



Samir Hadžić, BSc.

**Ermittlung thermo-mechanischer Materialkennwerte von
S355J2+N Stahl zur numerischen
Pressstumpfschweißsimulation**

MASTERARBEIT

zur Erlangung des akademischen Grades

Master of Science

Masterstudium Maschinenbau

eingereicht an der

Technischen Universität Graz

Betreuer

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

Dipl. Ing. Mustafa Kičin, IWE

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Graz, März 2015

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Bedanken, die mich bei der Durchführung und Anfertigung dieser Arbeit unterstützt haben.

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

Ebenfalls danke ich dem Laborteam des Institutes für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für die reibungslose und schnelle Unterstützung bei meinen Labortätigkeiten, ganz besonders Ing. Herbert Penker und Daniel Prodingner.

Des Weiteren bedanke ich mich für die enge Zusammenarbeit bei der voestalpine Stahl GmbH, im Besonderen bei Dipl.-Ing. Jürgen Wagner.

Ganz besonders möchte ich mich bei meinen Betreuern Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger und Dipl.-Ing. Mustafa Kičin für die Durchführung und ausgezeichnete Betreuung bedanken. Danke nochmals an Mustafa Kičin, der mir immer mit Rat und Tat zur Seite stand.

Ich bedanke mich bei meiner Mutter Mirsada und meinem verstorbenem Onkel Aziz für jegliche moralische und finanzielle Unterstützung.

Letztendlich möchte ich mich ganz herzlich bei meiner Frau Naida für Ihre Geduld, Gutmütigkeit und die feine Art und Weise mich von neuem auf zu motivieren und zu stärken bedanken.

Graz, am 01.03.2015

Samir Hadžić, BSc.

Diese Masterarbeit wurde aus Mitteln folgender Institutionen gefördert:



Folgende Firmenpartner sind im Forschungsprojekt Join4+ 2.7 beteiligt:



EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

AFFIDAVIT

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Masterarbeit identisch.

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 indicated all material which has been quoted either literally or by content from the sources used. The text document uploaded to TUGRAZonline is identical to the present master's thesis.

Datum / Date

Unterschrift / Signature

Kurzfassung

Diese Masterarbeit enthält die experimentelle Ermittlung von thermo-mechanischen Materialkennwerten des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N, die für die numerische Simulation des Pressstumpfschweißens erforderlich sind.

Zur Beschreibung des Materialverhaltens bei unterschiedlichen Temperaturen wurden Zug- und Warmzugversuche mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten bzw. Dehnraten in der Aufheizphase und mit einer in der Abkühlphase durchgeführt. Als Grundlage für die experimentellen Untersuchungen dienten Realschweißversuche auf der Ideal AS 100 PS/ABS Schweißanlage und Temperaturfeldmessungen. Die Zugversuche bei Raumtemperatur wurden an der RMC Zugprüfmaschine und die Warmzugversuche am Schweißsimulator Gleeble® 3800 durchgeführt.

An Hand der Messergebnisse wurden Spannungs-Dehnungsdiagramme erstellt und die Zugfestigkeit, Fließgrenze, Verfestigung, der Elastizitätsmodul und Wärmeausdehnungskoeffizient als Funktion der Temperatur und Prüfgeschwindigkeit ermittelt. Des Weiteren wurde das Gefüge des S355J2+N Stahls analysiert und ausgewertet, sowie die Mikro- und Makrohärte nach dem Vickers-Verfahren gemessen und mit der Zugfestigkeit aus den Zugversuchen bei Raumtemperatur verglichen.

Da es sich beim S355J2+N um einen bekannten und weitverbreiteten Stahl handelt, wurde eine ausführliche Literaturrecherche unternommen und die Materialkennwerte aus Literatur mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Diese Arbeit umfasst auch einen Literaturteil, in welchem die praktischen Versuche mit theoretischen Ansätzen hinterlegt sind.

Abstract

The content of this master thesis describes the experimental determination of thermo-mechanical properties for a micro-alloyed fine grain steel S355J2+N. The results are being used for the numerical simulation of resistance butt welding.

Tensile and hot tensile tests were conducted in a heat-up phase at different temperatures and with two different testing speeds to describe the material properties. Resistance butt welding tests were conducted on the AS 100 PS/ABS welding machine, to provide the input parameters needed to conduct the experimental investigations. The tensile tests at room temperature were conducted on the RMC tensile testing machine and the hot tensile tests were conducted on the Gleeble® 3800 testing system.

The Stress-strain diagrams were plotted on the basis of the testing results. Following material properties were determined as a function of temperature and testing speed: Ultimate tensile strength, yield strength, young's modulus, hardening and the thermal expansion coefficient.

The microstructure of S355J2+N steel has been analyzed and evaluated. Subsequently, the micro and macro hardness were determined according Vickers. The hardness has been revaluated into ultimate tensile strength and compared with values from the tensile test.

The S355J2+N steel is a well-known steel grade. Therefore a literature research of the thermo-mechanical properties of this steel was undertaken and compared to the experimental values. Beside the experimental part, there is also another part of literature to be found, in which the experimental activities are explained and verified by theoretical approaches.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation.....	1
1.2	Aufgabenstellung	2
2	Literaturrecherche	3
2.1	Grundlagen der Metallkunde	3
2.1.1	Reines Eisen.....	3
2.1.2	Aufheiz- und Abkühlkurve	4
2.1.3	Eisen-Kohlenstoff-Legierungen	5
2.2	Stahl.....	7
2.2.1	Werkstoff S355J2+N	8
2.3	Pressstumpfschweißen	14
2.4	Erforderliche mechanische Kennwerte für die Simulation	15
2.4.1	Zugfestigkeit.....	16
2.4.2	Fließgrenze	18
2.4.3	Verfestigung.....	19
2.4.4	Elastizitätsmodul	20
2.4.5	Querkontraktionszahl	22
2.4.6	Thermische Dehnung	24
2.5	Metallographie.....	27
2.5.1	Makroskopische Metallographie	27
2.5.2	Mikroskopische Metallographie	27
2.6	Härteverfahren	28
2.6.1	Härteprüfung mit statischer Belastung.....	29
2.6.2	Härteprüfung nach Vickers	29
2.7	Zugversuche	30
2.7.1	Zugversuch bei Raumtemperatur	31
2.7.2	Warmzugversuch	31
2.7.3	Arten von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen	35
2.8	Prüfmaschine Gleeble 3800	43
3	Pressstumpfschweißversuche	47
4	Experimentelle Untersuchungen.....	51

4.1	Metallographie.....	51
4.1.1	Probenentnahme und -präparation.....	51
4.2	Mikrohärteprüfung	52
4.3	Makrohärteprüfung.....	53
4.4	Zugversuche bei Raumtemperatur	54
4.4.1	Versuchsdurchführung	54
4.4.2	Versuchsauswertung.....	55
4.5	Warmzugversuche	56
4.5.1	Versuchsparameter	56
4.5.2	Versuchsumfang	59
4.5.3	Probengeometrie.....	60
4.5.4	Versuchsdurchführung	61
4.5.5	Versuchsauswertung.....	64
5	Versuchsergebnisse.....	71
5.1	Chemische Zusammensetzung des S355J2+N.....	71
5.2	Metallographie.....	71
5.3	Mikrohärteprüfung vom Ferrit und Perlit	73
5.4	Makrohärteprüfung vom Grundwerkstoff S355J2+N.....	75
5.5	Zugversuche bei Raumtemperatur	76
5.5.1	Zugfestigkeit.....	76
5.5.2	Streckgrenze	77
5.5.3	E-Modul.....	78
5.6	Ergebnisvergleich.....	79
5.7	Warmzugversuche	81
5.7.1	Zugfestigkeit.....	81
5.7.2	Fließgrenze	84
5.7.3	Dehngrenzen-Vergleich.....	86
5.7.4	Fließkurven	87
5.7.5	E-Modul.....	88
5.7.6	Wärmeausdehnungskoeffizient und thermische Dehnung	90
6	Zusammenfassung.....	93
7	Literaturverzeichnis	97

8	Verzeichnisse	105
8.1	Abbildungsverzeichnis.....	105
8.2	Tabellenverzeichnis.....	109

1 Einleitung

Diese Masterarbeit entstand im Rahmen des Forschungsprojekts JOIN4+ 2.7 „ABS: Pressstumpf-, Abbrennstumpf- und HF-Schweißseignung von thermomechanisch gewalzten hochfesten mikrolegierten Stählen und Vergütungsstählen“¹ am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der Technischen Universität Graz in Zusammenarbeit mit der Voestalpine Stahl GmbH (Linz) und Jansen AG (Schweiz).

Das Forschungsprojekt hat u.a. folgende Ziele:

- Numerische Simulation des Pressstumpfschweißens
- Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften von Pressstumpf-, Abbrennstumpf- und Hochfrequenzgeschweißten Einsatz- und Vergütungsstählen
- Bestimmung des Metallurgischen- und Mikrostruktureinflusses auf die Schweißnahtqualität

Diese Arbeit liefert einen Beitrag für das erste aufgezählte Projektziel, bei dem mit der Finiten Elemente Methode der Prozess des Pressstumpfschweißens numerisch simuliert wird. Die Simulation wird mit der kommerziellen Software für Schweiß- und Wärmebehandlungsprozesse SYSWELD durchgeführt. Um die Simulation durchführen zu können, ist eine Vielzahl von Materialkennwerten und ein gutes Verständnis selbiger erforderlich. Für die Beschreibung des werkstofflichen Verhaltens innerhalb der numerischen Simulation ist die genaue Kenntnis der Materialkennwerte von entscheidender Bedeutung. Aus diesem Grund ist es erforderlich, das Werkstoffverhalten an Hand von Messwerten möglichst genau zu beschreiben.

1.1 Motivation

Der Schweißprozess ist heutzutage ein wichtiger Bestandteil für die industrielle Produktion, vor allem für die Fahrzeugtechnik, Schiffs-, Luft- und Raumfahrtindustrie. Als unterstützendes Werkzeug nimmt die Modellierung von Schweißprozessen in den letzten Jahrzehnten eine immer stärker werdende Rolle ein. Dies ist vor allem auf den wirtschaftlichen Druck nach kürzeren Entwicklungszeiten und flexibler Fertigung zurückzuführen. Um bei der Modellierung von Schweißprozessen eine zuverlässige Aussage über das Ergebnis des Schweißprozesses machen zu können, muss dieser ausreichend genau in der Simulation abgebildet werden. Die numerische Simulation von Schweißvorgängen und Wärmebehandlungen benötigt daher Materialkennwerte, die das Verhalten des betrachteten Werkstoffes genau beschreiben.

Im Allgemeinen hat die numerische Schweißsimulation die Aufgabe, die industrielle Technologieentwicklung in verschiedensten Bereichen zu unterstützen. Durch den Einsatz der numerischen Simulation sollen schon im Entwurfsstadium bestimmte Eigenschaften der Schweißverbindung und Ergebnisvorhersagen vor den eigentlichen Schweißungen ermittelt

¹ JOIN4+ (COMET k-net Projekt), Laufzeit: 01.06.2011-31.05.2014

werden. Die Simulation bietet große Möglichkeiten numerische Parameterfindungen und -optimierungen durchzuführen, sowie die teuren praktischen Schweißversuche zu reduzieren. Es ist auch möglich, Effekte zu untersuchen die messtechnisch schwer oder gar nicht zu erfassen sind. Nicht zuletzt besteht wegen der Zeit- und Kosteneinsparung ein großes Anwenderinteresse die Schweißprozesse numerisch so realitätsnah wie möglich abzubilden.

1.2 Aufgabenstellung

Die numerische Simulation von Schweißvorgängen und Wärmebehandlungen erfordert verschiedene Materialkennwerte, die das Verhalten des untersuchten Werkstoffes beschreiben. Die Materialeigenschaften werden von mehreren Faktoren wie zum Beispiel der chemischen Zusammensetzung, Temperatur und Temperaturgeschichte, Gefügezusammensetzung, Belastungsgeschwindigkeit, usw. beeinflusst.

Das Hauptziel der Masterarbeit ist die experimentelle Ermittlung von temperaturabhängigen mechanischen Materialkennwerten des S355J2+N mikrolegierten Feinkornbaustahls. Die Versuchsdurchführung basiert auf Realschweißversuchen. In Anlehnung an die Pressstumpfschweißversuche wurden unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten für die Aufheiz- und Abkühlphase definiert. Die Ergebnisse sollen für die numerische Simulation des Pressschweißverfahrens mit der FE-Methode dienen. Ein weiteres Ziel ist es, bestehende Materialkennwerte aus Datenbanken und der Literatur zu sammeln und auszuwerten. Da diese unter unterschiedlichen Versuchsbedingungen oder Auswertmethoden (Berechnung, Herleitung aus Diagrammen) ermittelt wurden, war auch die Analyse und Bewertung der Materialdaten, sowie deren Vergleich mit experimentell erhaltenen Werten das Ziel dieser Arbeit.

Im Rahmen dieser Masterarbeit sind folgende Tätigkeiten durchzuführen:

- Literaturrecherche (S355J2+N, Pressstumpfschweißen, thermo-mechanische Materialkennwerte, Prüfverfahren)
- Zugversuche bei Raumtemperatur mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten
- Warmzugversuche am Schweißsimulator Gleeble® 3800 (Aufheiz- und Abkühlphase; unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten)
- Metallographie (Flächenauswertung vom Gefüge)
- Härtemessungen (Mikro- und Makrohärte nach Vickers)
- Darstellung, Vergleich und Diskussion der Ergebnisse

2 Literaturrecherche

Dieser Abschnitt gibt einen kurzen Überblick über die Themenbereiche, die in dieser Arbeit behandelt wurden. Es werden jedoch nur theoretische Grundlagen aus der Werkstoffkunde und Schweißtechnik behandelt, die für das Verständnis der Versuchsdurchführung und Interpretation der Ergebnisse erforderlich sind.

2.1 Grundlagen der Metallkunde

Die metallkundlichen Grundlagen werden theoretisch als idealisierte Vorgänge beschrieben [1, p. 67]. Die Metallkunde ist ein Teilgebiet der Werkstoffkunde und untersucht die Struktur und Eigenschaften fester Werkstoffe. Man unterscheidet metallische, keramische und polymere Werkstoffe. [2, p. 5]

2.1.1 Reines Eisen

In der Natur kommt reines Eisen (Fe – lat. *Ferrum*) praktisch nicht vor. Das Eisen liegt als Eisenerz in Form von chemischen Verbindungen mit anderen Elementen (z.B. als Oxide, Karbonate, Sulfide oder Silikate) vor [3, p. 139]. Nach dem Aluminium ist das Eisen mit etwa 4,7 % an der Erdrinde das am häufigsten vorkommende Metall [4, p. 84]. Bei der Aufbereitung werden die Eisenerze zu Beginn zerkleinert und von nicht eisenhaltigem Gestein getrennt. Anschließend werden im Hochofen die aufbereiteten Erze bei Temperaturen bis zu 2.000 °C zu Eisen reduziert. [3, pp. 139, 140]

Als Konstruktionswerkstoff ist das im Hochofen gewonnene Roheisen unbrauchbar, da es ca. 4 % Kohlenstoff (C) und größere Gehalte an den Eisenbegleitern Mangan, Phosphor, Schwefel und Silicium (Mn, P, S, und Si) enthält. Roheisen ist durch die hohen C-, P- und S-gehalte hart und spröde. Aus diesem Grund müssen für die Stahlerzeugung diese Stoffe auf kleinere Anteile reduziert werden. [4, p. 103] [5, p. 125]

Auch wegen den hohen Herstellkosten und der geringen Festigkeit wird reines Eisen nicht als Konstruktionswerkstoff verwendet [1, p. 141]. In Tabelle 1 sind einige Eigenschaften von reinem Eisen zusammengefasst.

Dichte	7.850 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 1: Eigenschaften von reinem Eisen [6, p. 176].

2.1.2 Aufheiz- und Abkühlkurve

Das Eisen ist ein polymorphes Metall, d.h. es tritt in verschiedenen Kristallarten auf [4, p. 84]. In Abbildung 2-1 ist die Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen dargestellt. Das Eisen kristallisiert nach Unterschreiten der Schmelztemperatur $\vartheta_s = 1536\text{ °C}$ in das kubisch raumzentrierte (krz) δ -Eisen. Beim Haltepunkt Ar_4 (Ar: Haltepunkt bei der Abkühlung, r = *refroidissement*) wandelt das δ -Eisen in das kubisch flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen um, das als Austenit bezeichnet wird. Der nächste Haltepunkt (Ar_3) tritt bei 906 °C auf, bei dem das kfz γ -Eisen in das krz α -Eisen umwandelt. Diese Phase wird nach dem lateinischen Namen für Eisen als Ferrit bezeichnet. Der vierte Haltepunkt bei 769 °C gibt keine Gitterumwandlung an. Es handelt sich dabei um den Curie-Punkt, bei dem das Eisen ferromagnetisch (d.h. magnetisch unterhalb von Ar_2) wird [1, p. 141].

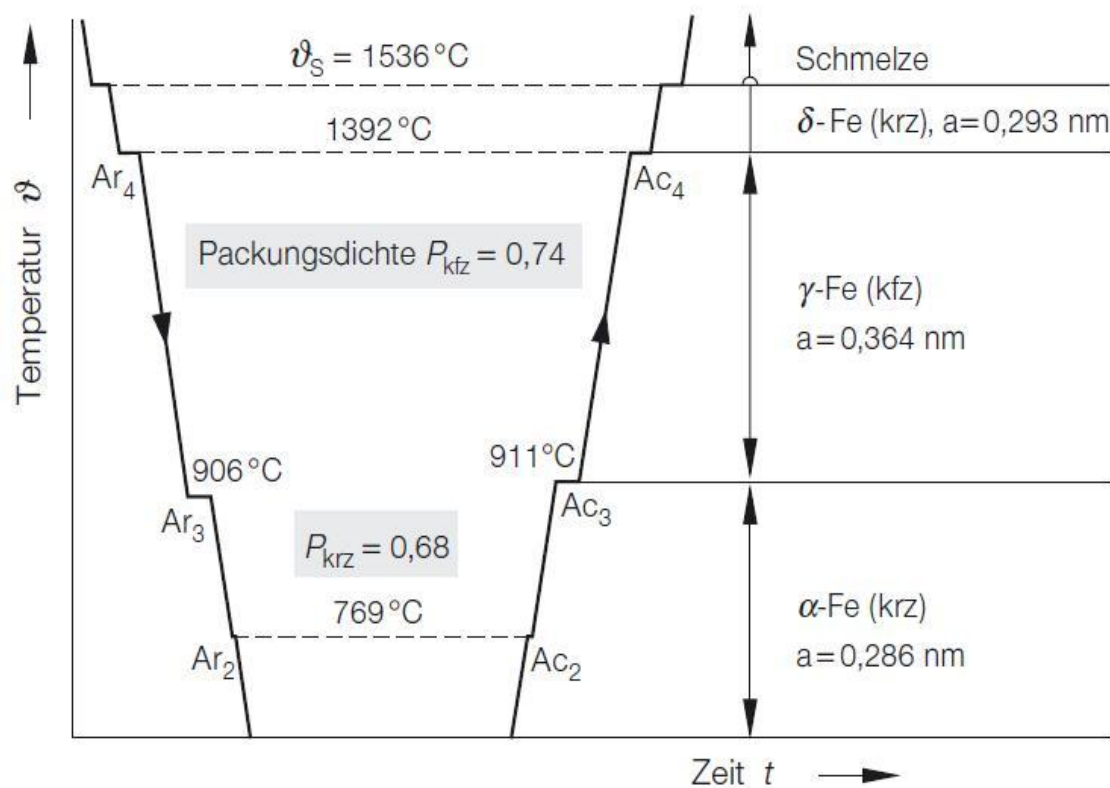


Abbildung 2-1: Darstellung der Polymorphie bei Eisen an Hand der Abkühl- und Aufheizkurve im Temperatur-Zeit-Diagramm [1, p. 141].

Diese Vorgänge laufen bei Erwärmung in umgekehrter Reihenfolge. Die auftretenden Haltepunkte A (= *Arrêt* = Stillstand) beim Erwärmen (Ac: Haltepunkt bei der Erwärmung, c = *chauffage*) unterscheiden sich von denen beim Abkühlen (Ar). Dieses Phänomen wird als thermische Hysterese bezeichnet. Die in Abbildung 2-1 angegebenen Umwandlungspunkte gelten nur für sehr langsame Temperaturänderungen. Durch verschiedene Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten sowie unterschiedliche Legierungsgehalte lassen sich die Haltepunkte verschieben. [4, p. 85] [5, p. 134]

2.1.3 Eisen-Kohlenstoff-Legierungen

Das wichtigste Legierungselement des Eisens ist Kohlenstoff. Die Werkstoffeigenschaften werden durch geringe Unterschiede im Kohlenstoffgehalt entscheidend verändert. [7, pp. 8-2]

Die Einlagerung des Kohlenstoffs erfolgt in die Zwischengitterplätze des α -, γ - und δ -Eisens. Die Löslichkeit ist demzufolge nur im begrenzten Umfang in dem jeweiligen Eisengitter möglich. Die unterschiedliche Kohlenstofflöslichkeit ist auf den unterschiedlichen Aufbau der Eisenmodifikationen, d.h. auf die Packungsdichte zurückzuführen. Es sind zwei verschieden große Hohlräume im krz α -Eisen vorhanden (Abbildung 2-2). Dabei können Fremdatome mit einem maximalen Radius von $0,291 \cdot R$ in die Lücke »A« und in die Lücken »B« Atome von $0,154 \cdot R$ eingelagert werden. [1, p. 141]

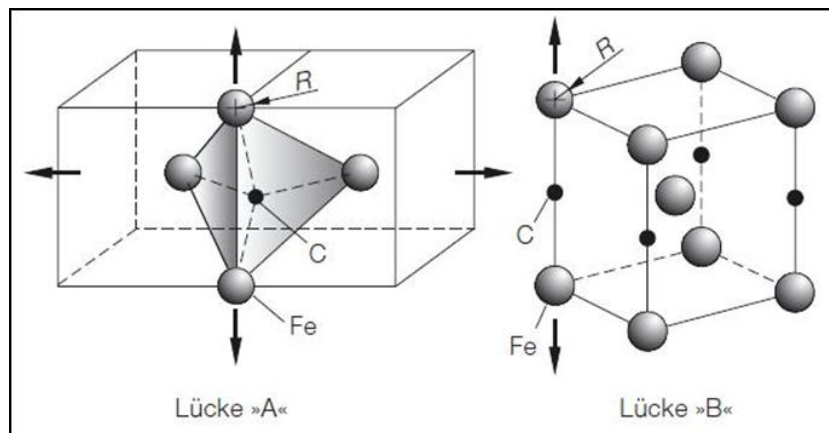


Abbildung 2-2: Mögliche Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz α -Eisen [1, p. 141].

Obwohl das kfz γ -Eisen mit $P_{\text{kfz}} = 0,74$ (siehe Abbildung 2-1) die kubisch dichtest-gepackte Atomanordnung ist, können in seinem Gitter Fremdatome mit einem maximalen Radius von $0,41 \cdot R$ in der Mitte der Würfelkante eingelagert werden (Abbildung 2-3). Das bedeutet, dass trotz der größeren Packungsdichte γ -Eisen mehr Kohlenstoff lösen kann als α -Eisen ($P_{\text{kfz}} = 0,68$). [1, p. 142]

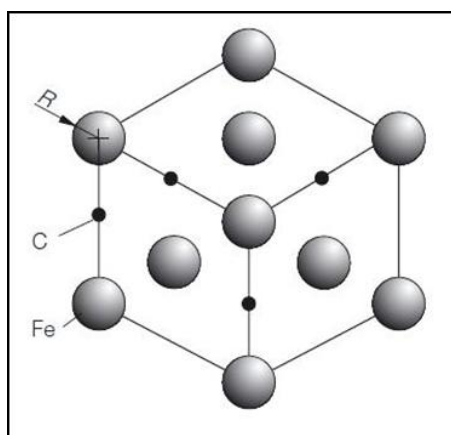


Abbildung 2-3: Mögliche Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im kfz γ -Eisen [1, p. 142].

Die Kohlenstofflöslichkeit im α -, γ - und δ -Mischkristall ist neben dem Gittertyp auch von der Temperatur abhängig [8, p. 93]. In Tabelle 2 ist die lösliche Kohlenstoffmenge bei bestimmten

Temperaturen im Eisen angegeben. Bei Raumtemperatur (RT) sind nur wenige C-Atome im Eisen löslich. Bei höheren Temperaturen steigt die Kohlenstofflöslichkeit erheblich an. [4, p. 71]

Phase	Temperatur T in °C	max. C-Gehalt in %
α - Fe (krz)	20	0,02
γ - Fe (kfz)	723	0,80
γ - Fe (kfz)	1147	2,06

Tabelle 2: Löslichkeit vom Kohlenstoff im Eisen [4, p. 71].

In Eisen-Kohlenstoff-Legierungen liegt der Kohlenstoff in verschiedenen Formen vor (Tabelle 3). Er kann in den Modifikationen des α , γ und δ - Eisens gelöst, gebunden als Fe_3C (Zementit oder Eisencarbid) oder unter bestimmten Bedingungen auch als selbstständige Phase in Form von Graphit frei vorkommen. [8, p. 93]

Kohlenstoff	Erscheinungsform
gelöst	α (krz), γ (kfz), δ (krz); Mischkristalle
gebunden	Fe_3C (orthorhombisch)
frei	Grafit (hex)

Tabelle 3: Erscheinungsformen der Eisen-Kohlenstofflegierungen [8, p. 93].

In Abbildung 2-4 ist das stabile Eisen-Kohlenstoff- (Fe-C) und metastabile Eisen-Eisencarbid- (Fe- Fe_3C) Schaubild ersichtlich. Das stabile System Eisen-Graphit ist mit gestrichelten und das metastabile Eisen-Eisencarbid System mit durchgezogenen Linien im Doppelschaubild dargestellt. Letzteres ist für technische Legierungen von höherer Bedeutung. Mit dem Schaubild sind die temperaturabhängigen Gefügeänderungen, die Gefügearten und ihre Anteile bestimmbar. Das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild gilt annähernd nur für unlegierte Kohlenstoffstähle. Die meisten in der Technik verwendeten Eisenlegierungen enthalten außer Kohlenstoff noch weitere Legierungselemente, die das Umwandlungsverhalten erheblich verändern. Die Aussagefähigkeit des Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes wird auch mit zunehmender Aufheiz- oder Abkühlgeschwindigkeit geringer. Der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit und der Legierungselemente kann an Hand der sog. ZTU-Schaubilder dargestellt werden. Weitere Informationen zum Doppelschaubild, sowie eine detaillierte und ausführliche Beschreibung ist u.a. in der Literatur [1, p. 142f], [5, p. 133f], [7, pp. 8-2f] zu finden.

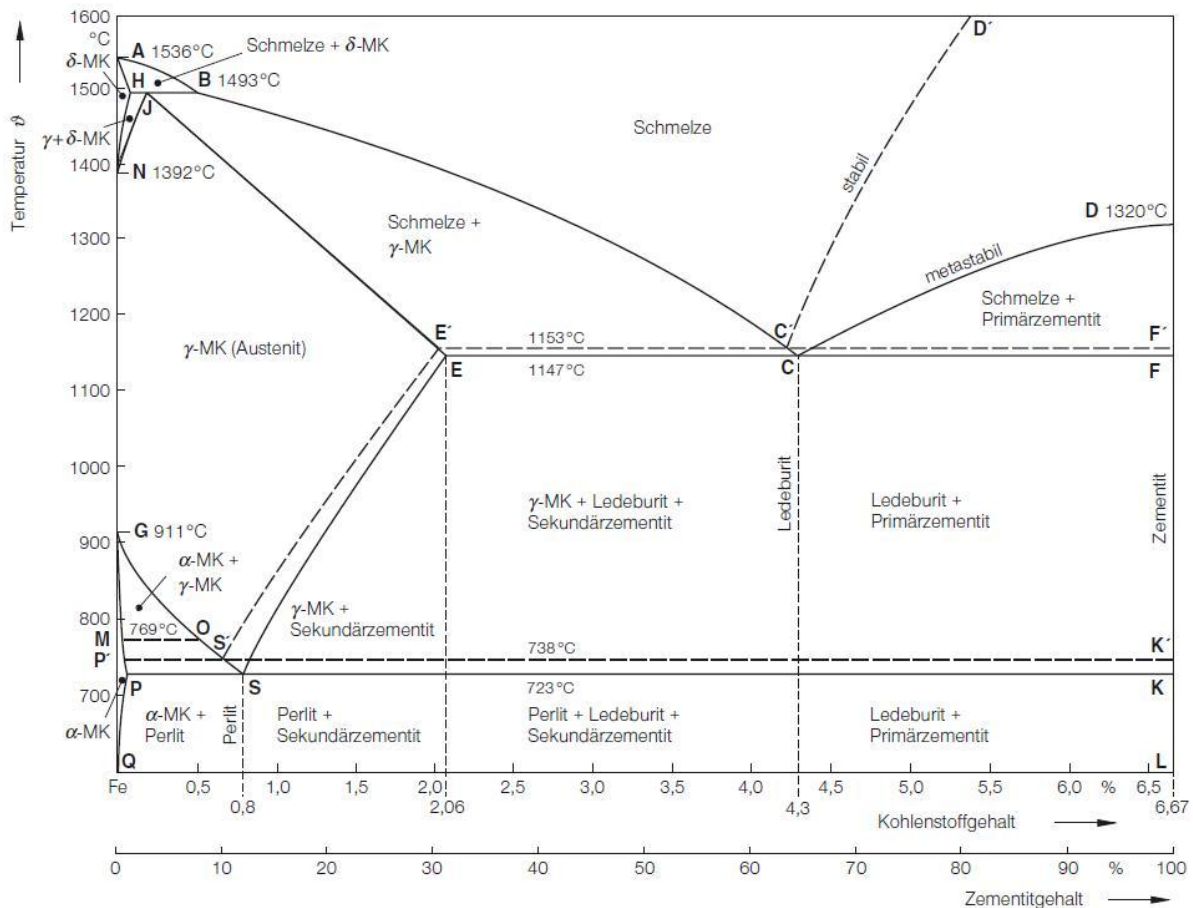


Abbildung 2-4: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) mit stabiler (Fe-C) und metastabiler (Fe-Fe₃C) Ausbildung des Kohlenstoffs [1, p. 142].

2.2 Stahl

Stahl ist heutzutage der wichtigste metallische Werkstoff [9, p. 23]. Als Stähle werden Legierungen bezeichnet, die überwiegend aus Eisen bestehen und in der Regel einen Kohlenstoffgehalt bis etwa 2 % aufweisen. Es können auch andere Legierungselemente enthalten sein. [8, p. 197]

Stahl ist zäh, lässt sich immer warmumformen und ist bei niedrigem Kohlenstoffgehalt auch kaltumformbar. Durch geeignete Wärmebehandlung kann die Festigkeit und Zähigkeit erheblich verbessert werden. [1, p. 146], [5, p. 124]

Stahl wird im Allgemeinen als Halbzeug (Bleche, Blöcke, Flachstähle, Formstähle, usw.) mit bestimmten Eigenschaften geliefert und verarbeitet, woraus dann das Endprodukt (gebrauchtfertiges Produkt) hergestellt wird [10].

In der ÖNORM EN 10020 [11] werden die Stähle nach der chemischen Zusammensetzung und den Hauptgüteklassen unterteilt. Nicht genormt, aber in der Praxis häufiger angewandt, ist die Einteilung nach dem Verwendungszweck und Weiterverarbeitung (z.B. Bau-, schweißgeeignete Feinkornbau- oder Werkzeugstähle), Wärmebehandlungs-verfahren (z.B. Vergütungs-, Einsatz- oder Nitrierstähle) oder nach besonderen chemischen, physikalischen und thermischen Eigenschaften (z.B. kaltzähe, warmfeste, rost- und säurebeständige Stähle).

Die Einteilung nach der chemischen Zusammensetzung gliedert sich in unlegierte und legierte Stähle. Die Einteilung nach Hauptgüteklassen erfolgt in Edel- und Qualitätsstähle. [8, p. 198f]

Das Bezeichnungssystem verschiedener Stahlsorten ist auch in der ÖNORM EN 10027 - „Bezeichnungssysteme für Stähle“ Teil 1: Kurznamen und Teil 2: Nummernsystem – genormt [12], [13].

2.2.1 Werkstoff S355J2+N

Der S355J2+N Stahl ist nach dem Verwendungszweck und Weiterverarbeitung als unlegierter Baustahl [5, p. 316] und nach der Hauptgüteklasse als unlegierter Qualitätsstahl [14] eingeteilt, dessen Lieferbedingungen und allgemeine Eigenschaften in der ÖNORM EN 10025-2 [15] angegeben sind. Der S355J2+N Stahl ist vor allem in der älteren Literatur unter anderen Namen zu finden. Um Verwechslungen zu vermeiden und leichter zurecht zu kommen sind in Tabelle 4 alle bis heute genormten Bezeichnungen des heutigen S355J2+N Baustahls angegeben. In Abbildung 2-5 ist der Kurzname des Stahls S355J2+N mit der entsprechenden Aufteilung auf Haupt- und Zusatzsymbole angegeben.

Stahlsorte (Kurzname) nach			
EN 10027-1		EU 25-72	DIN 17006
EN 10025-2 (2005)	EN 10025 (1995+A1)	EN 10025 (1990)	DIN 17100 (alt)
S355J2 + N	S355J2G3	Fe 510 D1	St 52-3 N

Tabelle 4: Aktuelle und ältere genormte Bezeichnungen für den untersuchten Baustahl [5, p. 169].

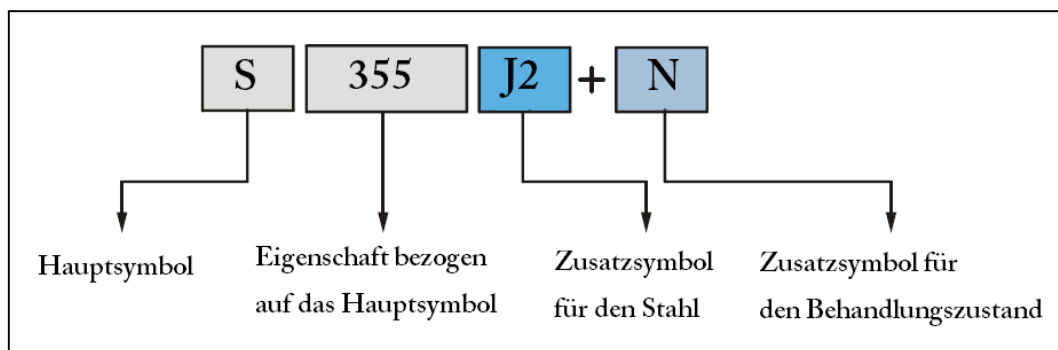


Abbildung 2-5: Kurznamen Bezeichnungsbeschreibung für den „S355J2+N“ Stahl [12].

Die Hauptsymbole kennzeichnen die Stahlsorte und die wichtigste Eigenschaft des Werkstoffes, wohingegen Zusatzsymbole die Gütegruppe, den Liefer- oder Behandlungszustand oder die Eignung für die Weiterverarbeitung beschreiben [8, p. 199].

Demnach handelt es sich bei der Bezeichnung „S355J2+N“ um einen „Stahl für den allgemeinen Stahlbau“ (S) mit einer „Mindeststreckgrenze bei Umgebungstemperatur“ von 355 MPa (355) und mit einem „Mindestwert der Kerbschlagarbeit von 27 J bei -20 °C“ (J2), der „normalgeglüht“ geliefert wird (+N) [1, p. 196] [12].

Die Grenzwerte der einzelnen Legierungselemente für den Baustahl S355J2+N nach der ÖNORM EN 10025-2 [15] sind in Tabelle 5 angegeben.

Das Gefüge von Legierungen im normalgeglühten Zustand wird auch als „normale“ Gefüge angesehen. Unabhängig von der Vorgeschichte des Werkstoffs entsteht durch die Normalglühung ein neues, sehr feinkörniges Gefüge. Mit dieser Wärmebehandlung können somit sämtliche durch Härten, Überhitzen, Schweißen, Kalt- und Warmverformung (Pressen, Walzen, Schmieden, Stauchen) erzeugten Gefüge- und Eigenschaftsänderungen rückgängig gemacht werden. [5, p. 139]

Kurzname	Werkstoffnummer	C max.	Si max.	Mn max.	P max.	S max.	N max.
S355J2+N	1.0570	0,2	0,55	1,6	0,035	0,035	-

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent (max.) vom S355J2+N Stahl laut ÖNORM EN 10025-2 [15].

Die wichtigsten mechanischen Eigenschaften des S355J2+N Baustahls sind in Tabelle 6 angegeben. Diese Materialkennwerte beziehen sich auf den Lieferzustand und wurden aus der Literatur [16] entnommen.

Kurzname (Werkstoff-Nr.)	R _{eH} – Streckgrenze in MPa quer min. für Nenndicke		R _m - Zugfestigkeit in MPa quer für Nenndicke		A - Bruchdehnung in % quer min. für Nenndicke		Kerbschlagarbeit in J Vollprobe längs min. [J]	
	≤ 16 mm	> 16 mm	< 3 mm	≥ 3 mm	2,51 mm - 2,99 mm	≥ 3 mm	Temp. in °C	AV in J
S355J2+N (1.0570)	355	345	510 - 680	490 - 630	16	20	-20	27

Tabelle 6: Grundlegende Materialkennwerte des S355J2+N Baustahls [16].

In der Stahllegierung sind neben Eisen (Fe) als wichtigste Begleitelemente stets Kohlenstoff (C), Silicium (Si), Mangan (Mn), Phosphor (P) und Schwefel (S) enthalten. Die Eigenschaften des Stahls werden durch diese metallurgisch absichtlich hinzugefügten Begleitelemente unterschiedlich beeinflusst. [8, p. 202]

Nachfolgend wird der Einfluss der wichtigsten Legierungselemente, die im behandelten Baustahl vorkommen, kurz beschrieben.

Kohlenstoff (C)

Für den Stahl ist Kohlenstoff das wichtigste Begleitelement, mit dem die Stahleigenschaften am stärksten beeinflusst werden. Mit zunehmendem Anteil an Kohlenstoff steigt die Festigkeit und Härte, wobei die Bruchdehnung, Warmformbarkeit, Schweißbarkeit und Spanbarkeit abnehmen. Der Einfluss vom Kohlenstoffgehalt auf die Festigkeitseigenschaften von unlegierten Stählen ist in Abbildung 2-6 dargestellt. [8, p. 203]

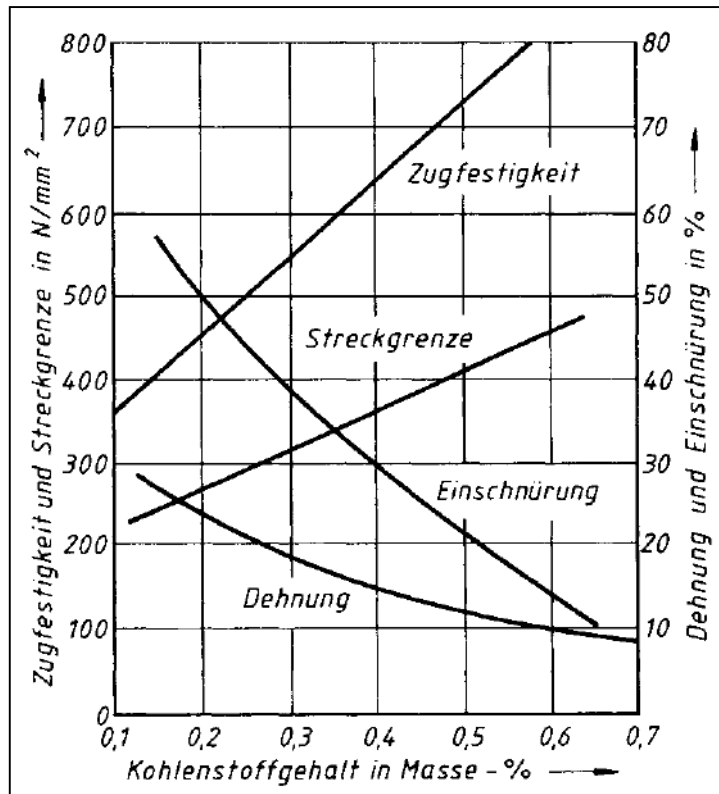


Abbildung 2-6: Eigenschaften von unlegierten Stählen (warmgewalzt) mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalt [8, p. 203].

Silizium (Si)

Silizium ist ein bedeutendes Element zur Desoxidation, wodurch ein beruhigt vergossener Stahl erzielt wird. Die Graphitausscheidung wird durch Si begünstigt, der γ -Bereich verengt, die Elastizitätsgrenze, Festigkeit und Verschleißfestigkeit erhöht. Außerdem wird die Zunderbeständigkeit erhöht, weshalb hitzebeständige Stähle mit Si legiert werden. Der Legierungsanteil von Si wird allerdings durch die Beeinträchtigung der Kalt- und Warmumformbarkeit begrenzt. [8, p. 203], [17]

Mangan (Mn)

Durch den Manganzusatz wird die Schmied- und Schweißbarkeit verbessert, sowie die Festigkeit, Streckgrenze und der Verschleißwiderstand erhöht. Der Austenitgebiet und die Einhärtetiefe werden mit Mn vergrößert. Mn bindet Schwefel und verringert dadurch seinen ungünstigen Einfluss. Die Haltepunkte in der Abkühlphase (Ar_3 und Ar_1) werden gesenkt. Weiters setzt Mangan die kritische Abkühlgeschwindigkeit sehr stark herab, wodurch die Härtebarkeit erhöht wird. [8, p. 203], [17]

Phosphor (P)

Phosphor ist schon im Roheisen enthalten. Da Phosphor eine Abnahme der Kerbschlagzähigkeit und eine Erhöhung der Übergangstemperatur bewirkt, wird es meist als Stahlschädling betrachtet. Er fördert die Seigerungsbildung beim Erstarren der Schmelze und verursacht auch die Werkstoffversprödung beim Anlassen. Der P-Gehalt wird sehr niedrig gehalten, da seine homogene Verteilung im Werkstoff kaum möglich ist. [17], [18, p. 16]

Schwefel (S)

Von allen Stahlbegleitern verursacht Schwefel die stärksten Seigerungen. Aus diesem Grund ist im allgemeinen Baustahl der Schwefelgehalt bis auf 0,05 % begrenzt. Die Eisen-Schwefel-Bindung (Eisen-Sulfid) führt zur Sprödigkeit, die bei niedrigen und höheren Temperaturen zur Bruchempfindlichkeit führt. Schwefel führt auch zum Zähigkeitsabfall in Querrichtung der Walzstruktur. [17], [18, p. 16]

Stickstoff (N)

Der maximal zulässige Stickstoffgehalt sollte bei Baustählen 0,009 % nicht überschreiten [19, p. 194]. Der Stickstoffanteil im Stahl ist ein guter Maßstab für die Stahlqualität. Mit geringen Anteilen erhöht Stickstoff die Streckgrenze und Festigkeit, verschlechtert allerdings die Zähigkeit und das Verformungsvermögen. Weitere Nachteile sind die Alterungsempfindlichkeit und Blausprödigkeit. Stickstoff führt also im Allgemeinen zur Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften, wodurch sein Anteil begrenzt werden muss. [1, p. 155]

Niob (Nb)

Niob erhöht die Härtebarkeit des Stahls und verbessert die mechanischen Eigenschaften bei höheren Temperaturen. Andererseits fördert er u.U. die Heißrissanfälligkeit was vor allem beim Schweißen nachteilig sein kann. Die Löslichkeit von Nb in α - und γ -Eisen ist relativ niedrig. Niob wird bei der Herstellung von korrosionsbeständigen Stählen eingesetzt, da es den gesamten Kohlenstoff in Form von NbC bindet. Durch die Zugabe von Nb als Legierungselement und einer thermomechanischen Behandlung erreicht man bei niedriglegierten Stählen eine extreme Feinkörnigkeit, die zur Erhöhung der Streckgrenze führt. [1, p. 211], [20]

Die Baustähle zeichnen sich durch eine gute Zerspanbarkeit und Formstabilität aus, besitzen eine hohe Zähigkeit und sind durch den niedrigen Kohlenstoffgehalt gut schweißbar [21]. Das Gefüge vom Baustahl ist ferritisch-perlitisch. Abbildung 2-7 zeigt eine Aufnahme des Mikrogefüges vom S355J2+N Stahls. Dabei sind die hellen Körner Ferrit und die dunklen Perlit. Man erkennt auch deutlich die für manganlegierte Stähle charakteristische Walzzeitigkeit [5, p. 379].



Abbildung 2-7: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges vom S355J2+N Stahl [1, p. 204].

Bezüglich der Schweißeignung ist anzumerken, dass mit zunehmender Erzeugnisdicke und Festigkeit Kaltrisse auftreten können. Die Ursache entsteht durch das Zusammenwirken folgender Einflussgrößen: [15, p. 11]

- Anteil von diffusiblen Wasserstoff im Schweißgut und großer Diffusionswege
- sprödes Gefüge in der wärmebeeinflussten Zone
- hohe Zugspannungskonzentration in der Schweißverbindung

Der weit verbreitete Werkstoff S355J2+N wird beim Stahlhoch-, Tief-, Brücken-, Wasser- und Behälterbau, sowie im Fahrzeug- und Maschinenbau eingesetzt. Seine Weiterverarbeitung erfolgt überwiegend durch Schweißen. [5, p. 379]

Mit diesem Werkstoff können Grundplatten, Brennschablonenplatten, Formrahmen, Aufbaumaterial, Stahlgestelle, Säulengestelle, Handwerkzeuge, Messer, Hämmer, Schraubenschlüssel, u.v.m. hergestellt werden [21].

Einige konkrete Beispiele werden in weiterer Folge bildlich dargestellt. Der Werkstoff wird in der Fahrzeugindustrie z.B. als Nockenwelle (JANSEN AG) verwendet .



Abbildung 2-8: Nockenwelle aus S355J2+N Stahl der Firma Jansen AG [22].

Ebenfalls findet es Verwendung als Federträger zur Aufnahme der Luftfederung in Bussen (Abbildung 2-9, links [23]) oder auch als Scheibenbremse in Autos (Abbildung 2-9, rechts [24]).

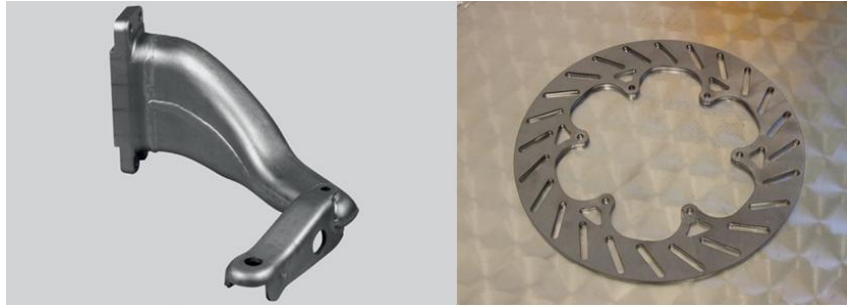


Abbildung 2-9: Einsatzbeispiele von S355J2+N: links – Federträger [23]; rechts – Scheibenbremse [24].

Ein weiteres Anwendungsbeispiel für den S355J2+N Baustahl sind die sog. Stützenschuhe. Das sind biegesteife Verbindungselemente, mit denen z.B. vorgefertigte Betonstützen in Gründungen verbunden werden [25]. Bei dem in Abbildung 2-10 dargestellten Stützenschuh, ist die Fuß- und Seitenplatte aus S355J2+N.

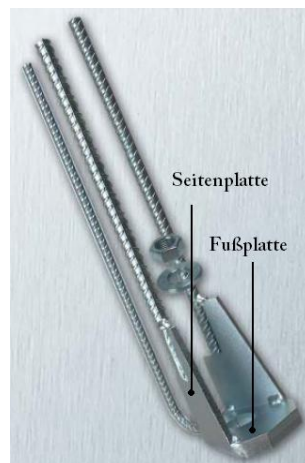


Abbildung 2-10: Stützenschuh aus S355J2+N [26].

Die Stützenschuhe werden in die Fertigteilstützen, sowie die Ankerbolzen in das Fundament einbetoniert und bei der Montage miteinander verbunden (Abbildung 2-11) [26].



Abbildung 2-11: Stützenschuhe aus S355J2+N bei der Montage [26].

Weitere Anwendungsbeispiele des S355J2+N Baustahl können u.a. in den oben zitierten Quellen gefunden werden.

2.3 Pressstumpfschweißen

Das Pressstumpfschweißverfahren gehört zur Gruppe der Widerstandsschweißprozess, bei dem zum Aufheizen der Fügeteile die elektrische Widerstandswärme genutzt wird [27]. Bei diesem Verfahren werden zwei ähnliche oder unähnliche Metalle im festen Zustand, noch bevor die Schmelztemperatur erreicht wird, miteinander gefügt [28]. Es zeichnet sich dadurch aus, dass kein zusätzliches Material (Zusatzwerkstoff, Schutzgas, Schweißpulver etc.) benötigt wird. Somit wird das geschweißte Bauteil allein durch die fügenden Werkstoffe und die Schweißparameter beeinflusst [29].

Beim Schweißvorgang werden zunächst die Fügeteile mit den wassergekühlten Spannbacken, welche auch die Stromzuführung übernehmen, eingespannt und stirnseitig gegeneinander gepresst (Abbildung 2-12, oben). Dadurch wird der Stromkreis geschlossen und der Kontaktdruck aufgebaut. Anschließend wird der Schweißstrom eingeschaltet. Durch den hohen Übergangswiderstand wird die planbearbeitete Berührungsstelle auf Schweißtemperatur erwärmt (bei Stahl ist 1.100 bis 1.300 °C üblich). Hierzu sind hohe Stromstärken und damit auch eine hohe Maschinenleistung erforderlich. Es entstehen breite axiale Erwärmungszonen beidseitig der Verbindungsebene. Im nächsten Schritt wird der Druck auf den gewünschten Stauchdruck erhöht dabei wird der Werkstoff verdrängt. Das plastifizierte Material staucht sich an der Schweißstelle wulstartig auf (Abbildung 2-12, unten). Abschließend wird der Strom abgeschaltet und der Stauchdruck auf einen Restdruck reduziert, bis die Schweißverbindung auf Raumtemperatur abgekühlt ist.

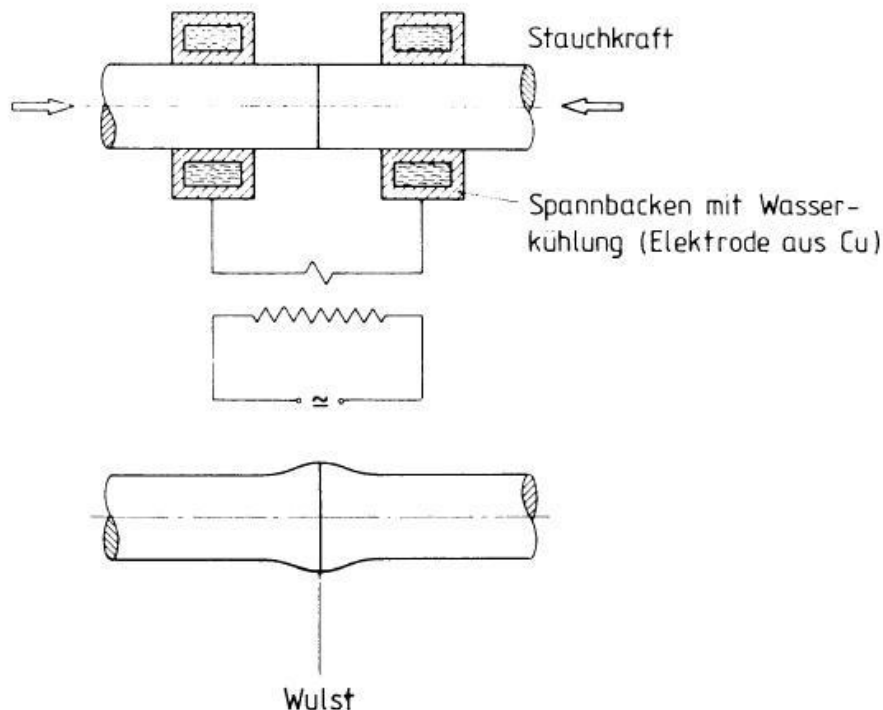


Abbildung 2-12: Verfahrensprinzip des Pressstumpfschweißens [30].

Um eine gleichmäßige Stromdichte und Erwärmung an der Stoßstelle zu gewährleisten, müssen die Stoßflächen der Werkstücke frei von Verunreinigungen und Oxiden, sowie

planparallel sein und in Querschnittsgröße und -form übereinstimmen. Da zwischen den Fügestellen kein Schmelzfluss auftritt, ist es unmöglich vorhandene und neugebildete Oxide auf den Fügeflächen vollständig in der Schweißwulst zu verdrängen. Es können Bindefehler auftreten, die bei plastischer Verformung zu sprödem Bauteilversagen führen. Geringe Schwingfestigkeit ist die Folge. Die einfache Handhabung, kurze Schweißdauer, gute Reproduzierbarkeit und Schweißnahtqualität sprechen für den Pressstumpfschweißprozess.

Mit diesem Verfahren können Bauteile aus Stahl geschweißt werden. Aluminium und Kupfer ist wegen der Oxidationsneigung und der guten elektrischen Leitfähigkeit nur begrenzt schweißbar. Das Pressstumpfschweißverfahren eignet sich besonders zum Schweißen von Felgenreifen, Ketten oder Drähten. [19, p. 91] [30, pp. 114-115], [31, pp. 200-201]

2.4 Erforderliche mechanische Kennwerte für die Simulation

Um Schweißvorgänge und Wärmebehandlungen in SYSWELD numerisch simulieren zu können ist eine Vielzahl von Materialkennwerten des verwendeten Werkstoffs notwendig. Diese beschreiben sein Verhalten in Abhängigkeit von mehreren Faktoren wie z.B. der chemischen Zusammensetzung, Temperatur, Gefügezusammensetzung oder Belastungsgeschwindigkeit. [32, p. 3]

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit folgenden thermo-mechanischen Materialkennwerten des S355J2+N Stahls:

- Zugfestigkeit R_m
- Fließgrenze (Streck- R_e bzw. Dehngrenze R_p)
- Verfestigung $\Delta\sigma$
- Elastizitätsmodul E
- Querkontraktionszahl ν
- linearer Wärmeausdehnungskoeffizient α bzw. thermische Dehnung ϵ_{th}

Prinzipiell gibt es vier Methoden die erforderlichen Materialkennwerte zu bekommen:

1. Literatur
2. Materialdatenbanken
3. Berechnungen
4. Experimente

Die Beschaffung der Materialkennwerte aus der Literatur ist die einfachste und kostengünstigste Variante, die erforderlichen temperaturabhängigen Werkstoffdaten zu bekommen. Diese stellt sich allerdings oft schwieriger da, als man zunächst vermuten würde. Oft wurden die Kennwerte mit unterschiedlichen Versuchsparametern ermittelt, d.h. sie sind nicht unter den typischen Schweißbedingungen des untersuchten Prozesses ermittelt worden, oder es liegen keine Messwerte über den gesamten Temperaturbereich vor. So sind z.B. die in der Literatur [33] angegebenen Materialkennwerte des S355J2+N für genaue Berechnungen und somit realitätsnahe Simulationen unbrauchbar, da die Warmzugversuche mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 30 K/min im Ofen durchgeführt wurden, was nicht dem Temperaturzyklus eines Schweißprozesses entspricht. Eine andere Problematik ist das bereits

angesprochene fehlen von Messdaten über den gesamten Schweißtemperaturbereich, d.h. in unserem Fall bis 1.300 °C. So sind in der Literatur [34] und [35] temperaturabhängige-mechanische Kennwerte vom S355J2+N nur bis etwa 600 °C enthalten [33], [36]. Für den Temperaturbereich von 600 bis 1.000 °C sind in der Literatur [37] und [38] Kennwerte aufgelistet. Generell ist aber die Beschaffung der Daten über 1.000 °C für den S355J2+N Baustahl schwer zu finden, wie auch in [39] festgestellt wurde. Ein weiteres Detail, das in der Literatur meist vernachlässigt wird, ist die Ermittlung der Materialdaten in der Auf- und Abkühlphase des Schweißprozesses. In der Arbeit [40] wurden die Materialdaten in der Aufheiz- und Abkühlphase für den wetterfesten Baustahl (WT St52-3) ermittelt. Diese Legierung hat allerdings eine andere chemische Zusammensetzung und unterschiedlichen Wärmebehandlungszustand als der mikrolegierte Feinkornbaustahl S355J2+N. Die Versuchsbedingungen entsprechen ebenfalls nicht denen von dieser Arbeit.

Die Genauigkeit der Materialkennwerte aus Datenbanken sollte auch immer hinterfragt werden. Es wurde z.B. herausgefunden, dass die Verfestigungskennwerte vom W355J2 Stahl in der SYSWELD Datenbank [41] für bestimmte Versuchsbedingungen (z.B. Schweißprozess) zu unpräzise sind [32]. Die aus Datenbanken übernommenen Materialkennwerte stellen sich manchmal als zu ungenau heraus, da diese ihrerseits von Diagrammen aus der Literatur herausgelesen oder aus Diagrammen abgeleitet [42] wurden.

Mit der Berechnung ist es möglich, über rein physikalische oder empirisch aufgestellte Gleichungen die temperaturabhängigen Materialkennwerte abzuschätzen. Ein Beispiel ist der in der Arbeit [36] berechnete E-Modul, der in Kapitel 2.4.4 (S. 20) näher beschrieben wird. Durch diese Methode der Kennwertermittlung werden auftretende Störgrößen nicht berücksichtigt. Durch diesen Umstand werden die Ergebnisse verfälscht.

Die experimentelle Ermittlung von temperaturabhängigen Werkstoffkennwerten ist eine den geforderten Versuchsbedingungen entsprechend sichere, gleichzeitig aber auch teure und aufwendige Methode die erforderlichen Materialdaten für Schweißsimulationen zu bekommen. Allerdings ist die Berücksichtigung der schweißtypischen Beanspruchungsart (Auf- und Abkühlrate, Haltezeit, Prüfgeschwindigkeits- bzw. Dehnratenabhängigkeit), genauen chemischen Zusammensetzung der untersuchten Legierung (Chargenabhängigkeit) oder die Unterscheidung zwischen der Auf- und Abkühlphase derzeit nur experimentell möglich.

Dies führt zu der Schlussfolgerung, dass in der Literatur und Datenbanken, sowie durch Berechnungen keine vollständigen oder genauen Materialkennwerte enthalten sind. Die einzige Methode, für zuverlässige, vollständige und genaue Materialkennwerte ist die Durchführung von experimentellen Messungen [42].

2.4.1 Zugfestigkeit

Die Zugfestigkeit gibt die höchste Spannung an, die ein Bauteil ertragen kann bevor er versagt oder sich zum einschnüren beginnt. Sie wird über die Höchstzugkraft bezogen auf den Anfangsquerschnitt berechnet. Die Zugfestigkeit hängt u.a. vom Material, der Gefügezusammensetzung, Temperatur, Beanspruchungsgeschwindigkeit und Wärmebehandlung ab.

In der Arbeit [33] wurde die Zugfestigkeit des S355J2G3 Stahls in Abhängigkeit der Temperatur und Prüfgeschwindigkeit bzw. Dehnraten ermittelt. Die dabei verwendeten Dehnraten sind in Tabelle 7 angegeben. Die Zugfestigkeitswerte aus Literatur [33] des S355J2G3 Stahls sind in Abbildung 2-13 dargestellt.

Versuchsreihe	Dehnraten (1/min)	
	bis 0,2% Dehnung	ab 0,2% Dehnung
v ₁	0,005	0,2
v ₂	0,05	2

Tabelle 7: Dehnraten während der Warmzugversuche aus der Literatur [33].

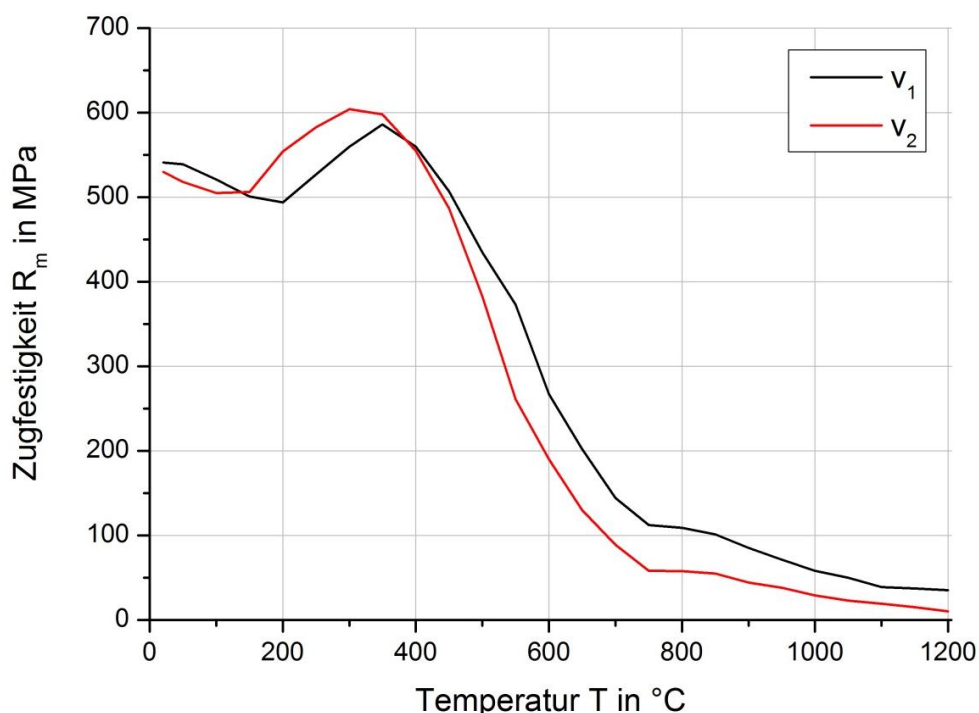


Abbildung 2-13: Zugfestigkeit als Funktion der Temperatur bei verschiedenen Dehnraten für den S355J2G3 Stahl aus der Literatur [33].

Die Kurven zeigen einen tendenziell identischen Zugfestigkeitsverlauf. Man kann einen leichten Abfall der Zugfestigkeit bis 200 °C beobachten. Im Bereich von 200 °C bis 400 °C erfolgt ein Anstieg der Zugfestigkeit. Dies ist auf das Phänomen der dynamischen Reckalterung zurückzuführen, welches im Kapitel 2.7.3.3 (S.39) näher erklärt wird. Nach dem Erreichen des Maximums fällt die Zugfestigkeit mit zunehmender Temperatur steil ab. Ab 800 °C geht die Zugfestigkeit in einen weniger steil abfallenden Ast über. Bei Raumtemperatur und ab 400 °C ist eine Erhöhung der Zugfestigkeit infolge der höheren Dehngeschwindigkeit eingetreten.

2.4.2 Fließgrenze

Bei einem Werkstoff tritt mit zunehmender äußerer Belastung ein Übergang von der elastischen zur plastischen Verformung auf [43, p. 63]. Die Spannung, bei der die erste plastische Verformung auftritt, wird als Fließgrenze bezeichnet. Bei diesem Oberbegriff wird eine Unterscheidung zwischen der oberen Streckgrenze R_{eH} (R - *Resistance*; e – *elastic*; H – *high*) und plastischen Dehngrenze R_p (p – *plastic*) gemacht. Dies ist einer der wichtigsten Kennwerte aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Die obere Streckgrenze tritt bei unlegierten Baustählen, d.h. bei krz Kristallstrukturen auf. Mit zunehmender Temperatur sinkt die Fließgrenze beim Stahl [4, p. 143], dabei verschwindet auch die ausgeprägte Streckgrenze. Die Fließgrenze wird dann mit der 0,2 %, 0,1 % oder 0,01 %-Dehngrenze R_p beschrieben. Bei kfz-Metallen (z.B. Aluminium) liegt kein ausgeprägter Fließbereich vor. Bei denen wird auch bei Raumtemperatur die Dehngrenze zur Abgrenzung des elastischen und plastischen Bereichs auf der Spannungs-Dehnungs-Kurve herangezogen. Für die Praxis ist die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ weniger relevant, da bei dieser bereits eine größere plastische Verformung (0,2 % Dehnung) eingetreten ist. Für Konstruktionsberechnung wird daher die sog. technische Elastizitätsgrenze $R_{p0,01}$ verwendet. Diese gibt die Spannung an, die zu einer bleibenden Dehnung von 0,01 % führt. [4, p. 377] [33], [44, p. 301] [45, p. 308]

Die Fließgrenze ist je nach Stahlsorte unterschiedlich und hängt zudem von der Dehnungsgeschwindigkeit, Gefügezusammensetzung und Temperatur ab [32]. Abbildung 2-14 zeigt den Vergleich der temperaturabhängigen Fließgrenzen des S355 Baustahls. Die Werte des S355J2G3 Stahls [33], sowie dem wetterfesten Baustahl St52-3 [40] wurden aus der Literatur und des W355J2 Stahls aus der SYSWELD Datenbank [46] entnommen. Die Literaturwerte des S355J2G3 Stahls wurden experimentell an Hand von Warmzugversuchen im Ofen und die vom St52-3 Stahl mit Warmzugversuchen ermittelt. Die SYSWELD Daten sind ursprünglich aus Diagrammen abgeleitet worden.

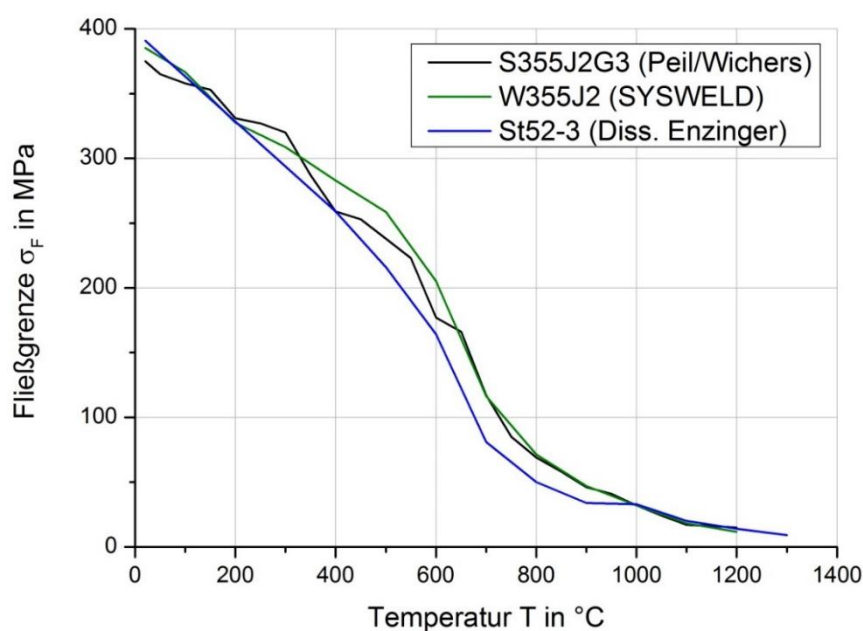


Abbildung 2-14: Temperaturabhängige Fließgrenze des S355J2G3 [33] und St52-3 [40] Stahls aus der Literatur, sowie vom W355J2 aus der SYSWELD Datenbank [46].

Die Fließgrenzen aus der Literatur und der Datenbank von SYSWELD unterscheiden sich kaum. Geringfügige Streuungen ergeben sich in dem Temperaturbereich 400 °C bis 500 °C. Die leichten Unterschiede können auf die unterschiedlichen Ermittlungsverfahren zurückgeführt werden. Ein weiterer Einfluss der sich auf die geringfügigen Abweichungen auswirkt ist die Streuung der Werkstoffzusammensetzung der untersuchten Werkstoffe. Der wetterfeste Baustahl St52-3 aus der Literatur [40] unterscheidet sich im Temperaturbereich von 500 °C bis 900 °C von den anderen Werten um ca. 50 MPa. Im Allgemeinen unterscheiden sich die mechanischen Eigenschaften (Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit) wetterfester Baustähle kaum von den unlegierten Baustählen [47].

Die Phasenabhängigkeit der Fließgrenze, die in SYSWELD zum Einsatz kommt, kann über die Fließgrenze vom Grundwerkstoff und der jeweiligen reinen Phase (Martensit, angelassener Martensit, Bainit, Austenit) bestimmt werden. Die temperaturabhängige Fließgrenze der einzelnen Phasen wird mit Gleichung (2-1) approximiert [32].

$$R_{e, Phase}(T) = R_e(T) \cdot \frac{R_{e, Phase}(20\text{ °C})}{R_e(20\text{ °C})} \quad (2-1)$$

Als Ergebnis erhält man, wie in Abbildung 2-15 dargestellt, den temperaturabhängigen Verlauf der Fließgrenze für unterschiedliche reine Phasen.

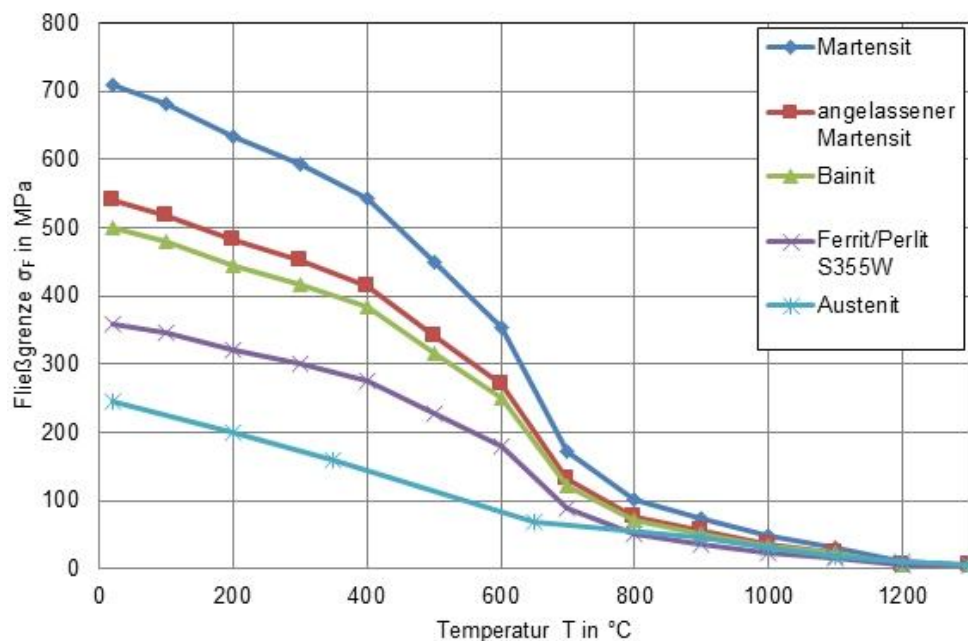


Abbildung 2-15: Fließgrenze vom Baustahl W355J2 als Funktion der Temperatur und Phase aus der SYSWELD Datenbank [48].

2.4.3 Verfestigung

Nach der linear-elastischen Verformung tritt die plastische Verformung des Werkstoffs auf und gleichzeitig steigt die Festigkeit des Werkstoffs [5, p. 18]. Diese Festigkeitszunahme, nach einsetzender plastischer Dehnung, wird als Verfestigung bezeichnet [49, p. 218]. Das Phänomen beruht auf der Vervielfachung der Versetzungen im Gefüge, die sich gegenseitig behindern. Um die neu gebildeten Versetzung zu bewegen, sind immer höhere Spannungen

erforderlich. Dieser durch plastische Verformung bedingter Festigkeitsanstieg wird auch Verformungsverfestigung bezeichnet. [1, p. 16], [8, p. 338]

Die Verfestigung $\Delta\sigma$ lässt sich vereinfacht als die Differenz zwischen Zugfestigkeit und Fließgrenze (Streck- bzw. Dehngrenze) darstellen.

$$\Delta\sigma = R_m - R_e \text{ (bzw. } R_p) \quad (2-2)$$

In Abbildung 2-16 ist die temperaturabhängige Verfestigung vom Grundwerkstoff S355J2G3 ersichtlich. Die Verläufe wurden an Hand der Messdaten der Warmzugversuche aus der Literatur [33] erstellt. Wegen dem Anstieg der Zugfestigkeit im Bereich 200 °C bis 400 °C (dynamische Reckalterung) ist die Verfestigung für diesen Temperaturbereich höher ausgefallen. Die temperaturabhängige Verfestigung der reinen Phasen kann mit dem Stress-Strain Calibration Manager [46] approximiert werden [32].

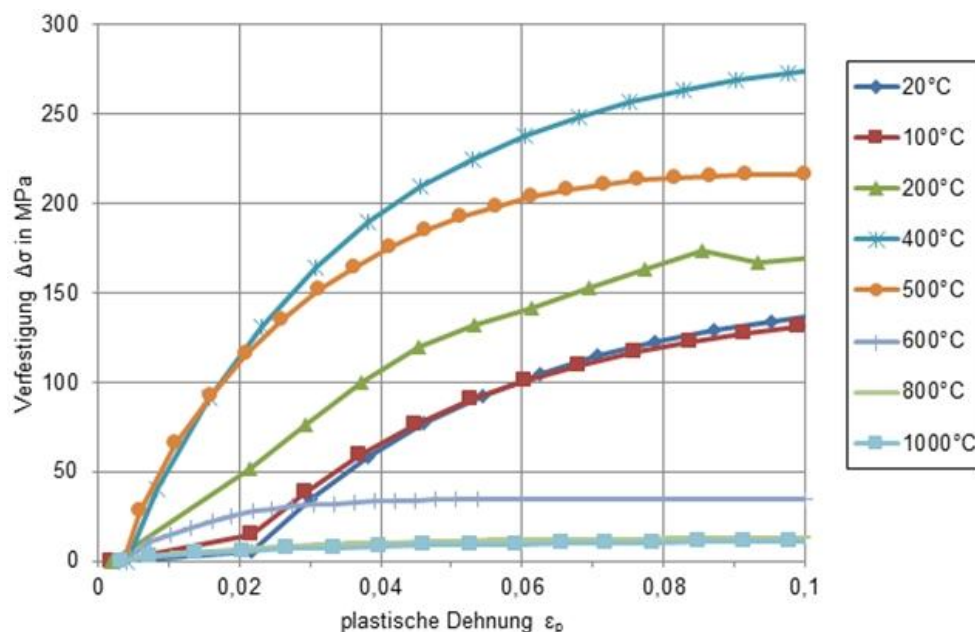


Abbildung 2-16: Temperaturabhängige Verfestigungs-Dehnungs-Kurven vom S355J2G3 Baustahl. Die Werte wurden an Hand der Messwerte aus der Literatur [33] berechnet.

2.4.4 Elastizitätsmodul

Der E-Modul stellt einen wichtigen Kennwert für die Beurteilung des Elastizitätsverhaltens von Werkstoffen dar. Der E-Modul kennzeichnet den Zusammenhang zwischen der (mechanischen) Spannung σ und Dehnung ϵ im linear-elastischen Bereich und ist ein werkstoff-, und temperaturabhängiger Parameter, welcher das elastische Verhalten einer Struktur beschreibt und die Dimension N/mm^2 (= MPa) besitzt. Es gilt das Hooke'sche Gesetz:

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad (2-3)$$

Mit dem E-Modul bzw. der Proportionalitätskonstante E wird die Steifigkeit eines Bauteils beschrieben. [50, p. E9], [51, p. 156]

Es wird eine Unterscheidung zwischen den statischen und dynamischen E-Modul gemacht. Der statische E-Modul ist jener E-Modul, welcher durch mechanische Prüfverfahren ermittelt

wird. Von allen mechanischen Prüfverfahren hat sich der Zugversuch und der Dreipunktbiegeversuch mit direkter Verformungsmessung über Dehnmessstreifen als am zuverlässigsten erwiesen [32]. Der dynamische E-Modul wird durch Ultraschall-Messverfahren ermittelt. Dabei nutzt man die physikalische Beziehung zwischen der Eigenfrequenz, Schallgeschwindigkeit und dem E-Modul aus. Zu den Ultraschall-Messverfahren gehören das Impuls-Laufzeit-, Resonanzfrequenz-Verfahren und die Eigenschwingmessung durch Impulsanregung [52, p. 353].

Die genaue und reproduzierbare Messung des E-Moduls, vor allem im Hochtemperaturbereich [36], mit geringer Streuung und Unsicherheit ist äußerst schwierig [32]. In der mechanischen Werkstoffprüfung gibt es immer noch kein genormtes Verfahren für die Ermittlung des Elastizitätsmoduls auf Basis der europäischen DIN bzw. EN-Normen [53, p. 10].

Der E-Modul entspricht dem linear-elastisch Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kurve (Abbildung 2-17a) und kann somit über das Hooke'sche Gesetz (2-3) berechnet werden. Abweichungen von diesem Idealzustand führen Werkstoff- (Abbildung 2-17b) und Versuchsbedingungen (Abbildung 2-17c) zu einem nichtlinear-elastischen Werkstoffverhalten, wodurch keine lineare Spannungs-Dehnungs-Beziehung vorliegt.

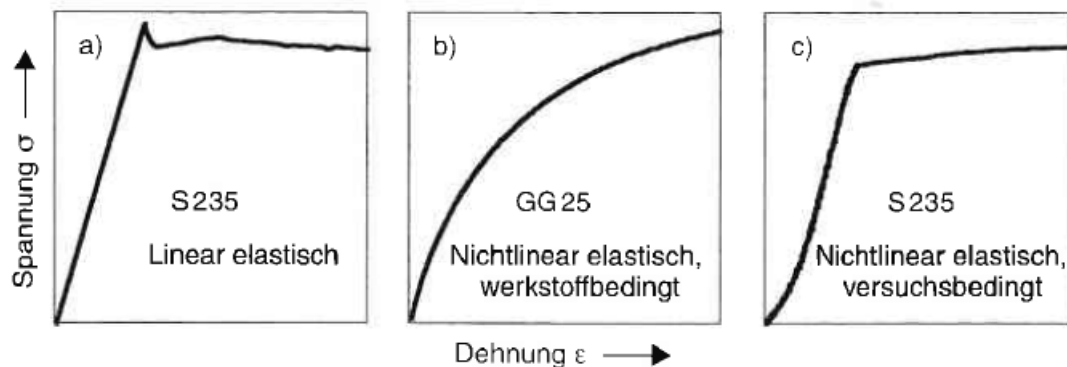


Abbildung 2-17: Linear- (a) und nichtlinear-elastisches (b, c) Werkstoffverhalten [53, p. 10].

Der versuchsbedingte nichtlinear-elastische Teil der Spannungs-Dehnungs-Kurve in (Abbildung 24c) wird auch als Anlaufbogen bezeichnet, dessen Ausprägung von der Probenform, der Probeneinspannung sowie dem Dehnungsaufnahmesystem bestimmt wird. In der Arbeit [53] wurden messtechnische Voraussetzungen für die Kraft-Dehnungs-Messung und somit zur sicheren Ermittlung des E-Moduls im Zugversuch behandelt. Man hat eine versuchsbedingte Abweichung von $\pm 3\%$ bei der E-Modul Bestimmung mit unterschiedlichen Auswerteverfahren am Werkstoff 115CrV3 festgestellt.

In [36] wurde durch ein alternatives Messverfahren, dem sogenannten akustischen Resonanzverfahren der dynamische E-Modul des S355J2+N Stahls bestimmt und dessen Übereinstimmung mit den Ergebnissen des klassischen Zugversuchs überprüft. In Abbildung 2-18 sind die Verläufe der recherchierten temperaturabhängigen E-Module aus der Literatur [33] und SYSWELD Datenbank [46] dargestellt. Die Literaturwerte zeigen, dass der dynamische E-Modul (orange) übereinstimmende Werte mit den statischen E-Modul (grün) bis

550 °C besitzt und somit „zuverlässige“ Werte bis zu diesem Temperaturbereich liefert. Ab ca. 600 °C ergibt sich allerdings ein divergentes Verhalten und die Kurven weichen stark voneinander ab. Man ist in [33] zu der Schlussfolgerung gekommen, dass die temperaturabhängige E-Modul Bestimmung mit dem Zugversuch realitätsnäher und somit genauer ist, weil beim akustischen Resonanzverfahren die mechanische Beanspruchung des Gefüges nicht berücksichtigt wird.

Die E-Modulwerte aus der SYSWELD Datenbank (blau) und Literatur (grün) wiesen nur leichte Unterschiede auf, ihre Tendenz ist aber die gleiche. Die Differenz ist auf die unterschiedlichen Bestimmungsmethoden zurückzuführen. Die Literaturwerte [33] wurden an Hand von Warmzugversuchen im Ofen durchgeführt, wobei die aus der Datenbank stammenden Angaben [46] aus unterschiedlichen Diagrammen abgeleitet wurden (näheres dazu siehe [42]).

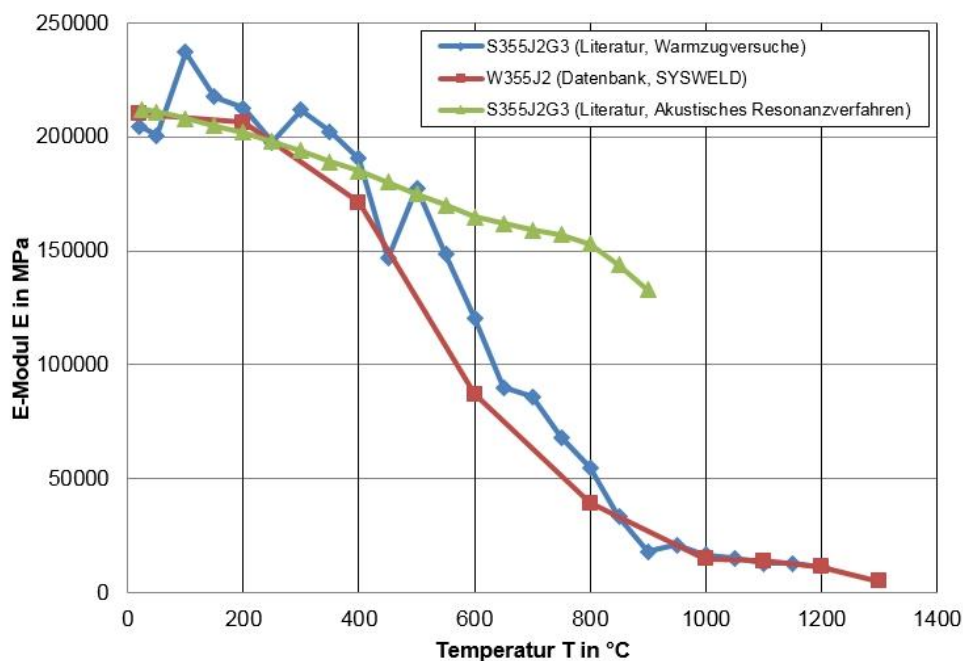


Abbildung 2-18: Vergleich des temperaturabhängigen E-Moduls mit Daten aus der Literatur [33] und SYSWELD Datenbank [46].

2.4.5 Querkontraktionszahl

Wird eine Probe unter der Einwirkung einer Zugkraft in Längsrichtung gedehnt, so verringert sich in den meisten Fällen ihr Querschnitt. Die Längsdehnung und Querschnittsverringering bei Zugbelastung ist in Abbildung 2-19 schematisch dargestellt.

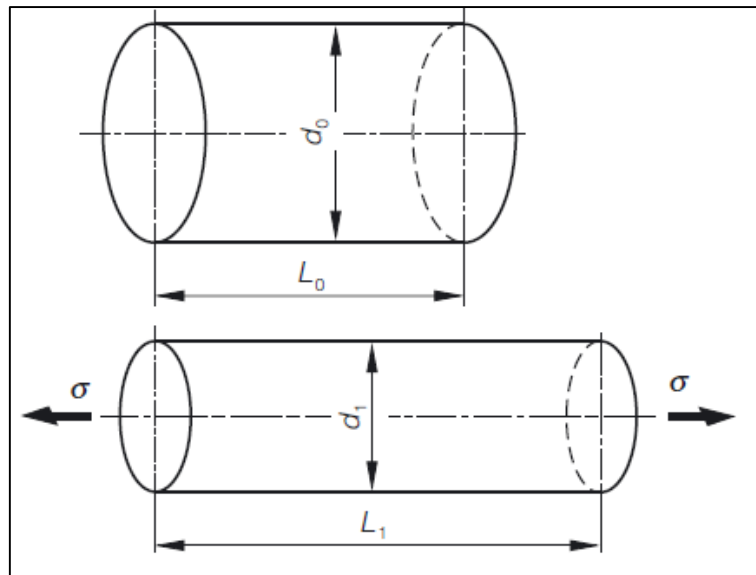


Abbildung 2-19: Schematische Längsdehnung und Querschnittsverringern unter Zuglast (Querkontraktion) [1, p. 97].

Die Querkontraktionszahl ν oder *Poisson-Zahl* ist das Verhältnis zwischen Quer- zur Längsdehnung bei einachsigem Spannungszustand und wird über folgende Gleichung berechnet (vgl. Abbildung 2-19) [54, p. 158]:

$$\nu = - \frac{\varepsilon_{\text{quer}}}{\varepsilon_{\text{längs}}} = - \frac{\frac{d_0 - d_1}{d_0}}{\frac{L_1 - L_0}{L_0}} = - \frac{\frac{\Delta d}{d_0}}{\frac{\Delta L}{L_0}} \quad (2-4)$$

Das negative Vorzeichen in (2-4) steht für die Querschnittsverengung (Kontraktion). Experimentell kann diese materialspezifische dimensionslose Kennzahl an Hand des Zugversuchs mit Längs- und Querdehnungsaufnehmer ermittelt werden [55, p. 79].

Aus der Literatur [36] ist folgende physikalische Beziehung zwischen dem Elastizitätsmodul (E), Schubmodul (G) und der Querkontraktionszahl (ν) bekannt:

$$\nu = \frac{E}{2 \cdot G} - 1 \leq 0,5 \quad (2-5)$$

Die Querkontraktionszahl liegt überwiegend im theoretischen Bereich $0 \leq \nu \leq 0,5$ [56], also zwischen 0 (keine Querkontraktion; z.B. Beton) und 0,5 (inkompressibles Material; z.B. Gummi) [54, p. 158]. Es gibt auch Materialien, bei denen die Querkontraktionszahl größer 0,5 ist (z.B. biologisches Gewebe) oder sogar negativ ist (auxetische Materialien; z.B. Carbonfasern) [32]. Üblicherweise liegt der Wert für die Querkontraktionszahl bei den meisten Werkstoffen zwischen 0,25 und 0,33 [57, p. 40]. Mit der Temperatur nimmt die Querkontraktionszahl geringfügig zu [55] und strebt gegen 0,5 [56]. In der Literatur [36] hat man die Querkontraktionszahl des S355J2+N Stahls in Abhängigkeit der Temperatur über die Gleichung (2-5) bestimmt (Abbildung 2-20). Ab einer Temperatur von 550 °C macht sich ein leichter Anstieg der Querkontraktionszahl bemerkbar. Über 700 °C wird 0,5 überschritten, was nach der Grenzbedingung in (2-5) nicht zulässig ist. Die genaue Ursache dieses Phänomens

konnte in [36] nicht geklärt werden. Man hat die Gefügeumwandlungen als mögliche Ursache dieses Verhaltens genannt und weitere Forschungen für notwendig erklärt.

In SYSWELD wird mit einer konstanten Querkontraktionszahl von 0,3 für Stahl gerechnet. Die Modellierung der Querkontraktionszahl als Funktion der Temperatur würde zur ungenauen Berechnung der Tangentenmatrix und somit zur Verringerung der Konvergenzgeschwindigkeit führen [32].

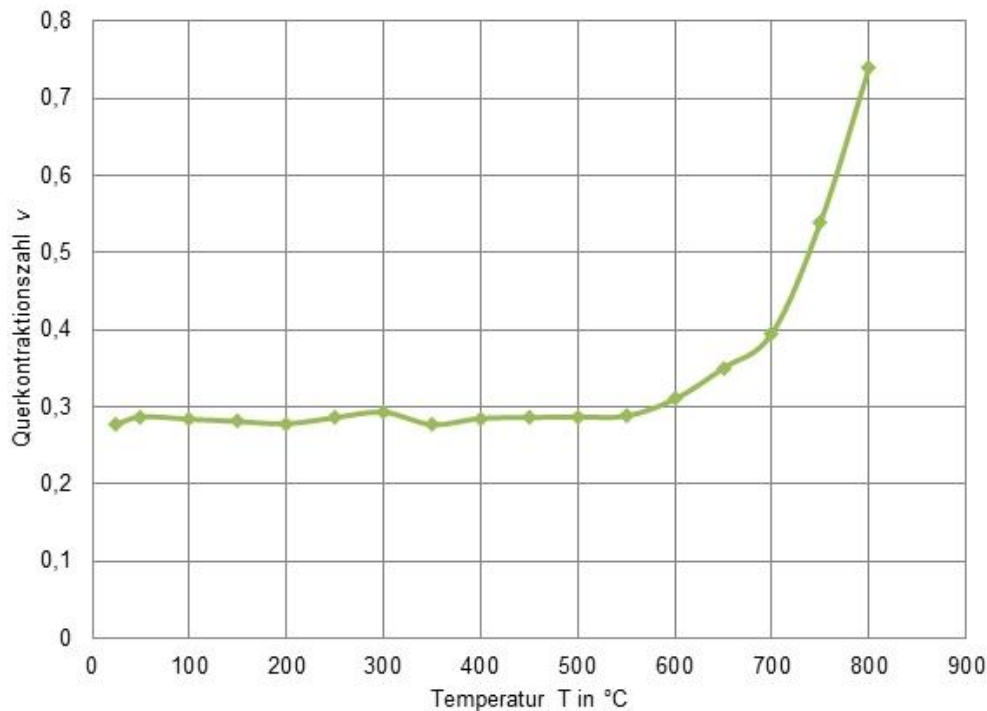


Abbildung 2-20: Querkontraktionszahl als Funktion der Temperatur eines S355J2+N Stahls [36].

2.4.6 Thermische Dehnung

Die thermische Dehnung gibt die Ausdehnung eines Materials bei Wärmeeinbringung an und verhält sich, für Baustähle, bis 700 °C annähernd linear [58, p. 580]. Bei einer Temperaturänderung ΔT dehnt sich ein Körper mit einer Anfangslänge l_0 um Δl aus [5, p. 249]. Dieses Werkstoffverhalten wird mit der Wärmeausdehnungsgleichung beschrieben:

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (2-6)$$

Die Gleichung (2-6) kann auch zur thermischen Dehnung umgeschrieben werden [55, p. 87]:

$$\varepsilon^{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad (2-7)$$

Der Werkstoffkennwert α heißt linearer Wärmeausdehnungskoeffizient (Längenausdehnungskoeffizient) und gibt an „um wie viel Meter sich ein 1 m langer Gegenstand beim Erwärmen um 1 °C (= 1 K) ausdehnt“ [59, p. 18]. Dieser Kennwert ist temperatur- [60] und materialabhängig und hat die Dimension 1/K [9, p. 212]. In Tabelle 8 ist der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient einiger Metalle angegeben. Die Längenausdehnung beträgt für kristalline Stoffe ca. 2 % und die Volumenvergrößerung ca. 6 bis 7 % [61, p. 72]. Die Ausdehnung geht auf die Ursache zurück, dass mit zunehmender

Temperatur die Schwingungsamplitude der atomaren Bestandteile wächst. Dadurch steigt deren mittlerer Atomabstand und der Körper dehnt sich aus. Somit spiegelt der Wärmeausdehnungskoeffizient indirekt die Bindungskraft zwischen den Atomen wieder. [62, p. 250]

Werkstoff	Wärmeausdehnungskoeffizient α in $\cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
unlegierter Stahl	10 bis 12
ferritischer Cr-Stahl	10 bis 12
austenitischer Cr-Stahl	16 bis 19
Eisen	12,3
Kupfer	17
Aluminium	25

Tabelle 8: Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient verschiedener Metalle [5, p. 218] [1, pp. 141,272,289].

Der Wärmeausdehnungskoeffizient ist unter anderem sehr wichtig für das Schweißverhalten. Unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten erzeugen beim Abkühlen der zu fügenden Teile unerwünschte Bauteilverzüge und Spannungen, wodurch auch Heißrisse entstehen können [5, p. 336]. Metalle mit größerem Wärmeausdehnungskoeffizient schrumpfen wesentlich stärker, weswegen sie auch „kälter“ geschweißt werden [5, p. 254].

In Abbildung 2-21 ist der Wärmeausdehnungskoeffizient des S355J2+N Stahls in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Dieser ist in der Arbeit [36] mit drei unterschiedlichen Prüfgeräten bestimmt worden. Die Aufheizgeschwindigkeit betrug 5 K/min. An Hand der Ergebnisse ist man zu der Schlussfolgerung gekommen, dass die Messung des Wärmeausdehnungskoeffizienten einer quantitativen Streuung unterliegt. Es ist in Abbildung 2-21 ersichtlich, dass immer im gleichen Temperaturbereich (750 bis 850 °C) die Gefügeumwandlung (Ferrit/Perlit → Austenit) stattfindet.

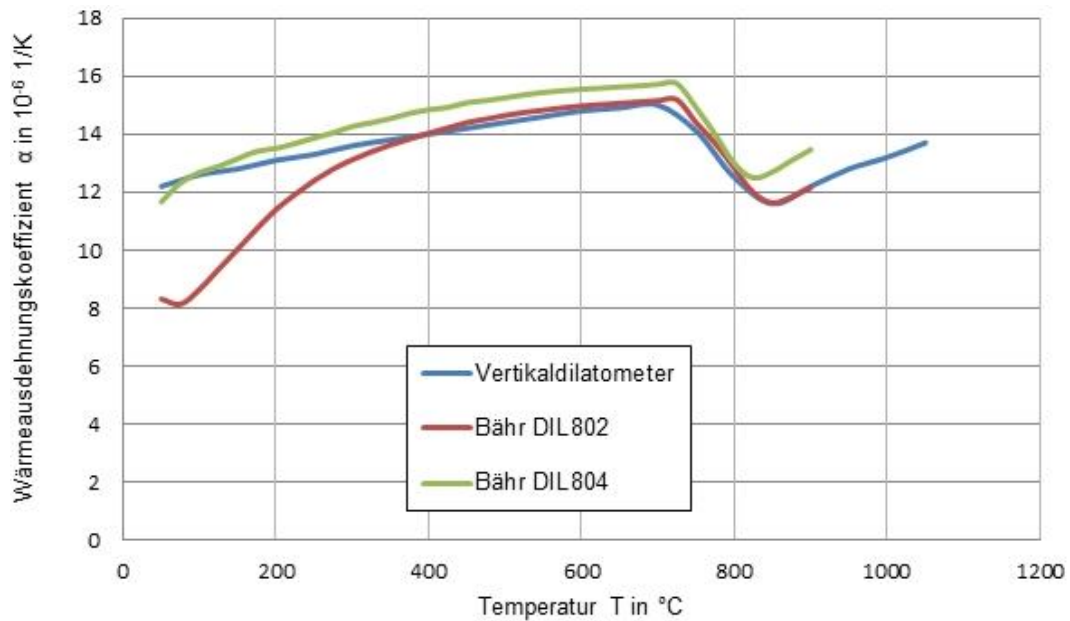


Abbildung 2-21: Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient des S355J2G3 Stahls als Funktion der Temperatur [36].

Abbildung 2-22 zeigt den Verlauf der thermischen Dehnung, die an Hand der Ergebnisse in Abbildung 2-21 und mit Gleichung (2-7) bestimmt wurden. Die drei Kurven zeigen bis 700 $^{\circ}C$ einen annähernd linearen Verlauf, darüber hinaus kommt die Längenänderung durch die Phasenumwandlung zustande. Die Prüfgerätabhängigkeit kann somit als geringfügig eingestuft werden.

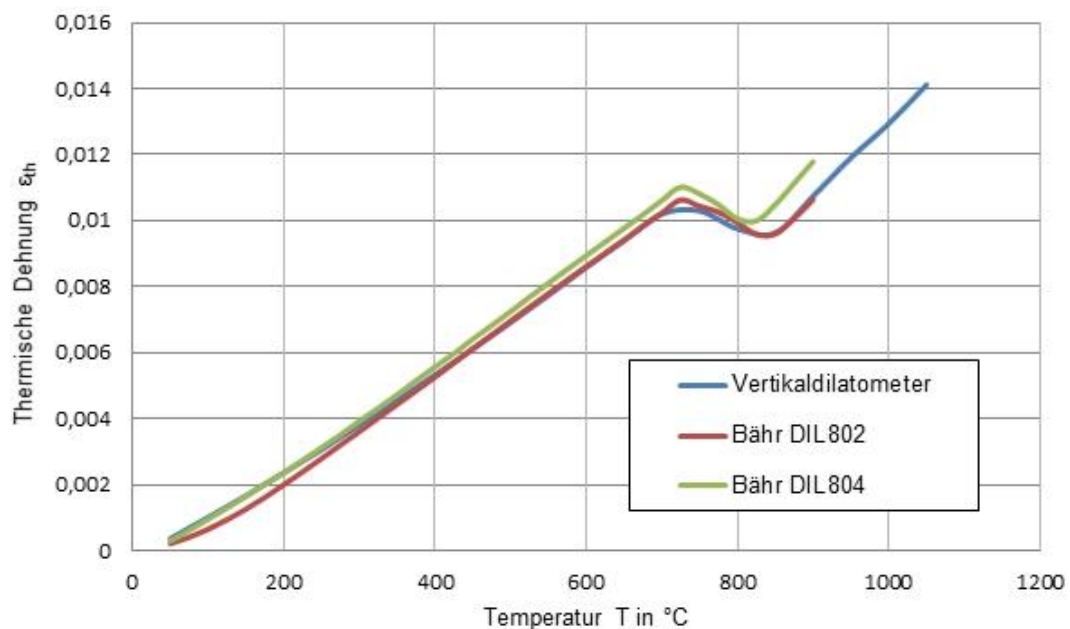


Abbildung 2-22: Thermische Dehnung des S355J2G3 Stahls [36].

2.5 Metallographie

Die optische Untersuchung vom metallischen Gefüge, sowie dessen qualitative und quantitative Charakterisierung wird als Metallographie bezeichnet [7, p. 2/3]. Bei der Gefügeuntersuchung wird die Art, Anordnung, Verteilung, Größe und Form von den Gefügebestandteilen analysiert und ausgewertet [8, p. 332].

Das Ziel der Metallographie ist, das Gefüge von Werkstoffen sichtbar zu machen und dessen Struktur zu beschreiben, um auf die Werkstoffeigenschaften schließen zu können. An Hand der Metallographie ist es oft möglich, Voraussagen über das Verhalten einer Legierung unter bestimmten Beanspruchungsbedingungen oder bei bestimmten Verarbeitungsprozessen zu machen. Außerdem ist die Aufklärung von Schadensfällen oder Verarbeitungsfehlern ein wichtiges Anwendungsgebiet der Metallographie. Deswegen hat die Metallographie für die Schadensanalyse und Qualitätssicherung, sowie Werkstoffentwicklung eine wichtige Bedeutung. [50, p. E29]

Nach der Größe der Auflösung unterscheidet man zwischen makroskopischer und mikroskopischer Metallographie.

2.5.1 Makroskopische Metallographie

Die makroskopische Untersuchung erfolgt mit bloßem Auge, mit einer Lupe oder mit Mikroskopen bei kleiner Vergrößerung (bis zu 50-fach). Bei der makroskopischen Untersuchung wird das Grob- oder Makrogefüge auf Gas- und Schlackeneinschlüsse, Poren, Seigerungen, Risse, Brüche, Lunker, Blasen, Faserverläufe, Dopplungen usw. untersucht. [7, p. 2/5], [50, p. E29], [63, p. 141]

2.5.2 Mikroskopische Metallographie

Mit der mikroskopischen Gefügeuntersuchung können Aussagen über die Art, Form, Größe und gegenseitige Anordnung der Körner sowie über deren Orientierung gemacht werden [63, p. 141]. Für die metallographische Analyse der Mikrostruktur stehen folgende drei Verfahren zur Verfügung:

- Lichtmikroskopische Metallographie (LM)
- Rasterelektronenmikroskopie (REM)
- Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Lichtmikroskopische Gefügeuntersuchung erfolgt mit einem Auflichtmikroskop, mit dem bis zu 1000-fache Vergrößerungen möglich sind. Diese Methode gibt Hinweise auf die Gefügezusammensetzung, Herstellungsart (Knet- oder Gussgefüge) oder die Wärme- und Oberflächenbehandlung des untersuchten Werkstoffs. Die Klassifizierung von Korngrößen, nichtmetallischen Einschlüssen und Verunreinigungen sowie die Bestimmung von Phasenanteilen werden durch quantitative Untersuchungen ermöglicht. [50, p. E29]

Mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) wird die zu untersuchende Oberfläche mittels eines feingebündelten Elektronenstrahles abgetastet. Die von der Probe freigegebenen

Sekundärelektronen werden aufgefangen bzw. detektiert und für die Bildentstehung genutzt. Das Verfahren besitzt eine Reihe von Vorteilen, wie eine sehr hohe Auflösung (bis 200.000-fach [4, p. 395]), außergewöhnlich hohe Tiefenschärfe oder die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung über Zusatzgeräte. REM kann für Untersuchungen von feinsten Körnern oder Ausscheidungen im Gefüge, zur Analyse von Bruchflächen, Verschleiß- oder Korrosionsschäden eingesetzt werden. [50, p. E29], [8, pp. 408,409]

Das Transmissionselektronenmikroskop (TEM), auch Durchstrahlungselektronenmikroskop genannt, erzeugt ein Durchlicht-Elektronenbild mit bis zu einer 1.000.000-fachen Vergrößerung und einem Auflösungsvermögen von etwa 0,5 nm. Mit diesem Verfahren können einzelne Atome sichtbar gemacht werden. Das Funktionsprinzip ist ähnlich wie beim REM, nur dass beim TEM die Elektronen durch eine sehr dünne Probe hindurchgelassen werden. Mit TEM können selbst kleine Gitterfehler (z.B. Versetzungen, Korngrenzen, Stapelfehler) sichtbar gemacht, feinste Ausscheidungen analysiert sowie Spannungsfelder in Gitterstrukturen untersucht werden. [4, p. 395], [8, p. 410]

In Tabelle 9 sind einige Daten und Anwendungsgrenzen der drei Verfahren angegeben.

	Lichtmikroskop (LM)	Rasterelektronenmikroskop (REM)	Transmissionselektronenmikroskop (TEM)
Vergrößerung	bis zu 1.000	bis 200.000	bis 1.000.000
Auflösung	0,3 µm	0,01 µm	0,5 nm
Schärfentiefe*	0,01 µm	35 µm	-
Beobachtung	Gefüge	Bruchflächen, Gefüge	Gitterstörungen, Spannungsfelder in Gittern
* bei 1.000-facher Vergrößerung			

Tabelle 9: Übersicht über die mikroskopischen Untersuchungsverfahren [4, p. 395], [8, p. 410].

2.6 Härteverfahren

„Unter der Härte eines Körpers versteht man den Widerstand, den er dem Eindringen eines anderen, härteren Körpers entgegensetzt [7, p. 3/5].“

Die Härteprüfung ist ein bekanntes Werkstoffprüfungsverfahren welches es ermöglicht, schnell und zerstörungsarm Aufschluss über die Festigkeit und das Verschleißverhalten der Werkstoffe zu gewinnen [1, p. 115]. Das Verfahren wird auch zur Gewinnung von Materialkennwerten (z.B. der Zugfestigkeit) durchs umwerten eingesetzt, wenn entweder der Zugversuch zu aufwändig ist oder das zu untersuchende Bauteil nicht stark zerstört werden darf [64].

Man unterscheidet folgende technische Härteprüfverfahren: [7, p. 3/5]

- Härteprüfung mit statischer Belastung (Rockwell, Vickers, Brinell, Knoop)
- Härteprüfung mit dynamischer Belastung (Schlaghärteprüfung, Rückprallhärteprüfung, Shore)

- Ritzverfahren (Mohs, Martens)
- Schleifverfahren (Rosiwal)
- Indirekte Methoden (Messung von Koerzitivfeldstärke, magnetinduktive Methoden)

2.6.1 Härteprüfung mit statischer Belastung

Im Maschinenbau haben vor allem die Härteprüfverfahren mit statischer Belastung technische Bedeutung. Am häufigsten werden folgende drei Methoden angewendet: [1, p. 115]

- Härteprüfung nach Brinell [65]
- Härteprüfung nach Vickers [66]
- Härteprüfung nach Rockwell [67]

Bei den statischen Verfahren wird ein Eindringkörper (Kugel, Pyramide, Kegel) mit bestimmter Kraft in das Werkstück eingesenkt. Der Eindringkörper darf sich dabei selbst nur elastisch verformen. An Hand des erzeugten Eindrucks wird ein Messwert abgelesen und mit diesen der Härtewert berechnet. Bei der Auswertung wird die vom Eindringkörper hinterlassene Eindrucktiefe (Rockwellhärte) oder auf den Oberflächeneindruck bezogen Prüfkraft (Brinellhärte, Vickershärte) als Härtemaß herangezogen. [1, p. 115], [4, p. 369], [63, p. 57]

Zwischen den Härtewerten und der Zugfestigkeit bestehen bei den einzelnen Verfahren angenäherte Beziehungen [50, p. E26]. Im folgenden Abschnitt 2.6.2 wird auf das Härteprüfverfahren nach Vickers eingegangen, dass in dieser Arbeit angewendet wurde.

2.6.2 Härteprüfung nach Vickers

Das Härteprüfverfahren nach Vickers ist in der ÖNORM EN ISO 6507-1 [66] genormt. Genormte Größen sind dabei Eindringkörper, Belastungen und die Einwirkdauer. In Abbildung 2-23 ist der Prüfkörper, Eindruck des Prüfkörpers und die Messwerte bei der Härteprüfung nach Vickers dargestellt.

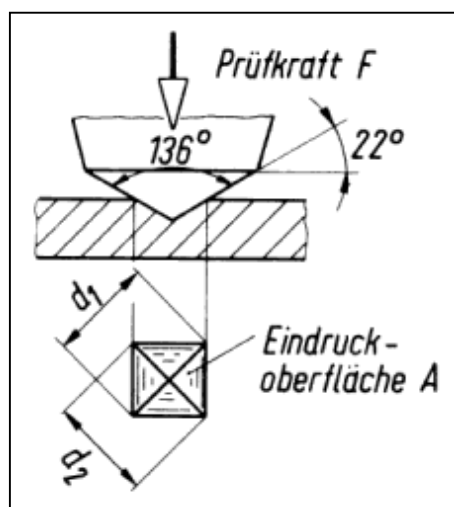


Abbildung 2-23: Prüfkörper, Eindruck und Messwerte bei der Härteprüfung nach Vickers [4, p. 372].

Beim Vickers-Verfahren wird ein Eindringkörper in der Form einer vierseitigen Diamantpyramide mit einem Öffnungswinkel von 136° in das Werkstück eingedrückt [63, p. 59]. Nach dem aufbringen der Prüfkraft F (Aufbringzeit: 2 bis 8 Sekunden) und der Einwirkdauer von 10 bis 15 Sekunden werden die Längen der Diagonalen d_1 und d_2 der eingedrückten quadratischen Grundfläche gemessen. Mit den arithmetischen Mittelwert $d = (d_1+d_2)/2$ kann die entsprechende Härte (HV) nach folgender Formel bestimmt werden: [66]

$$HV=0,189 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (2-8)$$

Die Bezeichnung der Vickershärte setzt sich aus dem Härtewert, der Härtebezeichnung und dem kgf-Wert (*kilogram-force* = Kraftkilogram), der für die Prüfkraft steht (z.B. 10: $10 / 0,102 = 98,07$ N). Dabei ist 0,102 der Umrechnungsfaktor von kgf in Newton. Die Einwirkzeit wird nur angegeben, falls die Einwirkdauer außerhalb der genormten Zeit liegt. Das Härteprüfverfahren nach Vickers wird in Bezug auf die Prüfkraft in drei Bereiche eingeteilt: [66]

- Vickers-Härteprüfung ($\geq HV 5$)
- Vickers-Kleinkrafthärteprüfung (HV 0,2 bis $< HV 5$)
- Vickers-Mikrohärteprüfung (HV 0,01 bis $< HV 0,2$)

Die Vickers-Härteprüfung ergibt charakteristische Härtewerte für das Gesamtgefüge bei Prüfkraften $\geq 49,03$ N. Der Prüfkraftbereich bei der Vickers-Kleinkrafthärteprüfung ist von 1,961 bis 49,03 N definiert. Bei der Vickers-Mikrohärteprüfung liegen die Prüfkraften im Bereich von 0,09807 bis 1,961 N. [66]

Mit der Mikrohärteprüfung kann die Härte von einzelnen, sehr kleinen Gefügebestandteilen ($< 100 \mu\text{m}$; z.B. Kristalliten und Phasen) gemessen werden [50, p. E26], [49, p. 222]. Der Nachteil bei der Mikrohärteprüfung ist, dass bei der graphischen Abmessung der Diagonalen auswertungsbedingte Fehler auftreten können [68, p. 94].

Die Härteprüfung nach Vickers ist vielfältig anwendbar. Es können sehr harte und weiche Werkstoffe, sowie dünne Bauteile und Schichten geprüft werden. Weil die Ausmessung der Quadratdiagonalen auch bei kleinen eindrücken möglich ist, sind genaue Härteermittlungen mit geringer Oberflächenbeschädigung möglich. [1, p. 116]

2.7 Zugversuche

Mit zerstörenden mechanischen Werkstoffprüfverfahren werden Werkstoffkennwerte u.a. für die Dimensionierung von Bauteilen ermittelt. Eines der wichtigsten mechanischen Prüfverfahren ist der Zugversuch, mit dem wichtige Festigkeits- und Verformungskennwerte experimentell ermittelt werden. [8, p. 333]

In dieser Arbeit wird eine Unterscheidung zwischen dem Zugversuch bei Raumtemperatur [69] und bei erhöhter Prüftemperatur (Warmzugversuch; [70]) gemacht. In den folgenden beiden Abschnitten werden diese beiden Verfahren getrennt beschrieben und auf die unterschiedlichen Spannungs-Dehnungs-Kurven eingegangen.

2.7.1 Zugversuch bei Raumtemperatur

Beim Zugversuch wird eine genormte Rundzug- oder Flachzugprobe von dem zu prüfenden Material in einer Zugprüfmaschine mit einer langsam und stetig steigenden Beanspruchung belastet. Die Versuchsdurchführung erfolgt entweder mit einer konstanten Laststeigerungsgeschwindigkeit (kraftgesteuert) oder einer konstanten Dehngeschwindigkeit (weggesteuert). Der Versuch ist nach dem Bruch der Probe abgeschlossen. Während dem Zugversuch wird die Kraft F und Längenänderung ΔL der Probe gemessen und aufgezeichnet. Da beide Größen neben dem Werkstoff auch stark von der Probengeometrie abhängig sind, wird die Kraft in Spannung σ (2-9) und die Längenänderung in Dehnung ε (2-10) für Werkstoffvergleiche umgerechnet. [8, p. 334], [51, p. 151ff]

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (2-9)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad (2-10)$$

Die Anfangslänge der Probe wird mit L_0 und der Anfangsquerschnitt mit S_0 bezeichnet. An Hand der berechneten Spannung und Dehnung wird die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve erstellt. Die Verformung wird in dem Fall immer auf den Ausgangsquerschnitt bezogen. Bei der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve wird die momentane Kraft auf den momentanen Probenquerschnitt S_1 bezogen. Der Unterschied zwischen diesen beiden Kurven wird im Abschnitt 2.7.3.4 (S. 41) diskutiert.

2.7.2 Warmzugversuch

Mit dem Warmzugversuch werden mechanische Werkstoffkennwerte bei erhöhten Temperaturen ermittelt [50, p. E25]. Dazu wird eine Probe in die Prüfmaschine eingespannt, auf die gewünschte Temperatur aufgeheizt und bei konstant gehaltener Temperatur bis zum Bruch gezogen. Wie beim Zugversuch bei Raumtemperatur wird dabei die Kraft F in Abhängigkeit der Längenänderung ΔL aufgezeichnet, umgerechnet und in einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt. Zur Definition der Versuchsparameter werden die Messwerte aus realen Schweißversuchen ausgewertet und herangezogen. Folgende Parameter sind für die vollständige Definition der Warmzugversuche notwendig:

- Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} in °C/s
- Spitzentemperatur T_s in °C
- Haltezeit t_H in s
- Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} in °C/s
- Prüfgeschwindigkeit (bzw. Dehnrage) $V_{\text{Prüf}}$ in mm/s (bzw. $\dot{\varepsilon}$ in s^{-1})

2.7.2.1 Aufheizgeschwindigkeit

Die Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} beim Schweißen liegt, je nach Verfahren, zwischen 400 und 1.000 K/s [5, p. 1]. Die Gefügebestandteile werden durch das rasche Aufheizen nicht vollständig aufgelöst. Dadurch werden die Austenitkörner durch die zurückgebliebenen Karbidreste bei ihrem Wachstum behindert. Außerdem wird das Umwandlungsverhalten des heterogenen bzw. inhomogenen Austenits durch die ungelösten Legierungselemente verändert. [5, p. 246]

2.7.2.2 Spitzentemperatur

In Abbildung 2-24 sind vier Temperatur-Zeit-Verläufe, auch die sog. Temperaturzyklen schematisch dargestellt. Die zeitabhängigen Verläufe wurden jeweils mit unterschiedlich weit von der Schmelzlinie angebrachten Thermoelementen gemessen. Als Spitzentemperatur (T_s) wird dabei die jeweils erreichte höchste Temperatur bezeichnet. Während dem Schweißvorgang werden in der Wärmeeinflusszone verschiedene Bereiche auf unterschiedliche Spitzentemperaturen erwärmt. Ihre Höhe nimmt mit wachsendem Abstand von der Schmelzzone ab (Abbildung 2-24).

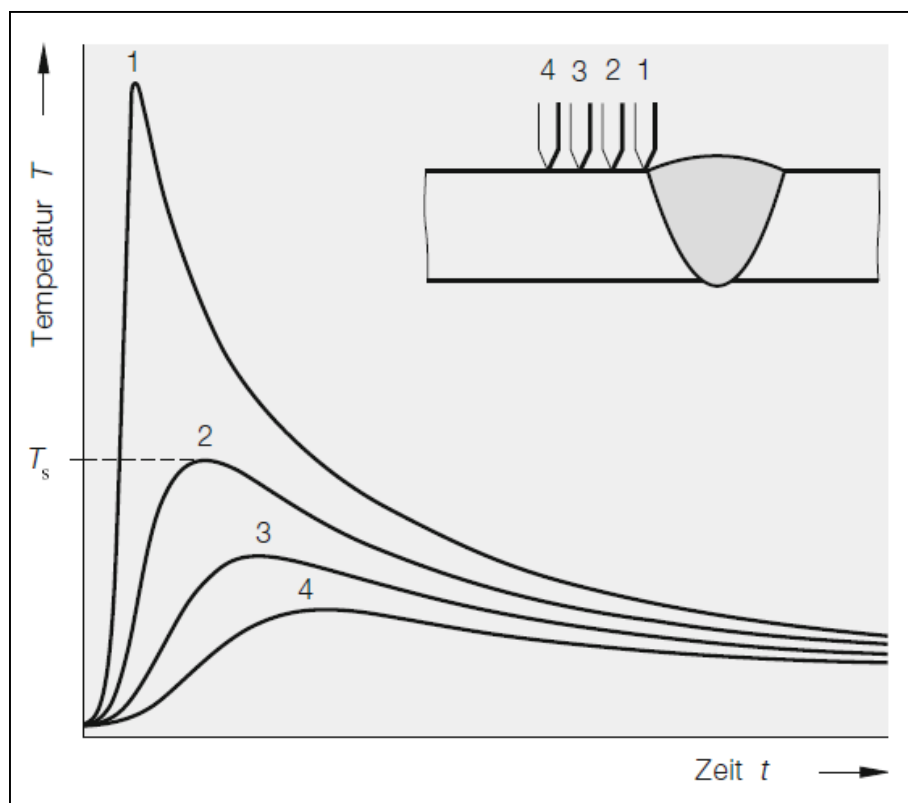


Abbildung 2-24: Temperaturzyklen an vier unterschiedlichen Positionen der WEZ nach einem Schmelzschweißvorgang [5, p. 246].

Erfahrungsgemäß führen hohe Spitzentemperaturen zu den ungünstigsten Gefügeständen und somit auch zu schlechten mechanischen Eigenschaften. Durch die extrem hohen Spitzentemperaturen neben der Schmelzgrenze entsteht grobes Austenitkorn, das u.a. schlechte Umformungseigenschaften besitzt [5, p. 246].

2.7.2.3 Haltezeit

Beim Schweißtemperaturzyklus beträgt die Haltezeit t_H nur wenige Sekunden. Durch die kurze Haltedauer im Austenitgebiet wird die Gefügeheterogenität begünstigt. [5, p. 246]

2.7.2.4 Abkühlgeschwindigkeit

Zur Beschreibung des Abkühlverlaufs kann die Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} oder die Abkühlzeit $t_{8/5}$ herangezogen werden. Letztere ist die Zeit, die bei der Schweißnahtabkühlung zum durchlaufen des Temperaturbereichs von 800 bis 500 °C benötigt wird. In diesem Bereich finden die wichtigsten Gefügeumwandlungen bei Stählen statt. [5, p. 246], [19, p. 187]

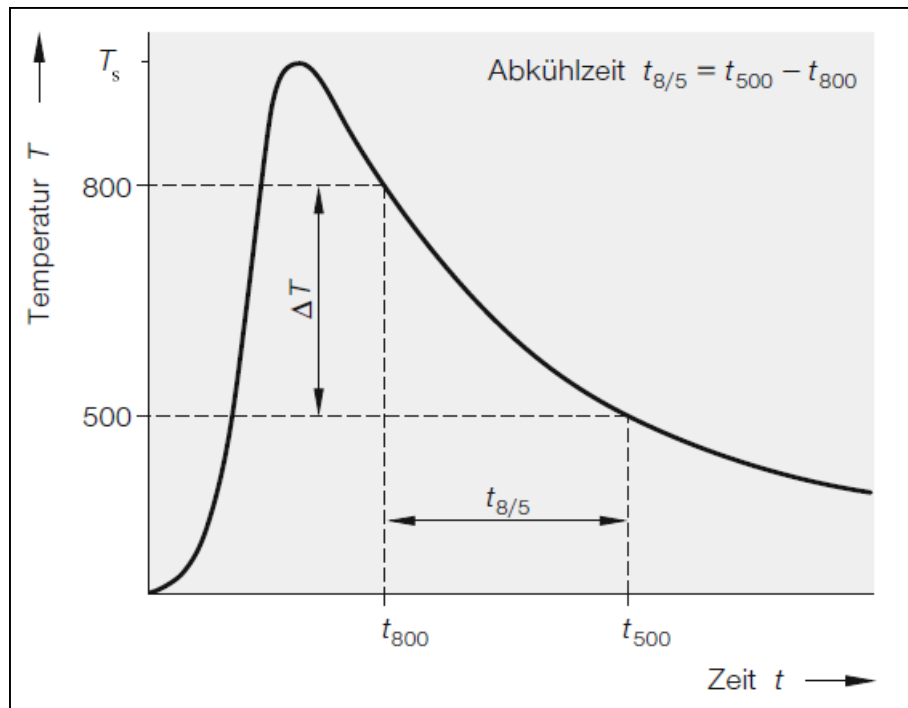


Abbildung 2-25: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ beim Schweißtemperaturzyklus [5, p. 246].

In der Praxis hat sich herausgestellt, dass die Definition des Abkühlverlaufs mit der Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} durch die fehlerhafte Tangentenkonstruktion (dT/dt) ungenau ist. Die Abkühlgeschwindigkeit kann über die experimentell gemessene $t_{8/5}$ -Zeit mit Gleichung (2-11) angegeben werden. [5, p. 246]

$$\dot{T}_{Ab} = \frac{\Delta T}{t_{8/5}} = \frac{300}{t_{8/5}} \quad (2-11)$$

Für den S355J2+N Baustahl haben sich Werte für die $t_{8/5}$ -Zeit im Bereich von 10 bis 25 s bewährt. Dies ergibt, nach dem Einsetzen der Werte in Gleichung (2-11), die in der Literatur angegebenen, bewährte Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} von 12 bis 30 K/s. [71, p. 6]

2.7.2.5 Prüfgeschwindigkeit bzw. Dehnrage

Die Dehngeschwindigkeit (auch Dehnrage $\dot{\epsilon}$ genannt) gibt an, mit welcher Geschwindigkeit die Probe im Zugversuch gedehnt wird. Sie ist als Zunahme der Dehnung pro Zeit definiert.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{t} \quad (2-12)$$

Die Dehngeschwindigkeit ist nicht mit der Prüfgeschwindigkeit $V_{Prüf}$ zu verwechseln, mit der die Längenänderung pro Zeit angegeben wird [8, p. 345].

$$V_{Prüf} = \frac{\Delta L}{t} \quad (2-13)$$

Experimente zeigten, dass bei gleichen Versuchsbedingungen das Spannungs-Dehnungs-Verhalten für verschiedene Beanspruchungsgeschwindigkeiten unterschiedlich ist. Das heißt, dass die Streckgrenze und die Zugfestigkeit von der Beanspruchungsgeschwindigkeit bzw. Dehnrate abhängig sind. Beim Baustahl steigt mit zunehmender Dehngeschwindigkeit die obere Streckgrenze, wie Abbildung 2-26 zeigt.

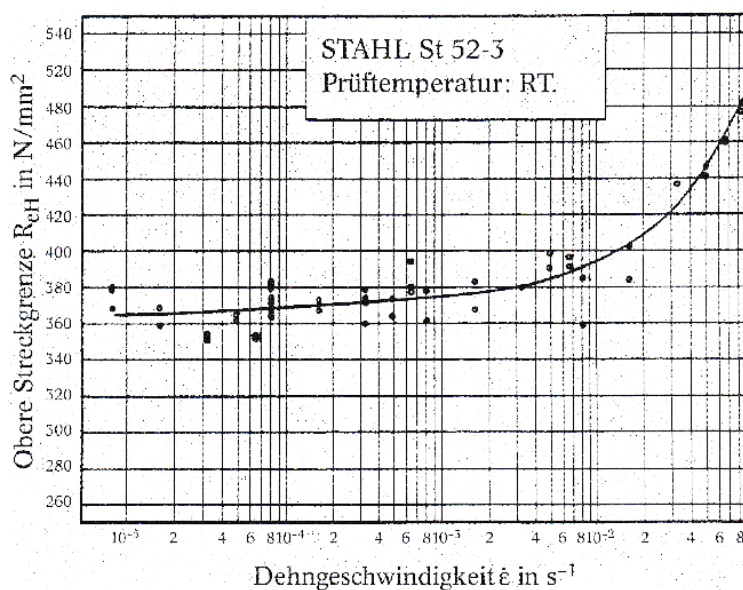


Abbildung 2-26: Änderung der oberen Streckgrenze mit der Dehngeschwindigkeit bei Raumtemperatur für den Baustahl St52-3 [72].

Der Geschwindigkeitseinfluss auf die obere Streckgrenze hebt sich ab der Dehnrate 10^{-2} deutlich aus dem statistischen Streubereich heraus. Bis zu diesem Wert wird das Materialverhalten in erster Näherung als Geschwindigkeitsunabhängig angesehen. [72, p. 779]

Abbildung 2-27 zeigt, wie sich die Fließgrenze verschiedener Kristallgitter in Abhängigkeit der Dehngeschwindigkeit und Temperatur ändert. Es ist ersichtlich, dass die Fließgrenze mit steigender Dehngeschwindigkeit und abnehmender Temperatur größer wird. So ergibt ein Anheben der Dehngeschwindigkeit bei definierter Temperatur einen ähnlich gleich großen Wert, wie ein Absenken der Temperatur bei unveränderter Dehngeschwindigkeit. Die Auswirkung der Dehngeschwindigkeit und der Temperatur auf die Fließgrenze ist bei kubisch-raumzentrierten größer als bei kubisch-flächenzentrierten Metallen. [51, p. 174]

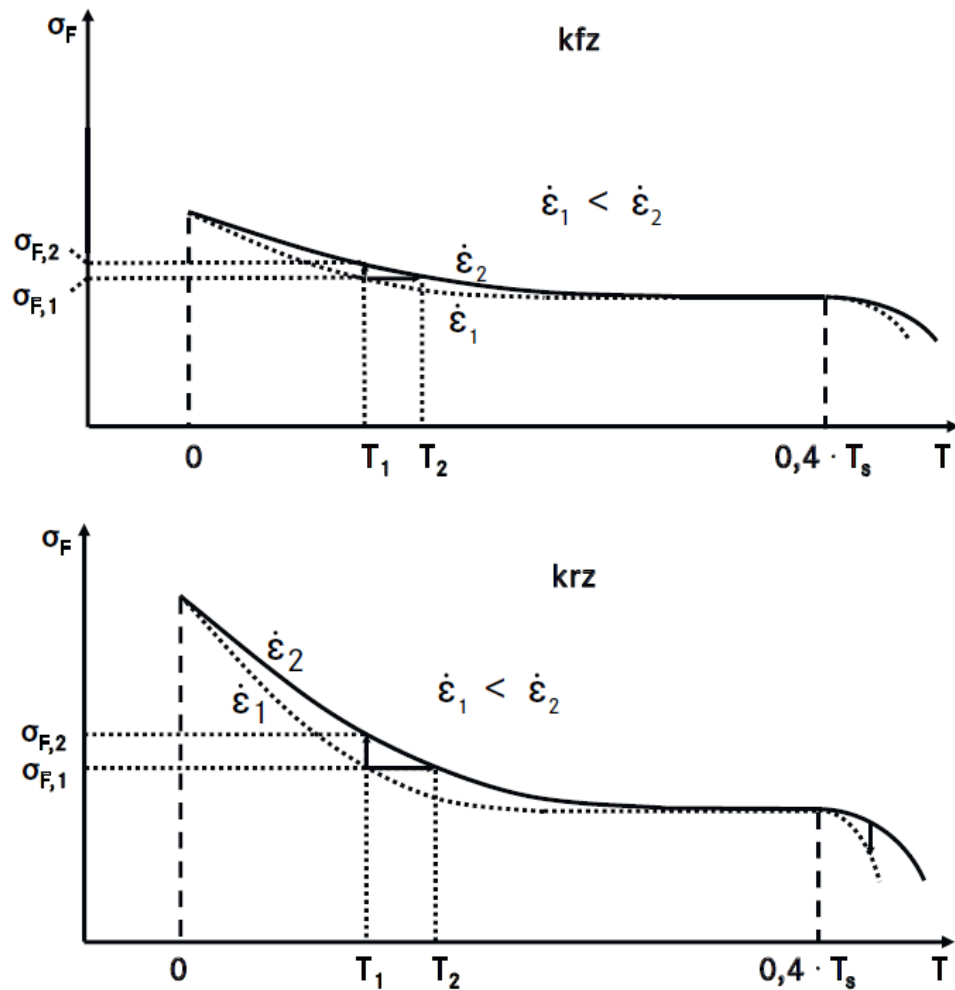


Abbildung 2-27: Einfluss einer Dehngeschwindigkeitssteigerung auf die Temperaturabhängigkeit der Fließgrenze bei verschiedenen Gittertypen [51].

2.7.3 Arten von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen

In Abbildung 2-28 sind charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurven, die bei metallischen Werkstoffen auftreten, dargestellt. Für die vorliegende Arbeit sind die Kurven vom Typ I (ohne ausgeprägte Streckgrenze), Typ III (mit oberer und unterer Streckgrenze) und Spannungs-Dehnungs-Kurven vom Typ VI (mit unregelmäßigem Verlauf) interessant und werden daher näher erläutert.

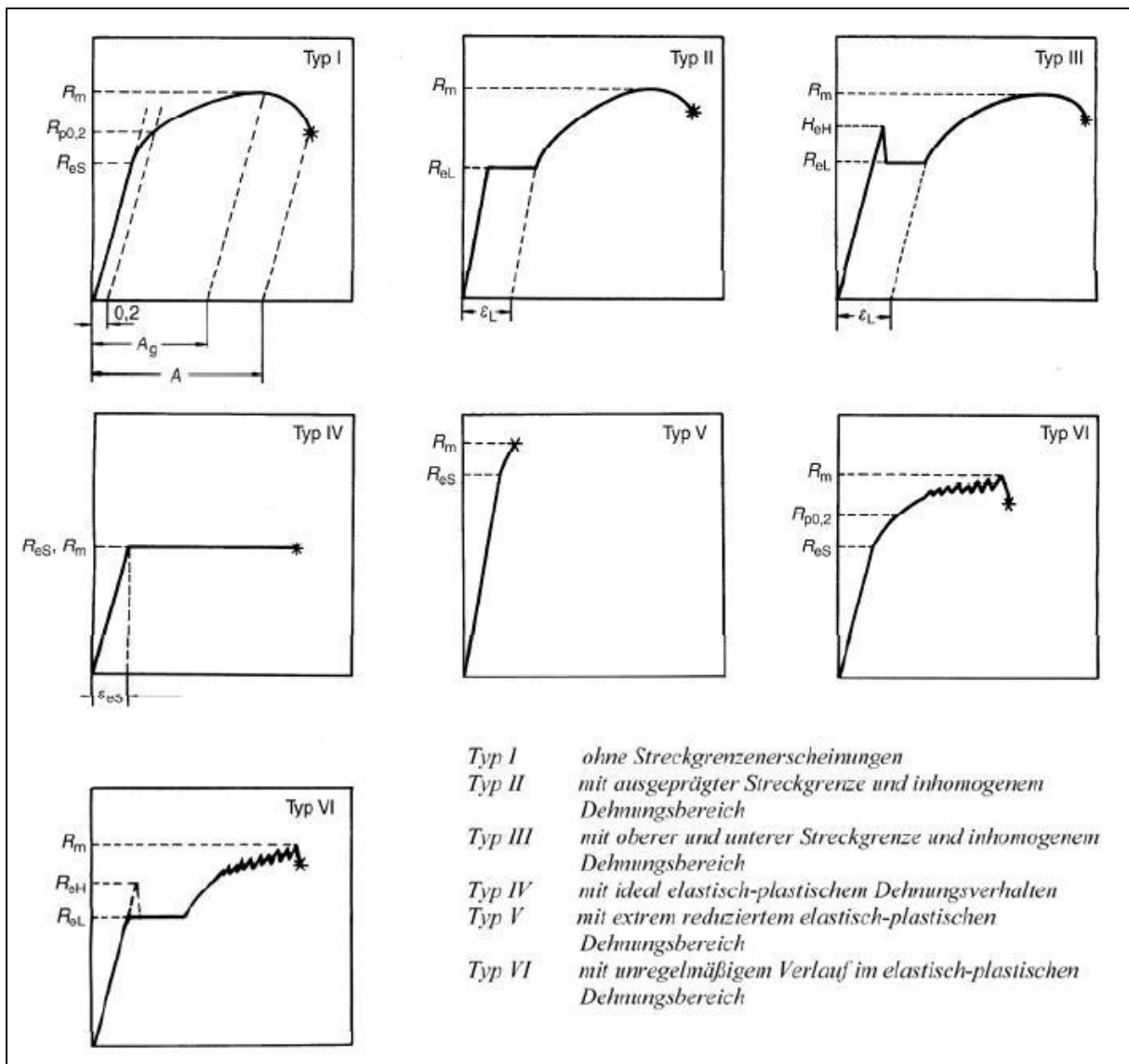


Abbildung 2-28: Charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurven metallischer Werkstoffe [63, p. 160].

2.7.3.1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze

Abbildung 2-29 zeigt das Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze. Dieser Verlauf tritt nur bei kohlenstoffarmen Stählen, sowie bei einigen Nichteisenmetallen (Kupfer- und Aluminiumlegierungen [1, p. 105]) auf [45, p. 1434]. Der Verformungsverlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve mit ausgeprägter Streckgrenze ist diskontinuierlich und wird in folgende vier Abschnitte aufgeteilt:

1. Der linear-elastische Bereich (Hooke'sche Gerade)
2. Bereich der Lüdersdehnung
3. Bereich der Gleichmaßdehnung
4. Bereich der Brucheinschnürung

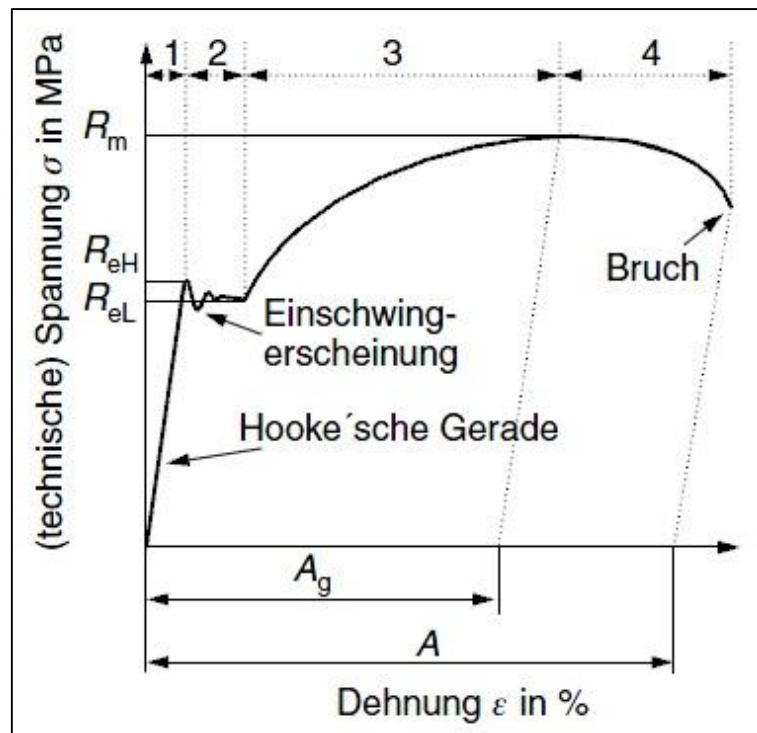


Abbildung 2-29: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze [8, p. 337].

Die Dehnung steigt linear mit der Spannung im elastischen Bereich (1) der Spannungs-Dehnungs-Kurve (Hooke'sche Gerade) an. Der Werkstoff verhält sich dabei reversibel und wird nicht bleibend verformt. Die Probe nimmt dadurch nach dem entlasten ihre ursprüngliche Länge wieder an. Die elastische Verformung endet an der oberen Streckgrenze R_{eH} ($R = resistance$; $e = elastic$; $H = high$). [8, p. 337]

Der zweite Teilbereich der Verformungskurve ist der sog. Bereich der Lüdersdehnung. Die Spannungsänderung ist ab der oberen Streckgrenze R_{eH} nicht mehr proportional zur Dehnung und weicht somit von der Hooke'schen Gerade ab. Im Bereich (2) wird der Werkstoff erstmalig plastisch verformt, d.h. die Probe nimmt nach der Entlastung nicht mehr ihre ursprüngliche Länge an. Die Streckgrenze R_e kennzeichnet den Übergang von der elastischen zur plastischen Werkstoffverformung. Man unterscheidet zwischen oberer Streckgrenze R_{eH} und unterer Streckgrenze R_{eL} ($L = low$). Die obere Streckgrenze R_{eH} ist jene Spannung, bei der die Kraft erstmalig konstant bleibt oder abfällt. Der Spannungsabfall bei weiterer Dehnungszunahme fällt im weiteren Verlauf bis auf die untere Streckgrenze R_{eL} . [8, p. 337]

Die stattfindende plastische Verformung breitet sich in Form eines oder mehrerer sog. Lüdersbänder, meistens von den Probenschultern ausgehend, über die Messlänge aus (Abbildung 2-30). Diese sind makroskopisch an der Oberfläche als Fließlinien [73, p. 233] und mikroskopisch als ausbreitende Versetzungen in einer Kristallebene definiert [43, p. 208]. Die Fronten der Lüdersbänder bilden sich im 45° Winkel zur Wirkrichtung der Zugspannung, also in der Ebene maximaler Schubspannung, aus. Die Lüdersverformung ist inhomogen. Nachdem sich die Lüdersbänder über die gesamte Messlänge der Probe ausgebreitet haben, erfolgt bei weiterer Dehnung ein Spannungsanstieg mit zunehmender plastischer Verformung (3). In diesem Bereich verfestigt der Werkstoff bis zu der sog. Gleichmaßdehnung A_g ($A = fr.$

allongement). Der verringerte Probenquerschnitt ist dabei innerhalb des Prüfbereichs gleich und das Probenvolumen bleibt konstant. [8, p. 338], [51, p. 159ff]

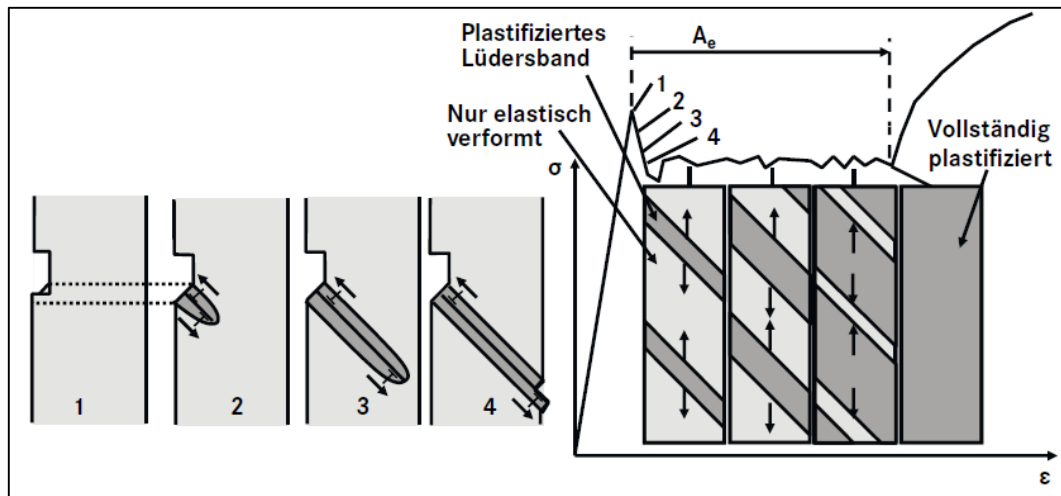


Abbildung 2-30: Entstehung und Ausbreitung von Lüdersbändern [51, p. 159].

Die größte (technische) Spannung, die während des Zugversuches auftritt wird Zugfestigkeit R_m genannt ($R = \text{resistance}$; $m = \text{maximal}$). Diese ergibt sich aus dem Quotienten der Höchstkraft F_m und dem Anfangsquerschnitt S_0 . [8, p. 339]

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (2-14)$$

Die plastische Dehnung, die bei der Zugfestigkeit R_m erreicht wird, entspricht der Gleichmaßdehnung A_g . Dies ist ein wichtiger Werkstoffkennwert, der z.B. zur Beurteilung der Kaltumformbarkeit herangezogen wird. Bei weiterer Zugbelastung sinkt die Spannung nach der Gleichmaßdehnung, weil sich die Probe an einer Stelle einschnürt (4). Die Querschnittsverminderung ist in diesem Bereich größer als die Verfestigung, daher sinkt der Spannungs-Dehnungs-Verlauf. Die Probe verformt sich nur noch an dieser Stelle plastisch und bricht. Die Bruchdehnung A ist der Quotient der bleibenden Dehnung ($L_u - L_0$) zum Bruchzeitpunkt und der Ausgangslänge L_0 . [8, p. 339]

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad (2-15)$$

2.7.3.2 Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze

Nichteisenmetalle wie die meisten Aluminium- und Kupferlegierungen oder hochlegierte austenitische Stähle zeigen keine ausgeprägten Streckgrenze [8, p. 338], [44, p. 301]. Diese Werkstoffe haben einen kontinuierlichen Übergang zwischen den elastischen und plastischen Bereich [3, p. 82]. Abbildung 2-31 zeigt schematisch den Spannungs-Dehnungs-Verlauf ohne ausgeprägte Streckgrenze, bei dem die Lüdersdehnung nicht vorkommt [8, p. 338].

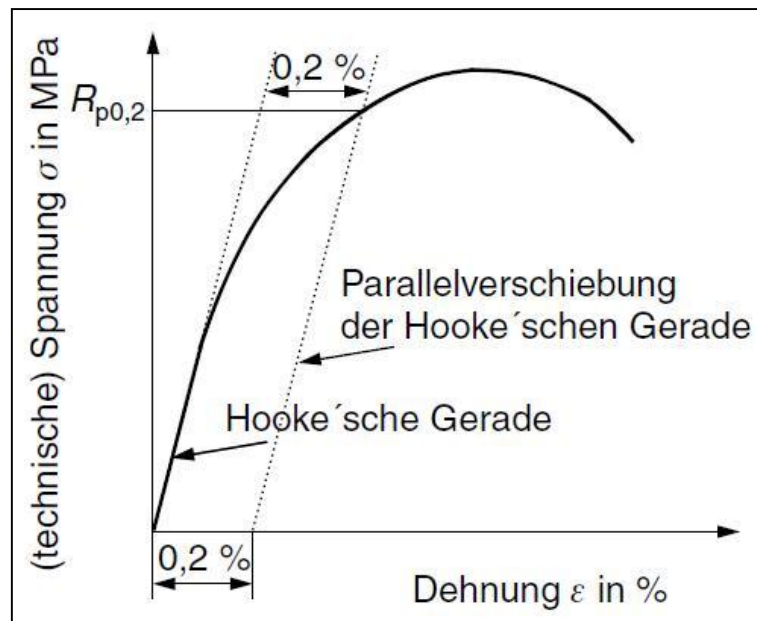


Abbildung 2-31: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze [8, p. 338].

Das Fließen, auch als nichtproportionale plastische Dehnung bezeichnet, beginnt beim Erreichen der Fließgrenze. Die experimentelle Ermittlung der genauen Fließgrenze ist messtechnisch sehr aufwändig. [51, pp. 157-158]

Aus diesem Grund wird als Ersatz für die Streckgrenze R_e die sog. Dehngrenze R_p ($p = \text{plastic}$), die eine vorgegebene plastische Verformung erreicht, ermittelt [8, p. 338]. Üblicherweise verwendet man die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$. Das ist diejenige Spannung, die bei Entlastung eine bleibende (plastische) Dehnung von 0,2 % erzeugt [33]. Die Dehngrenze wird graphisch, wenn eine ausgeprägte elastische Gerade zu erkennen ist, durch die Parallelverschiebung der Hooke'schen Geraden auf die 0,2 % Dehnung ermittelt und mit dem Spannungs-Dehnungs-Verlauf geschnitten (Abbildung 2-31). Der so erhaltene Schnittpunkt mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve entspricht der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ auf der vertikalen Achse. [8, p. 338]

Die Dehngrenze kann auch für andere plastische Dehnungen ermittelt werden, wie z.B. für 1 %, 0,1 %, 0,05 % oder 0,01 %. Wenn keine ausgeprägte linear-elastische Gerade zu erkennen ist, kann die Dehngrenze R_p mit der Belastungs-Entlastungs-Hysterese bestimmt werden [51, p. 158].

2.7.3.3 Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit unregelmäßigem Kurvenverlauf

Bei Zugversuchen mit höheren Prüftemperaturen (ca. 200 °C bis 400 °C) weisen aufgenommene Spannungs-Dehnungs-Kurven einen unstetigen, gezackten Verlauf auf. Dieses Phänomen ist deutlich in Abbildung 2-32 zu sehen. Diese Erscheinung wird als „dynamische Reckalterung“ (oder Portevin-Le Chatelier-Effekt) bezeichnet. [33]

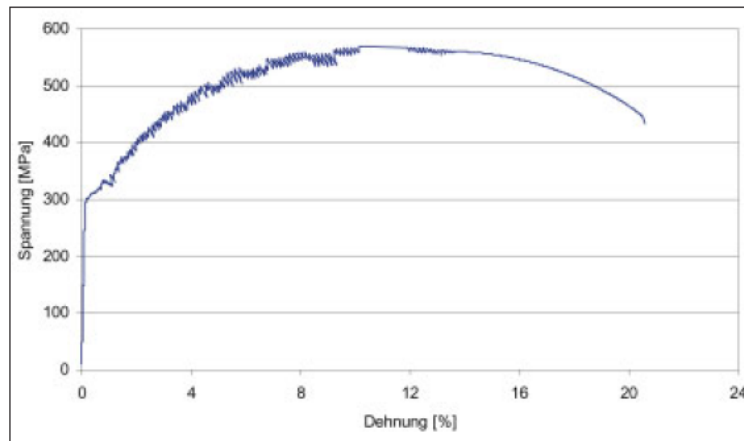


Abbildung 2-32: Dynamischen Reckalterung am Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve [33, p. 415].

Dabei lagern sich interstitiell gelöste Kohlenstoff- und Stickstoffatome im Spannungsfeld der Versetzungen an, um den energetisch günstigeren Zustand zu erreichen. Dies sind die sog. Cottrell-Wolken. Die Versetzungsbewegung wird durch diese Umklammerung behindert. Dadurch steigt die Verfestigung, weil die weitere Versetzungsbewegung eine höhere Spannung benötigt, um sich von der „Umklammerung“ der Fremdatomwolken loszureißen. Die Spannung sinkt wieder mit der zunehmenden Anzahl von den Cottrell-Wolken gelösten „freien“ Versetzungen. Dieses Phänomen führt zur Spannungsschwankungen in der Spannungs-Dehnungs-Kurve, die wie eine Aneinanderreihung vieler ausgeprägter Streckgrenzen aussehen [51, p. 160]. Die Fremdatome haben im Temperaturbereich der dynamischen Reckalterung neben der Versetzungsblockade auch eine erhöhte Diffusionsfähigkeit. Diese ermöglicht eine Ansammlung der Fremdatome um die Versetzungen während der Verformung. Die Versetzungsbewegung wird somit wieder von den Fremdatomen eingefangen. Dies führt zu einer Spannungserhöhung. Das Festsetzen und Losreißen von Versetzungen mit zunehmender Lastaufbringung bei erhöhter Prüftemperatur ist gut am Spannungs-Dehnungs-Verlauf in Abbildung 2-32 zu sehen. [33, p. 415]

Abbildung 2-33 zeigt, wie sich der Einsatzpunkt des gezackten Verlaufs bei unterschiedlichen Prüftemperaturen (a) und Dehnungsraten (b) verschiebt. Mit zunehmender Prüftemperatur und abnehmender Dehnrates erfolgt die Verschiebung in Richtung kleinerer plastischer Dehnungen (nach links). [63, p. 186]

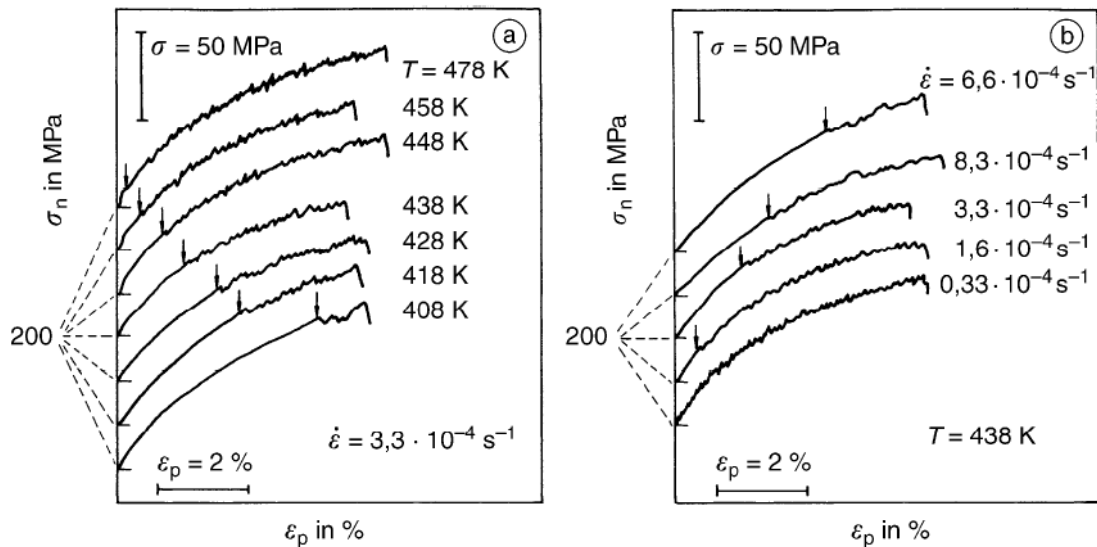


Abbildung 2-33: Zusammenhang zwischen Spannung und plastischer Dehnung für EN-GJV-300 bei verschiedenen Temperaturen T (a) und verschiedenen Dehnraten $\dot{\epsilon}$ (b) [63, p. 186].

2.7.3.4 Technisches und wahres Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Wird die momentan wirkende Kraft F auf den Ausgangsquerschnitt S_0 bezogen, dann spricht man von einem technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Da es in Wirklichkeit bei der Verformung nach dem Aufbringen einer Kraft zu Querschnittsänderungen kommt, weichen die tatsächlichen (wahren) Spannungen von den technischen Spannungen ab. Die wahre Spannung σ_w ist definiert als die momentane Kraft F bezogen auf den momentanen Querschnitt S . Sie kann mit der (technische) Spannung und Dehnung an Hand der Gleichung (2-16) berechnet werden. [8, p. 341], [51, p. 163]

$$\sigma_w = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{S_0}{S} = \sigma \cdot \frac{L}{L_0} = \sigma \cdot \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \sigma \cdot (1 + \epsilon) \quad (2-16)$$

Die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt durch die Querschnittsabnahme im Zugversuch über der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. In Abbildung 31 ist ein schematischer Vergleich der beiden Kurven dargestellt. [8, p. 341]

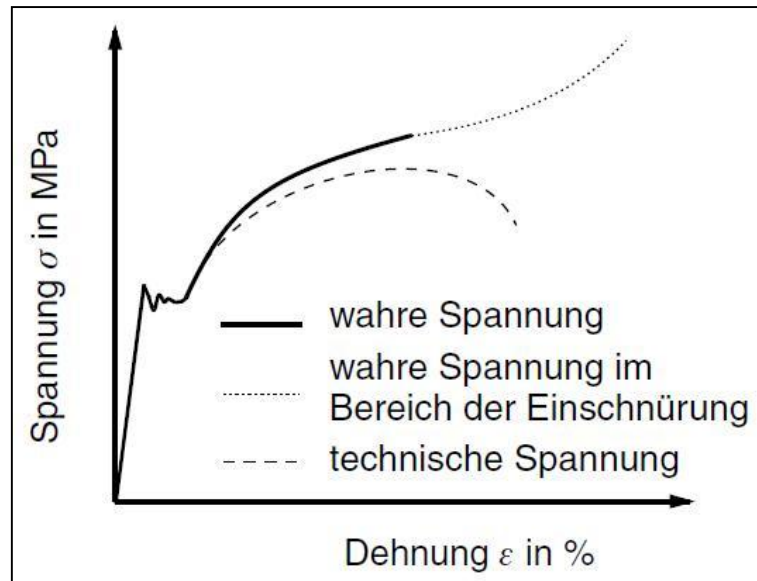


Abbildung 2-34: Technische und wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve [8, p. 341].

Die wahre Dehnung, auch Umformgrad φ genannt, beim einachsigen Zugversuch kann durch Integration der auf die momentane Länge L bezogenen differentiellen Längenänderung dL berechnet werden.

$$\varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (2-17)$$

Somit kann die wahre Dehnung φ mit der auf L_0 bezogenen technischen Dehnung ε mit Gleichung (2-18) ermittelt werden.

$$\varphi = \ln \left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \right) = \ln \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2-18)$$

Die wahre Spannung und Dehnung kann nur bis zur Gleichmaßdehnung über die technisch gemessene Spannung und Dehnung bestimmt werden. Beim Beginn der Einschnürung steigt die Verformung und der Unterschied zwischen den beiden Kurven wird immer größer (Abbildung 2-34). [3, p. 85] [8, p. 342]

Da die durch die Verformung bedingte Querschnittsänderung nur einen sehr kleinen Einfluss auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve und somit auf die Streckgrenze R_e hat, reicht das technische Spannungs-Dehnungs-Diagramm für qualitative und quantitative Vergleiche unterschiedlicher Werkstoffe aus [8, p. 341].

2.7.3.5 Spannungs-Dehnungs-Verlauf bei Zug- und Drucklast

Beim Druckversuch findet keine Einschnürung der Probe statt. Für homogene Werkstoffe ist die wahre Spannung in Abhängigkeit der Verformung beim Zug- und Druckversuch, wie in Abbildung 2-35 ersichtlich, nahezu deckungsgleich. [3, p. 85], [1, p. 100]

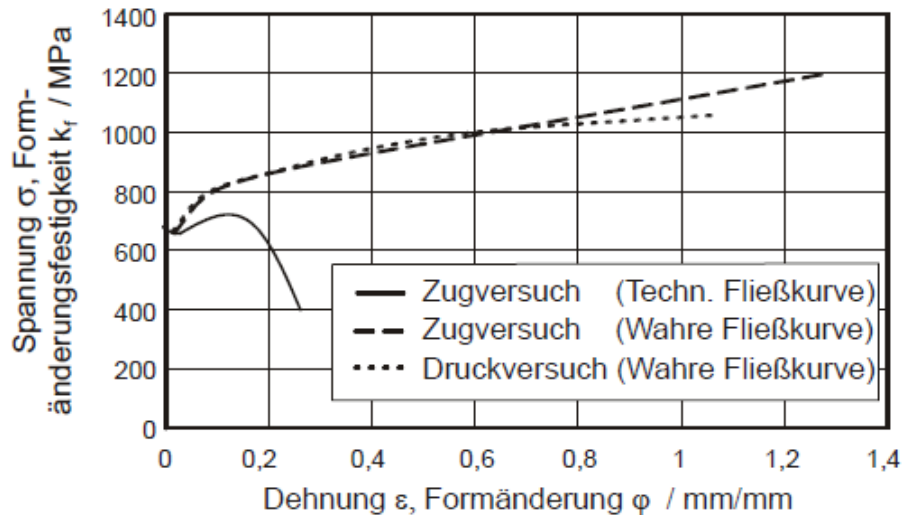


Abbildung 2-35: Vergleich technischer und wahrer Spannungs-Dehnungs-Kurven beim Zug- und Druckversuch [3, p. 85].

In der Literatur [74, p. 97] ist ebenfalls nachgewiesen worden, dass die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve von Zug- und Druckversuchen des gleichen Werkstoffs zusammenfällt. Dies gilt allerdings nur für duktile Werkstoffe. Beim spröden Material ist die Deckungsgleichheit nicht mehr gegeben.

2.8 Prüfmaschine Gleeble 3800

Die Gleeble® 3800 (Abbildung 2-36) ist eine leistungsstarke thermo-mechanische Prüfmaschine und eine physikalische Simulations-Umformeinrichtung [75]. Entwickelt und Hergestellt wurde sie durch die US-amerikanische Firma Dynamic Systems Incorporation (DSI).

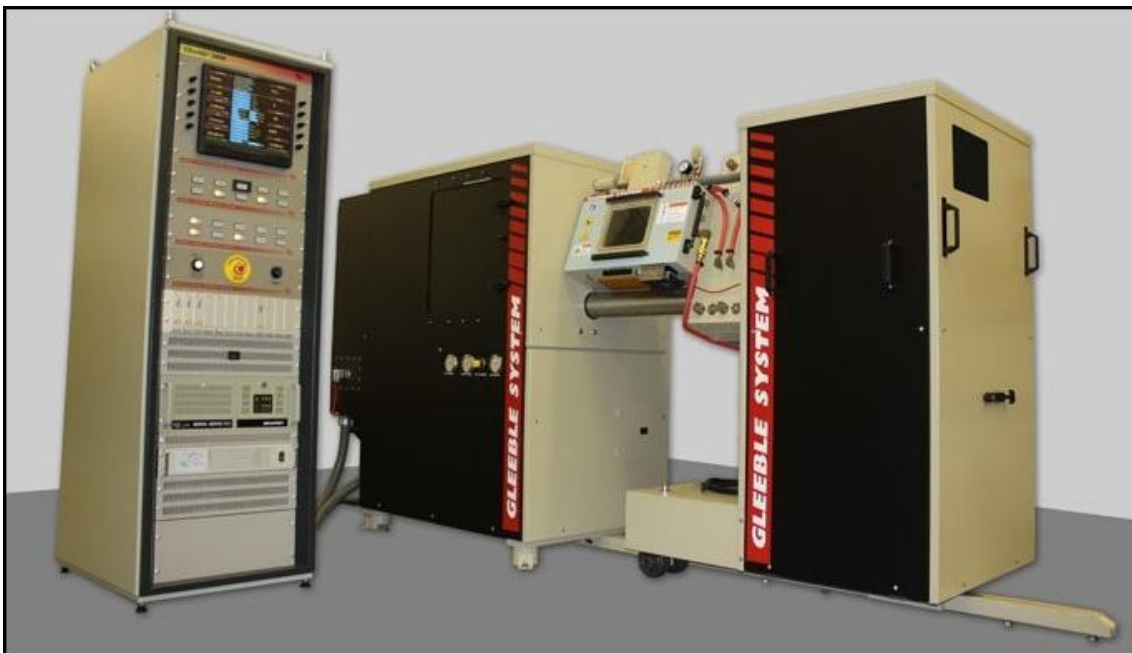


Abbildung 2-36: Thermo-mechanische Simulationsanlage Gleeble® 3800 [75].

„Thermo-mechanische Prüfmaschine“ steht für die vielfältigen Möglichkeiten, wie z.B. der Materialkennwertermittlung mittels Zug- und Druckversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Prüfgeschwindigkeiten. „Physikalische Simulation“ steht für die Möglichkeit, den thermo-mechanischen Prozess nachzubilden und somit die Auswirkungen auf den Werkstoff während der Materialverarbeitung, -herstellung oder -anwendung physikalisch zu simulieren. Die vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten der Gleeble® 3800 sind unten aufgelistet. Der Anwendungsbereich ist dabei in „Werkstoffprüfung“ und „Prozesssimulation“ unterteilt. [75]

Werkstoffprüfung

- Warmzugversuche
- Warmdruckversuche
- Erstellung der Spannungs-Dehnungs-Diagrammen
- Schmelz- und Erstarrungsvorgänge
- Festigkeitsprüfung
- Wärmebehandlungen mit vorgegebenen Temperaturzyklen
- Dilatometerversuche
- Aufheiz- und Abkühlvorgänge
- Konstante und nichtkonstante Verformungsmöglichkeiten
- Spannungs- und Entspannungsvorgänge
- Zeitstandversuche
- Thermische- und thermomechanische Ermüdung

Prozesssimulation

- Stranggießverfahren
- Warmwalzen
- Schmieden
- Fließpressen/Strangpressen
- Schweißtemperaturzyklen
- Wärmeeinflusszonen
- Pressstumpfschweißen
- Diffusionsschweißen
- Durchlaufglühen
- Wärmebehandlung
- Abschrecken
- Sintermetallurgie

Die Gleeble® 3800 Prüfanlage kann in drei Systeme unterteilt werden [75]:

(1) Thermisches System:

Das direkte Widerstandserwärmungssystem ermöglicht besonders hohe Aufheizraten (bis 10.000 °C/s) [75]. Das konduktive Heizprinzip ermöglicht eine Probenerwärmung

bis auf 1.700 °C. Die Abkühlung erfolgt mittels Luft, Wasser (mögliche Abkühlraten: bis 400 °C/s) [76] oder anderen Abschreckmedien [77]. Die maximal erreichbare Abschreckrate an der Probenoberfläche wird vom Hersteller mit 400 °C/s angegeben [75].

(2) Mechanisches System:

Das mechanische System der Gleeble® 3800 Anlage ist ein voll integriertes servo-hydraulisches System, welches eine maximale Druckkraft bis 20 t und eine maximale Zugkraft bis 10 t ermöglicht. Es können Verformungsgeschwindigkeiten bis zu 2 m/s erreicht werden. [75]

(3) Digitales Kontrollsystem:

Das Kernstück der Gleeble® 3800 ist das „Digital Control System“. Die computergesteuerte Umgebung der Prüfanlage basiert auf Windows-Software. Mit den leistungsstarken Prozessoren ist das regulieren, erstellen, auswerten und analysieren von Daten für thermische und thermo-mechanische Prüftests möglich. [75]

Die in Tabelle 12 angegebenen technischen Daten der Gleeble® 3800 sind von der verwendeten Probengeometrie abhängig.

Technische Daten	
Proben	5 – 16 mm Durchmesser, Länge bis zu 140 mm
Werkstoffe	geeignet für alle metallischen Werkstoffe
Heizung (Widerstandsheizung: 3 x 400 V und 200 A)	maximale Aufheizrate: 10.000 °C/s maximale Probentemperatur: 1.700 °C
Kühlungsarten (Luft und Wasserabkühlung)	maximale Abkühlrate: 400 °C/s Standardabkühlrate bei Stahl: 70 °C/s
Kraft, Geschwindigkeit, Weg	maximale Stempelgeschwindigkeit: 2 m/s maximale Druckkraft: 20 t maximale Zugkraft: 10 t maximaler Stempelweg: 100 mm
Atmosphären (Luftatmosphäre, Vakuum oder Inertgas (Ar))	Laser- und Dilatometermesssystem für Längen- und Durchmesseränderung Abtastrate bis zu 50.000 Hz

Tabelle 10: Technische Daten der Gleeble® 3800 Anlage [76].

3 Presstumpfschweißversuche

Zur Definition der Eingabeparameter für die Warmzugversuche auf dem thermo-mechanischen Simulator Gleeble® 3800 dienten reale Schweißzyklen vom Presstumpfschweißprozess. Die Versuche wurden an der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage (Abbildung 3-1) bei der voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt. Während der Schweißversuche sind die Prozessparameter, sowie die Schweißtemperaturzyklen mit Thermoelementen gemessen und aufgezeichnet worden.



Abbildung 3-1: Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage.

Mit der Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage können Bleche mit unterschiedlichen Abmessungen presstumpfgeschweißt werden. Die freie Einspannlänge zwischen den Elektroden bzw. Kupferbacken (Abbildung 3-2a) kann dabei variiert werden.

Vor Beginn des Versuchs werden die oberen Backen heruntergefahren, wodurch die Fügeteile eingeklemmt werden. Die Bleche werden so eingespannt, dass der Abstand zwischen den Kupferbacken eine bestimmte freie Länge einnimmt. In dem Beispiel in Abbildung 3-2b beträgt diese 12 mm.

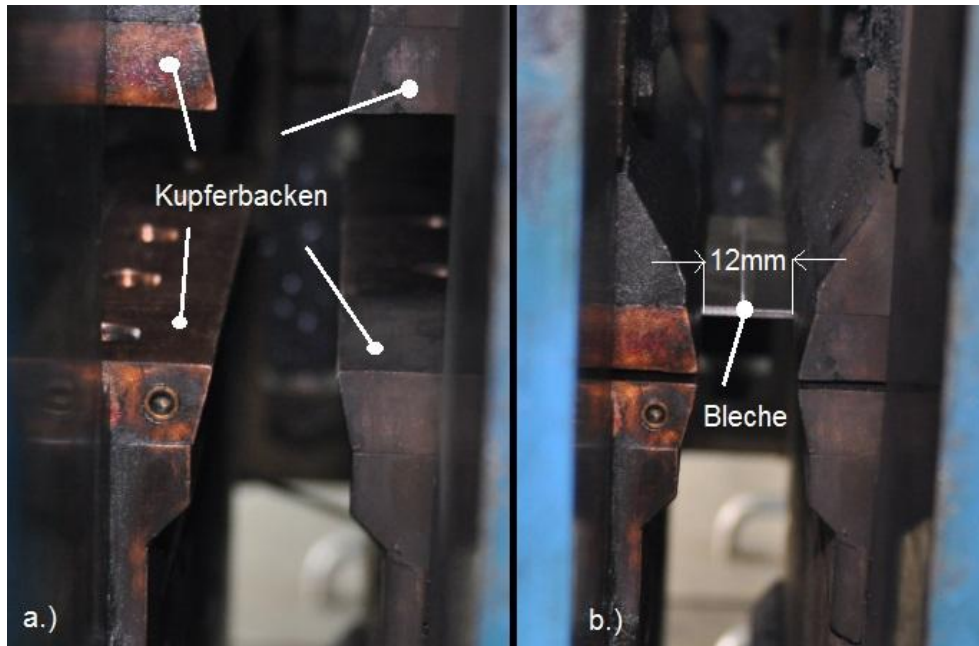


Abbildung 3-2: Presstumpfschweißversuch auf einer Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage; a – Kupferbacken; b – freie Einspannlänge der zu schweißenden Bleche.

Sobald der Kontakt der beiden Bleche hergestellt ist schließt sich der Stromkreis und die Bleche werden durch den hohen elektrischen Kontaktwiderstand auf den Stoßflächen erwärmt (vgl. Kapitel 2.3, S. 14). Durch das Aufbringen einer Stauchkraft wird der eigentliche Schweißvorgang durchgeführt. Abschließend erfolgt das Abschalten des Schweißstroms und der Stauchdruck auf einen Restdruck reduziert, bis die Schweißnaht auf Raumtemperatur abgekühlt ist. In Abbildung 3-3 ist eine fertige Presstumpfschweißnaht zu sehen.



Abbildung 3-3: Auf der Ideal AS 100S PS/ABS Anlage presstumpfgeschweißte Naht [Kičin M.].

Im Rahmen der Doktorarbeit von Kičin [in Arbeit] wurden Presstumpfschweißungen durchgeführt und dabei immer folgende Parameter aufgezeichnet:

- elektrischer Strom in kA
- elektrische Spannung in V
- Druck im Hydrauliksystem in bar
- Verfahrenweg der Backen in mm

Mit den gemessenen Daten erfolgt die Auswertung des Schweißprozesses (Abbildung 3-4). An Hand der Ergebnisse wurden die Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche (siehe Kapitel 4.5.1, S. 56) definiert.

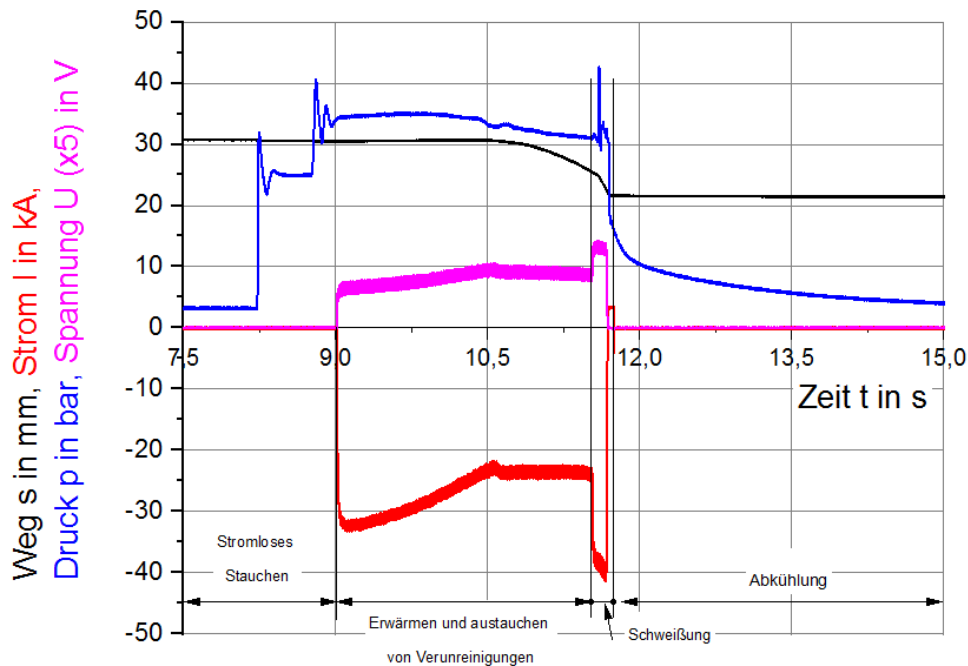


Abbildung 3-4: Gemessene Schweißparameter einer Presstumpfschweißung (Versuch_2)
Voestalpine Stahl GmbH.

Der gesamte Schweißprozess kann in drei Phasen unterteilt werden:

1. Stromloses Stauchen: Die beiden Fügeteile werden während dieser Phase stirnseitig mit einem bestimmten Druck, stromlos aneinandergedrückt. Eine Aufheizung der Stoßflächen findet nicht statt.
2. Erwärmen und Ausstauchen von Verunreinigungen: Die Werkstücke werden auf eine bestimmte Temperatur erwärmt. Durch den hohen elektrischen Kontaktwiderstand zwischen den Blechen wird die höchste Temperatur im Stoßbereich erreicht. Ein definierter Kontaktdruck wird gleichzeitig aufgebracht. Die Verunreinigungen werden dadurch von den Stoßflächen teilweise in die sich bildende Wulst gedrängt.
3. Schweißung: In dieser Phase wird die elektrische Spannung erhöht, wodurch die Schweißtemperatur erreicht wird. Parallel wird auch der Kontaktdruck auf den Stauchdruck erhöht, wodurch der eigentliche Schweißvorgang erfolgt.
4. Abkühlung: Der Strom wird abgeschaltet und der Stauchdruck auf einen bestimmten Restdruck reduziert, bis die Probe auf Raumtemperatur abkühlt.

Die Definition der Versuchsparameter für die Zug- und Warmzugversuche an Hand der gemessenen Schweißparameter wird an den entsprechenden Stellen in dieser Arbeit eingegangen.

4 Experimentelle Untersuchungen

In diesem Kapitel sind die Versuchsdurchführungen erklärt und die Auswertung der aus diesen Versuchen erhaltenen Daten beschrieben. Der Probenwerkstoff S355J2+N Stahl wurde zunächst metallographischen Untersuchungen unterzogen. Die Härteprüfung am Grundwerkstoff erfolgte mikro- und makroskopisch mit dem Vickers-Verfahren. Außerdem sind Zugversuche bei Raumtemperatur mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt worden. Die Warmzugversuche wurden ebenfalls mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten, sowie bei unterschiedlichen Prüftemperaturen durchgeführt. Dabei ist auch eine Unterscheidung zwischen der Aufheiz- und Abkühlphase gemacht worden.

4.1 Metallographie

Wie schon im Kapitel 2.5 (S. 27) beschrieben wurde, beschäftigt sich die Metallographie mit der Untersuchung und Beschreibung des Gefüges metallischer Werkstoffe [8, p. 402]. Das Ziel der lichtmikroskopischen Gefügeanalyse in der Masterarbeit ist, die vorliegenden Phasen und ihre prozentualen Anteile vom Grundwerkstoff des S355J2+N Stahls zu bestimmen. Die Flächenauswertung vom Gefüge wurde mit einer Bildbearbeitungssoftware durchgeführt. Die Probenpräparation für die auflichtmikroskopische Metallographie erfolgt in mehreren Schritten. Zunächst wird die Probe entnommen, d.h. auf die erforderliche Länge geschnitten. Als nächstes wird die kleine Probe im Kunstharz eingebettet, damit sie „handlich“ für die Schleif- und Poliermaschine wird. Anschließend wird sie in mehreren Schritten „von grob nach fein“ geschliffen und poliert. Danach wird die bearbeitete Oberfläche mit einer Lösung geätzt, um das Gefüge sichtbar zu machen. Dann kann der Schliff unter dem Lichtmikroskop untersucht und Bilder mit unterschiedlichen Auflösungen gespeichert werden.

4.1.1 Probenentnahme und -präparation

Zur metallographischen Untersuchung des mikroskopischen Aufbaues vom Grundwerkstoff des S355J2+N Baustahls wurden zwei Schlitze aus einer Gleeble-Probe (vgl. Abschnitt 4.5.3, S. 60) erstellt. In Abbildung 4-1 ist die Probe mit markierten Schnittlinien zu sehen. An Hand der Probe 1 wurde der Querschliff und Probe 2 der Längsschliff untersucht.



Abbildung 4-1: Probenentnahme für metallographische Untersuchungen.

Die roten Pfeile zeigen die Lage der festgelegten Schliffebene und Blickrichtung für die mikroskopische Analyse. Mit der Trennschneidmaschine WOCO TOP 350 A2-Z (Fa. Conrad Apparatebau GmbH) wurden die Proben grob geschnitten. Während dem Schneidvorgang ist die Probe gekühlt worden. Im Anschluss an die Probenentnahme wurden die Schnittflächen der beiden Proben grob geschliffen. Im nächsten Arbeitsschritt sind die Proben mit einem kalt härtendem Einbettmittel (Technovit 4071) eingebettet und auf ihrer Rückseite entsprechend beschriftet worden. Anschließend wurden die zu untersuchenden Oberflächen der Proben mehrmals mit Nassschleifpapier verschiedener Körnungen (von 80 bis 4.000) geschliffen. Das anschließende polieren erfolgte in zwei Arbeitsschritten, zuerst mit einer 3 µm und dann mit 1 µm Polierscheibe (MD-Nap – von der Firma Struers). Der Schleif- und Poliervorgang ist auf der TegraPol-31 Maschine der Struers GmbH durchgeführt worden. Um das Gefüge des polierten Metalls sichtbar zu machen, wurden die Proben mit einer 3%-igen Nital-Lösung (97 ml Ethanol und 3 ml Salpetersäure) ca. 3 bis 4 Sekunden lang geätzt. Nach der Ätzung ist das Gefüge lichtmikroskopisch im Zeiss Observer.Z1m untersucht worden. Dabei wurden Bilder mit unterschiedlicher Auflösung aufgenommen. Die Mikroschliffbilder sind anschließend qualitativ ausgewertet worden (s. Kapitel 5.1, S. 71ff).

4.2 Mikrohärteprüfung

Der Ausgangspunkt für die Erstellung der phasenabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kurven ist die Mikrohärteprüfung. An Hand der Mikrohärte der jeweiligen Phase wird über entsprechende Umwertungstabellen auf die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur geschlossen. Zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit wird anschließend das Ergebnis in Kombination mit den Warmzugversuchen approximiert.

Zur Ermittlung der Mikrohärte vom S355J2+N Stahl wurde die Härteprüfung nach Vickers durchgeführt (siehe 2.6.2, S. 29). Abbildung 4-2 zeigt das Lichtmikroskop (Reichert-Jung, MeF3) und Mikrohärte-Prüfgerät (grüner Kreis), mit dem die Mikrohärtemessungen durchgeführt wurden. Die beiden Geräte sind miteinander verbunden, um sehr kleine Härteeindrücke ausmessen zu können. Mit der Prüfkraft von 0,009807 N, d.h. HV 0,001 wurde der optimale Abdruck für die Mikrohärteprüfung erzielt. An Hand des Abdrucks wurden die beiden Diagonalen d_1 und d_2 ausgemessen, gemittelt und die Vickers-Härte mit der Gleichung (2-8) (S. 30) bestimmt.



Abbildung 4-2: Lichtmikroskop (Reichert-Jung, MeF3) mit aufgesetztem Prüfgerät zur Mikrohärtprüfung (grüner Kreis).

4.3 Makrohärteprüfung

Die Makrohärte vom S355J2+N Stahl wurde ebenfalls mit der Härteprüfung nach Vickers ermittelt. Im Abschnitt 2.6.2 (S. 29) ist das Verfahren genau beschrieben. Abbildung 4-3 zeigt das Prüfgerät EMCO-TEST, M4C025G3M, auf dem die Makrohärte gemessen wurde. Die Härteprüfung wurde mit 10 Kilopond (= 98,07 N) durchgeführt. Dieser Wert wird auch in der Bezeichnung HV 10 verwendet. Für die Härteprüfungen (Mikro- und Makrohärte) wurde der metallographisch untersuchte Schliff verwendet. Die Messung ist 10-mal durchgeführt worden. An Hand der einzelnen Härtewerte wurde der Mittelwert gebildet. Das Ergebnis wurde anschließend zur Überprüfung der metallographischen, Mikrohärt- und Zugversuchsergebnisse verwendet (s. Abschnitt 5.6, S. 79).



Abbildung 4-3: Prüfgerät zur Ermittlung der Makrohärte (EMCO-TEST, M4C025G3M).

4.4 Zugversuche bei Raumtemperatur

In diesem Kapitel sind die Zugversuche, die bei Raumtemperatur durchgeführt wurden, beschrieben. Zunächst wird die Versuchsdurchführung und anschließend die Auswertung erklärt.

4.4.1 Versuchsdurchführung

Die Zugversuche bei Raumtemperatur wurden auf der Zugprüfmaschine (Abbildung 4-4) der Firma Zwick (Roell - Zmart.Pro) und auf dem Schweißsimulator Gleeble 3800 durchgeführt. Für diese Untersuchungen sind die gleichen Flachzugproben, wie für die Warmzugversuche verwendet worden (s. Abschnitt 4.5.3, S. 60).



Abbildung 4-4: Zugprüfmaschine (RMC) für die Versuche bei Raumtemperatur.

In Tabelle 11 ist eine Übersicht der durchgeführten Zugversuche gegeben. In der rechten Spalte ist die Anzahl der gültigen Versuche angeführt.

Prüfeinrichtung	Geschwindigkeit	Anzahl der gültigen Versuche
Gleeble 3800 Schweißsimulator	$v_1 = 45 \text{ mm/s}$	2
RMC Zugprüfmaschine	$v_2 = 0,16 \text{ mm/s}$	3
RMC Zugprüfmaschine	$v_3 = 0,12 \text{ mm/s}$	3
RMC Zugprüfmaschine	$v_4 = 1,25 \text{ mm/s}$	3

Tabelle 11: Zusammenfassung der durchgeführten Zugversuche bei Raumtemperatur am S355J2+N Stahl.

Auf der RMC Zugprüfmaschine wurde die Flachzugprobe in die Einspannvorrichtung der Prüfmaschine biegungsfrei eingesetzt und weggesteuert mit drei verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten bis zum Bruch gezogen. Die Versuchsdurchführung erfolgte bei Raumtemperatur. Die Längenänderung ist mit einem externen Feindehnungsaufnehmer (FDA), welcher genau in der Mitte der Probe platziert wurde, erfasst worden.

Weil mit der RMC Zugprüfmaschine maximale Prüfgeschwindigkeiten bis 1,25 mm/s möglich sind, wurden zwei weitere Zugversuche bei Raumtemperatur mit der Prüfgeschwindigkeit von 45 mm/s auf der Gleeble® 3800 durchgeführt. Die Dehnung wurde mit einem Feindehnungsaufnehmer aus Quarzglas, wie im Kapitel 4.5.4 (S. 61ff) beschrieben, aufgenommen.

4.4.2 Versuchsauswertung

Bei den Zugversuchen wurden folgende Daten aufgezeichnet und im Softwareprogramm Origin 8.6 aufbereitet:

- Prüfzeit t in s
- Dehnung nominell L_{nominell} in mm
- Längenänderung ΔL in mm
- Spannung σ in MPa

Zur Erstellung des technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist die Längenänderung ΔL und Spannung σ herangezogen worden. Bei der Auswertung wurde die Dehnung ε nach der Formel (2-10) mit der Ausgangslänge $L_0 = 40 \text{ mm}$, die dem Abstand zwischen den Messspitzen des FDA entspricht, berechnet.

Daraus konnten folgende Materialkennwerte ermittelt werden:

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

Die analytische Ermittlung der Kennwerte wurde bereits erklärt. Diese können auch graphisch, wie in Abbildung 4-5 dargestellt, ermittelt werden.

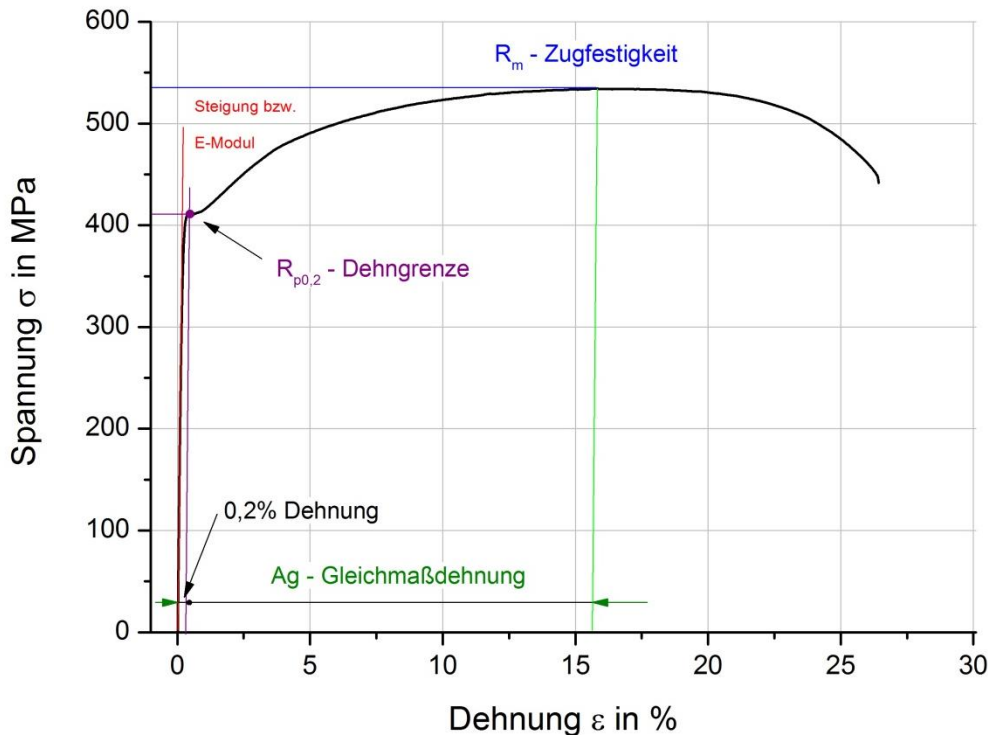


Abbildung 4-5: Graphische Ermittlung der Materialkennwerte aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Zugversuches.

R_m ist die größte auftretende Spannung (Blau). Die Tangente am linear-elastischen Teil der Spannungs-Dehnungs-Kurve ergibt die Steigung bzw. den E-Modul (Rot). Durch die parallele Verschiebung der Geraden des E-Moduls um 0,2 %, folgt aus dem Schnittpunkt mit der Kurve die $R_{p0,2}$ Dehnungsgrenze (Lila). Die Gleichmaßdehnung A_g ergibt sich, indem man die Gerade des E-Moduls parallel bis zur maximalen Spannung verschiebt und im Schnittpunkt mit der Dehnungsachse die Dehnung abliest (Grün).

4.5 Warmzugversuche

Die Warmzugversuche wurden auf der Gleeble[®] 3800 Prüfanlage am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz durchgeführt. Die Versuchsdurchführung erfolgte an Flachzugproben des Werkstoffs S355J2+N mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten. In diesem Kapitel sind die Definitionen der Versuchsparameter und des Versuchsumfangs, sowie die Probengeometrie beschrieben. Außerdem wird auf die Versuchsdurchführung und auf die Auswertung der gemessenen Daten eingegangen.

4.5.1 Versuchsparameter

Beim Schweißen werden die mechanischen Eigenschaften im Schweißgut und in der Wärmeeinflusszone durch die, während der Schweißung auftretenden Temperaturzyklen bestimmt. Die Temperaturzyklen sind von den Schweißbedingungen, d.h. einer Vielzahl von

Einflussgrößen abhängig. Die beim Schweißvorgang auftretenden Temperatur-Zeit-Verläufe erhalten Informationen über die Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} , Spitzentemperatur T_s , Haltedauer t_H im oberen Austenitgebiet, sowie die Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} und Abkühlzeit $t_{8/5}$, mit der die Abkühlung aus dem Austenitgebiet definiert wird.

In Abbildung 4-6 ist ein gemessener Temperaturzyklus während einer Pressstumpfschweißung (Vers_2, TEMP 5) dargestellt. Dieser Verlauf wurde zur Definition der thermischen Versuchsparameter für die Warmzugversuche auf der Gleeble-Anlage ausgewertet.

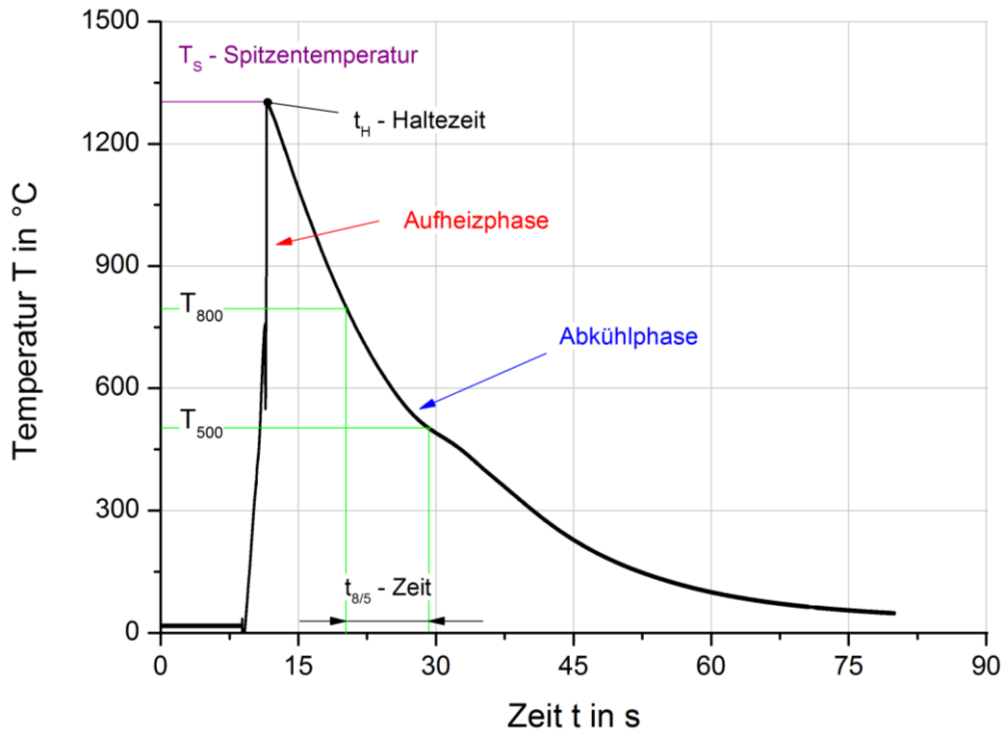


Abbildung 4-6: Gemessener Schweißtemperaturzyklus beim Pressstumpfschweißen (Vers_2, TEMP 5) [voestalpine Stahl GmbH].

Die Temperaturfeldmessungen bei Pressstumpfschweißversuchen lieferten in der Aufheizphase keine gültigen Messwerte. In das Temperaturmesssystem wurde die elektrische Spannung von der Schweißanlage induziert. Während der elektrische Strom an der Schweißanlage eingeschaltet war, sind die Temperaturwerte verfälscht worden. An Hand der Messwerte konnte jedoch die Aufheizgeschwindigkeit vom Schweißbeginn bis zur Spitzentemperatur gut abgeschätzt werden. Die Aufheizgeschwindigkeit \dot{T}_{Auf} ist demzufolge mit 500 °C/s definiert worden. Die gemessene Haltezeit t_H beträgt 1 s und wurde dementsprechend für die Warmzugversuche definiert. Für die $t_{8/5}$ -Zeit sind zunächst die Zeiten bei 800 und 500 °C herausgelesen und in Gleichung (4-1) eingesetzt worden.

$$t_{8/5} = t_{800} - t_{500} \quad (4-1)$$

Die $t_{8/5}$ -Zeit beträgt demnach 9 s . Dies entspricht nach Gleichung ((2-11), S. 33) einer Abkühlgeschwindigkeit \dot{T}_{Ab} von $33,3 \text{ °C/s}$. In Tabelle 12 sind die thermischen Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche zusammengefasst.

Thermische Versuchsparameter für die Gleeble Warmzugversuche		
Aufheizgeschwindigkeit	\dot{T}_{Auf}	500 °C/s
Spitzentemperatur	T_S	1300 °C
Haltezeit	t_H	1 s
$t_{8/5}$ -Zeit	$t_{8/5}$	9 s
Abkühlgeschwindigkeit	\dot{T}_{Ab}	33,3 °C/s

Tabelle 12: Definierte thermische Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche.

Die Warmzugversuche sind weggesteuert durchgeführt worden. Dabei wird angenommen, dass die Querhauptgeschwindigkeit über die Zeit konstant bleibt. Die Versuchsparameter wurden in die Aufheiz- und Abkühlphase getrennt, um deren Einfluss auf die thermo-mechanischen Eigenschaften zu untersuchen. Dies erfordert die Kenntnis unterschiedlicher Prüfgeschwindigkeiten.

Zur Definition der Prüfgeschwindigkeiten für die Aufheizphase sind die Messwerte aus den Pressstumpfschweißversuchen ausgewertet worden. Da der Stauchvorgang in zwei Bereiche unterteilt wurde, sind zwei unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten definiert worden. Dazu wurde der gemessene Weg über die Zeit während der „Erwärm-“ und „Schweißphase“ (Abbildung 3-4, S. 49) ausgewertet. Die Backengeschwindigkeit beträgt demnach $V_1 = 45 \text{ mm/s}$ während der Schweiß- und $V_2 = 0,16 \text{ mm/s}$ während der Erwärmphase. Der erwärmte Bereich der Probe mit konstanter Spitzentemperatur beträgt 12 mm. Zur Ermittlung der Dehnrates kann Gleichung (4-2) verwendet werden.

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{v_i}{l_0} \quad (4-2)$$

Für die Warmzugversuche in der Abkühlphase wurde eine Prüfgeschwindigkeit gewählt, die möglichst keinen Einfluss auf die thermo-mechanischen Kennwerte besitzt. Dies wird bei Stählen, wie in der Literatur [72] angegeben, mit Dehnrates im Bereich von 10^{-5} bis 10^{-2} s^{-1} (s. Abbildung 2-26, S. 34) erreicht. Um die Versuchsdauer möglichst kurz zu halten, wurde für die dritte Prüfgeschwindigkeit V_3 die Dehnrates $\dot{\epsilon}_3 = 1^{-2} \text{ s}^{-1}$ gewählt. Mit der Ausgangslänge $l_0 = 12 \text{ mm}$ ergibt sich die dritte Querhauptgeschwindigkeit V_3 .

$$v_3 = \dot{\epsilon}_3 \cdot l_0 = 0,01 \frac{1}{\text{s}} \cdot 12 \text{ mm} = 0,12 \frac{\text{mm}}{\text{s}} \quad (4-3)$$

In Tabelle 13 sind die definierten Prüfgeschwindigkeiten für die Gleeble-Warmzugversuche zusammengefasst. Dabei sind auch die jeweiligen Dehnrates angegeben.

Mechanische Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche			
Versuchsreihe	Prüfgeschwindigkeit $V_{\text{Prüf}}$ in mm/s	Dehnrage $\dot{\epsilon}$ in s^{-1}	Versuchsphase
V_1	45	3,75	Aufheizphase
V_2	0,16	$1,333 \cdot 10^{-2}$	Aufheizphase
V_3	0,12	$1 \cdot 10^{-2}$	Abkühlphase

Tabelle 13: Definierte mechanische Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche.

4.5.2 Versuchsumfang

Die komplette Versuchsmatrix für die Warmzugversuche ist in Tabelle 14 zusammengefasst. Zur Definition der Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche ist der gemessene Temperatur-Zeit-Verlauf und die PS-Schweißparameter ausgewertet worden. Die Warmzugversuche wurden in 100 °C-Schritten durchgeführt, um möglichst viele thermo-mechanische Materialkennwerte für die numerische Simulation des PS-Prozesses zur Verfügung zu stellen. Es wurde dabei eine Unterscheidung zwischen der Aufheiz- und Abkühlphase gemacht, bei denen unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten angewendet wurden. Der Schweißtemperaturzyklus, sowie die daraus abgeleiteten Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten und die definierten Prüfgeschwindigkeiten sind im Kapitel 4.5.1 (S. 56) beschrieben worden.

Bei den Warmzugversuchen in der Aufheizphase wurde die Probe zunächst mit 500 °C/s auf die gewünschte Prüftemperatur (z.B. 900 °C) erwärmt, auf dieser 1 s lang gehalten und anschließend weggesteuert bis zum Bruch gezogen. In der Aufheizphase wurden zwei Versuchsreihen, mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt. Zum Nachweis der Reproduzierbarkeit ist jeder Versuch 3-mal bei der jeweiligen Prüftemperatur durchgeführt worden. In der Abkühlphase sind die Proben zunächst mit 500 °C/s auf die Spitztemperatur von 1.300 °C erwärmt und 1 s gehalten worden. Anschließend wurde die Probe mit 33 °C/s auf eine definierte Prüftemperatur (z.B. 600 °C) gekühlt, 1 s gehalten und abschließend mit der Prüfgeschwindigkeit von 0,12 mm/s bis zum Bruch gezogen. Insgesamt waren 112 Proben für die Warmzugversuche erforderlich. Ergänzend zu den Warmzugversuchen auf der Gleeble® 3800 sind Zugversuche bei Raumtemperatur auf der RMC-Zugprüfmaschine durchgeführt worden (s. Kapitel 4.4, S. 54).

Versuchsmatrix						
Geprüfter Werkstoff: S355J2+N				Anmerkung		
Versuchsart	$T_{auf} = 500 \text{ °C/s}; t_H = 1 \text{ s}; t_{B/5} = 9 \text{ s}$	aufheizen	aufheizen	abkühlen	Probenanzahl	Thermoelement Typ
	Versuchsgeschwindigkeit v (mm/s)	0,16	45	0,12		
	Spitzentemperatur T_s (°C)	1300	1300	1300		
	Prüftemperatur T_{Pr} (°C)					
Warmzugversuche	100	x x x	x x x	x x x	9	K
	200	x x x	x x x	x x x	9	
	300	x x x	x x x	x x x	9	
	400	x x x	x x x	x x x	9	
	500	x x x	x x x	x x x	9	
	600	x x x	x x x	x x x	9	
	700	x x x	x x x	x x x	9	
	800	x x x	x x x	x x x	9	
	900	x x x	x x x	x x x	9	
	1000	x x x	x x x	x x x	9	S
	1100	x x x	x x x	x x x	9	
	1200	x x x	x x x	x x x	9	
	1300	x x	x x	-	4	

Tabelle 14: Versuchsmatrix für die Warmzugversuche auf der Gleeble-Anlage.

Die Probenbezeichnung für die Warmzugversuche (Abbildung 4-7) ist so gewählt worden, dass an erster Stelle die Art des Versuchs steht (AU für Aufheizversuch; AB für Abkühlversuch). Direkt neben dem Prüfverfahren steht der Temperaturindikator, der mit dem Faktor 100 noch zu multiplizieren ist. Der Indikator steht für die Prüftemperatur, bei welcher der Warmzugversuch durchgeführt wurde. Es folgt die Prüfgeschwindigkeit (V1, V2 oder V3), die der Hubgeschwindigkeit des Querhauptes entspricht. Die letzte Zahl ist die Versuchsnummer (I, II oder III), die zur Unterscheidung der Versuche mit gleichen Parametern dient.



Abbildung 4-7: Erklärung der Probenbezeichnung der durchgeführten Warmzugversuche.

4.5.3 Probengeometrie

Die Probengeometrie für Warmzugversuche ist nicht genormt. Sie ergibt sich aus den geometrischen Anforderungen der Gleeble® 3800 Prüfeinrichtung und den geometrischen Gegebenheiten des untersuchten Materials. Die Geometrie der Flachzugproben mit den Abmessungen ist in Abbildung 4-8 dargestellt. Die Proben wurden von der voestalpine Stahl GmbH gefertigt. Die Probendicke war durch das gewalzte Blech vorgegeben und beträgt demnach 3,25 mm.

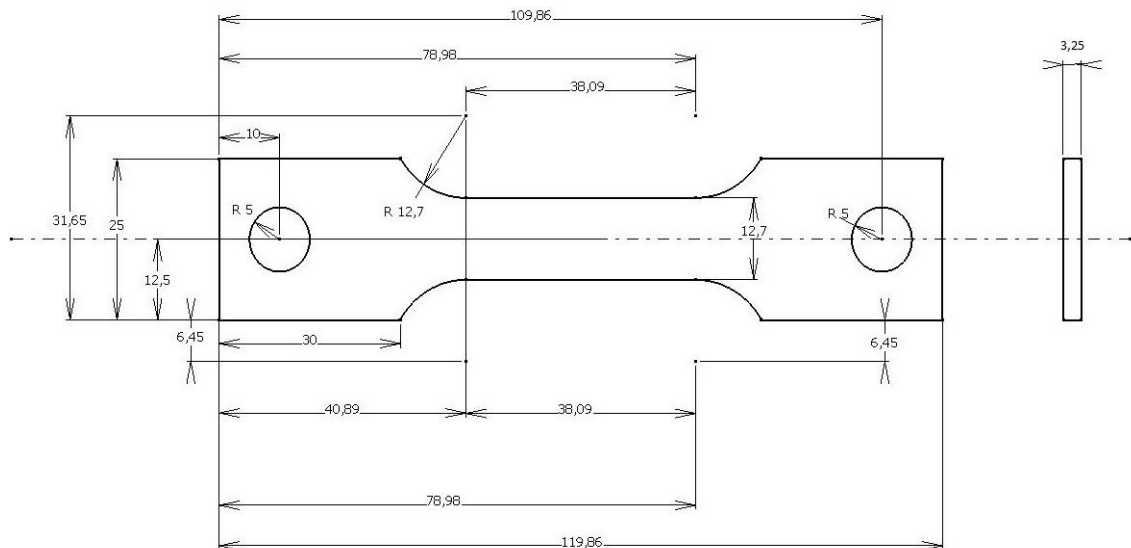


Abbildung 4-8: Probengeometrie der Flachzugproben für die Warmzugversuche auf der Gleeble [In Anlehnung an Dynamic Systems Inc. vom Autor erstellt].

Über die Bohrungen wird die Probe mittels Bolzen in die Einspannbacken formschlüssig eingespannt, wodurch das verrutschen der Probe während dem Zugversuch verhindert wird. Wie in Abbildung 4-9 skizziert, wird die Flachzugprobe zusammen mit den Einspannbacken in die Prüfkammervorrichtung der Gleeble 3800 eingelegt.

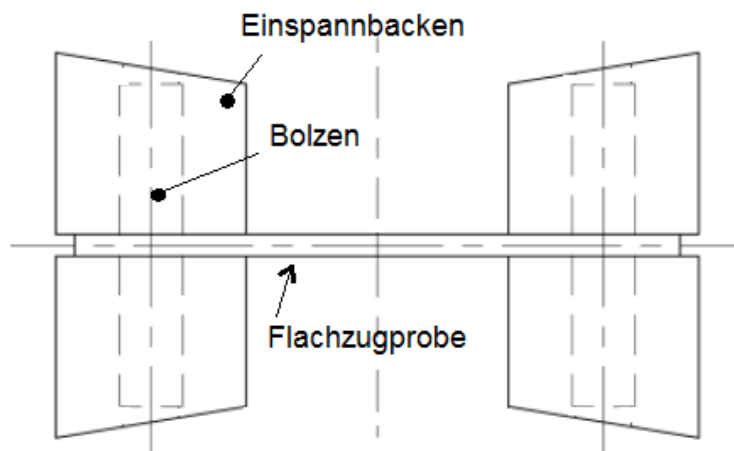


Abbildung 4-9: Technische Zeichnung der Flachzugprobe mit den Einspannbacken.

4.5.4 Versuchsdurchführung

Die Zugversuchsprobe ist vor jedem Versuch mittels Feinschleifpapier geschliffen worden, um sie von der unerwünschten Oxidschicht und Verunreinigungen zu befreien. Damit wird das anbringen des Thermoelements erleichtert und die Kontaktbedingungen mit den Elektroden verbessert. Abbildung 4-10 zeigt die Gleeble-Flachzugprobe nach dem Schleifvorgang.



Abbildung 4-10: Vorbereitung der Zugversuchsprobe aus S355J2+N.

Anschließend ist auf die Probe ein Thermoelement angebracht worden, mit der Temperatur gemessen und der Warmzugversuch geregelt wurde. Zum Anschweißen der Thermoelementdrähte wurde ein Kondensatorentladungsschweißgerät (Abbildung 4-11) verwendet. Die Drähte sind immer in der Probenmitte mit einem Abstand von max. 1,5 mm von der Kante positioniert worden.

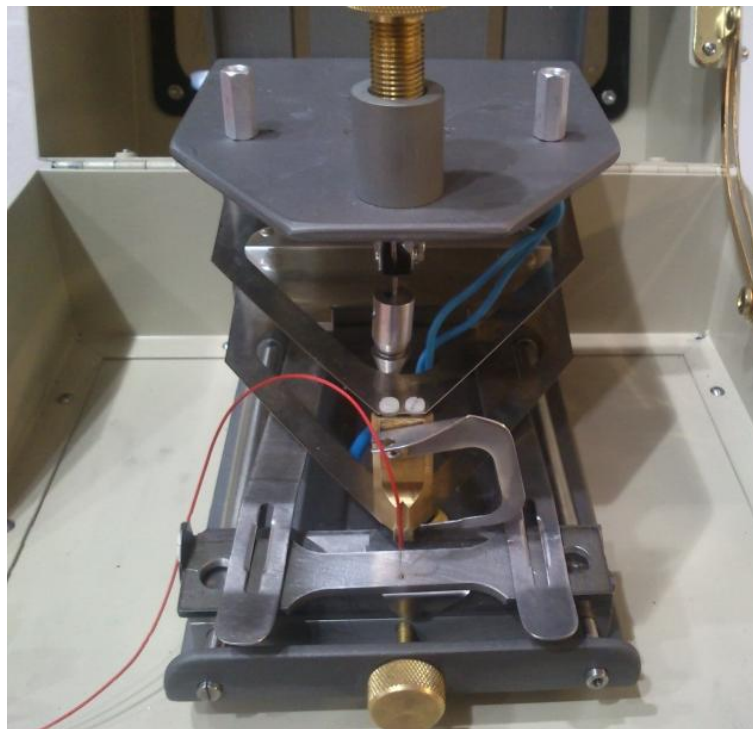


Abbildung 4-11: Anschweißen der Thermoelemente auf die Gleeble-Probe am Kondensatorentladungsschweißgerät.

Es kamen zwei unterschiedliche Thermoelementtypen (K und S) zum Einsatz. Mit der Thermoelementpaarung des Typs K (aus Ni – Cr/Ni) wurden Warmzugversuche bis 1.000 °C Prüftemperaturen durchgeführt. Für höhere Prüftemperaturen (bis 1.300 °C) ist das Typ S (Pt – 10%Rh/Pt) Thermoelementpaar verwendet worden. Dieses liefert genauere Messwerte [77, p. R 8/28/01 S.3] und löst sich auch bei hohen Prüftemperaturen nicht von der Probe.

Zum Einspannen der Probe wurden Spannbackenpaare aus Kupfer mit Befestigungsbolzen verwendet, mit denen das Verrutschen der Probe bei Zugbelastung verhindert wurde. Ein Spannbackenpaar besteht aus zwei keilförmigen Elektroden mit jeweils einer Bohrung, in die der Befestigungsbolzen aus Stahl eingelegt wird (Abbildung 4-12).

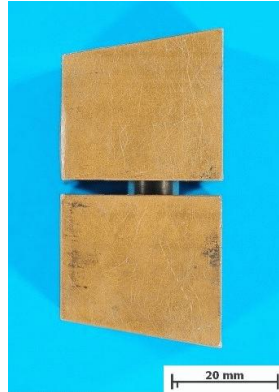


Abbildung 4-12: Keilförmige Spannbacken aus Kupfer mit eingelegtem Bolzen.

Die Spannbackenpaare mit der eingelegten Probe werden anschließend in die Gleeble-Prüfkammer eingelegt, wie in Abbildung 4-13 zu sehen ist. Die Elektroden sind anschließend mit zwei Metallbügeln seitlich zur Längsrichtung verspannt worden. Anschließend wurde das Thermoelement mit dem Prüfsystem verbunden, der Glasdeckel geschlossen und der Versuch gestartet. Die Probenerwärmung erfolgt nach dem Prinzip der Widerstandserwärmung über die Kupferbacken. Die Kraft zur Verschiebung des linken Querhauptes wurde hydraulisch aufgebracht und über eine Kraftmessdose gemessen (Force). Die Gleichsetzung der Längenänderung mit der Hubbewegung des Querhauptes führt insbesondere bei niedrigen Prüftemperaturen zu ungenauen Ergebnissen [68]. Für eine genaue Messung der Längenänderung (HZT071) wurde ein temperaturbeständiger Feindehnungsaufnehmer aus Quarzglas verwendet (Abbildung 4-14). Beim Versuchsaufbau wird der Dehnungsaufnehmer auf ein Gummiband angelehnt. Die Messspitzen werden mit zwei Bügeln, wie in Abbildung 4-13 dargestellt, an die Probe angespannt.

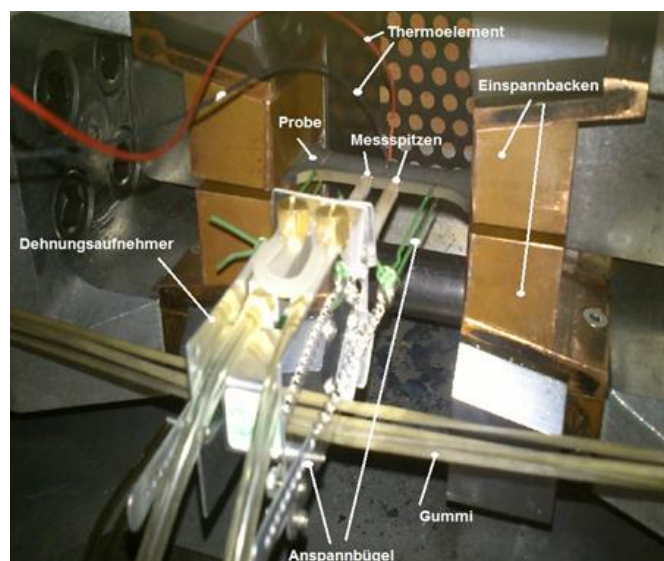


Abbildung 4-13: Gleeble-Prüfkammer mit eingespannter Probe (vor dem Versuch).



Abbildung 4-14: Feindehnungsaufnehmer aus Quarzglas zur Erfassung der Längenänderung.

Während dem Versuch wurden die Messdaten aufgezeichnet. Nach dem Bruch der Probe ist das System abgeschaltet und die Probe ausgebaut worden.

4.5.5 Versuchsauswertung

Während der Warmzugversuche wurden die Messdaten vom Digital System (Digital Unit) aufgezeichnet. Diese wurden mit der „Origin 9.1“ Software bearbeitet und ausgewertet. Folgende Messdaten wurden während jedem Warmzugversuch gemessen und gespeichert:

- Time - Zeit in s
- Stroke - Bewegung des Querhauptes in mm
- PTemp – Definierte Temperatur in °C
- TC1 - gemessene Temperatur in °C
- Force - Kraft in MPa
- HZT071 - Längenänderung in mm

Mit der gemessenen Temperatur TC1 wurde überprüft, ob der definierte Temperaturverlauf PTemp erreicht und eingehalten wurde. Diese Temperaturmessdaten dienen zur Kontrolle und Beurteilung der Versuchsgültigkeit. In Abbildung 4-15 ist die Kraft (Force) und die Längenänderung (HZT071) von einem Versuch graphisch dargestellt. An Hand dieser Rohdaten wurde das Spannungs-Dehnungs-Diagramm konstruiert und die mechanischen Materialkennwerte ermittelt.

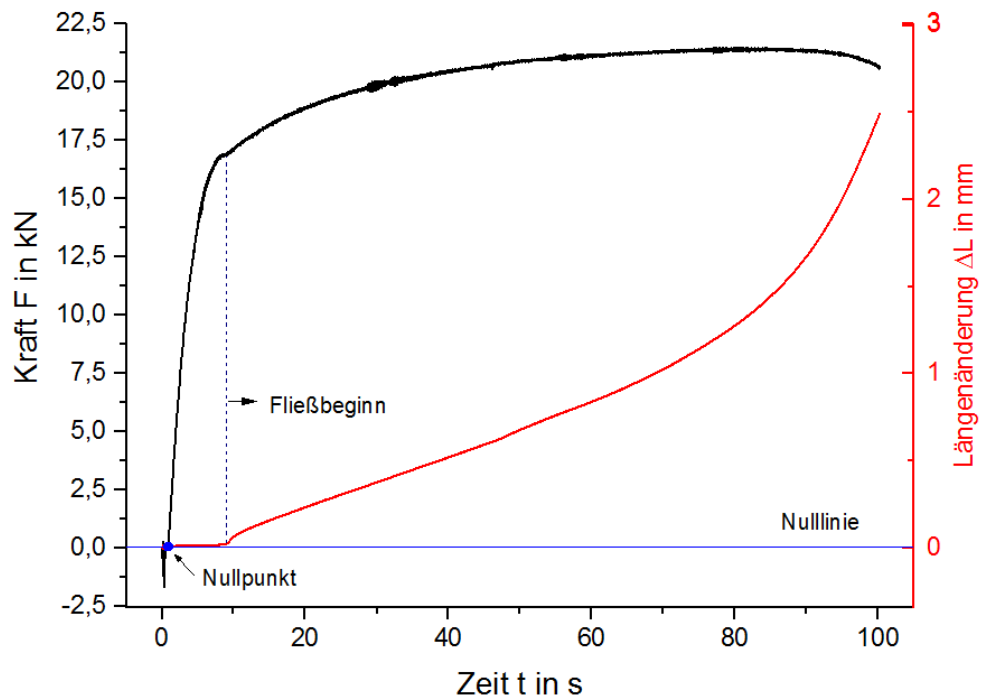


Abbildung 4-15: Wichtigste Ausgangsgrößen zur Auswertung der Gleeble-Warmzugversuche (Versuch: AU1_V2_I).

In dem Diagramm ist zu sehen, wie der Kraftverlauf zunächst beim Versuchsbeginn abnimmt. Infolge der Wärmeausdehnung durch die Temperaturerhöhung entsteht eine Druckkraft, die sich am Kraftverlauf zeigt (Abbildung 4-16). Der Grund dafür ist, dass während der Erwärmung der Ausgleich der Längenänderung durch die starre Probeneinspannung nicht möglich ist.

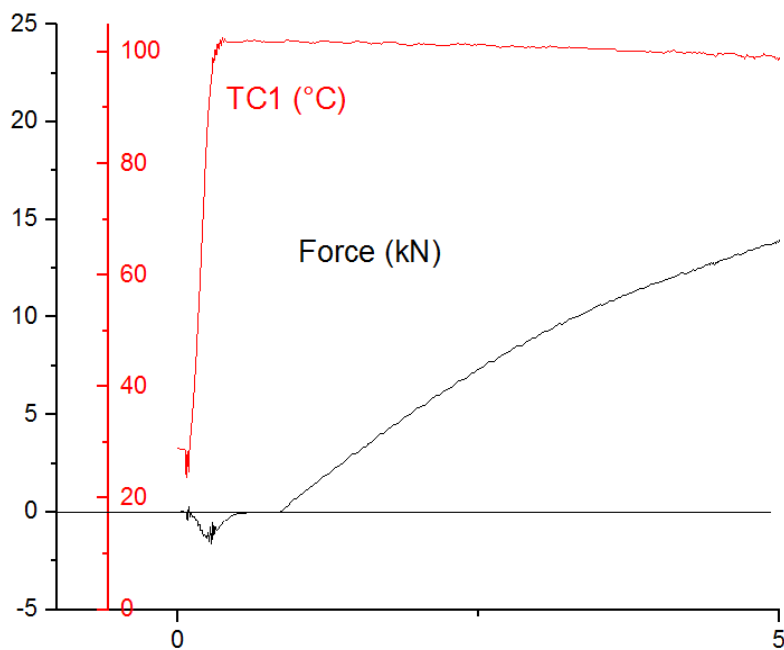


Abbildung 4-16: Kraftverlauf und Temperaturverlauf als Ausgangsgrößen der Gleeble-Warmzugversuche

Die Wärmedehnung wird durch die Einspannung verhindert und es kommt zu erzwungenen Wärmespannungen [62, p. 235]. Der Kraftverlauf ist im Anfangsbereich durch einen „Anlaufbogen“ gekennzeichnet. Dieser wird in seiner Ausprägung durch die Probeneinspannung bzw. durch die Keileinspannung der Spannbacken in der Prüfkammervorrichtung hervorgerufen. Im weiteren Verlauf wird der eigentliche Warmzugversuch gestartet (roter Punkt an der schwarzen Kurve) und die Kraft nimmt einen linearen Verlauf an, begleitet von einer geringfügigen linearen Längenänderung. Beginnt der Werkstoff zu fließen, verläuft der Kraftanstieg nicht mehr linear und die Längenänderung nimmt stärker zu.

Der Kraftverlauf ist durch viele Messdaten (hohe zeitliche Auflösung) gekennzeichnet und überlagert sich mit der Heizfrequenz (50 Hz) der Gleeble-Anlage. Dadurch entsteht ein zackiger Spannungs-Dehnung-Verlauf, der geglättet werden muss.

4.5.5.1 Konstruktion des Spannung-Dehnung-Diagramms

Eine Grundvoraussetzung für die Ermittlung der thermo-mechanischen Materialkennwerte ist die genaue Auswertung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe. Die aus dem Warmzugversuch gemessenen und gespeicherten Rohdaten wurden mit der Software „Origin 9.1“ ausgewertet. Die Spannung wird an Hand der gemessenen Kraft (Force) und über den Probenquerschnitt automatisch von QuickSim (Gleeble-Software) mit folgender Gleichung berechnet:

$$\sigma = \frac{F}{b_0 \cdot h_0} \quad (4-4)$$

Dabei ist b_0 die Breite und h_0 die Höhe bzw. Dicke der Flachzugprobe. Die Spannung wird somit immer auf den Ausgangsquerschnitt bezogen. Die erstellten Diagramme liefern demzufolge die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven. Die Messung der Längenänderung (HZT071) erfolgt über den Feindehnungsaufnehmer. Die (technische) Dehnung ε (4-5) ergibt sich aus der gemessenen Längenänderung (HZT071) Δl_{HZZT} bezogen auf die Anfangsmesslänge l_0 der angebrachten Messspitzen. Diese beträgt 10 mm.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{HZZT}}{l_0} \quad (4-5)$$

Der originale Spannungs-Dehnungs-Verlauf besitzt einen gezackten Kurvenverlauf, wie man an der schwarzen Kurve in Abbildung 4-17 sehen kann. Dadurch wird die genaue Auswertung und Ermittlung der Materialdaten erschwert. Im Anschluss wurden daher die Messdaten aufbereitet. Die Kurven sind anschließend mit der Methode „gleitender Mittelwert“ gefiltert bzw. geglättet worden. Die geglättete Spannungs-Dehnungs-Kurve ist am roten Verlauf in Abbildung 4-17 zu sehen.

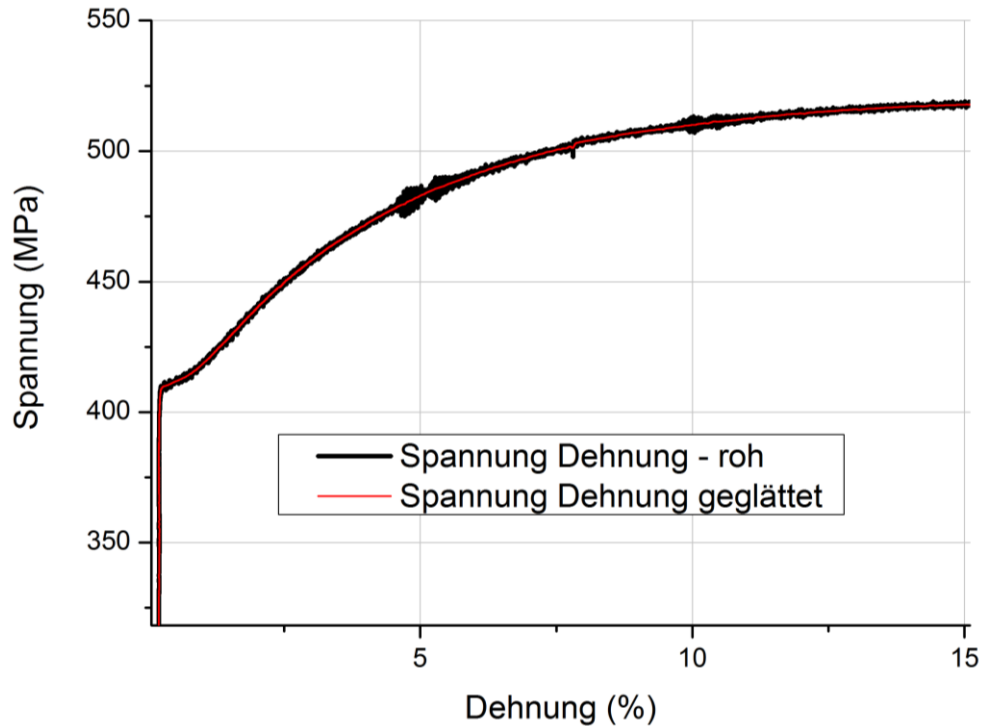


Abbildung 4-17: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit zackigen und geglätteten Kurvenverlauf.

4.5.5.2 E-Modul

Um den E-Modul möglichst exakt zu bestimmen, wurde der zackige Verlauf des linear-elastischen Bereichs der Spannungs-Dehnungs-Kurve linearisiert. Abbildung 4-18 zeigt ein Beispiel. Die lineare Anpassung erfolgte automatisch mit Origin 9.1.

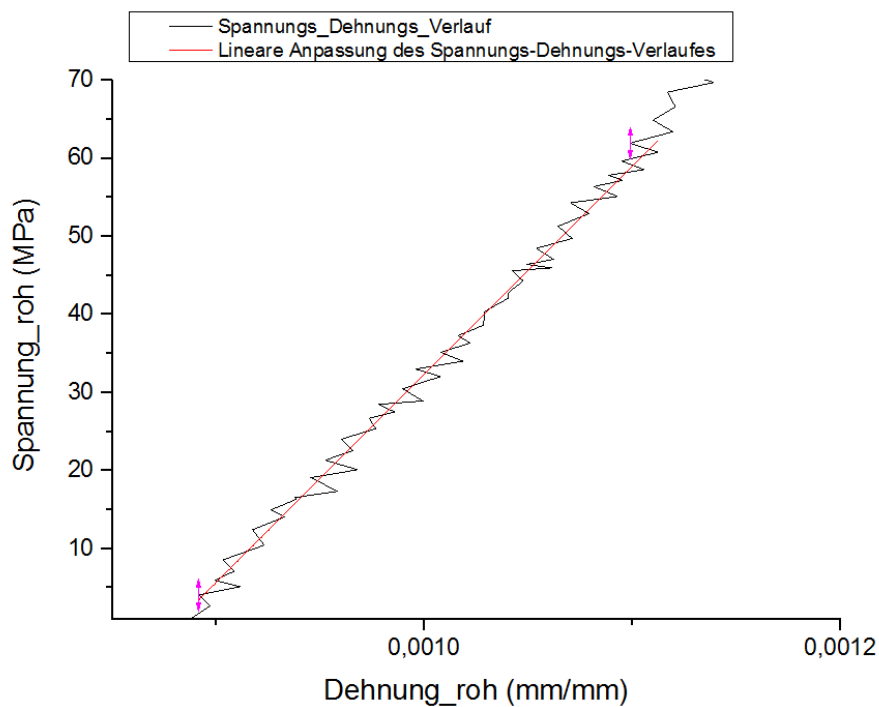


Abbildung 4-18: Linear-elastischer Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve (stark vergrößert) - linearisiert zur E-Modul Bestimmung.

Die Bestimmung des E-Moduls erwies sich als sehr schwer, da die Spannungs-Dehnungs-Verläufe im elastischen Bereich Nichtlinearitäten aufwiesen. Somit lag es im subjektiven Ermessen des Betrachters, den zu prüfenden Bereich festzulegen. Dabei kam es zu unterschiedlichen Ergebnissen je nach dem wo die Tangente angelegt wurde. Abbildung 4-19 zeigt eine stark vergrößerte nichtlineare Spannungs-Dehnungs-Kurve. Die Nichtlinearität ist auf den Dehnungsaufnehmer zurückzuführen. Dieser wurde mit steifen Metallbügeln manuell an die Probe angebracht. Durch die steifen Bügel wurden die Messspitzen des Dehnungsaufnehmers fest an die Probe angedrückt und der Dehnungsaufnehmer an Gummiringe angelehnt (Abbildung 4-13, S. 63). Diese unsichere Halterung führte bei einigen Versuchen zu nichtlinearen Messergebnissen und somit nicht vollständig auswertbaren Versuchen.

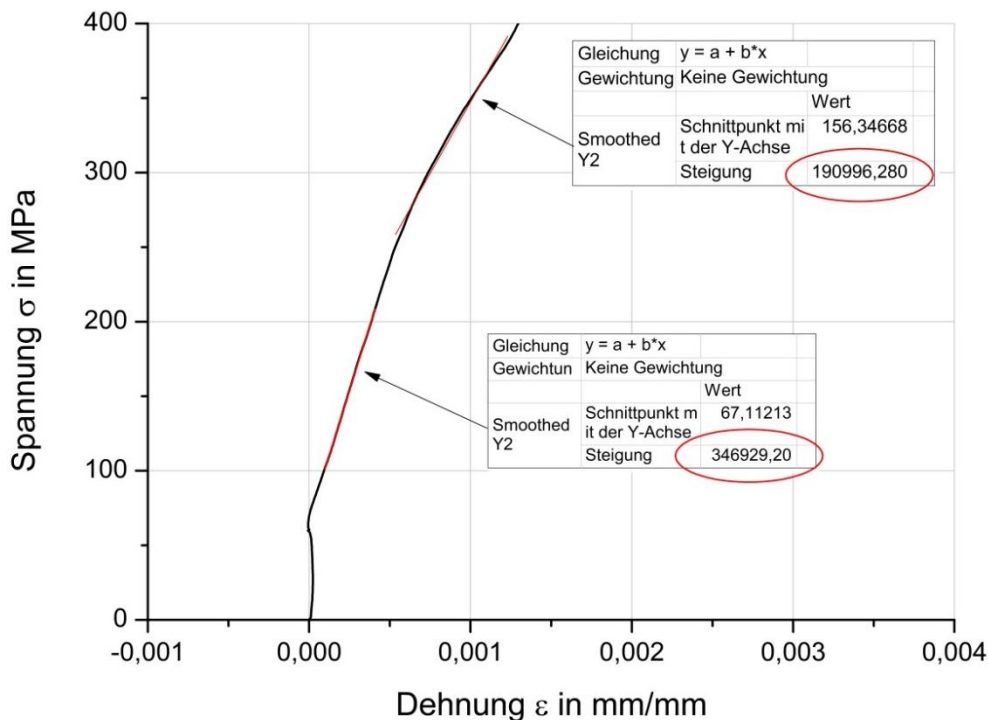


Abbildung 4-19: Unterschiedliche Ergebnisse bei der Auswertung des E-Moduls nach einem Warmzugversuch auf der Gleeble-Anlage.

4.5.5.3 Zugfestigkeit, Fließgrenze und Gleichmaßdehnung

Aus der Spannungs-Dehnungs-Kurve wurden die Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g , sowie die Dehngrenzen R_p bei 0,01%, 0,1% und 0,2% Dehnung ermittelt. Die dabei gewählte Vorgehensweise ist im Kapitel 4.4.2 (S. 56) genau erklärt worden. Abbildung 4-20 zeigt exemplarisch eine ausgewertete Kurve mit der Origin 9.1 Software von einem Warmzugversuch. Aus Platzmangel und zur besseren Übersicht sind die Dehngrenzen $R_{p0,1}$ und $R_{p0,01}$ in dem Diagramm nur mit einem Punkt markiert. Sie wurden auf die gleiche Art und Weise wie die $R_{p0,2}$ Dehngrenze ermittelt.

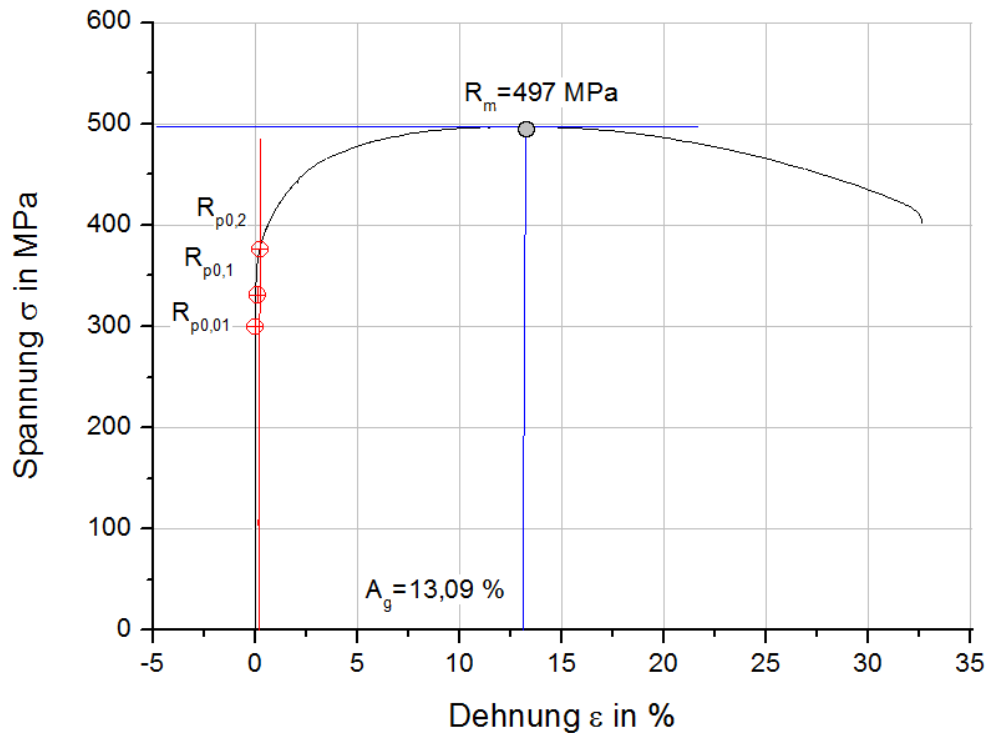


Abbildung 4-20: Auswertung der Materialkennwerte aus einer Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Origin 9.1.

4.5.5.4 Fließkurven

Zur Ermittlung der Fließkurven wurde die wahre Spannung nach der Formel (2-16) (S. 41) und der Umformgrad nach (2-18) (S. 42) berechnet. Abbildung 4-21 zeigt ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm, mit der technischen und wahren Fließkurve eines Warmzugversuchs. Für die Aufzeichnung der Verfestigung beginnt der Ursprung des Koordinatensystems, je nachdem welche Kurvenart vorliegt, bei der Fließ- σ_F oder Dehngrenze $R_{p0,2}$. Die wahre Fließkurve besitzt nur bis zur Gleichmaßdehnung A_g ihre Gültigkeit (siehe Kapitel 2.7.3.4, S.41f).

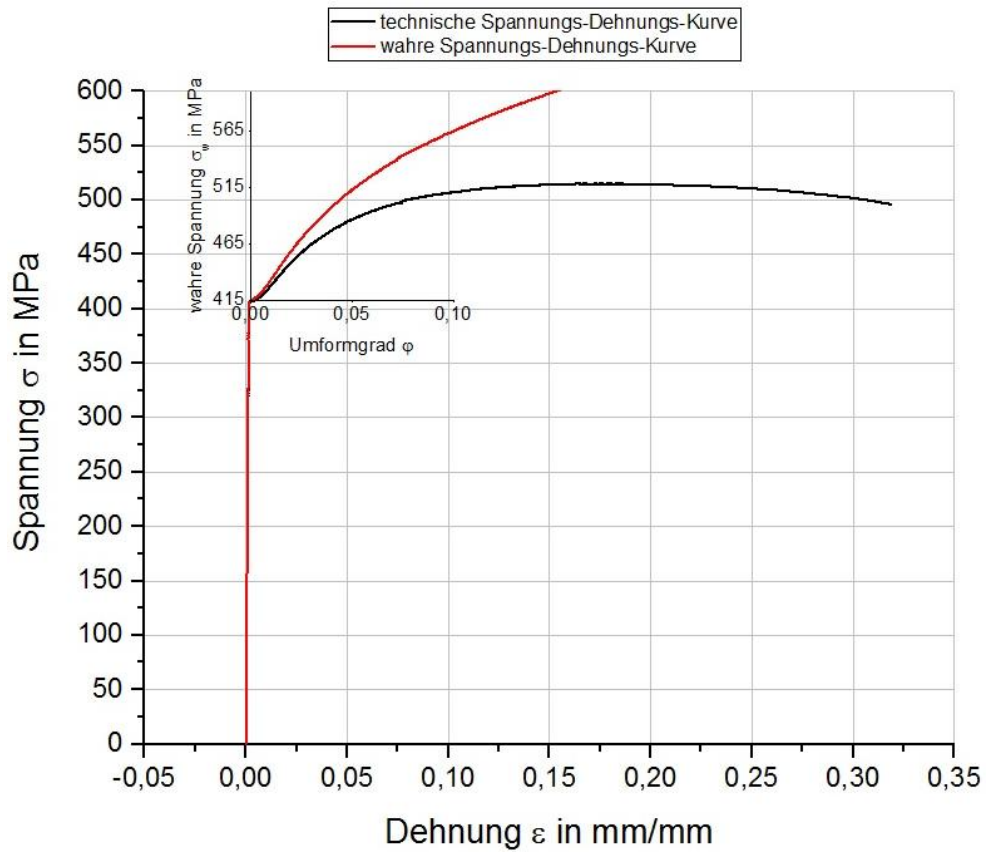


Abbildung 4-21: Bestimmung der Fließkurven aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm.

5 Versuchsergebnisse

In diesem Kapitel werden zunächst die Ergebnisse der chemischen Analyse des untersuchten Werkstoffs und deren metallographische Untersuchungen dargestellt. Anschließend sind jeweils die Messwerte der Mikro- und Makrohärteprüfung zusammengefasst worden. Die ermittelten mechanischen Eigenschaften aus den Zugversuchen bei Raumtemperatur und unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten sind im eigenen Kapitel ausführlich beschrieben worden. Die Ergebnisse der ersten vier eben genannten Untersuchungen wurden dann miteinander verglichen und bewertet. Im letzten Abschnitt dieses Kapitel sind die Ergebnisse der Warmzugversuche zusammengefasst und diskutiert worden.

5.1 Chemische Zusammensetzung des S355J2+N

Die chemische Zusammensetzung des in dieser Arbeit untersuchten mikrolegierten Feinkornbaustahls ist Tabelle 15 zu entnehmen. Die Angaben stammen von der voestalpine Stahl GmbH.

Kurzname	Werkstoffnummer	C	Si	Mn	P	S	N	Nb
S355J2+N	1.0570	0,14	0,21	1,39	0,011	0,006	0,0036	0,02

Tabelle 15: Chemische Zusammensetzung vom S355J2+N Stahl [voestalpine Stahl GmbH].

5.2 Metallographie

Zur Untersuchung des Ausgangsgefüges vom S355J2+N Baustahl wurde ein Längs- und Querschliff erstellt. Abbildung 5-1 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme vom Gefüge am Querschliff. Das Bild wurde mit 1000-facher Vergrößerung aufgenommen. Bei Raumtemperatur besteht der Stahl S355J2+N aus zwei Phasen. Die hellen Körner sind Ferritkristalle, die dunklen Perlitbereiche. Der Perlit besteht aus lamellaren Ferrit und Zementit (Fe_3C), die auf Grund der feinen Struktur im Bild nicht erkennbar sind. Die dunklen Linien sind Korn- und Phasengrenzen. Außerdem sind einige dunkle Flecken bzw. Punkte zu sehen, dies sind Verunreinigungen (evtl. Oxide, Sulfide oder andere Verbindungen). Die Körner, insbesondere vom Perlit, wurden durch den Walzvorgang gestreckt. Die Gefügezeiligkeit ist dadurch gut erkennbar. Der mittlere Korndurchmesser beträgt $11 \mu\text{m}$. Dieser wurde an Hand der ÖNORM EN ISO 643 [78, p. 13] bestimmt. Es handelt sich somit um einen mikrolegierten Feinkornbaustahl.

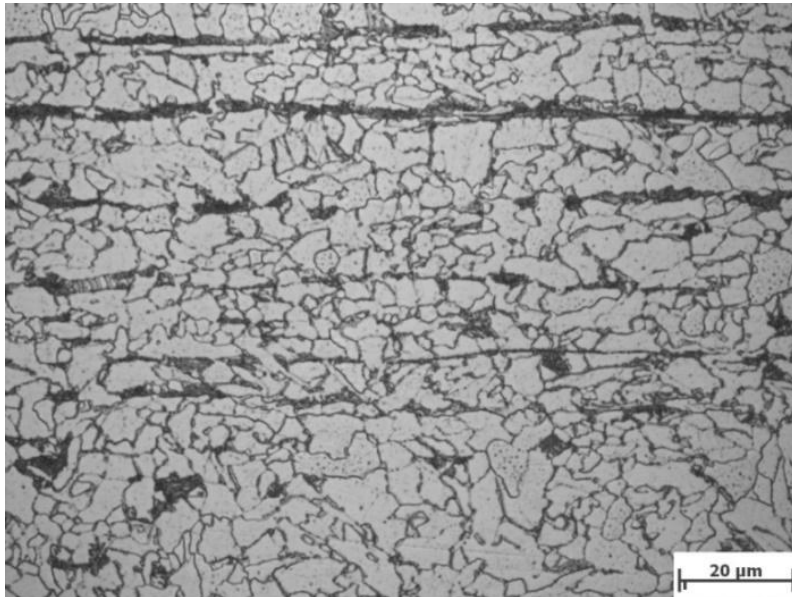


Abbildung 5-1: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges im Querschliff vom Grundwerkstoff S355J2+N (Ferritkörner - hell, Perlitkörner – dunkel; 1000-fache Vergrößerung).

Für die Auswertung der prozentualen Gefügeanteile wurde die lichtmikroskopische Aufnahme mit 1000-facher Vergrößerung an drei unterschiedlichen Probenpositionen verwendet. Der Anteil der einzelnen Phasen ist mit der Bildbearbeitungssoftware „KS400“ bestimmt worden. Mit dem Programm wurden zunächst die hellen Flächenanteile vom Ferrit gelb markiert (Abbildung 5-2) und über die Pixelanzahl berechnet. Der prozentuale Ferritgehalt im Gefüge entspricht der Summe der einzelnen gelben Flächen. Zur Ermittlung des Perlitanteils ist die gesamte untersuchte Bildfläche (ohne unteren nicht gefärbten Bereich) mit den gelb markierten Ferritflächen subtrahiert worden.

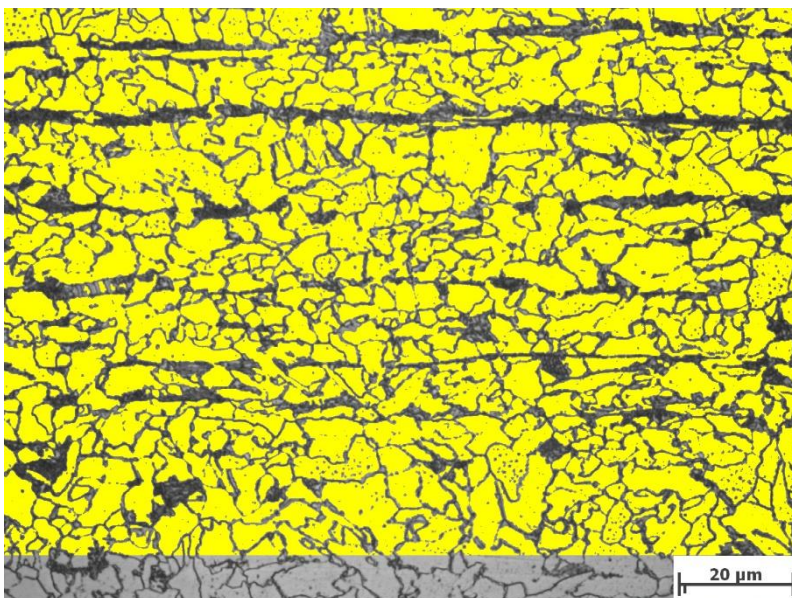


Abbildung 5-2: Flächenauswertung vom Gefüge am Querschliff des S355J2+N Stahls mit „KS400“ (gelb – Ferritanteil, grau – Perlitanteil; 1000-fache Vergrößerung).

Die Gefügeauswertung mit der Bildbearbeitungssoftware „KS400“ (Anhang A, S.I) ergab folgenden prozentuellen Mittelwert der Anteile vom Ferrit und Perlit im S355J2+N Stahl:

- Ferrit (gelb): $X_F = 63 \%$
- Perlit (dunkel): $X_P = 37 \%$

In Abbildung 5-3 ist das Gefüge vom S355J2+N Stahl am Längsschliff zu sehen. Es sind auch hier die graufarbig perlitischen Körner und deren Walzzeitigkeit gut erkennbar. Der Anteil der hellen Körner des Ferrits überwiegt auch am Längsschliff. Das Gefüge des S355J2+N Stahls hat demzufolge in Quer- und Längsrichtung die gleiche Walzstruktur, mit gleicher Gefügezusammensetzung.

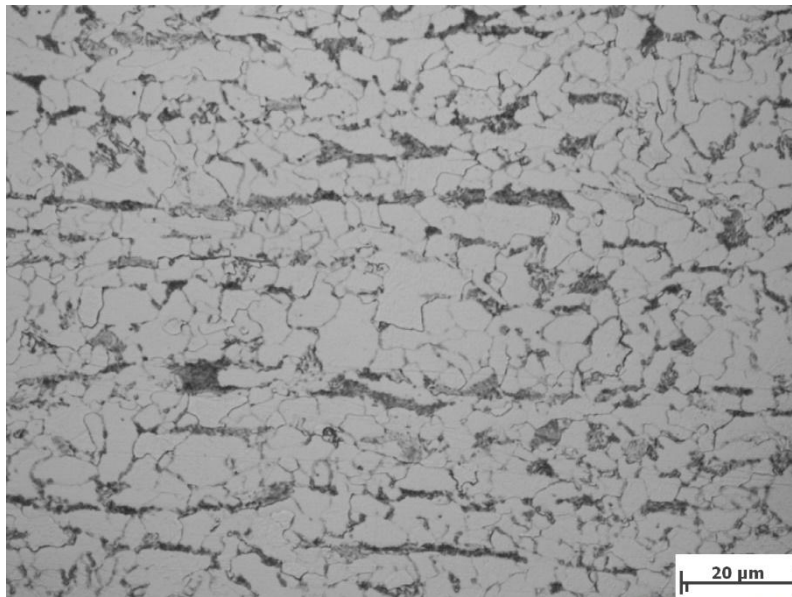


Abbildung 5-3: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges am Längsschliff vom Grundwerkstoff S355J2+N (Ferritkörner - hell, Perlitkörner – dunkel; 1000-fache Vergrößerung).

5.3 Mikrohärteprüfung vom Ferrit und Perlit

Die Mikrohärteprüfung nach dem Vickers-Verfahren wurde an einzelnen Phasen (Ferrit und Perlit) vom S355J2+N Stahl durchgeführt. In Abbildung 5-4 ist der Härteeindruck im Ferritkorn (helle Fläche) zu sehen. In diesem Beispiel beträgt die Mikrohärte 161 HV 0,001.

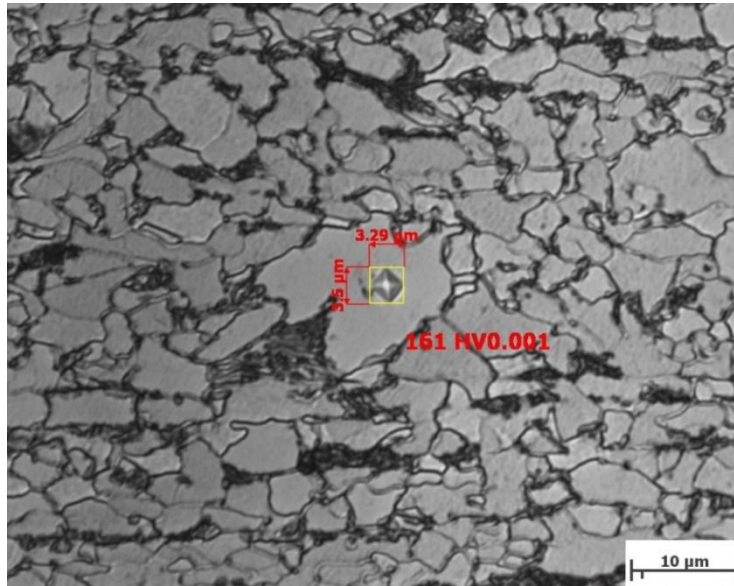


Abbildung 5-4: Mikrohärtemessung vom Ferrit des S355J2+N Stahls.

Vom Ferrit und Perlit (dunkle Kornflächen) wurde jeweils 5-mal die Mikrohärte gemessen und an Hand der ÖNORM EN ISO 18265:2003 [64] auf die Zugfestigkeit umgewertet. Von den Ergebnissen wurde anschließend der Mittelwert gebildet. In Tabelle 16 sind die Ergebnisse der Mikrohärteprüfung der einzelnen Phasen (Ferrit und Perlit), die Umwertung auf die Zugfestigkeit und deren Mittelwert zusammengefasst. Der Mittelwert der Vickers-Mikrohärte vom Ferrit beträgt 143 HV 0,001 und vom Perlit 242 HV 0,001. Es ist bekannt, dass der Ferrit sehr weich und gut verformbar, der Zementit extrem hart und spröde ist [1, p. 145]. Dies hat sich auch in diesem Versuch bestätigt. Die Gefügebilder mit den Abdruckflächen der Mikrohärteprüfungen sind im Anhang A (S. I) zu finden.

Phase	Bildbezeichnung	Messpunkt	HV 0,001	Zugfestigkeit in MPa
Ferrit	Join4plus12o0039	1	151	483
	Join4plus12o0042	2	136	434
	Join4plus12o0043	3	158	504
	Join4plus12o0044	4	131	418
	Join4plus12o0045	5	138	444
Mittelwert			143±12	457±47
Perlit	Join4plus12o0049	6	248	794
	Join4plus12o0051	7	221	708
	Join4plus12o0052	8	234	752
	Join4plus12o0053	9	248	794
	Join4plus12o0054	10	257	826
Mittelwert			242±21	775±67

Tabelle 16: Ergebnisse der Mikrohärteprüfung vom Ferrit und Perlit des S355J2+N Stahls.

5.4 Makrohärteprüfung vom Grundwerkstoff S355J2+N

Es wurden 10 Makrohärtemessungen nach dem Vickers-Verfahren durchgeführt. Die Härtewerte sind anschließend mit der ÖNORM EN ISO 18265 [64] in Zugfestigkeitswerte umgewertet worden. Von der Makrohärte und Zugfestigkeit wurde anschließend der Mittelwert bestimmt. Die Härtewerte wurden im Querschliff in einem regelmäßigen Abstand von 1 mm durchgeführt. Die Makroskopische Aufnahme der Querschliffprobe mit den Härteeindrücken der Makrohärteprüfung nach dem Vickers-Verfahren ist in Abbildung 5-5 dargestellt.

In Tabelle 17 sind die Ergebnisse der Makrohärteprüfung nach dem Vickers-Verfahren zusammengefasst. Besonders auffällig ist die geringe Messwertstreuung, die sich positiv auf die Ergebnisqualität auswirkt. Die Makrohärte vom Grundwerkstoff des S355J2+N Stahl beträgt 161 HV 10, dies entspricht einer Zugfestigkeit von 514 MPa.

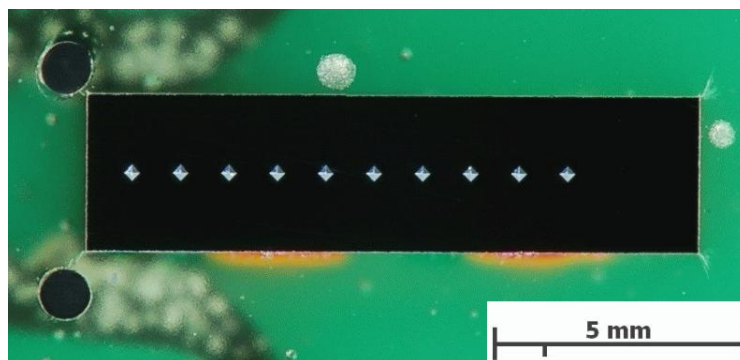


Abbildung 5-5: Abdrücke von der Makrohärteprüfung nach Vickers an der Querschliffprobe.

Messpunkt	Probe 1 (Quer) Join4plus12o0037	
	HV 10	Zugfestigkeit in MPa
1	160	510
2	161	514
3	162	518
4	160	510
5	161	514
6	160	510
7	161	514
8	162	518
9	161	514
10	161	514
Mittelwert	161±1	514±4

Tabelle 17: Ergebnisse der Makrohärteprüfung nach Vickers vom S355J2+N Stahl.

5.5 Zugversuche bei Raumtemperatur

Die Zugversuche bei Raumtemperatur wurden mit verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten und an zwei unterschiedlichen Prüfmaschinen durchgeführt (siehe Kapitel 4.4, S. 54). Die Geometrie der eingesetzten Flachzugprobe ist im Kapitel 4.5.3 (S. 60) ersichtlich. Die einzelnen technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme mit den Materialkennwerten des S355J2+N Stahls der Zugversuche bei Raumtemperatur sind im Anhang B (S. X) zu finden.

In Tabelle 18 sind die Materialkennwerte aus den Zugversuchen bei Raumtemperatur zusammengefasst. Diese werden in den folgenden Unterkapiteln graphisch dargestellt und diskutiert.

Probe	Prüfgeschwindigkeit v in mm/s	Zugfestigkeit R_m in MPa	Streckgrenze R_e in MPa	E-Modul in MPa	Gleichmaßdehnung A_g in %
ZV_RT_V1_II	45*	571	439	212.000	15,39
ZV_RT_V2_I	0,16	564	440	226.000	15,65
ZV_RT_V2_II		554	431	225.000	15,65
ZV_RT_V2_III		579	454	232.000	17,11
ZV_RT_V3_I	0,12	560	437	219.000	18,49
ZV_RT_V3_II		554	433	213.000	16,65
ZV_RT_V3_III		557	433	222.000	16,86
ZV_RT_V4_I	1,25	563	437	225.000	14,79
ZV_RT_V4_II		584	459	236.000	14,5
ZV_RT_V4_III		572	447	197.000	16,02

* Die Zugversuche mit der Prüfgeschwindigkeit $V_1 = 45$ mm/s wurden auf dem Gleeble 3800 Schweißsimulator durchgeführt. Alle anderen Zugversuche wurden mit der Zugprüfmaschine der Firma Zwick (Roell Zmart.Pro) durchgeführt.

Tabelle 18: Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur des S355J2+N Baustahls.

5.5.1 Zugfestigkeit

In Abbildung 5-6 ist der Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Zugfestigkeit mit zunehmender Prüfgeschwindigkeiten geringfügig steigt. Bei $V_3 = 45$ mm/s weicht der Zugfestigkeitswert von dieser Tendenz ab. Diese Abweichung der Ergebnisse ist auf die Wiederholbarkeit der Versuche und die Streuung zurückzuführen. Bei der höchsten Prüfgeschwindigkeit wurde ein gültiger Versuch dargestellt. Wie in Abbildung 2-26 (S. 34) gezeigt wurde, ist die statistische Streuung der Materialkennwerte ab der Dehnrates von etwa 10^{-2} deutlich größer. Diese Dehnrates entspricht der Prüfgeschwindigkeit von 0,1 mm/s. Ab diesem Wert ist mit einer größeren statistischen Streuung der Messdaten zu rechnen. Diese Tendenz zeigen auch die Ergebnisse der Zugfestigkeit in Abbildung 5-6. Bei der

Prüfgeschwindigkeit von 0,12 mm/s beträgt die Streubandbreite 5,8 MPa. Bei den größeren Prüfgeschwindigkeiten ist die Streuung um ein vielfaches größer. Die Zugversuche auf der RMC Zugprüfmaschine besitzen bei der Prüfgeschwindigkeiten $V_2 = 0,16$ mm/s eine Streubreite von 20,7 bis 25 MPa.

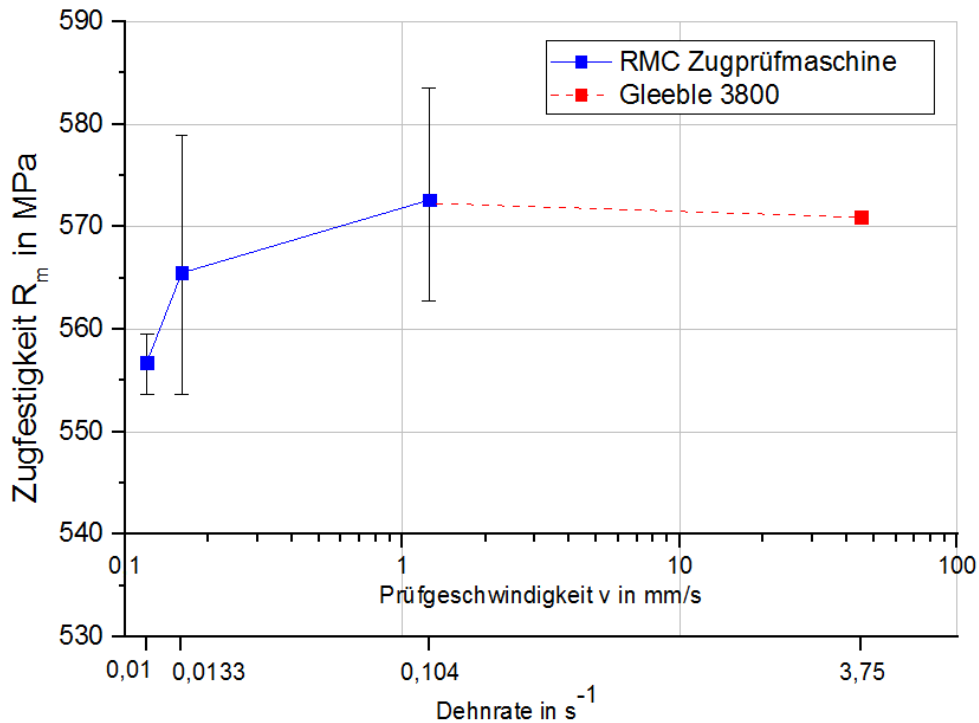


Abbildung 5-6: Zugfestigkeit des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.

5.5.2 Streckgrenze

Bei der Streckgrenze ist ein ähnlicher Verlauf, wie bei der Zugfestigkeit (Kapitel 5.5.1, S. 76), festgestellt worden, siehe Abbildung 5-7. Die dort getätigten Aussagen haben auch hier ihre Gültigkeit. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit steigt auch die Streckgrenze und die Streuung nimmt ebenfalls zu. Bei der niedrigsten Prüfgeschwindigkeit von 0,12 mm/s beträgt die Streubandbreite 4 MPa. Bei größeren Prüfgeschwindigkeiten auf der RMC Zugprüfmaschine wurden Streuwerte bis ca. 22 MPa festgestellt. Die Ergebnisse von der Gleeble 3800 weichen von dem Trend ab. Die Streckgrenze ist niedriger als auf der RMC Prüfmaschine, obwohl die Prüfgeschwindigkeit bei ihr am höchsten ist. Dies kann auf die erschwerte Dehnungsmessung und die Wiederholbarkeit der Versuche zurückgeführt werden. Auf der Gleeble 3800 wurde nur ein gültiger Zugversuch ausgewertet.

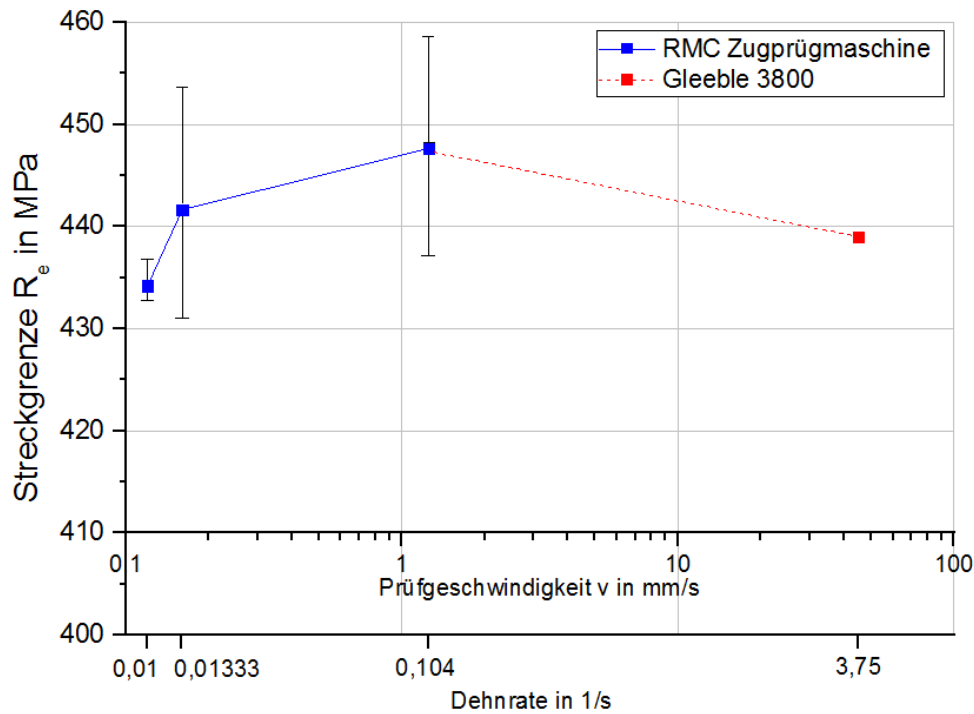


Abbildung 5-7: Streckgrenzen des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.

5.5.3 E-Modul

In Abbildung 5-9 ist der E-Modul in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit dargestellt. Zunächst steigt der E-Modul leicht und sinkt anschließend, die Prüfgeschwindigkeit hat aber keinen Einfluss auf den E-Modul. Die Ergebnisse des E-Moduls sind mit Streuungen verbunden. Durch die große Ergebnisstreuung kann aber keine allgemein gültige Aussage getroffen werden. Es ist bekannt, dass der E-Modul von Stahl etwa 210.000 MPa bei Raumtemperatur beträgt. Die höheren Messwerte (ca. 220.000 MPa) wurden wahrscheinlich durch die Textur verursacht. Diese ist in der Abbildung 5-1 und Abbildung 5-3 (S. 72 und S. 73) gut zu sehen. In der Literatur [79, p. 2] ist der gleiche Einfluss der Textur auf den E-Modul dokumentiert. Es kann aber auch möglicherweise an den hohen Niob-gehalt liegen. Dieser ist in dem geprüften Stahl zehnmal höher als in der Literatur (Abbildung 5-8).

a.)

Material	Number	C	Si	Mn	P	S	N	Nb
S355J2+N	1.0570	0,14	0,21	1,39	0,011	0,006	0,0036	0,02

b.)

C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr
0,149	0,302	1,547	0,014	0,014	0,0041	0,038	0,038	0,043

Ni	Mo	As	Sn	Ti	V	Nb	Ca	B
0,037	0,003	0,004	0,004	0,003	0,003	0,002	0,0008	0,0001

Abbildung 5-8: Vergleich der Niob-gehalte aus der chemischen Zusammensetzung des S355J2+N Stahls; a.) Chemische Analyse von voestalpine GmbH Linz; b.) Werte aus Literatur [33, p. 402].

Der Einfluss des Niob-gehalts auf den E-Modul und die Dehngrenze wurde in der Arbeit [79, p. 37] nachgewiesen.

Bei den Zugversuchen auf der Gleeble 3800 wurden zwei E-Modulwerte ausgewertet, nämlich 212.000 und 148.000 MPa. Der erste Wert entspricht ziemlich genau dem erwarteten E-Modul von Stahl. Der zweite Wert ist durch die ungenaue Dehnungsmessung zu niedrig ausgefallen und dementsprechend auch für ungültig erklärt worden.

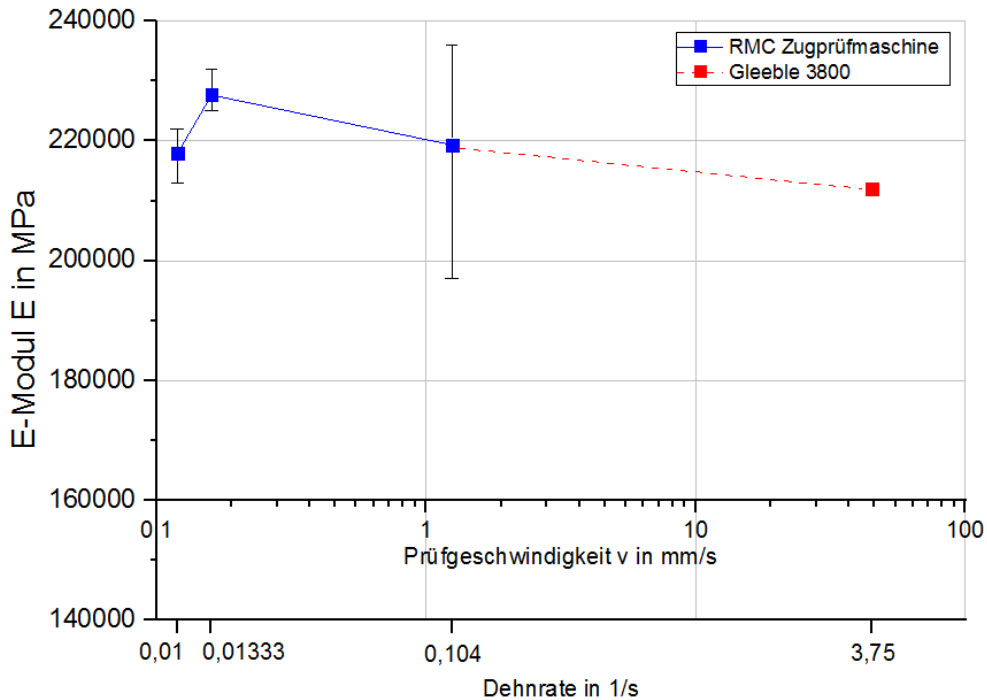


Abbildung 5-9: E-Modul des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.

5.6 Ergebnisvergleich

Zur Überprüfung der Ergebnisse der Flächenauswertung vom Gefüge, Mikro- und Makrohärtemessung, sowie der Zugversuche bei Raumtemperatur werden die Zugfestigkeitswerte verglichen. Zur besseren Übersicht sind in Tabelle 20 die wichtigsten Informationen für den Ergebnisvergleich zusammengefasst.

Flächenauswertung vom Gefüge	Ferrit X_F	63 %
	Perlit X_P	37 %
Mikrohärteprüfung	Ferrit	143 HV 0,001 $R_{m_mik_F} = 457 \text{ MPa}$
	Perlit	242 HV 0,001 $R_{m_mik_P} = 775 \text{ MPa}$
Makrohärteprüfung	GW (Ferrit + Perlit)	161 HV 10
		$R_{m_mak} = 514 \text{ MPa}$
Zugversuch bei Raumtemperatur	Prüfgeschwindigkeit $v_2 = 0,16 \text{ mm/s}$ (Mittelwert)	$R_{m_zv} = 561 \text{ MPa}$

Tabelle 19: Information zum Ergebnisvergleich der Zugfestigkeit.

Zur Ermittlung der Zugfestigkeit vom S355J2+N über die Mikrohärtigkeit und die prozentualen Phasenanteile vom Ferrit und Perlit wird folgende Gleichung angewendet:

$$R_{m_mik_S355J2+N} = R_{m_mik_F} \cdot X_F + R_{m_mik_P} \cdot X_P \quad (5-1)$$

Nach dem einsetzen der Werte aus Tabelle 19 in die Gleichung (5-1) ergibt sich eine Zugfestigkeit von 575 MPa. Für Vergleichszwecke sind in Tabelle 20 alle experimentell ermittelten Zugfestigkeiten und ein Wert aus der Literatur [33, p. 412] angegeben.

Methode	Zugfestigkeit R_m in MPa	Abweichung vom Zugversuch ΔR_m in MPa
Zugversuch*	557	-
Mikrohärtemessung	575	+18
Makrohärtemessung	514	-43
Literatur [33, p. 412]	541	-16

*bei Prüfgeschwindigkeit $v_3=0,12$ mm/s; $\dot{\epsilon}=0,01$ s⁻¹

Tabelle 20: Vergleich der mit unterschiedlichen Methoden ermittelten Zugfestigkeitswerte des S355J2+N Stahls.

Beim Vergleich der mit Mikro- und Makrohärteprüfung erhaltenen Zugfestigkeiten bezogen auf das Ergebnis des Zugversuchs bei Raumtemperatur zeigt sich ein Ergebnisunterschied von +18 und -43 MPa. Die Zugfestigkeit aus der Literatur besitzt eine Abweichung von -16 MPa.

Durch die Umrechnung der Härtewerte in Zugfestigkeitswerte und den Vergleich der Ergebnisse untereinander sind Ungenauigkeiten und Streuungen nicht vermeidbar. Die Umwertung sollte daher nur dann vorgenommen werden, wenn das vorgeschriebene Prüfverfahren nicht anwendbar ist [7, p. 3/6] oder wenn spezielle Ergebnisse (z.B. Zugfestigkeiten der einzelnen Phasen) notwendig sind. Hingegen sollte man beim Vergleich mit Literaturwerten immer den Prüfgeschwindigkeits-, Chargeneinfluss oder die Versuchsbedingungen berücksichtigen.

In Tabelle 21 sind die drei wichtigsten mechanischen Materialkennwerte des S355J2+N aus verschiedenen Quellen gegenübergestellt. Die experimentellen Werte unterscheiden sich von den recherchierten. Die gemessene Streckgrenze besitzt vor allem einen viel höheren Wert. Die Abweichungen können unterschiedliche Ursachen haben. Die Ermittlungsmethode, chemische Zusammensetzung, Charge, Prüfbedingungen oder der Wärmebehandlungszustand sind nur ein paar Beispiele der möglichen Einflussgrößen für die Ergebnisunterschiede.

Werkstoff: S355J2+N	Streckgrenze R_e in MPa	Zugfestigkeit R_m in MPa	Elastizitätsmodul E in MPa
Experiment (V ₃ = 0,12 mm/s)	434	557	220.000
Norm [15, p. 22]	>355	510-680	210.000
Literatur [33]	375	541	202.000
Datenbank [41]	385	602	210.000

Tabelle 21: Vergleich der Materialkennwerte des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur.

5.7 Warmzugversuche

In diesem Kapitel werden die Versuchsergebnisse der Warmzugversuche dargestellt. Es sind die Verläufe der erforderlichen Materialkennwerte in Diagrammen dargestellt und diskutiert worden. Die einzelnen technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Warmzugversuche sind im Anhang C zu finden.

5.7.1 Zugfestigkeit

In diesem Abschnitt werden zunächst die Ergebnisse der Zugfestigkeit aus den Warmzugversuchen dargestellt und diskutiert. Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit steht dabei im Vordergrund. Dabei wird auf die Streuung der Messwerte eingegangen. Anschließend wird der Einfluss der Aufheiz- und Abkühlphase auf die temperaturabhängige Zugfestigkeit beschrieben. Die Ergebnisse sind zur besseren Übersicht in Diagrammen zusammengefasst worden. Die einzelnen Messwerte sind im Anhang D (S.LXIV) in tabellarischer Form enthalten. In einem eigenen Abschnitt werden die experimentell erhaltenen Zugfestigkeitswerte des S355J2+N Stahls mit den Werten aus der Literatur und Datenbank verglichen.

5.7.1.1 Ergebnisse und Streuung

In Abbildung 5-10 ist der Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten dargestellt. Die Ergebnisse wurden gemittelt und enthalten Fehlerbalken zur Indikation der Streuwerte.

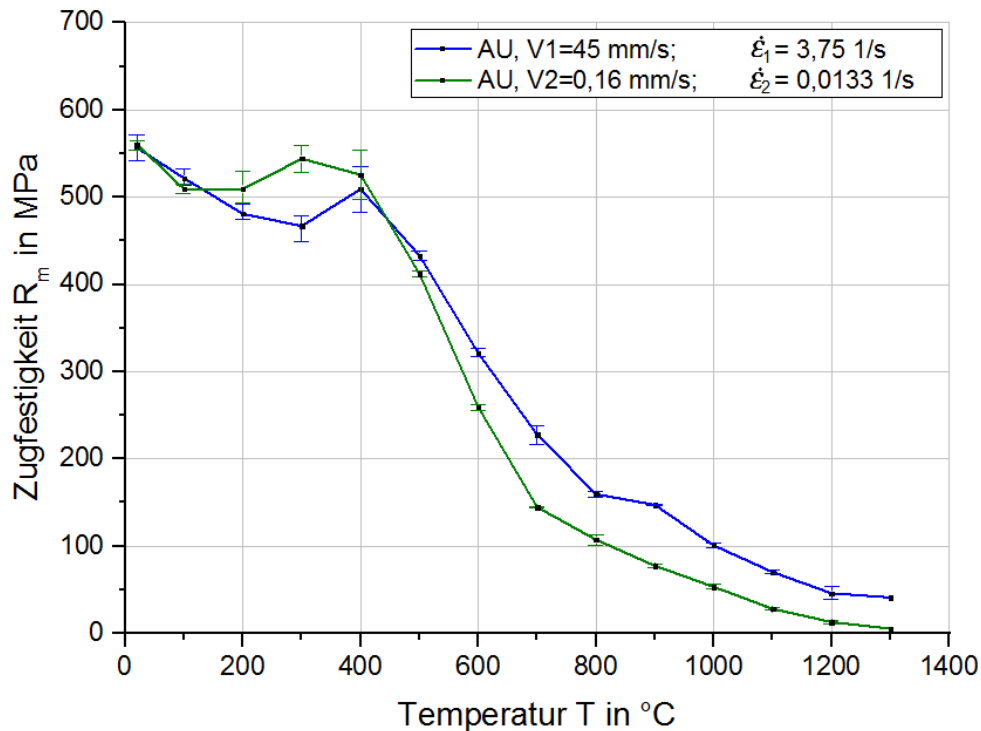


Abbildung 5-10: Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur von S355J2+N Stahl aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten. Die Messwertstreuungen sind ebenfalls eingetragen.

Der Zugfestigkeitsverlauf sinkt zunächst bis etwa 200 °C und steigt im Temperaturbereich 200 °C bis 400 °C wieder an. Dies ist auf die „dynamische Reckalterung“ zurückzuführen, die in Kapitel 2.7.3.3 (S.39) erklärt wurde. Ab ca. 400 °C folgt ein steiler Abfall der Zugfestigkeitswerte, bis die α - γ Umwandlung (ca. 800 °C) abgeschlossen ist. Danach ist bis zu der höchsten Prüftemperatur (1.300 °C) der Verlauf wieder etwas flacher.

Im Allgemeinen sind die mechanischen Materialkennwerte dehnratenabhängig (siehe Kapitel 2.7.2.5, S.33). In der Literatur [72] wird auf diese Thematik eingegangen. Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit ist in unserem Fall nicht stark ausgeprägt. Erst ab ca. 500 °C sind die Zugfestigkeitswerte bei der höheren Prüfgeschwindigkeit größer.

Es zeigte sich eine gute Wiederholbarkeit der Ergebnisse. Die Streuung liegt im Allgemeinen bei ca. 10 MPa. Größere Ausreißer wurden bei Prüftemperaturen von 200 °C bis 400 °C festgestellt. Die maximalen Streuwerte betragen in diesem Bereich etwa 50 MPa.

5.7.1.2 Aufheiz- und Abkühlphase

In Abbildung 5-11 ist der Vergleich der Zugfestigkeitswerte, die mit den Warmzugversuchen in der Aufheiz- und Abkühlphase ermittelt wurden ersichtlich. Die Versuche während der Aufheizphase wurden mit der Prüfgeschwindigkeit von 0,16 mm/s (grüne Kurve) und der Abkühlphase mit 0,12 mm/s (rote Kurve) durchgeführt. Durch die geringe Prüfgeschwindigkeitsdifferenz wird der Einfluss selbiger vernachlässigt.

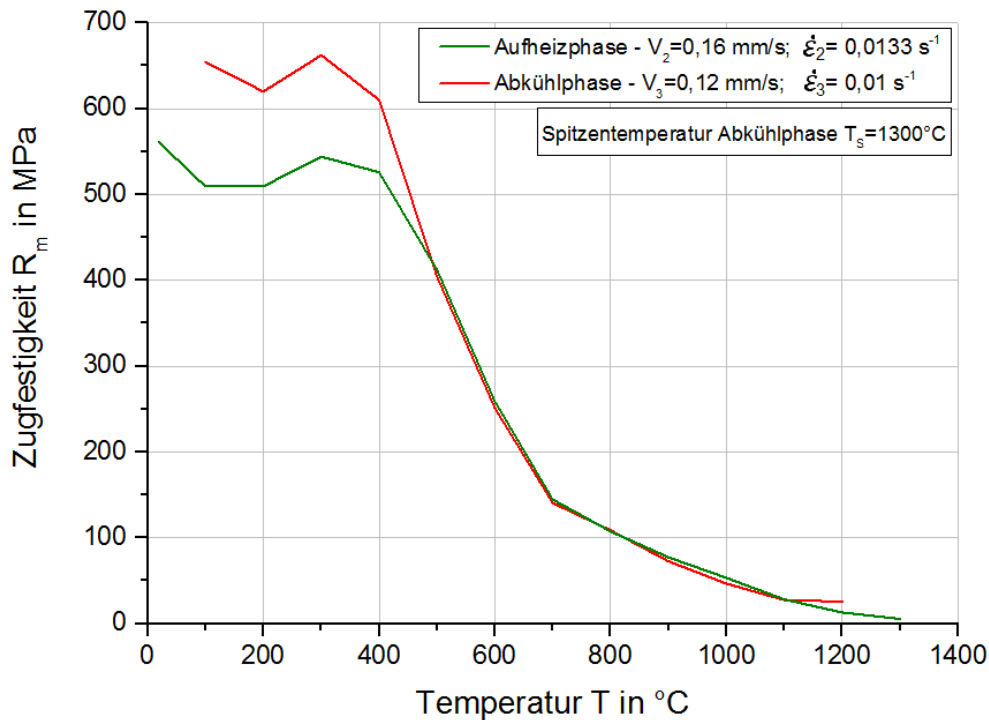


Abbildung 5-11: Vergleich der Zugfestigkeitswerte des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen in der Aufheiz- und Abkühlphase.

An Hand der beiden Kurven können folgende Erkenntnisse abgeleitet werden:

- I. Die Zugfestigkeitswerte aus der Abkühlphase sind bis zur Prüftemperatur von etwa 500 °C deutlich größer als jene der Aufheizphase. Dies ist auf die Gefügezusammensetzung zurückzuführen, welche durch die verschiedenen Versuchszyklen entstanden sind. In der Aufheizphase besteht das Gefüge bis 500 °C hauptsächlich aus Ferrit und Perlit. In der Abkühlphase wird das Gefüge, nach voriger Austenitisierung bei 1.300°C, durch die schnelle Kühlung ($t_{8/5} = 9$ s) martensitisch und/oder bainitisch. Dieses Gefüge ist deutlich härter und ergibt demzufolge auch eine höhere Zugfestigkeit.
- II. Ab ca. 500 °C ist die Zugfestigkeit nahezu identisch, d.h. die Aufheiz- und Abkühlphase besitzen die gleichen Werte. Die Festigkeit ist also bei größeren Prüftemperaturen unabhängig von der Temperaturgeschichte.

5.7.1.3 Vergleich mit Literaturwerten

In diesem Kapitel werden die experimentellen Zugfestigkeitsergebnisse mit den recherchierten Werten aus der Literatur [33] verglichen und diskutiert. In Abbildung 5-12 sind die Kurvenverläufe der Zugfestigkeitswerte aus Experiment (grün) und Literatur (rot) dargestellt. Bis auf die unterschiedlichen Werte bei 350 °C sind die dargestellten Zugfestigkeitsverläufe nahezu identisch.

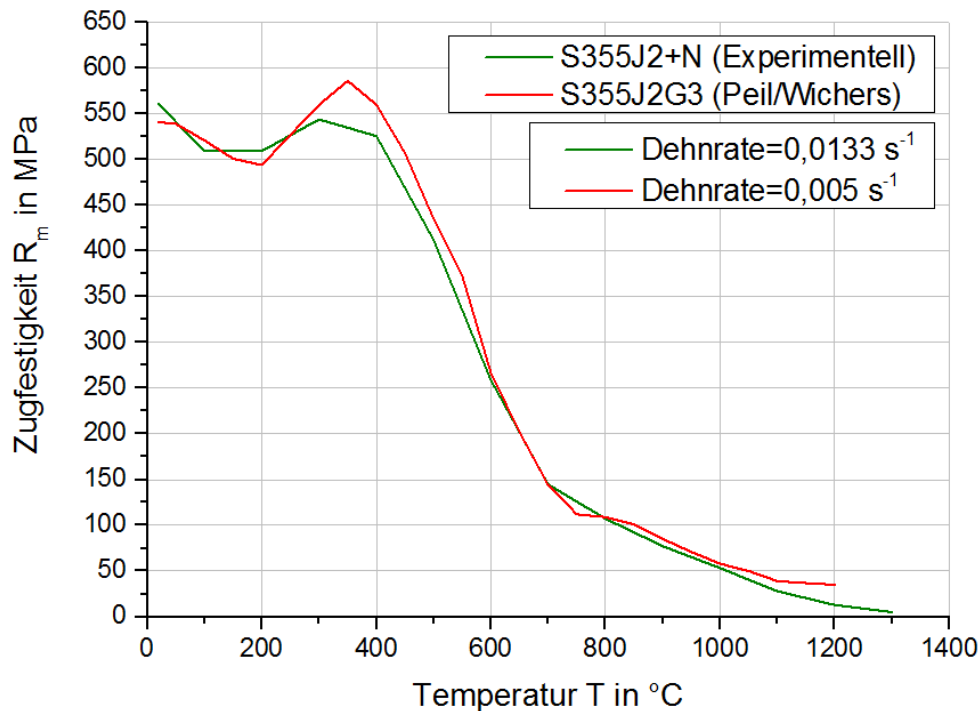


Abbildung 5-12: Vergleich der Zugfestigkeitswerte bei unterschiedlichen Prüftemperaturen aus dem Experiment und der Literatur [33].

Aus dem Diagramm lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- I. Obwohl sich die Dehnraten um das Dreifache unterscheiden, ergibt sich ein identischer Kurvenverlauf. Die Erklärung dafür sind die niedrigen Dehnraten. Die Dehnratenabhängigkeit der mechanischen Materialkennwerte hebt sich erst ab $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ aus dem statistischen Streubereich der Kennwerte heraus [72, p. 779].
- II. Die unterschiedlichen Prüfeinrichtungen (Ofen/Gleeble 3800) verursachten keine signifikanten Unterschiede bei den ermittelten Zugfestigkeitswerten.

5.7.2 Fließgrenze

In diesem Kapitel werden die aus Warmzugversuchen erhaltenen Fließgrenzen des S355J2+N Stahls dargestellt und diskutiert. Die Auswirkungen der Prüfgeschwindigkeit werden dabei berücksichtigt. Die Messwertstreuung wird ebenfalls behandelt. Aus vergleichsgründen sind die Ergebnisse in Diagrammen zusammengefasst worden. Die einzelnen Messwerte sind im Anhang D (S.LXIV) in tabellarischer Form zu finden. Die experimentellen Ergebnisse werden in einem eigenen Abschnitt mit den Daten aus der Literatur und Datenbank verglichen.

5.7.2.1 Ergebnisse und Streuung

In Abbildung 5-13 ist der Verlauf der Fließgrenze in Abhängigkeit der Prüftemperatur aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten dargestellt. Die Messwerte wurden gemittelt und mit Streuwerten versehen.

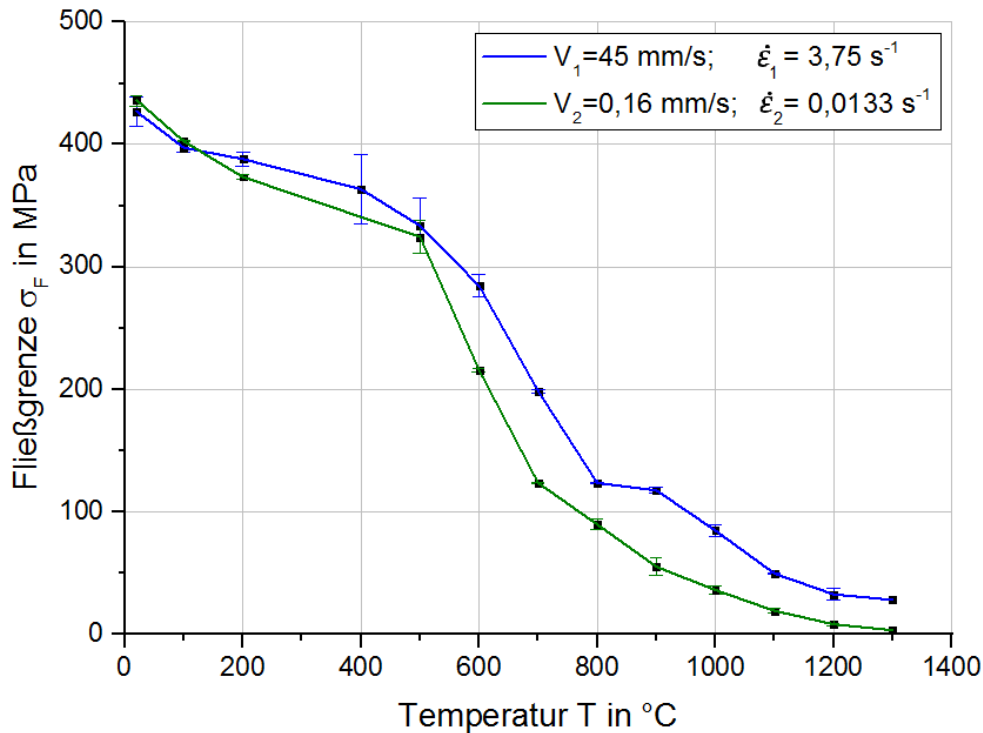


Abbildung 5-13: Verlauf der Fließgrenze in Abhängigkeit der Prüftemperatur von S355J2+N Stahl aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten. Eingetragen sind auch die Messwertstreuungen.

Der Verlauf der Fließgrenze bei der Prüfgeschwindigkeit von 45 mm/s (blaue Kurve) und 0,16 mm/s (grüne Kurve) führt zu folgenden Schlussfolgerungen:

- I. Die Fließgrenze des S355J2+N Stahls nimmt stetig mit der Temperatur ab.
- II. Bis etwa 500 °C besitzt die Prüfgeschwindigkeit kaum einen Einfluss auf die Fließgrenze. Über 500 °C ist die Fließgrenze infolge der höheren Prüfgeschwindigkeit größer. Die Festigkeitszunahme durch höhere Dehnraten ist ebenfalls in der Literatur [72], [40, pp. 82, 101] dokumentiert worden.
- III. Bei 300 °C fehlen die Messwerte, weil die Proben mit Kopfrissen gebrochen sind. Da der Bruch an einer Stelle die nicht vom Dehnungsaufnehmer gemessen wurde auftrat, war es nicht möglich die Fließgrenze genau zu bestimmen.
- IV. Die Streuung der Messwerte betrug höchstens 15 MPa. Ausnahmen sind die Prüftemperaturen 400 °C und 500 °C, bei denen die Abweichungen bis zu 60 MPa betragen.

5.7.2.2 Vergleich mit Literatur und Datenbank

Die experimentellen Ergebnisse der Fließgrenze werden in diesem Abschnitt mit den recherchierten Werten aus der Literatur [33] und Datenbank [41] verglichen. Der Verlauf der Fließgrenze aus Experiment (blaue und grüne Kurve), Literatur (schwarze Kurve) und SYSWELD Datenbank (graue Kurve) ist in Abbildung 5-14 dargestellt. Die Fließgrenzwerte aus Warmzugversuchen unterscheiden sich bis 600 °C erheblich von denen aus Literatur und Datenbank. Die experimentellen Werte sind höher. Ab 600 °C sind die gemessenen Werte mit

der niedrigen Prüfgeschwindigkeit fast identisch mit den recherchierten Daten. Bei der höheren Prüfgeschwindigkeit, die auch im realen PS-Schweißprozess vorliegt, ist die Fließgrenze auch über 600 °C Prüftemperatur höher ausgefallen. Dies zeigt, dass die experimentellen Kennwertermittlungen für exakte wissenschaftliche Untersuchungen notwendig sind.

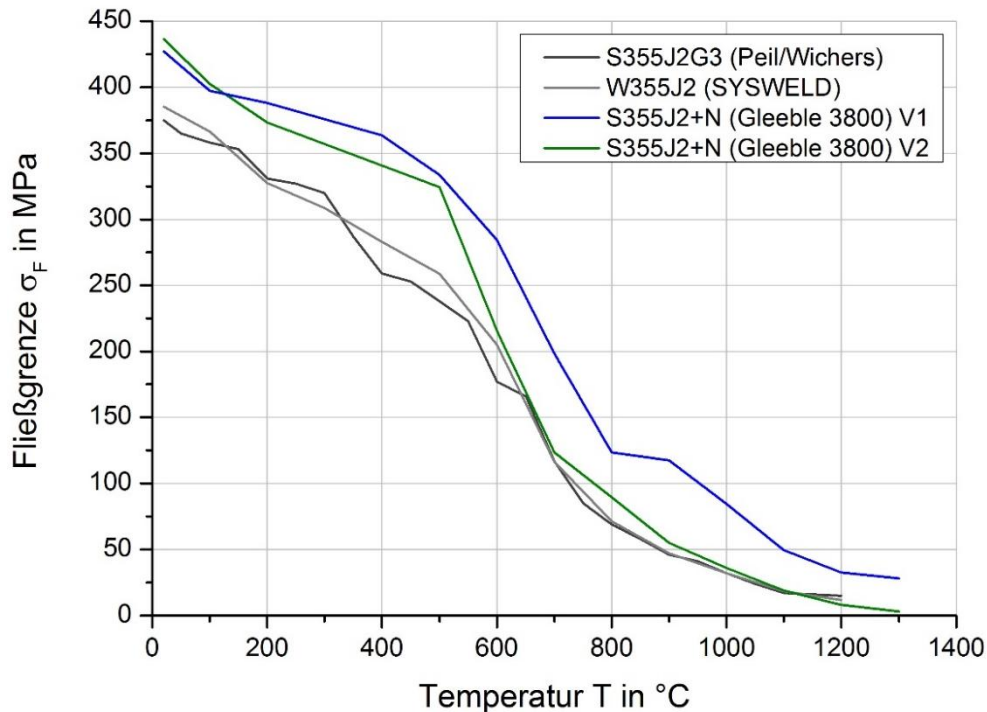


Abbildung 5-14: Vergleich der Fließgrenzwerte des S355J2+N Stahls aus Warmzugversuchen (blau, grün), Literatur (schwarz) und Datenbank (grau).

5.7.3 Dehngrenzen-Vergleich

Die Dehngrenzen wurden, wie in Kapitel 4.5.5.3 (S. 68) beschrieben, bei unterschiedlichen Dehnungen aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven der Warmzugversuche ermittelt. Die Werte wurden mit der Prüfgeschwindigkeit $V_2 = 0,16 \text{ mm/s}$ ermittelt. Die einzelnen Messwerte sind im Anhang D (S. LXIV) zu finden. Die Verläufe der Dehngrenze $R_{p0,01}$, $R_{p0,1}$ und $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit der Prüftemperatur sind in Abbildung 5-15 dargestellt. Man sieht zunächst einen leichten Abfall der Dehngrenzen bis 500 °C. Im Temperaturbereich 500 °C bis 800 °C folgt ein steiler Abfall der Messwerte, welche ab 800 °C wieder in einen flachen Ast übergehen. Die Ergebnisse der temperaturabhängigen Dehngrenzen zeigen bei unterschiedlichen Dehnungen ähnliche Kurvenverläufe. Die technische Elastizitätsgrenze $R_{p0,01}$ entspricht dem Spannungswert, bei dem die plastische Verformung des Werkstoffs noch nicht oder nur geringfügig eingetreten ist. Mit ihr ist man bis zu der Prüftemperatur von 600 °C für Sicherheitsrelevante Bauteile auf der sicheren Seite. Ab 600 °C kann bei kleinen Belastungsgeschwindigkeiten auch die $R_{p0,1}$ Dehngrenze herangezogen werden. Die ausgewerteten temperaturabhängigen Dehngrenzen bei 0,01 % und 0,1 % Dehnung sind in der Literatur kaum vorhanden. Dieser Umstand zeigt, dass trotz weit verbreiteter Stahlsorte die experimentelle Ermittlung der Materialkennwerte erforderlich ist. Die Auswertung der Dehngrenzen bei der Prüfgeschwindigkeit $V_1 = 45 \text{ mm/s}$ war nicht möglich, da zu große

Ergebnisabweichungen und Streuungen bei der Auswertung der Spannungs-Dehnungs-Kurven auftraten.

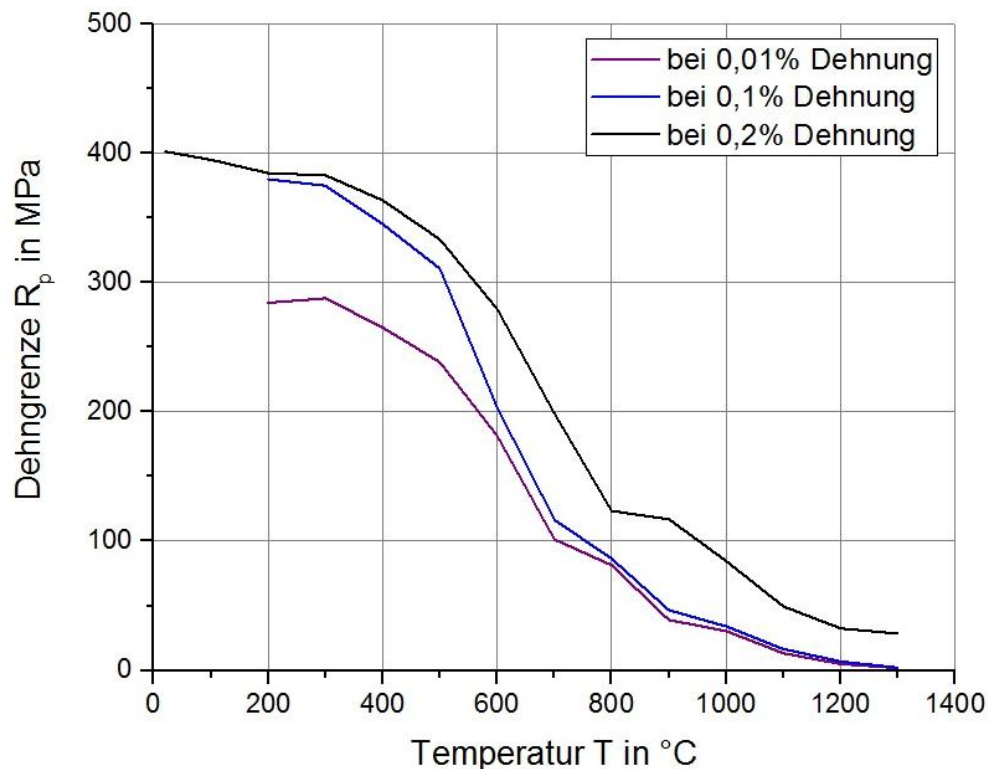


Abbildung 5-15: Temperaturabhängige Dehngrenzen vom S355J2+N Stahl bei unterschiedlichen Dehnungen. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt $V_2 = 0,16$ mm/s.

5.7.4 Fließkurven

Die Fließkurven wurden aus den wahren Spannungs-Dehnungs-Diagrammen ermittelt. Diese wurden nach Abschnitt 4.5.5.4 (S. 69) konstruiert und ausgewertet. Die Fließkurvenverläufe für zwei verschiedene Prüfgeschwindigkeiten ($V_1 = 45$ mm/s und $V_2 = 0,16$ mm/s) sind in Abbildung 5-16 dargestellt. Dabei wurde der Beginn der Fließkurven durch die Fließgrenze festgelegt und als Funktion des Umformgrads dargestellt. Die Fließkurven zeigen bei der Kaltverformung (Beanspruchung unterhalb von $T = 400$ °C) eine Verfestigung des Werkstoffs. Die Ursache der Verfestigung sind Versetzungen und andere Gitterfehler (z.B. Fremdatome) [5, p. 18]. Deren Wechselwirkung erschwert die Bewegung von Versetzungen, wodurch für deren Überwindung höhere Spannungen erforderlich sind. Infolgedessen verfestigt der Werkstoff. Bei höheren Prüftemperaturen (Beanspruchung oberhalb von $T = 400$ °C) erholt sich die hohe Versetzungsstruktur und die Hinderniswirkung der Fremdatome lässt nach, sodass eine hohe Festigkeit allmählich verloren geht [62, p. 88].

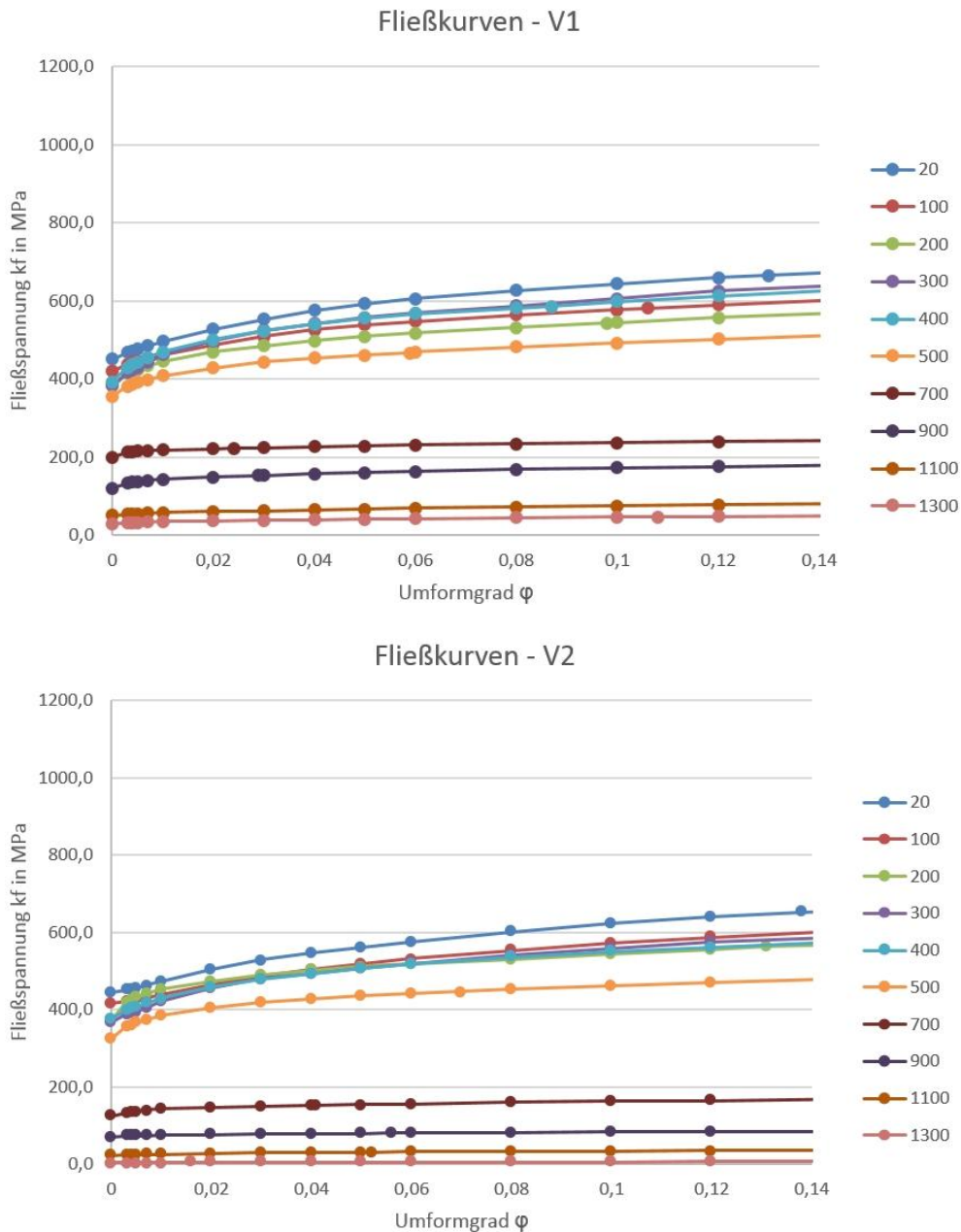


Abbildung 5-16: Fließspannungsverläufe bei unterschiedlichen Prüftemperaturen von S355J2+N Stahl bei der Dehnrage - oben: $\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$; unten: $\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$.

5.7.5 E-Modul

Der E-Modul wurde aus dem linear-elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurven nach Abschnitt 4.5.5.2 (S.66) ermittelt. Die Ergebnisse sind in Tabellenform im Anhang D (S. LXIV) zusammengefasst. In Abbildung 5-17 ist der gemittelte E-Modul als Funktion der Temperatur und Prüfgeschwindigkeit dargestellt. Obwohl der E-Modul an Hand der Spannungs-Dehnungs-Kurven schwer zu bestimmen ist, kann trotz der großen Messwertstreuung eine klare Tendenz über der Temperatur festgestellt werden. Der E-Modul fällt mit der Temperatur stetig ab. Die Prüfgeschwindigkeit besitzt nahezu keinen Einfluss auf die temperaturabhängigen E-Modul Werte.

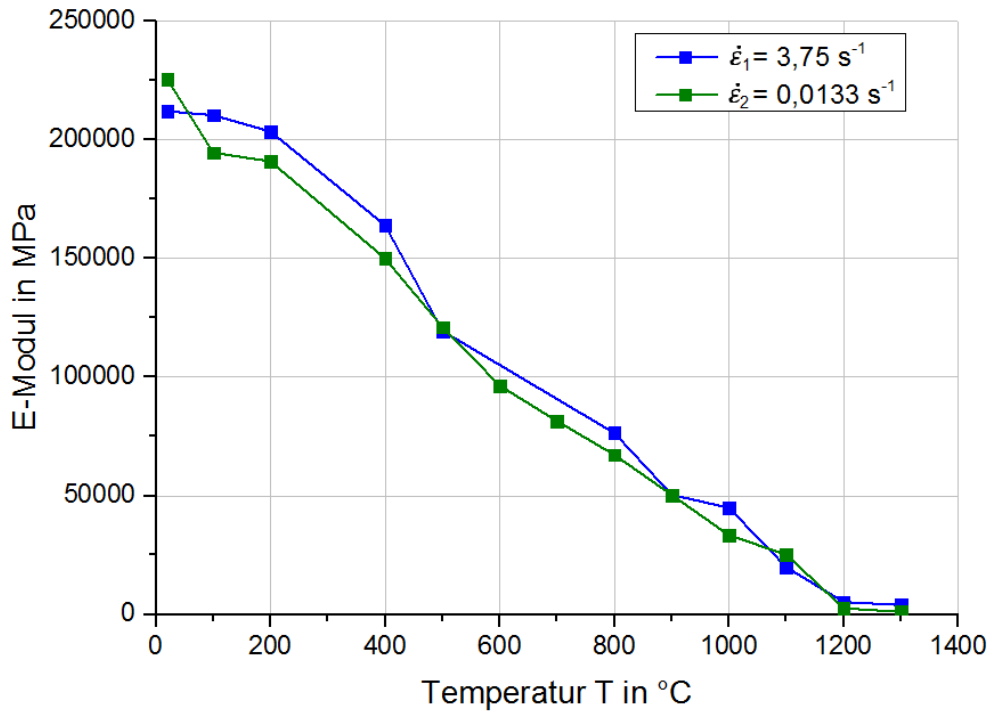


Abbildung 5-17: E-Modul des S355J2+N Stahls in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrates ($\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$) aus den Warmzugversuchen.

Der Vergleich des gemessenen temperaturabhängigen E-Modulverlaufs aus den Warmzugversuchen (Dehnrates $\dot{\epsilon}_2=0,0133 \text{ s}^{-1}$) mit den Werten aus der Literatur [33] und [36] und Datenbank [41] ist in Abbildung 5-18 dargestellt. Bei niedrigeren Prüftemperaturen (unter 700 °C) sind die gemessenen E-Modulwerte aus den Warmzugversuchen kleiner und bei größeren Prüftemperaturen (über 700 °C) etwas höher als bei den recherchierten Daten. Der gemessene Kurvenverlauf aus den Warmzugversuchen (grün) zeigt im niedrigeren Temperaturprüfbereich (bis 400 °C) im Vergleich mit den recherchierten Verläufen eine nahezu gleiche abfallende Tendenz. Im Temperaturbereich 400 °C bis 800 °C ist der Verlauf des gemessenen E-Modulwerte (grün) flacher als bei den Literatur- und der SYSWELD Datenbank-Werten.

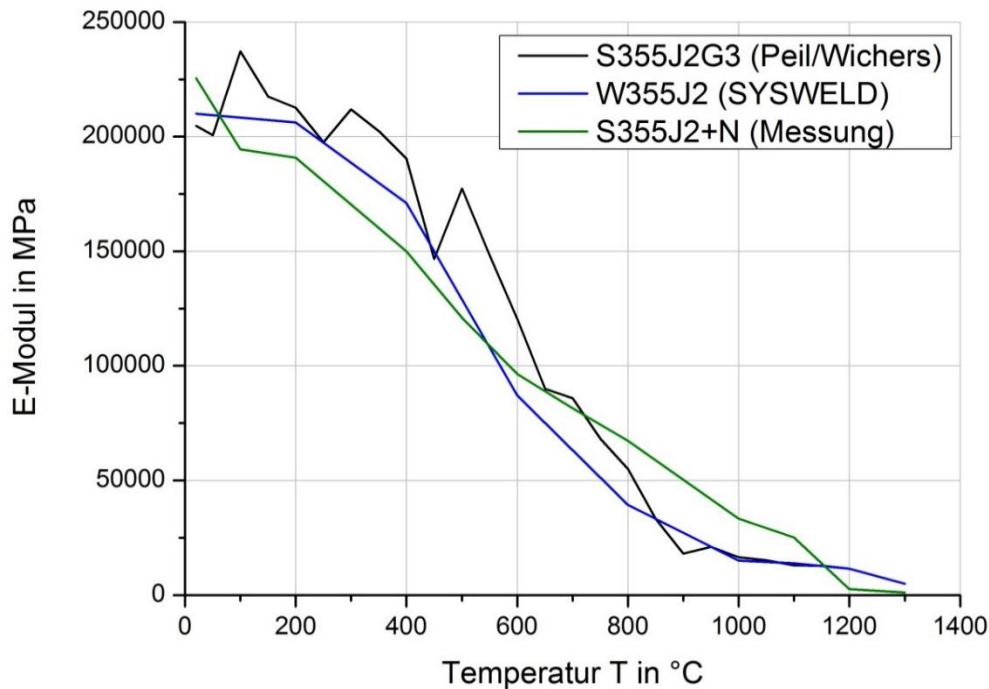


Abbildung 5-18: Vergleich der mit verschiedenen Methoden erhaltenen temperaturabhängigen E-Modulverläufe.

5.7.6 Wärmeausdehnungskoeffizient und thermische Dehnung

Der Wärmeausdehnungskoeffizient und die thermische Dehnung sind mit der Gleichung (2-6) und (2-7) (S. 24) bestimmt worden. In Abbildung 5-20 sind die Ergebnisse des Wärmeausdehnungskoeffizienten als Funktion der Temperatur dargestellt. Die graue Kurve wurde aus der Literatur [36] entnommen und dient zum Vergleich mit den gemessenen Werten aus den Warmzugversuchen mit zwei unterschiedlichen Dehnraten ($\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$). Der Wärmeausdehnungskoeffizient steigt mit der Temperatur bis ca. 750 °C an. Bei etwa 750 °C kommt es zu der Phasenumwandlung (Ferrit/Perlit in Austenit). Der Wärmeausdehnungskoeffizient nimmt mit dabei der Temperatur ab. Bei ca. 850 °C ist Phasenumwandlung im Gefüge abgeschlossen. Danach besitzt der Wärmeausdehnungskoeffizienten wieder einen ansteigenden Verlauf. Die Literaturwerte liegen zwischen den, mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ermittelten Werten. Außerdem ist in Abbildung 5-19 gut zu sehen, wie sich der Bereich der Phasenumwandlungstemperaturen mit unterschiedlichen Aufheizgeschwindigkeiten ändert. Bei den Literaturwerten findet die Gitterumwandlung (Ferrit/Perlit in Austenit) im Bereich vom 750 °C bis 850 °C statt. Dabei wurde eine Aufheizgeschwindigkeit von 30 K/min im Ofen angewendet. Im Gegensatz dazu, verschob die höhere Aufheizgeschwindigkeit 500 K/s bei den Gleeble Warmzugversuchen den Phasenumwandlungsbereich auf 770 °C bis 870 °C.

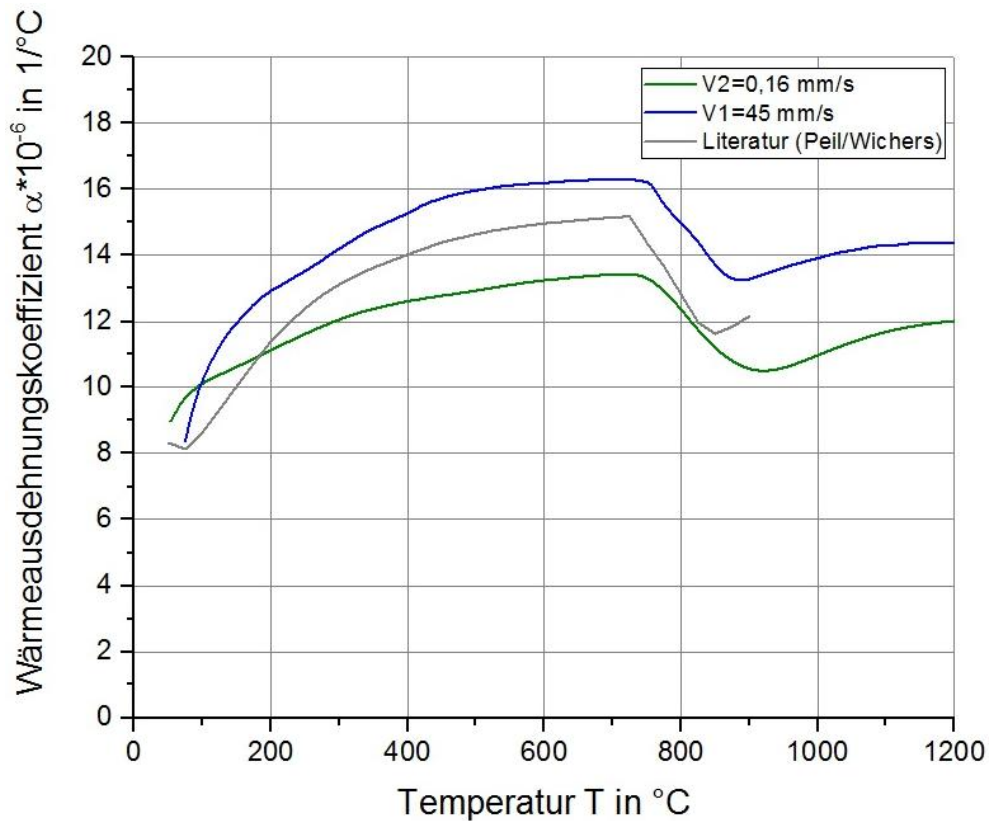


Abbildung 5-19: Wärmeausdehnungskoeffizient als Funktion der Temperatur des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ($V_1 = 45 \text{ mm/s}$ und $V_2 = 0,16 \text{ mm/s}$) und der Literatur [33].

Der Verlauf der thermischen Dehnung, die an Hand der Warmzugversuche mit zwei unterschiedlichen Dehnraten ($\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$) ermittelt wurde, ist in Abbildung 5-20 dargestellt. Die Werte sind bei der größeren Prüfgeschwindigkeit etwas höher ausgefallen. Ergänzend dazu sind die Werte aus der Literatur [33] im Diagramm grau dargestellt. Der Verlauf aus der Literatur liegt zwischen den beiden experimentell ermittelten Kurven. Die thermische Dehnung nimmt linear bis zum Start der Austenitumwandlung bei ca. $750 \text{ }^\circ\text{C}$ zu. Es folgt ein Abfall bis zum Ende der Austenitbildung bei ca. $850 \text{ }^\circ\text{C}$. Anschließend nimmt die thermische Dehnung wieder mit der Temperatur zu.

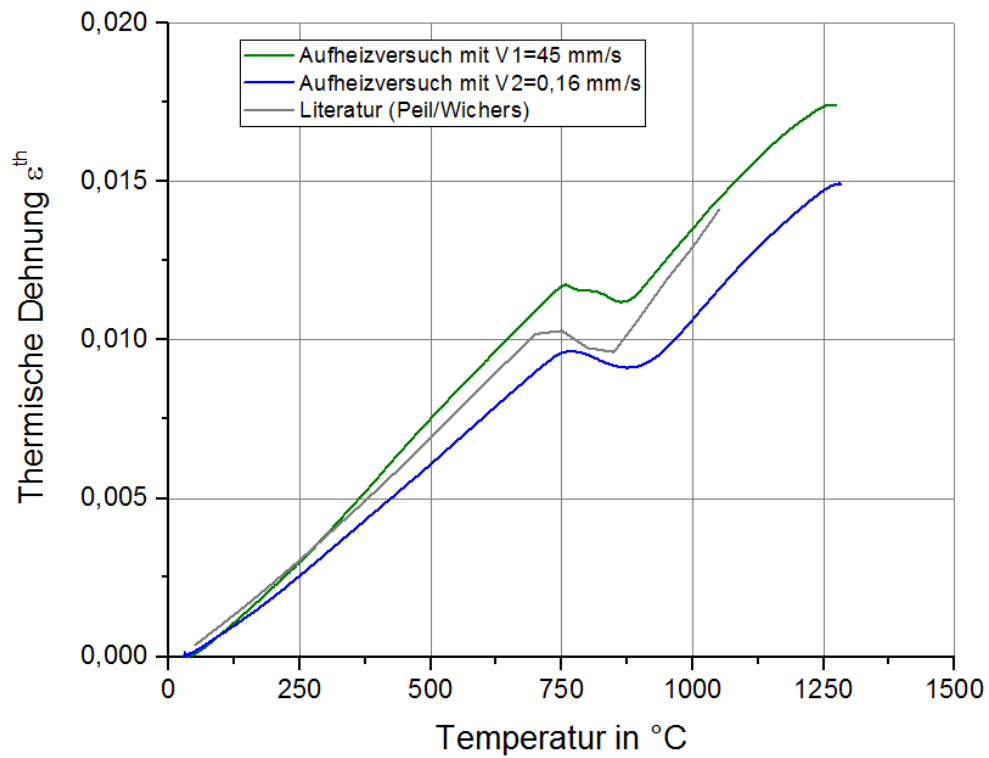


Abbildung 5-20: Thermische Dehnung des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ($V_1 = 45$ mm/s und $V_2 = 0,16$ mm/s) und der Literatur [33].

6 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Masterarbeit wurde die experimentelle Ermittlung der thermo-mechanischen Materialkennwerte des mikrolegierten Feinkornbaustahls S355J2+N durchgeführt.

Einleitend wurde auf die theoretischen Grundlagen, die für die praktische Versuchsdurchführung relevant sind, eingegangen und die Materialkennwerte des untersuchten Werkstoffs in der Literatur recherchiert. Für die numerische Simulation des Schweißvorganges ist die Zugfestigkeit, Fließgrenze, Verfestigung, der Elastizitätsmodul, die Querkontraktionszahl und thermische Dehnung erforderlich. Diese Kennwerte wurden auch ausführlich beschrieben und recherchiert, um sie anschließend mit den experimentellen Messwerten zu vergleichen.

Zur Definition der Versuchsparameter für die Zug- und Warmzugversuche dienten die gemessenen Schweißparameter von Realschweißversuchen auf der Ideal AS 100 PS/ABS Schweißanlage und die dabei durchgeführten Temperaturfeldmessungen. Mit den Daten sind drei unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten definiert worden, zwei für die Aufheiz- und eine für die Abkühlphase. Auf der RMC Zugprüfmaschine wurden die Zugversuche bei Raumtemperatur und am Schweißsimulator Gleeble® 3800 die Warmzugversuche in 100 °C Schritten durchgeführt. Für die experimentellen Untersuchungen wurden 3,25 mm dicke Flachzugproben des S355J2+N Stahls von der voestalpine Stahl GmbH bereitgestellt.

Zur Untersuchung des Ausganggefüges des S355J2+N Stahls wurde ein Querschliff für die lichtmikroskopische Aufnahme erstellt. Es wurden Bilder mit 1000-facher Vergrößerung des Gefüges aufgenommen. Mit den Aufnahmen konnte das Ausganggefüge mittels der Software KS400 prozentuell bestimmt werden. Entsprechend der Analyse besteht das Gefüge des S355J2+N Stahls aus 63% Ferrit und 37% Perlit.

Die Mikro- und Makrohärte ist mit dem Vickers-Verfahren geprüft und in Zugfestigkeitswerte umgewandelt worden. Die so ermittelte Zugfestigkeit wurde mit den Zugfestigkeitswerten aus der Literatur, Datenbank und dem gemessenen Wert verglichen.

Die Zugversuche bei Raumtemperatur sind mit insgesamt vier verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt worden, drei davon auf der RMC Zugprüfmaschine und die größte auf der Gleeble-Anlage. An Hand der Messwert sind Spannungs-Dehnungs-Diagramme erstellt und aus den Kurven die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Elastizitätsmodul und Gleichmaßdehnung ermittelt worden. Die Ergebnisse zeigen, dass die Materialkennwerte dehnratenabhängig sind. Mit höherer Prüfgeschwindigkeit steigen auch die Materialkennwerte. Im Vergleich zu den recherchierten Kennwerten aus der Literatur und Datenbank sind die Messwerte höher. Dies ist auf verschiedene Ursachen zurückzuführen, wie der Vorgeschichte des Materials bzw. seiner Wärmebehandlung, der chemischen Zusammensetzung des Materials, den Prüfbedingungen oder Ermittlungsmethoden. Die Materialkennwerte aus den Gleeble-Zugversuchen bei Raumtemperatur mit der Dehnrates von $\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$ sind wegen den hohen Streuungen ungenau und unbrauchbar.

Der Ergebnisvergleich der Zugfestigkeiten zeigt, dass der über die Mikrohärtmessungen erhaltene Wert nahezu identisch mit den aus dem Zugversuch ist. Der Zugfestigkeitswert aus der Umwertung der Makrohärte zeigt im Vergleich zu dem Messwert einen deutlich niedrigeren Wert. Dies wird wahrscheinlich dadurch verursacht, dass beim Härteeindruck mehr weiche Ferritkörner erfasst wurden.

Der Hauptteil der Masterarbeit beschäftigt sich mit der Ermittlung der thermo-mechanischen Materialkennwerte an Hand der Warmzugversuche. Diese wurden auf dem Gleeble®3800 Umformsimulator durchgeführt. Die Versuche in der Aufheizphase wurden in 100 °C Schritten bis zu 1.300 °C, bei Dehnraten von $\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Die Warmzugversuche in der Abkühlphase sind mit $V_3 = 0,12 \text{ mm/s}$ durchgeführt worden. An Hand der Messwerte sind Spannungs-Dehnung-Diagramme erstellt und aus ihnen die Zugfestigkeit, Fließgrenze, Dehngrenze $R_{p0,2}$, $R_{p0,1}$, $R_{p0,01}$, und der Elastizitätsmodul bestimmt worden. Außerdem wurde der Wärmeausdehnungskoeffizient und die thermische Dehnung an Hand der Messwerte ermittelt. Es wurden auch Fließkurven von den zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten in der Aufheizphase erstellt. Schwierigkeiten traten bei den Warmzugversuchen bei 300 °C und 400 °C auf, bei denen Kopfrisse entstanden sind. Dies ist auf die dynamische Reckalterung, die bei diesen Temperaturen eine Blausprödigkeit am Material verursacht, zurückzuführen. Aus den Messwerten während der Abkühlphase konnten nur gültige Zugfestigkeitswerte ermittelt werden, da die Dehnungsmessung ungenaue Messwerte lieferte.

Zugfestigkeit

Die gemessenen Zugfestigkeitswerte und die aus der Literatur sind bei niedrigen Prüfgeschwindigkeiten sehr ähnlich. Das heißt, dass die Zugfestigkeitswerte für niedrige Prüfgeschwindigkeiten auch aus der Literatur übernommen werden können. Bei höherer Prüfgeschwindigkeit sind ab 500 °C Prüftemperatur höhere Zugfestigkeitswerte festgestellt worden. Dementsprechend sind für höhere Dehnraten und Prüftemperaturen experimentelle Messungen notwendig. Die Zugfestigkeit sinkt im Allgemeinen mit zunehmender Prüftemperatur, außer im Temperaturbereich von 200 °C bis 400 °C. Dieser Anstieg ist auf die dynamische Reckalterung zurückzuführen. In der Aufheizphase sind die Zugfestigkeitswerte bis etwa 500 °C Prüftemperatur deutlich niedriger als jene aus der Abkühlphase. Dies wurde durch das Härtegefüge verursacht, das sich beim Abkühlen bildet.

Fließgrenze

Bei beiden Prüfgeschwindigkeiten unterscheidet sich die Fließgrenze bis 500 °C erheblich von denen aus der Literatur und Datenbank. Die experimentellen Werte sind größer. Ab 500 °C sind die gemessenen Werte von der niedrigen Prüfgeschwindigkeit fast identisch mit den recherchierten Daten. Bei der höheren Prüfgeschwindigkeit ist die Fließgrenze deutlich größer als bei den Verläufen aus der Literatur und Datenbank.

Dehngrenzen mit 0,01% und 0,1% Dehnung

Die technische Elastizitätsgrenze $R_{p0,01}$ und die Dehngrenze $R_{p0,1}$ sind als Materialkennwerte in der Literatur kaum zu finden. Bei niedriger Dehnraten ($\dot{\epsilon}_2 = 0,0133 \text{ s}^{-1}$) lieferten die Messwerte

gültige Dehngrenzen. Im Gegensatz dazu streuen die Dehngrenzen bei der höheren Dehnrates ($\dot{\epsilon}_1 = 3,75 \text{ s}^{-1}$) stark, wodurch die Ergebnisse ungültig sind.

Fließkurven

Ein kompletter Satz von der temperaturabhängigen Fließkurve bei unterschiedlichen Prüftemperaturen konnte in der Literatur nicht gefunden werden. Die Fließkurven zeigen bei verschiedenen Temperaturen wie stark der Werkstoff in Abhängigkeit des Umformgrades verfestigt und sich plastisch verformen lässt. Bei Temperaturen unterhalb der theoretischen Rekristallisationstemperatur verfestigt der Werkstoff. Die Spannung steigt stark an. Bei höher werdenden Temperaturen lässt die Festigkeit nach. Der Werkstoff entfestigt allmählich.

E-Modul

Der E-Modul war, wie erwartet, schwer zu bestimmen. Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf zeigte Nichtlinearitäten auf. Dies ist auf die Einspannung der Probe und die unsichere Halterung des Dehnungsmessstreifens zurückzuführen. Durch die Nichtlinearitäten war das Anlegen der Tangente in dem elastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve dem subjektiven Ermessen des Betrachters überlassen. Es ergaben sich hohe Streuungen. Der E-Modul nimmt mit der Temperatur stetig ab. Der Verlauf des E-Moduls verlief im Temperaturbereich von 400 °C bis 800 °C flacher im Vergleich zu den Werten aus der Literatur und Datenbank.

Die Ergebnisse dieser Masterarbeit werden als Input für die numerische Simulation des Pressstumpfschweißprozesses mit der FE Methode verwendet. Diese Masterarbeit ist im Rahmen des Forschungsprojektes JOIN4+ 2.7 „ABS: Pressstumpf-, Abbrennstumpf- und HF-Schweißseignung von thermomechanisch gewalzten hochfesten mikrolegierten Stählen und Vergütungsstählen“ am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, in Zusammenarbeit mit der voestalpine Stahl GmbH, durchgeführt worden.

7 Literaturverzeichnis

- [1] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2005.
- [2] E. Hornbogen und H. Warlimont, *Metallkunde*, Berlin: Springer, 2001.
- [3] E. Roos und K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Berlin Heidelberg: Springer, 2008.
- [4] W. Weißbach, *Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, Wiesbaden: Vieweg, 2007.
- [5] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2010.
- [6] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2012.
- [7] H.-H. Cerjak, *"Werkstoffkunde" Skriptum*, TU Graz, 2009.
- [8] F. Hahn und W. Seidel, *Werkstofftechnik*, München: Carl Hanser Verlag, 2010.
- [9] E. Hornbogen, G. Eggeler und E. Werner, *Werkstoffe*, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2012.
- [10] Die Brücke - Diakonisches Bildungswerk, [Online]. Available: <http://www.aktionbildung.de/bruecke/materialien/IB%20M2%20LE2%20L2.pdf>. [Zugriff am 10 April 2014].
- [11] ÖNORM EN 10020, *Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2000.
- [12] ÖNORM EN 10027-1, *Bezeichnungssysteme für Stähle - Teil 1: Kurznamen*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2006.
- [13] ÖNORM EN 10027-2, *Bezeichnungssysteme für Stähle - Teil 2: Nummernsysteme*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2013.
- [14] J. Rees, „josef-rees.de“, [Online]. Available: http://www.josef-rees.de/ablage/med_00000126_1278445130_InternetStahl.pdf. [Zugriff am 10 April 2014].

-
- [15] ÖNORM EN 10025-2, *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen - Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Stähle*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2011.
- [16] Voestalpine Stahl GmbH, „Baustähle - Technische Lieferbedingungen,“ Juni 2011. [Online]. Available: http://www.voestalpine.com/division_stahl/content/download/3969/30535/file/wb_tlb_b_austaehle_10062011.pdf. [Zugriff am 12 Juli 2012].
- [17] A. Kulmburg, *"Werkstoffkunde Stahl" Skriptum*, TU Graz, 2009.
- [18] W. Bergmann, *Werkstofftechnik 2*, München Wien: Carl Hanser Verlag, 1991.
- [19] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik*, Wiesbaden: Vieweg Verlag, 2006.
- [20] Alpha Tech, „www.alpha-tech.com,“ Quality Steel, [Online]. Available: <http://de.alfa-tech.com.pl/niob-niobium>. [Zugriff am 11 04 2014].
- [21] Abrams Premium Stahl, „www.premium-stahl.de,“ [Online]. Available: <http://www.premium-stahl.de/images/filedownloads/de/datenblaetter/1.0570.pdf>. [Zugriff am 11 April 2014].
- [22] J. AG. [Online]. Available: www.jansen.com.
- [23] Hörmann Automotive Bielefeld GmbH, „<http://hoermann-automotive.com>,“ [Online]. Available: [http://bielefeld.hoermann-automotive.com/angebot/produktbeispiele/?no_cache=1&sword_list\[\]=S355](http://bielefeld.hoermann-automotive.com/angebot/produktbeispiele/?no_cache=1&sword_list[]=S355). [Zugriff am 11 April 2014].
- [24] Roth MotorSport Team, „<http://www.roth-motorsport.ch>,“ [Online]. Available: <http://www.roth-motorsport.ch/bremssystem.html>. [Zugriff am 11 April 2014].
- [25] peikko group, „<http://www.peikko.de/>,“ [Online]. Available: <http://www.peikko.de/product-group-de/g=St%C3%BCtzenschuhe>. [Zugriff am 11 April 2014].
- [26] Halfen GmbH, „<http://www.halfen-riss.at/>,“ [Online]. Available: <http://downloads.halfen.com/catalogues/de/media/catalogues/reinforcementsystems/hcc-d.pdf>. [Zugriff am 11 April 2014].
- [27] M. Kicin, J. Wagner, R. R. Rauch, S. Spachinger und N. Enzinger, „Presstumpfschweißsimulation mit realen Schweißparametern und experimentellen

- Versuch,“ Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, Technische Universität , Graz, 2013.
- [28] A. Halvaei und M. Sharifitabar, „Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels,“ Elsevier, Faculty College of Engineering, University of Tehran, Iran, 2010.
- [29] I. Richardson und N. Kerstens, „Heat distribution in resistance upset butt welding,“ Elsevier, Technical University of Delft, Netherlands, 2008.
- [30] U. Dillthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2006.
- [31] A. H. Fritz und G. Schulze, Fertigungstechnik, Berlin Heidelberg: Springer Verlag, 2008.
- [32] M. Kičičin, „Erforderliche Kennwerte für die numerische Simulation,“ Projekt: Join4+ 2.7, Dokumentnummer: Bericht_Kennwerte_J1H2, Technische Universität Graz, 31.05.2012.
- [33] U. Peil und M. Wichers, „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Werkstoffkennwerte für einen S355 J2G3 unter Temperaturen bis 1200 °C,“ *Stahlbau* 73, Heft 6, 2004.
- [34] F. Richter, Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen, Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1973.
- [35] N. N., Handbuch der Kennwerte von metallischen Werkstoffen nach EN, Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1997.
- [36] U. Peil und M. Wichers, „Schweißen unter Betriebsbeanspruchung - Werkstoffkennwerte zur Temperaturfeldberechnung für einen S355J2G3,“ *Stahlbau* 74, Heft 4, 2005.
- [37] F. Richter, Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit, Düsseldorf: Stahleisen, 1983.
- [38] A. Zastera und H. Rohloff, Physikalische Eigenschaften gebräuchlicher Stähle, Düsseldorf: Stahleisen, 1996.
- [39] N. N., VDI-Wärmeatlas: Stoffwerte von reinen Metallen und Metallegierungen, Berlin-Heidelberg: Springer, 2006.

- [40] N. Enzinger, Dissertation: "Numerische und experimentelle Untersuchung verschiedener Einflüsse auf den Schweißeigenspannungszustand", Graz: Technische Universität, 2002.
- [41] N. N., *Material Database Manager V3.110*, Paris: ESI Group, 2011.
- [42] N. N., *How to get material properties for a welding and heat treatment simulation with SYSWELD*, Paris: ESI Group, 2013.
- [43] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2008.
- [44] J. Gobrecht und E. Rumpler, *Werkstofftechnik Metalle*, München: Oldenburg Wissenschaftsverlag, 2006.
- [45] S. Hasse, *Giesserei Lexikon*, Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 2000.
- [46] N. N., *Strain Stress Calibration Manager SSCM_V1.000*, Paris: ESI Group, 2012.
- [47] Manfred Fischer, „Wetterfester Baustahl - Merkblatt 434,“ Stahl-Informations-Zentrum, Stuttgart, 2004.
- [48] N. N., *SYSWELD Manual: Welding Simulation - Users Guide*, Paris: ESI Group, 2008.
- [49] B. Ilschner und R. Singer, *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik*, Berlin Heidelberg: Springer, 2010.
- [50] K.-H. Grote und J. Feldhusen, *Dubbel; Taschenbuch für den Maschinenbau*, Berlin Heidelberg: Springer, 2007.
- [51] B. Heine, *Werkstoffprüfung*, München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [52] K. Bergmeister, F. Fingerloos und J. D. Wörner, *Beton-Kalender 2011: Kraftwerke, Faserbeton*, Berlin: Ernst und Sohn, 2011.
- [53] S. Ledworuski, M. Ell und H. J. Kühn, „Den Elastizitätsmodul sicher bestimmen,“ *Materialprüfung, Jahrg. 42/4*, 2000.
- [54] J. Dankert und H. Dankert, *Technische Mechanik*, Wiesbaden: Teubner, 2006.
- [55] P. Issler, H. Ruoß und P. Häfele, *Festigkeitslehre - Grundlagen*, Berlin-Heidelberg: Springer Verlag, 1998.

-
- [56] J. Kunz, „Die Querkontraktionszahl in der Konstruktionspraxis,“ *KunststoffXtra*, pp. 27-30, 6 2011.
- [57] A. Meineken, *Finite Elemente in der Praxis*, Renningen: Expert Verlag, 2001.
- [58] H. M. Fischer, H. Freymuth, P. Häupl, M. Homann, R. Jenisch, E. Richter und M. Stohrer, *Lehrbuch der Bauphysik*, Wiesbaden: Vieweg Teubner, 2008.
- [59] T. Krämer und J. Pozimski, *Physik - Wärmelehre, Optik*, München: Mentor Verlag, 2003.
- [60] Escher, *Fachrichtung Physik - Physikalisches Grundpraktikum*, Dresden: Technische Universität, 2009.
- [61] H. Czichos, B. Skrotzki und F. G. Simon, *Das Ingenieurwissen: Werkstoffe*, Berlin Heidelberg: Springer, 2014.
- [62] R. Bürgel, H. J. Maier und T. Niendorf, *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*, Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2011.
- [63] E. Macherauch und H.-W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde*, Berlin Heidelberg: Springer, 2011.
- [64] ÖNORM EN ISO 18265, *Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2004.
- [65] ÖNORM EN ISO 6506-1, *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell - Teil 1: Prüfverfahren*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2006.
- [66] ÖNORM EN ISO 6507-1, *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers, Teil 1: Prüfverfahren*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2006.
- [67] ÖNORM EN ISO 6508-1, *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Rockwell - Teil 1: Prüfverfahren*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2013.
- [68] M. Kicin, *Diplomarbeit: "Experimentelle Ermittlung thermisch-mechanischer Eigenschaften von verzinktem DP1000 Stahl als Input Dateien für die Simulation des Widerstandspunktschweißens"*, Graz: Technische Universität Graz, 2011.
- [69] ÖNORM EN ISO 6892-1, *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2009.
- [70] ÖNORM EN ISO 6892-2, *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2011.

-
- [71] Stahl-Eisen-Werkstoffblätter (SEW) des Stahlinstitut VDEh, „Schweißgeeignete Feinkornbaustähle: Richtlinien für die Verarbeitung, besonders für das Schmelzschweißen,“ Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1993, 4.Ausgabe.
- [72] C. Böttcher, M. Reininghaus und U. Peil, „Einfluß der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf das mechanische Verhalten von unlegiertem Baustahl - Teil 1,“ *Stahlbau 72, Heft 11*, 2003.
- [73] K. G. Schmitt-Thomas, Integrierte Schadensanalyse, Berlin Heidelberg: Springer, 2005.
- [74] S. Kalpakjian, S. R. Schmid und E. Werner, Werkstofftechnik, Pearson, 2011.
- [75] Dynamic System Inc. (DSI), „www.leeble.com,“ [Online]. Available: <http://leeble.com/index.php/products/leeble-3800.html>. [Zugriff am 23 April 2014].
- [76] Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, „Gleeble 3800 System,“ [Online]. Available: <http://www.metalfforming.at/index.php/de/institut/ausstattung/item/thermomechanisches-pruefsystem-leeble-3800>. [Zugriff am 19 Mai 2013].
- [77] DSI, Gleeble 3500/3800 Manuals Rev 2.4, 1996-2003.
- [78] ÖNORM EN ISO 643, *Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße*, Wien: Österreichisches Normungsinstitut (ON), 2003.
- [79] S. Münstermann, „FAT Schriftenreihe Nr.182: Einflußgrößen auf den Elastizitätsmodul von Stählen für den Fahrzeugbau,“ Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT), Frankfurt am Main, 2004.
- [80] K. Lange, Umformtechnik, Band 1: Grundlagen, Berlin: Springer, 1984.
- [81] Wikipedia, „Metallkunde,“ [Online]. Available: <http://de.wikipedia.org>. [Zugriff am 30 04 2013].
- [82] K. C. Juno, Ermittlung der mechanischen Kennwerte des Wetterfesten Baustahls WTSt52-3, Diplomarbeit, Graz: Technische Universität, Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, 2000.
- [83] C. Lehner, „Forschungsberichte: Beschreibung des Nd: YAG-Laserstrahlschweißprozesses von Magnesiumdruckguss,“ Herbert Utz Verlag, Technische Universität München, 2001.

- [84] J. Degenkolbe und D. Uwer, „Kennzeichnung von Schweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen,“ *Stahl und Eisen*, Bd. 97, Nr. 24, p. 1202, 1977.
- [85] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Berlin Heidelberg: Springer, 2007.
- [86] A. Misholi, „Technik Lexikon,“ [Online]. Available: <http://www.techniklexikon.net/d/1%C3%BCdersband/1%C3%BCdersband.htm>. [Zugriff am 28 10 2014].

8 Verzeichnisse

8.1 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Darstellung der Polymorphie bei Eisen an Hand der Abkühl- und Aufheizkurve im Temperatur-Zeit-Diagramm [1, p. 141].	4
Abbildung 2-2: Mögliche Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz α -Eisen [1, p. 141].	5
Abbildung 2-3: Mögliche Zwischengitterplätze für Kohlenstoff im krz γ -Eisen [1, p. 142].	5
Abbildung 2-4: Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS) mit stabiler (Fe-C) und metastabiler (Fe-Fe ₃ C) Ausbildung des Kohlenstoffs [1, p. 142].	7
Abbildung 2-5: Kurznamen Bezeichnungsbeschreibung für den „S355J2+N“ Stahl [12].	8
Abbildung 2-6: Eigenschaften von unlegierten Stählen (warmgewalzt) mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalt [8, p. 203].	10
Abbildung 2-7: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges vom S355J2+N Stahl [1, p. 204].	12
Abbildung 2-8: Nockenwelle aus S355J2+N Stahl der Firma Jansen AG [22].	12
Abbildung 2-9: Einsatzbeispiele von S355J2+N: links – Federträger [23]; rechts – Scheibenbremse [24].	13
Abbildung 2-10: Stützenschuh aus S355J2+N [26].	13
Abbildung 2-11: Stützenschuhe aus S355J2+N bei der Montage [26].	13
Abbildung 2-12: Verfahrensprinzip des Pressstumpfschweißens [30].	14
Abbildung 2-13: Zugfestigkeit als Funktion der Temperatur bei verschiedenen Dehnraten für den S355J2G3 Stahl aus der Literatur [33].	17
Abbildung 2-14: Temperaturabhängige Fließgrenze des S355J2G3 [33] und St52-3 [40] Stahls aus der Literatur, sowie vom W355J2 aus der SYSWELD Datenbank [46].	18
Abbildung 2-15: Fließgrenze vom Baustahl W355J2 als Funktion der Temperatur und Phase aus der SYSWELD Datenbank [48].	19
Abbildung 2-16: Temperaturabhängige Verfestigungs-Dehnungs-Kurven vom S355J2G3 Baustahl. Die Werte wurden an Hand der Messwerte aus der Literatur [33] berechnet.	20
Abbildung 2-17: Linear- (a) und nichtlinear-elastisches (b, c) Werkstoffverhalten [53, p. 10].	21
Abbildung 2-18: Vergleich des temperaturabhängigen E-Moduls mit Daten aus der Literatur [33] und SYSWELD Datenbank [46].	22
Abbildung 2-19: Schematische Längsdehnung und Querschnittsverringering unter Zuglast (Querkontraktion) [1, p. 97].	23
Abbildung 2-20: Querkontraktionszahl als Funktion der Temperatur eines S355J2+N Stahls [36].	24
Abbildung 2-21: Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient des S355J2G3 Stahls als Funktion der Temperatur [36].	26
Abbildung 2-22: Thermische Dehnung des S355J2G3 Stahls [36].	26
Abbildung 2-23: Prüfkörper, Eindruck und Messwerte bei der Härteprüfung nach Vickers [4, p. 372].	29

Abbildung 2-24: Temperaturzyklen an vier unterschiedlichen Positionen der WEZ nach einem Schmelzsweißvorgang [5, p. 246].	32
Abbildung 2-25: Definition der Abkühlzeit $t_{8/5}$ beim Schweißtemperaturzyklus [5, p. 246].	33
Abbildung 2-26: Änderung der oberen Streckgrenze mit der Dehngeschwindigkeit bei Raumtemperatur für den Baustahl St52-3 [72].	34
Abbildung 2-27: Einfluss einer Dehngeschwindigkeitssteigerung auf die Temperaturabhängigkeit der Fließgrenze bei verschiedenen Gittertypen [51].	35
Abbildung 2-28: Charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurven metallischer Werkstoffe [63, p. 160].	36
Abbildung 2-29: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit ausgeprägter Streckgrenze [8, p. 337].	37
Abbildung 2-30: Entstehung und Ausbreitung von Lüdersbändern [51, p. 159].	38
Abbildung 2-31: Spannungs-Dehnungs-Diagramm ohne ausgeprägte Streckgrenze [8, p. 338].	39
Abbildung 2-32: Dynamischen Reckalterung am Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve [33, p. 415].	40
Abbildung 2-33: Zusammenhang zwischen Spannung und plastischer Dehnung für EN-GJV-300 bei verschiedenen Temperaturen T (a) und verschiedenen Dehnraten ε (b) [63, p. 186].	41
Abbildung 2-34: Technische und wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve [8, p. 341].	42
Abbildung 2-35: Vergleich technischer und wahrer Spannungs-Dehnungs-Kurven beim Zug- und Druckversuch [3, p. 85].	43
Abbildung 2-36: Thermo-mechanische Simulationsanlage Gleeble® 3800 [75].	43
Abbildung 3-1: Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage.	47
Abbildung 3-2: Pressstumpfschweißversuch auf einer Ideal AS 100S PS/ABS Schweißanlage; a – Kupferbacken; b – freie Einspannlänge der zu schweißenden Bleche.	48
Abbildung 3-3: Auf der Ideal AS 100S PS/ABS Anlage pressstumpfgeschweißte Naht [Kičin M.].....	48
Abbildung 3-4: Gemessene Schweißparameter einer Pressstumpfschweißung (Versuch_2) Voestalpine Stahl GmbH.	49
Abbildung 4-1: Probenentnahme für metallographische Untersuchungen.	51
Abbildung 4-2: Lichtmikroskop (Reichert-Jung, MeF3) mit aufgesetztem Prüfgerät zur Mikrohärtprüfung (grüner Kreis).	53
Abbildung 4-3: Prüfgerät zur Ermittlung der Makrohärte (EMCO-TEST, M4C025G3M).	54
Abbildung 4-4: Zugprüfmaschine (RMC) für die Versuche bei Raumtemperatur.	54
Abbildung 4-5: Graphische Ermittlung der Materialkennwerte aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Zugversuches.	56
Abbildung 4-6: Gemessener Schweißtemperaturzyklus beim Pressstumpfschweißen (Vers_2, TEMP 5) [voestalpine Stahl GmbH].	57
Abbildung 4-7: Erklärung der Probenbezeichnung der durchgeführten Warmzugversuche.	60
Abbildung 4-8: Probengeometrie der Flachzugproben für die Warmzugversuche auf der Gleeble [In Anlehnung an Dynamic Systems Inc. vom Autor erstellt].	61

Abbildung 4-9: Technische Zeichnung der Flachzugprobe mit den Einspannbacken.	61
Abbildung 4-10: Vorbereitung der Zugversuchsprobe aus S355J2+N.....	62
Abbildung 4-11: Anschweißen der Thermoelemente auf die Gleeble-Probe am Kondensatorentladungsschweißgerät.	62
Abbildung 4-12: Keilförmige Spanbacken aus Kupfer mit eingelegtem Bolzen.	63
Abbildung 4-13: Gleeble-Prüfkammer mit eingespannter Probe (vor dem Versuch).	63
Abbildung 4-14: Feindehnungsaufnehmer aus Quarzglas zur Erfassung der Längenänderung.	64
Abbildung 4-15: Wichtigste Ausgangsgrößen zur Auswertung der Gleeble-Warmzugversuche (Versuch: AU1_V2_I).	65
Abbildung 4-16: Kraftverlauf und Temperaturverlauf als Ausgangsgrößen der Gleeble-Warmzugversuche.....	65
Abbildung 4-17: Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit zackigen und geglätteten Kurvenverlauf.	67
Abbildung 4-18: Linear-elastischer Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve (stark vergrößert) - linearisiert zur E-Modul Bestimmung.....	67
Abbildung 4-19: Unterschiedliche Ergebnisse bei der Auswertung des E-Moduls nach einem Warmzugversuch auf der Gleeble-Anlage.	68
Abbildung 4-20: Auswertung der Materialkennwerte aus einer Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Origin 9.1.....	69
Abbildung 4-21: Bestimmung der Fließkurven aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm.	70
Abbildung 5-1: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges im Querschliff vom Grundwerkstoff S355J2+N (Ferritkörner - hell, Perlitkörner – dunkel; 1000-fache Vergrößerung).	72
Abbildung 5-2: Flächenauswertung vom Gefüge am Querschliff des S355J2+N Stahls mit „KS400“ (gelb – Ferritanteil, grau – Perlitanteil; 1000-fache Vergrößerung).	72
Abbildung 5-3: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges am Längsschliff vom Grundwerkstoff S355J2+N (Ferritkörner - hell, Perlitkörner – dunkel; 1000-fache Vergrößerung).	73
Abbildung 5-4: Mikrohärtemessung vom Ferrit des S355J2+N Stahls.	74
Abbildung 5-5: Abdrücke von der Makrohärteprüfung nach Vickers an der Querschliffprobe.	75
Abbildung 5-6: Zugfestigkeit des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.....	77
Abbildung 5-7: Streckgrenzen des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.....	78
Abbildung 5-8: Vergleich der Niob-gehalte aus der chemischen Zusammensetzung des S355J2+N Stahls; a.) Chemische Analyse von voestalpine GmbH Linz; b.) Werte aus Literatur [33, p. 402].	78
Abbildung 5-9: E-Modul des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Prüfgeschwindigkeit.....	79
Abbildung 5-10: Verlauf der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur von S355J2+N Stahl aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten. Die Messwertstreuungen sind ebenfalls eingetragen.	82

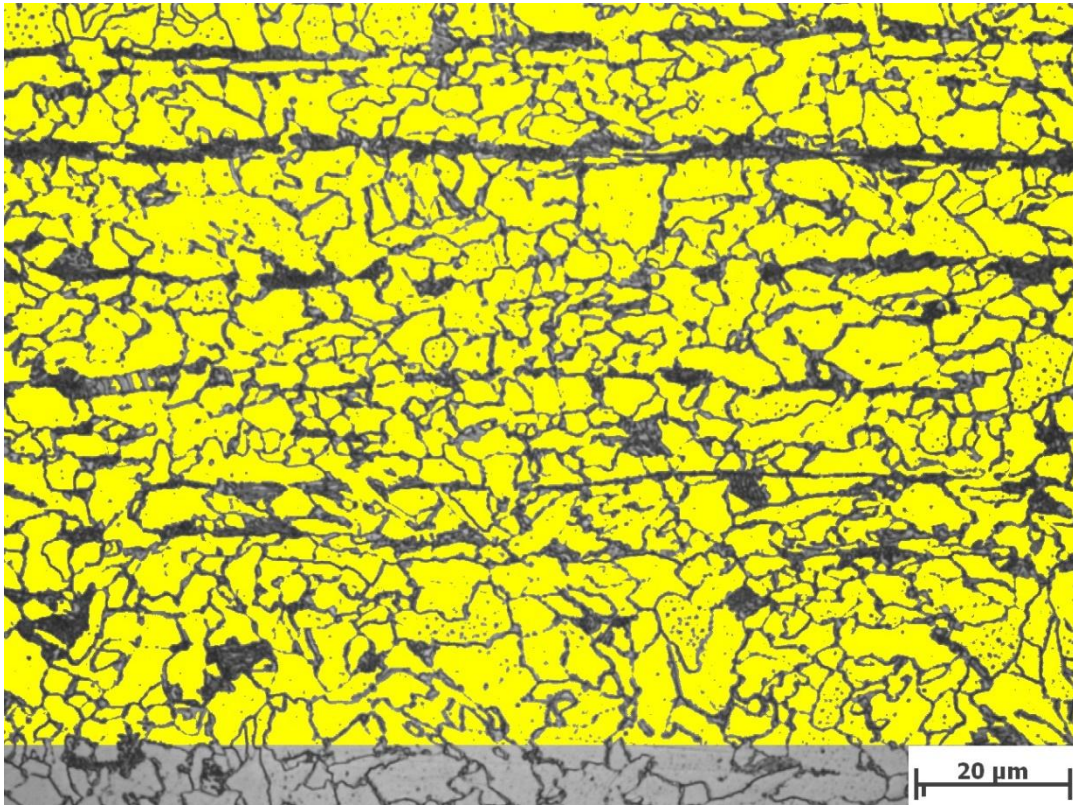
Abbildung 5-11: Vergleich der Zugfestigkeitswerte des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen in der Aufheiz- und Abkühlphase.	83
Abbildung 5-12: Vergleich der Zugfestigkeitswerte bei unterschiedlichen Prüftemperaturen aus dem Experiment und der Literatur [33].	84
Abbildung 5-13: Verlauf der Fließgrenze in Abhängigkeit der Prüftemperatur von S355J2+N Stahl aus den Warmzugversuchen in der Aufheizphase mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten. Eingetragen sind auch die Messwertstreuungen.	85
Abbildung 5-14: Vergleich der Fließgrenzwerte des S355J2+N Stahls aus Warmzugversuchen (blau, grün), Literatur (schwarz) und Datenbank (grau).	86
Abbildung 5-15: Temperaturabhängige Dehngrenzen vom S355J2+N Stahl bei unterschiedlichen Dehnungen. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt $V_2 = 0,16$ mm/s.	87
Abbildung 5-16: Fließspannungsverläufe bei unterschiedlichen Prüftemperaturen von S355J2+N Stahl bei der Dehnrage - oben: $\varepsilon_1 = 3,75$ s ⁻¹ ; unten: $\varepsilon_2 = 0,0133$ s ⁻¹	88
Abbildung 5-17: E-Modul des S355J2+N Stahls in Abhängigkeit der Temperatur und der Dehnrage ($\varepsilon_1 = 3,75$ s ⁻¹ und $\varepsilon_2 = 0,0133$ s ⁻¹) aus den Warmzugversuchen.	89
Abbildung 5-18: Vergleich der mit verschiedenen Methoden erhaltenen temperaturabhängigen E-Modulverläufe.	90
Abbildung 5-19: Wärmeausdehnungskoeffizient als Funktion der Temperatur des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ($V_1 = 45$ mm/s und $V_2 = 0,16$ mm/s) und der Literatur [33].	91
Abbildung 5-20: Thermische Dehnung des S355J2+N Stahls aus den Warmzugversuchen mit zwei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ($V_1 = 45$ mm/s und $V_2 = 0,16$ mm/s) und der Literatur [33].	92

8.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Eigenschaften von reinem Eisen [6, p. 176].	3
Tabelle 2: Löslichkeit vom Kohlenstoff im Eisen [4, p. 71].	6
Tabelle 3: Erscheinungsformen der Eisen-Kohlenstofflegierungen [8, p. 93].	6
Tabelle 4: Aktuelle und ältere genormte Bezeichnungen für den untersuchten Baustahl [5, p. 169].	8
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung in Massenprozent (max.) vom S355J2+N Stahl laut ÖNORM EN 10025-2 [15].	9
Tabelle 6: Grundlegende Materialkennwerte des S355J2+N Baustahls [16].	9
Tabelle 7: Dehnraten während der Warmzugversuche aus der Literatur [33].	17
Tabelle 8: Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient verschiedener Metalle [5, p. 218] [1, pp. 141,272,289].	25
Tabelle 9: Übersicht über die mikroskopischen Untersuchungsverfahren [4, p. 395], [8, p. 410].	28
Tabelle 10: Technische Daten der Gleeble® 3800 Anlage [76].	45
Tabelle 11: Zusammenfassung der durchgeführten Zugversuche bei Raumtemperatur am S355J2+N Stahl.	55
Tabelle 12: Definierte thermische Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche.	58
Tabelle 13: Definierte mechanische Versuchsparameter für die Gleeble-Warmzugversuche.	59
Tabelle 14: Versuchsmatrix für die Warmzugversuche auf der Gleeble-Anlage.	60
Tabelle 15: Chemische Zusammensetzung vom S355J2+N Stahl [voestalpine Stahl GmbH].	71
Tabelle 16: Ergebnisse der Mikrohärteprüfung vom Ferrit und Perlit des S355J2+N Stahls.	74
Tabelle 17: Ergebnisse der Makrohärteprüfung nach Vickers vom S355J2+N Stahl.	75
Tabelle 18: Ergebnisse der Zugversuche bei Raumtemperatur des S355J2+N Baustahls.	76
Tabelle 19: Information zum Ergebnisvergleich der Zugfestigkeit.	79
Tabelle 20: Vergleich der mit unterschiedlichen Methoden ermittelten Zugfestigkeitswerte des S355J2+N Stahls.	80
Tabelle 21: Vergleich der Materialkennwerte des S355J2+N Stahls bei Raumtemperatur.	81

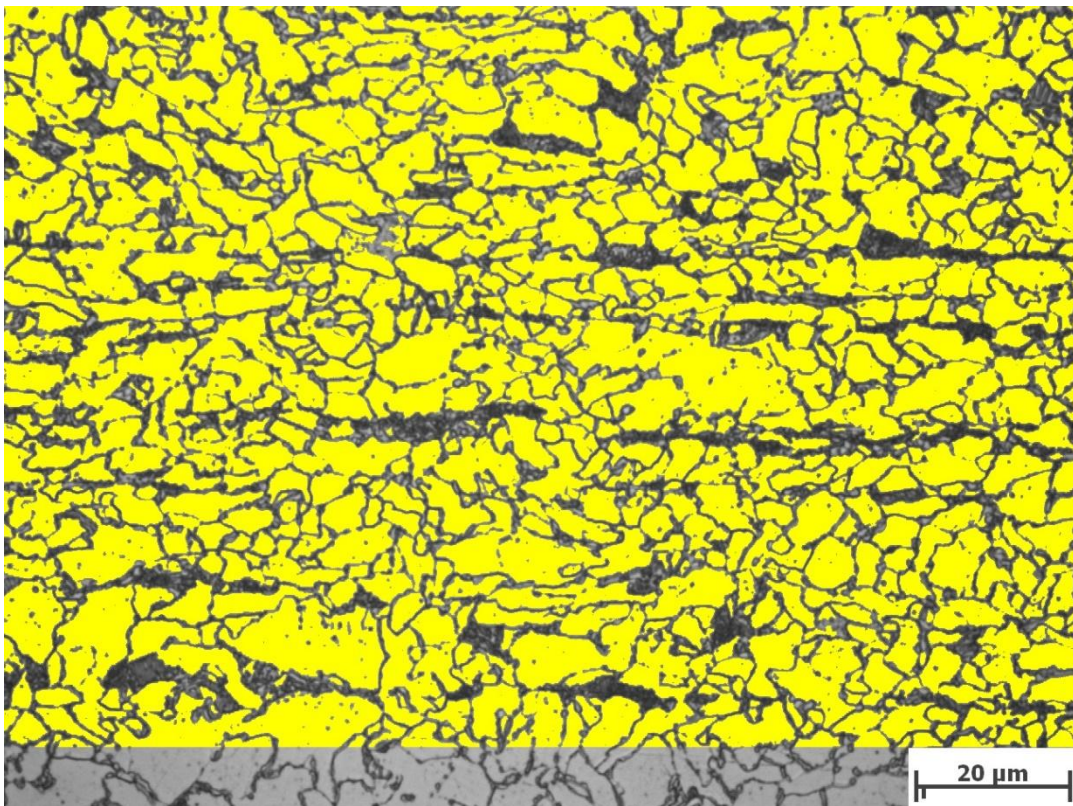
Anhang

Anhang A: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Flächenauswertung und Mikrohärteprüfung



Mikroskopvergrößerung: 1000,0x; Bildbreite: 139,45 μm

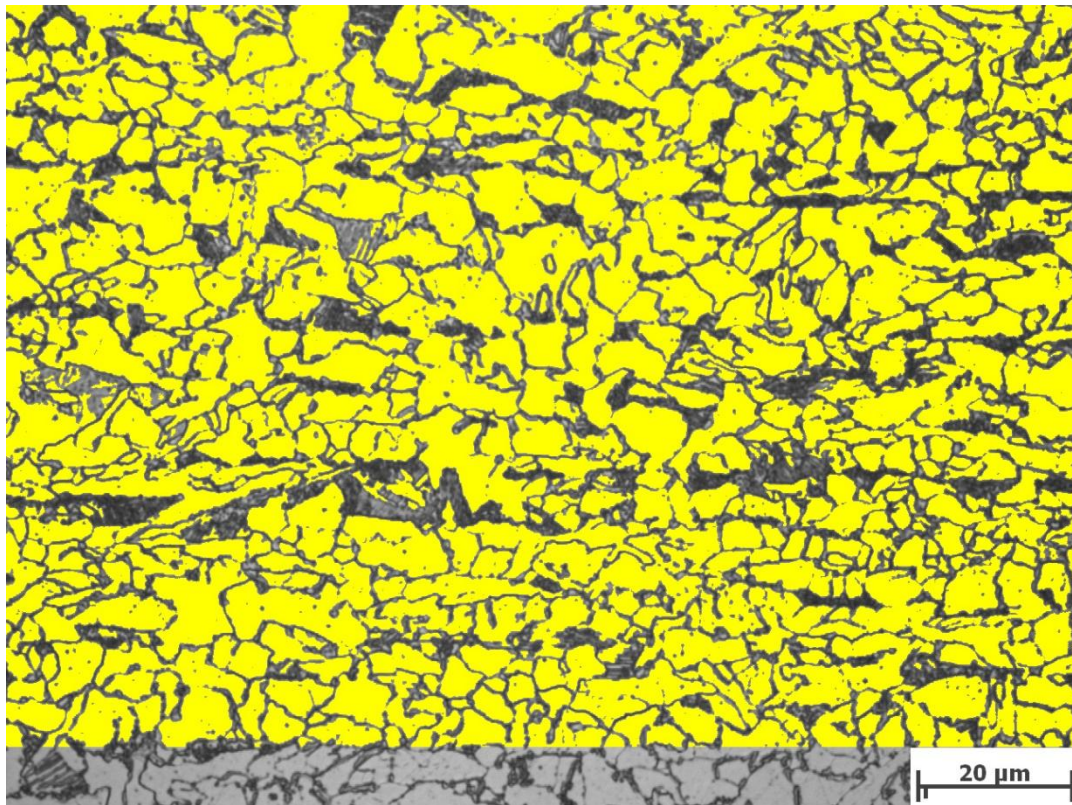
Bildname: join4plus12o0007.jpg



Mikroskopvergrößerung: 1000,0x; Bildbreite: 139,45 μm

Bildname: join4plus12o0013.jpg

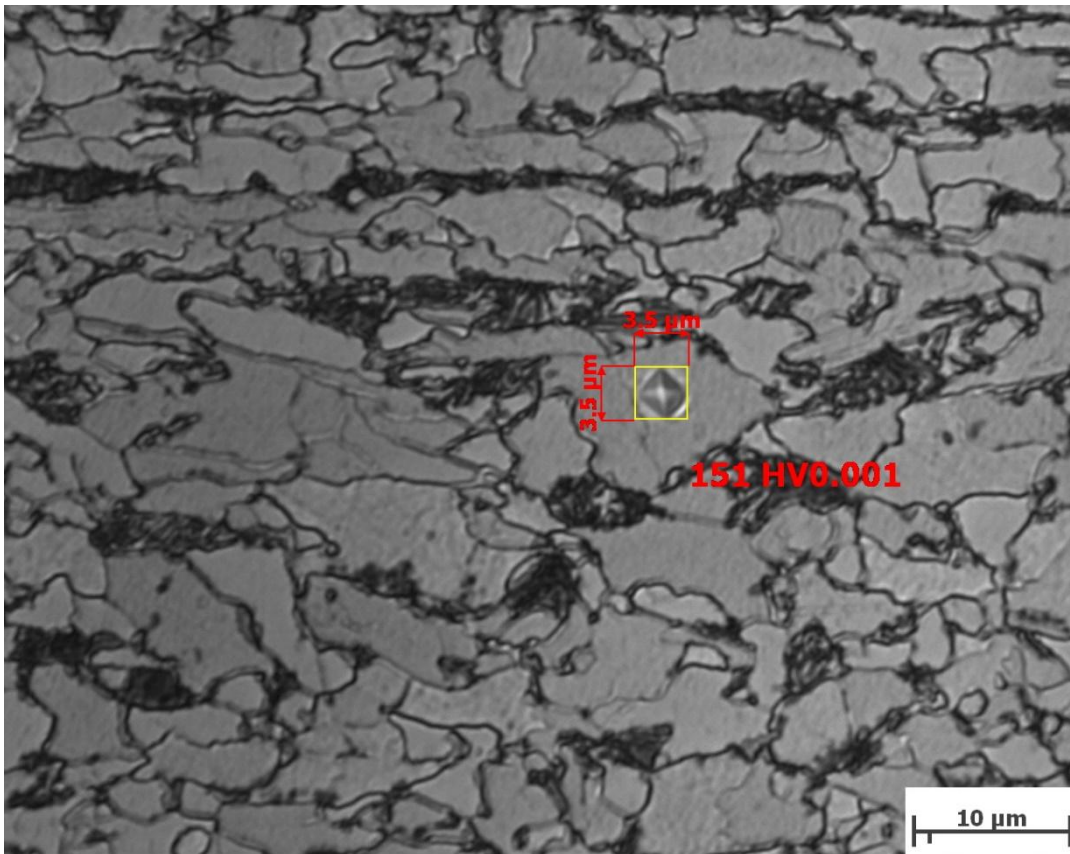




Mikroskopvergrößerung: 1000,0x; Bildbreite: 139,45 μm

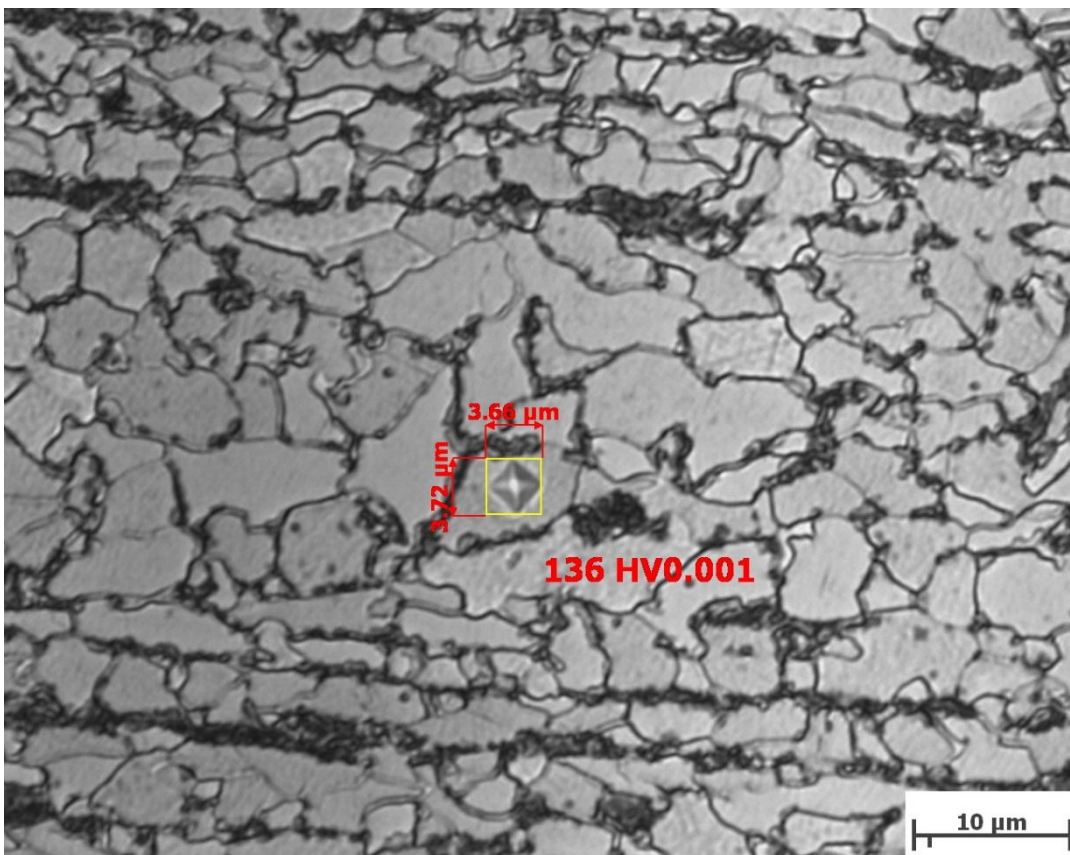
Bildname: join4plus12o0019.jpg





Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

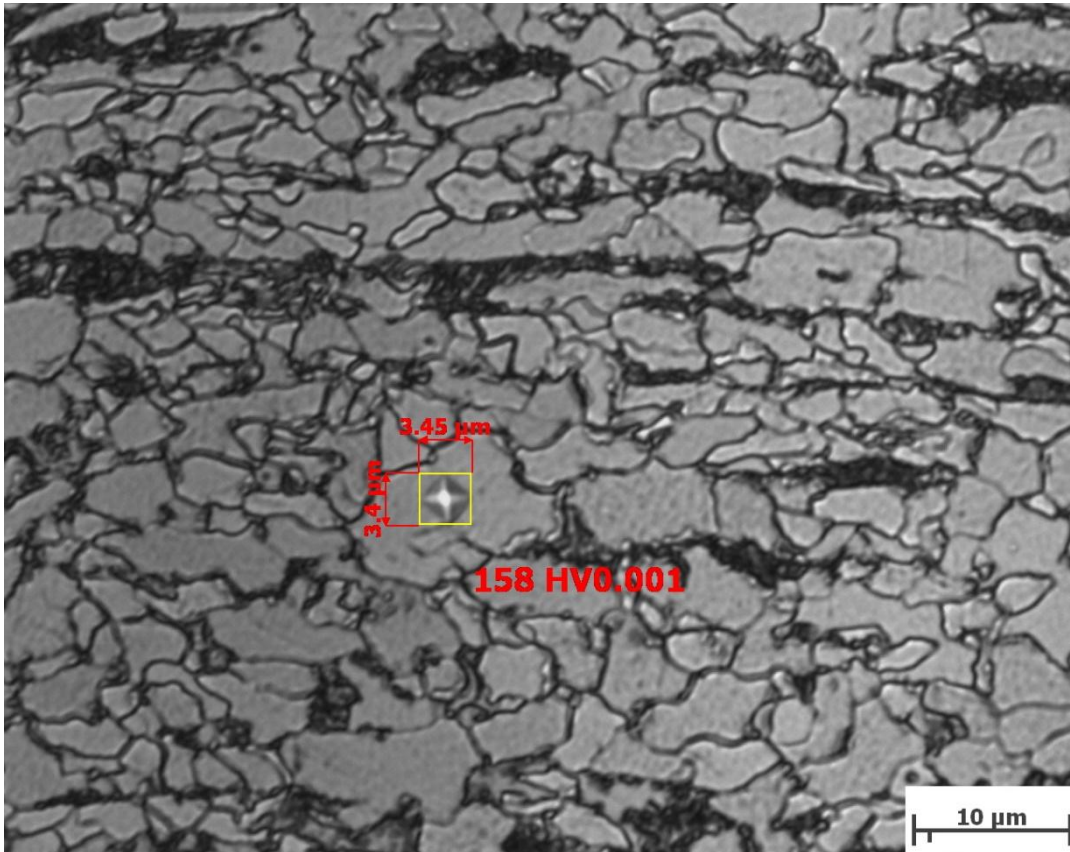
Bild: [join4plus12o0039.jpg](#)



Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

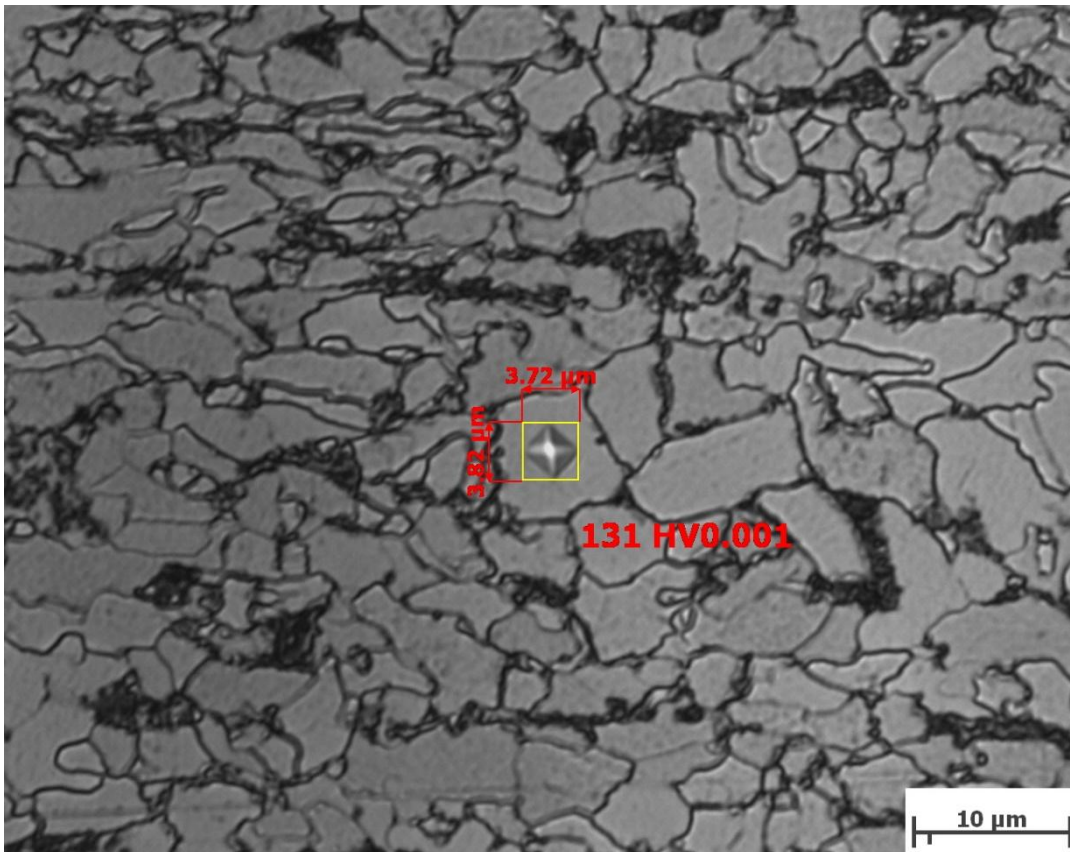
Bild: [join4plus12o0042.jpg](#)





Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

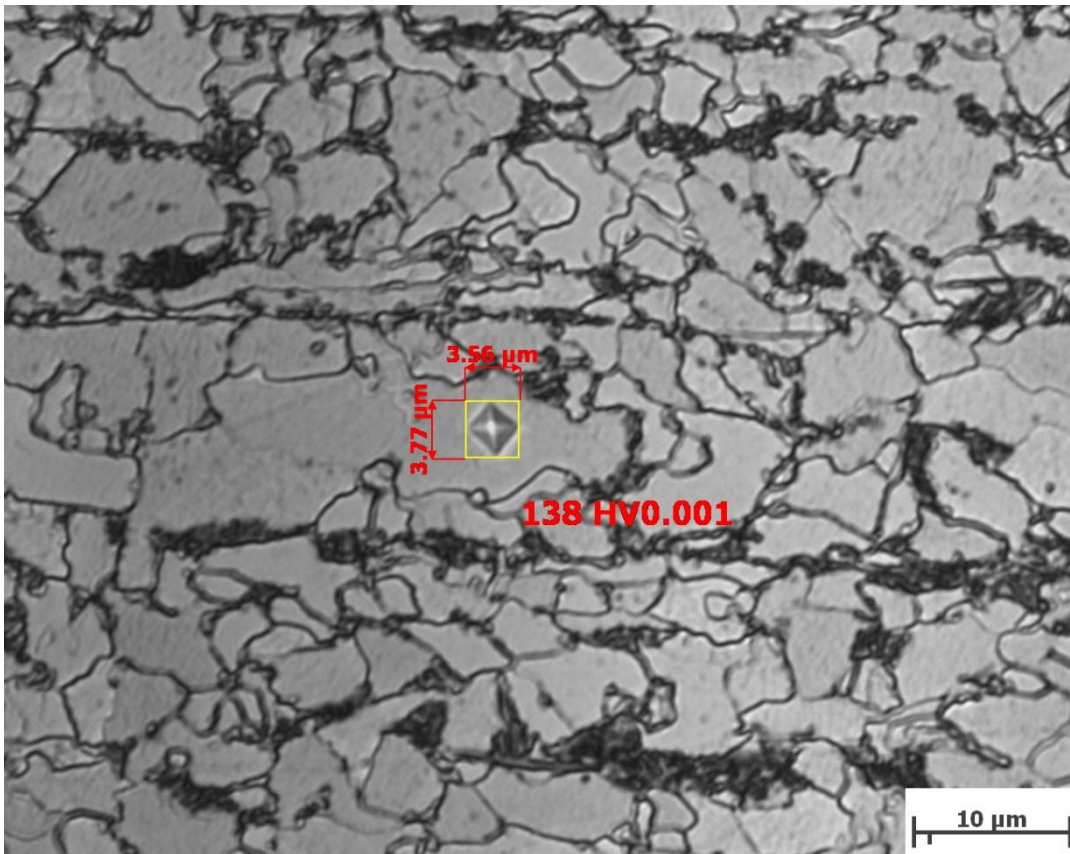
Bild: [join4plus12o0043.jpg](#)



Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

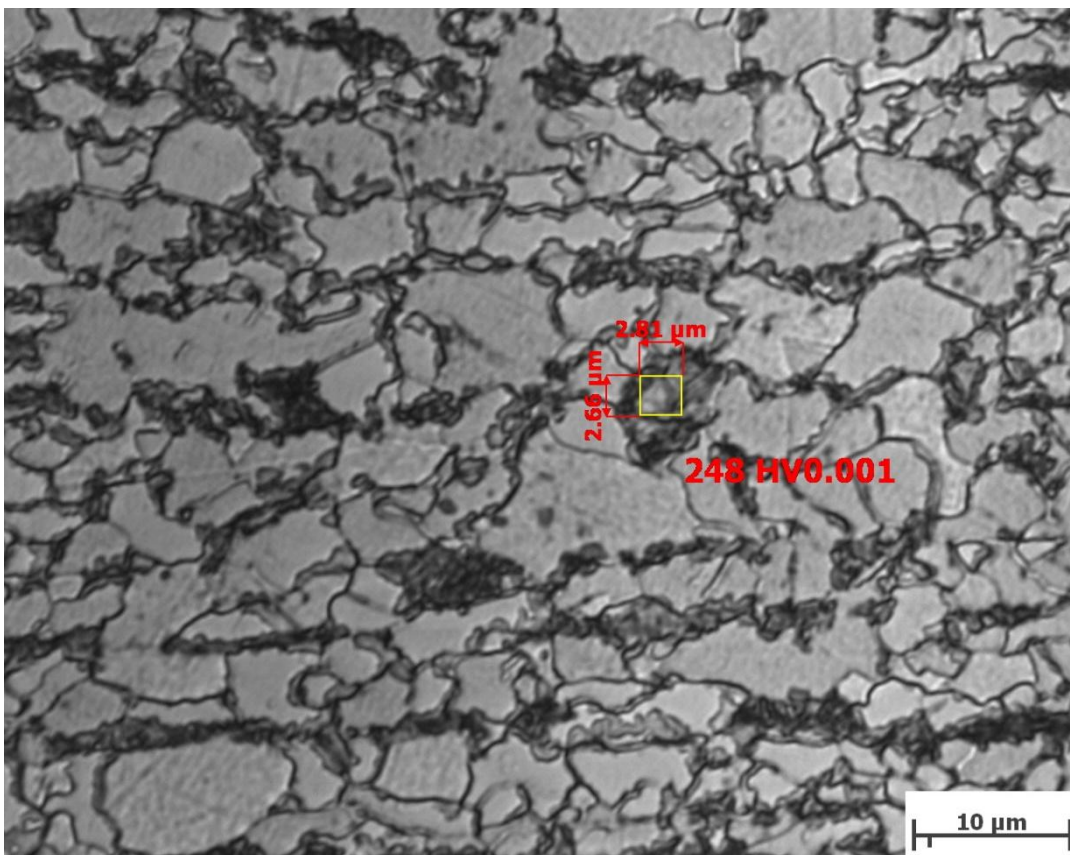
Bild: [join4plus12o0044.jpg](#)





Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

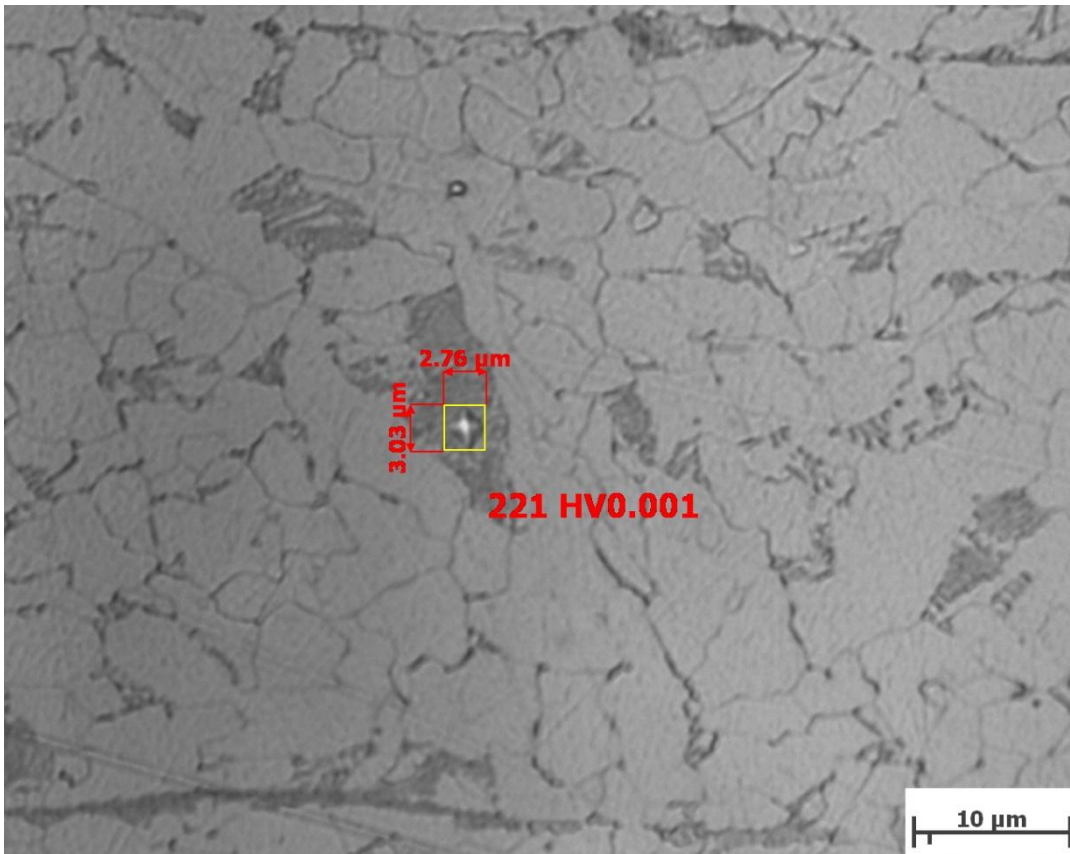
Bild: [join4plus12o0045.jpg](#)



Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

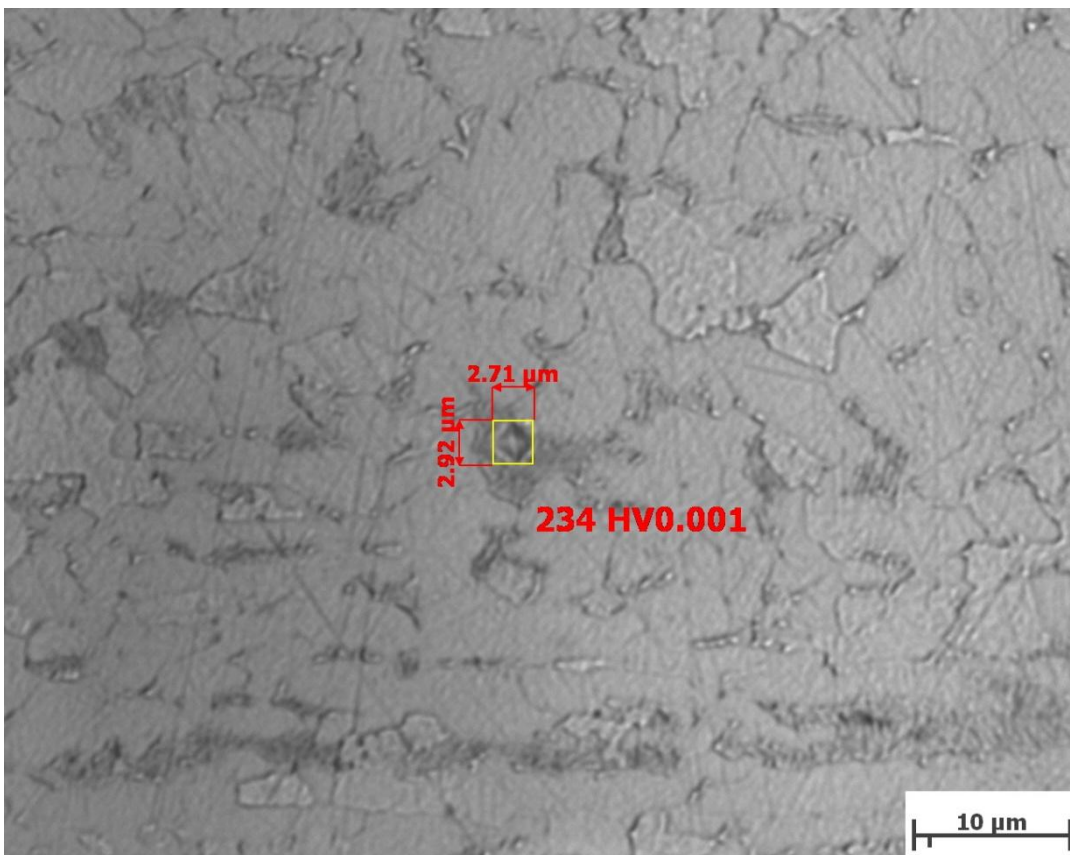
Bild: [join4plus12o0049.jpg](#)





Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

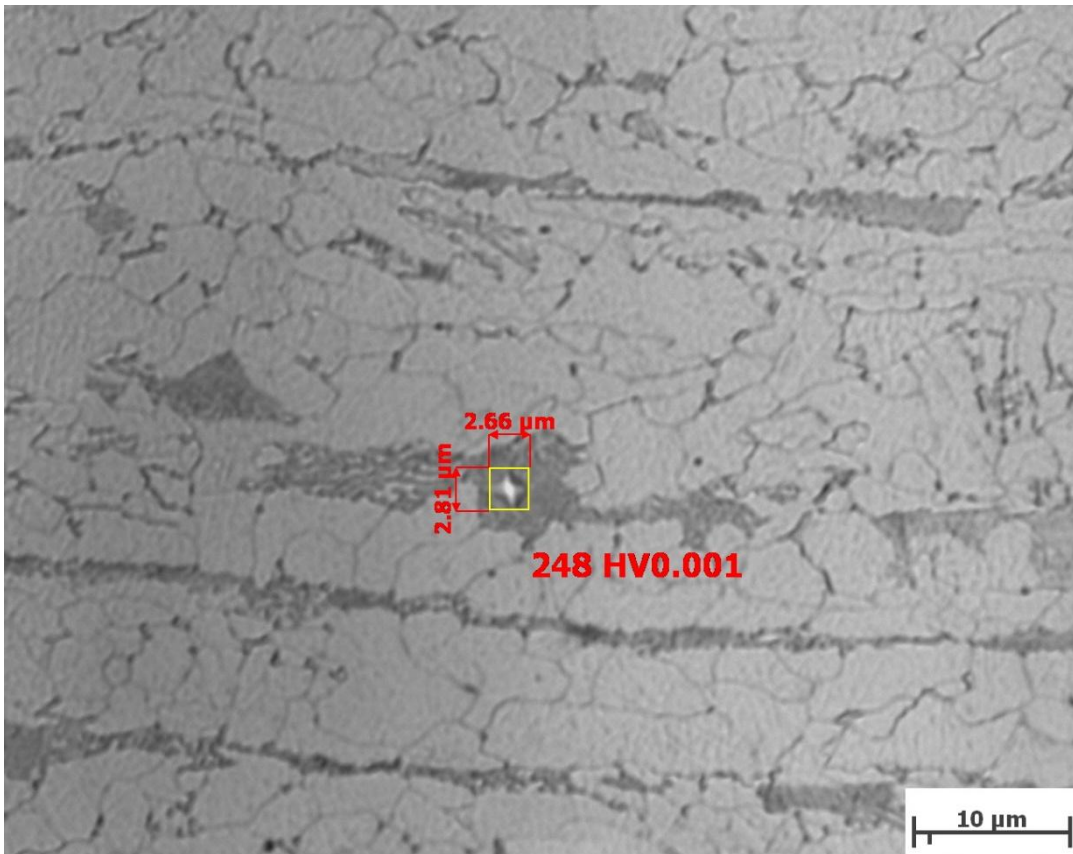
Bild: [join4plus12o0051.jpg](#)



Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

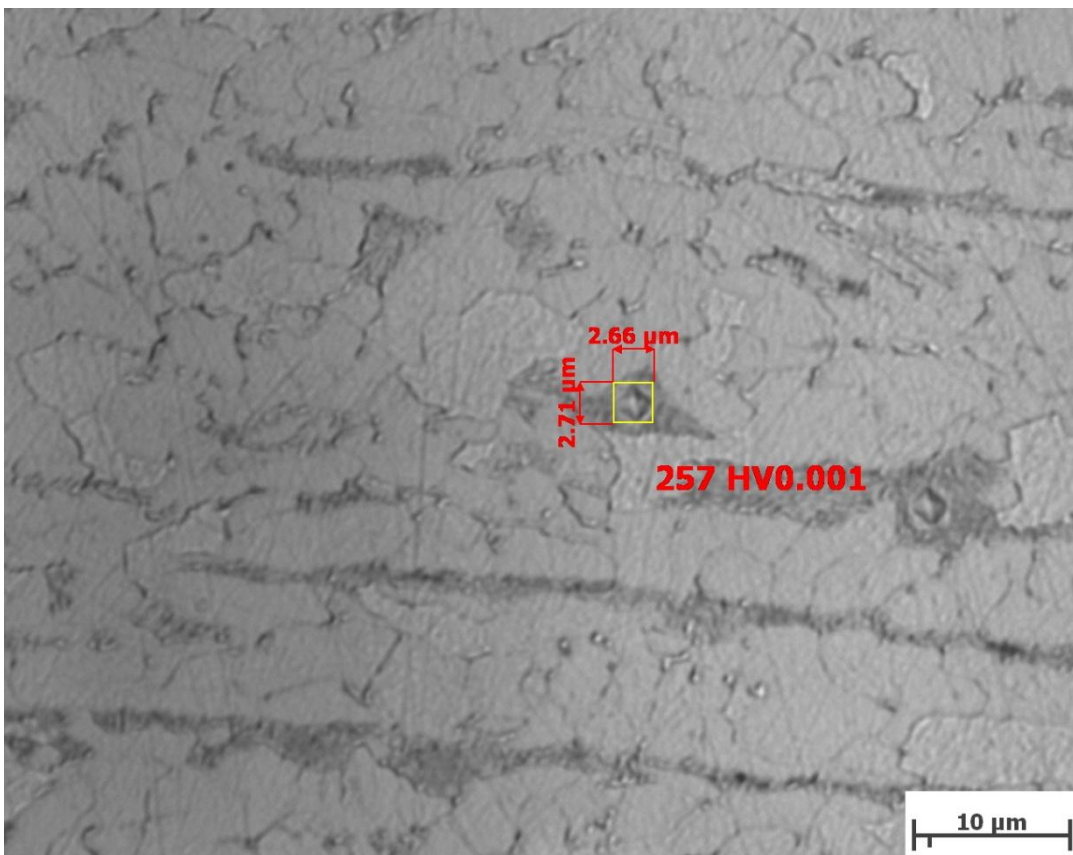
Bild: [join4plus12o0052.jpg](#)





Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

Bild: [join4plus12o0053.jpg](#)

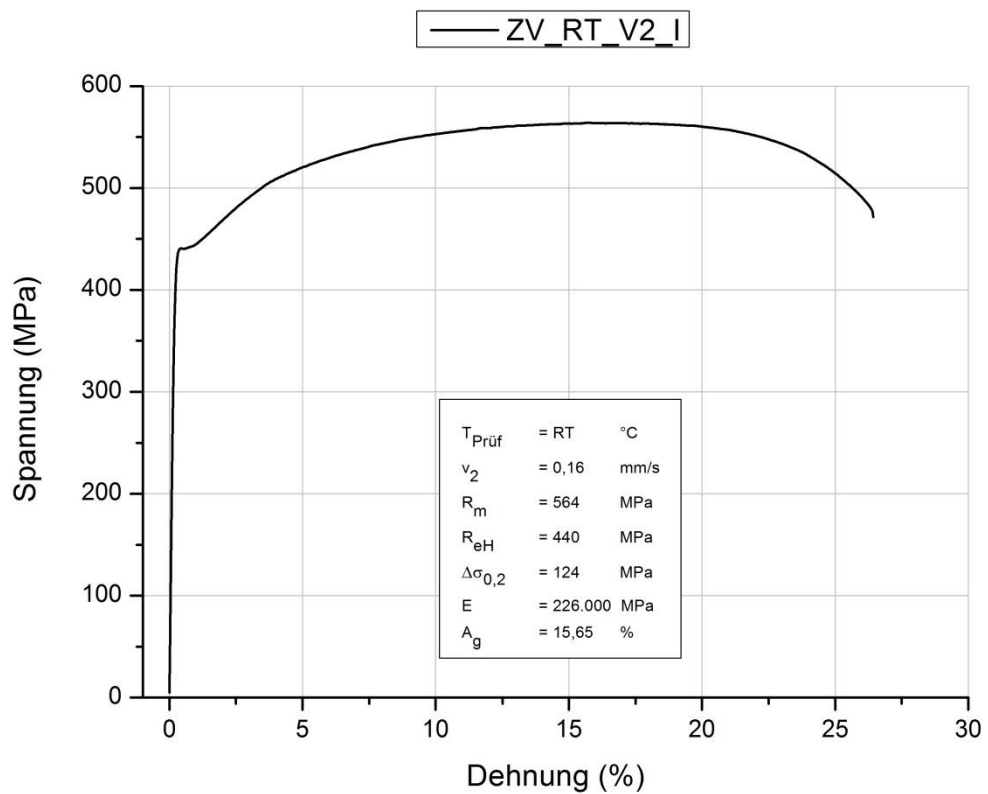
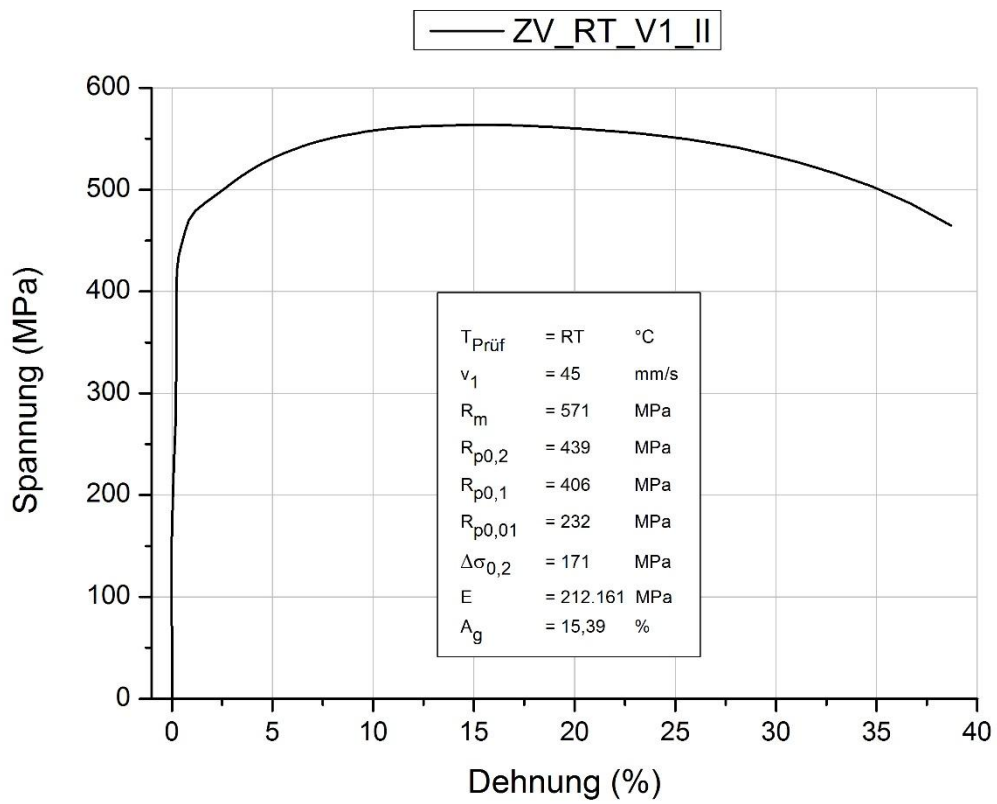


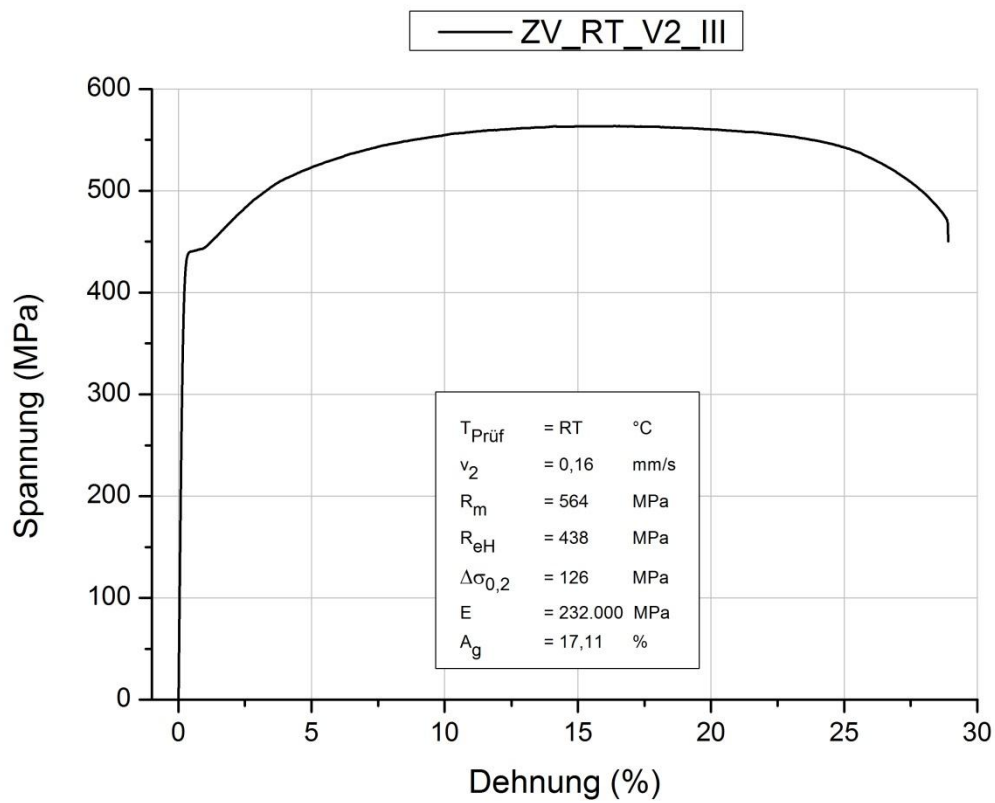
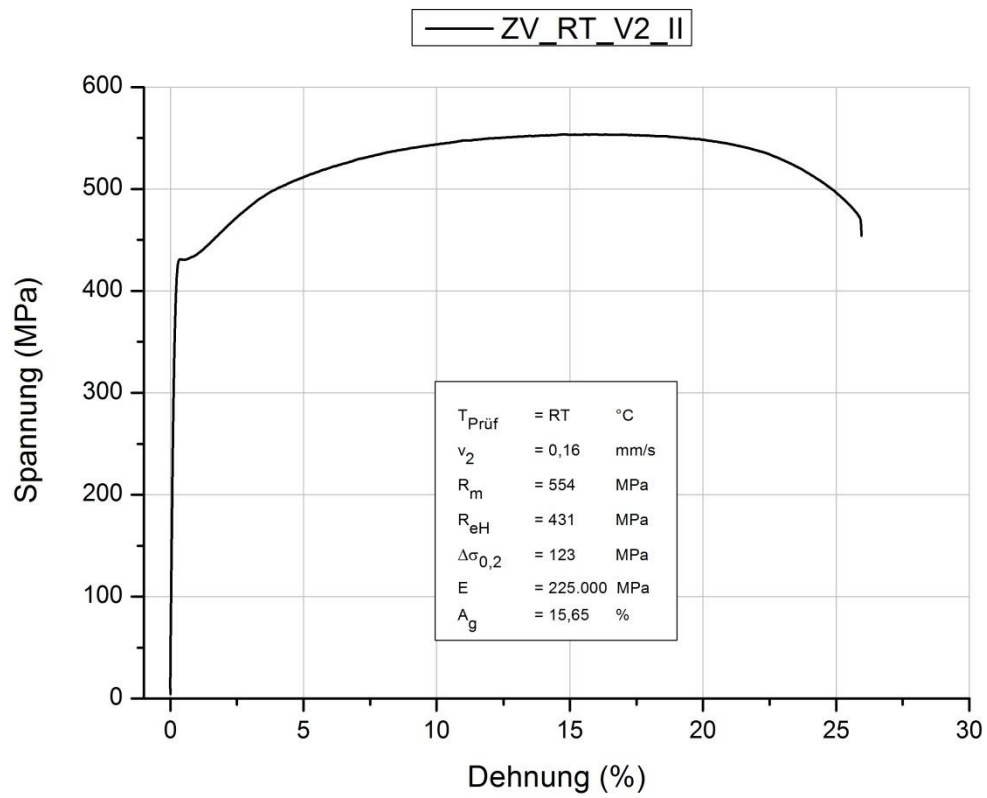
Mikroskopverg.: 1250x (Obj.:100 / VW:1.25); Bildbreite: 69.03 μm

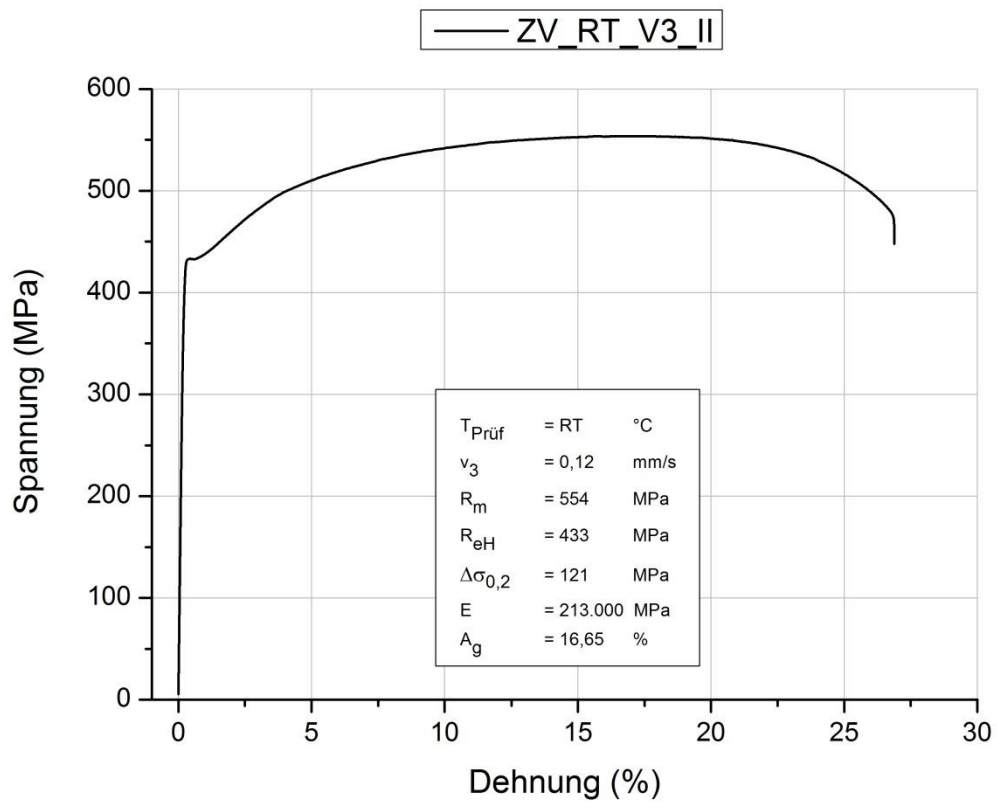
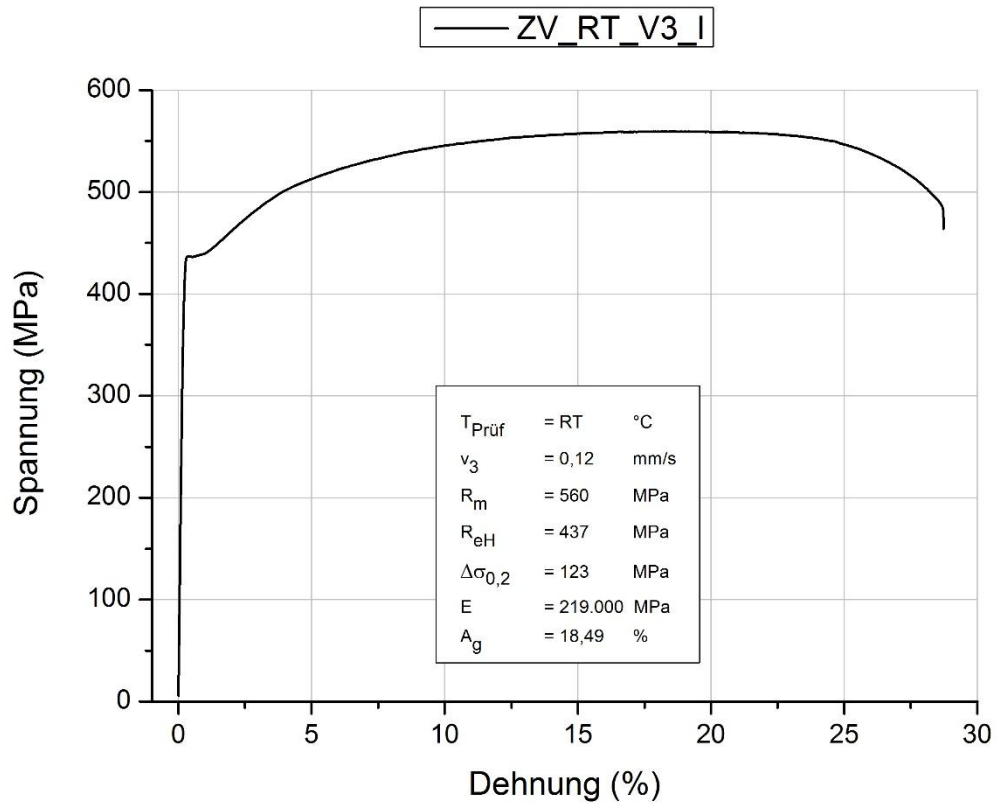
Bild: [join4plus12o0054.jpg](#)

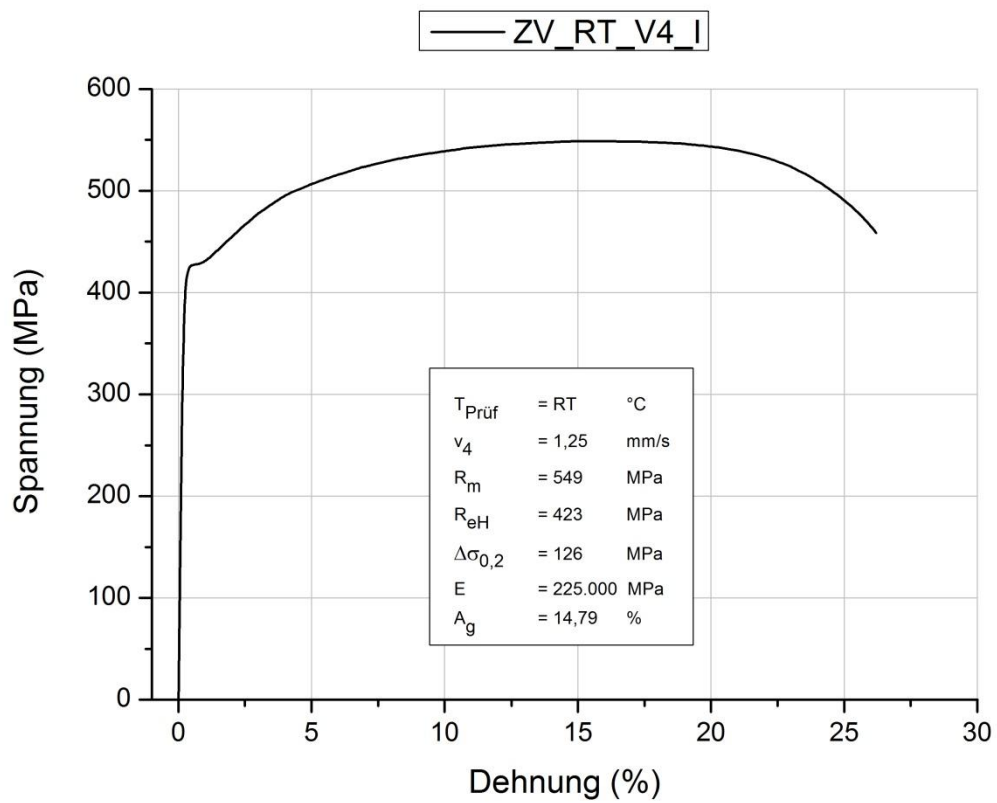
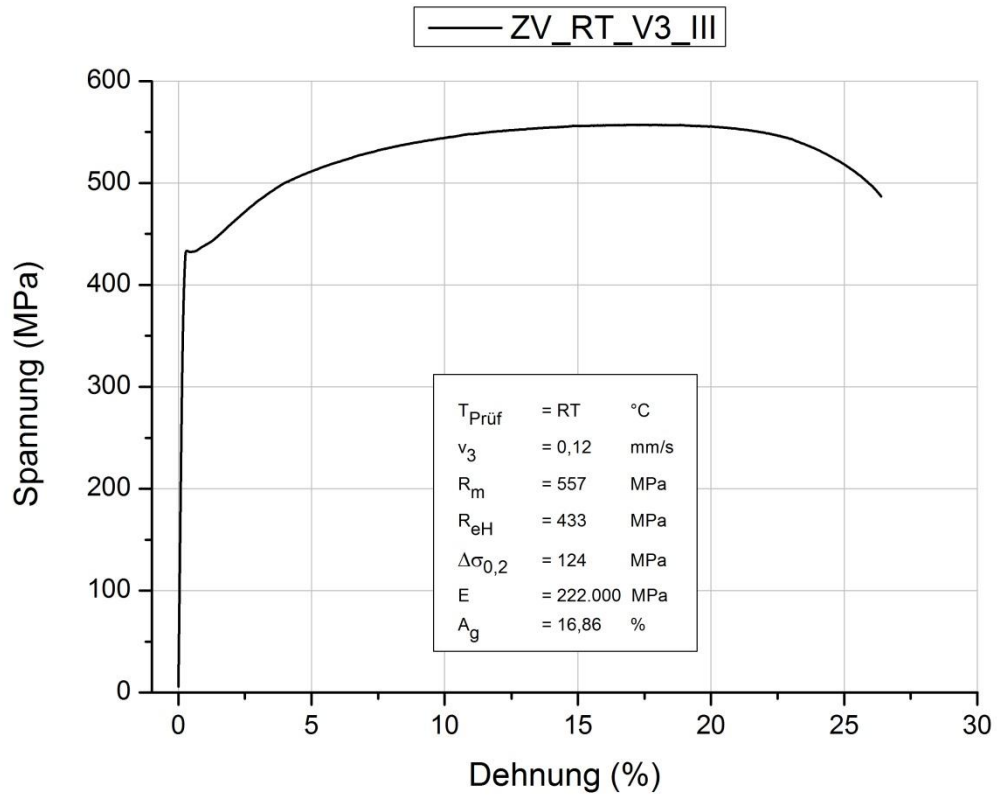


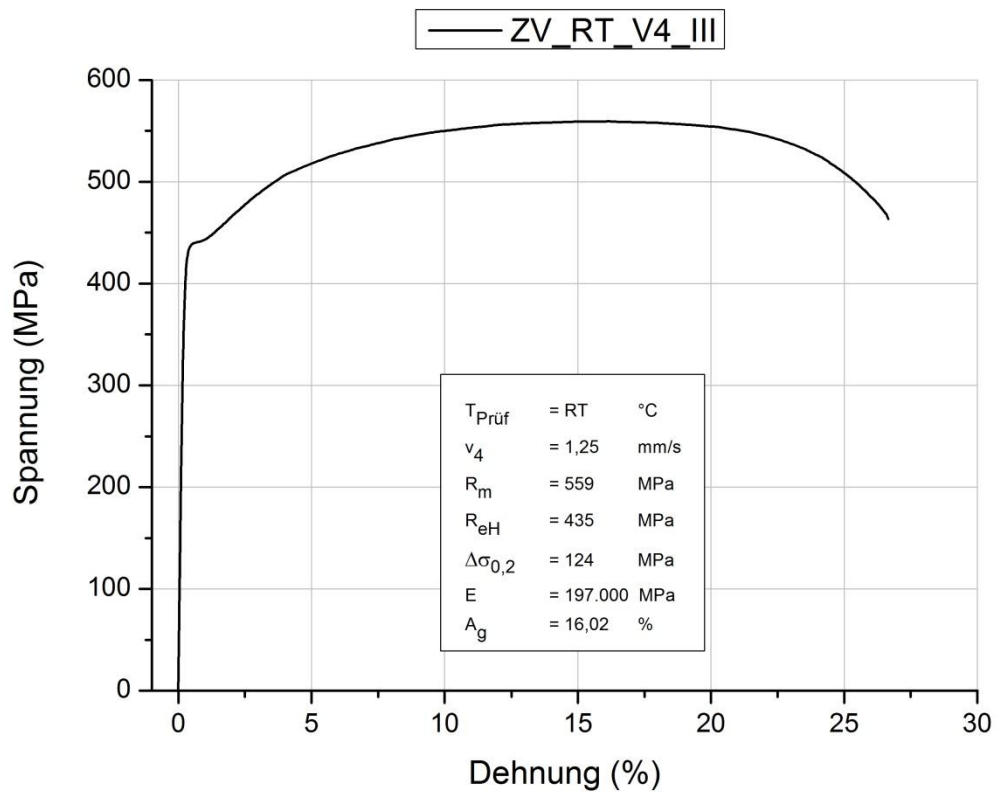
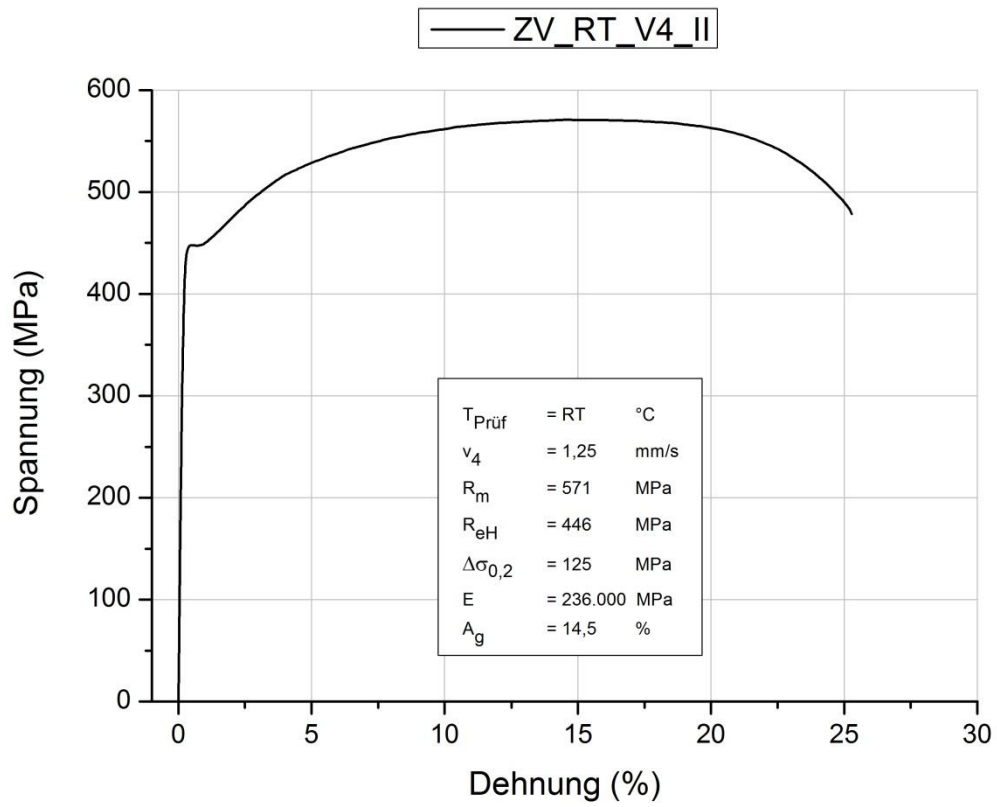
Anhang B: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Zugversuche bei Raumtemperatur





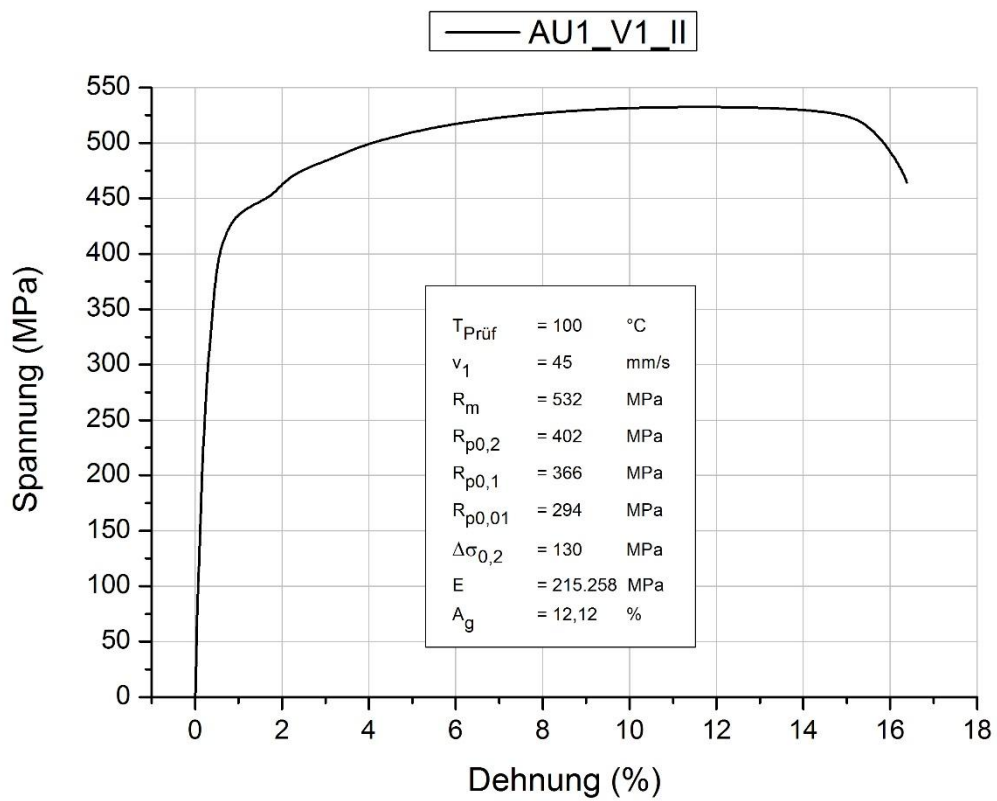
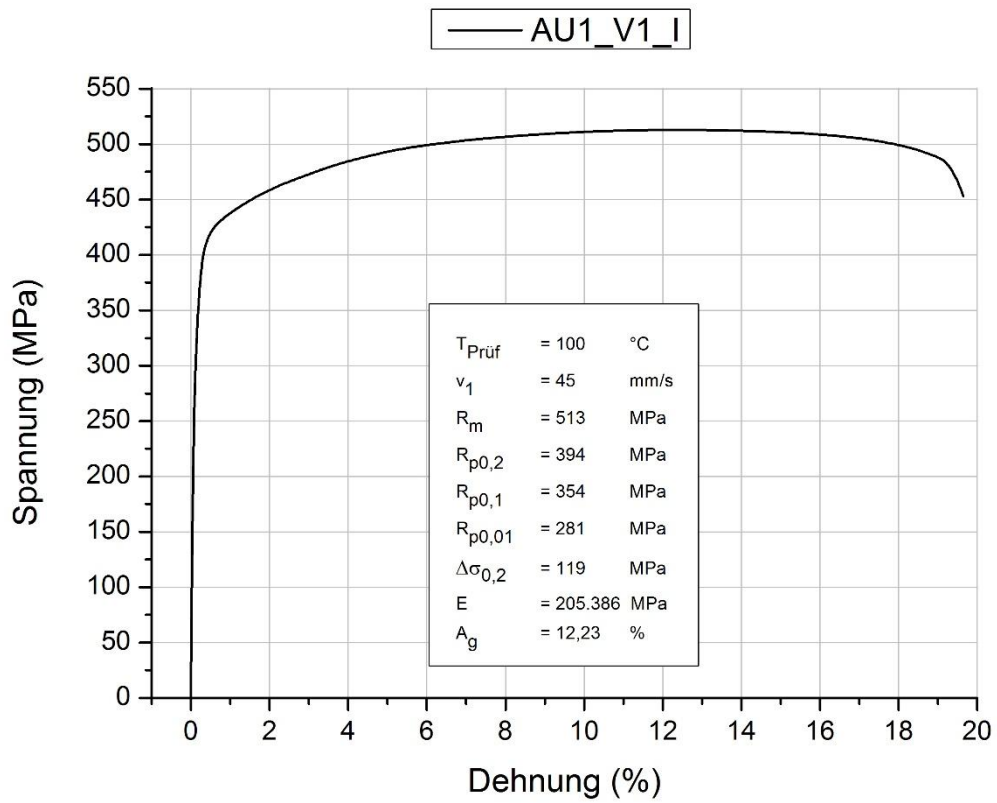


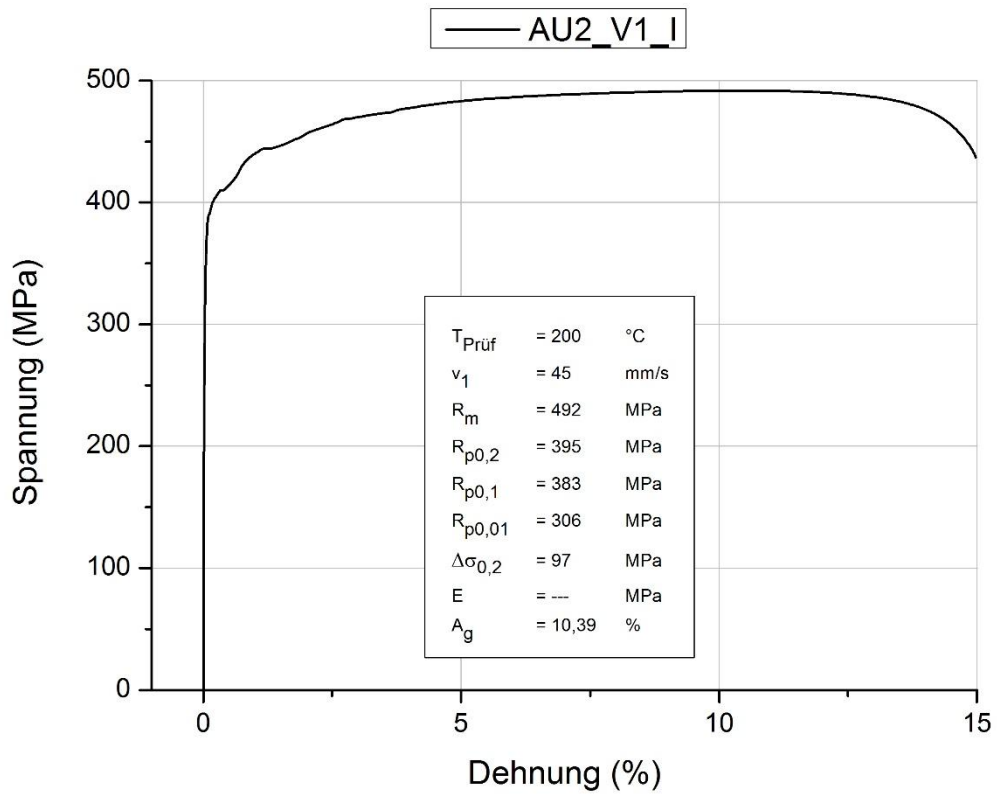
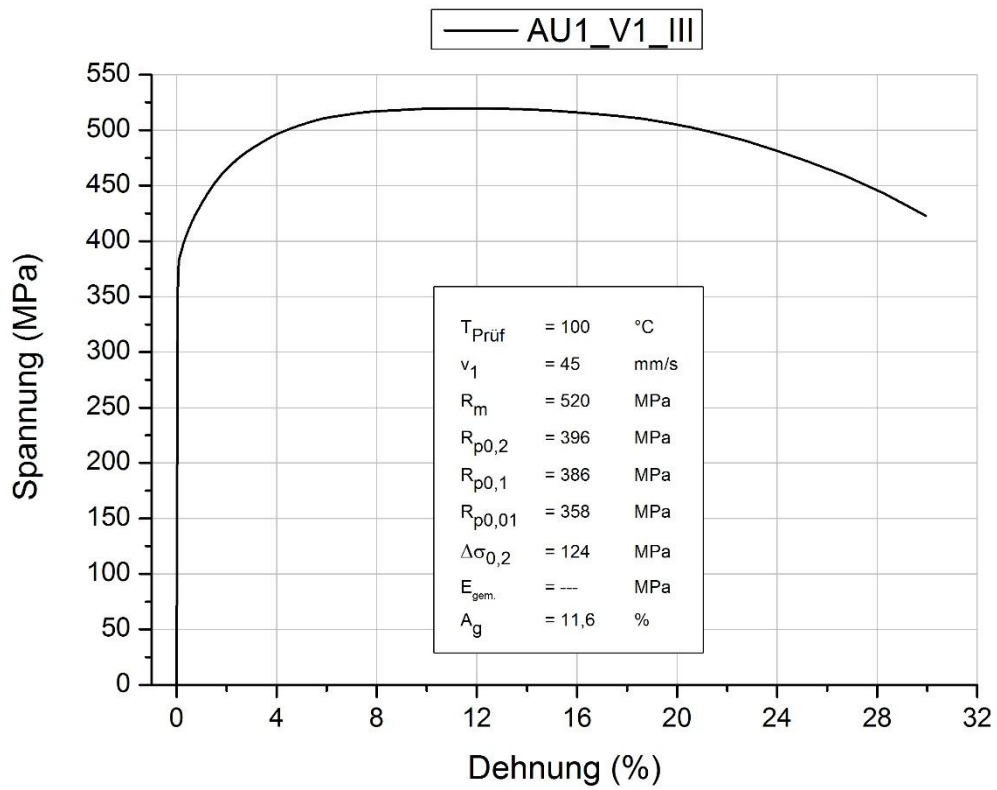


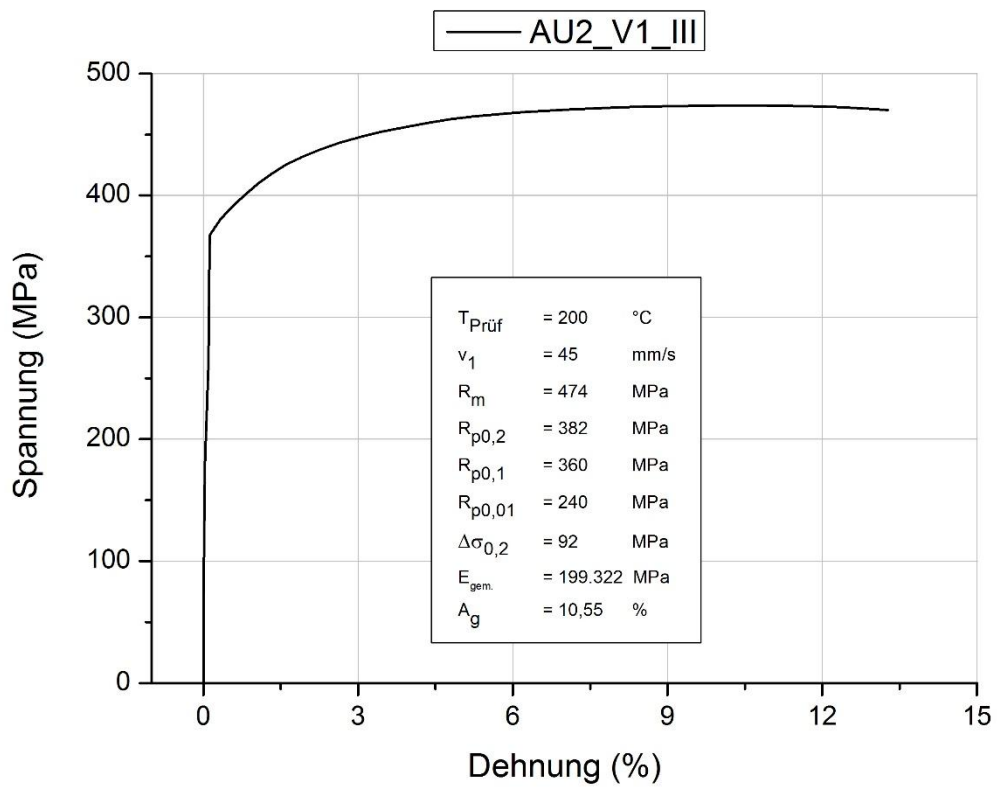
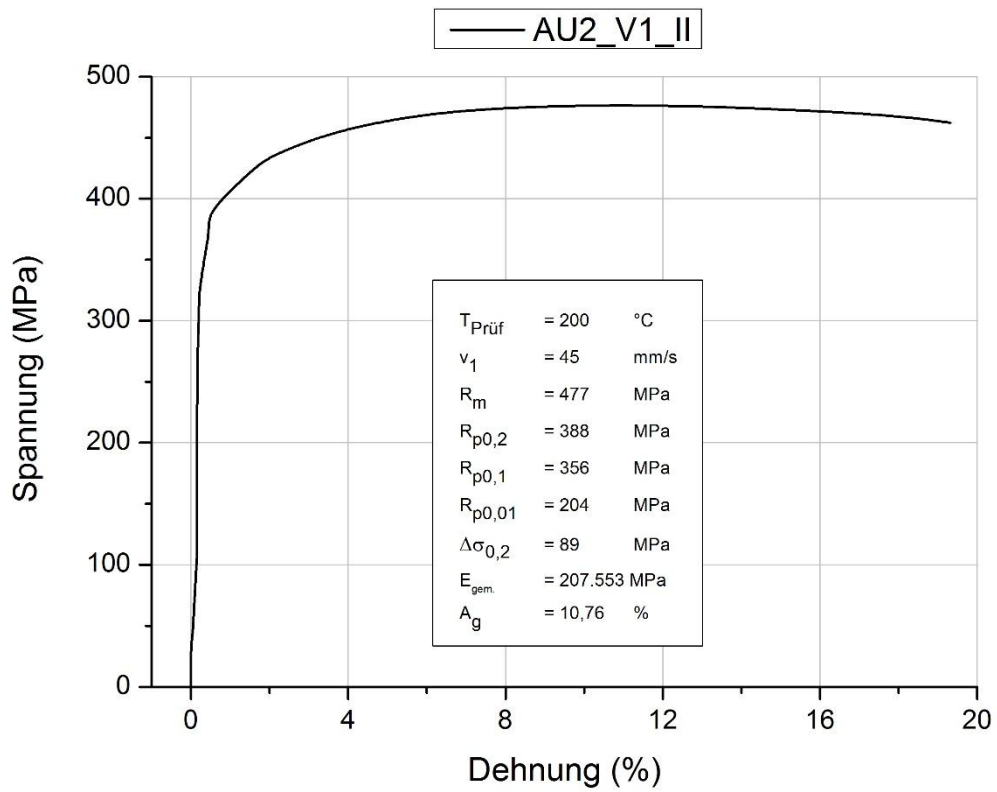


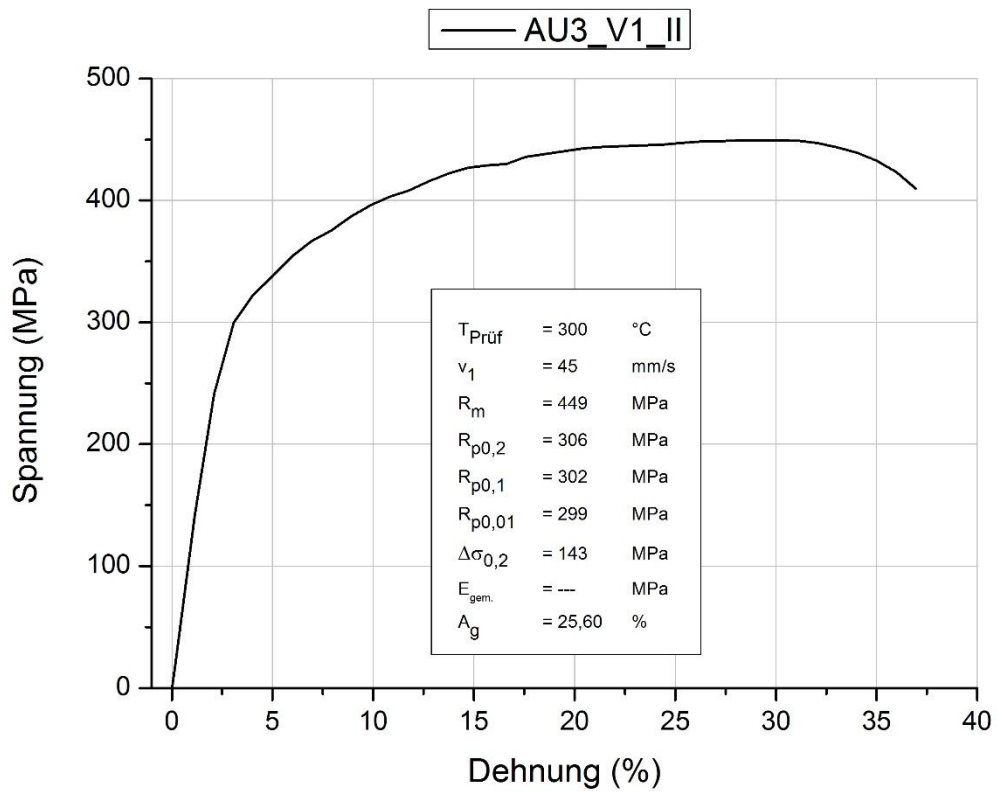
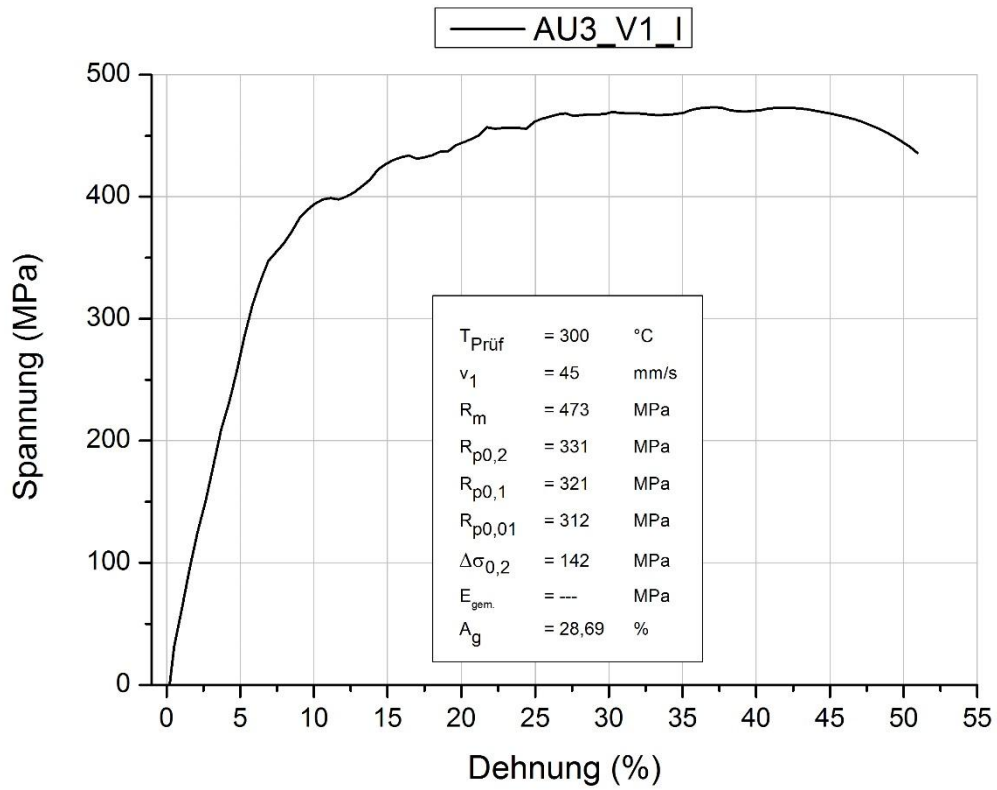
Anhang C: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Warmzugversuche

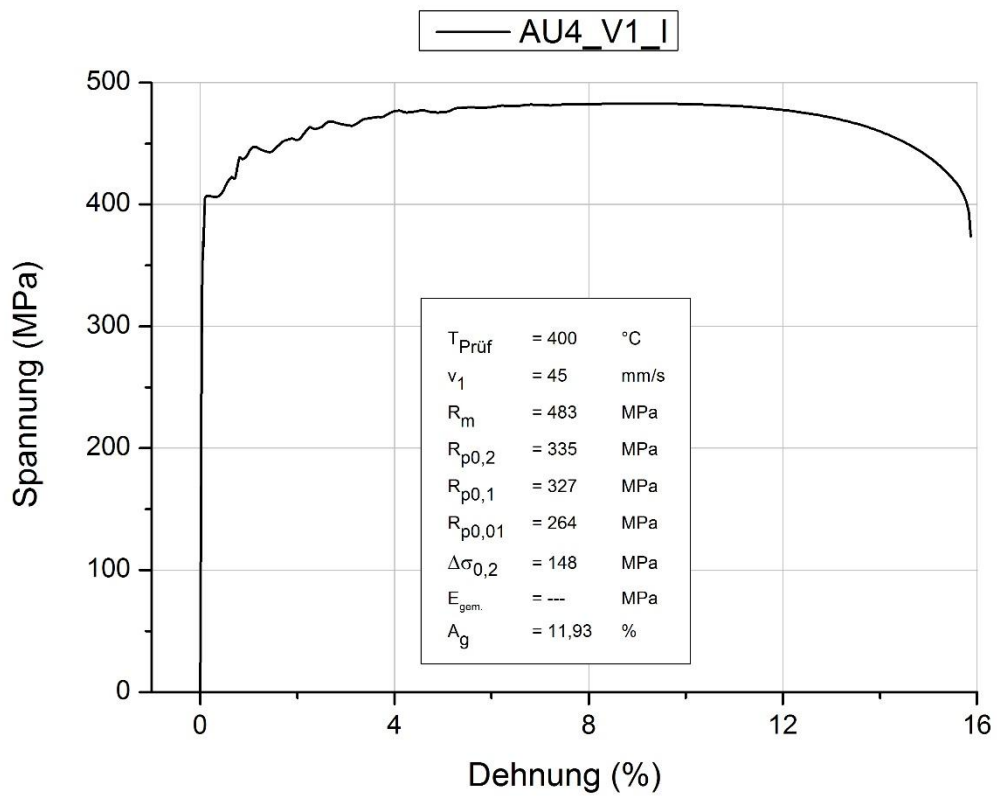
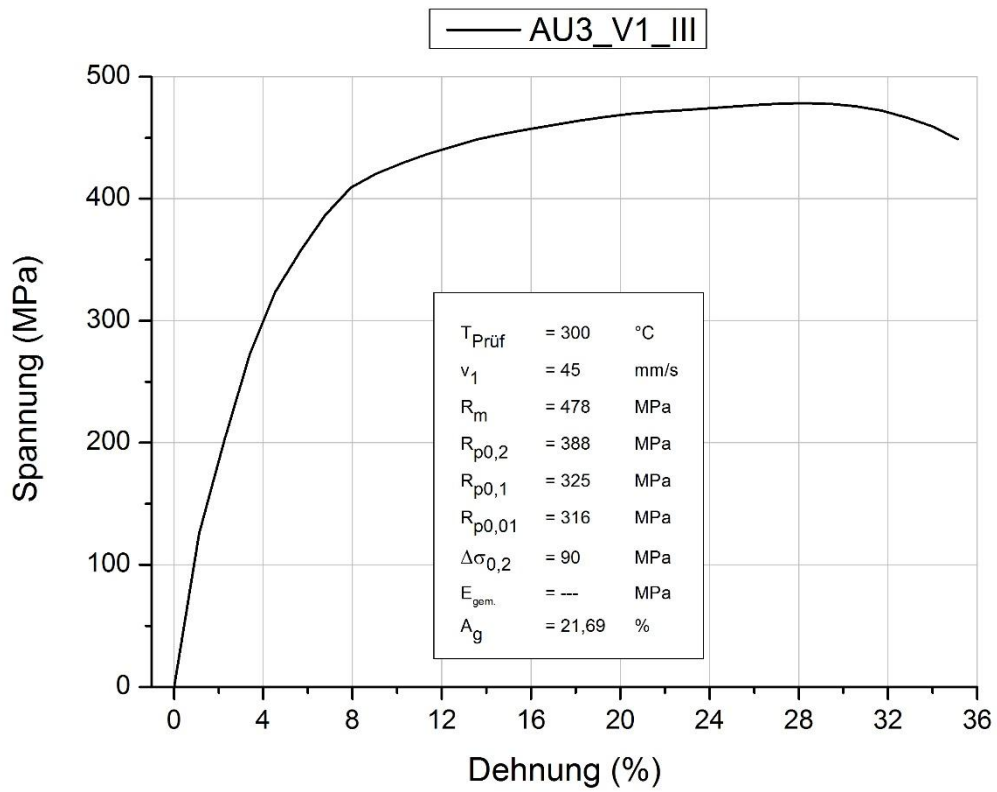
Aufheizphase mit $V_1 = 45 \text{ mm/s}$

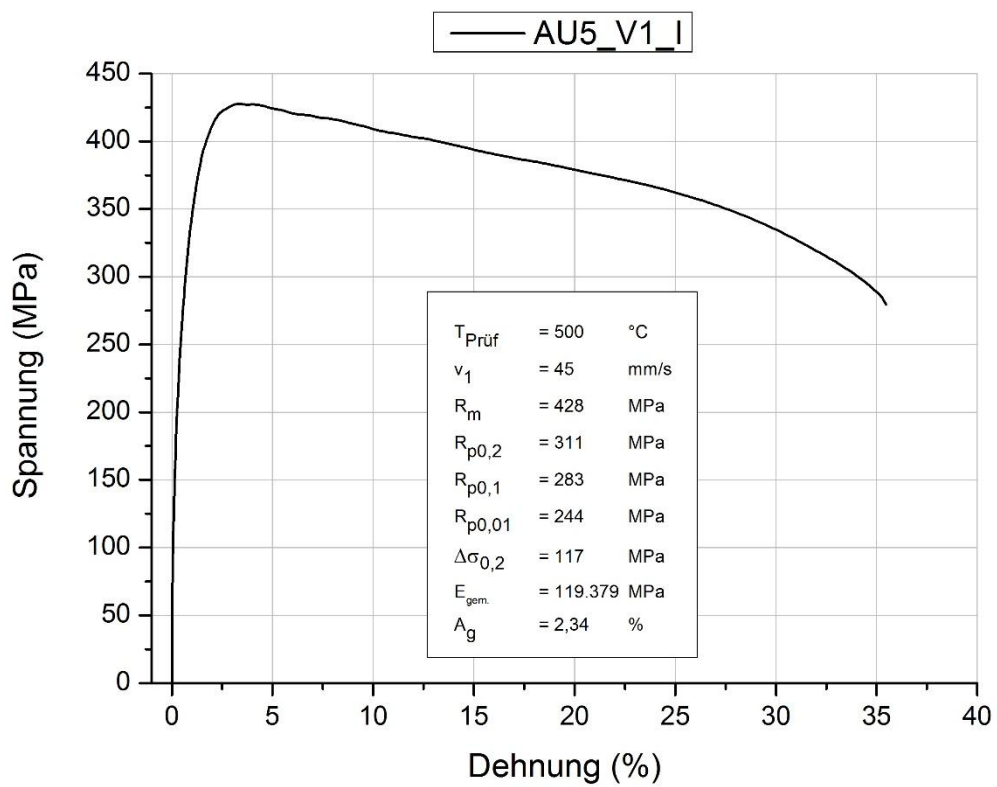
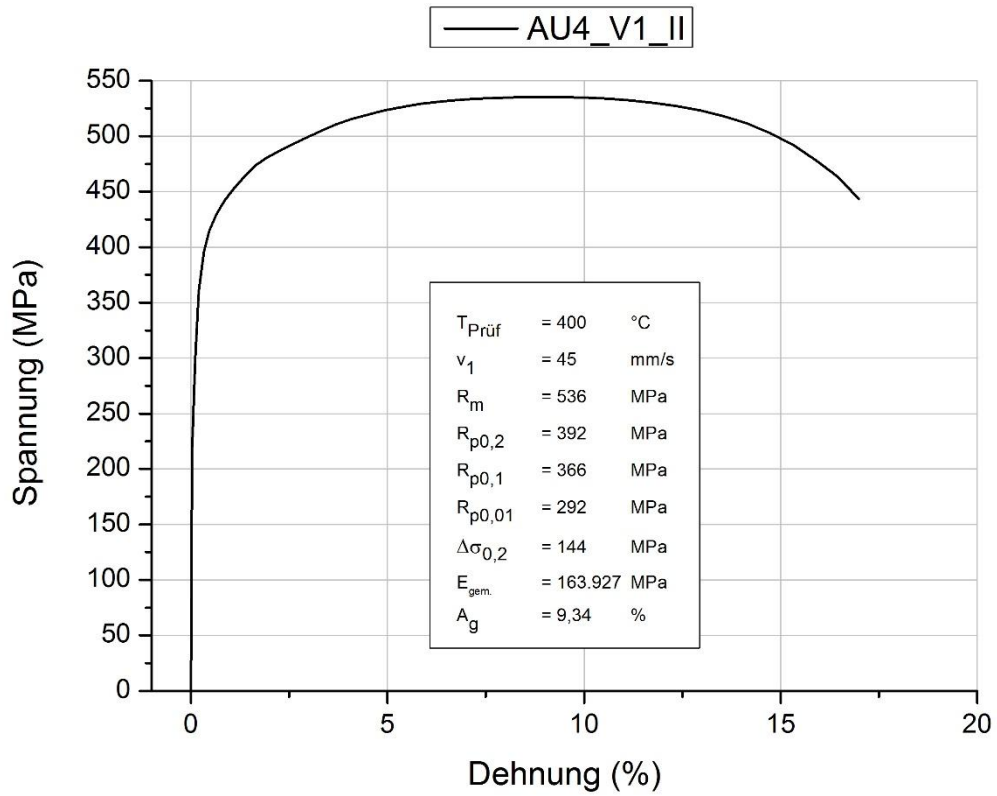


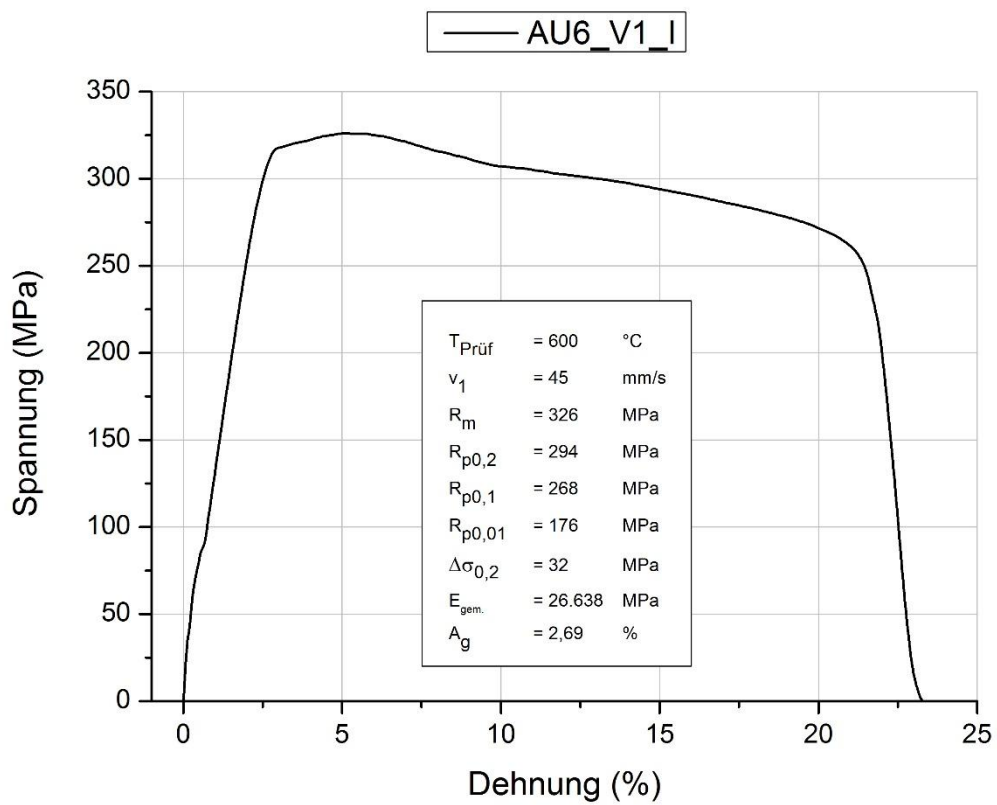
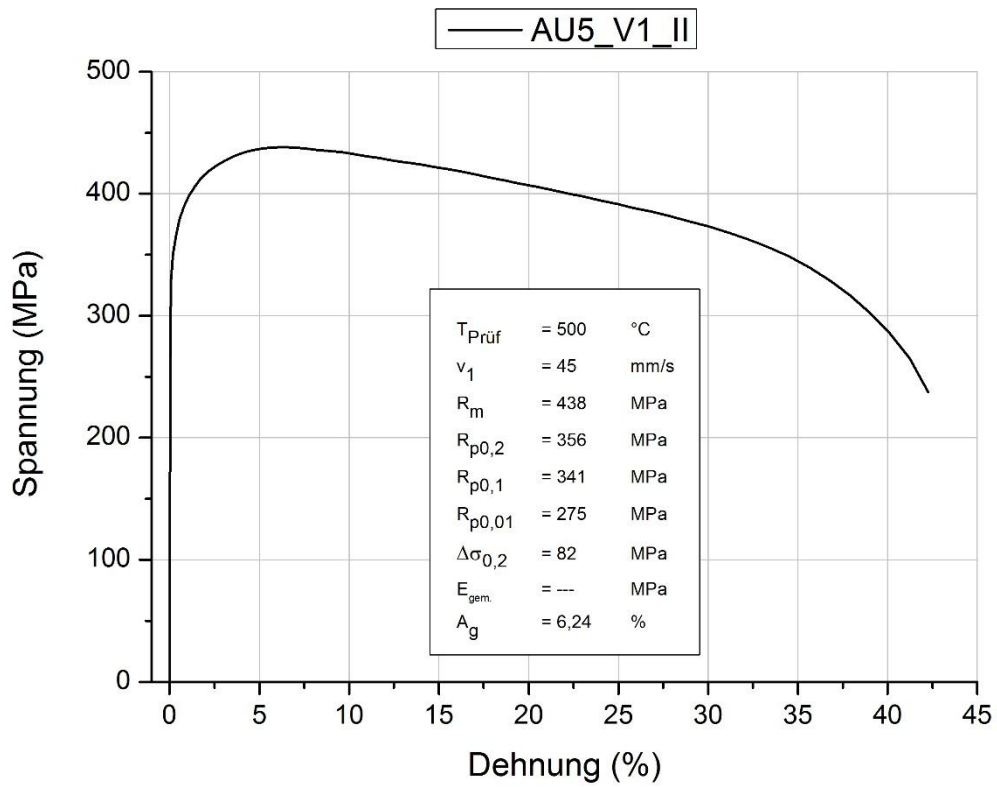


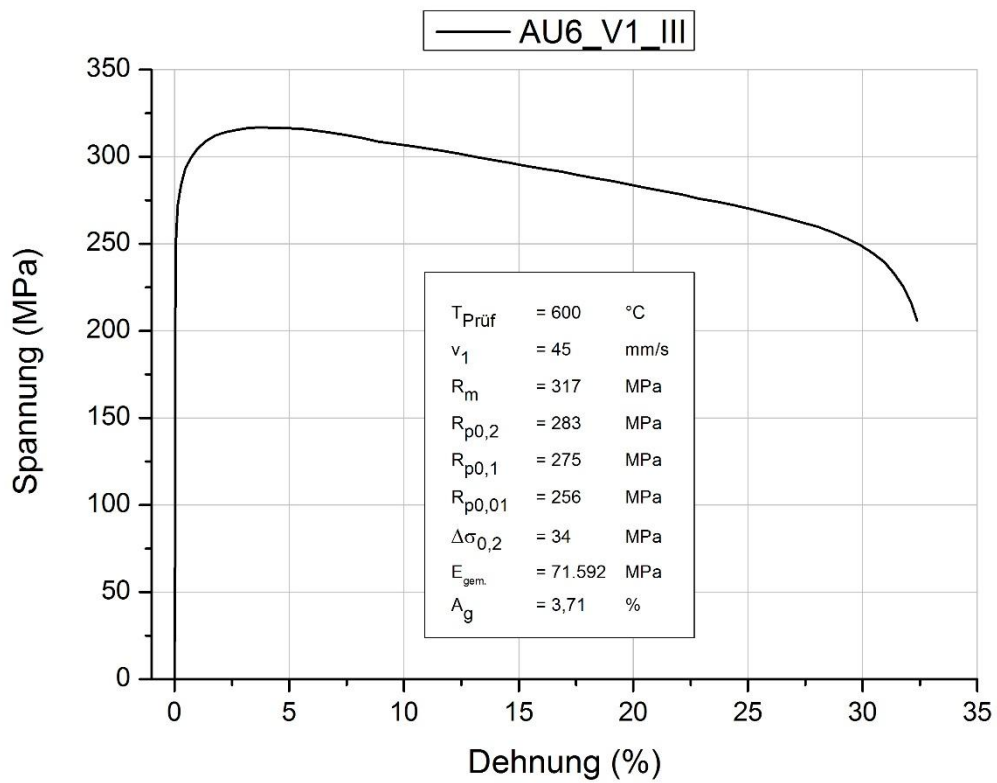
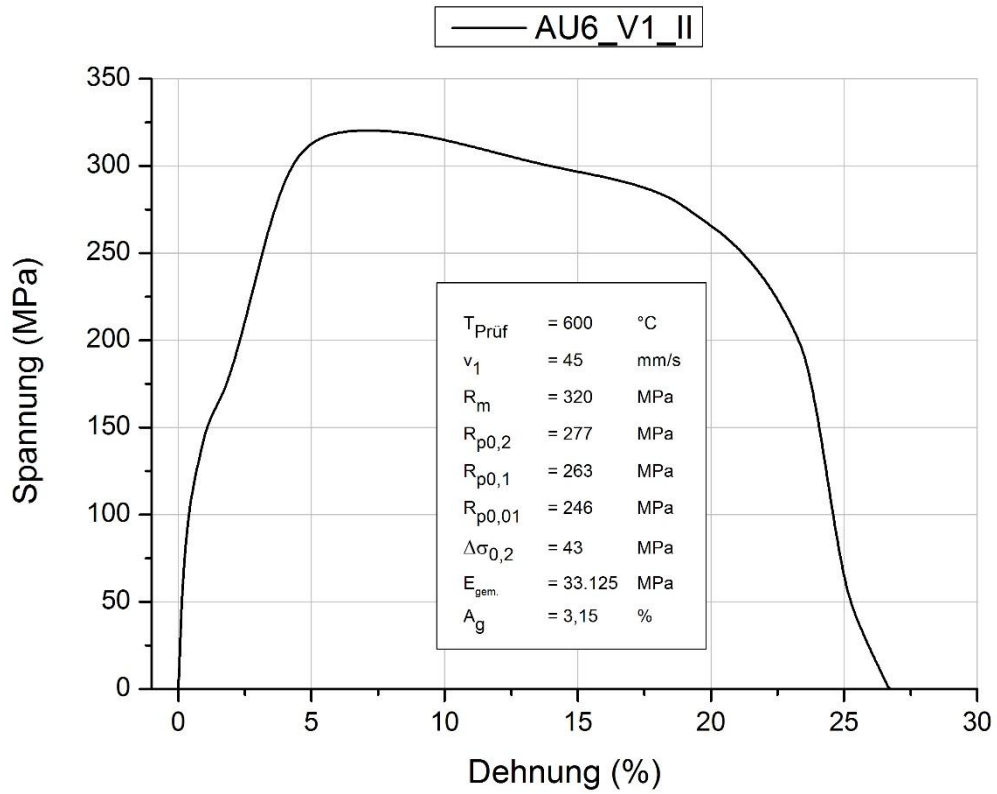


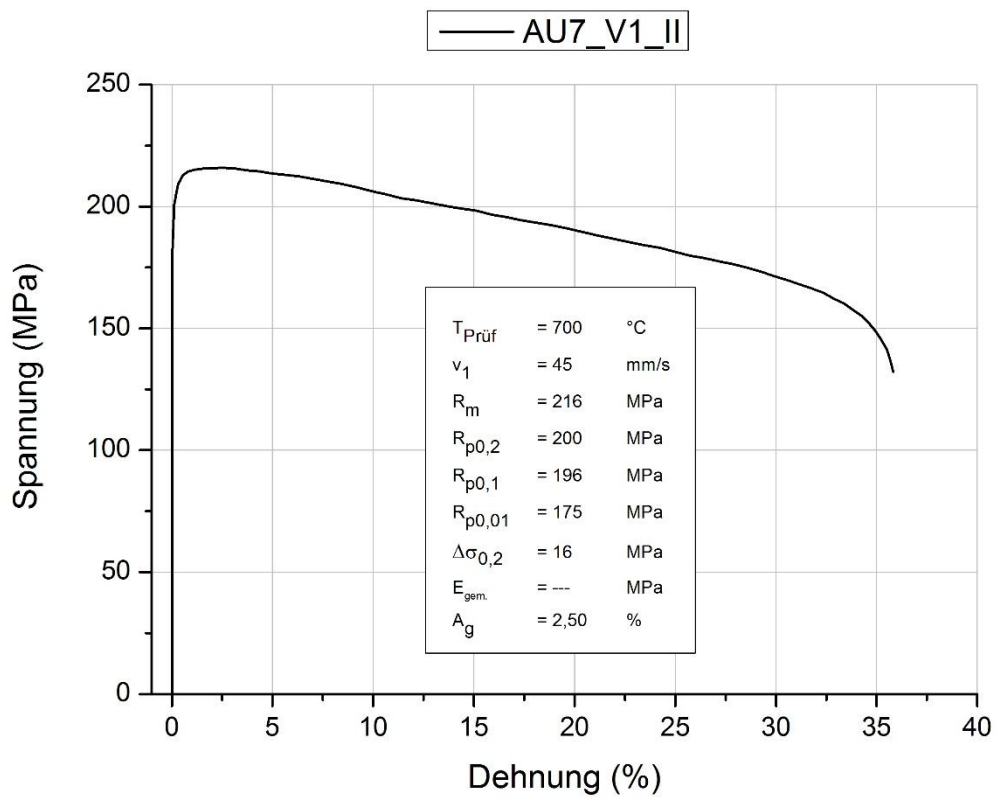
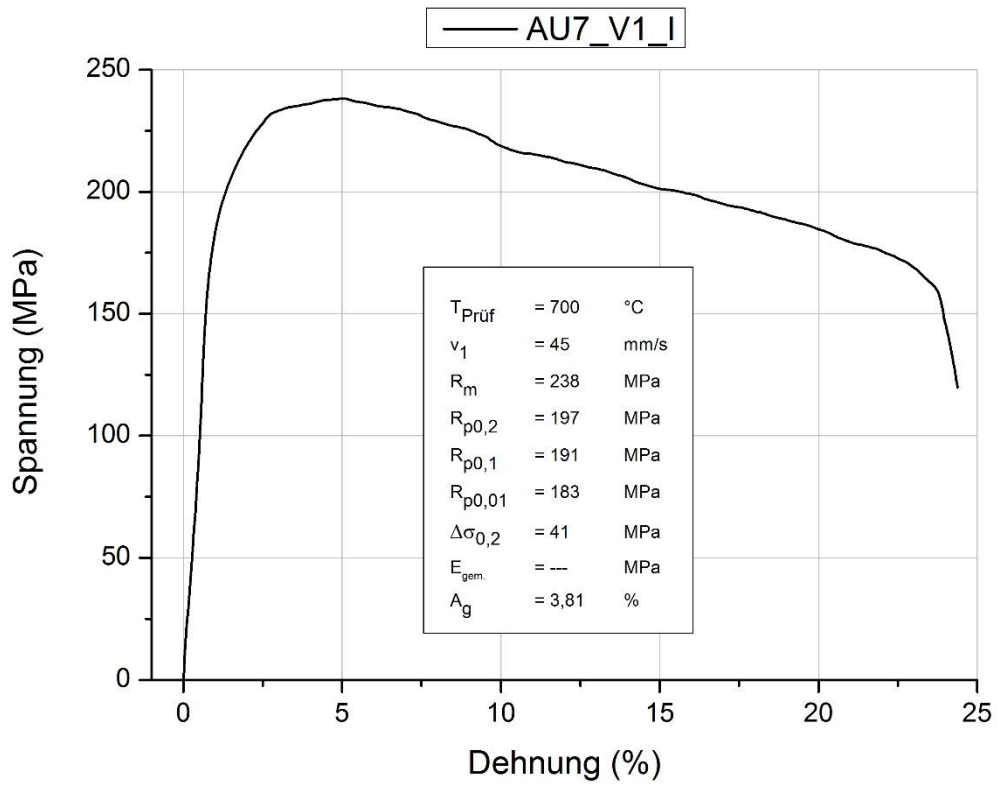


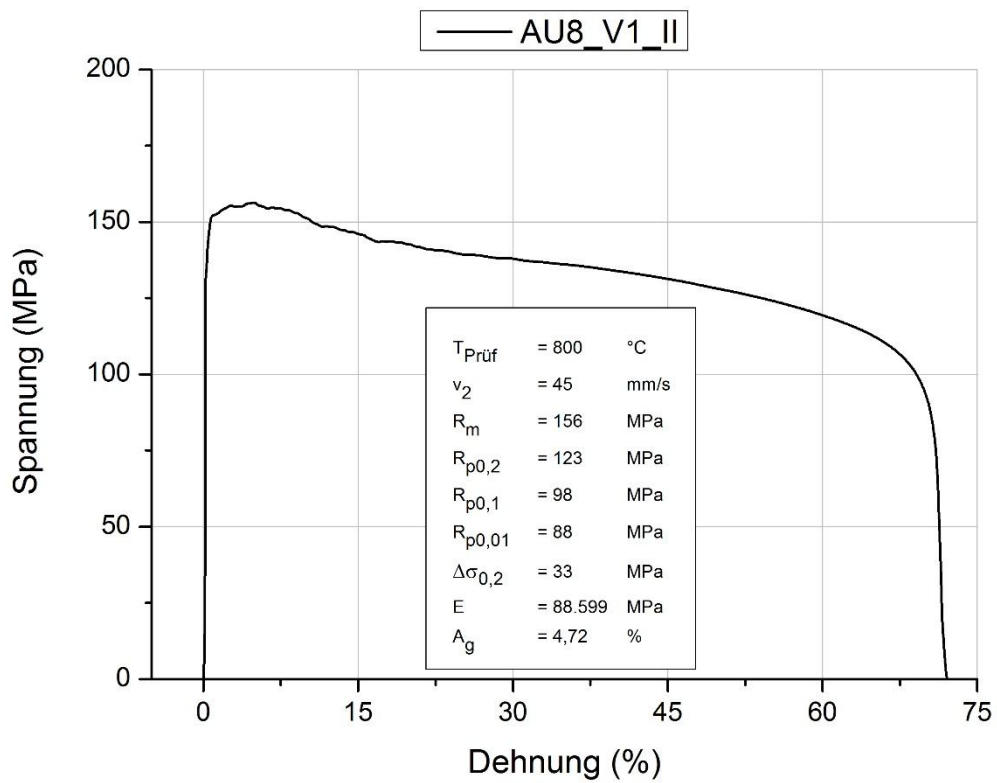
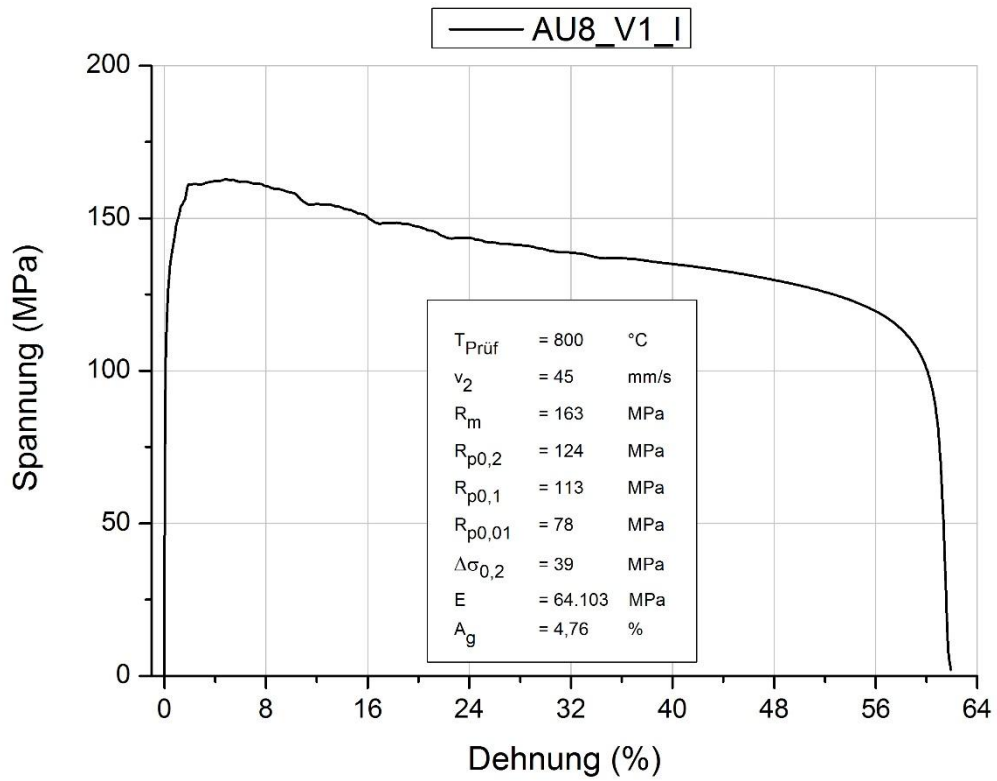


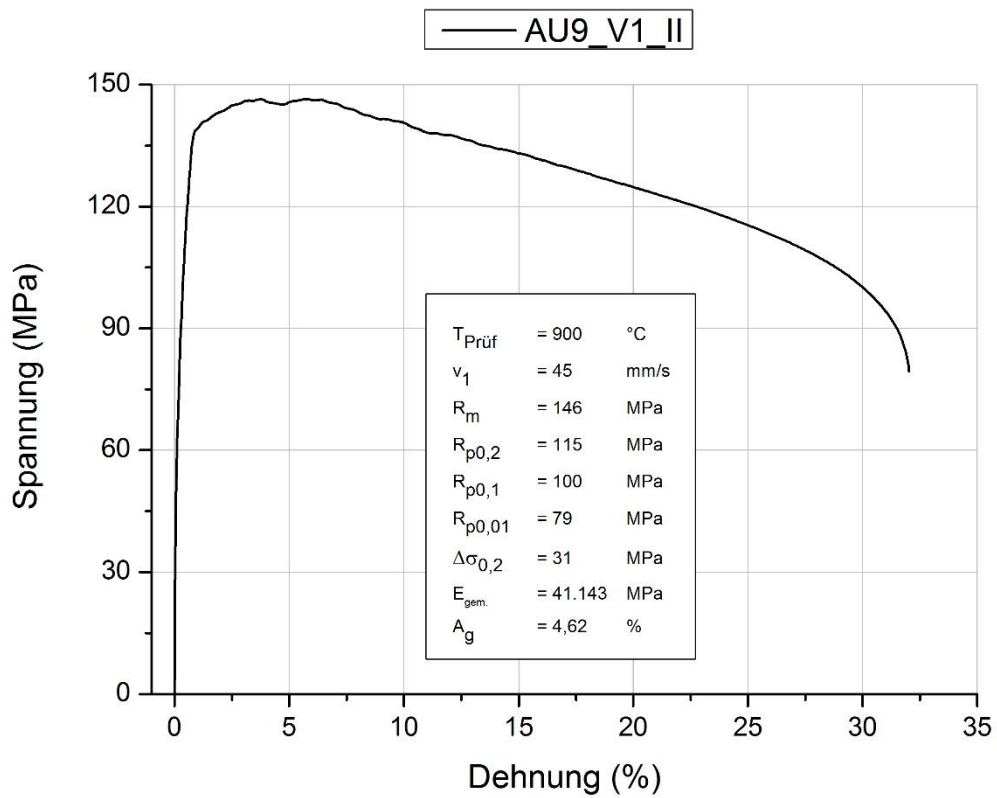
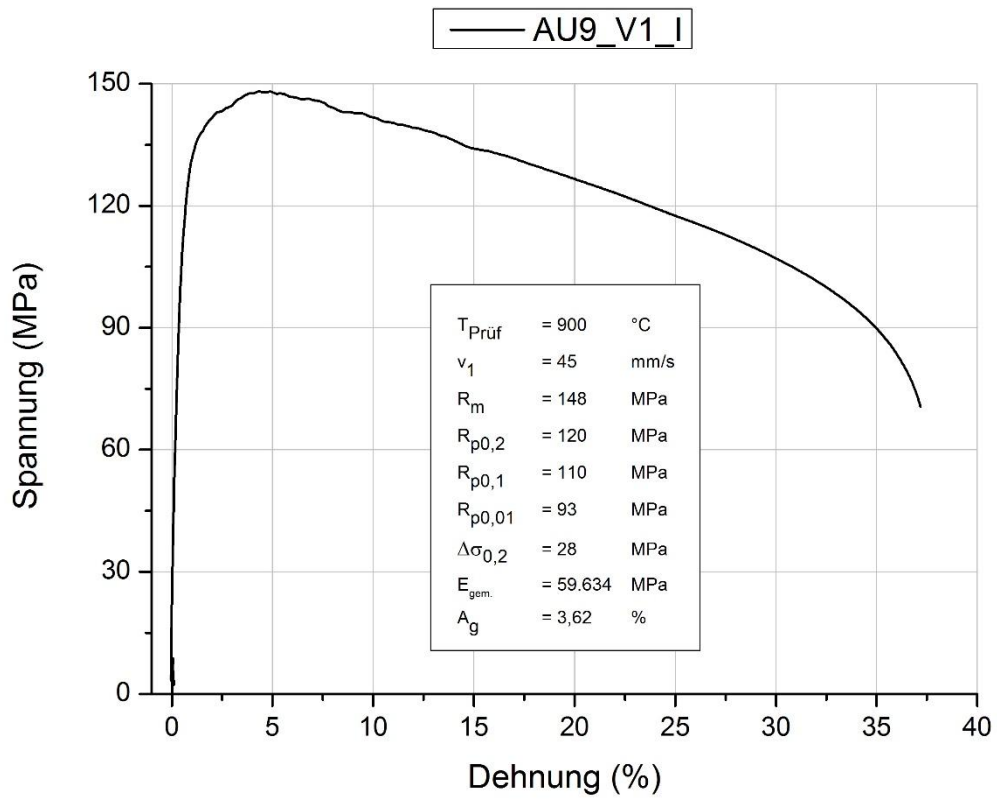


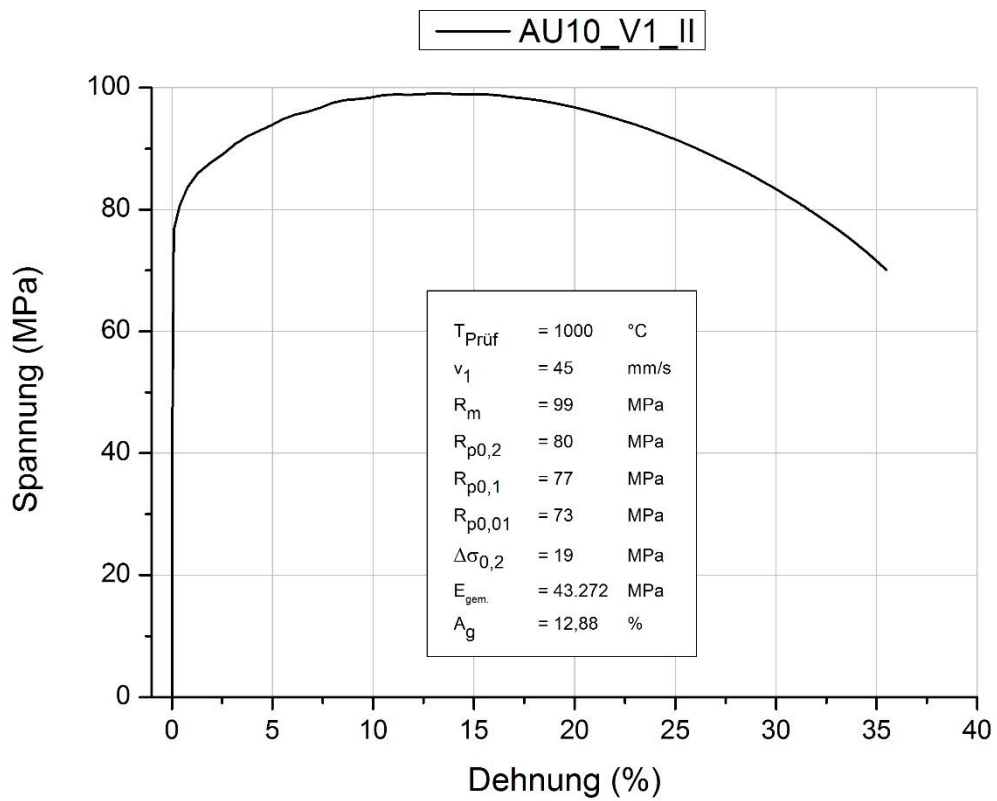
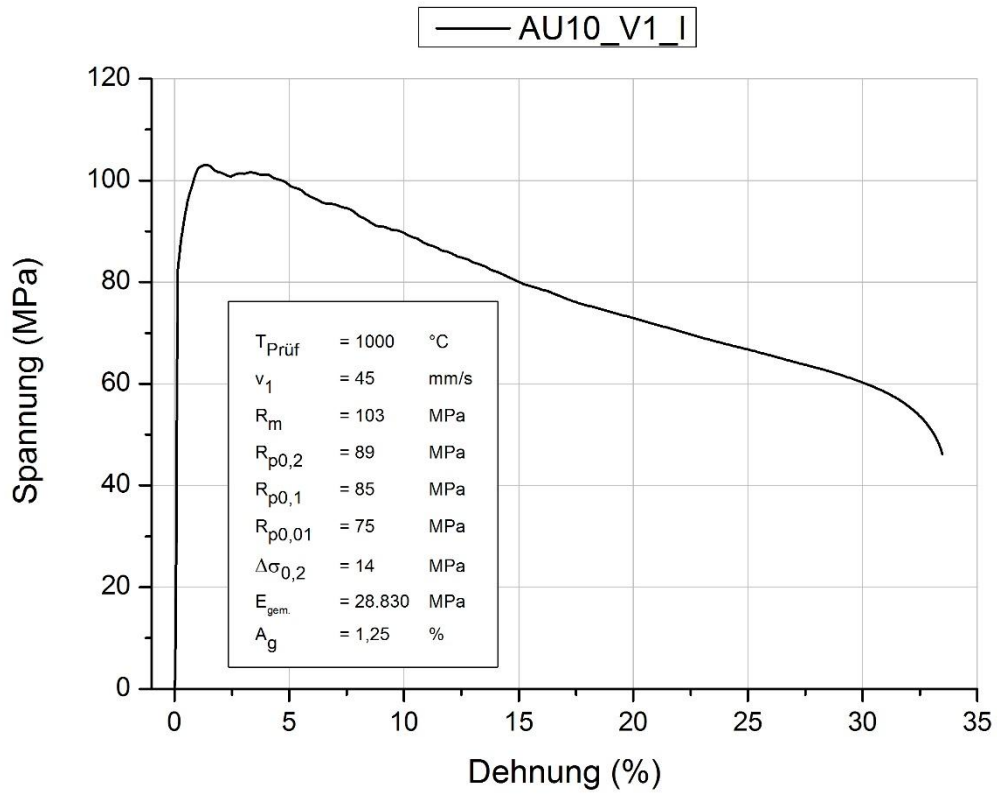


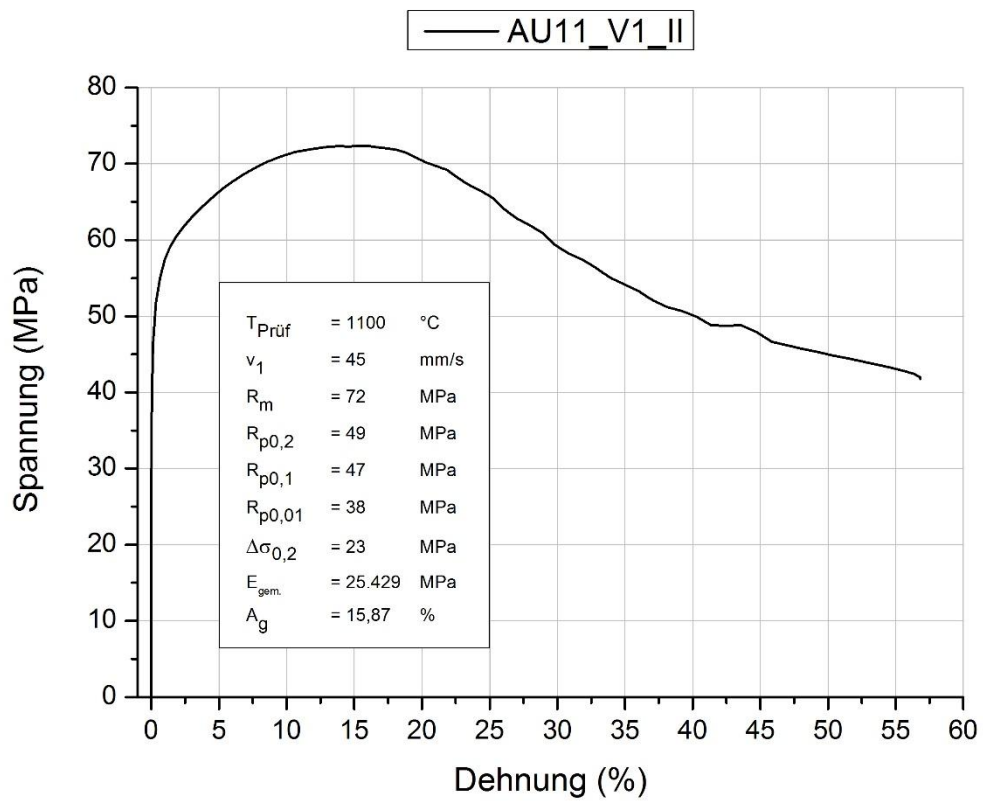
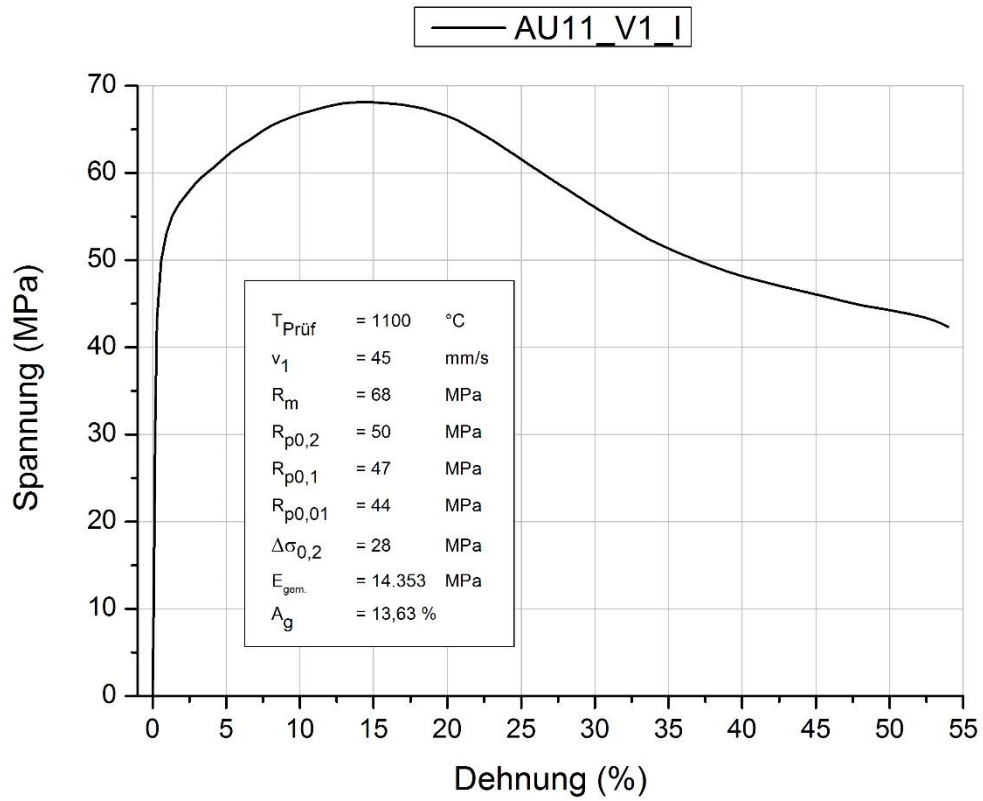


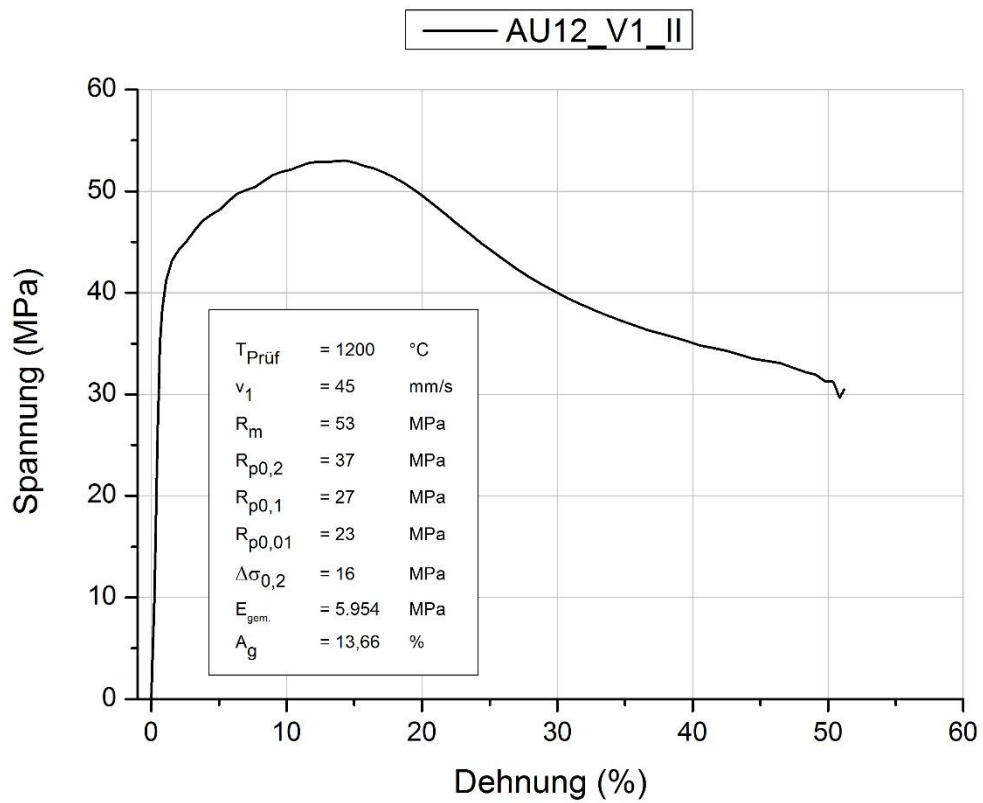
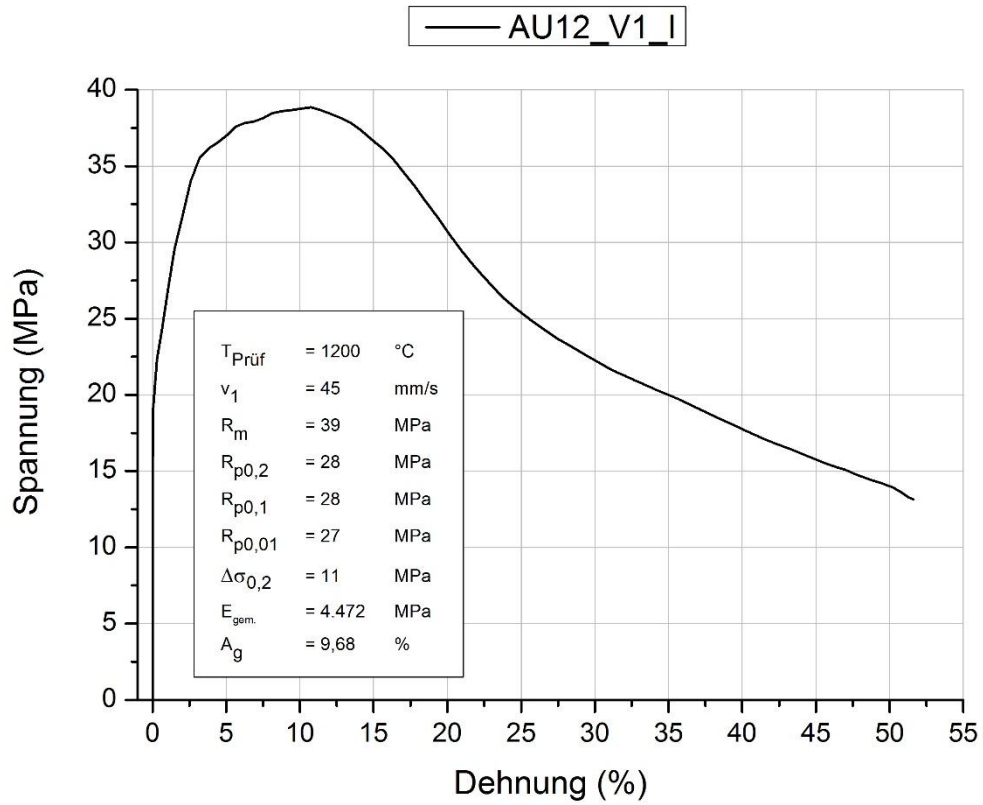


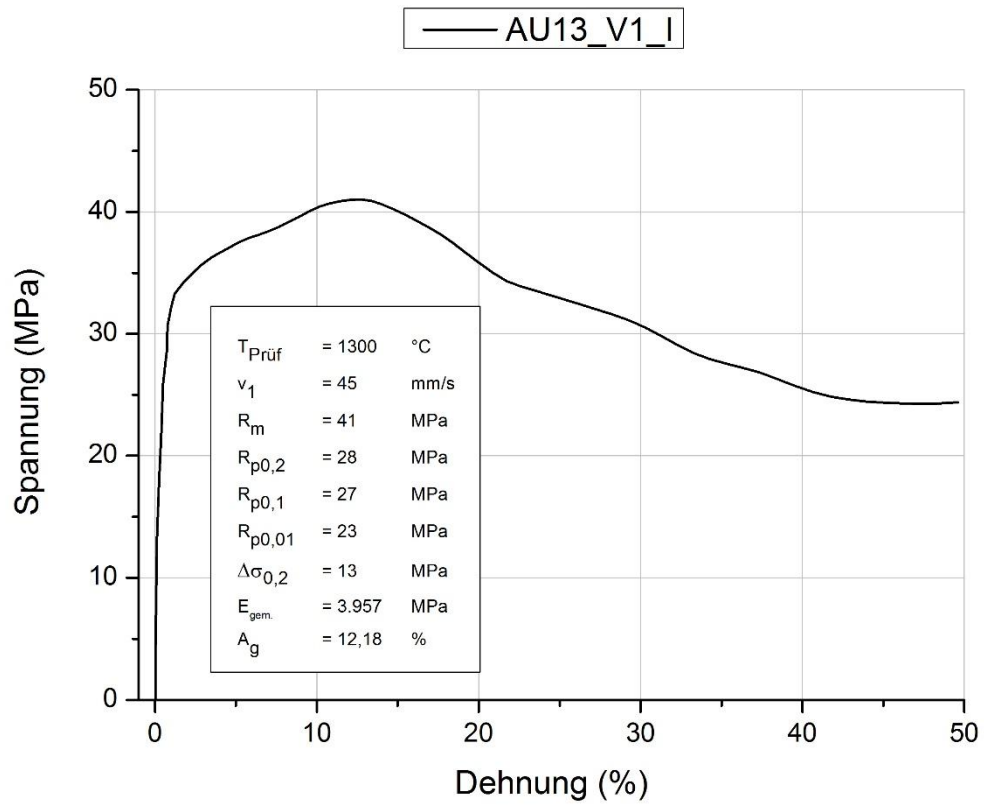




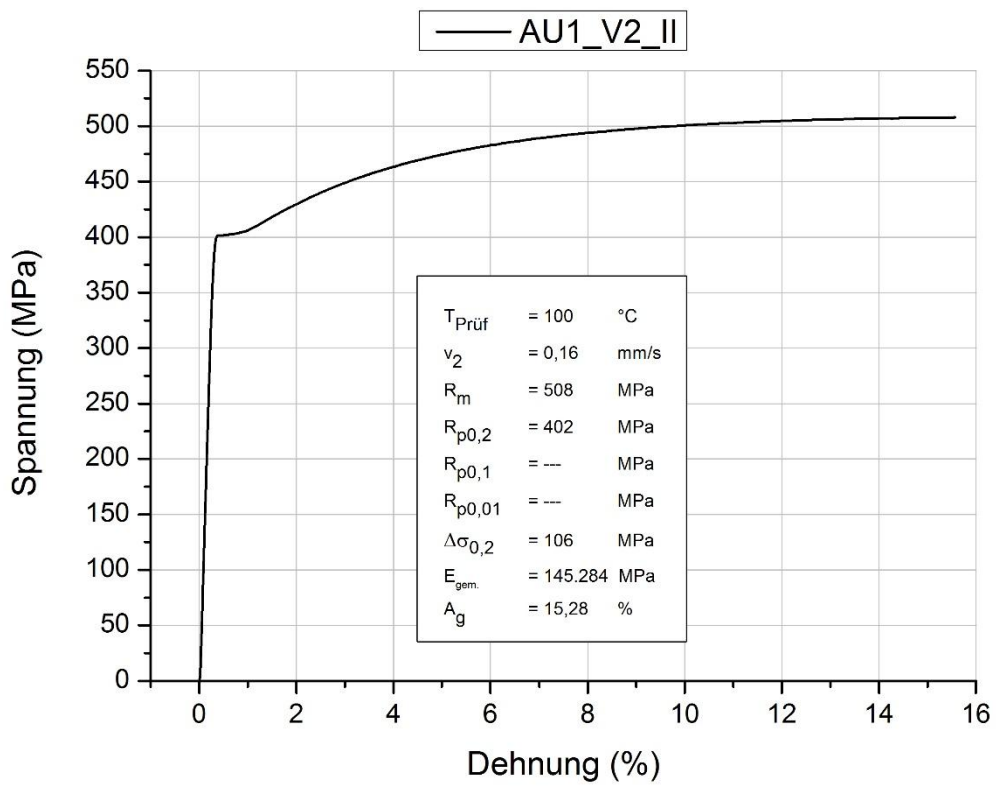
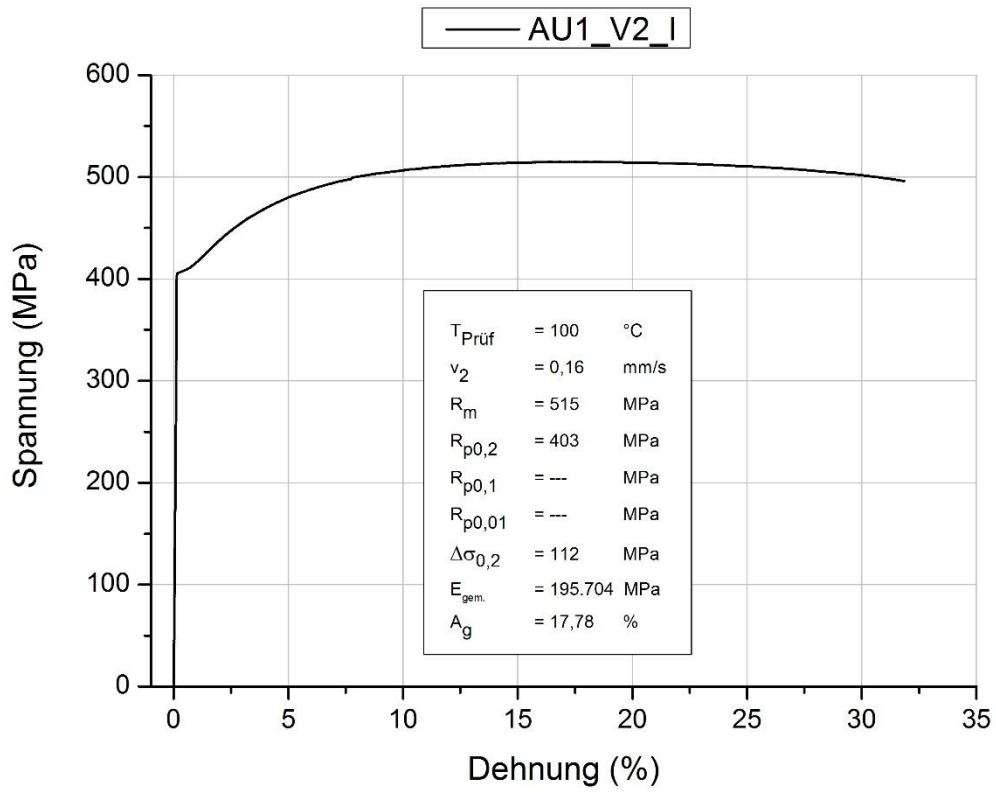


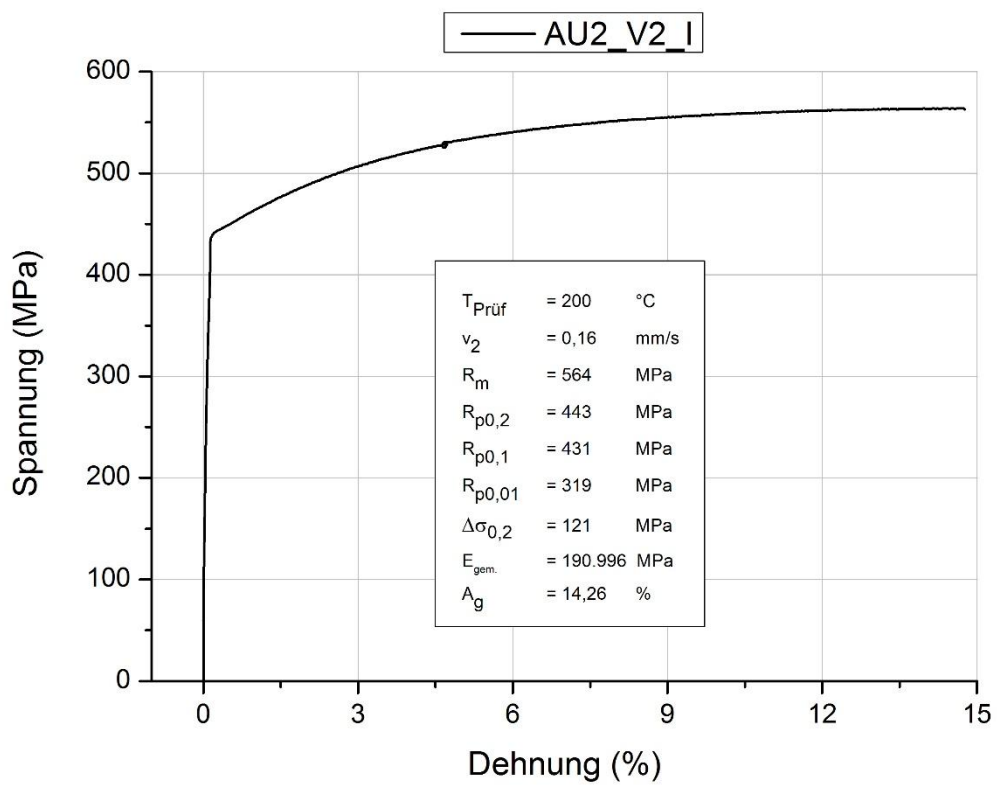
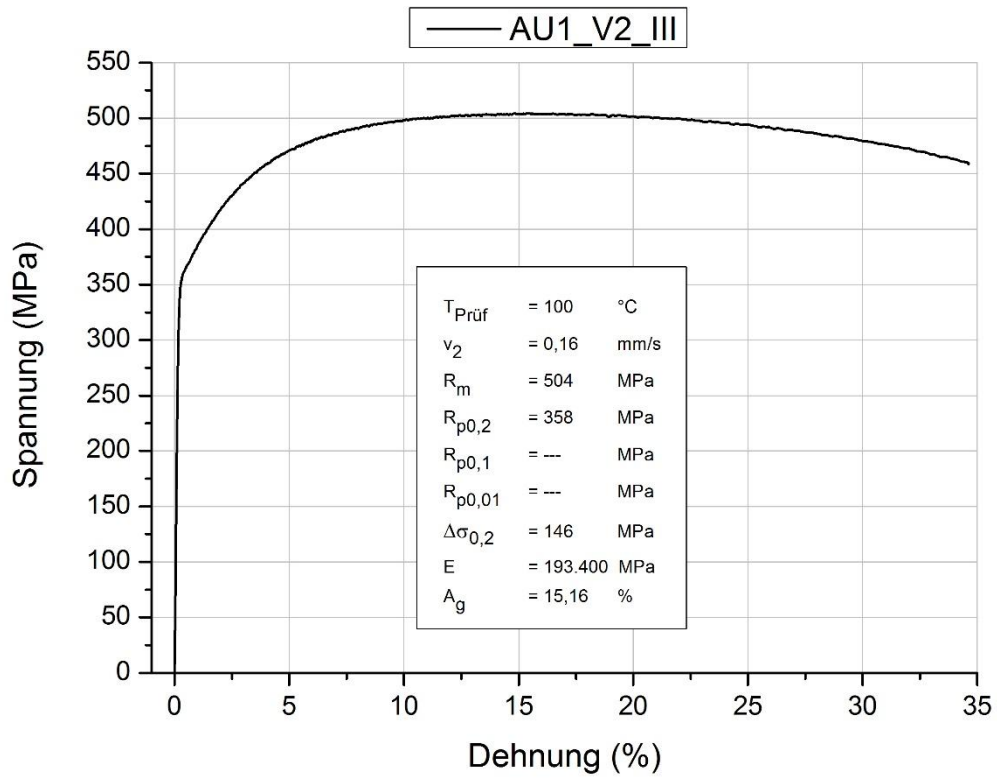


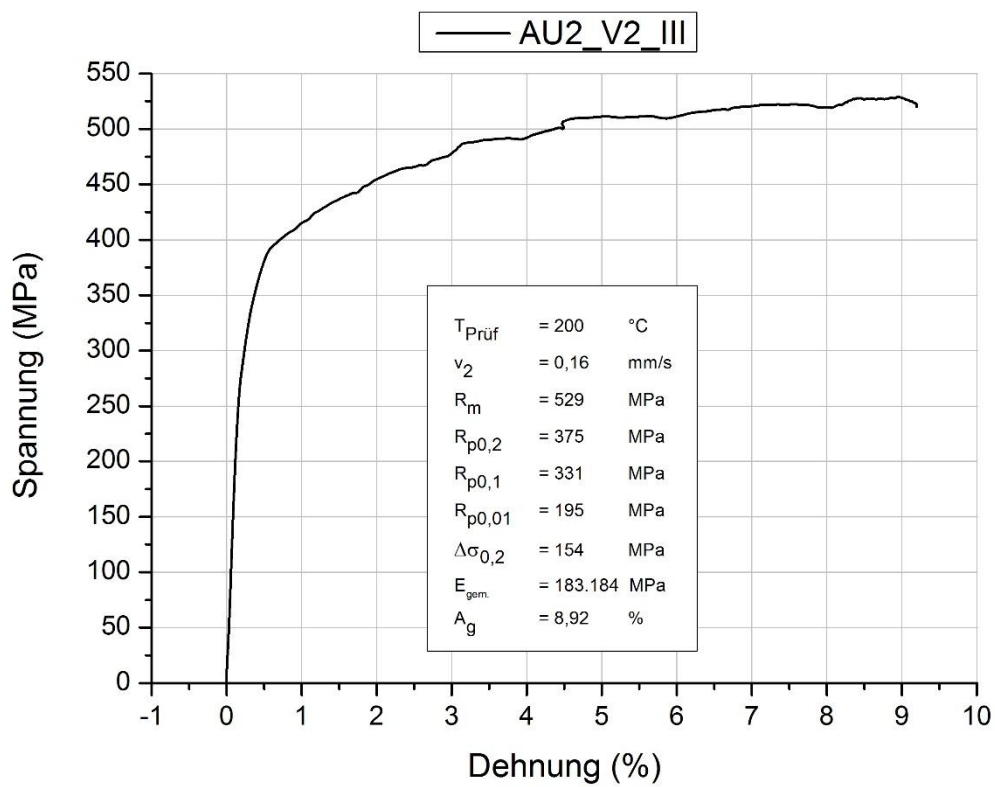
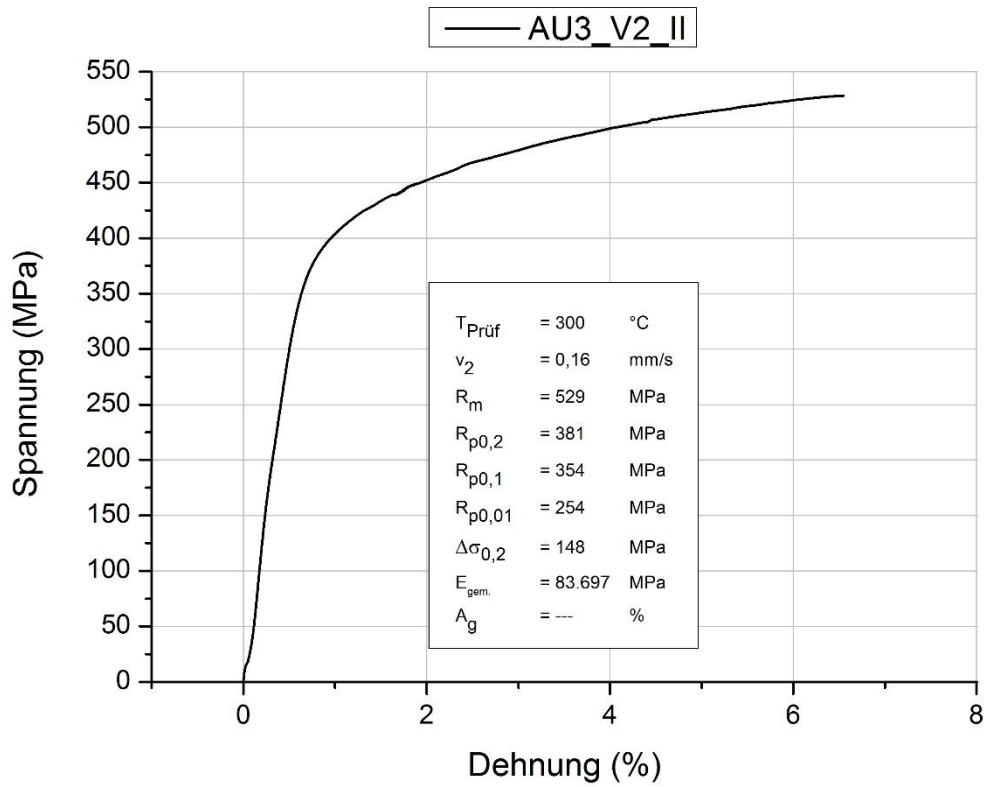


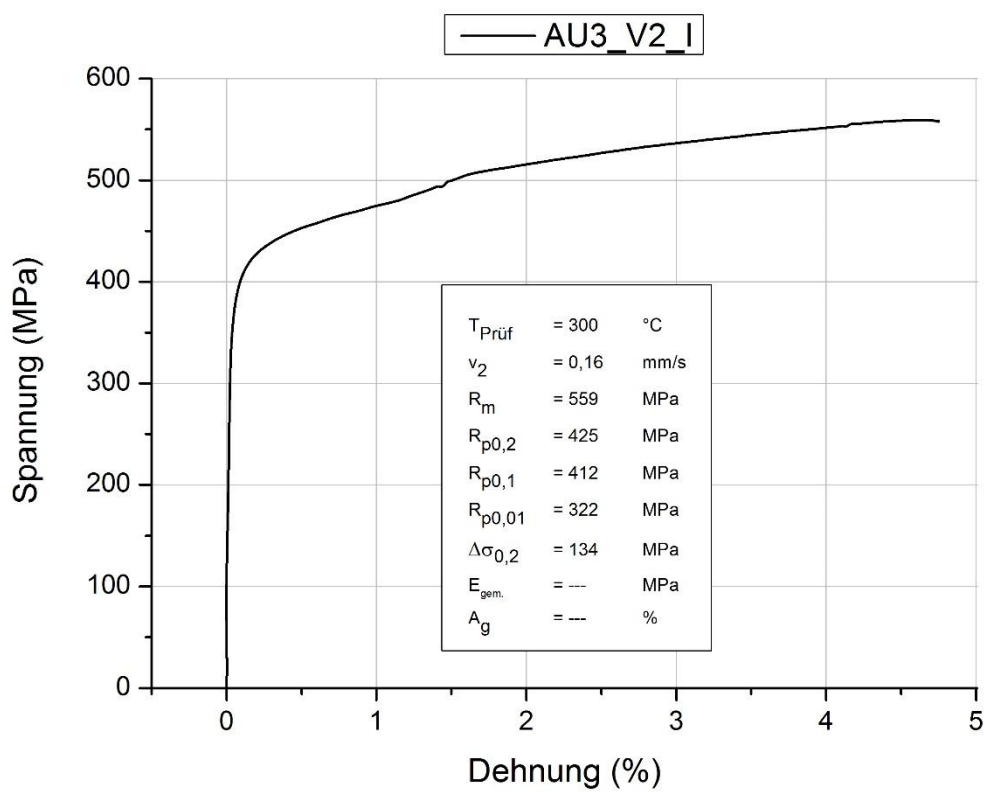
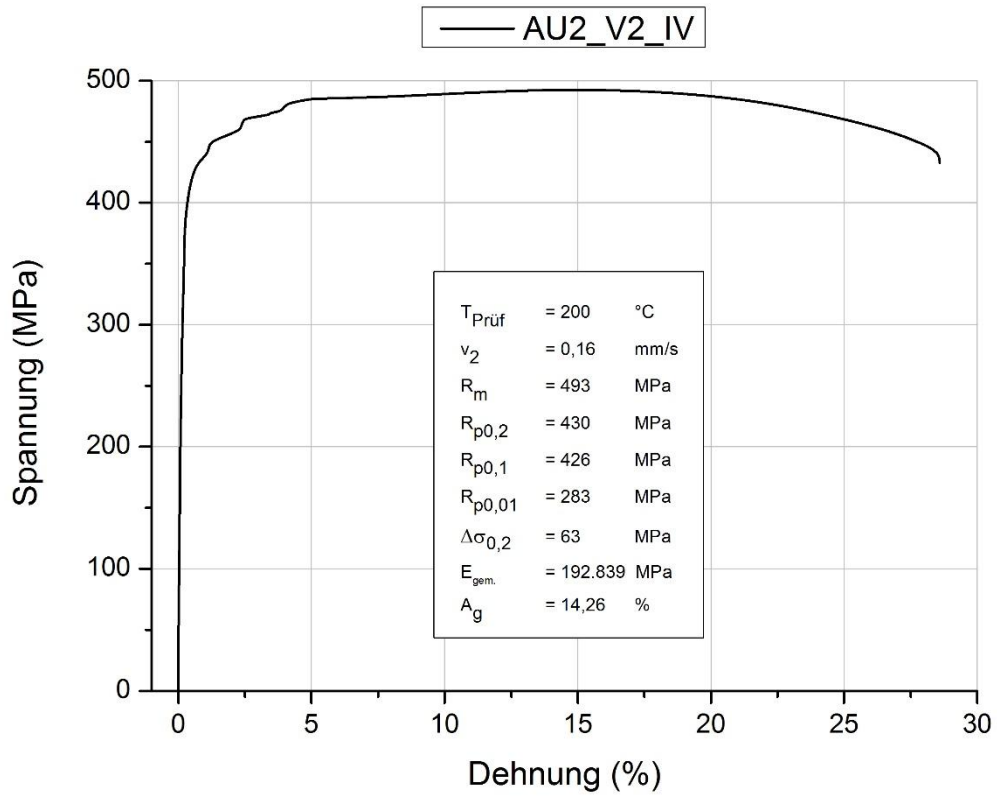


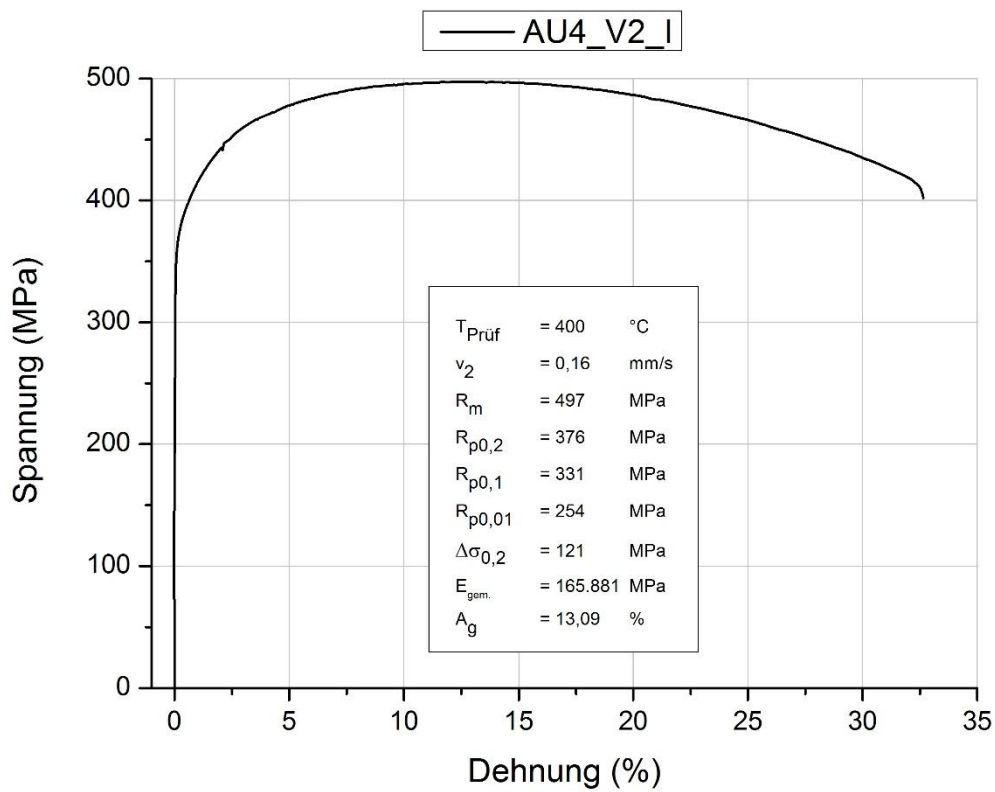
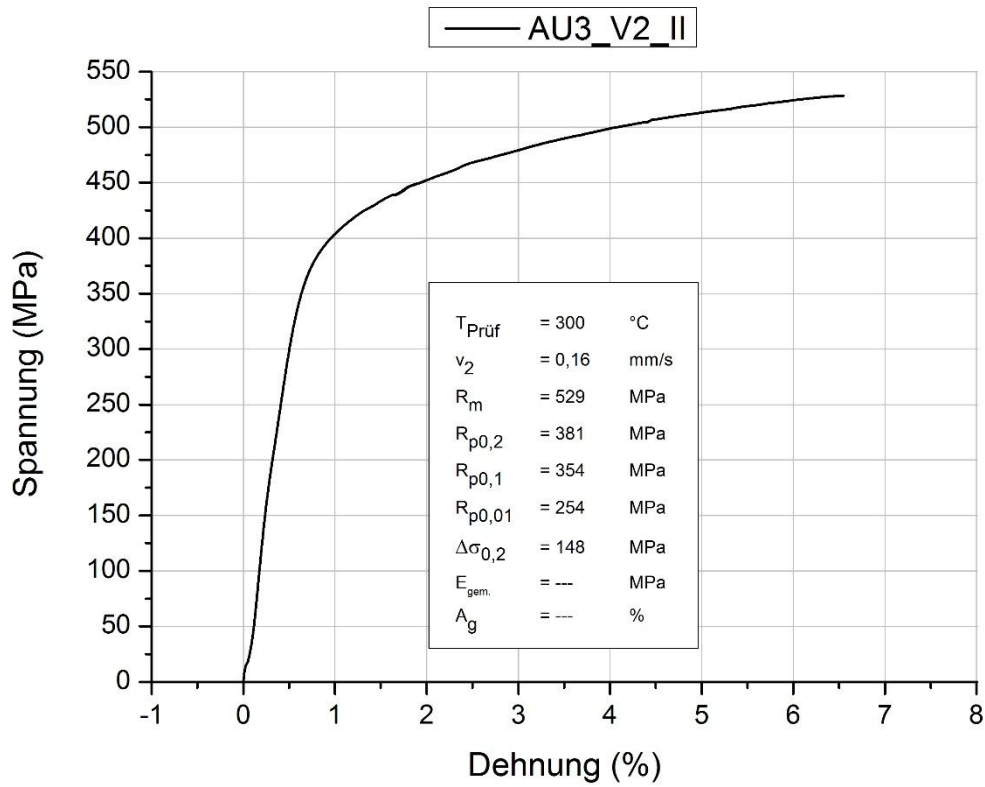
Aufheizphase mit $V_2 = 0,16$ mm/s

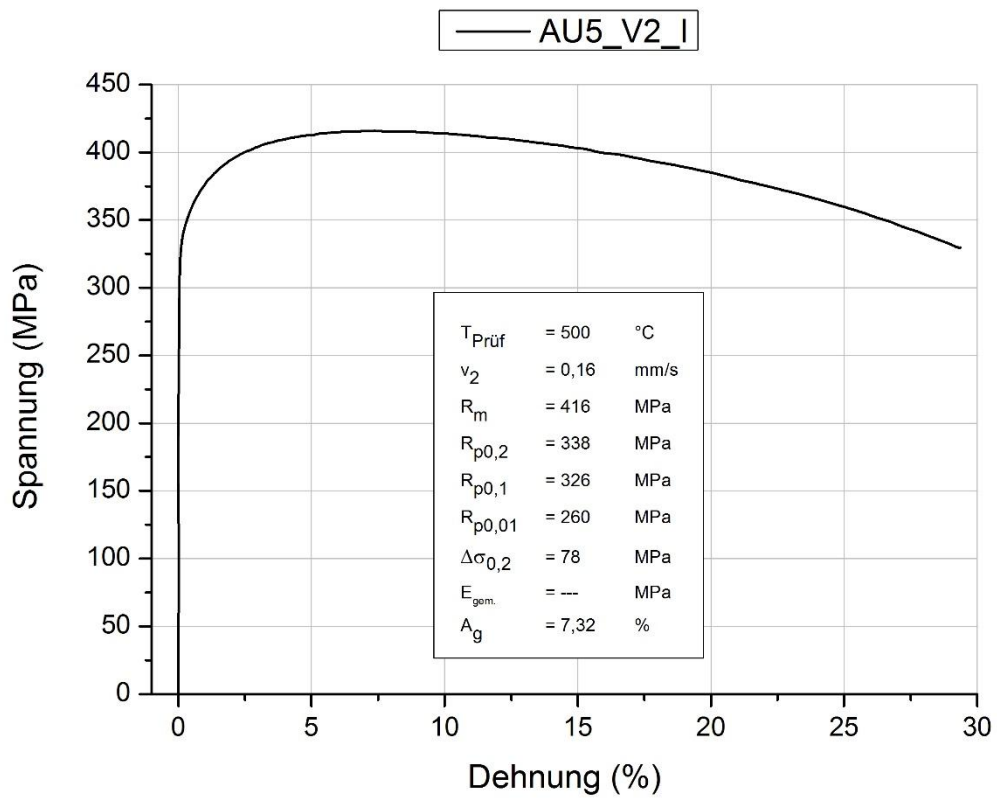
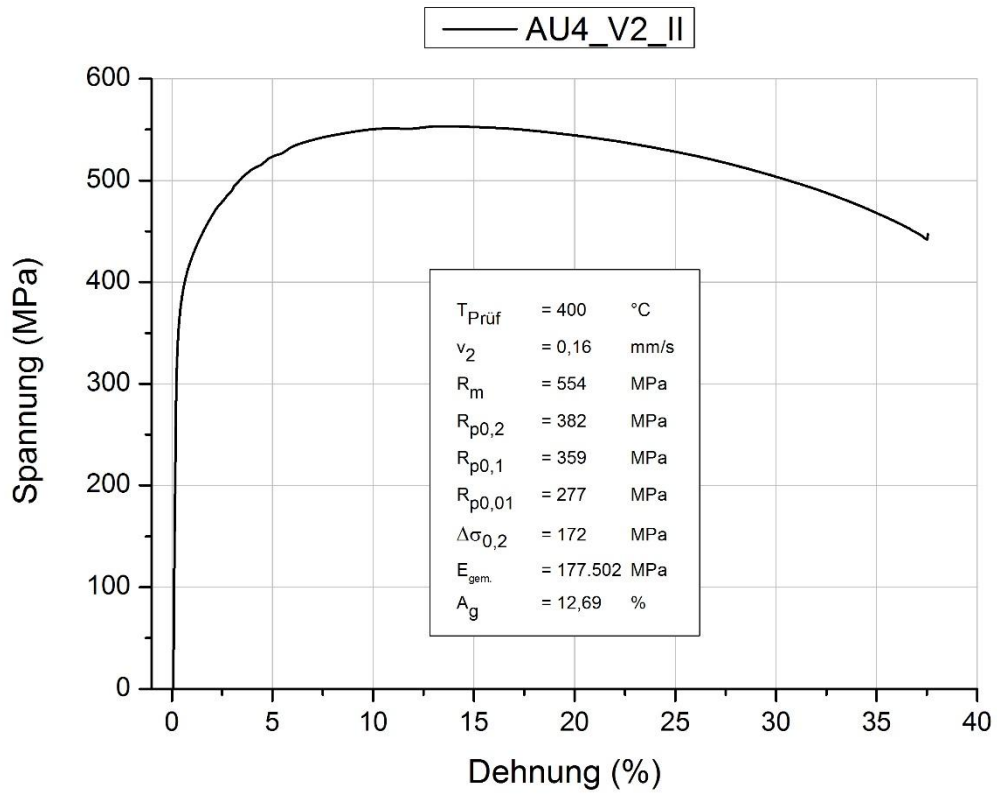


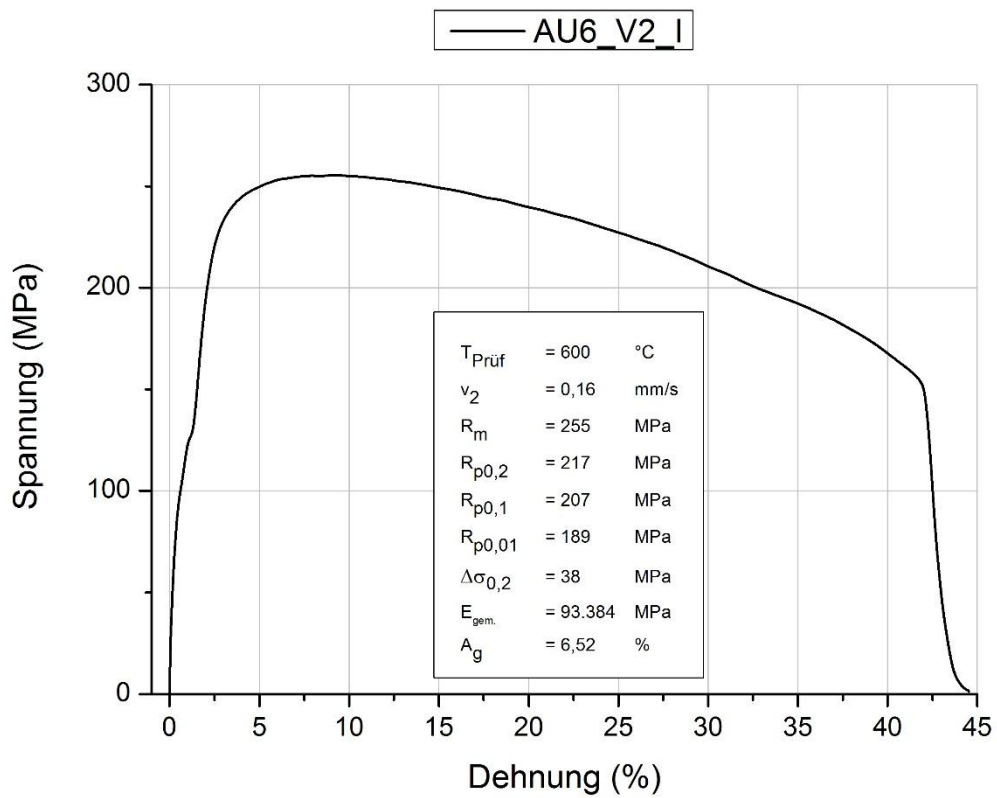
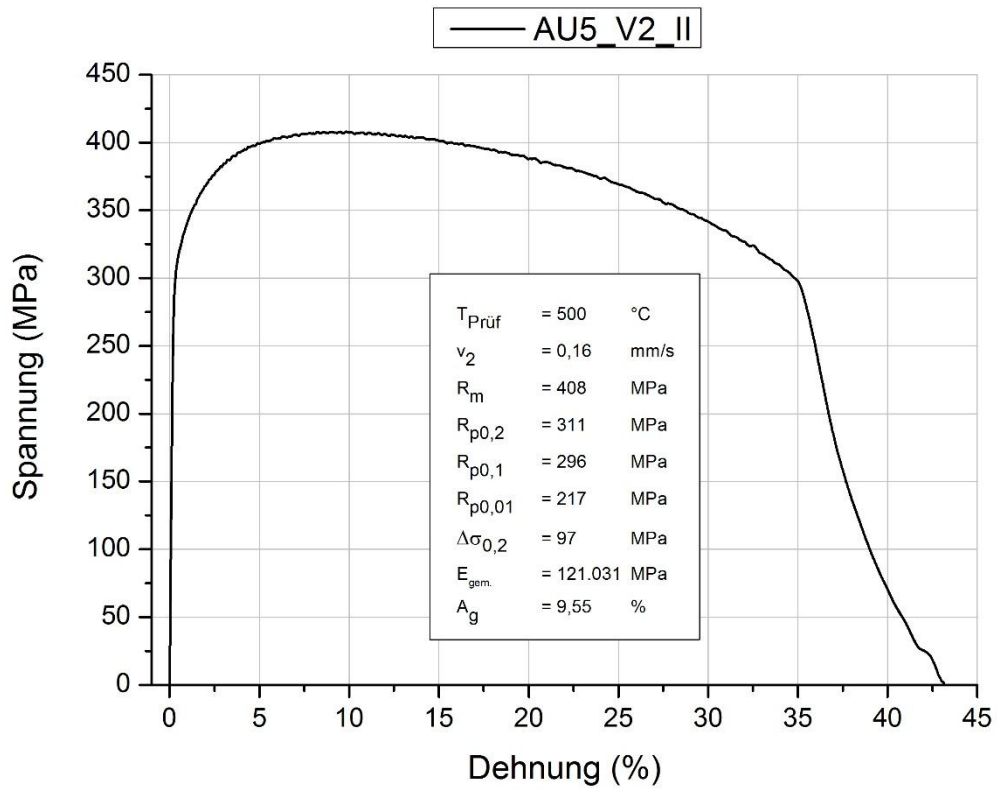


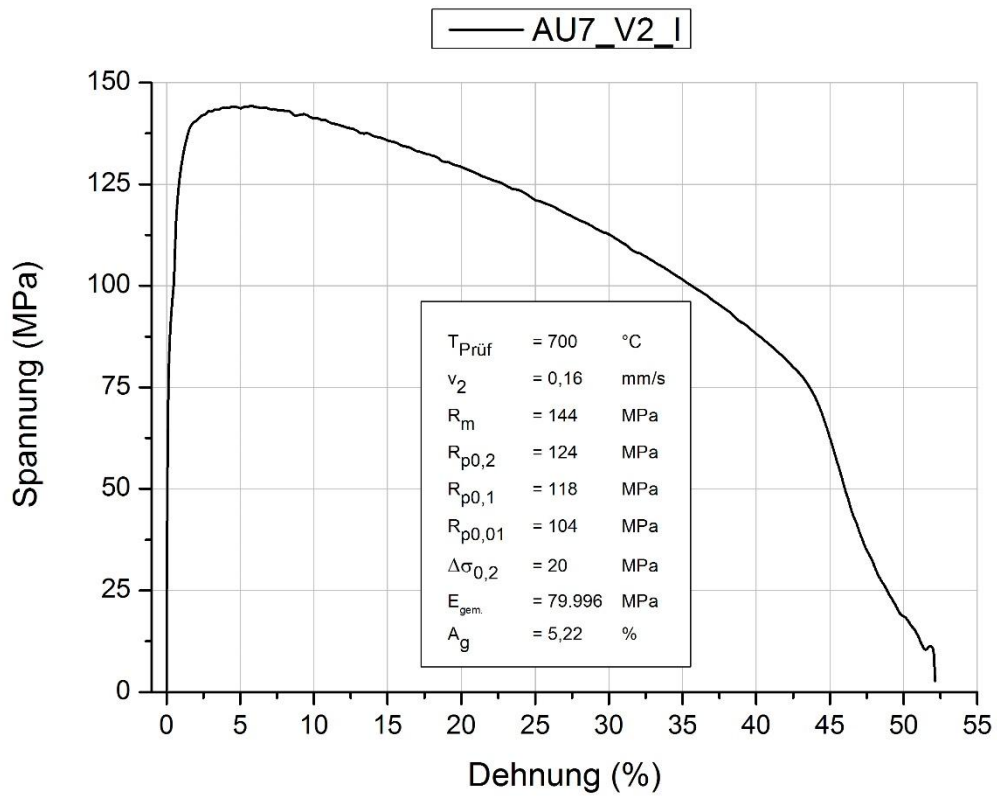
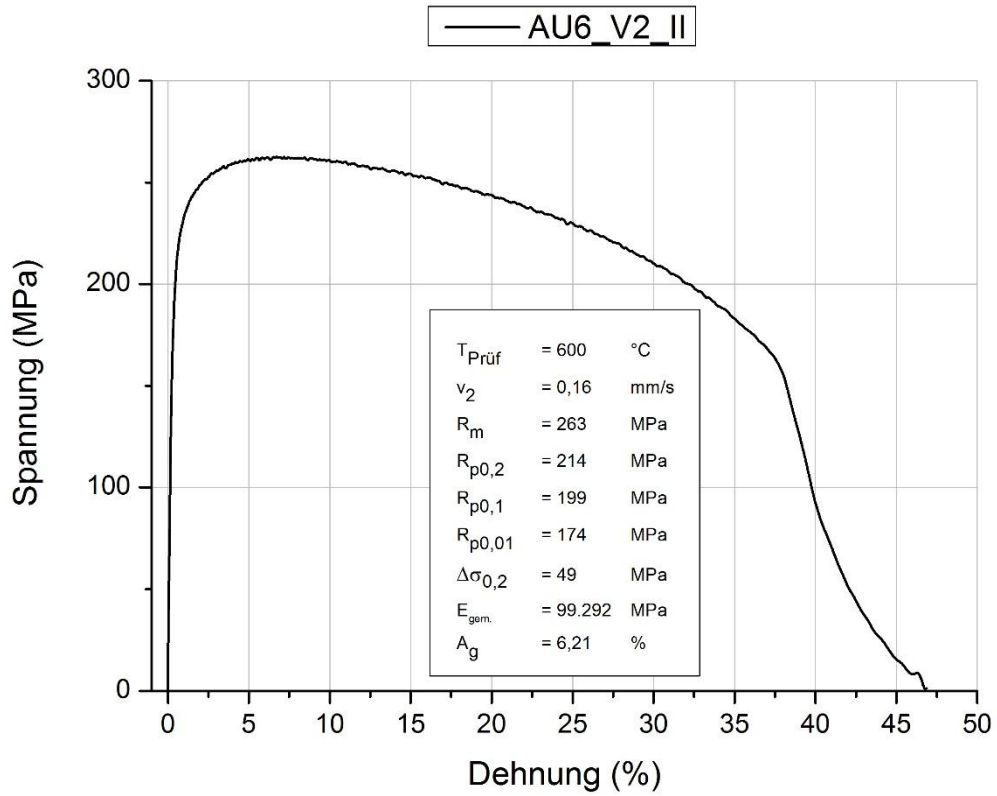


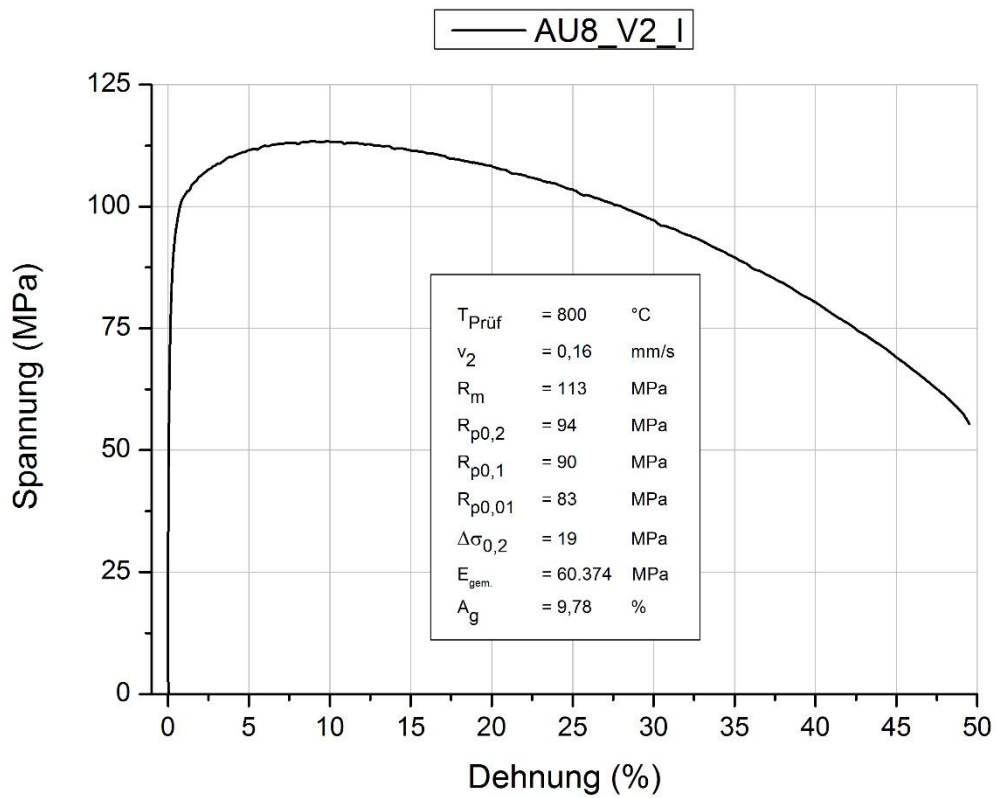
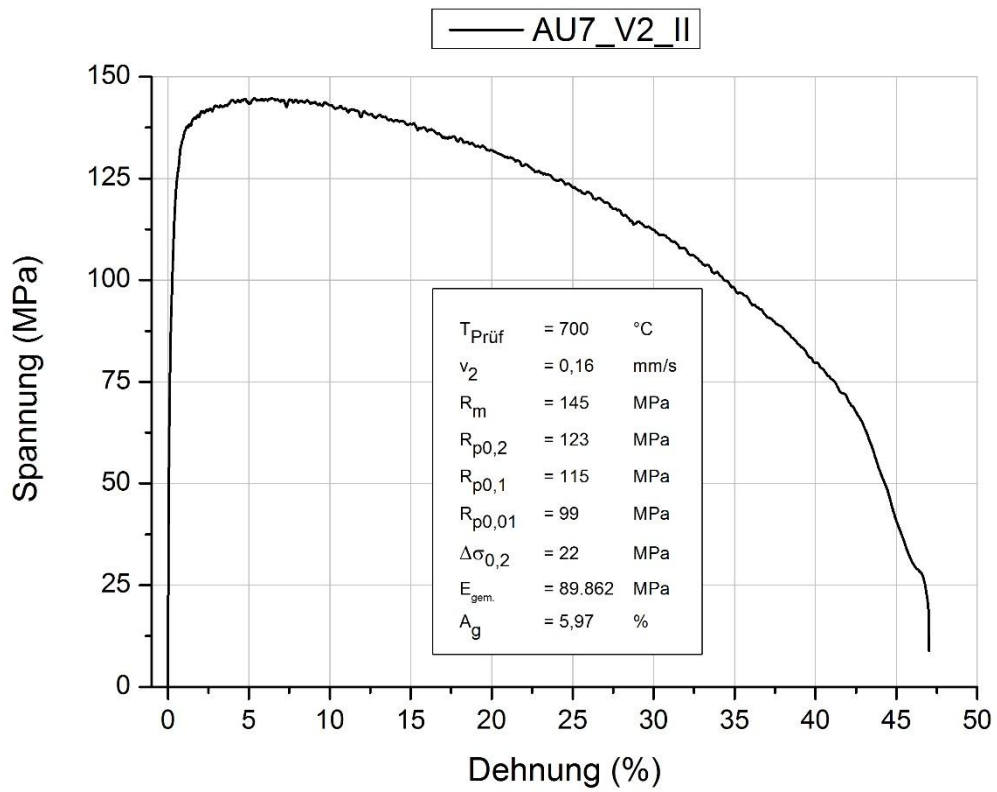


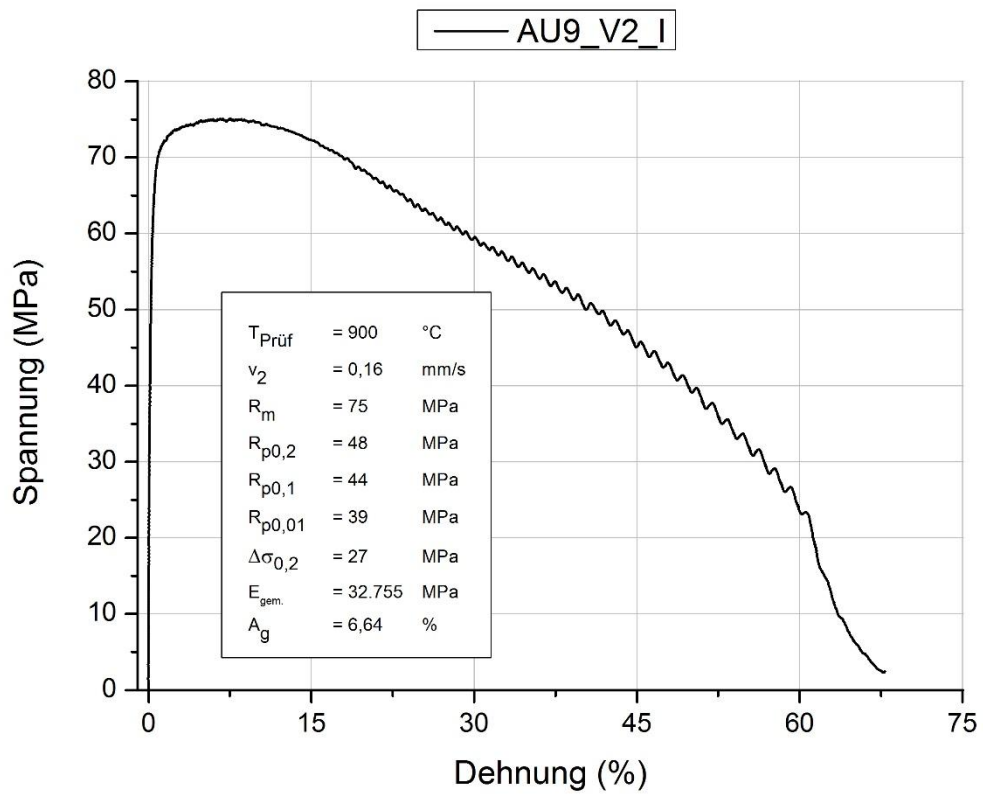
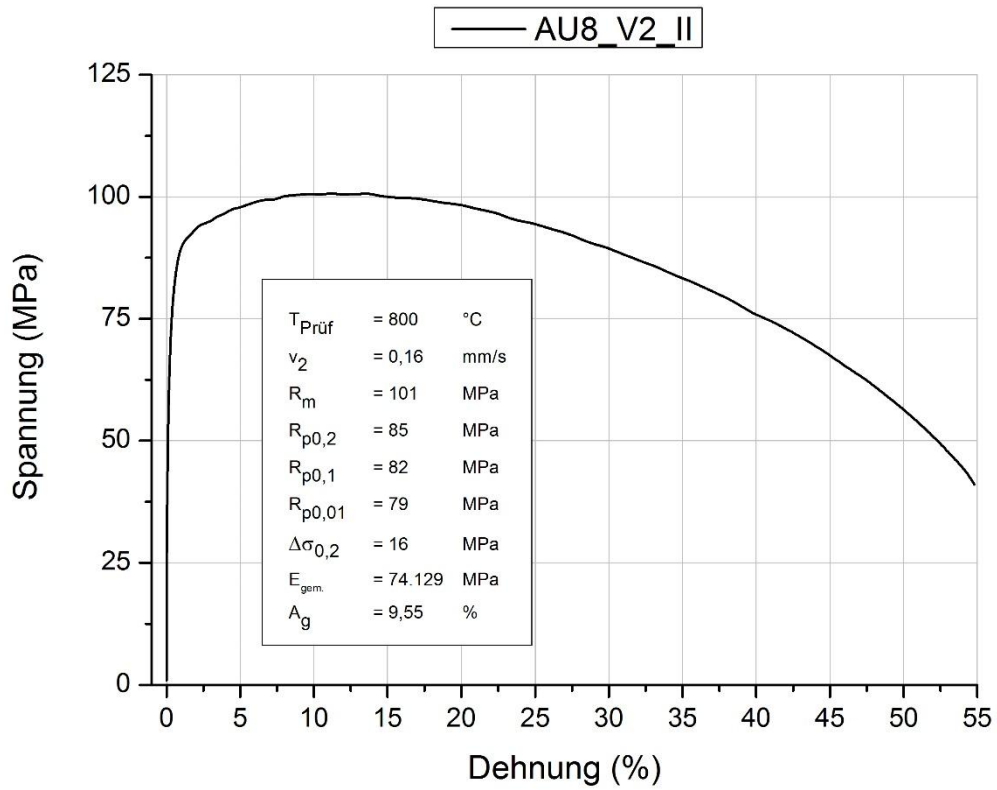


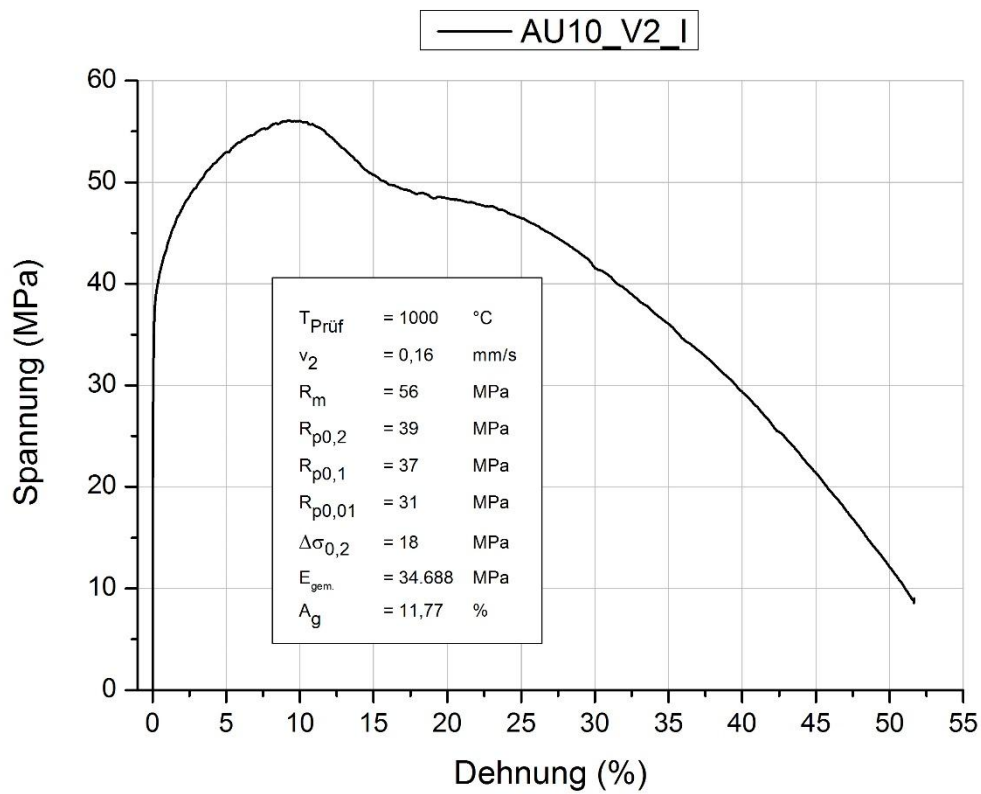
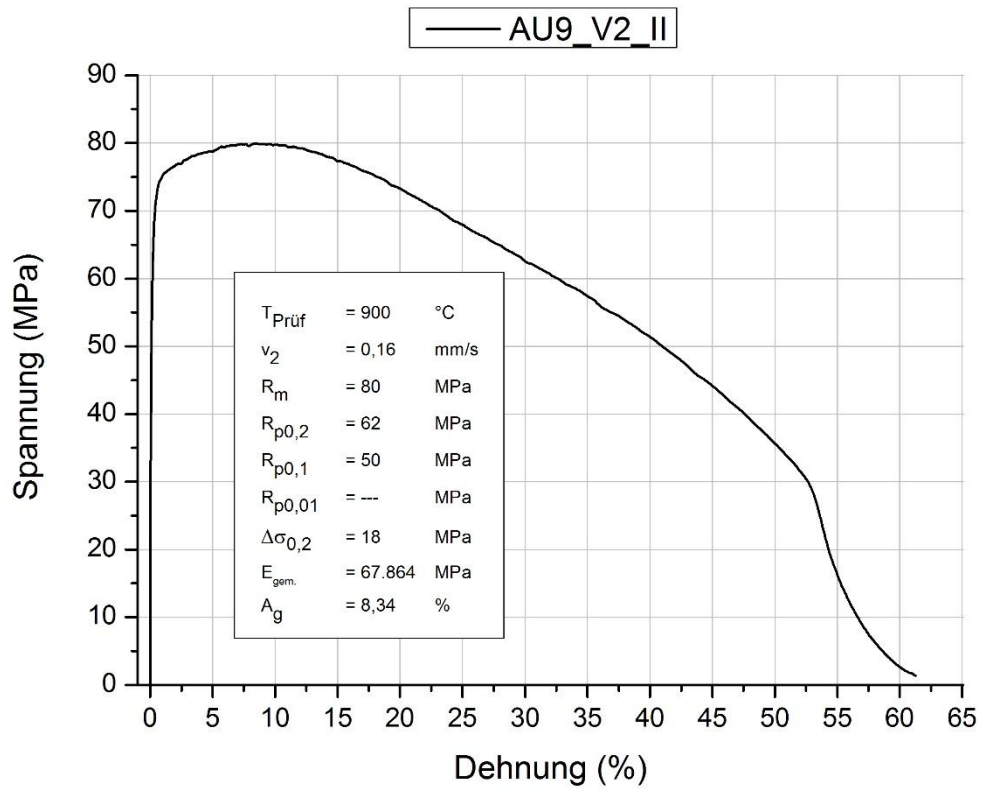


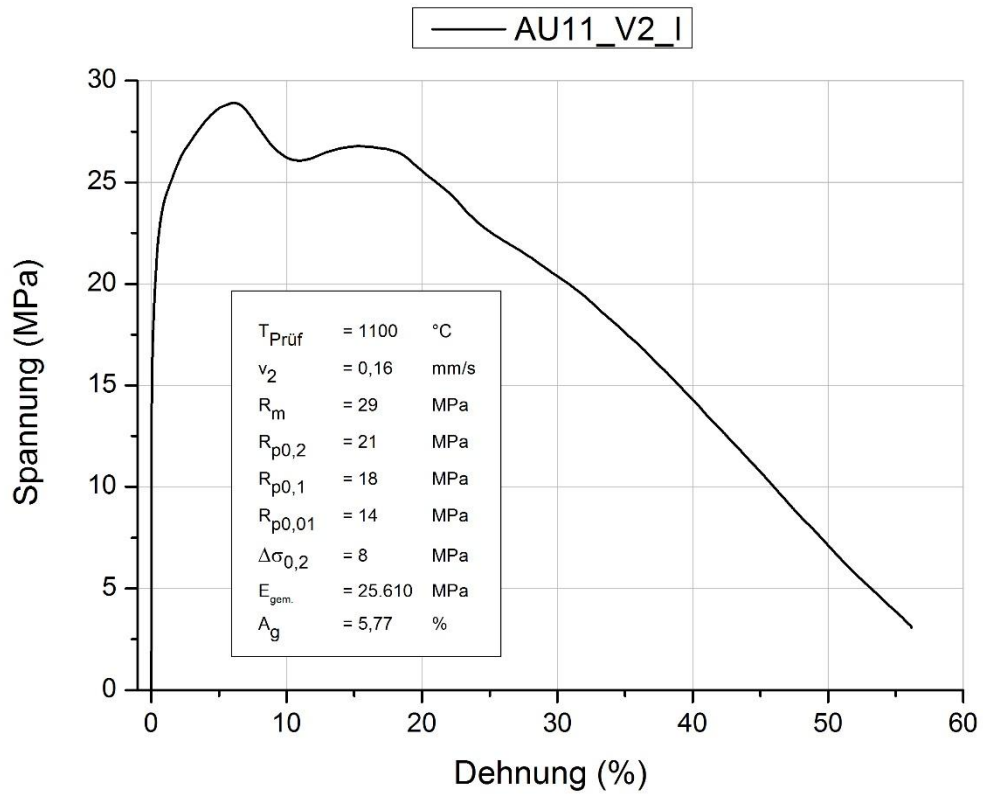
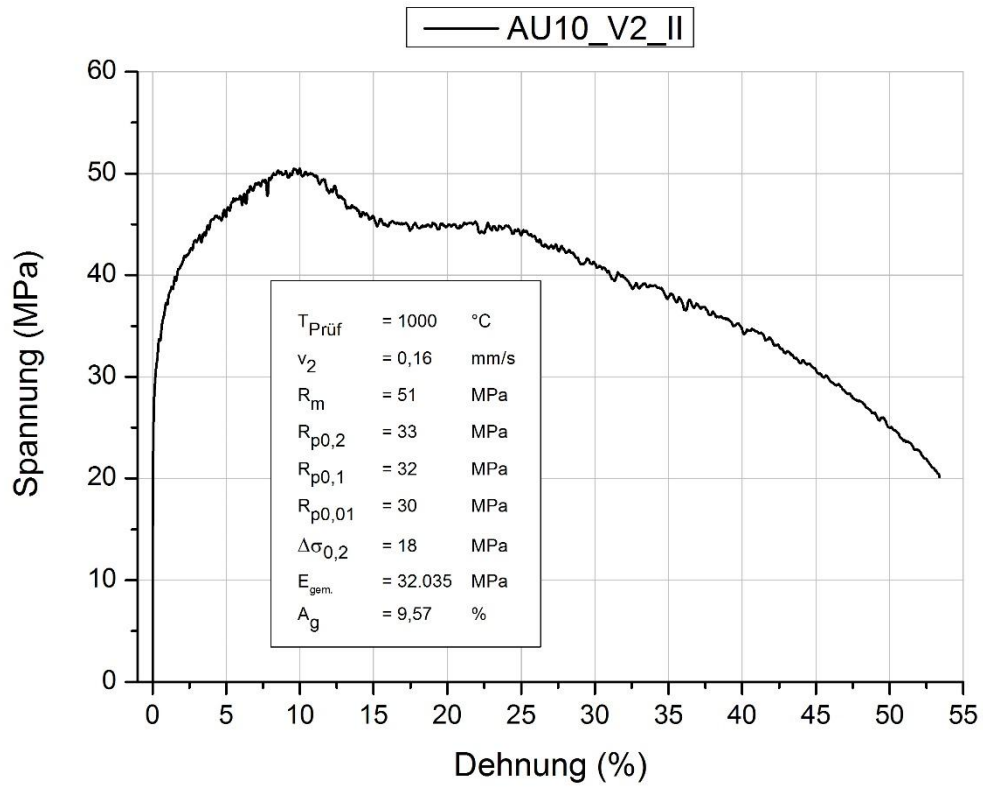


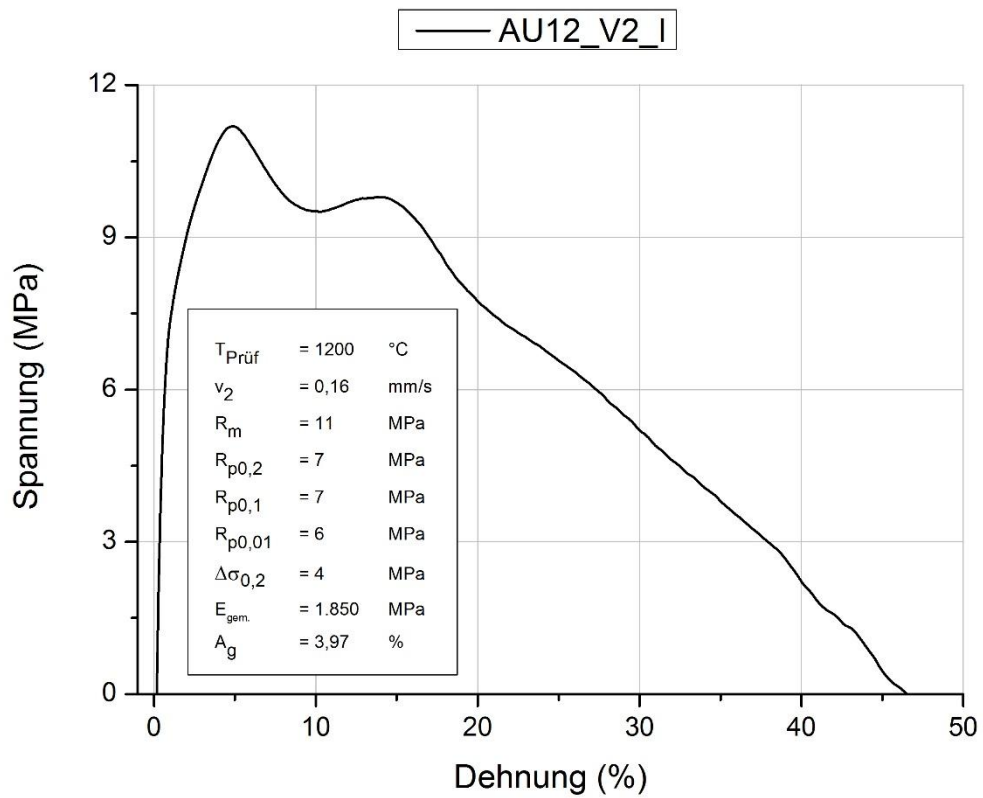
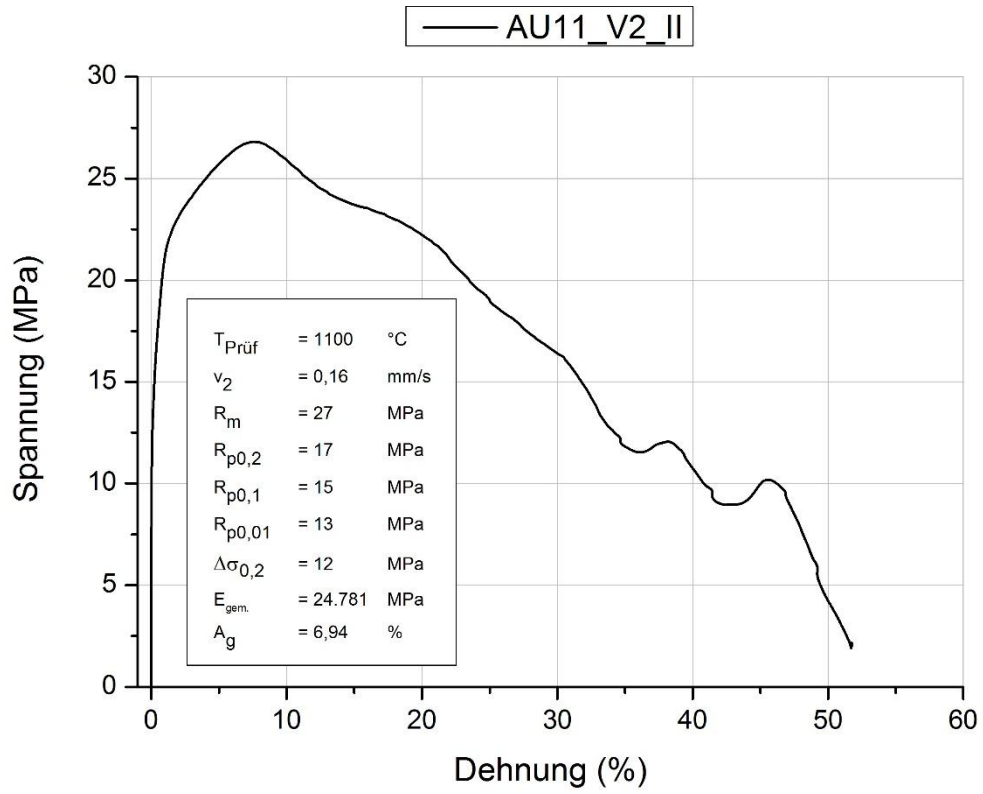


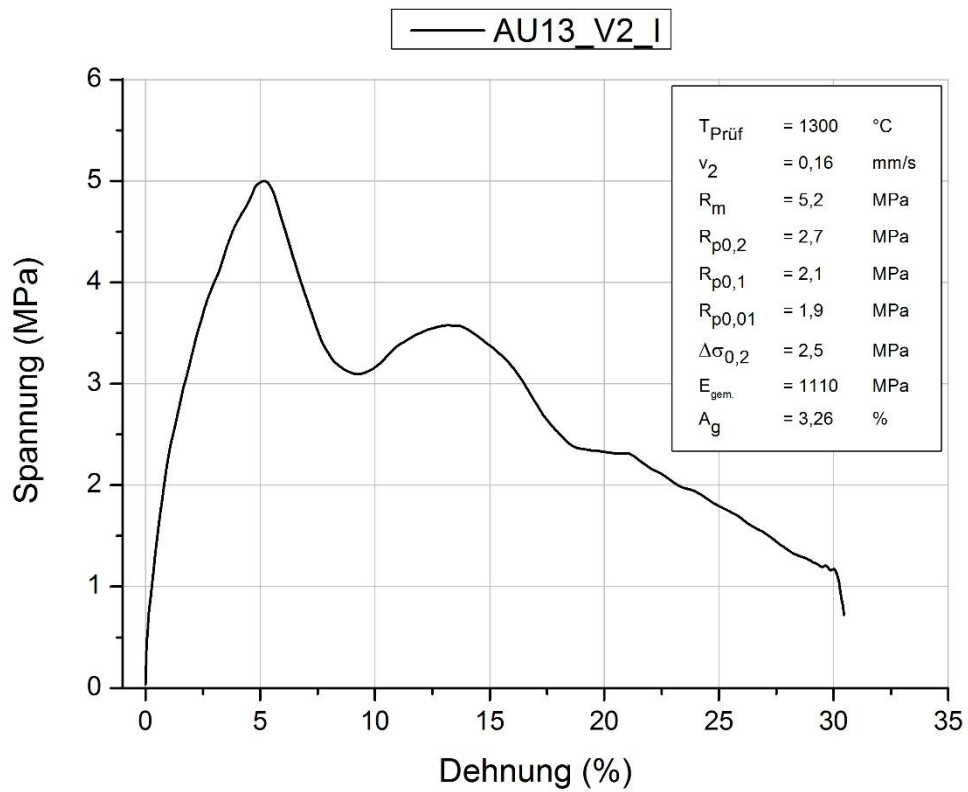
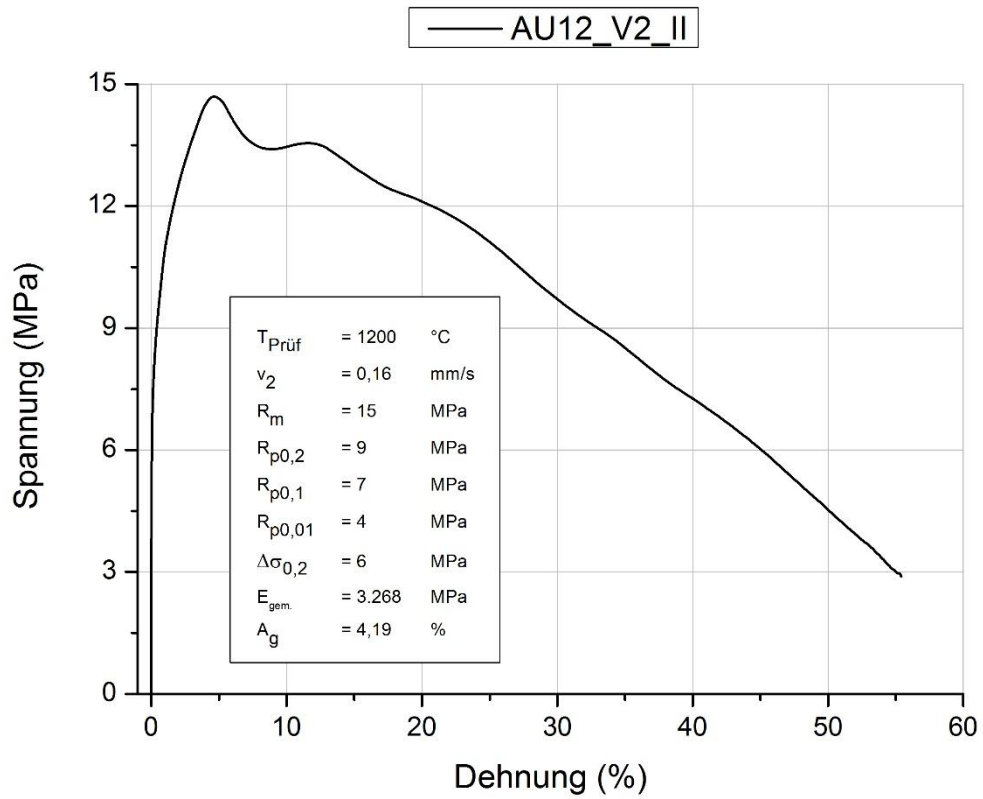




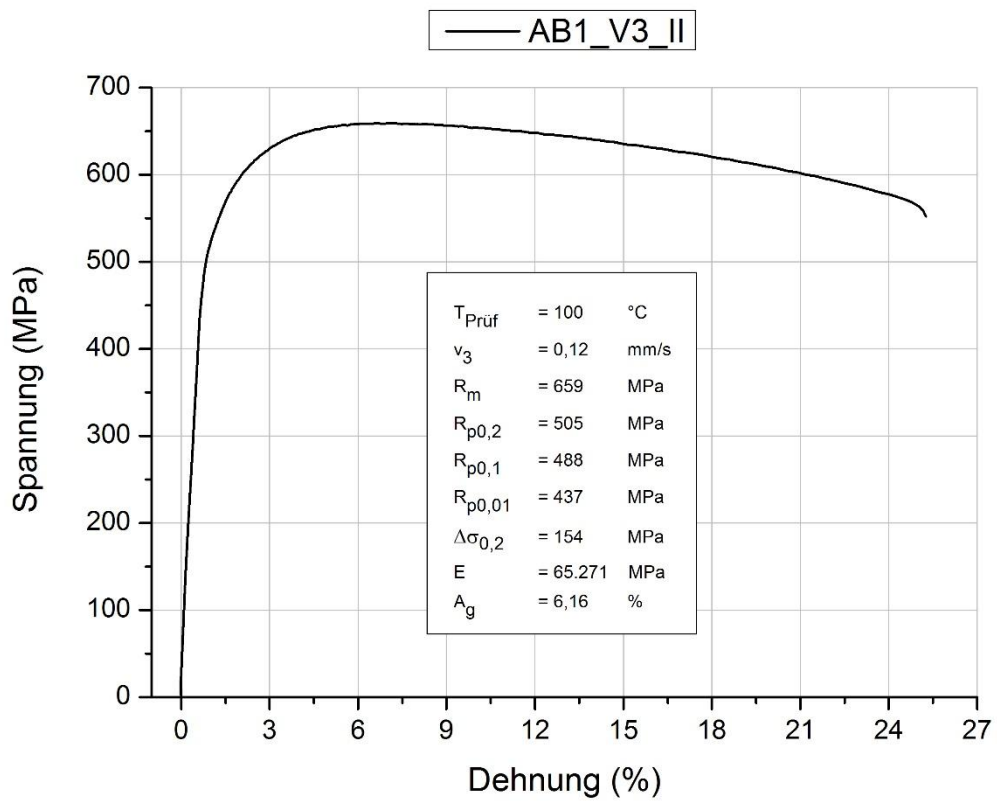
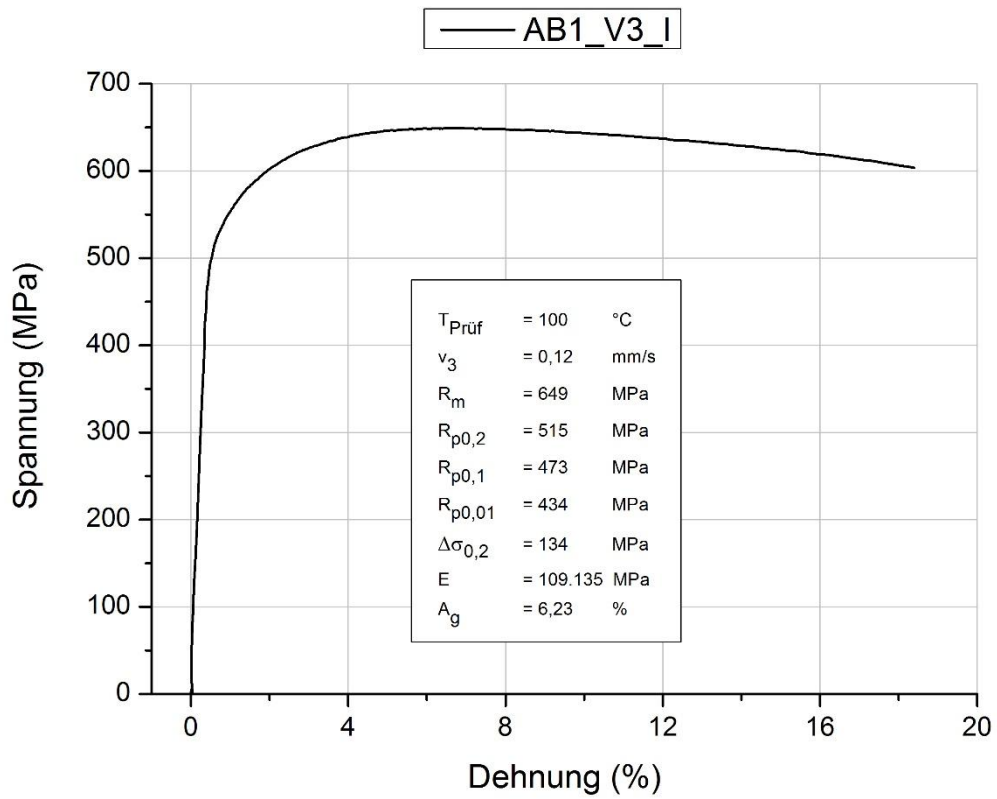


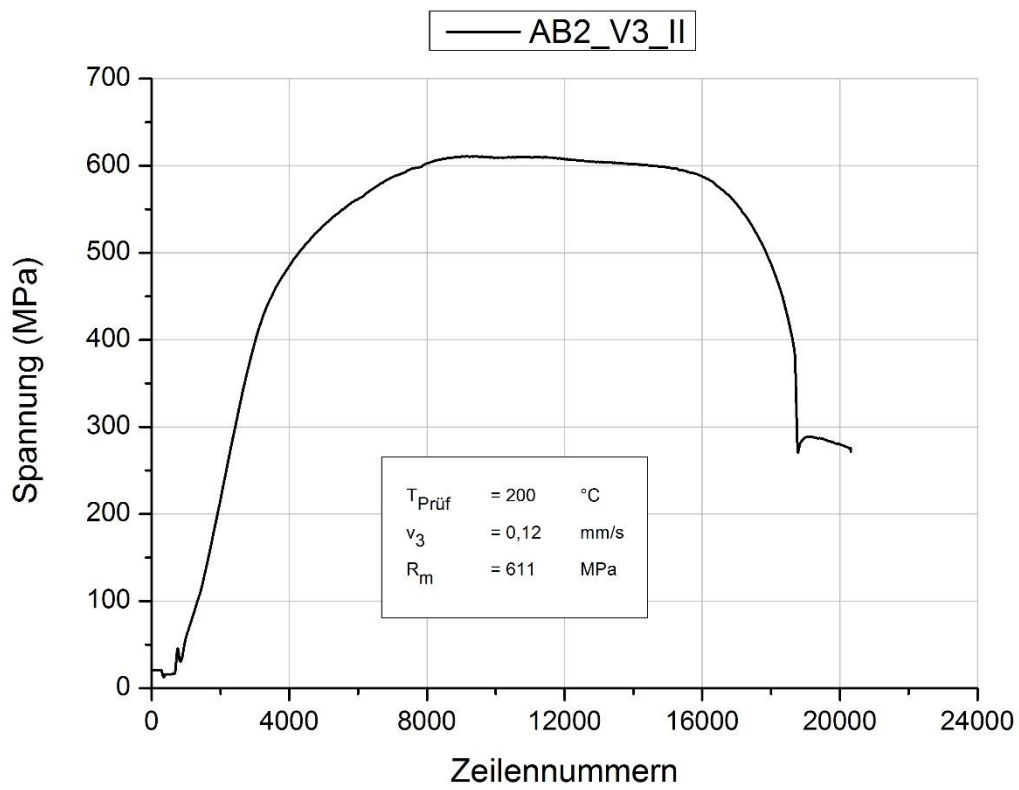
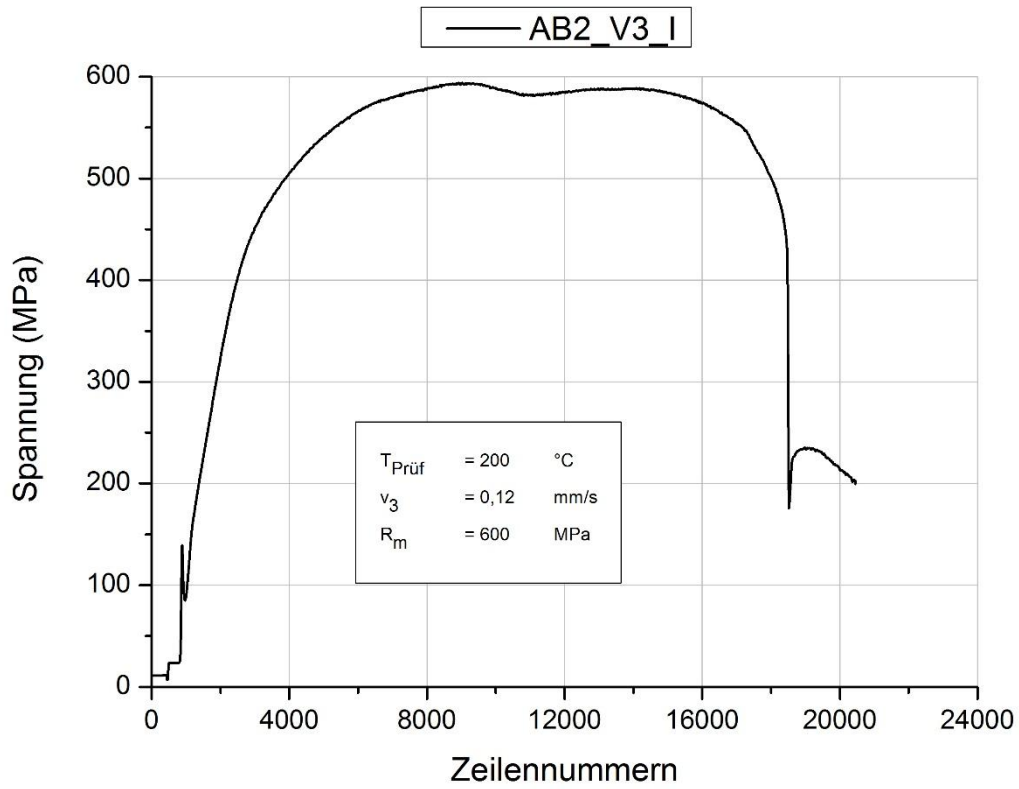


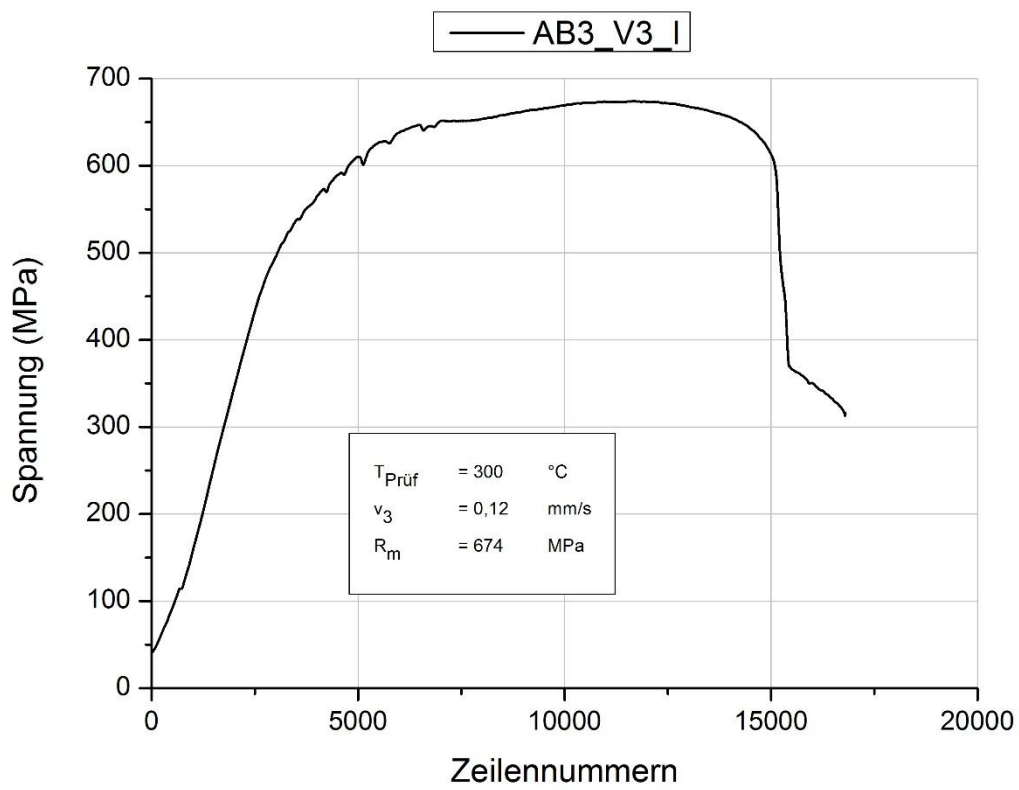
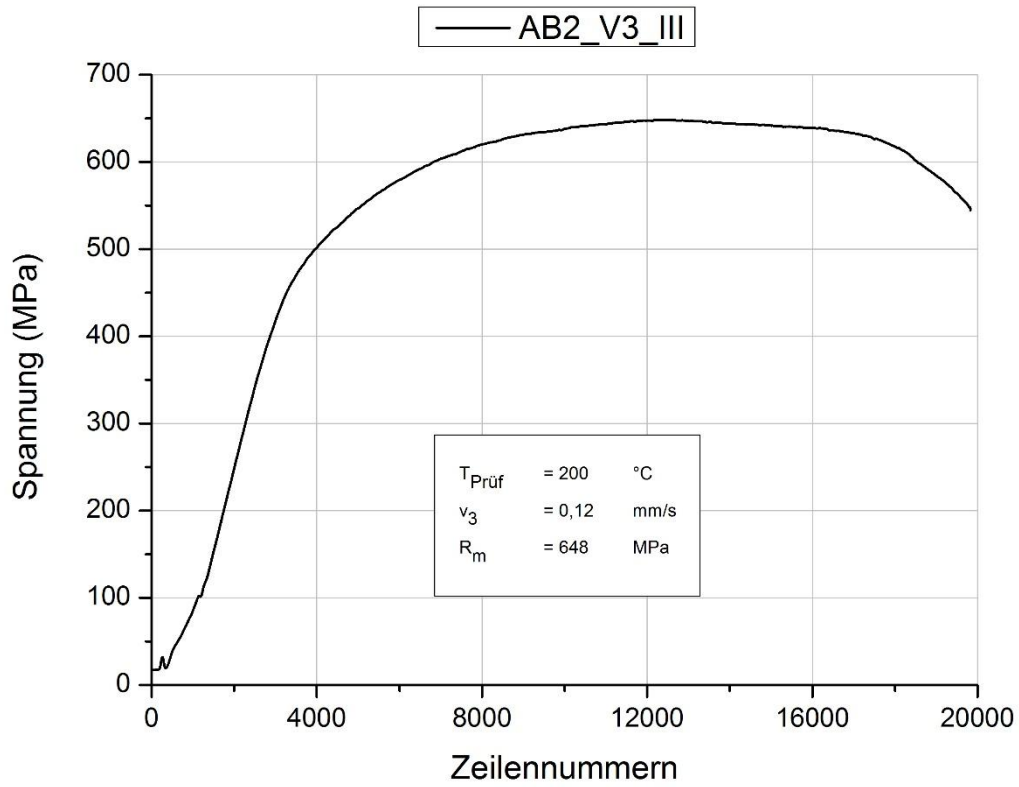


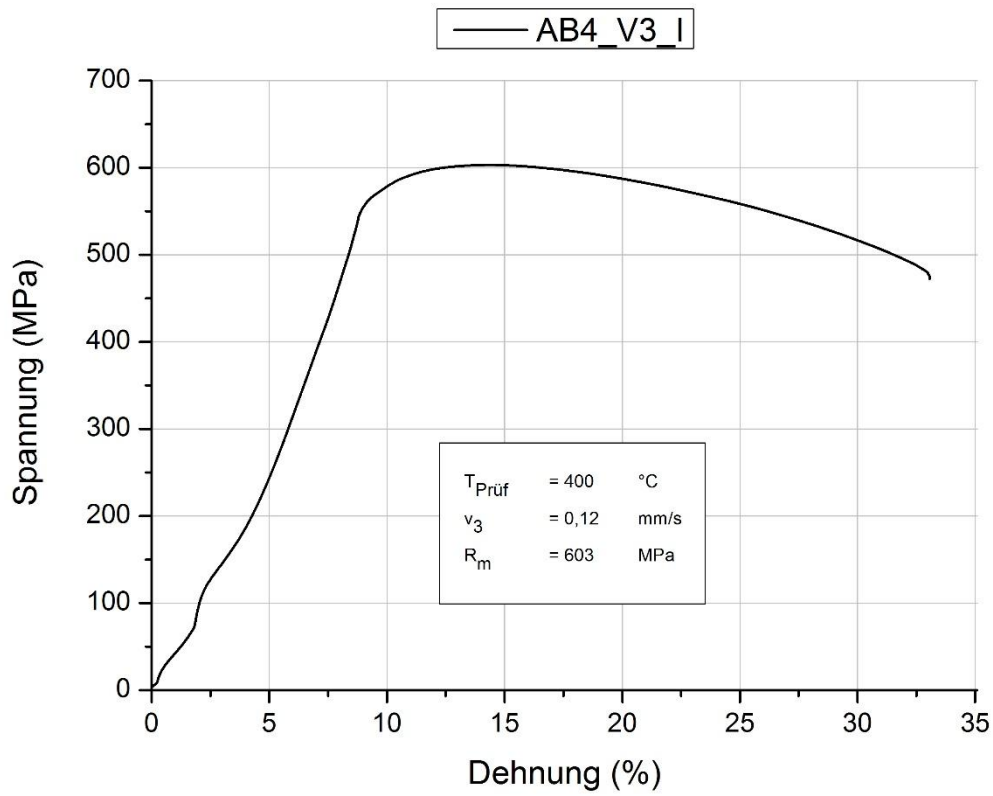
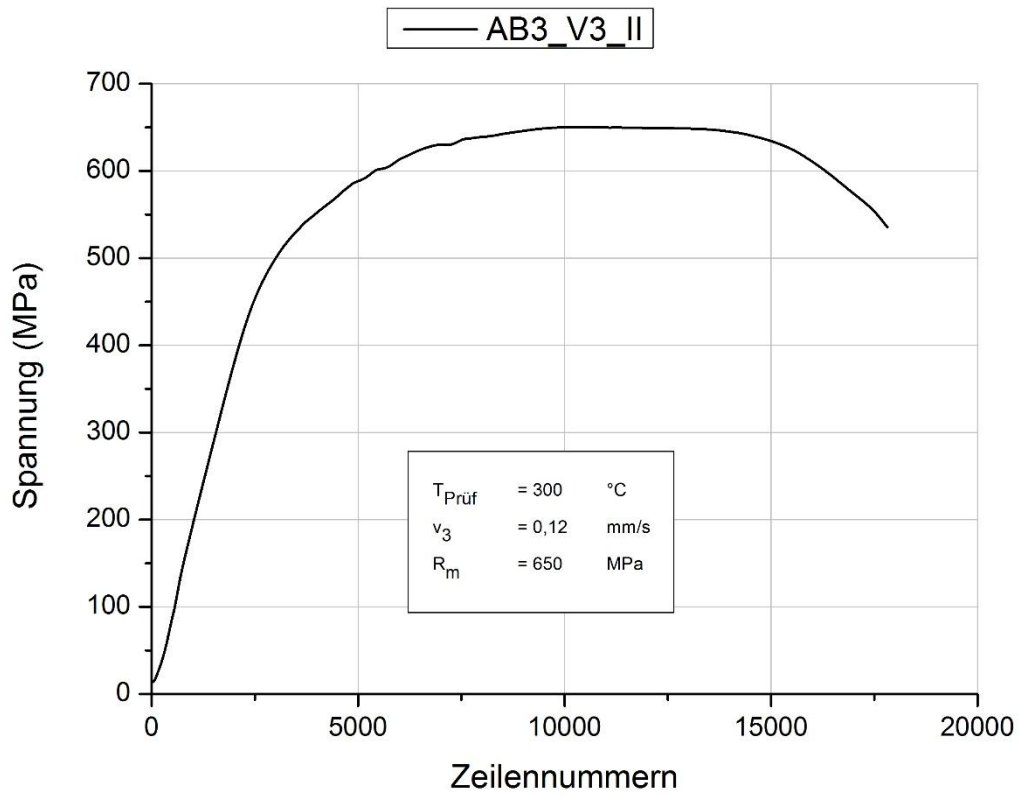


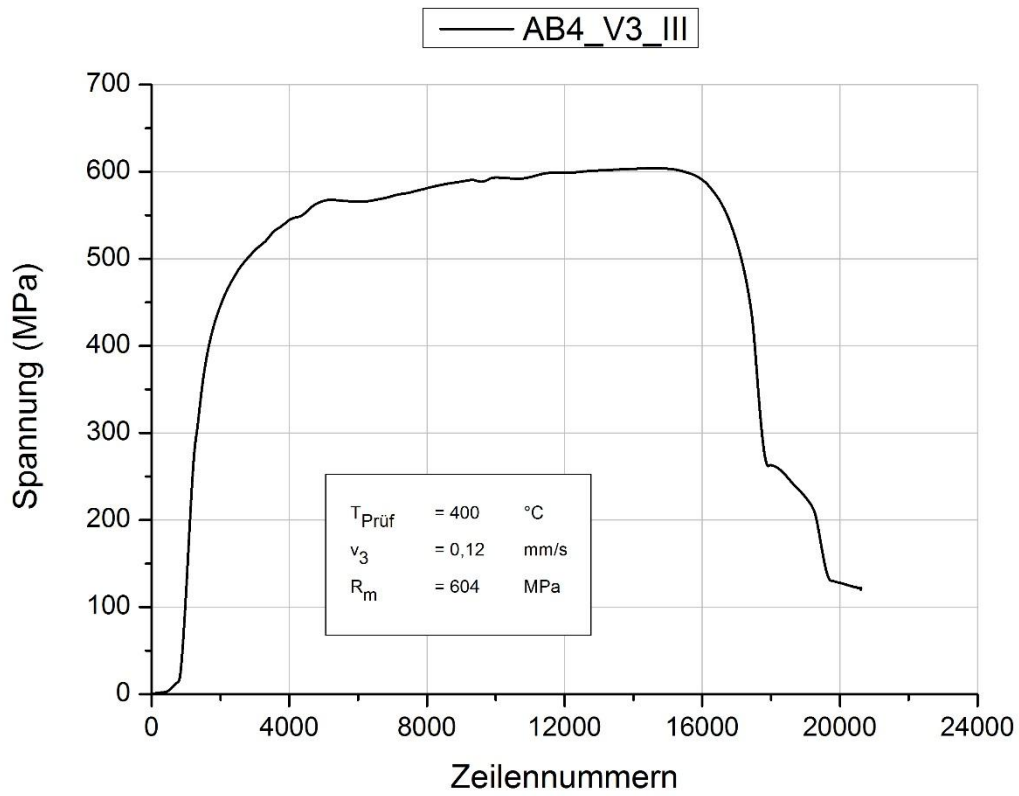
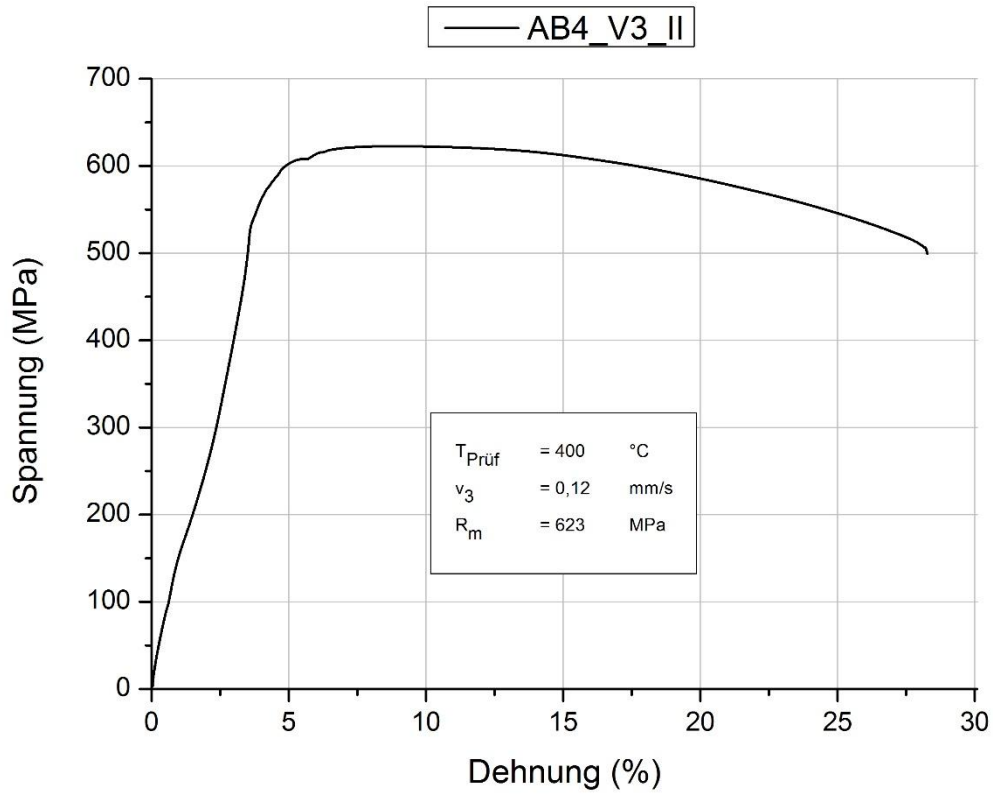
Abkühlphase mit $V_3 = 0,12 \text{ mm/s}$

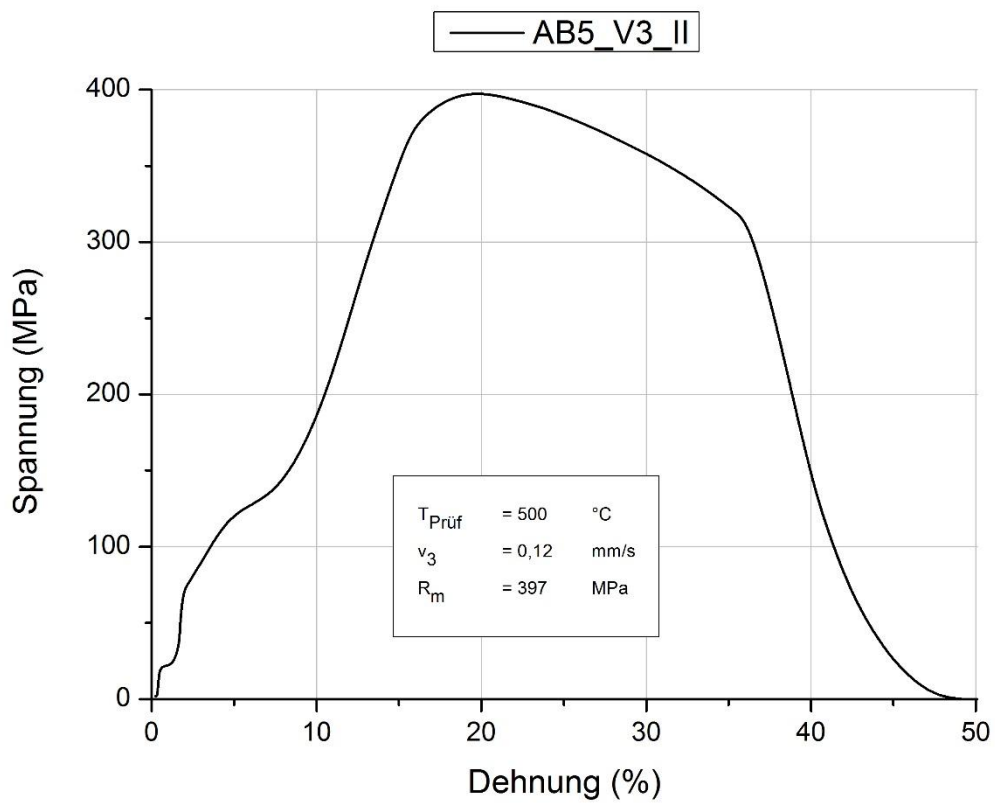
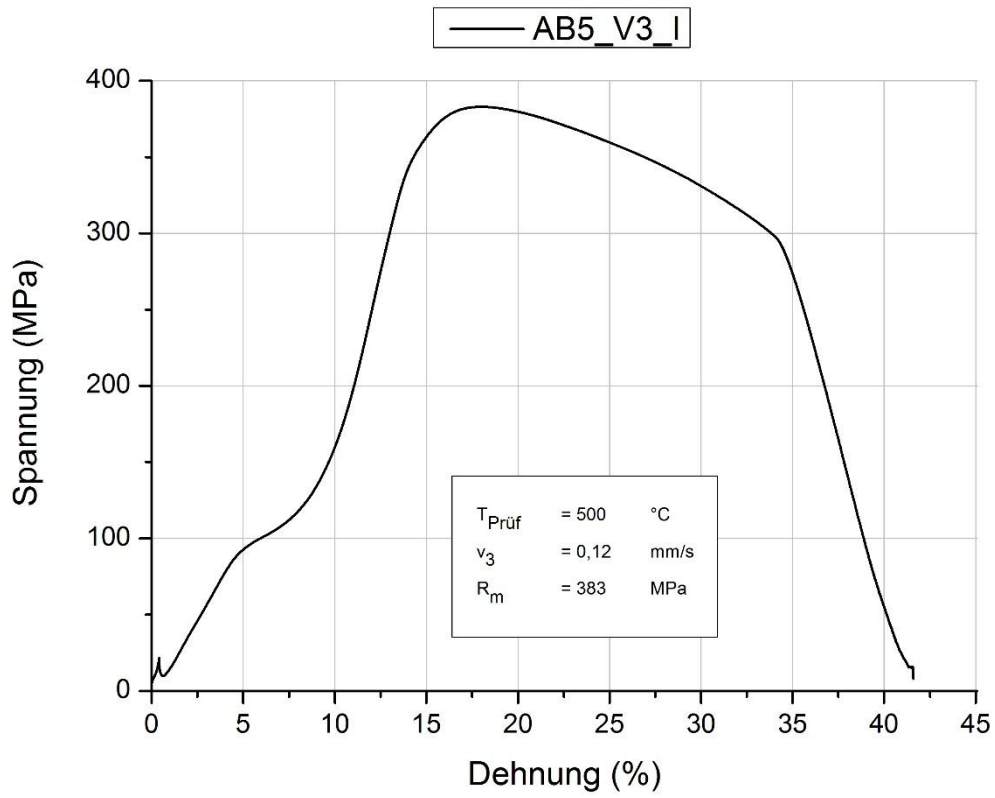


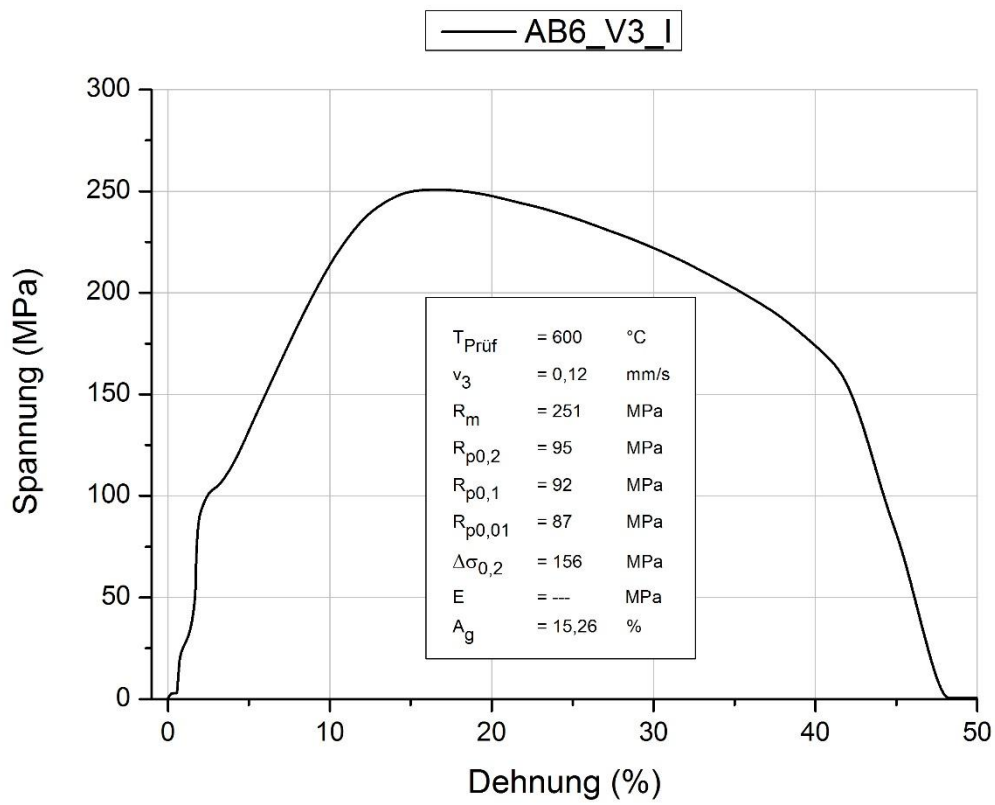
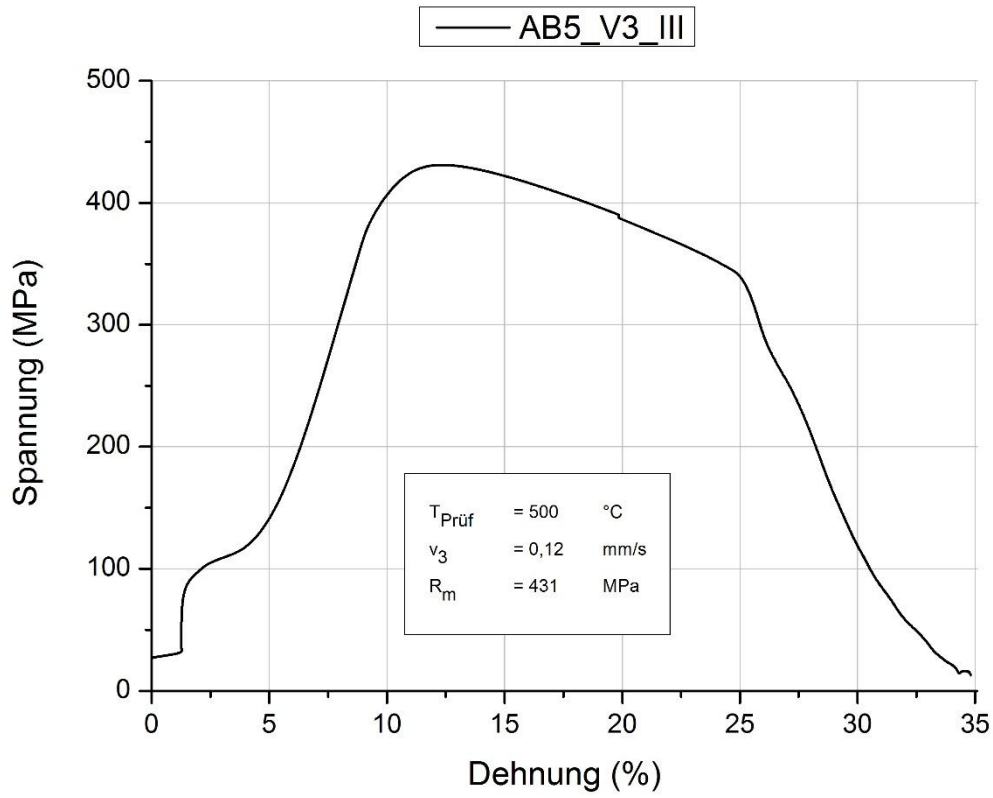


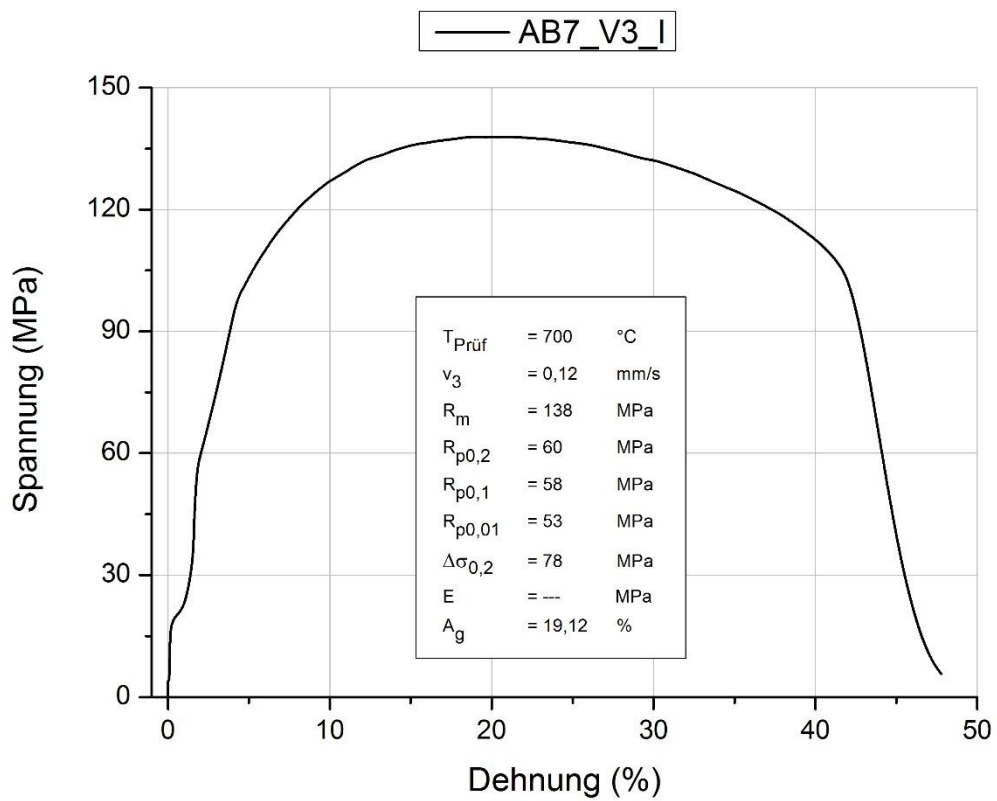
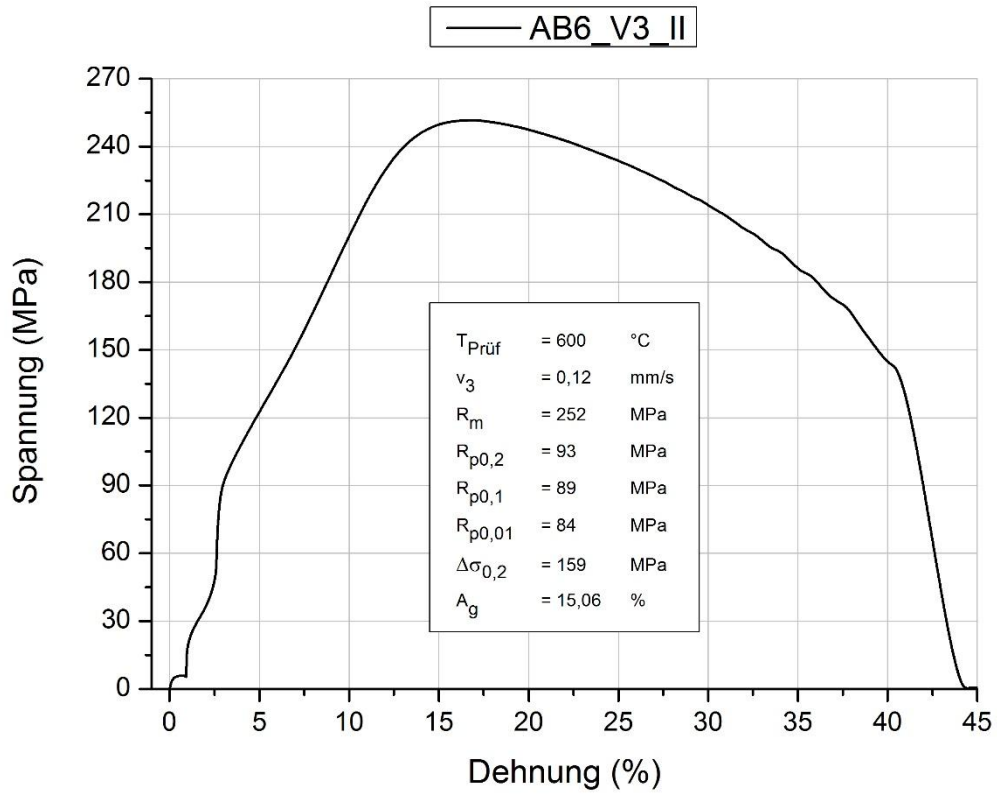


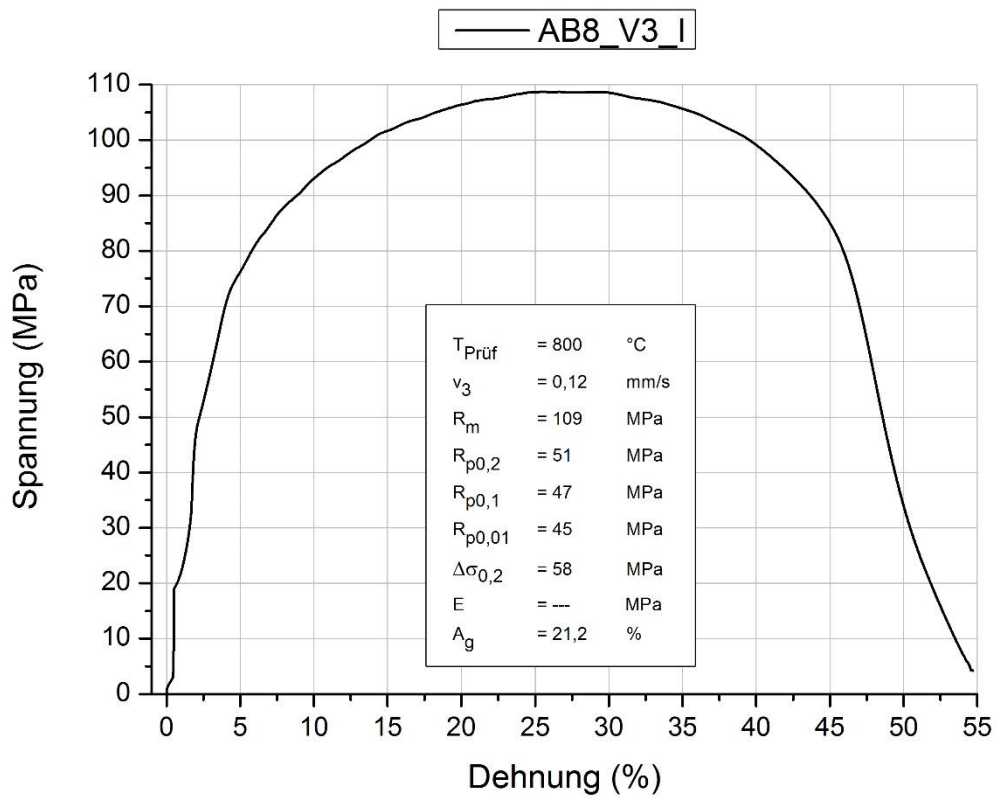
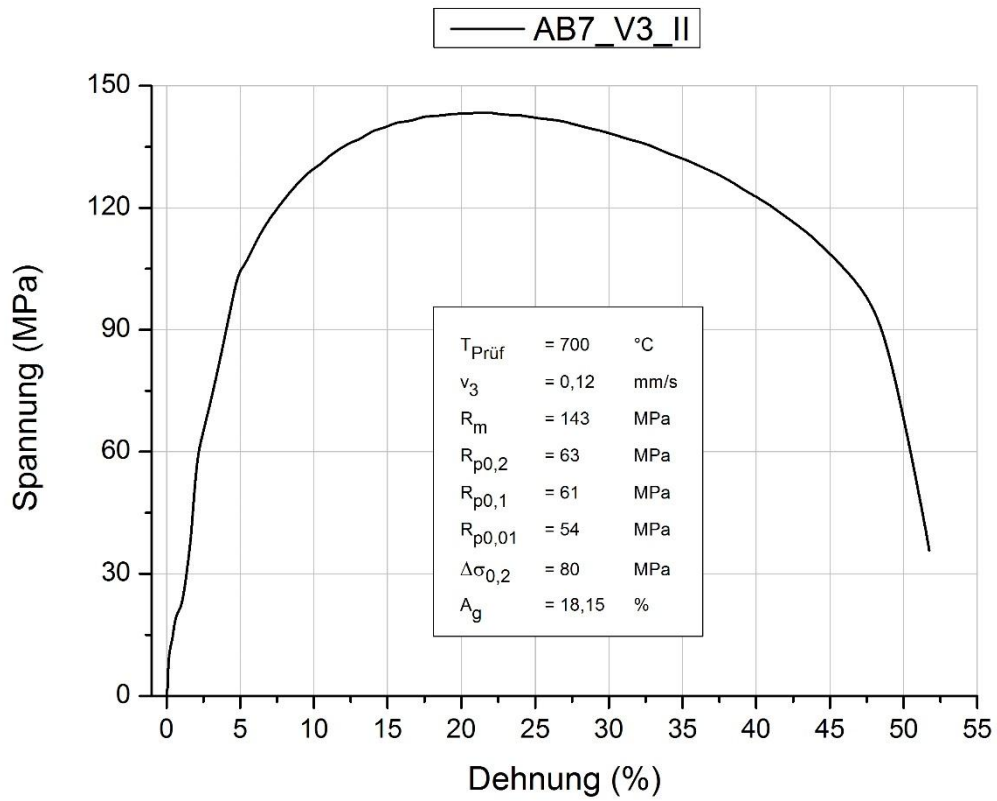


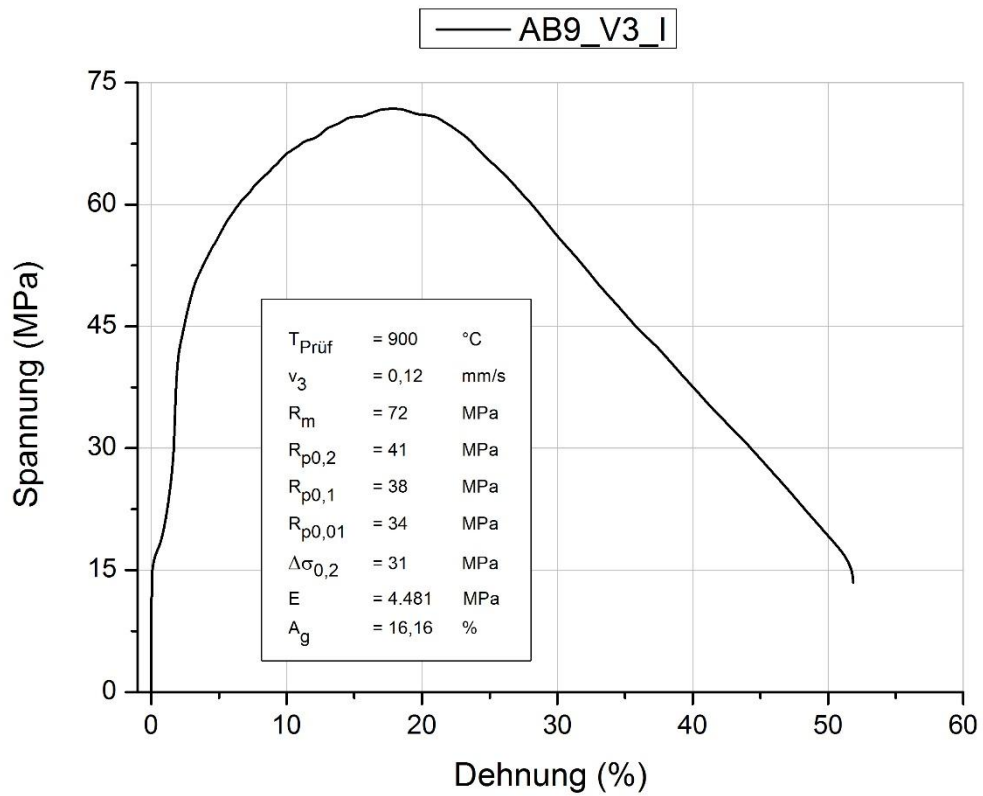
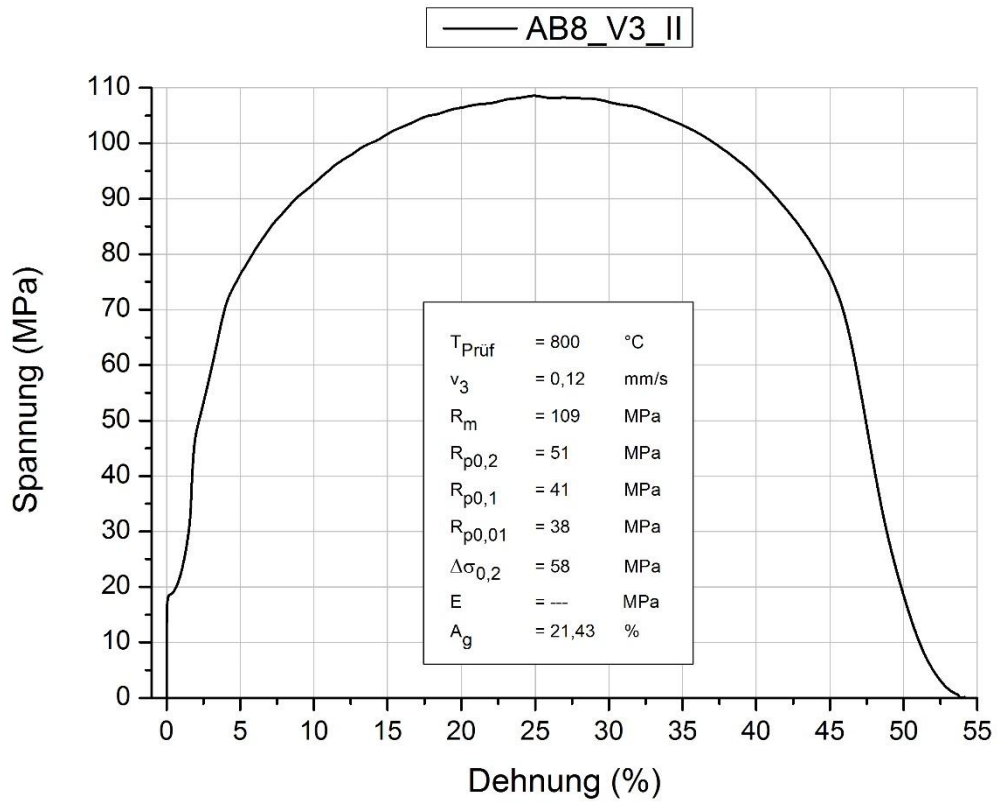


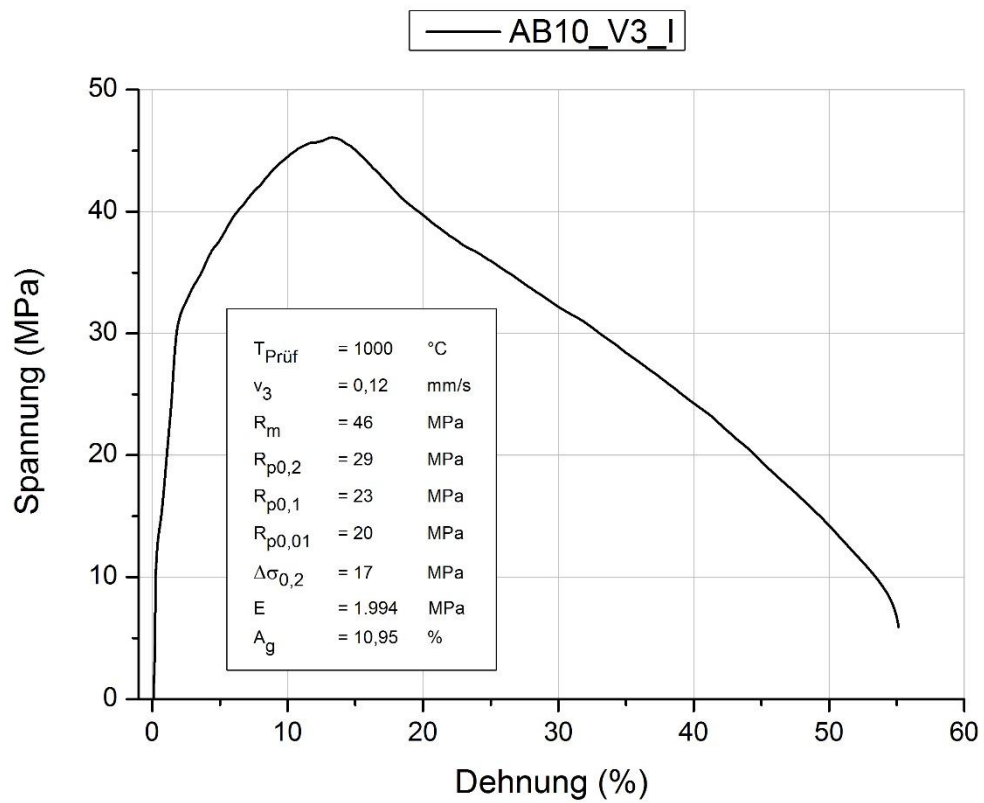
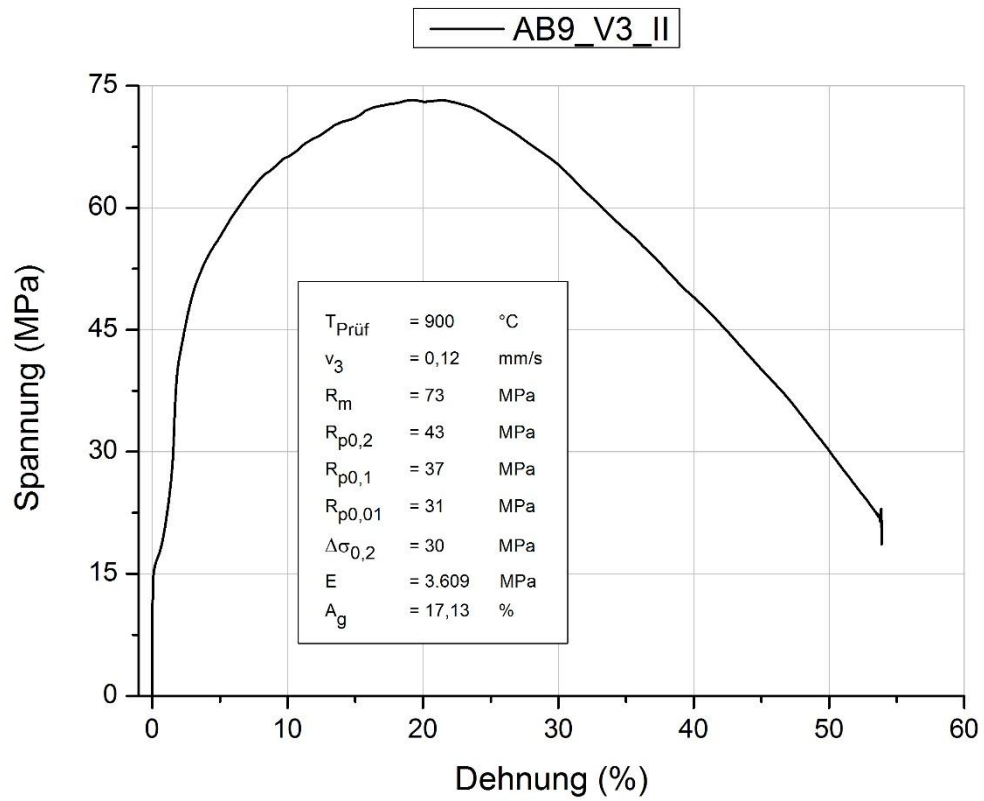


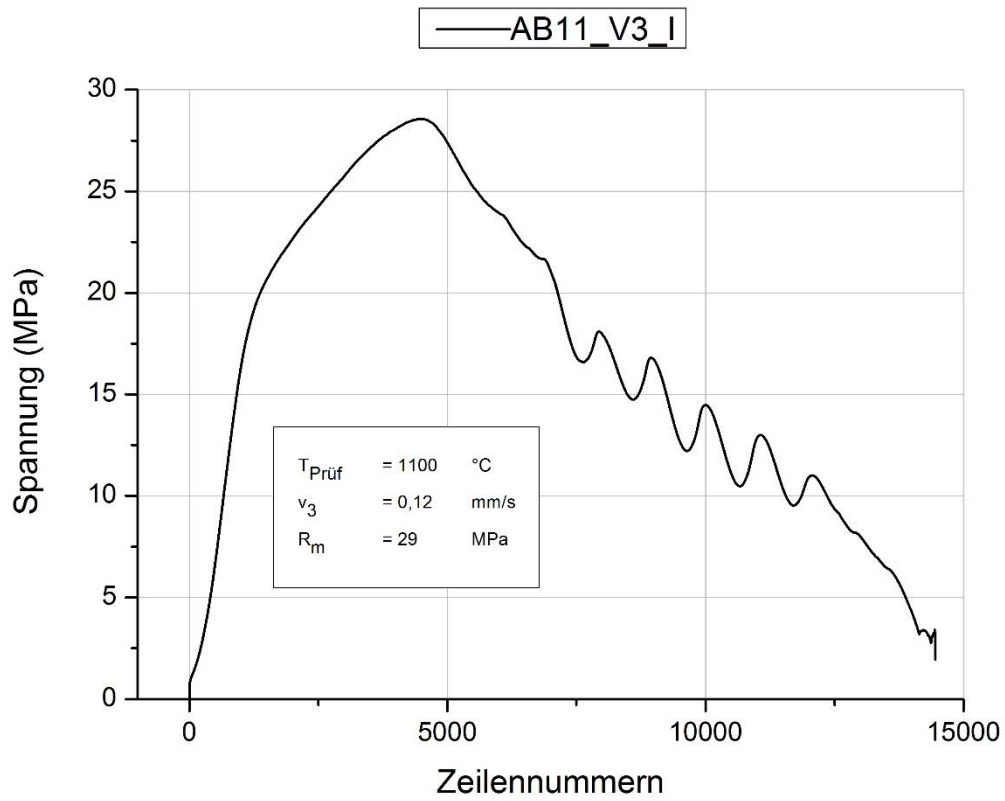
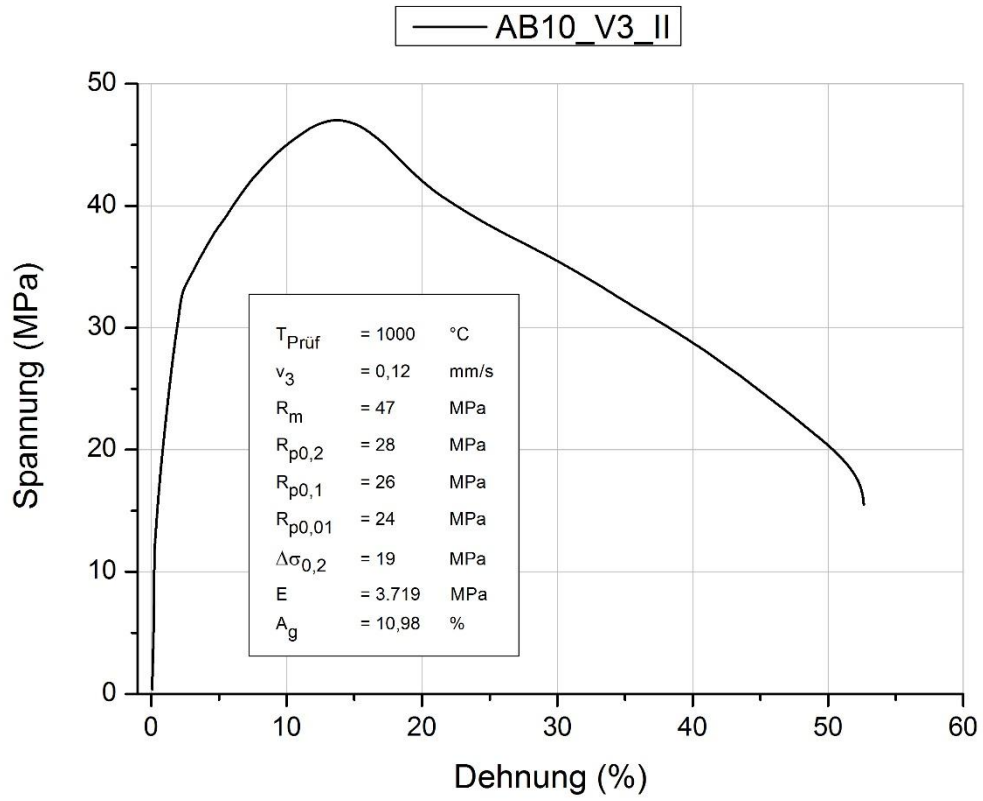


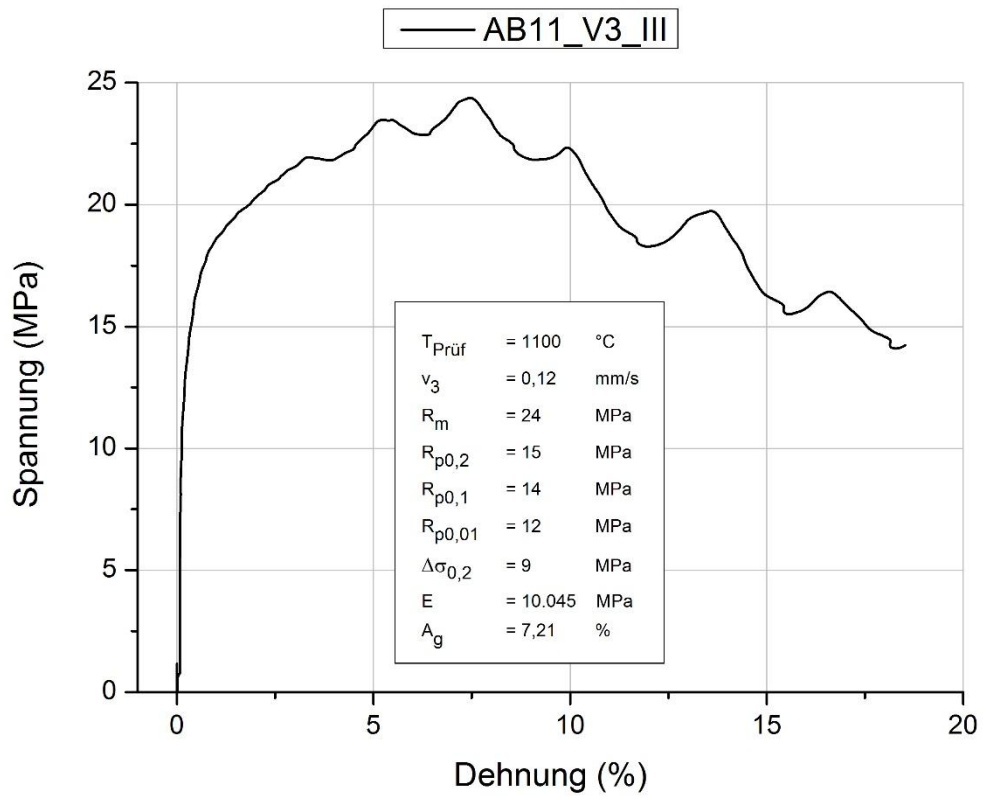
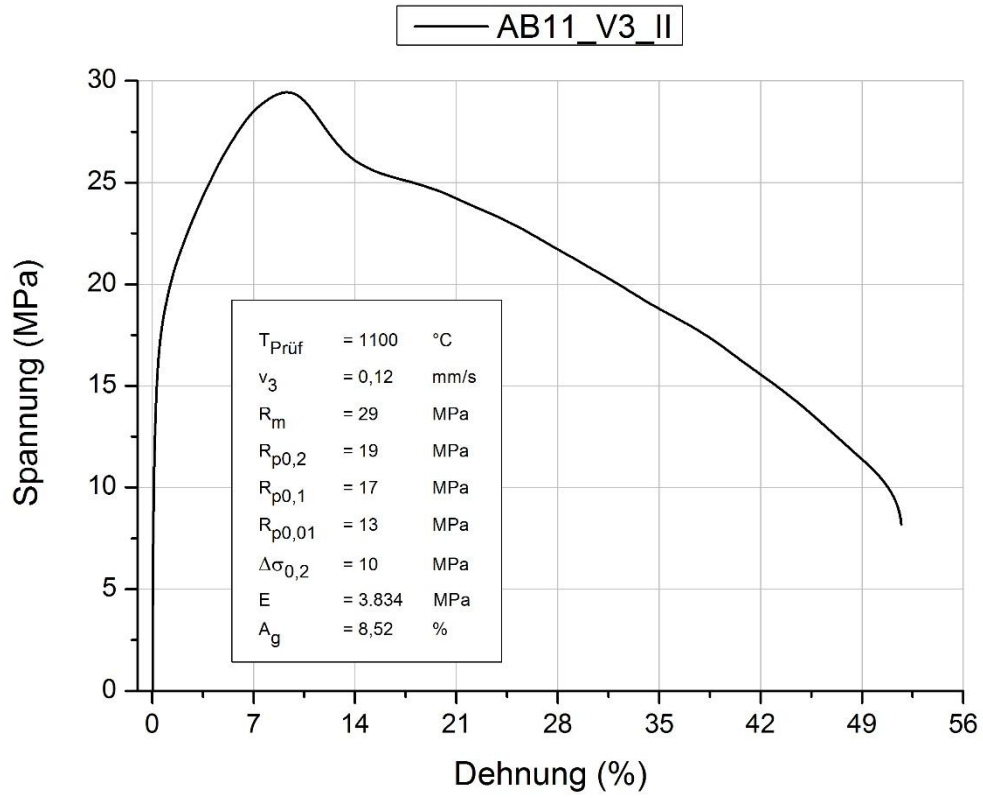


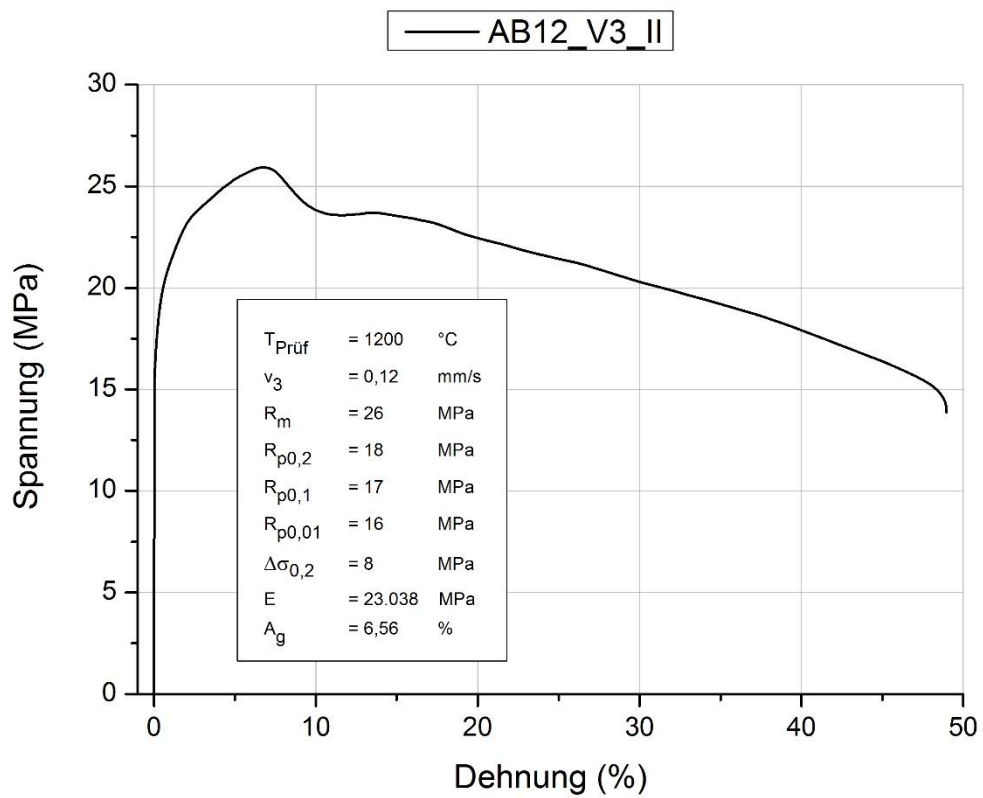
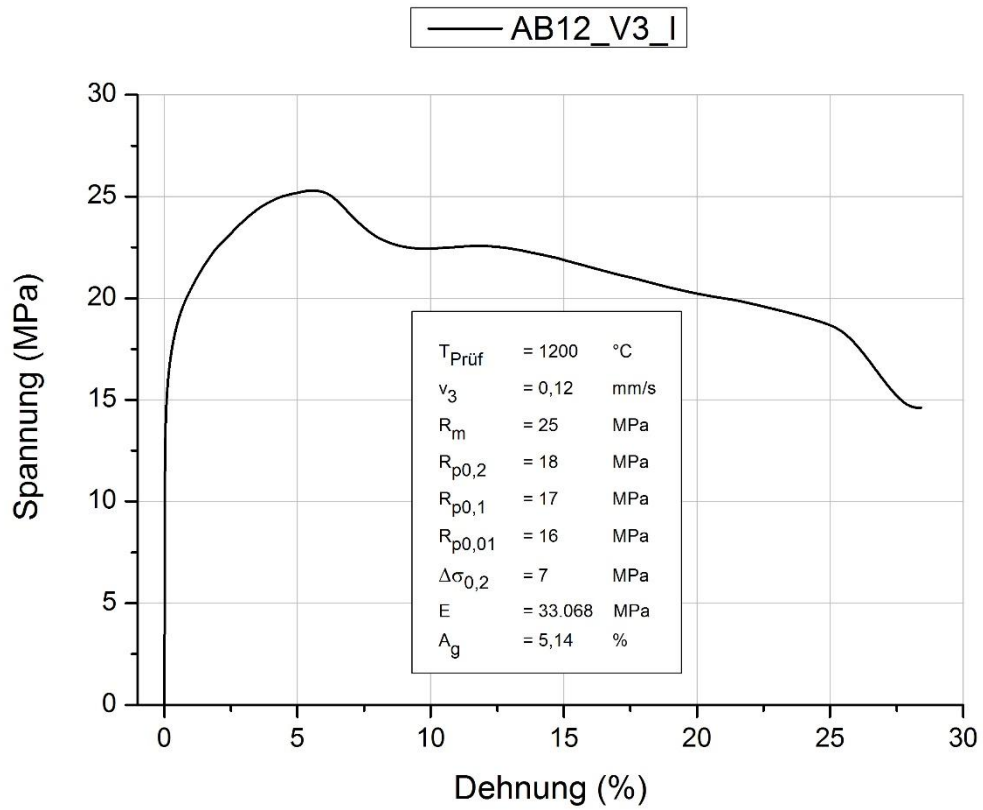












Anhang D: Materialkennwerte des S355J2+N in tabellarischer Form

Zugfestigkeit R_m aus Warmzug-Aufheizversuchen mit $V_1 = 45 \text{ mm/s}$				
T	R_m			
in °C	in MPa			
	Probe I	Probe II	Probe III	Mittelwert
20*	542,00	571,00	-	556,50
100	512,86	532,47	519,76	521,70
200	491,79	476,72	473,94	480,82
300	473,27	449,42	478,19	466,96
400	482,76	535,56	-	509,16
500	427,61	438,20	-	432,90
600	325,96	320,33	316,83	321,04
700	238,17	215,84	228,90	227,64
800	162,86	156,33	-	159,60
900	148,12	146,41	-	147,26
1000	103,07	98,58	-	100,83
1100	68,13	72,35	-	70,24
1200	38,85	53,00	-	45,92
1300	41,14	-	-	41,14

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt

Zugfestigkeit R_m aus Warmzug-Aufheizversuchen mit $V_2 = 0,16$ mm/s				
T	R_m			
in °C	in MPa			
	Probe I	Probe II	Probe III	Mittelwert
20*	564,00	554,00	564,00	560,67
100	514,92	508,22	504,14	509,09
200	505,33	529,10	493,45	509,29
300	559,32	528,64	-	543,98
400	497,40	553,94	-	525,67
500	415,85	408,04	-	411,95
600	255,42	262,60	-	259,01
700	144,26	144,74	-	144,50
800	113,37	101,19	-	107,28
900	74,68	79,92	-	77,30
1000	56,08	50,49	-	53,28
1100	29,23	26,80	-	28,02
1200	11,19	14,69	-	12,94
1300	5,23	-	-	5,23

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt

Zugfestigkeit R_m aus Warmzug-Abkühlversuchen* mit $V_3 = 0,12$ mm/s				
T	R_m			
in °C	in MPa			
	Probe I	Probe II	Probe III	Mittelwert
100	649,28	659,12	-	654,20
200	599,98	610,99	648,34	619,77
300	674,18	650,40	-	662,29
400	603,13	622,64	604,17	609,98
500	382,98	397,25	431,08	403,77
600	250,82	251,60	-	251,21
700	137,88	143,34	-	140,61
800	108,70	108,58	-	108,64
900	71,79	73,24	-	72,52
1000	46,07	47,02	-	46,55
1100	28,55	29,44	24,38	27,46
1200	25,29	25,93	-	25,61

* Alle Versuche wurden auf der Gleeble 3800 durchgeführt.

Fließgrenze σ_f aus Warmzug-Aufheizversuchen mit $V_1 = 45 \text{ mm/s}$				
T	σ_f			
in °C	in MPa			
	Probe I	Probe II	Probe III	Mittelwert
20*	415,00	439,00	-	427,00
100	394,00	402,00	396,00	397,33
200	394,00	388,00	382,00	388,00
400	335,00	392,00	-	363,50
500	311,00	356,00	-	333,50
600	294,00	276,00	283,00	284,33
700	197,00	200,00	-	198,50
800	124,00	123,00	-	123,50
900	120,00	115,00	-	117,50
1000	89,00	80,00	-	84,50
1100	50,00	49,00	-	49,50
1200	28,00	37,00	-	32,50
1300	28,00	-	-	28,00

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt

Fließgrenze σ_f aus Warmzug-Aufheizversuchen mit $V_2 = 0,16$ mm/s				
T	σ_f			
in °C	in MPa			
	Probe I	Probe II	Probe III	Mittelwert
20*	440,00	431,00	438,00	436,33
100	403,00	402,00	-	402,50
200	-	372,00	375,00	373,50
500	338,00	311,00	-	324,50
600	217,00	214,00	-	215,50
700	124,00	123,00	-	123,50
800	94,00	85,00	-	89,50
900	48,00	62,00	-	55,00
1000	39,00	33,00	-	36,00
1100	21,00	17,00	-	19,00
1200	7,00	9,00	-	8,00
1300	3,00	-	-	3,00

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt

Fließgrenze σ_f aus Warmzug-Abkühlversuchen* mit $V_3 = 0,12$ mm/s			
T	σ_f		
in °C	in MPa		
	Probe I	Probe II	Mittelwert
100	515,00	505,00	510,00
300	538,00	574,00	556,00
600	95,00	93,00	94,00
700	60,00	63,00	61,50
800	51,00	51,00	51,00
900	41,00	43,00	42,00
1000	29,00	28,00	28,50
1100	19,00	15,00	17,00
1200	18,00	18,00	18,00

* Alle Versuche wurden auf der Gleeble 3800 durchgeführt.

Dehngrenzen $R_{p0,01}$ und $R_{p0,1}$ aus Warmzug-Abkühlversuchen*				
T	$R_{p0,01}$		$R_{p0,1}$	
in °C	in MPa			
	bei V_1	bei V_2	bei V_1	bei V_2
100	223,01	-	360,06	-
200	222,04	284,43	358,07	380,00
300	313,96	287,93	323,13	375,00
400	278,14	265,13	346,32	345,27
500	259,51	238,46	311,75	310,97
600	250,83	181,36	265,23	203,22
700	179,04	101,32	193,75	116,44
800	83,38	81,35	105,51	86,41
900	85,63	39,05	104,98	46,63
1000	73,90	30,42	80,90	34,08
1100	41,29	13,26	46,90	16,50
1200	24,75	4,91	27,53	6,93

* Alle Versuche wurden auf der Gleeble 3800 durchgeführt.

Bestimmung des E-Moduls - $V_1 = 45 \text{ mm/s}$			
Temperatur T in °C	E-Modul in MPa		
	Probe I	Probe II	Mittelwert
20*	211902	147860	179881
100	205386	215258	210322
200	207553	199322	203438
400	--	163927	163927
500	119379	--	119379
800	64103	88599	76351
900	59634	41144	50389
1000	46427	43272	44850
1100	14353	25429	19891
1200	4472	5954	5213
1300	3957		3957

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt

Bestimmung des E-Moduls - $V_2 = 0,16$ mm/s			
Temperatur T in °C	E-Modul in MPa		
	Probe I	Probe II	Mittelwert
20*	226000	225000	225500
100	195704	193400	194552
200	190996	190747	190871
400	165882	177503	150000
500	140799	--	121032
600	93384	99292	96338
700	72996	89863	81429
800	60374	74129	67252
900	32755	67864	50310
1000	34688	32035	33362
1100	25610	24781	25196
1200	1850	3268	2559
1300	1110	--	1110

* Versuche wurden nicht auf der Gleeble 3800 sondern auf der RMC Zugprüfmaschine durchgeführt