilatometerversuche am Bähr Dilatometer Typ 805A/D (zwei Versuchsreihen)
- Gefügeanalyse und Makrohärtemessung der Dilatometerproben
- Zwei Schweiß-ZTU-Schaubilder konstruieren

2 Literatur

2.1 Metallkundliche Grundlagen

2.1.1 Reines Eisen

Reines Eisen ist sehr weich. Abgesehen von den hohen Herstellkosten wird es wegen seiner geringen Festigkeit nicht als Konstruktionswerkstoff verwendet. Das Eisen ist mit einem Anteil von etwa 4,7 % in der Erdrinde nach dem Aluminium das am häufigsten vorkommende Metall^[6].

Die Legierungen auf der Basis „Eisen“ sind sehr zahlreich und haben einen breiten Anwendungsbereich. Die Ursache dafür liegt in den großen Möglichkeiten, ihre Eigenschaften zu ändern:

- durch Wärmebehandlung,
- durch Legierungselemente
- und der Kombination aus beiden.

Zunehmend wichtig wird das Recycling von Werkstoffen, für das Stahl und Eisen hervorragend geeignet sind^[7].

Dichte	7850 kg/m ³
Elastizitätsmodul	206.000 MPa
Ausdehnungskoeffizient	12,3·10 ⁻⁶ K ⁻¹
Elektrische Leitfähigkeit	9,93 S/m
Wärmeleitfähigkeit	80,2 W/mK

Tabelle 2-1: Physikalische Eigenschaften von Eisen^[6]

2.1.2 Abkühl- und Aufheizkurve

Die Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen zeigt die Abbildung 2-1. Nach unterschreiten der Schmelztemperatur $T_s = 1.536 \text{ °C}$ kristallisiert Eisen als kubisch-raumzentriertes (krz) δ -Eisen, das unterhalb 1.392 °C (Ar_4) in das kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen umwandelt. Diese Modifikation und die kfz Eisen-Kohlenstoff-Mischkristalle (siehe Abbildung 2-4) werden als *Austenit* bezeichnet. Ein dritter Haltepunkt (Ar_3) tritt bei 906 °C auf. Das kfz γ -Eisen geht erneut in eine krz Gitter-Modifikation über, dem α -Eisen. Diese und auch die bei Raumtemperatur aus einer krz Phase bestehenden legierten Stähle werden *Ferrit* genannt. Der bei 769 °C auftretende vierte Haltepunkt wird als *CURIE-Punkt* bezeichnet. Sein Auftreten ist nicht mit einer Gitterumwandlung verbunden, sondern zeigt an, dass das Eisen ferromagnetisch wird. A_1 - Punkte treten bei reinem Eisen nicht auf (siehe Abbildung 2-4).

Die Lage der Haltepunkte ist abhängig davon, ob sie beim Abkühlen oder Erwärmen erreicht werden (*thermische Hysterese*). Daher ist es notwendig, die Haltepunkte A (= *Arrêt* = Stillstand) eindeutig zu kennzeichnen:

Ac - Haltepunkte bei Erwärmen ($c = \text{cauffage}$)

Ar - Haltepunkte bei Abkühlen ($r = \text{refroidissement}$)

Diese schon beim thermischen Gleichgewicht auftretenden Unterschiede werden umso größer, je weiter man sich vom Gleichgewichtszustand entfernt und je größer die Menge an Legierungs- und Begleitelementen ist. Größere Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeiten sowie zunehmender Legierungsgehalt verschiebt die Haltepunkte erheblich nach oben bzw. nach unten^[6].

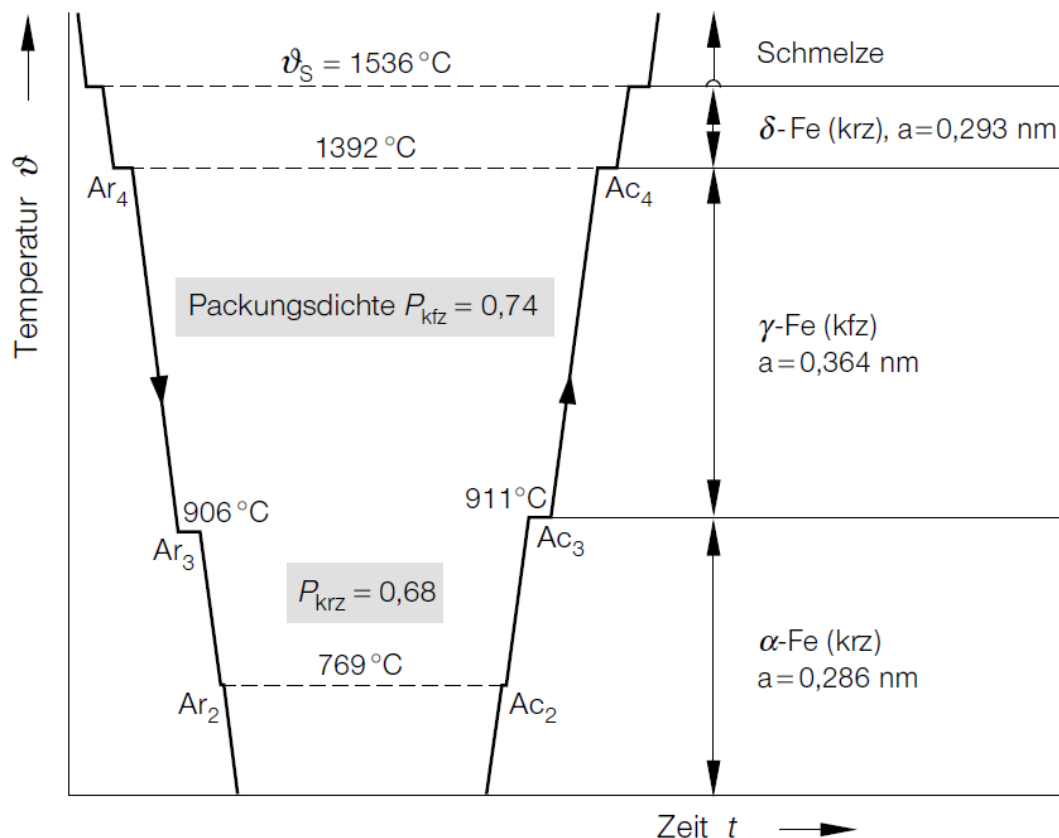


Abbildung 2-1: Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen^[6]

Die Packungsdichte ist das Verhältnis des Volumens aller Atomkugeln, die einer Elementarzelle zugeordnet werden können, zum Volumen einer Elementarzelle^[8]. Die Zahlenwerte für die Packungsdichte der kfz- und krz-Kristallgitter sind in Abbildung 2-1 angegeben.

2.1.3 Eisen-Kohlenstoff-Legierungen

Kohlenstoff ist das wichtigste Legierungselement des Eisens. Schon geringe Unterschiede im Kohlenstoffgehalt ändern die Werkstoffeigenschaften entscheidend.

Der Kohlenstoff wird in α -, γ - und δ -Eisen in die Zwischengitterplätze eingelagert und ist also nur in begrenztem Umfang in dem jeweiligen Eisengitter löslich.

Der unterschiedliche geometrische Aufbau der Eisenmodifikationen (Packungsdichte) ist die Ursache für ihre unterschiedliche Kohlenstofflöslichkeit. Im α -Eisen sind zwei Arten verschieden großer „Hohlräume“ vorhanden (Abbildung 2-2). In die Lücken »A« können Fremdatome mit einem maximalen Radius von $0,291 \cdot R$, in die Lücken »B« Atome von $0,154 \cdot R$ eingelagert werden. Ist das zu lösende Atom aber nur geringfügig größer, dann müssten bei der Lücke »A« vier, bei der Lücke »B« aber nur zwei nächste Nachbaratome aus ihrer Gleichgewichtslage verschoben werden. Daher werden Fremdatome vorzugsweise in die kleineren Gitterlücken B eingelagert.

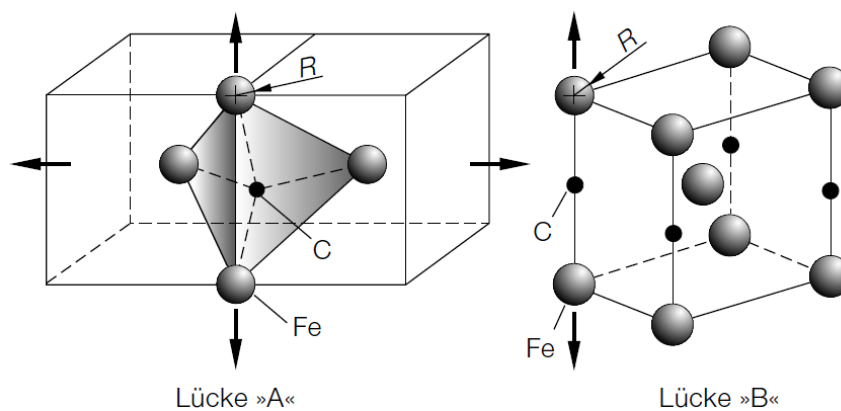


Abbildung 2-2: Lage der Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz α -Gitter^[6]

Im kfz Gitter können in der Mitte der Würfelkante Fremdatome mit einem maximalen Radius von $0,41 \cdot R$ eingelagert werden (Abbildung 2-3).

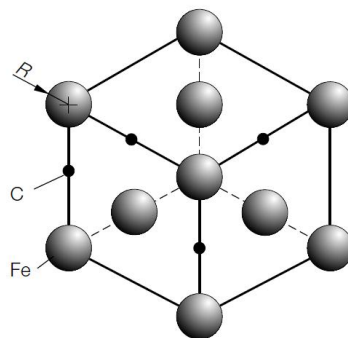


Abbildung 2-3: Lage der Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im kfz γ -Gitter^[6]

Trotz der größeren Packungsdichte kann also γ -Eisen mehr Kohlenstoff lösen als α -Eisen^[6]. Der Radius eines Kohlenstoffatoms beträgt 77 pm. Der Atomradius vom Eisen ist mit 140 pm fast doppelt so groß^[9].

2.1.4 Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS)

Die meisten in der Technik verwendeten Eisenlegierungen enthalten außer Kohlenstoff noch weitere Legierungselemente, die die Eigenschaften (mechanische, chemische, physikalische) und das Gefüge zum Teil erheblich verändern. Aus dem Eisen-Kohlenstoff-Schaubild sind dann die temperaturabhängigen Gefügeänderungen, ihre Anteile, die Gefügearten und Gefügemengen nicht mehr zuverlässig bestimmbar. Trotzdem kann das EKS wichtige und prinzipielle Einsichten vermitteln. Die Aussagefähigkeit des EKS für einen bestimmten Eisenwerkstoff wird aber umso geringer

- je schneller er abgekühlt oder aufgeheizt wird und
- je größer der Gehalt an Legierungselementen ist^[6].

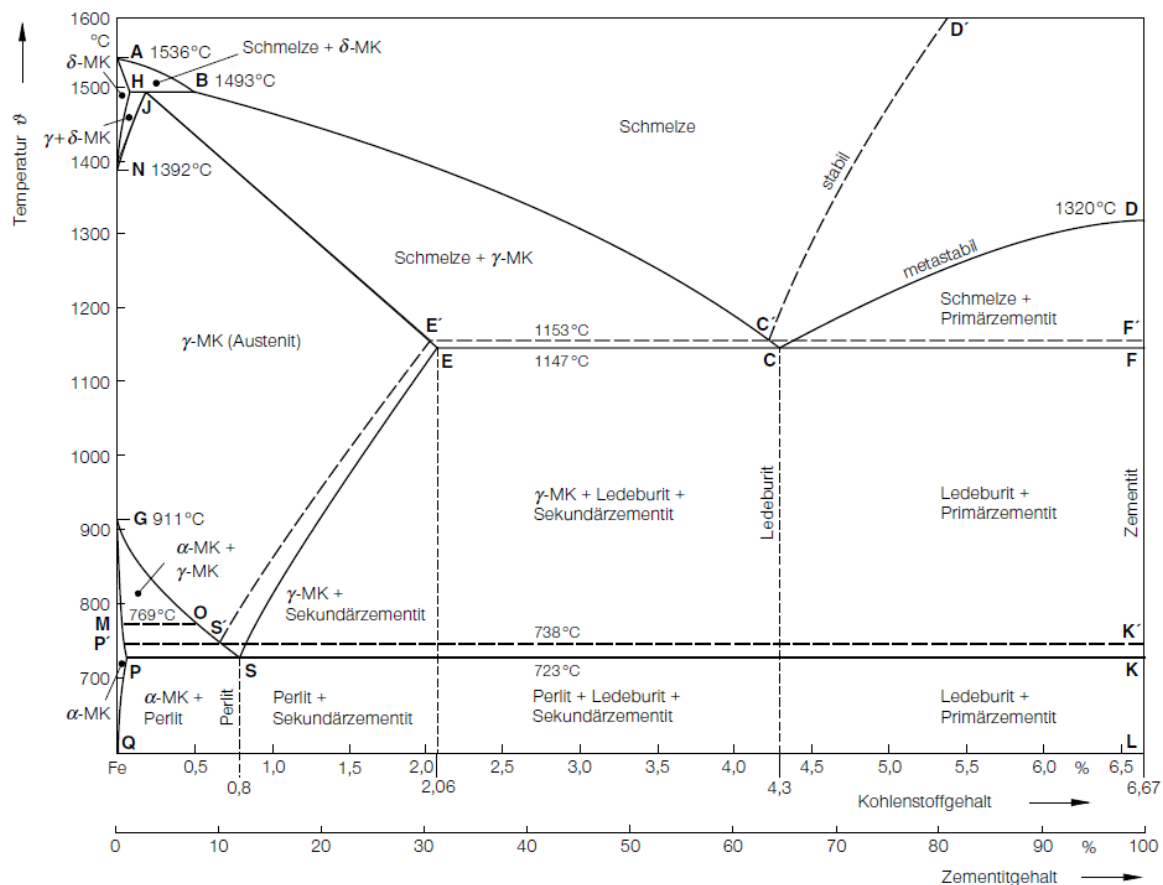


Abbildung 2-4: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild für stabile (Fe-C) und metastabile (Fe-Fe₃C) Ausbildung des Kohlenstoffs^[6]

Das (binäre) EKS ist für den Gleichgewichtszustand von Eisen und Kohlenstoff bei langsamer Abkühlung gültig^[8].

Eisen bildet mit Kohlenstoff die sehr spröde intermediäre Phase Fe₃C, die bei hohen Temperaturen, langen Haltezeiten und/oder langsamer Abkühlung, sowie durch den Zusatz von Legierungselementen (z.B. Si) in Kohlenstoff (Graphit) und Eisen zerfällt. Fe₃C ist energiereicher als Kohlenstoff, also weniger stabil. Auf Grund dieser Gegebenheiten unterscheidet man das

- Stabile Fe-C-System und das
- Metastabile Fe-Fe₃C-System^[6].

Wie aus Abbildung 2-4 ersichtlich, unterscheiden sich die Phasengrenzlinien beider Systeme nicht wesentlich. Von technischer Bedeutung ist vor allem das metastabile Fe-Fe₃C-Schaubild. Beim metastabilen System liegt der Kohlenstoff in Form von Fe₃C vor. Der technische Anwendungsbereich von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen reicht bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 6,67 %, entsprechend 100 % intermetallischer Phase Fe₃C^[8].

Als wesentliche Wirkungen des Kohlenstoffs im EKS können genannt werden:

- Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt nimmt die Schmelztemperatur der Fe-C-Legierungen ab (Liquiduslinie ABC),
- ebenso die A_3 -Temperatur (Linie GOS), unterhalb der die γ/α -Umwandlung erfolgt.
- Dagegen wird die A_4 -Temperatur (Linie NI) erhöht.

Damit gehört Kohlenstoff zu den Elementen, die den Austenitbereich sehr stark erweitern, oder den austenitischen Zustand stabilisieren^[6].

2.2 Stahl

Stahl ist eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung, deren Kohlenstoffgehalt i.Allg. kleiner als 2 % ist. Bei Kohlenstoffgehalten oberhalb von 2 % C wird von Gusseisen gesprochen^[8]. Die Schmelztemperatur von Stahl liegt bei 1.450 bis 1.536 °C^[10].

2.2.1 Dualphasen Stahl

Die Dualphasenstähle sind untereutektoide Stähle mit 0,02 - 0,1 % (max. 0,23 %^[11]) Kohlenstoffgehalt. Durch eine besondere Glühung liegt bei Raumtemperatur statt des üblichen ferritisch-perlitischen Gefüges eine Mischung aus ferritischen und martensitischen Bestandteilen vor.

Hergestellt werden derartige Stähle durch eine „interkritische“ Glühung im Zweiphasengebiet zwischen der A_1 - und A_3 - Temperatur. Im schematischen Fe-Fe₃C-Diagramm und ZTU-Diagramm wird diese Glühbehandlung verdeutlicht (Abbildung 2-5).

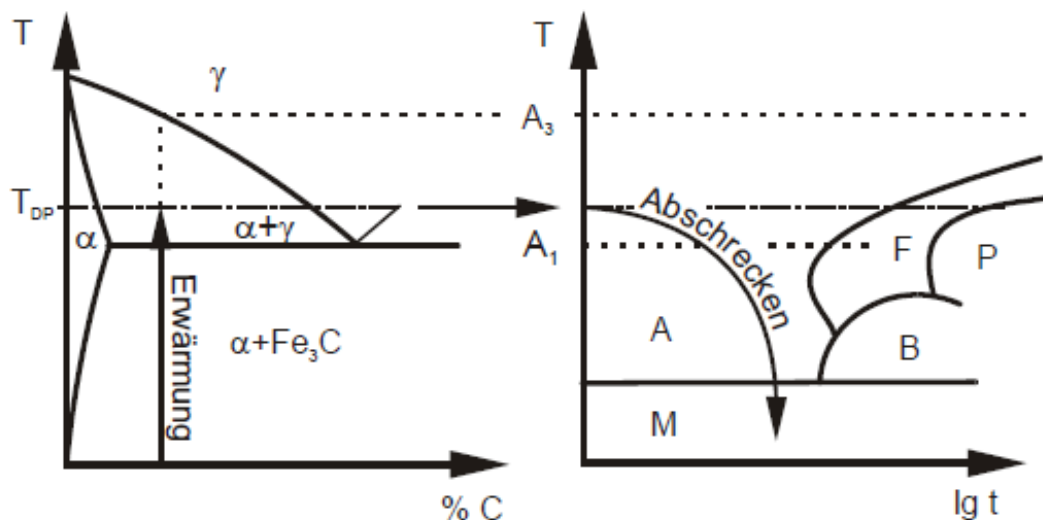


Abbildung 2-5: Darstellung der „interkritischen“ Glühung im Fe-C- und ZTU-Diagramm^[8]

In einem kaltgewalzten Stahl mit ferritisch-perlitischem Gefüge, der von der Raumtemperatur aus auf die Temperatur T_{DP} erwärmt wird, wandelt sich, beim Überschreiten der eutektoidalen Linie (A_1 -Linie), der Perlit in Austenit (γ -Mischkristall) um, während sich der Ferrit erst mit steigender Temperatur allmählich umwandelt. Bei T_{DP} ist neben Austenit also noch Ferrit vorhanden. Das Mengenverhältnis beider Phasen kann aus dem Fe-Fe₃C-Diagramm nach dem „Gesetz der abgewandten Hebelarme“ bestimmt werden. Wird nun der Stahl rasch genug abgeschreckt, klappt der Austenitanteil in Martensit um, während der Ferrit erhalten bleibt^[8].

Durch die "weichharte" Kombination weist der Dualphasenstahl eine geringe Streckgrenze mit einer hohen Zugfestigkeit auf. Für die plastische Umformung sind daher ähnliche Umformkräfte notwendig, wie bei einem mikrolegierten Stahl. Im Vergleich zu diesem besticht der Dualphasenstahl aber durch seine weitaus höhere Zugfestigkeit. Dieses gute Verhältnis der mechanischen Kennwerte deutet auf eine entsprechend gute Umformbarkeit hin - dies ist insbesondere bei komplexeren Bauteilen wichtig^[12].

Bei den mechanischen Eigenschaften der DP-Stähle ist insbesondere das extrem niedrige Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ von etwa 0,5 hervorzuheben (niedrige Ersatzstreckgrenze bei hoher Zugfestigkeit). Mit Bruchdehnungen von 20 - 40 % werden ähnlich hohe Dehnungswerte wie bei unlegierten Stählen niedrigerer Festigkeit, aber deutlich höhere Werte als bei mikrolegierten Stählen ähnlicher Festigkeit erreicht^[8].

Das Eigenschaftsprofil der Dualphasen Stähle sieht wie folgt aus:

- hohe Zugfestigkeit
- niedrige Streckgrenze
- niedriges Streckgrenzenverhältnis
- hohe n-Werte, hohe Verfestigung
- hohe Gleichmaß- und Bruchdehnung
- sehr gute Tiefzieheigenschaften
- Bake-Hardening Verhalten (zusätzliche Festigkeitssteigerung z.B. bei einer Lackeinbrennbehandlung^[8])

Anwendung finden die härtesten Feinbleche u.a. in Haushaltsgeräten und im Automobilbau (Karosserie)^[1].

Um das Fahrzeuggewicht zu reduzieren und gleichzeitig die Sicherheit der Insassen zu gewährleisten, kommen die Dualphasenstähle bei neuen Fahrzeugen zunehmend zum Einsatz. Die hochfesten Stähle ermöglichen die Verwendung dünnerer Bleche für die Karosserie und erhöhen gleichzeitig die Insassensicherheit - trotz der Dickenreduzierung^[12].

Abbildung 2-6 zeigt die Lage vom Dualphasen Stahl im „Bananendiagramm“, hinsichtlich der Dehnungs- und Festigkeitseigenschaften. Dabei sind auch zwei Bauteile angegeben, die aus dem hochfesten Stahl gefertigt wurden.

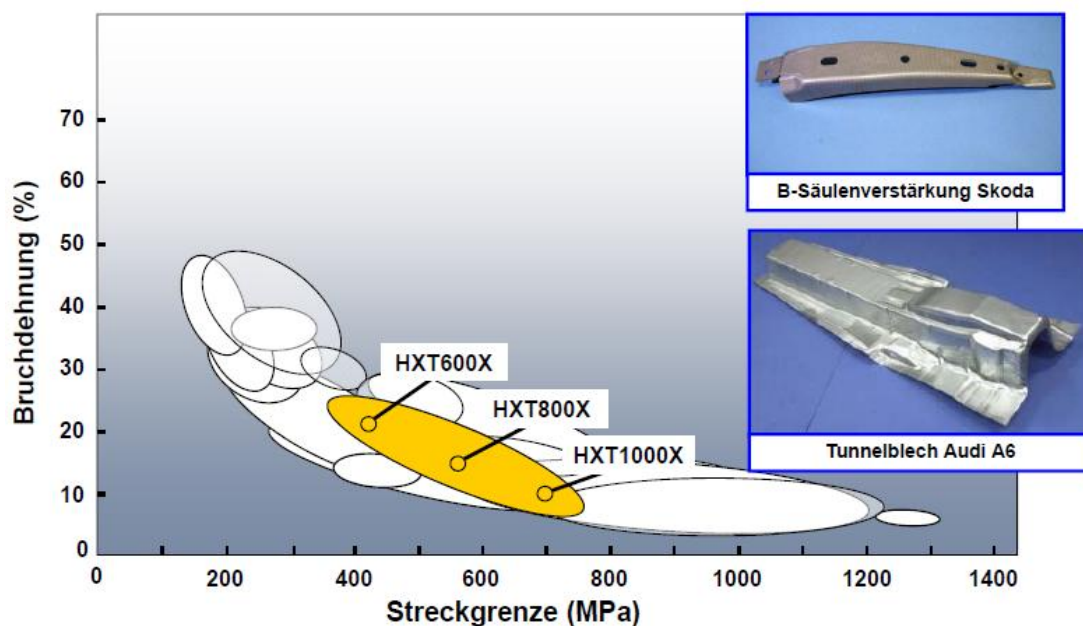


Abbildung 2-6: Bananendiagramm^[13]

Der unterschiedliche Ferrit - und Martensit - Gehalt im Gefüge hat einen starken Einfluss auf das mechanische Verhalten vom Dualphasen Stahl. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 2-7 zeigt den Einfluss der prozentualen Gefügeanteile auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve beim Dualphasen Stahl.

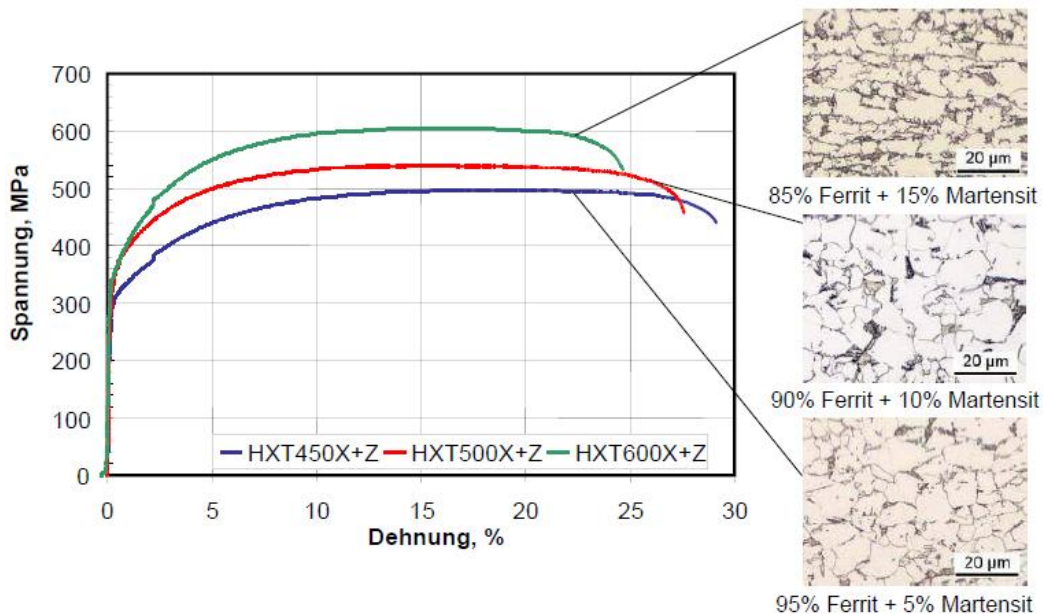


Abbildung 2-7: Spannungs-Dehnungs-Diagramm vom DP-Stahl^[13]

Mit dem Martensitgehalt im Gefüge ist eine lineare Zunahme der Spannung und lineare Abnahme der Dehnung verknüpft. Die Spannung ist bei der Probe mit 15 % Volumenanteil Martensit (grüne Kurve) am höchsten, wobei die Dehnung bei ihr den niedrigsten Wert aufweist.

Im Zugversuch fällt beim Dualphasen Stahl im Vergleich mit konventionellen Automobilbau-Stahlsorten ein kontinuierlicher Fließbeginn und eine relativ niedrige Streckgrenze in Verbindung mit einer hohen Verfestigungsrate auf. In Abbildung 2-8 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven eines Dual-Phasen Stahles (DP500) und zweier einphasig ferritischen Automobilbau-Stähle (H180B: Bake-Hardening Stahl, H320LA: mikrolegierter Stahl) gegenübergestellt^[14].

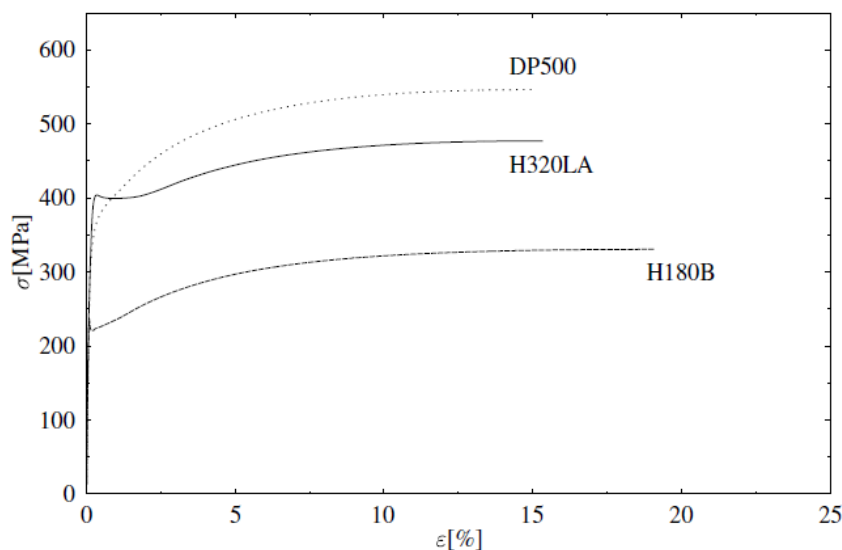


Abbildung 2-8: Spannungs-Dehnungs-Kurven eines Dualphasen Stahls (DP500) und zweier einphasig-ferritischer Automobilbau Stähle (H180B: Bake-Hardening Stahl, H320LA: mikrolegierter Stahl)^[14]

In [15] untersuchte A. Ekrami das Verhalten der Dualphasen Stähle bei höheren Temperaturen ($T = 25 - 550 \text{ }^\circ\text{C}$). Die Auswirkung des Volumenanteils vom Martensit wurde ebenfalls berücksichtigt. Dabei ist er zu folgenden Ergebnissen gekommen:

- Die Zugfestigkeit (UTS - Ultimate Tensile Strength) und die Dehngrenze (YS - Yield Strength) steigen bis ca. $450 \text{ }^\circ\text{C}$ und sinken anschließend bei höheren Temperaturen. Die Änderung der Kennwerte ist verwandt mit der kombinierten Wirkung der dynamischen Rekalterung, Hochtemperatur Erweichung und dem Anlassen des Martensits.

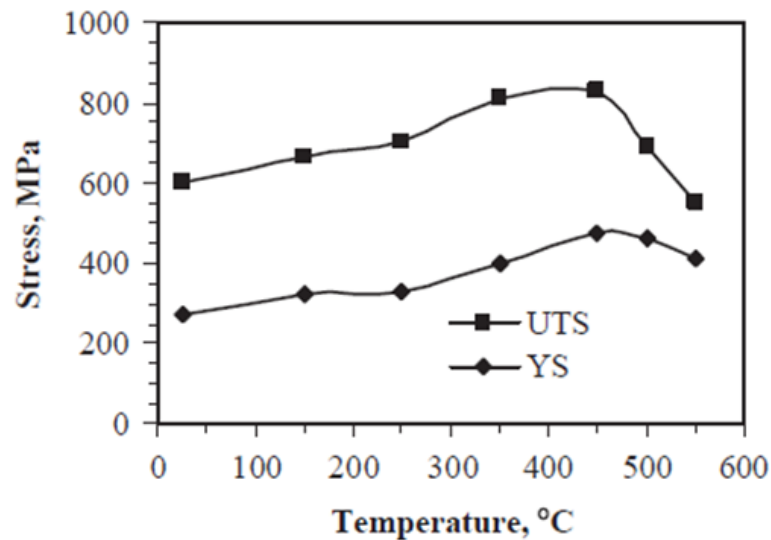


Abbildung 2-9: Temperatureffekt auf die Zugfestigkeit und Dehngrenze im DP Stahl mit 25 % Martensit^[15]

- Bei jeder Prüftemperatur steigt die Dehngrenze und Zugfestigkeit mit dem Martensitanteil. Beide DP Stähle zeigen ähnliche Kurvenverläufe. Nur bei $100 \text{ }^\circ\text{C}$ Prüftemperatur konnte ein Unterschied festgestellt werden. Der DP Stahl mit 25 % Martensit zeigte bei $100 \text{ }^\circ\text{C}$ eine stärkere Festigkeitszunahme als beim DP Stahl mit 37 % Martensit im Gefüge.

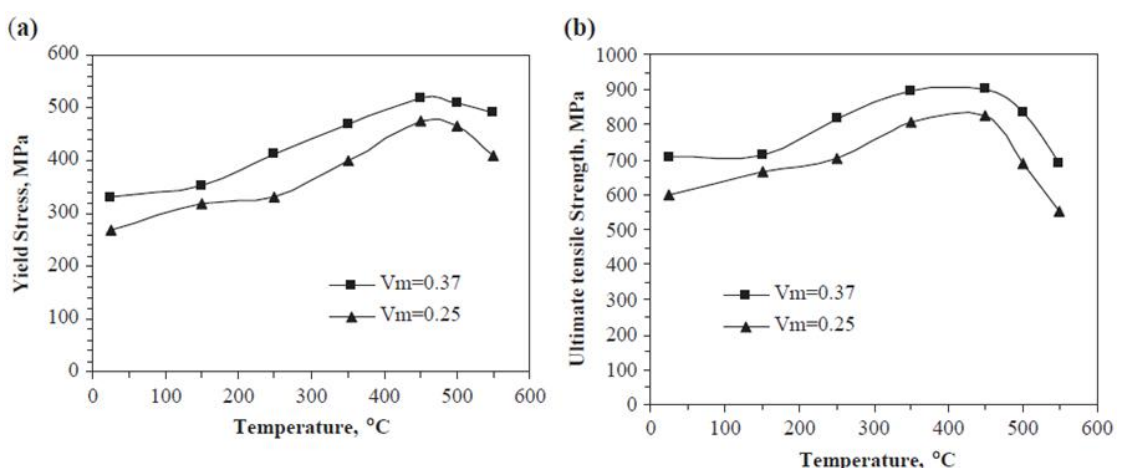


Abbildung 2-10: Einfluss des Martensitanteils (V_m) auf die (a) Dehngrenze (YS) und (b) Zugfestigkeit (UTS)^[15]

- Die Kaltverfestigung ($\Delta\sigma = \sigma_{UTS} - \sigma_{YS}$) steigt beim DP Stahl mit 25 % Martensit bis ca. 350 °C und sinkt anschließend mit der höheren Temperatur. Beim DP Stahl mit 37 % Martensit sinkt $\Delta\sigma$ bis 100 °C Prüftemperatur, d.h. der Erweichungseffekt ist bis dahin dominanter. Zwischen 100 und 350 °C steigt die Kaltverfestigung, bevor sie wieder mit der Temperaturerhöhung sinkt^[15].

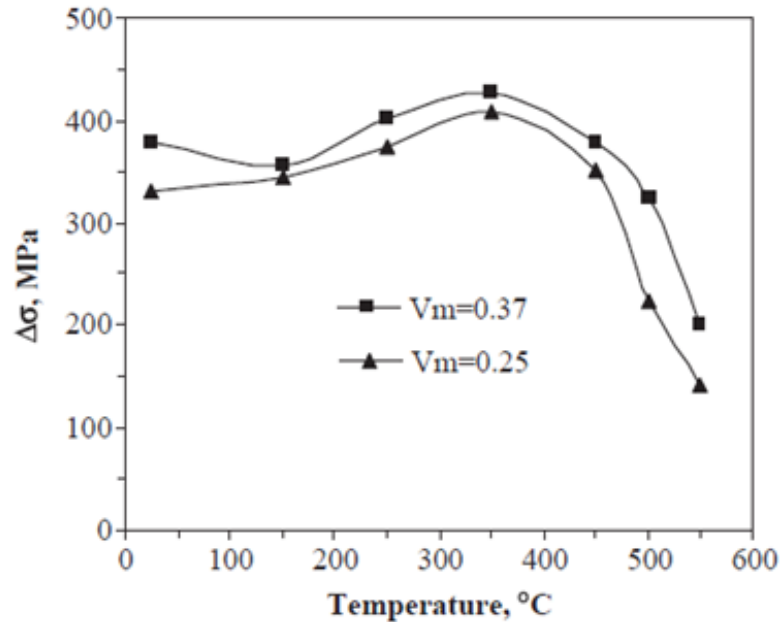


Abbildung 2-11: Einfluss der Temperatur und des Volumenanteils vom Martensit auf die Kaltverfestigung $\Delta\sigma$ ^[15]

2.2.1.1 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Durch die Variation der Abkühlrate kann die Menge an Martensit, die sich während des Abkühlens bildet, beeinflusst werden. Mit den Abkühlraten zwischen 5 und 100 K/s ergeben sich Volumenanteile des Martensits zwischen 6 und 18 % am Ende der Wärmebehandlung. In Tabelle 2-2 ist der Martensitgehalt in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit für den Dualphasen Stahl DP500 dargestellt^[14].

Abkühlrate [K/s]	5	10	25	50	100
Martensitgehalt [Vol.-%]	6	10	11	14	18

Tabelle 2-2: Volumenanteil des Martensits in einer Probe in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit^[14]

2.2.1.2 Chemische Zusammensetzung von DP1000 Stahl

In Tabelle 2-3 sind die Legierungsanteile, die im DP1000 Stahl zulegiert sind, angegeben. Die Angaben stammen von der Partnerfirma voestalpine Stahl GmbH, Linz.

Chemische Zusammensetzung vom DP1000 Stahl								
EN 10338	Werkstoff -Nr.	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	V [%]
HCT980X	1.0944	0,16	0,18	2,3	0,008	0,002	0,054	0,004

Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung vom DP1000 Stahl [voestalpine Stahl GmbH, Linz]

2.2.1.3 Legierungselemente im DP1000 Stahl

Jedes einzelne Element verleiht dem Stahl, je nach Anteil, bestimmte spezifische Eigenschaften. Das Vorhandensein der Legierungselemente im Stahl bringt nur die Voraussetzung für die gewünschten Eigenschaften, erst die Verarbeitung und Wärmebehandlung lässt diese erzielen^[1].

Nachstehend sind die hauptsächlichen Einflüsse von den Legierungs- bzw. Begleitelementen angegeben, die im DP1000 Stahl zulegiert sind.

- **C - Kohlenstoff:**
Kohlenstoff gehört sozusagen zum Stahl und wird deshalb im Sprachgebrauch nicht als Legierungselement bezeichnet. Er ist für die überwiegende Anzahl der Stähle das wichtigste Element und beeinflusst die Stahleigenschaften am stärksten. Mit zunehmendem C-Gehalt steigt die Festigkeit und Härbarkeit, die Dehnung, Verformbarkeit, Schweißbarkeit und Bearbeitbarkeit werden dagegen verringert.
- **Si - Silizium:**
Si desoxidiert. Es begünstigt die Graphitausscheidung und verengt den γ -Bereich stark, erhöht die Festigkeit und Verschleißfestigkeit (Si-Mn-Vergütungsstähle); starke Erhöhung der Elastizitätsgrenze. Si erhöht maßgeblich die Zunderbeständigkeit, so dass die hitzebeständigen Stähle damit legiert werden. Wegen der Beeinträchtigung von Warm- und Kaltverformbarkeit sind aber die möglichen Gehalte begrenzt.
- **Mn - Mangan:**
Mn desoxidiert. Es bindet Schwefel als Mn-Sulfide und verringert dadurch den ungünstigen Einfluss des Eisen-Sulfides. Ar_3 und Ar_1 werden gesenkt. Mn setzt die kritische Abkühlgeschwindigkeit sehr stark herab und erhöht damit die Härbarkeit. Streckgrenze sowie Festigkeit werden durch Mn-Zusatz erhöht.
- **P - Phosphor:**
Wird meist als Stahlschädling betrachtet, da P starke Primärseigerungen bei der Erstarrung der Schmelze und die Möglichkeit zu Sekundärseigerungen im festen Zustand durch die starke Abschnürung des γ -Gebietes ergibt. Da es kaum möglich ist, eine homogene Verteilung des P zu erzielen, versucht man, den P-Gehalt sehr niedrig zu halten.
- **S - Schwefel:**
Verursacht von allen Stahlbegleitern die stärksten Seigerungen. Eisen-Sulfid führt zu Rotbruch bzw. Heißbruch. Die Zähigkeit in Querrichtung wird durch S deutlich verringert.
- **Al - Aluminium:**
Es ist das stärkste, sehr häufig angewandte Desoxidations- und außerdem Denitrierungsmittel. Dadurch wirkt es auch stark begünstigend auf die Alterungsunempfindlichkeit ein. Unterstützt in kleinen Zugaben die Feinkornausbildung. Al erhöht die Zunderbeständigkeit und wird deshalb häufig ferritischen hitzebeständigen Stählen zulegiert. Al engt den γ -Bereich sehr stark ein.
- **V - Vanadium:**
Verfeinert das Primärkorn und damit die Gußstruktur; starker Karbidbildner, dadurch Erhöhung von Verschleißwiderstand, Schneidhaltigkeit und Warmfestigkeit. Wesentliche Verbesserung der Anlassbeständigkeit, Verminderung der Überhitzungsempfindlichkeit. Da V das Korn verfeinert und infolge der Karbidbildung die Lufthärtung hemmt, begünstigt es die Schweißbarkeit von Vergütungsstählen. V engt den γ -Bereich ein und verschiebt den Curie-Punkt zu höheren Temperaturen^[1].

2.3 Widerstandspunktschweißen

Das Widerstandspunktschweißen (Abbildung 2-12) ist ein Widerstandspressschweißverfahren, bei dem die Werkstücke an den Berührungsstellen erwärmt und unter Anwendung von Kraft punktförmig geschweißt werden. Der zur Widerstandserwärmung erforderliche Strom und die Anpresskraft werden über Punktschweißelektroden übertragen. Nach der Anzahl der gleichzeitig geschweißten Punkte kann man das Widerstandspunktschweißen in Einzelpunktschweißen, Doppelpunktschweißen und Vielpunktschweißen unterteilen. Nach der Art der Stromzuführung unterscheidet man das zweiseitige oder direkte Punktschweißen und das einseitige oder indirekte Punktschweißen.

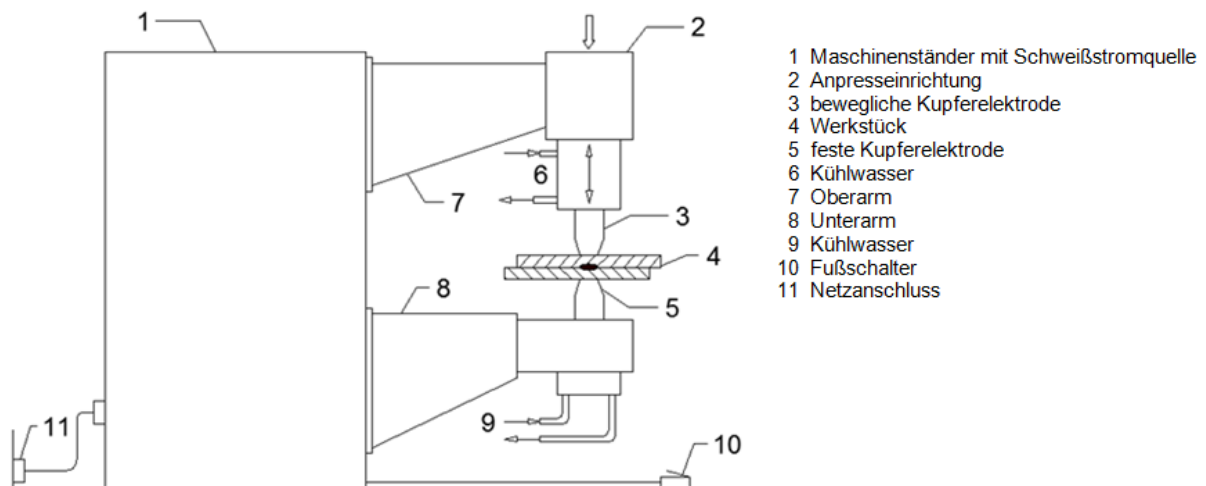


Abbildung 2-12: Widerstandspunktschweißen^[16]

Bei der Punktschweißung erfolgt eine stationäre Wärmeeinbringung. An der Kontaktfläche der Bleche kommt es zu ersten Aufschmelzerscheinungen. Der Temperaturverlauf ist durch einen Abfall, der durch die Wärmeableitung über die Elektrode bedingt ist, gekennzeichnet. Im Schliffbild ist nach erfolgter Ätzung eine Wärmeeinflußzone sichtbar. In der Schmelzzone kommt es zu einer Volumenkontraktion. Um eine Poren- und Lunkerbildung zu vermeiden wird ein Druck aufgebracht. Es kann, abhängig vom Grundwerkstoff, zur Ausbildung einer martensitischen Schmelzzone kommen, was eine sehr schlechte Ausgangssituation für Bauteile darstellt. Die Bildung des Schweißgutes erfolgt bei der Punktschweißung ausschließlich durch den Grundwerkstoff.

Im Moment der Entstehung des Schweißpunktes, wenn der Strom unterbrochen wird, tritt über die Wanddicke ein starker Temperaturgradient auf (Abbildung 2-13). Die Spitzentemperatur, welche im Schweißgut im Bereich der Verbindungszone erreicht wird, fällt nach außen hin ab und steigt im Bereich der Elektrodenkontaktstelle wieder an. Unmittelbar nach der Unterbrechung des Schweißstromes verschwindet diese Temperaturverteilung durch Wärmeableitung in das Bauteil und in die Elektroden wieder sehr rasch^[16].

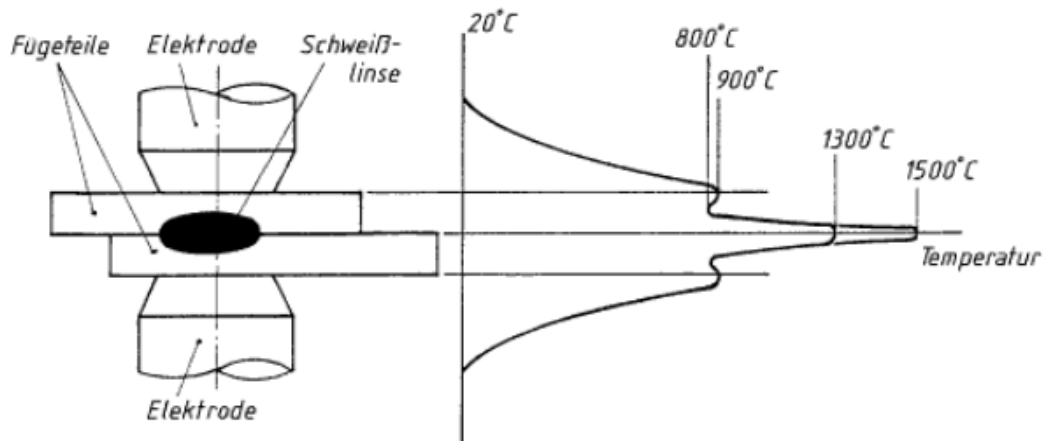


Abbildung 2-13: Temperaturverlauf (schematisch) in den Fügeteilen beim Widerstandspunktschweißen^[17]

2.3.1 Schweißparameter

Die im Werkstück erzeugte Wärmemenge Q errechnet sich aus dem Jouleschen Gesetz:

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (2-1)$$

Dabei bedeutet I den Effektivwert des Schweißstromes in Ampere, R den Widerstand zwischen den Elektroden in Ohm und t die Zeit, während der Strom fließt, in Sekunden. Aus wirtschaftlichen und verfahrenstechnischen Gründen werden kurze Schweißzeiten gefordert, um so einen stärkeren Abfluss der Wärme zu verhindern und den Werkstoff thermisch nicht zu hoch zu belasten. Die erforderliche Wärmemenge wird daher durch relativ hohe Stromstärken erzeugt.

Der in die Berechnung der Wärmemenge eingehende Widerstand setzt sich aus zwei Anteilen zusammen:

- den Stoffwiderständen und
- den Kontaktwiderständen.

Der Stoffwiderstand ist eine werkstoffspezifische Größe, beeinflusst durch die Temperatur und die Ausbildung des Strompfades zwischen den Elektroden. Damit kann der Stoffwiderstand durch den Durchmesser und die Form der Elektrode etwas beeinflusst werden.

Die Kontaktwiderstände treten einmal zwischen den Elektroden und den Fügeteiloberflächen auf, zum anderen an der Kontaktstelle der zu verschweißenden Teile. Die Widerstände Elektrode-Blech sollten möglichst klein sein, was durch eine hohe elektrische Leitfähigkeit der Elektroden, eine saubere Oberfläche der Bleche, eine angemessene Kontaktkraft sowie Form und Größe der Kontaktfläche erzielt werden kann. Für die Schweißung von großem Einfluss ist - insbesondere zu Beginn des Schweißvorganges - der Kontaktwiderstand zwischen den Fügeteilen, da an dieser Stelle zur Bildung der Schweißlinse die größte Wärmeenergie erforderlich ist. Von Einfluss sind hier neben der Presskraft und der Stromdichte insbesondere die Eigenschaften der Randschichten, Rauigkeit und Leitfähigkeit. Eine besondere Rolle spielt die Schweißzeit. Da es in der Praxis nicht möglich ist, die Temperatur an der Verbindungsstelle zu erfassen und damit den Ablauf der Schweißung zu steuern, wird die für das Schweißen günstigste Temperatur an der Verbindungsstelle bevorzugt über die Zeit, während der Strom fließt (Stromzeit), gesteuert. Abbildung 2-14 gibt den zeitlichen Verlauf der wichtigsten Parameter beim Herstellen einer Punktschweißung ohne Steuerprogramm für Kraft und Strom wieder^[17].

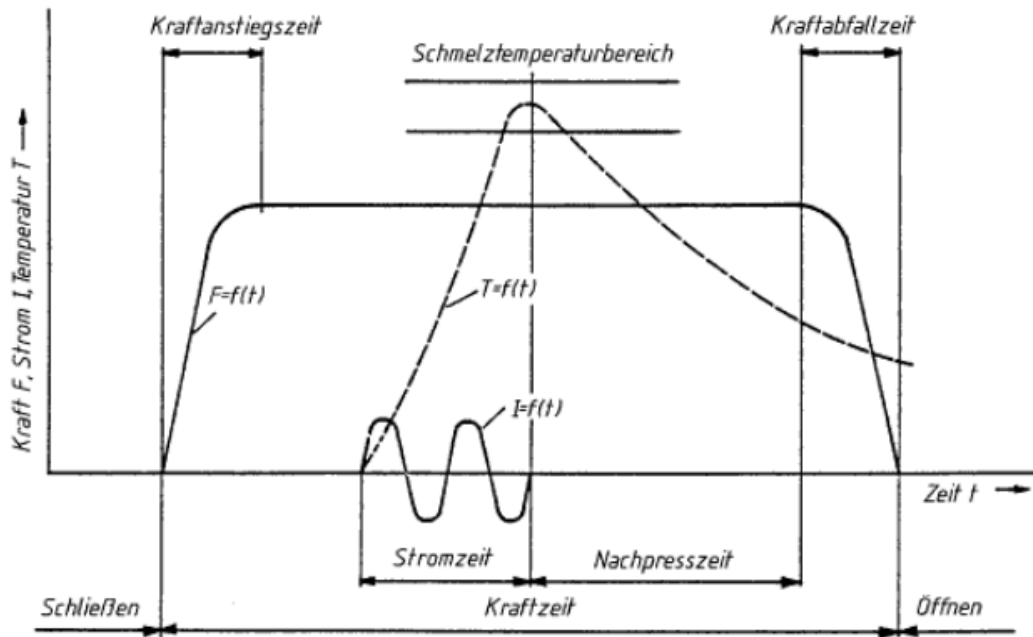


Abbildung 2-14: Verlauf von Kraft, Schweißstrom und Temperatur in Abhängigkeit von der Zeit beim Punktschweißen (schematisch)^[17]

2.3.2 Schweißelektroden

Den Elektroden kommt beim Punktschweißen große Bedeutung zu. Gefordert werden:

- eine große elektrische und thermische Leitfähigkeit,
- eine hohe Festigkeit und Härte (Wärmehärte),
- eine hohe Erweichungs- und Rekristallisationstemperatur und
- eine geringe Neigung zum Anlegieren.

Die Elektrodenwerkstoffe sind in DIN ISO 5182 genormt^[17]. Eine typische Legierung ist CuCr1Zr^[18]. Die Form der Elektroden - gerade, gekröpft - ist in erster Linie von der Bauteilform abhängig (Abbildung 2-15)^[17].

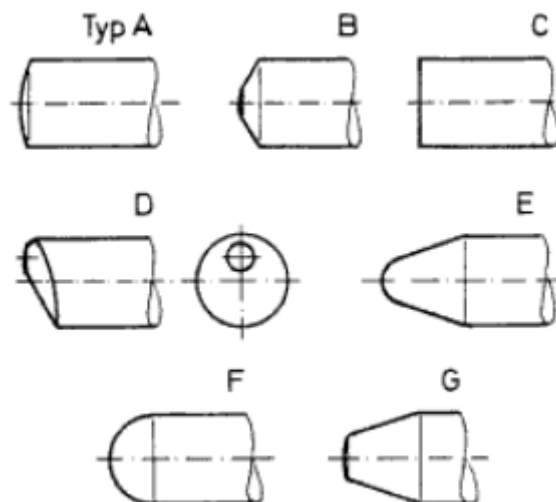


Abbildung 2-15: Elektrodenformen für das Punktschweißen (nach ISO 5821)^[17]

2.4 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Die Umwandlung von Austenit in Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit ist abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit. Die Beschreibung der Phasenänderungen ist bei beschleunigter Abkühlung mit Hilfe des metastabilen Systems Eisen-Eisenkarbid nicht mehr möglich.

Dies führte zu der Entwicklung von Umwandlungsschaubildern, in denen die Kinetik der Umwandlung und Auflösung der Austenitphase berücksichtigt wird. Diese Schaubilder sind unter dem Begriff der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU-) Schaubilder bekannt^[19].

Man unterscheidet zwischen dem ZTU-Schaubild für isotherme Umwandlung (Abbildung 2-16) und für kontinuierliche Abkühlung (Abbildung 2-19). Es ist zu beachten, dass jeder Stahl ein charakteristisches ZTU-Schaubild aufweist^[8].

2.4.1 Isothermes ZTU-Schaubild

Bei isothermischer Umwandlung wird nach dem Austenitisieren möglichst schnell auf die entsprechende Umwandlungstemperatur abgekühlt und anschließend eine vorgegebene Zeit gehalten. Danach wird der Stahl abgeschreckt, um den erhaltenen Gefügestand einzufrieren.

Im isothermischen ZTU-Schaubild sind die Zeitpunkte für den Umwandlungsbeginn und das Ende der Umwandlung von Austenit bei verschiedenen Umwandlungstemperaturen eingetragen und durch einen Kurvenzug miteinander verbunden. Die Felder der Ferrit-, Perlit-, Bainit- und Martensitumwandlung werden mit F, P, B und M bezeichnet. Häufig ist die Umwandlungsstufe des Bainits auch mit Zwischenstufengefüge (Zw) gekennzeichnet. Der Beginn der Martensitumwandlung wird durch die Martensit-Start-Temperatur M_s (s = start) gekennzeichnet. Die gebildete Martensitmenge ist praktisch unabhängig von der Haltedauer. Die Lage der Umwandlungslinien für den Beginn der Ferrit- und Martensitbildung ist sehr stark vom Legierungsgehalt der Stähle abhängig. Abbildung 2-16 zeigt das isothermische ZTU-Schaubild des Stahles 42CrMo4^[19].

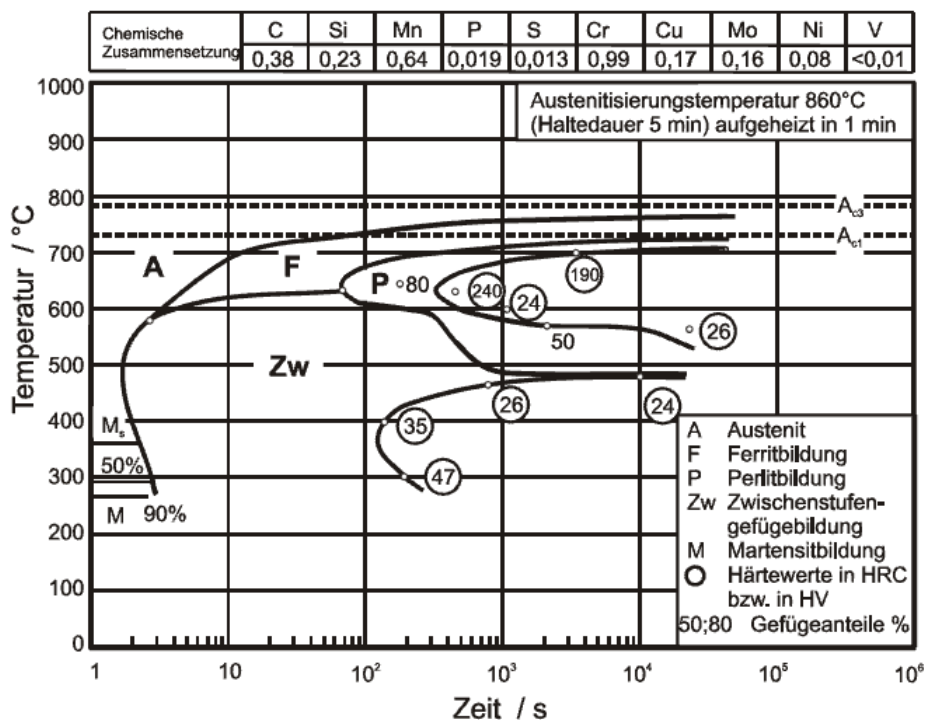


Abbildung 2-16: Isothermes ZTU-Schaubild für den Werkstoff 42CrMo4^[8]

Das isotherme ZTU-Schaubild ist parallel zur Zeitachse zu lesen. Daraus können Zeitpunkte, bei denen eine Umwandlung beginnt und endet, für eine bestimmte Haltezeit abgelesen werden^[8].

Der prinzipielle Vorgang der diffusionsgesteuerten Umwandlung wird im Folgenden schematisch an Hand einer Umwandlung von Austenit in Ferrit erklärt und dargestellt (Abbildung 2-17).

Die geschwindigkeitsbestimmenden Schritte der diffusionsgesteuerten Umwandlung sind erstens die Keimbildung und zweitens das Keimwachstum durch Diffusionsvorgänge. Der erste grundlegende Schritt einer Gefügeumwandlung besteht in der Bildung neuer Keime. Die Bildung der Ferritkeime wird bei niedrigen Temperaturen begünstigt (Abbildung 2-17, unteres Teilbild), dagegen entstehen bei hohen Umwandlungstemperaturen erst nach längeren Haltezeiten wenige neue Ferritkeime in einem Austenitkorn (Abbildung 2-17, oberes Teilbild). Obwohl der Ferritkeim bei hohen Temperaturen (=hohe Diffusionsgeschwindigkeit) sehr schnell wachsen kann, müssen die wenigen Ferritkeime relativ große Wege zurücklegen, bis das Austenitkorn vollständig aufgezehrt ist, was entsprechend lange Zeiten erfordert.

Temperatur	Keimbildung	Keimwachstum	Ende des Kristallwachstums
hoch			
niedrig			
Legende:	<ul style="list-style-type: none"> • gebildeter Ferrit-Keim ◻ Austenitkorn 	<ul style="list-style-type: none"> ★ schnell wachsender Ferrit-Keim ✱ langsam wachsender Ferrit-Keim 	<ul style="list-style-type: none"> neue gebildete Ferrit-Körner ehemalige Austenitkorngränze

Abbildung 2-17: Einfluss der Temperatur auf Keimbildung, Keimwachstum und Korngröße am Beispiel der Umwandlung von Austenit in Ferrit (schematisch)^[19]

Findet die Umwandlung bei niedrigen Temperaturen statt, bilden sich zwar sehr viele Keime, jedoch laufen bei geringen Temperaturen die Diffusionsvorgänge erheblich langsamer ab, so dass auch das Keimwachstum stark eingeschränkt ist. Trotz der kleineren Diffusionswege wird auf Grund des verlangsamten Keimwachstums eine längere Zeitspanne benötigt, bis die Umwandlung vollständig abgeschlossen ist (Abbildung 2-17, unteres rechtes Teilbild).

Sowohl bei sehr hohen, als auch bei sehr niedrigen Umwandlungstemperaturen werden also entsprechend lange Zeiten bis zur vollständigen Gefügeumbildung benötigt. Für eine bestimmte Umwandlungstemperatur, bei der günstige Bedingungen für Keimbildung und Keimwachstum gleichzeitig vorliegen, wird folglich auch eine minimale Zeit für die Bildung eines neuen Gefüges benötigt. Erkennbar ist dies an der „nasenförmigen“ Ausbildung der Umwandlungsbereiche für Ferrit Perlit und Bainit.

Auf Grund der Vorgänge von Keimbildung und Keimwachstum ist auch zu erklären, warum ein feinkörniges (feinlamellares) Gefüge bei niedrigen Temperaturen und ein grobkörniges Gefüge bei erhöhten Temperaturen entstehen. Aus den Keimen zu Beginn der Umwandlung bilden sich durch Diffusion Körner mit ihren Korngrenzen aus. Stoßen die Korngrenzen

aneinander, ist kein umwandlungsfähiges Gefüge mehr vorhanden und die Umwandlung ist beendet. Folglich entstehen aus vielen Keimen bei niedrigen Temperaturen feinkörnige und aus wenigen Keimen bei hohen Temperaturen grobkörnige Gefüge^[19].

2.4.1.1 Erstellung eines isothermen ZTU-Schaubildes

Es werden vollständig austenitisierte Stahlproben rasch auf verschiedene Umwandlungstemperaturen abgekühlt, auf dieser Temperatur gehalten, und die Umwandlungsvorgänge dabei durch geeignete Methoden (dilatometrisch oder metallographisch) beobachtet.

Bei der metallographischen Untersuchung sind umfangreiche Versuchsreihen notwendig, die so ablaufen:

1. Austenitisieren vieler Proben in einem Ofen.
2. Abschrecken einzelner Proben in einem auf Versuchstemperatur vorgewärmten Salzbad und Verweilen darin mit einer definierten Zeit.
3. Abschrecken der Probe in Wasser \Rightarrow der noch nicht umgewandelte Austenit wandelt auf Grund der hohen Abkühlgeschwindigkeit in Martensit um.
4. Die Vorgänge 2 und 3 sind so oft wie nötig zu wiederholen.
5. Abarbeiten der Randschicht und anschließend Bestimmung der Gefügemengen.

Mit den gewonnenen Daten (Temperatur des Salzbad, Verweildauer, Gefügemengen) kann nun das ZTU gezeichnet werden. Dazu sucht man jene Verweildauer bei einer bestimmten Temperatur die gerade noch kein Umwandlungsprodukt erkennen lässt, und jene Zeit bei der gerade der gesamte Austenit in das gesuchte Produkt umwandelte.

Beim Dilatometerverfahren wird die Längenänderung, die durch ein unterschiedliches Volumen von kubisch raum- und flächenzentrierten Kristallen (wegen der höheren Packungsdichte von γ -Eisen) hervorgerufen wird, der Proben gemessen. Notiert man zusätzlich zu Längenänderung und Temperatur auch noch die Zeit, so lässt sich die Umwandlungsstart- und Umwandlungsende-Zeit ermitteln. In Abbildung 2-18 ist eine Dilatometerkurve stark vereinfacht dargestellt^[20].

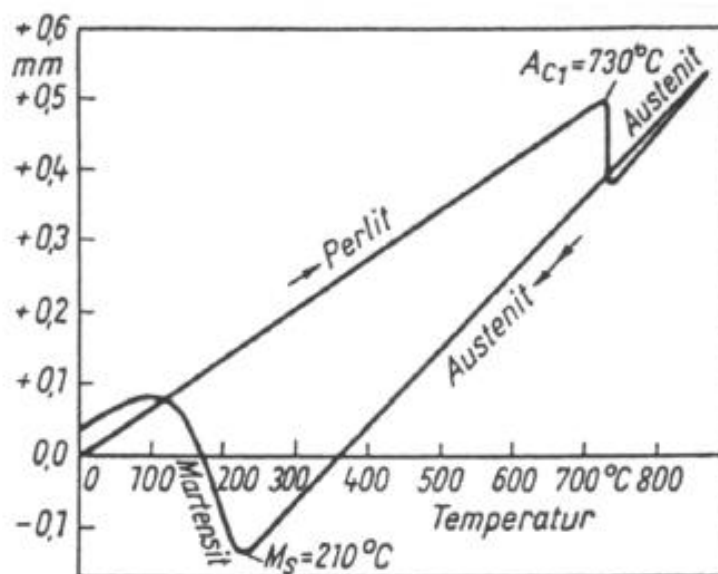


Abbildung 2-18: Dilatometerkurve bei der Umwandlung der Raumgitter (kontinuierliche Temperaturführung)^[20]

2.4.2 Kontinuierliches ZTU-Schaubild

Im kontinuierlichen ZTU-Schaubild sind Abkühlkurven mit exponentiellem Verlauf eingetragen. Im Allgemeinen sind für die Aufstellung eines vollständigen Schaubildes 10 bis 12 Abkühlkurven erforderlich. Das Diagramm darf nur entlang der Abkühlbahnen gelesen werden. Die Abkühlbahnen sind als Parameter im Schaubild eingetragen (Abbildung 2-19).

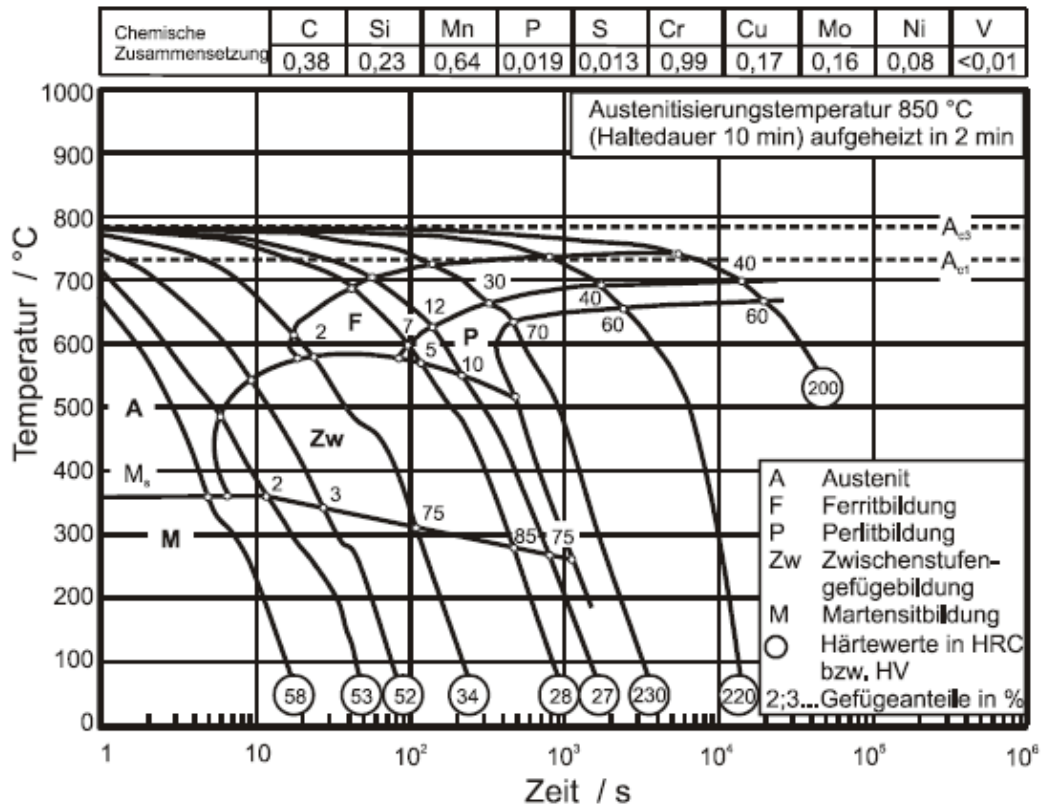


Abbildung 2-19: Kontinuierliches ZTU-Schaubild für den Werkstoff 42CrMo4^[8]

Grundsätzlich werden bei allen ZTU-Schaubildern die Austenitisierungstemperatur, die Haltezeit und die Aufheizgeschwindigkeit angegeben. Das ZTU-Schaubild besitzt nur Gültigkeit für die jeweiligen Austenitisierungsbedingungen und die entsprechende chemische Zusammensetzung des Stahles. Am Ende der Abkühlkurven sind im Allgemeinen die Härtegrade der entstandenen Gefüge nach Rockwell (2 stellig, Abkürzung HRC) oder Vickers (3 stellig, Abkürzung HV) angegeben. An den Schnittpunkten der Abkühlkurven mit den Begrenzungslinien der Existenzfelder werden die prozentualen Gefügeanteile angegeben.

Die ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung entstehen durch Verbinden der Punkte gleichen Umwandlungszustandes auf den Abkühlkurven. Das Gefüge kann entweder nur aus einem Bestandteil (z.B. Martensit) oder aus Gemischen mehrerer Phasen (Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit) bestehen.

Abbildung 2-20 zeigt den Einfluss unterschiedlicher Austenitisierungstemperaturen auf das Umwandlungsverhalten. Infolge einer höheren Glüh­temperatur liegt im Austenit ein vergrößertes Austenitkorn vor. Hierdurch werden die Diffusionswege verlängert, die während der Umwandlung zurückgelegt werden müssen. Infolgedessen verschiebt sich die Phasenumwandlung des Austenits zu Ferrit, Perlit oder Bainit zu längeren Zeiten. Die Verschiebung der Umwandlungspunkte ist jedoch beim Ferrit und Perlit wesentlich stärker ausgeprägt als beim Bainit. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Ferrit- und die Perlitbildung im Gegensatz zur Bainitbildung vollständig diffusionsgesteuerte Prozesse sind.

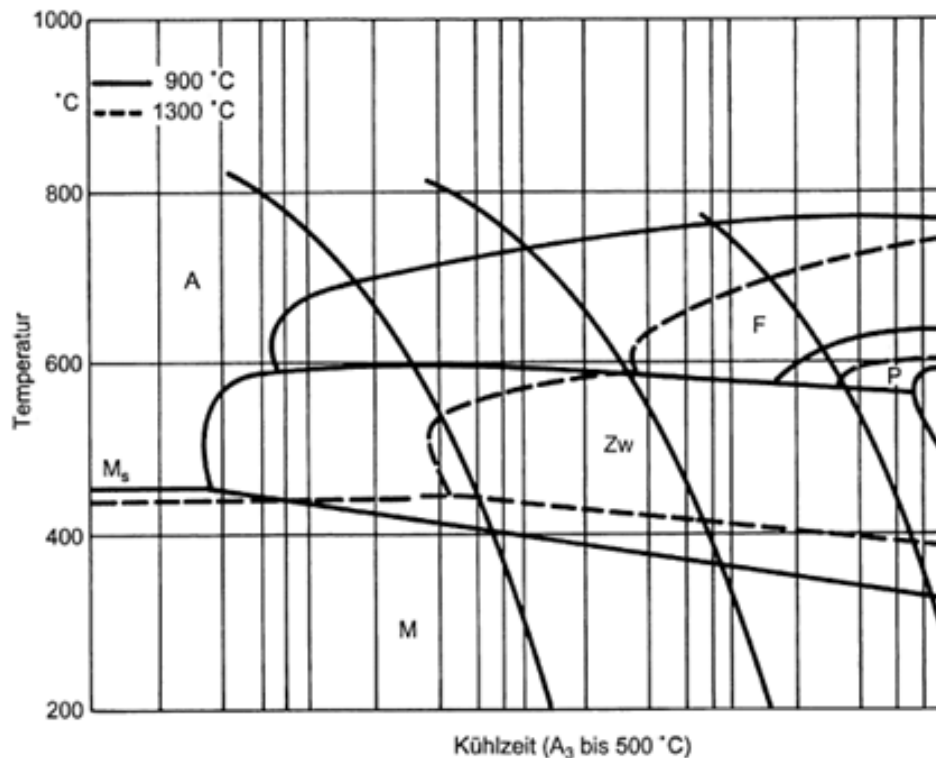


Abbildung 2-20: Verzögerte Umwandlung auf Grund einer erhöhten Austenitisierungstemperatur^[19]

Da beim Schweißprozess eine sehr schnelle Austenitisierung bei Temperaturen oberhalb 1.000 °C erfolgt, sind ZTU-Schaubilder mit Austenitisierungstemperaturen wesentlich unter 1.000 °C und Haltezeiten von mehreren Minuten für die Voraussage der entstehenden Gefüge unbrauchbar. Dies führte zu der Entwicklung der sogenannten Schweiß-ZTU-Schaubilder^[19] (siehe Abschnitt 2.4.3).

2.4.2.1 Erstellung eines kontinuierlichen ZTU-Schaubildes

Der Umwandlungsablauf wird mit den gleichen physikalischen Verfahren (siehe Abschnitt: 2.4.1.1, S. 19) untersucht, aber die Proben werden nicht bei konstanter Temperatur gehalten, sondern mit bestimmten Abkühlgeschwindigkeiten auf Raumtemperatur abgekühlt. Das kontinuierliche Schaubild (siehe Abbildung 2-19) darf nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden.

Beim ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung besagt die Kurve für Umwandlungsende, dass die Umwandlung bei dieser Temperatur abgeschlossen ist, aber unterhalb dieser Temperatur noch umwandlungsfähiger Austenit vorliegen kann. Aus diesem Grund werden am Ende der Umwandlung bei den einzelnen Abkühlkurven Werte für die Menge des entstandenen Umwandlungsgefüges angegeben^[20].

2.4.3 Schweiß-ZTU-Schaubilder

Schweiß-ZTU-Schaubilder ermöglichen Aussagen über das Umwandlungsverhalten und die Gefügeveränderungen von Stählen in der Wärmeeinflußzone beim Schneiden und Schweißen. Dabei gelten die Schaubilder nur für die entsprechenden Austenitisierungsbedingungen mit hohen Spitzentemperaturen und kurzen Haltezeiten. Unter dem Einfluss der hohen Spitzentemperaturen tritt eine Vergrößerung der Austenitkörner auf. Auf Grund der hohen Temperaturen wird die Anzahl der Keime für die γ/α -Umwandlung gesenkt, und es kommt zu einer Umwandlungsverzögerung. Im ZTU-Schaubild sind daher die Umwandlungsgebiete zu längeren Abkühlzeiten und tieferen Temperaturen verschoben^[19] (siehe Abbildung 2-20). Daher können ZTU-Schaubilder, die für die übliche Wärmebehandlung bestimmt sind, die Verhältnisse beim Schweißen nur sehr unvollkommen widerspiegeln, so dass ihre Anwendung in der Schweißtechnik zu gravierenden Fehlern führt^[21].

Schweiß-ZTU-Schaubilder werden genauso wie konventionelle, für die Wärmebehandlung von Stählen bestimmte kontinuierliche ZTU-Schaubilder gelesen. Abbildung 2-21 zeigt das Schweiß-ZTU-Schaubild des Baustahls S 355 J2G3. Als Austenitisierungstemperatur ist die Spitzentemperatur angegeben, die bei Schweiß-ZTU-Schaubildern oft zwischen 950°C und 1.350°C liegt^[19].

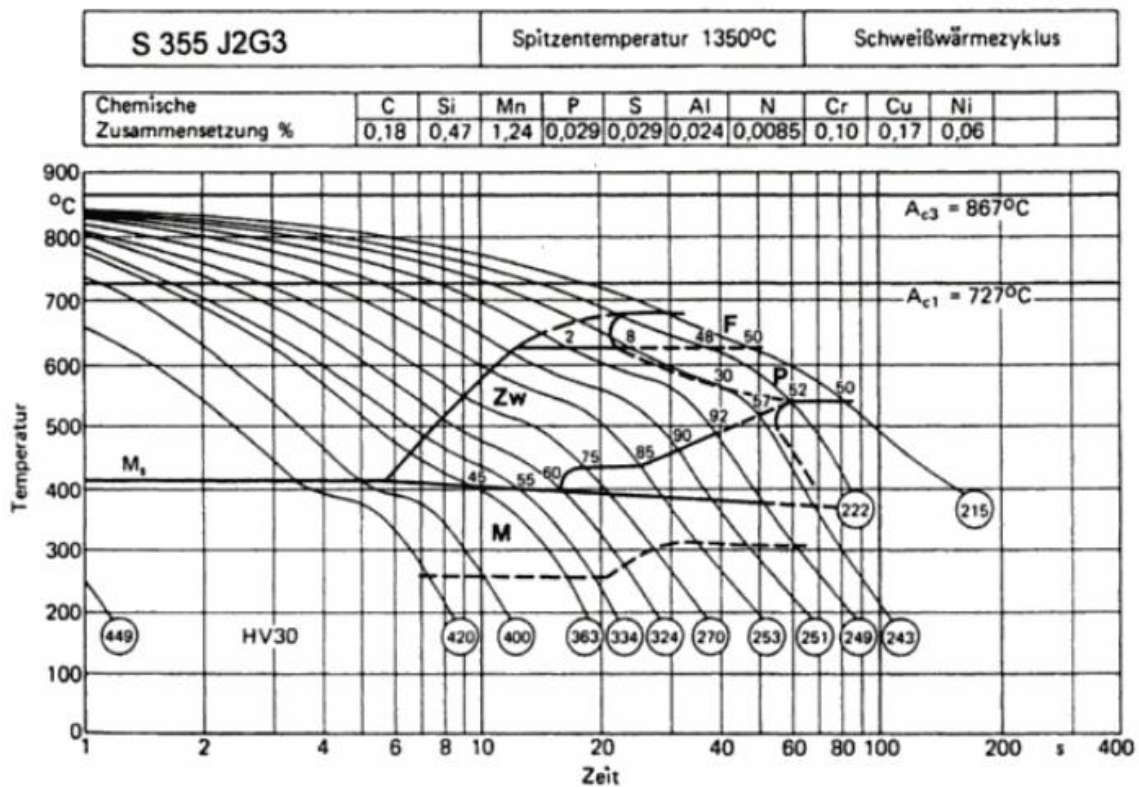


Abbildung 2-21: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl S355 J2G3 mit einer Austenitisierungstemperatur von 1.350 °C^[19]

Durch die Buchstaben F, P, Zw oder M wird darauf hingewiesen, ob die Umwandlung als diffusionsgesteuerte Ferrit- oder Perlitumwandlung (F, P), als diffusionslose geordnete Umwandlung durch einen Umklappvorgang (Martensitumwandlung, M) oder als Zwischenstufenumwandlung (Zw, Umklappvorgang und Diffusion von C) von statten geht. Am Schnittpunkt der Abkühlungskurve mit der nächsten Umwandlungslinie ist die jeweilige Umwandlung abgeschlossen und es beginnt die Umwandlung nach einem anderen Umwandlungsmechanismus. Am Ende eines jeden Umwandlungsbereiches (F, P oder Zw) wird rechts neben der Abkühlungskurve der in dieser Umwandlungsstufe erhaltene

prozentuale Gefügeanteil vermerkt. Beim Überschreiten der Martensit-Startlinie (M_s) ergibt sich der prozentuale Anteil an Martensit im Gefüge durch die Ergänzung der bis zu diesem Zeitpunkt bereits umgewandelten Gefügemengen bis 100 %. Die sich für die vorliegende Gefügezusammensetzung ergebende Härte ist am Ende der Abkühlungskurve im Kreis vermerkt^[21].

2.5 Zugversuch

Der mit Abstand wichtigste Versuch für die experimentelle Untersuchung des Verhaltens metallischer Werkstoffe ist der Zugversuch nach DIN EN 10 002 (bzw. DIN 50 125^[22])^[8].

Dabei wird eine genormte Probe in einer Prüfmaschine gleichmäßig und stoßfrei bis zum Bruch gedehnt. Die Dehngeschwindigkeit muss niedrig sein, damit das Ergebnis nicht verfälscht wird (Spannungszunahme < 10 MPa je Sekunde). Kraft und Verlängerung der Probe werden gemessen und aufgezeichnet.

Dabei wird das Verhalten des Werkstoffes bei stetig zunehmender Zugbeanspruchung unter folgenden Bedingungen beobachtet:

- die Spannung ist gleichmäßig über dem Querschnitt verteilt,
- sie wirkt nur in einer Achse, der Stabachse^[7].

Für Werkstoffe mit ausgeprägter Streckgrenze erhält man im Spannungs-Dehnungs-Diagramm den typischen Verlauf mit linearelastischem Bereich, Fließbereich, Verfestigung, Höchstlastpunkt, Lastabfall und schließlich Bruch (Abbildung 2-22, mittleres Diagramm).

Für zähe Werkstoffe ohne ausgeprägte Streckgrenze erhält man einen kontinuierlichen Übergang zwischen elastischem und plastischem Bereich (Abbildung 2-22, rechtes Diagramm). Im Zugversuch werden für zähe Werkstoffe die Festigkeitskennwerte Streckgrenze R_e (bzw. Ersatzstreckgrenze $R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit R_m ermittelt. Die Zugfestigkeit entspricht der technischen Spannung (Last bezogen auf Ausgangsquerschnitt) im Höchstlastpunkt, ermöglicht jedoch bei zähen Werkstoffen keine Aussage über den Bruch der Probe. Bei spröden Werkstoffen zeigt sich hingegen keine wesentliche plastische Verformung^[8] (Abbildung 2-22, linkes Diagramm).

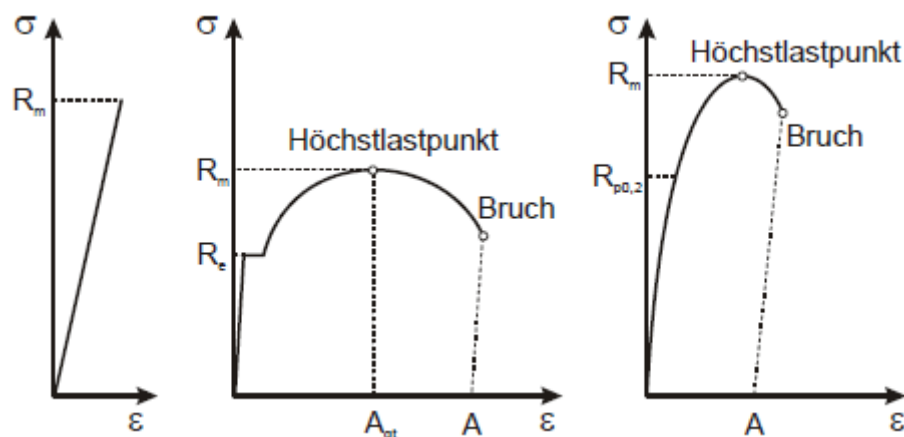


Abbildung 2-22: Fließkurve eines spröden Werkstoffes sowie von zwei duktilen Stählen mit ausgeprägter Streckgrenze (niederfest) und ohne ausgeprägter Streckgrenze (höherfest)^[8]

Mit Hilfe der Messwerte und der Zugprobe werden beim Zugversuch folgende Werkstoffkennwerte ermittelt:

Festigkeitskennwerte:

- Zugfestigkeit:

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

F_m ist die größte Kraft, die während des Versuches an der Probe wirkte. Sie entspricht dem Maximum der Kurve.

- Streckgrenze:

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

F_S ist die Kraft, bei der die Kurve die erste Unstetigkeit zeigt, d.h. wenn die Kraftanzeige erstmals stoppt oder sinkt.

- 0,2 %-Dehngrenze:

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

$F_{0,2}$ ist die Kraft, die die Probe um 0,2 % bleibend gedehnt hat (nach Entlastung). Bei einer Zugprobe werden ja nach Werkstoff entweder Streckgrenze R_e oder 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ bestimmt^[7].

Für die Sicherheitsbetrachtung eines Bauteils sind neben den Festigkeitskennwerten noch weitere Eigenschaften des Werkstoffs wichtig, die ebenfalls im Zugversuch ermittelt werden. Hierzu gehören insbesondere die Verformungsfähigkeit des Werkstoffs mit den Kenngrößen Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z (Verformungskennwerte)^[8].

Verformungskennwerte:

- Bruchdehnung:

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \cdot 100 \% \quad (2-5)$$

Darin ist L_0 die Ausgangslänge und L_u die Endlänge der Probe^[8]. Zur Messung der Endlänge werden die Bruchstücke sorgfältig zusammengepasst.

- Brucheinschnürung:

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

Darin ist S_0 der Ausgangsquerschnitt, der aus dem Durchmesser d_0 berechnet wird. S_u ist die Bruchfläche. Sie wird nach dem Bruch als Mittelwert von zwei aufeinander senkrecht stehenden Durchmessern berechnet.

Steifigkeitskennwert:

- Elastizitätsmodul:

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

Zur Ermittlung des E-Moduls werden zwei zugeordnete Werte von Spannung σ und Dehnung ε im elastischen Bereich eingesetzt. Dabei muss die Dehnung mit Feinmessgeräten ermittelt werden, die auf 1 μm und weniger ansprechen.

Die Werkstoffkennwerte (Tabelle 2-4) des Zugversuches dienen überwiegend als Grundlage für die Abnahme und Qualitätssicherung von Halbzeug und Rohteilen^[7].

Werkstoffkennwert	Formelzeichen	Einheit
Elastizitätsmodul	E	MPa/GPa
Zugfestigkeit	R_m	MPa
Streckgrenze	R_e	MPa
0,2 %-Dehngrenze	$R_{p0,2}$	MPa
Brucheinschnürung	Z	1, %
Bruchdehnung	A	1, %

Tabelle 2-4: Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch^[7]

1 MPa = 1 N/mm²; 1 GPa = 1.000 N/mm²

Bei der technischen Spannung wird die wirkende Kraft F auf den Ausgangsquerschnitt S_0 bezogen:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (2-8)$$

Bei Verformung ist allerdings die Querschnittsfläche S nicht konstant. Wird die Kraft F auf die tatsächliche Fläche S bezogen, so ergibt sich die wahre Spannung σ_w ^[8]:

$$\sigma_w = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{S_0}{S} = \sigma \cdot \frac{L}{L_0} = \sigma \cdot \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \sigma \cdot (1 + \varepsilon) \quad (2-9)$$

Bei der Herleitung von Gleichung (2-9) wird von der Volumenkonstanz bei vollplastischer Verformung Gebrauch gemacht ($S_0 \cdot L_0 = S \cdot L$).

Die wahr Dehnung φ (Umformgrad) entsteht durch Integration der auf die momentane Länge L bezogenen differentiellen Längenänderung dL^[23]:

$$\varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (2-10)$$

Bislang wird die Dehnung

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2-11)$$

angewendet^[8].

Der Zusammenhang zwischen der wahren Dehnung φ und der auf L_0 bezogener Dehnung ε lautet somit^[23]:

$$\varphi = \ln \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \ln (1 + \varepsilon) \quad (2-12)$$

2.5.1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Beim Versuch werden Wertepaare von Kraft und Verlängerung gemessen oder die zugehörige Kurve aufgezeichnet. Es sind Werte, die je nach Probengröße verschieden, also probenabhängig sind.

Die Probenabhängigkeit der Ergebnisse wird durch Einführung von bezogenen Größen, hier Spannung und Dehnung, beseitigt. Damit entsteht aus dem Kraft-Verlängerungs-Diagramm das Spannungs-Dehnungs-Diagramm (probenunabhängig und werkstofftypisch)^[7].

Die Messkurve ist jetzt nur von der Art und Struktur des geprüften Materials, also nicht von den geometrischen Abmessungen der Probe abhängig.

$$\text{Spannung } \sigma = \frac{\text{Kraft } F}{\text{Probenquerschnitt } S_0} \quad (2-13)$$

$$\text{Dehnung } \varepsilon = \frac{\text{Verlängerung } \Delta L}{\text{Messlänge } L_0} \quad (2-14)$$

Die SI-Einheit der Spannung ist 1 N/m² (= 1 Pa). Im Maschinenbau und der Werkstoffkunde wird oft mit der Einheit 1 N/mm² (= 1 MPa) gearbeitet^[24].

Man unterscheidet verschiedene Bereiche im Spannungs-Dehnungs-Diagramm:

- **Geradliniger Teil** (Hooke'sche Gerade): Spannung und Dehnung sind im Rahmen der Messgenauigkeit proportional, d.h. eine Verdoppelung der Spannung würde auch die Dehnung verdoppeln. Es gilt das **Hooke'sche Gesetz**:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (2-15)$$

Die sog. zulässigen Spannungen in einem Bauteil liegen stets auf der Hooke'schen Geraden.

- **Abweichung von der Gradlinigkeit**: In der Regel gibt es kein scharf definiertes Ende der Hooke'schen Gerade (z.B. Aluminium, Kupfer, austenitischer Stahl. Ausnahme: manche un- und niedrig legierten Stähle, insbesondere Baustahl). Das effektive Ende der Hooke'schen Gerade wird als Dehngrenze bezeichnet und wird willkürlich über eine bleibende Verformung der Zugprobe nach Entlastung festgelegt. Die Hooke'sche Gerade steigt bis zu einem Maximum an, das als Streckgrenze (obere Streckgrenze) R_{eH} genannt wird (Abbildung 2-23). Es folgt ein abfallender Teil. Die Streckgrenze ist überschritten, die Probe wird sichtbar gestreckt, ihre glänzende Oberfläche wird matt. Diese stärkere plastische Verformung wird auch als Fließen bezeichnet. Während des Fließens kann die Spannung auch sinken. Das relative Minimum der Kurve ist die untere Streckgrenze R_{eL} .

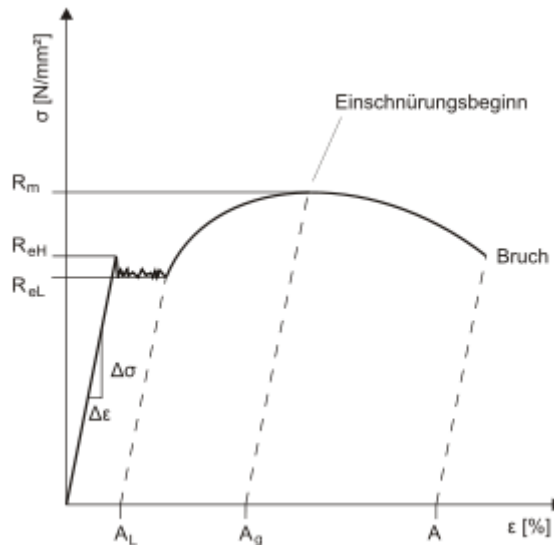


Abbildung 2-23: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze^[24]

Der Abfall der Kurve entsteht durch das schlagartige Losreißen der Versetzungen von Kohlenstoffatomansammlungen, den Cottrell-Wolken. Wenn Versetzungen an anderen Hindernissen gebremst werden, können sie von hinterher diffundierenden Kohlenstoffatomen wieder blockiert werden und müssen sich dann erneut losreißen. So kann eine wellige Spannungs-Dehnungs-Kurve im Bereich der Lüders-Dehnung (A_L) entstehen (siehe Abbildung 2-23).

Bei Werkstoffen ohne ausgeprägte Streckgrenze (Fließgrenze) ist die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ gebräuchlich (Abbildung 2-24). $R_{p0,2}$ ist jene Spannung, die nach der Entlastung eine plastische Dehnung von 0,2 % hervorruft.

Streckgrenze R_e und 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ sind in technischen Dokumenten gleichwertige Grenzspannungen.

Manchmal wird die „technische Elastizitätsgrenze“ genannte 0,01 %-Dehngrenze $R_{p0,01}$ benutzt^[7].

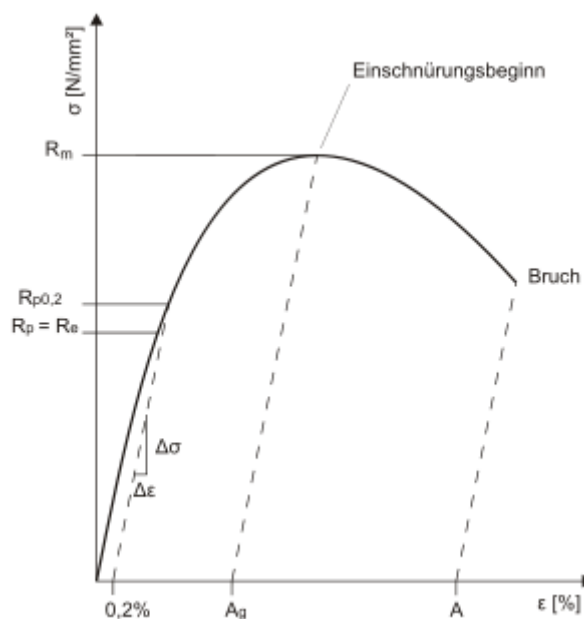


Abbildung 2-24: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze^[24]

Der im Zusammenhang mit Festigkeitsbetrachtungen manchmal gebrauchte Begriff „Fließgrenze“ ist der Oberbegriff für Spannungen, die eine erste größere plastische Verformung ergeben.

- **Ansteigender Teil** (alle Werkstoffe): Mit der plastischen Verformung tritt die Verformungsverfestigung (Kaltverfestigung) auf. Deshalb müssen jetzt für eine weitere Dehnung der Probe auch zunehmende Kräfte bzw. Spannungen aufgebracht werden. Bis zum Maximum der Kurve wird die Probe auf der gesamten Messlänge gleichmäßig dünner. Deshalb wird die bis zum Maximum auftretende Dehnung Gleichmaßdehnung A_g genannt.
- **Absteigender Teil**: Im Maximum der Kurve tritt bei verformbaren Werkstoffen eine örtliche Querschnittsverkleinerung auf. Sie wird Einschnürung genannt. Die weitere Längenänderung der Probe findet nur noch in diesem Bereich statt. Der schnell abnehmende Querschnitt im Einschnürbereich benötigt kleiner werdende Kräfte zu weiterer Dehnung, deshalb sinkt die Kraftanzeige bis zum Bruch. Beim Bruch geht die elastische Dehnung der Probe zurück, übrig bleibt die Bruchdehnung $A^{[7]}$.

2.6 Härteprüfverfahren

2.6.1 Allgemeines

Mit der Härteprüfung wird der Widerstand eines Werkstoffs gemessen, den er dem Eindringen eines härteren Objektes in seine Oberfläche entgegensetzt^[8].

Härte ist der Widerstand des Gefüges gegen das Eindringen eines härteren Prüfkörpers^[7].

Es gibt verschiedene Verfahren zur Härteprüfung (Vickers, Brinell, Rockwell, etc.)^[8]. Bei allen Verfahren wird ein Eindringkörper mit bestimmter Kraft in das Werkstück eingesenkt. Am entstehenden Eindruck wird ein Messwert abgelesen und daraus der Härtewert berechnet. Die Verfahren unterscheiden sich in Eindringkörper, Prüfkraft und Messwert, sowie der Art, wie der Härtewert bestimmt wird.

Abbildung 2-25 zeigt ein Härteprüfgerät, das zur Messung nach mehreren Verfahren geeignet ist. Auf dem verstellbaren Tisch 1 liegt der Prüfling 2, in den der Eindringkörper 3 mittels des Hebelsystems 4 durch die Gewichtskraft geeicher Scheiben 5 eingesenkt wird. Dabei bremst der Stoßdämpfer 6, wenn durch den Handhebel 7 die Arretierung gelöst wird. Auf der Mattscheibe 8 kann der Eindruck vergrößert betrachtet und gemessen werden^[7].

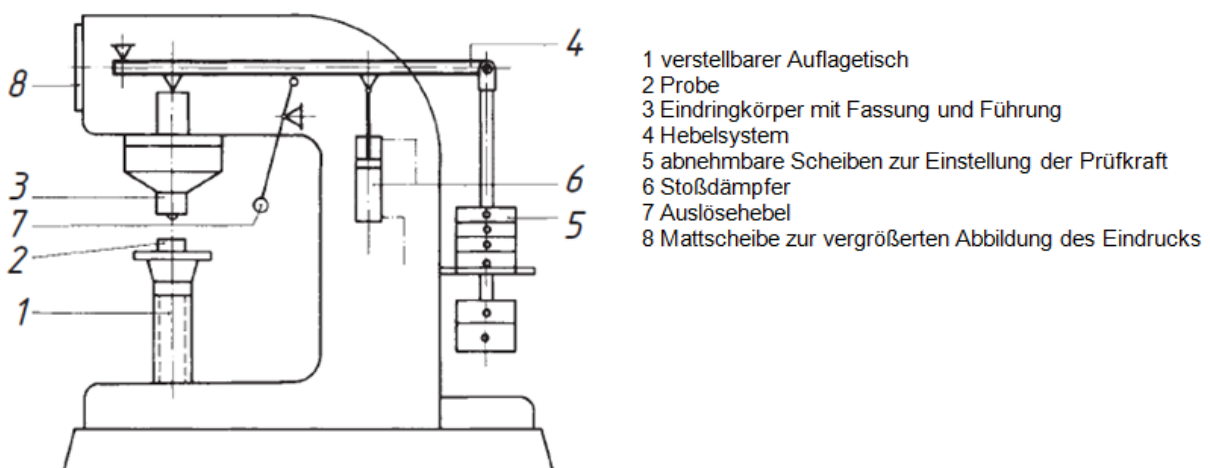


Abbildung 2-25: Schematische Darstellung eines Universal-Härteprüfgerätes^[7]

2.6.2 Härteprüfung nach Vickers

Das heute bei metallischen Werkstoffen am häufigsten eingesetzte Vickers-Verfahren ist in DIN EN ISO 6507-1^[25] genormt und hat eine große Ähnlichkeit mit der Härteprüfung nach Brinell. Als Eindringkörper dient eine Diamantpyramide mit einem Winkel von 136°. Zur normgerechten Kennzeichnung der Vickers-Härte werden der Bezeichnung HV die Prüflast und die Einwirkdauer nachgestellt.

Das Vickers-Härteprüfverfahren kann nach der Höhe der aufgetragenen Prüflasten in den Mikrobereich, mit Lasten unter 1,96 N, den Kleinlastbereich, mit Prüfkraften von 1,96 N bis 49 N und in den Makrobereich, mit Kräften von 49 N bis 980 N, eingestellt werden.

Nach Aufbringen einer bestimmten Prüflast und einer Einwirkdauer von 10 bis 15 s werden die Längen der Diagonalen d_1 und d_2 der eingedrückten quadratischen Grundfläche bestimmt. Abbildung 2-26 zeigt den Abdruck des Prüfkörpers bei der Härteprüfung nach Vickers.

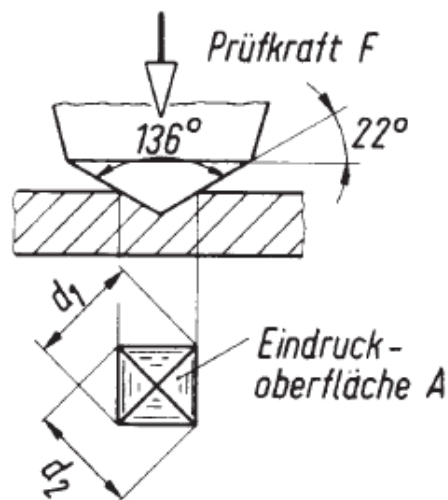


Abbildung 2-26: Härteprüfung nach Vickers: Eindringkörper, Eindruck und Messwert d ^[7]

Mit Hilfe des Mittelwertes $d = (d_1 + d_2) / 2$ kann die entsprechende Härte HV nach folgender Formel bestimmt werden:

$$HV = \frac{0,189 \cdot F}{d^2} \quad (2-16)$$

HV	F	d
1	N	mm

Tabelle 2-5: Einheiten der Vickers-Kennwerte^[7]

Die Vickers-Härte ist für große Prüfkraften bis herab zu etwa 50 N unabhängig von der Prüflast. Für kleinere Prüflasten nimmt die plastische Verformung der Prüfzelle ab, und die elastischen Anteile gewinnen immer größere Bedeutung. Hieraus resultiert ein scheinbarer Härteanstieg für kleinere Prüflasten, da das Verhältnis von plastischer zu elastischer Verformung immer kleiner wird. Bei sehr kleinen Prüflasten, z. B. HV 0,3, nähert sich die Länge des eingedrückten Quadrates den Abmessungen von Gefügekörnern, so dass die Härtewerte letztendlich Einkristallhärtemessungen sind, die von einer Härtemessung zur anderen stark schwanken.

Ein Vorteil des Vickers-Verfahrens ist die gute Vergleichbarkeit der Messwerte mit denen des Brinell-Verfahrens bis zu Härten von 300 HB. Darüber hinaus ist die geforderte Mindestblechdicke für eine Härteprüfung nach Vickers wesentlich geringer als für eine Prüfung nach Brinell. Wegen der kleinen Pyramideneindrücke ist dieses Verfahren für die Messung der Härte an dünnwandigen Bauteilen besonders geeignet.

Das Vickers-Verfahren ist das für die Bestimmung der Härteverläufe in Grundwerkstoff, WEZ und Schweißgut wichtigste Verfahren in der Schweißtechnik^[19].

2.6.3 Vergleich der Härtewerte

Wegen der unterschiedlichen physikalischen Vorgänge bei den einzelnen Messverfahren besteht keine lineare Beziehung unter den gemessenen Härtewerten. Umrechnungsformeln sind nicht bekannt. Mittels zahlreicher Versuchsreihen sind die Umrechnungstabellen nach DIN EN ISO 18265/04^[26] aufgestellt worden. Sie vergleichen in kleinen Sprüngen die verschiedenen Härtewerte.

Zum schnellen Vergleich dienen die folgenden Näherungsformeln:

- Brinellhärte HBW \approx 0,95 HV
- Rockwellhärte HRC \approx 0,1 HV (im Bereich von 200...400 HV)^[7]

Für welche Werkstofftypen die einzelnen Messverfahren besonders geeignet sind, ist in Tabelle 2-6 angegeben.

Verfahren	Abkürzung	Prüfkörper	Last [kg]	Anwendung
Vickers	HV	Diamantpyramide	10	Harte Werkstoffe
Brinell	HB	10 mm Stahlkugel	3.000	Gusseisen und Stahl
Brinell	HB	10 mm Stahlkugel	500	NE-Metalle
Rockwell A	HRA	Diamantkegel	60	Sehr harte Werkstoffe
Rockwell B	HRB	1/16 in.-Stahlkegel	100	Weicher Stahl, Messing
Rockwell C	HRC	Diamantkegel	150	Harte Stähle
Rockwell D	HRD	Diamantkegel	100	Harte Stähle
Rockwell E	HRE	1/8 in.-Stahlkugel	100	Sehr weiche Werkstoffe
Rockwell F	HRF	1/16 in.-Stahlkugel	60	Al, weiche Werkstoffe

Tabelle 2-6: Anwendung der Härteprüfverfahren^[8]

2.7 Eigenspannungen und Schweißspannungen

2.7.1 Definition von Eigenspannungen

Eigenspannungen sind Spannungen, die in einem Bauteil ohne Einwirkung äußerer Kräfte und Momente vorhanden sind. Die Summe der Kräfte infolge der Eigenspannungen ist Null^[28].

2.7.2 Entstehung von Eigenspannungen

Eigenspannungen entstehen immer infolge von plastischen Verformungen. Diese können mechanische, thermische und/oder metallurgische Ursachen haben^[28].

Eigenspannungen werden entsprechend ihrer Verteilung im Makro- bzw. Mikrobereich eines Bauteils in Eigenspannungen I., II. und III. Art unterteilt^[8] (Abbildung 2-27).

- Eigenspannungen I. Art: sind Makroeigenspannungen^[8], über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu konstant - für den Maschinenbau und die Schweißtechnik von Interesse^[28]
- Eigenspannungen II. Art: sind Mikroeigenspannung^[8], erstrecken sich über kleinere Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereich)^[28]
- Eigenspannungen III. Art: sind Nanoeigenspannungen^[8], im Bereich einiger Atomabstände (innerhalb eines Kornes - Einlagerungsatome, Versetzungen, Verzerrungen)^[28]

Wenn alle Kristallorientierungen gleich häufig im betrachteten Volumenbereich vorkommen, so wird bei der Definition von Eigenspannungen von den in Abbildung 2-27 schematisch dargestellten Vorstellungen ausgegangen. Das untere Teilbild zeigt einen Schnitt durch eine Reihe von Körnern. Entlang der x-Achse liegt die im oberen Teilbild gezeigte Spannungsverteilung $\sigma_{y(x)}$ vor^[29]. Aus dieser Darstellung wurden die obigen Definitionen der Eigenspannungen abgeleitet.

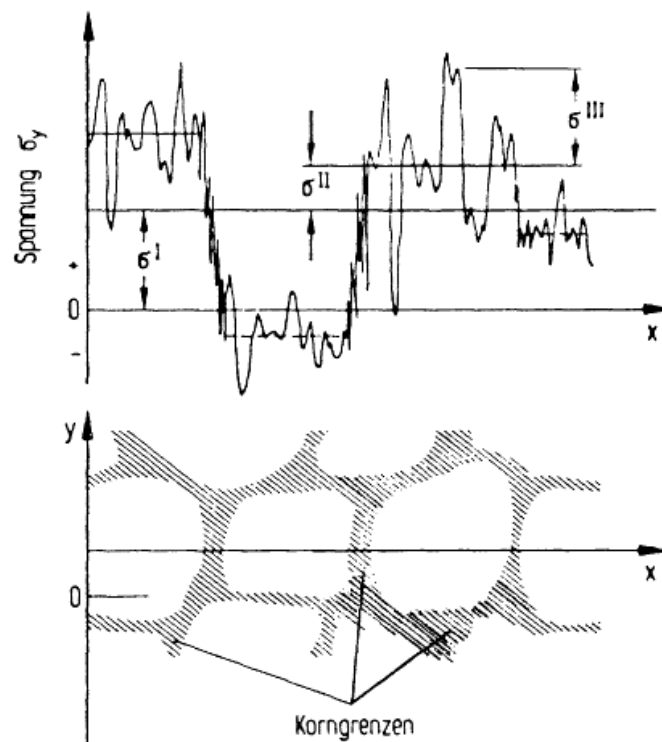


Abbildung 2-27: Überlagerung von Eigenspannungen I., II. und III. Art in mehreren Körnern^[19]

Eine scharfe Abgrenzung der einzelnen Arten gegeneinander ist in aller Regel nicht möglich. Im Sinne einer ingenieurmäßigen Betrachtung sind hierbei vor allem die Makro-eigenspannungen von Bedeutung^[8].

Für den technischen Anwendungsfall ist ein Werkstoff als spannungsfrei anzusehen, wenn sich keine Eigenspannungen I. Art mehr nachweisen lassen. Dieser Zustand ist z. B. durch eine Rekristallisationsglühung zu erzielen.

Aber auch nach dieser Behandlung wird der Werkstoff Eigenspannungen II. und III. Art aufweisen. Es konnte nachgewiesen werden, dass selbst in einem ausgeglühten und langsam abgekühlten Einkristall noch eine Versetzungsdichte von rund 10^8 Versetzungen je cm^2 vorliegt. Ein Werkstoff ist also niemals frei von mikroskopischen Eigenspannungen^[19].

2.7.3 Schweißeigenspannungen

Schweißeigenspannungen sind Spannungen, die sich infolge des Schweiß- und Abkühlprozesses als Folge von örtlich inhomogenen elastischen und plastischen Verformungen in makroskopischen, mikroskopischen und submikroskopischen Bereichen der Schweißnaht, der Wärmeeinflußzone (WEZ) und des Grundwerkstoffes ausbilden, und ohne Einwirkung äußerer Kräfte und/oder Momente nach Erkalten im zusammengeschweißten Körper wirksam sind.

Die nach dem Schweißen vorliegenden Eigenspannungen sind nicht nur als Folge der inhomogenen Temperaturverteilung über die Werkstoffdicke und der dadurch erzwungenen thermischen Ausdehnungen zu erklären, sondern auch als Folge von Umwandlungsvorgängen bei Aufheizung und Abkühlung der Verbindung. Das Entstehen von Schweißeigenspannungen während eines Schweißprozesses kann wie folgt anschaulich erklärt werden:

Beim Schweißvorgang wird der Schweißbereich im Vergleich zur Umgebungstemperatur stark erwärmt und lokal aufgeschmolzen. Der Werkstoff dehnt sich infolge der Erwärmung aus. Die Wärmedehnung wird durch die kältere Umgebung behindert, und es treten dann elastische Wärmespannungen auf. Diese überschreiten teilweise die Fließgrenze, die mit steigender Temperatur abnimmt. Dadurch wird der Schweißbereich plastisch gestaucht und ist nach Abkühlung im Vergleich zur Umgebungstemperatur in seiner Größe reduziert. Er weist dadurch Zugeigenspannungen auf, die durch Druckeigenspannungen in den benachbarten Bereichen ausgeglichen werden. Gefügeumwandlung von Austenit zu Ferrit ist während der Abkühlung mit Volumenvergrößerung verbunden. Tritt die Umwandlung bei niedriger Temperatur auf, bei der die (Warm-) Fließgrenze genügend hoch ist, entstehen in diesem Nahtbereich Druckspannungen und Zugspannungen in der kälteren Umgebung.

Die resultierende Schweißeigenspannungsverteilung ist demzufolge als Vorgang verschiedener Mechanismen zu verstehen, welche in Schrumpf-, Abschreck- und Umwandlungseigenspannungen aufgeteilt werden^[30].

- **Schrumpfeigenspannungen:**

Hierbei handelt es sich um Spannungen die durch gleichmäßige Abkühlung der Naht entstehen. Durch Dehnungsbehinderung der kälteren Bereiche am Rand der Schweißnaht und des Grundwerkstoffes bauen sich längs und quer zur Naht (bei dickeren Blechen auch in Dickenrichtung) Zugspannungen auf.

- **Abschreckeigenspannungen:**

Im Fall ungleichmäßiger Abkühlung erkaltet die Nahtoberfläche schneller als die Kernzone der Naht. Wird infolge der sich aufbauenden Spannungsunterschiede die Warmstreckgrenze des Kernes überschritten, so liegen nach der Abkühlung an der Nahtoberfläche Druckspannungen vor. Der Kern dagegen steht im erkalteten Zustand unter Zugspannungen.

- **Umwandlungseigenstressen:**

Umwandlungen in der Ferrit- und Perlitstufe erzeugen im Normalfall nur geringe Eigenstressen, da im Temperaturbereich der Perlitstufe die Streckgrenze des Stahles noch so gering ist, dass die entstehenden Spannungen durch plastische Verformungen abgebaut werden. Bei Umwandlungen in der Bainit- und Martensitstufe ist dies nicht mehr der Fall. Eine solche Umwandlung des Austenits führt zu einer Volumenvergrößerung (Umwandlung kfz in krz, das kfz-Gitter hat die größte Packungsdichte, außerdem erfolgt eine Volumenvergrößerung durch Gitterverspannung). Im Fall einer homogenen Umwandlung wird die Naht also unter Druckeigenstressen geraten. Erfolgt die Umwandlung der Randschichten vor der des langsamer abkühlenden Kerns, so kann es ähnlich wie bei der Abschreckung zu plastischen Verformungen der Kernzone kommen. In diesem Fall werden nach der Abkühlung Zugspannungen an der Nahtoberfläche vorliegen.

Diese Vorgänge laufen parallel ab und lassen sich im Allgemeinen nicht exakt voneinander abgrenzen. Daher wird der Eigenstressenzustand einer Schweißnaht eine Überlagerung aller Fälle darstellen^[19].

2.7.4 Auswirkungen von Schweißeigenstressen

Beim Schweißen werden z. T. erhebliche Spannungen in die Konstruktion eingebracht. Nicht selten überschreiten diese Eigenstressen die Streckgrenze oder sogar die Zugfestigkeit des Werkstoffes. Dabei darf nicht vergessen werden, dass die Höhe der im Bauteil vorhandenen Eigenstressen die Streckgrenze des Werkstoffes nicht überschreiten kann. Sind die Eigenstressen im Bauteil so hoch, dass die Streckgrenze des Werkstoffes überschritten wird, so setzt eine plastische Deformation ein, und die Spannungen sinken wieder auf das Niveau der Streckgrenze.

Bei Überschreitungen der Streckgrenze reagiert der Werkstoff mit einer plastischen Verformung der Schweißnaht bzw. der WEZ, und es kommt zu einem Verzug des geschweißten Bauteiles. Überschreiten dabei die Schweißeigenstressen die Zugfestigkeit des Werkstoffes auch nur in sehr kleinen Bereichen, so ist eine Rissbildung die Folge^[19].

Eigenstressen und Verzug verhalten sich umgekehrt proportional zueinander. Je größer der Verzug in der geschweißten Konstruktion wird, desto geringer sind die verbleibenden Eigenstressen. Diese Erkenntnis führt zu einer Reihe von Schlussfolgerungen, die für den Verzug einer Schweißkonstruktion von Bedeutung sind. So muss bereits vor dem Schweißen feststehen, ob das Hauptaugenmerk auf einer eigenstressearmen oder einer verzugsfreien Konstruktion liegen soll. Für beide Varianten muss nämlich beim Schweißen unterschiedlich vorgegangen werden.

Beim Schweißen von dünnen Blechen (z. B. Karosserieblech) tritt durch die auftretenden Schrumpfschpannungen oft eine plastische Verformung der Bleche auf, da bei den geringen Blechdicken auch nur geringe Kräfte zur Verformung benötigt werden. Die verschweißten Bleche beulen aus und erfordern nachträglich große Richtarbeit. Eine solche Schweißnaht ist aber nahezu eigenstressfrei.

Mit wachsender Blechdicke wird der Verzug der Fügeteile immer geringer, da bei größeren Blechdicken die Kräfte für die Verformung stark ansteigen. Bei Schweißungen an größeren Blechdicken tritt also ein erheblich geringerer Verzug auf, die Folge sind aber erhöhte Eigenstressen.

Neben dem Verzug existieren noch weitere gravierende Nebenwirkungen der Eigenspannungen auf die Bauteileigenschaften:

- Verringerung oder Erhöhung der Streckgrenze je nach Veränderung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes;
- örtliche Veränderung von Härtewerten (in hochfesten Werkstoffzuständen);
- Kaltrissbildung ohne äußere Belastung;
- Erhöhung der Spröbruchgefahr durch:
 - Erhöhung der Gesamtspannung infolge Addition zu Lastspannungen,
 - Erhöhung der Mehrachsigkeit des Gesamtspannungszustandes,
 - Ermöglichen der spontanen Ausbreitung kleiner Risse;
- Verringerung oder Erhöhung der Dauerschwingfestigkeit durch Zug- oder Druckeigenspannungen an schwingbruchkritischen Stellen;
- Verringerung oder Erhöhung der Knick- oder Beulgefahr durch Zug- oder Druckeigenspannungen an kritischen Stellen;
- Begünstigung von Spannungsrisskorrosion durch Oberflächenzugeigenspannungen;
- Verzug beim Abarbeiten eigenspannungsbehafteter Schichten^[19].

2.7.5 Abbaumöglichkeiten von Eigenspannungen

Eigenspannungen können durch wärmetechnische und mechanische Verfahren abgebaut werden^[8].

- *Temperaturbehandlung (Spannungsrelaxation)*
Durch die Temperaturabhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von Stahl können die Eigenspannungen durch eine Wärmebehandlung abgebaut werden^[28].
- *Spannungsarmglühung*
Prinzip: Herabsetzung der Streckgrenze durch eine Erwärmung. Dadurch kommt es zum Fließen von Bereichen hoher Eigenspannungen. Voraussetzung für dieses Verhalten ist ein plastisches (zähes) Verhalten der Werkstoffe. Die Eigenspannungen werden auf das Maß der Streckgrenze bei der Glühtemperatur herabgesetzt. Eigenspannungen können nicht restlos beseitigt werden, deshalb auch die Bezeichnung der Spannungsarmglühung. Bei der Spannungsarmglühung kommt es immer auch zu einer Anlasswirkung. Die Spannungsarmglühtemperatur liegt bei Vergütungsstählen immer unter der Anlassstemperatur um eine Festigkeitseinbuße des Grundwerkstoffes zu vermeiden^[28]. Das Spannungsarmglühen nach dem Schweißen erfolgt bei Stählen i.Allg. bei 550 bis 650 °C^[8].
- *Mechanischer Spannungsabbau*
Prinzip: Überlastung. Durch eine mechanische Überlastung des Bauteils kommt es im Bereich hoher Eigenspannungen zum Fließen. Voraussetzung ist ein plastisches (zähes) Verhalten der Werkstoffe^[28].
- *Vibrationsbehandlung*
Prinzip: Verringerung der Eigenspannungen durch Vibrationen.
Ein hohes Eigenspannungsniveau in einem Bauteil bedeutet auch hohe Eigenspannungen in seiner Gitter- und Korngrenzenstruktur. Setzt man einen solchen Bauteil in Vibration, so wird an kritischen Stellen eine Wanderung von Versetzungen ausgelöst und damit ein allerdings nur kleiner Anteil der Eigenspannungen verringert. Die Behandlungsdauer beträgt ca. 15 bis 20 Minuten bei einer Frequenz bis 100 Hertz^[29].
In [31] untersuchte D. Djuric die Auswirkung der Vibrationsbehandlung an geschweißtem höchstfestem Stahl. Es wurde dabei kein charakteristischer Abbau der Eigenspannungen festgestellt.

2.8 Dilatometerversuch

Die meisten Metalle haben nur eine Kristallstruktur, das heißt es kommt während einer Erwärmung zu keiner Gitterumwandlung. Einige Metalle (z.B. Fe, Ti, Sn, Co, Zr)^[32] können jedoch bei bestimmten Temperaturen umkristallisieren, d.h. sie treten im festen Zustand in unterschiedlichen Modifikationen auf. Diese Erscheinung heißt Allotropie oder Polymorphie^[6]. Gefügeumwandlungen von Metallen und Legierungen sind mit Änderungen des spezifischen Volumens verbunden. Bei polymorphen Metallen und Legierungen treten die allotropen Modifikationen mit unterschiedlicher Packungsdichte auf, daher ändert sich das spezifische Volumen an Umwandlungspunkten sprunghaft (γ -Fe hat eine größere atomare Packungsdichte, d.h. ein geringeres spezifisches Volumen als das α -Fe)^[32].

Dilatometerverfahren nutzen die mit Phasenumwandlungen verbundenen Änderungen des spezifischen Volumens aus, wobei nicht die Volumenänderungen direkt, sondern die eintretende, temperaturabhängige Längenänderung der Probekörper erfasst wird^[33]. Im Umwandlungsintervall tritt bei kontinuierlicher Temperaturerhöhung neben der Volumenzunahme durch thermische Ausdehnung und der relativen Volumenabnahme durch die Ferrit-Austenit-Umwandlung noch eine relative Volumenzunahme der Probe durch die Karbidauflösung auf. Durch die Überlagerung der gegenläufigen Vorgänge ist die Bestimmung des Umwandlungsendes A_{c3} mitunter schwierig^[34].

Die aus dem Dilatometerversuch erhaltene Dilatometerkurve sagt nichts über die Gefügezusammensetzung eines Werkstoffes aus. Diese müssen metallographisch ermittelt werden. Mit Hilfe der Dilatometerkurven werden die Temperaturbereiche der Phasenumwandlung in der Aufheiz- und Abkühlphase bei einer vorgegebenen Temperaturführung dargestellt.

2.8.1 Abschreck- und Umformdilatometer Typ 805A/D

Das Dilatometer Bähr Typ 805A/D ist ein Abschreck- und Umformdilatometer (Abbildung 2-28) bei dem die Probenerwärmung induktiv mittels einer Induktorspule erfolgt. Es kommt zur Registrierung von Phasen- und Gefügeumwandlungen zum Einsatz. Die ermittelten Umwandlungs- bzw. Umformparameter können für die Erstellung von ZTU- und ZTA-Schaubildern oder die Berechnung von Fließkurven benutzt werden^[35].



Abbildung 2-28: Abschreck- bzw. Umformdilatometer BÄHR Dil805A/D^[35]

In Tabelle 2-7 sind die wichtigsten technischen Daten des Bähr Dilatometers 805A/D angegeben.

	Abschreckmodus	Umformmodus
Temperaturbereich, abhängig vom Probenwerkstoff	20 °C - 1.500 °C -150 °C - 1.100 °C	20 °C - 1.500 °C
Heizprinzip	induktiv	
Atmosphäre	Schutzgas, Vakuum, Luft	
Probengeometrie	Vollproben/Hohlproben ca. d=4 mm, l=10 mm	Vollproben ca. d=5 mm, l=10 mm ca. d=4 mm, l=9 mm
Aufheizgeschwindigkeit	max. 4.000 K/s	max. 100 K/s
Abkühlgeschwindigkeit	max. 2.500 K/s	max. 100 K/s
Umformkraft		25 kN
Deformationsgeschwindigkeit		0,01 - 12,5 s ⁻¹
Umformgrad		0,05 - 1,2

Tabelle 2-7: Technische Daten – Dilatometer Typ 805A/D^[35]

2.8.2 Abschreckmodus

In diesem Dilatometermodus kann eine Voll- oder Hohlprobe induktiv unter Luft, Schutzgas oder Vakuum unterschiedlichsten Temperaturzyklen ausgesetzt werden bzw. auf ein definiertes Temperatur-Plateau aufgeheizt und dann mit verschiedenen (linearen oder exponentiellen) Geschwindigkeiten (auch unter Gas) kontinuierlich abgekühlt werden. Die in dem kontinuierlichen Abkühlprozess oder in der isothermischen Haltephase aufgetretenen Phasenumwandlungen (die auch mehrstufig sein können) sind aus der Längenänderung ersichtlich^[35].

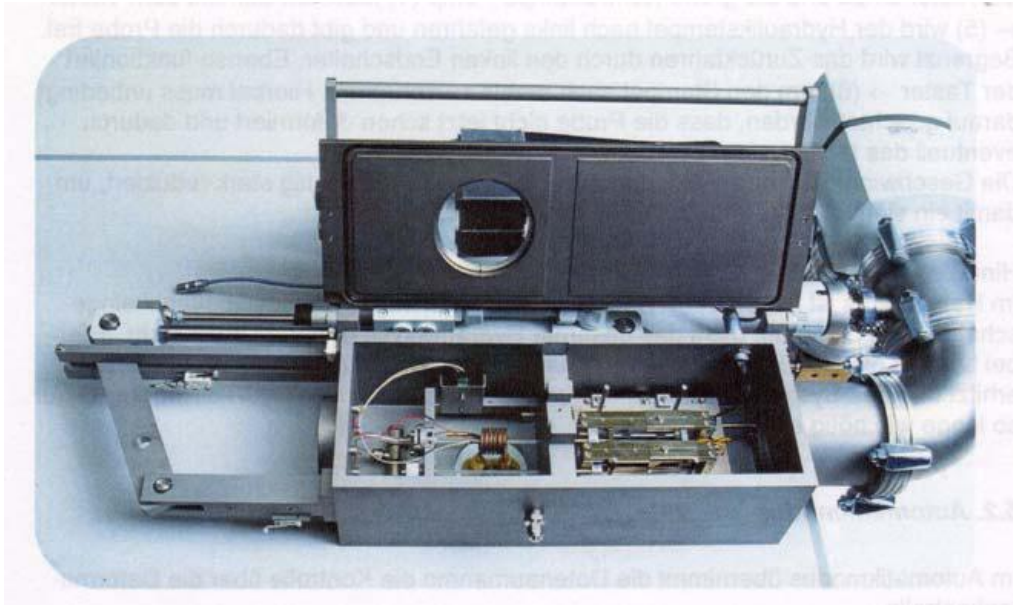


Abbildung 2-29: Kammer des Abschreck- bzw. Umformdilatometers BÄHR DiI805A/D^[35]

2.8.3 Umformmodus

In diesem Dilatometermodus können die Vollproben einem Stauchversuch ausgesetzt werden. Die Deformation kann dabei z.B. linear, mehrstufig, mit einer konstanten Umformrate oder mit einer konstanten Kraft ausgeführt werden^[35].

2.9 Warmzugversuch

Mit steigender Temperatur nimmt die Festigkeit der Werkstoffe stetig ab. Der Warmzugversuch wird angewandt, um die Festigkeit eines Werkstoffs bei hohen Temperaturen zu ermitteln. Ferner können Werkstoffkennwerte wie Elastizitätsmodul, Dehngrenze oder Streckgrenze, Bruchdehnung und Brucheinschnürung bei einer bestimmten Temperatur ermittelt werden. Dabei wird ein Werkstück in die Prüfmaschine gespannt und auf die gewünschte Temperatur vorgewärmt und bei konstanter Temperatur bis zum Bruch gedehnt. Dabei wird - wie beim Zugversuch bei Raumtemperatur - die benötigte Kraft als Funktion der Verlängerung der Probe aufgezeichnet^[36].

Mit Hilfe der Warmzugversuche ist es also möglich, aus direkt ermittelten Messdaten Aussagen über die Entfestigung der Werkstoffe bei erhöhter Temperatur zu erhalten. In dieser Arbeit werden die Warmzugversuche mit kontinuierlicher Versuchsführung, für die Darstellung der Spannung über die Dehnung, durchgeführt. Aus den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen können dann die thermisch-mechanischen Eigenschaften ermittelt werden.

2.9.1 Umformsimulator Gleeble

Die Gleeble 1500 (Abbildung 2-30) ist eine servohydraulische Horizontalprüfmaschine, die eine geregelte mechanische und/oder thermische Belastung von Proben erlaubt^[35]. Mit dem Prüfsystem können Proben verschiedener Geometrie nach definierten Temperaturzyklen erwärmt und dabei gleichzeitig bei bestimmten Temperaturen, mechanisch beansprucht werden. Das thermische und mechanische System wird unabhängig voneinander synchron betrieben. Die mechanische Beanspruchung erfolgt über ein hydraulisches System durch Ziehen oder Drücken der Probe.

Die Probenkammer kann mit Schutzgas geflutet oder unter Vakuum gesetzt werden. Das Aufheizen der Proben erfolgt konduktiv nach dem Prinzip der Widerstandserwärmung, wobei die Probentemperatur mit zentrisch angeschweißtem Thermoelement geregelt und gemessen wird. Durch die Art der Aufheizung entsteht entlang der Probenachse ein starker Temperaturgradient^[35]. Neben den extrem hohen Aufheizraten ist auch ein schnelles Abschrecken mit Luft, Wasser oder anderen Abschreckmedien möglich. Dadurch können Mikrostrukturen ähnlich der wärmebeeinflussten Zone beim Schweißen erzeugt werden.

Während eines Versuches können z.B. Temperatur, Kraft und Weg gemessen werden. Zusatzeinrichtungen wie Querdehnungsaufnehmer, Hochgeschwindigkeitskamera, Wasserbrause für Abschreckversuche etc. erlauben weitere notwendige Möglichkeiten zur Datengenerierung^[35].



Abbildung 2-30: Gleeble 1500

Die technischen Daten der Gleeble 1500 sind in Tabelle 2-8 angegeben. Die Angaben sind von der Probengeometrie abhängig^[35].

Probenbelastung:	0 - 80 [kN]
Kolbengeschwindigkeit:	$0,16 \cdot 10^{-6}$ - 120 [mm/s]
Kolbenweg:	0-101 [mm]
Aufheizrate:	1 - 10.000 [°C/s]
Abkühlrate:	100 - 200 [°C/s]
Abschreckrate:	bis 10.000 [°C]

Tabelle 2-8: Technische Daten Gleeble 1500^[35]

2.9.1.1 Konduktives Heizprinzip

Das Heizsystem der Gleeble 1500 basiert auf dem Widerstandsprinzip. Die Probe ist über wassergekühlte Kupfereinspannbacken an die Sekundärseite eines Hochstromtransformators angeschlossen. Der durch den Transformator erzeugte Niederfrequenzwechselstrom (50 Hz) fließt durch die Probe. Durch den Ohmschen Widerstand der Probe wird die elektrische Leistung in Wärme umgewandelt. Über die Kupfereinspannbacken wird Wärme in axialer Probenrichtung abgeführt. Ist die erzeugte Wärme größer als die abgeführte, erhöht sich die Temperatur, ist sie kleiner, sinkt die Temperatur der Probe.

Im Vergleich zum induktiven Prinzip ist die Erwärmung beim Widerstandsprinzip, durch die niedrige Stromfrequenz über den Probenquerschnitt relativ gleichmäßig, wogegen bei der induktiven Erwärmung durch den Skin Effekt (von engl. *Skin* für Haut) der Stromfluss zur Probenoberfläche gedrängt wird.

Durch die Einspannung der Gleeble-Proben in wassergekühlte Kupfereinspannbacken bildet sich bei der konduktiven Erwärmung der Proben ein glockenförmiges Temperaturprofil über der Probenlänge aus. Im Mittelbereich der Proben kann ein Bereich abgegrenzt werden, in dem die Temperatur nahezu konstant ist^[27].

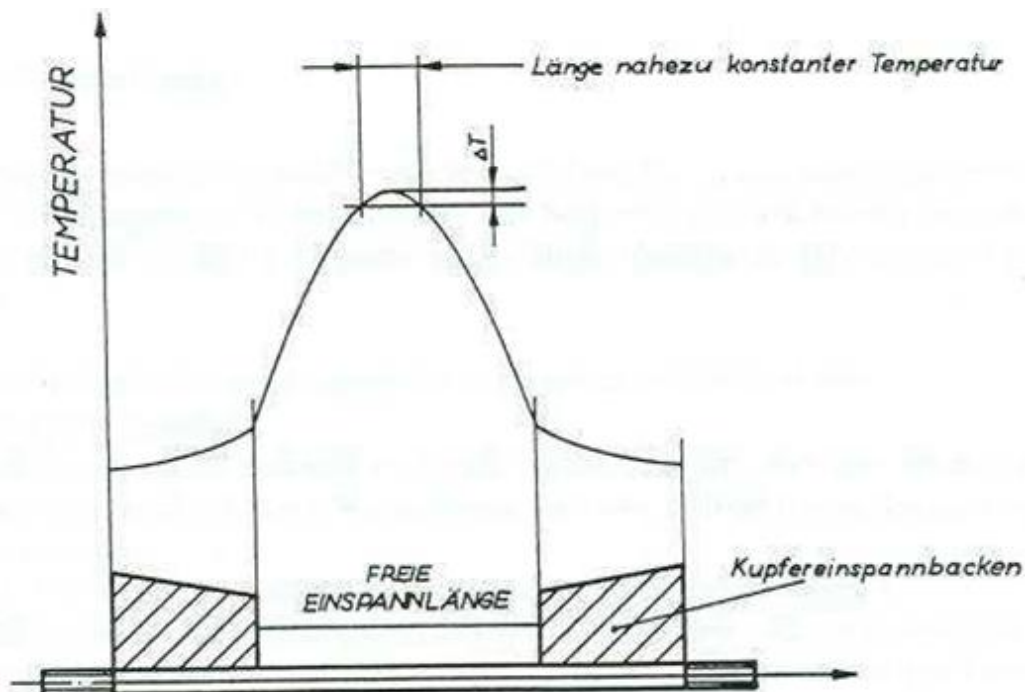


Abbildung 2-31: Prinzipielles Temperaturprofil über der Probenlänge^[37]

2.9.1.2 Temperaturmessung

Die Temperaturmessung erfolgt mit einem zentrisch angeschweißten Thermoelement. Ein Thermoelement besteht aus zwei unterschiedlichen und an einem Ende verbundenen, meistens verschweißten Metalldrähten.

Für das Prüfsystem können folgende zwei Thermoelemente verwendet werden:

- Nickel-Chrom/Nickel -270 bis 1.372 °C (Typ K; häufigster Typ)
- Platin-Rhodium/Platin 0 bis 1.600 °C (Typ S; für hohe Temperaturen)^[38]

Das Ni-Cr/Ni Thermoelement liefert ein stärkeres Ausgangssignal (höhere Thermospannung) als das Pt-Rh/Pt Element^[39]. Das Ni-Cr/Ni Thermoelement ist weniger temperaturbeständig, kurzzeitig kann er jedoch bis zu 1.300 °C eingesetzt werden^[27]. Wegen dem stärkeren Ausgangssignal und der ausreichenden Temperaturbeständigkeit wird das Ni-Cr/Ni Thermoelemente für den gesamten Versuchsumfang verwendet.

Das Thermoelement wird in der Mitte der Probe mittels Kondensatorentladungsschweißen platziert. Der Abstand zwischen den beiden Schweißpunkten ist möglichst gering zu halten. Die Schweißpunkte dürfen sich nicht berühren und sie müssen normal zur Probenachse in einer Ebene sein.

2.9.1.3 Messung mechanischer Größen

Das Prüfsystem Gleeble besitzt Einrichtungen zur messtechnischen Erfassung der Kolbenverschiebung, d.h. der Längenänderung der gesamten Probe, von der Querdehnung der Probe und der einwirkenden Kraft, die über den Hydraulikstempel auf die Probe aufgebracht wird.

2.9.1.3.1 Hub

Der Hub des Querhauptes (engl. *Stroke*) wird direkt am Hydraulikstempel gemessen. Für die weggesteuerten Warmzugversuche wird für die Verbindung zwischen Hydraulikstempel und dem beweglichen Querhaupt eine Muffe mit 4 mm Spiel verwendet. Dadurch wird der Probe ermöglicht, sich innerhalb dieses Spiels während des Aufwärmens ungehindert auszudehnen, ohne dabei verformt zu werden.

2.9.1.3.2 Kraft

Die Kraftmessung (engl. *Force*) erfolgt über eine Kraftmessdose, die wie die Spielmuffe zwischen dem Hydraulikstempel und dem beweglichen Querhaupt montiert ist. Weil die Kraftmessdose nicht direkt an der Probe montiert ist, wird die Reibkraft in den Führungen des Querhauptes während des Versuchs mit gemessen und zur Prüfkraft addiert. Man kann die Größe der Reibkraft einfach ermitteln, indem man das Kraftsignal nach dem Bruch der Probe weiter aufzeichnet. Das Diagramm in Abbildung 2-32 zeigt den Kraft-Zeit-Verlauf von einem Warmzugversuch, aus dem man die Größe der Reibkraft herauslesen kann.

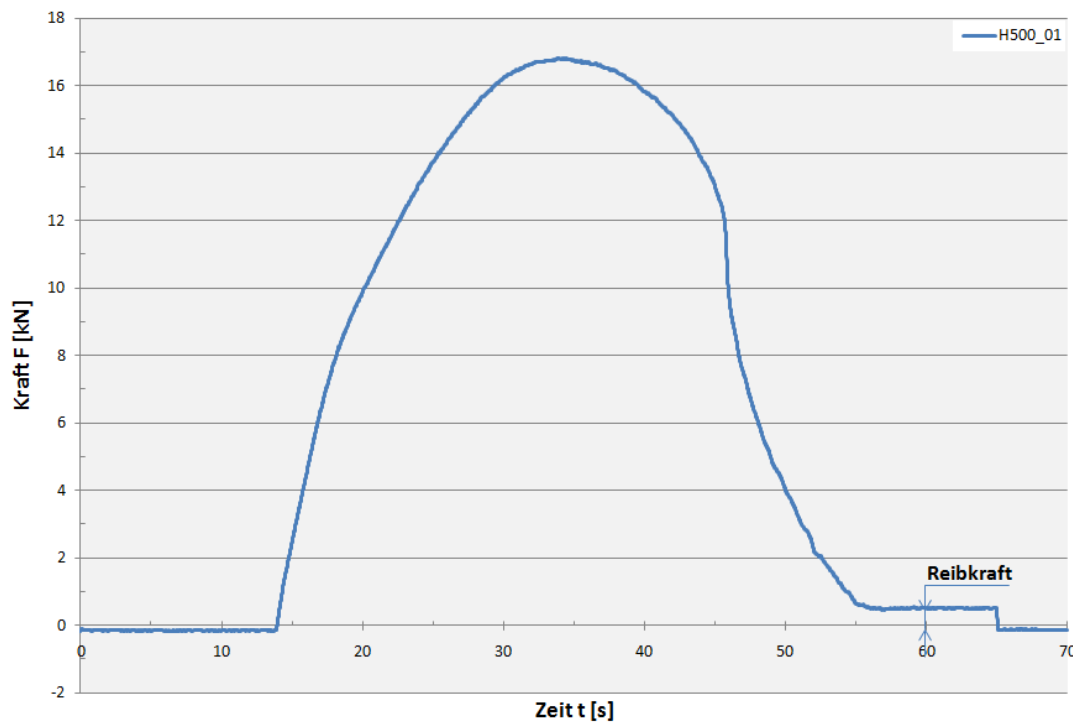


Abbildung 2-32: Reibkraft beim Warmzugversuch

Bei der Auswertung der Messdaten muss also die Reibkraft immer mit berücksichtigt werden und für die Darstellung der Spannung über die Dehnung von der Gesamtkraft abgezogen werden, weil sie am Bruch der Probe nicht beteiligt ist.

2.9.1.3.3 Querdehnung

Die Querdehnung (engl. *Crosswise Strain*) der Probe kann mit einem Querdehnungsaufnehmer, der aus zwei federbelasteten Schneiden besteht, erfasst werden. Um Messfehler durch temperaturbedingte Längenänderungen des Aufnehmers möglichst gering zu halten, besteht der Querdehnungsaufnehmer aus temperaturbeständigem Quarzglas. Eine Schneide ist mit einer Spule und die andere Schneide mit dem in der Spule befindlichen Eisenkern verbunden. Der zu messende Probenquerschnitt befindet sich nach Positionierung des Querdehnungsaufnehmers zwischen den beiden Schneiden. Während des Zugversuchs entsteht durch die Veränderung des Probenquerschnitts eine Relativbewegung zwischen den beiden Schneiden des Aufnehmers. Die Relativbewegung verändert das Spannungssignal der Spule, welches das Messsignal darstellt.

3 Temperaturzyklen

Beim Schweißen werden die mechanischen Eigenschaften im Schweißgut und in der Wärmeeinflußzone durch die, während der Schweißung auftretenden Temperaturzyklen bestimmt. Die wichtigsten Einflussgrößen bezüglich der Temperaturzyklen sind Schweißverfahren, -strom, -spannung, Arbeitstemperatur, Werkstückdicke, Streckenenergie sowie die Nahtgeometrie und die thermophysikalischen Eigenschaften des verschweißten Werkstoffes. Die Temperaturzyklen werden durch die Spitztemperatur, die Aufheizgeschwindigkeit, die Verweilzeit bzw. Haltedauer im Austenitgebiet und die Abkühlgeschwindigkeit bestimmt. Die Temperatur-Zeit-Verläufe werden oft bei Schweißversuchen mit der Hilfe von Thermoelementen gemessen und aufgezeichnet. In einigen Fällen ist dies jedoch nicht möglich.

Letzteres gilt für das Widerstandspunktschweißen. Bei diesem Schweißverfahren ist es in der Praxis nicht möglich, die Temperatur an der Verbindungsstelle zu erfassen (siehe Abschnitt 2.3.1, S. 15). Ein Grund dafür ist, dass die Positionierung und Befestigung der Thermoelemente den Widerstand beim Widerstandspunktschweißen ändert. Aus vorigem Projekt ist bekannt, dass die Positionierung der Thermoelemente 1 mm vom Schweißpunkt in der WEZ eine Messtemperatur von ca. 100 °C ergibt². Des Weiteren ist das Eintauchen der Thermoelemente während der Schweißung im Schweißpunkt bzw. in der Schweißlinse, um den Temperaturverlauf über die Zeit im erstarrenden Schmelzbad zu messen, auf Grund der fehlenden Zugänglichkeit nicht möglich. Zur Ermittlung der Schweißzyklen muss deshalb auf numerische Verfahren zurückgegriffen werden.

Um Temperatur-Zeit-Verläufe für die nachfolgenden Versuche festzulegen, wurden im Vorfeld mit Hilfe des FEM-Programms SYSWELD Temperaturfelder berechnet, die denen einer Punktschweißung entsprechen. Als Eingabeparameter dienten die Parameter der Realschweißung vom Widerstandspunktschweißen (Tabelle 3-1).

Eingabedaten für die Simulation der Temperaturfelder mit SYSWELD	
Werkstoff:	DP600 Stahl (verzinkt)
Periodenanzahl:	10 Perioden AC Strom
Elektrodendurchmesser d:	1,45 [mm]
Effektiver Strom I_{eff}:	1 [kA]
Schweißkraft F:	3,5 [kN]

Tabelle 3-1: Eingabedaten für die Simulation der Temperaturfelder

Die so erhaltene Temperaturverteilung wurde an zwei diskreten Orten weiter ausgewertet. Der erste Punkt lag am Rand der Schmelzzone, 2,25 mm vom Mittelpunkt der Schweißlinse (Netzknoten: 212) und der zweite am Ende der Wärmeeinflußzone, 3,4 mm vom Schweißmittelpunkt (Netzknoten: 375) entfernt. Das numerische Modell vom Widerstandspunktschweißen, das für die Ermittlung der Temperaturzyklen verwendet wurde ist in Abbildung 3-1 dargestellt.

² laut Wolfgang Ernst, voestalpine Stahl GmbH, Linz

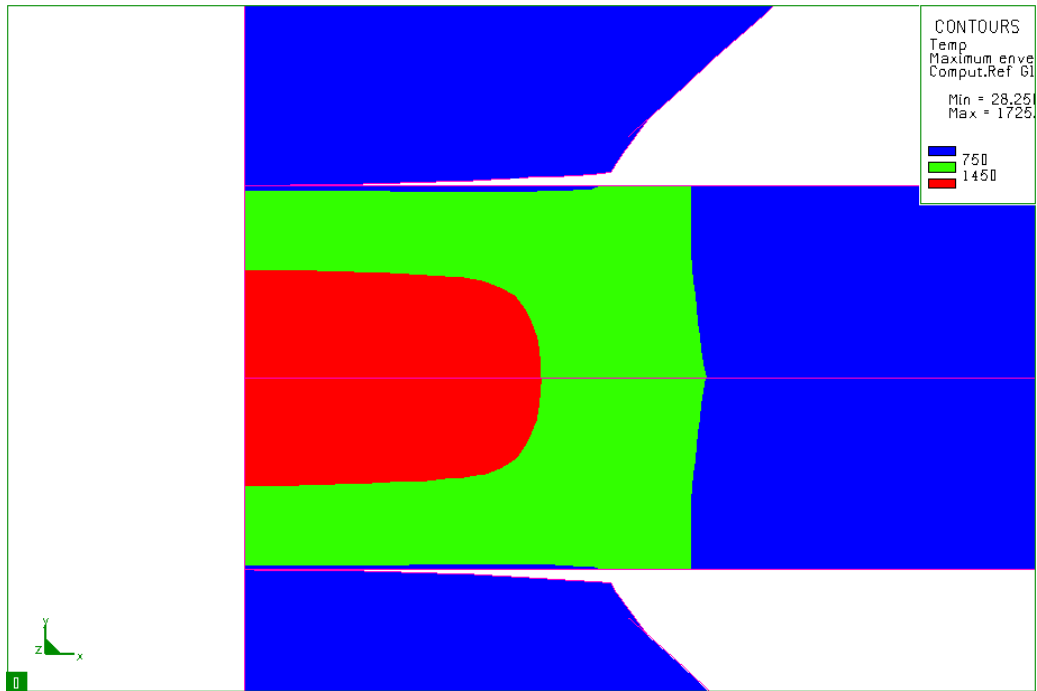


Abbildung 3-1: Thermische FE-Simulation einer Widerstandspunktschweißung [Galler, M.]

Das Ergebnis der Temperaturberechnung, das die Grundlage für die späteren experimentellen Untersuchungen bildet, zeigt Abbildung 3-2 und Abbildung 3-3.

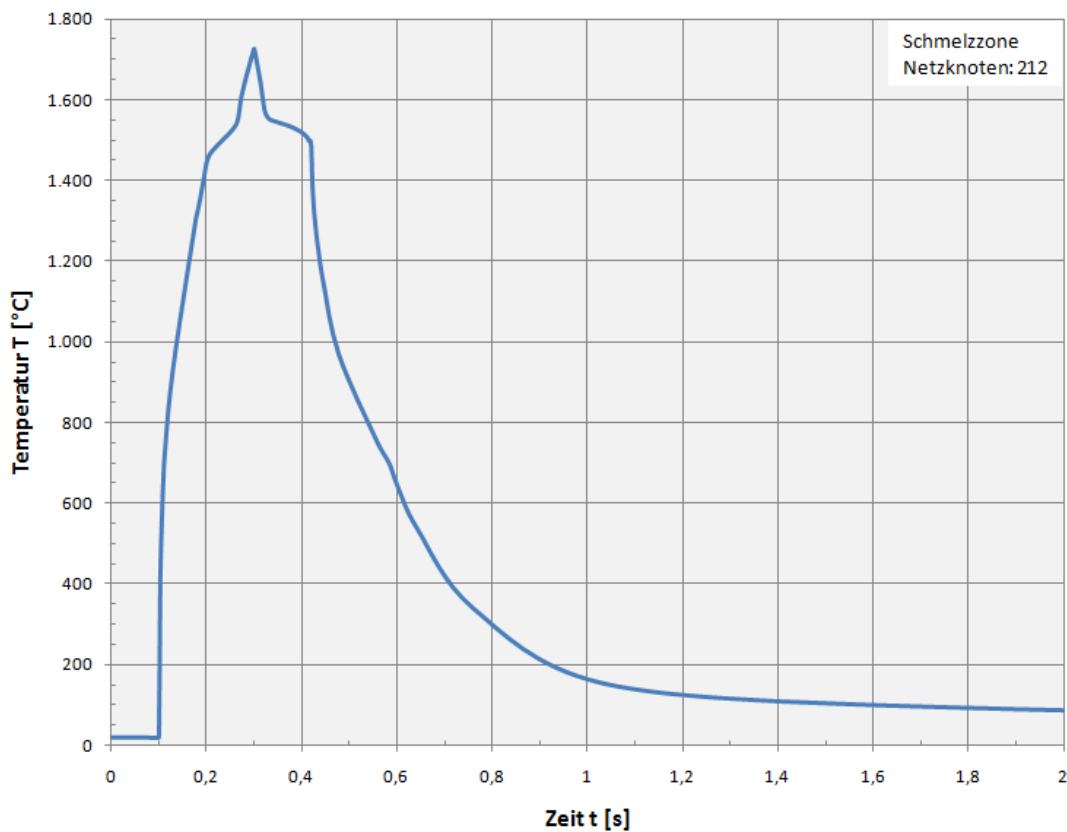


Abbildung 3-2: Temperaturzyklus in der Schmelzzone (Netzknoden 212) [Galler, M.]

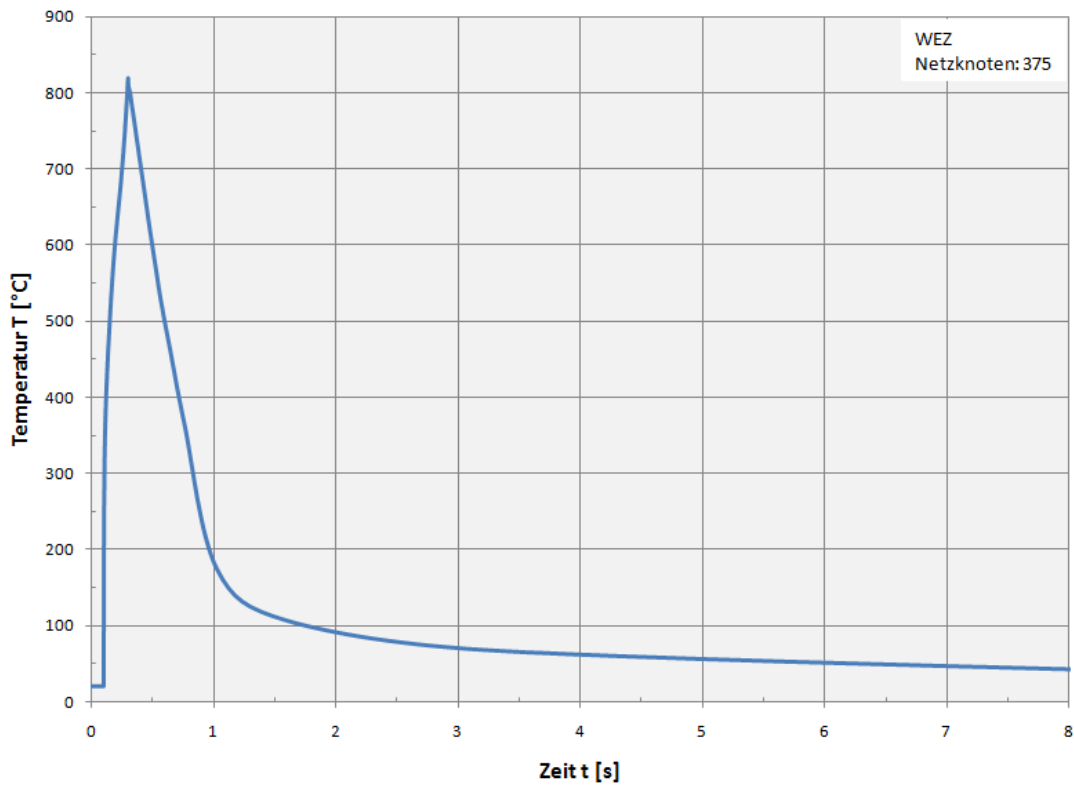


Abbildung 3-3: Temperaturzyklus in der WEZ (Netznoten 375) [Galler, M.]

An Hand der beiden Temperaturprofile kann man die erforderlichen Parameter für die Gleeble- und Dilatometerversuche bestimmen. Für die Versuche sind folgende Parameter von entscheidender Bedeutung:

- Aufheizgeschwindigkeit: v_{auf} [°C/s]
- Spitzentemperatur: T_s [°C]
- Haltedauer: t_s [s]
- Abkühlgeschwindigkeit: v_{ab} [°C/s]

Auf die einzelnen Parameter wird in den jeweiligen Kapiteln näher eingegangen. Das Ergebnis der Temperaturberechnung in den beiden Netznoten bildet somit die Grundlage für die Ermittlung der thermisch-mechanischen Eigenschaften vom DP1000 Stahl. Damit wurde der Grundstein für die späteren Anwendungen (z.B.: Simulation der Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Gefügebestandteile, Eigenspannungssimulation mittels SYSWELD), die aufbauend auf diese Diplomarbeit durchgeführt werden, gelegt.

4 Versuchsdurchführung

In diesem Kapitel werden die einzelnen experimentellen Versuche näher beschrieben und deren Ergebnisse zusammengefasst. Die Versuche wurden in drei Teilbereiche aufgeteilt: Zugversuche bei Raumtemperatur, Warmzugversuche und Dilatometerversuche. Dazu kommen noch die metallographischen Untersuchungen, sowie Härtemessungen des DP1000 Stahls (Mikro- und Makrohärte) und der Dilatometerproben (Makrohärte). Um gezielte Ergebnisvergleiche vornehmen zu können, wurden für die experimentellen Untersuchungen immer blanke Proben verwendet, da Zink einen niedrigen Schmelz- und Siedepunkt besitzt $419/907\text{ °C}^{[40]}$ und die Warmzug- und Dilatometerversuche auch bei Temperaturen über 900 °C durchgeführt wurden.

4.1 Zugversuche bei Raumtemperatur

Oft verfügt ein Werkstoff herstellungsbedingt nicht in allen Richtungen über die gleichen Eigenschaften. Dies bezeichnet man als Textur^[41]. Abgesehen von den im Abschnitt 2.5 (S. 24) genannten Festigkeits- und Verformungskennwerten kann aus dem Zugversuch nach DIN EN 10 002 an Blechstreifen nach DIN EN ISO 6892-1 (Abbildung 4-1) auch der Einfluss der Anisotropie untersucht werden.

Die Materialkennwerte sind stark von der Temperatur und von der Lage zur Walzrichtung abhängig. Das Ziel dieser Zugversuche ist, die Werkstoffkennwerte des DP1000 Stahls bei Raumtemperatur, in Abhängigkeit von der Textur zu ermitteln. Dabei wird das Hauptaugenmerk u.a. auf den E-Modul gelegt.

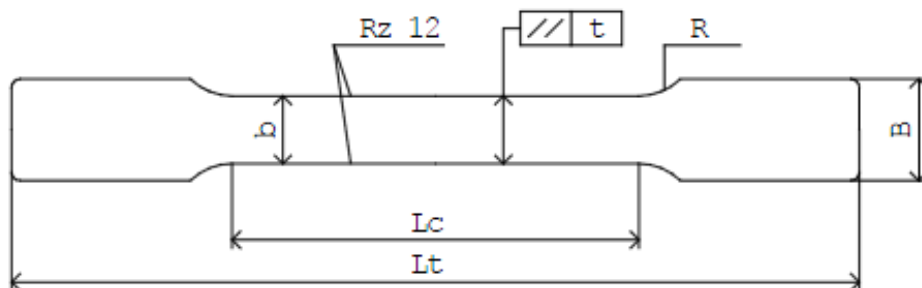


Abbildung 4-1: Flachzugprobe F01 [voestalpine Stahl, interne Bezeichnung]

Bezeichnung	mm	Tol. [mm]
Probendicke	0,3 bis <3	
Probenbreite b	20	$\pm 0,2$
Kopfbreite B	30	$\pm 0,5$
Radius R	35	$\pm 0,5$
Versuchslänge Lc	120	$\pm 0,5$
Gesamtlänge Lt	300 (250)	+1 / -3
Parallelitätstoleranz t	0,12	

Tabelle 4-1: Geometrie der Flachzugprobe F01 [voestalpine Stahl GmbH, Linz]

In Tabelle 4-1 sind die geometrischen Abmessungen von der Flachzugprobe F01 angegeben. Nach Rücksprache mit der Partnerfirma (voestalpine Stahl) konnte die Gesamtlänge von 250 auf 300 mm erhöht werden. Damit wurden die Kontaktflächen zwischen der Zugprobe und den Greifbacken auf ein Maximum gebracht. Die Greifbacken der RMC Zugprüfmaschine konnten dadurch ihre volle Wirkung beim Zugversuch ausüben, was sich positive auf die Genauigkeit der Messergebnisse auswirkte.

4.1.1 Versuchsumfang

Zur Kennwertermittlung waren jeweils 5 Zugproben mit unterschiedlicher Lage, d.h. unter bestimmten Winkeln zur Walzrichtung (0° , 45° und 90°) für die Zugversuche geplant (Abbildung 4-2).

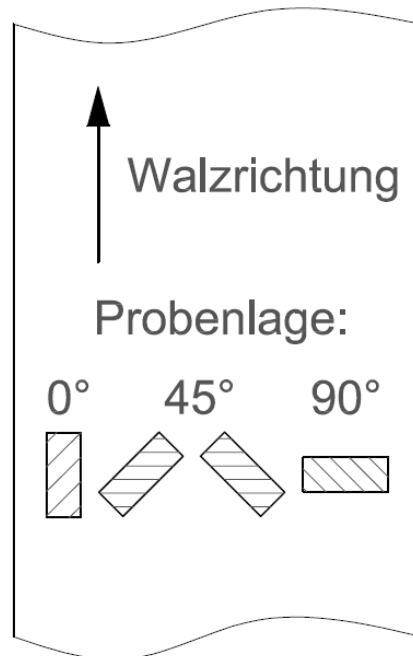


Abbildung 4-2: Probenentnahme zur Überprüfung der Anisotropie

Auf Grund der Ergebnisse der ersten Zugversuche konnte die Probenanzahl auf jeweils zwei Proben reduziert werden. Ausschlag gebend für die Reduzierung der Probenanzahl war die gute Wiederholbarkeit der einzelnen Zugversuche bei Raumtemperatur. Mit jeweils zwei gültigen Messkurven konnte der Einfluss der Textur auf die Werkstoffkennwerte nachgewiesen werden.

Zwei Versuche sind wegen auftretender Messfehler für ungültig erklärt worden. Die restlichen Proben wurden für weitere Zugversuche, die mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt werden, zurückgestellt (siehe Abschnitt 4.1.6, S. 56).

4.1.2 Versuchsablauf

An der RMC Zugprüfmaschine (Abbildung 4-3) wird der Zugversuch an genormten, blanken, DP1000 Flachzugproben durchgeführt. Die Proben wurden, in Anlehnung an die firmeninterne Norm der Partnerfirma voestalpine Stahl Linz gefertigt. Die genormte Probenform F01, die für die Grundwerkstoffprüfung am Feinblech verwendet wurde, kann man aus Abbildung 4-1 (S. 46) entnehmen.

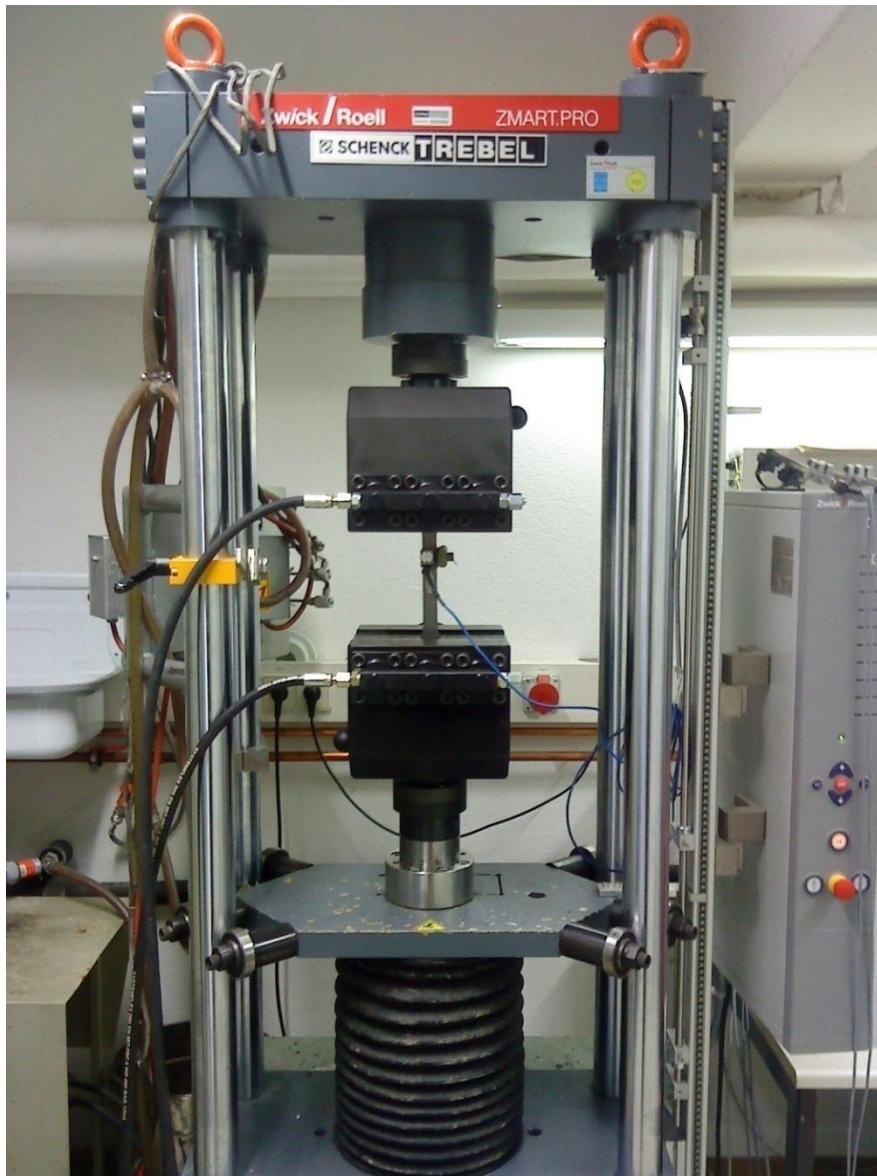


Abbildung 4-3: RMC Zugprüfmaschine

Die Flachzugprobe wird in die Einspannvorrichtungen der RMC Zugprüfmaschine biegunsfrei eingesetzt und durch eine steigende Zugkraft gleichmäßig, mit kontinuierlichem Verfahrensweg bei Raumtemperatur bis zum Bruch gedehnt. Bevor aber der Versuch gestartet wird, musste man die Prüfgeschwindigkeit eingeben, mit welcher die Probe gezogen wird. Die Zugproben wurden mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 mm/min geprüft.

Anfangs verlängert sich die Probe elastisch (federnd), die Messmarken würden nach einer Entlastung wieder den Abstand L_c zeigen. Anschließend bewirken größere Kräfte eine plastische (bleibende) Verlängerung. Bei Entlastung würde sich der Abstand der Messmarken um den elastischen Anteil verkürzen, aber größer als L_c sein.

Die Längenänderungen werden mit der an der RMC Zugprüfmaschine vorhandenen Traverse und mit einem externen Feindehnungsaufnehmer (FDA) erfasst. Dieser wird nach dem Einbau der Probe möglichst genau in der Mitte der Probe platziert (Abbildung 4-4). Auf den Vorteil des Feindehnungsaufnehmers gegenüber der Traverse wird im Abschnitt 4.1.4 (S. 51) näher eingegangen.

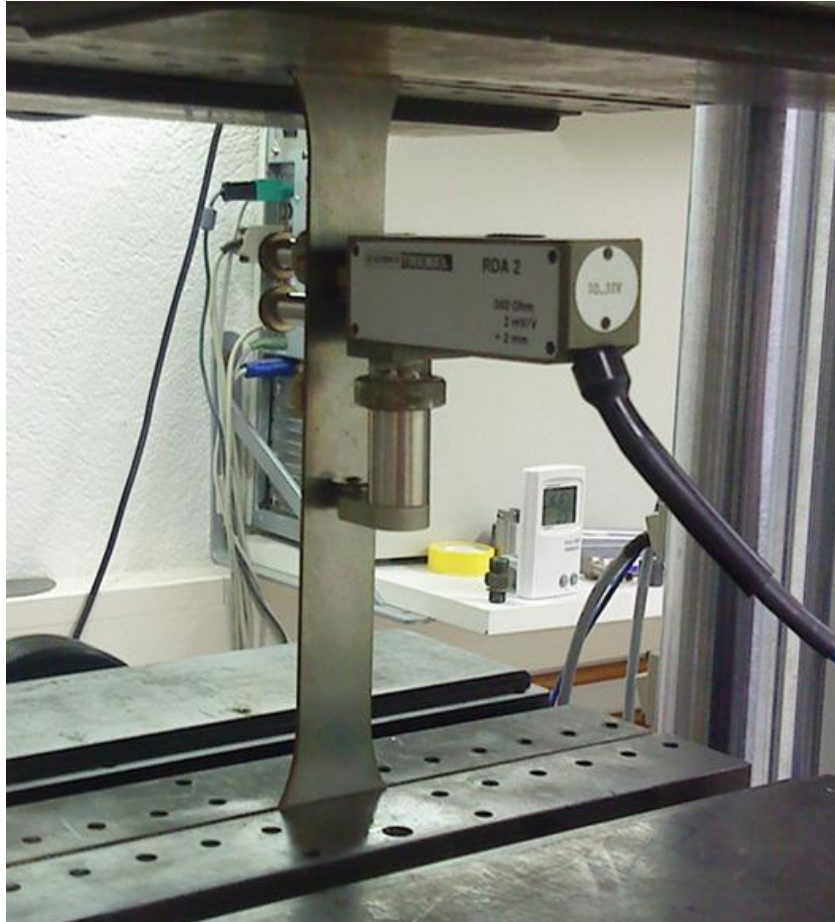


Abbildung 4-4: Feindehnungsaufnehmer

4.1.3 Versuchsauswertung

Am Rechner wurden die relevanten Daten des RMC Zugversuchs aufgezeichnet. Diese konnten dann problemlos im Excel verarbeitet werden. Folgende Daten wurden während der Zugversuche aufgezeichnet:

- Prüfzeit [s]
- Dehnung nominell [mm]
- Standardweg [mm] (bis 1,9 mm mit Feindehnungsaufnehmer)
- Standardkraft [N]
- Spannung Online [MPa]
- Online Dehnung [-]

Zur Erstellung des technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramms werden die letzten zwei Messwerte herangezogen. Mit ihnen wurden die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven gezeichnet. Daraus konnten anschließend die erforderlichen Werkstoffkennwerte ermittelt werden:

- Zugfestigkeit: R_m [MPa]
- 0,2 %-Dehngrenze: $R_{p0,2}$ [MPa]
- E-Modul: E [MPa]
- Gleichmaßdehnung: A_g [%]

Die Zugfestigkeit R_m entspricht dem Maximum der Kurve. Dieser Wert kann aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm herausgelesen werden. Die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ist diejenige Spannung, bei der die auf die Anfangslänge der Probe bezogene plastische Dehnung nach Entlastung genau 0,2 % beträgt. Zur Ermittlung der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, wird im Spannungs-Dehnungs-Diagramm eine Parallele zur Hooke'schen Gerade im Abstand von 0,2 % Dehnung gezogen. Die Ordinate des Schnittpunktes mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve ist die gesuchte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$. Die Steigung (bzw. Proportionalitätskonstante) der Hooke'schen Geraden wird als Elastizitätsmodul E bezeichnet. Zur Berechnung des E-Moduls wird die Formel (2-7) herangezogen. Aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve ist immer der Spannungsbereich von 150 bis 300 [MPa] für die E-Modul Berechnung ausgewählt worden. Die Gleichmaßdehnung A_g gibt die Dehnung bei Höchstlast an. Da die Einschnürung der Probe erst nach R_m erfolgt, gibt die Gleichmaßdehnung also die maximale Dehnung an. Der Probenquerschnitt verringert sich gleichmäßig über die Länge. Die graphische Ermittlung der Gleichmaßdehnung A_g erfolgt durch ziehen einer Parallele zur Hooke'schen Gerade durch die Zugfestigkeit R_m (Kurvenmaximum). Der Schnittpunkt mit der Abszisse ist dann die gesuchte Gleichmaßdehnung A_g .

4.1.4 Aufzeichnung der Längenänderung

Die Längenänderung wurde mit zwei, voneinander unabhängigen Meßsystemen aufgenommen.

- I. Das σ - ϵ Diagramm in Abbildung 4-5 zeigt das Ergebnis eines Vorversuchs, bei dem die Längenänderung ausschließlich mit der Traverse der RMC Zugprüfmaschine während des gesamten Zugversuchs aufgenommen wurde.

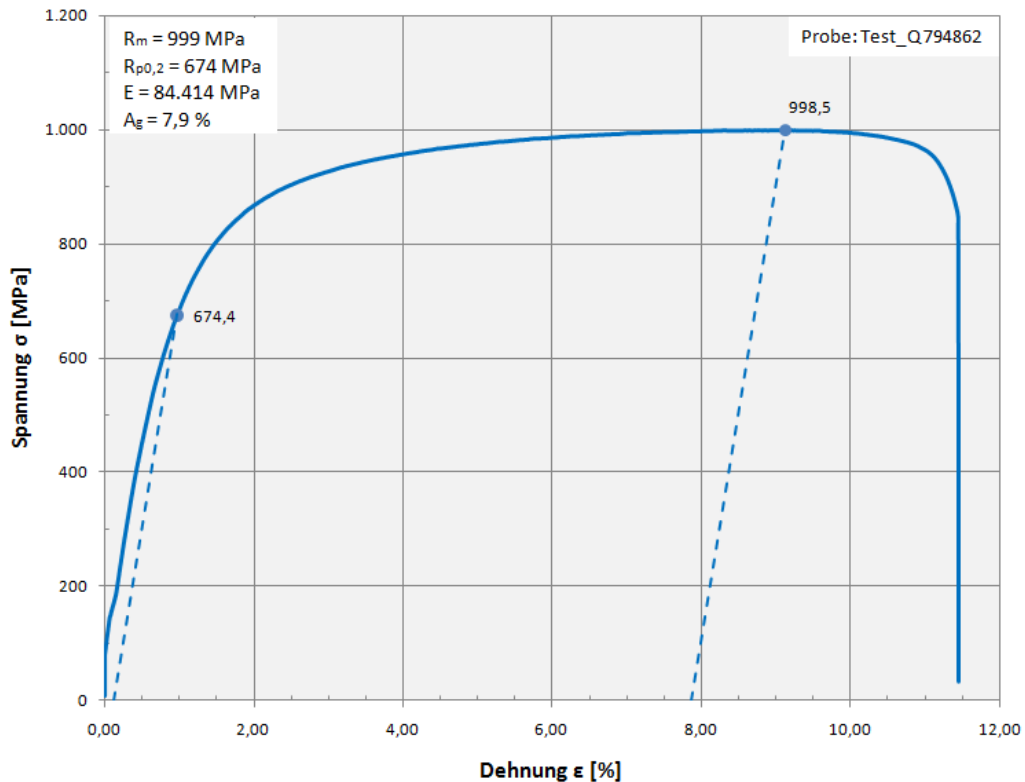


Abbildung 4-5: Vorversuch ohne Feindehnungsaufnehmer (Test_Q 794862)

- II. Zur genauen Ermittlung des Elastizitätsmoduls und der 0,2 %-Dehngrenze führt man den Zugversuch mit Feindehnungsmessung aus. Dabei erhält man eine deutlich bessere Auflösung der Dehnung als im normalen Maschinendiagramm. Abbildung 4-6 zeigt den Kurvenverlauf eines solchen Zugversuchs, bei dem die Längenänderung neben der Traverse zusätzlich mit einem Feindehnungsaufnehmer aufgenommen wurde. Das Feindehnungsmessgerät ist bei der Messung der Längenänderung auf 1,9 mm begrenzt. Dies kann man am Knick der Kurve erkennen, wenn der Feindehnungsaufnehmer, während des Zugversuchs abmontiert wird (Abbildung 4-6, grüner Kreis). Ab diesem Bereich übernimmt dann die Traverse die Dehnungsmessung. Die Übernahme der Messung hat keinen Einfluss auf den E-Modul und die 0,2 %-Dehngrenze. Die Gleichmaßdehnung und die Zugfestigkeit wird, durch die Übernahme der Dehnungsmessung durch die Traverse geringfügig beeinflusst. Auf die Auswertung der Bruchdehnung wurde auf Grund der Grenzen des Feindehnungsaufnehmers verzichtet.

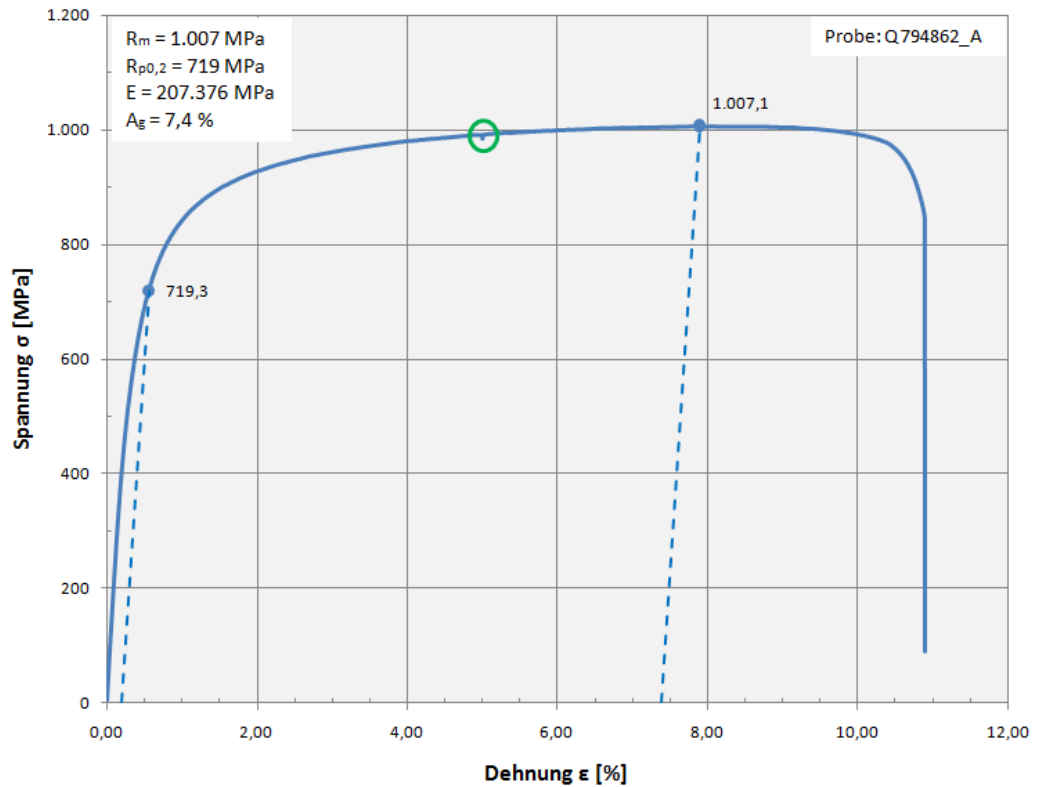


Abbildung 4-6: Zugversuch mit Feindehnungsaufnehmer (Q 794862_A)

Abbildung 4-7 zeigt die beiden Spannungs-Dehnungs-Kurven, überlagert in einem Diagramm. Vergleicht man die beiden Kurven miteinander, so kann man den Unterschied der beiden Messmethoden sehen.

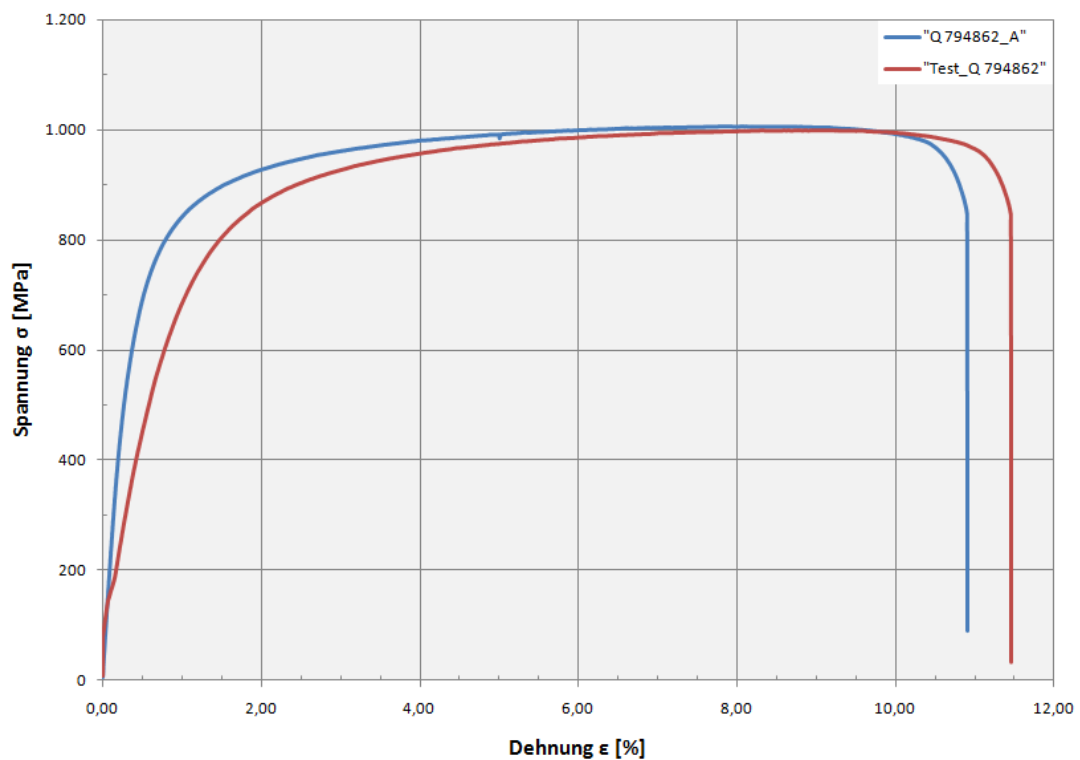


Abbildung 4-7: Zugversuch mit (Q 794862_A) und ohne (Test_Q 794862) Feindehnungsaufnehmer

In Tabelle 4-2 sind die Ergebnisse der beiden Messverfahren gegenübergestellt. Die Probe „Test_Q 794862“ stellt den Vorversuch dar. Dieser wurde ohne Feindehnungsaufnehmer durchgeführt, d.h. die Längenänderung wurde nur mit der Traverse der Zugprüfmaschine erfasst. Das Ergebnis ist ein normales Maschinendiagramm. Die Traverse bezieht sich auf die gesamte Längenänderung der Probe, d.h. es wird u.a. auch das Setzen der Probe in den Einspannbacken mit berücksichtigt. Diesen Effekt kann man an Hand der roten Spannungs-Dehnungs-Kurve im linear-elastischen Bereich sehr gut erkennen (siehe Abbildung 4-7). Dies führt zu verfälschten Messwerten, die mit Vorsicht zu betrachten sind (vergleiche R_m , $R_{p0,2}$). Vergleicht man den E-Modul, sieht man den Unterschied zwischen den beiden Messverfahren noch deutlicher. Der dramatische Unterschied ist auf das Setzen bzw. rutschen der Probe zurückzuführen, dass von der Traverse mit gemessen wird. Dadurch besitzt der lineare Bereich eine kleinere Steigung, wodurch der E-Modul stark reduziert bzw. verfälscht wurde. Aus diesem Grund sollten die Werkstoffkennwerte immer mit der Feindehnungsmesstechnik ermittelt werden.

Werkstoffkennwerte DP1000 Stahl	Zugversuch mit FDA Q 794862_A	Zugversuch ohne FDA Test_Q 794862
Zugfestigkeit: R_m [MPa]	1.007	999
0,2 %-Dehngrenze: $R_{p0,2}$ [MPa]	719	674
E-Modul: E [MPa]	207.376	84.414
Gleichmaßdehnung: A_g [%]	7,4	7,9

Tabelle 4-2: Zugversuch mit (Q 794862_A) und ohne (Test_Q 794862) Feindehnungsaufnehmer

An Hand dieses Vorversuchs kann man den Vorteil und die Notwendigkeit des Feindehnungsaufnehmers sehen. Dieser sorgt für eine deutlich bessere Auflösung der Dehnung im Vergleich zu einer normalen Maschinenkurve und somit zu genaueren Messwerten.

4.1.5 Ergebnisse der RMC Zugversuche

Die Proben unterscheiden sich untereinander in der Lage im Verhältnis zur Walzrichtung (Textur). Sie wurden mit folgenden Abkürzungen gekennzeichnet:

- Q: quer zur Walzrichtung
- L: Walzrichtung (längs)
- D: 45° zur Walzrichtung (diagonal)

In Abbildung 4-8 kann man die gute Wiederholbarkeit der einzelnen Versuche sehen. Aus diesem Grund wurde auf weitere Wiederholungsversuche verzichtet.

Im Diagramm ist zu sehen, dass das DP1000 Blech keine ausgeprägte Fließgrenze besitzt, d.h. wir haben einen kontinuierlichen Übergang zwischen den linear-elastischen und plastischen Bereich. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven sind nahezu unabhängig zur Orientierung.

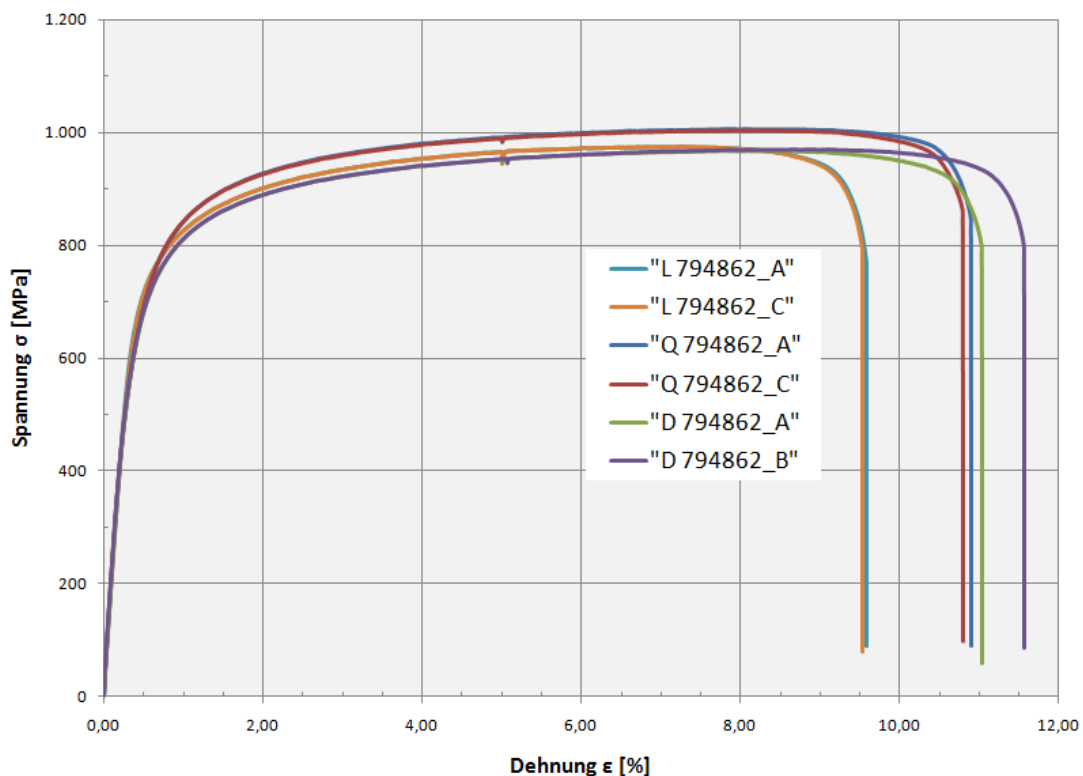


Abbildung 4-8: Spannungs-Dehnungs-Kurven der RMC Zugversuche

Die Materialkennwerte, die aus den obigen Spannungs-Dehnungs Kurven gewonnen wurden, sind in Tabelle 4-3 zusammengefasst. Die Proben „Q 794862_B“ und „L 794862_B“ sind nicht eingetragen worden, weil sie auf Grund von Messfehlern ungültige Werkstoffkennwerte lieferten und demzufolge für ungültig erklärt wurden.

Probe	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	E-Modul [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Probenrichtung
Q 794862_A	1.007	719	207.376	7,4	quer
Q 794862_C	1.005	719	209.306	7,4	quer
L 794862_A	974	741	202.666	6,8	längs
L 794862_C	976	743	200.394	6,8	längs
D 794862_A	968	704	199.373	7,3	45°
D 794862_B	971	706	199.726	8,4	45°

Tabelle 4-3: Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl bei Raumtemperatur

Bei der Gegenüberstellung der Werkstoffkennwerte wird deutlich, dass die Proben mit der Lage quer zur Walzrichtung den größten E-Modul und die größte Zugfestigkeit besitzen. Bei ihnen liegt die 0,2 %-Dehngrenze und Gleichmaßdehnung auf den zweiten Rang. Die 0,2 %-Dehngrenze ist bei den Proben in Längsrichtung am höchsten. Am schlechtesten schneiden die Proben, die 45° zur Walzrichtung entnommen wurden ab. Sie führen am frühesten zum Versagen des Materials.

Die Proben Q und D sind immer in der Mitte gebrochen. Im Gegensatz dazu, haben die Proben in Walzrichtung (L) im unteren Drittel der freien Probenlänge versagt.

Die Materialkennwerte in Tabelle 4-4 stellen die Mittelwerte der Ergebnisse aus den Zugversuchen dar. Man unterscheidet sie von den ermittelten Werkstoffkennwerten in der Art der Bezeichnung, welche für sie verwendet wurde. Für die Mittelwerte ist hinter dem Underline-Zeichen ein großes „M“ in der Beschriftung verwendet worden.

Probe	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	E-Modul [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Probenrichtung
Q 794862_M	1.006	719	208.341	7,4	quer
L 794862_M	975	742	201.530	6,8	längs
D 794862_M	969	705	199.550	7,9	45°

Tabelle 4-4: Mittelwerte der Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl bei Raumtemperatur

Abschließend kann gesagt werden, dass die Werkstoffkennwerte von der Textur abhängig sind, die Anisotropie (=Richtungsabhängigkeit der Materialeigenschaften) ist aber bei den DP1000 Stählen nicht so stark ausgeprägt.

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme, sowie die mechanischen Kennwerte vom DP1000 Stahl aus den einzelnen Zugversuche sind im Anhang A auf den Seiten A-1 bis A-3 zu finden.

4.1.6 Zugversuche mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten

Die anschließenden Warmzugversuche werden mit zwei unterschiedlichen Dehnraten bzw. Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt. Auf der Gleeble-Anlage wird die Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte bei Raumtemperatur nicht empfohlen. Um die Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche zu vervollständigen sind zwei weitere Zugversuche mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten auf der RMC Zugprüfmaschine bei Raumtemperatur durchgeführt worden. Dazu wurden, wie für die Warmzugversuche, Proben mit Längstextur verwendet. Die erste Probe „L 794862_D“ ist mit einer Prüfgeschwindigkeit von $v_1 = 0,12$ mm/s bis zum Bruch gedehnt worden. Der zweite Versuch (Probe „L 794862_E“) wurde mit 10fach größerer Geschwindigkeit, d.h. mit $v_2 = 1,2$ mm/s durchgeführt. Bei der Berechnung der Prüfgeschwindigkeit spielt die Dehnrade eine entscheidende Rolle. Die Ermittlung der Prüfgeschwindigkeit und der Einfluss der Dehnrade auf die Werkstoffeigenschaften ist im Abschnitt 4.2.1 (S. 58) zu finden. Abbildung 4-9 gibt die Ergebnisse der Zugversuche mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten in Diagrammform wieder.

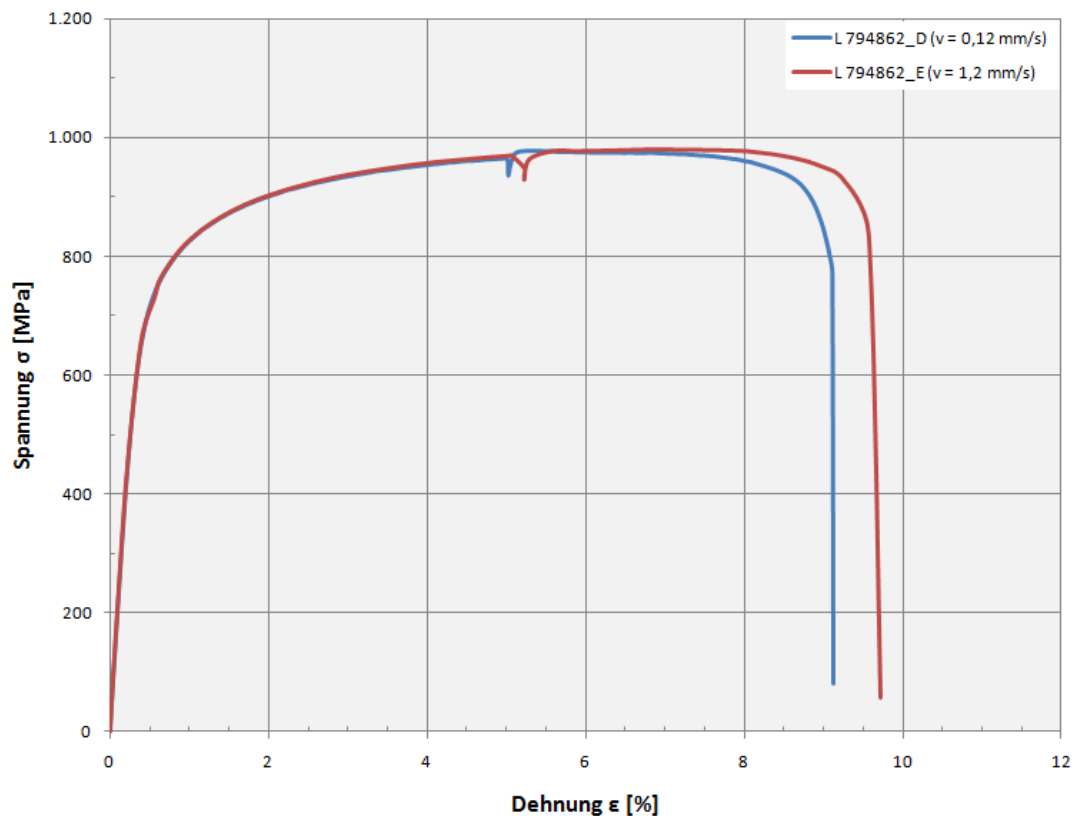


Abbildung 4-9: Zugversuche bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten

In Tabelle 4-5 sind die Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl aus dem Zugversuch bei Raumtemperatur zusammengefasst, die mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ermittelt wurden.

Probe	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	E-Modul [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Prüfgeschwindigkeit v_i [mm/s]
L 794862_D	978	740	203.093	4,8	0,12
L 794862_E	979	730	199.944	6,3	1,20

Tabelle 4-5: Zugversuche bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten

Mit der höheren Prüfgeschwindigkeit ist die Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung gestiegen. Die 0,2 %-Dehngrenze und der E-Modul weisen bei der niedrigeren Prüfgeschwindigkeit höhere Messwerte auf.

Abschließend kann der Einfluss der 10fach höheren Prüfgeschwindigkeit bei Raumtemperatur als geringfügig eingestuft werden.

4.2 Warmzugversuche

4.2.1 Dehnrates und Querhauptgeschwindigkeit

Während des gesamten Versuches wird eine konstante Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ angenommen, d.h. das bewegliche Querhaupt verschiebt sich mit einer konstanten Geschwindigkeit. Diese Annahme trifft in der Realität nicht zu, kann aber für die Abschätzung der Größenordnung der Dehnrates für die Warmzugversuche verwendet werden.

Mit steigender Dehnrates nimmt die Streckgrenze und Zugfestigkeit zu^[42]. Wie aus Abbildung 4-10 entnommen werden kann, verändert sich die Streckgrenze bei Dehnrates zwischen $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ nur geringfügig. Bei größeren Dehnrates, wird die Festigkeit des Stahls wesentlich erhöht. Um den Einfluss der Dehnrates zunächst auszuschließen und die Versuchsdauer möglichst kurz zu halten wurde eine Dehnrates von $\dot{\varepsilon}_1 = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ gewählt.

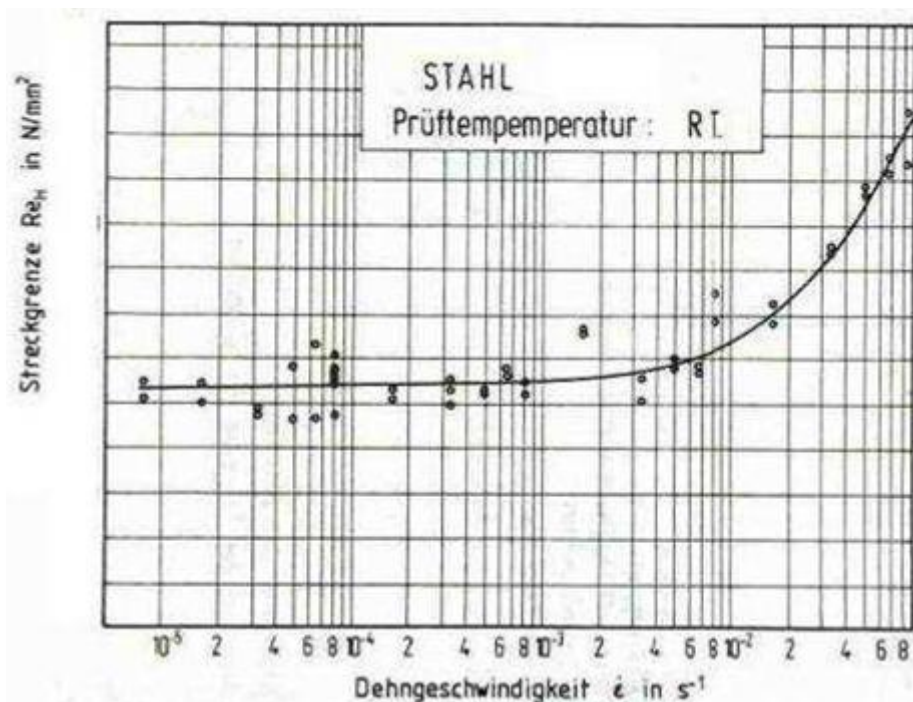


Abbildung 4-10: Streckgrenze in Abhängigkeit von der Dehnrates^[39]

Die Querhauptgeschwindigkeit wird mit folgender Gleichung (4-1) berechnet:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{l_0} \Rightarrow v = l_0 \cdot \dot{\varepsilon} \quad (4-1)$$

Neben der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ muss auch die Ausgangslänge l_0 der Probe bekannt sein. Bei Warmzugversuchen auf der Gleeble ist dies nicht die gesamte Probenlänge, sondern nur der Bereich, mit nahezu konstanter Spitzentemperatur (siehe Abbildung 2-31, S. 40). Demnach beträgt die Ausgangslänge $l_0 \approx 12 \text{ mm}$ (bei $l_E \approx 20 \text{ mm}$).

Mit den oben genannten Daten ergibt sich folgende Querhauptgeschwindigkeit:

$$\underline{v_1} = l_0 \cdot \dot{\varepsilon}_1 = 12 \text{ mm} \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1} = \underline{0,12 \frac{\text{mm}}{\text{s}}}$$

4.2.2 Probengeometrie für die Warmzugversuche

Die Probengeometrie ist für viele Versuche in den einschlägigen Normen festgelegt. Für die Warmzugversuche auf der Gleeble existiert keine Norm, welche die Probengeometrie vorgibt.

Die Probengeometrie für Warmzugversuche auf der Gleeble 1500 wird im Wesentlichen durch folgende Punkte bestimmt:

- Geometrische Anforderungen seitens des Prüfsystems Gleeble 1500 (Prüfkammerabmessungen)
- Geometrische Gegebenheiten des zu untersuchenden Materials
- Art des durchzuführenden Versuchs (z.B. Eigenspannungssimulation mit Zugversuch, Gefügesimulation ohne Zugversuch)
- Maximal vorhandener Zugkraft der Maschine

Die Querschnittsfläche hängt von den zur Verfügung stehenden Kupfereinspannbacken, der maximal verfügbaren Kraft der Maschine und der Temperatur der Zugversuche (Festigkeit der Probe) ab. Für die Warmzugversuche auf der Gleeble 1500 werden Flachzugproben vom blanken DP1000 Stahl verwendet. Die Probengeometrie wird in unserem Fall durch die zur Verfügung stehende Blechdicke und die max. verfügbare Kraft der Maschine (30 kN) bestimmt.

Die Blechdicke des Probenmaterials beträgt $d = 1,45$ mm. Auf Grund der max. Kraft der Prüfmaschine (30 kN) wurde eine Probenbreite von $b = 15$ mm gewählt. Damit wird vorausgesetzt, dass die Probe mit der vorhandenen Zugkraft des Prüfsystems mit Sicherheit bricht. Die Länge der Proben ergibt sich aus der freien Einspannlänge und den Längen der beiden Kupfereinspannbacken, sowie aus den beiden Probenenden, welche keinen nennenswerten Einfluss auf die Messergebnisse haben (Abbildung 4-11).

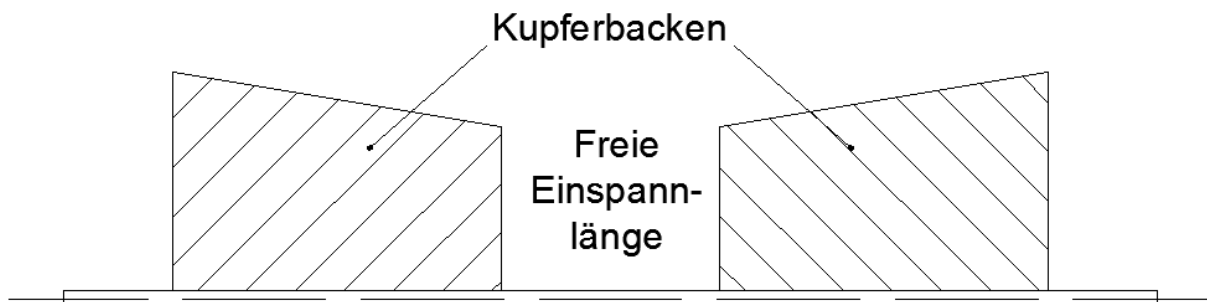


Abbildung 4-11: Ermittlung der minimalen Probenlänge

Erfahrungsgemäß wurde die freie Einspannlänge l_{fE} auf 20 mm festgelegt. Die Länge der Kupferbacken l_K beträgt 2·30 mm. Für die beiden Probenenden l_{pE} wurde zunächst keine Länge festgelegt (siehe Abschnitt 4.2.8, S. 74). Die minimale Gesamtlänge der Flachzugprobe l_{ges} für die Warmzugversuche beträgt demnach:

$$l_{ges} = l_{fE} + 2 \cdot l_K + 2 \cdot l_{pE} = 20 + 2 \cdot 30 + 2 \cdot l_{pE} = 80 \text{ mm} + 2 \cdot l_{pE} \quad (4-2)$$

Die Flachzugprobe, die für die Warmzugversuche auf der Gleeble 1500 verwendet wurde, ist in Abbildung 4-12 dargestellt. Es handelt sich um dünne Blechstreifen.



Abbildung 4-12: Flachzugprobe für Gleeble Warmzugversuche (vgl. Formel 4-2)

4.2.3 Temperaturzyklen für die Warmzugversuche

Um Temperatur-Zeit-Verläufe für die nachfolgenden Warmzugversuche festzulegen, wurden im Vorfeld mit Hilfe des FEM-Programms SYSWELD Temperaturfelder berechnet (siehe Abschnitt 3, S. 43), die denen des Widerstandspunktschweißens entsprechen. Für einen besseren Überblick, sind die berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe zusammen in einem Diagramm graphisch dargestellt worden (Abbildung 4-13).

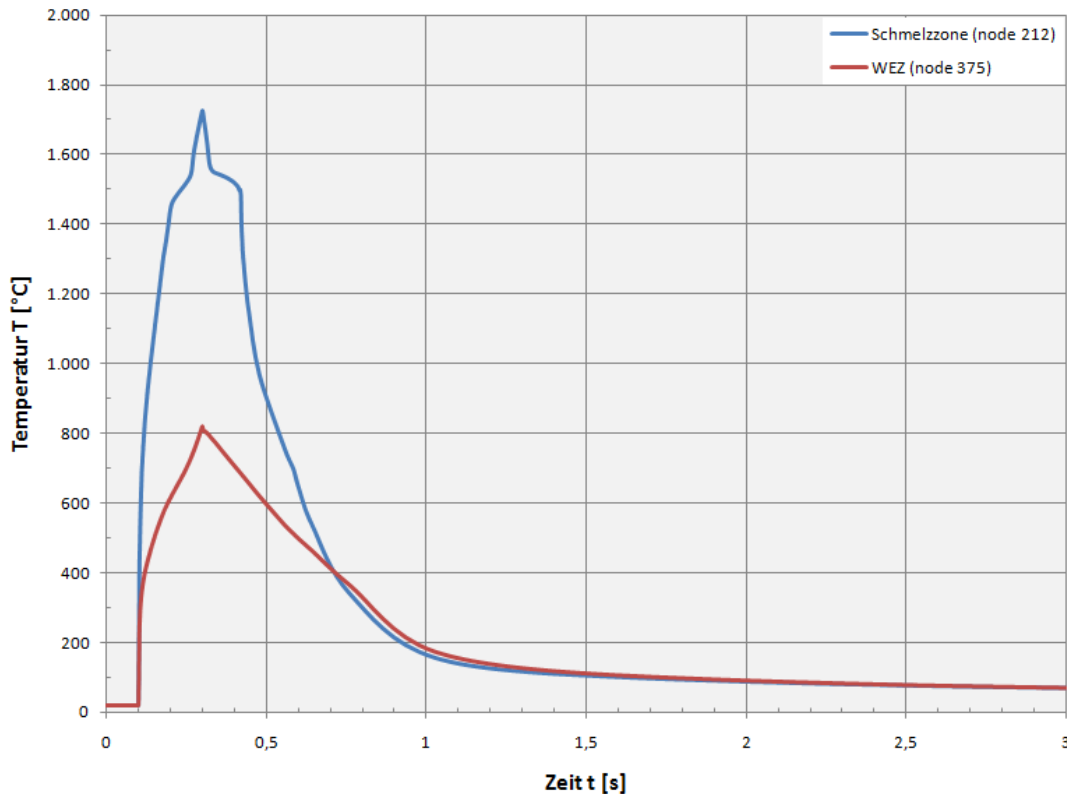


Abbildung 4-13: Berechnete Temperaturzyklen beim Widerstandspunktschweißen

Die beiden Kurven unterscheiden sich grundsätzlich nur in der Spitzentemperatur. Es ist erkennbar, dass die Aufheizung in beiden Fällen sehr schnell erfolgt und die Haltedauer gleich null ist. Die Einhaltung der Abkühlgeschwindigkeit war für die Gleeble Warmzugversuche nicht erforderlich, da nur Warmzugversuche in der Aufheizphase erforderlich waren. Somit konnten alle erforderlichen Parameter für das Nachfahren der Temperatur-Zeit-Verläufe für die Gleeble Warmzugversuche definiert werden (Tabelle 4-6).

Parameter für die Gleeble Warmzugversuche	
Aufheizgeschwindigkeit v_{auf} :	1.000 °C/s
Spitzentemperatur T_s :	100 °C Schritte bis 1.300 °C
Haltedauer t_s :	keine
Abkühlgeschwindigkeit v_{ab} :	Luftabkühlung

Tabelle 4-6: Eingabeparameter für die Gleeble Warmzugversuche

Die hohe Aufheizgeschwindigkeit kann durch die konduktive Erwärmung und die hohe elektrische Leistung der Maschine problemlos erreicht werden. Die gewählte Aufheizgeschwindigkeit entspricht ca. 90 % der Heizleistung der Gleeble 1500. Die Überprüfung der Heizleistung ist in einem Vorversuch durchgeführt worden.

Bei der Schweißsimulation mit der Gleeble sind gewisse physikalische Grenzen gesetzt. Mit dem Schweißsimulator sind nur Untersuchungen im festen Aggregatzustand möglich, weil die Probe eine gewisse Restfestigkeit besitzen muss. Außerdem sind Spitzentemperaturen auf Grund der Grenztemperatur der Thermoelemente nach oben hin begrenzt. Dies ist in früheren Arbeiten untersucht und bestätigt worden (siehe [27]). Eine Spitzentemperatur von 1.350 °C würde demnach u.a. ein Lösen des Thermoelements verursachen. Das Lösen des Thermoelements würde, wegen der damit fehlenden Regelung, eine zu starke Erwärmung der Probe verursachen. Die Probe würde dadurch in der Mitte durchschmelzen. Deshalb können die Proben nicht höher als 1.300 °C erhitzt werden.

Bei der Gefügesimulation mit der Gleeble 1500 sind die Abkühlgeschwindigkeiten, welche erreicht werden müssen, um einen Gefügestand analog einer echten Punktschweißung einzustellen nur schwer zu erreichen. Für die Eigenspannungssimulation mit SYSWELD werden von den Warmzugversuchen nur Spannungs-Dehnungs-Kurven in der Aufheizphase als Input benötigt. Aus diesem Grund war die Einhaltung der Abkühlgeschwindigkeit nicht erforderlich, was den Einsatz eines entsprechenden Kühlmediums erfordern würde.

Abbildung 4-14 zeigt ein Temperatur-Zeit-Verlauf, der während eines Warmzugversuchs gemessen wurde. In diesem Beispiel wurde die Probe mit 1.000 °C/s auf 1.300 °C erwärmt und sofort bis zum Bruch kontinuierlich gedehnt.

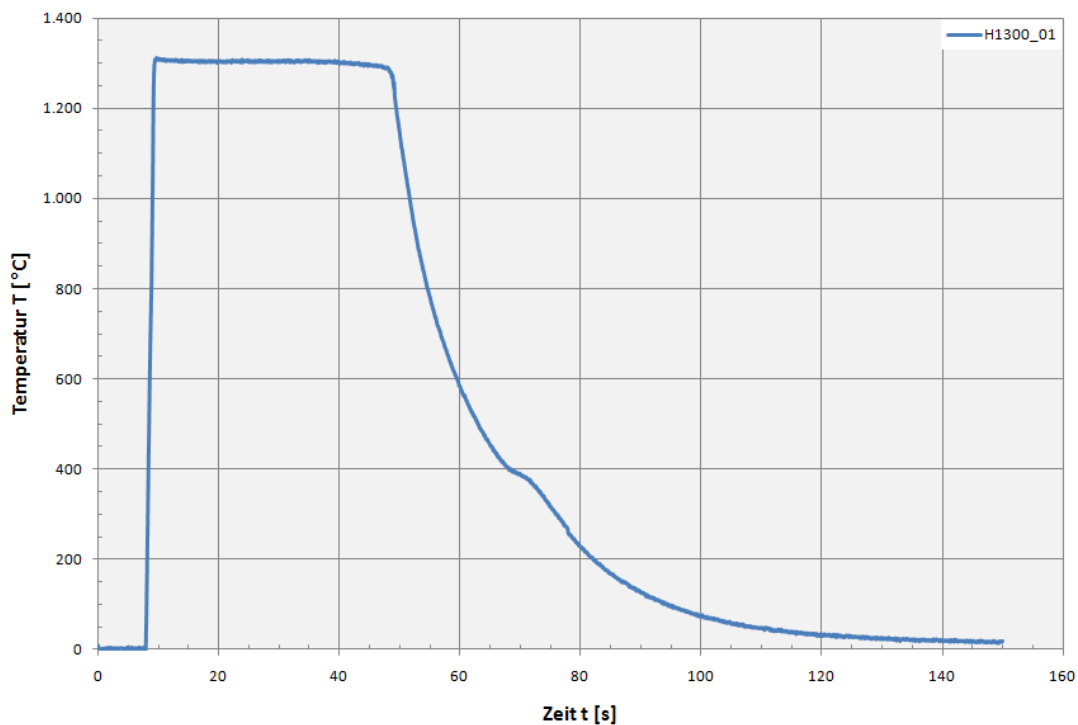


Abbildung 4-14: Gemessener Gleeble Temperaturverlauf (geglättete Kurve)

Der Anfang und das Ende des Warmzugversuchs kann an Hand des Temperatur-Zeit-Verlaufes nicht festgestellt werden. Der Zeitpunkt vom Versuchsbeginn und -ende ist aus dem Kraft-Zeit-Verlauf ermittelbar (siehe Abschnitt 4.2.6, S. 67).

4.2.4 Versuchsumfang

Für spätere Anwendungen (Simulation der Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Gefügebestandteile, Eigenspannungssimulation mit SYSWELD) werden u.a. Spannungs-Dehnungs-Kurven bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen in der Aufheizphase benötigt. Frühere Projekte haben gezeigt, dass es sinnvoll ist, die Warmzugversuche in 100 °C - Schritten bis zur größt möglichen Temperatur durchzuführen. Damit konnte eine umfangreiche Datenbank vom DP1000 Stahl erstellt werden.

Im Abschnitt 4.2.3 wurde gezeigt, dass die maximal mögliche Spitzentemperatur auf der Gleeble bei 1.300 °C liegt. Später wird bei den Vorversuchen gezeigt (S. 74), warum die Zugversuche bei Raumtemperatur mit der Gleeble-Anlage nicht empfohlen werden. Tabelle 4-7 gibt eine Übersicht über die Warmzugversuche, die mit einer Querhauptgeschwindigkeit von $v_1 = 0,12$ mm/s durchgeführt wurden.

Gleeble 1500 Warmzugversuche		
I. Versuchsreihe - Querhauptgeschwindigkeit: $v_1 = 0,12$ mm/s		
Prüftemperatur [°C]	Auswertbare Versuche	Nicht auswertbare Versuche
200	x	x x x
400	x	x x x
500	x	x x
600	x	x x
700	x	x
800	x x x	-
900	x x	-
1.000	x x x	-
1.100	x x	x
1.200	x	x x
1.300	x x	-
Summe	20	12

Tabelle 4-7: Warmzugversuche an Flachzugproben (I. Versuchsreihe)

Einige Gleeble Warmzugversuche mussten auf Grund von auftretenden Fehlern während des Versuches abgebrochen werden. Als Ursache erwies sich in den meisten Fällen ein Lösen des aufgeschweißten Thermoelements. Grund für das Lösen des Thermoelements kann eine fehlerhafte Schweißverbindung oder eine Verformung (Dehnung) der Schweißverbindung während des Warmzugversuchs sein. Das Lösen des Thermoelements verursacht, wegen der dadurch fehlenden Regelung, eine zu starke Erwärmung der Probe. Diese ist dadurch in der Mitte komplett durchgeschmolzen.

Der häufigste Grund, warum ein Versuch für nicht auswertbar erklärt wurde, lag in der nicht erreichten Spitzentemperatur. Die gemessene Temperatur wich zum Teil stark von der vorgegebenen Temperatur ab, was zu verfälschten Messwerten führte. Abbildung 4-15 zeigt zwei Temperatur-Zeit-Verläufe, von einem auswertbaren und einem nicht auswertbaren Warmzugversuch. Die rote Kurve liefert einen zufrieden stellenden Temperatur-Zeit-Verlauf. Die vorgegebene Spitzentemperatur von 1.000 °C wurde während der gesamten Versuchsdauer konstant gehalten, was sich positiv auf die Genauigkeit der Messergebnisse auswirkte. Die blaue Kurve zeigt hingegen einen verfälschten Temperatur-Zeit-Verlauf. Die vorgegebene Spitzentemperatur von 1.300 °C wurde während des ganzen Versuches überschritten, was die Messergebnisse negativ beeinflusste.

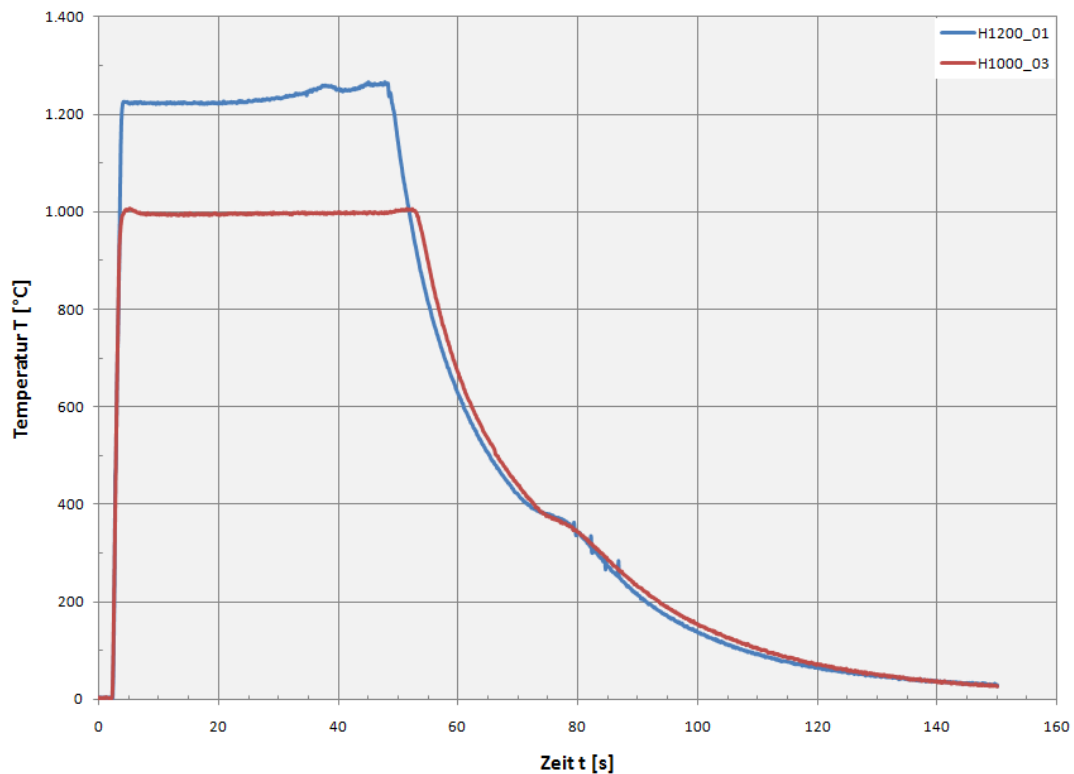


Abbildung 4-15: Gültiger (rot) und ungültiger (blau) Temperatur-Zeit-Verlauf

Um möglichst genaue Ergebnisse zu erzielen, wurde jeder Versuch der ersten Versuchsreihe mindestens zweimal durchgeführt. Damit wurde auch die Basis geschaffen, um die Wiederholbarkeit der einzelnen Versuche nachzuweisen (siehe Abschnitt 4.2.9.1, S. 77).

Mit den restlichen Proben ist der Einfluss der Dehnrates bzw. Querhauptgeschwindigkeit untersucht worden. Im Abschnitt 4.2.1 (S. 58) wurde gezeigt, dass bei Dehnrates über $\dot{\epsilon}_1 = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ die Streckgrenze des Stahls zunimmt. Um dies zu überprüfen, ist die Querhauptgeschwindigkeit in der zweiten Versuchsreihe um das 10fache erhöht worden. Tabelle 4-8 gibt eine Übersicht über die Warmzugversuche, die mit der Querhauptgeschwindigkeit von $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ durchgeführt wurden.

Gleeble 1500 Warmzugversuche		
II. Versuchsreihe - Querhauptgeschwindigkeit: $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$		
Prüftemperatur [°C]	Auswertbare Versuche	Nicht auswertbare Versuche
200	X	-
400	X	-
500	X	X
600	X	-
700	X	-
800	-	X
900	X	-
1.000	X	-
1.100	X	-
1.200	X	-
1.300	X	-
Summe	10	2

Tabelle 4-8: Warmzugversuche an Flachzugproben (II. Versuchsreihe)

Auf Grund der begrenzten Probenanzahl wurde in der zweiten Versuchsreihe bei jeder Spitztemperatur jeweils nur ein Versuch durchgeführt (ausgenommen der Versuch mit 500 °C Spitztemperatur). Die für nicht auswertbar erklärten Warmzugversuche haben die gleiche Ursache, wie die in der ersten Versuchsreihe (siehe S. 63).

4.2.5 Versuchsablauf

Für die Regelung der Heizleistung ist zunächst in der Mitte der Gleeble-Probe das Ni-Cr/Ni-Thermoelement mittels Kondensatorentladungsschweißen angeschweißt worden. Dazu wurden die Gleeble-Proben vorher in der Mitte der Probe markiert. Anschließend erfolgte der Einbau der Probe in die Prüfkammer der Gleeble 1500 mit einer Einspannlänge von 20 mm. Um ein vertikales Kippen der Kupfereinspannbacken während des Versuches zu verhindern, wurden diese und die Proben vorher markiert. Anschließend wurde die eingelegte Probe in den beiden Querhäuptern der Prüfmaschine mit zwei Metallbügeln verspannt. Vor bzw. nach diesem Arbeitsschritt musste noch das Thermoelement mit dem Prüfsystem Gleeble 1500 verbunden werden. Nachdem sichergestellt wurde, dass die Probe richtig eingebaut wurde, konnte die Kammer mit einem Glasdeckel verschlossen werden. Die Kammer schützt die erwärmte Probe während der gesamten Versuchsdauer vor der Atmosphäre. Die Querdehnungsmessung wurde in dieser Arbeit nicht durchgeführt, weil für die Simulation der Eigenspannungen in SYSWELD nur technische Spannungs-Dehnungs-Kurven erforderlich waren. In Abbildung 4-16 ist ein fertiger Versuchsaufbau für einen Gleeble Warmzugversuch dargestellt.

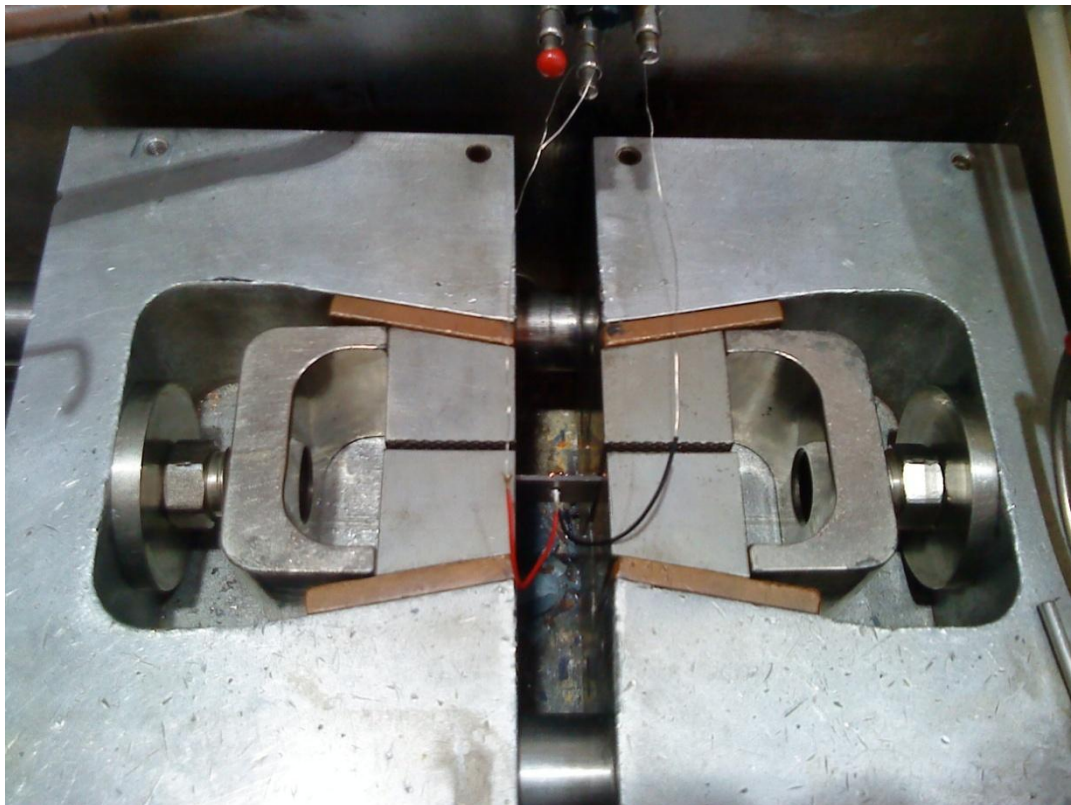


Abbildung 4-16: Eingebaute Gleeble Warmzugprobe vor dem Versuch

Nach dem Einbau der Probe konnte der Versuch mit dem jeweiligen Temperaturzyklus gestartet werden. Die Probe ist zunächst elektrisch aufgeheizt worden. Das Aufheizen der Probe erfolgt leitend, mit den zwei wassergekühlten Kupferbackenpaaren, nach dem Prinzip der Widerstandserwärmung. Durch diese Art der Aufheizung entsteht entlang der Probenachse ein starker Temperaturgradient (Abbildung 2-31, S. 40). Die Probentemperatur wurde mit dem zentrisch angeschweißten Thermoelement gemessen und geregelt.

Nachdem die eingestellte Spitzen- bzw. Prüftemperatur erreicht wurde, erfolgt die mechanische Beanspruchung der Probe über ein Hydrauliksystem. Dieses verschiebt das linke Querhaupt samt Kupfereinspannbacken und erzeugt damit eine Zugspannung auf die Probe. Um die Größe der Reibkraft, die in den Führungen des Querhauptes vorhanden ist, später ermitteln zu können, wurde die Kraftmessung ca. 10 s nach dem Bruch der Probe weiter aufgezeichnet. Erst danach wurde das Programm manuell beendet und die Probe aus der Prüfkammer ausgebaut. Abbildung 4-17 zeigt die Prüfkammer mit der gebrochenen Gleeble-Probe nach einem abgeschlossenen Warmzugversuch.

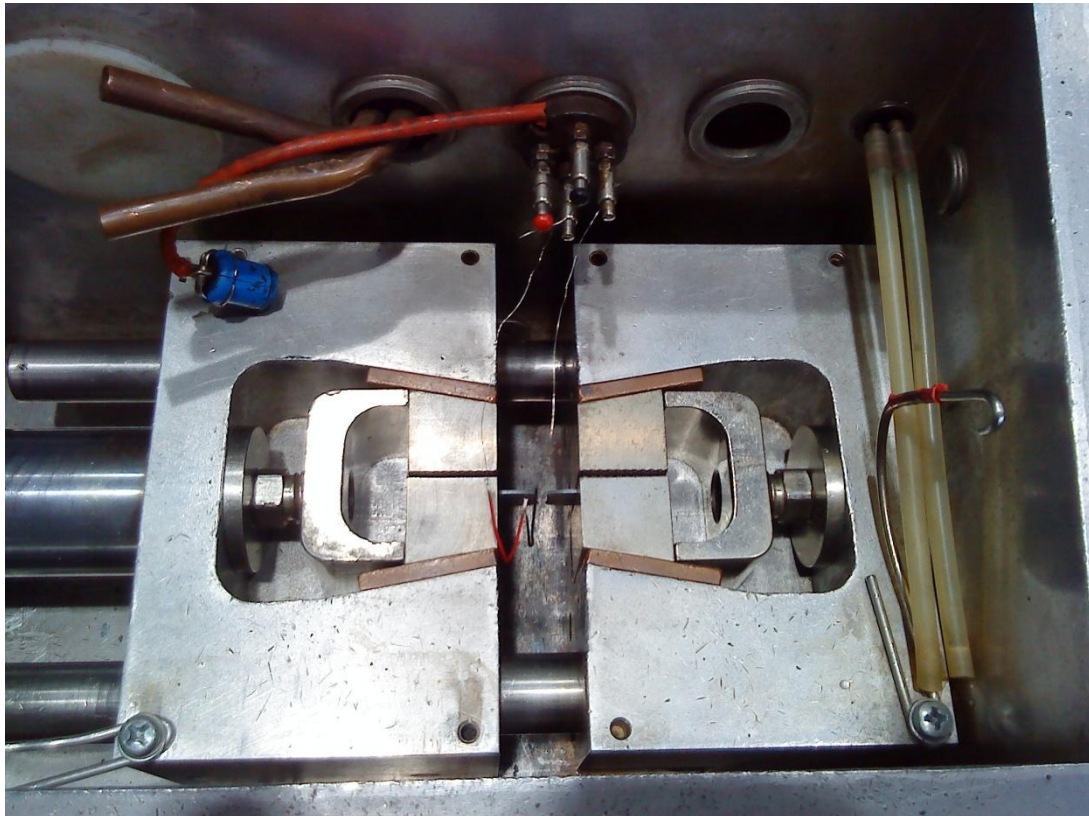


Abbildung 4-17: Eingebaute Gleeble Warmzugprobe nach dem Versuch

4.2.6 Versuchsauswertung

Am Rechner wurden die Daten des Gleeble Warmzugversuchs aufgezeichnet. Diese konnten dann problemlos im Excel verarbeitet werden. Folgende Daten wurden während der Gleeble Warmzugversuche aufgezeichnet:

- Zeit [s]
- Kraft [kN]
- Hub (*Stroke*) bzw. Längenänderung [mm]
- Temperatur [°C]

Um die einzelnen Schritte der Versuchsauswertung anschaulicher zu erklären, wird ein gültiger Gleeble Warmzugversuch als Anschauungsbeispiel herangezogen (Probe: H1000_03). Das Diagramm in Abbildung 4-18 zeigt die aufgezeichneten Daten während des Gleeble Warmzugversuches mit 1.000 °C Prüftemperatur. Bei dieser Darstellung wurde die Kraft in [N] umgerechnet und der Hub (*Stroke*) mit dem Faktor 100 multipliziert.

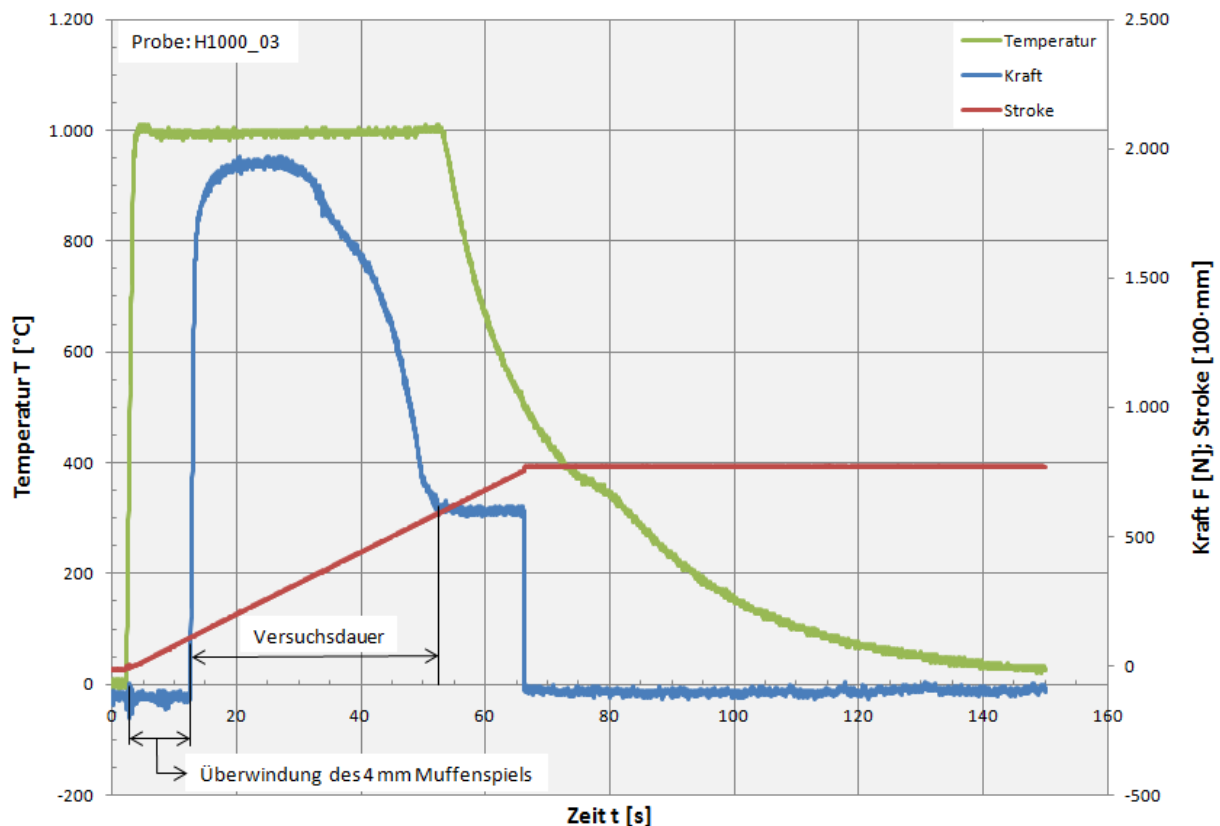


Abbildung 4-18: Aufgezeichnete Daten eines Gleeble Warmzugversuches (Probe: H1000_03)

Die Größe der Reibkraft F_R in den Führungen der Gleeble-Hydraulik kann an Hand des Kraft-Zeit-Verlaufes (blaue Kurve) leicht ermittelt werden. Nach dem Bruch der Probe (nach ca. 52 Sekunden) fällt die Gesamtzugkraft auf die Reibkraft F_R ab, die bis zum manuellen Versuchsabbruch konstant bleibt. Bei diesem Warmzugversuch (Probe: H1000_03), sowie bei allen anderen Gleeble Warmzugversuchen beträgt die Reibkraft ca. 600 N. Dieser Wert muss von der gemessenen Gesamtkraft F_{ges} abgezogen werden, weil er nicht am Bruch der Probe beteiligt ist. Die Zugkraft F_Z , welche auf die Probe einwirkt, berechnet sich somit mit folgender Gleichung:

$$F_Z = F_{ges} - F_R \quad (4-3)$$

Die Gleeble wurde so programmiert (Programm: „GCS - Gleeble Control System“), dass bei Erreichen der Spitztemperatur (grüne Kurve) der Hydraulikstempel d.h. das bewegliche Querhaupt mit der eingespannten Probe sich mit konstanter Dehnrage verschiebt. Demnach müsste der Kraftanstieg (blaue Kurve) bei Erreichen der Spitztemperatur direkt beginnen. Da eine Spielmuffe zur Aufnahme der Wärmedehnung der Probe zwischen Hydraulikstempel und beweglichem Querhaupt eingebaut ist, beginnt der Kraftanstieg etwas später. Das bedeutet, bevor die Zug-Belastung beginnen kann, muss die Hydraulik soweit verfahren, bis der Hydraulikstempel und das bewegliche Querhaupt eine spielfreie Verbindung aufweisen. Der lineare Anstieg des Hubes (rote Kurve) besagt, dass die konstante Dehnrage über den gesamten Warmzugversuch eingehalten wurde. Für die Gültigkeit der Messergebnisse, war die Einhaltung der konstanten Dehnrage von entscheidender Bedeutung. Für die Ermittlung der Kennwerte (Zugfestigkeit R_m , 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, E-Modul) wurde das technische Spannungs-Dehnungs-Diagramm berechnet. Die Spannung σ errechnet sich aus der Zugkraft F_Z bezogen auf die Querschnittsfläche A der Probe (Gleichung (4-4)).

$$\sigma = \frac{F_Z}{A} = \frac{F_Z}{b \cdot d} \quad (4-4)$$

Die Dehnung ε errechnet sich aus der Längenänderung Δl bzw. dem Hub bezogen auf die freie Einspannlänge l_{fE} . Der Faktor 100 in Gleichung (4-5) dient für die Umrechnung in den Prozentwert.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_{fE}} \cdot 100 \quad (4-5)$$

Mit den berechneten Materialkennwerten kann das Spannungs-Dehnungs-Diagramm erstellt werden. Der technische Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines Warmzugversuches ist in Abbildung 4-19 dargestellt.

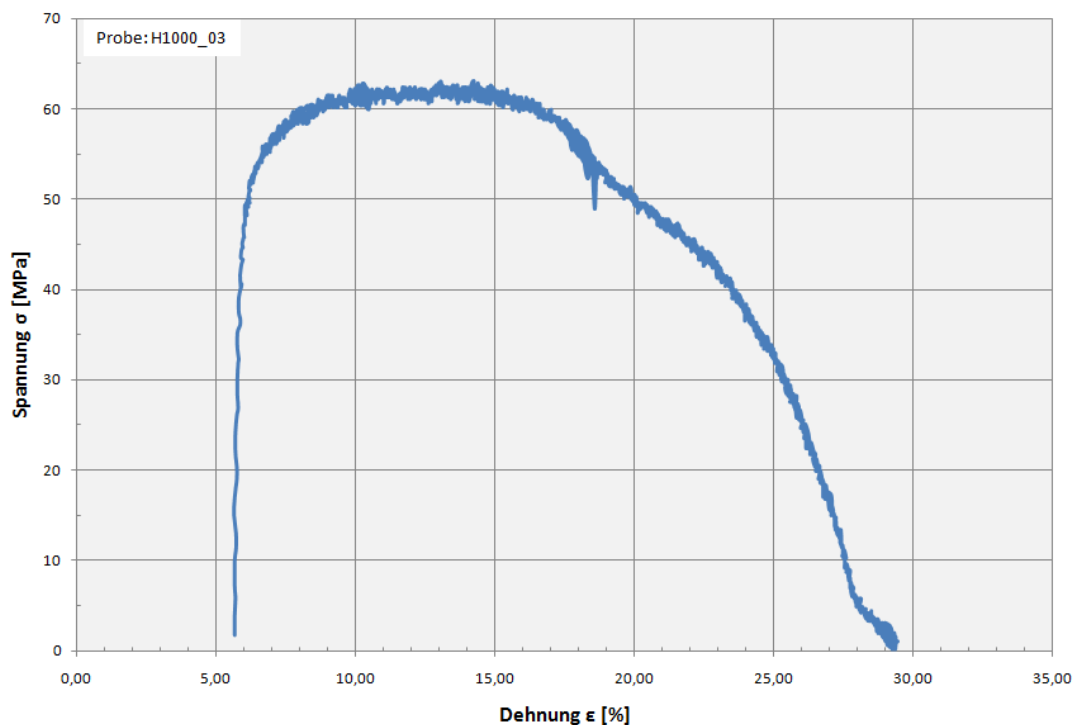


Abbildung 4-19: σ - ε Diagramm eines Gleeble Warmzugversuches (Probe: H1000_03)

Die Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt durch die Überwindung des Muffenspiels nicht im Nullpunkt. Damit die Kurve exakt im Nullpunkt beginnt muss zunächst in Abszissenrichtung der Dehnwert korrigiert werden. Dazu wird die Abweichung der Dehnung vom Nullpunkt aus dem Diagramm ermittelt, dieser Wert wird in eine Excel-Zelle („Faktor für die Nullpunktverschiebung der Dehnung“) eingegeben und von den ermittelten Dehnwerten subtrahiert. Außerdem wird bei der Spannung ein Nullwert in der ersten Zeile der Messwerte eingegeben, damit die Kurve in Ordinatenrichtung mit dem Nullpunkt verbunden wird. Des Weiteren ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve noch zweimal geglättet worden. Dazu wurde jeweils für 7 aufeinander folgende Messwerte der Mittelwert errechnet. Der erste Mittelwert wurde aus den ersten sieben Messwerten gebildet, der zweite Mittelwert aus den Werten zwei bis acht. Somit erhält man nach der Berechnung dieselbe Anzahl an Messdaten wie zuvor. Abbildung 4-20 zeigt in den Nullpunkt verschobene und zweimal geglättete Kurve, die aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve in Abbildung 4-19 gewonnen wurde.

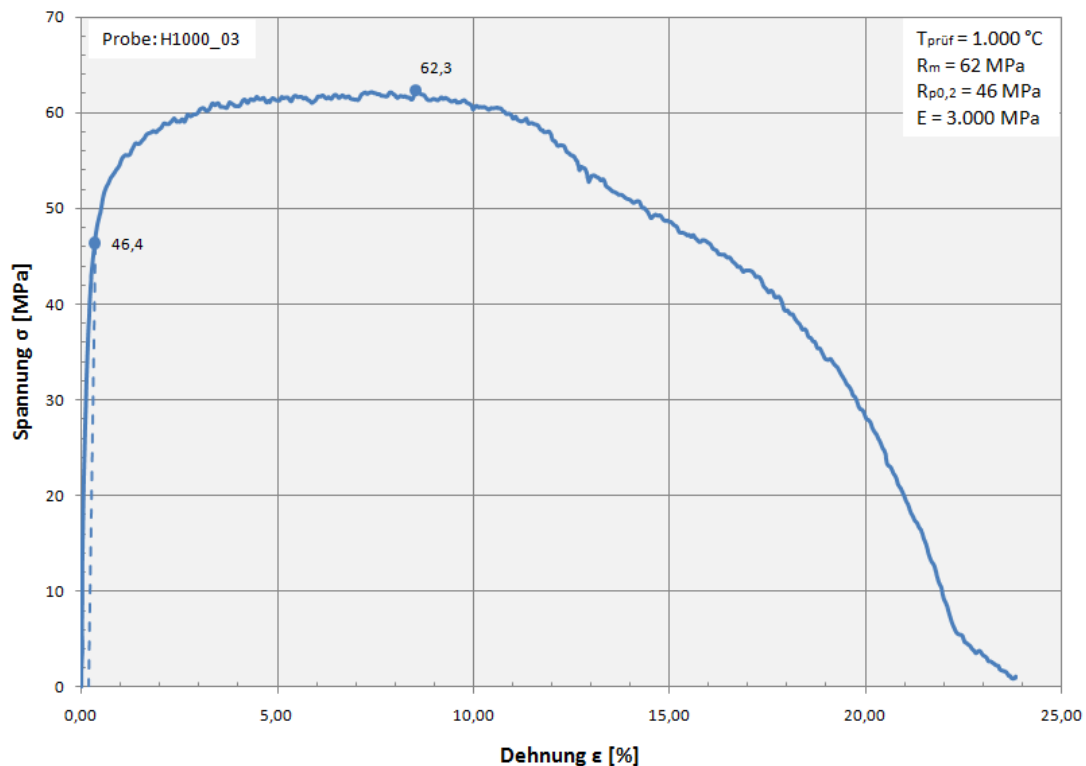


Abbildung 4-20: σ - ϵ Diagramm eines Gleeble Warmzugversuches (Kurve verschoben und geglättet; Probe: H1000_03)

Aus diesem Diagramm wurde die Zugfestigkeit R_m , 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Elastizitätsmodul (E-Modul) ermittelt. Im technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramm entspricht der Maximalwert der Kurve der Zugfestigkeit R_m des Werkstoffes, bei der entsprechenden Prüftemperatur. Für die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und den E-Modul wird im Spannungs-Dehnungs-Diagramm eine Parallele zur Hooke'schen Gerade im Abstand von 0,2 % Dehnung gezogen. Die Ordinate des Schnittpunktes mit der Spannung-Dehnung-Kurve ist die gesuchte 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$. Die Steigung (bzw. Proportionalitätskonstante) der Hooke'schen Geraden entspricht dem E-Modul. Zur Berechnung des E-Moduls wurde die Gleichung (2-7) verwendet. Auf die Auswertung der Probendehnungen (Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung) wurde, wegen der ungenauen Messung der Längenänderung, verzichtet. Aus diesem Grund hat sich auch die E-Modul Ermittlung an Hand der technischen Spannung-Dehnung-Diagramme aus den Gleeble Warmzugversuchen als sehr ungenau und unbrauchbar gezeigt. Im nächsten Kapitel (Abschnitt 4.2.7) wird auf diese Problematik näher eingegangen.

4.2.7 Ermittlung des E-Moduls

Der Elastizitätsmodul ist der grundsätzlichsste aller werkstoffabhängigen Parameter, die das mechanische Verhalten einer Struktur beschreiben^[43].

Es ist bekannt, dass sich der E-Modul in Abhängigkeit von mikrostrukturellen Größen (z.B.: Gefüge, Korngröße), der Dichte und der Temperatur ändern kann. Auf Grund seiner fundamentalen Bedeutung in der Praxis sollte man annehmen, dass es genormte Verfahren gibt, mit deren Hilfe er bestimmt werden kann. Dem ist aber nicht so. Eine umfassende Literatur- und Normenstudie hat gezeigt, dass der Begriff des E-Moduls als Werkstoffkenngröße für Metalle überhaupt nicht genormt oder ein Verfahren für seine Bestimmung festgelegt ist. Am Lehrstuhl „Werkstoffe des Maschinenbaus“ (TU Chemnitz) wurden umfassende Untersuchungen zur Genauigkeit und Reproduzierbarkeit von E-Modul-Messungen durchgeführt. Man ist zu dem Ergebnis gekommen, dass, vorausgesetzt jegliche Verformungsmessung wird direkt an der Probe realisiert (DMS), von allen mechanischen Werkstoffprüfverfahren lediglich der Zug- und Dreipunktbiegeversuch geeignet sind, den E-Modul genau und reproduzierbar mit geringer Streuung und Unsicherheit zu bestimmen (Abbildung 4-21). Eine gute Alternative stellt das ebenfalls einfache und genaue Verfahren mittels Ultraschall dar^[44].

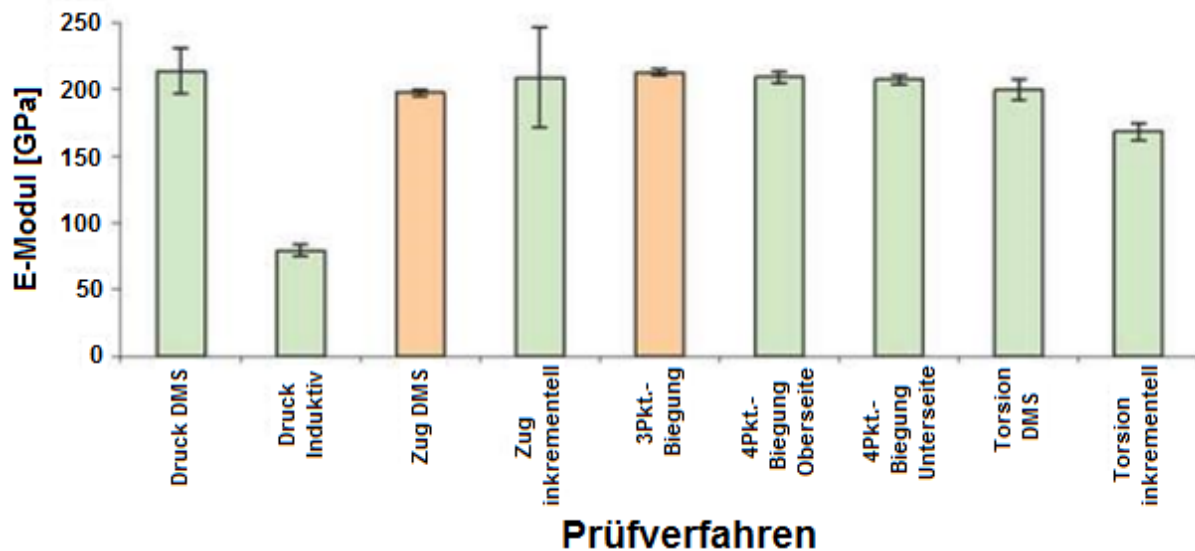


Abbildung 4-21: Mechanische Prüfverfahren für die E-Modul Bestimmung (Werkstoff C45E)^[44]

Das Verfahren Laser Ultraschall ist eine Methode Ultraschallsignale berührungslos mittels eines Lasers in einer Probe zu erzeugen und wiederum berührungslos zu detektieren. An sehr heißen Proben oder an Proben an denen eine kontaktierende Messung durch die Prüfvorschrift nicht erlaubt ist, ermöglicht Laser Ultraschall eine schnelle Prüfung. Ein weiterer Vorteil, welcher sich durch die optische Anregung und Detektion ergibt ist die wesentlich gesteigerte Auflösung^[45]. Eine detaillierte Beschreibung des Verfahrens kann aus [45] entnommen werden.

Der E-Modul wird beim Zugversuch aus dem linearen Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kurve bestimmt. Dieses idealelastische Verformungsverhalten wird durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben. Der lineare Anstieg, die Hooke'sche Gerade, kann direkt aus dem Kurvenverlauf bestimmt werden (Abbildung 4-22, a).

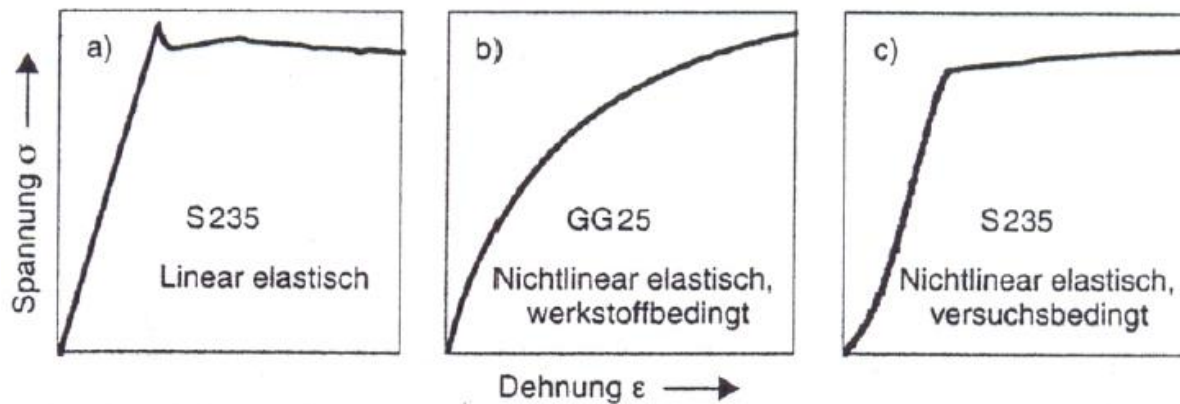


Abbildung 4-22: Linear und nichtlinear elastisches Werkstoffverhalten^[46]

Ein sinnvoller Bereich für die Ermittlung des E-Moduls kann generell nicht festgelegt werden. Das Anlegen einer Tangente im Diagramm erfolgt subjektiv durch den Prüfer oder durch automatische Auswerteverfahren.

Abweichend von dem Idealzustand kann werkstoff- und versuchsbedingt ein nichtlinear elastisches Verhalten festgestellt werden. Dabei weisen Werkstoffe wie z.B. Grauguss keine lineare Beziehung zwischen Spannung und Dehnung auf (Abbildung 4-22, b).

Eine versuchsbedingte nichtlineare Spannungs-Dehnung-Kurve zeigt meist im Anfangsbereich einen „Anlaufbogen“ (Abbildung 4-22, c). Dieser wird in seiner Ausprägung von der Probenform, der Probeneinspannung, sowie dem Dehnungsaufnahmesystem bestimmt. Besonders deutlich zeigt sich diese Erscheinung bei Flachzugproben, Keilspannzeug und nicht axialer Einspannung^[46].

Bei den Warmzugversuchen auf der Gleeble 1500 wird die Hubbewegung des Hydrauliksystems mit der Längenänderung der Probe gleichgesetzt. Diese Annahme trifft in der Realität bei weitem nicht zu, was auch an Hand der E-Modul Ergebnisse eindrucksvoll gezeigt wird. In Tabelle 4-9 sind die ermittelten E-Module aus den Warmzugversuchen zusammengefasst. Bei Spitzentemperaturen mit mehr als einem gültigen Versuch wurde der Mittelwert des E-Moduls berechnet.

Spitzentemperatur [°C]	E_{mittel} - bzw. E-Modul [MPa]
200	15.794
400	21.294
500	18.180
600	22.946
700	21.131
800	17.621
900	27.995
1.000	21.511
1.100	22.659
1.200	13.997
1.300	5.935

Tabelle 4-9: E-Modul vom DP1000 Stahl bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen

Die ermittelten E-Module aus den Gleeble Warmzugversuchen vom DP1000 Stahl sind im folgendem Diagramm (Abbildung 4-23) graphisch dargestellt.

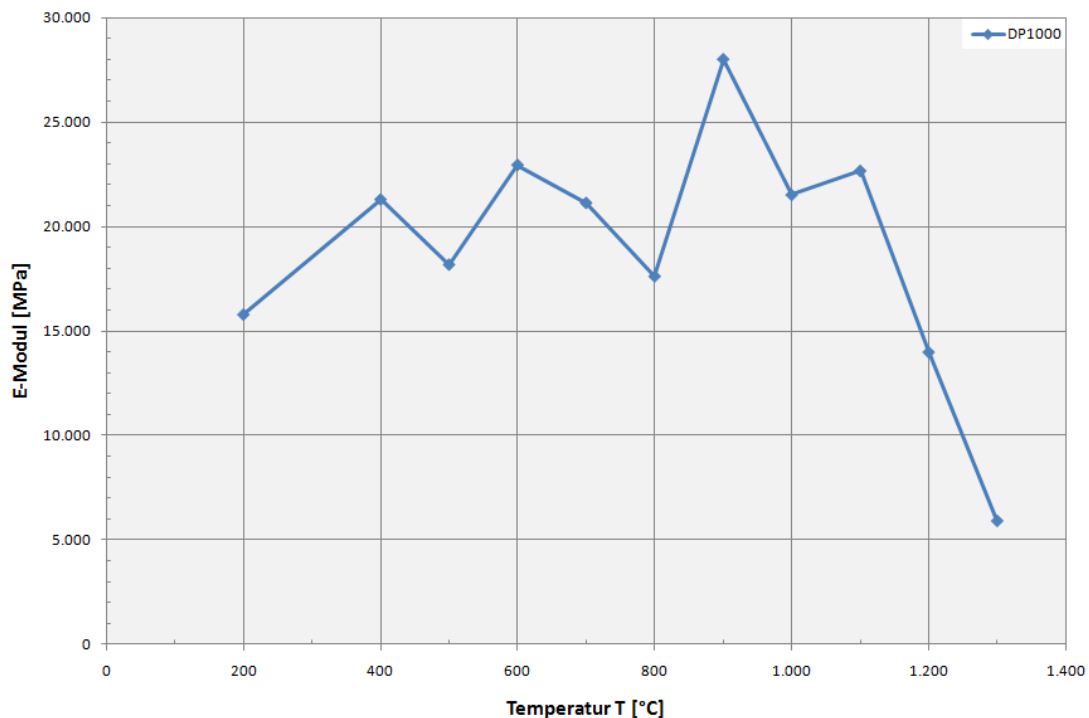


Abbildung 4-23: E-Modul vom DP1000 Stahl als Funktion der Temperatur (Messerte)

Wie man aus Abbildung 4-23 entnehmen kann, können die gewonnenen E-Modul Werte aus den Gleeble Warmzugversuchen nicht stimmen. Diese Ergebnisse waren mit der reinen Messung des Querhaupthubes auch nicht anders zu erwarten, da die Wegmessung zu ungenau ist und die Steifigkeit der Maschine, des Aufbaus und der Einspannung beinhaltet ist.

Auf Grund der ungültigen E-Modul Werte aus den Gleeble Warmzugversuchen wurden für nachfolgende Aufgaben die E-Modul Werte des DP600 Stahls aus einer SYSWELD Datenbank herangezogen (Tabelle 4-10).

Spitztemperatur [°C]	E-Modul [MPa]
200	210.000
400	170.000
500	142.500
600	115.000
700	75.000
800	28.000
900	10.000
1.000	3.000
1.100	2.333
1.200	1.667
1.300	1.000

Tabelle 4-10: E-Modul vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]

In der unten stehenden Abbildung 4-24 ist der E-Modul als Funktion der Temperatur für den DP600 Stahl aufgetragen. Zur Vervollständigung des Diagramms fehlt noch der Wert des E-Moduls bei Raumtemperatur. Bei nachfolgenden Aufgaben wird das Ergebnis aus dem RMC Zugversuch bei Raumtemperatur vom DP1000 Stahl herangezogen.

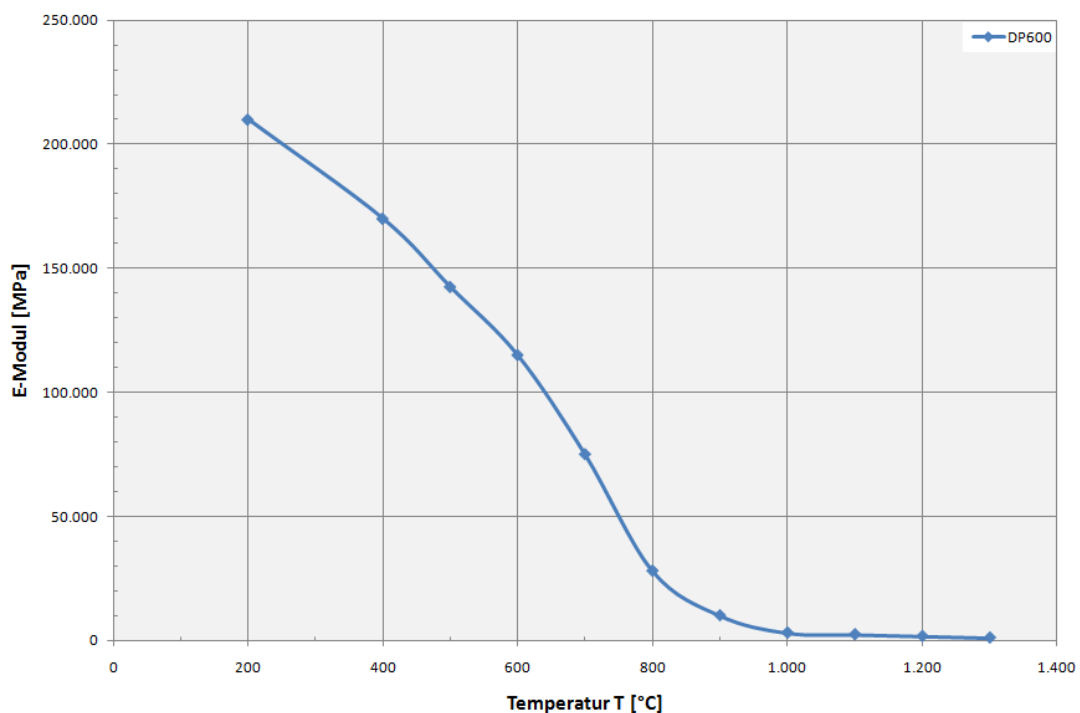


Abbildung 4-24: E-Modul vom DP600 Stahl als Funktion der Temperatur [SYSWELD Datenbank]

4.2.8 Gleeble Vorversuche

Für die Überprüfung der Eignung des festgelegten Probenquerschnittes wurden zunächst Vorversuche durchgeführt. Mit den Vorversuchen sollte einerseits geklärt werden, ob die Zugkraft der Maschine zum Versagen der Probe führt und ob sich die Probe während des Warmzugversuchs nicht axial verschiebt. Außerdem ist geplant, die maximale Aufheizrate des Prüfsystems Gleeble 1500 zu ermitteln.

Für die Vorversuche wurden zunächst 10 blanke DP1000 Proben, mit folgenden geometrischen Abmessungen, bei der Partnerfirma (voestalpine Stahl GmbH, Linz) bestellt:

- Länge: 160 mm
- Breite: 15 mm
- Dicke: 1,45 mm

Beim ersten Vorversuch sollte geklärt werden, ob die Gleeble 1500 in der Lage ist die Probe mit 1.000 °C/s aufzuheizen. Dazu wurde die Aufheizrate stufenweise erhöht, um die Maschine nicht zu überlasten. Am Ende konnte die gewählte Aufheizrate mit ca. 90%iger Heizleistung des Prüfsystems erreicht werden. Somit konnten die Warmzugversuche mit der definierten Aufheizrate durchgeführt werden. Die zweite Erkenntnis aus diesem Vorversuch war, dass die Probenlänge zu groß gewählt wurde. Bei diesem Vorversuch wurden die Kupferbackenpaare mit Schrauben eingespannt. Damit aber die Metallbügel zur besseren Einspannung verwendet werden konnten, mussten die Proben vorher gekürzt werden. Die minimal erforderliche Probenlänge für die Gleeble Warmzugversuche beträgt 80 mm (siehe Abschnitt 4.2.2, S. 60). Somit lag es nahe, die 160 mm langen Proben in zwei Teile zu zersägen, wodurch die Probenanzahl verdoppelt wurde. Zur Vervollständigung des gesamten Versuchsumfangs auf dem Prüfsystem Gleeble waren weitere 25 blanke Proben notwendig. Diese wurden wieder von der Partnerfirma gefertigt. Die Breite und die Dicke der Proben sind gleich geblieben. Die Länge der Proben wurde auf 100 mm festgelegt, damit auf jeder Seite ca. 10 mm aus den Kupferbacken hervor stehen. Bei jeder Gleeble Warmzugprobe entsprach die Längsseite der Walzrichtung.

Der zweite Vorversuch wurde bei Raumtemperatur durchgeführt. Damit sollte überprüft werden, ob die Zugkraft der Maschine zum Versagen der Probe mit den gewählten geometrischen Abmessungen führt und ob sich die Probe während des Versuchs nicht axial verschiebt. Das Ergebnis wurde mit jenem des RMC Zugversuchs bei Raumtemperatur verglichen und in Abbildung 4-25 dargestellt.

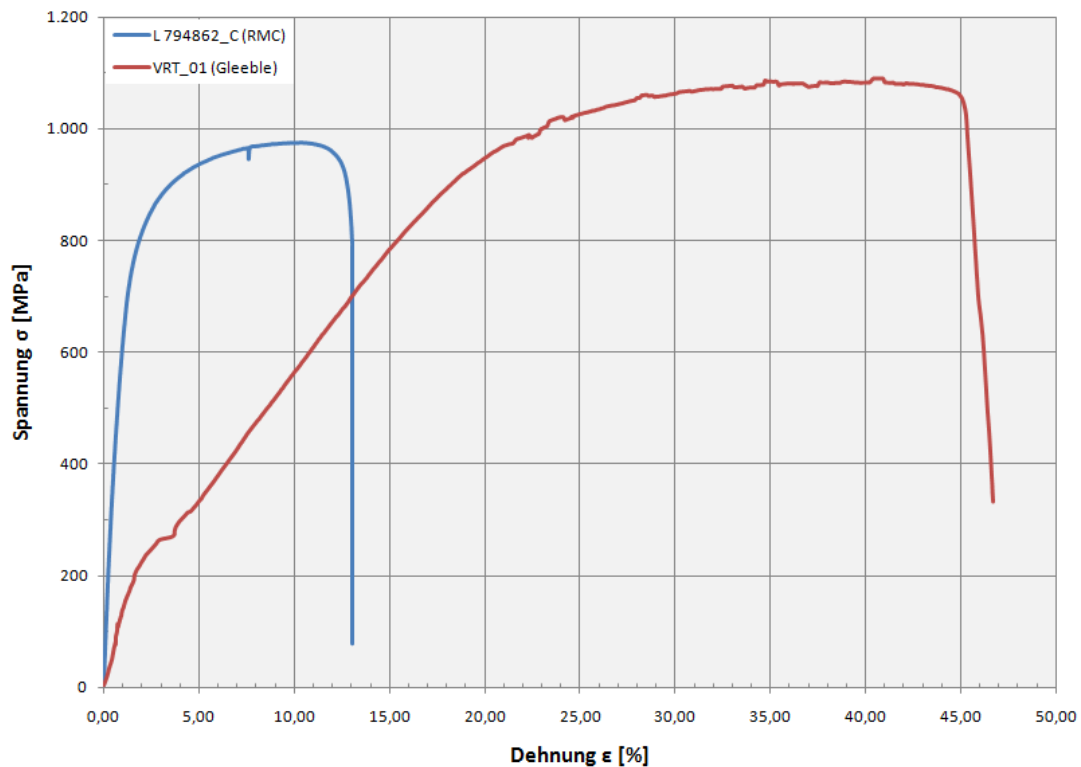


Abbildung 4-25: Ergebnis der Zugversuche bei RT: Gleeble und RMC im Vergleich

In dem Diagramm sieht man die Nachteile des Gleeble Versuchs bei Raumtemperatur. Die Dehnung der Probe ist mehr als dreimal größer als beim RMC Zugversuch, d.h. dass die Gleichsetzung der Hubbewegung des beweglichen Querhauptes mit der Längenänderung der Probe zur stark verfälschten Messergebnissen führt. Somit ist die Ermittlung der Gleichmaß- und Bruchdehnung, der 0,2 %-Dehngrenze, sowie des E-Moduls an Hand der Gleeble Ergebnisse bei Raumtemperatur nicht möglich. Im Vergleich zum RMC Zugversuch liefert der Gleeble Zugversuch auch einen höheren Wert für die Zugfestigkeit. Dieser Messfehler ist auf die axial eingepressten Kupferbackenpaare während des Zugversuchs zurückzuführen. Während des Gleeble Versuchs wurde die Widerstandsbewegung der Kupferbackenpaare bzw. deren Reibkraft mit gemessen, was die Erhöhung der Zugfestigkeit zur Folge hatte. Dieser Sachverhalt wurde durch die gelockerten Metallbügeln (siehe Abbildung 4-16, S. 65) in den beiden Querhäuptern bestätigt. Diese wurden vor dem Versuch fest mit der Hand verschraubt. Nach dem Versuch saßen sie in den Querhäuptern locker und konnten ohne die Schrauben zu lösen herausgenommen werden.

Die Probe wurde nur geringfügig aus den Kupferbackenpaaren axial verschoben. Die Anpressflächen hatten kleine Schleifspuren, was durch das Rutschen der Gleeble Probe verursacht wurde. Dieses Problem wurde nur bei Raumtemperatur beobachtet. Bei höheren Prüftemperaturen waren die Anpressflächen gepunktet, d.h. dass die Probe nicht gerutscht ist.

Aus diesem Vorversuch konnte eine positive Erkenntnis gewonnen werden, nämlich dass die Probe gebrochen war. Dadurch kann angenommen werden, dass die Gleeble Probe mit den gewählten geometrischen Abmessungen auch bei höheren Spitzen- bzw. Prüftemperaturen mit Sicherheit brechen wird.

Beide Gleeble Vorversuche wurden mit einer konstanten Querhauptgeschwindigkeit v_1 von 0,12 mm/s durchgeführt.

4.2.9 Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche

Die Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche wurden in diesem Kapitel zusammengefasst und die Verläufe der Materialkennwerte in Form von Diagrammen dargestellt, wobei zwischen zwei Querhauptgeschwindigkeiten bzw. Versuchsreihen unterschieden wurde.

4.2.9.1 I. Versuchsreihe: $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$ zusammengefasst worden. Aus Platzgründen sind in Tabelle 4-11 nur die Ergebnisse der gültigen Warmzugversuche angegeben. Die Bezeichnung der einzelnen Versuche wird an Hand der Probe „H400_04“ kurz erklärt. „H“ steht für Heizen mit einer Querhauptgeschwindigkeit von $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$, „400“ ist die Spitzen- bzw. Prüftemperatur in [°C] und „_04“ steht für den vierten Versuch bei der genannten Prüftemperatur.

Ergebnisse der Gleeble 1500 Warmzugversuche				
I. Versuchsreihe - Querhauptgeschwindigkeit: $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$				
Probe	Prüftemperatur T_s [°C]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Probenlänge l_{ges} [mm]
H200_04	200	1.000	389	100
H400_04	400	879	356	80
H500_02	500	579	334	100
H600_03	600	351	169	80
H700_02	700	176	129	100
H800_01	800	130	88	80
H800_02	800	129	91	80
H800_03	800	131	91	80
H900_01	900	94	81	100
H900_02	900	93	78	100
H1000_01	1.000	64	47	80
H1000_02	1.000	65	49	80
H1000_03	1.000	62	46	80
H1100_01	1.100	38	30	100
H1100_03	1.100	34	28	100
H1200_02	1.200	26	20	80
H1300_01	1.300	14	11	100
H1300_02	1.300	13	11	100

Tabelle 4-11: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche (I. Versuchsreihe)

Um die Wiederholbarkeit der Gleeble Warmzugversuche zu untersuchen, ist in der ersten Versuchsreihe jeder Warmzugversuch mindestens zweimal durchgeführt worden. Die Ergebnisse der Warmzugversuche bei 800 °C Spitzentemperatur werden für die Überprüfung der Wiederholbarkeit verwendet. Das Diagramm in Abbildung 4-26 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven der drei gültigen Gleeble Warmzugversuche, die bei 800 °C durchgeführt wurden.

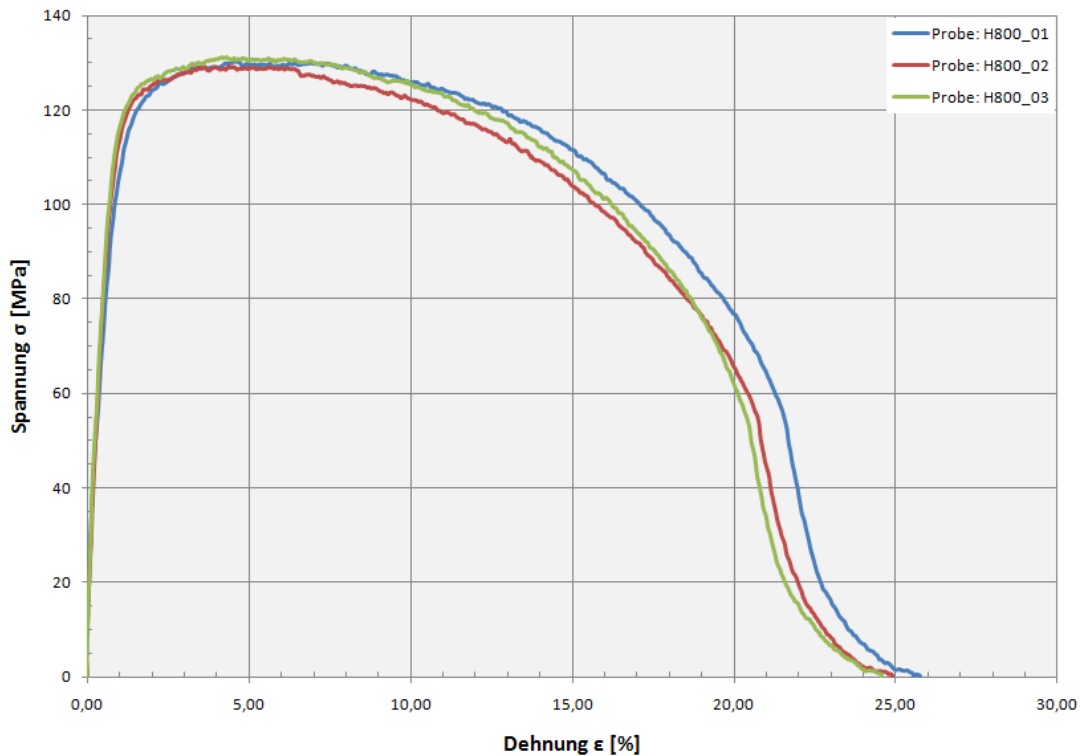


Abbildung 4-26: Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 800°C Prüftemperatur

Die Materialkennwerte vom DP1000 Stahl, die aus den obigen Kurven gewonnen wurden, sind in Tabelle 4-12 zusammengefasst.

Probe	Prüftemperatur T_s [°C]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Probenlänge l_{ges} [mm]
H800_01	800	130	88	80
H800_02	800	129	91	80
H800_03	800	131	91	80

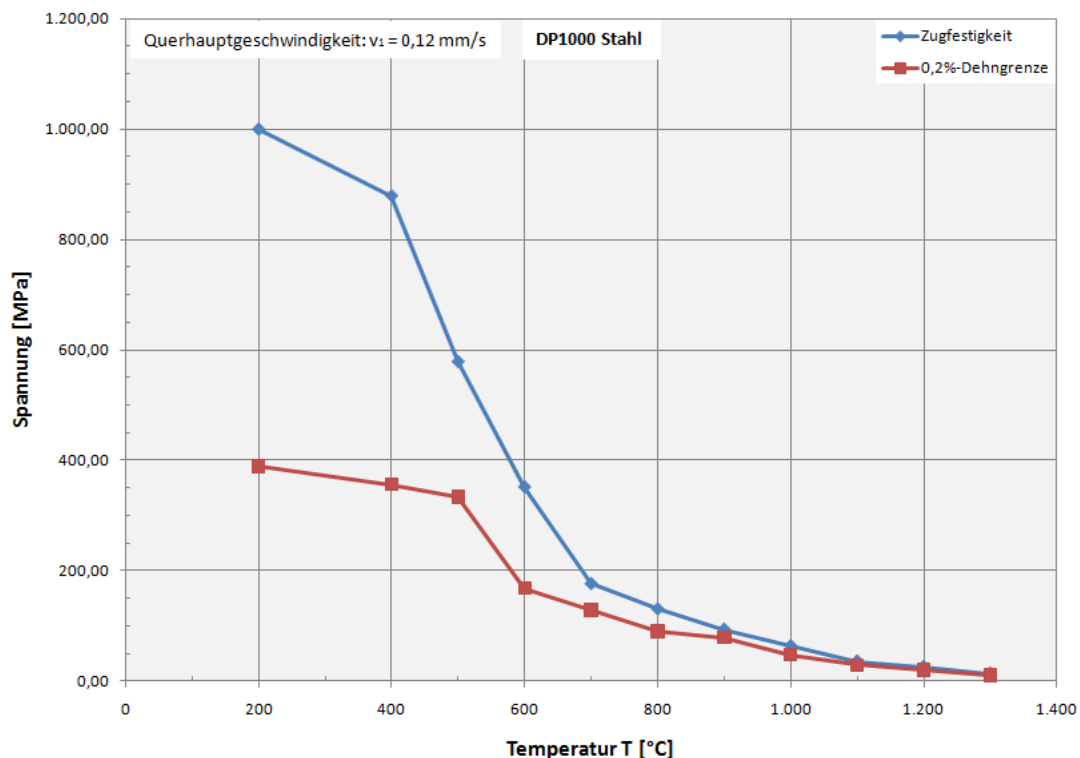
Tabelle 4-12: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche bei $T_s = 800^\circ\text{C}$

Die Wiederholbarkeit der einzelnen Versuche ist besser als zunächst erwartet. Die Ergebnisse in Tabelle 4-12 zeigen, dass die Streuung der ermittelten Materialkennwerte gering und somit tolerierbar sind. Für weitere Anwendungen wurde bei Prüftemperaturen mit mehr als einem gültigen Warmzugversuch der Mittelwert der Materialkennwerte errechnet. Dies war in der ersten Versuchsreihe bei Prüftemperaturen über 700 °C der Fall. Die zusammengefassten Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche aus der ersten Versuchsreihe sind in Tabelle 4-13 angegeben.

Ergebnisse der Gleeble 1500 Warmzugversuche				
I. Versuchsreihe - Querhauptgeschwindigkeit: $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$				
Probe	Prüf­temperatur T_s [°C]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Probenrichtung
H200	200	1.000	389	längs
H400	400	879	356	längs
H500	500	579	334	längs
H600	600	351	169	längs
H700	700	176	129	längs
H800	800	130	90	längs
H900	900	94	79	längs
H1000	1.000	64	47	längs
H1100	1.100	36	29	längs
H1200	1.200	26	20	längs
H1300	1.300	14	11	längs

Tabelle 4-13: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$

Bei der Bezeichnung wurde diesmal nur das H für Heizen und die jeweilige Prüf­temperatur des Gleeble Warmzugversuchs verwendet. Das Diagramm in Abbildung 4-27 zeigt die Verläufe der Zugfestigkeit R_m und der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Funktion der Temperatur, welche aus der obigen Tabelle gewonnen wurden.

Abbildung 4-27: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$

Zur Vervollständigung des Diagramms fehlen noch die Materialkennwerte bei Raumtemperatur. Dazu wurden die Ergebnisse des RMC Zugversuchs bei Raumtemperatur herangezogen. In Abbildung 4-28 ist das vollständige Diagramm mit den Messwerten der „L 794862_D“ Probe (grüne Punkte) dargestellt.

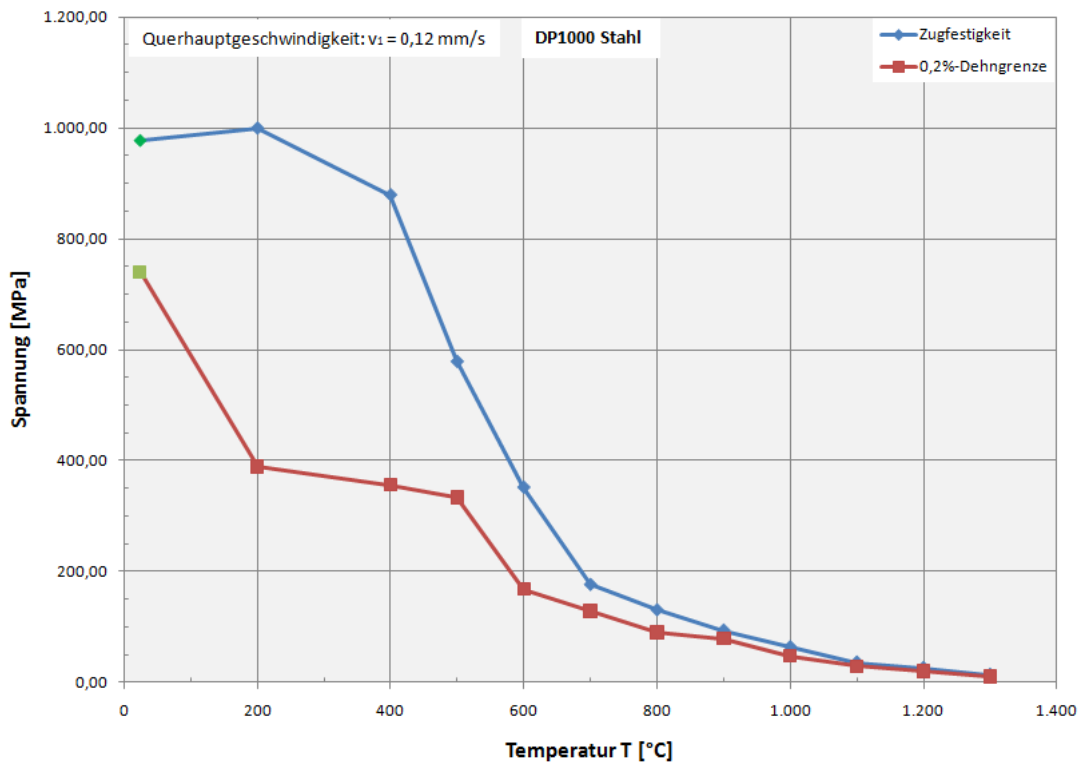


Abbildung 4-28: Thermisch-Mechanische Materialkennwerte vom DP1000 mit $v_1 = 0,12$ mm/s

Auf den ersten Blick kommt die Vermutung auf, dass die 0,2 %-Dehngrenze (rote Kurve) bei 200 und 400 °C Prüftemperatur zu niedrig ist. Der Festigkeitsabfall erfolgte schon lange vor der α/γ -Umwandlung ($Ac_1 = 767$ °C, $Ac_3 = 890$ °C; siehe Abschnitt 4.8.1, S. 122). Auf dieses Problem wird im Abschnitt 4.2.9.3 (S. 82) näher eingegangen.

Die Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl aus dem RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_1 = 0,12$ mm/s sind in Tabelle 4-14 angegeben.

Probe	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	E-Modul [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Prüfgeschwindigkeit v_1 [mm/s]
L 794862_D	978	740	203.093	4,8	0,12

Tabelle 4-14: RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_1 = 0,12$ mm/s

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme, sowie die Materialkennwerte vom DP1000 Stahl aus den einzelnen Gleeble Warmzugversuchen mit der Querhauptgeschwindigkeit $v_1 = 0,12$ mm/s sind im Anhang B auf den Seiten B-1 bis B-10 zu finden.

4.2.9.2 II. Versuchsreihe: $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$

Wie in Abschnitt 4.2.1 (S. 58) beschrieben wurde, nimmt die Streckgrenze des Stahls bei Dehnraten über $\dot{\varepsilon}_1 = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ zu. Um dies zu überprüfen wurde die Querhauptgeschwindigkeit in der zweiten Versuchsreihe 10fach, auf $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ erhöht. Tabelle 4-15 zeigt die Ergebnisse der gültigen Gleeble Warmzugversuche, die mit einer Querhauptgeschwindigkeit von $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ durchgeführt wurden.

Ergebnisse der Gleeble 1500 Warmzugversuche				
II. Versuchsreihe - Querhauptgeschwindigkeit: $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$				
Probe	Prüftemperatur $T_s \text{ [}^\circ\text{C]}$	Zugfestigkeit $R_m \text{ [MPa]}$	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2} \text{ [MPa]}$	Probenlänge $l_{\text{ges}} \text{ [mm]}$
HD200_01	200	917	324	100
HD400_01	400	895	307	100
HD500_02	500	673	275	100
HD600_01	600	424	233	100
HD700_01	700	246	123	100
HD900_01	900	120	83	100
HD1000_1	1.000	82	66	100
HD1100_1	1.100	54	39	100
HD1200_1	1.200	35	24	100
HD1300_1	1.300	27	20	100

Tabelle 4-15: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$

Bei der Beschriftung der Proben wurde im Vergleich zur ersten Versuchsreihe zusätzlich ein großes „D“ (z.B. HD200_01), dass für die 10fach höhere Dehnraten (bzw. Querhauptgeschwindigkeit) steht, verwendet.

Wegen der geringeren Probenanzahl haben wir bei jeder Prüftemperatur nur einen gültigen Versuch. Deshalb war die Mittelwertbildung der Ergebnisse in der zweiten Versuchsreihe nicht erforderlich.

In Tabelle 4-15 fehlt das Ergebnis eines Gleeble Warmzugversuches. Der Versuch mit $800 \text{ }^\circ\text{C}$ Prüftemperatur ist für ungültig erklärt worden, weil die vorgegebene Prüftemperatur nicht erreicht wurde (siehe Abschnitt 4.2.4, S. 63).

Die Ergebnisse aus der zweiten Versuchsreihe sind in Abbildung 4-29 graphisch dargestellt. In dem Diagramm ist die Zugfestigkeit R_m und die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Funktion der Temperatur aufgetragen.

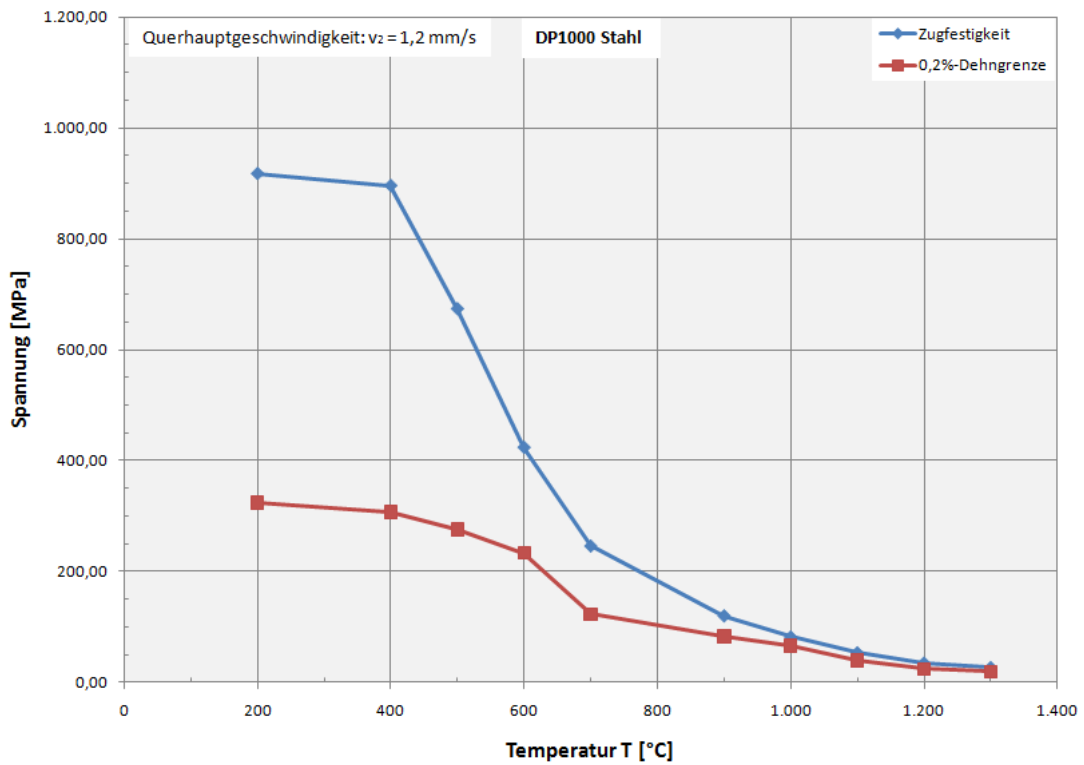


Abbildung 4-29: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_2 = 1,2$ mm/s

Zur Vervollständigung des Diagramms wurden wieder die Ergebnisse des RMC Zugversuchs herangezogen. Das vollständige Diagramm der zweiten Versuchsreihe ist mit den Messwerten der „L 794862_E“ Probe (grüne Punkte) in Abbildung 4-30 dargestellt.

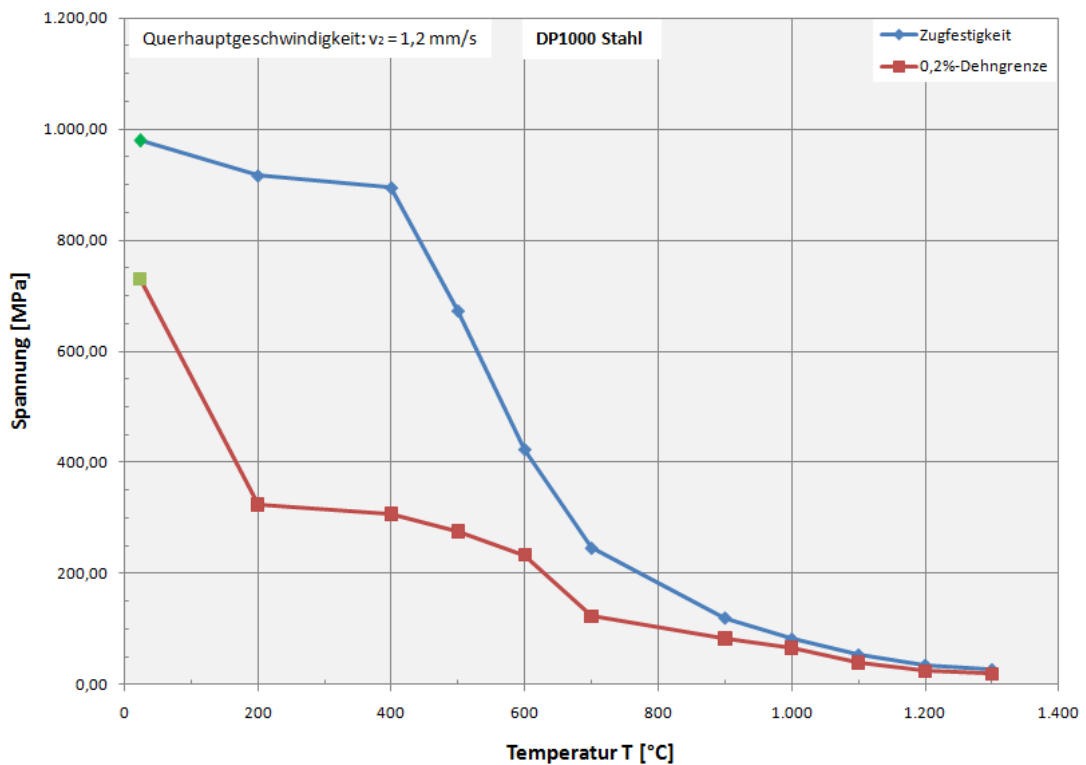


Abbildung 4-30: Thermisch-Mechanische Materialkennwerte vom DP1000 mit $v_2 = 1,2$ mm/s

Die Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl aus dem RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ sind in Tabelle 4-16 angegeben.

Probe	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	E-Modul [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Prüfgeschwindigkeit v_2 [mm/s]
L 794862_E	979	730	199.944	6,3	1,20

Tabelle 4-16: RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme, sowie die Materialkennwerte vom DP1000 Stahl aus den einzelnen Gleeble Warmzugversuche mit der Querhauptgeschwindigkeit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ sind im Anhang C auf den Seiten C-1 bis C-5 zu finden.

4.2.9.3 Ergebnisvergleich

Um den Einfluss der Dehnrates bzw. Querhauptgeschwindigkeit besser vergleichen zu können wurden weitere Diagramme erstellt, in denen die Verläufe der Zugfestigkeit R_m und der 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Funktion der Temperatur und mit unterschiedlicher Querhauptgeschwindigkeit dargestellt sind.

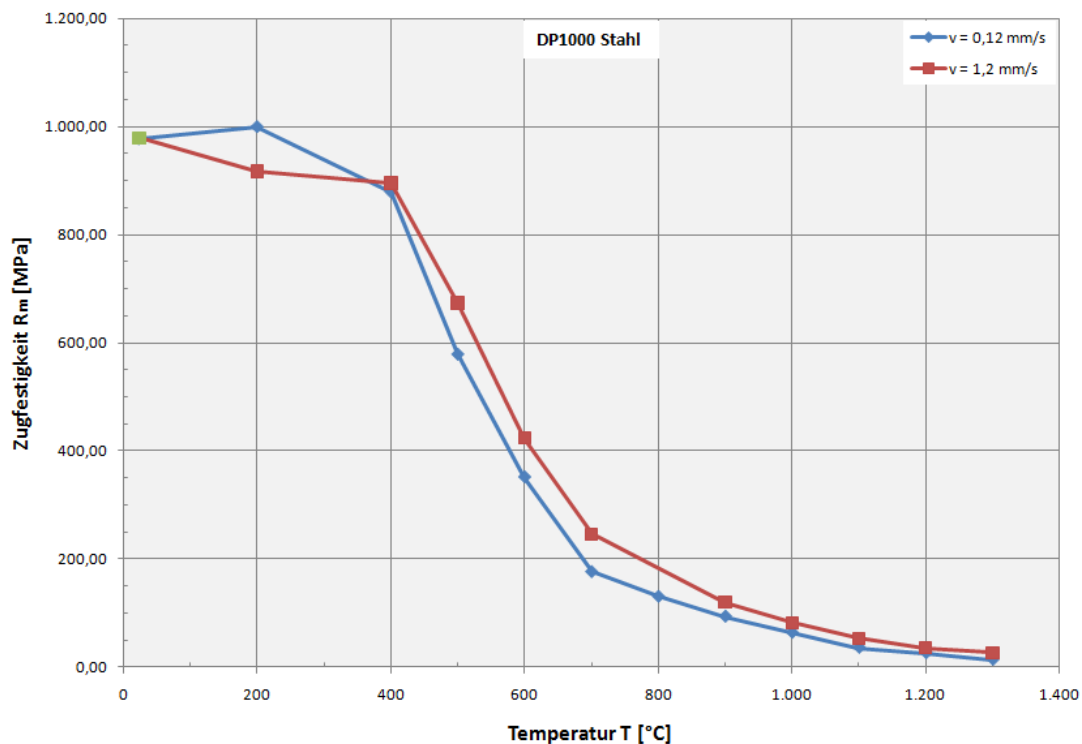


Abbildung 4-31: Zugfestigkeit-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl

Im obigen Diagramm (Abbildung 4-31) ist deutlich zu erkennen, dass die Zugfestigkeit R_m mit der 10fach höheren Querhauptgeschwindigkeit, fast immer einen größeren Wert aufweist. Der Warmzugversuch bei 200 °C Prüftemperatur bildet dabei die einzige Ausnahme, wodurch die Vermutung aufkommt, dass es sich um einen Messfehler handelt. Ein Grund für die Abweichung könnten zu niedrige Reibkräfte zwischen den Kupferbacken und der Probe sein, welche durch die schlagartige Belastung auf die Probe entstehen.

Die niedrigere Zugfestigkeit bei 200 °C und $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ ist mit einem Korrekturfaktor ausgebessert worden. Dazu ist der Zugfestigkeitsverlust bei 400 °C berechnet worden. Mit diesem Korrekturfaktor wurde dann die Zugfestigkeit der höheren Querhauptgeschwindigkeit bei 200 °C Prüftemperatur, über die der niedrigeren Querhauptgeschwindigkeit errechnet.

$$\bullet \quad \underline{f_{Rm}} = \frac{R_{m_400_1,2}}{R_{m_400_0,12}} = \frac{895}{879} = \underline{1,018}$$

$$\Rightarrow \underline{R_{m_200_1,2}} = R_{m_200_0,12} \cdot f_{Rm} = 1.000 \cdot 1,018 = \underline{1.018} \left[\frac{N}{\text{mm}^2} \right]$$

Abbildung 4-32 zeigt die Zugfestigkeit-Temperatur-Verläufe bei unterschiedlichen Querhauptgeschwindigkeiten mit der korrigierten Zugfestigkeit bei 200 °C Prüftemperatur und $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$. Der angepasste Wert ist in dem Diagramm gestrichelt dargestellt.

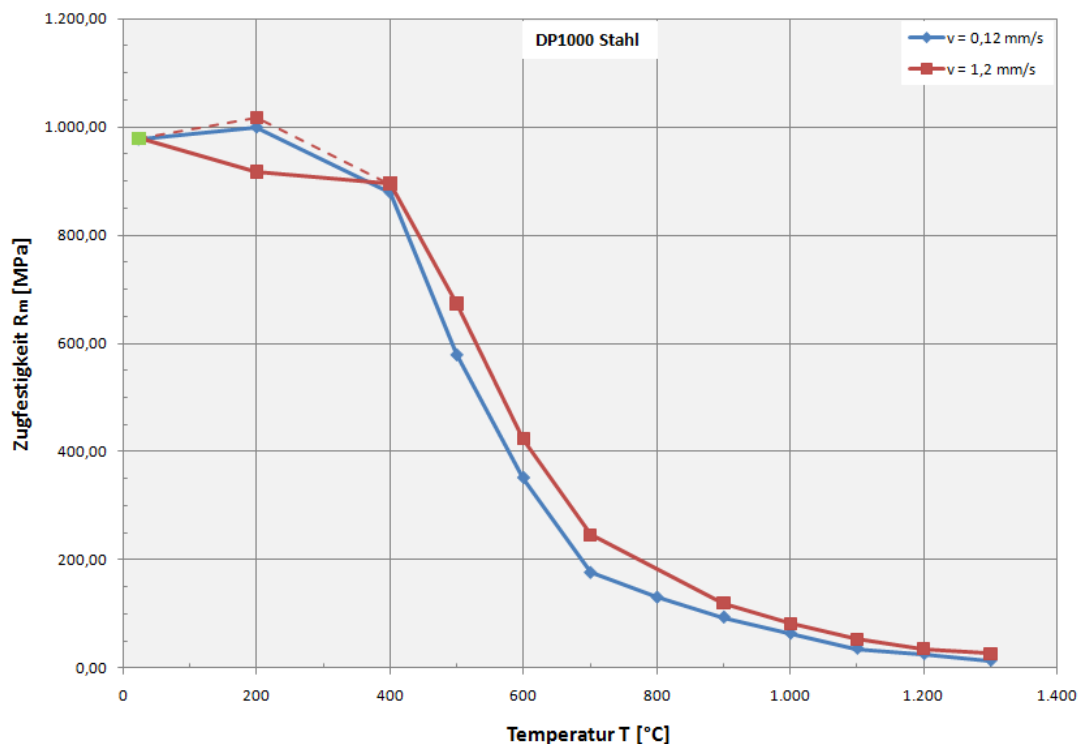


Abbildung 4-32: Korrigierter Zugfestigkeit-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl

In Abbildung 4-32 ist im Bereich vor der α/γ -Umwandlung ($Ac_1 = 767 \text{ °C}$, $Ac_3 = 890 \text{ °C}$; siehe Abschnitt 4.8.1, S. 122) ein stärkerer Abfall der Zugfestigkeit, als während der Umwandlung zu erkennen. Nach der α/γ -Umwandlung nimmt die Festigkeit mit zunehmender Temperatur wieder schwächer ab.

Mit steigender Temperatur nimmt die Festigkeit stetig ab. Eine Ausnahme bildet der Warmzugversuch bei 200 °C Prüftemperatur. Die Festigkeitszunahme kann unterschiedliche Ursachen haben. Eine Ursache für das Verhalten kann die Kaltverfestigung sein, die von A. Ekrami [15] beim Dualphasen Stahl beobachtet wurde (siehe Abschnitt 2.2.1, S. 11). Andererseits könnten die Reibkräfte, die zwischen den Kupferbacken und den Querhaupten vorhanden sind, für die Erhöhung der Zugfestigkeit bei 200 °C verantwortlich sein. Die Reibkräfte wurden im Laufe des Gleeble Warmzugversuchs mit gemessen, wodurch die gesamte Zugkraft erhöht wurde. In der Realität kann auch eine Kombination von beiden Fällen die Ursache für die Zunahme der Zugfestigkeit bei 200 °C Prüftemperatur sein.

Das nächste Diagramm (Abbildung 4-33) zeigt den Verlauf der 0,2 %-Dehngrenze als Funktion der Temperatur bei unterschiedlichen Querhauptgeschwindigkeiten.

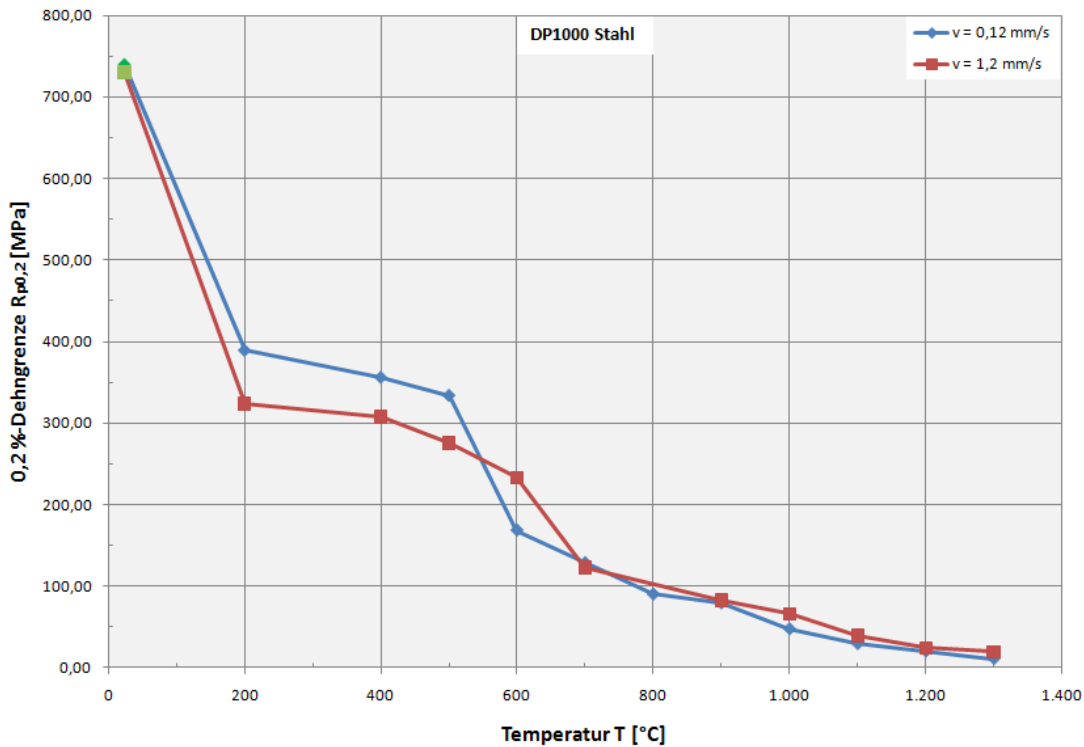


Abbildung 4-33: 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl (aus Zugversuch)

Die Ergebnisse der Warmzugversuche bei 200 °C und 400 °C liefern fragwürdige Ergebnisse: die 0,2 %-Dehngrenze besitzt zu niedrige Werte, weil der starke Festigkeitsabfall schon lange vor der α/γ -Umwandlung ($Ac_1 = 767$ °C, $Ac_3 = 890$ °C; siehe Abschnitt 4.8.1, S. 122) statt gefunden hat. Bei diesen Versuchen hat die axiale Einpressung der Kupferbackenpaare negativen Einfluss auf die Materialkennwerte (siehe Abschnitt 4.2.8, S. 75). Dieser Effekt ist umso stärker, je höher die Querhauptgeschwindigkeit ist. Um zu überprüfen, ob es sich um einen Messfehler handelt wurden die Materialkennwerte des DP600 Stahls aus einer SYSWELD Datenbank herangezogen (Tabelle 4-17).

Temperatur T [°C]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]
20	340
200	330
400	305
500	250
800	25
1.000	10
1.200	5

Tabelle 4-17: 0,2 %-Dehngrenze vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]

Die 0,2 %-Dehngrenze vom DP600 Stahl ist im nächsten Diagramm (Abbildung 4-34) als Funktion der Temperatur graphisch dargestellt.

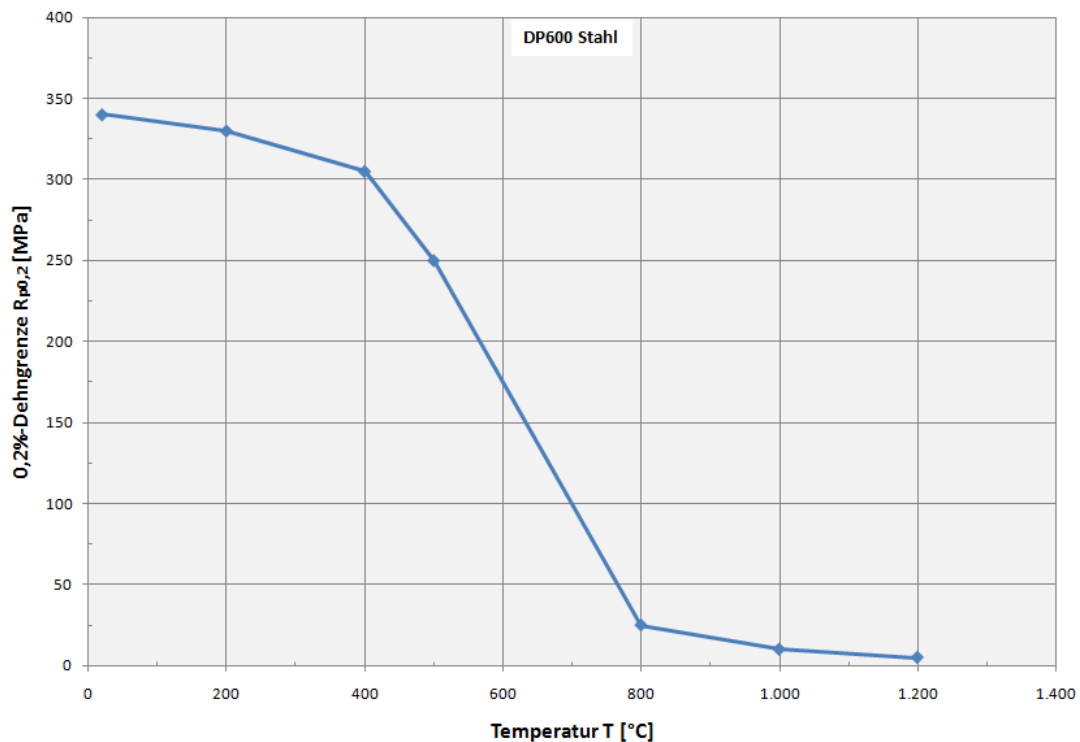


Abbildung 4-34: 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur-Verlauf vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]

Der Kurvenverlauf zeigt, dass die 0,2 %-Dehngrenze mit steigender Temperatur zunächst langsam abnimmt und anschließend bis zum Ende der α/γ -Umwandlung ($Ac_1 = 767 \text{ °C}$, $Ac_3 = 890 \text{ °C}$; siehe Abschnitt 4.8.1, S. 122) einen sprunghaften Festigkeitsverlust erfährt. Den gleichen Verlauf zeigte auch die Zugfestigkeit vom DP1000 Stahl mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$ (siehe Abbildung 4-31, S. 82). Das heißt, dass die Gleeble Warmzugversuche bei Temperaturen unterhalb von 500 °C zur Ermittlung der 0,2 %-Dehngrenze an Flachzugproben ungenaue Messergebnisse liefern. Um den Bereich unter 500 °C für weitere Anwendungen nicht ganz auszulassen, wurde die 0,2 %-Dehngrenze bei 200 °C und 400 °C Prüftemperatur rechnerisch angepasst. Dazu sind die Verhältnisse der Dehngrenzen vom DP600 Stahl berechnet worden. Mit den gewonnenen Faktoren wurden anschließend die $R_{p0,2}$ des DP1000 Stahls hochgerechnet.

- $T=200 \text{ [°C]}$: $f_{Rp0,2,200} = \frac{R_{p0,2,RT_DP600}}{R_{p0,2,200_DP600}} = \frac{340}{330} = 1,03$

$$\Rightarrow \underline{\underline{R_{p0,2,200_DP1000}}} = \frac{R_{p0,2,RT_DP1000}}{f_{Rp0,2,200}} = \frac{740}{1,03} = \underline{\underline{718 \left[\frac{N}{mm^2} \right]}}$$

- $T=400 \text{ [°C]}$: $f_{Rp0,2,400} = \frac{R_{p0,2,RT_DP600}}{R_{p0,2,400_DP600}} = \frac{340}{305} = 1,115$

$$\Rightarrow \underline{\underline{R_{p0,2,400_DP1000}}} = \frac{R_{p0,2,RT_DP1000}}{f_{Rp0,2,400}} = \frac{740}{1,115} = \underline{\underline{644 \left[\frac{N}{mm^2} \right]}}$$

Abbildung 4-35 zeigt die 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur-Verläufe bei unterschiedlichen Querhauptgeschwindigkeiten mit den korrigierten Dehngrenzen bei 200 und 400 °C Prüftemperatur. Die angepassten Werte sind im Diagramm gestrichelt dargestellt.

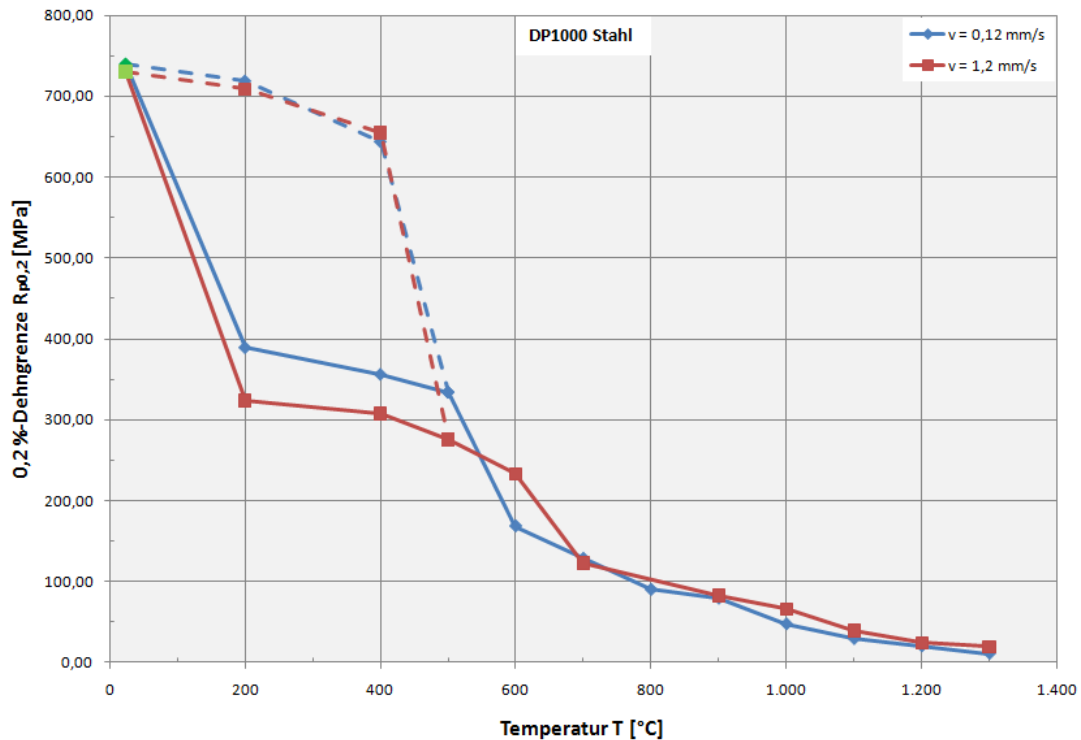


Abbildung 4-35: Korrigierter 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur Verlauf vom DP1000 Stahl

Abbildung 4-35 zeigt, dass der Einfluss der 10fach höheren Querhauptgeschwindigkeit auf die 0,2 %-Dehngrenze nicht so ausgeprägt ist wie auf die Zugfestigkeit. Die beiden Kurven bilden ein enges Band, wobei teilweise die Werte für $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$ über jenen von $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$ liegen.

Die thermisch-mechanischen Materialkennwerte vom blanken DP1000 Stahl, die später als Input für weitere Anwendungen im Rahmen des Forschungsprojektes Join 1.2 „Bruchverhalten“ dienen werden, sind abschließend in Tabelle 4-18 zusammengefasst worden.

Zusammengefasste Materialkennwerte				
DP1000 Stahl - I. Versuchsreihe				
Probe	Prüf­temperatur T_s [°C]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Probenrichtung
L 794862_D	23	978	740	längs
H200	200	1.000	718	längs
H400	400	879	644	längs
H500	500	579	334	längs
H600	600	351	169	längs
H700	700	176	129	längs
H800	800	130	90	längs
H900	900	94	79	längs
H1000	1.000	64	47	längs
H1100	1.100	36	29	längs
H1200	1.200	26	20	längs
H1300	1.300	14	11	längs

Tabelle 4-18: Materialkennwerte für die Simulation

Die gewonnenen Messergebnisse vom DP1000 Stahl sind im nächsten Diagramm (Abbildung 4-36) graphisch dargestellt. Die blaue Kurve stellt die Zugfestigkeit und die rote Kurve die 0,2 %-Dehngrenze als Funktion der Temperatur dar. Die grünen Punkte bzw. Werte (siehe auch Tabelle 4-18) entsprechen den Ergebnissen aus dem RMC Zugversuch bei Raumtemperatur und die roten den korrigierten Materialkennwerten.

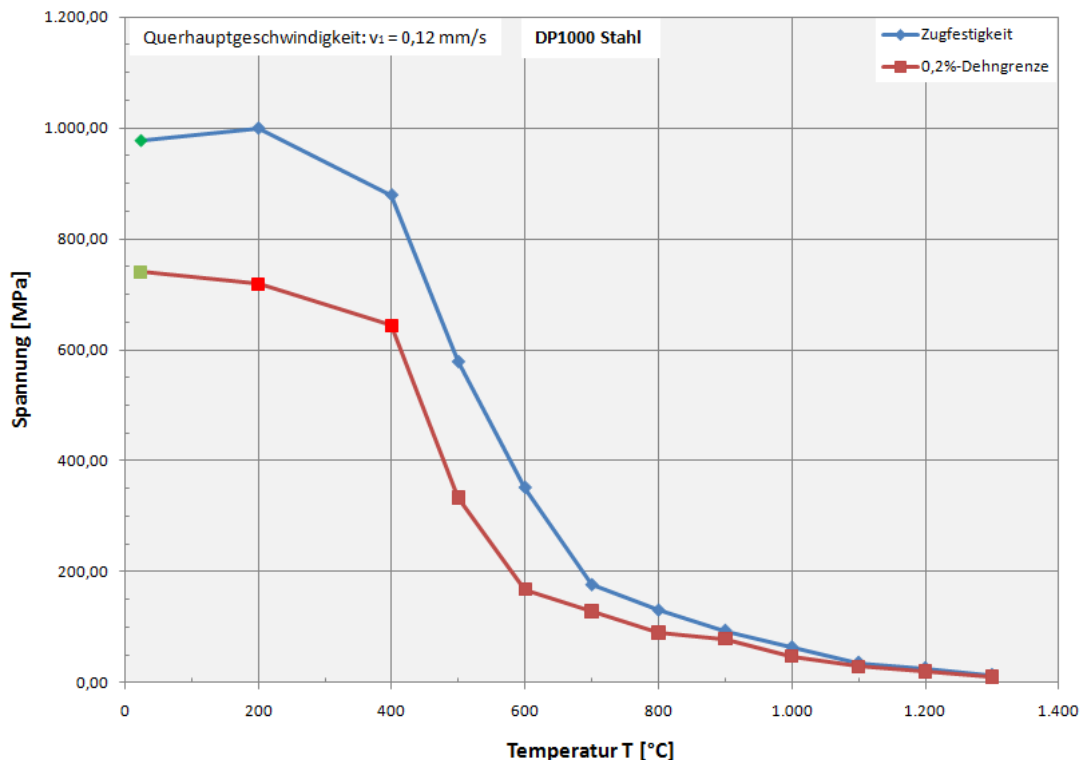


Abbildung 4-36: Zusammengefasste Materialkennwerte vom DP1000 Stahl

4.3 Metallografie

Um das Gefüge vom unbehandelten Grundwerkstoff zu untersuchen, wurden Querschliffbilder einer blanken DP1000 Gleeble Warmzugprobe aufgenommen. In Abbildung 4-37 kann man die Lage der festgelegten Anschliffebene sehen (Pfeil markiert Blickrichtung).



Abbildung 4-37: Probenentnahme für metallographische Untersuchungen

Die Probe ist zunächst mit einer Handsäge zersägt worden. Anschließend wurde der zu untersuchende linke Probenteil (Pfeil) grob geschliffen. Danach wurde die Probe in einem Plastikhalter befestigt und mit Kunstharz warm eingebettet. Im nächsten Arbeitsschritt ist die zu untersuchende Probe mehrmals geschliffen und poliert worden. Diese mehrstufigen Arbeitsgänge wurden auf speziell dafür vorgesehenen Schleifmaschinen mit unterschiedlichen Schleifpapierkörnungen durchgeführt. Der Vorteil der Nassschleif- und Polierverfahren auf rotierenden Horizontaltellern ist die geringe Erwärmung der Probenoberfläche und die Staubfreiheit. Weil das Gefüge am polierten Metall nicht sichtbar ist, wird es anschließend durch Ätzen mit 3%-iger Nital-Lösung (100ml Alkohol, 3ml Salpetersäure) sichtbar gemacht. Nach der Ätzung wurde das Gefüge lichtmikroskopisch untersucht. Dabei wurden Bilder mit unterschiedlicher Auflösung aufgenommen. Die Querschliffbilder der lichtmikroskopischen Untersuchung des unbehandelten Grundwerkstoffs, sind im Anhang D auf den Seiten D-1 bis D-3 zu sehen.

4.3.1 Flächenauswertung des Gefüges

Für die genaue Ermittlung der prozentualen Gefügeanteile von Ferrit und Martensit wurde das Bildbearbeitungsprogramm „KS400“ verwendet. Im Programm werden die hellen Flächenanteile vom Ferrit farblich markiert (z.B. gelb). Über die Pixelanzahl werden die gefärbten Kornflächen berechnet. Die Summe der einzelnen gelben Flächen ergibt den prozentualen Ferritgehalt im Gefüge. Subtrahiert man den Wert von der gesamten untersuchten Bildfläche, dann erhält man den prozentualen Martensitgehalt vom DP1000 Stahl. Für die Auswertung der Gefügeanteile wurde das Querschliffbild mit 1000facher Vergrößerung verwendet. In Abbildung 4-38 kann man das Gefügebild nach der Bildbearbeitung sehen.



Abbildung 4-38: Flächenauswertung (Gefüge: gelb eingefärbt Ferrit - grau Martensit)

Die mit dem Bildbearbeitungsprogramm durchgeführte Gefügeanalyse ergab folgende prozentualen Anteile vom Ferrit und Martensit im DP1000 Stahl:

- Ferrit (gelb): $X_F = 32,37 \%$
- Martensit (dunkel): $X_M = 67,63 \%$

Auf die Genauigkeit der Ergebnisse wird später eingegangen (siehe Abschnitt 4.6, S. 95).

4.4 Makrohärtemessung vom DP1000 Stahl

Zur Ermittlung der Makrohärte vom DP1000 Stahl wurde die Härteprüfung nach Vickers durchgeführt. Die genaue Beschreibung des Verfahrens ist in Abschnitt 2.6.2 (S. 29) zu finden. Das Prüfgerät (EMCO-TEST, M4C025G3M), auf dem die Makrohärte gemessen wurde, ist in Abbildung 4-39 zu sehen. Für die Makro- sowie die Mikrohärtmessung (siehe Abschnitt 4.5, S. 92) wurde die metallographisch untersuchte Probe verwendet.



Abbildung 4-39: Makrohärte-Prüfgerät (EMCO-TEST, M4C025G3M)

In Tabelle 4-19 sind die Ergebnisse der Makrohärtemessung zusammengefasst. Die Messung wurde in drei Punkten durchgeführt. Aus den drei Messwerten wurde dann der Mittelwert gebildet. Für die normgerechte Angabe der Vickershärte muss neben dem Prüfverfahren auch die Prüfkraft immer mit angegeben werden. Die Makrohärteprüfung ist mit 10 Kilopond (ca. 10 kg) durchgeführt worden. Daraus ergibt sich dann die Bezeichnung HV 10. Für die Umwertung der Vickershärte in die Zugfestigkeit wurde die ÖNORM EN ISO 18265:2003^[47] verwendet.

Messpunkt	HV 10	Zugfestigkeit [MPa]
1	299	962
2	295	950
3	293	942
Mittelwert	296	951

Tabelle 4-19: Ergebnisse der Makrohärtemessung vom DP1000 Stahl

Während schon die Umwertung von Härtewerten untereinander Streuungen und systematische Abweichungen mit sich bringen kann, muss bei der Umwertung von Härtewerten auf Zugfestigkeitswerte mit weiteren Streuungen gerechnet werden^[47].

Des Weiteren ergeben unterschiedliche Prüfkräfte bei gleichem Härteprüfverfahren unterschiedliche Messwerte, d.h. die Härtewerte sind zum Teil lastabhängig^[48].

Die in den Tabellen der ÖNORM EN ISO 18265:2003^[47] angegebenen Zugfestigkeitswerte sind deshalb als Näherungswerte anzusehen, die in keinem Fall im Zugversuch bestimmte Messwerte ersetzen können.

4.5 Mikrohärtemessung vom DP1000 Stahl

Die Simulation der Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Gefügebestandteile erfordert die Kenntnis der Festigkeitskennwerte vom Ferrit und Martensit. Diese können aus den Ergebnissen der Mikrohärtemessung gewonnen werden.

Im Allgemeinen gilt, dass eine Verminderung der Prüfkraft die erreichbare Genauigkeit der Messungen reduziert und somit, wenn es die Versuchsbedingungen nicht anders vorschreiben, die größtmögliche Prüflast anzustreben ist^[49].

Das Ziel der ersten Mikrohärtemessungen war deshalb, die Ermittlung der bestmöglichen Prüfkraft, d.h. den Härteeindruck innerhalb eines Kornes zu setzen ohne die Korngrenzen zu erfassen.

Der optimale Abdruck für die Mikrohärtemessung wurde mit einer Prüfkraft von 0,002 kg (0,01961 N) erreicht. Abbildung 4-40 zeigt das Prüfgerät (Reichert-Jung, MeF3), auf dem die Mikrohärtemessungen durchgeführt wurden.



Abbildung 4-40: Lichtmikroskop (Reichert-Jung, MeF3) mit aufgesetztem Mikrohärtprüfgerät (grüner Kreis)

Vom Ferrit (helle Körner) und Martensit (dunkle Körner) wurde jeweils 10mal die Mikrohärt gemessen. Die Ergebnisse der Mikrohärtmessung sind in Tabelle 4-20 zusammengefasst.

Gefüge	Messpunkt	Bildbezeichnung	HV 0.002
Ferrit	1	j210u185	261
	2	j210u186	254
	3	j210u187	243
	4	j210u190	227
	5	j210u194	210
	6	j210u195	194
	7	j210u196	277
	8	j210u197	234
	9	j210u198	281
	10	j210u199	214
Martensit	1	j210u200	346
	2	j210u201	293
	3	j210u203	300
	4	j210u204	350
	5	j210u208	371
	6	j210u209	383
	7	j210u210	403
	8	j210u212	376
	9	j210u213	338
	10	j210u214	339

Tabelle 4-20: Ergebnisse der Mikrohärtemessung vom DP1000 Stahl

Über den Mittelwert der Ferrit- und Martensit-Mikrohärte wurde dann mit der ÖNORM EN ISO 18265:2003^[47] auf die Zugfestigkeit umgewertet (Tabelle 4-21).

Gefüge	HV 0.002 (Mittelwert)	Zugfestigkeit R_m [MPa]
Ferrit	240	770
Martensit	350	1125

Tabelle 4-21: Mikrohärte und Zugfestigkeit vom Ferrit und Martensit

Die Bilder der Mikrohärtemessungen mit den quadratischen Abdruckflächen sind im Anhang E auf den Seiten E-1 bis E-10 zu sehen.

4.5.1 Einflussfaktoren bei der Mikrohärtemessung

- **Auswertungsbedingte Fehlerquelle:**

Bei der Ermittlung der Abdruckfläche hat die graphische Erfassung der Längen der Diagonalen d_1 und d_2 von der eingedrückten quadratischen Grundfläche großen Einfluss auf die Genauigkeit der Mikrohärte. Äußerst präzises Vorgehen des Prüfers ist somit von großer Bedeutung und unbedingt erforderlich.

- **Werkstoffbedingte Einflüsse:**

Der Effekt der elastischen Rückstellung ist im Bereich der Mikrohärtemessungen sehr viel stärker ausgeprägt als im Makro- oder Kleinlastbereich, so dass die Härte im Allgemeinen mit abnehmender Prüflast zunimmt.

Ein zweiter wichtiger Einflussfaktor ist die Korngröße und Gefügestruktur der Legierung. Eine Probe kann bei der Makrohärtemessung als quasihomogen betrachtet werden. Im Übergangsbereich zwischen Kleinlast- und Mikrohärteprüfungen liegt die Größe des Eindruckes jedoch im Bereich der Korngröße, so dass die plastischen Vorgänge in der Probe komplizierter sind. Für sehr kleine Prüfkraften verlaufen die plastischen Vorgänge dagegen wie in einem Quasi-Einkristall, bei dem sich die zu messenden Härten auf die jeweiligen Kristallite beziehen. Dementsprechend sind Härte und Streuung der Messwerte in unterschiedlichen Gefügebereichen ebenfalls verschieden.

Andere Einflussfaktoren sind Anisotropien der Probe, die Lage des Eindruckes relativ zu den Gitterebenen, die Kaltverfestigungseigenschaften des Werkstoffes und die Art der Oberflächenbearbeitung^[49].

- **Geräteabhängige Fehlerquellen:**

Einen starken Einfluss bei der Mikrohärtemessung haben die während der Belastung auftretenden Erschütterungen, die zu einer systematischen Verkleinerung der gemessenen Härtewerte führen können. Bei extrem kleinen Prüfkraften kann die Ursache sogar die brennende Beleuchtungseinrichtung des Mikroskops sein. Die Belastungsdauer hat deshalb auch einen Einfluss auf die gemessenen Härtewerte, weil sich, je länger die Probe belastet wird, die Wahrscheinlichkeit von unzulässigen Erschütterungen erhöht.

Bei extrem kleinen Eindrücken sind die Anforderungen an die mechanische Präzision der Eindruckkörper und der Belastungseinrichtung, z.B. gegen seitliches Spiel, viel höher als bei der Makrohärteprüfung. Außerdem begrenzt das Auflösungsvermögen der Messoptik die erreichbare Genauigkeit^[49].

4.6 Ergebnisvergleich

Die Ergebnisse der Gefügeanalyse, der Mikro- und Makrohärtemessung, sowie die des Zugversuchs bei Raumtemperatur werden in diesem Kapitel verglichen. In Tabelle 4-22 sind die dazu erforderlichen Messwerte vom DP1000 Stahl angegeben.

Zugversuch bei RT	Probe	Q 794862_M	
	Zugfestigkeit R_{m_z}	1.006 [MPa]	
	Prüfrichtung	quer	
Makrohärtemessung	Makrohärte	296 HV 10	
	Zugfestigkeit $R_{m_mak_DP}$	951 [MPa]	
Mikrohärtemessung	Ferrit	Mikrohärte	240 HV 0.002
		Zugfestigkeit $R_{m_mik_F}$	770 [MPa]
	Martensit	Mikrohärte	350 HV 0.002
		Zugfestigkeit $R_{m_mik_M}$	1.125 [MPa]
Gefügeanteile	Ferrit X_F	32,37 %	
	Martensit X_M	67,63 %	

Tabelle 4-22: Ergebnisvergleich (DP 1000 Blech, 1,45 mm dick)

Für den Ergebnisvergleich wird folgende Gleichung (4-6) verwendet³:

$$R_{m_z} = R_{m_mak_DP} = R_{m_mik_DP} = R_{m_mik_F} \cdot X_F + R_{m_mik_M} \cdot X_M \quad (4-6)$$

Die Auswertung des rechten Terms führt zu folgendem Ergebnis:

$$\underline{R_{m_mik_DP}} = 770 \cdot 0,3237 + 1.125 \cdot 0,6763 = \underline{1.010 [MPa]}$$

Es zeigt sich, dass die Zugfestigkeit nur 4 MPa von dem im Zugversuch ermittelten Wert (1.006 MPa) abweicht. Somit sind die Ergebnisse der Mikrohärtemessung und die Flächenauswertung vom Gefüge zufrieden stellend. Die Makrohärtemessung ergab hingegen eine deutlich größere Abweichung der Zugfestigkeit (siehe Tabelle 4-22). Damit wurde die Aussage bestätigt, dass die Makrohärtemessung, die im Zugversuch bestimmten Messwerte in keinem Fall ersetzen kann. Das gleiche gilt umso mehr bei der Mikrohärtemessung, wobei Messfehler nie ausgeschlossen werden dürfen.

³ persönliche Mitteilung Mizanur Rahman, TUGraz

4.7 Dilatometerversuche

4.7.1 Probengeometrie für die Dilatometerversuche

Die Probengeometrie für Dilatometerversuche wird durch die geometrischen Gegebenheiten des zu untersuchenden Materials bestimmt. Die geometrischen Anforderungen seitens des Bähr Dilatometers Dil805A/D (Prüfkammerabmessungen) spielen dabei auch eine entscheidende Rolle.

Im Allgemeinen werden für Dilatometerversuche runde Proben verwendet. Da unser Material nur eine Blechstärke von 1,45 mm aufweist, müssen flache Proben verwendet werden. Die Dicke der Dilatometerproben beträgt somit $d = 1,45$ mm. Erfahrungsgemäß wurde die Probenbreite b_d auf 5 mm und die Probenlänge l_d auf 10 mm festgelegt (Abbildung 4-41).

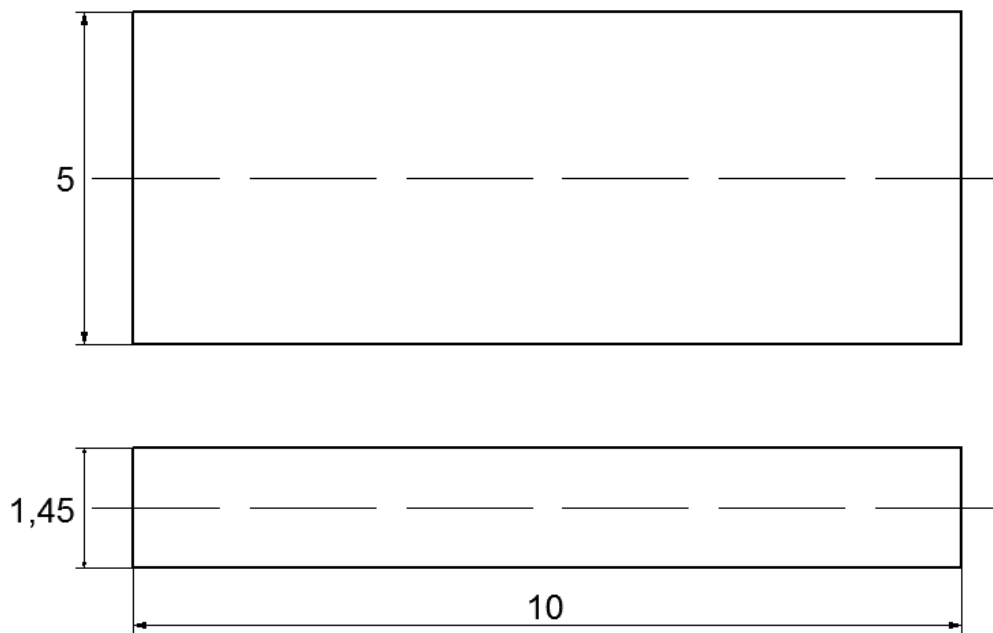


Abbildung 4-41: Probengeometrie für die Dilatometerversuche

4.7.2 Temperaturzyklen für die Dilatometerversuche

Zur Ermittlung der Temperatur-Zeit-Verläufe für die Dilatometerversuche wurden die mittels SYSWELD berechneten Temperaturfelder (siehe Abschnitt 3, S. 43) herangezogen. Die Temperaturfelder entsprechen denen des Widerstandspunktschweißens. Als Eingabeparameter für die Dilatometerversuche werden die Aufheizrate, Spitztemperatur, Haltezeit und die $t_{8/5}$ - Zeit benötigt. Die Aufheizrate v_{auf} ist durch die maximale Heizleistung des Dilatometers begrenzt. Wie später bei den Vorversuchen (siehe Abschnitt 4.7.6, S. 105) gezeigt wird, liegt die optimale Aufheizrate v_{auf} bei 650 °C/s. Der Einfluss der Austenitisierungstemperatur in Bezug auf die Form und Veränderung der ZTU-Schaubilder ist beachtenswert und somit von entscheidender Bedeutung. Als erste Austenitisierungstemperatur wurde eine Spitztemperatur nahe der Solidustemperatur gewählt. Die erste Spitztemperatur wurde deshalb auf 1.300 °C festgelegt. Die zweite Spitztemperatur charakterisiert einen Punkt in der Wärmeeinflußzone. Das Ergebnis der SYSWELD Simulation zeigt (siehe Abschnitt 3, S. 43), dass in der WEZ Temperaturen über 800 °C erreicht werden. Als Austenitisierungstemperatur ist die zweite Spitztemperatur auf 900 °C festgelegt worden, die das Ende der α/γ -Umwandlung darstellt. Für beide Schweiß-ZTU-Schaubilder ist die Haltedauer bzw. -zeit auf 2 s festgelegt worden. Die Dilatometerversuche erfordern noch die Kenntnis der Abkühlzeiten, damit die Temperatur-Zeit-Verläufe vollständig definiert sind.

In der Schweißtechnik hat sich als wichtigste Größe zur Beschreibung der Abkühlung die Abkühlzeit $t_{8/5}$ bewährt, d.h. Zeitintervall für die Abkühlung von 800 °C auf 500 °C (Abbildung 4-42). Die $t_{8/5}$ -Zeit wurde festgelegt, da in diesem Bereich die wichtigsten Gefügeumwandlungen ablaufen und diese Zeit recht einfach auf ein ZTU-Schaubild übertragbar ist^[19].

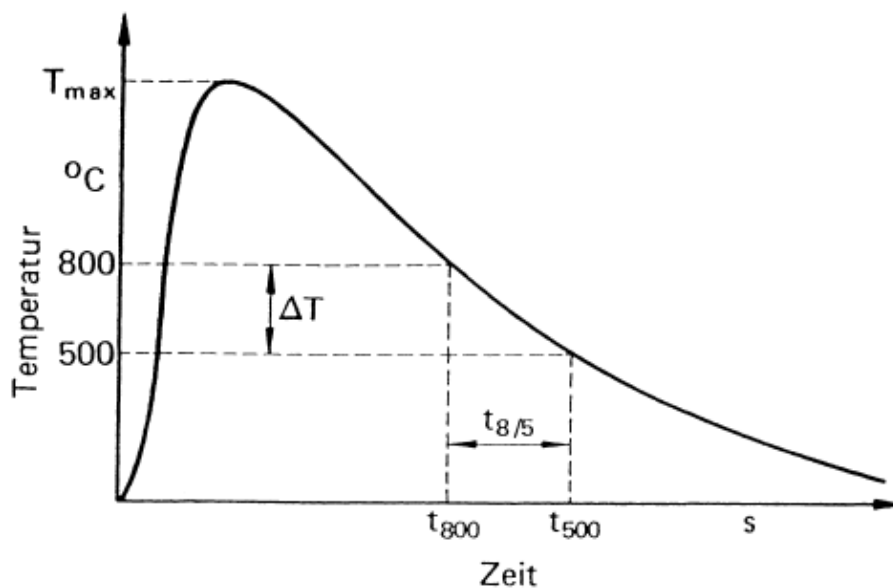


Abbildung 4-42: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ im Schweißwärmezyklus^[19]

Die Abkühlzeiten im Temperaturintervall 800 °C bis 500 °C werden durch die Wärmeeinbringung und die Nahtart, -form, sowie den durch die Blechdicke gegebenen wärmeableitenden Querschnitt beeinflusst. Eine rechnerische Ermittlung der Abkühlzeiten führt daher nur dann zum Erfolg, wenn alle Randbedingungen bekannt sind. Für die praktische Anwendung ist daher die Bestimmung der Abkühlzeiten mit experimentell aufgestellten Nomogrammen zu empfehlen^[21].

In dieser Arbeit werden die Ergebnisse, der mit SYSWELD simulierten Temperaturfelder für die Ermittlung der Abkühlzeiten herangezogen. Die Auswertung der Temperaturfelder ergab in der Nähe der Schmelzzone eine $t_{8/5}$ - Zeit von 0,1 s und am Rand der WEZ von 0,3 s. Später wird bei den Vorversuchen (Abschnitt 4.7.6, S. 105) gezeigt, dass die maximal realisierbare $t_{8/5}$ - Zeit am BÄHR Dilatometer Dil805A/D bei 0,6 s liegt.

Die Konstruktion eines vollständigen Schweiß-ZTU-Schaubildes erfordert mehrere Abkühlkurven. Die Abkühlkurven werden durch die Abkühlzeiten bzw. die $t_{8/5}$ - Zeiten definiert. Die $t_{8/5}$ - Zeit ist deshalb nach jedem Dilatometerversuch stufenweise bis 50 s erhöht worden. Die einzelnen $t_{8/5}$ - Zeiten, die bei den Dilatometerversuchen verwendet wurden, sind im Kapitel Versuchsumfang (Abschnitt 4.7.3) angegeben. Die Eingabeparameter für die Dilatometerversuche sind in Tabelle 4-23 zusammengefasst.

Parameter für die Dilatometerversuche	
Aufheizrate v_{auf} :	650 °C/s (max.)
Spitzentemperatur T_s :	1.300 °C und 900 °C
Haltezeit t_s :	2 s
$t_{8/5}$ - Zeit	
in der Schmelzzone:	0,1 s (bei 1.300 °C)
in der WEZ:	0,3 s (bei 800 °C)
mögliche $t_{8/5}$ - Zeit:	0,6 s

Tabelle 4-23: Eingabeparameter für die Dilatometerversuche

Abbildung 4-43 zeigt ein Temperatur-Zeit-Verlauf, der während eines Dilatometerversuchs gemessen wurde. Die Probe „001_1-11“ wurde in diesem Beispiel mit 650 °C/s auf 1.300 °C erwärmt, 2 Sekunden gehalten und mit einer $t_{8/5}$ - Zeit von 10 Sekunden abgekühlt.

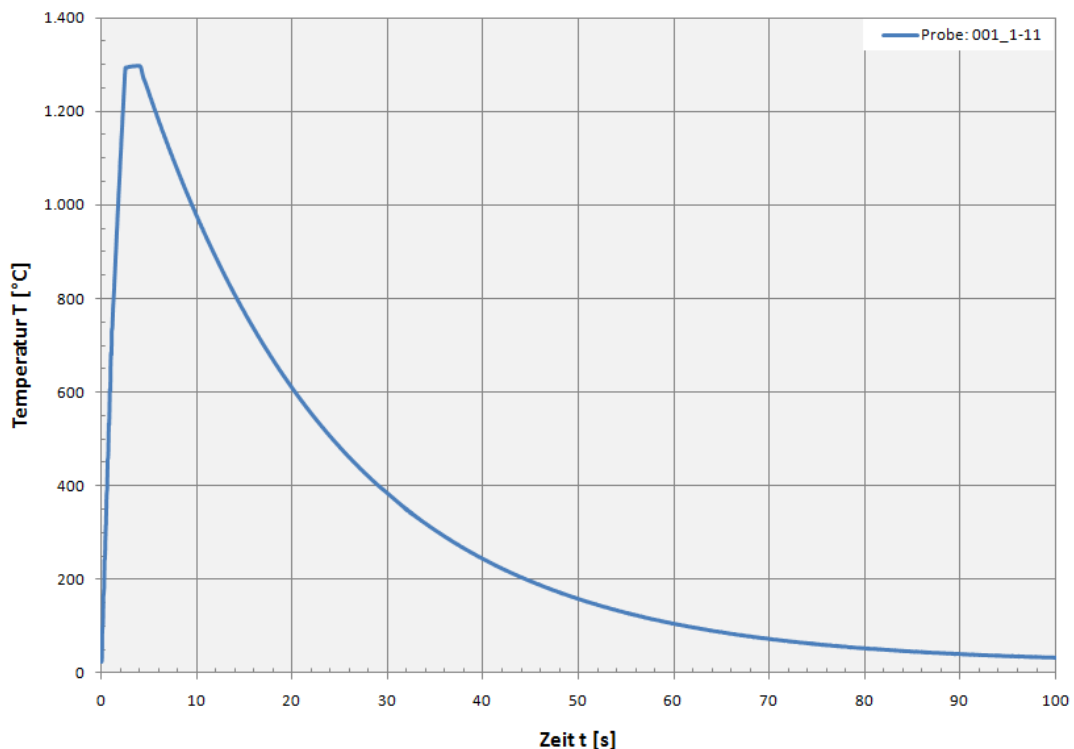


Abbildung 4-43: Gemessener Dilatometer Temperatur-Zeit-Verlauf (Probe: „001_1-11“)

4.7.3 Versuchsumfang

Um den Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten vom DP1000 Stahl zu untersuchen, wurden zwei unterschiedliche ausgewählt. Die Dilatometerversuche wurden deshalb in zwei Versuchsreihen aufgeteilt. Die erste Versuchsreihe ist mit der höheren (1.300 °C) und die zweite mit der niedrigeren Austenitisierungstemperatur (900 °C) durchgeführt worden. Tabelle 4-24 gibt eine Übersicht über die Dilatometerversuche, die mit der höheren Austenitisierungstemperatur (I. Versuchsreihe) durchgeführt wurden.

Dilatometerversuche			
I. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 1.300\text{ °C}$			
Versuchs Nr.	Probe	$t_{8/5}$ - Zeit	Notiz
1	001_1-1	0,6	ZTU
2	001_1-1_1	0,8	Dil.
3	001_1-2	1	Dil.
4	001_1-2_1	1,2	ungültig
5	001_1-2_2	1,5	ungültig
6	001_1-3	2	ungültig
7	001_1-4	3	ZTU
8	001_1-5	4	Dil.
9	001_1-6	5	ZTU
10	001_1-7	6	ZTU
11	001_1-8	7	Dil.
12	001_1-9	8	ZTU
13	001_1-10	9	Dil.
14	001_1-11	10	ZTU
15	001_1-12	11	Dil.
16	001_1-13	12	Dil.
17	001_1-14	13	Dil.
18	001_1-15	14	ZTU
19	001_1-16	16	Dil.
20	001_1-17	18	Dil.
21	001_1-18	20	ZTU
22	001_1-19	23	Dil.
23	001_1-20	26	Dil.
24	001_1-21	30	ungültig
25	001_1-22	34	Dil.
26	001_1-23	38	ungültig
27	011_1-23	38	ZTU
28	001_1-24	44	ungültig
29	001_1-25	50	ungültig
30	011_1-25	50	ZTU

Tabelle 4-24: Versuchsumfang und $t_{8/5}$ -Zeiten der Dilatometerversuche (I. Versuchsreihe)

In der ersten Versuchsreihe wurden insgesamt 30 Dilatometerversuche durchgeführt, von denen sieben für ungültig erklärt wurden. Bei den ungültigen Versuchen wurde der vorgegebene Temperaturverlauf nicht erreicht, was zu verfälschten Messwerten der Längenänderung Δl führte. Die Ursache für die aufgetretenen Temperaturabweichungen war bei vier Dilatometerversuchen („001_1-21“, „001_1-23“, „001_1-24“ und „001_1-25“) ein Regelfehler des Dilatometers. Dieses Problem ist bei langsameren Abkühlungen aufgetreten. Bei drei Dilatometerversuchen („001_1-2_1“, „001_1-2_2“ und „001_1-3“) führte ein Wackeln

der Dilatometerprobe während des Versuchs zu verfälschten Messwerten. Dieses Problem ist bei hohen Abkühlraten aufgetreten.

Die Art der Probenbezeichnung wird an Hand des ersten Versuchs (Probe: 001_1-1) erklärt. Die „001“ charakterisiert die Versuchsnummer, bei der jeweiligen $t_{8/5}$ - Zeit. Ein Wiederholungsversuch ist mit „011“ beschriftet worden. Die „_1“ steht für die erste Versuchsreihe, die mit der Austenitisierungstemperatur von 1.300 °C durchgeführt wurde. Die letzte Zahl „-1“ in der Probenbezeichnung stellt die Probennummerierung dar. Diese entspricht nicht der laufenden Versuchsnummerierung. Die Versuche wurden gesondert mit einer laufenden Versuchsnummer nummeriert (Tabelle 4-24, linke Spalte).

Die maximal realisierbare $t_{8/5}$ - Zeit am Dilatometer beträgt 0,6 s (siehe Abschnitt 4.7.6, S. 105). Diese wurde im Laufe der Dilatometerversuche stufenweise bis 50 s erhöht.

In der rechten Spalte der Tabelle 4-24 (Notiz) sind drei verschiedene Kürzel verwendet worden, nämlich „ZTU“, „Dil.“ und „ungültig“. Die Dilatometerversuche, die mit „ZTU“ markiert wurden, dienen später für die Konstruktion des ersten Schweiß-ZTU-Schaubildes. Das bedeutet, dass an diesen Dilatometerproben weitere metallographische Untersuchungen (Abschnitt 4.7.8.1, S. 113) durchgeführt wurden und von jeder dieser Proben die Makrohärte nach dem Vickers Verfahren (Abschnitt 4.7.9, S. 119) ermittelt wurde. Die mit „Dil.“ markierten Proben, sind nicht metallographisch untersucht worden. Von ihnen sind lediglich die Ergebnisse der Ac_1 - und Ac_3 - Umwandlungspunkte, von denen der Mittelwert gebildet wurde, in das Schweiß-ZTU-Diagramm eingeflossen. Die für ungültig erklärt Dilatometerversuche sind (siehe Tabelle 4-24, Spalte: Notiz) mit dem Kürzel „ungültig“ gekennzeichnet worden.

In der zweiten Versuchsreihe sind die gleichen Kürzel verwendet worden. Tabelle 4-25 gibt eine Übersicht über die Dilatometerversuche, die mit einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C (II. Versuchsreihe) durchgeführt wurden.

Dilatometerversuche			
II. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 900\text{ °C}$			
Versuchs Nr.	Probe	$t_{8/5}$ - Zeit	Notiz
1	001_2-1	0,6	ZTU
2	001_2-1_1	0,8	Dil.
3	001_2-2	1	ungültig
4	001_2-2_2	1,2	ungültig
5	001_2-2_1	1,5	ZTU
6	001_2-3	2	ZTU
7	001_2-4	3	ZTU
8	001_2-5	4	Dil.
9	001_2-6	5	ZTU
10	001_2-7	6	ZTU
11	011_2-7	6	Dil.
12	001_2-8	7	Dil.
13	001_2-9	8	ungültig
14	011_2-9	8	ZTU
15	001_2-10	9	Dil.
16	001_2-11	10	Dil.
17	001_2-12	11	ungültig
18	001_2-13	12	ZTU
19	001_2-14	13	Dil.
20	001_2-15	14	Dil.
21	001_2-16	16	Dil.
22	001_2-17	18	ZTU
23	001_2-18	20	Dil.
24	001_2-19	23	Dil.
25	001_2-20	26	ZTU
26	001_2-21	30	Dil.
27	001_2-22	34	Dil.
28	001_2-23	38	Dil.
29	001_2-24	44	ZTU
30	001_2-25	50	ZTU

Tabelle 4-25: Versuchsumfang und $t_{8/5}$ -Zeiten der Dilatometerversuche (II. Versuchsreihe)

In der zweiten Versuchsreihe wurden insgesamt 30 Dilatometerversuche durchgeführt, von denen vier für ungültig erklärt wurden. Bei den ungültigen Versuchen wurde der vorgegebene Temperaturverlauf nicht erreicht, was zu verfälschten Messwerten der Längenänderung Δl führte. Die Ursache für die aufgetretenen Temperaturabweichungen war ein Regelfehler des Bähr Dilatometers. Die Probenbezeichnung unterscheidet sich nur geringfügig von der aus der ersten Versuchsreihe. Der elfte Versuch (Probe: 011_2-7) wird herangezogen, um den Unterschied bei der Probenbezeichnung zu zeigen. Die „011“ kennzeichnet einen Wiederholungsversuch bei der entsprechenden $t_{8/5}$ - Zeit. Die „_2“ charakterisiert die zweite Versuchsreihe, die mit der Austenitisierungstemperatur von 900 °C durchgeführt wurde. Die letzte Zahl in der Probenbezeichnung stellt die Probennummerierung dar, die nicht der laufenden Versuchsnummer entspricht. Die Versuche wurden gesondert mit einer laufenden Versuchsnummer nummeriert (Tabelle 4-25, linke Spalte). Um gezielte Ergebnisvergleiche vornehmen zu können, wurden die gleichen $t_{8/5}$ - Zeiten, wie in der ersten Versuchsreihe verwendet.

4.7.4 Versuchsablauf

Für die Regelung der Heizleistung wurde in der Mitte der Dilatometerprobe das Pt-Pt/Rh10% (Typ S, \varnothing 0,1 mm) Thermoelement mittels Kondensatorentladungsschweißen angebracht. Anschließend erfolgte der Einbau der Probe in die Prüfkammer des BÄHR Dilatometers Dil805A/D. Die Probe wurde zwischen zwei temperaturbeständige Quarzglasröhrchen eingelegt. Anschließend ist das Thermoelement mit dem Prüfsystem verbunden worden. Nach diesem Arbeitsschritt musste noch die Probe in die Induktorspule eingeschoben werden. Dieser Vorgang erforderte viel Fingerspitzengefühl. Beim Einschiebevorgang (siehe Pfeil in Abbildung 4-44) musste immer darauf geachtet werden, dass die Probe in ihrer eingebauten Lage zwischen den Quarzglasröhrchen blieb. Die aufgezeichnete Längenänderung Δl würde sonst verfälschte Messergebnisse liefern. Nachdem sichergestellt wurde, dass die Probe richtig eingebaut war, konnte die Kammer mit ihrem Deckel verschlossen werden. In Abbildung 4-44 ist ein fertiger Versuchsaufbau für einen Dilatometerversuch dargestellt.



Abbildung 4-44: Eingebaute Dilatometerprobe (siehe Pfeil) in der Prüfkammer des Dilatometers

Nach dem Einbau der Probe konnte der Versuch mit dem jeweiligen Temperaturzyklus gestartet werden. Bevor der Aufheizvorgang gestartet wurde, ist zunächst in der Prüfkammer mittels einer Vakuumpumpe ein Vakuum erzeugt worden. Nachdem letzteres in der Prüfkammer erzeugt wurde, ist die Probe aufgeheizt worden. Die Probenerwärmung erfolgte induktiv, mittels der Induktorspule. Die Probentemperatur wurde mit dem zentrisch angeschweißten Thermoelement geregelt und gemessen. Nach dem Erreichen der Spitzentemperatur ist die Probe für 2 Sekunden auf diesem Temperaturniveau gehalten und anschließend nach der vorgegebenen $t_{8/5}$ - Zeit abgekühlt worden. Die Probe wurde mit Helium gekühlt. Nach dem Dilatometerversuch wurde die Probe aus der Prüfkammer des Dilatometers entnommen. Während der Aufheiz- und Abkühlphase ist die temperaturabhängige Längenänderung der Probe aufgezeichnet worden (siehe Abschnitt 4.7.5).

4.7.5 Versuchsauswertung

Am Rechner wurden die Daten des Dilatometerversuchs aufgezeichnet. Diese konnten dann problemlos im Excel verarbeitet werden. Folgende Daten wurden während der Dilatometerversuche aufgezeichnet:

- Zeit [s]
- Längenänderung [μm]
- Temperatur [$^{\circ}\text{C}$]
- Stellgröße Gas-Servo-Ventil bzw. HF-Leistung [Hz]

Das Diagramm in Abbildung 4-45 zeigt die aufgezeichneten Daten während eines Dilatometerversuchs der ersten Versuchsreihe (Probe: 001_1-15). Im Diagramm sind die Verläufe der ersten drei Parameter eingetragen, die für die Auswertung der Dilatometerversuche erforderlich waren.

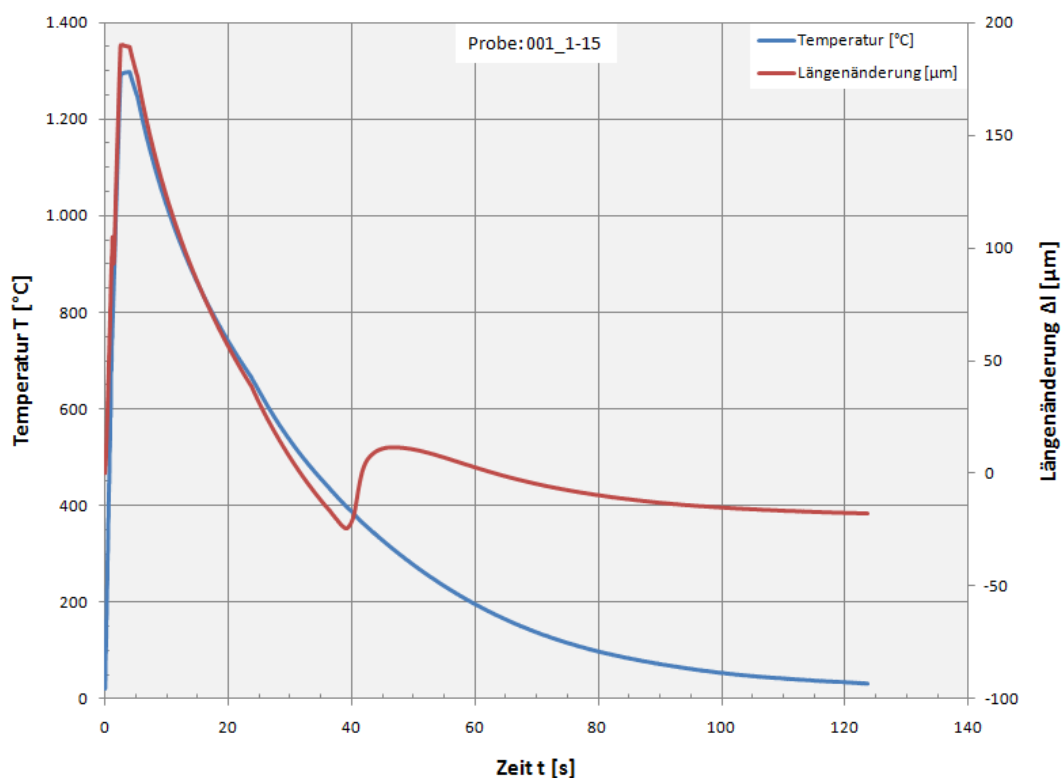


Abbildung 4-45: Aufgezeichnete Daten eines Dilatometerversuchs (Probe: 001_1-15)

Die Probe wurde nach Erreichen der Spitztemperatur (Abbildung 4-45, blaue Kurve) 2 Sekunden gehalten und anschließend mit Helium, unter Einhaltung der vorgegebenen $t_{8/5}$ -Zeit, gekühlt. Die rote Kurve (Abbildung 4-45) zeigt die Längenänderung Δl als Funktion der Zeit t , die bei dem definierten Temperatur-Zeit-Verlauf gemessen wurde.

Für die Konstruktion der Dilatometerkurve wird die Längenänderung Δl der Probe als Funktion der Temperatur T aufgetragen. Die Dilatometerkurve von der Dilatometerprobe „001_1-15“ ist in Abbildung 4-46 dargestellt.

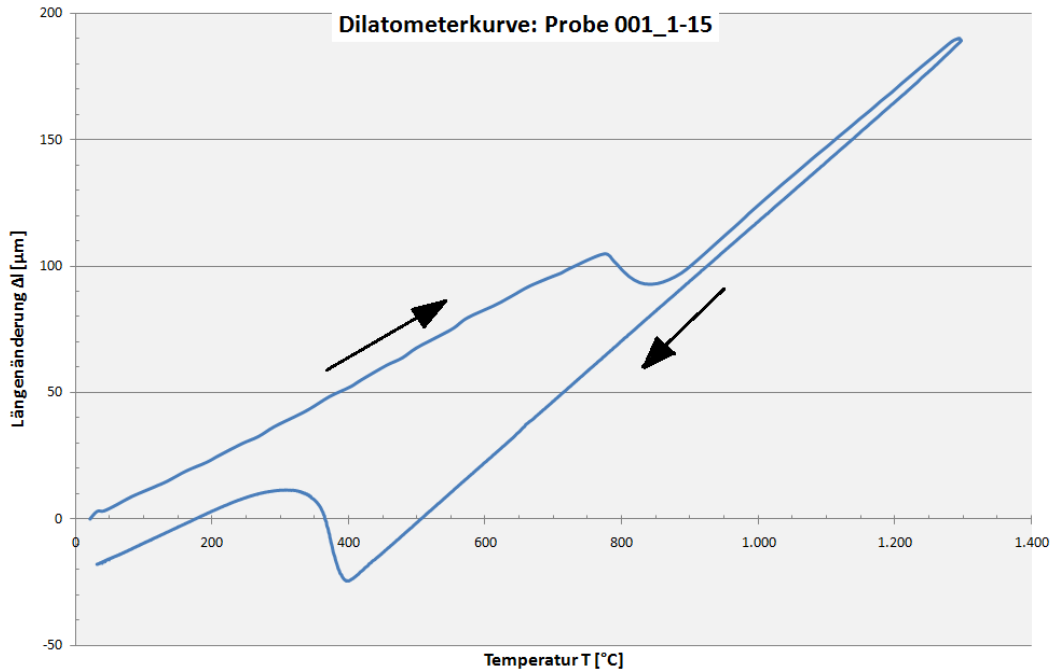


Abbildung 4-46: Nicht ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_1-15)

Der obere Teil der Kurve entspricht der Aufheizphase und der untere Teil der Abkühlphase. Für die Ermittlung der Umwandlungstemperaturen wird die sog. „Tangentenmethode“ angewendet. Dabei werden an die Dilatometerkurve die entsprechenden Tangenten gelegt. Die erste Abweichung der Dilatometerkurve von der Tangente wird als Beginn einer Umwandlung und das Ende der Abweichung als Ende dieser Umwandlung festgelegt. Die obige Dilatometerkurve besitzt vier Umwandlungspunkte, zwei in der Aufheizphase und zwei in der Abkühlphase. Die mit der Tangentenmethode ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_1-15) ist in Abbildung 4-47 zu sehen.

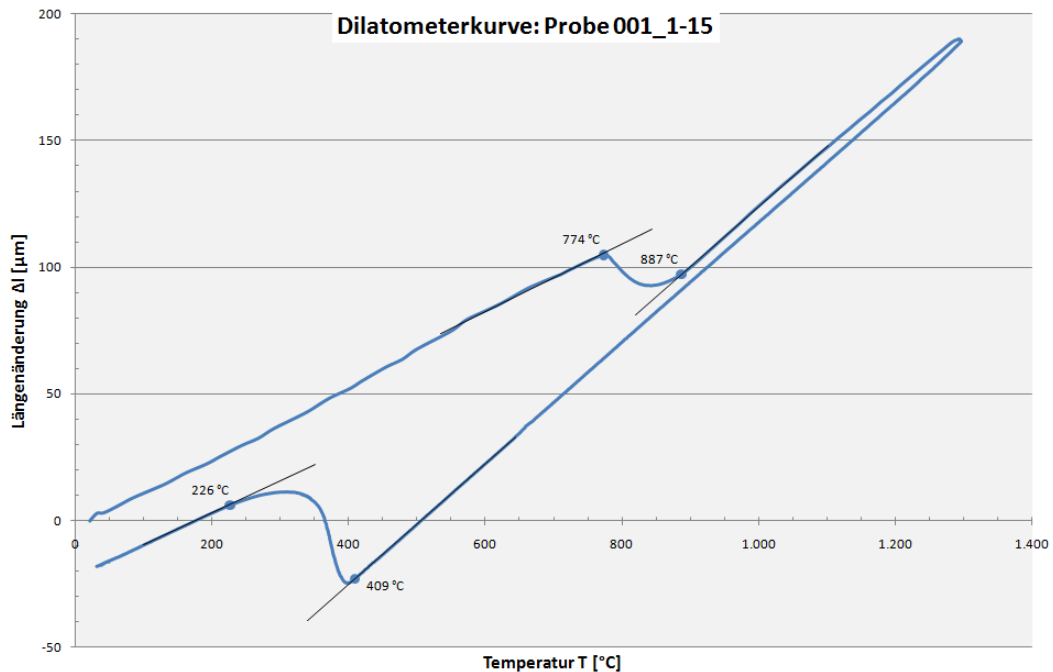


Abbildung 4-47: Ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_1-15)

Die Umwandelungspunkte in der Aufheizphase entsprechen der Ac_1 - bzw. Ac_3 - Temperatur, die den Beginn bzw. das Ende der Austenitbildung darstellen. Die zwei Umwandelungspunkte in der Abkühlphase charakterisieren den Beginn und das Ende einer Gefügeumwandlung. Die erhaltene Dilatometerkurve sagt nichts über die Gefügezusammensetzung des Werkstoffes aus. Diese müssen metallographisch untersucht werden. Im Kapitel „Gefügeanalyse der Dilatometerproben“ (Abschnitt 4.7.8, S. 113) sind die metallographischen Ergebnisse beider Versuchsreihen zu finden.

Zur Vervollständigung der beiden Schweiß-ZTU-Schaubilder musste außerdem die Makrohärte der Dilatometerproben ermittelt werden. Die Ergebnisse der Makrohärtemessungen, die nach dem Vickers Verfahren durchgeführt wurden, sind im Kapitel „Makrohärtemessung der Dilatometerproben“ (Abschnitt 4.7.9, S. 118) zu finden.

4.7.6 Dilatometer Vorversuche

Um die maximal mögliche Aufheiz- und Abkühlrate am Bähr Dilatometer Dil805A/D zu ermitteln, wurden zunächst Dilatometer Vorversuche durchgeführt. Mit dem ersten Vorversuch ist die maximale Aufheizrate des Dilatometers ermittelt worden. Dazu wurde die Probe mit 100%-iger Heizleistung erwärmt. Die Haltedauer und Abkühlrate wurden dabei willkürlich festgelegt. Der Temperatur-Zeit-Verlauf, der dabei gemessen wurde, ist in Abbildung 4-48 dargestellt.

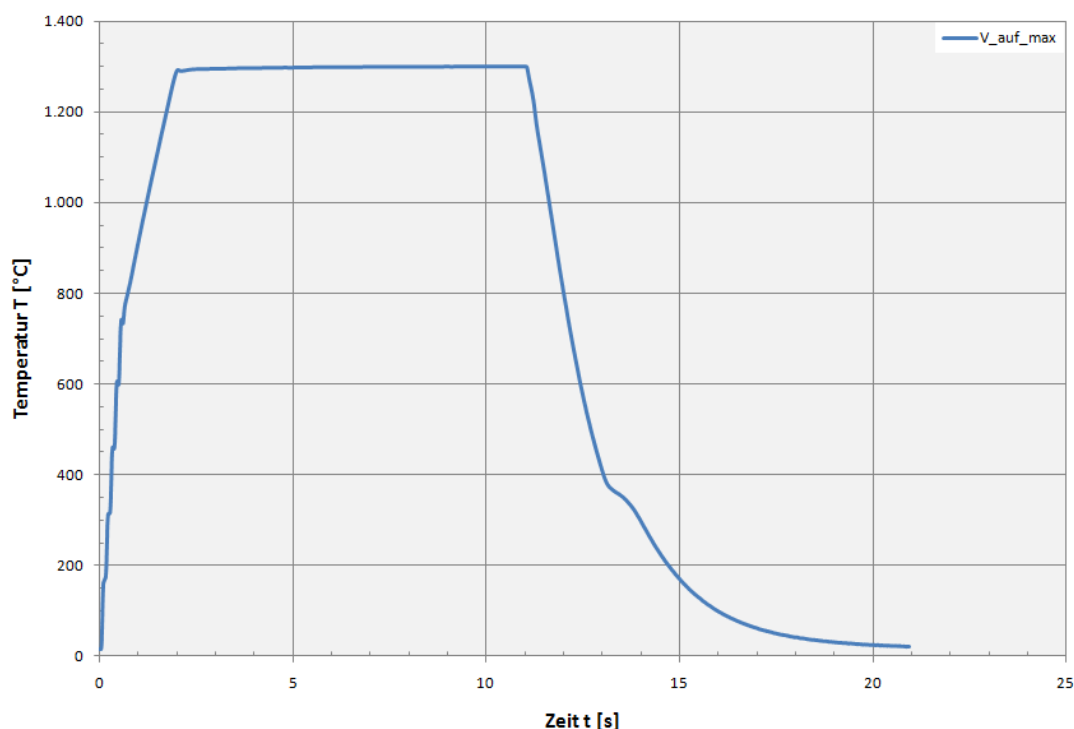


Abbildung 4-48: Temperatur-Zeit-Verlauf des ersten Dilatometer Vorversuches

Die Auswertung der Kurve ergab eine maximal mögliche Aufheizrate von 900 °C/s . Mit dieser Aufheizrate schwankte die Dilatometerkurve in der Aufheizphase stark, wodurch ihre Auswertung nicht möglich war. Die Schwankungen wurden durch die maximale Heizleistung und die flache, instabile Probenform verursacht.

Die optimale Aufheizrate liegt erfahrungsgemäß bei 650 °C/s . Mit dieser konnten die Umwandlungstemperaturen der Ac - Haltepunkte genau ermitteln werden.

Das Ziel des zweiten Vorversuchs war, die maximal mögliche Abkühlrate des Dilatometers zu ermitteln. Die Aufheizrate und die Haltedauer wurden dabei willkürlich festgelegt. Die Kühlung der Probe ist mit Helium realisiert worden. Das Diagramm in Abbildung 4-49 zeigt den gemessenen Temperatur-Zeit-Verlauf des zweiten Dilatometer Vorversuches.

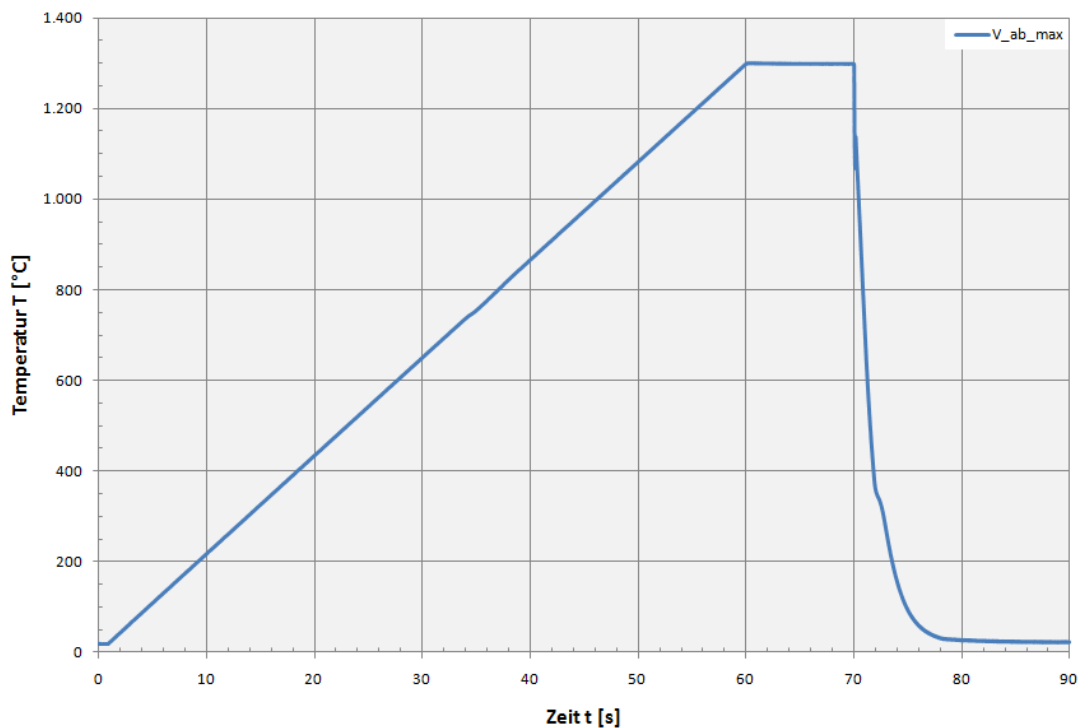


Abbildung 4-49: Temperatur-Zeit-Verlauf des zweiten Dilatometer Vorversuches

Die Auswertung der Kurve ergab eine $t_{8/5}$ - Zeit von 0,6 Sekunden. Um die maximale Kühlung zu erreichen, ist das große Kühlventil am Bähr Dilatometer schlagartig geöffnet worden. Einige Dilatometerkurven weisen deshalb leichte Schwankungen in der Abkühlphase auf (siehe Schweiß-ZTU-Schaubilder, Abschnitt 4.8, S. 122).

4.7.7 Ergebnisse der Dilatometerversuche

Die Ergebnisse der Dilatometerversuche wurden in diesem Kapitel zusammengefasst und die Umwandlungspunkte in Tabellen festgehalten, wobei zwischen zwei Austenitisierungstemperaturen bzw. Versuchsreihen unterschieden wurde.

4.7.7.1 I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der Dilatometerversuche mit der Austenitisierungstemperatur von 1.300 °C zusammengefasst worden. In Tabelle 4-26 sind die Umwandlungspunkte aller gültigen Dilatometerversuche der ersten Versuchsreihe angegeben.

Ergebnisse der Dilatometerversuche						
I. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 1.300\text{ °C}$						
Probe	$t_{8/5}$ - Zeit [s]	Ac_1 [°C]	Ac_3 [°C]	M_s [°C]	M_f [°C]	Notiz
001_1-1	0,6	770	888	388	197	ZTU
001_1-1_1	0,8	769	884	379	204	Dil.
001_1-2	1	768	883	392	215	Dil.
001_1-4	3	770	889	419	234	ZTU
001_1-5	4	771	901	422	235	Dil.
001_1-6	5	772	892	432	241	ZTU
001_1-7	6	771	887	426	229	ZTU
001_1-8	7	774	893	422	230	Dil.
001_1-9	8	775	890	416	222	ZTU
001_1-10	9	764	886	410	229	Dil.
001_1-11	10	752	889	434	211	ZTU
001_1-12	11	754	882	409	223	Dil.
001_1-13	12	762	890	408	216	Dil.
001_1-14	13	772	890	409	220	Dil.
001_1-15	14	774	887	409	226	ZTU
001_1-16	16	770	884	408	243	Dil.
001_1-17	18	774	891	406	233	Dil.
001_1-18	20	765	903	431	227	ZTU
001_1-19	23	765	887	407	251	Dil.
001_1-20	26	766	901	406	248	Dil.
001_1-22	34	761	877	425	248	Dil.
011_1-23	38	763	897	441	268	ZTU
011_1-25	50	753	896	477	267	ZTU

Tabelle 4-26: Ergebnisse der Dilatometerversuche (I. Versuchsreihe)

In Tabelle 4-26 ist zu sehen, dass in der ersten Versuchsreihe jede Dilatometerkurve immer vier Umwandlungspunkte besitzt, nämlich zwei in der Aufheizphase (Ac_1 und Ac_3) und zwei in der Abkühlphase (M_s und M_f). Im Abschnitt 4.7.5 (S. 104) wurde die Auswertung einer solchen Dilatometerkurve beschrieben. Welches Gefüge sich dabei gebildet hat, wird im Kapitel „Gefügeanalyse der Dilatometerproben“ (Abschnitt 4.7.8.1, S. 113) gezeigt. Zu diesem Zweck, wurden nur die Dilatometerproben ausgewertet, die mit dem Kürzel „ZTU“ in der rechten Spalte markiert wurden. Von jeder dieser Probe wurde auch die Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren ermittelt (Abschnitt 4.7.9.1, S. 119).

In der ersten Versuchsreihe sind 10 Dilatometerproben für die Konstruktion des ersten Schweiß-ZTU-Schaubildes ausgewählt worden (siehe „ZTU“ in Tabelle 4-26, Spalte: Notiz). Die mit „Dil.“ markierten Proben, sind nicht metallographisch untersucht worden. Von ihnen sind lediglich die Ergebnisse der A_{c1} - und A_{c3} - Umwandlungspunkte, von denen der Mittelwert gebildet wurde, in das erste Schweiß-ZTU-Schaubild eingeflossen.

Die ausgewerteten Dilatometerkurven, die für die Konstruktion des ersten Schweiß-ZTU-Schaubildes ($T_s = 1.300 \text{ °C}$) verwendet wurden, sind im Anhang F auf den Seiten F-1 bis F-5 zu sehen.

4.7.7.1.1 Thermische Dehnung

Die beim Schweißen vorliegenden Eigenspannungen sind nicht nur als Folge der inhomogenen Temperaturverteilung über die Werkstoffdicke und der dadurch erzwungenen thermischen Ausdehnungen zu erklären, sondern auch als Folge von Umwandlungsvorgängen^[30]. Um diese Einflüsse in der Modellierung berücksichtigen zu können, wird das Ergebnis des ersten Dilatometerversuchs aus der ersten Versuchsreihe in der Aufheizphase herangezogen. Die thermische Dehnung der Dilatometerprobe „001_1-1“ zeigt Abbildung 4-50.

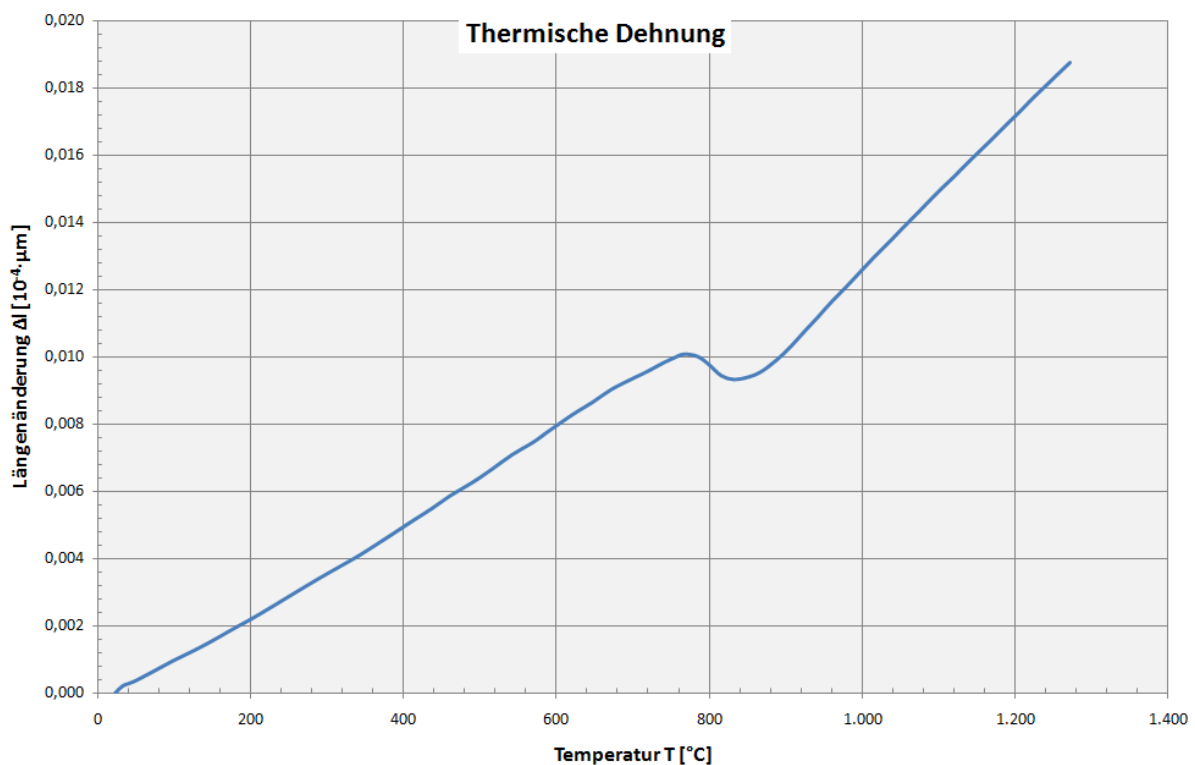


Abbildung 4-50: Thermische Dehnung vom DP1000 Stahl (Probe: 001_1-1)

4.7.7.2 II. Versuchsreihe: $T_s = 900 \text{ °C}$

In diesem Kapitel sind die Ergebnisse der Dilatometerversuche mit der Austenitisierungstemperatur von 900 °C zusammengefasst. In Tabelle 4-27 sind die Umwandlungspunkte aller gültigen Dilatometerversuche der zweiten Versuchsreihe angegeben.

Ergebnisse der Dilatometerversuche									
II. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 900 \text{ °C}$									
Probe	$t_{8/5}$ - Zeit [s]	Ac_1 [°C]	Ac_3 [°C]	F_s [°C]	F_f [°C]	B_f [°C]	M_s [°C]	M_f [°C]	Notiz
001_2-1	0,6	763	863	-	-	-	378	192	ZTU
001_2-1_1	0,8	768	863	-	-	-	367	190	Dil.
001_2-2_1	1,5	764	865	-	-	-	368	201	ZTU
001_2-3	2	764	864	593	581	442	378	236	ZTU
001_2-4	3	746	866	639	555	417	372	225	ZTU
001_2-5	4	754	866	649	565	439	374	233	Dil.
001_2-6	5	742	864	656	605	427	375	241	ZTU
001_2-7	6	762	863	658	590	421	367	244	ZTU
011_2-7	6	752	861	656	591	425	366	249	Dil.
001_2-8	7	766	867	656	561	426	351	259	Dil.
011_2-9	8	756	862	663	587	422	351	260	ZTU
001_2-10	9	749	865	667	626	415	345	269	Dil.
001_2-11	10	763	858	670	593	434	205	129	Dil.
001_2-13	12	766	866	671	600	427	236	130	ZTU
001_2-14	13	776	873	669	591	420	223	133	Dil.
001_2-15	14	772	865	669	571	413	240	132	Dil.
001_2-16	16	771	866	667	557	-	240	127	Dil.
001_2-17	18	768	868	672	555	-	240	128	ZTU
001_2-18	20	769	863	671	554	-	238	131	Dil.
001_2-19	23	751	865	668	568	-	257	129	Dil.
001_2-20	26	761	860	672	556	-	242	133	ZTU
001_2-21	30	770	863	674	567	-	250	131	Dil.
001_2-22	34	764	862	674	582	-	238	137	Dil.
001_2-23	38	768	869	664	571	-	246	133	Dil.
001_2-24	44	770	865	681	564	-	250	131	ZTU
001_2-25	50	764	867	683	569	-	254	130	ZTU

Tabelle 4-27: Ergebnisse der Dilatometerversuche (II. Versuchsreihe)

In Tabelle 4-27 ist zu sehen, dass in der zweiten Versuchsreihe bis zur Dilatometerprobe „001_2-3“ jede Dilatometerkurve vier Umwandlungspunkte besitzt, nämlich zwei in der Aufheizphase (Ac_1 und Ac_3) und zwei in der Abkühlphase (M_s und M_f). Ab der Probe „001_2-3“ wurden immer sieben Umwandlungspunkte bis zur Probe „001_2-16“ festgestellt, zwei in der Aufheizphase (Ac_1 und Ac_3) und fünf in der Abkühlphase (F_s , F_f , B_f , M_s und M_f). Ab der Probe „001_2-16“ besitzt jede Dilatometerkurve sechs Umwandlungspunkte, zwei in der Aufheizphase (Ac_1 und Ac_3) und vier in der Abkühlphase (F_s , F_f , M_s und M_f).

Die Umwandlungspunkte wurden mit der Tangentenmethode ermittelt (siehe Abschnitt 4.7.5, S. 104). Als Anschauungsbeispiel wird die Dilatometerkurve der Probe „001_2-6“ herangezogen (Abbildung 4-51).

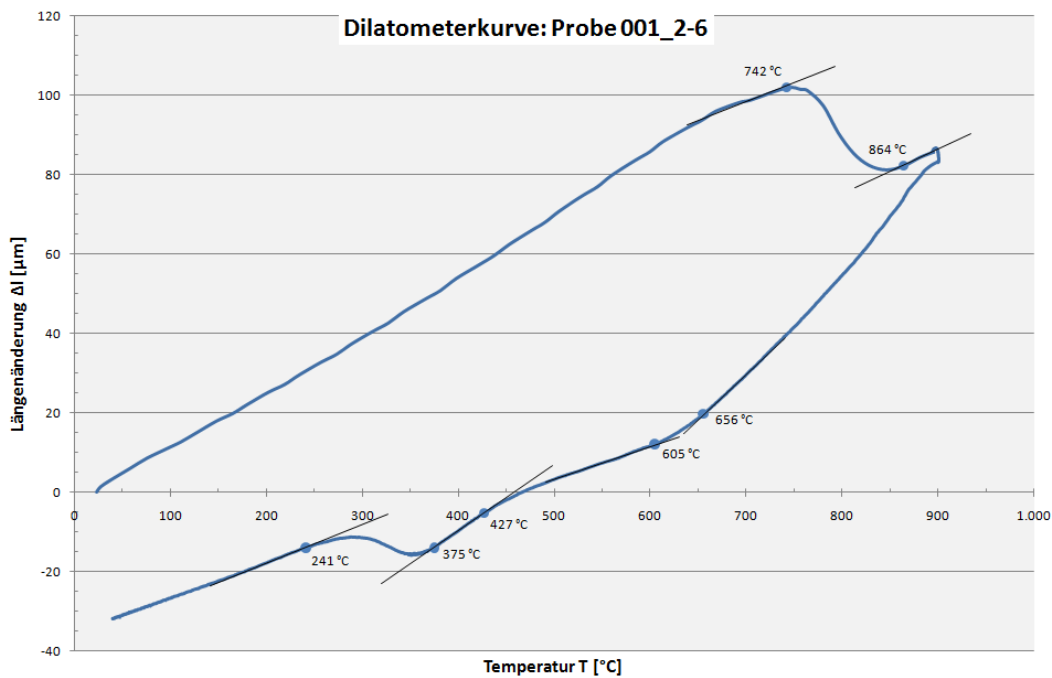


Abbildung 4-51: Ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_2-6)

Bei der Dilatometerkurve in Abbildung 4-51 wurden insgesamt sechs Tangenten an die Kurve gelegt, zwei in der Aufheizphase und vier in der Abkühlphase. Die Umwandlungspunkte in der Aufheizphase entsprechen der Ac_1 - bzw. Ac_3 - Temperatur (742 bzw. 864 °C), die den Beginn bzw. das Ende der Austenitbildung darstellen.

Der Umwandlungspunkt bei 656 °C in der Abkühlphase charakterisiert den Beginn der ersten Gefügeumwandlung, die bei 605 °C abgeschlossen ist. Ab diesem Umwandlungspunkt beginnt direkt eine neue Gefügeumwandlung, die bei 427 °C endet. Zwischen 427 und 375 °C ist ein umwandlungsfreier Bereich. Man erkennt diesen an der Steigung der fünften Tangente bzw. der Dilatometerkurve in diesem Bereich. Die fünfte Tangente besitzt die gleiche Steigung wie die Dilatometerkurve vor dem ersten Umwandlungspunkt in der Abkühlphase (von 900 bis 656 °C), wo keine Umwandlung stattfand. Die beiden Kurvenbereiche sind parallel und somit umwandlungsfrei. Bei 375 °C beginnt die nächste Gefügeumwandlung, die bei 241 °C abgeschlossen ist. Bei der Probe „001_2-6“ stellt sich somit ein Mischgefüge aus drei Phasen ein. Die erhaltene Dilatometerkurve sagt nichts über die Gefügezusammensetzung des Werkstoffes aus. Diese müssen metallographisch untersucht werden.

Welches Gefüge sich bei den einzelnen Proben der zweiten Versuchsreihe ausgebildet hat, wird im Kapitel „Gefügeanalyse der Dilatometerproben“ (Abschnitt 4.7.8.2, S. 115) gezeigt. Zu diesem Zweck, wurden nur die Dilatometerproben ausgewertet, die mit dem Kürzel „ZTU“ in der rechten Spalte (Notiz) der Tabelle 4-27 markiert worden sind. Von jeder dieser Probe wurde auch die Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren ermittelt (Abschnitt 4.7.9.2, S. 121). In der zweiten Versuchsreihe sind 12 Dilatometerproben für die Konstruktion des zweiten Schweiß-ZTU-Schaubildes ausgewählt worden (siehe „ZTU“ in Tabelle 4-27, Spalte: Notiz). Die mit „Dil.“ markierten Proben, sind nicht metallographisch untersucht worden. Von ihnen sind lediglich die Ergebnisse der Ac_1 - und Ac_3 - Umwandlungspunkte, von denen der Mittelwert gebildet wurde, in das zweite Schweiß-ZTU-Schaubild eingeflossen.

Die ausgewerteten Dilatometerkurven, die für die Konstruktion des zweiten Schweiß-ZTU-Schaubildes ($T_s = 900$ °C) verwendet wurden, sind im Anhang G auf den Seiten G-1 bis G-6 zu sehen.

4.7.7.3 Abweichung in der Dilatometerkurve

Bei einigen Dilatometerkurven ist ein bislang unbekanntes Phänomen aufgetreten. In der Aufheizphase konnte eine Abweichung vom linearen Verlauf vor der α/γ -Umwandlung beobachtet werden. In Abbildung 4-52 ist die Aufheizphase einer Dilatometerkurve (Probe: 011_1-25) abgebildet, bei dem diese Abweichung beobachtet wurde.

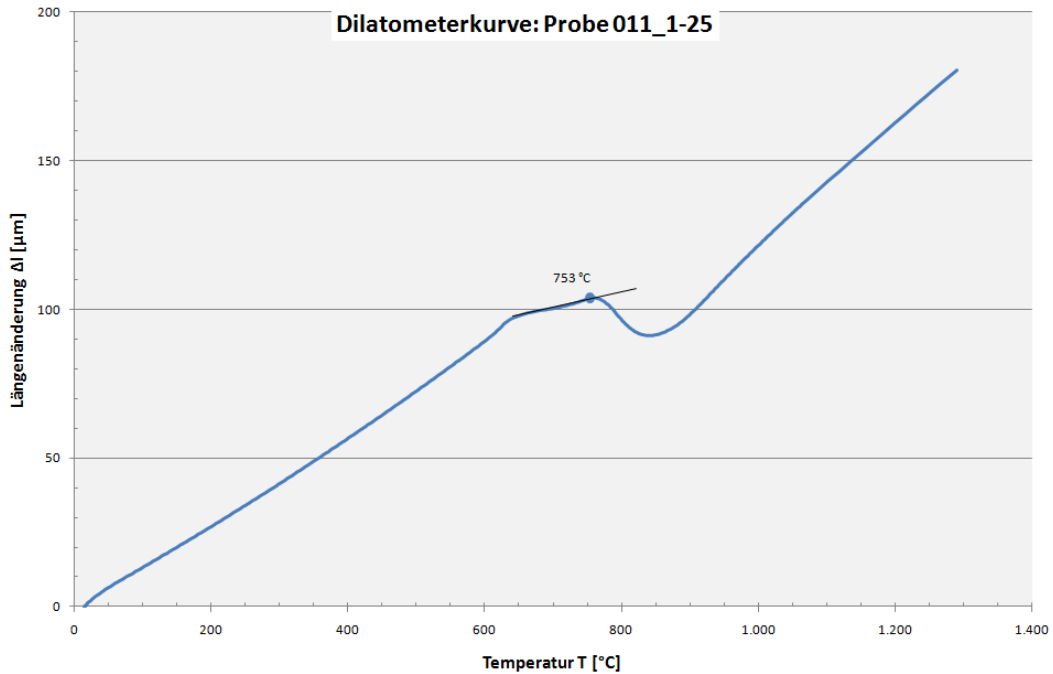


Abbildung 4-52: Abweichung in der Aufheizphase (Probe: 011_1-25)

Als Gegenbeispiel dient das Ergebnis eines Dilatometerversuchs (Probe: 011_1-25), der unter den gleichen Versuchsbedingungen aufgenommen wurde, bei dem keine Abweichung festgestellt wurde (Abbildung 4-53).

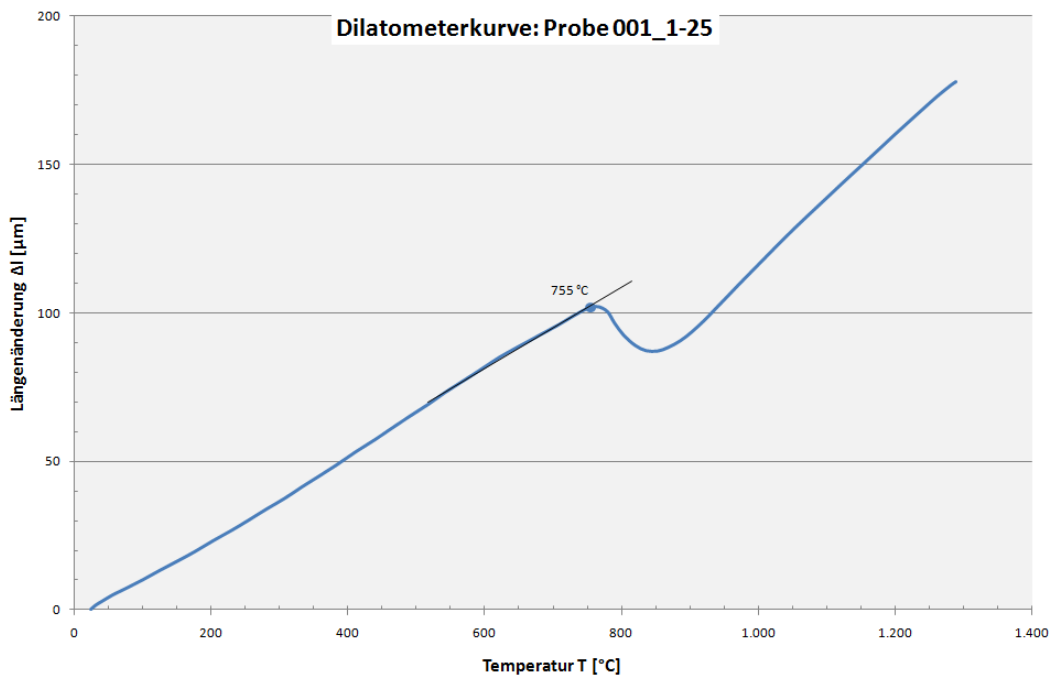


Abbildung 4-53: Abweichungsfreie Aufheizphase (Probe: 001_1-25)

Die Abweichung hatte auf den A_{c1} -Umwandlungspunkt nur einen geringen Einfluss. Die Umwandlungstemperatur ist bei der Kurve ohne Abweichung nur 2 °C höher. Auf die Abweichung der Dilatometerkurve in der Aufheizphase vor der α/γ -Umwandlung haben viele Faktoren einen Einfluss. Zum einen ist die hohe Aufheizgeschwindigkeit dafür verantwortlich. Die Dilatometerkurve von einem Kontrollversuch, der bei kleinerer Aufheizrate durchgeführt wurde, zeigte keine Abweichung in der Aufheizphase. Des Weiteren ist bei der Probe mit der hohen Aufheizrate ein Regelungsproblem aufgetreten, der bei langsamerer Aufheizung nicht festgestellt wurde.

Die Probengeometrie spielt auch eine wichtige Rolle. Durch den rechteckigen Querschnitt der Dilatometerprobe tritt ein Temperaturgradient in der Probe auf, was die Regelung der Temperatur erschwert.

Außerdem waren die Stirnflächen der Dilatometerproben nicht exakt planparallel. Durch die Erwärmung kommt es bekanntermaßen zur Erweichung der Probe, die zum Setzen der Probe während des Versuchs unter Umständen führen kann.

Somit kann eine werkstoffbedingte Abweichung der Dilatometerkurve vor der α/γ -Umwandlung ausgeschlossen werden.

4.7.8 Gefügeanalyse der Dilatometerproben

Von den auf Raumtemperatur abgekühlten Dilatometerproben, die für die Konstruktion der Schweiß-ZTU-Schaubilder verwendet wurden, sind metallographische Untersuchungen durchgeführt worden. Zu diesem Zweck wurden die Proben kalt eingebettet, mehrmals geschliffen und poliert. Weil das Gefüge am polierten Metall nicht sichtbar ist, ist es anschließend durch Ätzen sichtbar gemacht worden. Nach der Ätzung wurde das Gefüge am Lichtmikroskop (Abbildung 4-54) untersucht.



Abbildung 4-54: Lichtmikroskop (ZEISS, Observer.Z1m)

Es wurde wieder zwischen zwei Austenitisierungstemperaturen bzw. Versuchsreihen unterschieden. Die Ergebnisse der ersten Versuchsreihe sind im Abschnitt 4.7.8.1 und die der zweiten im Abschnitt 4.7.8.2 (S. 115) festgehalten.

4.7.8.1 I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$

Nach der oben beschriebenen Reihenfolge sind von jeder Dilatometerprobe, die mit „ZTU“ markiert wurde (siehe Tabelle 4-26, S. 107), Querschliffe hergestellt worden. Als Ätzmittel wurde in der ersten Versuchsreihe eine 3%-ige Nital-Lösung (100ml Alkohol, 3ml Salpetersäure) verwendet. Anschließend wurden lichtmikroskopische Gefügebilder mit unterschiedlicher Auflösung aufgenommen. Für die Auswertung haben sich in der ersten Versuchsreihe die Aufnahmen mit 200- und 500-facher Vergrößerung als am geeignetsten erwiesen. Abbildung 4-55 zeigt zwei Gefügebilder des ersten Dilatometerversuchs aus der ersten Versuchsreihe (Probe: 001_1-1). Das linke Bild ist mit 200-facher und das rechte mit 500-facher Vergrößerung aufgenommen worden.

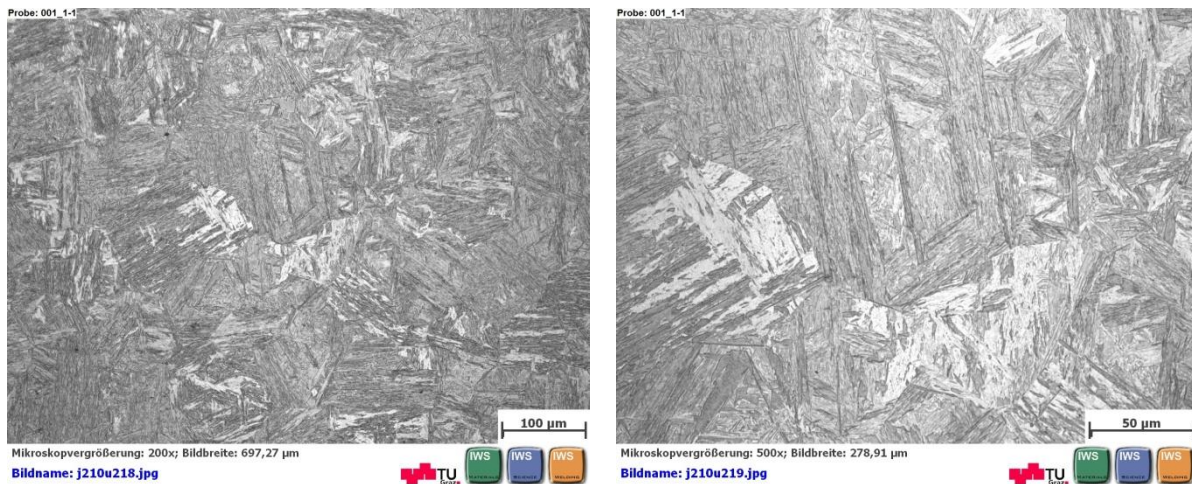


Abbildung 4-55: Gefügebilder der Probe: 001_1-1 (links: 200-fach; rechts: 500-fach), Martensit

An Hand der beiden Querschliffbilder kann das Gefüge der ersten Dilatometerprobe identifizieren werden. Bei der Probe „001_1-1“ hat sich nur Martensit gebildet, andere Gefügebestandteile wurden nicht festgestellt. Dieses Ergebnis ist bereits durch die Dilatometerkurve angedeutet worden und war bei der hohen Abkühlgeschwindigkeit auch nicht anders zu erwarten. Im Gefüge der ersten Probe („001_1-1“) hat sich somit 100 % Martensit gebildet. Die grobkörnige Gefügestruktur ist auf die hohe Austenitisierungstemperatur zurückzuführen.

Als nächstes wird die letzte Probe der ersten Versuchsreihe untersucht. Die Gefügebilder von der Probe „011_1-25“ sind in Abbildung 4-56 dargestellt. Dabei entspricht wieder das linke Bild der 200-fachen und das rechte, der 500-fachen Vergrößerung.

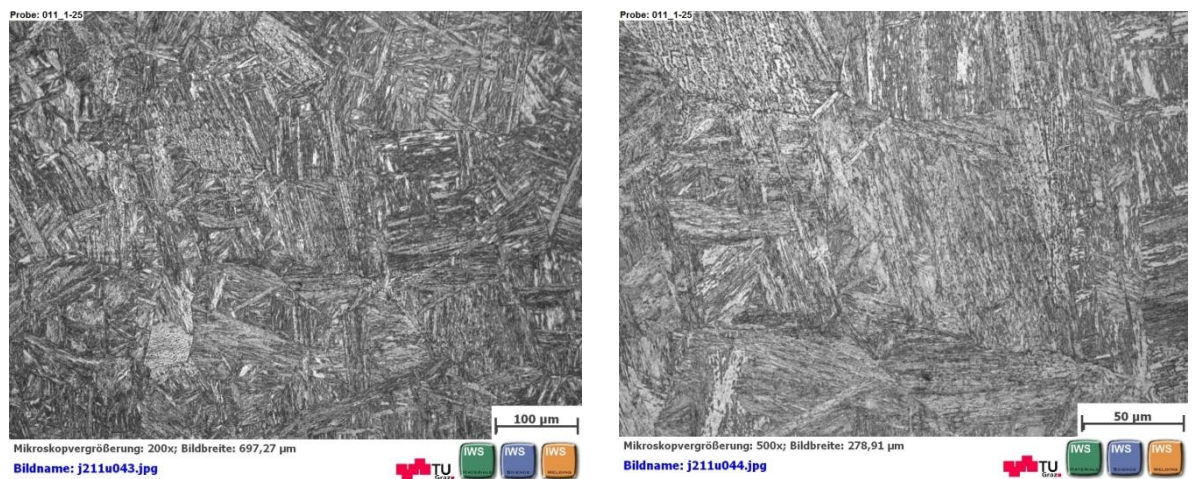


Abbildung 4-56: Gefügebilder der Probe: 011_1-25 (links: 200-fach; rechts 500-fach), Martensit

Bei der Probe hat sich wieder nur Martensit im Gefüge gebildet. Dieses Ergebnis bestätigt die Dilatometerkurve der Probe („011_1-25“), an der nur eine Phasenumwandlung festgestellt wurde (siehe Anhang F-5).

In der ersten Versuchsreihe ($T_s = 1.300 \text{ °C}$) bildet sich somit in dem untersuchten Bereich, d.h. bei $t_{8/5}$ - Zeiten zwischen 0,6 und 50 s immer Martensit im Gefüge aus.

Die mit 200-facher und 500-facher Vergrößerung aufgenommenen Querschliffbilder von den Dilatometerproben der ersten Versuchsreihe sind im Anhang H auf den Seiten H-1 bis H-10 zu sehen.

4.7.8.2 II. Versuchsreihe: $T_s = 900 \text{ °C}$

Um Aufschluss über das entstandene Gefüge in der zweiten Versuchsreihe zu erhalten, wurden aus den Dilatometerproben Querschliffproben hergestellt und lichtmikroskopische Gefügebilder mit unterschiedlichen Auflösungen aufgenommen. Für Proben mit einer Phase im Gefüge wurde die 3%-ige Nital-Lösung (100ml Alkohol, 3ml Salpetersäure) zum Ätzen verwendet. Bei mehr als einer Phase konnte das Gefüge mit der Nital-Ätzung nicht identifiziert werden. Mit dem Farbniederschlagsätzmittel „LePera“ (Lösung von 50 % (i) und 50 % (ii); Stammlösung (i): 1% Natriummetabisulfit in H_2O -dest.; Stammlösung (ii): 4% Pikrinsäure in Ethanol)^[50] konnte das Gefüge vom DP1000 Stahl, das aus mehr als einer Phase bestand, gut identifiziert und prozentual ausgewertet werden.

Für die Gefügeanalyse haben sich in der zweiten Versuchsreihe die Aufnahmen mit 1.000-facher Vergrößerung als am geeignetsten erwiesen. Abbildung 4-57 zeigt das Gefügebild des ersten Dilatometerversuchs aus der zweiten Versuchsreihe (Probe: 001_2-1).

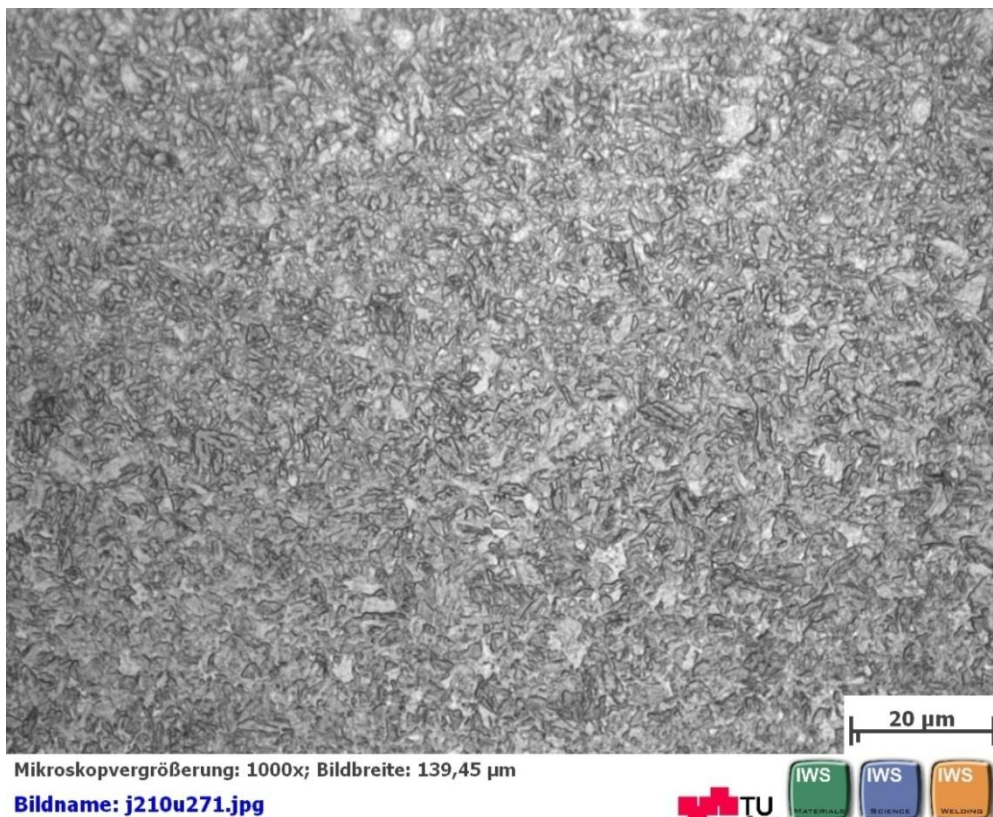


Abbildung 4-57: Gefügebild der Probe: 001_2-1 (1.000-fach), feiner Martensit

Bei der Probe „001_2-1“ hat sich nur eine Phase gebildet. Dieses Ergebnis zeigt auch die Dilatometerkurve, bei der nur zwei Umwandlungspunkte in der Abkühlphase festgestellt wurden (siehe Tabelle 4-27, S. 109). Es handelt sich um Martensit, der eine feinkörnige Struktur aufweist.

Als nächstes wird die letzte mit „ZTU“ markierte Dilatometerprobe (siehe Tabelle 4-27, S. 109) aus der zweiten Versuchsreihe untersucht. Diese wurde mit LePera geätzt. Die Dilatometerkurve der Probe „001_2-25“ besitzt vier Umwandlungspunkte in der Abkühlphase. Das bedeutet, dass sich zwei Phasen im Gefüge gebildet haben. In Abbildung 4-58 ist das Gefüge der Dilatometerprobe „001_2-25“ mit 1.000-facher Vergrößerung dargestellt. Neben Martensit (blaue Körner) ist bei der Probe auch Ferrit im Gefüge vorhanden. Diese kubisch-raumzentrierte Phase erkennt man an den braun gefärbten Körnern im Gefügebild.



Abbildung 4-58: Gefügebild der Probe: 001_2-25 (1.000-fach), Ferrit und Martensit

Als nächstes wird eine Dilatometerprobe aus der zweiten Versuchsreihe untersucht, bei der sich drei Phasen im Gefüge gebildet haben. Abbildung 4-59 zeigt das, mit 1.000-facher Auflösung, aufgenommene Gefügebild der Probe „001_2-6“.



Abbildung 4-59: Gefügebild der Probe: 001_2-6 (1.000-fach), Ferrit, Bainit und Martensit

Bei der Probe in Abbildung 4-59 hat sich neben Martensit (blaue Körner) und Ferrit (braune Körner) eine dritte Phase, nämlich das Zwischenstufengefüge bzw. Bainit gebildet. Dieses Zwischenstufengefüge erkennt man an den weissen Körnern im Querschliffbild. Bei allen anderen Proben mit drei Phasen im Gefüge sehen die Querschliffbilder ähnlich aus, nur das die prozentualen Phasenanteile unterschiedlich sind (siehe Anhang I).

Um die Gefügeanteile prozentual zu bestimmen, wurde das sog. „Gitterschnittverfahren“ angewendet. Bei dieser Analyseverfahren wird ein Gitter auf das Gefügebild gelegt und die auf einem Korn liegenden Schnittpunkte markiert und ausgezählt. Die ausgezählten Punkte werden anschließend mit der gesamten Punktzahl dividiert. Das Ergebnis wird noch mit dem Faktor 100 multipliziert, um den Prozentwert zu erhalten. Diese Methode eignet sich gut für eine einfache und schnelle, aber trotzdem noch ausreichend exakte Bestimmung der prozentualen Gefügeanteile.

Für die Ermittlung der prozentualen Gefügeanteile sind immer die, mit 1.000-facher Vergrößerung aufgenommenen Gefügebilder verwendet worden. Abbildung 4-60 zeigt das Gefügebild der Dilatometerprobe „001_2-25“, die mit dem Gitterschnittverfahren ausgewertet wurde.

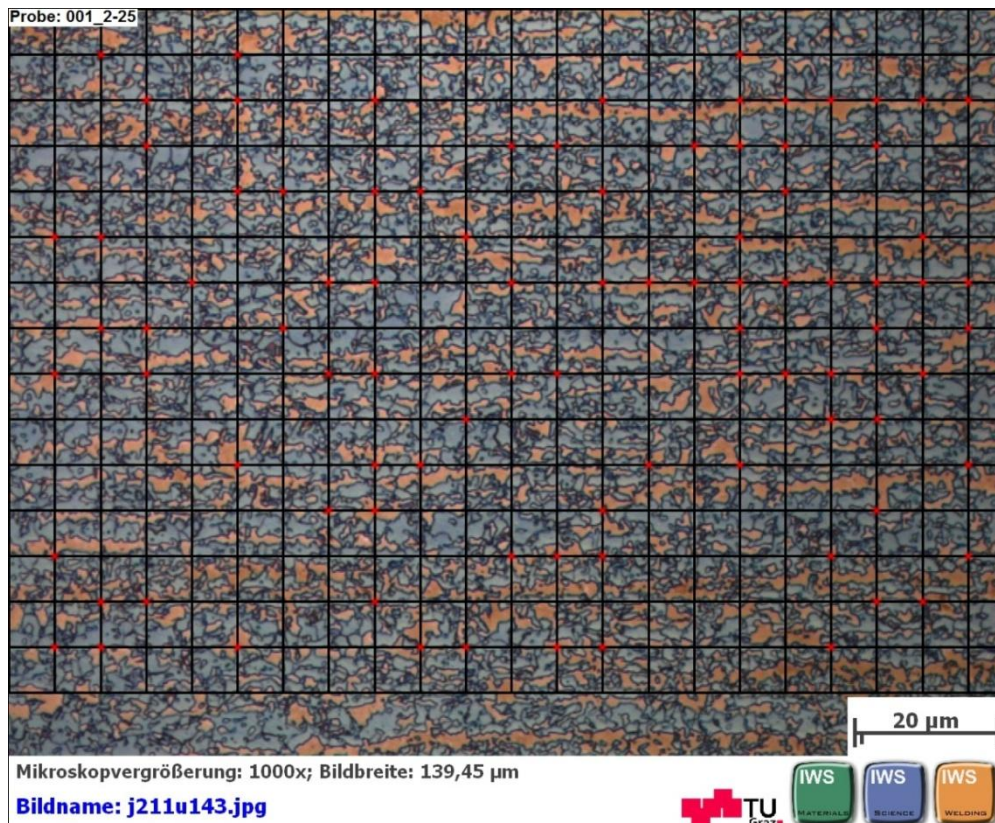


Abbildung 4-60: Ausgewertetes Gefügebild (Probe: 001_2-25)

Von insgesamt 294 Schnittpunkten besitzt diese Probe 92 Ferritpunkte (rote Gitterschnittpunkte = braune Körner). Damit beträgt der im Gefüge der Dilatometerprobe „001_2-25“ vorhandene Ferritanteil 31 %. In Tabelle 4-28 sind die prozentualen Gefügeanteile vom Ferrit, Bainit und Martensit, die mit dem Gitterschnittverfahren ausgewertet wurden, zusammengefasst.

Gefügeanteile				
II. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 900 \text{ °C}$				
Probe	$t_{8/5}$ - Zeit [s]	Ferrit [%]	Bainit [%]	Martensit [%]
001_2-1	0,6	-	-	100
001_2-2_1	1,5	-	-	100
001_2-3	2	7	12	81
001_2-4	3	15	17	68
001_2-6	5	16	32	52
001_2-7	6	17	34	49
011_2-9	8	27	53	20
001_2-13	12	37	10	53
001_2-17	18	44	-	56
001_2-20	26	42	-	58
001_2-24	44	35	-	65
001_2-25	50	31	-	69

Tabelle 4-28: Gefügeanteile vom Ferrit, Bainit und Martensit

Bei den Dilatometerproben „001_2-1“ und „001_2-2_1“ wurde das Gitterschnittverfahren nicht angewendet, weil sich nur Martensit im Gefüge gebildet hat. Die prozentualen Gefügeanteile vom Ferrit, Bainit und Martensit werden im zweiten Schweiß-ZTU-Schaubild ($T_s = 900 \text{ °C}$), an den entsprechenden Stellen der Abkühlkurven eingetragen (siehe Abbildung 4-65, S. 127).

Die mit 1.000-facher Vergrößerung aufgenommenen Gefügebilder von den Dilatometerproben der zweiten Versuchsreihe, sowie die mit dem Gitterschnittverfahren ausgewerteten Gefügebilder sind im Anhang I auf den Seiten I-1 bis I-11 zu sehen.

4.7.9 Makrohärtemessung der Dilatometerproben

In den Schweiß-ZTU-Schaubildern werden am Ende der Abkühlkurven die Härtegrade der Dilatometerproben nach Vickers (3 stellig, Abkürzung HV) oder Rockwell (2 stellig, Abkürzung HRC) angegeben. Zur Ermittlung der Makrohärte wurde die Härteprüfung nach dem Vickers-Verfahren durchgeführt. Die genaue Beschreibung des Verfahrens ist in Abschnitt 2.6 (S. 28) zu finden. Die Makrohärtemessung wurde an jeder Dilatometer- bzw. Querschliffprobe, die für die Konstruktion der Schweiß-ZTU-Schaubilder verwendet wurden, durchgeführt. Die Ergebnisse der Makrohärtemessung sind in diesem Kapitel zusammengefasst und in Form von Tabellen festgehalten, wobei zwischen zwei Austenitisierungstemperaturen bzw. Versuchsreihen unterschieden wurde.

4.7.9.1 I. Versuchsreihe: $T_s = 1.300\text{ °C}$

In Tabelle 4-29 sind die Ergebnisse der Makrohärtemessung der ersten Versuchsreihe zusammengefasst. Die Messung wurde jeweils an drei Härteeindrücken durchgeführt. Aus den ermittelten Messwerten wurde der Mittelwert gebildet, der am Ende der entsprechenden Abkühlkurve im ersten Schweiß-ZTU-Schaubild eingetragen wurde.

Ergebnisse der Makrohärtemessung					
I. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 1.300\text{ °C}$					
Probe	$t_{8/5}$ - Zeit [s]	HV 10 (gemessen)	HV 10 (Mittelwert)	HRC (umgewertet)	HRC (Mittelwert)
001_1-1	0,6	409	409	41,7	41,7
		409		41,7	
		410		41,8	
001_1-4	3	411	411	41,9	41,9
		411		41,9	
		411		41,9	
001_1-6	5	411	413	41,9	42,1
		417		42,4	
		412		42,0	
001_1-7	6	411	414	41,9	42,1
		412		42,0	
		418		42,5	
001_1-9	8	402	404	41,0	41,2
		406		41,4	
		404		41,2	
001_1-11	10	407	408	41,5	41,6
		410		41,8	
		407		41,5	
001_1-15	14	407	407	41,5	41,5
		410		41,8	
		405		41,3	
001_1-18	20	407	406	41,5	41,4
		409		41,7	
		403		41,1	
011_1-23	38	378	381	38,6	38,9
		382		39,0	
		382		39,0	
011_1-25	50	368	370	37,4	37,7
		372		38,0	
		370		37,7	

Tabelle 4-29: Ergebnisse der Makrohärtemessung (I. Versuchsreihe)

Die Kalibriermessung ergab folgenden Messwert:

- Gemessene Härte: 524 HV10
- Sollwert der Härte: 522 HV10

Für die normgerechte Angabe der Vickershärte muss neben dem Prüfverfahren auch die Prüfkraft immer mit angegeben werden. Die Makrohärteprüfung ist mit 10 Kilopond (ca. 10 kg) durchgeführt worden. Daraus ergibt sich die Bezeichnung HV10. Neben der Vickershärte ist in Tabelle 4-29 auch die Rockwellhärte angegeben. Diese wurde automatisch vom Makrohärte-Prüfgerät (EMCO-TEST, M4C025G3M), aus der Vickershärte umgewertet.

Die Makrohärte ändert sich in der ersten Versuchsreihe bei $t_{8/5}$ - Zeiten von 0,6 (Probe: 001_1-1) bis 20 Sekunden (Probe: 001_1-18) nur geringfügig. Die Vickershärte schwankt in diesem Bereich zwischen 404 und 414 HV 10. Bei den letzten beiden Dilatometerproben ist der Härtewert auch unter 400 HV 10 gesunken. Der Härteabfall ist auf die feinere Martensit Struktur, die sich bei den letzten Proben eingestellt hat, zurückzuführen (siehe Anhang H).

Die Martensithärte ist vom Kohlenstoffgehalt im Stahl abhängig. Der DP1000 Stahl beinhaltet 0,16 % C. Laut Schumann und Oettel [51] nimmt die Martensithärte mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt ab. Bei weniger als etwa 0,2 % C ist der Martensit ziemlich weich und zäh. In [21] sind zahlreiche Schweiß-ZTU-Schaubilder zu finden, bei denen die Martensithärte auch unter 400 HV10 liegt.

4.7.9.2 II. Versuchsreihe: $T_s = 900 \text{ °C}$

In Tabelle 4-30 sind die Ergebnisse der Makrohärtemessung der zweiten Versuchsreihe zusammengefasst. Die Messung wurde jeweils an drei Härteeindrücken durchgeführt. Aus den drei Messwerten wurde der Mittelwert gebildet, dessen Wert am Ende der entsprechenden Abkühlkurve im zweiten Schweiß-ZTU-Schaubild eingetragen wurde.

Ergebnisse der Makrohärtemessung					
II. Versuchsreihe - Austenitisierungstemperatur: $T_s = 900 \text{ °C}$					
Probe	$t_{8/5}$ - Zeit [s]	HV 10 (gemessen)	HV 10 (Mittelwert)	HRC (umgewertet)	HRC (Mittelwert)
001_2-1	0,6	462	462	46,3	46,3
		461		46,2	
		462		46,3	
001_2-2_1	1,5	454	452	45,6	45,5
		450		45,3	
		452		45,5	
001_2-3	2	440	440	44,5	44,5
		441		44,6	
		439		44,4	
001_2-4	3	430	429	43,6	43,5
		425		43,1	
		432		43,8	
001_2-6	5	374	378	38,1	38,6
		385		39,3	
		376		38,4	
001_2-7	6	360	363	36,6	36,9
		368		37,4	
		362		36,8	
011_2-9	8	350	350	35,5	35,5
		350		35,5	
		351		35,6	
001_2-13	12	328	327	33,1	32,9
		326		32,8	
		326		32,9	
001_2-17	18	311	310	31,1	31,0
		308		30,7	
		312		31,2	
001_2-20	26	306	307	30,6	30,7
		310		31,0	
		305		30,4	
001_2-24	44	298	301	29,5	29,9
		300		29,9	
		304		30,2	
001_2-25	50	297	296	29,4	29,3
		297		29,4	
		295		29,2	

Tabelle 4-30: Ergebnisse der Makrohärtemessung (II. Versuchsreihe)

Die Makrohärte nimmt in der zweiten Versuchsreihe mit der $t_{8/5}$ - Zeit stetig ab. Bei der kleinsten $t_{8/5}$ - Zeit (0,6 s), bei der sich nur Martensit ausgebildet hat, beträgt die Vickershärte 462 HV 10. In der ersten Versuchsreihe ($T_s = 1.300 \text{ °C}$) ist bei der gleichen $t_{8/5}$ - Zeit eine Vickershärte von 409 HV 10 gemessen worden (siehe Tabelle 4-29, S. 119). Der Härteunterschied ist durch die unterschiedliche Korngröße, die von der Austenitierungstemperatur abhängig ist, bedingt.

4.8 Schweiß-ZTU-Schaubilder

Jeder Stahl besitzt immer ein eigenes, typisches ZTU-Schaubild, das ihn gegenüber anderen Werkstoffen auch besonders wertvoll macht. Die „Schweiß-ZTU-Schaubilder“ wurden mit den für das Widerstandspunktschweißen charakteristischen Austenitierungsbedingungen aufgenommen. In dieser Arbeit wurde als Austenitierungstemperatur die Spitzentemperatur von 1.300 °C und 900 °C gewählt. In Abschnitt 4.8.1 ist das erste Schweiß-ZTU-Schaubild, der mit der Austenitierungstemperatur von 1.300 °C aufgenommen wurde, angegeben. Die schrittweise Erstellung eines Schweiß-ZTU-Schaubildes wird an Hand des zweiten Schweiß-ZTU-Schaubildes ($T_s = 900 \text{ °C}$) ausführlich erklärt (Abschnitt 4.8.2, S. 124).

4.8.1 Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 1.300 \text{ °C}$

Abbildung 4-61 zeigt das ermittelte Schweiß-ZTU-Schaubild vom DP1000 Stahl, das mit der Austenitierungstemperatur von 1.300 °C aufgenommen wurde.

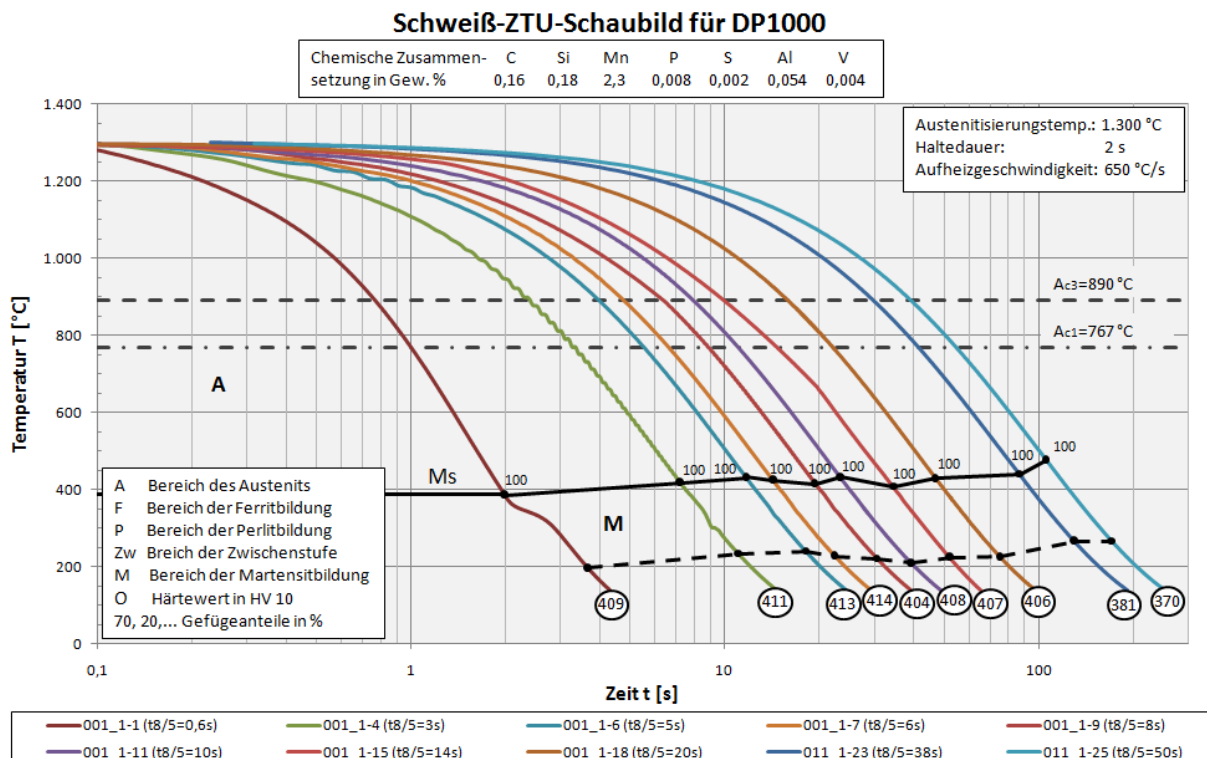


Abbildung 4-61: Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 1.300 \text{ °C}$

Für die Konstruktion des ersten Schweiß-ZTU-Schaubildes sind 10 Dilatometerkurven aus der ersten Versuchsreihe ausgewählt worden. Als Auswahlkriterium diente dabei die $t_{8/5}$ - Zeit und ein möglichst glatter Kurvenverlauf.

Aus dem Schweiß-ZTU-Schaubild kann folgendes herausgelesen werden:

- vollständiges Umwandlungsverhalten
- Gefügemengen / -anteile in % am Ende des durchlaufenen Bereiches
- Härte am Ende der jeweiligen Abkühlkurve^[28]

In dieser Arbeit wurde die Abkühlrate mit der $t_{8/5}$ -Zeit definiert. Dabei wurde der Bereich zwischen 0,6 und 50 s untersucht. Im ersten Schweiß-ZTU-Schaubild ($T_s = 1.300 \text{ °C}$) hat sich in dem untersuchten Bereich, d.h. bei $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 0,6 und 50 s immer Martensit im Gefüge gebildet. Am Ende jeder Abkühlkurve ist die Härte nach Vickers (in HV 10) im Kreis vermerkt worden.

Im Schweiß-ZTU-Schaubild sind außerdem die Umwandlungstemperaturen der Haltepunkte, die in der Aufheizphase auftreten, angegeben. Der untere Umwandlungspunkt Ac_1 der α/γ -Umwandlung (Beginn der Austenitbildung) liegt bei 767 °C . Der obere Umwandlungspunkt Ac_3 der α/γ -Umwandlung (Ende der Austenitbildung) liegt bei 890 °C . Des Weiteren ist die chemische Zusammensetzung vom DP1000 Stahl im Schaubild eingetragen.

Schweiß-ZTU-Schaubilder sind in der gleichen Form aufgebaut wie die kontinuierlichen ZTU-Schaubilder. Das Schweiß-ZTU-Schaubild darf nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden. Z.B. ist die erste Abkühlkurve (Probe: 001_1-1) von links wie folgt zu verstehen:

2 s nach Durchgang durch 1.300 °C wird bei einer Temperatur von 388 °C das Gebiet der Martensitumwandlung (M) erreicht, die bei 3,7 s und 197 °C abgeschlossen ist. Das Ende der Martensitumwandlung wurde im Schaubild gestrichelt eingezeichnet. Bei dieser Probe wurde eine Härte von 409 HV 10 gemessen.

In gleicher Weise werden aus allen anderen Abkühlungskurven die entsprechenden Angaben erhalten.

4.8.2 Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 900 \text{ °C}$

In diesem Kapitel wird die Vorgehensweise bei der Erstellung des zweiten Schweiß-ZTU-Schaubildes ($T_s = 900 \text{ °C}$) schrittweise erklärt. Das Ergebnis kann am Ende des Kapitels als fertiges Schweiß-ZTU-Schaubild begutachtet werden. Zur Ermittlung des Schweiß-ZTU-Schaubildes wurden Dilatometerproben vom blanken DP1000 Stahl bei $T_s = 900 \text{ °C}$ austenitisiert, 2 Sekunden gehalten und unterschiedlich schnell abgekühlt ($t_{8/5}$ - Zeit: 0,6 bis 50 s). Dabei wurde die Längenänderung und Temperatur als Funktion der Zeit erfasst (siehe Abschnitt 4.7.7.2, S. 109). Die aufgezeichneten Abkühlkurven sind anschließend in ein Temperatur-Zeit-Diagramm übertragen worden. In dem Diagramm ist die Zeitachse aus praktischen Gründen logarithmisch skaliert. Abbildung 4-62 zeigt das Schweiß-ZTU-Schaubild mit den charakteristischen Abkühlverläufen.

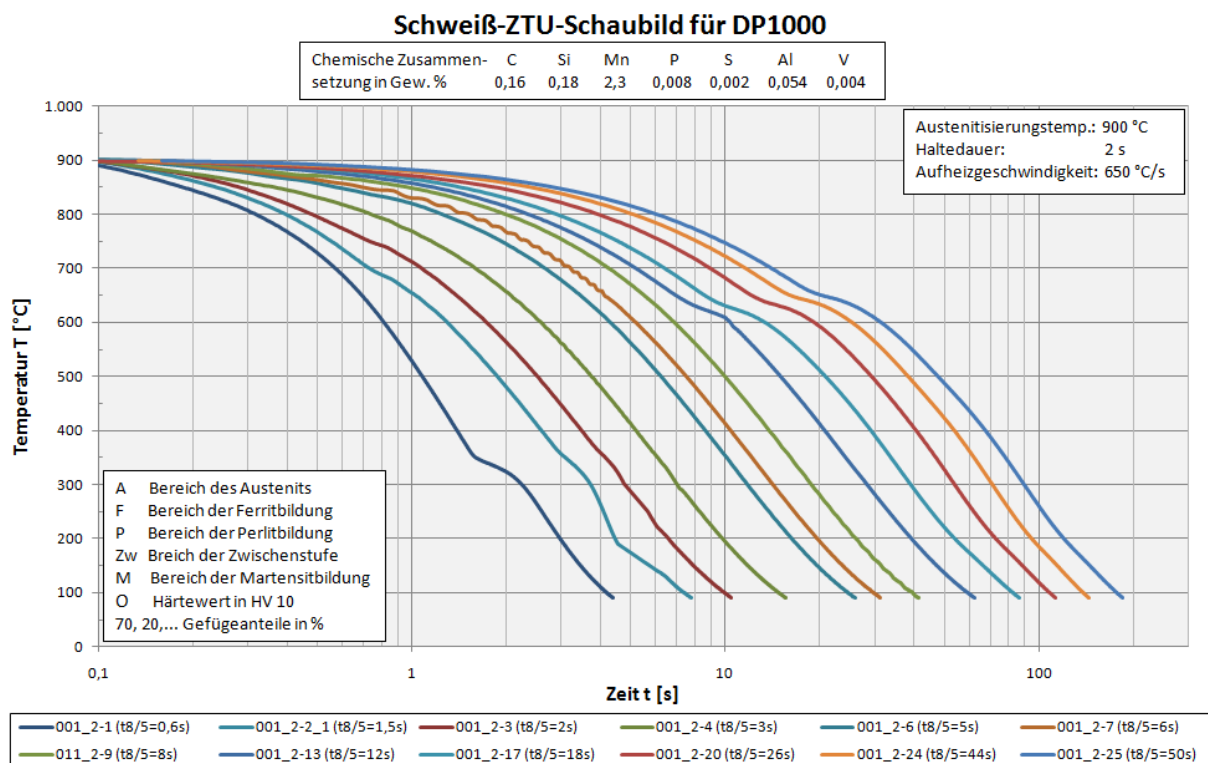


Abbildung 4-62: Abkühlkurven im Schweiß-ZTU-Schaubild ($T_s = 900 \text{ °C}$)

Im Schaubild ist außerdem die Austenitisierungstemperatur, Haltezeit und Aufheizgeschwindigkeit angegeben. Des Weiteren ist die chemische Zusammensetzung vom DP1000 Stahl in das Schaubild eingetragen. Für die Konstruktion des zweiten Schweiß-ZTU-Schaubildes sind 12 Dilatometerkurven aus der zweiten Versuchsreihe ausgewählt worden. Als Auswahlkriterium diente dabei die $t_{8/5}$ - Zeit und ein möglichst glatter Kurvenverlauf. Als nächstes wurden die ermittelten Umwandlungspunkte aus den Dilatometerkurven entlang der Abkühlkurven eingetragen (Abbildung 4-63). Außerdem sind die Umwandlungstemperaturen der Haltepunkte, die in der Aufheizphase auftreten, in das Schaubild eingetragen worden. Der untere Umwandlungspunkt Ac_1 der α/γ -Umwandlung (Beginn der Austenitbildung) liegt bei 762 °C . Der obere Umwandlungspunkt Ac_3 der α/γ -Umwandlung (Ende der Austenitbildung) liegt bei 865 °C . Die gestrichelten horizontalen Linien im Schaubild stellen die Umwandlungspunkte (Ac_1 und Ac_3) der Aufheizphase dar.

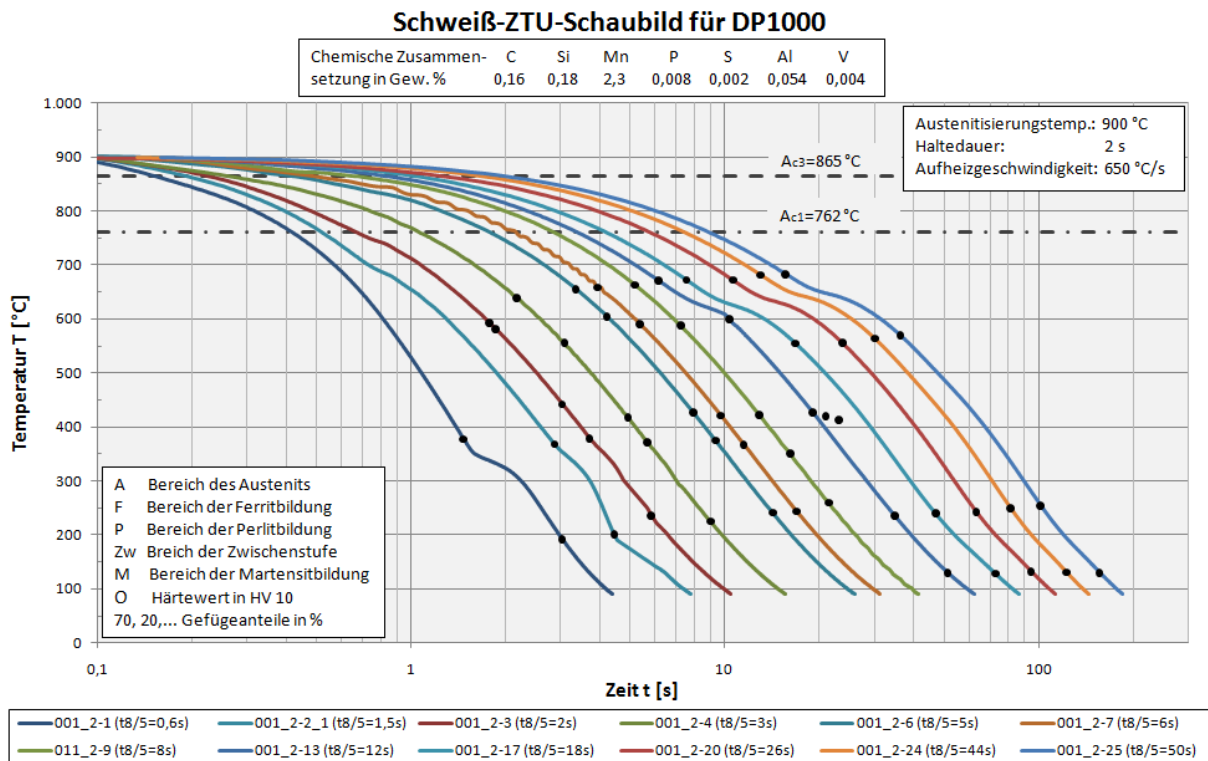
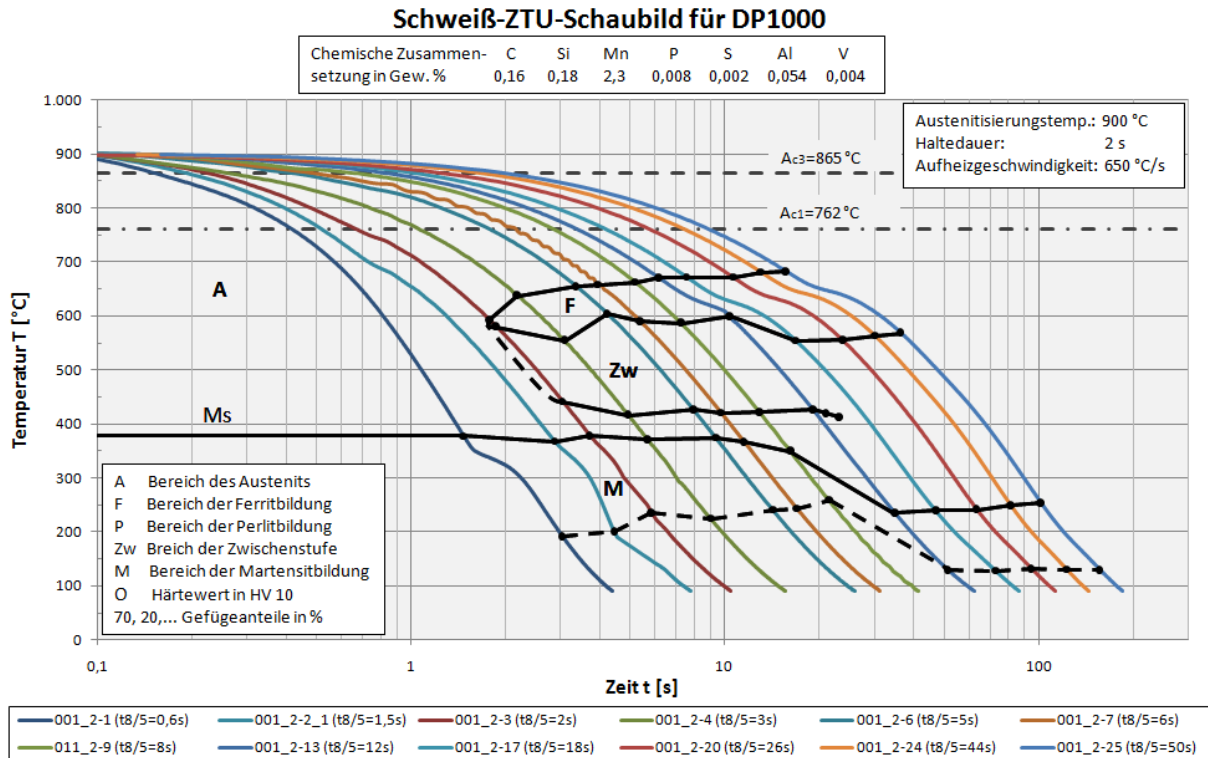


Abbildung 4-63: Schweiß-ZTU-Schaubild mit Umwandlungspunkten ($T_s = 900 \text{ °C}$)

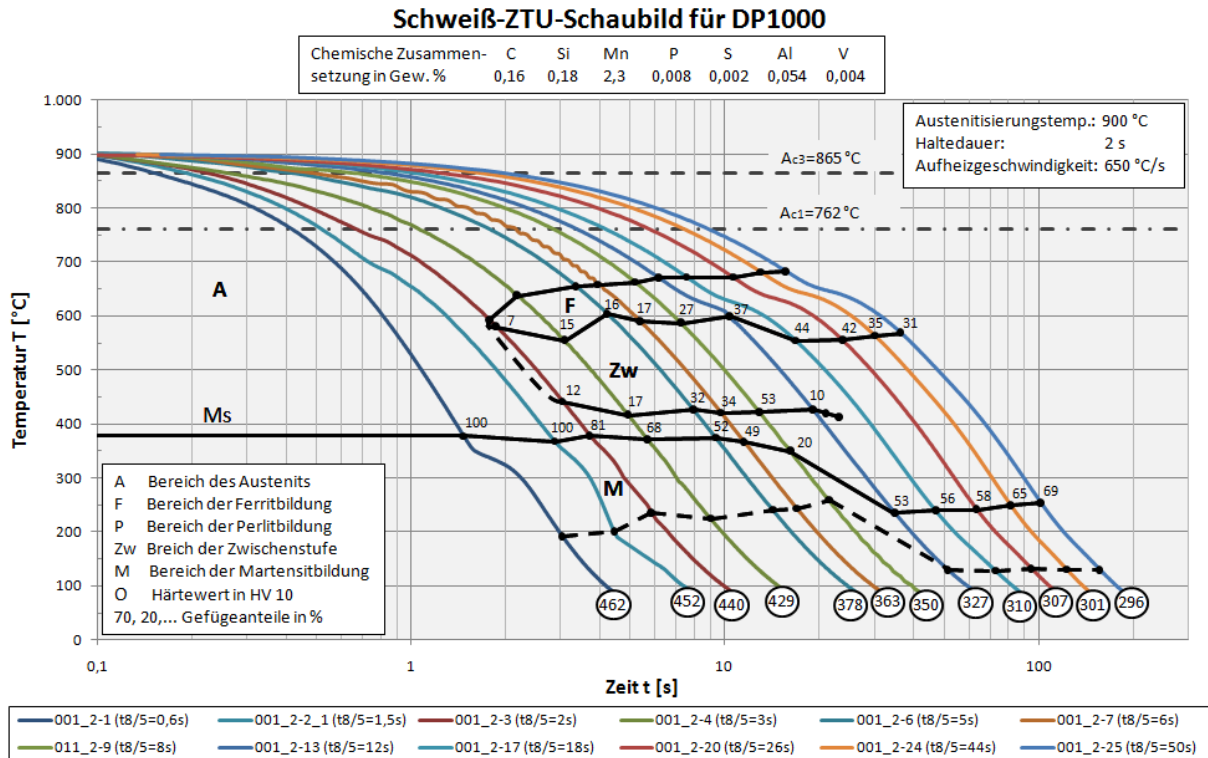
Welche Phasen sich durch das Auftreten der Umwandlungspunkte im Gefüge gebildet haben, ist durch begleitende Untersuchungen (metallographische Schlitte) festgestellt worden (siehe Abschnitt 4.7.8.2, S. 115). Demnach ist bei der ersten und zweiten Probe („001_2-1“ und „001_2-2_1“) nur Martensit im Gefüge vorhanden. Bei den anschließenden sechs Proben („001_2-3“ bis „001_2-13“) hat sich ein Mischgefüge aus drei Phasen gebildet. Das Gefüge besteht bei diesen Proben aus Ferrit, Bainit und Martensit. Bei den letzten vier Proben hat sich ein Mischgefüge aus zwei Phasen gebildet. Das Gefüge besteht bei diesen Proben aus Ferrit und Martensit.

Die bezüglich des Bildungsprozesses zusammengehörigen Umwandlungspunkte wurden im Schweiß-ZTU-Schaubild miteinander verbunden, so dass die einzelnen Bereiche abgegrenzt sind. In Abbildung 4-64 ist das Schweiß-ZTU-Schaubild nach der Auswertung der Gefügebilder dargestellt.



Als nächstes wurden in Kombination mit den metallographischen Untersuchungen die prozentualen Gefügeanteile bei Raumtemperatur ermittelt. Zu diesem Zweck wurde das Gitterschnittverfahren angewendet. Im Abschnitt 4.7.8.2 (S. 115) ist die Analysemethode beschrieben und die daraus gewonnenen Ergebnisse zusammengefasst. Am Ende des Umwandlungsbereiches vom Ferrit (F) und Bainit bzw. Zwischenstufe (Zw) ist rechts neben der Abkühlungskurve der erhaltene prozentuale Gefügeanteil vermerkt worden. Beim Überschreiten der Martensit-Startlinie (M_s) ergibt sich der prozentuale Anteil an Martensit im Gefüge durch die Ergänzung des bis zu diesem Zeitpunkt bereits umgewandelten Ferrits und gegebenenfalls Bainits bis 100 %. Abschließend ist noch die, für die vorliegende Gefügezusammensetzung sich ergebende Härte (in HV 10) am Ende der jeweiligen Abkühlkurve im Kreis vermerkt worden. Die Makrohärte wurde nach dem Vickers-Verfahren ermittelt.

Das fertige Schweiß-ZTU-Schaubild ist in Abbildung 4-65 dargestellt. Die Makrohärte nimmt im zweiten Schweiß-ZTU-Schaubild ($T_s = 1.300 \text{ °C}$) mit der $t_{8/5}$ -Zeit stetig ab. Bei der kleinsten $t_{8/5}$ -Zeit (0,6 s) besitzt die Vickershärte eine Härte von 462 HV 10. Bei der größten, hier untersuchten $t_{8/5}$ -Zeit (50 s) wurden 296 HV 10 gemessen.

Abbildung 4-65: Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 900\text{ °C}$

Das Schweiß-ZTU-Schaubild darf nur entlang der Abkühlkurven gelesen werden. Beim Schnitt der Abkühlungskurve mit der Umwandlungslinie beginnt die Umwandlung des unterkühlten Austenits. Z.B. ist die vierte Abkühlkurve (Probe: 001_2-4) von links wie folgt zu verstehen:

2,2 s nach Durchgang durch 900 °C wird bei einer Temperatur von 639 °C das Gebiet der Ferritumwandlung (F) erreicht. Beim weiteren Abkühlen unter die eingezeichnete Umwandlungslinie beginnt die Ferritumwandlung. Diese wird bei 3 s und einer Temperatur von 555 °C abgeschlossen. Die gebildete Ferritmenge beträgt 15 %, d.h. dass bei 555 °C neben 15 % F noch 85 % bisher nicht umgewandelter, unterkühlter Austenit vorliegt. Die Bainit- bzw. Zwischenstufenumwandlung (Zw) folgt unmittelbar auf die Ferritumwandlung und ist bei 4,9 s und 417 °C abgeschlossen. Die gebildete Bainitmenge beträgt 17 %. Beim weiteren Abkühlen wurden zunächst keine Umwandlungsvorgänge gemessen. Erst beim Erreichen der M_s -Linie nach 5,7 s wurde bei 372 °C die martensitische Umwandlung festgestellt. Die Martensitumwandlung (M) geht unterhalb der M_s -Linie vonstatten. Das Ende der Martensitumwandlung wurde im Schaubild gestrichelt eingezeichnet. Beim Überschreiten der Martensit-Startlinie (M_s) ergibt sich der prozentuale Anteil an Martensit im Gefüge durch die Ergänzung der bis zu diesem Zeitpunkt bereits umgewandelter Gefügemenge vom Ferrit und gegeben falls vom Bainit. Die gebildete Martensitmenge beträgt 68 %. Bei dieser Probe wurde eine Härte von 429 HV 10 gemessen.

In gleicher Weise werden aus allen anderen Abkühlungskurven die entsprechenden Angaben erhalten.

5 Zusammenfassung

Folgende thermisch-mechanischen Eigenschaften sind im Rahmen dieser Diplomarbeit ermittelt worden:

Zunächst wurde der *Einfluss der Walzrichtung auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten* am blanken DP1000 Stahlblech (1,45 mm dick) untersucht. Zur Kennwertermittlung sind jeweils 2 Zugversuche bei Raumtemperatur an Proben mit unterschiedlicher Lage, d.h. unter 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung durchgeführt worden. Das Ergebnis zeigt, dass die Anisotropie beim DP1000 nicht so stark ausgeprägt ist.

Der Hauptteil wird von den, *am Umformsimulator Gleeble 1500 durchgeführten, Warmzugversuchen* bestimmt, die für die Ermittlung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte notwendig sind. Die Warmzugversuche sind in 100 °C - Schritten in der Aufheizphase bis 1.300 °C durchgeführt worden. Aus diesen Versuchen wurden technische Spannungs-Dehnungs-Kurven gezeichnet, woraus die thermomechanischen Materialkennwerte des blanken DP1000 Stahls (1,45 mm dick) ermittelt wurden.

Um die Versuchsparameter für die Warmzugversuche festzulegen, wurden im Vorfeld mit Hilfe des *FEM-Programms SYSWELD Temperaturfelder* beim Widerstandspunktschweißen berechnet. Dabei wurden zwei Punkte näher untersucht. Der erste Punkt lag in der Nähe der Solidustemperatur und der zweite in der Wärmeeinflusszone. Mit den berechneten Temperatur-Zeit-Verläufen sind die erforderlichen Parameter für die experimentellen Untersuchungen festgelegt worden.

Um den *Einfluss der Prüfgeschwindigkeit im Zugversuch* auf die Werkstoffeigenschaften zu untersuchen, wurde mit 0,12 mm/s, sowie mit 1,2 mm/s geprüft.

Die Zugfestigkeit der 10fach höheren Prüfgeschwindigkeit bewirkt bei allen Prüftemperaturen einen höheren Wert. Der Einfluss der 10fachen Prüfgeschwindigkeit ist bei der 0,2 %-Dehngrenze nicht so stark ausgeprägt. Die beiden Kurven bilden ein enges Band, wobei teilweise die Festigkeitswerte bei geringer Prüfgeschwindigkeit über jenen der hohen liegen.

Die *Gleeble Warmzugversuche an Flachzugproben* liefern bei Temperaturen unterhalb von 500 °C ungenaue Messergebnisse (rutschen der Cu - Einspannbacken in den Querhauptsitzen). Um den Bereich unter 500 °C für weitere Anwendungen zu berücksichtigen, wurde die 0,2 %-Dehngrenze bei 200 und 400 °C Prüftemperatur rechnerisch angepasst. Dazu sind die Verhältnisse der Dehngrenzen des DP600 Stahls herangezogen worden.

Die *E-Modul Ermittlung an Hand der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven* hat sich als sehr ungenau, d.h. unbrauchbar erwiesen. Bei den Warmzugversuchen auf der Gleeble 1500 wird die Hubbewegung des Hydrauliksystems mit der Längenänderung der Probe gleichgesetzt. Die E-Modul Ergebnisse zeigen, dass diese Annahme in der Realität bei weitem nicht zutrifft. Für weitere Anwendungen wurden die E-Modul Werte des DP600 Stahls aus einer SYSWELD Datenbank herangezogen.

Anschließend ist das *Gefüge des DP1000 Stahls* im Ausgangszustand an Hand eines *metallographischen Querschliffes* untersucht worden. Die qualitative Ermittlung der prozentualen Gefügeanteile von Ferrit und Martensit ist mit dem Bildbearbeitungsprogramm „KS400“ durchgeführt worden. Das Ergebnis zeigt, dass der hochfeste DP1000 Stahl aus 67% Martensit und 33% Ferrit besteht.

Von der gleichen Querschliffprobe wurde die Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren ermittelt. Des Weiteren ist die Mikrohärtigkeit der einzelnen Gefügebestandteile gemessen worden. Die Ergebnisse der *Mikro- und Makrohärtemessungen*, sowie der *Flächenauswertung des Gefüges* dienen als Input für die Simulation der Spannungs-Dehnungs-Kurven von Ferrit und Martensit.

Ein Ergebnisvergleich der ermittelten Kennwerte aus dem Zugversuch, der Mikrohärtmessungen und der prozentualen Gefügeanteile von Ferrit und Martensit bestätigte die Genauigkeit der Messergebnisse.

Im letzten Teil ist die Konstruktion von *zwei Schweiß-ZTU-Schaubildern* durchgeführt worden. Um den Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten des DP1000 Stahls zu untersuchen, wurden zwei unterschiedliche Spitzentemperaturen - 900 °C und 1.300 °C - ausgewählt.

In einem Dilatometer wurden Probenplättchen (1,45 mm dick) des blanken DP1000 Stahls bei 900 und 1.300 °C austenitisiert, 2 Sekunden gehalten und unterschiedlich schnell abgekühlt ($t_{8/5}$ - Zeit: 0,6 bis 50 s). Dabei wurde die Längenänderung und die Temperatur als Funktion der Zeit erfasst. Mit den Messwerten wurden die Dilatometerkurven gezeichnet und mit der „Tangentenmethode“ ausgewertet. Die aufgezeichneten Abkühlkurven sind in das jeweilige, halblogarithmische, Temperatur-Zeit-Diagramm übertragen worden.

Anschließend wurden die ermittelten Umwandlungspunkte aus den Dilatometerkurven entlang der Abkühlkurven eingetragen. Welche Phase sich durch das Auftreten der Umwandlungspunkte im Gefüge gebildet hat, ist an Hand metallographischer Schlitze festgestellt worden.

Als nächstes wurden in Kombination mit den metallographischen Untersuchungen die *prozentualen Gefügeanteile* bei Raumtemperatur ermittelt. Zu diesem Zweck wurde das „Gitterschnittverfahren“ angewendet. Die Gefügeanteile wurden an den entsprechenden Stellen der Abkühlkurven in das jeweilige Schaubild eingetragen. Abschließend wurde noch die, für die jeweilige Gefügezusammensetzung sich ergebende Härte (in HV 10) am Ende der jeweiligen Abkühlkurve eingetragen. Die Makrohärte wurde nach dem Vickers-Verfahren ermittelt.

- **Erstes Schweiß-ZTU-Schaubild:**
Bei der Austenitisierungstemperatur von 1.300 °C und dem untersuchten Bereich, d.h. bei $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 0,6 und 50 s hat sich immer Martensit im Gefüge gebildet. Die Härte liegt bei kleineren $t_{8/5}$ -Zeiten um 410 HV10. Bei den größeren $t_{8/5}$ -Zeiten bei etwa 400 HV10. Der Härteabfall ist auf die feinere Martensit Struktur, die bei diesen Proben beobachtet wurde, zurückzuführen.
- **Zweites Schweiß-ZTU-Schaubild:**
Bei der Austenitisierungstemperatur von 900 °C und dem untersuchten Bereich, d.h. bei $t_{8/5}$ -Zeiten zwischen 0,6 und 50 s hat sich bei den schnellen Abkühlzeiten ($t_{8/5}$: 0,6 bis 1,5 s) nur Martensit gebildet. Bei etwas langsamerer Abkühlung ($t_{8/5}$: 2 bis 14 s) hat sich ein Mischgefüge aus Ferrit, Bainit und Martensit gebildet. Bei noch langsamerer Abkühlung ($t_{8/5}$: 16 bis 50 s) hat sich ein Mischgefüge aus zwei Phasen, nämlich aus Ferrit und Martensit gebildet. Die Härte nimmt mit der $t_{8/5}$ - Zeit bei der Austenitisierungstemperatur von 900 °C stetig ab. Bei der kleinsten $t_{8/5}$ - Zeit (0,6 s) besitzt die Vickershärte eine Härte von 462 HV 10. Bei der größten, hier untersuchten $t_{8/5}$ - Zeit (50 s) wurden 296 HV 10 gemessen.

Die ermittelten Kennwerte werden als Input Parameter für die Simulation der Eigenspannungen beim Widerstandspunktschweißens von DP1000 Stahl für das Projekt Join 1.2 „Bruchverhalten von Widerstandspunktschweißungen an höchstfesten Multiphasenstählen (FB RSW)“ (COMET, K-Projekt Join 4+, Laufzeit: 01.06.2010-01.06.2014) verwendet.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Kulmburg, A.: „Werkstoffkunde Stahl (303.012)“, Skriptum zur Vorlesung, TUGraz, WS 2009.
- [2] Höfemann, M./Schäfers, C.: „Schweißzange oder Laser - Wer fügt besser hochfesten Stahl?“, Carl Hanser Verlag, München, April 2005.
- [3] Enzinger, N.: „1. Fachlicher Jahresbericht (1.6.2010-31.5.2011), COMET K-Projekt, Kompetenznetzwerk für Fügetechnik JOIN4+“, (20.12.2010).
- [4] Nillius, M.: „Das Industrie Magazin“, (29.Juni.2009), Ausgabe 27, Seite 34.
- [5] Jodin, D.: „Industrielle Logistiksysteme (309.009)“, Vorlesungsfolien, TUGraz, SS 2010.
- [6] Bargel, H.-J./Schulze, G.: „Werkstoffkunde“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008.
- [7] Weißbach, W.: „Werkstoffkunde; Strukturen, Eigenschaften, Prüfung“, Vieweg Verlag, Wiesbaden, 2007, 16. Auflage.
- [8] Ross, E./Maile, K.: „Werkstoffkunde für Ingenieure“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2008, 3. Auflage.
- [9] Kanani, N.: „Werkstoffkunde für Oberflächentechniker und Galvaniseure“, Carl Hanser Verlag, München, 2006.
- [10] Klett und Balmer Verlag
www.klett.ch/katalog_dateien/download/978-3-264-10896-5.pdf (02.11.2010).
- [11] Voestalpine Stahl: „Lieferprogramm 2: Kaltgewalztes Feinblech“
www.voestalpine.com/stahl/de/site/downloads/product_brochures.ContentPar.5752.File.tmp/KaltKaltgew_D_6.pdf (03.11.2010).
- [12] Salzgitter Mannesmann Forschung
www.salzgitter-mannesmann-forschung.de/de/Aktuell/Archiv_2005/Weich_und_hart_zugleich
(26.01.2011).
- [13] Schaper, M.: „Grundlagen der Werkstofftechnik: 4. Moderne Stahlwerkstoffe und deren Anwendung“, Universität Hannover, Institut für Werkstoffkunde, SS 2009.
- [14] Liedl, U.: „Anfangsverformungs- und Alterungsverhalten von Dual-Phasen Stahl“, Dissertation TU München, Dezember 2002.
- [15] Ekrami, A.: „High temperature mechanical properties of dual phase steels“, Material Letters 59 (2005) 2070-2074.
- [16] Cerjak, H./Enzinger, N./Pasic, O.: „Fügetechnik (303.151)“, Vorlesungsskriptum, TUGraz, September 2007.
- [17] Fahrenwaldt, H.-J./Schuler, V.: „Praxiswissen Schweißtechnik: Werkstoffe, Prozesse, Fertigung“, Vieweg Verlag, Wiesbaden, Dezember 2006, 2. Auflage.
- [18] Böge, A.: „Handbuch Maschinenbau“, Vieweg + Teubner Verlag, Wiesbaden, 2011, 20. Auflage.
- [19] Dilthey, U.: „Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2005, 3. bearbeitete Auflage.
- [20] Sommitsch, C.: „Werkstoffkunde Laborübung (303.004)“, Laborunterlagen, TUGraz, SS 2006.
- [21] Seyffarth, P.: „Schweiß-ZTU-Schaubilder“, VEB Verlag Technik, Berlin, 1982, Band 75.

- [22] DIN 50125:2009-07 (D): „Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben“, Ausgabe: 2009-07.
- [23] Issler, L./Ruoß, H./Häfele, P.: „Festigkeitslehre - Grundlage“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1997, 2. Auflage.
- [24] Macherauch, E.: „Praktikum in Werkstoffkunde“, Vieweg Verlag, Braunschweig, Juni 2002, 10. verb. Auflage.
- [25] DIN EN ISO 6507-1: „Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren“, Ausgabe: 2006-03.
- [26] DIN EN ISO 18265: „Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten“, Ausgabe: 2004-02.
- [27] Juno, K.-C.: „Ermittlung der mechanischen Kennwerte des wetterfesten Baustahls WTSt52-3“, Diplomarbeit, TUGraz, Oktober 2000.
- [28] Cerjak, H.: „Werkstoffkunde“, Vorlesungsskriptum, TUGraz, Februar 2000.
- [29] Djuric, D.: „Auswirkung der Vibrationsbehandlung an geschweißtem höchstfestem Stahl“, Diplomarbeit, TUGraz, 2009.
- [30] Pablo, P.: „Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte“, Fraunhofer IWM, Februar 2001.
- [31] Djuric, D./Vallant, R./Kerschbaumer, K./Enzinger, N.: „Vibration stress relief treatment of welded high-strength martensitic steel“, Welding in the world, N°01/02, 2011.
- [32] Merkel, M./Thomas, K.-H.: „Taschenbuch der Werkstoffe“, Carl Hanser Verlag, München, 2008, 7. Auflage.
- [33] Schatt, W.: „Einführung in die Werkstoffwissenschaft“, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1972, 1. Auflage.
- [34] Orlich, J./Rose, A./Wiest, P.: „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1973.
- [35] Sommitsch, C.: „Laborübung Werkstoffkunde & Schweißtechnik (303.008)“, Laborunterlagen, TUGraz, SS 2009.
- [36] Kuhn Edelstahl
<http://www.kuhn-edelstahl.de/warmzugversuch.html> (09.07.2010).
- [37] Kammerstetter, H.: „Verhalten des Feinkornbaustahles vom Typ 19MnAl6 bei der Simulation von Schweißtemperaturzyklen“, Diplomarbeit, TUGraz, 1985.
- [38] Bergmann, K.: „Elektrische Messtechnik“, Vieweg Verlag, 2000, 6. Auflage.
- [39] Hütter, A.: „Ermittlung von Materialkennwerten zur Simulation von Schweißspannungen“, Diplomarbeit, TUGraz, Juni 2008.
- [40] Pfestorf, R.: „Chemie - Ein Lehrbuch für Fachhochschulen“, Verlag Harri Deutsch, 2006, 8. überarbeitete Auflage.
- [41] Heine, B.: „Werkstoffprüfung, Ermittlung von Werkstoffeigenschaften“, Fachbuchverlag Leipzig, 2003.
- [42] Doege, E./Behrens, B.-A.: „Handbuch Umformtechnik“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2007, 2. Auflage.
- [43] Wiese, S.: „Verformung und Schädigung von Werkstoffen der Aufbau- und Verbindungstechnik“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 2010.

- [44] Herzig, N.: „E-Modul - eine Werkstoffkonstante?“, TU Chemnitz
<http://malachit.wsk.tu-chemnitz.de/typo3/index.php?id=176> (10.08.2010).
- [45] Firma: „RECENDT - Research Center for Non Destructive Testing GmbH“, Linz
www.recendt.com/518_ENG_HTML.php (15.08.2010).
- [46] Ledworuski, S./Eil, M./Kühn, H.-J.: „Den Elastizitätsmodul sicher bestimmen“, Carl Hanser Verlag, München, 2000.
- [47] ÖNORM EN ISO 18265:2003: „Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten“, Ausgabe: 2004-04-01.
- [48] Seidel, W.: „Werkstofftechnik: Werkstoffe-Eigenschaften-Prüfung-Anwendung“, Carl Hanser Verlag, München, 2007/2008, 7. Auflage.
- [49] Strickling, W.: „Vergleichende Untersuchungen zur Härte von Aufbrennlegierungen und die klinische Relevanz von Härteangaben“, Dissertation, Philipps Universität Marburg, 1988.
- [50] Angeli, J./Kneissl, A.-C./Füreder, E.: „Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen“, voestalpine Stahl GmbH, Linz, Montanuniversität Leoben
www.metallographie-ausbildung.de/forum/attachments/686_71.pdf (10.03.2011).
- [51] Schumann, H./ Oettel, H.: „Metallografie“, WILEY-VCH Verlag, Weinheim, 2005, 14. Auflage.

7 Verzeichnisse

7.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Bruchformen: Scherbruch, Mischbruch und Ausknöpfung (von oben nach unten) ^[4] ...	2

Abbildung 2-1: Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen ^[6]	5
Abbildung 2-2: Lage der Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz α -Gitter ^[6]	6
Abbildung 2-3: Lage der Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz γ -Gitter ^[6]	6
Abbildung 2-4: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild für stabile (Fe-C) und metastabile (Fe-Fe ₃ C) Ausbildung des Kohlenstoffs ^[6]	7
Abbildung 2-5: Darstellung der „interkritischen“ Glühung im Fe-C- und ZTU-Diagramm ^[8]	8
Abbildung 2-6: Bananendiagramm ^[13]	9
Abbildung 2-7: Spannungs-Dehnungs-Diagramm vom DP-Stahl ^[13]	10
Abbildung 2-8: Spannungs-Dehnungs-Kurven eines Dualphasen Stahls (DP500) und zweier einphasig-ferritischer Automobilbau Stähle (H180B: Bake-Hardening Stahl, H320LA: mikrolegierter Stahl) ^[14]	10
Abbildung 2-9: Temperatureffekt auf die Zugfestigkeit und Dehngrenze	11
Abbildung 2-10: Einfluss des Martensitanteils (Vm) auf die (a) Dehngrenze (YS).....	11
Abbildung 2-11: Einfluss der Temperatur und des Volumenanteils vom Martensit.....	12
Abbildung 2-12: Widerstandspunktschweißen ^[16]	14
Abbildung 2-13: Temperaturverlauf (schematisch) in den Füge­teilen beim Widerstandspunktschweißen ^[17]	15
Abbildung 2-14: Verlauf von Kraft, Schweißstrom und Temperatur in Abhängigkeit von der Zeit beim Punktschweißen (schematisch) ^[17]	16
Abbildung 2-15: Elektrodenformen für das Punktschweißen (nach ISO 5821) ^[17]	16
Abbildung 2-16: Isothermes ZTU-Schaubild für den Werkstoff 42CrMo4 ^[8]	17
Abbildung 2-17: Einfluss der Temperatur auf Keimbildung, Keimwachstum und Korngröße am Beispiel der Umwandlung von Austenit in Ferrit (schematisch) ^[19]	18
Abbildung 2-18: Dilatometerkurve bei der Umwandlung der Raumgitter (kontinuierliche Temperaturführung) ^[20]	19
Abbildung 2-19: Kontinuierliches ZTU-Schaubild für den Werkstoff 42CrMo4 ^[8]	20
Abbildung 2-20: Verzögerte Umwandlung auf Grund einer erhöhten Austenit­isierungstemperatur ^[19] ..	21
Abbildung 2-21: Schweiß-ZTU-Schaubild für den Stahl S355 J2G3 mit einer Austenit­isierungstemperatur von 1.350 °C ^[19]	22
Abbildung 2-22: Fließkurve eines spröden Werkstoffes sowie von zwei duktilen Stählen mit ausgeprägter Streckgrenze (niederfest) und ohne ausgeprägter Streckgrenze (höherfest) ^[8]	23
Abbildung 2-23: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze ^[24]	27
Abbildung 2-24: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze ^[24]	27
Abbildung 2-25: Schematische Darstellung eines Universal-Härteprüfgerätes ^[7]	28
Abbildung 2-26: Härteprüfung nach Vickers: Eindringkörper, Eindruck und Messwert d ^[7]	29
Abbildung 2-27: Überlagerung von Eigenspannungen I., II. und III. Art in mehreren Körnern ^[19]	31
Abbildung 2-28: Abschreck- bzw. Umformdilatometer BÄHR Dil805A/D ^[35]	36
Abbildung 2-29: Kammer des Abschreck- bzw. Umformdilatometers BÄHR Dil805A/D ^[35]	37
Abbildung 2-30: Gleeble 1500	39
Abbildung 2-31: Prinzipielles Temperaturprofil über der Probenlänge ^[37]	40
Abbildung 2-32: Reibkraft beim Warmzugversuch	42

Abbildung 3-1: Thermische FE-Simulation einer Widerstandspunktschweißung [Galler, M.]	44
Abbildung 3-2: Temperaturzyklus in der Schmelzzone (Netzknoten 212) [Galler, M.]	44
Abbildung 3-3: Temperaturzyklus in der WEZ (Netzknoten 375) [Galler, M.]	45

Abbildung 4-1: Flachzugprobe F01 [voestalpine Stahl, interne Bezeichnung].....	46

Abbildung 4-2: Probenentnahme zur Überprüfung der Anisotropie.....	47
Abbildung 4-3: RMC Zugprüfmaschine	48
Abbildung 4-4: Feindehnungsaufnehmer	49
Abbildung 4-5: Vorversuch ohne Feindehnungsaufnehmer (Test_Q 794862).....	51
Abbildung 4-6: Zugversuch mit Feindehnungsaufnehmer (Q 794862_A).....	52
Abbildung 4-7: Zugversuch mit (Q 794862_A) und ohne (Test_Q 794862) Feindehnungsaufnehmer ..	52
Abbildung 4-8: Spannungs-Dehnungs-Kurven der RMC Zugversuche	54
Abbildung 4-9: Zugversuche bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten	56
Abbildung 4-10: Streckgrenze in Abhängigkeit von der Dehnrate ^[39]	58
Abbildung 4-11: Ermittlung der minimalen Probenlänge.....	59
Abbildung 4-12: Flachzugprobe für Gleeble Warmzugversuche (vgl. Formel 4-2)	60
Abbildung 4-13: Berechnete Temperaturzyklen beim Widerstandspunktschweißen	61
Abbildung 4-14: Gemessener Gleeble Temperaturverlauf (geglättete Kurve)	62
Abbildung 4-15: Gültiger (rot) und ungültiger (blau) Temperatur-Zeit-Verlauf	64
Abbildung 4-16: Eingebaute Gleeble Warmzugprobe vor dem Versuch	65
Abbildung 4-17: Eingebaute Gleeble Warmzugprobe nach dem Versuch.....	66
Abbildung 4-18: Aufgezeichnete Daten eines Gleeble Warmzugversuches (Probe: H1000_03)	67
Abbildung 4-19: σ - ϵ Diagramm eines Gleeble Warmzugversuches (Probe: H1000_03).....	68
Abbildung 4-20: σ - ϵ Diagramm eines Gleeble Warmzugversuches (Kurve verschoben und geglättet; Probe: H1000_03).....	69
Abbildung 4-21: Mechanische Prüfverfahren für die E-Modul Bestimmung (Werkstoff C45E) ^[44]	70
Abbildung 4-22: Linear und nichtlinear elastisches Werkstoffverhalten ^[46]	71
Abbildung 4-23: E-Modul vom DP1000 Stahl als Funktion der Temperatur (Messwerte)	72
Abbildung 4-24: E-Modul vom DP600 Stahl als Funktion der Temperatur [SYSWELD Datenbank].....	73
Abbildung 4-25: Ergebnis der Zugversuche bei RT: Gleeble und RMC im Vergleich	75
Abbildung 4-26: Spannungs-Dehnungs-Kurven bei 800°C Prüftemperatur.....	77
Abbildung 4-27: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_1 = 0,12$ mm/s.....	78
Abbildung 4-28: Thermisch-Mechanische Materialkennwerte vom DP1000 mit $v_1 = 0,12$ mm/s.....	79
Abbildung 4-29: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_2 = 1,2$ mm/s.....	81
Abbildung 4-30: Thermisch-Mechanische Materialkennwerte vom DP1000 mit $v_2 = 1,2$ mm/s.....	81
Abbildung 4-31: Zugfestigkeit-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl.....	82
Abbildung 4-32: Korrigierter Zugfestigkeit-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl.....	83
Abbildung 4-33: 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur-Verlauf vom DP1000 Stahl (aus Zugversuch).....	84
Abbildung 4-34: 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur-Verlauf vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]..	85
Abbildung 4-35: Korrigierter 0,2 %-Dehngrenze-Temperatur Verlauf vom DP1000 Stahl.....	86
Abbildung 4-36: Zusammengefasste Materialkennwerte vom DP1000 Stahl	87
Abbildung 4-37: Probenentnahme für metallographische Untersuchungen	88
Abbildung 4-38: Flächenauswertung (Gefüge: gelb eingefärbt Ferrit - grau Martensit).....	89
Abbildung 4-39: Makrohärte-Prüfgerät (EMCO-TEST, M4C025G3M)	90
Abbildung 4-40: Lichtmikroskop (Reichert-Jung, MeF3) mit aufgesetztem Mikrohärte-Prüfgerät (grüner Kreis).....	92
Abbildung 4-41: Probengeometrie für die Dilatometerversuche.....	96
Abbildung 4-42: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ im Schweißwärmezyklus ^[19]	97
Abbildung 4-43: Gemessener Dilatometer Temperatur-Zeit-Verlauf (Probe: „001_1-11“).....	98
Abbildung 4-44: Eingebaute Dilatometerprobe (siehe Pfeil) in der Prüfkammer des Dilatometers.....	102
Abbildung 4-45: Aufgezeichnete Daten eines Dilatometerversuchs (Probe: 001_1-15).....	103
Abbildung 4-46: Nicht ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_1-15).....	104
Abbildung 4-47: Ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_1-15)	104
Abbildung 4-48: Temperatur-Zeit-Verlauf des ersten Dilatometer Vorversuches.....	105
Abbildung 4-49: Temperatur-Zeit-Verlauf des zweiten Dilatometer Vorversuches	106
Abbildung 4-50: Thermische Dehnung vom DP1000 Stahl (Probe: 001_1-1)	108
Abbildung 4-51: Ausgewertete Dilatometerkurve (Probe: 001_2-6)	110
Abbildung 4-52: Abweichung in der Aufheizphase (Probe: 011_1-25)	111

Abbildung 4-53: Abweichungsfreie Aufheizphase (Probe: 001_1-25)	111
Abbildung 4-54: Lichtmikroskop (ZEISS, Observer.Z1m)	113
Abbildung 4-55: Gefügebilder der Probe: 001_1-1 (links: 200-fach; rechts: 500-fach), Martensit	114
Abbildung 4-56: Gefügebilder der Probe: 011_1-25 (links: 200-fach; rechts 500-fach), Martensit	114
Abbildung 4-57: Gefügebild der Probe: 001_2-1 (1.000-fach), feiner Martensit	115
Abbildung 4-58: Gefügebild der Probe: 001_2-25 (1.000-fach), Ferrit und Martensit	116
Abbildung 4-59: Gefügebild der Probe: 001_2-6 (1.000-fach), Ferrit, Bainit und Martensit.....	116
Abbildung 4-60: Ausgewertetes Gefügebild (Probe: 001_2-25)	117
Abbildung 4-61: Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 1.300 \text{ }^\circ\text{C}$	122
Abbildung 4-62: Abkühlkurven im Schweiß-ZTU-Schaubild ($T_s = 900 \text{ }^\circ\text{C}$)	124
Abbildung 4-63: Schweiß-ZTU-Schaubild mit Umwandlungspunkten ($T_s = 900 \text{ }^\circ\text{C}$)	125
Abbildung 4-64: Schweiß-ZTU-Schaubild nach der Gefügeanalyse ($T_s = 900 \text{ }^\circ\text{C}$)	126
Abbildung 4-65: Schweiß-ZTU-Schaubild mit $T_s = 900 \text{ }^\circ\text{C}$	127

7.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Physikalische Eigenschaften von Eisen ^[6]	4
Tabelle 2-2: Volumenanteil des Martensits in einer Probe in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit ^[14]	12
Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung vom DP1000 Stahl [voestalpine Stahl GmbH, Linz]	12
Tabelle 2-4: Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch ^[7]	25
Tabelle 2-5: Einheiten der Vickers-Kennwerte ^[7]	29
Tabelle 2-6: Anwendung der Härteprüfverfahren ^[8]	30
Tabelle 2-7: Technische Daten – Dilatometer Typ 805A/D ^[35]	36
Tabelle 2-8: Technische Daten Gleeble 1500 ^[35]	39

Tabelle 3-1: Eingabedaten für die Simulation der Temperaturfelder	43

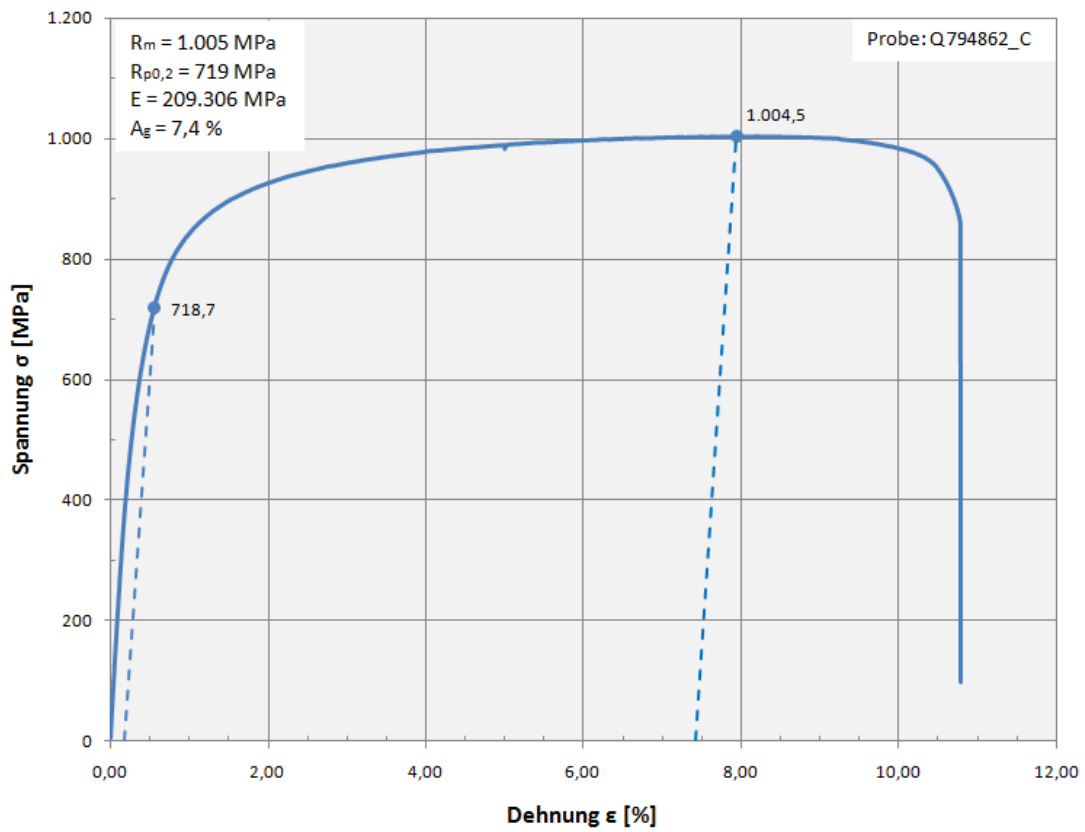
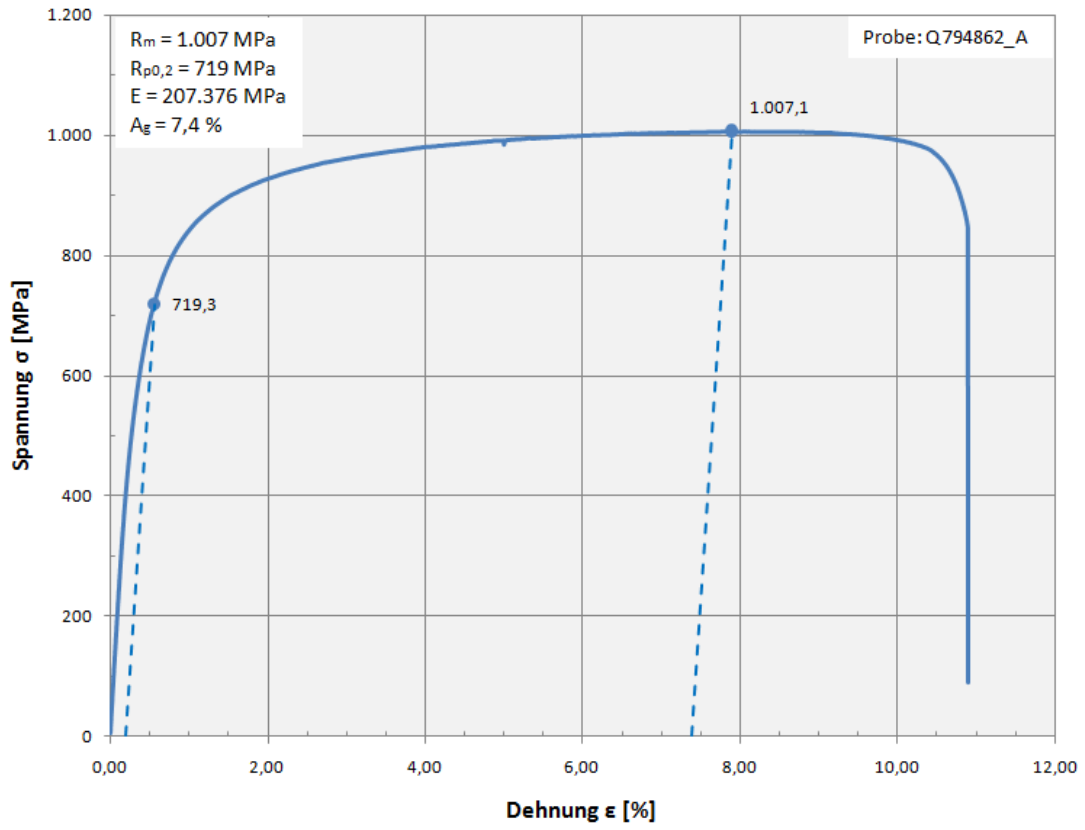
Tabelle 4-1: Geometrie der Flachzugprobe F01 [voestalpine Stahl GmbH, Linz]	46
Tabelle 4-2: Zugversuch mit (Q 794862_A) und ohne (Test_Q 794862) Feindehnungsaufnehmer	53
Tabelle 4-3: Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl bei Raumtemperatur	55
Tabelle 4-4: Mittelwerte der Werkstoffkennwerte vom DP1000 Stahl bei Raumtemperatur	55
Tabelle 4-5: Zugversuche bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten	57
Tabelle 4-6: Eingabeparameter für die Gleeble Warmzugversuche	61
Tabelle 4-7: Warmzugversuche an Flachzugproben (I. Versuchsreihe)	63
Tabelle 4-8: Warmzugversuche an Flachzugproben (II. Versuchsreihe)	64
Tabelle 4-9: E-Modul vom DP1000 Stahl bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen	72
Tabelle 4-10: E-Modul vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]	73
Tabelle 4-11: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche (I. Versuchsreihe)	76
Tabelle 4-12: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche bei $T_s = 800^\circ\text{C}$	77
Tabelle 4-13: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$	78
Tabelle 4-14: RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_1 = 0,12 \text{ mm/s}$	79
Tabelle 4-15: Ergebnisse der Gleeble Warmzugversuche mit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$	80
Tabelle 4-16: RMC Zugversuch bei Raumtemperatur mit $v_2 = 1,2 \text{ mm/s}$	82
Tabelle 4-17: 0,2 %-Dehngrenze vom DP600 Stahl [SYSWELD Datenbank]	84
Tabelle 4-18: Materialkennwerte für die Simulation	87
Tabelle 4-19: Ergebnisse der Makrohärtemessung vom DP1000 Stahl	91
Tabelle 4-20: Ergebnisse der Mikrohärtemessung vom DP1000 Stahl	93
Tabelle 4-21: Mikrohärte und Zugfestigkeit vom Ferrit und Martensit	93
Tabelle 4-22: Ergebnisvergleich	95
Tabelle 4-23: Eingabeparameter für die Dilatometerversuche	98
Tabelle 4-24: Versuchsumfang und $t_{8/5}$ -Zeiten der Dilatometerversuche (I. Versuchsreihe)	99
Tabelle 4-25: Versuchsumfang und $t_{8/5}$ -Zeiten der Dilatometerversuche (II. Versuchsreihe)	101
Tabelle 4-26: Ergebnisse der Dilatometerversuche (I. Versuchsreihe)	107
Tabelle 4-27: Ergebnisse der Dilatometerversuche (II. Versuchsreihe)	109
Tabelle 4-28: Gefügeanteile vom Ferrit, Bainit und Martensit	118
Tabelle 4-29: Ergebnisse der Makrohärtemessung (I. Versuchsreihe)	119
Tabelle 4-30: Ergebnisse der Makrohärtemessung (II. Versuchsreihe)	121

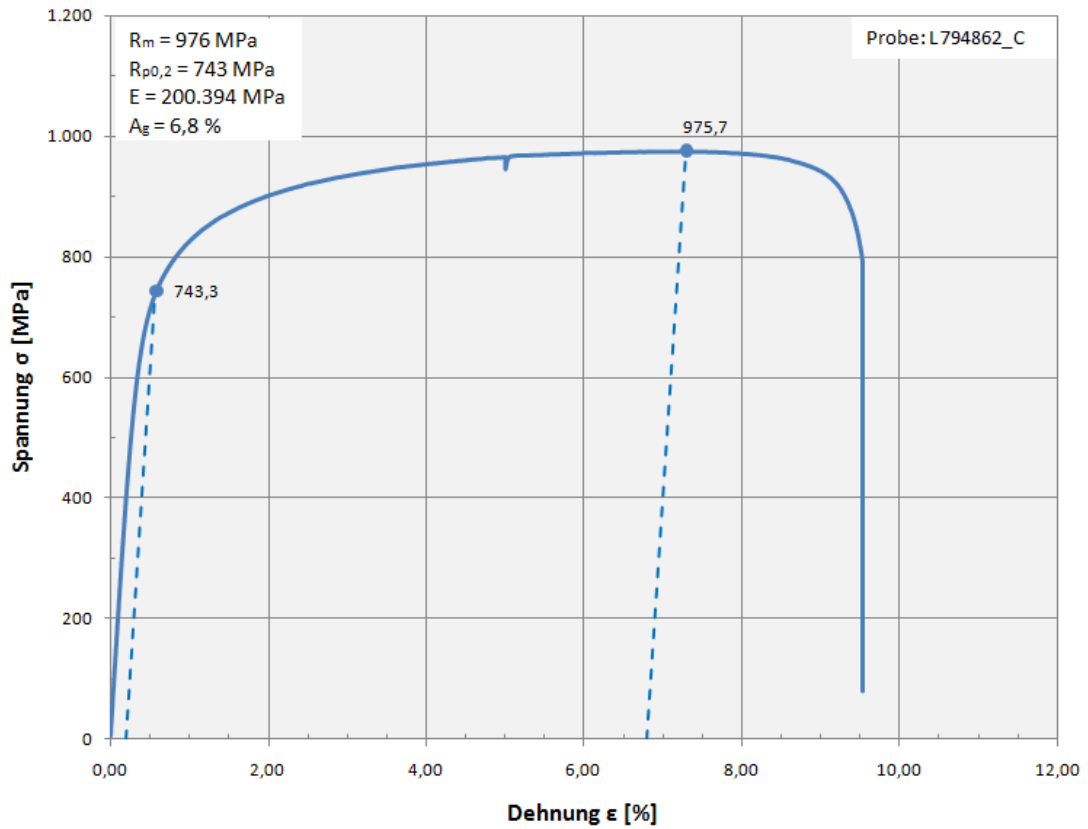
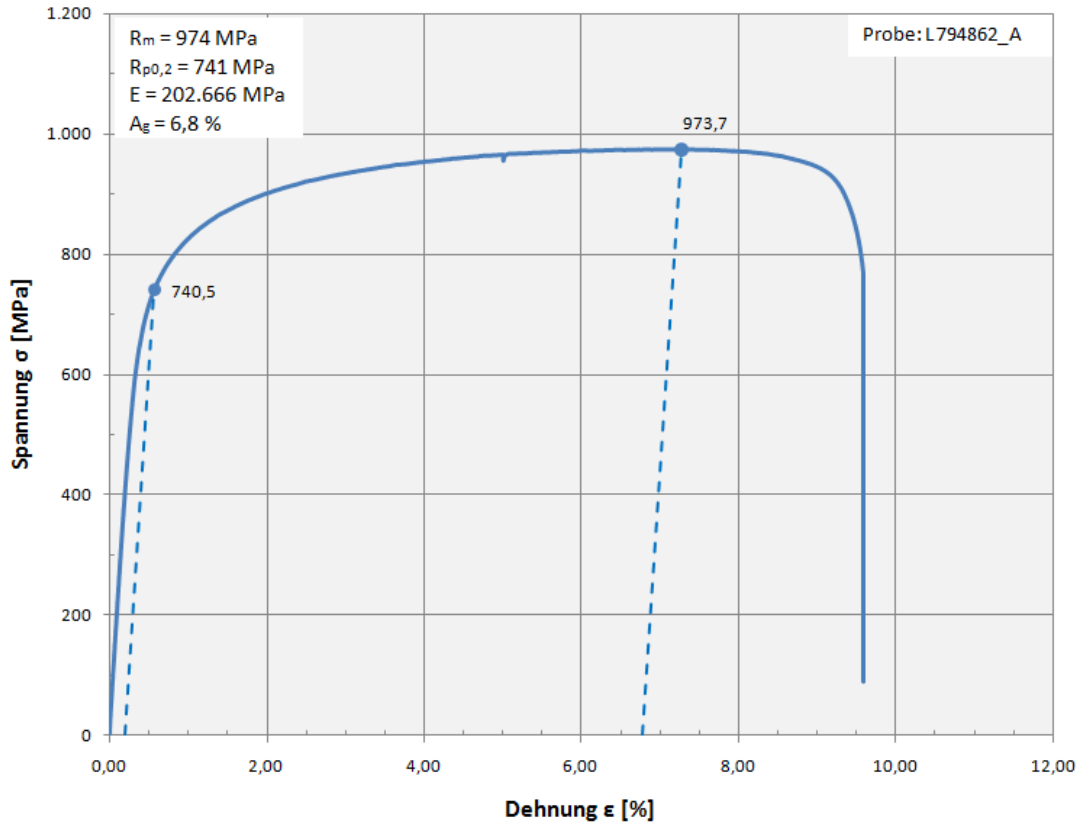
7.3 Formelverzeichnis

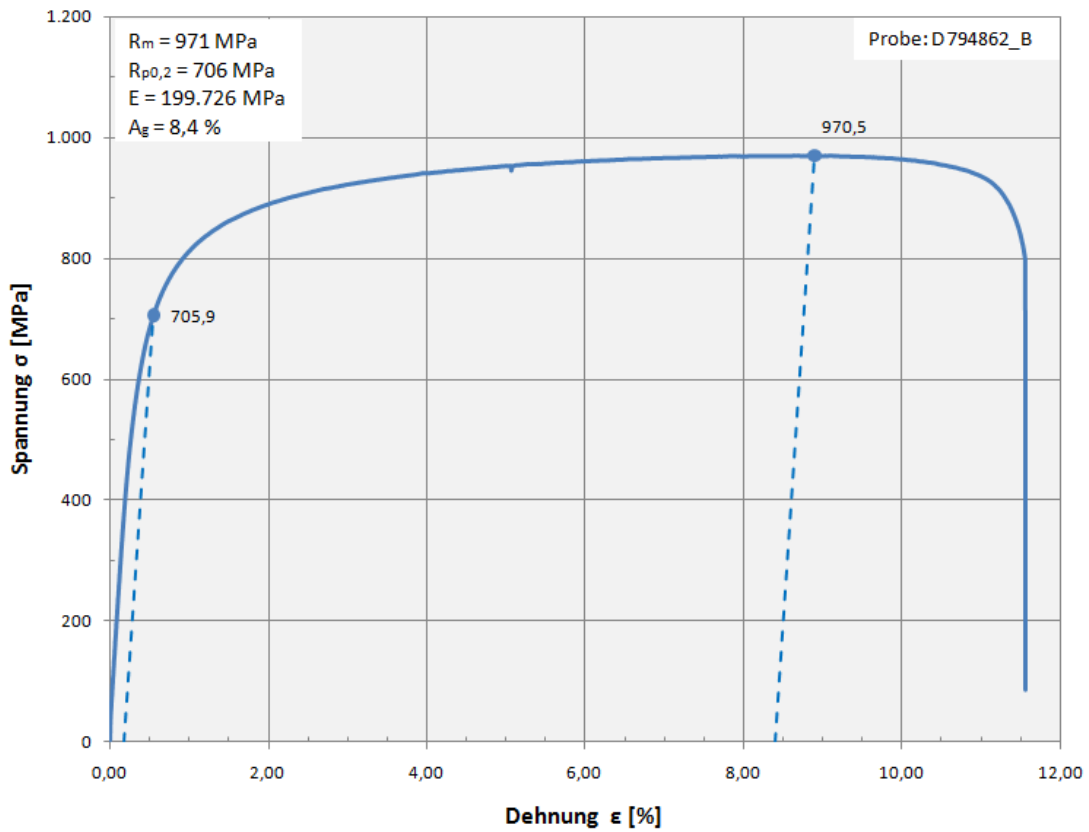
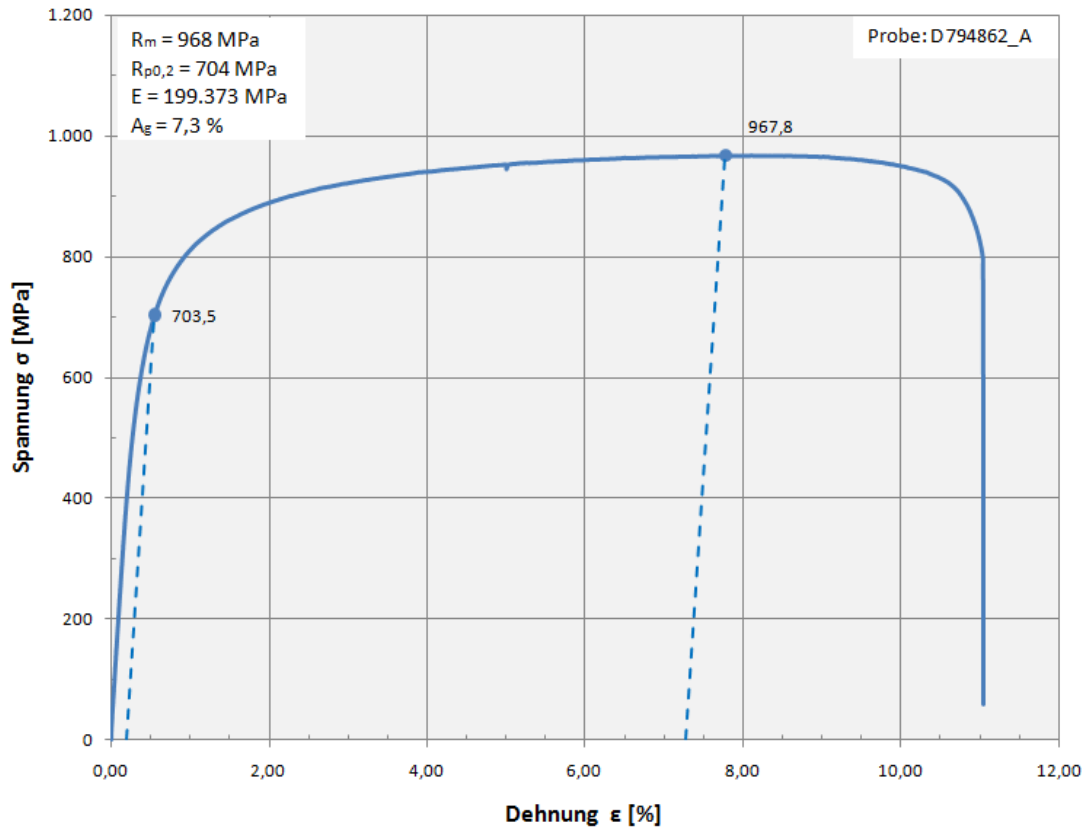
(2-1) Wärmemenge Q	15
(2-2) Zugfestigkeit R_m	24
(2-3) Streckgrenze R_e	24
(2-4) 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	24
(2-5) Bruchdehnung A	24
(2-6) Brucheinschnürung Z	24
(2-7) Elastizitätsmodul E	25
(2-8) Technische Spannung σ	25
(2-9) Wahre Spannung σ_w	25
(2-10) Umformgrad φ	25
(2-11) Dehnung ε	25
(2-12) Wahre Dehnung φ	25
(2-13) Spannung σ	26
(2-14) Dehnung ε	26
(2-15) Hooke'sches Gesetz	26
(2-16) Vickers-Härte HV	29

(4-1) Querhauptgeschwindigkeit v	58
(4-2) Gesamtlänge der Flachzugprobe l_{ges}	60
(4-3) Zugkraft F_z	67
(4-4) Spannung an der Gleeble-Probe	68
(4-5) Dehnung an der Gleeble-Probe	68
(4-6) Ergebnisvergleich-Gleichung $R_{m_mik_DP}$	95

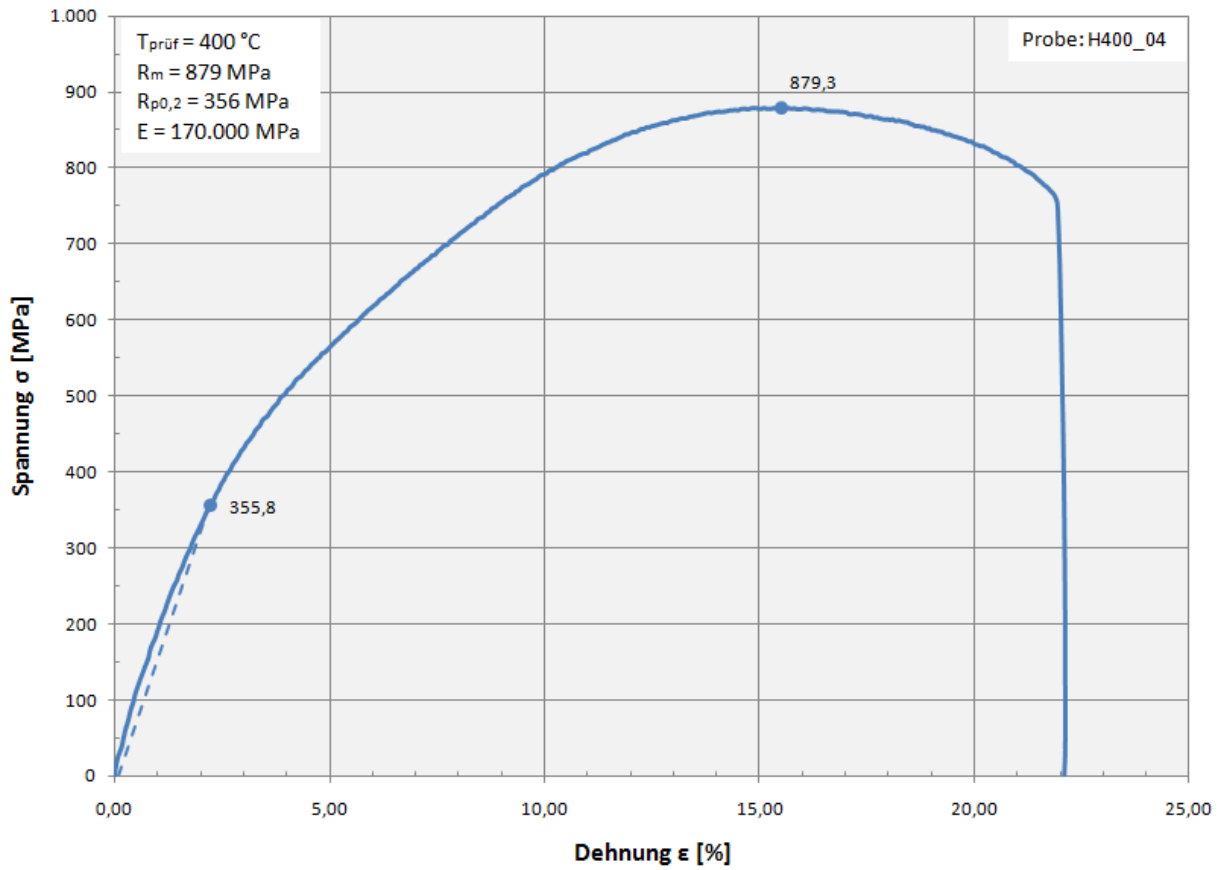
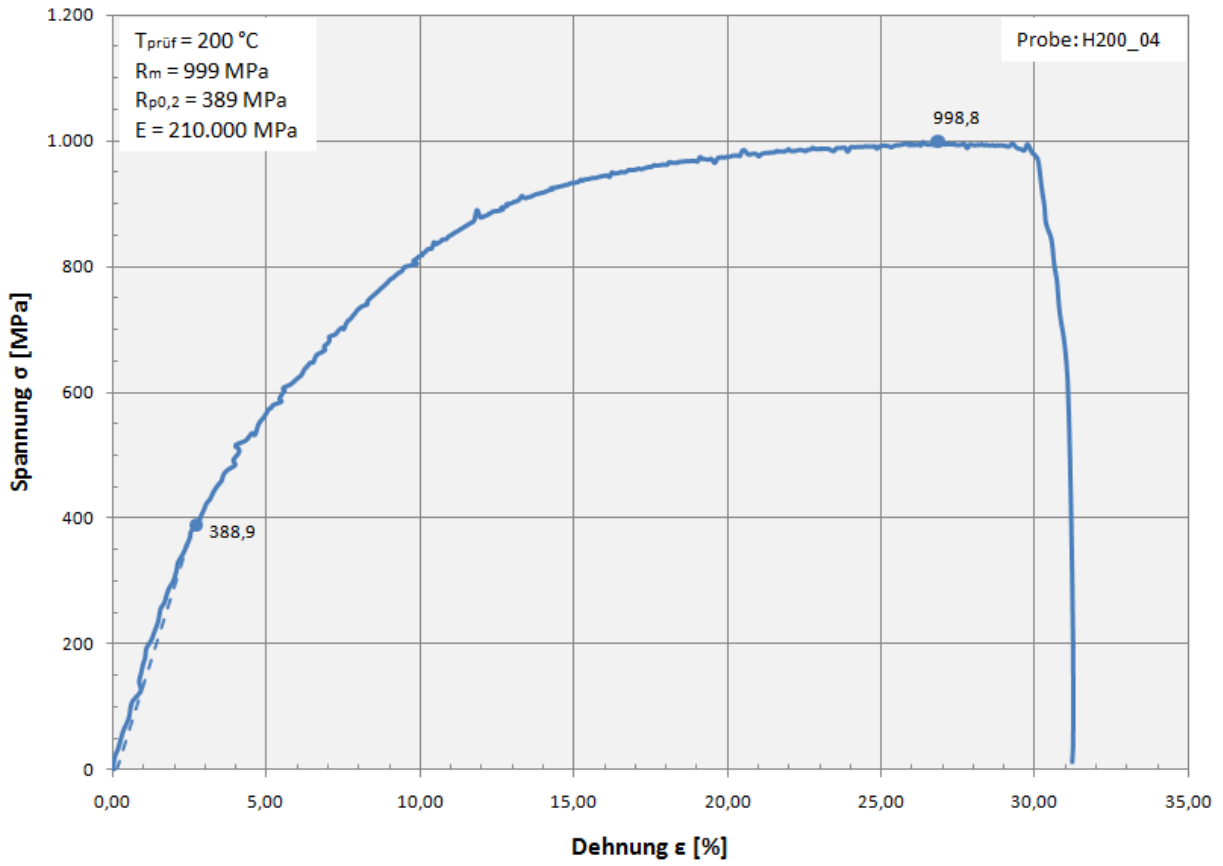
Anhang A: Zugversuche bei Raumtemperatur

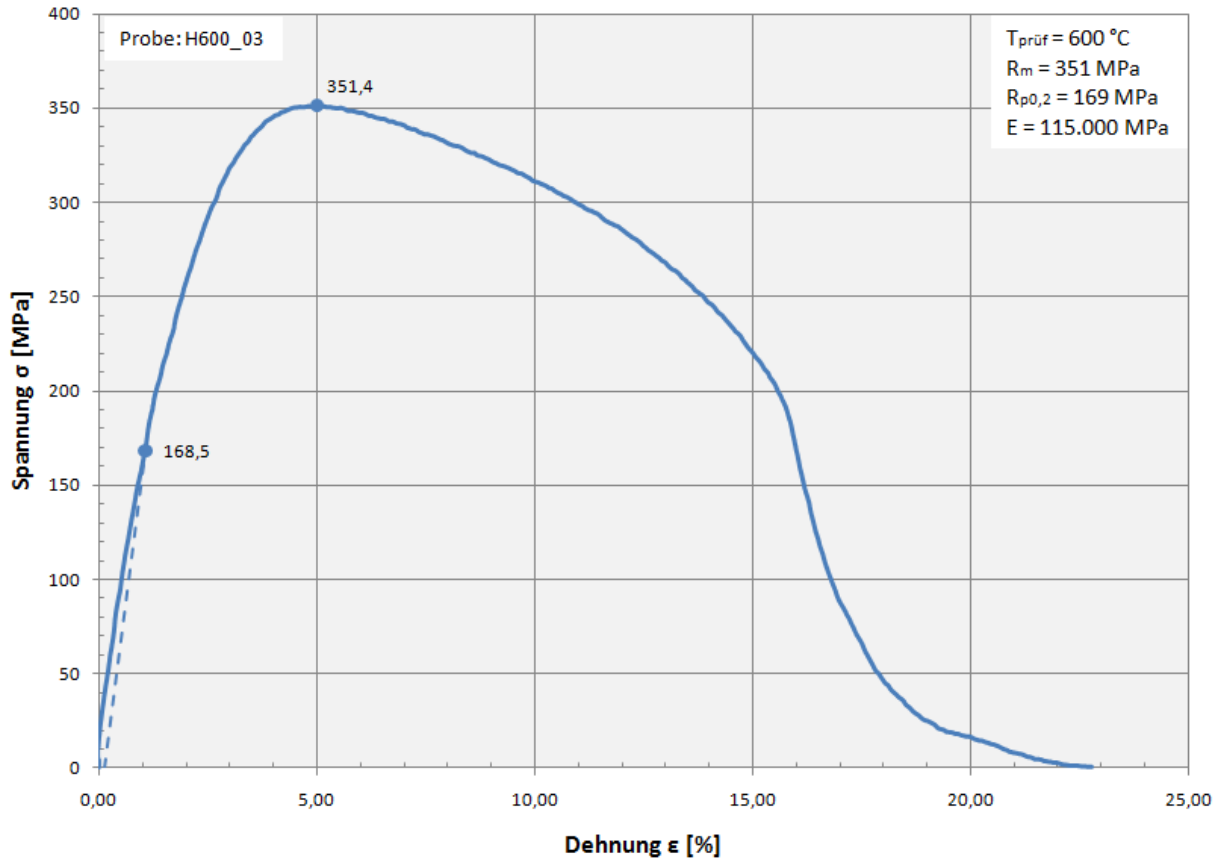
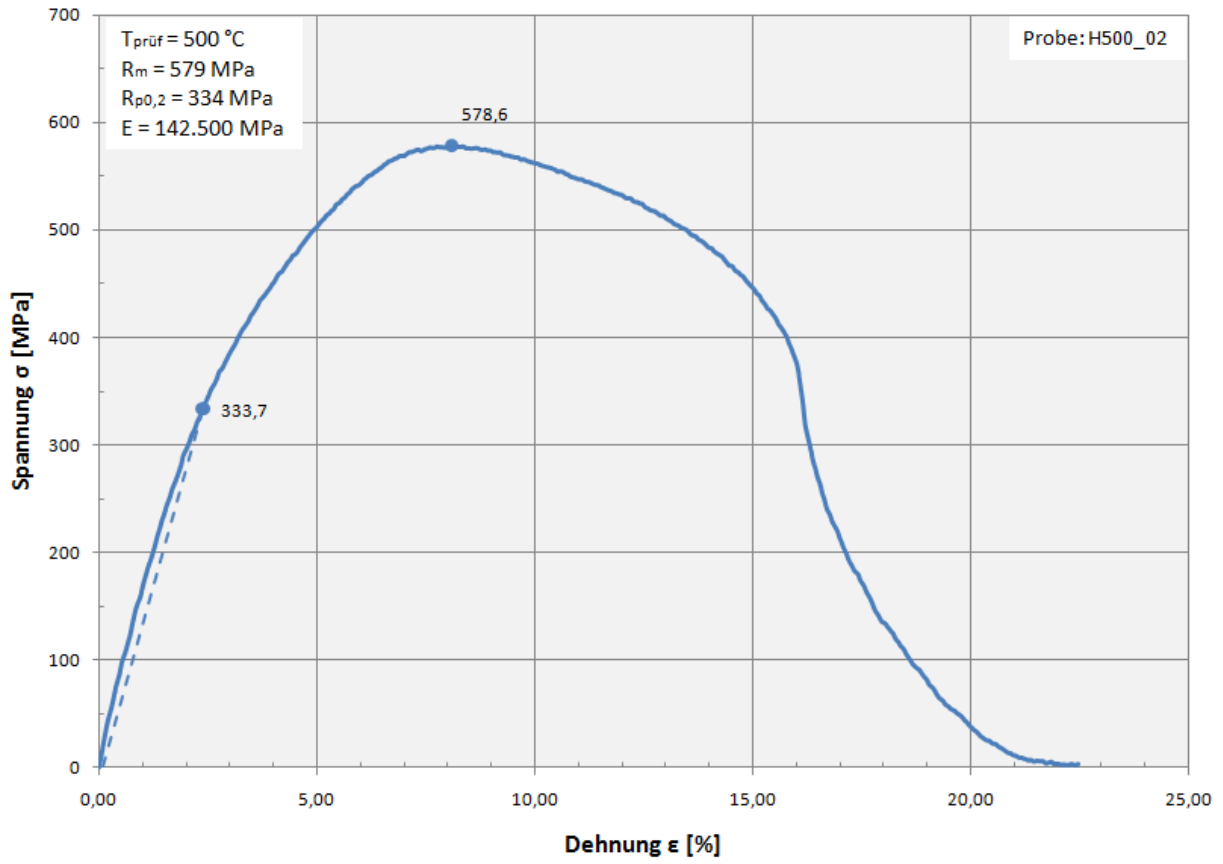


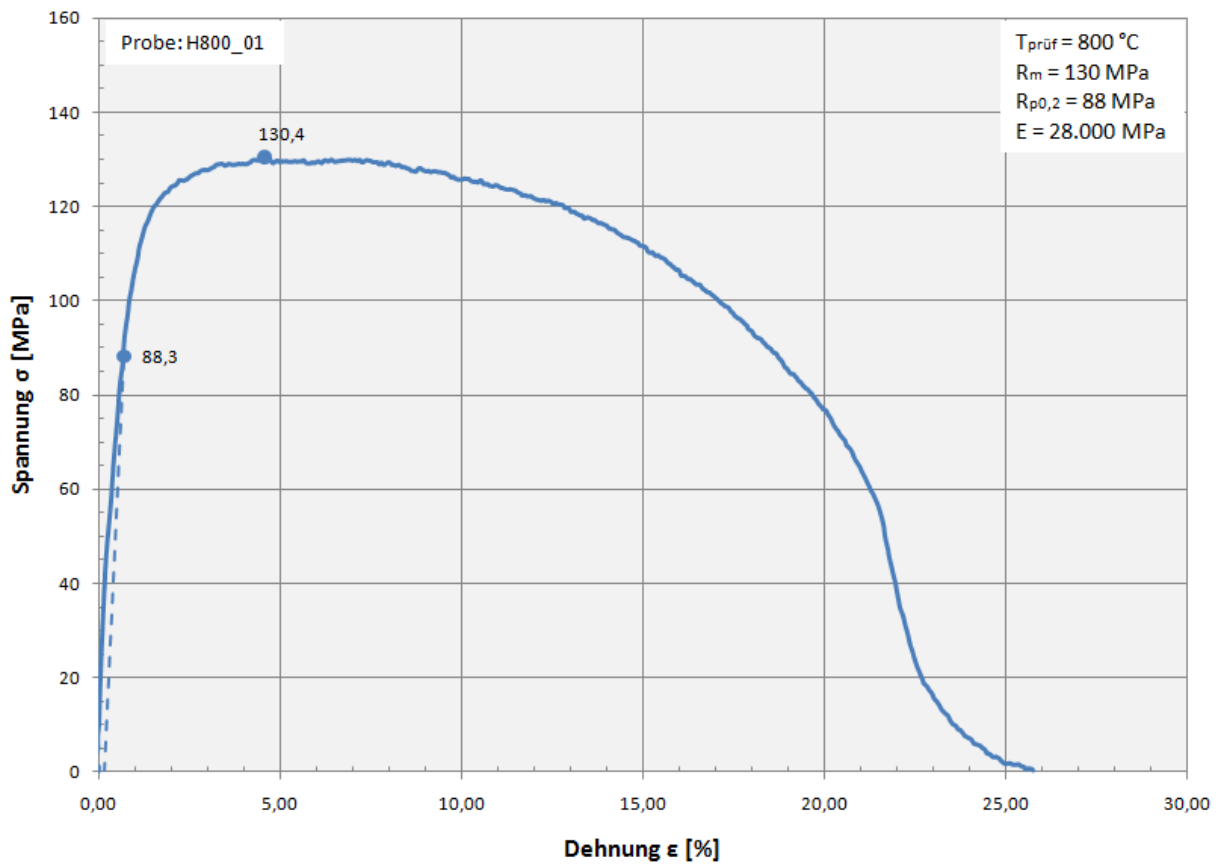
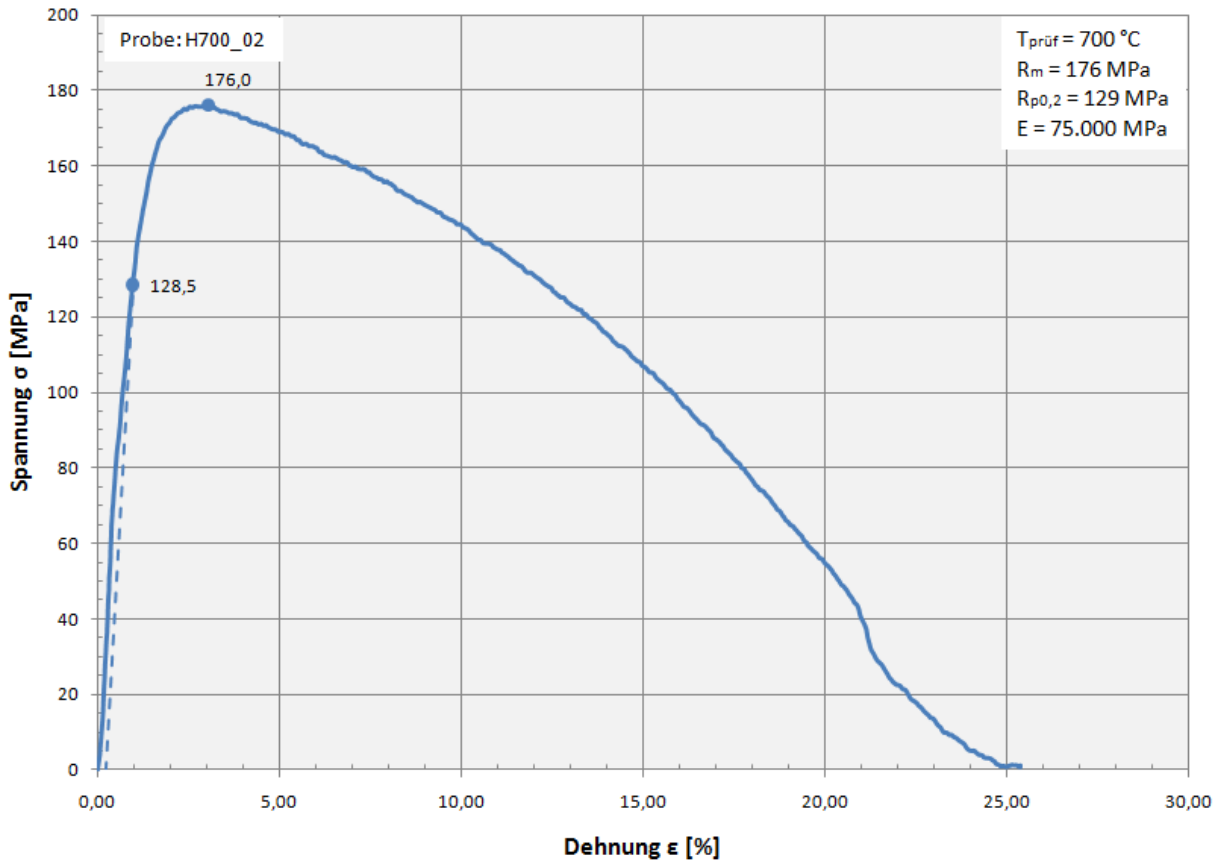


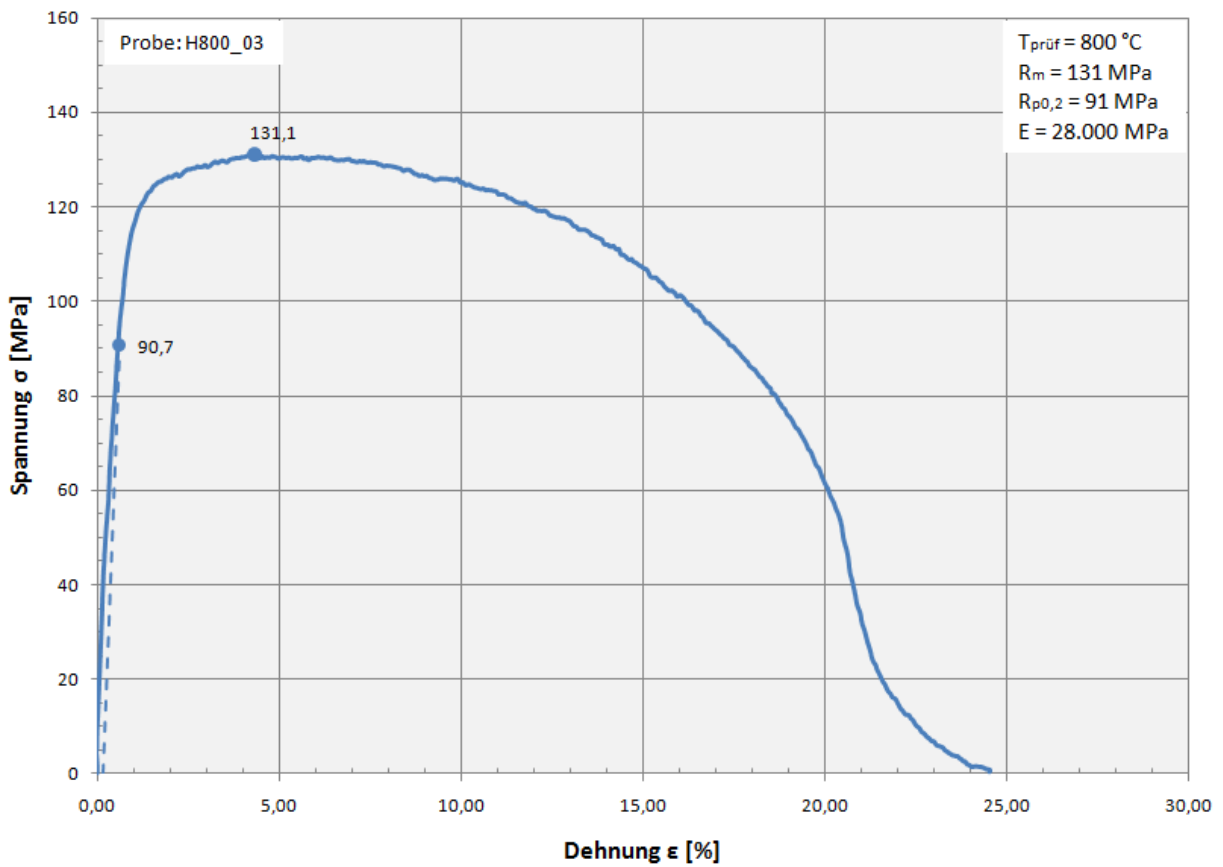
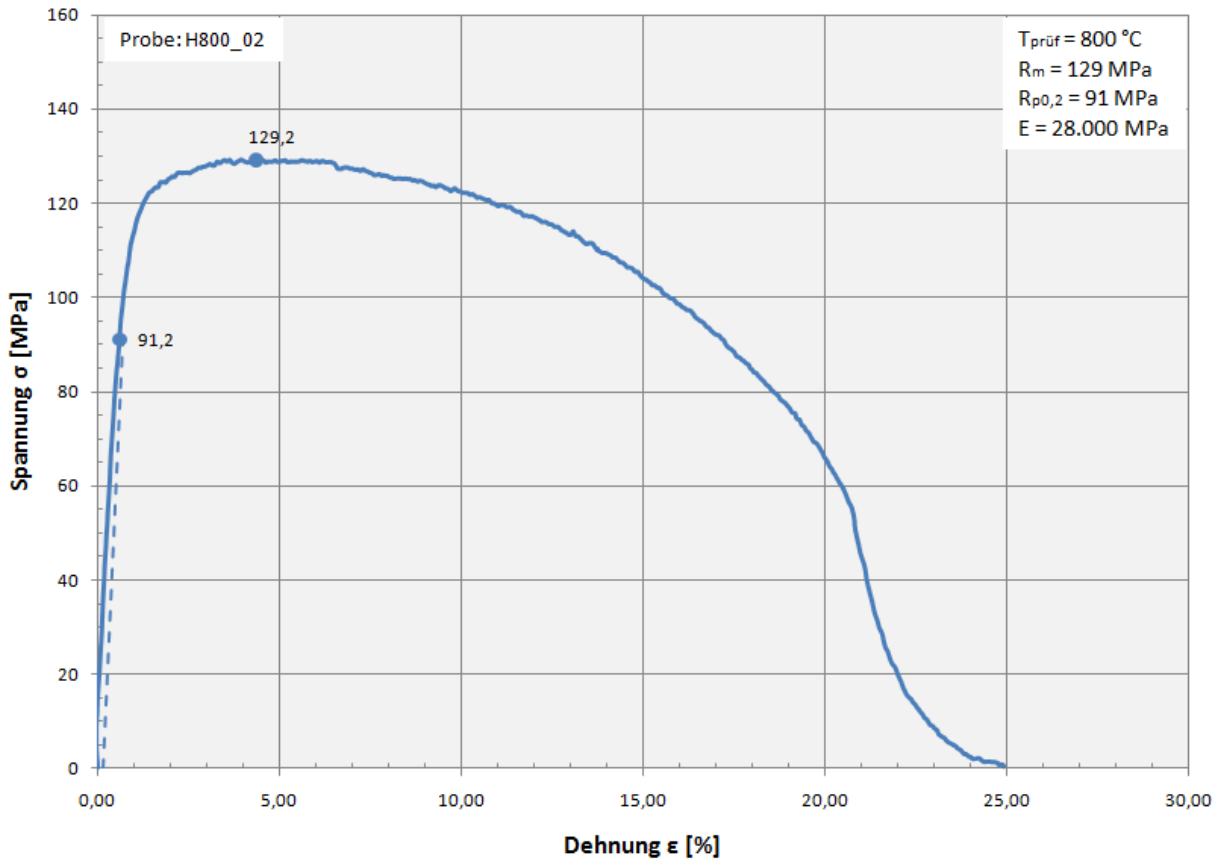


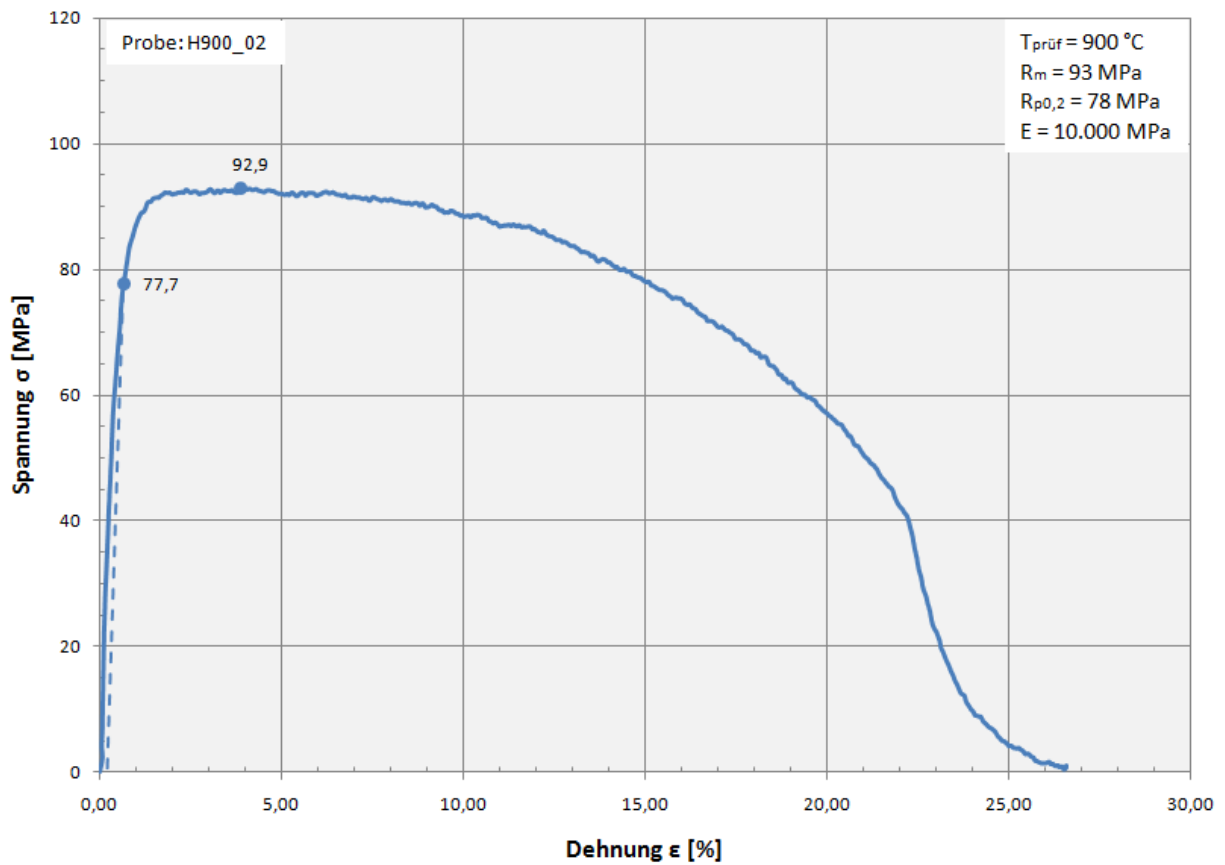
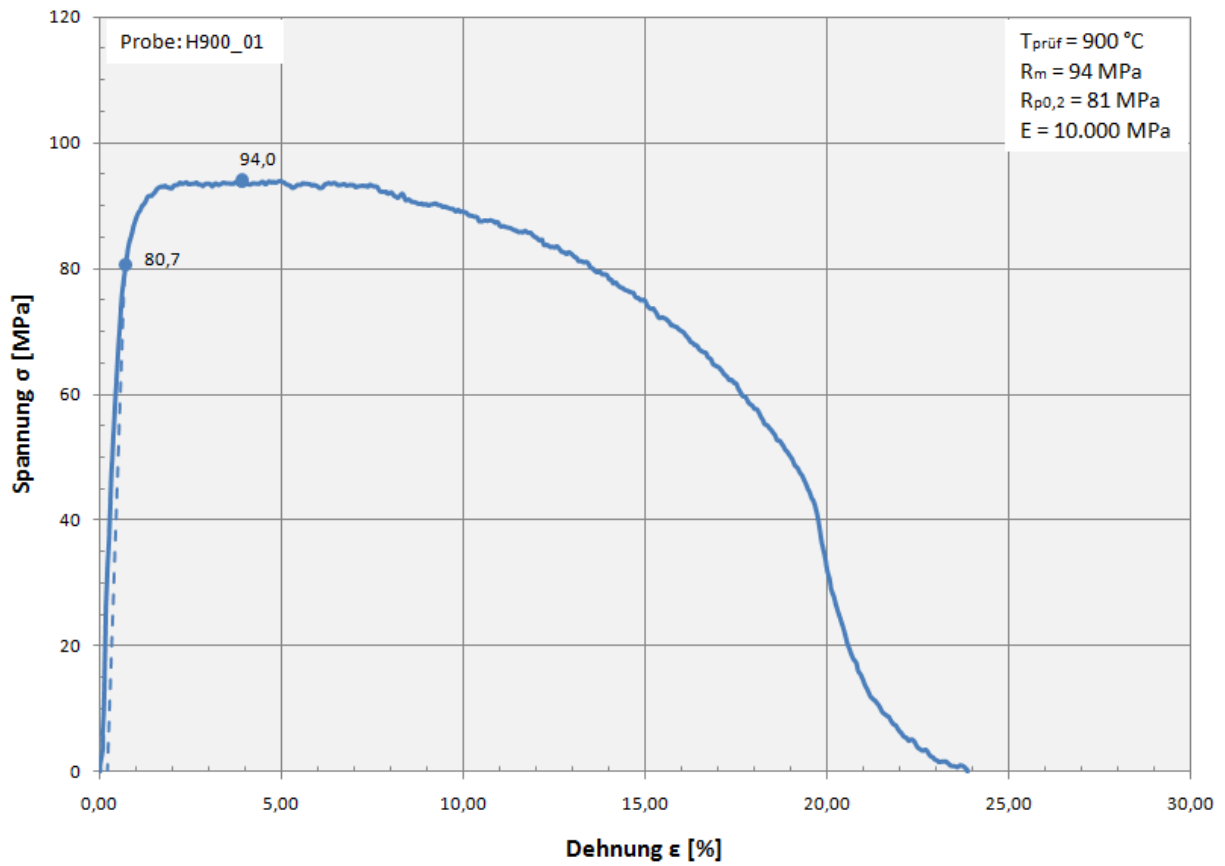
Anhang B: Warmzugversuche mit $v_1=0,12$ mm/s

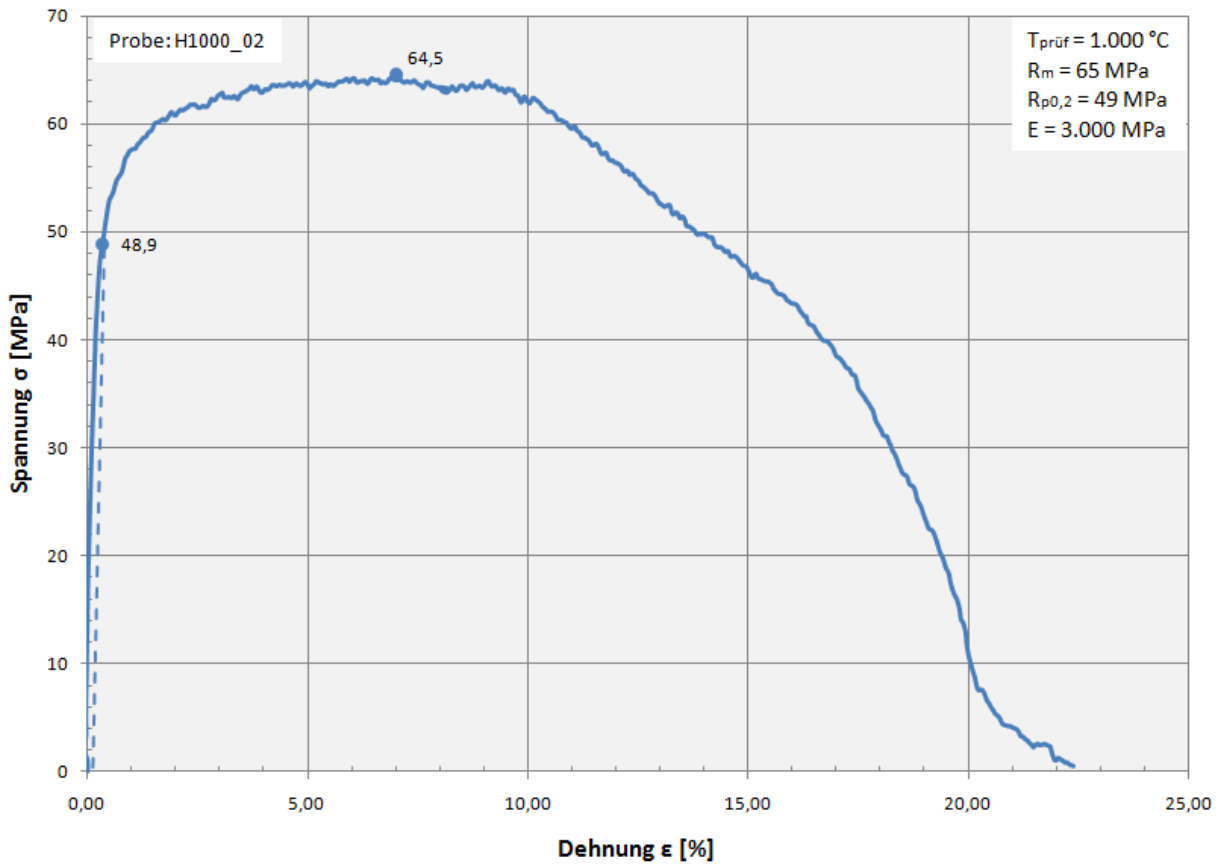
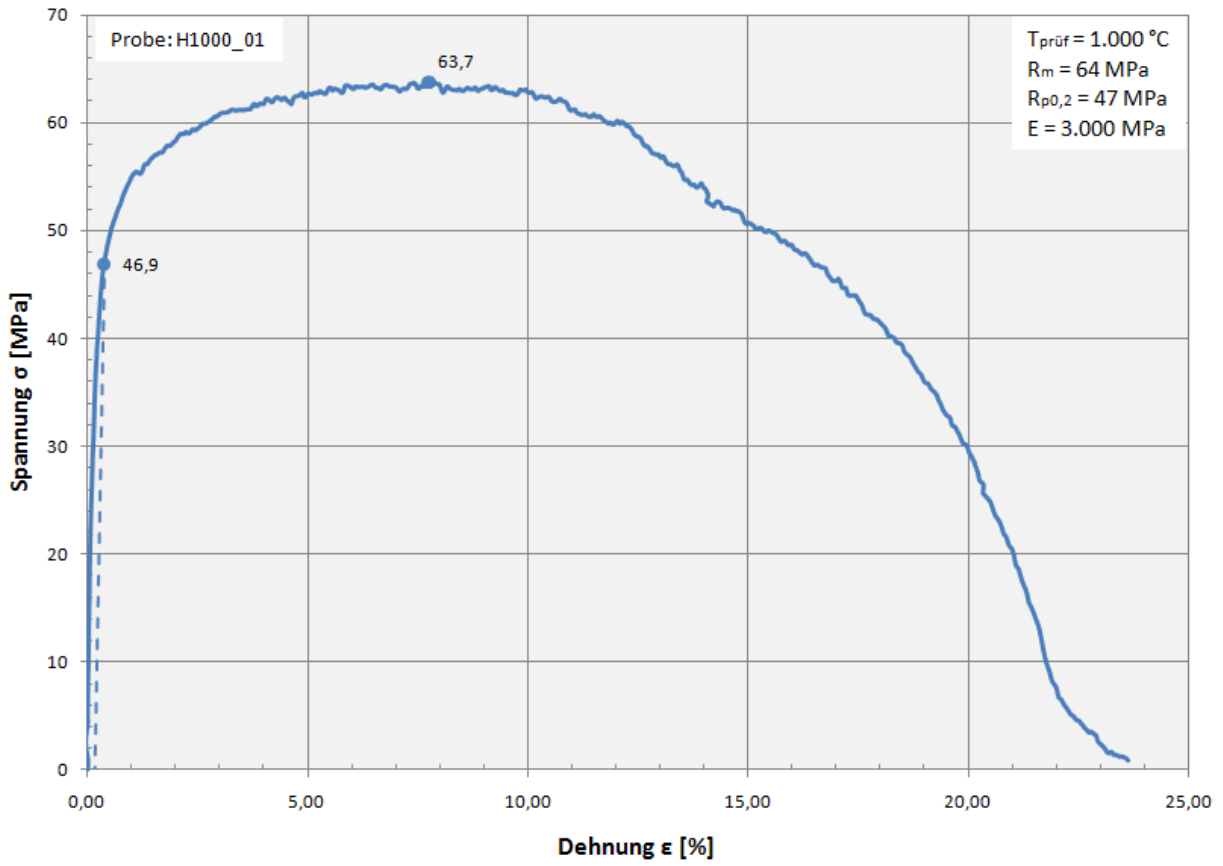


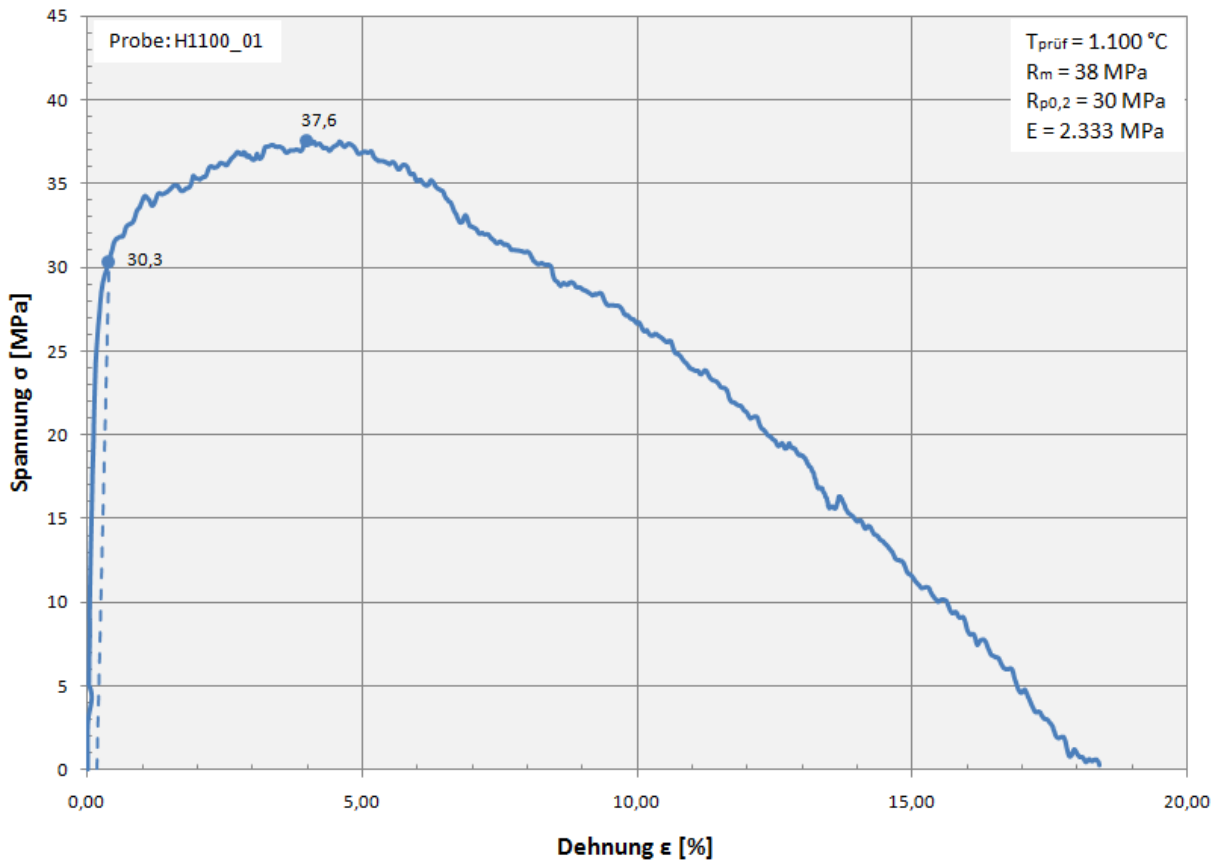
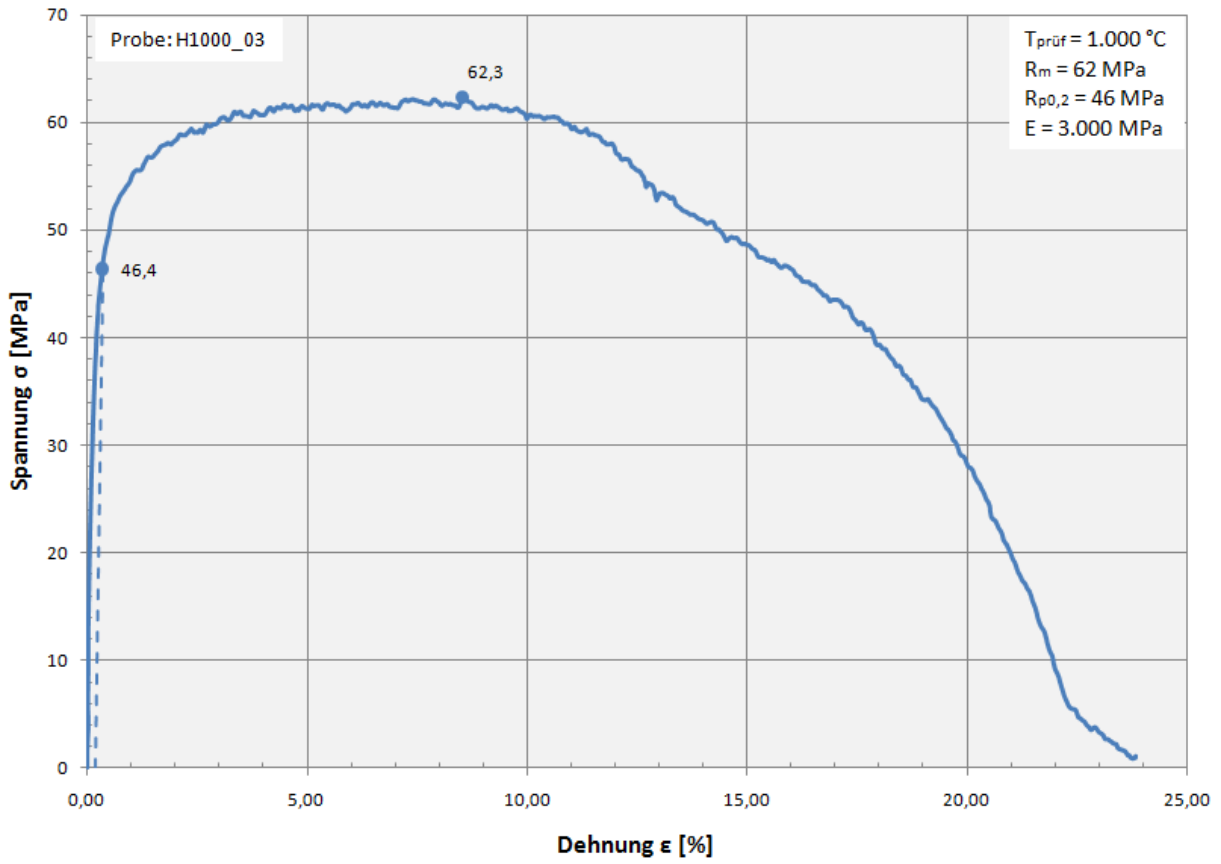


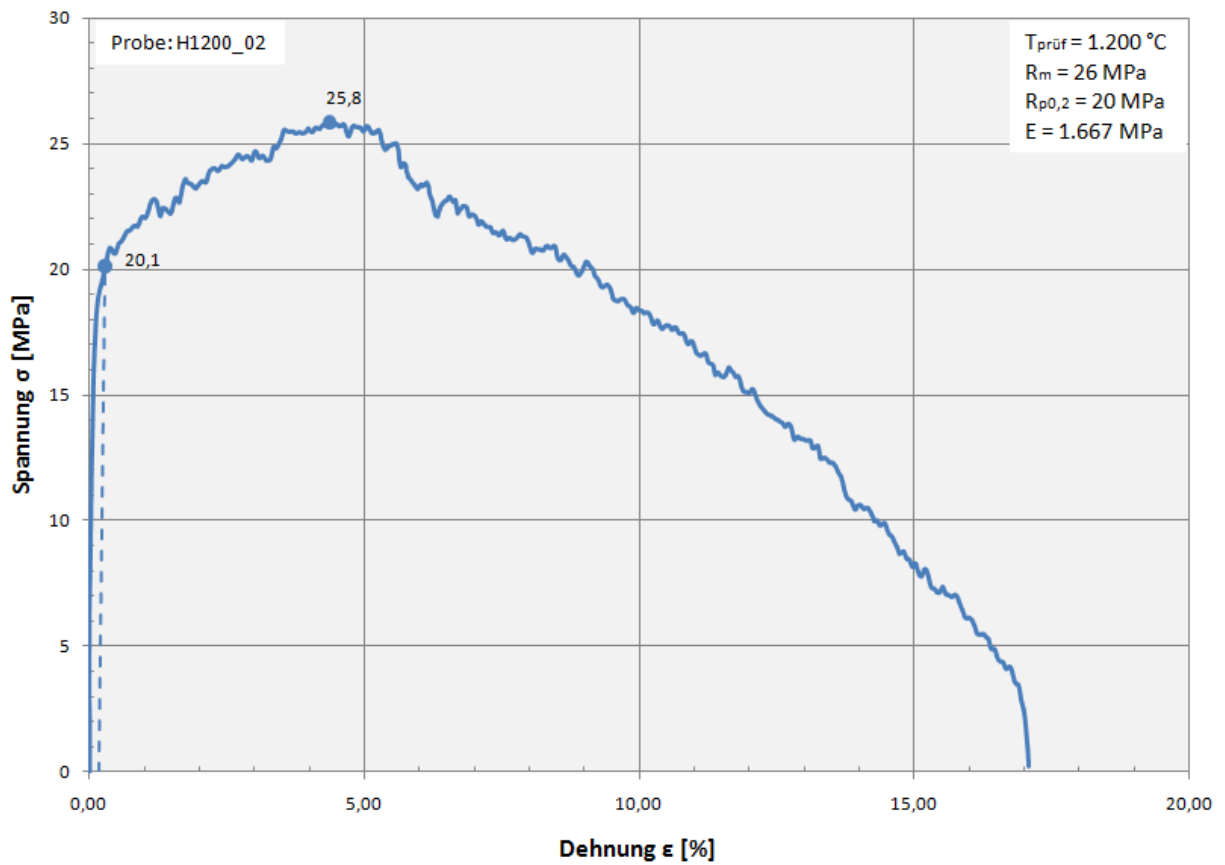
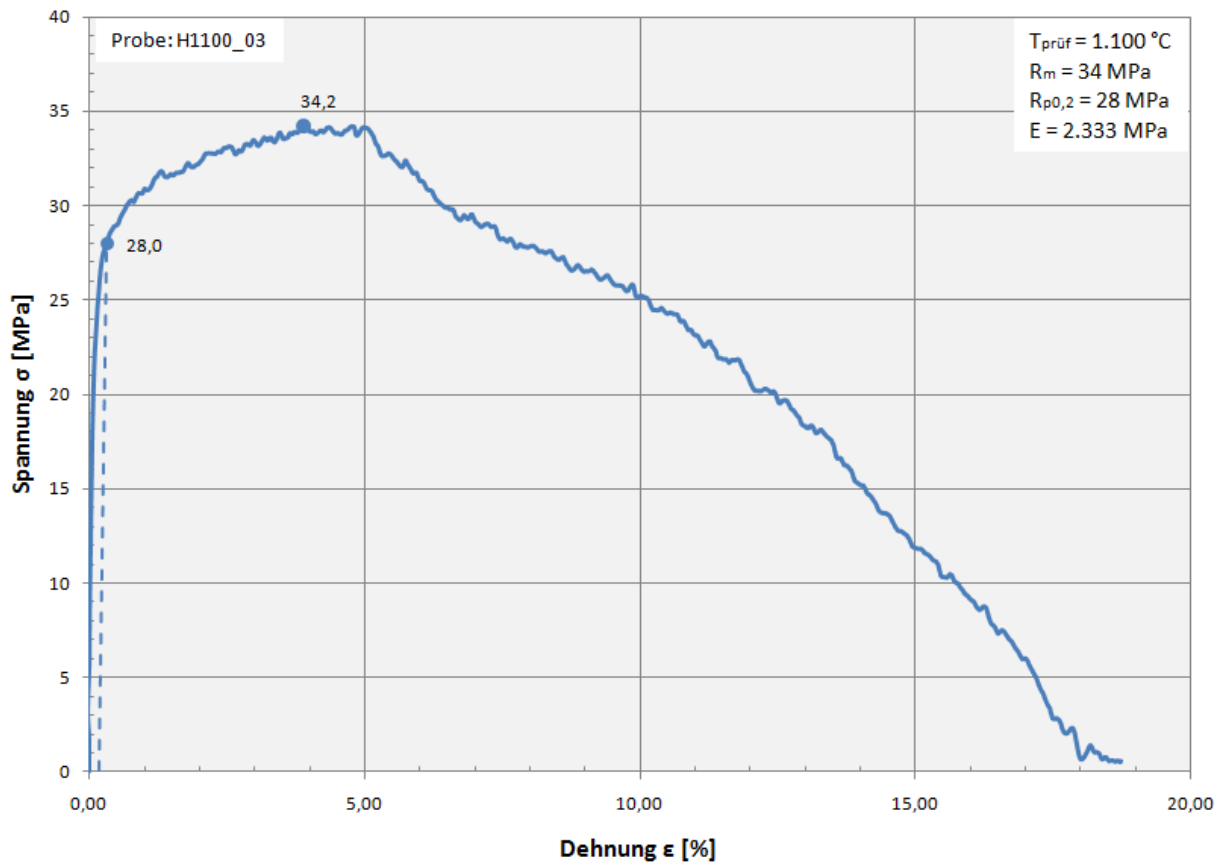


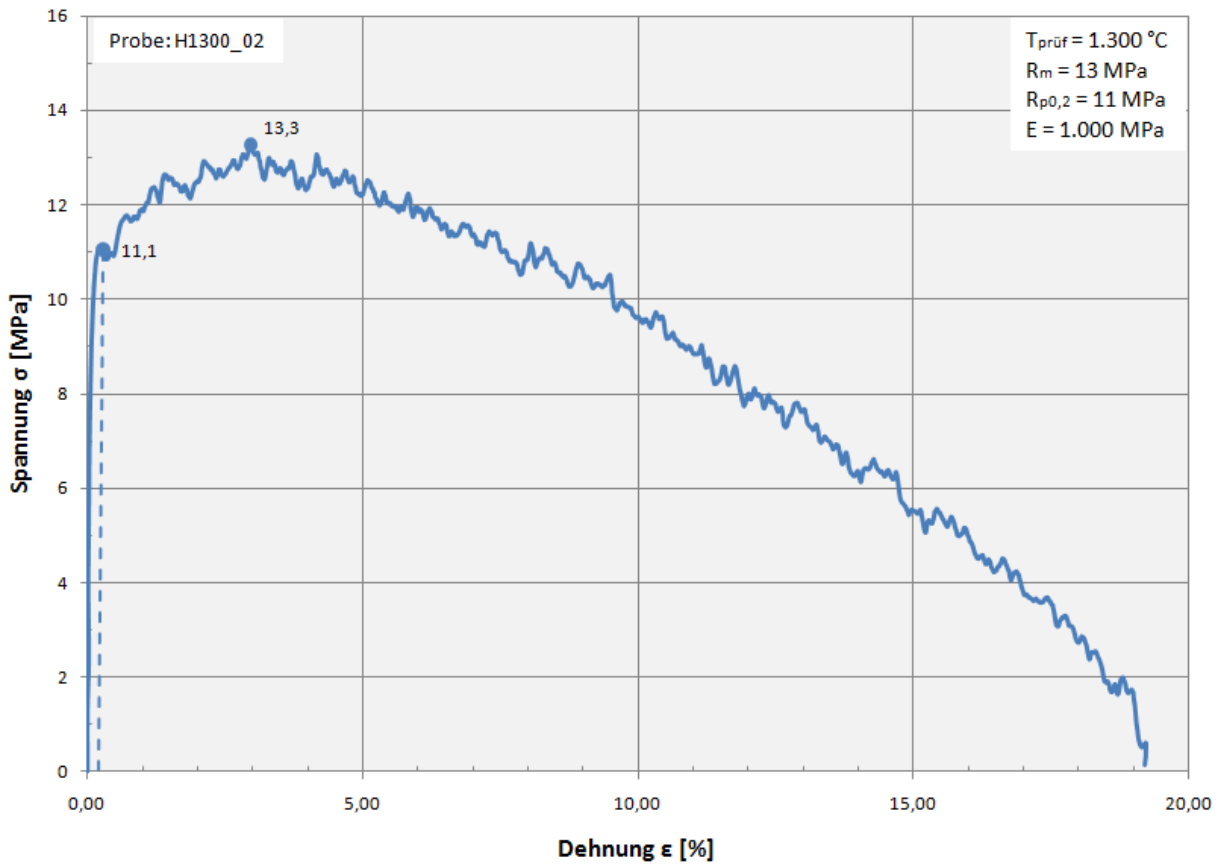
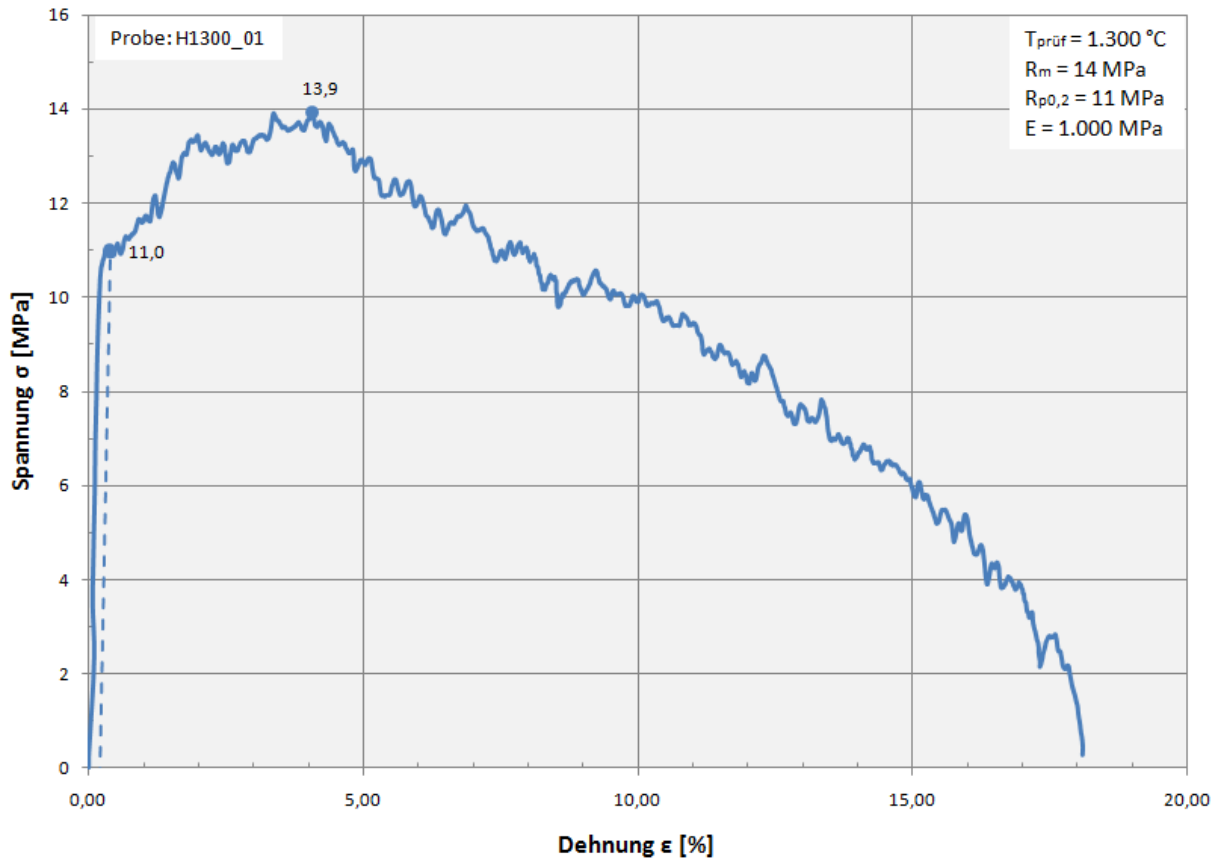




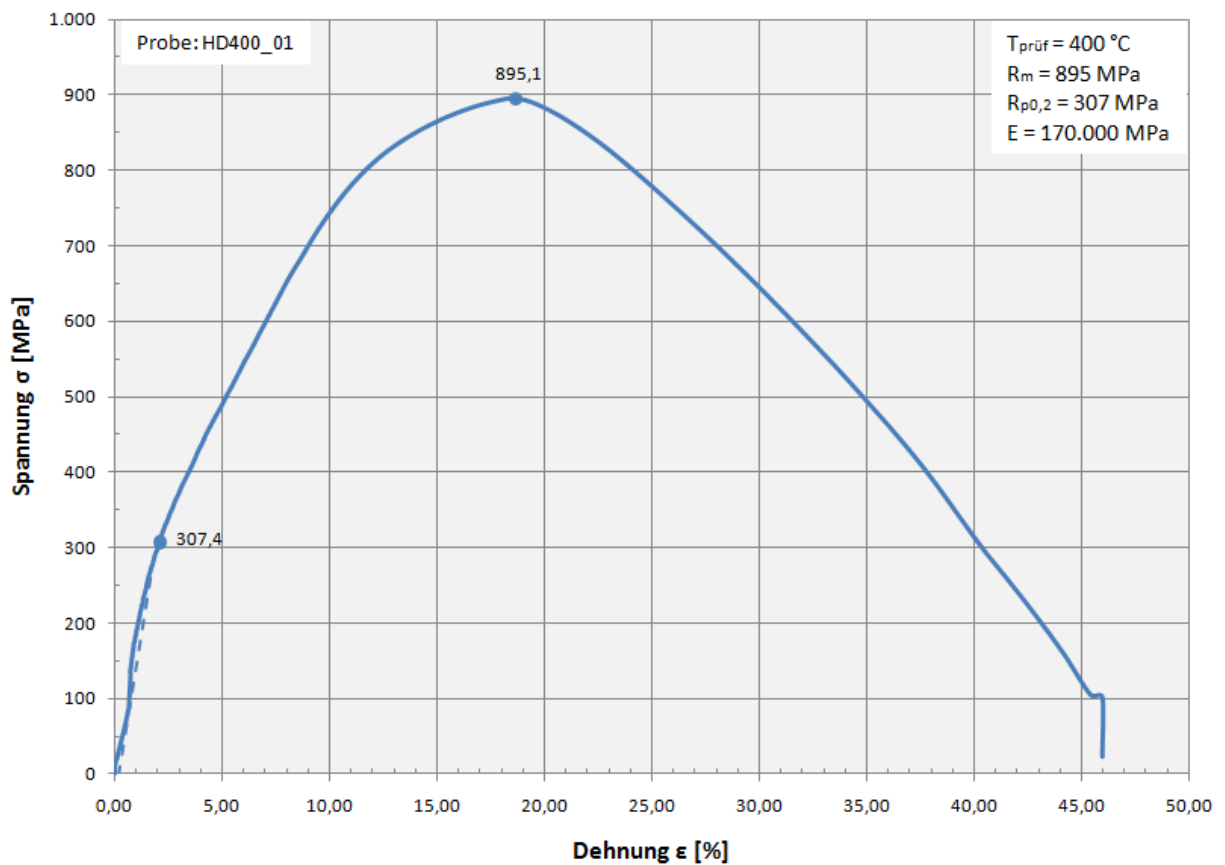
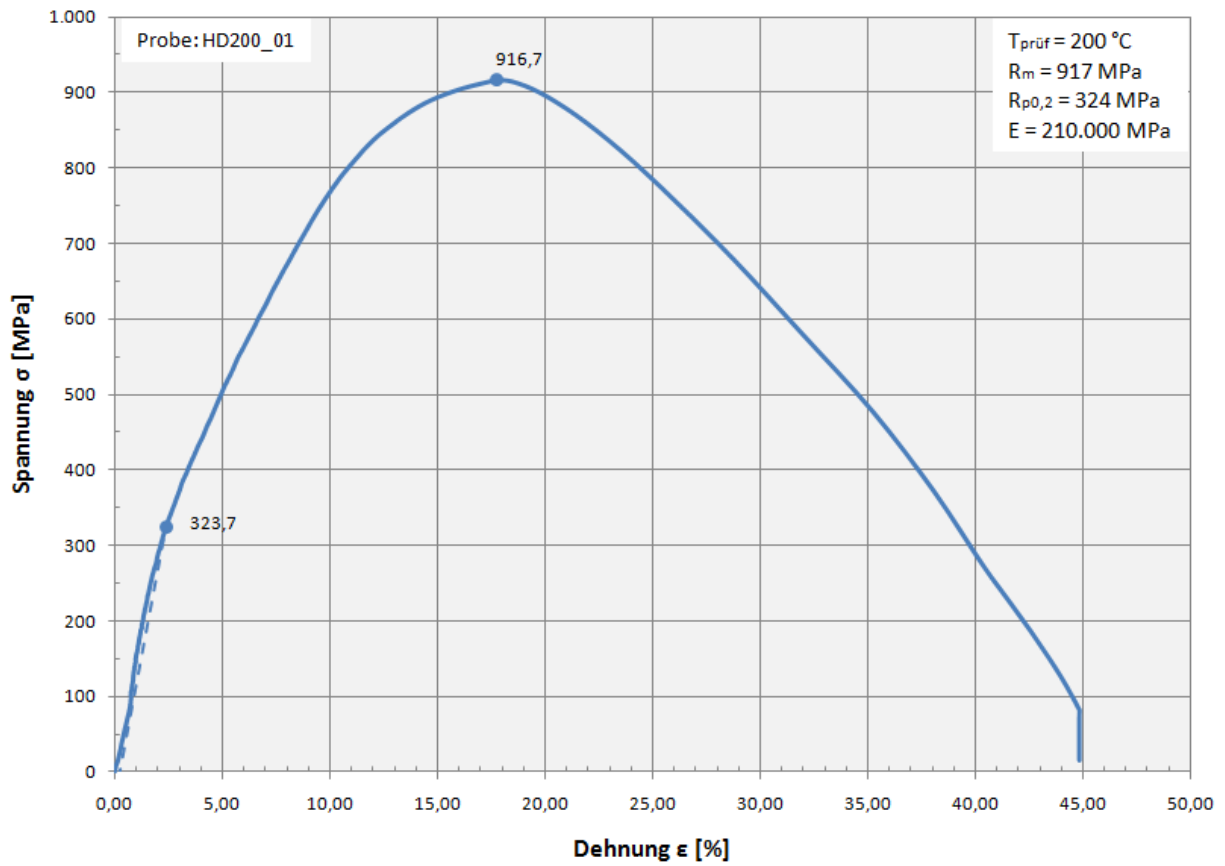


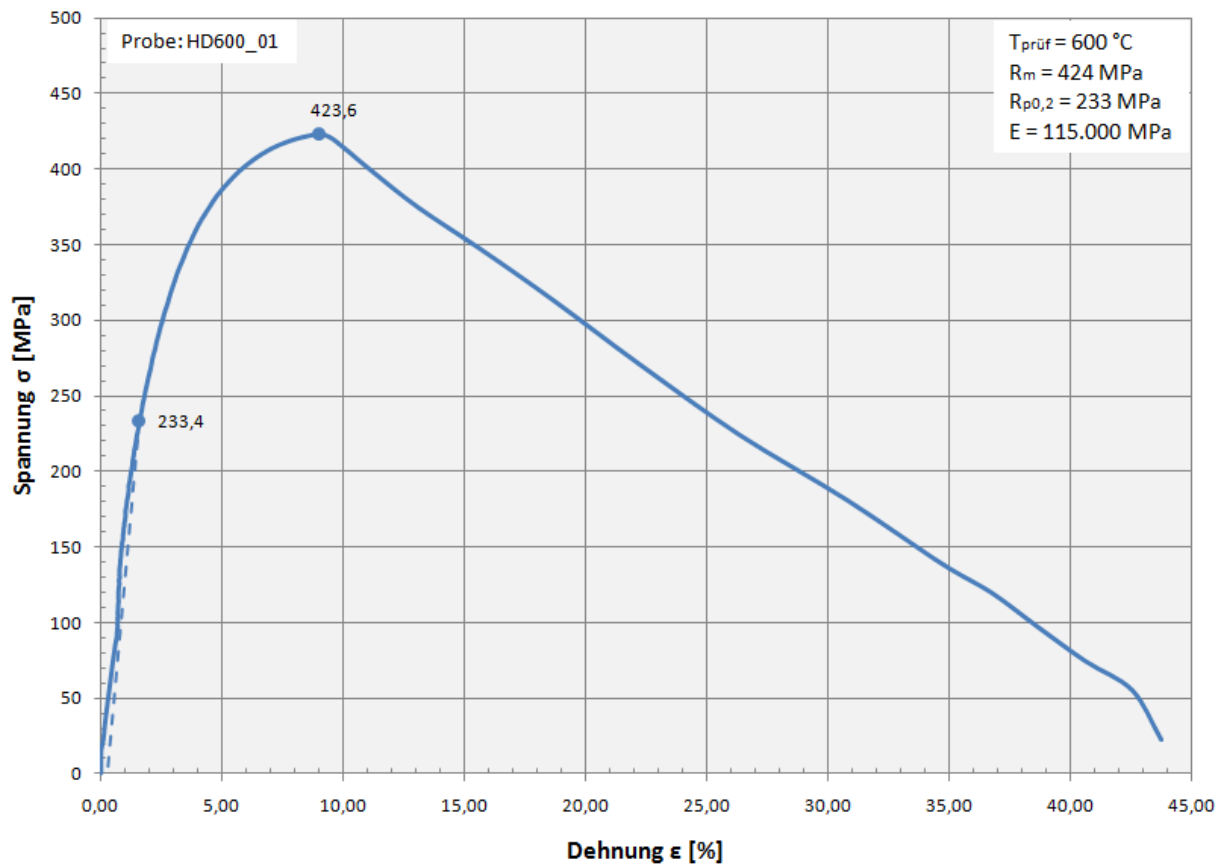
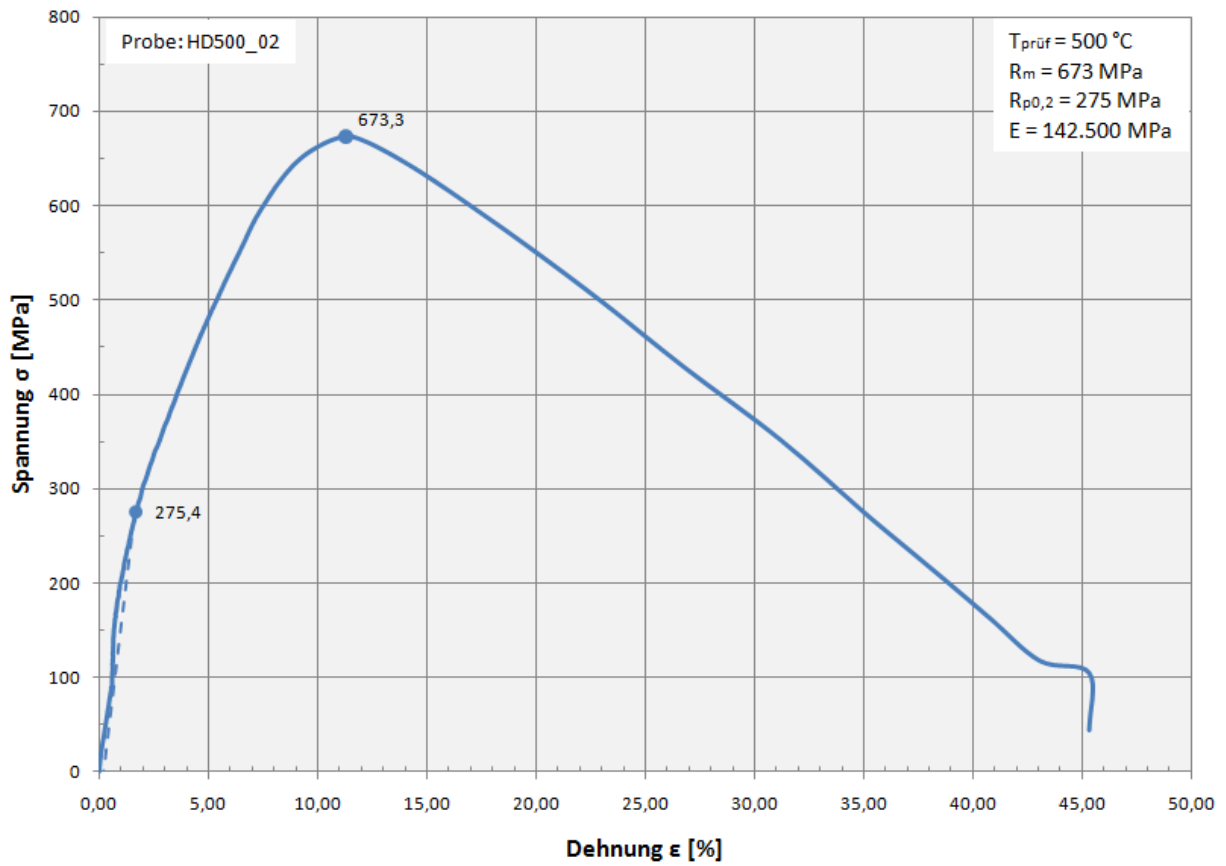


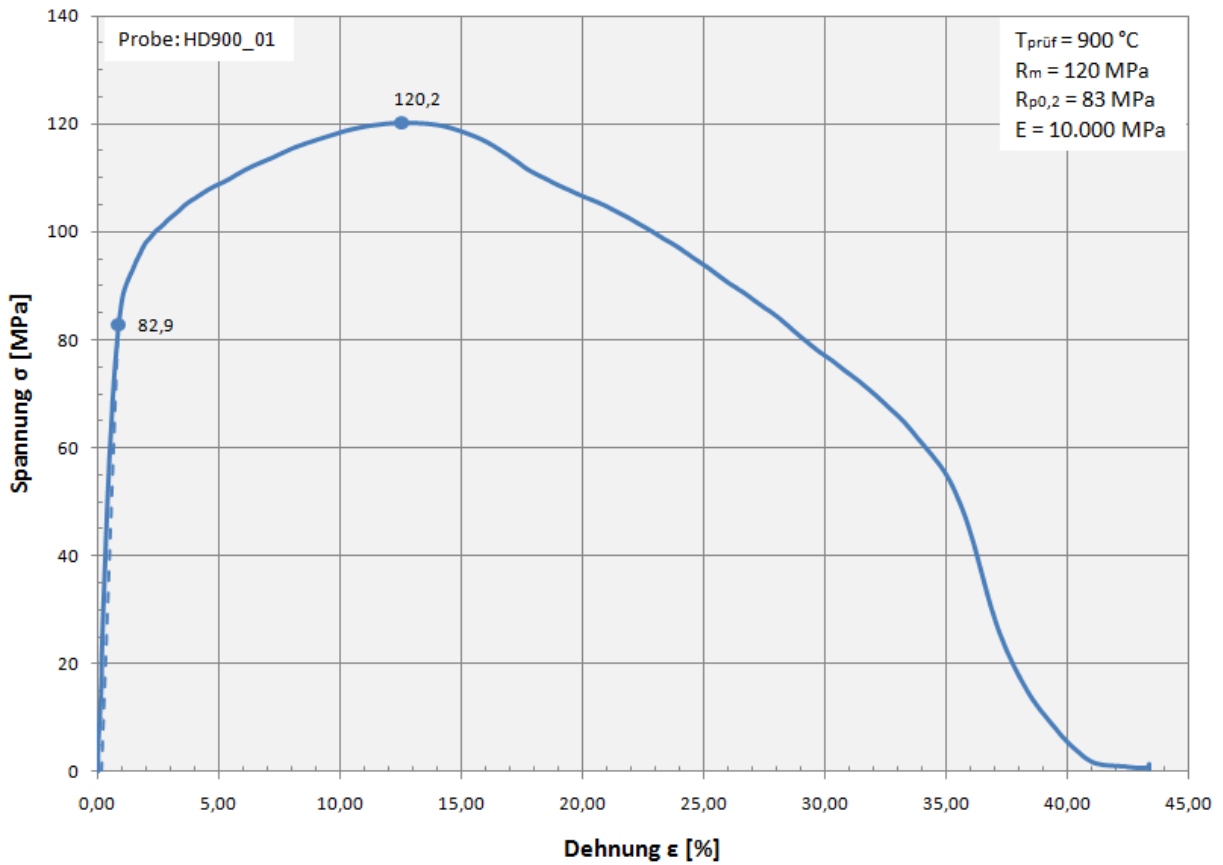
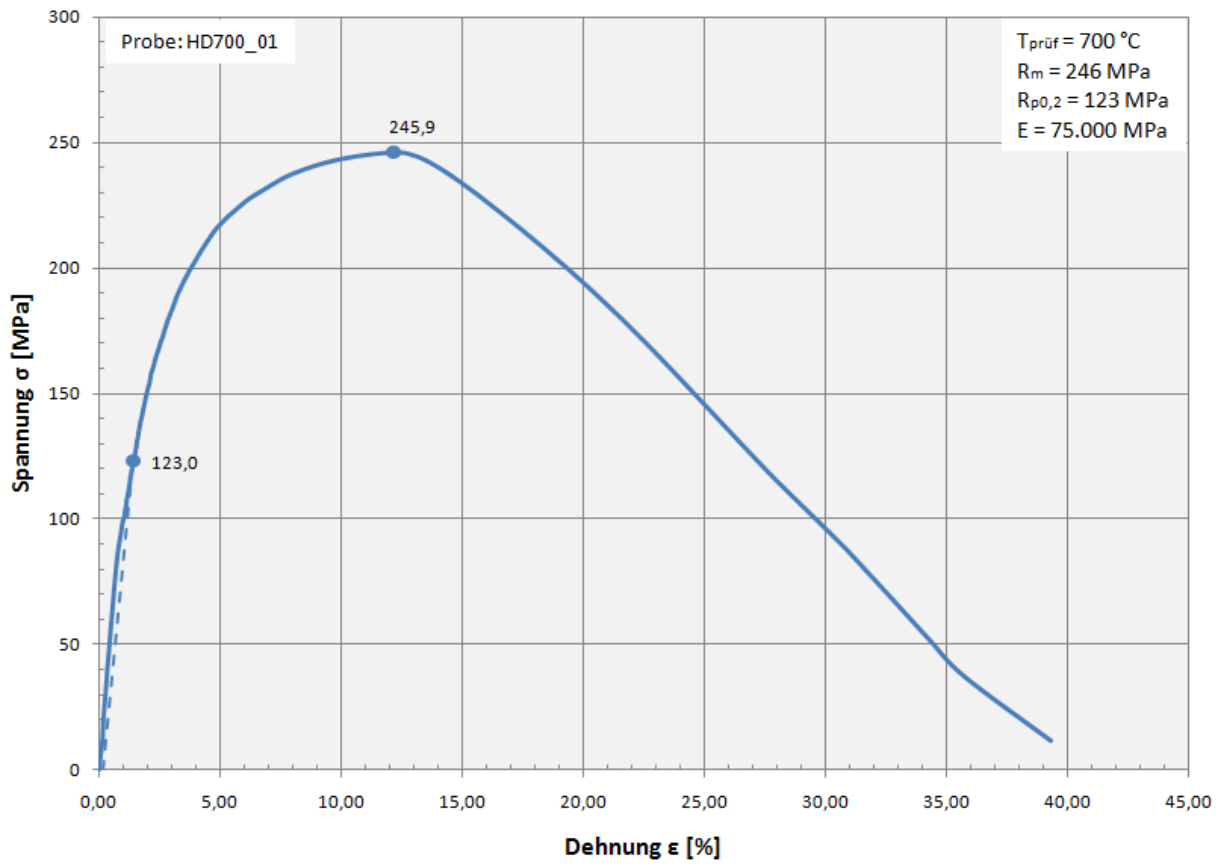


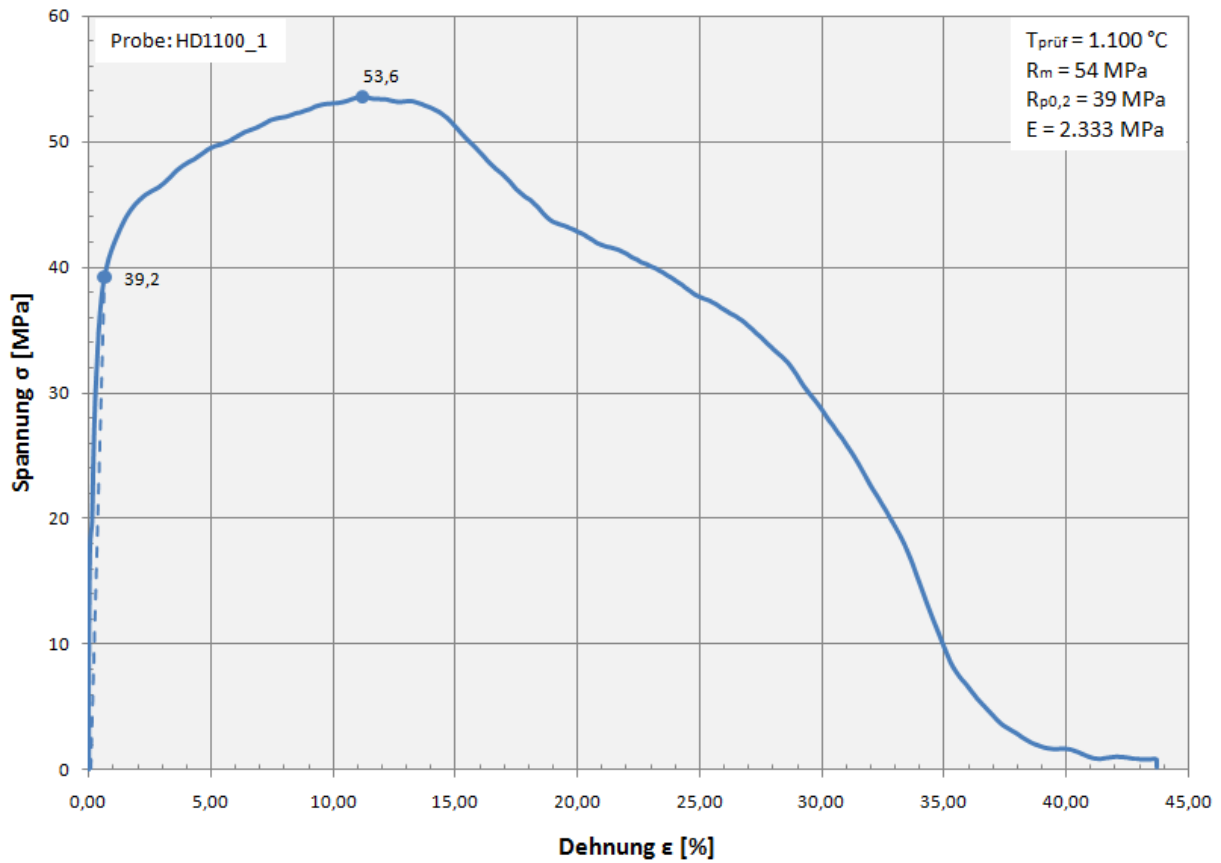
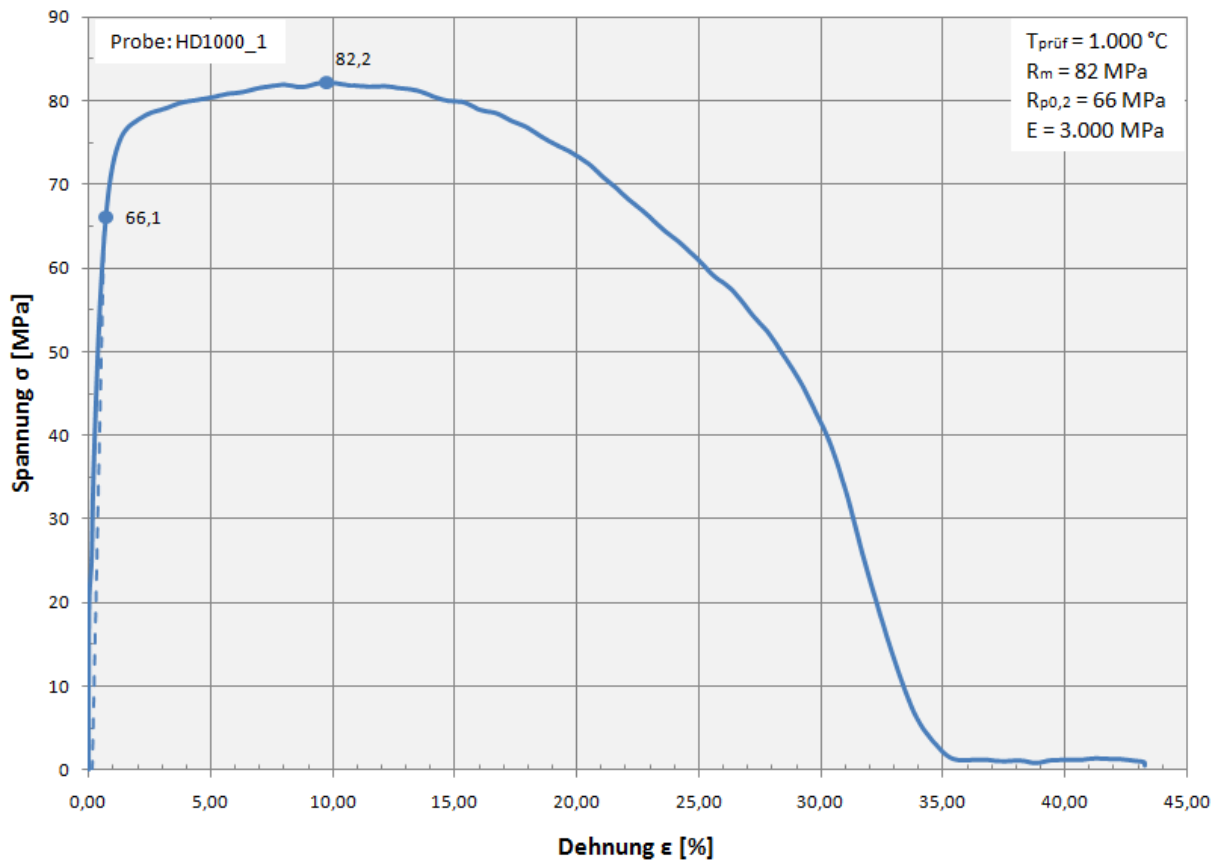


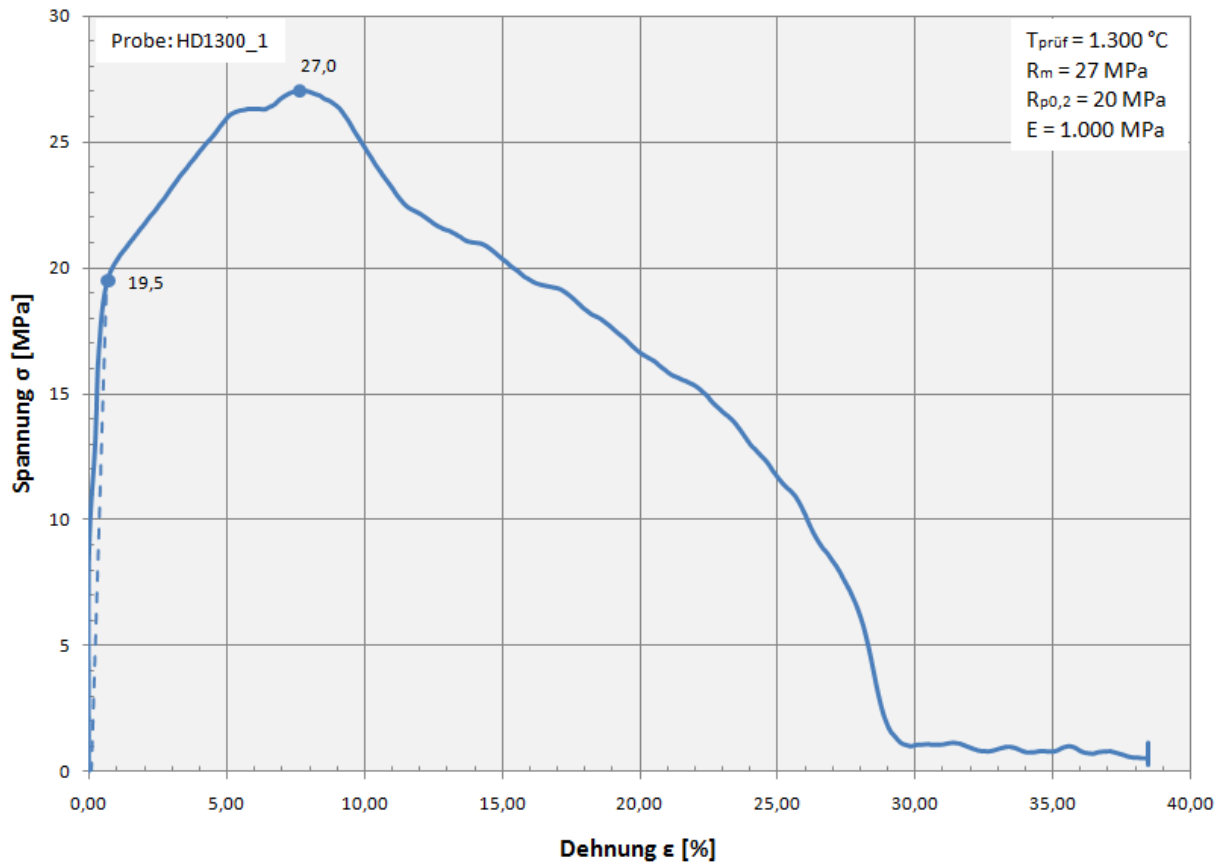
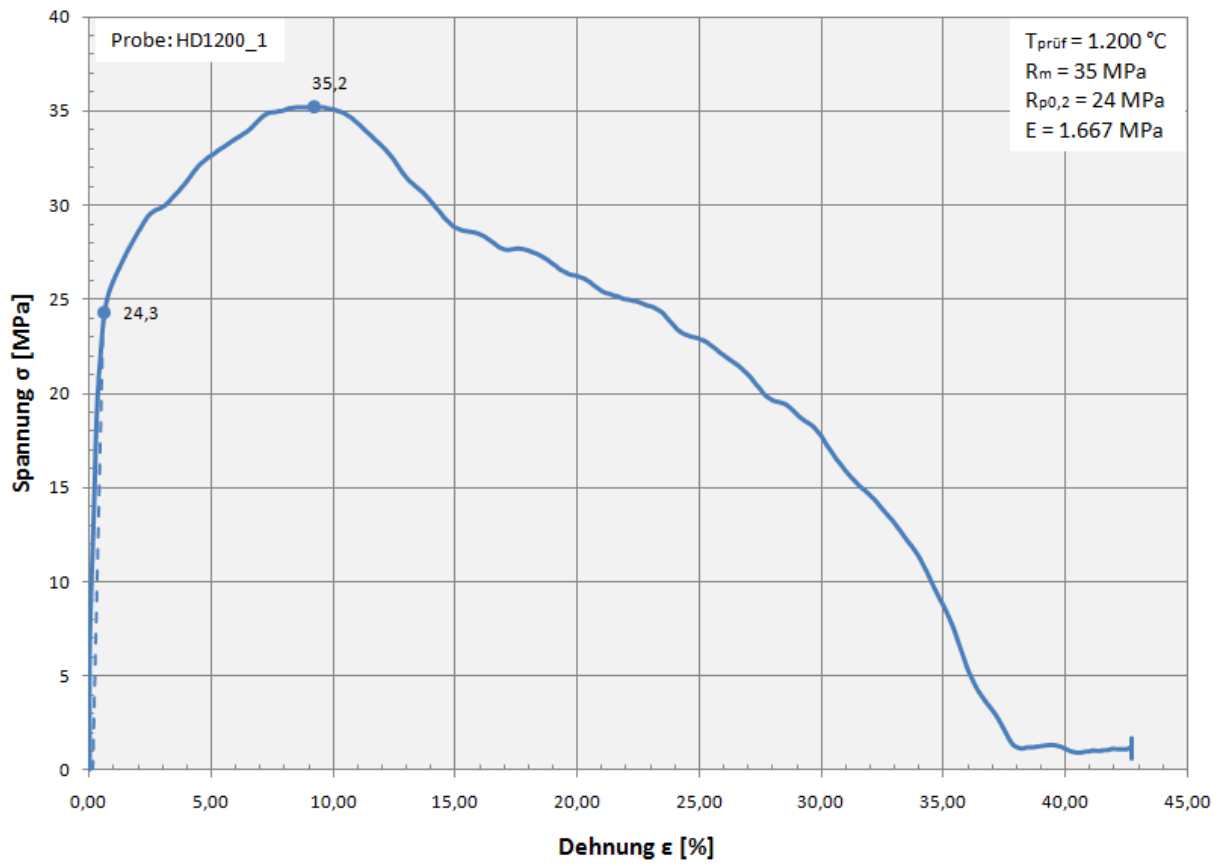
Anhang C: Warmzugversuche mit $v_2=1,2$ mm/s



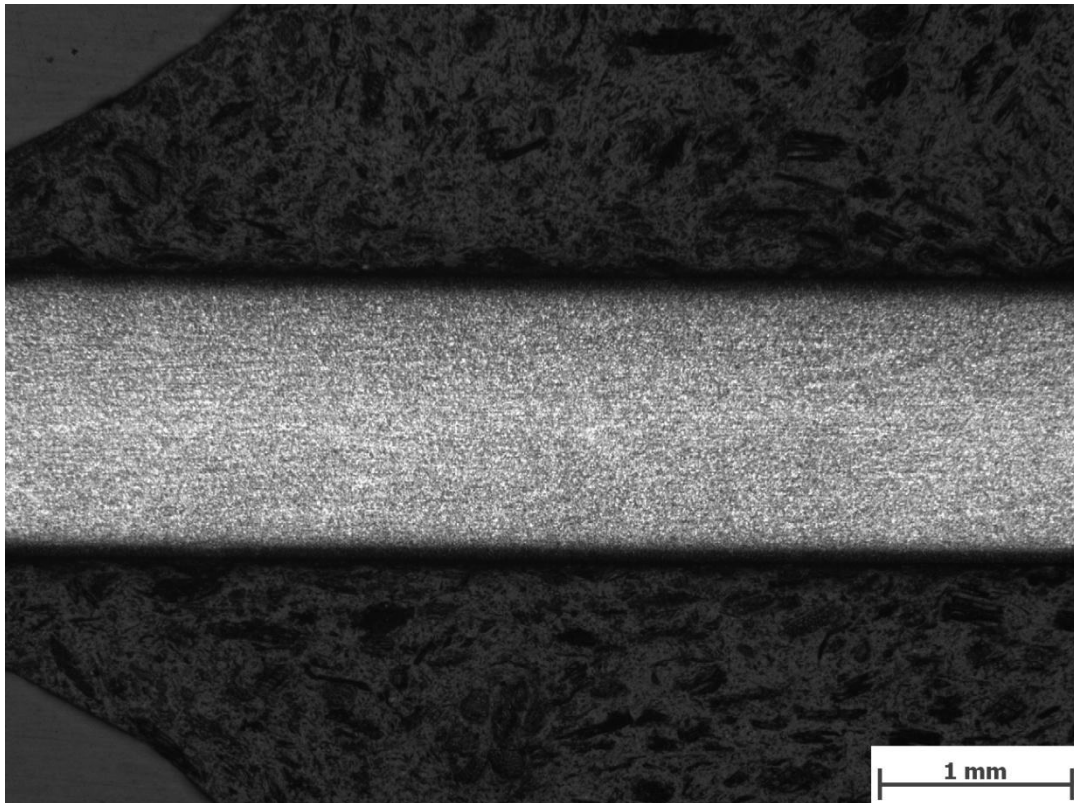






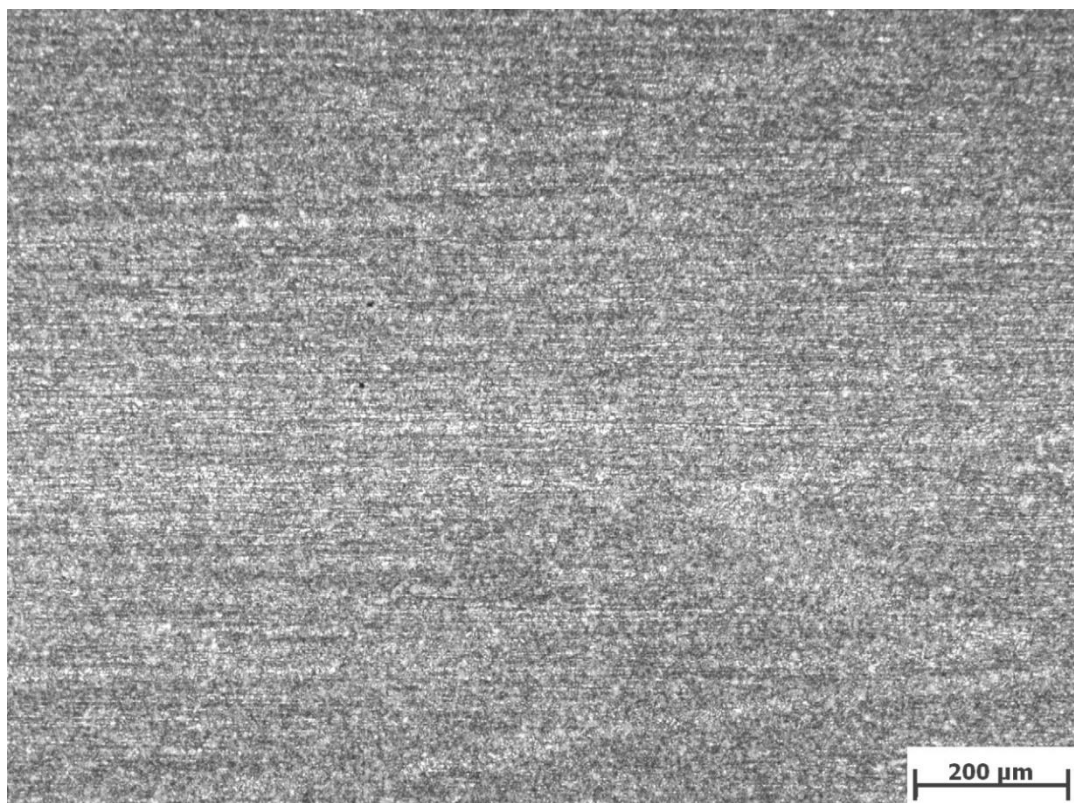


Anhang D: Gefügebilder vom DP1000 Stahl



Mikroskopvergrößerung: 25x; Bildbreite: 5,58 mm

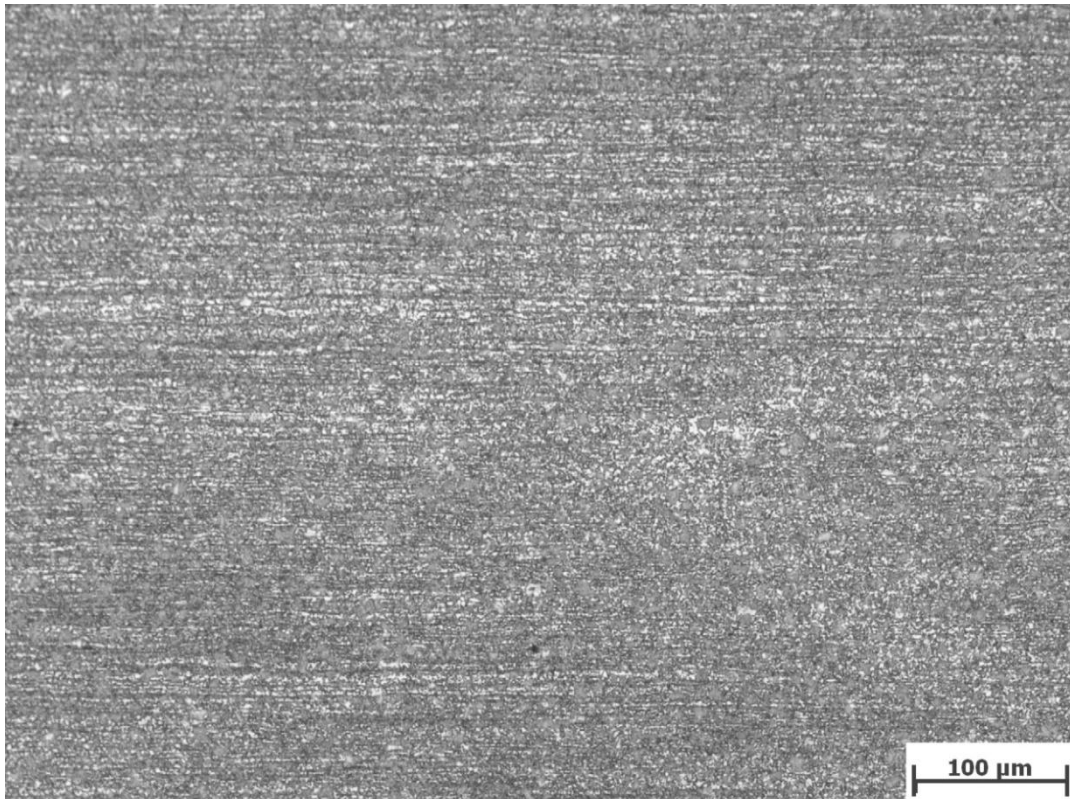
Bildname: j210w105.jpg



Mikroskopvergrößerung: 100x; Bildbreite: 1394,54 µm

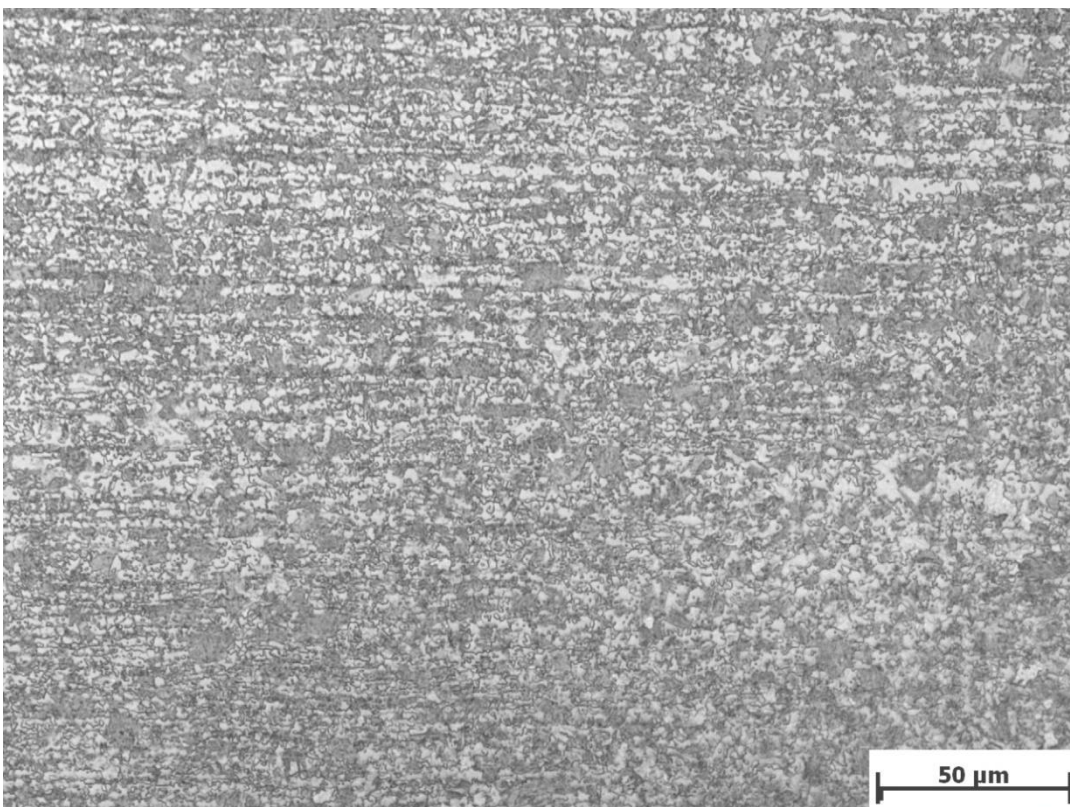
Bildname: j210w106.jpg





Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

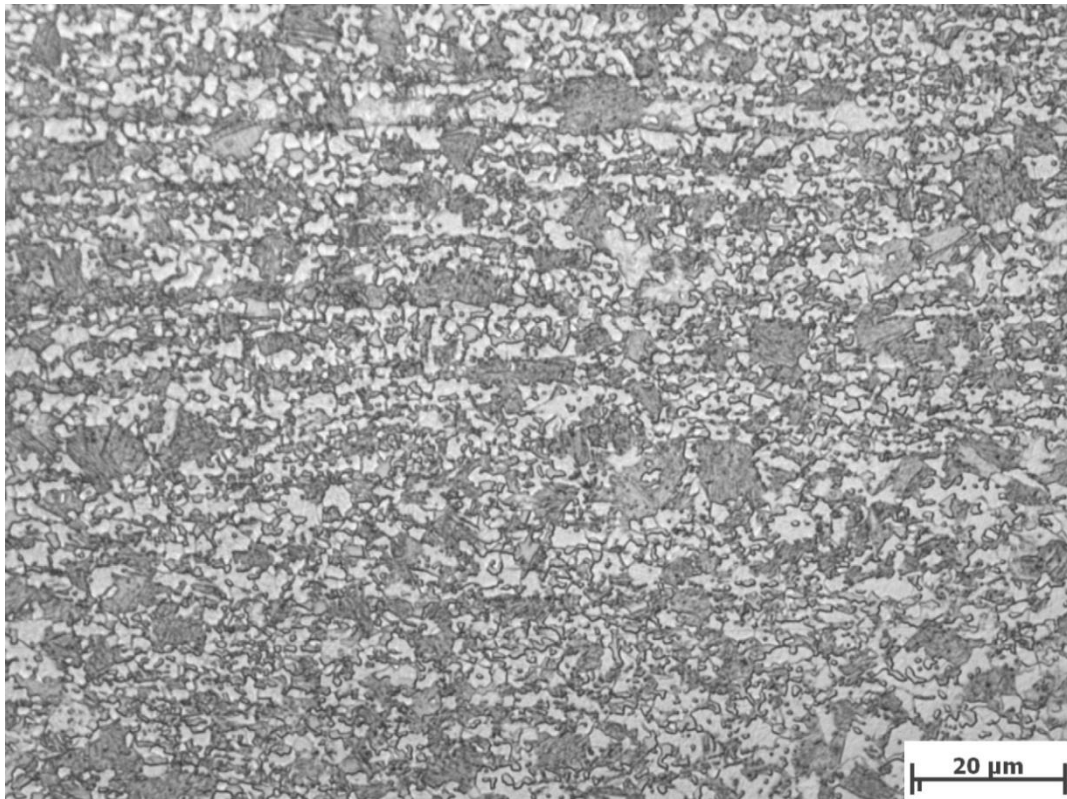
Bildname: j210w107.jpg



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210w108.jpg



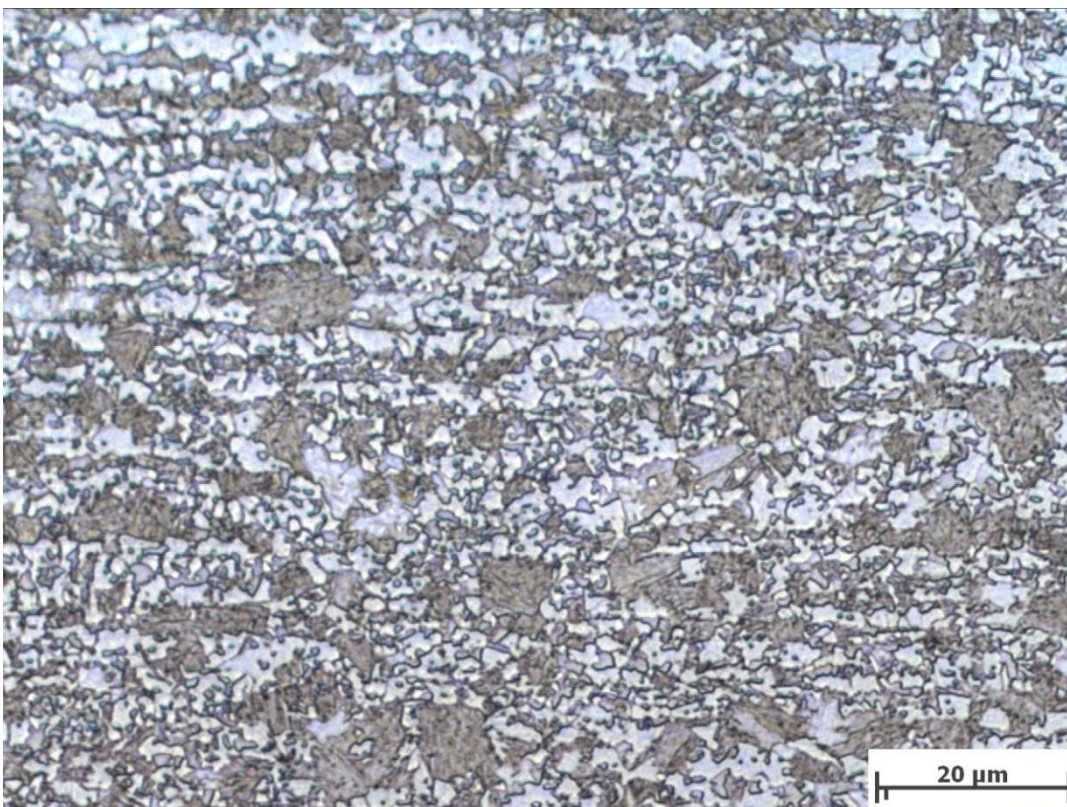


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: j210w110.jpg



20 μm



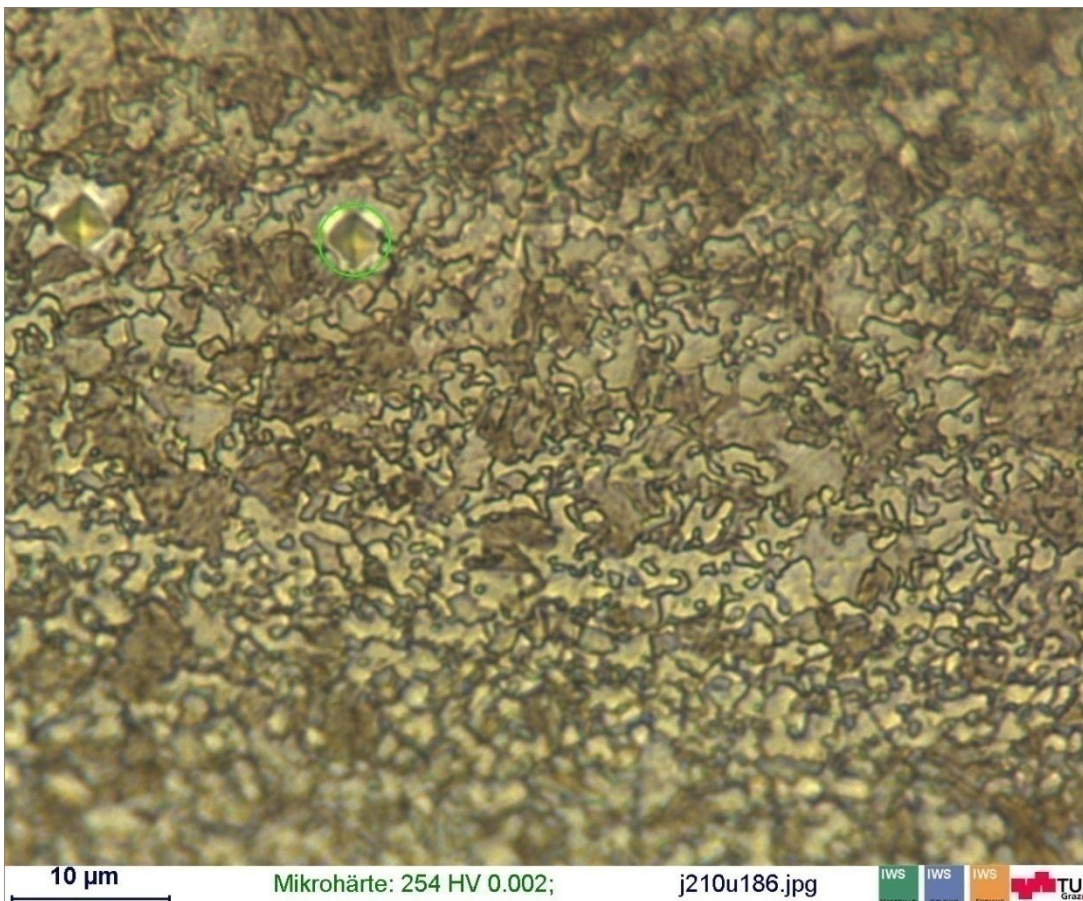
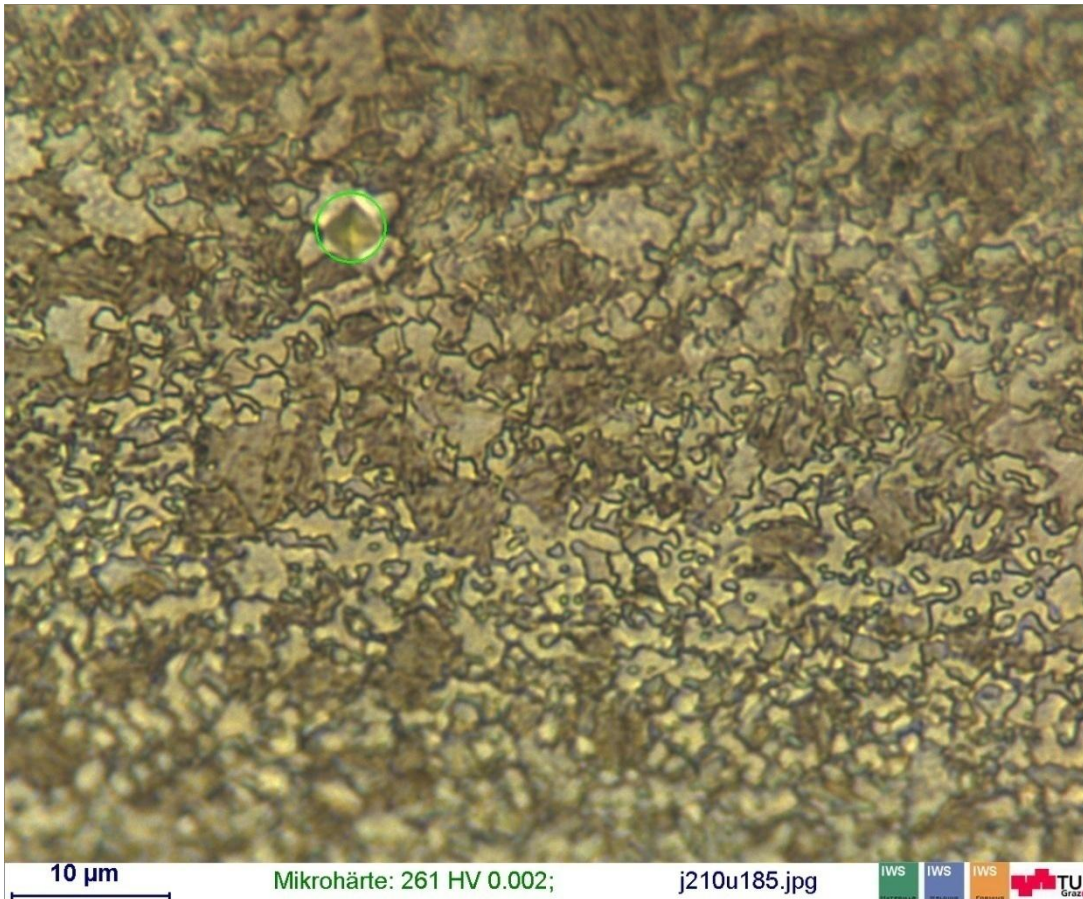
Mikroskopvergrößerung: 1250x; Bildbreite: 111,56 μm

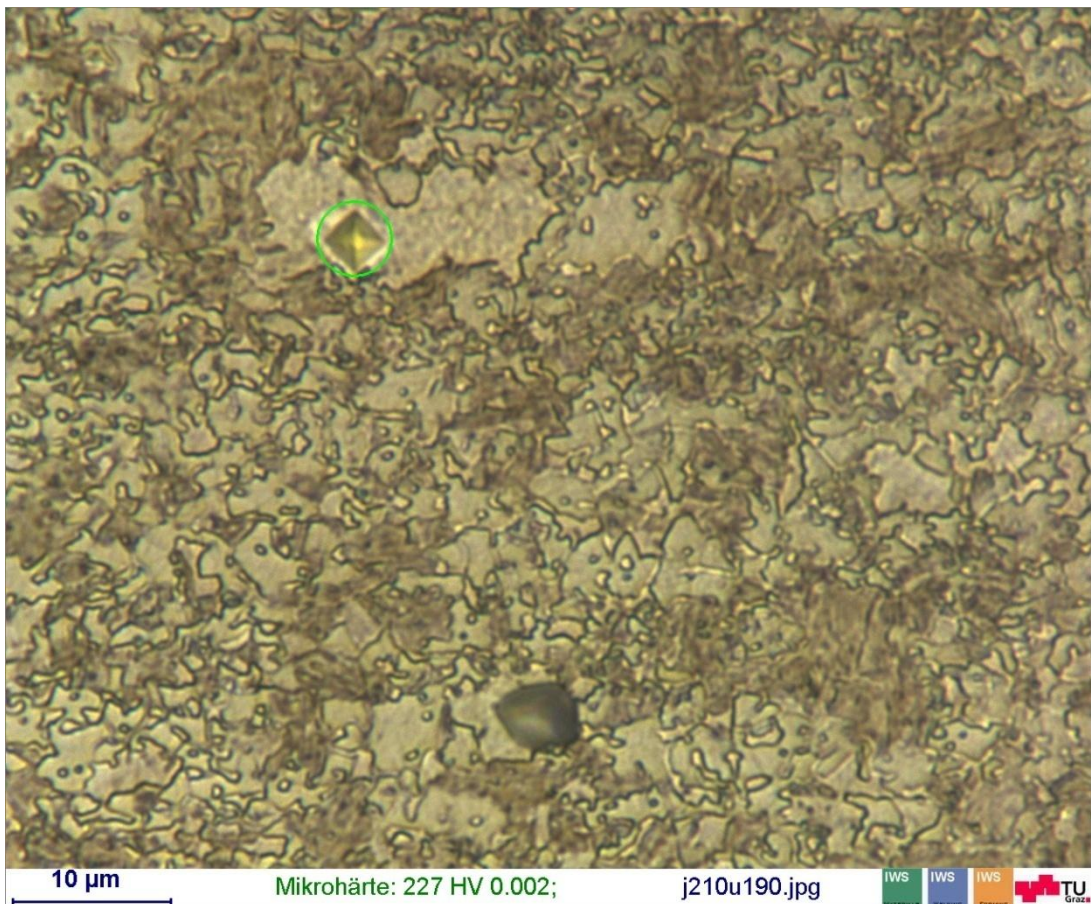
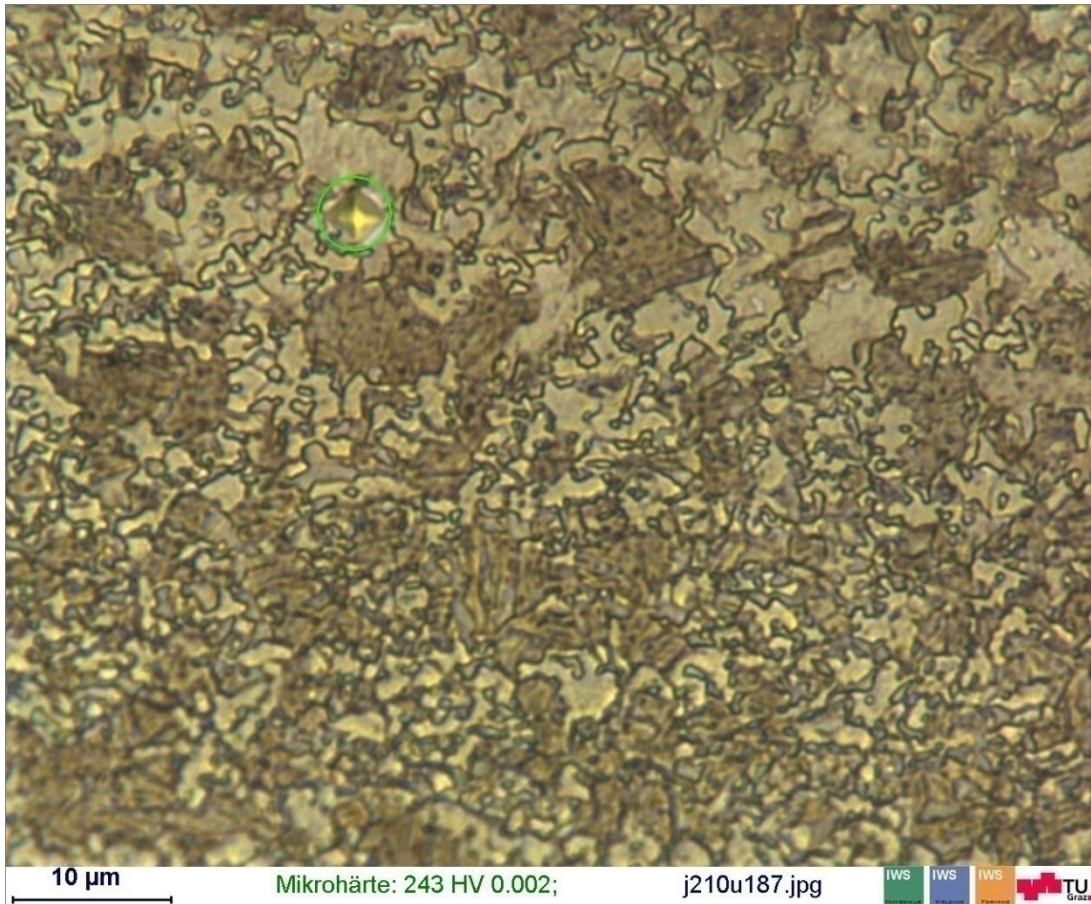
Bildname: j210w112.jpg

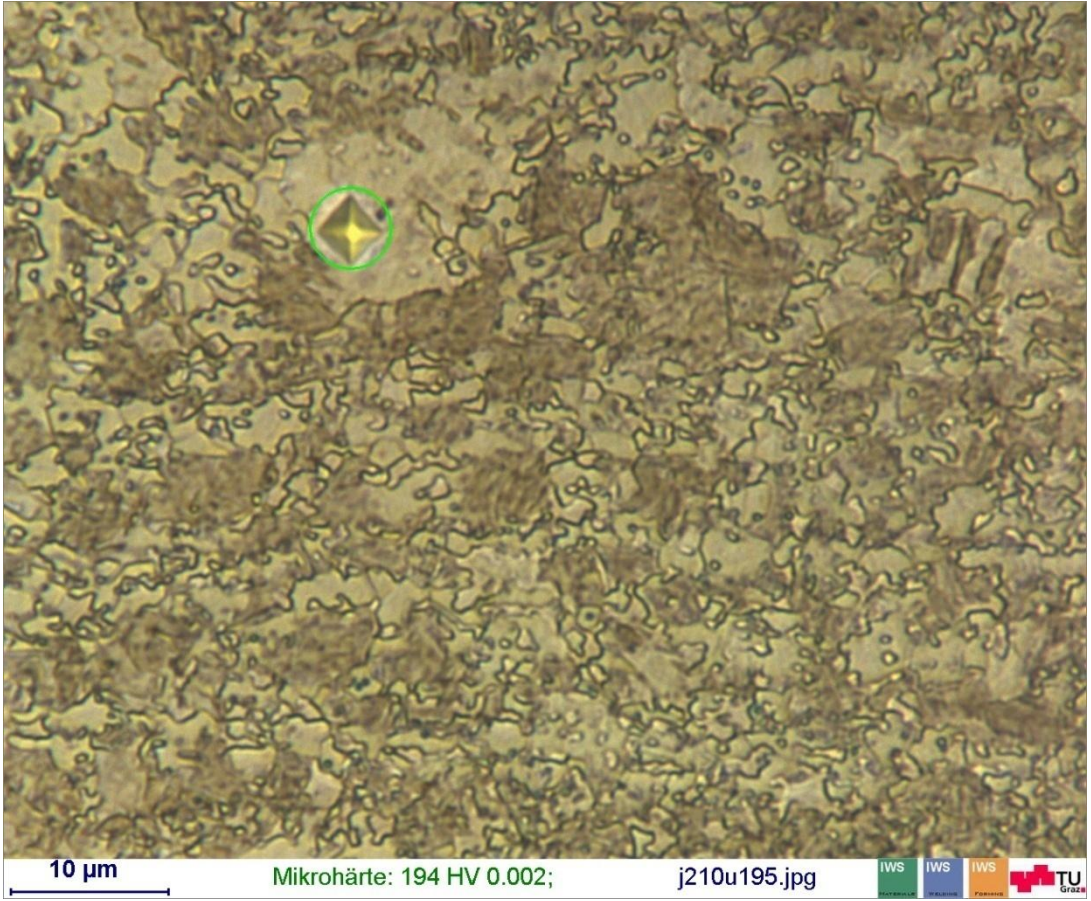
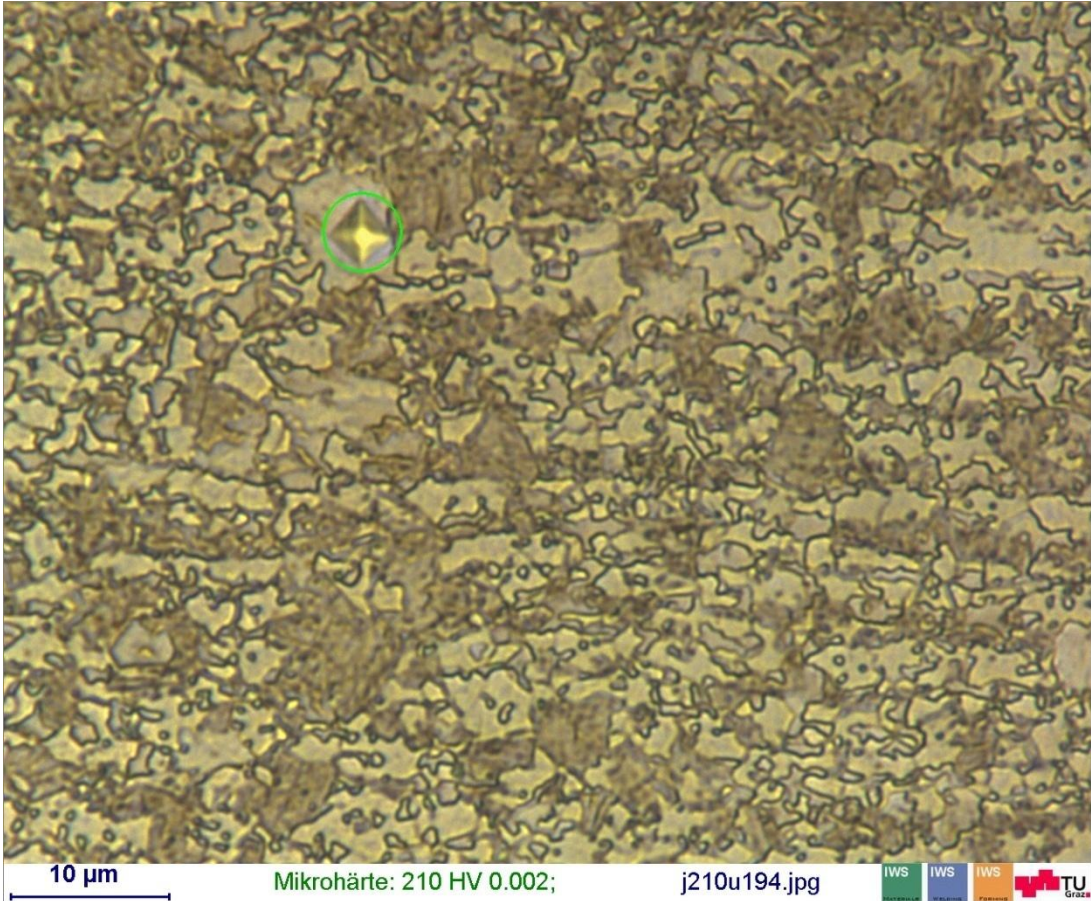


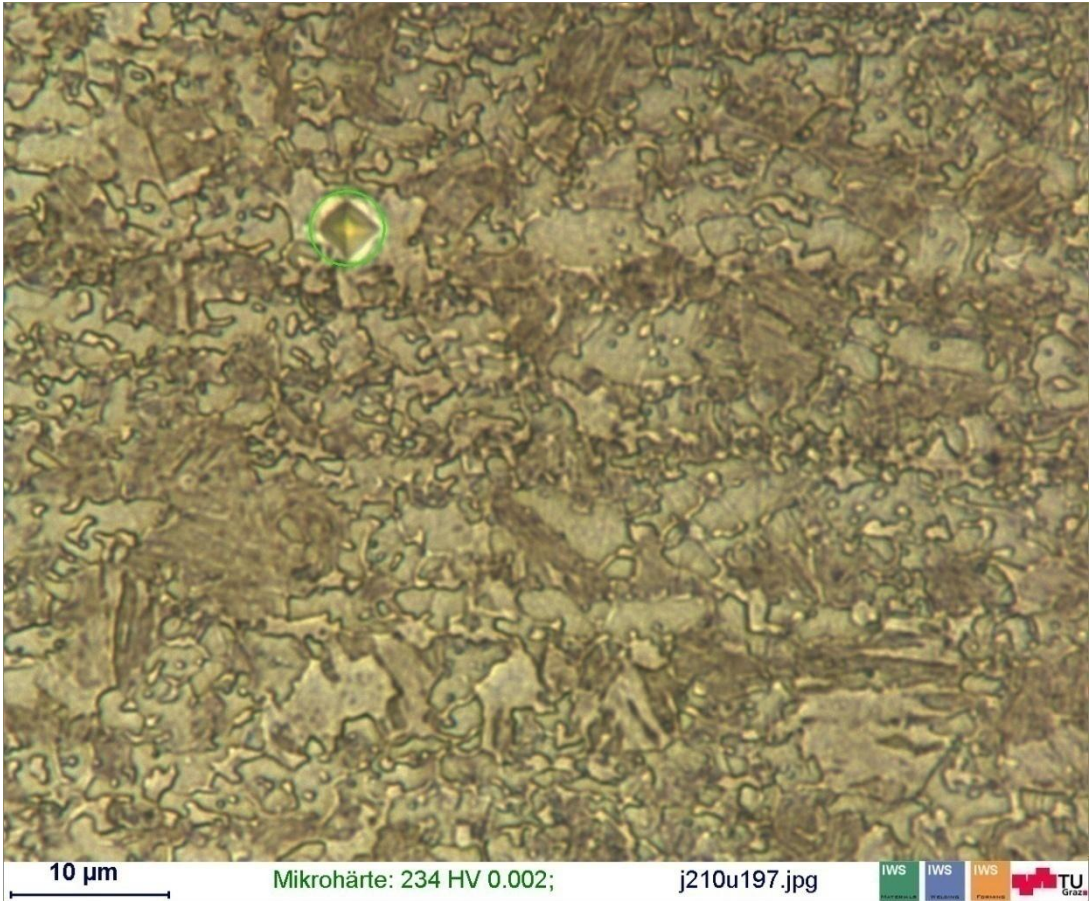
20 μm

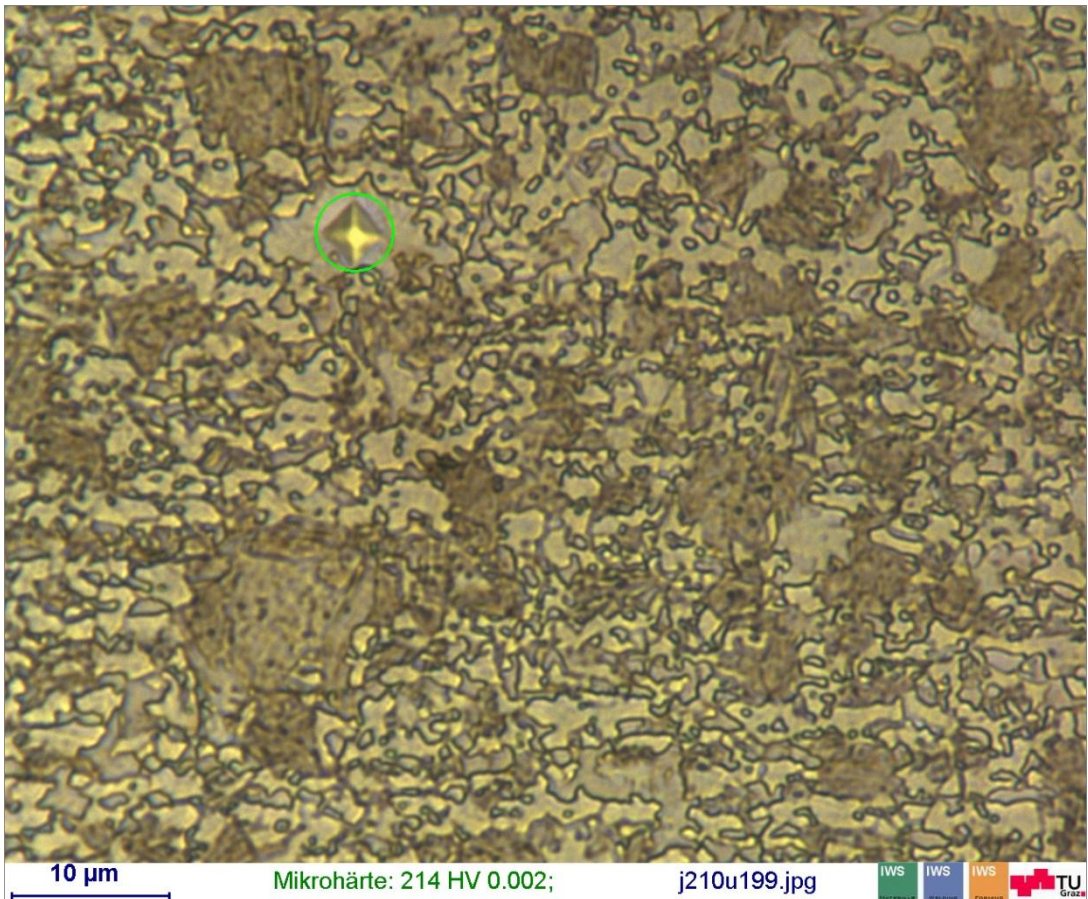
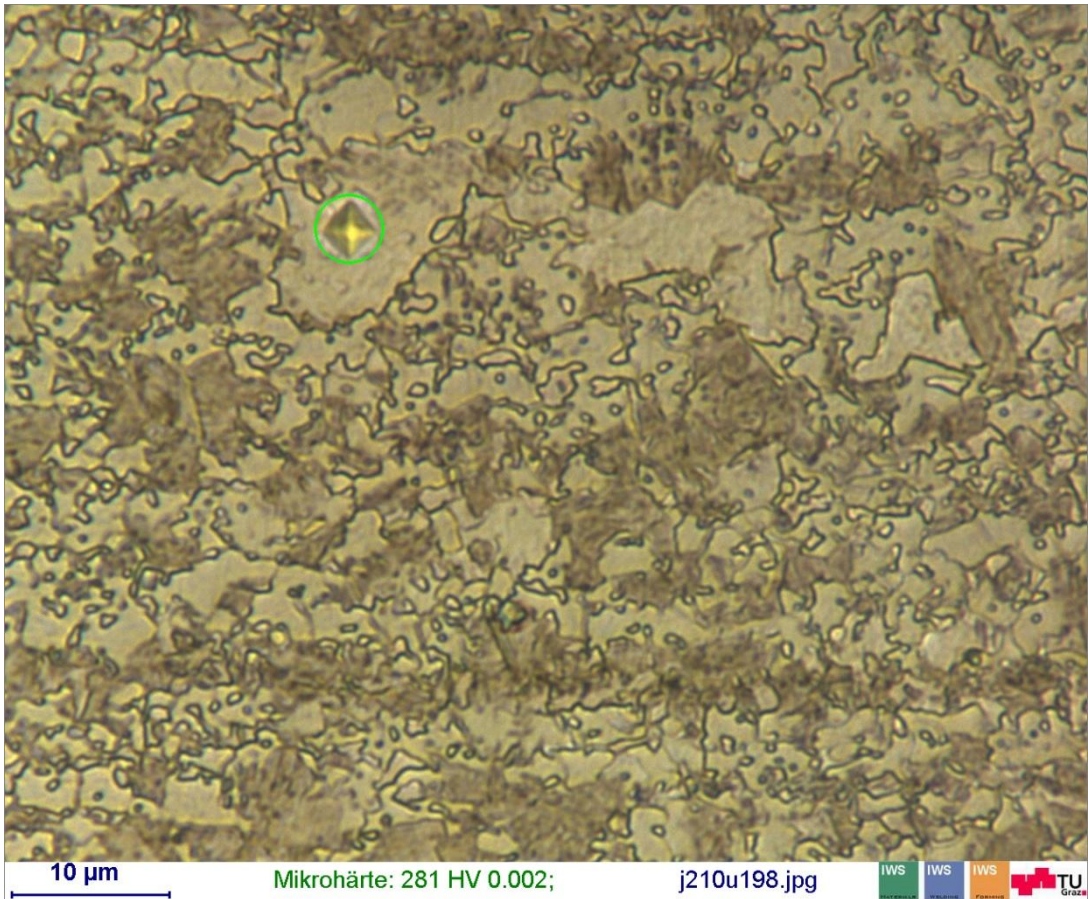
Anhang E: Mikrohärtemessung

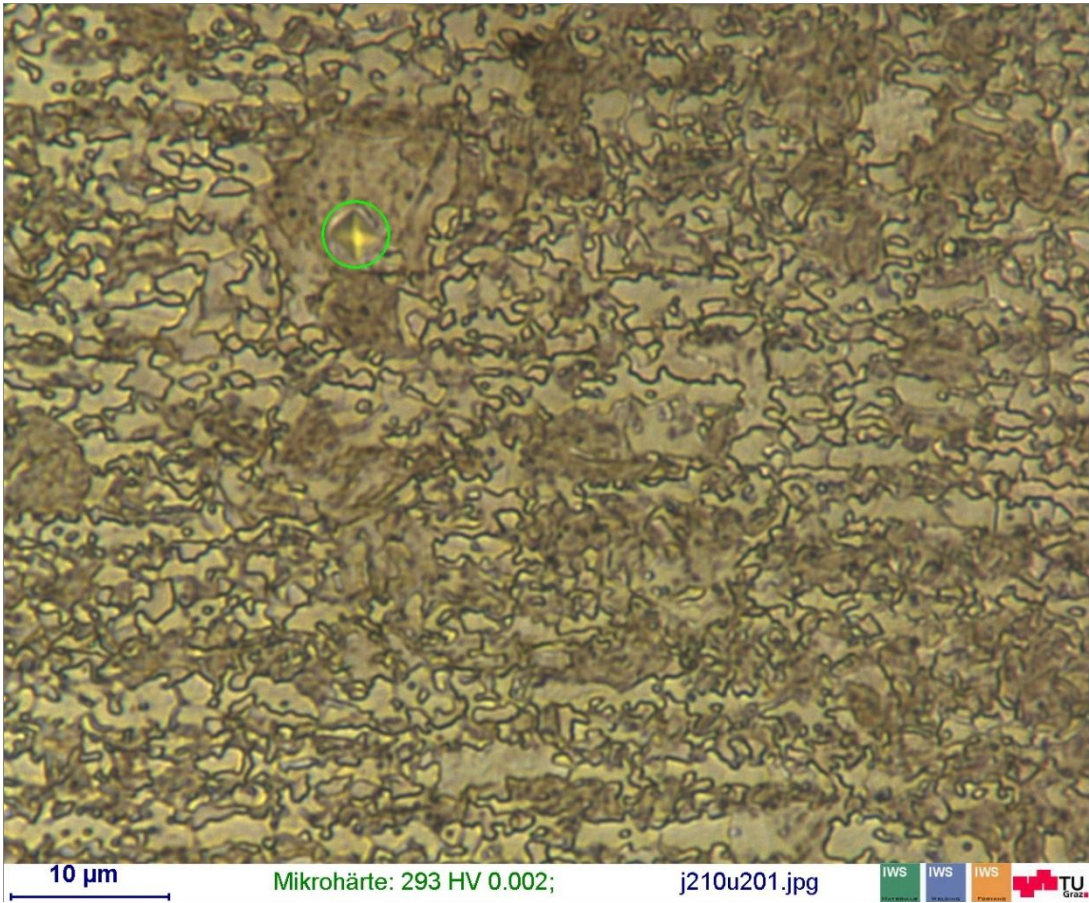
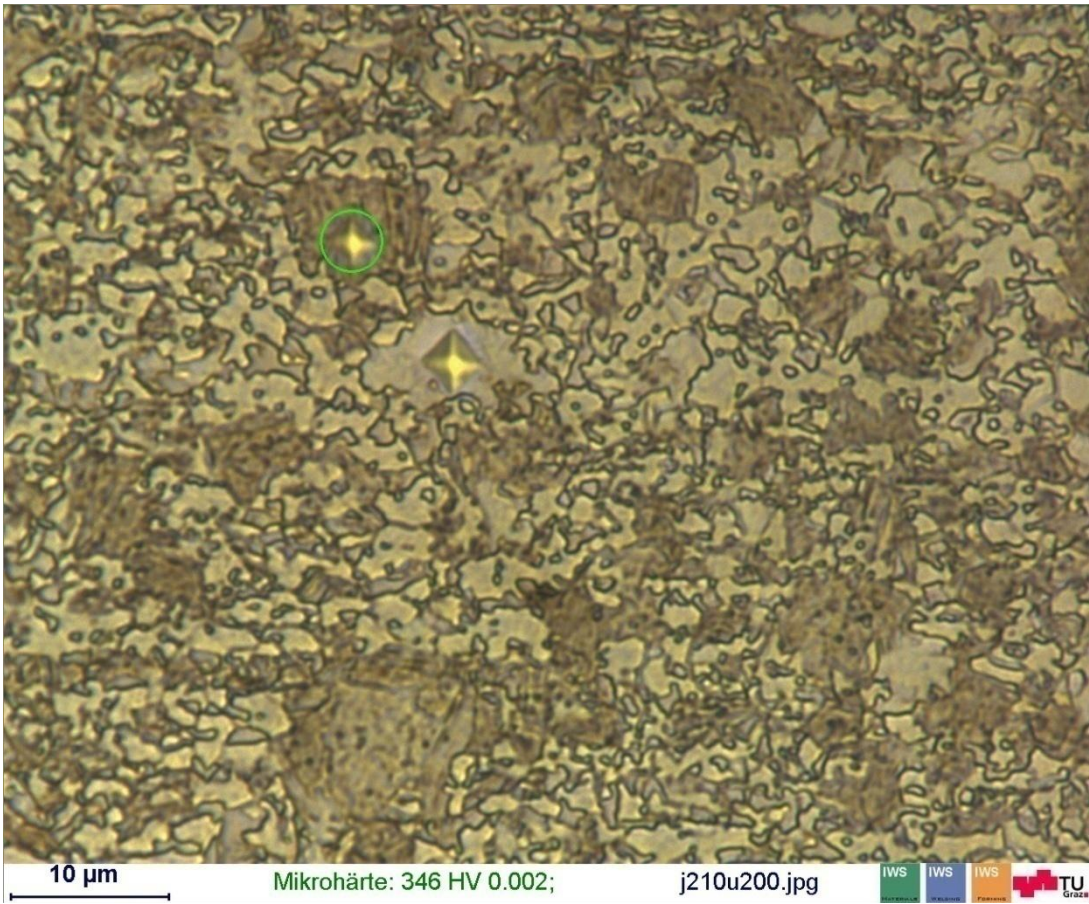


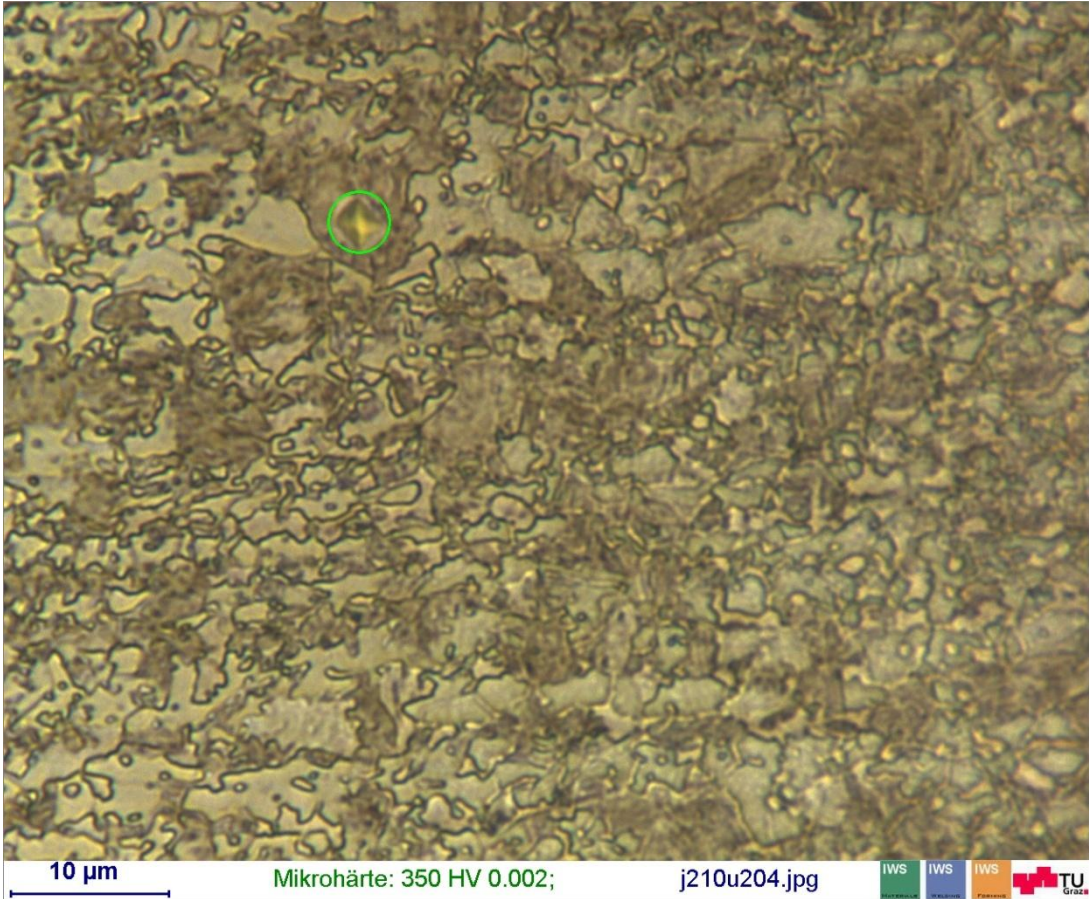


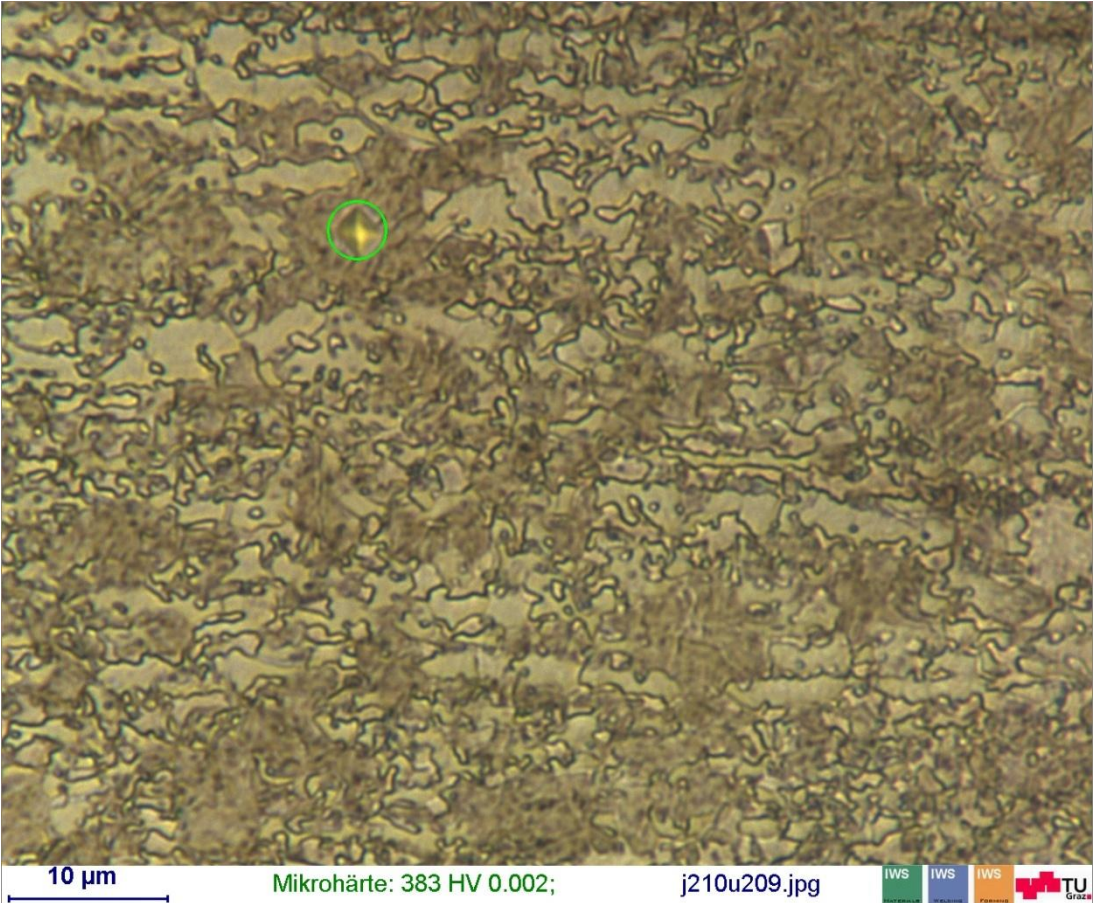
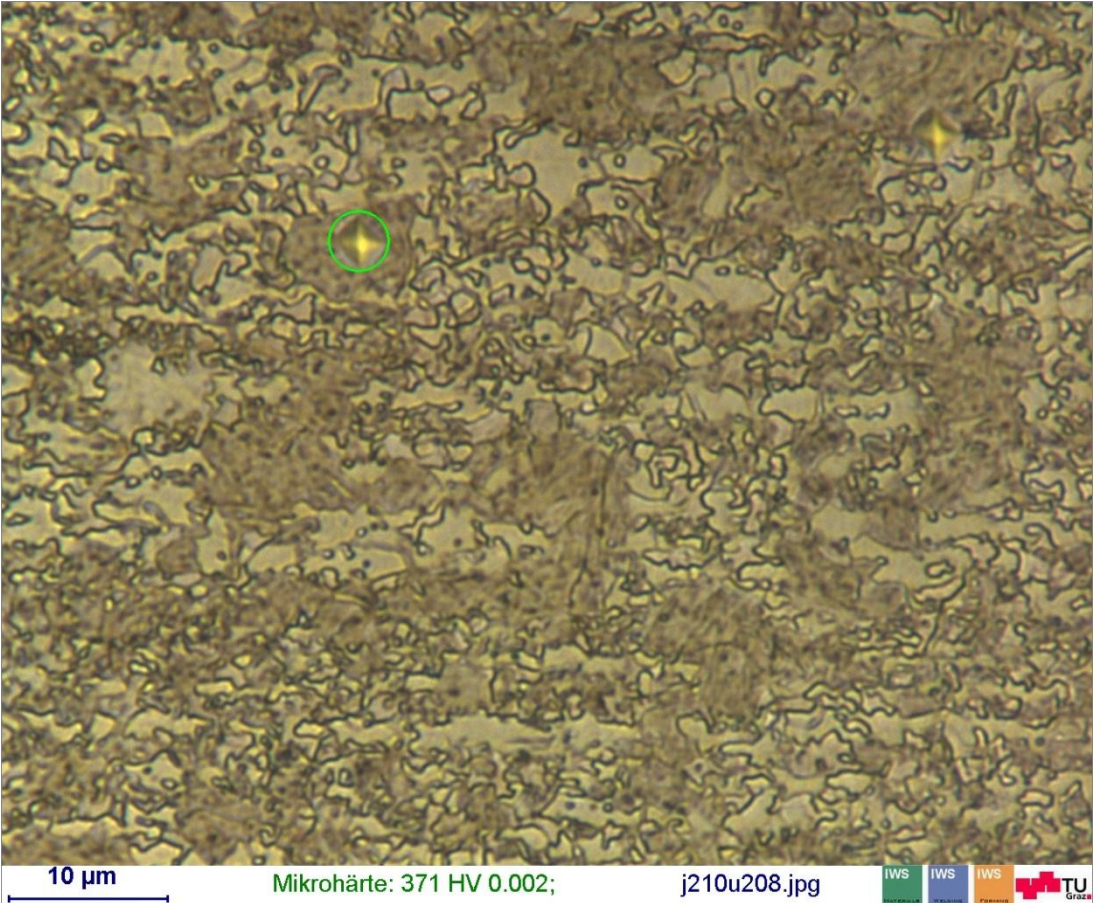


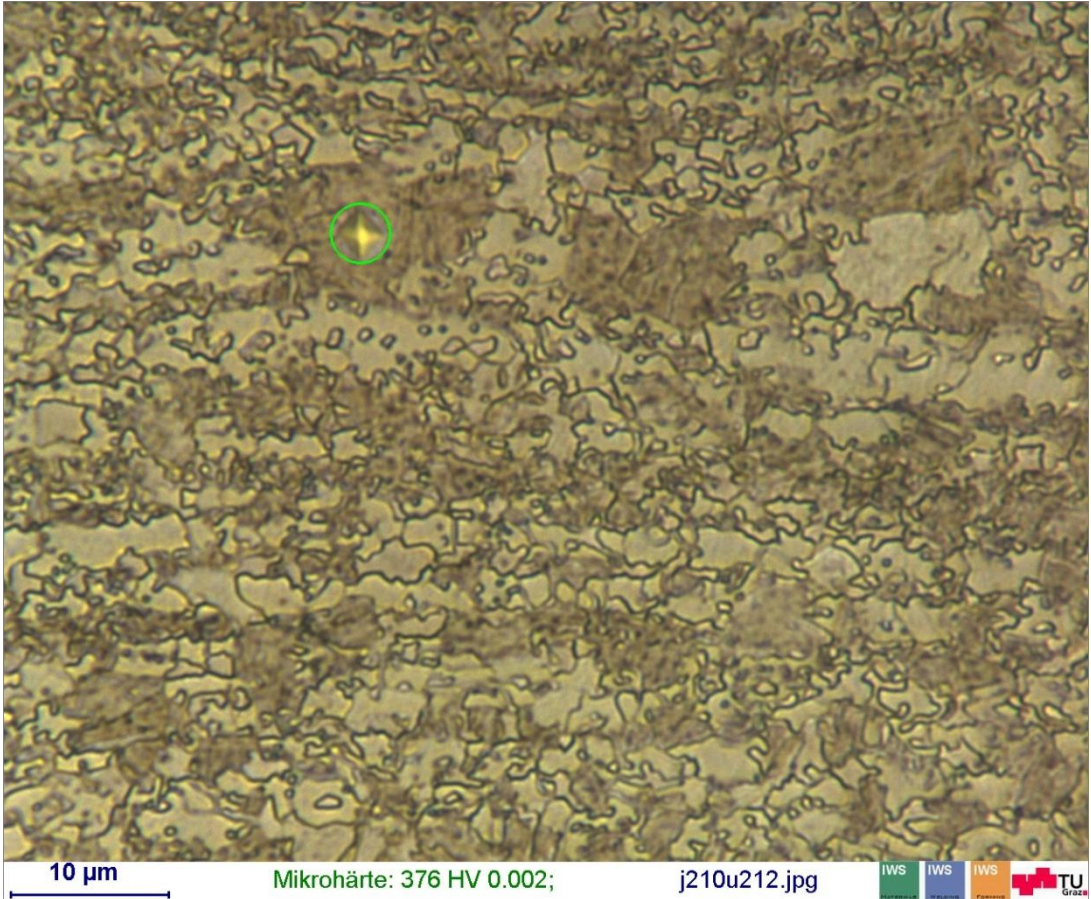
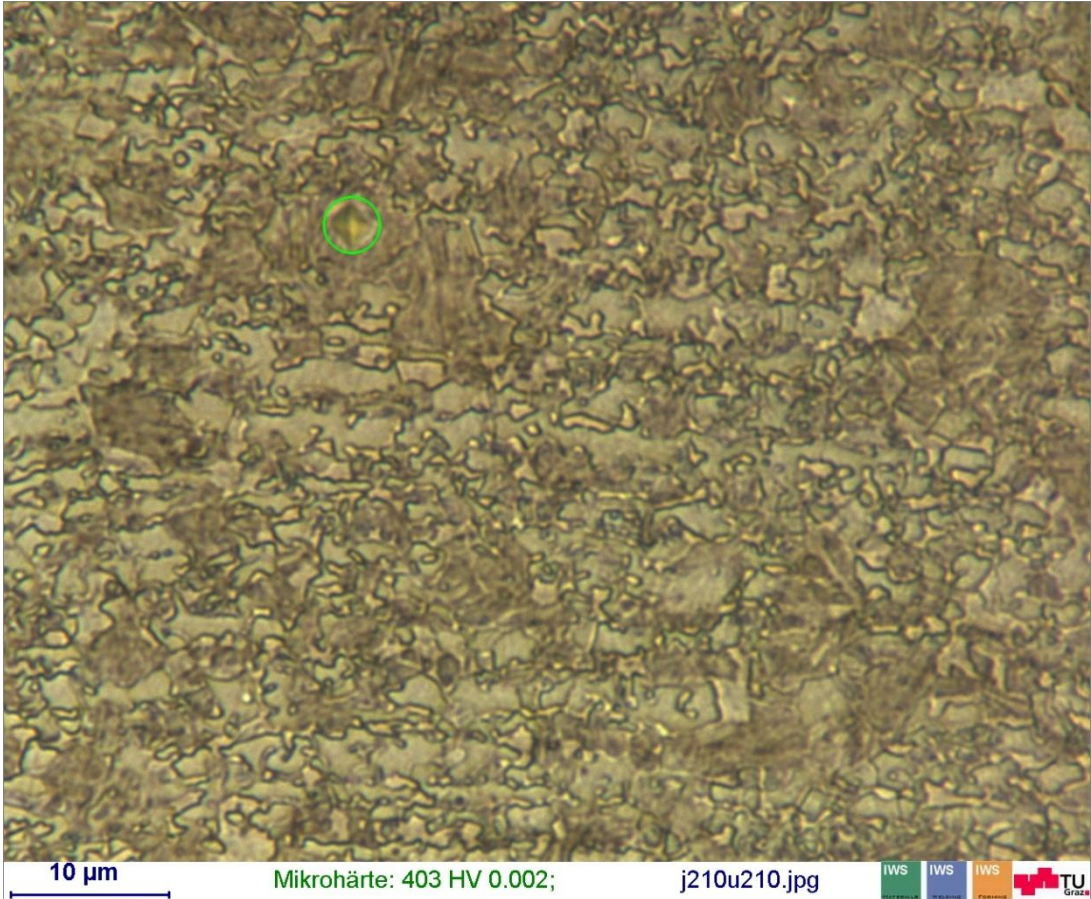


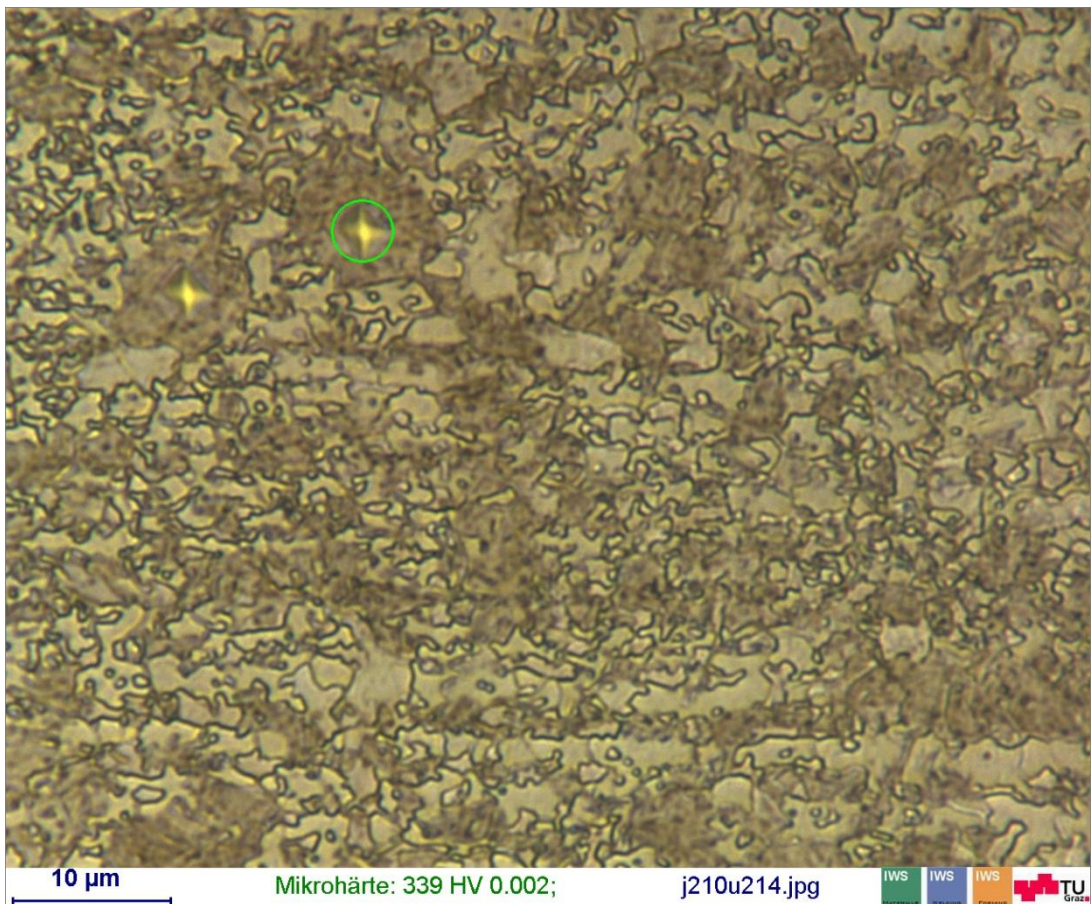
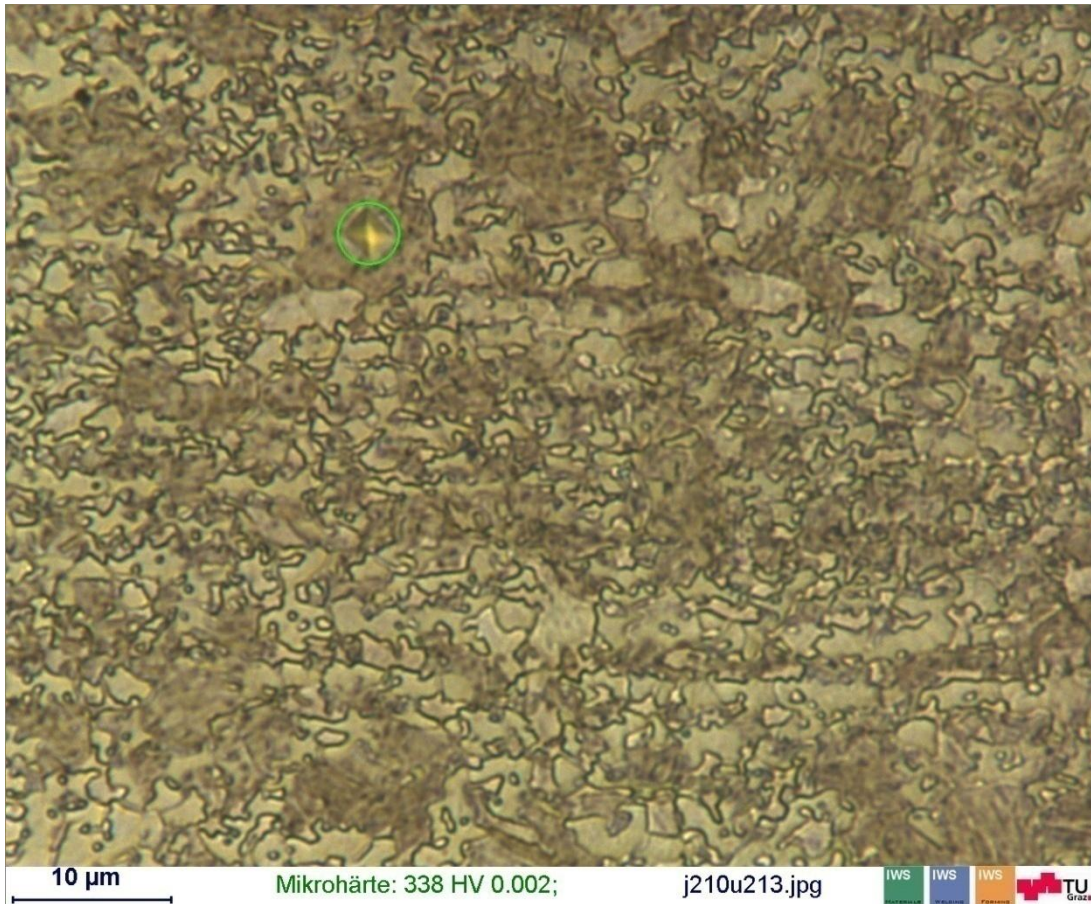




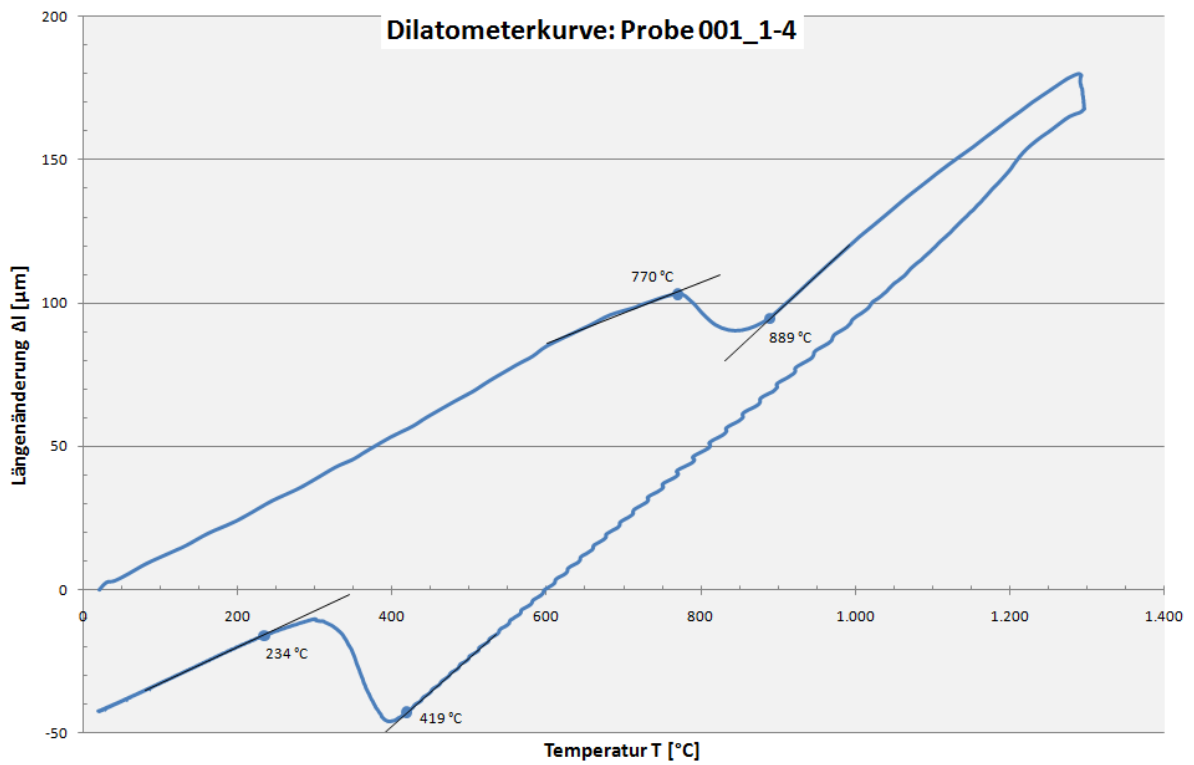
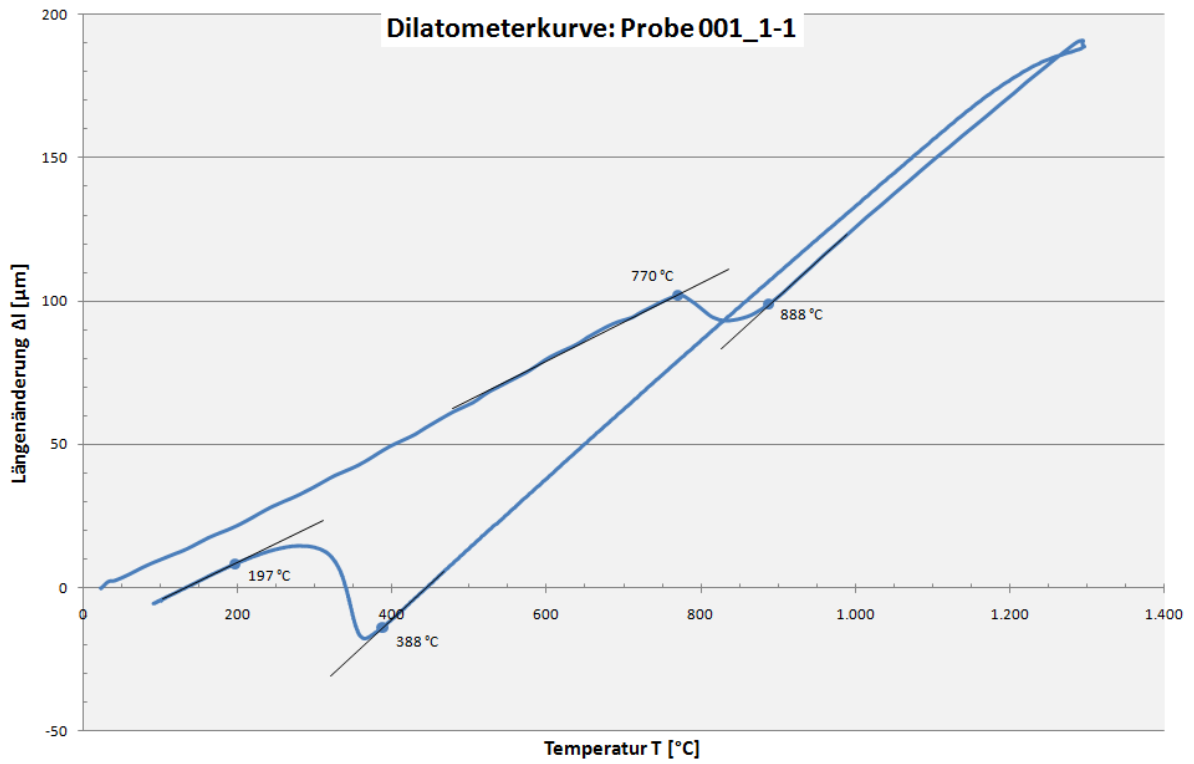


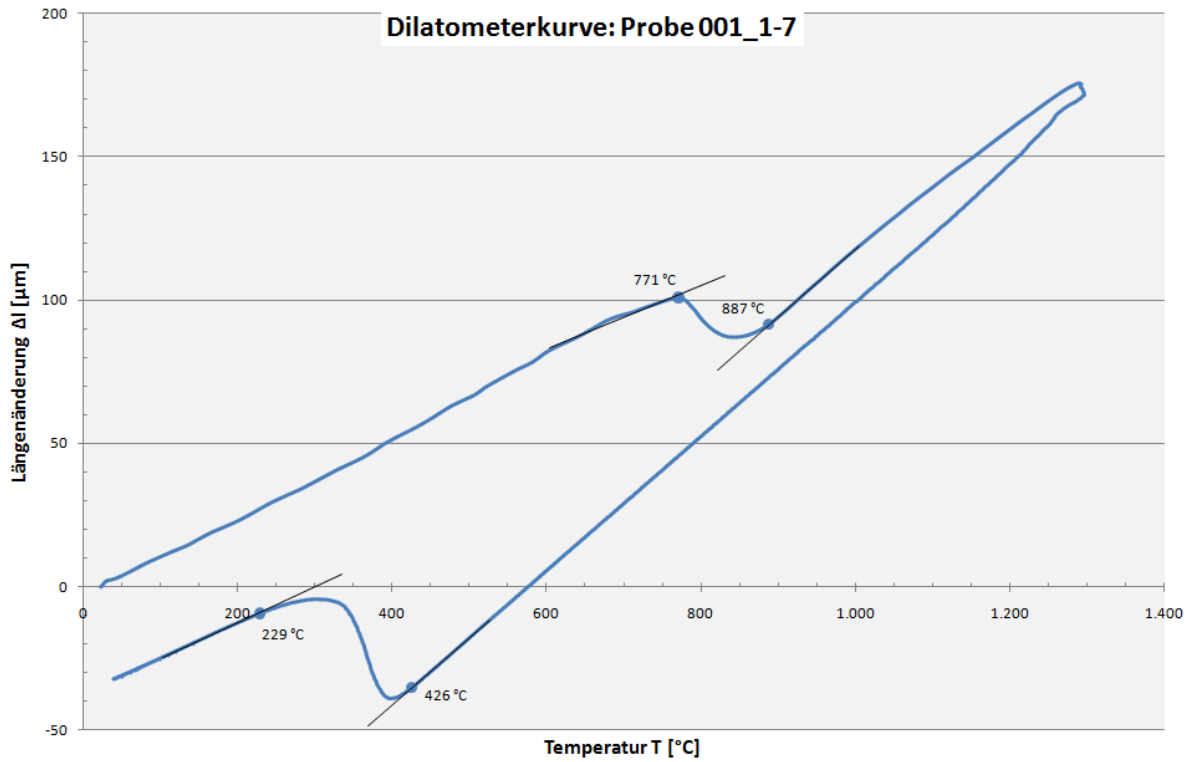
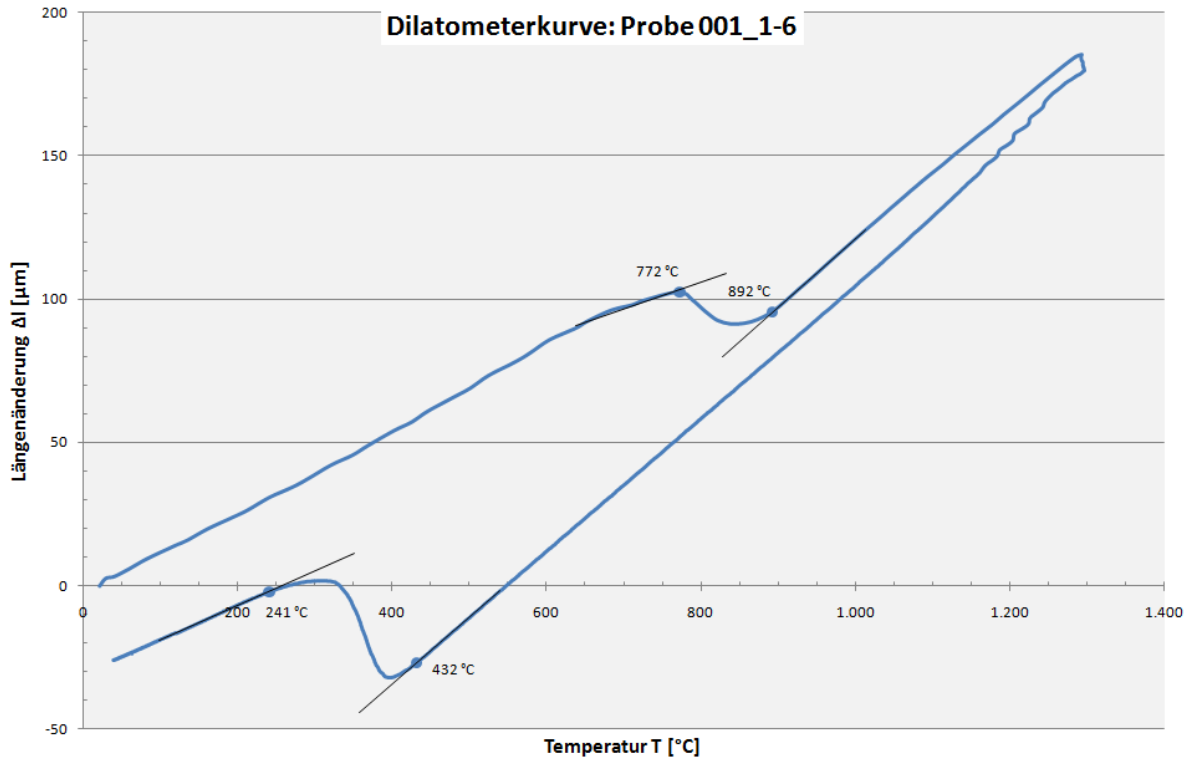


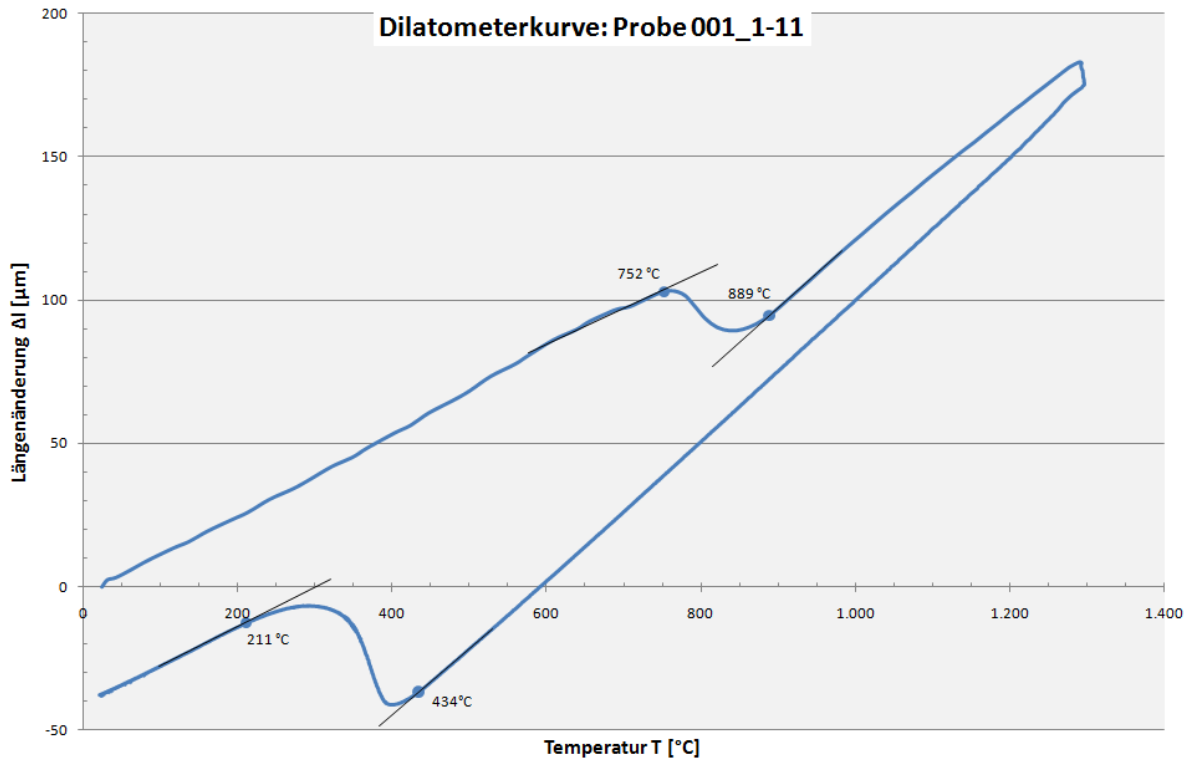
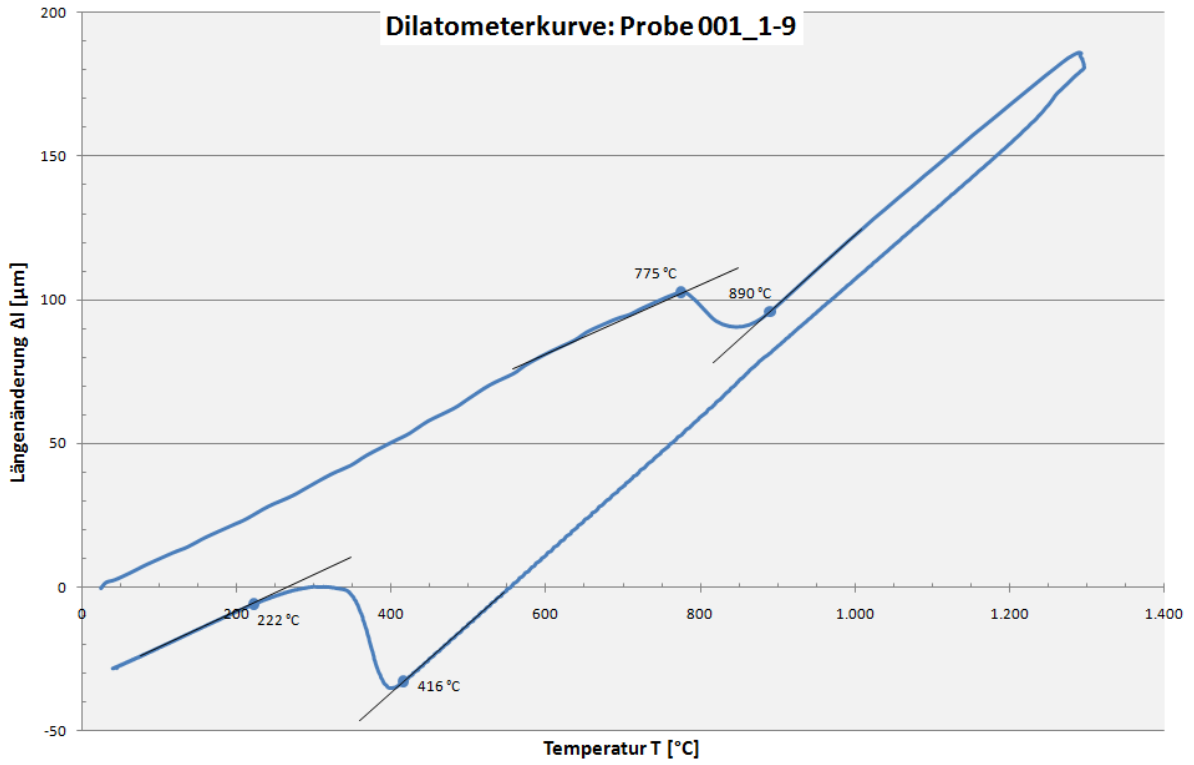


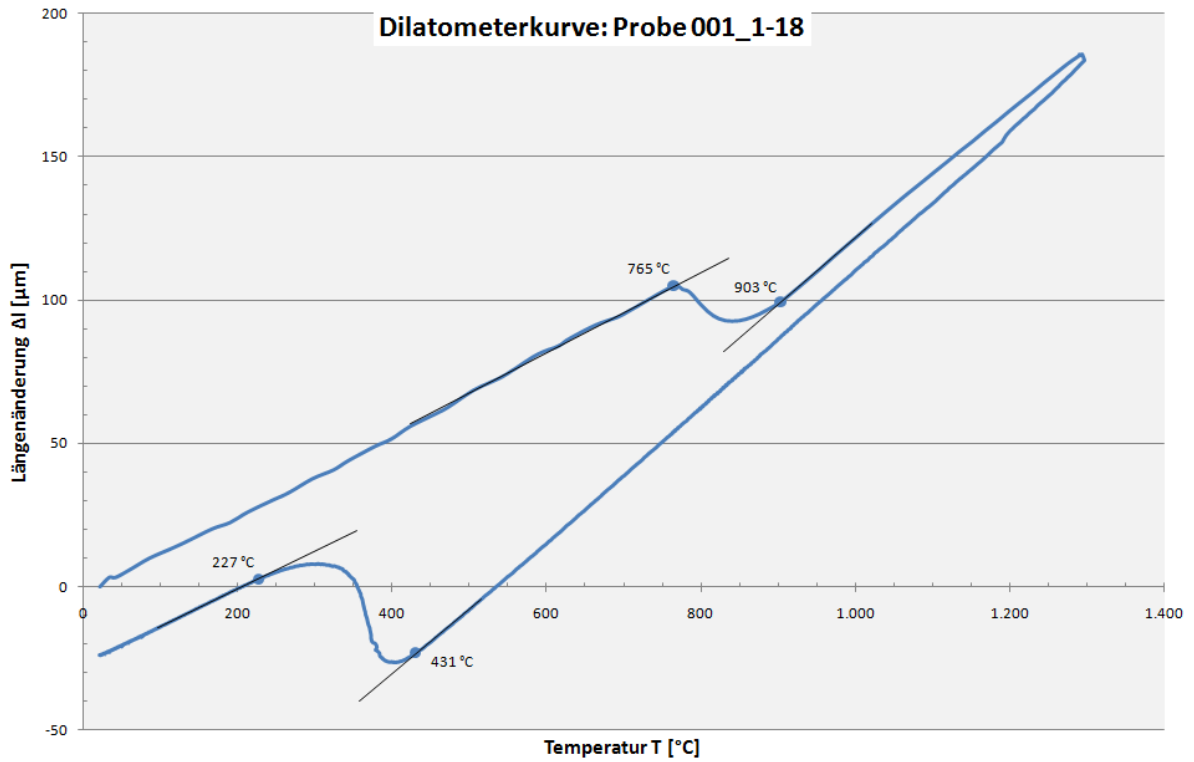
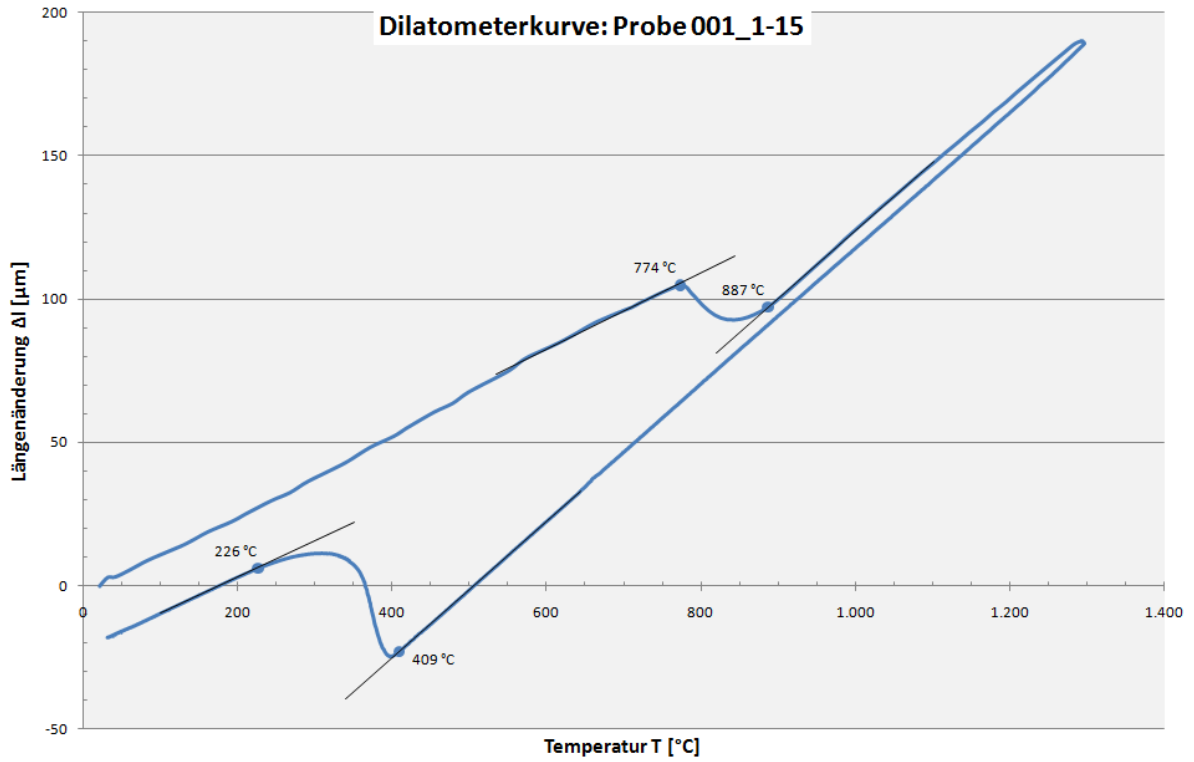


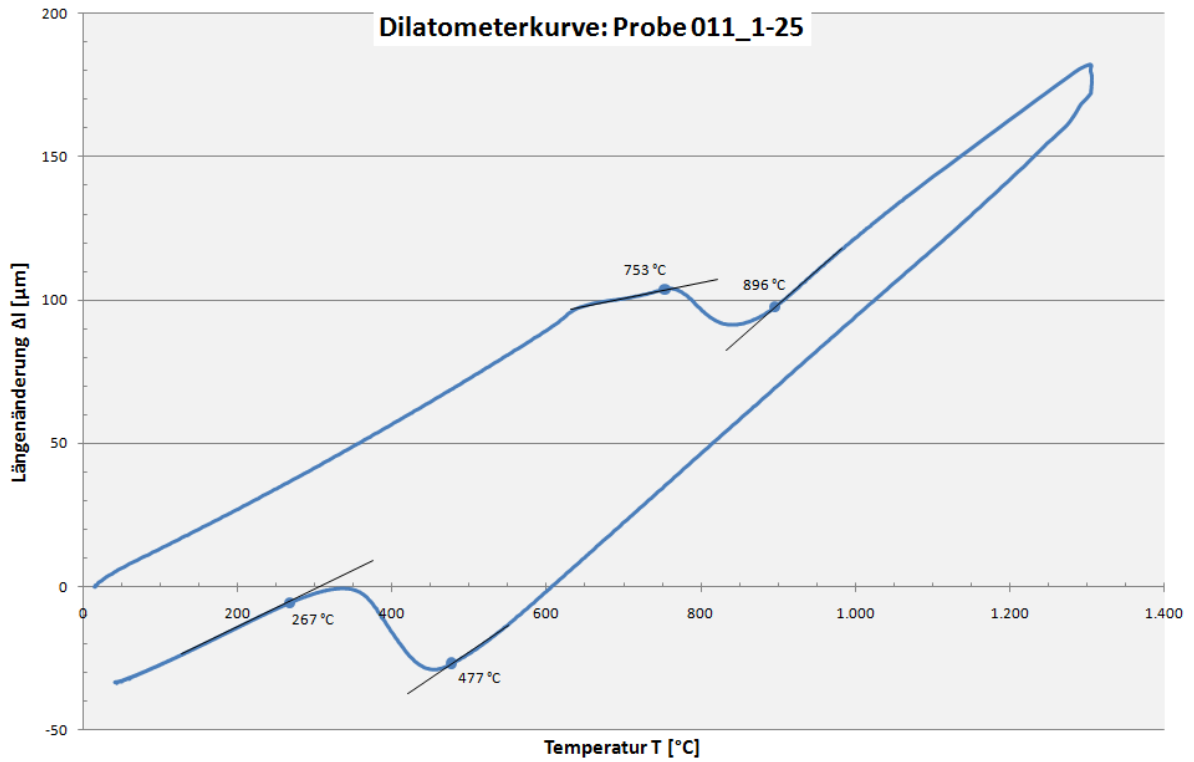
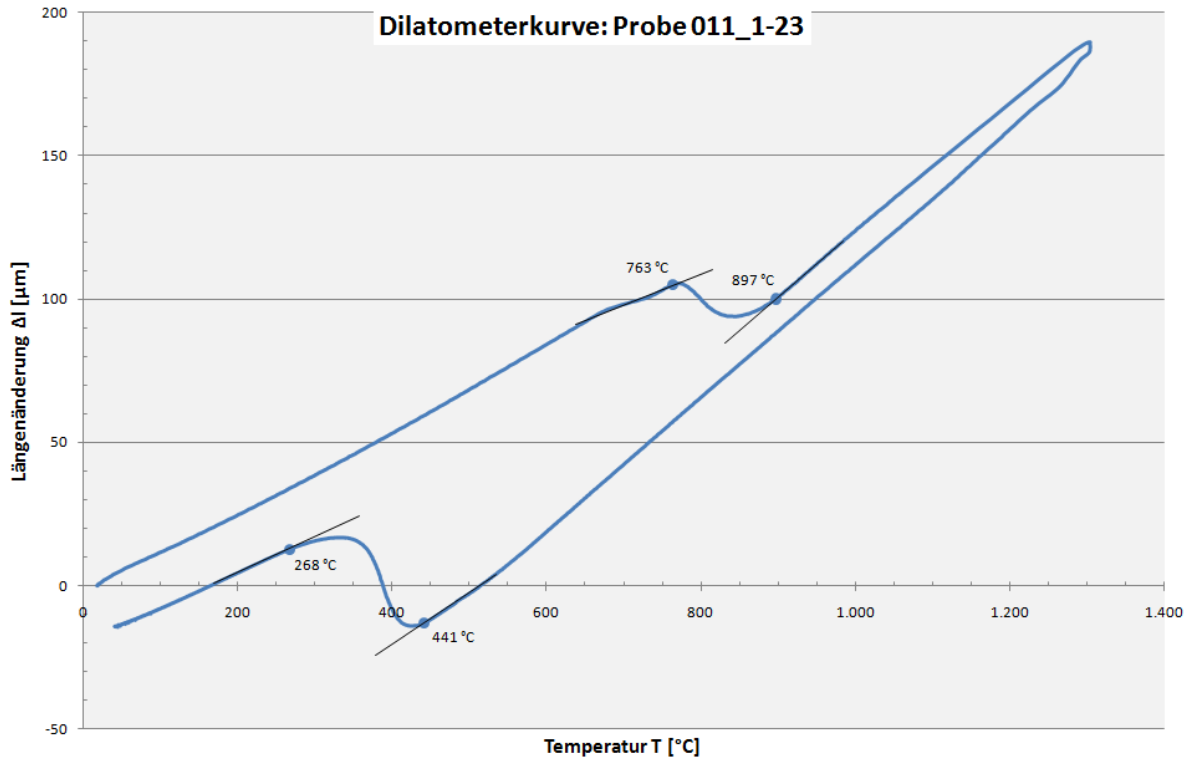
Anhang F: Dilatometerversuche mit $T_s=1.300\text{ }^\circ\text{C}$



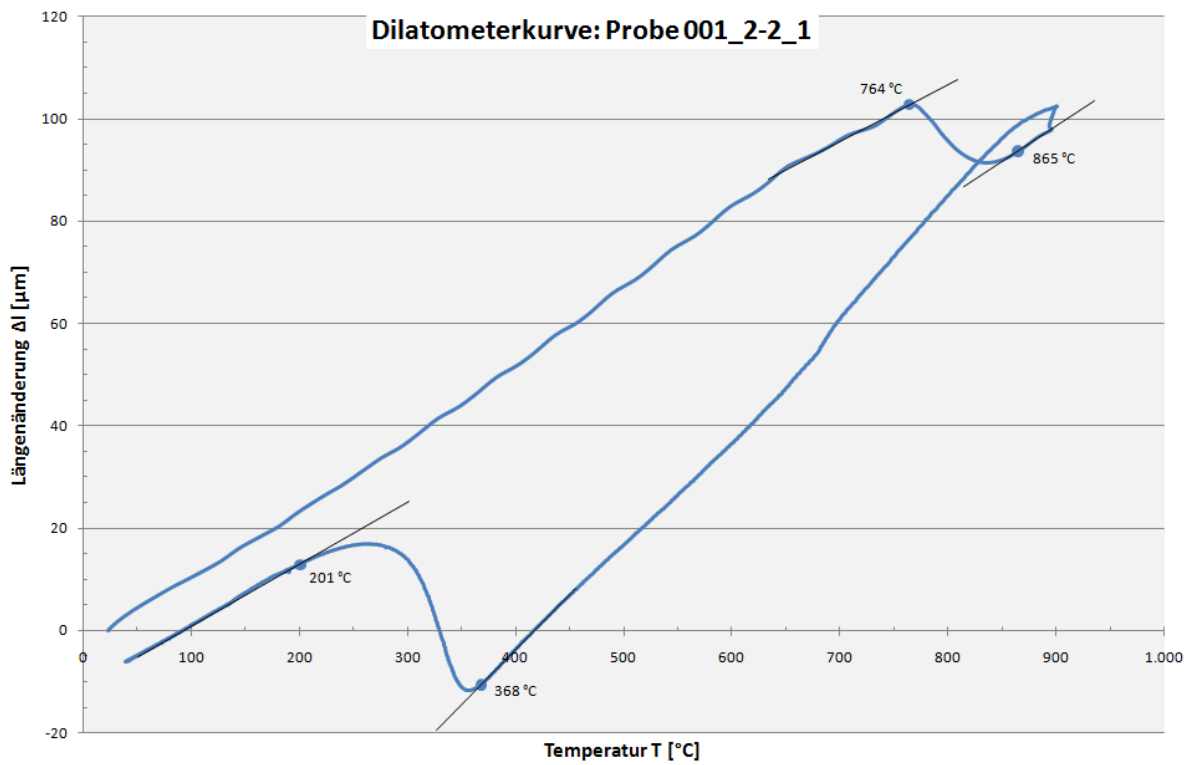
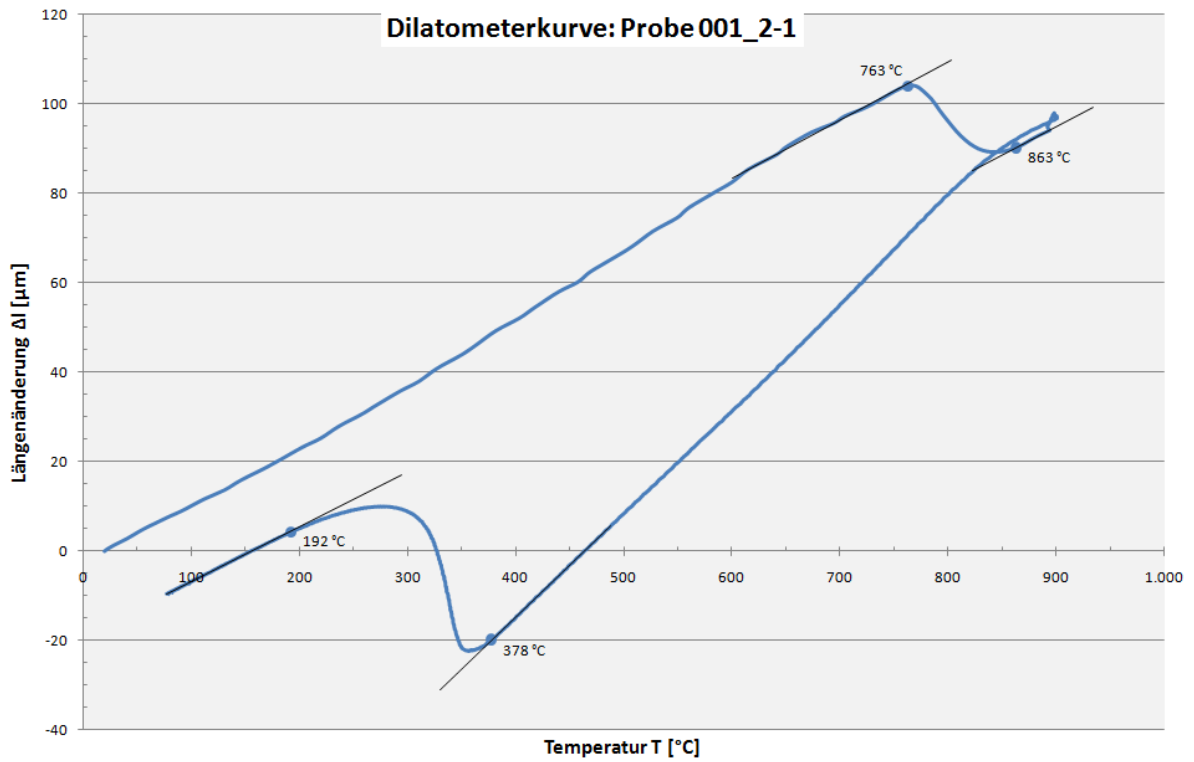


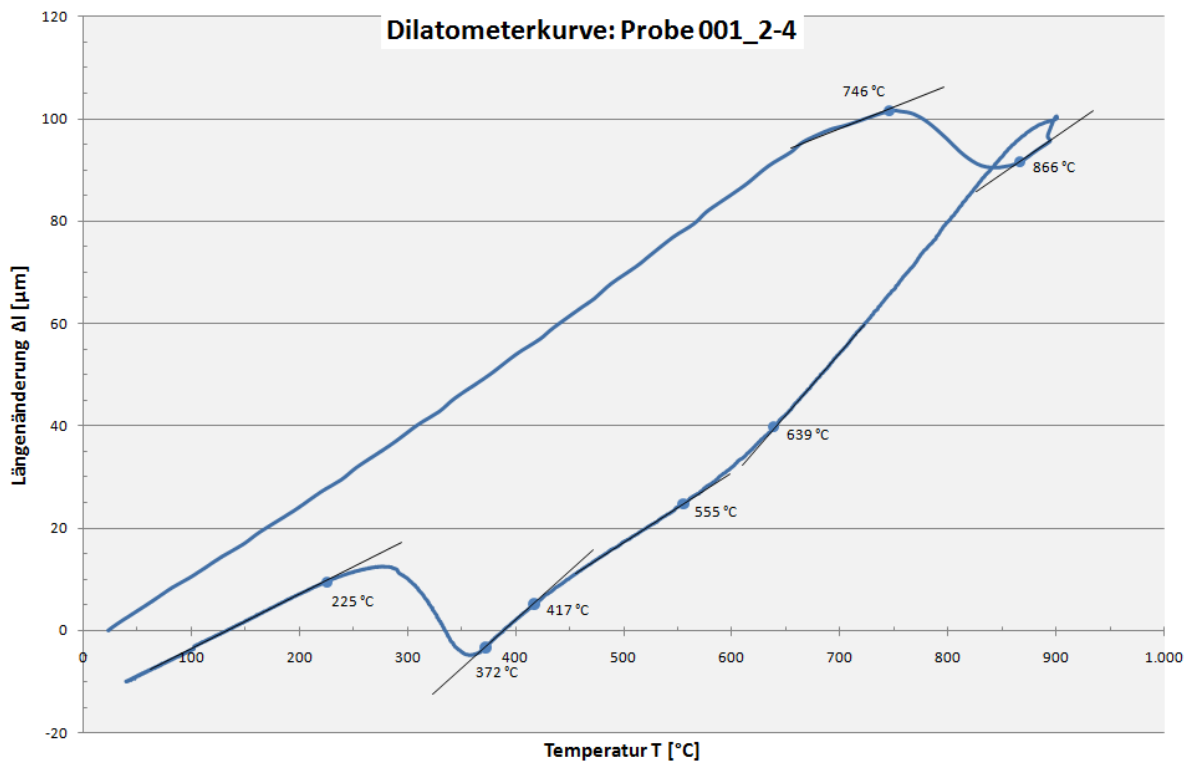
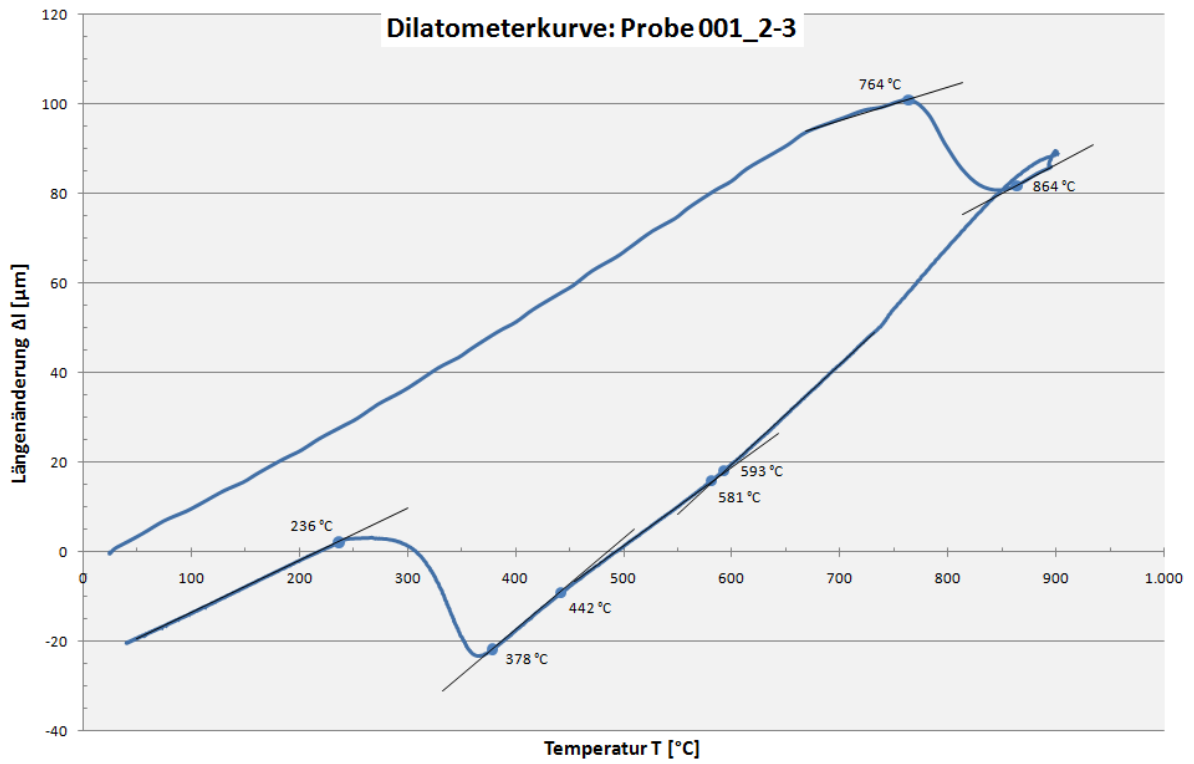


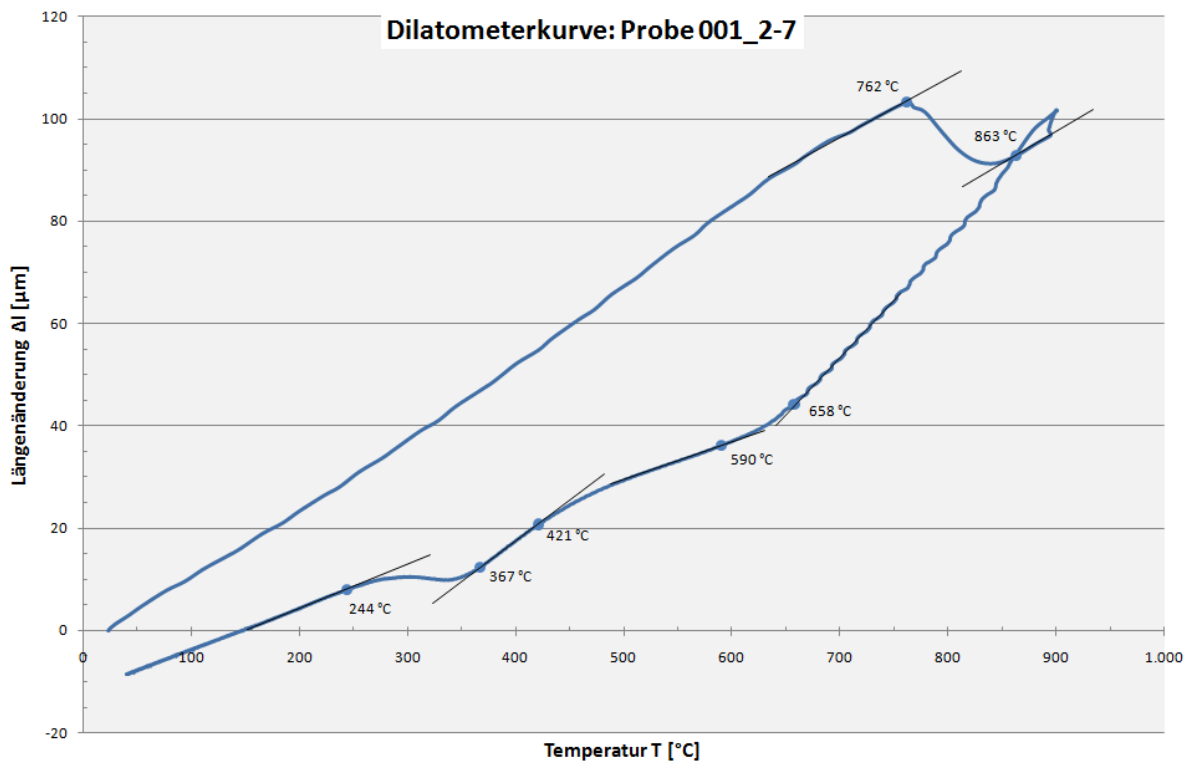
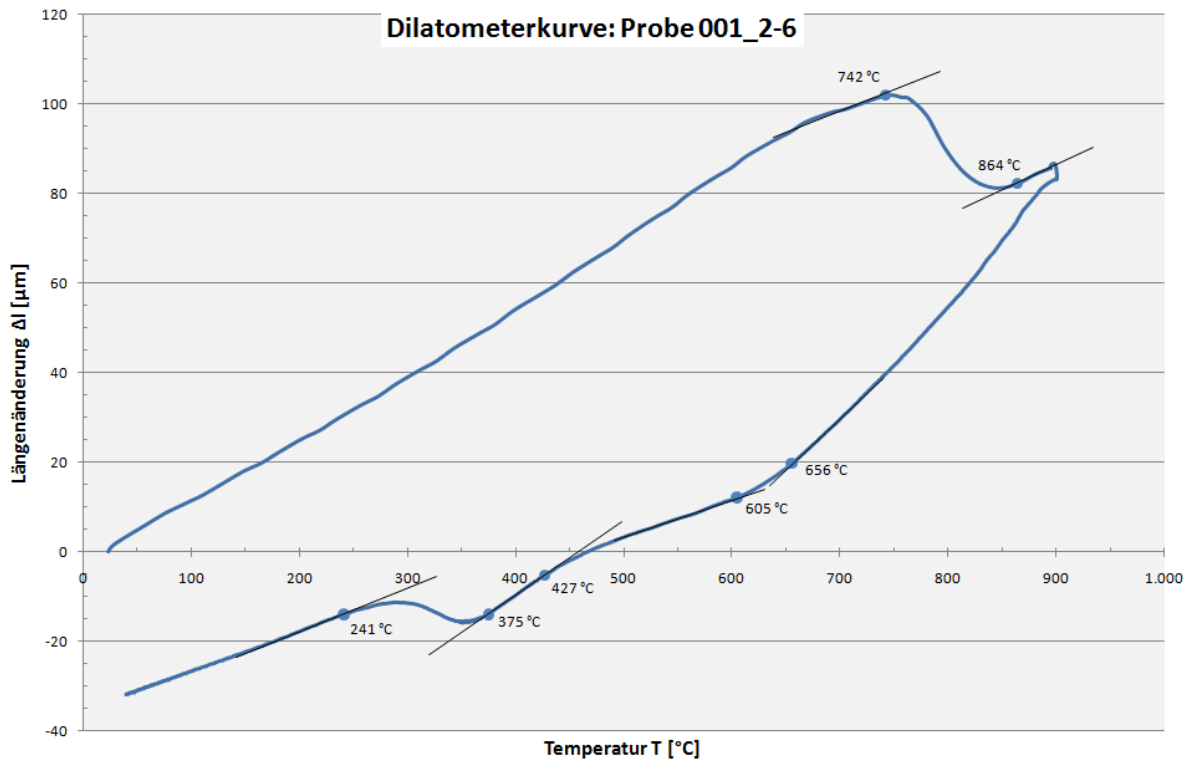


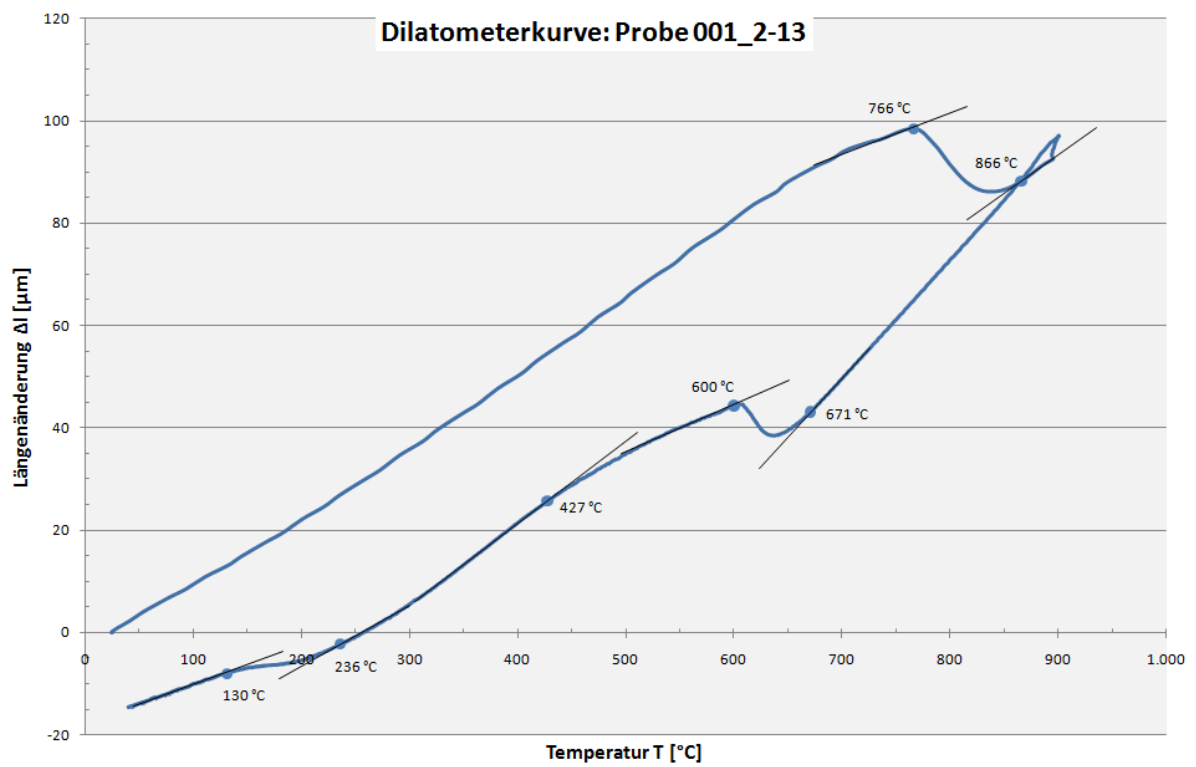
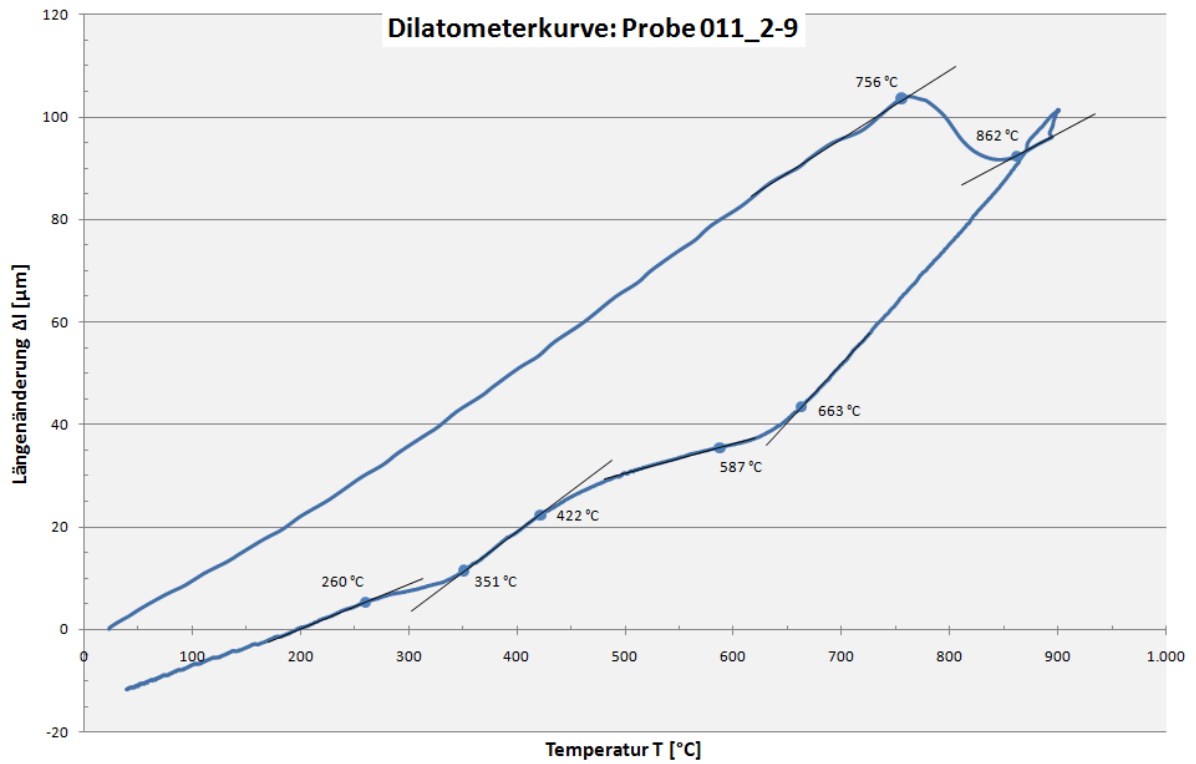


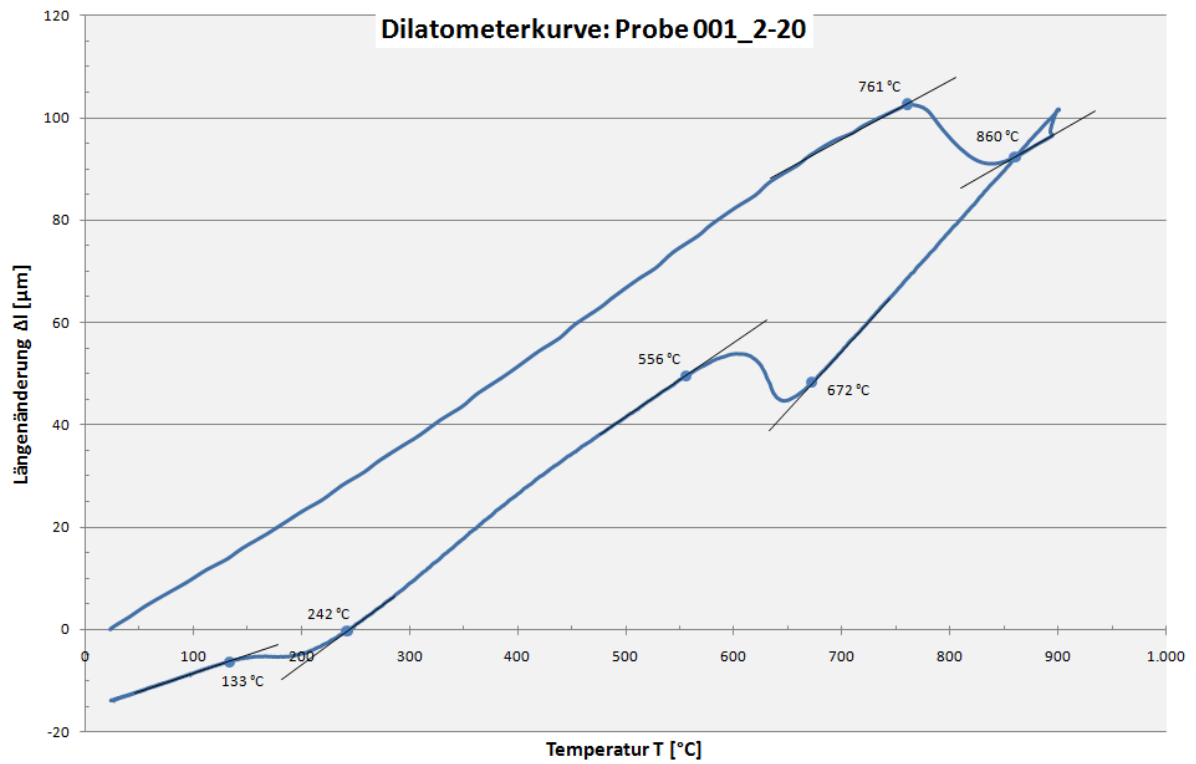
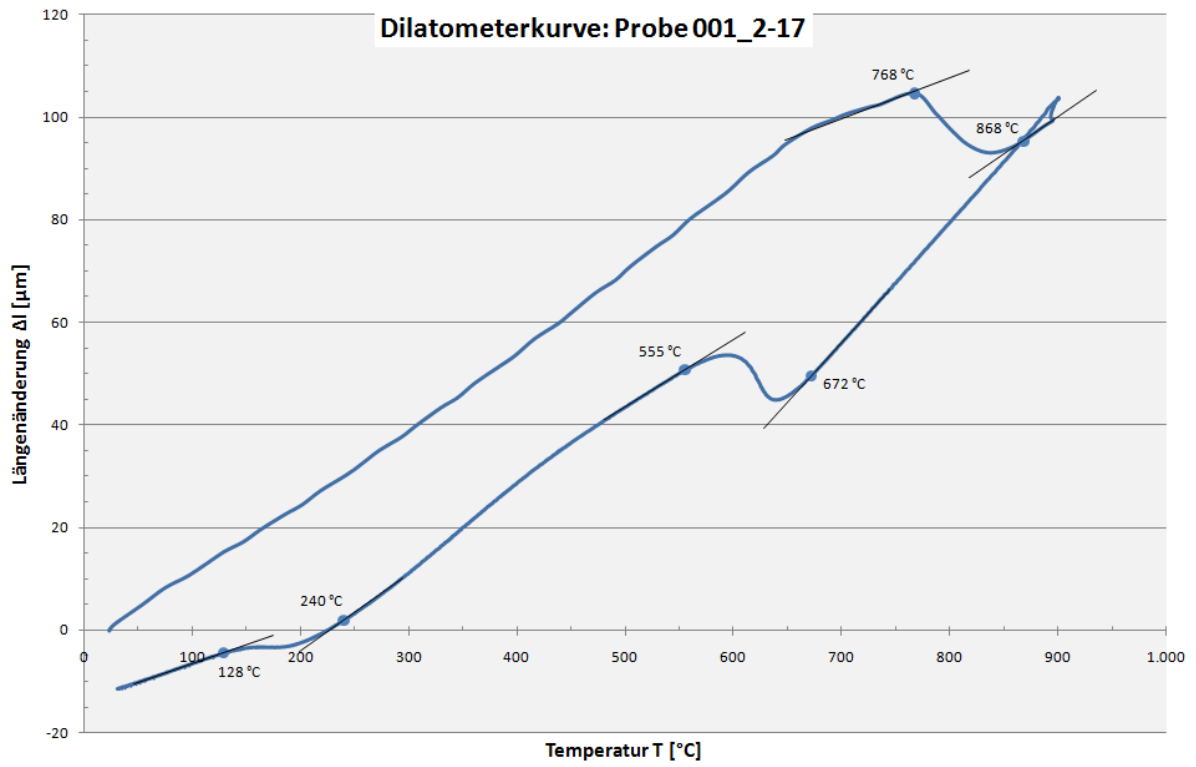
Anhang G: Dilatometerversuche mit $T_s=900\text{ °C}$

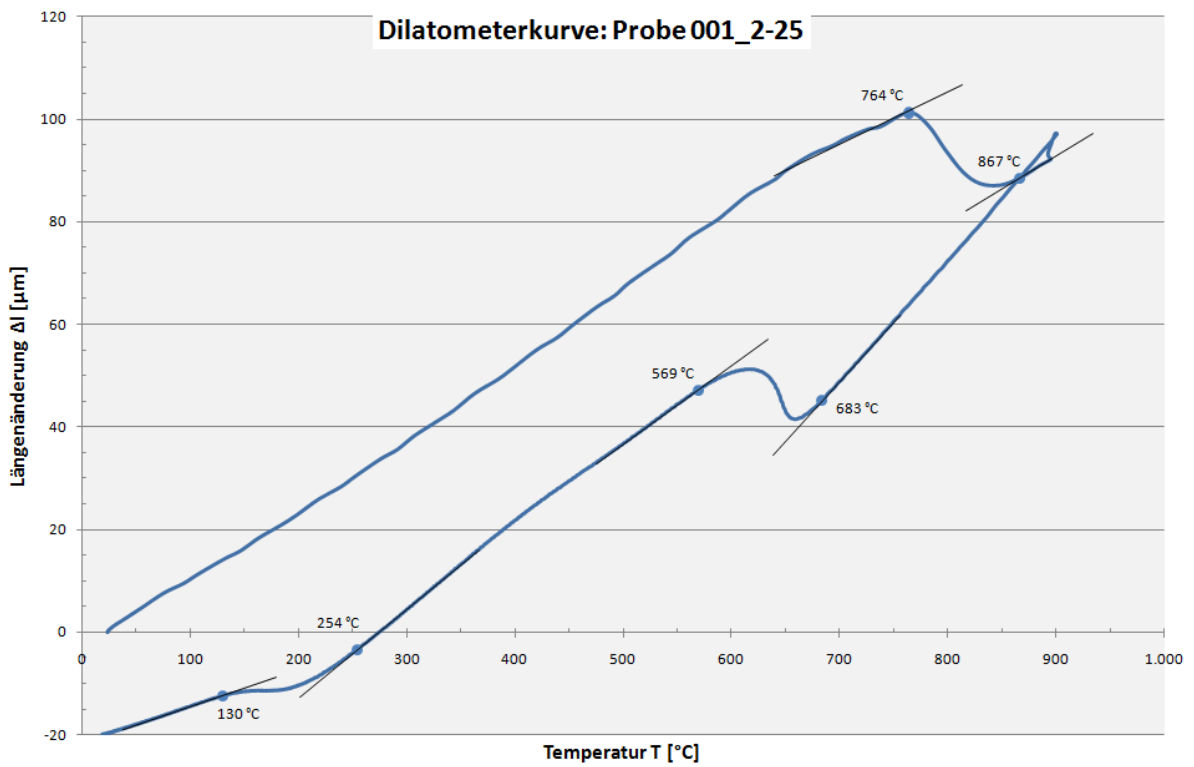
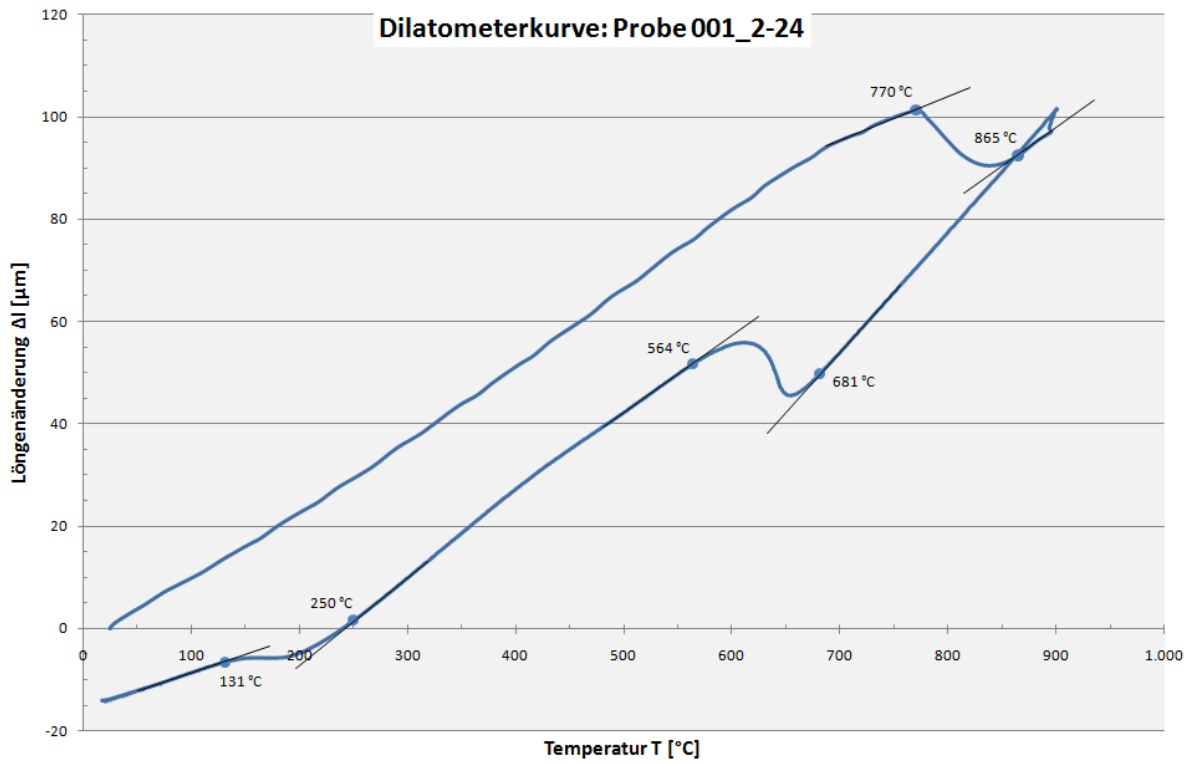






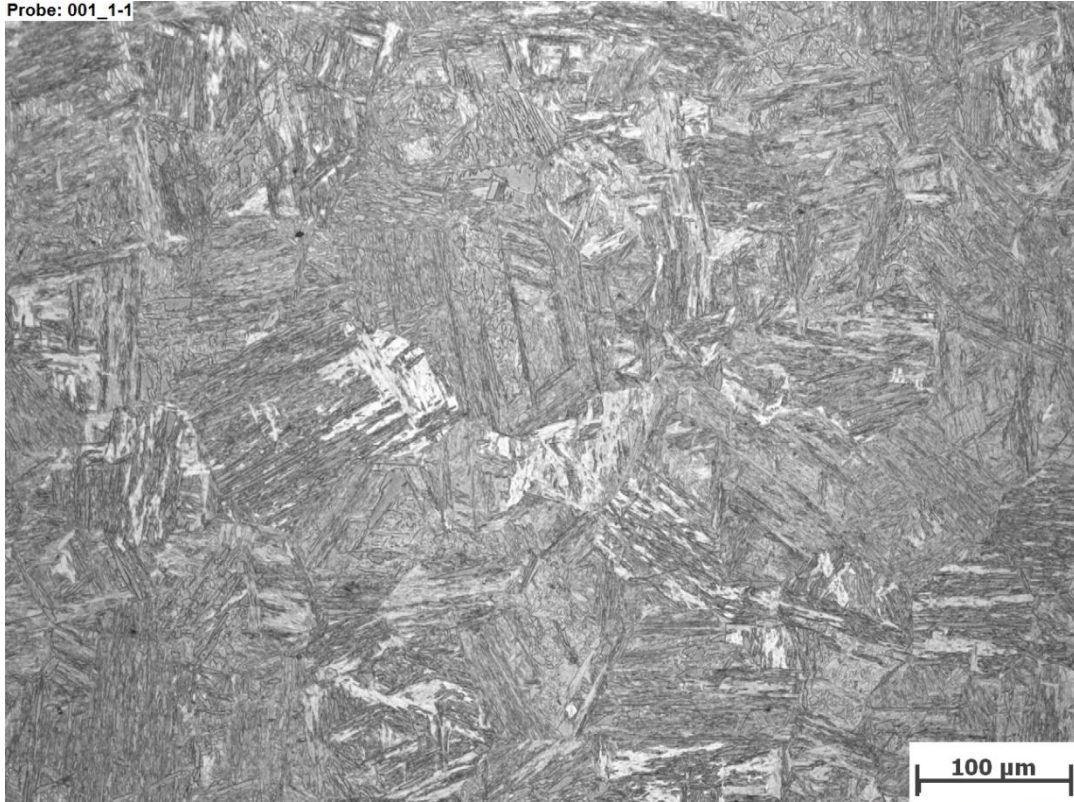






Anhang H: Gefügebilder der Dilatometerproben (I. Versuchsreihe)

Probe: 001_1-1

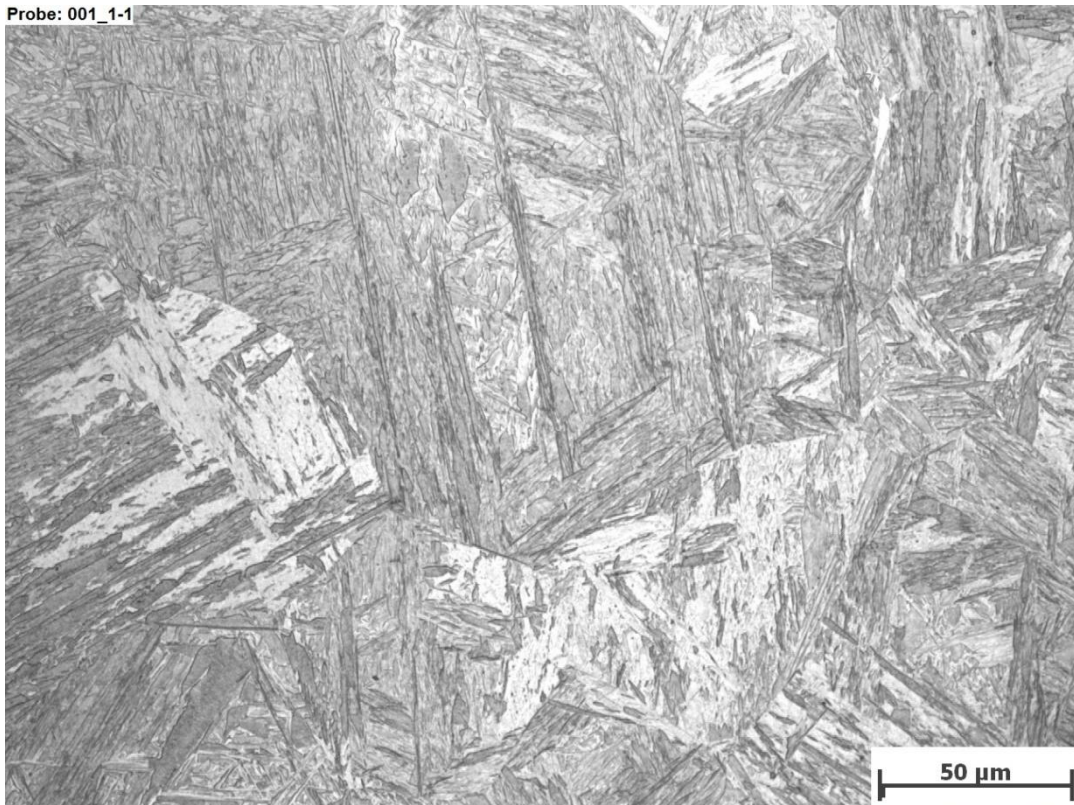


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 µm

Bildname: j210u218.jpg



Probe: 001_1-1

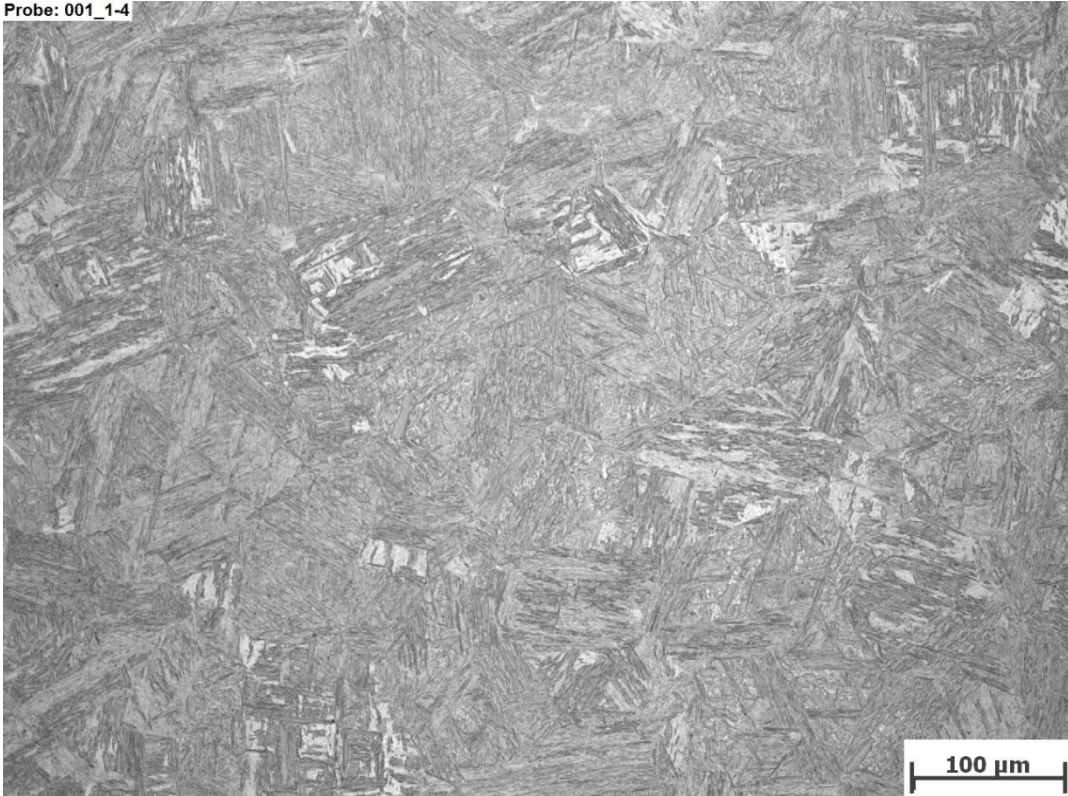


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

Bildname: j210u219.jpg



Probe: 001_1-4

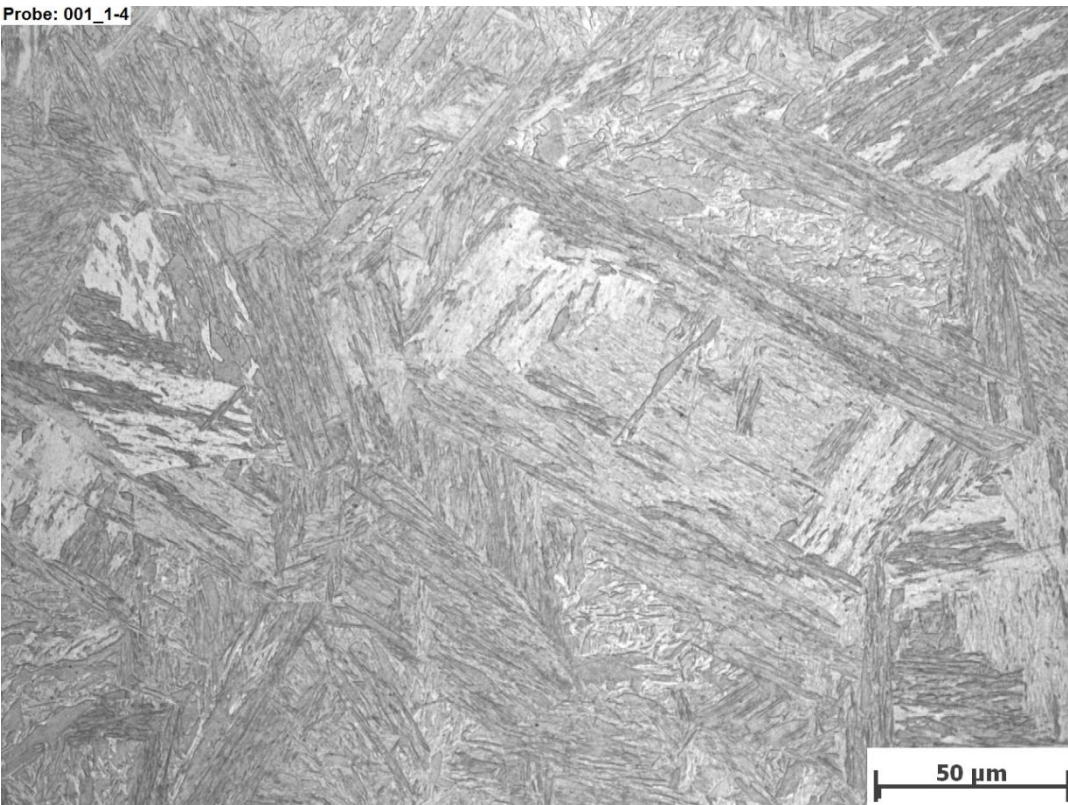


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 µm

Bildname: j210u225.jpg



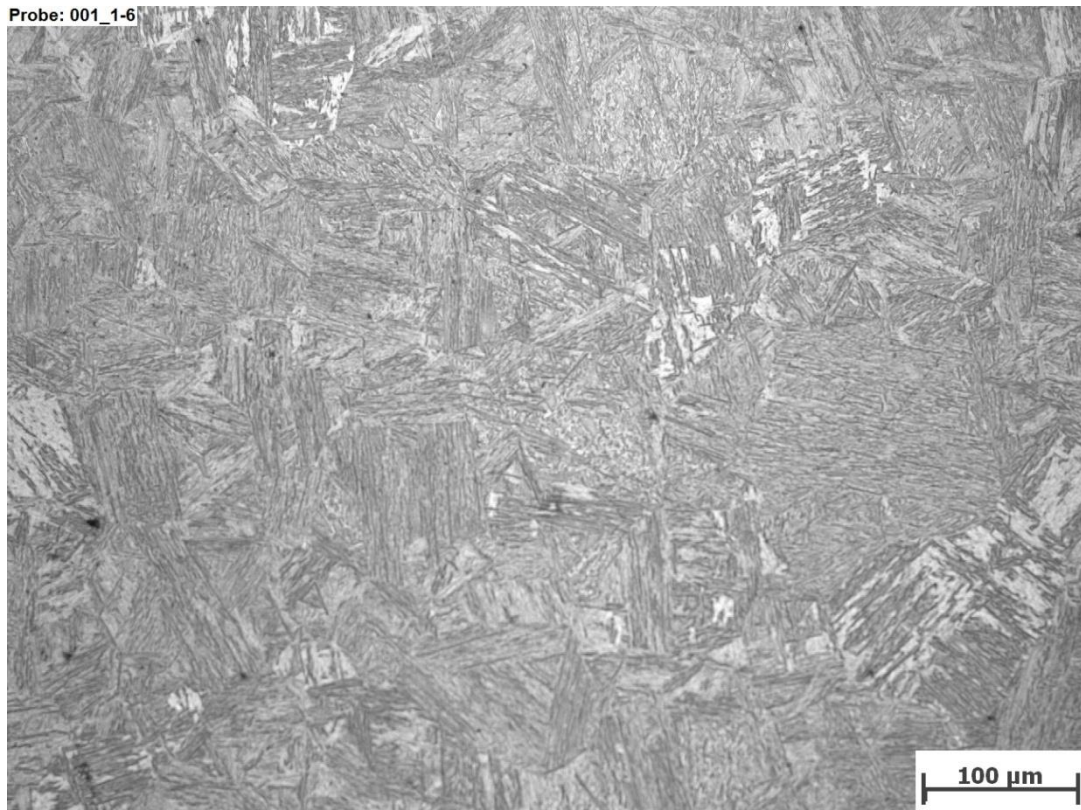
Probe: 001_1-4



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 µm

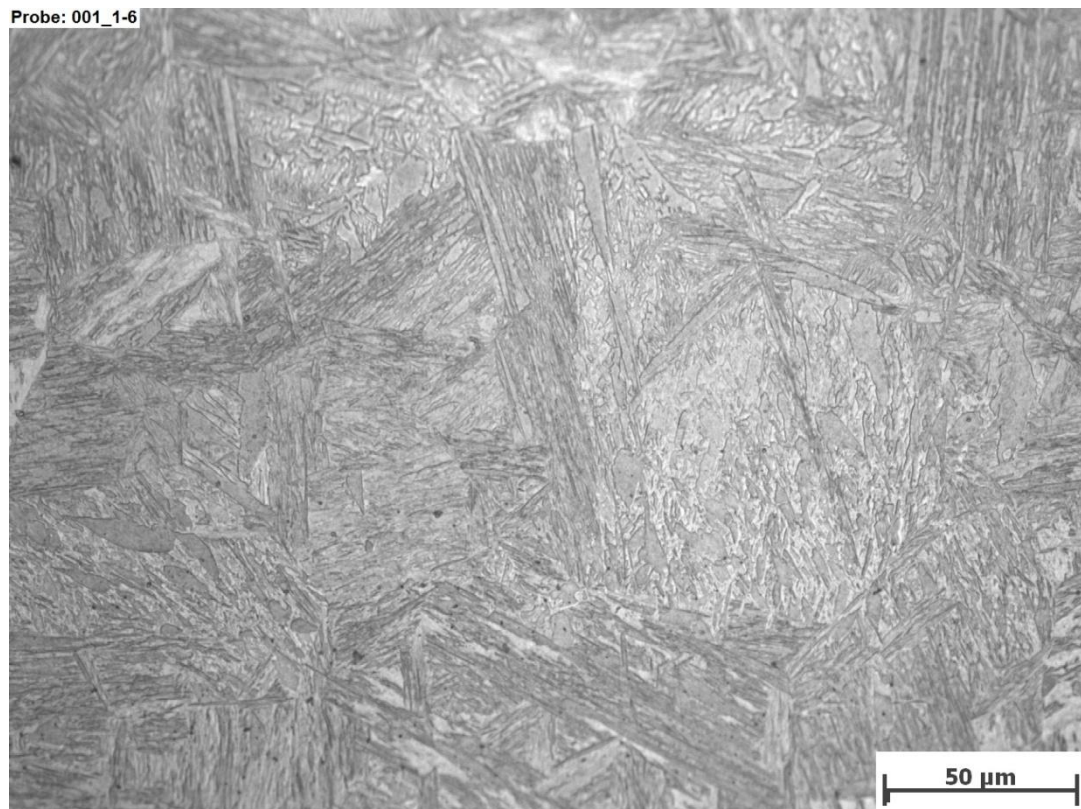
Bildname: j210u226.jpg





Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u231.jpg

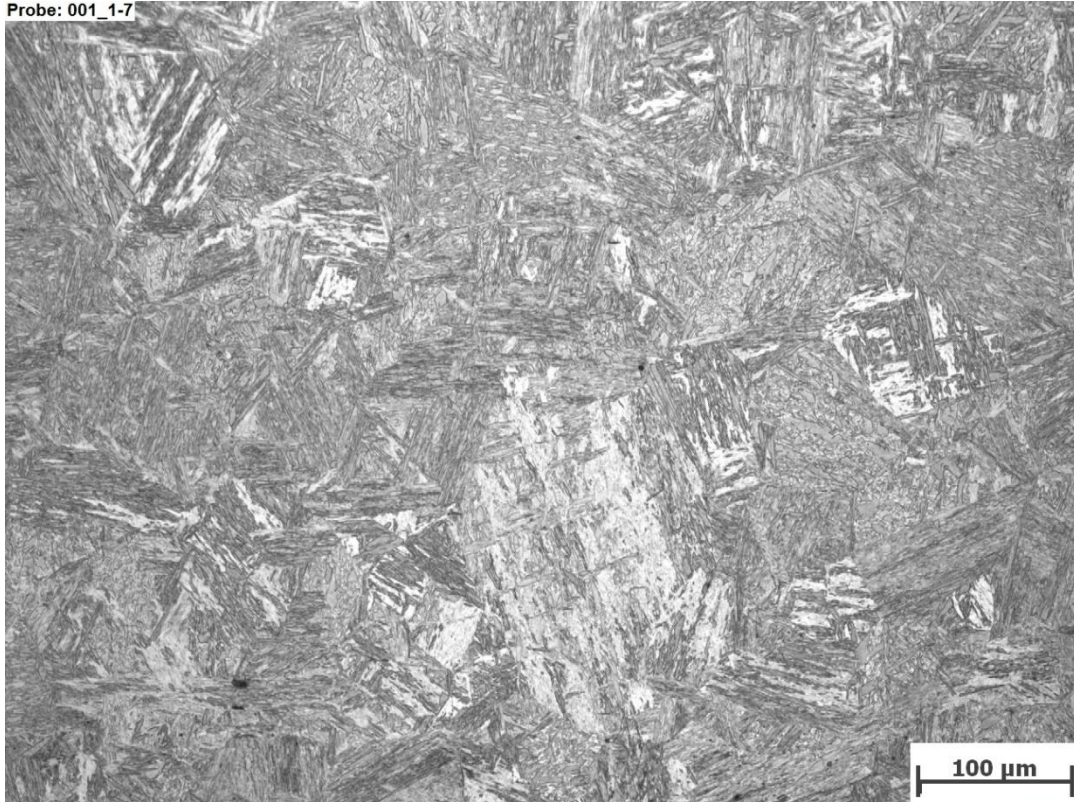


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u232.jpg



Probe: 001_1-7

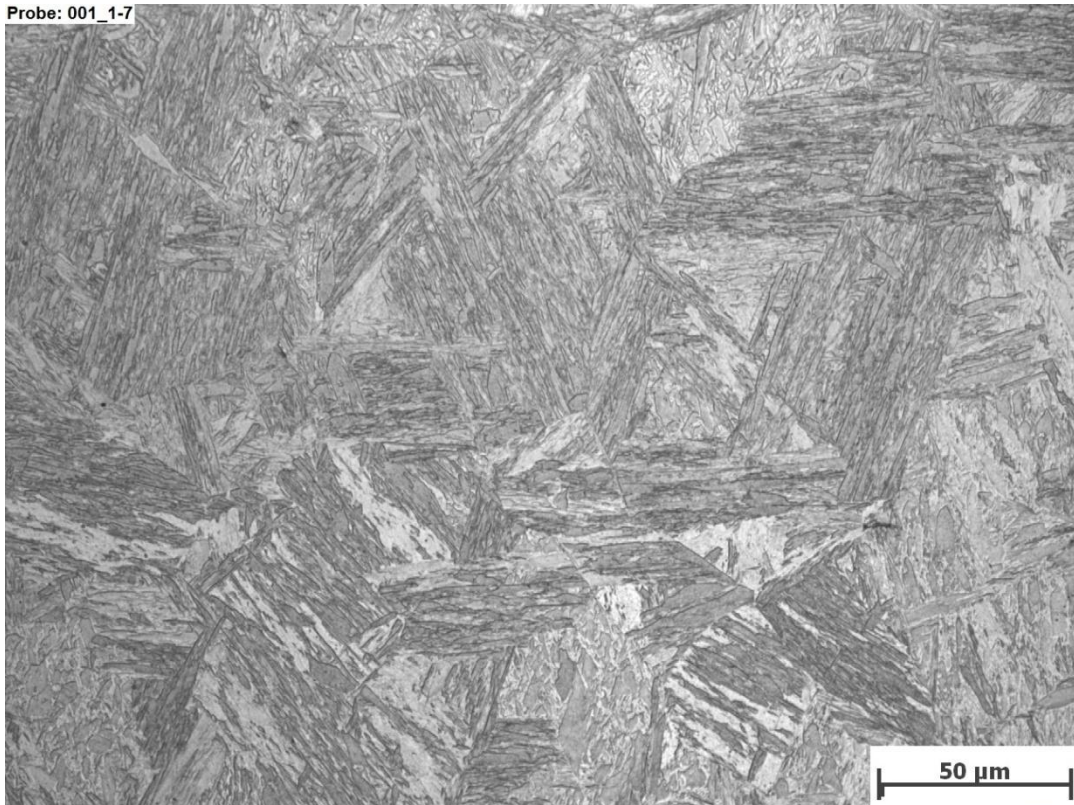


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u237.jpg



Probe: 001_1-7

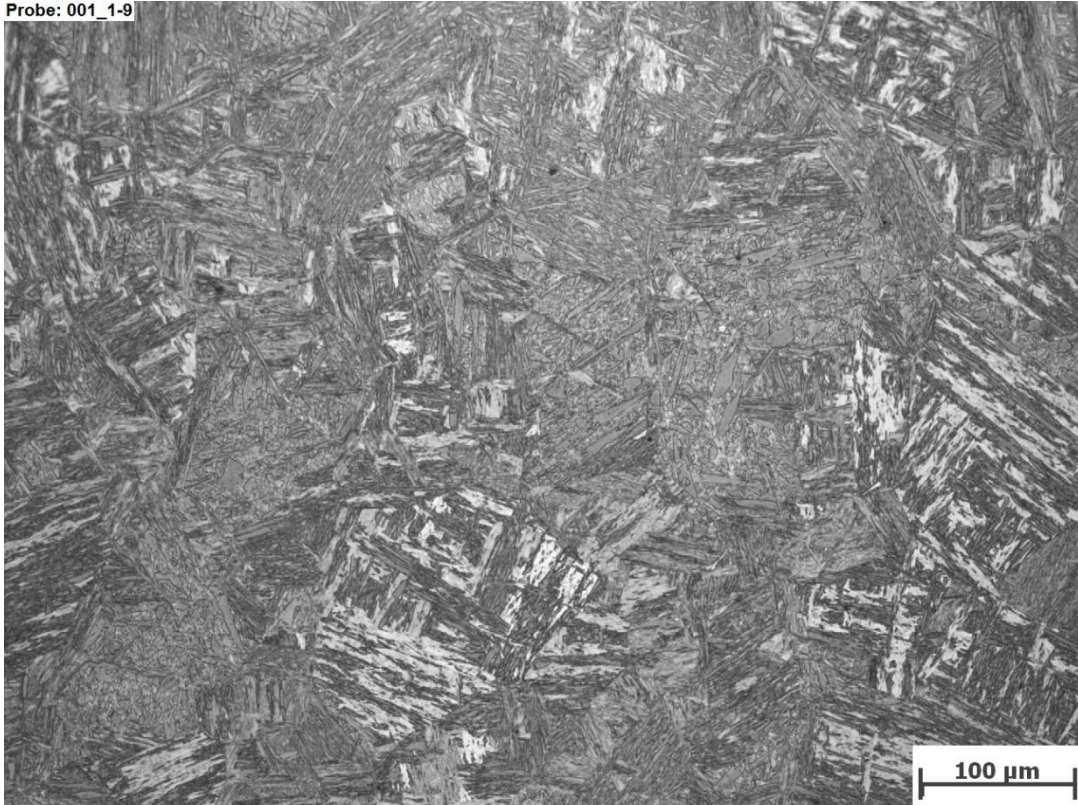


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u238.jpg



Probe: 001_1-9

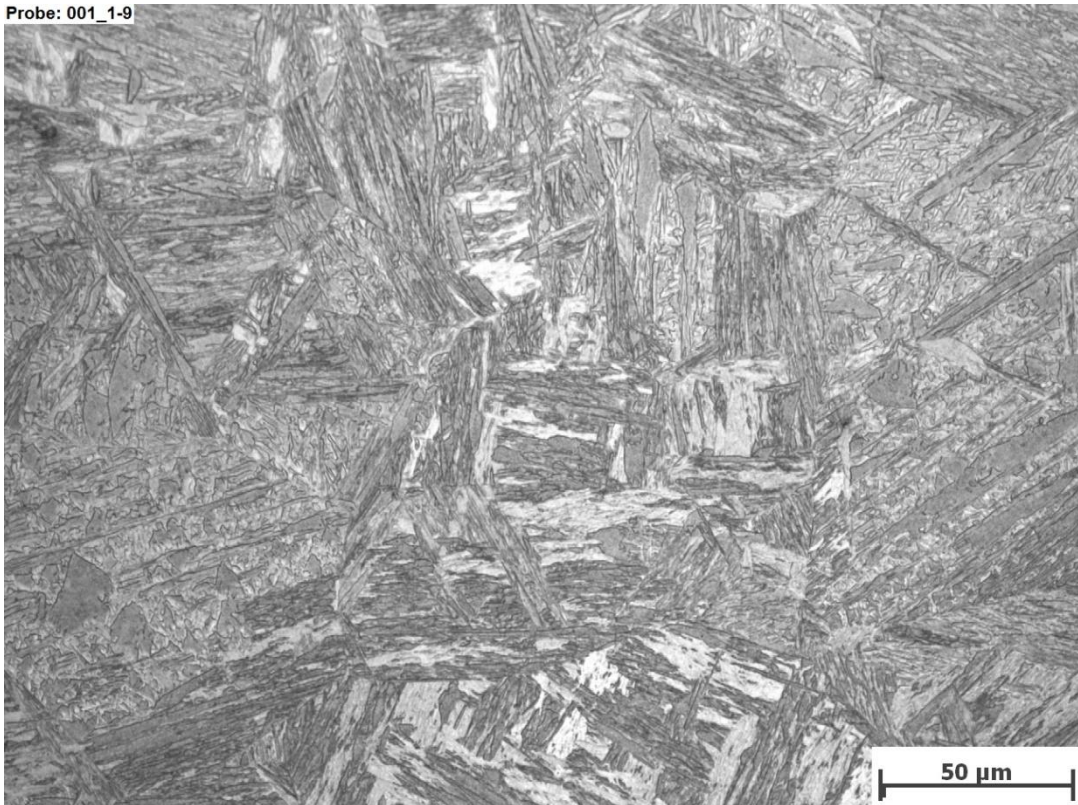


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u243.jpg



Probe: 001_1-9

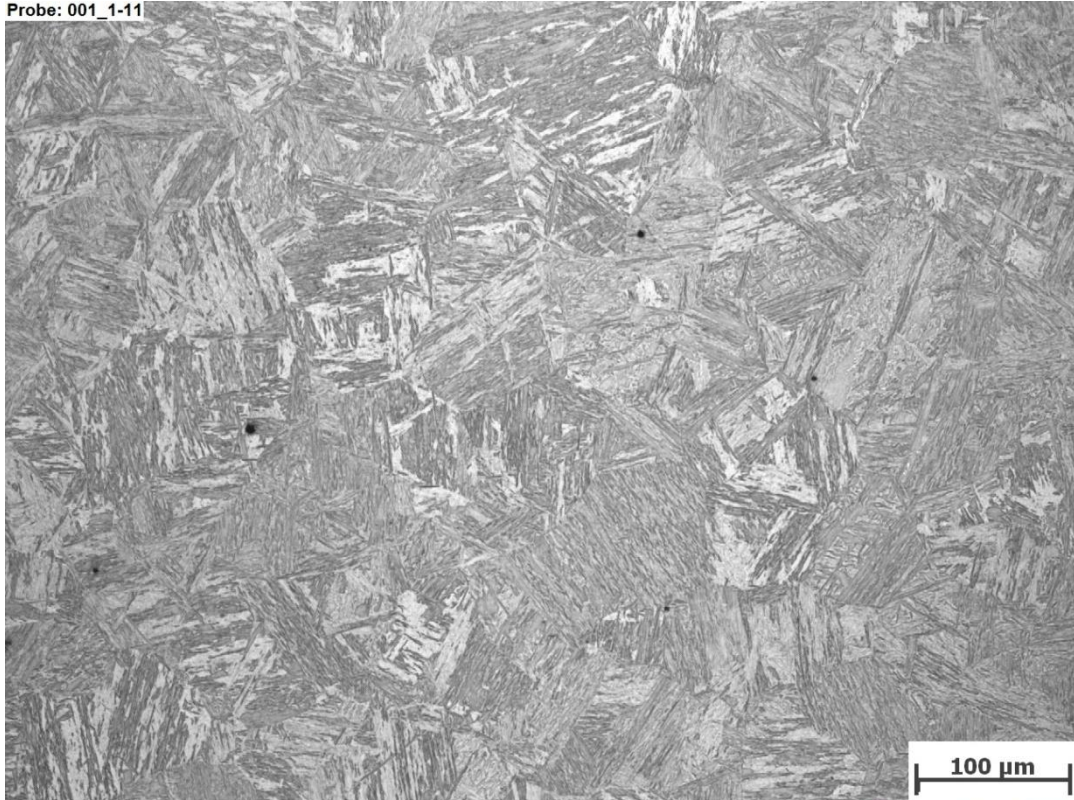


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u244.jpg



Probe: 001_1-11

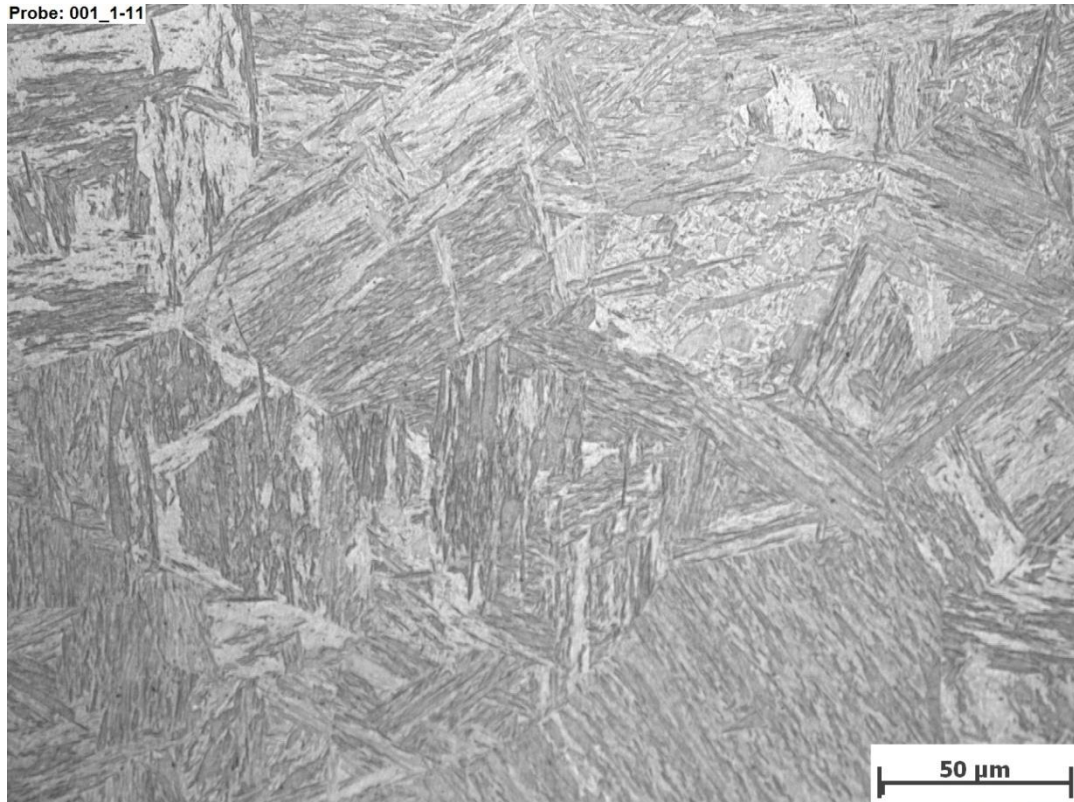


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u250.jpg



Probe: 001_1-11

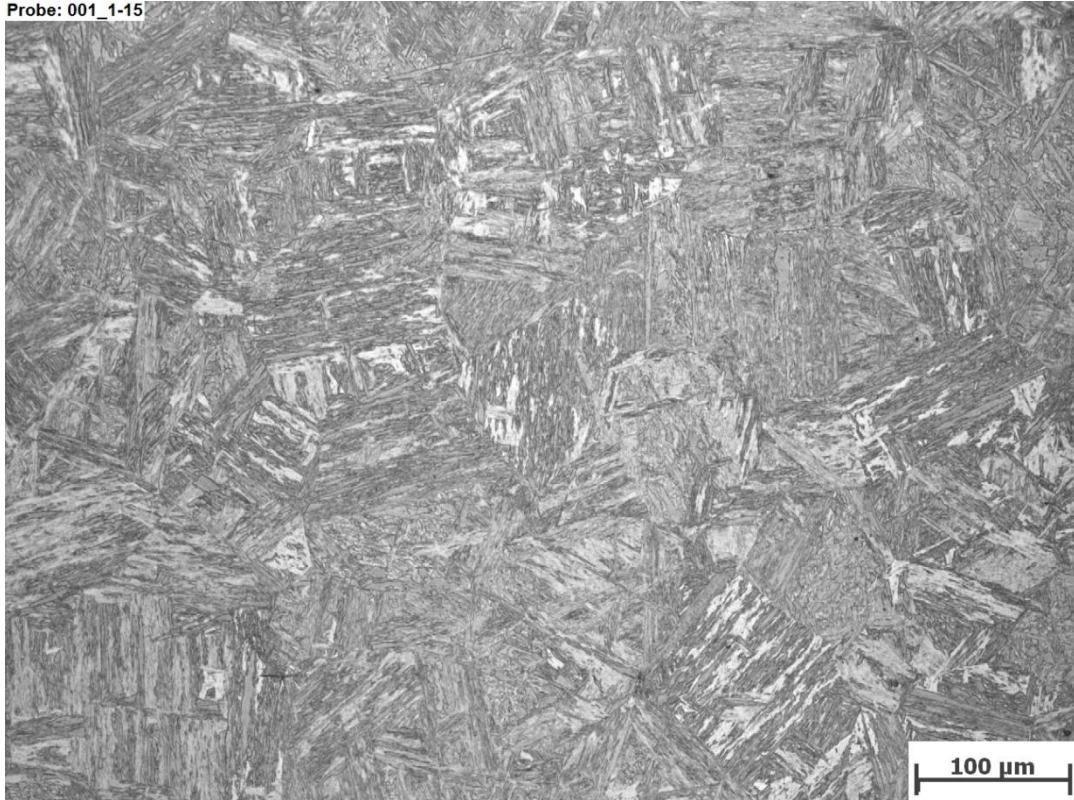


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u251.jpg



Probe: 001_1-15

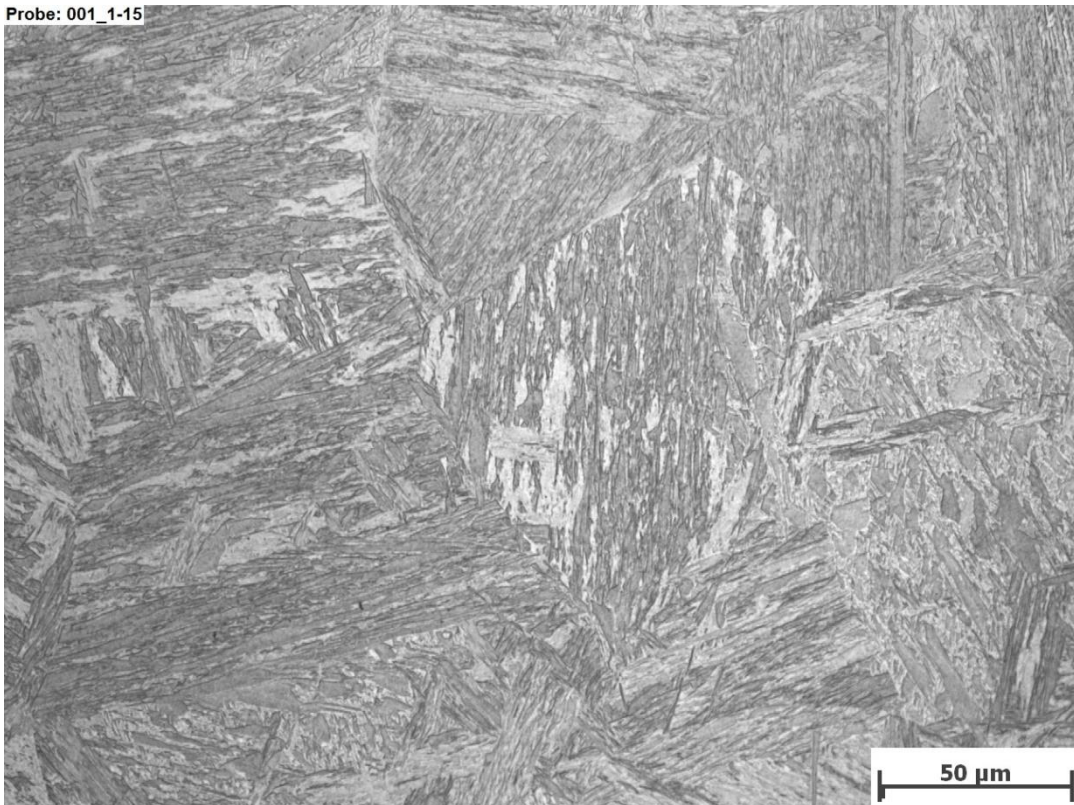


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u256.jpg



Probe: 001_1-15

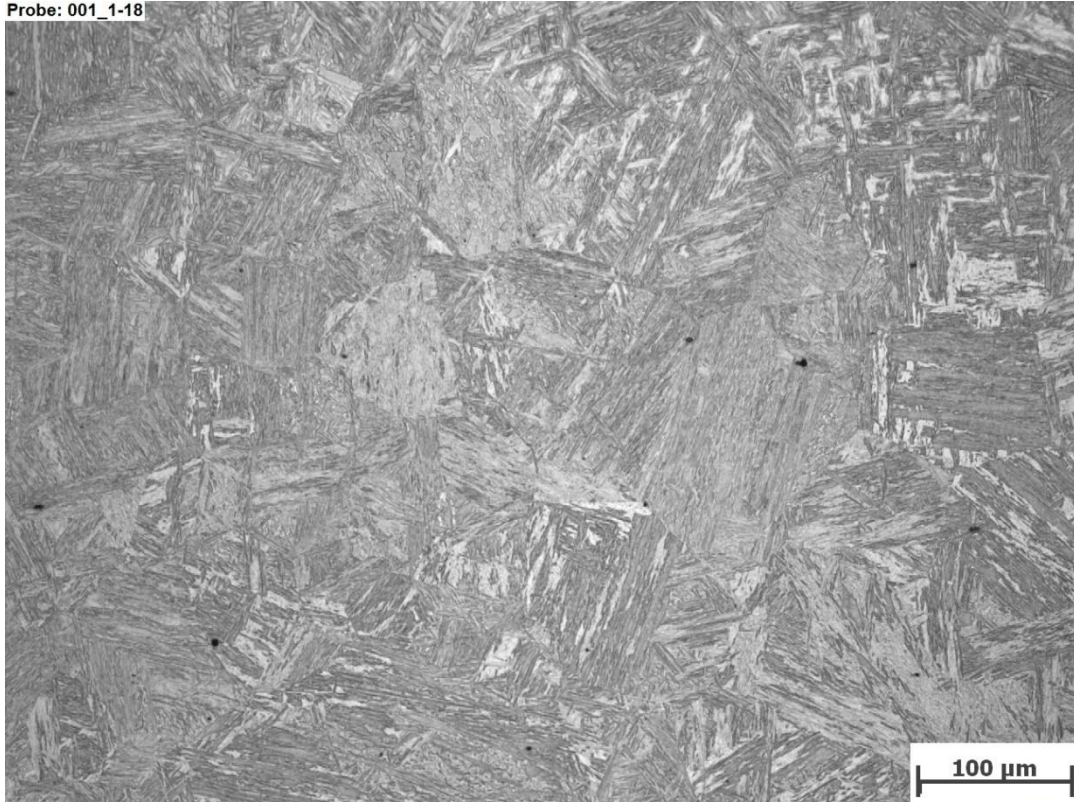


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u257.jpg



Probe: 001_1-18

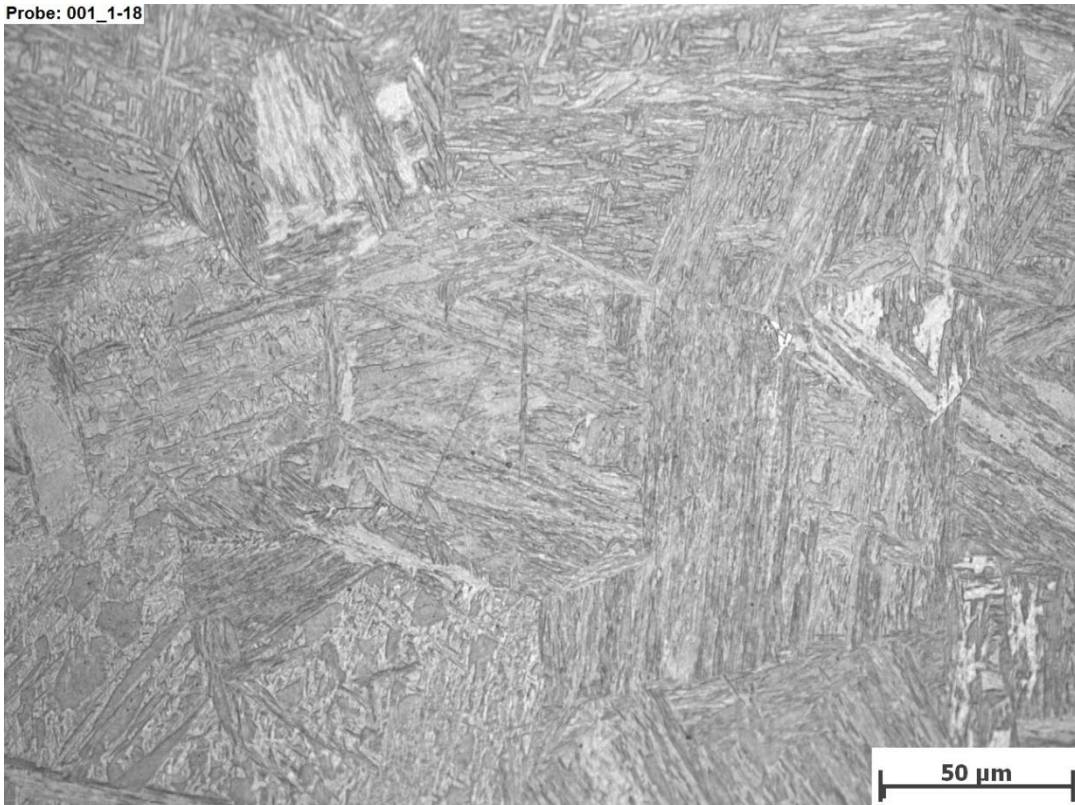


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j210u262.jpg



Probe: 001_1-18

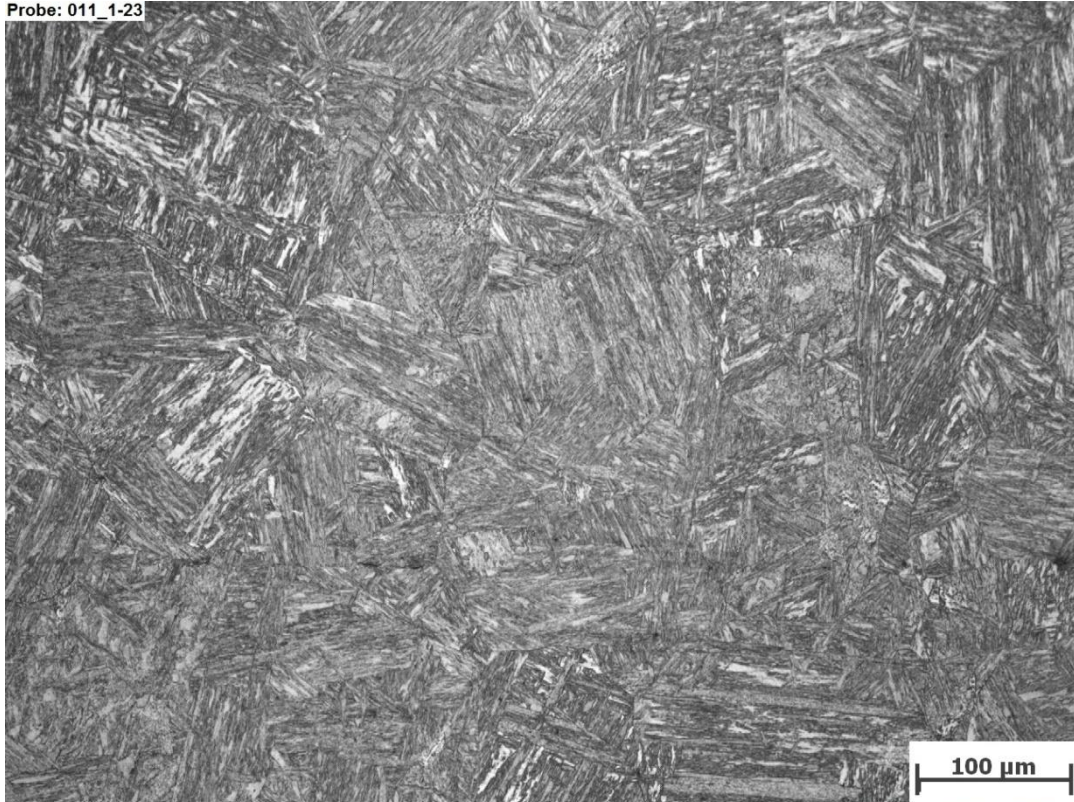


Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j210u263.jpg



Probe: 011_1-23

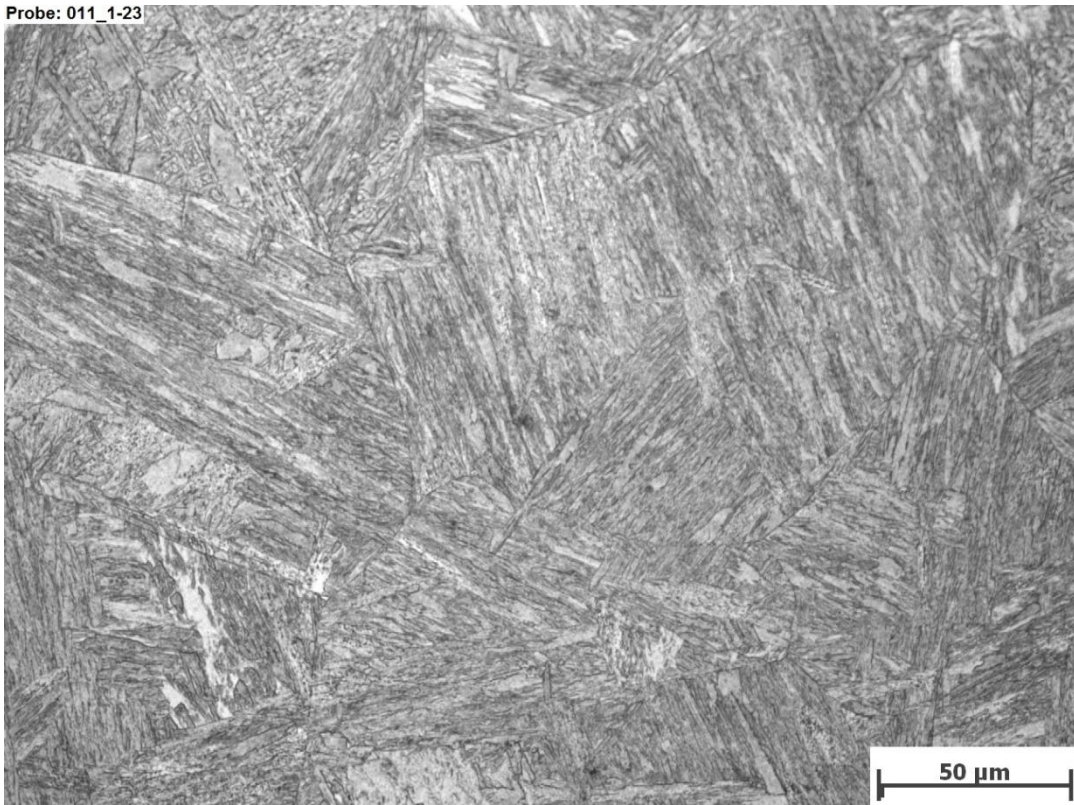


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j211u037.jpg



Probe: 011_1-23



Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j211u038.jpg



Probe: 011_1-25

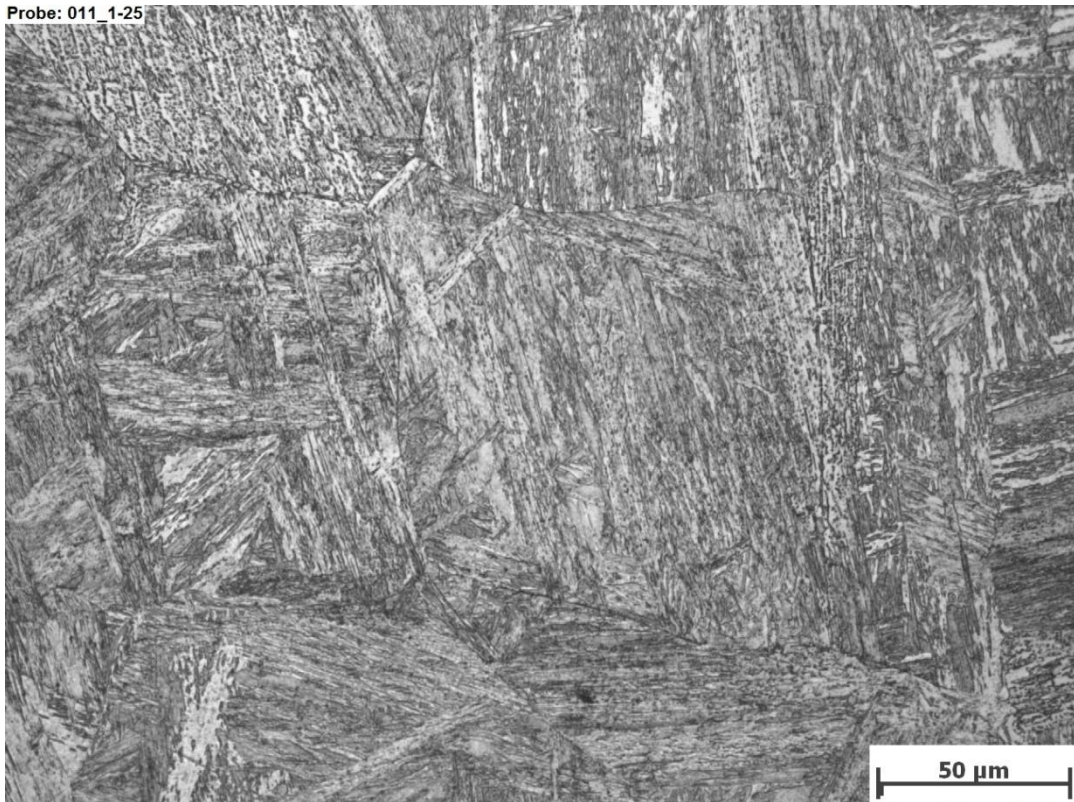


Mikroskopvergrößerung: 200x; Bildbreite: 697,27 μm

Bildname: j211u043.jpg



Probe: 011_1-25



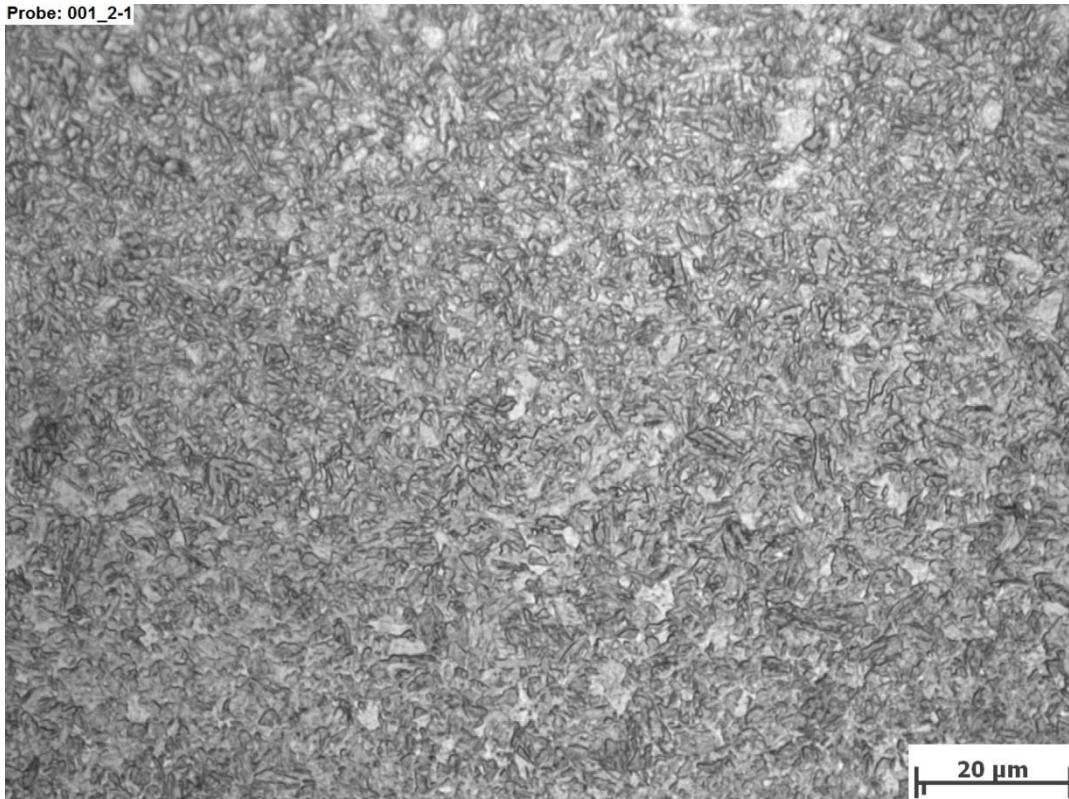
Mikroskopvergrößerung: 500x; Bildbreite: 278,91 μm

Bildname: j211u044.jpg



Anhang I: Gefügebilder der Dilatometerproben (II. Versuchsreihe)

Probe: 001_2-1

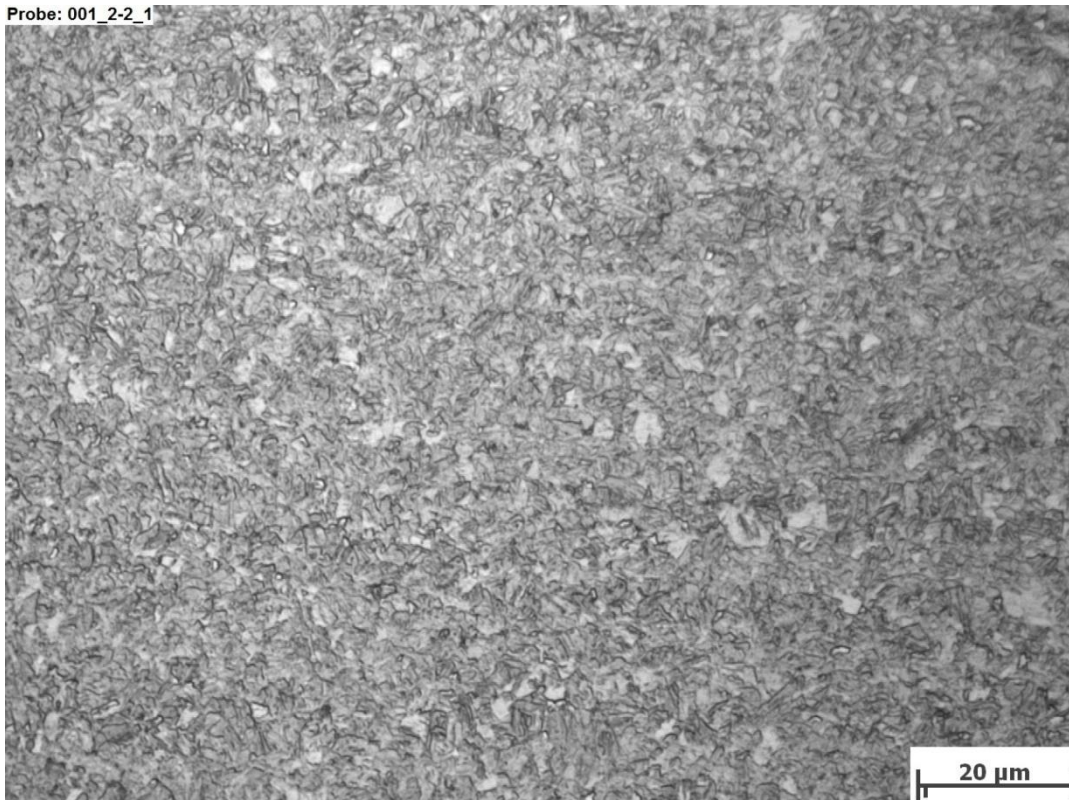


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j210u271.jpg



Probe: 001_2-2_1

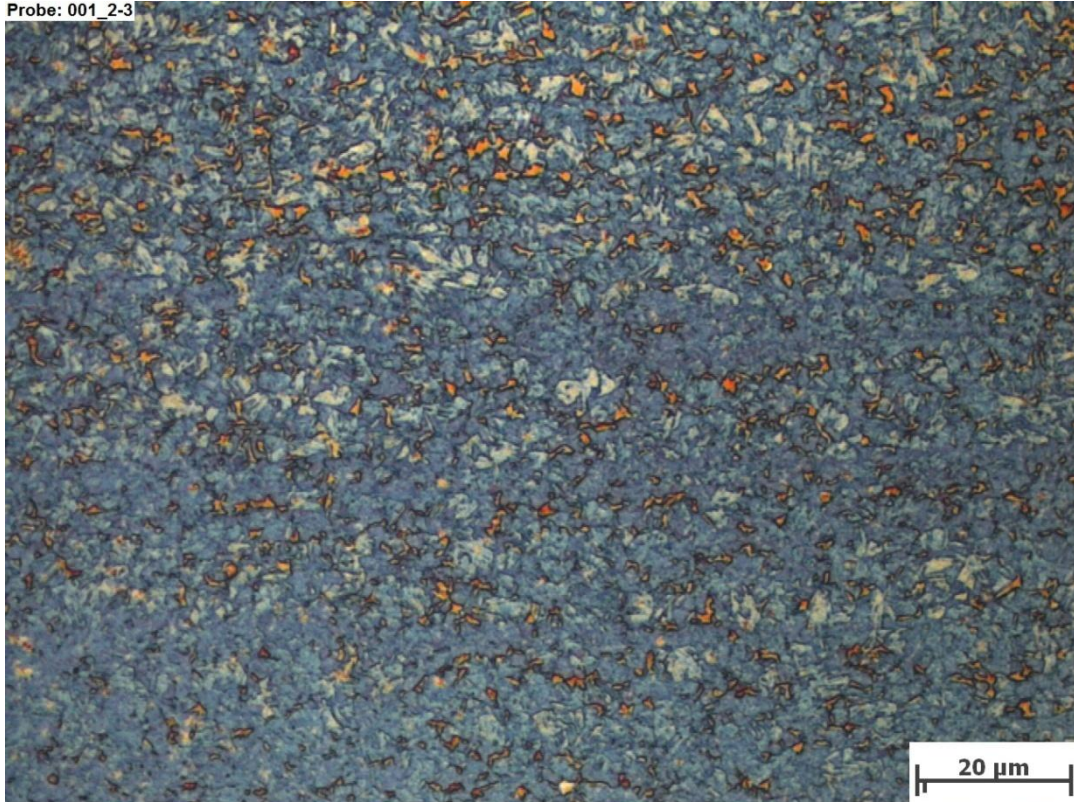


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u097.jpg



Probe: 001_2-3



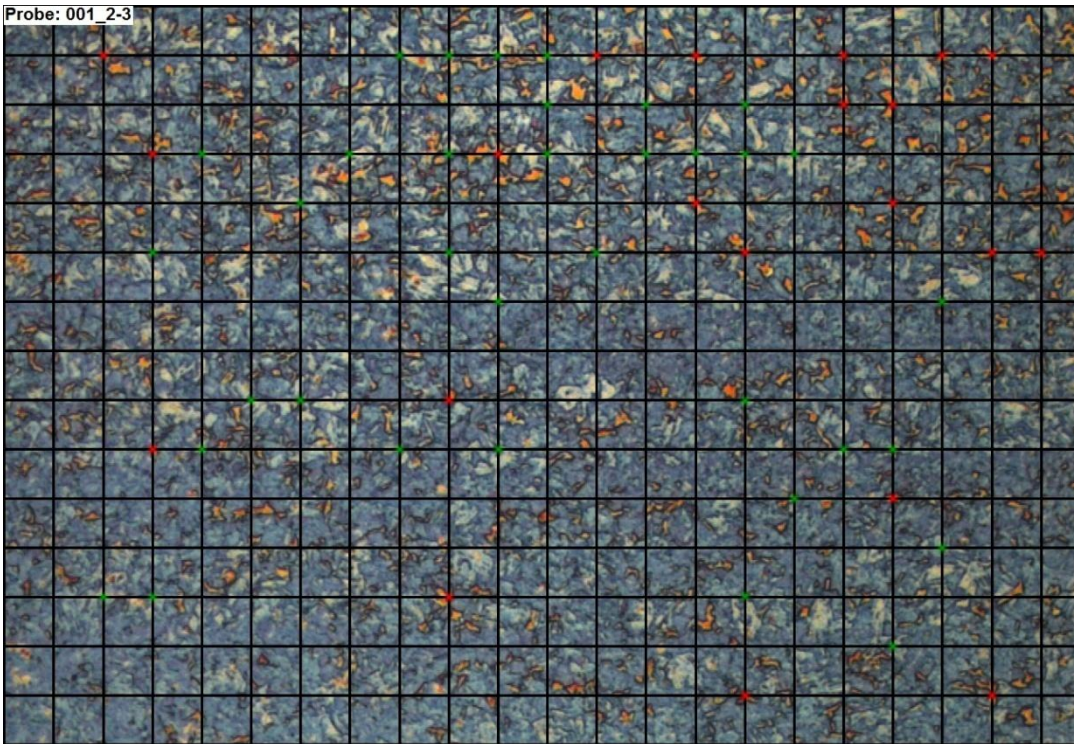
20 μm

Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: j211u107.jpg



Probe: 001_2-3



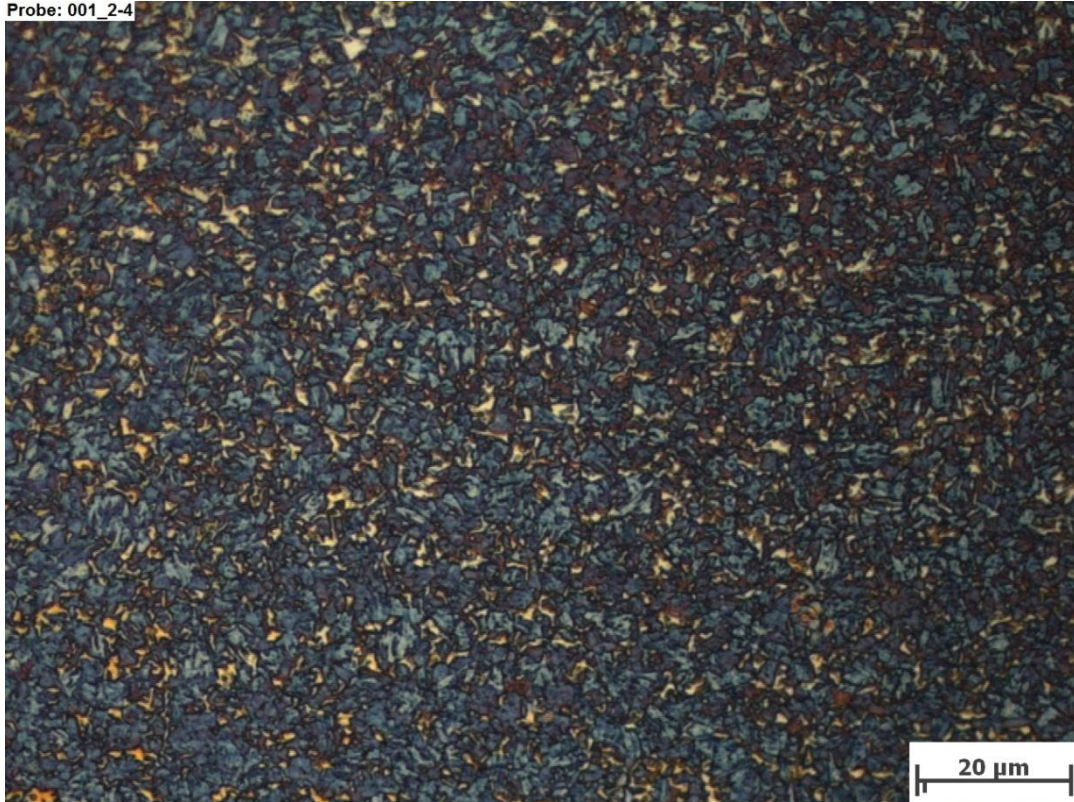
20 μm

Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: j211u107.jpg



Probe: 001_2-4

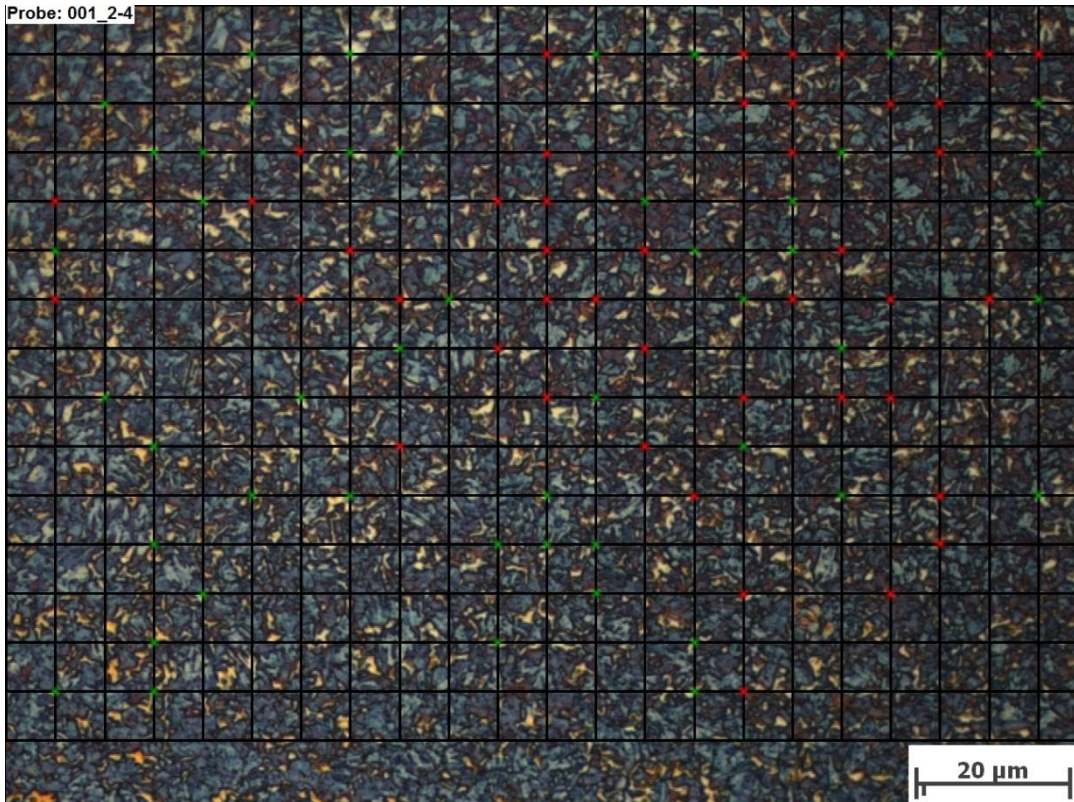


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u133.jpg



Probe: 001_2-4



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u133.jpg



Probe: 001_2-6

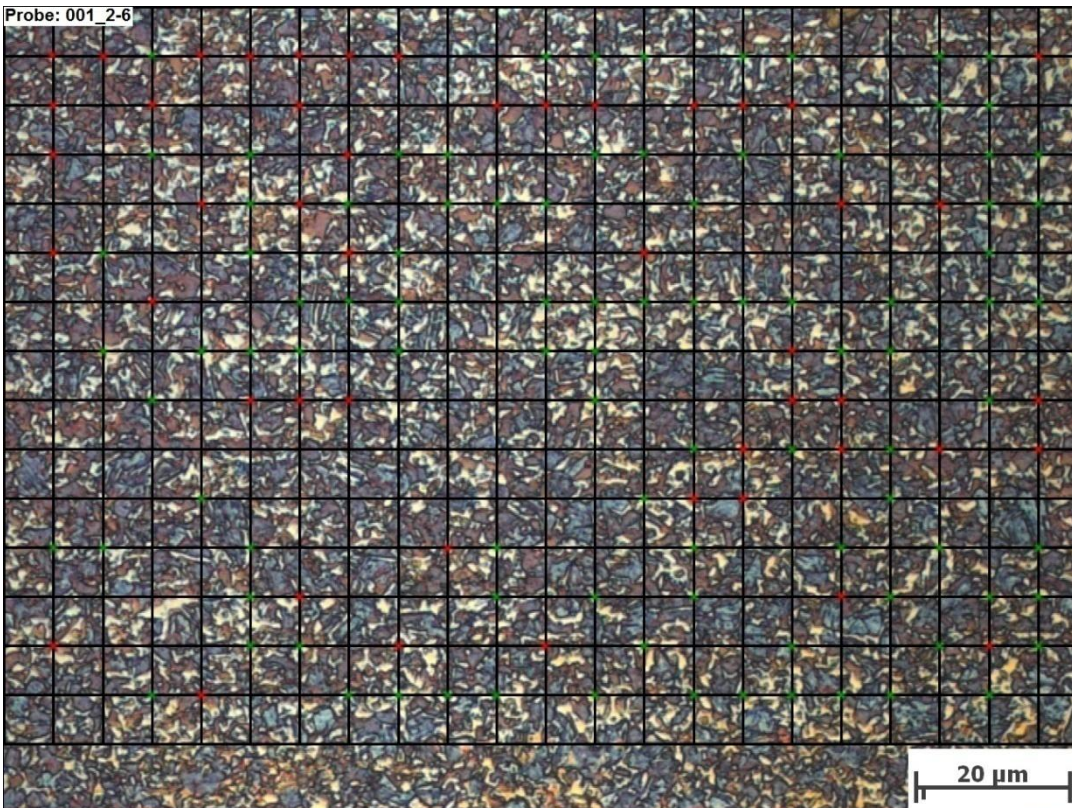


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u141.jpg



Probe: 001_2-6



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u141.jpg



Probe: 001_2-7

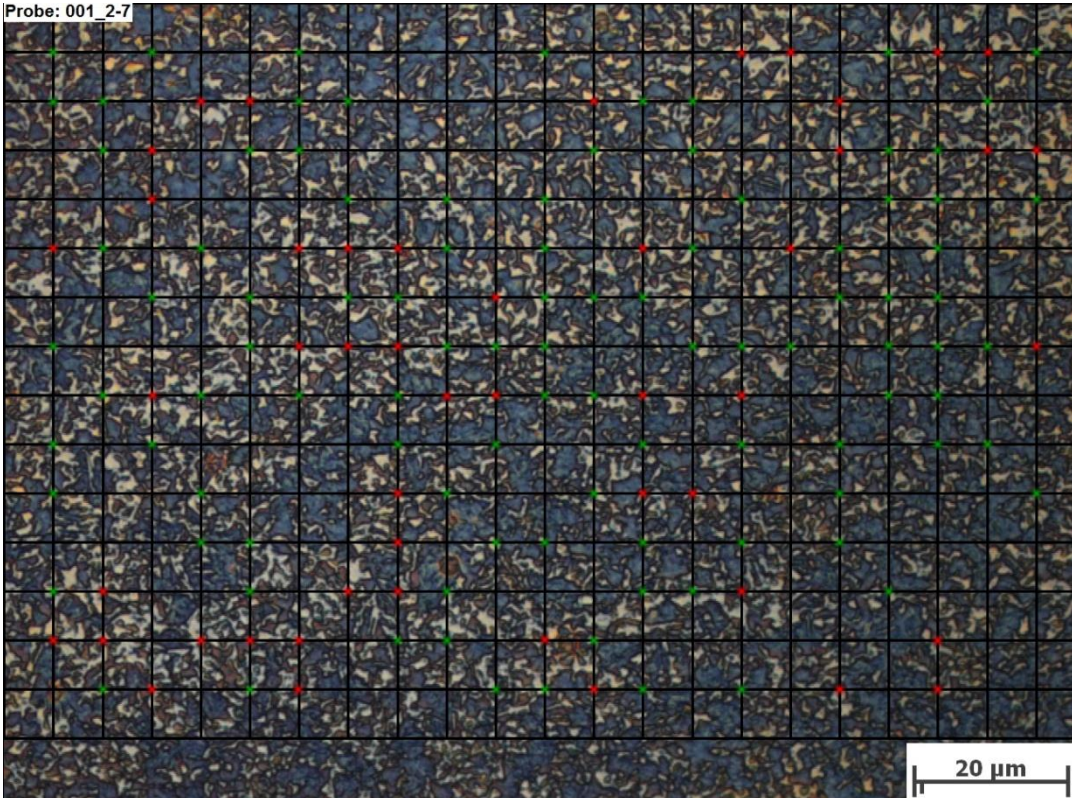


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u169.jpg



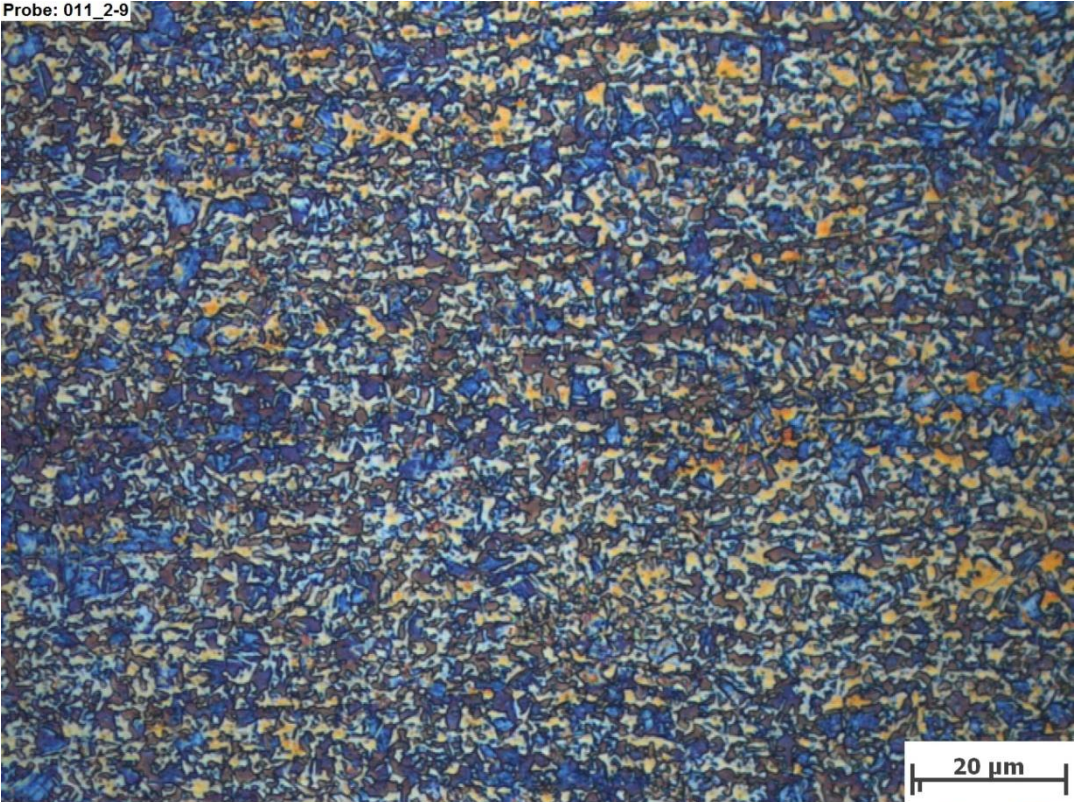
Probe: 001_2-7



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

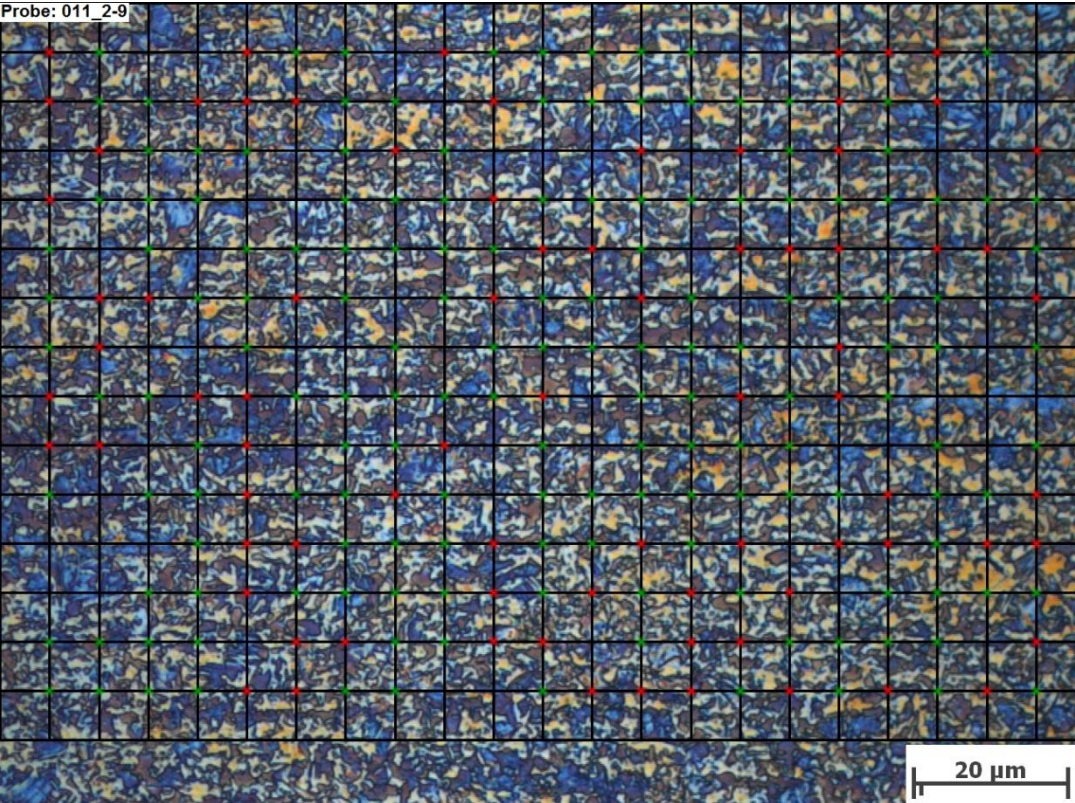
Bildname: j211u169.jpg





Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u115.jpg



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u115.jpg



Probe: 001_2-13

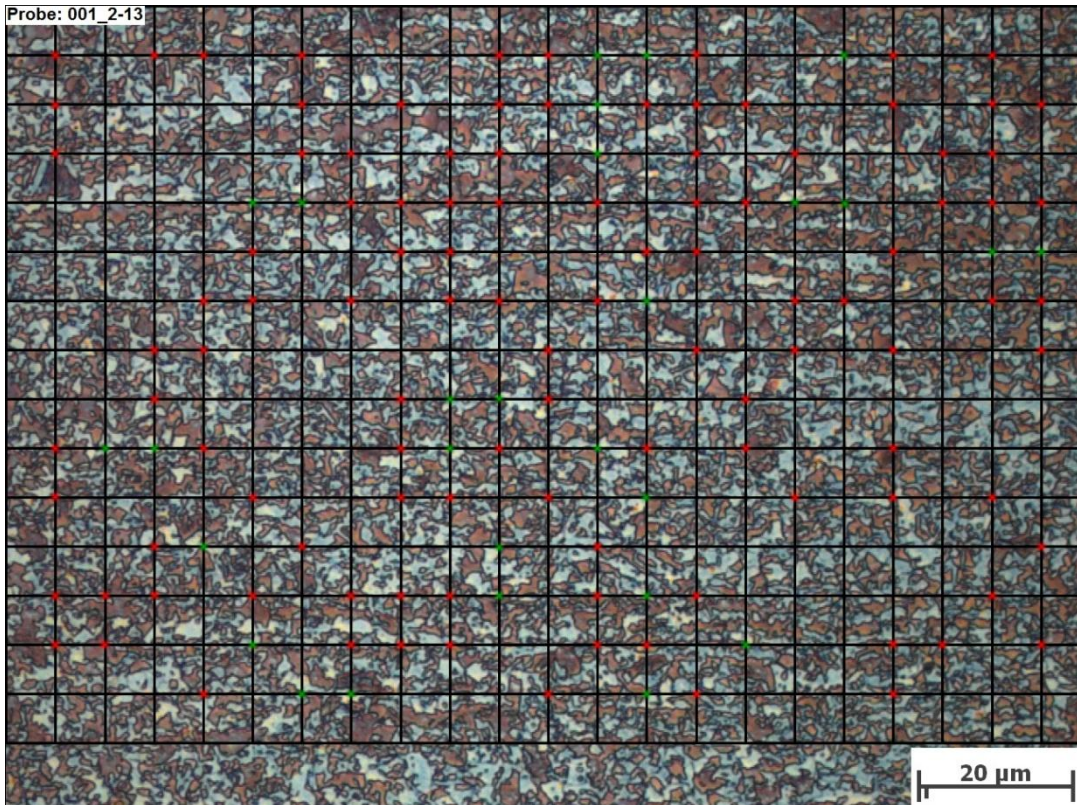


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u123.jpg



Probe: 001_2-13

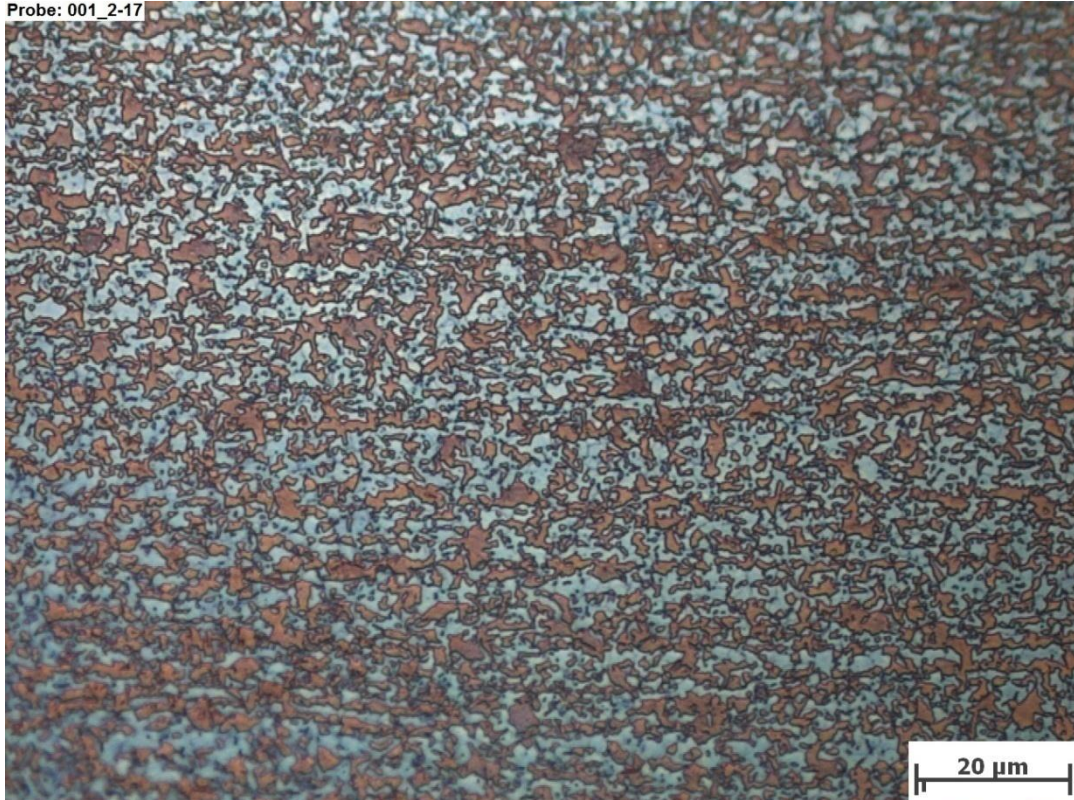


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u123.jpg



Probe: 001_2-17

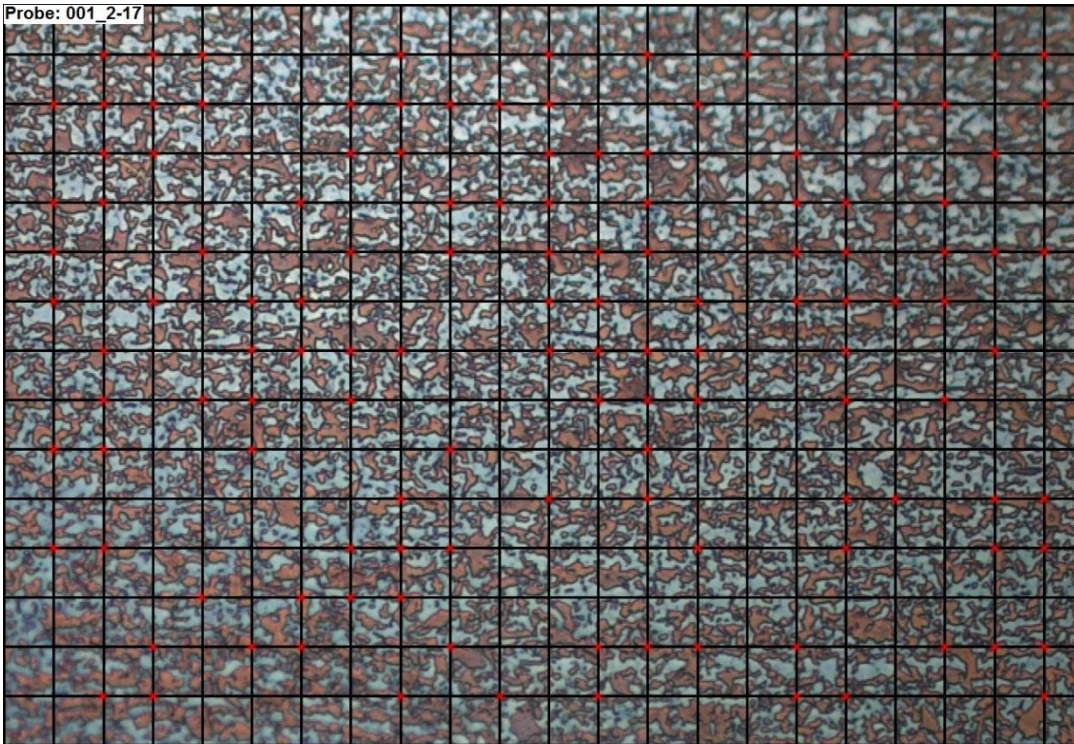


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u145.jpg



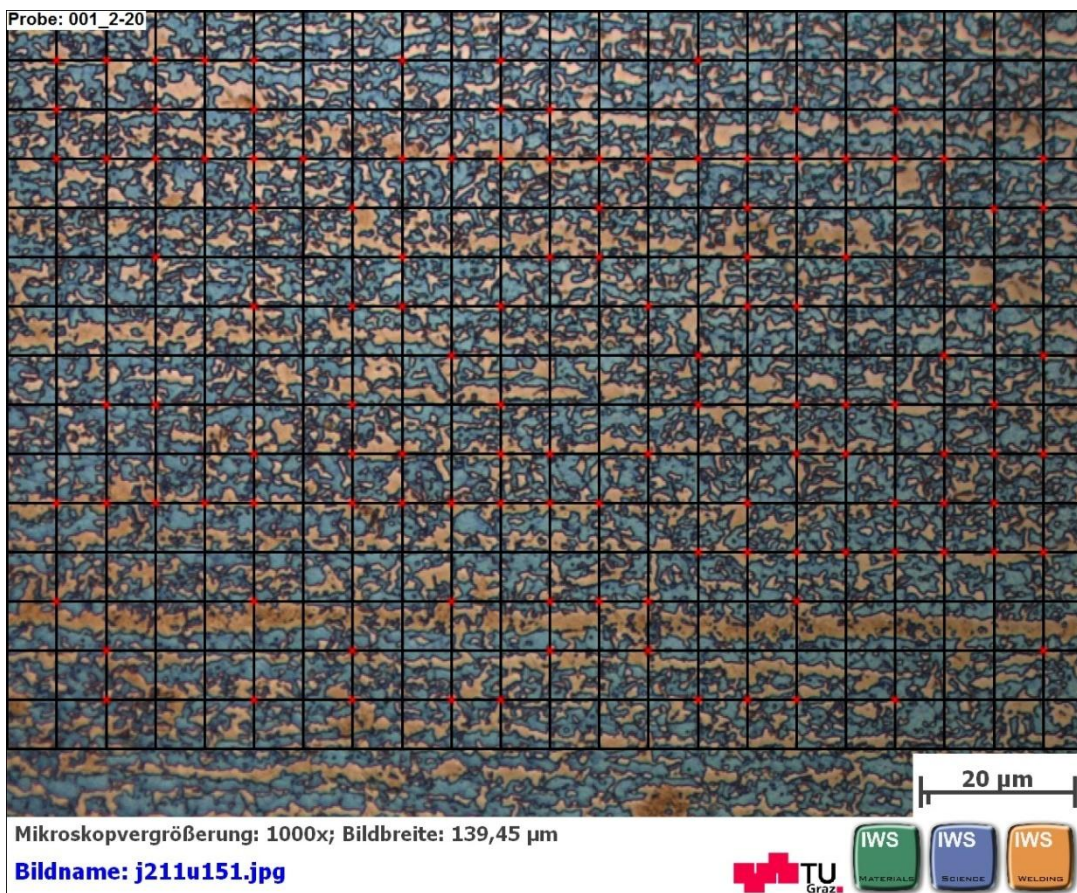
Probe: 001_2-17



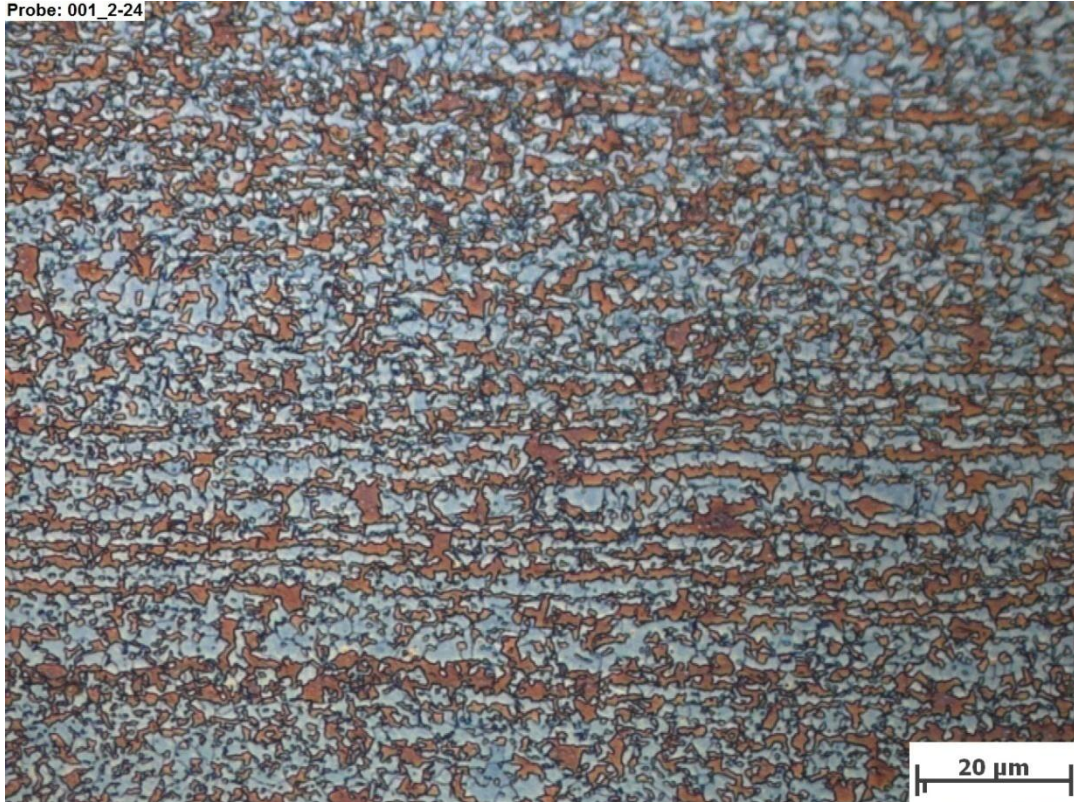
Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u145.jpg





Probe: 001_2-24

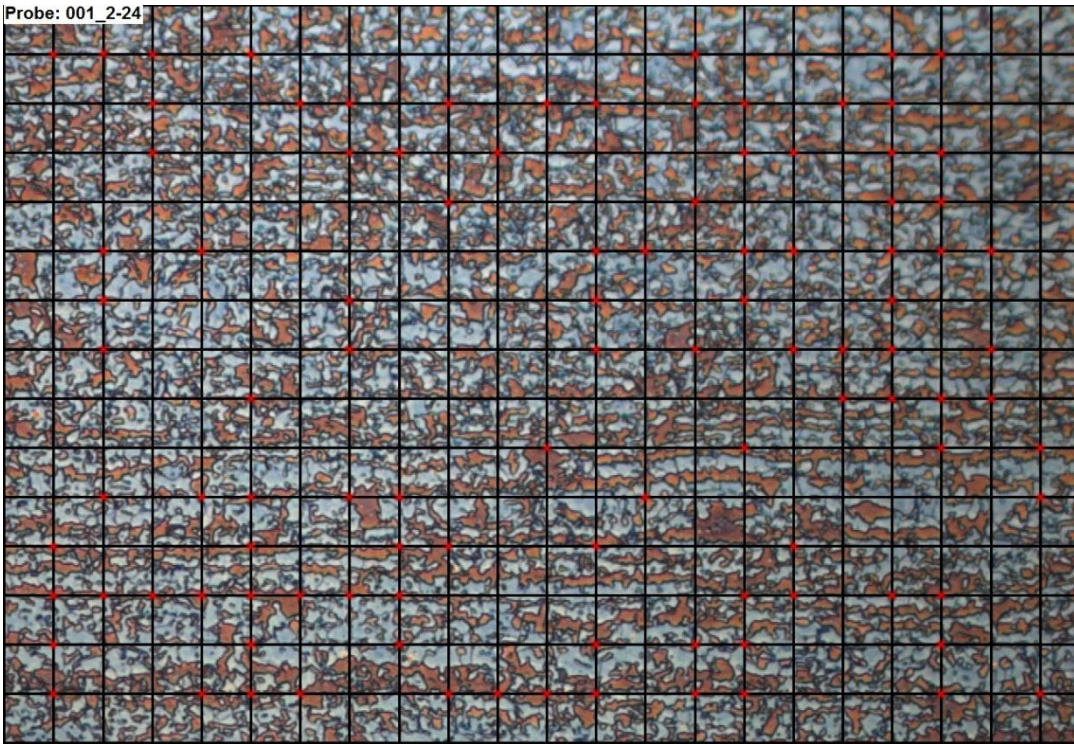


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: j211u148.jpg



Probe: 001_2-24



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: j211u148.jpg



Probe: 001_2-25

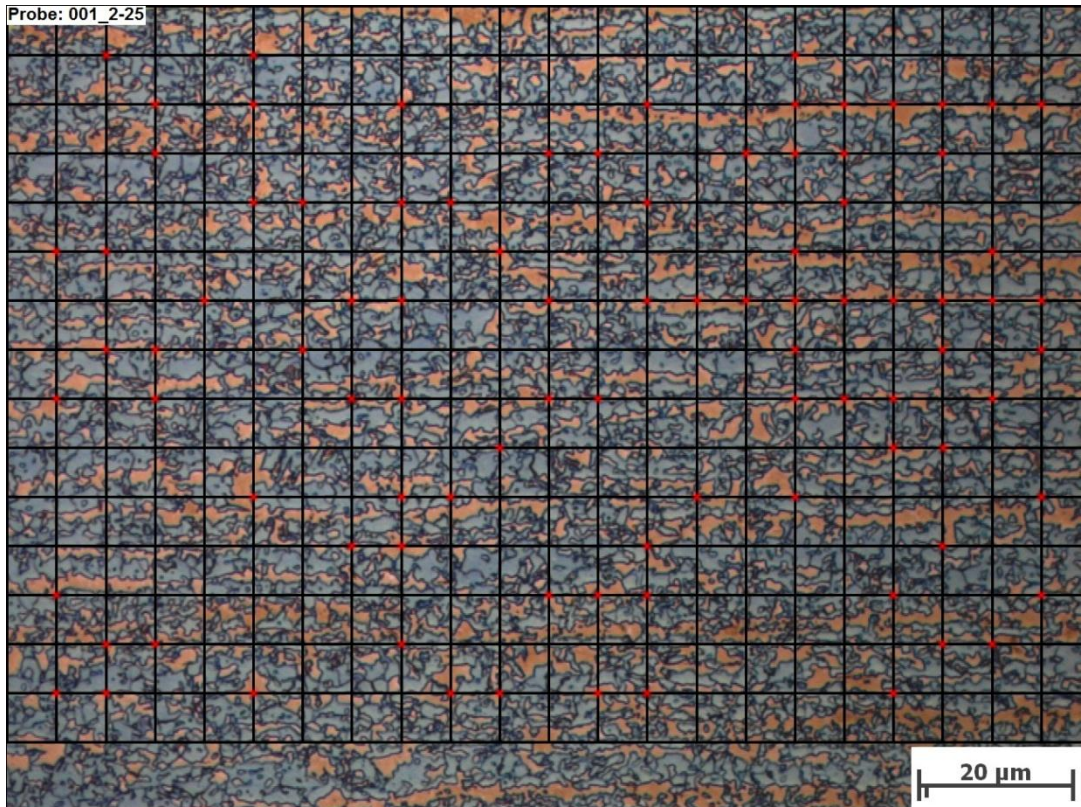


Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u143.jpg



Probe: 001_2-25



Mikroskopvergrößerung: 1000x; Bildbreite: 139,45 µm

Bildname: j211u143.jpg

