



**TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
WIEN**

Vienna University of Technology

DISSERTATION

Untersuchungen des Bauschinger-Effektes an thermomechanisch gewalzten Grobblechen unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der technischen Wissenschaften
unter der Leitung von

o.Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. H. Peter DEGISCHER
E308

Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften

von

Dipl.-Ing.(FH) Dipl.-Ing. Nikolaus Eder

0026301

Schüttaustraße 72-78/1/15

1220 Wien

Wien, im Juni 2011

eigenhändige Unterschrift

Diese Dissertation wurde begutachtet:

Meiner Familie gewidmet

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Herrn o.Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. H. Peter Degischer, der sich bereit erklärt hat, die vorliegende Arbeit zu betreuen, und mit seinem umfangreichen und tiefgründigen Wissen immer unterstützend zur Seite stand.

Ebenso geht mein Dank an Herrn Dipl.-Ing. Dr.techn. Rainer Grill, Leiter der Forschung & Entwicklung voestalpine Grobblech GmbH, welcher die vorliegende Arbeit erst ermöglicht hat, und dessen Hilfe und Erfahrung für die Umsetzung dieser Arbeit unentbehrlich war.

Meinen Kolleginnen und Kollegen vom Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, insbesondere Hrn. Dipl.-Ing. Jakob Six, Hrn. Dipl.-Ing. Dr.techn. Markus Hochegger, Fr. Mag. Marta Rodríguez-Hortalá, Hrn. Dipl.-Ing. Dr.techn. Michael Schöbel, Fr. Dipl.-Ing. Petra Homporová, Hrn. Ing. Christian Zaruba, Fr. ARätin i.R. Heidemarie Knoblich (†) und Hrn. Mag. Dipl.-Ing. Dr.techn. Bernd Bauer und den guten Seelen des Sekretariates, sowie allen anderen – hier nicht namentlich erwähnten KollegInnen – möchte ich für die fachlichen Gespräche und die geselligen privaten Abende herzlich danken.

An meine lieben Eltern Hedwig und Hans Eder und meine Großmutter Hilda Budik ergeht mein allergrößter Dank, da ich ohne ihre tatkräftige Hilfe und liebevolle Unterstützung dieses Ziel zu erreichen nicht in der Lage gewesen wäre.

Zu guter Letzt möchte ich meinen Freunden, Hrn. Dipl.-Ing. Markus Lutz, Hrn. Stephan Imre, BSc., Hrn. Christian Pils meine Anerkennung zum Ausdruck bringen.

Kurzfassung

Thermomechanisch gewalzte Grobbleche werden für die Herstellung von gas- und ölführenden Pipelines für Onshore- als auch Offshoreanwendungen verwendet. Beim UOE – Verfahren werden diese Grobbleche in mehreren Schritten zu Rohren gebogen, längs geschweißt und mechanisch expandiert. Aufgrund der unterschiedlichen plastischen Verformungsgrade, die die Bleche bei der Umformung erfahren, stellt sich ein nichtlineares Festigkeitsverhalten über die Blechdicke ein. Die auftretenden Entfestigungen nach Umkehr der Verformungsrichtung sind als Bauschinger Effekt bekannt, welcher erstmals 1886 von Johann Bauschinger beschrieben wurde.

Um genauere Kenntnisse des Einflusses der Wärmebehandlungszustände auf den Bauschinger Effekt zu erhalten, werden die thermomechanisch gewalzten Bleche in unterschiedlichen Zuständen untersucht. Dabei kommen 3 Methoden (Druck- und anschließender Zugversuch, Stauchzugversuch und Flachzugversuch an gebogenen Rohrstücken) zur Charakterisierung der mechanischen Kennwerte zum Einsatz. Die Berechnung der Bauschinger-Effekt-Faktoren beruht auf ingenieurmäßigen Überlegungen, die für das anwendungsbezogene Verständnis in dieser Arbeit neu aufgestellt werden.

Um die mechanischen Eigenschaften mit den Gefügeständen zu korrelieren, sind Diffraktionsmessungen, sowohl mit konventionellen Röntgen- als auch Synchrotronstrahlen, durchgeführt worden. Dabei kann lediglich der Ferritanteil gemessen werden, welcher auch in anderen Phasen wie Perlit oder Bainit vorkommt. Nanohärteuntersuchungen an Blechen verschiedener Festigkeitsklassen und Wärmebehandlungszustände sowie ergänzende metallographische Methoden (EBSD und Lichtmikroskopie) zeigen die Korrelation zwischen dem Gefüge und den Wärmebehandlungszuständen der Grobbleche.

Bleche mit einer „verspannten“ Gefügestruktur (z.B. Bainit und Martensit) weisen im Gegensatz zu Blechen mit einem hohen Ferritanteil hohe Bauschinger Effekte auf. Es konnte gezeigt werden, dass bei einem aus reinem Ferrit bestehenden Blech kein signifikanter Bauschinger Effekt auftritt, was den Einfluss der Kristallanisotropie vernachlässigbar macht. Ebenso wurde gezeigt, dass mit zunehmender Festigkeit der geprüften Bleche, und einem daraus folgenden hohen Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$, der Bauschinger Effekt zunimmt. Der Bauschinger Effekt gehärteter Bleche ist im Allgemeinen geringer als der im Walzzustand. Angelassene und vergütete Bleche weisen gemeinsam mit den Walzzuständen die höchsten BE auf, während Alterungsbehandlungen den Bauschinger Effekt verringern.

Abstract

Thermomechanically rolled heavy plates are used for the fabrication of gas and oil pipelines. These pipelines are formed by the UOE method. There, the plates are bent, longitudinally welded and mechanically expanded. Due to the plastic deformation of the plates during the fabrication a non linear strength behavior over the plate thickness occurs. In 1886, Johann Bauschinger found that softening occurs when a material is loaded in different directions (tensile or compression).

In order to understand the influence of heat treatment conditions on the Bauschinger effect better, the thermomechanically rolled sheets were tested in different states. 3 methods (compression and subsequent tensile tests, compression-tensile tests and flat tensile tests of pieces from bent pipe) are used to characterize the mechanical properties. The calculation of the Bauschinger effect factors is based on engineering considerations, which are set up for the new application-based analysis of this work.

Diffraction measurements using conventional x-ray and synchrotron sources have been performed to correlate the mechanical properties with the structural conditions. Only the ferrite can be measured, which also occurs in other phase combinations such as pearlite or bainite. Nano-hardness tests on sheets of different grades and heat treatment conditions, as well as complementary metallographic methods such as EBSD and light optical microscopy show the correlation between the microstructure and the heat treatment of the plates.

Plates with a "stressed" microstructure (eg bainite or martensite) have high Bauschinger effects as opposed to sheets with only ferrite/pearlite structure. It was shown, that a sheet made of pure ferrite does not produce a Bauschinger effect, therefore the theory of anisotropy is neglected. It was also shown that with increasing strength of the tested plates with a resulting high yield ratio $R_{p0,2}/R_m$, the Bauschinger effect increases. The Bauschinger effect of hardened sheets is generally lower than that of the rolled condition. Annealed and quenched and tempered plates have the highest BE in common with the rolling conditions, while aging treatments reduce the Bauschinger effect.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Problemstellung.....	1
1.2	Ziel der Arbeit.....	3
2	Stand der Technik	4
2.1	UOE Verfahren.....	4
2.2	Thermomechanisches Walzen.....	6
2.2.1	Temperaturführung.....	9
2.2.2	Einfluss der Legierungselemente.....	12
2.3	Bauschinger Effekt.....	14
2.4	Hypothese.....	16
3	Materialübersicht	18
3.1	Einteilung nach Festigkeitsklassen.....	18
3.2	Wärmebehandlungszustände.....	20
3.2.1	Betriebliche Grobbleche.....	20
3.2.2	Laborbleche.....	22
3.3	Chemische Zusammensetzung.....	23
4	Experimente und Methoden	29
4.1	Metallographie.....	29
4.1.1	Probenvorbereitung.....	29
4.1.2	Mikroskopie.....	29
4.1.3	EBSD.....	29
4.1.4	Nanohärte.....	30
4.2	Mechanische Prüfverfahren.....	31
4.2.1	Druck-/Zugversuch.....	32
4.2.2	Stauchzugversuche.....	36
4.2.3	Flachzugproben.....	38
4.3	Berechnung des Bauschinger Effektes.....	40
4.4	Diffraktion.....	42
4.4.1	Röntgen.....	42
4.4.2	Synchrotron.....	46
4.5	Dämpfungsmessung.....	48
5	Ergebnisse	50
5.1	Metallographie.....	50
5.1.1	Mikroskopie.....	50

5.1.2	EBSD	59
5.1.3	Nanohärte	62
5.2	Mechanische Prüfverfahren.....	72
5.2.1	Druck-/Zugversuche.....	72
5.2.2	Stauchzugversuche	91
5.2.3	Flachzugversuche.....	105
5.3	Bauschinger Effekt	116
5.3.1	$BE_0^{x\%}$ der Druck-/Zugversuche	117
5.3.2	$BE_0^{x\%}$ der Stauchzugversuche	124
5.3.3	$BE_0^{x\%}$ der Flachzugversuche	128
5.3.4	$BE^{x\%}$ der Druck-/Zugversuche	129
5.3.5	$BE^{x\%}$ der Stauchzugversuche	136
5.3.6	$BE^{x\%}$ der Flachzugversuche.....	140
5.4	Diffraction	141
5.4.1	Röntgen	141
5.4.2	Synchrotron.....	146
5.5	Dämpfungsmessung.....	149
6	Diskussion	151
6.1	Methodenvergleich	151
6.1.1	Vergleich der Druck-/Zugversuche mit den Stauchzugversuchen.....	151
6.1.2	Vergleich der Druck-/Zugversuche mit den Flachzugversuchen.....	153
6.2	Abhängigkeit des BE von der Vorverformung.....	154
6.3	Einfluss des Festigkeitsniveaus der Bleche auf den BE	156
6.4	Einfluss des Verfestigungsvermögens der Bleche auf den BE	162
6.5	Einfluss des Wärmebehandlungszustandes der Bleche auf den BE	164
6.6	Vergleich der Chargen.....	166
6.6.1	ULC.....	166
6.6.2	Charge 156348, 362034, 200410, 156325, 275070 und 275085.....	166
6.6.3	Charge 126625 und 278650	167
6.6.4	Charge 247967 und 274935	168
6.6.5	Charge 163683, 246325 und 273221	169
6.7	Einfluss der Gefügebestandteile auf den $BE_{max}^{x\%}$	170
7	Schlussfolgerungen	171
	Literaturverzeichnis	173
	Abbildungsverzeichnis	176
	Tabellenverzeichnis	184
	Lebenslauf.....	185

1 Einleitung

1.1 Problemstellung

Die voestalpine Grobblech GmbH (VAGB) liefert – neben einer Vielzahl an Grobblechen für diverse Anwendungszwecke (z.B. Offshore Bleche, plattierte Bleche, Kesselbleche, hochfeste und ultrahochfeste Grobbleche, verschleißfeste Bleche, Konstruktionsbleche usw.) – auch thermomechanisch gewalzte Röhrenbleche unterschiedlicher Festigkeitsklassen gemäß ANSI/API 5L, DIN EN 10208-2 und DNV OS-F101 [1], welche nach dem Herstellungsprozess an stahlverarbeitende Betriebe zur Herstellung von Pipelines, auch für den Sauer-gaseinsatz, gelangen.

Durch die Verarbeitung dieser Röhrenbleche zu längsnahtgeschweißten Rohren ergibt sich die Tatsache, dass das Rohr andere mechanische Kennwerte als das Blech aufweist.

Die für die längsnahtgeschweißten Großrohre (Länge ca. 12m od. 18m) benötigten Grobbleche werden thermomechanisch gewalzt, um hohe Zähigkeiten bei gleichzeitig hoher Festigkeit zu garantieren. Ebenso weisen diese Bleche feinkörnige Strukturen und vor allem aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehaltes gute Schweißseignung auf. Ein geringer Einsatz von teuren Legierungselementen ist nötig, um eine kostengünstige Herstellung dieser qualitativ hochwertigen Massenstähle zu gewährleisten.

Nach dem Biegen, eines Teilschrittes des UOE- Verfahrens (siehe Kapitel 2.1), stellen sich an der Außenseite des Bleches Zugspannungen, an der Rohrrinnenseite Druckspannungen ein (vgl. Abbildung 1-1).

Um die über die Blechdicke geforderten Festigkeiten zu garantieren, welche innerhalb eines definierten Bereiches liegen müssen (Kapitel 3.1), ist es von entscheidender Bedeutung den Festigkeitsverlauf über der Blechdicke zu kennen.

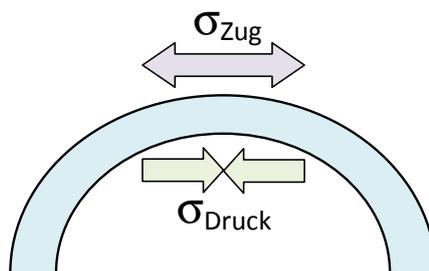


Abbildung 1-1: Spannungen an der Rohroberfläche aufgrund des Umformens

Ein weiterer wichtiger Faktor ist die Verlegung zu Land oder zu Wasser. Bei der Verlegung in Offshore Regionen kann es entweder aufgrund des Transportes (z.B. Reeling – Verfahren, Abbildung 1-2 links) oder der Verlegetechnik (S-Lay für Meerestiefen bis rund 500m, J-Lay bis 2.500m, Abbildung 1-2 rechts) der Pipelines zur Plastifizierung der Großrohre kommen. Diesbezügliche Untersuchungen sind nicht Teil der vorliegenden Arbeit, sondern werden nur der Vollständigkeit halber erwähnt.



Abbildung 1-2: Offshore Verlegung von Pipelines: aufgerollte Pipelines auf dem Verlegungsschiff Apache 2 (links) [2]; auf dem Schiff geschweißte Pipelines bei der Auslegung (rechts) [3]

1.2 Ziel der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist einerseits eine qualitative und quantitative Beschreibung des Festigkeitsverhaltens der Grobbleche über die Blechdicke nach dem Vorgang der Rohrerstellung, in Abhängigkeit des Blechdicken-/Durchmesser Verhältnisses (t/d) und des Aufweitvorganges bzw. der Expansion.

Andererseits werden verschiedene Wärmebehandlungszustände und somit unterschiedliche Gefüge gleicher Bleche bezüglich des Bauschinger Effektes (BE) verglichen, um so Rückschlüsse über die Ursachen des BE ziehen zu können, da sich kaum Literatur über den Einfluss der Wärmebehandlung von Stahl auf den BE findet.

Als ergänzenden Punkt wird auch auf einen Methodenvergleich zur Quantifizierung des Bauschinger Effektes eingegangen.

2 Stand der Technik

2.1 UOE Verfahren

Das Hauptanwendungsgebiet thermomechanisch gewalzter Grobbleche liegt in der Herstellung für Großrohre. Rohrwerke wie beispielsweise Europipe, Salzgitter Mannesmann oder Tata Steel (vormals Corus) verarbeiten Grobbleche zu längsnahtgeschweißten Großrohren, während spiralnahtgeschweißte Großrohre aus Grobblechen (z.B. Fa. Bender-Ferndorf) eher die Ausnahme für die Anwendung als Gaspipelines darstellen. Die Herstellung der längsgeschweißten Großrohre erfolgt im Allgemeinen durch das sogenannte UOE - Verfahren.

Die dafür verwendeten Bleche weisen in der Regel Längen von bis 12 m, Breiten von bis zu 2 - 4 m und Blechdicken im Bereich von 10 – 40 mm auf.

Ausschlaggebend für die Namensgebung des Rohrherstellungsverfahrens sind die Umformschritte, die das Blech durchläuft. Abbildung 2-1 zeigt eine schematische Darstellung des Umformvorganges.

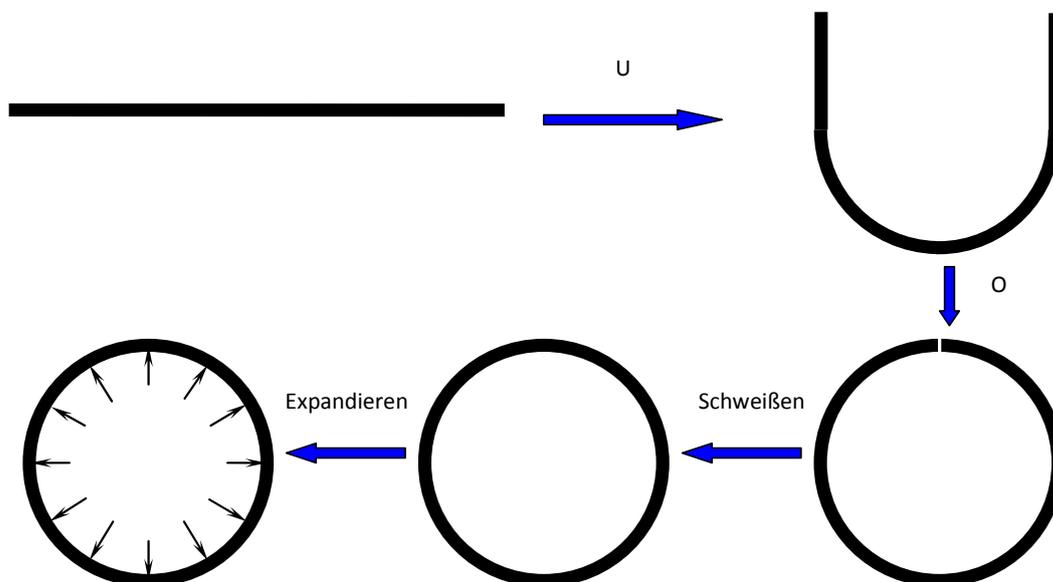


Abbildung 2-1: Schema der UOE Umformung

Im ersten Schritt wird aus dem ebenen Grobblech (nach dem Anbiegen der Längskanten) mittels U - Presse ein U - förmiges Profil erzeugt. Der nächste Arbeitsschritt beinhaltet das Umformen dieses Querschnittes zu einem O. Realisiert wird dies mittels hydraulischer O - Pressen, welche über Kräfte bis zu 500.000 kN auf einer Länge von 12 m verfügen können [4]. Hier werden, abhängig von der Blechdicke und dem Rohrrinnendurchmesser, Randfaserdehnungen zwischen 1,5 und 5% erreicht. Danach erfolgt im 3. Verfahrensschritt i.A. ein Mehrdraht UP – Schweißen in Lage-Gegenlage. Zur Kalibrierung und etwaiger Erhöhung der Dehngrenze des Rohres wird ein mechanisches Expandieren in der Größenordnung von bis zu 1% durchgeführt.

Eine genaue Prozessbeschreibung des UOE – Verfahrens der Fa. Europipe zeigt Abbildung 2-2.

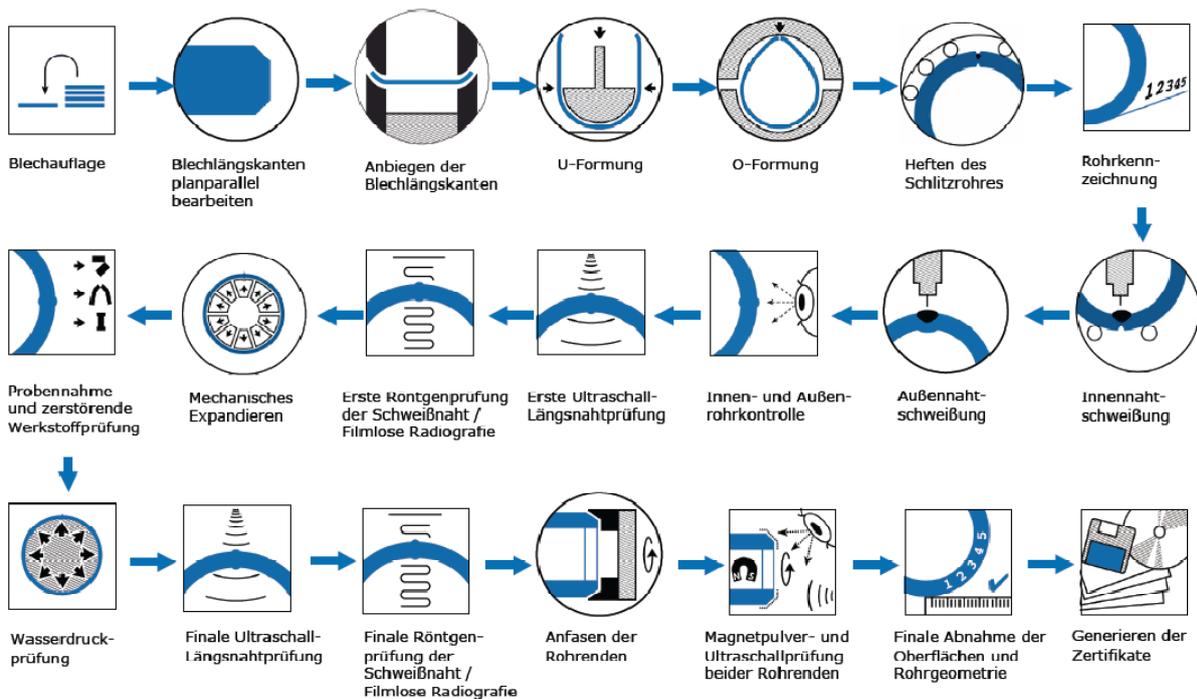


Abbildung 2-2: Fertigungsstufen der Rohrherstellung nach dem UOE – Verfahren der Fa. Europipe [5]

Wie schon eingangs erwähnt, stellen sich aufgrund des Umformens des Grobbleches, und des Expandierens des geschweißten Rohres, an diesem andere Festigkeiten (vor allem Dehngrenzen) ein, als das Ausgangsblech aufweist. Diese Veränderungen zu untersuchen und geeignete Verfahren dafür zu präsentieren ist unter anderem Ziel der vorliegenden Arbeit.

2.2 Thermomechanisches Walzen

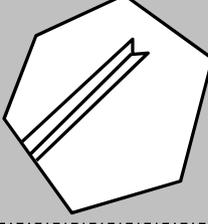
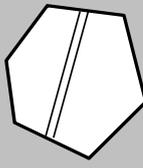
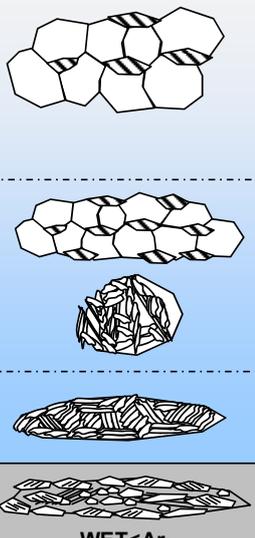
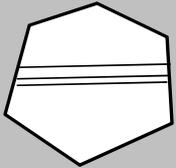
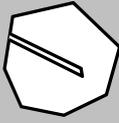
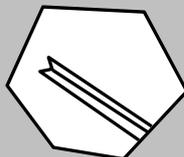
Aufgrund der immer höher werdenden mechanisch-technologischen Anforderungen der Stähle wurde vor einigen Jahrzehnten – neben dem normalisierenden Walzen – das thermomechanische Walzen (TM - Walzen) entwickelt. Dieses Verfahren zeichnet sich dadurch aus, dass durch die Temperaturführung und den Umformgrad positive Eigenschaften bezüglich der Festigkeit, Zähigkeit und Schweißseignung eingestellt werden können. In [6], [7] und [8] wird auf die Verarbeitungsmöglichkeiten von thermomechanisch behandelten Stählen eingegangen.

Die derzeit gültige Norm EN 10025-4:2004 definiert das TM-Walzen als *„Walzverfahren mit einer Endumformung in einem bestimmten Temperaturbereich, das zu einem Werkstoffzustand mit bestimmten Eigenschaften führt, der durch eine Wärmebehandlung allein nicht erreicht wird und nicht wiederholbar ist.“*

Diese sehr allgemeine Formulierung trifft nicht nur auf das thermomechanische Walzen mit nachfolgender Luftabkühlung, sondern auch auf TM – Walzen mit beschleunigter Kühlung zu. Um eine Abgrenzung zum normalisierenden Walzen zu erzielen (Endumformungen $>950^{\circ}\text{C}$), erfolgt die Endumformung beim TM-Walzen im Temperaturbereich des unteren Austenitgebietes bzw. direkt im γ/α - Gebiet. Dies hat zur Folge, dass der Austenit nicht mehr oder nur sehr eingeschränkt rekristallisiert und aufgrund dessen nur mehr konditioniert, also in Walzrichtung gestreckt wird. Die sich einstellenden Gefügestrukturen sind bei Luftabkühlung üblicherweise Ferrit/Perlit und bei unterbrochener beschleunigter Kühlung Bainit.

In Abbildung 2-3 werden die Unterschiede zwischen konventionellem Warmwalzen, normalisierendem (rekristallisierendem) Walzen und dem thermomechanischen Walzen in Hinblick auf die zu erreichenden Korngrößen miteinander verglichen.

Dabei sieht man, dass mit dem TM – Walzen, entsprechende Kühlung vorausgesetzt (Kapitel 2.2.1), die feinste Kornstruktur erreichbar ist und daraus bessere Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften realisierbar sind.

Walzverfahren	Brammenerw. T, t, Leg.	Vorwalzen Phi, T	Endumformung Phi, T; Leg	Kühlung dT/dt, KET; Leg
W				
RCR				
TM				

W ... warmgewalzt
N ... normalisierend gewalzt
TM ... thermomechanisch gewalzt

Abbildung 2-3: Einfluss des Walzverfahrens auf das Gefüge [4]

Da die genauen Walz- und Kühlparameter des Prozesses das Know-How der Forschung und Entwicklung der jeweiligen Betriebe darstellen, wird im Folgenden speziell auf das TM-Walzen von Grobblechen der VAGB näher eingegangen.

Im ersten Schritt, dem Vorwalzen, gelangt die gleichmäßig durchwärmte Bramme in das Walzwerk und wird reversierend in mehreren Stichen rekristallisierend auf eine gewisse Dicke gewalzt (Pendeldicke). Ziel des Vorwalzens ist es ein möglichst feines Rekristallisationsgefüge zu erhalten. Üblicherweise erfolgt danach die Breitung des Walzstückes, indem es um 90° gedreht wird und auf die geforderte Breite gewalzt wird. Anschließend erfährt es wieder eine 90° Drehung und eine weitere Längswalzung. Dies wird in einem Temperaturbereich oberhalb der Rekristallisationsstoptemperatur des Austenits durchgeführt [4].

Bis die Endumformtemperatur erreicht wird, wird das Grobblech im Walzwerk gependelt. Der zweite Walzschritt umfasst die Endumformung des Walzstückes bei tieferen Temperaturen wiederum reversierend mit mehreren Stichen. Je nach Anwendungsfall kann diese Walzendtemperatur (WET) im unteren Austenitgebiet

($WET > A_{r3}$, 800 – 820°C) oder im Zweiphasenbereich ($WET < A_{r3} > A_{r1}$, ca. 720°C) geschehen, siehe Abbildung 2-4.

Der dritte Schritt umfasst eine unterbrochene beschleunigte Kühlung, welche bei VAGB als ACC (**a**ccelerated cooling) bezeichnet wird. Bei diesem Kühlverfahren wird das Walzstück bis zu einer Kühlstopptemperatur (KST oder CST), welche im Bereich von 450 – 600°C liegt [4], mittels Wasser beschleunigt gekühlt. Im Anschluss daran kühlt das Blech an Luft bis zur Raumtemperatur ab.

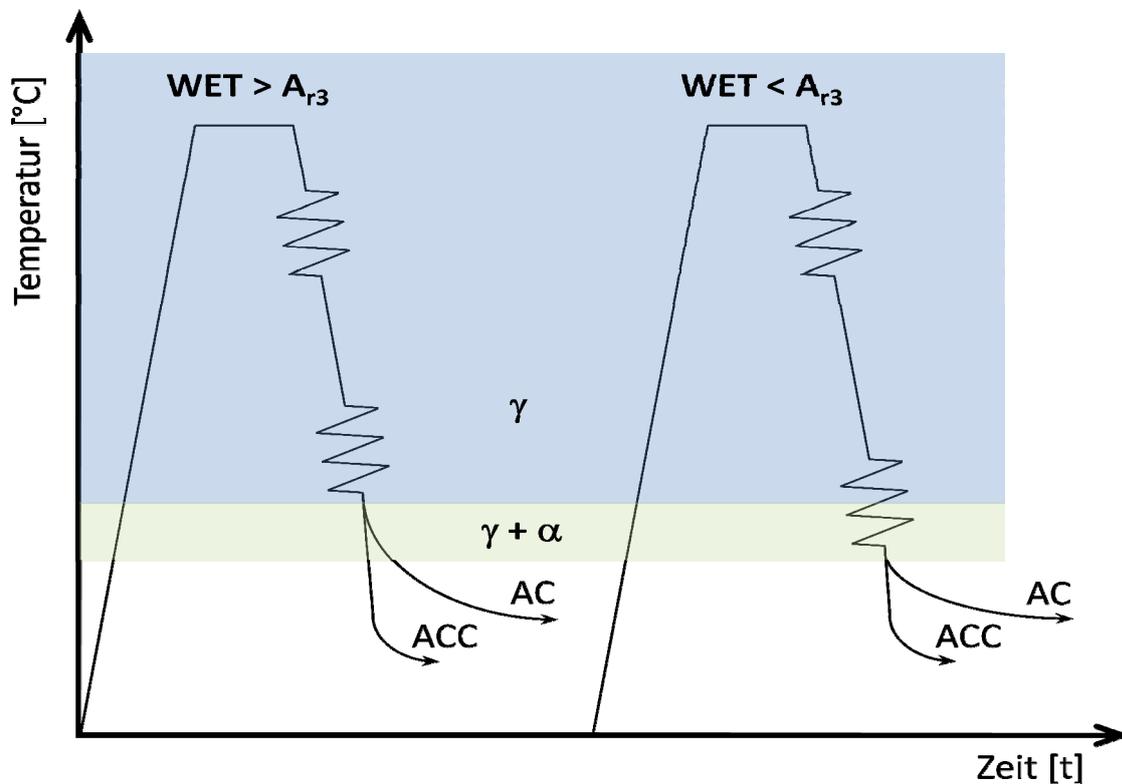


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Temperaturbereiche des TM-Walzprozesses

2.2.1 Temperaturführung

Der in dieser Arbeit geprüften Grobbleche liegen 3 unterschiedlichen Kühlbedingungen zugrunde:

- AC (air cooling): Nach dem Endumformvorgang wird das Blech an ruhender Luft abgekühlt.
- ACC (accelerated cooling): Das Blech wird in einer Schnellkühlanlage (Laminarkühlanlage) im Walzwerk auf die geforderte Kühlstopptemperatur beschleunigt gekühlt, danach an Luft bis zur Raumtemperatur gekühlt.
- DIC (direct intensive cooling): Bei DIC wird das Walzstück in der Schnellkühlanlage unter höherer Kühlraten auf tiefere Kühlstopptemperaturen als im ACC - Verfahren gekühlt.

Die DIC Kühlung findet bei betrieblichen Grobblechen der VAGB üblicherweise für hochfeste Grobbleche (X80 – X120) Anwendung. Auch andere Betriebe wie Dillinger Hüttenwerke wenden beschleunigte Kühlungen an [7,9].

Eine Abkühlung an Luft kommt bei VAGB beim TM - Walzen nicht mehr zum Einsatz, jedoch werden einfach normalisierend gewalzte Baustähle S235 – S355 an Luft abgekühlt. Hierbei liegt auch die Walzendtemperatur über A_{r3} (800 – 880°C). Dadurch wird ein ferritisch-perlitisches Gefüge eingestellt. Im Bereich von X65 bis X70 wurde vor dem Einsatz der beschleunigten Kühlung ebenfalls an Luft abgekühlt, jedoch mit dem Unterschied, dass $WET < A_{r3}$ (700 – 740°C) [4].

Abbildung 2-5 zeigt den Einfluss der Walzendtemperaturen und der Kühlbedingungen auf sich bei den Blechen einstellende Gefüge. Erhält man beim Warmwalzen und einer WET von 1000°C mit Luftabkühlung ein sehr grobes Korn, so stellt sich bei einer normalisierenden Walzung ein wesentlich feinkörnigeres Ferrit/Perlit – Gefüge ein. Im Vergleich dazu ist die Struktur der thermomechanisch gewalzten Bleche wesentlich feiner und zeiliger. Durch beschleunigtes Kühlen aus dem Austenitbereich kann die Zähigkeit gegenüber den luftgekühlten Blechen angehoben und ein äußerst feinkörniges und homogenes Gefüge erreicht werden [4].

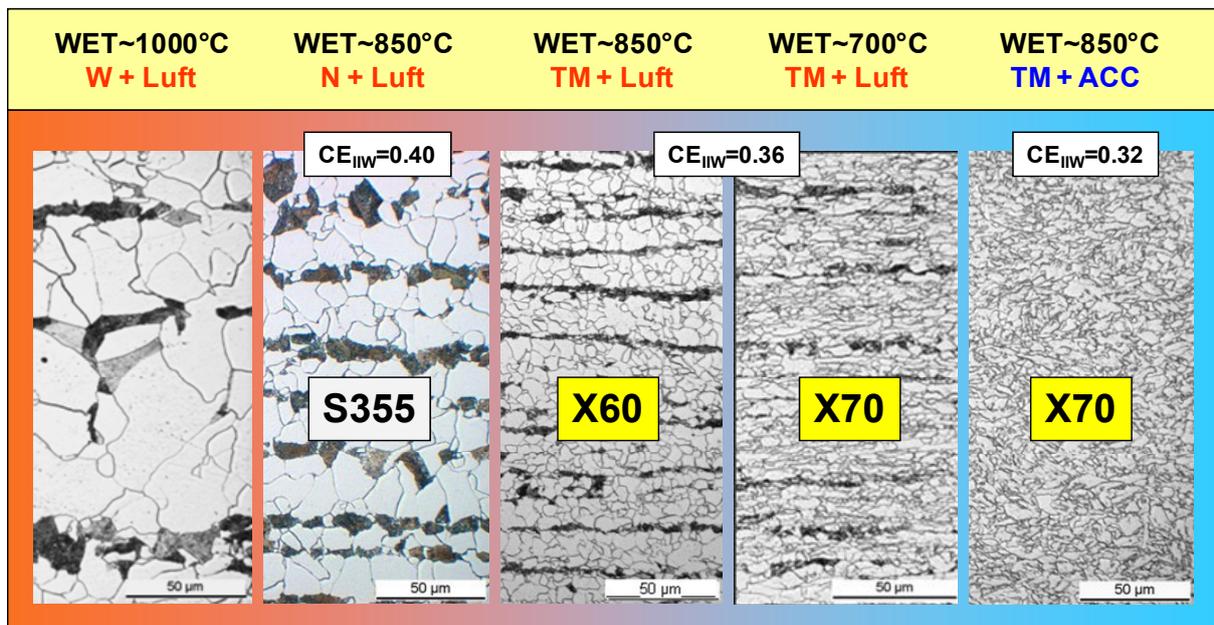


Abbildung 2-5: Einfluss des Walzens und der Temperaturführung auf das Gefüge [4]

Die A_{r3} – Temperatur für Luftabkühlung hängt vom Einsatz der Legierungselemente - insbesondere Mangan, Silizium und Niob [10] - ab, wodurch nach dem mathematischen Modell von Choquet [11] folgende Berechnung möglich ist:

$$A_{r3} = 902 - 572 \cdot C - 62 \cdot Mn + 60 \cdot Si$$

Das Berechnungsmodell von Ouchi [12] berücksichtigt die Blechdicke:

$$A_{r3} = 910 - 310 \cdot C - 80 \cdot Mn - 20 \cdot Cu - 15 \cdot Cr - 55 \cdot Ni - 80 \cdot Mo + 0,35 \cdot (h - 8)$$

Daneben existieren 2 Nippon Steel Modelle [13]:

$$A_{r3} = 879,4 - 516,1 \cdot C - 65,7 \cdot Mn + 38 \cdot Si + 274,7 \cdot P$$

$$A_{r3} = 901 - 325 \cdot C - 92 \cdot Mn + 33 \cdot Si + 287 \cdot P + 40 \cdot Al - 20 \cdot Cr$$

Das Choquet Modell [11] und das 2. Nippon Steel Modell [13] wurden in [19] für einen 42SiCr - Stahl mit Dilatometerergebnissen verglichen. Der Literatur konnten keine Vergleiche der Modelle [11] und [12] entnommen werden. In [20] konnte die Gültigkeit von [11] für einen hochfesten mikrolegierten Stahl bestätigt werden.

Bei Blechen höherer Festigkeitsklassen wird das TM + ACC Verfahren zur Herstellung genutzt. Dabei wird im Allgemeinen eine Entstehung von Ferrit bzw. Perlit verhindert, wodurch das Blech ein gleichmäßig bainitisches Gefüge bekommt, welches bei gleicher Festigkeitsklasse im Vergleich zur ferritisch-perlitischen Struktur höhere Zähigkeiten aufweist.

Die Kühlendtemperatur ist neben der Walzendtemperatur ebenfalls für das Gefüge des Bleches verantwortlich. Bei VAGB wird hierfür ein Temperaturfenster von 450 – 600°C genutzt, um eine bainitische Mikrostruktur zu erhalten. Höhere KST ergeben Ferrit und Perlit, tiefere Kühlstopptemperaturen führen zur Bildung von Martensit [4].

Eine Abschätzung der Martensitstarttemperatur, d.h. jene Temperatur, bei der sich Martensit zu bilden beginnt, kann nach Andrews [14] folgendermaßen durchgeführt werden:

$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 11 \cdot Si - 7 \cdot Mo \quad \text{in } [^{\circ}\text{C}]$$

Wie auch in [4] erwähnt, gibt es weitere Möglichkeiten zur Berechnung der M_s nach [15] und [16]:

$$M_s = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Cr - 17 \cdot Ni - 21 \cdot Mo \quad \text{in } [^{\circ}\text{C}] \quad [15]$$

$$M_s = 531 - 391,2 \cdot C - 43,3 \cdot Mn - 16,2 \cdot Cr - 21,8 \cdot Ni \quad \text{in } [^{\circ}\text{C}] \quad [16]$$

2.2.2 Einfluss der Legierungselemente

Das Ziel des Legierungsdesigns eines Grobbleches ist es, das beste Verhältnis von Festigkeit, Zähigkeit und Schweißseignung zu finden. Neben dem Herstellungs- und Walzverfahren spielen dabei auch die Legierungselemente eine entscheidende Rolle.

Um kostengünstig und wirtschaftlich produzieren zu können, muss der Legierungsmiteinsatz vor allem bei teuren Elementen (z.B. Mo, Ni) auf ein Minimum reduziert werden, ohne jedoch die geforderten mechanisch-technologischen Eigenschaften zu gefährden.

Im folgenden Kapitel wird auf die wesentlichen Legierungselemente und deren Einfluss auf die mechanischen Kennwerte einerseits, andererseits auf die Beeinflussung der Rahmenbedingungen des Walzvorganges eingegangen.

In der Herstellung der Grobbleche ist man bestrebt, den Kohlenstoffgehalt möglichst niedrig zu halten. Dies garantiert auf der einen Seite gute Schweißbarkeit (CE_{IIW} sollte unter 0,4 liegen), auf der anderen Seite ist ein geringer Kohlenstoffgehalt eine Voraussetzung für die Herstellung von sauergasbeständigen Röhrenblechen, da Kohlenstoff wie auch Mangan seigernd wirkt.

Der Anspruch an den Reinheitsgrad ist ebenso hoch, wodurch verunreinigende Elemente wie beispielsweise Phosphor und Schwefel, welche die Zähigkeit des Bleches negativ beeinflussen, in möglichst niedriger Konzentration vorliegen sollen.

Molybdän führt bei niedrigen Kühlraten zu einer Erniedrigung der $\gamma \rightarrow \alpha$ - Umwandlungstemperatur, bei hohen Kühlraten hingegen ist ein geringerer Einfluss gegeben. Weiters konnte in [4] auch eine Erhöhung der Zugfestigkeit bzw. der Dehngrenzen in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit beobachtet werden. Diese Festigkeitssteigerung lässt sich auf Mischkristall- und Umwandlungshärtung zurückführen, was Grill in seiner Arbeit [4] herausfand.

Chrom wird in höheren Mengen als klassischer Karbidbildner bei Kaltarbeitsstählen eingesetzt. Im Falle der untersuchten Grobbleche liegt der Chromgehalt mit max. 0,41 Gew.-% vergleichsweise niedrig, wodurch lediglich die Härte gesteigert wird. In [4] wird festgestellt, dass Chrom im Bereich von 0,03 bis 1,06 Gew.-% eine kontinuierliche Anhebung der Dehngrenze und der

Zugfestigkeit zur Folge hat, wohingegen die $\gamma \rightarrow \alpha$ - Umwandlungstemperatur abgesenkt wird.

Auch Nickel senkt die $\gamma \rightarrow \alpha$ - Umwandlungstemperatur und führt mit zunehmendem Gehalt zu höherer Härte und Festigkeit. Wie Untersuchungen in [4] zeigen, ergibt sich bei typischen Rohrstahtwerkstoffen bei einer Kühlrate von 20°C/s aufgrund der Umwandlungshärtung ein maximaler Einfluss auf die Härte; höhere Abkühlgeschwindigkeiten bedingen keinen Härtegewinn.

Mangan ist - wie auch Nickel – ein Austenitbildner und senkt die Austenit – Ferrit Umwandlungstemperatur zu tieferen Temperaturen [17]. Die Härte steigt, ebenso Dehngrenze und Zugfestigkeit [4].

Ein weiterer wichtiger Faktor für Grobbleche sind die Mikrolegierungselemente Niob, Titan und Vanadium, welche allesamt starke Karbid- und Nitridbildner sind. Besonders Niob hebt schon in sehr geringen Mengen die Rekristallisationstemperatur des Austenits an [18,10]. Vanadium und Niob tragen zusätzlich auch unter geeigneten Bedingungen zur Erhöhung der Härte und Festigkeit durch Ausscheidungshärtung bei (Luftabkühlung der Bleche). Geringe Titangehalte im Bereich von Hundertstel Gew.-% sind zur Vermeidung des Austenitkornwachstums bei der Brammenerwärmung und auch beim Schweißen in der Grobkornzone üblich (Titannitride) [4].

Bor erhöht über Umwandlungshärtung Festigkeit und Härte, sofern es in fester Lösung und nicht als Nitrid ausgeschieden vorliegt. Bereits 5 ppm Bor reichen aus um erhebliche Festigkeitssteigerungen zu erzielen [4].

2.3 Bauschinger Effekt

Johann Bauschinger erwähnte erstmals 1886 in [21] von einem Abfall der Elastizitätsgrenze durch Belastungsumkehr von Zug bzw. Druck. Darin wird festgehalten, dass sich durch Druckbelastungen - nach Aufbringen von Zugspannungen über der Elastizitätsgrenze - eben diese deutlich vermindert. Diese Entfestigung nach Lastumkehr wird als Bauschinger Effekt bezeichnet. Abbildung 2-6 veranschaulicht diesen Effekt.

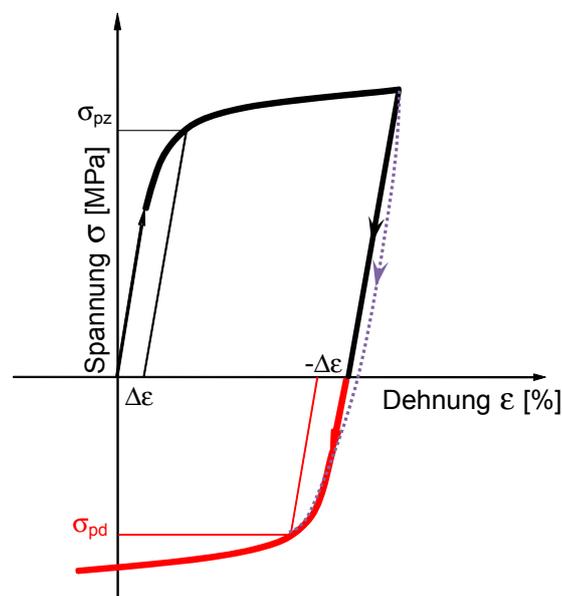


Abbildung 2-6: Vereinfachte Darstellung des Bauschinger Effekts

Es ist ersichtlich, dass nach Entlasten im plastischen Zugbereich und anschließender Druckverformung die Plastizitätsgrenze niedriger ausfällt. Das heißt, dass $|\sigma_{pz}| > |\sigma_{pd}|$, was eine Entfestigung bei zyklischer Beanspruchung bedeutet. In mancher Literatur wird bei Entlastung oft von einer völlig elastischen Rückverformung ausgegangen [22-24], was in den Versuchen nicht nachgewiesen werden konnte (Abbildung 2-6, violette Entlastungskurve), da irreversible, anelastische Mechanismen, wie etwa die Bewegung weniger stabiler Versetzungen, bei einer plastischen Entlastung zum Tragen kommen [25-27].

Die Grundlagen des Auftretens des Bauschinger Effektes sind Teil unzähliger Untersuchungen [21-49]. Die Entfestigung unter zyklischer Belastung tritt nicht nur bei Stahl, sondern auch bei Metallen wie Kupfer [29-32], Nickel [31,32], Magnesium [35] und Aluminium [31-34], sowie deren Legierungen auf. Die

Gemeinsamkeiten des Bauschinger Effektes in Kupfer, Aluminium und Nickel werden in [31] behandelt.

Bislang gibt es nur wenige Kenntnisse über den Bauschinger Effekt bei wärmebehandelten Stählen bzw. bei martensitischen, bainitischen oder schnell abgekühlter ferritisch-perlitischer Stähle [28,36].

Derzeit existiert noch keine vollständige Erklärung für die Ursachen des Bauschinger Effektes, jedoch gibt es mehrere Hypothesen, welche es zu beschreiben versuchen. Dabei werden auch Kombinationen der möglichen Wirkmechanismen für die Entfestigungen verantwortlich gemacht.

Eine Theorie geht davon aus, dass die Kornanisotropie, also die Richtungsabhängigkeit der Dehngrenzen, einen entscheidenden Beitrag zum BE liefert [37,38]. Dadurch überlagern sich Eigenspannungen bei entgegengesetzter Last mit makroskopischen Spannungen und führen zu einem Abfall der Dehngrenze [24].

Die Anisotropie spielt nicht nur bei polykristallinen Metallen eine Rolle, sondern auch bei einkristallinen. Diese Kristallanisotropie wurde in [29] an einem Kupfer-Einkristall gezeigt. Dahingehende Untersuchungen und Berechnungen finden sich in [39].

Ein weiterer Einfluss auf den Bauschinger Effekt geht von den in Metallen vorkommenden Versetzungen aus. Die Wechselwirkungen dieser eindimensionalen Gitterfehler und die daraus resultierenden Eigenspannungen sind eine der Ursachen des Auftretens des Bauschinger Effektes [40,41].

Dabei gibt es verschiedene Wirkmechanismen der Versetzungen mit Gleit-Hindernissen, welche Korngrenzen, Zweitphasen und/oder eingelagerte Teilchen, sowie andere Versetzungen darstellen können.

In [31,42,43] wird der Bauschinger Effekt anhand der Versetzungsbewegung zwischen Hindernissen erklärt. Die bei der ersten Belastung gespeicherten Versetzungen wandern bei Lastumkehr über die freien Wege zurück, während die anderen Versetzungen in neue Hindernisse laufen und Rückspannungen bewirken. Diese Rückspannungen führen zu einer Absenkung der Dehngrenze nach Umkehr der Belastungsrichtung.

Ebenso kann ein Aufstau der Versetzungen an Korngrenzen [30,44,45] eine der möglichen Ursachen für den Bauschinger Effekt sein. In mehrphasigen Werkstoffen kann man einen höheren BE beobachten, was auf die Interaktion der Versetzungen mit den Teilchen in Zweitphase zurückzuführen ist [41]. Dabei unterscheidet man hinsichtlich des Mechanismus, ob es sich um ein kohärentes

bzw. teilkohärentes Teilchen oder um ein inkohärentes handelt. Während erstere durch die Versetzungen geschnitten werden, so werden inkohärente Teilchen von den Versetzungen umgangen und bilden die Versetzungsringe (Orowan – Mechanismus), welche ihrerseits ebenfalls wieder Rückspannungen zur Folge haben.

Neuere Untersuchungen zeigen, dass der Bauschinger Effekt abhängig von der Belastungsrichtung ist und der Widerstand gegen die Versetzungsbewegung anisotrop ist [28]. [46] zeigt, dass Druck-/Zugversuche einen höheren BE ergeben als Zug-/Druckversuche. Auch weisen Zug-/Druckversuche andere BE – Werte als im Biegeversuch auf [28].

Eine Quantifizierung des Bauschinger Effektes kann auf vielfältige Weise spannungs-, dehnungs- oder energiebezogen durchgeführt werden. Der BSP (Bauschinger - Spannungsparameter) und BEP (Bauschinger – Energieparameter) wurden in [47] vorgestellt. [48] beschreibt, dass der BSP ein Maß für die Rückspannungen von Teilchen auf Versetzungen ist. Theoretische Kenngrößen wie der „Bauschinger stress parameter“, „Bauschinger strain parameter“ oder „Bauschinger energy parameter“ werden in [49] behandelt. Diese Berechnungsmodelle haben für die ingenieurmäßige Anwendung eine untergeordnete Bedeutung, daher wird in der vorliegenden Arbeit der Bauschinger Effekt vergleichend berechnet, wie in Kapitel 4.3 beschrieben wird.

2.4 Hypothese

Aufgrund der Tatsache, dass es kaum Untersuchungen an wärmebehandelten, thermomechanisch gewalzten Grobblechen gibt, lag es nahe, Untersuchungen diesbezüglich durchzuführen.

Da durch die unterschiedlichen Wärmebehandlungen verschiedene Gefügestände eingestellt werden können, und zusätzlich auch verschiedene Ausgangsbleche vorlagen, können die in der Literatur erwähnten Ursachen für den Bauschinger Effekt, welche auf Rückspannungen durch Versetzungsbewegungen bzw. an der Hinderung der Versetzungsbewegung beruhen, verifiziert werden.

Die Hypothese war, dass eine Korrelation der Gefügestände der Bleche mit dem Auftreten des Bauschinger Effektes vorliegen muss und dass diese Wechselbeziehung zum weiteren Verständnis des Bauschinger Effektes beiträgt.

Ebenso wird davon ausgegangen, dass ein Alterungsprozess eine Stabilisierung des Bleches bewirkt, was den Bauschinger Effekt aufgrund von Versetzungsfixierung herabsetzt.

Weiters wird vermutet, dass aufgrund der Wärmebehandlungszustände in Bezug auf die Versetzungsbewegung und den daraus folgenden Rückspannungen zwischen 3 Mechanismen (Abbildung 2-7) unterschieden werden kann:

- Rückspannungen aufgrund von Teilchen
- Rückspannungen aufgrund von fixierten Versetzungen
- Keine Rückspannungen durch freie Versetzungsbewegung

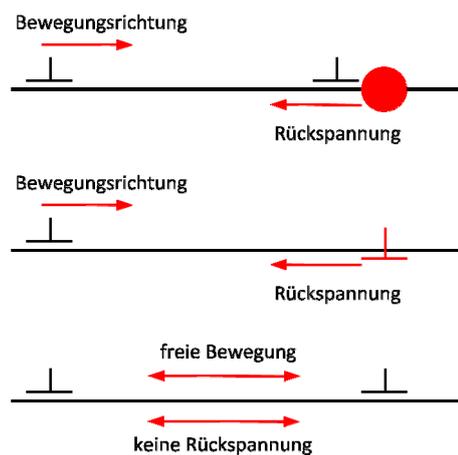


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Versetzungsbewegung

3 Materialübersicht

3.1 Einteilung nach Festigkeitsklassen

Bei den in dieser Arbeit untersuchten Blechen handelt es sich um thermomechanisch gewalzte Grobbleche und Laborbleche, welche von der VAG bereit gestellt wurden. Insgesamt sind 15 Chargen mit bis zu 6 verschiedenen Wärmebehandlungszuständen geprüft worden (Tabelle 3-3 und Tabelle 3-4).

Die thermomechanisch gewalzten und geschweißten Stahlrohre können in Festigkeitsklassen nach der Norm für Großrohrgüte ANSI/API 5L, beziehungsweise nach DIN EN 10208-2, eingeteilt werden (Tabelle 3-1).

Dabei ist zu beachten, dass diese Normen ausschließlich für nahtlose und geschweißte Rohre gültig sind, nicht aber für ebene, unverformte Bleche.

API5L	EN 10208-2	Streckgrenze bzw. 0,2% Dehngrenze [MPa]		Zugfestigkeit [MPa]	
		min.	max.	min.	max.
X42 M	L 290 M	290	496	414	758
X46 M	L 320 M	317	524	434	758
X52 M	L 360 M	359	531	455	758
X56 M	L 390 M	386	544	490	758
X60 M	L 415 M	414	565	517	758
X65 M	L 450 M	448	600	531	758
X70 M	L 485 M	483	621	565	758
X80 M	L 555 M	552	690	621	827
X90 M	L 625 M	625	775	695	915
X100 M	L 690 M	690	840	760	990
X120 M	L 830 M	828	1050	915	1145

Tabelle 3-1: Übersicht der Festigkeiten nach ASTM API 5L und EN 10208-2

Nach ANSI/API 5L ergeben sich die Bezeichnungen der Rohrstähle nach den Mindeststreckgrenzen bzw. -dehngrenzen in 10^{-3} psi. Somit muss ein X70 eine minimale Dehngrenze von 70.000 psi (\triangleq 480 MPa) aufweisen.

Die DIN EN 10208-2 hingegen benennt die Stähle nach der Mindeststreckgrenze bzw. -dehngrenze in MPa. Der Zusatz M kennzeichnet eine thermomechanische Walzung. Eine Umrechnung der Einheiten von psi in MPa erfolgt über den Faktor 0,00689.

Die Güteklassen X100 und X120, finden zum derzeitigen Stand noch keine industrielle Anwendung im Pipelinebau. Es werden jedoch Versuchsleitungen dieser Festigkeitsklassen verlegt, wobei aber noch Untersuchungen hinsichtlich des Rissstoppverhaltens notwendig sind [4].

Um innerhalb der Chargen Vergleichbarkeit bezüglich des Festigkeitsniveaus zu gewährleisten, werden in Tabelle 3-2 die Grobbleche in jene Festigkeitsklassen eingeteilt, in denen sie als fertige Stahlrohre zur Anwendung kommen.

API5L	EN 10208-2	Blechnr.	Schmelze	Bemerkung
-	-	ULC	ULC	Laborblech
X60 M	L 415 M	156348	951822	
		214417	707275	
X65 M	L 450 M	362034	874723	Laborblech
		200410	900370	
X70 M	L 485 M	126625	758621	
		156325	951685	
		278650	871809	
		275070	704864	
		275085	816661	
X80 M	L 555 M	247967	767986	
		274935	890408	Laborblech
X120 M	L 830 M	163683	859898	
		273221	770107	alform 700 M
		246325	813011	alform 700 M

Tabelle 3-2: Zuordnung der Bleche zu den Normen

Bei den Chargen 362034 und 274935 handelt es sich um Laborbleche, die eigens spezielle Wärmebehandlungszustände erfahren haben (Kapitel 3.2.2), jedoch als X65 und X80 klassifiziert werden können.

Ein ultra low carbon Laborblech (Charge ULC) wurde ebenso eingesetzt, um eine Charakterisierung eines aus - fast ausschließlich - Ferrit bestehenden Gefüges hinsichtlich des Bauschinger Effektes vorzunehmen.

Die geprüften Bleche, welche aus der industriellen Fertigung stammen, decken den Bereich von X60 (Blech 156348 und 214417), X65 (Charge 200410) und X80 (247967) bis hin zu den hochfesten X120 (163683, 273221 und 246325) ab. Der Großteil der Proben ist der ANSI/API 5L Güteklasse X70 zuzuordnen (Blech 126625, 156325, 278650, 275070 und 275085).

3.2 Wärmebehandlungszustände

3.2.1 Betriebliche Grobbleche

Die getesteten Grobbleche liegen in bis zu 6 verschiedenen Wärmebehandlungszuständen vor, um unterschiedliche Gefüge bei gleicher chemischer Zusammensetzung bezüglich des Bauschinger Effektes vergleichen zu können. Um die Bezeichnungen übersichtlich zu halten, werden diese folgendermaßen abgekürzt:

- **WZ** ... Walzzustand; Grobblech im Lieferzustand nach dem thermomechanischen Walzen
 - **A** ... „angelassener“ Zustand; Erwärmung des WZ auf 600-660°C, anschließend an Luft abgekühlt
 - **N** ... „normalisierter“ Zustand; Austenitisierung des WZ bei 900 bzw. 920°C, danach an Luft abgekühlt
 - **H** ... „gehärteter“ Zustand; Erwärmung des WZ auf 1000°C, in Wasser abgeschreckt
 - **V** ... „vergüteter“ Zustand; Austenitisierung des WZ bei 1000°C, in Wasser abgeschreckt, anschließend bei 600-660°C angelassen
 - **WA** ... entspricht dem Walzzustand mit anschließender Alterung bei 230-240°C
 - **AA** ... stellt den gealterten „angelassenen“ Zustand dar;
 - **NA** ... „normalisierter“ Zustand mit nachheriger Alterung
 - **HA** ... „gehärteter“ Zustand mit anschließender Alterung
 - **VA** ... gealterter Zustand des „vergüteten“ Walzzustandes
-

	API5L	EN 10208-2	Blechnr.	Schmelze	Wärmebehandlungszustand
Walzzustand	X60 M	L 415 M	156348	951822	WZ
		L415 M	214417	707275	WA
	X65 M	L 450 M	200410	900370	A, N, H, V, WA, AA, NA, HA, VA
	X70 M	L 485 M	126625	758621	H
		L 485 M	156325	951685	A, N, H
		L 485 M	278650	871809	A, N, H, V
		L 485 M	275070	704864	A, V
	X80 M	L 485 M	275085	816661	A, V
		L 555 M	247967	767986	A, N, H, V
	X120 M	L690 M	163683	859898	A
		L 830 M	273221	770107	A, N, H, V
		L 830 M	246325	813011	A, WA

Tabelle 3-3: Übersicht der Wärmebehandlungszustände der betrieblichen Grobbleche

In Tabelle 3-3 findet sich die Auflistung der betrieblichen Grobbleche und deren Wärmebehandlungszustände vor den jeweiligen Prüfvorgängen. Alle Materialien kommen im Walzzustand; ausgenommen die Bleche 156348, 214417 und 126625, liegt bei allen anderen Blechen zusätzlich noch der angelassene Zustand vor. Der überwiegende Teil der Chargen wurde überdies noch gehärtet und vergütet.

3.2.2 Laborbleche

Das Blech ULC entstammt einer Probenentnahme aus dem Vorstreifen des Warmbandes.

Die beiden anderen Laborbleche (Charge 362034 und 274935) stammen aus betrieblichen Schmelzen, wurden jedoch im Labor aus Blechen einer Dicke von 80 mm fertig gewalzt.

API5L	EN 10208-2	Blechnr.	Schmelze	Wärmebehandlungszustand	
-	-	ULC	ULC	-	
X65 M	L 450 M	362034	874723	F	DIC, WET 860°C
				G	AC, WET 860°C
				H	ACC, WET 870°C, CST 565°C
				I	ACC, WET 870°C, CST 458°C
X80 M	L 555 M	274935	890408	Y1	ACC, KET 465°C
				Y2	ACC, KET 548°C
				YL	AC, KET 845°C
				YW	DIC, KET 20°C
				Z1	AC, WET 850°C, 740°C40'/Wasser
				Z2	AC, WET 850°C, 800°C40'/Wasser
				Z3	AC, WET 850°C, 840°C40'/Wasser
				Z4	AC, WET 850°C, 880°C40'/Wasser

Tabelle 3-4: Übersicht der Wärmebehandlungszustände der Laborbleche

Eine Besonderheit ist der ULC Stahl, welcher einen sehr geringen Kohlenstoffgehalt von 20 ppm und einen – im Vergleich zu den übrigen Materialien – relativ hohen Schwefelgehalt von 80 ppm aufweist.

Bei Charge 362034 wurden durch unterschiedliche Kühlverfahren und variierende Kühlstopptemperaturen verschiedene Gefüge eingestellt (siehe auch Kapitel 5.1.1).

Die Bleche der Reihe 274935 wurden durch interkritisches Glühen im Bereich von 740 – 880°C und anschließendem Abschrecken in Wasser auf verschiedene Festigkeitsniveaus gebracht. Zusätzlich wurden noch 4 weitere Gefügestände durch unterschiedliche Kühlbedingungen (AC, ACC und DIC) hergestellt.

3.3 Chemische Zusammensetzung

Tabelle 3-5 zeigt die chemische Zusammensetzung aller Chargen. Farblich hinterlegt sind die in Kapitel 3.2.2 aufgelisteten Laborbleche. Zusätzlich ist zu erwähnen, dass jedes Blech aus einer eigenen Schmelze stammt.

Die Berechnung der Kohlenstoffäquivalente $CEV (=CE_{IIV})$ und PCM erfolgt nach folgenden Formeln:

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad \text{in wt\%}$$

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{Cr + Mn + Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad \text{in wt\%}$$

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{IIV}	Pcm
ULC	ULC	0,002	0,00	0,07	0,003	0,0080	0,02	0,01	0,01	0,00	0,01	0,001	0,001	0,001	0,0002	0,0021	0,02	0,01
874723	362034	0,031	0,31	1,48	0,004	0,0010	0,03	0,18	-	-	-	-	0,042	0,010	-	0,0050	0,32	0,13
816661	275085	0,031	0,33	1,60	0,008	0,0007	0,03	0,17	-	-	-	-	0,090	0,011	-	0,0046	0,34	0,13
900370	200410	0,036	0,32	1,54	0,007	0,0004	0,04	0,17	-	-	-	-	0,045	0,012	-	0,0044	0,33	0,13
951822	156348	0,039	0,34	1,57	0,006	0,0010	0,04	0,17	-	-	-	-	0,045	0,014	-	0,0065	0,34	0,14
951685	156325	0,041	0,33	1,54	0,007	0,0006	0,04	0,18	-	-	-	-	0,045	0,012	-	0,0045	0,34	0,14
704864	275070	0,080	0,31	1,85	0,016	0,0008	0,04	0,04	-	-	0,08	-	0,048	0,023	-	0,0037	0,40	0,19
758621	126625	0,044	0,33	1,73	0,006	0,0011	0,04	0,12	-	0,07	-	0,036	0,033	0,013	-	0,0043	0,38	0,16
871809	278650	0,055	0,33	1,75	0,006	0,0007	0,04	0,11	-	0,07	-	0,032	0,033	0,013	-	0,0058	0,39	0,17
707275	214417	0,058	0,33	1,68	0,008	0,0005	0,03	0,18	-	0,13	-	-	0,042	0,013	-	0,0040	0,40	0,17
767986	247967	0,066	0,32	1,79	0,009	0,0004	0,02	0,16	-	0,13	-	-	0,038	0,012	-	0,0039	0,43	0,18
890408	274935	0,070	0,31	1,84	0,009	0,0007	0,02	0,17	-	0,13	-	-	0,041	0,010	-	0,0051	0,44	0,19
813011	246325	0,053	0,34	1,65	0,007	0,0009	0,03	0,41	-	0,23	-	0,038	0,041	0,012	0,0015	0,0063	0,47	0,19
859898	163683	0,074	0,36	1,93	0,008	0,0007	0,03	0,17	-	0,22	-	0,038	0,037	0,013	0,0012	0,0053	0,48	0,22
770107	273221	0,087	0,32	1,64	0,013	0,0008	0,04	0,41	-	0,21	-	0,035	0,039	0,013	0,0012	0,0054	0,49	0,22

Tabelle 3-5: Chemische Zusammensetzung der geprüften Bleche [Masse %]

In Tabelle 3-6 bis Tabelle 3-18 wird auf die chemische Zusammensetzung der einzelnen Grobbleche genauer eingegangen.

Die verwendeten Werkstoffe – außer Charge ULC – werden in 4 Kategorien eingeteilt:

In der ersten Kategorie befinden sich Stähle ohne nennenswerte Legierungsgehalte an Molybdän und Bor (Bleche 362034, 275085, 200410, 156348, 156325 und 275070), jedoch mit einer Mikrolegierung von Niob und Titan. Die zweite Gruppe bilden jene Bleche, welche einen geringen Molybdängehalt aufweisen und zusätzlich mit Niob, Vanadium und Titan mikrolegiert sind (126625 und 278650).

Grobbleche mit höheren Molybdängehalten (> 0,1%) ohne Bor finden sich in der dritten Kategorie (214417, 247967 und 274935).

Die Gruppe der hochfesten Stähle (246325, 163683 und 273221) weisen neben den höchsten Gehalten an Molybdän zusätzlich geringe Anteile an Bor und Niob, Vanadium und Titan auf.

Charge ULC

Die chemische Zusammensetzung (Tabelle 3-6) dieses Laborbleches weist einen sehr geringen Kohlenstoffgehalt von 0,002% und einen - im Vergleich mit den anderen geprüften Blechen – hohen Schwefelgehalt von 0,008% auf. Ansonsten ist dieses Blech unlegiert.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
ULC	ULC	0,002	0,00	0,07	0,003	0,0080	0,02	0,01	0,01	0,00	0,01	0,001	0,001	0,001	0,0002	0,0021	0,02	0,01

Tabelle 3-6: Chemische Zusammensetzung Charge ULC [Masse %]

Charge 362034

Hierbei handelt es sich um ein Laborblech mit dem in Vergleich geringsten Mangangehalt von 1,48%, ausgenommen der Charge ULC. Die chemische Zusammensetzung und die Legierungselemente ähneln jener der Charge 156348. Eine genaue chemische Analyse findet sich in Tabelle 3-7.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
874723	362034	0,031	0,31	1,48	0,004	0,0010	0,03	0,18	-	-	-	-	0,042	0,010	-	0,0050	0,32	0,13

Tabelle 3-7: Chemische Zusammensetzung Charge 362034 [Masse %]

Charge 275085

Der untersuchte Werkstoff ist der letzte Vertreter der Festigkeitsklasse X70 und mit einem Niobgehalt von 0,09% auch der damit am höchsten mikrolegierte, was eine Anhebung der Rekristallisationstemperatur zur Folge hat [4]. Aus Tabelle 3-8 geht eine übersichtliche chemische Zusammensetzung dieser Schmelze hervor.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
816661	275085	0,031	0,33	1,60	0,008	0,0007	0,03	0,17	-	-	-	-	0,090	0,011	-	0,0046	0,34	0,13

Tabelle 3-8: Chemische Zusammensetzung Charge 275085 [Masse %]

Charge 200410

Dieses Blech der Güteklasse X65 weist eine nahezu idente chemische Zusammensetzung wie Charge 362034 (siehe Tabelle 3-9) auf, jedoch mit dem Unterschied, dass es sich hier um eine betriebliche Schmelze handelt. Das Mikrolegierungskonzept basiert auf Niob und Titan.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
900370	200410	0,036	0,32	1,54	0,007	0,0004	0,04	0,17	-	-	-	-	0,045	0,012	-	0,0044	0,33	0,13

Tabelle 3-9: Chemische Zusammensetzung Charge 200410 [Masse %]

Charge 156348

Dieser X60 hat verglichen mit den übrigen betrieblichen Grobblechen die geringste Festigkeit im Walzzustand und den höchsten Stickstoffgehalt von 0,0065%. Ebenso ist der Gehalt an Mangan gemeinsam mit den Blechen 362034, 200410 und 156325 am geringsten. Tabelle 3-10 ist die detaillierte chemische Zusammensetzung zu entnehmen.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
951822	156348	0,039	0,34	1,57	0,006	0,0010	0,04	0,17	-	-	-	-	0,045	0,014	-	0,0065	0,34	0,14

Tabelle 3-10: Chemische Zusammensetzung Charge 156348 [Masse %]

Charge 156325

Schmelzenummer 951685 unterscheidet sich bis auf die geringere Zugabe von Mangan kaum vom vorigen Blech 156348. Wie auch die Vorgänger wurde mit Niob und Titan mikrolegiert. Aus Tabelle 3-11 geht die chemische Zusammensetzung hervor.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
951685	156325	0,041	0,33	1,54	0,007	0,0006	0,04	0,18	-	-	-	-	0,045	0,012	-	0,0045	0,34	0,14

Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung Charge 156325 [Masse %]

Charge 275070

Dieser X70 weist neben dem höchsten Gehalt an Phosphor den geringsten Chromgehalt auf. Darüber ist Titan mit 0,023% bei diesem Werkstoff am höchsten zulegiert (siehe Tabelle 3-12). Der Gehalt an Mangan ist mit 1,85% für einen X70 im oberen Bereich angesiedelt.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
704864	275070	0,080	0,31	1,85	0,016	0,0008	0,04	0,04	-	-	0,08	-	0,048	0,023	-	0,0037	0,40	0,19

Tabelle 3-12: Chemische Zusammensetzung Charge 275070 [Masse %]

Charge 126625

Bei der vorliegenden Legierung handelt es sich um einen X70 mit einem etwas erhöhten Mangangehalt von 1,73% und dem höchsten Mikrolegierungsgehalt an Vanadium, wie Tabelle 3-13 veranschaulicht. Ebenso wurde dieses Blech mit Molybdän (0,07%) legiert. Mikrolegiert wurde mit Niob, Vanadium und Titan.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
758621	126625	0,044	0,33	1,73	0,006	0,0011	0,04	0,12	-	0,07	-	0,036	0,033	0,013	-	0,0043	0,38	0,16

Tabelle 3-13: Chemische Zusammensetzung Charge 126625 [Masse %]

Charge 278650

Dieser Werkstoff unterscheidet sich lediglich durch einen leicht höheren Kohlenstoffgehalt von 0,055% und einen höheren Stickstoffgehalt von Charge 126625. Die Vanadium- und Molybdängehalte liegen ähnlich hoch, was aus Tabelle 3-14 hervorgeht.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
871809	278650	0,055	0,33	1,75	0,006	0,0007	0,04	0,11	-	0,07	-	0,032	0,033	0,013	-	0,0058	0,39	0,17

Tabelle 3-14: Chemische Zusammensetzung Charge 278650 [Masse %]

Charge 214417

Die Schmelze 707275 zeichnet sich durch einen höheren Gehalt an Molybdän (0,13%) als die Bleche 126625 und 278650 aus. In Tabelle 3-15 ist die Zusammensetzung der Charge 214417 aufgelistet. Das Mikrolegierungskonzept basiert ebenfalls wieder auf Niob und Titan.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
707275	214417	0,058	0,33	1,68	0,008	0,0005	0,03	0,18	-	0,13	-	-	0,042	0,013	-	0,0040	0,40	0,17

Tabelle 3-15: Chemische Zusammensetzung Charge 214417 [Masse %]

Charge 247967

Dieser aus einer betrieblichen Schmelze stammende X80 hat die überwiegend gleiche chemische Zusammensetzung wie der aus der Laborschmelze stammende X80 (Charge 274935). Lediglich der Kohlenstoffgehalt, der Gehalt an Mangan und Stickstoff fallen hier etwas geringer aus, was Tabelle 3-16 belegt.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
767986	247697	0,066	0,32	1,79	0,009	0,0004	0,02	0,16	-	0,13	-	-	0,038	0,012	-	0,0039	0,43	0,18

Tabelle 3-16: Chemische Zusammensetzung Charge 247967 [Masse %]

Charge 274935

Diese Legierung stammt aus einem Laborblech und ist mit 1,84% Mangan der damit am zweitstärksten legierte. Die sonst fast identischen Legierungsgehalte wie Schmelze 767986 sind in Tabelle 3-17 ersichtlich. Niob und Titan finden sich in diesem Blech ebenso wie Molybdän.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
890408	274935	0,070	0,31	1,84	0,009	0,0007	0,02	0,17	-	0,13	-	-	0,041	0,010	-	0,0051	0,44	0,19

Tabelle 3-17: Chemische Zusammensetzung Charge 274935 [Masse %]

Charge 246325

Dieser Werkstoff ist ein X120 und etwas stärker mit Molybdän, Niob, Vanadium und Titan mikrolegiert als die Vorgänger. Als Vertreter der hochfesten Stähle weist er einen Borgehalt von 15 ppm auf. Bor hat bei beschleunigt gekühlten Blechen eine festigkeitssteigernde Wirkung [4]. Auch ist der Chromgehalt mit rund 0,4% höher als bei den Grobblechen geringerer Festigkeit. Beide alform 700 Bleche (273221 und 246325) sind aufgrund ihrer Legierungen für größere Blechdicken geeignet. Tabelle 3-18 zeigt die chemische Zusammensetzung dieses Bleches.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{HW}	Pcm
813011	246325	0,053	0,34	1,65	0,007	0,0009	0,03	0,41	-	0,23	-	0,038	0,041	0,012	0,0015	0,0063	0,47	0,19

Tabelle 3-18: Chemische Zusammensetzung Charge 246325 [Masse %]

Charge 163683

Dieses bereitgestellte Grobblech ist ein hochfester X120 und hat mit 1,93% den höchsten Mangangehalt. Die Mikrolegierungselemente setzen sich aus Vanadium, Niob, Titan und Bor zusammen (siehe Tabelle 3-19). Wie bei allen X120 ist auch der Molybdängehalt erhöht, wobei jedoch der Chromgehalt etwas niedriger gehalten wurde.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{IV}	Pcm
859898	163683	0,074	0,36	1,93	0,008	0,0007	0,03	0,17	-	0,22	-	0,038	0,037	0,013	0,0012	0,0053	0,48	0,22

Tabelle 3-19: Chemische Zusammensetzung Charge 163683 [Masse %]

Charge 273221

Dieses höchstfeste Blech (X120) ist, wie auch schon die vorigen Vertreter, mit Vanadium, Niob, Titan mikrolegiert. Zusätzlich wurde auch der Kohlenstoffgehalt auf 0,087% erhöht. Beide alform 700 (273221 und 246325) sind mit 0,41% am stärksten mit Chrom legiert, was, wie auch die Beigabe von Bor, eine Steigerung der Härbarkeit zur Folge hat.

Schmelze	Blech Nr.	C	Si	Mn	P	S	AL	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Bor	N	CE _{IV}	Pcm
770107	273221	0,087	0,32	1,64	0,013	0,0008	0,04	0,41	-	0,21	-	0,035	0,039	0,013	0,0012	0,0054	0,49	0,22

Tabelle 3-20: Chemische Zusammensetzung Charge 273221 [Masse %]

4 Experimente und Methoden

4.1 Metallographie

4.1.1 Probenvorbereitung

Die Herstellung der Proben erfolgte durch Feinschliffe und durch Kalteinbetten mittels Araldit Harzes (AY 103) und Araldit Härter (HY 956) in einem Verhältnis von 100:17.

Mit Hilfe eines Struers Polierautomaten wurden die Proben geschliffen und anschließend poliert. Das Schleifen erfolgte in 2 Schritten, mit einer 196 µm und einer 65 µm Schleifscheibe (FEPA Körnungsnummer 80 und 220). Für das anschließende Polieren wurden Diamantschleifscheiben mit Partikelgrößen von 9, 6 und 3 µm verwendet.

Für Nanohärtemessungen wird eine besonders hohe Oberflächenqualität der Probe verlangt, wodurch die Materialien nach dem Polieren mit einer OPS - Scheibe (Körnung 3 µm) zusätzlich noch oxidpoliert werden mussten.

4.1.2 Mikroskopie

Die mikroskopischen Untersuchungen wurden mit einem Zeiss Axioplan und Zeiss Axiolab Lichtmikroskop durchgeführt. Es standen Objektive unterschiedlicher Vergrößerungen zur Verfügung (10x, 20x, 50x, 100x).

Um die Gefügestrukturen im Auflichtmikroskop sichtbar zu machen, mussten die geschliffenen und polierten Stahlproben geätzt werden. Diese Ätzung erfolgte mittels Nital, einer Lösung aus Ethanol und 5-10% HNO₃.

4.1.3 EBSD

Um Gefügecharakterisierung des Ferritanteils vorzunehmen, wurden EBSD (Electron backscatter diffraction) Messungen an 3 Proben der Charge 274935 durchgeführt. Dazu wurden die zu untersuchenden Blechstücke 30 Minuten oxidpoliert.

4.1.4 Nanohärte

Der für die Nanohärtemessungen verwendete Tribointender der Firma Hysitron arbeitete für die Nanohärteeindrücke mit einer Maximallast von 2 mN. Als Eindringkörper wurde eine dreiseitige Berkovich-Pyramide aus Diamant eingesetzt; der Versuch wurde entsprechend der EN ISO 14577 idgF durchgeführt.

Dabei wurde mit einer Belastungs- und Entlastungsrate von jeweils 0,2 mN/s und einer Haltezeit bei Maximallast von 3 s gearbeitet. Die Auswertung der Härteeindrücke erfolgte nach der Methode von Oliver und Pharr [56].

Die Proben wurden OPS poliert. Um eine hohe Auflösung hinsichtlich der Eindrücke und der unterschiedlichen Phasen zu erzielen, wurden die Proben mit 14 x 14 bzw. 15 x 15 Nanoeindrücken im Abstand von 3 µm abgerastert. Abbildung 4-1 zeigt exemplarisch das Raster im Lichtmikroskop (links) und im REM (rechts).

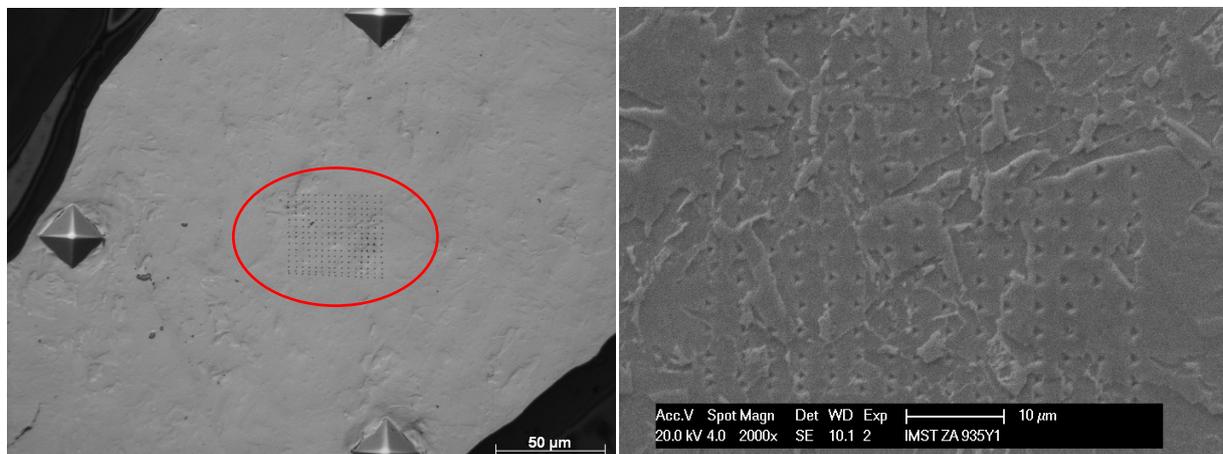


Abbildung 4-1: Nanohärteeindrücke im Lichtmikroskop (links) und im REM (rechts)

Geprüft wurden alle vorliegenden Wärmebehandlungszustände der betrieblichen Grobbleche 200410, 247967 und 273221, sowie die Laborbleche ULC und 4 die unterschiedlichen Kühlverfahren der Charge 274935 (Y1, Y2, YL und YW), welche in Tabelle 3-4 näher beschrieben werden.

4.2 Mechanische Prüfverfahren

Um aussagekräftige Ergebnisse bezüglich des Bauschinger Effektes zu erhalten, wurden 3 verschiedene mechanische Prüfverfahren angewandt. Tabelle 4-1 zeigt einen Überblick der geprüften Bleche und deren Prüfverfahren zur Bestimmung des BE.

API5L	EN 10208-2	Blechnr.	Schmelze	Druck-/Zugversuch	Stauchzugversuch	Ringversuch
-	-	ULC	ULC	x		
X60 M	L 415 M	156348	951822	x	x	
		214417	707275			x
X65 M	L 450 M	362034	874723	x		
		200410	900370	x		x
X70 M	L 485 M	126625	758621		x	
		156325	951685	x		
		278650	871809		x	
		275070	704864	x	x	
		275085	816661	x	x	
X80 M	L 555 M	247967	767986		x	
		274935	890408	x		
X120 M	L 830 M	163683	859898	x		
		273221	770107		x	
		246325	813011	x		x

Tabelle 4-1: Übersicht der angewandten mechanischen Prüfverfahren

Während sich der Aufwand für die Probenfertigung bei den Druck- und anschließenden Zugversuchen, sowie bei den Stauchzugversuchen in Grenzen hält, so ist er für die Flachzugproben der Ringversuche aufgrund der Probengeometrie und der Fertigungsverfahren ungleich höher (vgl. Kapitel 4.2.3.1).

Eine Gegenüberstellung der verwendeten Methoden und deren Ergebnisse ist in Kapitel 6.1 nach zu lesen.

4.2.1 Druck-/Zugversuch

4.2.1.1 Probengeometrie

Im Druckversuch und dem nachfolgenden Zugversuch werden dem thermomechanisch gewalzten Blech im ersten Schritt Zylinderproben mit einer Länge von 50 mm und einem Durchmesser von 18 mm quer zur Walzrichtung aus dem oberflächennahen Bereich entnommen (Abbildung 4-2), welche eine Stauchung auf einen vordefinierten Verformungsgrad erfahren. Dadurch soll gewährleistet werden, dass die realen Bedingungen des Rohrbiegens und des Expandierens wieder gespiegelt werden. Diese Geometrie wurde einerseits gewählt, um bei den höchstfesten Blechen die Prüfkraft der Maschine nicht zu überschreiten, andererseits, um ein Ausknicken der Proben zu verhindern.

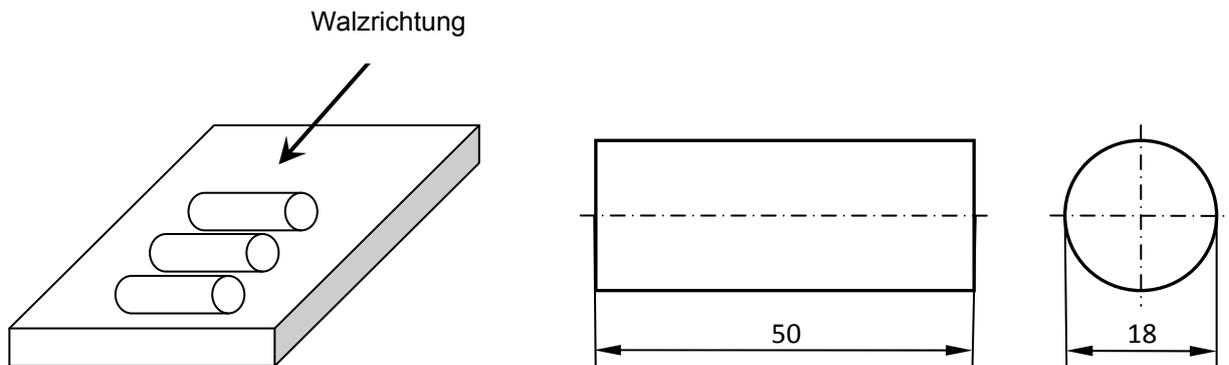


Abbildung 4-2: Probenentnahme aus dem gewalzten Blech (links) und Geometrie der Druckproben (rechts)

Im zweiten Schritt werden aus den gestauchten Druckversuchsproben Zugproben gefertigt (Abbildung 4-3). Die Messlänge von 12 mm dient dem Messaufnehmer als Sitz; eigens für diese Zugversuche gefertigte Halterungen mit einem M10 Gewinde übernehmen die Einspannung. Die Gesamtlänge der Zugproben ergibt sich aus den jeweiligen Endlängen der gestauchten Proben.

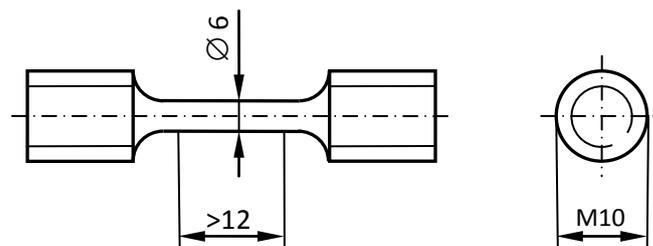


Abbildung 4-3: Geometrie der Zugversuchsproben

4.2.1.2 Versuchsdurchführung

4.2.1.2.1 Druckversuch

Die Druckversuche wurden auf einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick/Roell Z250 (Genauigkeitsklasse 0,5) durchgeführt (Abbildung 4-4).

Die Durchführung der Stauchversuche erfolgte mit einer lagegeregelten Prüfgeschwindigkeit von 0,2 mm/min, was einer Dehnrates von $6,67 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ entspricht. In Abbildung 4-2 ist die Probengeometrie ersichtlich.

Die Kompression erfolgte nicht zur Werkstoffcharakterisierung, sondern um die geforderten Vorverformungen für die anschließenden Zugversuche zu erreichen. Tabelle 4-2 zeigt die Stauchgrade der Proben in %, wobei die Hauptverformungen zwischen 0,5 und 4% lagen und in 0,5% Schritten erweitert wurden.

Somit wurden je Charge und Wärmebehandlungszustand mind. 8 Proben dem Druckversuch unterzogen, jeweils eine Probe für den vordefinierten Stauchgrad.



Abbildung 4-4: Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z250

Stauchgrad [%]
0,2
0,4
0,5
0,6
0,8
1
1,5
2
2,5
3
3,5
4

Die farblich markierten Stauchgrade entsprechen jenen, welche für alle Chargen im Druck-/Zugversuch durchgeführt wurden. Bei ausgewählten Blechen wurden ergänzende Druckversuche in kleinen Stauchbereichen vorgenommen, um den Vorverformungsbereich von 0,2 bis 1% besser abdecken zu können und somit aussagekräftigere Ergebnisse erzielen zu können. Ein leichtes Ausbauchen bzw. Ausbeulen der Proben konnte nicht verhindert werden (Abbildung 4-5), jedoch lagen diese in einem vernachlässigbaren Bereich (max. 3% von d_0). Die plastische Verformung wurde über die Längenänderung eingestellt.

Tabelle 4-2: Stauchgrade der Druckversuchsproben [%]

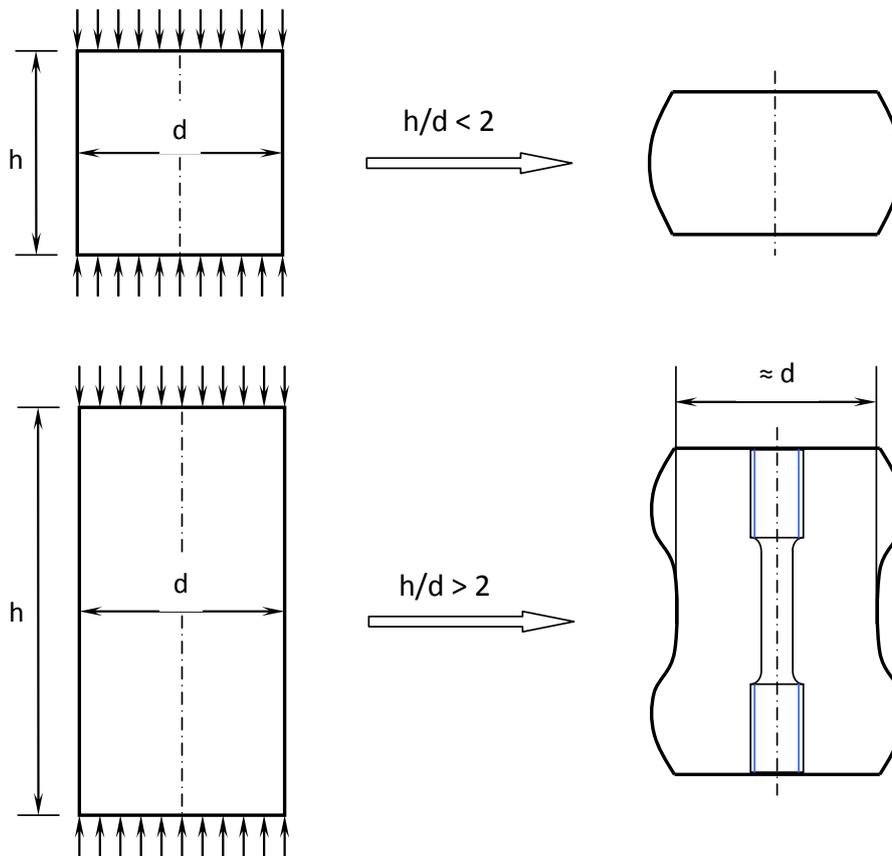


Abbildung 4-5: Schema der Ausbauchung der Druckversuchsproben

4.2.1.2.2 Zugversuch

Für die Zugversuche stand, ebenso wie für die Druckversuche, die in Abbildung 4-4 gezeigte Universalprüfmaschine Zwick/Roell Z250 zur Verfügung.

Die Versuchsdurchführung wurde entsprechend der gültigen Norm DIN EN 10002 getätigt. Die Versuchsparameter bezüglich der Prüfgeschwindigkeit teilen sich in 2 Bereiche. Im linearen Bereich der Kraftzunahme muss die Geschwindigkeit der Spannungszunahme im Bereich zwischen 6 und 60 MPas⁻¹ liegen, im nichtlinearen Bereich darf die Dehngeschwindigkeit 0,008 s⁻¹ nicht überschreiten. Dies gilt nach EN 10002 nur für Werkstoffe mit einem E-Modul > 150 GPa.

Um normgerechte Messungen zu gewährleisten, wurde der Zugversuch im linearen Bereich (Hook'sche Gerade) mit einer Spannungszunahmegeschwindigkeit von 8 MPa/s durchgeführt, nach Erreichen der oberen Streckgrenze bzw. der 0,2%-Dehngrenze wurde auf eine Dehnrage von 0,002 s⁻¹ umgeschaltet (siehe Abbildung 4-6).

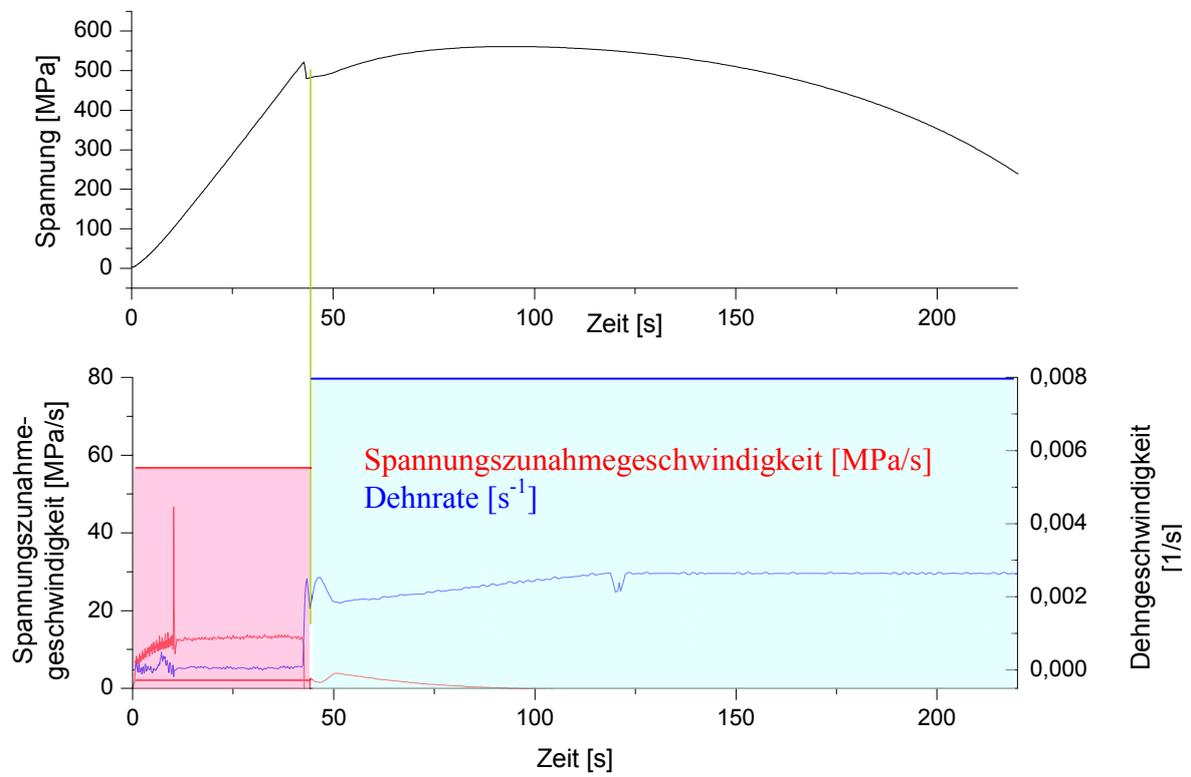


Abbildung 4-6: Prüfungsgeschwindigkeiten des Zugversuchs [53]

4.2.2 Stauchzugversuche

4.2.2.1 Probengeometrie

Die Geometrie der für die Stauchzugversuche gefertigten Proben ist Abbildung 4-7 zu entnehmen. Wie auch bei den in Kapitel 4.2.1.1 beschriebenen Zugproben handelt es sich hier um nichtproportionale Proben, welche aufgrund der Knickgefahr während des Druck- bzw. Stauchversuches eine kürzere Anfangsmesslänge aufweisen müssen.

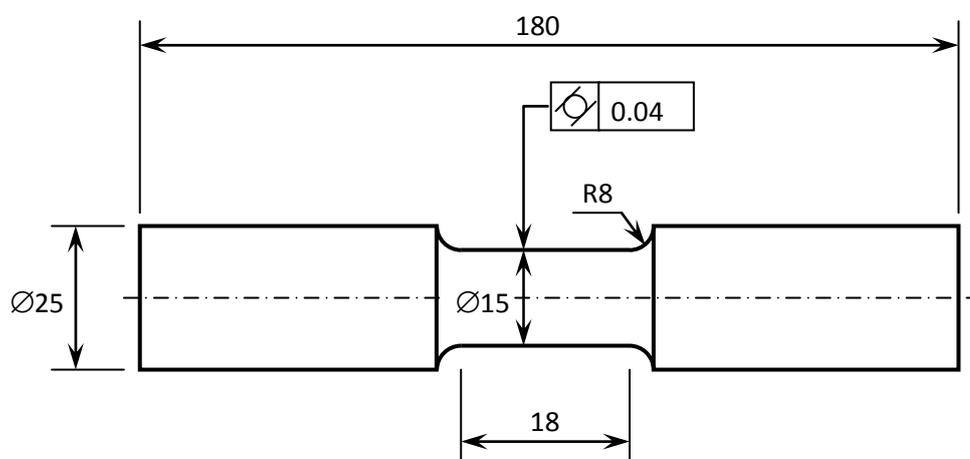


Abbildung 4-7: Probengeometrie der Stauchzugversuche

4.2.2.2 Versuchsdurchführung

Der Unterschied des Stauchzugversuches zum in Kapitel 4.2.1.2 beschriebenen Druck-/Zugversuch ist, dass bei diesem Versuch die Probe im ersten Schritt gestaucht und ohne Ausspannen oder umarbeiten gezogen werden. Das heißt, es erfolgt eine kontinuierliche Verformung des Versuchskörpers.

In Tabelle 4-3 sind die geforderten Stauchgrade dargestellt.

0.0	0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	4.0	5.0
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----

Tabelle 4-3: Stauchgrade des Stauchzugversuches [%]

Die Verformungsgeschwindigkeiten, welche in Abbildung 4-8 gezeigt werden, gelten sowohl für das Stauchen als auch für das nachfolgende Ziehen.

Im ersten Schritt wird im linearen Bereich mit einer Spannungszunahmegeschwindigkeit von 15 MPa/s verformt. Danach wird mit einer Dehnrates von 3 %/min, entspricht $0,0005 \text{ s}^{-1}$, gestaucht bzw. gezogen.

Abhängig davon, ob das Material bis zu einer Dehnung von 0,2% eine Streckgrenze aufweist oder nicht, wird im Falle des Auftretens einer R_e bis 2% Verlängerung mit $0,0005 \text{ s}^{-1}$ weiter verformt, danach wird auf eine Dehnrates von 25 %/min ($\approx 0,0042 \text{ s}^{-1}$) umgeschaltet. Sofern keine Streckgrenze auftritt, wird die ursprüngliche Dehngeschwindigkeit von $0,0005 \text{ s}^{-1}$ bis zum Bruch beibehalten.

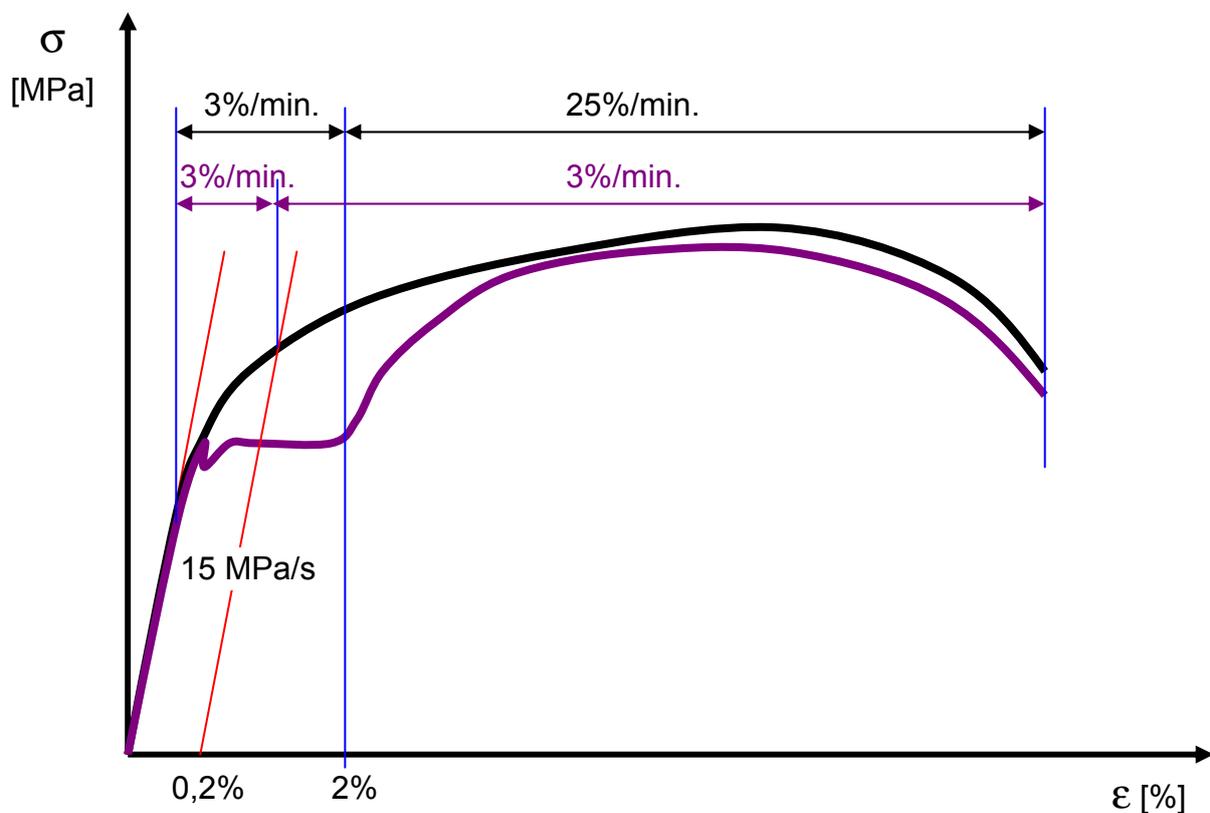


Abbildung 4-8: Verformungsgeschwindigkeiten des Stauchzugversuches

4.2.3 Flachzugproben

4.2.3.1 Probengeometrie

Ebene, unverformte Bleche wurden mittels einer Einrollmaschine (Dreiwalzenbiegemaschine) auf übliche t/d Verhältnisse gebogen (Abbildung 4-9). Diesen gebogenen Blechstücken wurden Flachzugproben entnommen, deren Geometrie in Abbildung 4-10 ersichtlich ist.



Abbildung 4-9: Einrollen eines Grobbleches

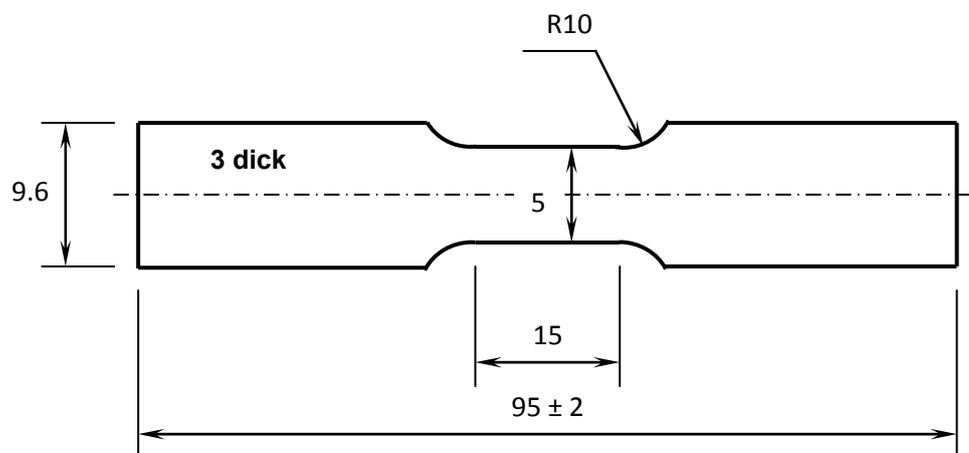


Abbildung 4-10: Probenform der Flachzugproben

Die Herstellung dieser Flachzugproben erfolgte durch Erodieren der gebogenen Blechstücke mit einer Dicke von 33 mm. Dabei wurden bis zu 9 Zugproben parallel zur Blechdicke entnommen. Abbildung 4-11 zeigt den Querschnitt des Grobbleches in Walzrichtung.

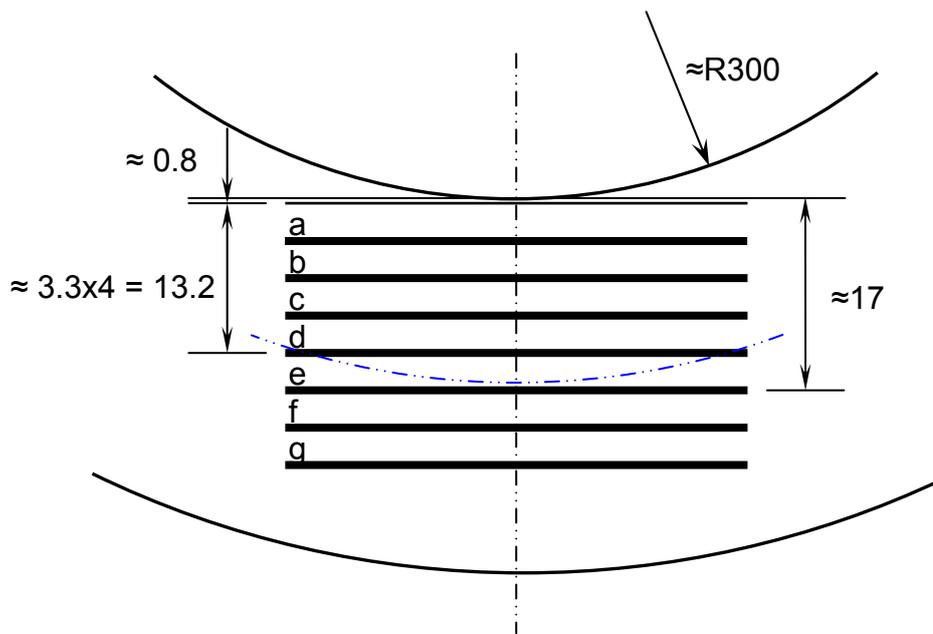


Abbildung 4-11: Querschnitt des Ausgangsbleches der Flachzugproben

4.2.3.2 Versuchsdurchführung

Die Flachzugproben wurden im Zugversuch belastet mit derselben Geschwindigkeit wie in Kapitel 4.2.2.2 bzw. in Abbildung 4-8 beschrieben geprüft.

Sofern keine Streckgrenze auftritt, wird die Probe im Bereich der Hook'schen Geraden mit einer Spannungszunahmegeschwindigkeit von 15 MPa/s belastet, danach wird auf eine Dehnrage von 3 %/min ($=0,0005 \text{ s}^{-1}$) umgeschaltet.

Bei Auftreten einer Streckgrenze wird im linearen Bereich ebenfalls mit 15 MPa/s verfahren, danach bis 2% Dehnung mit 3 %/min gezogen und anschließend mit 25 %/min Dehngeschwindigkeit bis zum Bruch belastet.

4.3 Berechnung des Bauschinger Effektes

Bei der Berechnung des Bauschinger Effektes werden die aus den in Kapitel 4.2 beschriebenen mechanischen Prüfverfahren ermittelten Festigkeiten verwendet. Abbildung 4-12 veranschaulicht die in die Berechnung einfließenden Messgrößen.

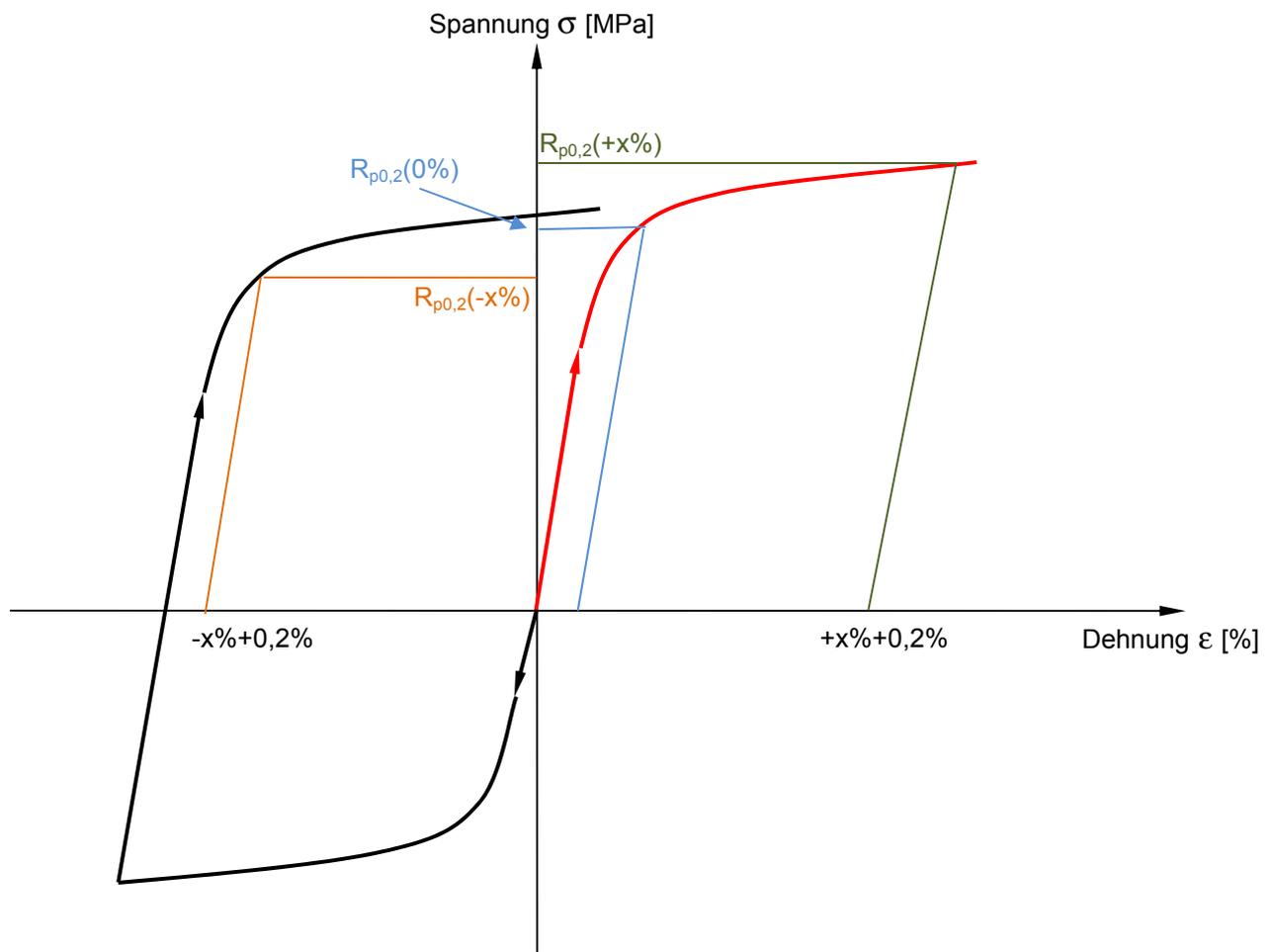


Abbildung 4-12: Für den BE signifikante Festigkeiten

Bei den verwendeten Dehngrenzen handelt es sich um:

$R_{p0,2}(0\%)$...	0,2%-Dehngrenze der nicht gestauchten Probe
$R_{p0,2}(-x\%)$...	0,2%-Dehngrenze der bis $-x\%$ gestauchten und anschließend gezogenen Probe
$R_{p0,2}(+x\%)$...	0,2%-Dehngrenze der nicht gestauchten Probe bei $+x\%$ Zug

Berechnet wird der Bauschinger Effekt nach folgenden Formeln:

$$BE_0^{x\%} = \frac{R_{p0,2}(0\%) - R_{p0,2}(-x\%)}{R_{p0,2}(0\%)} \cdot 100 \quad \text{in \%}$$

Die obere Gleichung bezieht sich auf die 0,2%-Dehngrenze des ungestauchten Materials und jener des bis zu einem vordefinierten Stauchgrad (siehe Tabelle 4-2 und Tabelle 4-3). Daraus wird der $BE_0^{x\%}$ in % errechnet, welcher sich auf den unverformten Zustand bezieht.

Aus untenstehender Formel resultiert der als $BE^{x\%}$ bezeichnete Wert, welcher betragsmäßig gleiche Verformungen berücksichtigt. Das heißt, es wird die 0,2%-Dehngrenze bei einer Zugverformung von $+x\%$ mit der 0,2%-Dehngrenze bei einer Stauchung von $-x\%$ verglichen.

$$BE^{x\%} = \frac{R_{p0,2}(+x\%) - R_{p0,2}(-x\%)}{R_{p0,2}(+x\%)} \cdot 100 \quad \text{in \%}$$

Für beide Varianten des Bauschinger Effektes gilt:

$BE_0^{x\%}, BE^{x\%}$	> 0	Entfestigung, $R_{p0,2}(0\%)$ bzw. $R_{p0,2}(+x\%) > R_{p0,2}(-x\%)$
	< 0	Verfestigung, $R_{p0,2}(0\%)$ bzw. $R_{p0,2}(+x\%) < R_{p0,2}(-x\%)$

Tabelle 4-4: Zusammenhang der Entfestigung bzw. Verfestigung mit BE

Aus Tabelle 4-4 wird ersichtlich, dass der Bauschinger Effekt größer 0 eine Entfestigung bedeutet, kleiner 0 hingegen eine Verfestigung. Dies ist für beide Bauschinger Faktoren $BE_0^{x\%}$ und $BE^{x\%}$ gleich. Je nach Verfestigungsverhalten des Bleches ist der auf die gleichen Verformungen bezogene BE stärker ausgeprägt als der auf das unverformte Material bezogene, da letzterer plastisch verformtes Material (Stauchverformung) mit nur 0,2% plastisch gedehntem vergleicht.

Der systematische Fehler ist durch die Genauigkeitsklasse der Universalprüfmaschine und deren Messeinrichtungen mit $\pm 0,5\%$ gegeben. Ein statistischer Fehler wird durch die Auswertemethode der Dehngrenzen durch Einzeichnen des E-Moduls eingebracht, welcher $\pm 2\%$ beträgt. Dadurch erhält man bei der Ermittlung der Dehngrenzen einen Fehler von $\pm 2,5\%$, was in weiterer Folge einen absoluten Fehler der BE Werte von ± 5 Prozentpunkte bedeutet.

4.4 Diffraktion

4.4.1 Röntgen

Zur Charakterisierung der Eigenschaften der Grobbleche wurden Diffraktionsexperimente an verschiedenen Universitäten (TU Wien, ELTE Budapest, TU Freiberg) durchgeführt.

4.4.1.1 Messung der Eigenspannungen 1. Art

An der Technischen Universität Wien erfolgten Röntgenmessungen an einem ebenen Grobblech im Walzzustand sowie einem gebogenen Blech.

Dabei wurden bei beiden Proben 11 Messpunkte über die Blechdicke gesetzt (Abbildung 4-13). Durch Kippen der Probe in bestimmten Winkeln wurde der Netzebenenabstand in Abhängigkeit der Messrichtung ermittelt. Diese Messmethode ist als $\sin^2 \psi$ - Methode bekannt [55], und liefert in weiterer Folge die Eigenspannungen 1. Ordnung, ohne Referenzmessung an einer spannungsfreien Probe. Pro Messpunkt wurden 11 Kippwinkel von 0 bis 66° gewählt, deren Abstand des $\sin^2 \psi$ gleich ist.

Das Koordinatensystem wurde wie in Abbildung 4-13 mit den Achsen short (Blechdicke), longitudinal (Walzrichtung) und transversal (quer zur Walzrichtung) festgelegt.

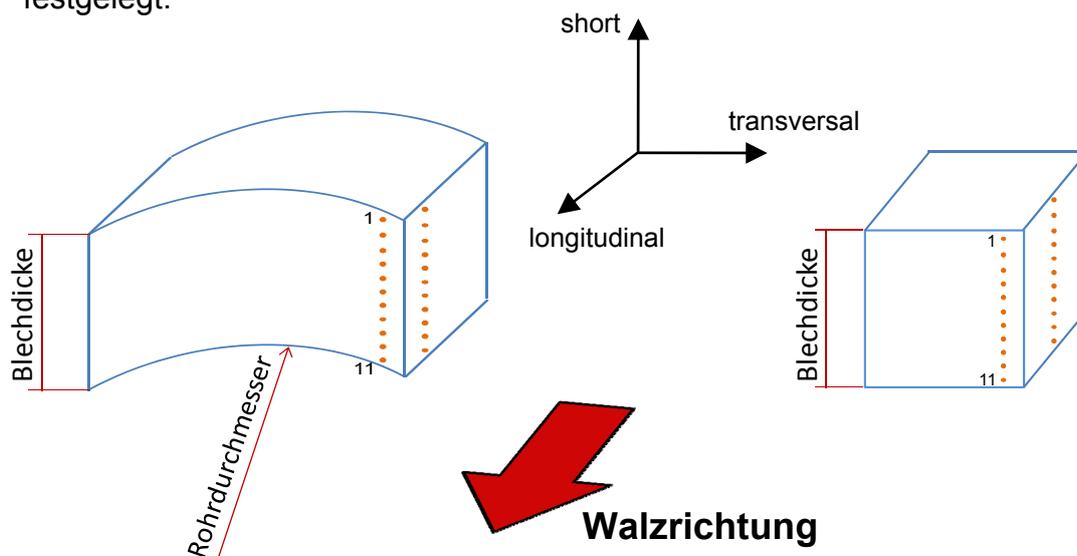


Abbildung 4-13: Messpunkte am gebogenen (links) und geraden Rohr (rechts)

Gemessen wurden die Netzebenenabstände {211} des Ferrits, da die Genauigkeit mit dem Beugungswinkel 2θ zunimmt. Die Peakverschiebungen liefern dabei die Ausgangsbasis für die weiteren Berechnungen.

Mit dem Programm Rayflex Analyse wurde die Auswertung der Peaks vorgenommen. Abbildung 4-14 dient der Veranschaulichung der Auswertung. Im linken Diagramm sind die gefitteten Peaks eines einzelnen Messpunktes dargestellt; das rechte Diagramm zeigt 2θ über dem Kippwinkel, wobei die grünen Kreise positive, die blauen Dreiecke negative Werte darstellen. Ein linearer Fit dient in weiterer Folge zur Berechnung der Eigenspannungen 1. Art.

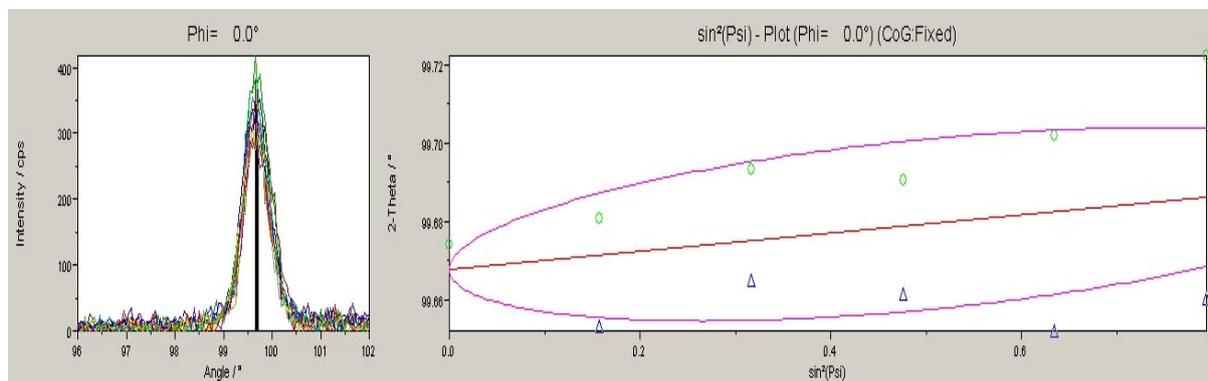


Abbildung 4-14: Übersicht der Auswertung $\sin^2 \psi$

4.4.1.2 Profilanalyse

Eine weitere Methode der Diffraktionsmessungen war das Messen der Beugungsinterferenzen an einem Philips X'Pert theta-2theta Röntgendiffraktometer an der Eötvös Loránd Universität (ELTE) in Budapest. Einzelne Beugungsreflexe wurden mittels Profilanalyse ausgewertet. Dabei wurde das an der ELTE geschriebene Programm CMWP (Convolutional Multiple Whole Fitting) zur Auswertung herangezogen [57]. Dazu werden die Beugungsbilder manuell gefittet und der Hintergrund davon abgezogen.

Mit Hilfe dieses Programmes ist es möglich, verschiedene Parameter der Mikrostruktur des Ferrits (Versetzungsdichte, Dominanz der Versetzungsart, Median und der Varianz der Domängrößenverteilung) anhand der Diffraktionsspektren auszuwerten [58,59]. Domäne sind die mittlere Größe der ungestörten Kristallbereiche, die den Beugungsreflex erzeugen.

Abbildung 4-15 zeigt exemplarisch das Fitten und die Eingabemaske des Programmes CMWP. Für weiterführende Informationen bezüglich CMWP sei auf [57-59] verwiesen.

CMWP fit control - data/Al6Mg6

CUBIC: <input checked="" type="checkbox"/>	HEXAGONAL: <input type="checkbox"/>	ORTHOROMBIC: <input type="checkbox"/>
lat_a (CUB HEX OR...): 0.404	lat_b (ORT) [nm]:	lat_c (HEX ORT) [n...]:
Burgers vector [nm]: 0.286378	Wavelength [nm]: 0.15406	Ch00 or Chk0: 0.15
Don't include size ...: <input type="checkbox"/>	Use ellipsoidal size...: <input type="checkbox"/>	Use individual C fa...: <input type="checkbox"/>
Include St. Faults ef...: <input type="checkbox"/>	stacking.dat file:	<input type="button" value="Browse"/>
Use weights: <input type="checkbox"/>	Fit peak int. & pos.: <input type="checkbox"/>	
Use instrum. profil...: <input checked="" type="checkbox"/>	Instrum. profiles di...: data/LaB6-xpert-inst	<input type="button" value="Browse"/>
Disable coinc. g^2 ...: <input type="checkbox"/>		
FT limit (if no instr...):	Profile cutting para...: 6.0	
N1: 1024	N2: 1024	
Min. 2*theta: 30	Max. 2*theta: 144.74	
FIT limit: 1e-9	FIT max. num. of it...: 1000	
init_a (CUB): 1.5	init_a1 (HEX ORT):	init_a2 (HEX ORT):
a_fixed: <input type="checkbox"/>	a1_fixed: <input type="checkbox"/>	a2_fixed: <input type="checkbox"/>
init_a3 (ORT):	init_a4 (ORT):	init_a5 (ORT):
a3_fixed: <input type="checkbox"/>	a4_fixed: <input type="checkbox"/>	a5_fixed: <input type="checkbox"/>
init_epsilon: 1.0	epsilon_fixed: <input type="checkbox"/>	scale_a: 1.0
init_b: 3.0	b_fixed: <input type="checkbox"/>	scale_b: 1.0
init_c: 1.0	c_fixed: <input type="checkbox"/>	scale_c: 1.0
init_d: 80	d_fixed: <input type="checkbox"/>	scale_d: 1.0
init_e: 0.05	e_fixed: <input type="checkbox"/>	scale_e: 1.0
init_st.pr:	st.pr_fixed: <input type="checkbox"/>	d*e_fixed: <input type="checkbox"/>

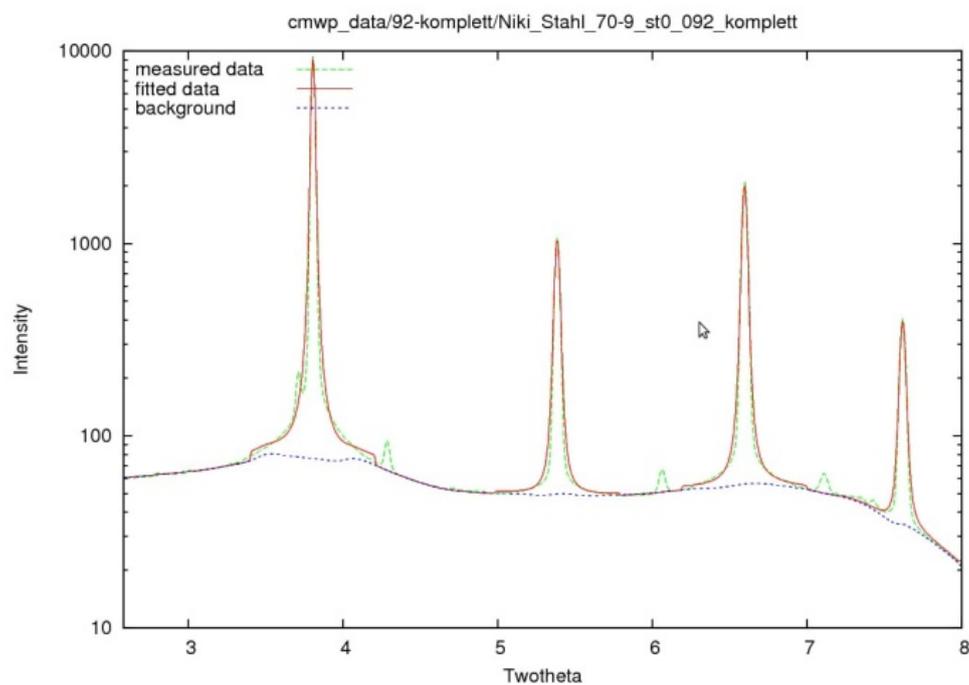


Abbildung 4-15: Eingabemaske und Fitvorgang für die Peak-Formen mittels CMWP

Tabelle 4-5 zeigt eine Auflistung der gemessenen Chargen und deren Vorverformung. Die Proben hatten einen Durchmesser von 6 bzw. 18 mm, eine Länge von 20 bzw. 50 mm und wurden gemäß Abbildung 4-2 dem gewalzten Blech entnommen. Gemessen wurde jeweils an der Oberseite der Probe und an der Seite (Abbildung 4-16), wobei nur die oberflächennahen Bereiche das Beugungsmuster ergeben und die Messstellen elektropoliert wurden.

Schmelze	Blechnr.	WB Zustand	Vorverformung
704864	275070	WZ	0% Vorverformung
			1% gezogen
			2% gestaucht
			2% gestaucht u. 5% gezogen
767986	247967	WZ	0% Vorverformung
		A	
		N	
		H	
		V	

Tabelle 4-5: Übersicht der mittels CMWP ausgewerteten Proben

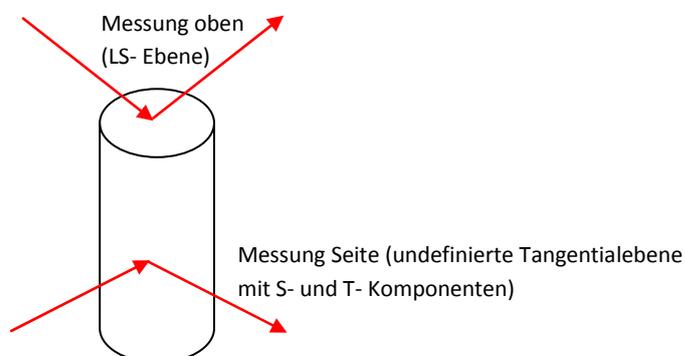


Abbildung 4-16: Diffractionsmessungen an den Rundproben

4.4.1.3 Phasencharakterisierung

In Tabelle 4-6 sind jene Materialien aufgelistet, welche an der TU Bergakademie Freiberg Diffraktionsmessungen unterzogen wurden. Bei diesen Proben handelte es sich um unverformte Rundproben mit einem Durchmesser von 18 bzw. 22 mm und wurden dem Blech wie die übrigen Proben quer zur Walzrichtung entnommen. Auch hier wurden die gemessenen Oberflächen elektropoliert.

Schmelze	Blechnr.	WB Zustand
ULC	ULC	-
767986	247967	WZ
		A
		N
		H
		V
770107	273221	A
		N

Tabelle 4-6: Übersicht der an der TU Freiberg geprüften Proben ohne Vorverformung

Das ehrgeizige Vorhaben eine Phasencharakterisierung der Bleche mittels Röntgenmessungen vorzunehmen, erwies sich als nicht durchführbar, da nur zwischen Ferrit und Martensit unterschieden werden kann. Erschwerend kommen hohe Eigenspannungen hinzu, was dazu führt, dass Ferrit/Perlit Strukturen oder Bainit als Ferrit aufgelöst werden und keine weitere Unterscheidung möglich ist.

4.4.2 Synchrotron

Am BESSY in Berlin wurden ergänzend zu den bestehenden Röntgendiffraktionen Synchrotronmessungen durchgeführt. Da Synchrotronstrahlung höhere Energien und Intensitäten besitzt und somit eine höhere Eindringtiefe in Stahl hat, konnten die Proben komplett durchstrahlt werden.

Diese Versuche bestanden aus in-situ Stauchzugversuchen an der EDDI Beamline am BESSY (Abbildung 4-17), wobei die Proben energiedispersiv gemessen wurden. Die polychromatische Strahlung erreichte eine maximale Energie von rund 100 keV und wurde von einem energiedispersiven Detektor aufgezeichnet. Gemessen wurde nach der $\sin^2 \psi$ - Methode, welche vor Ort in den verschiedenen Netzebenen ausgewertet werden konnte und die inneren Spannungen veranschaulicht (Kapitel 5.4.2).

Tabelle 4-7 zeigt die Versuchsdurchführung und die verwendeten Materialien.

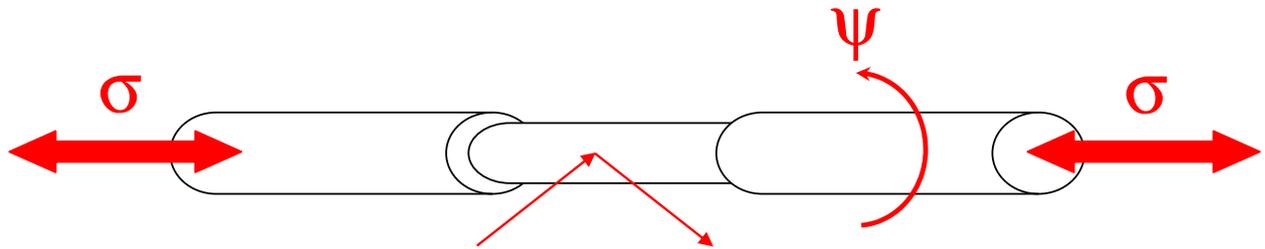


Abbildung 4-17: Schema der in situ Diffractionsmessungen am BESSY

Schmelze	Blechnr.	WB Zustand	Vorverformung
767986	247967	WZ A N H	Referenzmessung: 0% Verformungen: -0,5%, -1%, -1,5%, -2%, -1,5%, -1%, -0,5%, 0%, 0,5%, 1%, 1,5%, 2%

Tabelle 4-7: Material und Verformungen der BESSY Messung

4.5 Dämpfungsmessung

Bei der voestalpine Stahl GmbH wurden Dämpfungsmessungen am Blech 273221 (alform 700) in den Zuständen WZ, A, H und V mit Hilfe eines Torsionspendels durchgeführt (Abbildung 4-18).

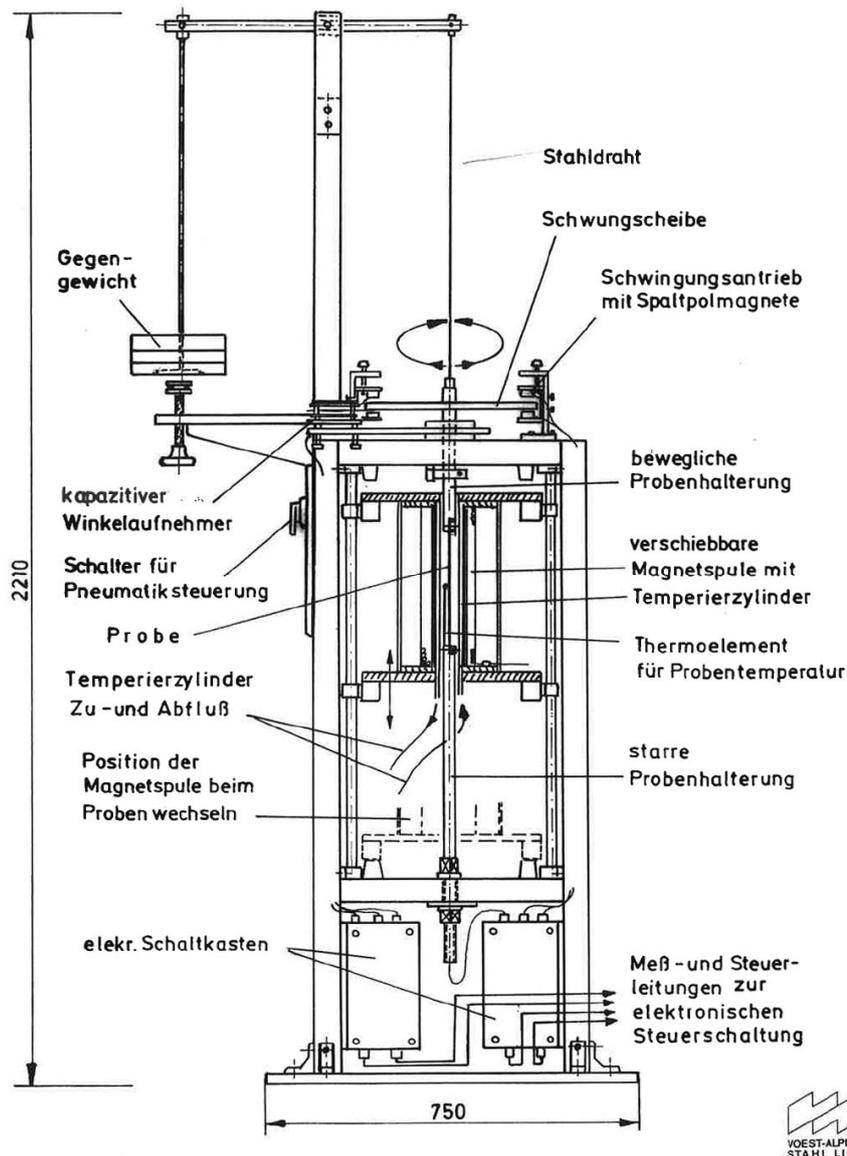


Abbildung 4-18: Aufbau der Torsionspendelanlage der voestalpine Stahl GmbH

Die Form der Schwingproben ist Abbildung 4-19 zu entnehmen, wobei sich die Gesamtlänge durch die Einspannung ergibt und die freie Drilllänge mit 100 mm gegeben ist.

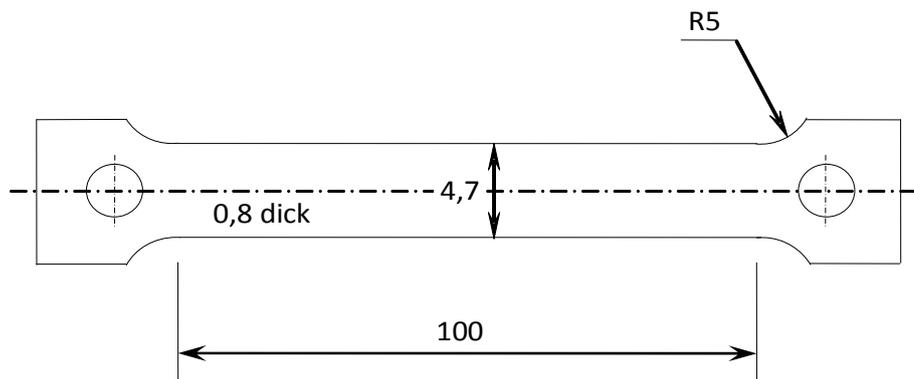


Abbildung 4-19: Probengeometrie der Torsionsproben

Für die Versuchsdurchführung wurden die Proben eingespannt und in einem Temperaturbereich von -15 bis $+61^{\circ}\text{C}$ in Torsionsschwingung mit definierten Torsionsamplitudenvorgaben versetzt.

Aufgrund der Dämpfungswerte und der Güte dieses Wertes kann der Anteil des interstitiell gelösten Kohlenstoffes bei den jeweiligen Temperaturen über die innere Reibung errechnet werden [60]. Dieser Effekt (Snoek-Effekt) ist für kubisch-raumzentrierte Materialien anwendbar, deren spannungsinduzierte Ordnungseinstellung der interstitiell gelösten Gasatomen zugrunde liegt [61].

5 Ergebnisse

5.1 Metallographie

5.1.1 Mikroskopie

Aufgrund der relativ ähnlichen Gefügestruktur der einzelnen Grobbleche gleicher Festigkeitsklasse werden nur ausgewählte Bilder der jeweiligen Festigkeitsklassen aller Wärmebehandlungszustände der Bleche, parallel zur Walzrichtung (in der LS- Ebene) gezeigt.

Die Aufnahmen der Laborbleche werden - bedingt durch die unterschiedlichen Kühlverfahren – in allen Zuständen dargestellt.

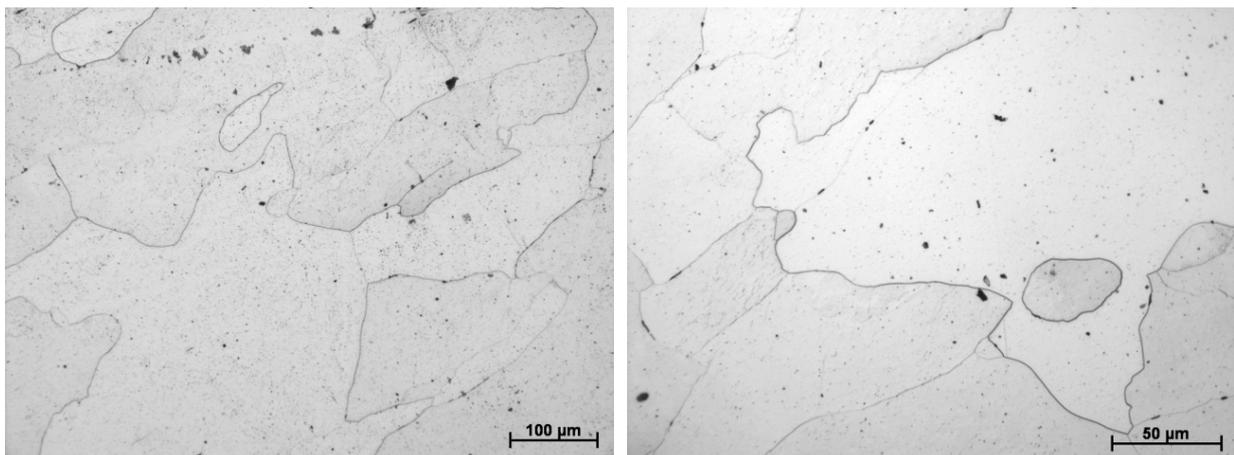


Abbildung 5-1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge ULC, Laborblech, LS- Ebene

In Abbildung 5-1 sieht man die im Vergleich zu den anderen Stählen sehr großen Ferritkörner, welche sich bis zu einer Größe von 500 µm erstrecken. Durch den geringen Kohlenstoffgehalt von 0,002 % besteht das Gefüge ausschließlich aus Ferrit. Bei den schwarzen Punkten handelt es sich um Verunreinigungen der Probe.

Die nächste Festigkeitsklasse bilden die Bleche X60. Abbildung 5-2 zeigt Gefüeaufnahmen des Bleches 214417 im Walzzustand (links) und im Walzzustand und anschließender Alterung (rechts).

Man erkennt in beiden Schlibfbildern die Ferrit- und Perlitphasen, die zwischen dem Walzzustand und dem gealterten Walzzustand keinen Unterschied aufweisen. Der Anteil an Perlit beträgt rund 10% mit einem relativen Fehler von $\pm 15\%$.

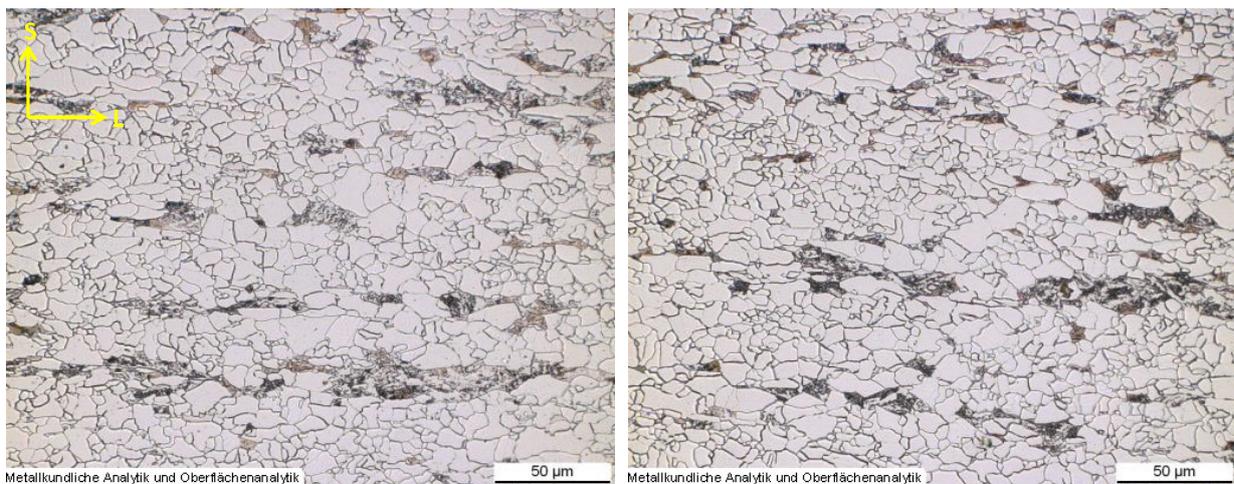


Abbildung 5-2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 214417, links: Walzzustand, rechts: Walzzustand und Alterung; Festigkeitsklasse X60

Die Gefügestruktur der Charge 200410, ein X65, besteht im Walzzustand aus Ferrit und geringen Mengen Perlit, siehe Abbildung 5-3 a). Nach Anlassen, Abbildung 5-3 b), erfährt das Gefüge kaum Veränderungen. Lediglich nach dem Härten erhält man eine feinkörnigere und gleichmäßigere Struktur, sowie kleine Bereiche, welche vermutlich aus Martensit und Restaustenit bestehen. Im normalisierten Zustand, welcher in Abbildung 5-3 c) dargestellt ist, erkennt man in den vergleichsweise großen Ferritkörnern interkristallinen Perlit und einen gesamten Perlitanteil von $4,1\% \pm 15\%$.

Das vergütete Blech Abbildung 5-3 e) zeigt eine idente Mikrostruktur wie das normalisierte Blech in c). Offensichtlich kam es hier zu einer Materialverwechslung, da auch Festigkeitsniveau (vgl. Abbildung 5-16 und Abbildung 5-18) und –verlauf keine Unterschiede aufweisen.

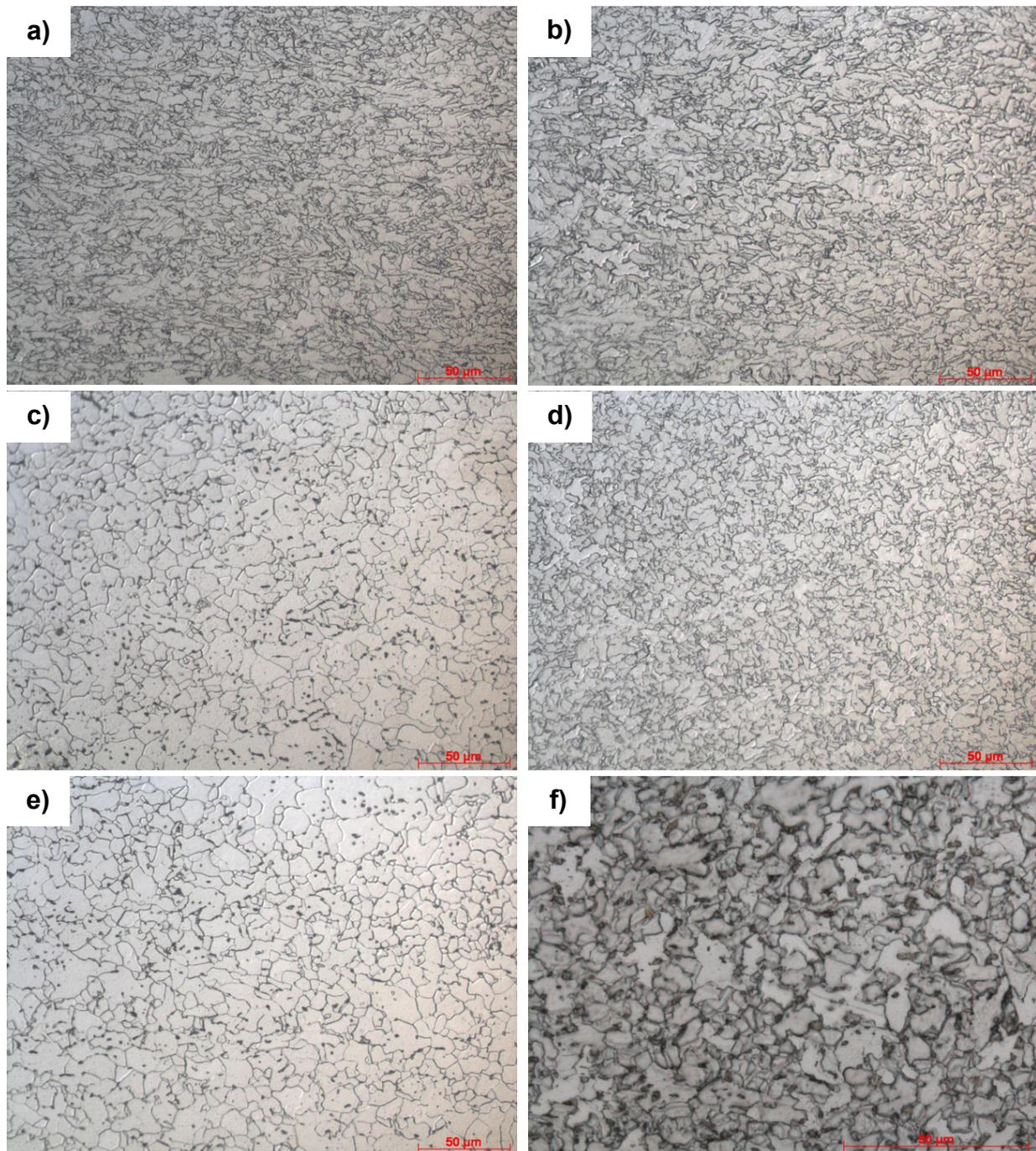


Abbildung 5-3: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 200410, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) „vergüteter“ Zustand, f) Vergrößerung des gehärteten Zustandes

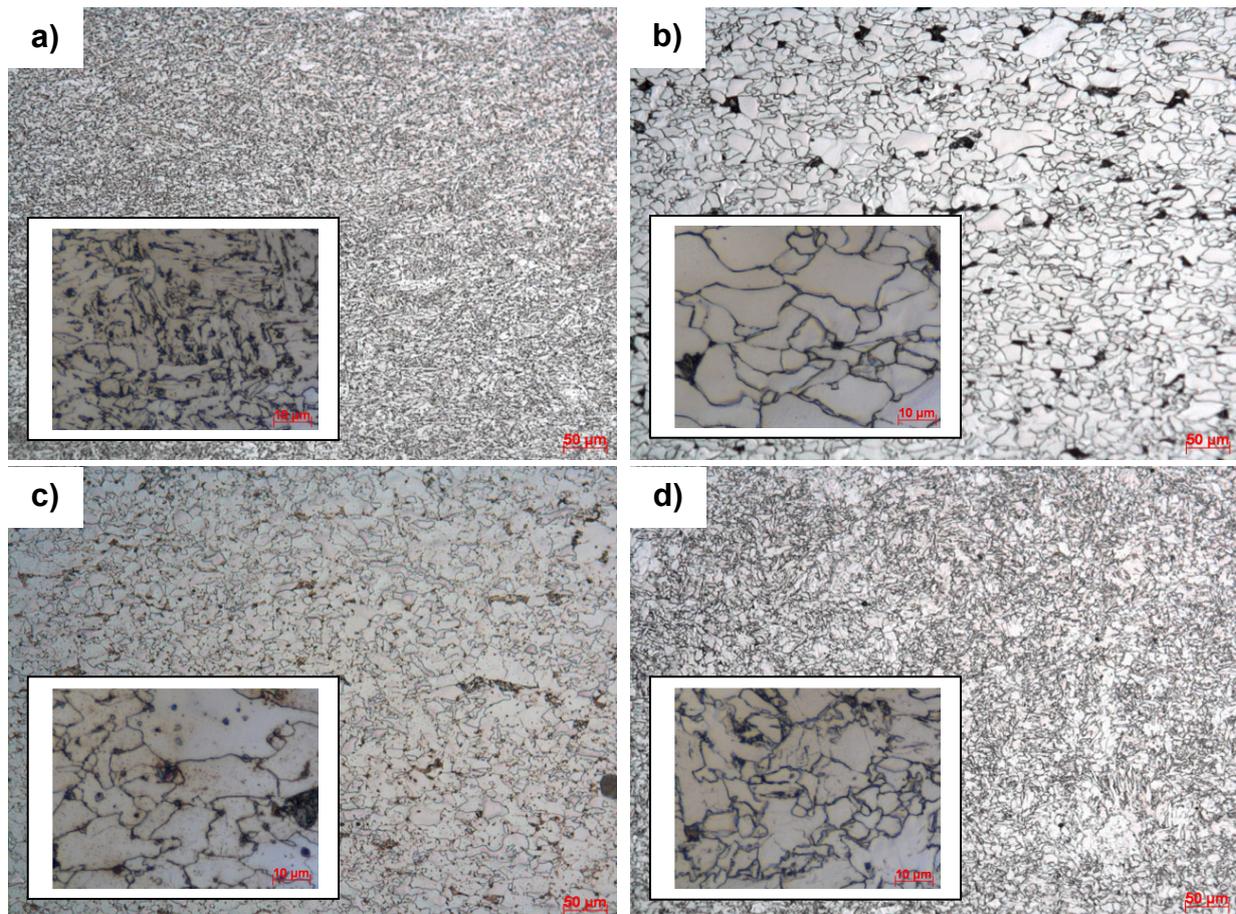


Abbildung 5-4: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 362034, a) DIC, WET 860°C, b) AC, WET 860°C, c) ACC, WET 870°C, CST 565°C, d) ACC, WET 870°C, CST 458°C

Abbildung 5-4 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen des Laborbleches 362034. In a) ist durch die DIC Kühlung (Abschrecken) eine sehr feine Struktur aus Bainit ersichtlich. Bei einer Kühlung an Luft erhält man aus demselben Material ein ferritsch/perlitisches Gefüge (Abbildung 5-4 b), Perlit: $4,7\% \pm 15\%$). Durch eine ACC Kühlung erreicht man die in c) und d) eingestellten Gefüge, welche im Falle der CST 565°C aus Ferrit, eingeschlossenem Perlit und harten Phasen besteht. Bei einer Kühlstopptemperatur von 458°C stellt sich ein feines Gefüge aus Ferrit und Bainit ein.

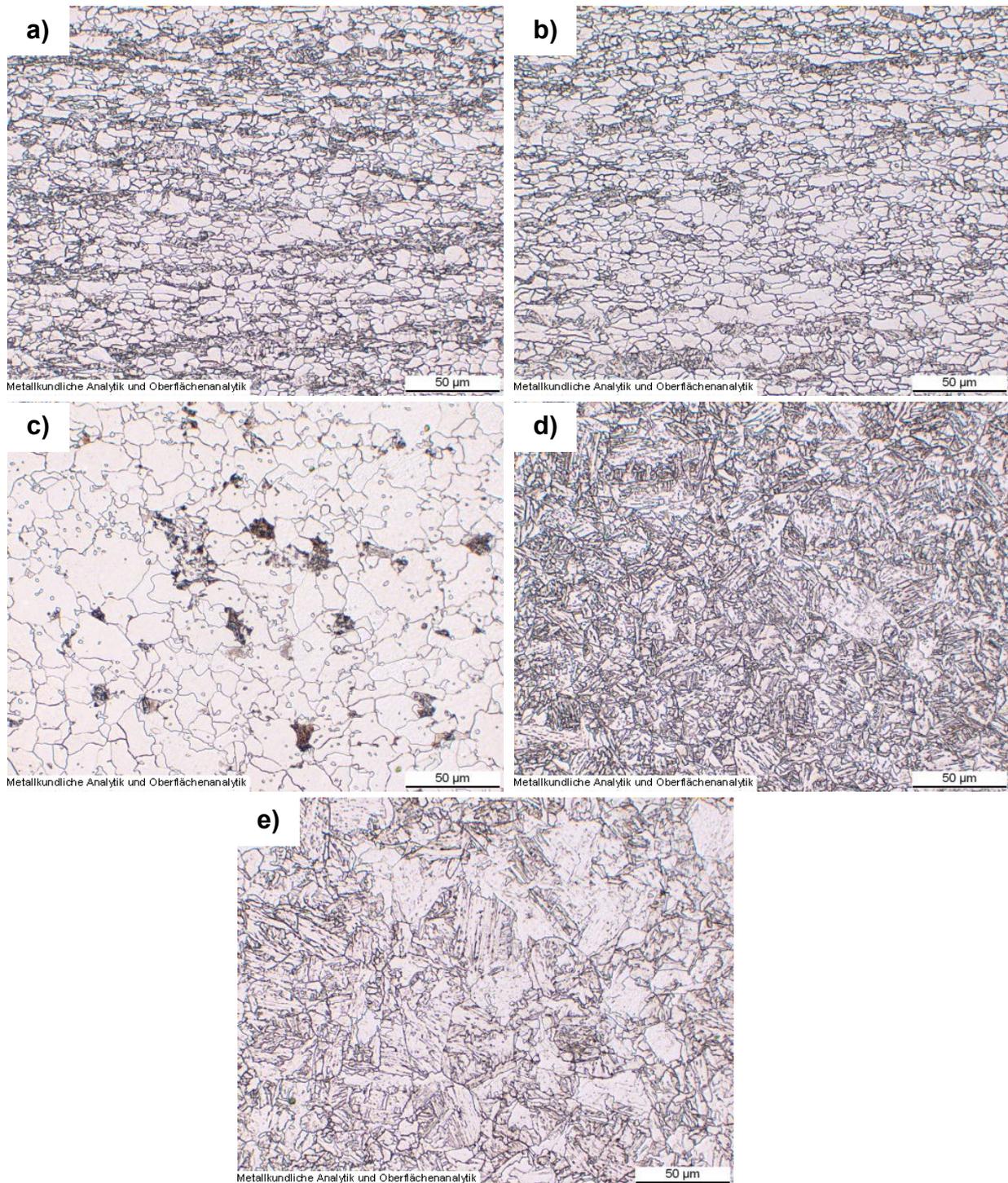


Abbildung 5-5: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 278650, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) vergüteter Zustand

In Abbildung 5-5 a) und b) erkennt man bei einem Vertreter des X70 ein ähnliches Gefüge wie es auch der X65 (Abbildung 5-3) aufweist, welches aus Ferrit und Perlit besteht. Die Walzrichtung ist klar erkennbar. Durch Normalisieren in Bild c)

erhält man eine grobkörnigere, aus polygonalem Ferrit bestehende Struktur mit harten Phasen und einem geringen Perlitanteil von $3,5\% \pm 15\%$. Das Härten bewirkt eine Umwandlung der ehemaligen Austenitkörner in Martensit (Abbildung 5-5 d)). Ein anschließendes Anlassen erzeugt größere Ferritkörner mit verbleibendem Martensit/Bainit, wie in e) ersichtlich.

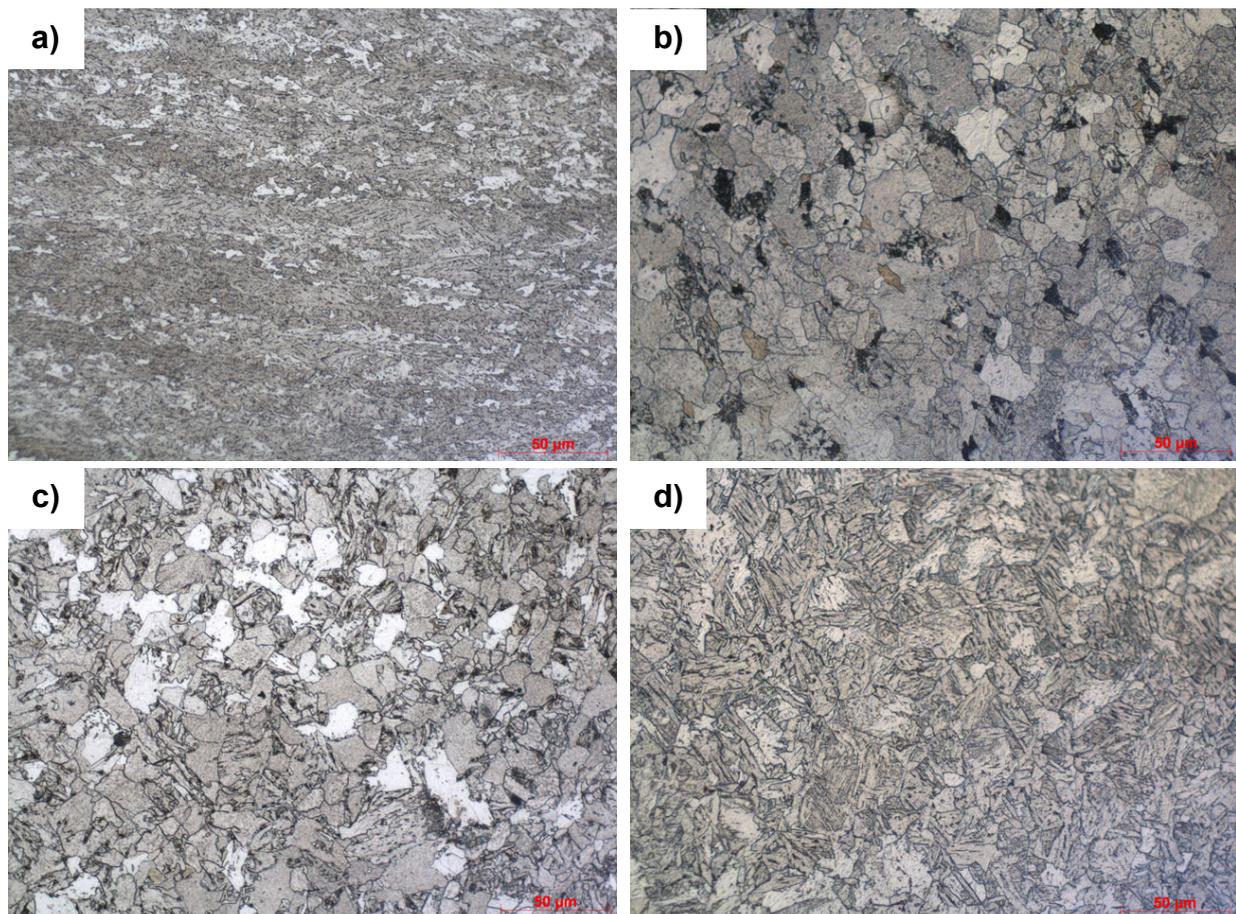


Abbildung 5-6: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 247967, a) Walzzustand, b) normalisierter Zustand, c) gehärteter Zustand, d) vergüteter Zustand

Abbildung 5-6 zeigt die lichtmikroskopischen Aufnahmen des Bleches 247967, welches der Festigkeitsklasse X80 zuzuordnen ist. Erkennbar ist das bainitische Gefüge im Walzzustand und im angelassenen Zustand mit einer starken Zeiligkeit. Durch ein Normalglühen ($5,8\% \text{ Perlit} \pm 15\%$) erhält man die bekannte Ferrit/Perlit Struktur. Auch durch ein Härten bleibt die Zweiphasigkeit bestehen. Im vergüteten Blech bestehen die ehemaligen Ferritkörner aus Bainit.

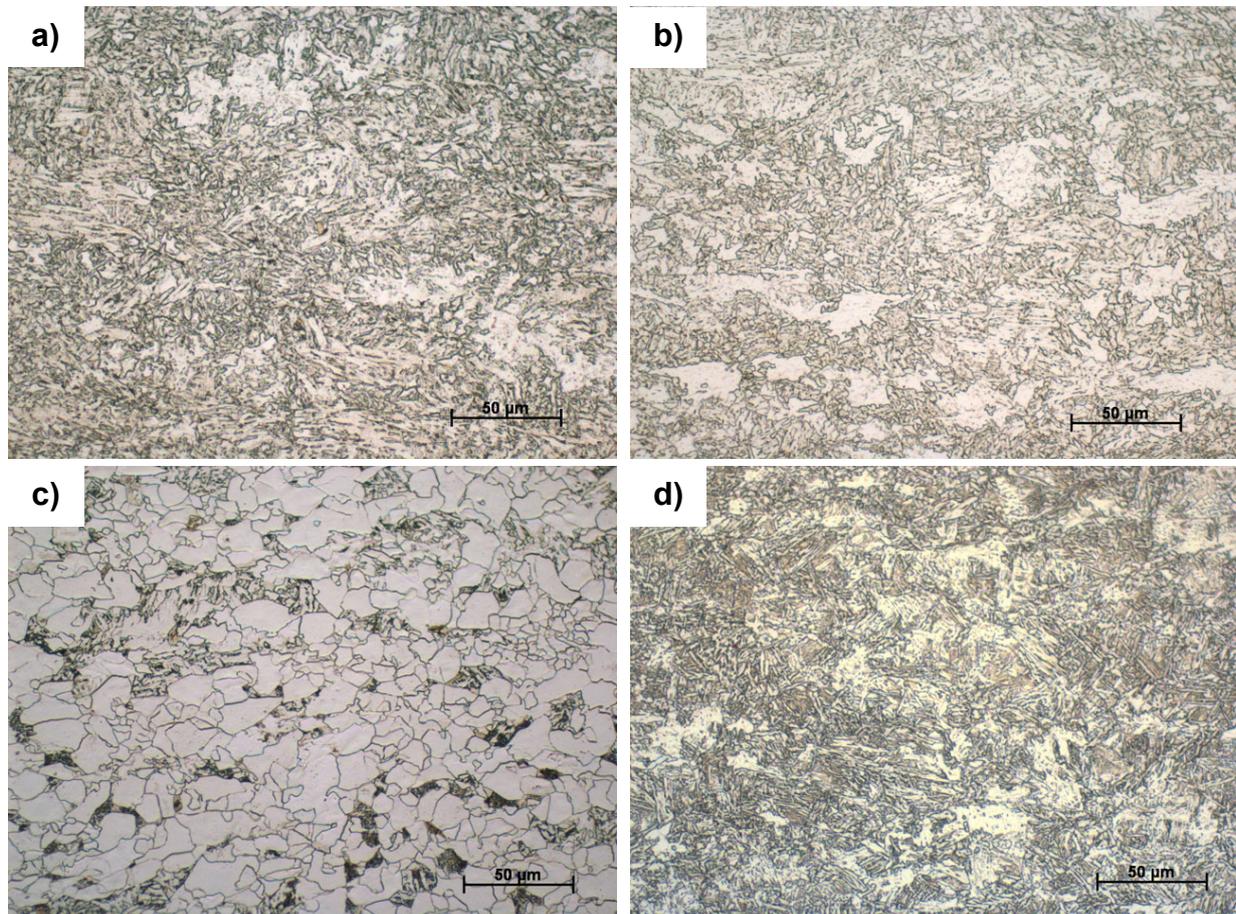


Abbildung 5-7: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 274935, a) ACC, KET 465°C, b) ACC, KET 548°C, c) AC, KET 845°C, d) DIC, KET 20°C

Die Gefügebilder des aus der Walzhitze beschleunigt gekühlten Laborbleches 274935, welche in Abbildung 5-7 a) und b) gezeigt werden, lassen ein bainitisches Gefüge erkennen. Abbildung 5-7 c) zeigt das an Luft abgekühlte Gefüge, welches, wie auch die normalisierten Bleche, aus polygonalem Ferrit mit Hartphasen besteht, wobei der Prozentsatz jener harten Phasen $6,5\% \pm 15\%$ beträgt. In d) wird die Struktur des in Wasser abgeschreckten Bleches illustriert, dessen Struktur den beschleunigt gekühlten Zuständen ähnelt.

Im Gegensatz zu den in Abbildung 5-7 gezeigten Aufnahmen, bei denen durch unterschiedliche Kühlverfahren verschiedene Gefügestände eingestellt wurden, handelt es sich bei den in Abbildung 5-8 dargestellten Bildern zwar um das identische Blech, jedoch weist es durch interkritische Glühungen im Bereich von 740 – 880°C völlig andere Gefügestrukturen auf.

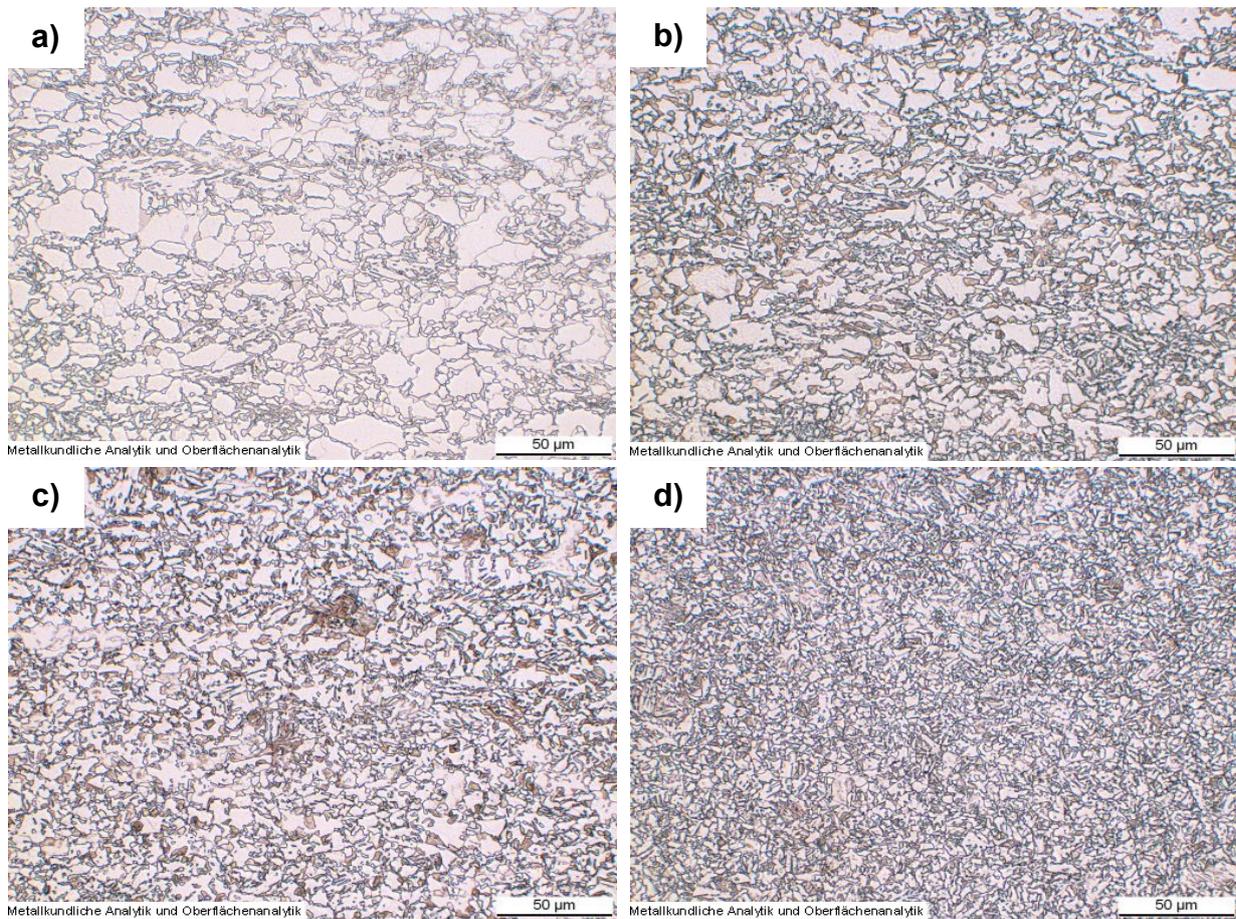


Abbildung 5-8: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 274935, a) Glühung bei 740°C und DIC, b) Glühung bei 800°C und DIC, c) Glühung bei 840°C und DIC, d) Glühung bei 880°C und DIC

Man erkennt deutlich, dass das Gefüge aus Ferrit und dazwischen eingelagerten harten Phasen (Perlit, MA- Phasen) besteht. Je höher die Glühtemperatur, desto feinkörniger wird das Gefüge und letztendlich auch die erreichte Festigkeit. Ebenso nimmt mit höherer Glühtemperatur der Anteil der Hartphasen zu (10,8% in a), > 50% in d) bei einem Fehler von jeweils $\pm 15\%$).

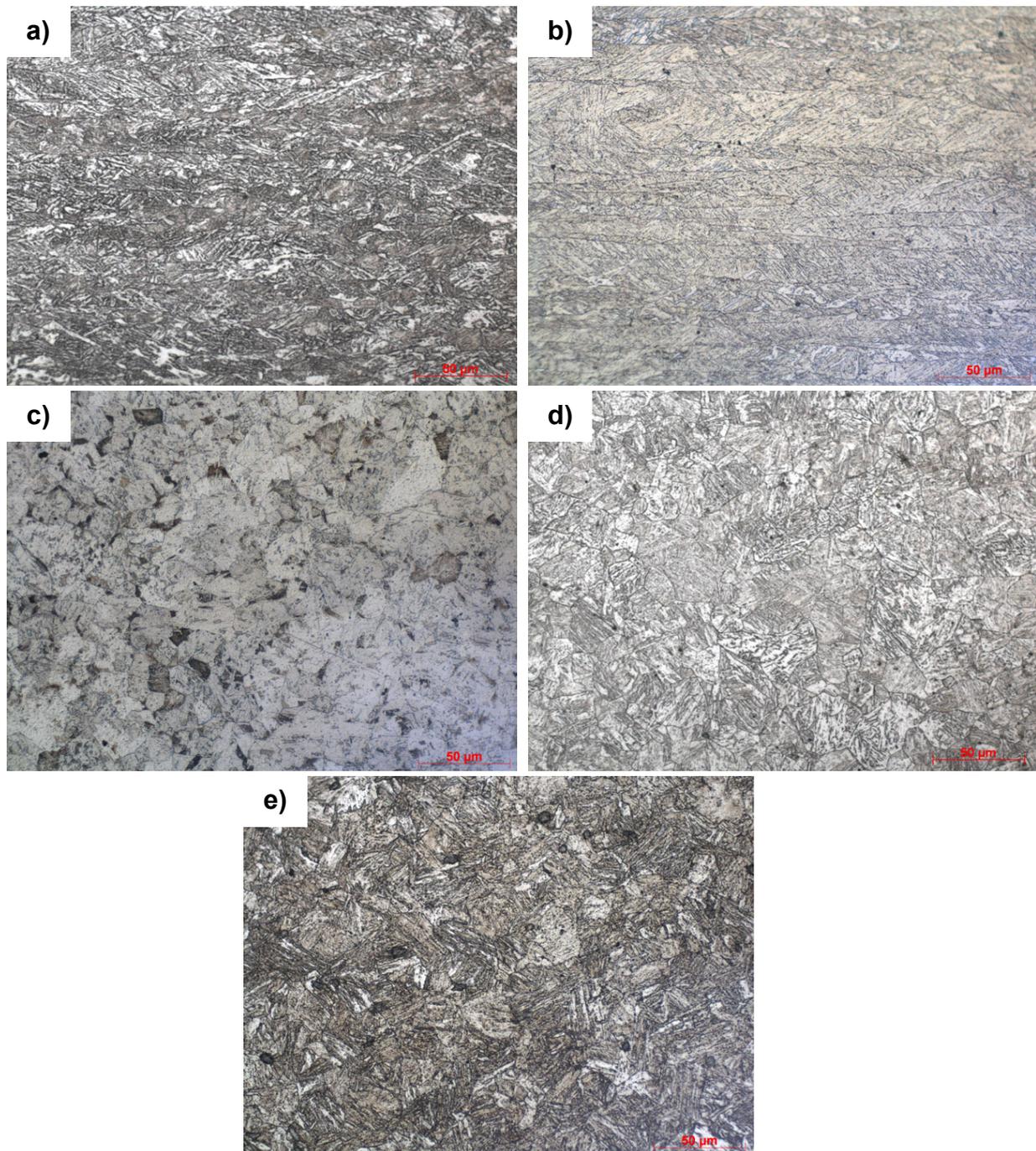


Abbildung 5-9: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 273221, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) vergüteter Zustand

Der Walzzustand und der angelassene Zustand des höchstfesten Bleches 273221, ein X120, zeigen augenscheinlich die bekannte Bainit Struktur mit dem bisher feinsten Gefüge. Außerdem sind die ursprünglichen Austenitkörner gut erkennbar. Auch die anderen Zustände – in Abbildung 5-9 c), d) und e) dargestellt – sind bis auf die Feinheit der Phasen mit den niederfesten Grobblechen X80

(Abbildung 5-6) identisch. Das normalisierte Blech weist einen Perlitanteil von $9,1\% \pm 15\%$ auf.

5.1.2 EBSD

Mittels EBSD wurden 3 Zustände des Laborbleches 274935 geprüft. Dabei handelte es sich um die beschleunigt gekühlte Probe mit einer Kühlendtemperatur von 548°C , die luftgekühlte Probe und um die abgeschreckte Probe (vgl. Abbildung 5-7 b), c) und d)).

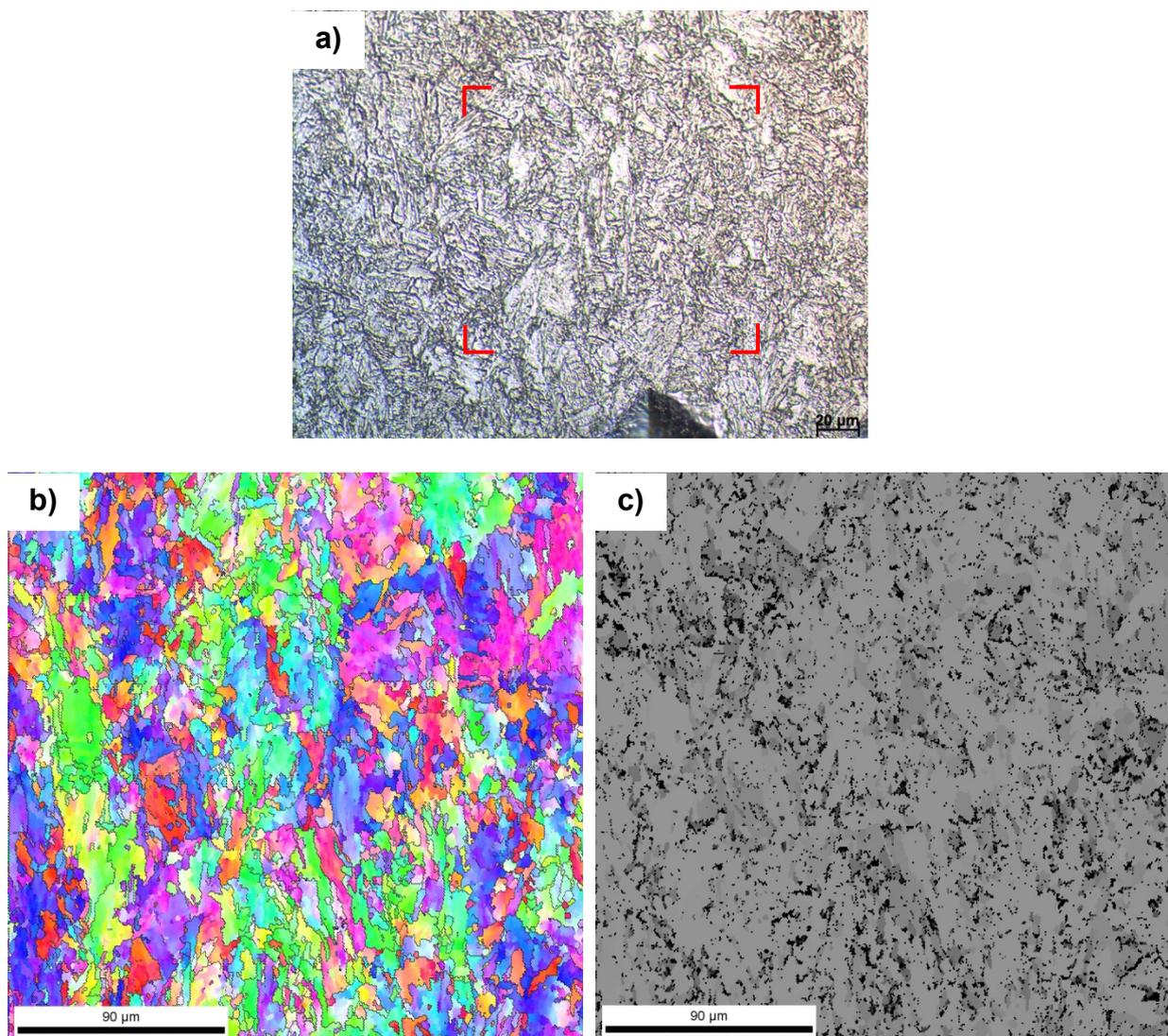


Abbildung 5-10: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, ACC, KET 548°C ; a) Mikrostruktur im Lichtmikroskop, b) Orientierung des Ferrits, c) Darstellung der Korngrenzen (schwarze Bereiche) sowie der anderen Phasen an der gleichen Stelle

Aus Abbildung 5-10 c) lässt sich ein Ferritanteil von 89% mit einem Fehler von $\pm 0,5\%$ bestimmen. Die schwarzen Bereiche markieren Korngrenzen und nicht als α identifizierbare Phasen. In Abbildung 5-10 a) ist der abgerasterte Bereich im Auflichtmikroskop erkennbar.

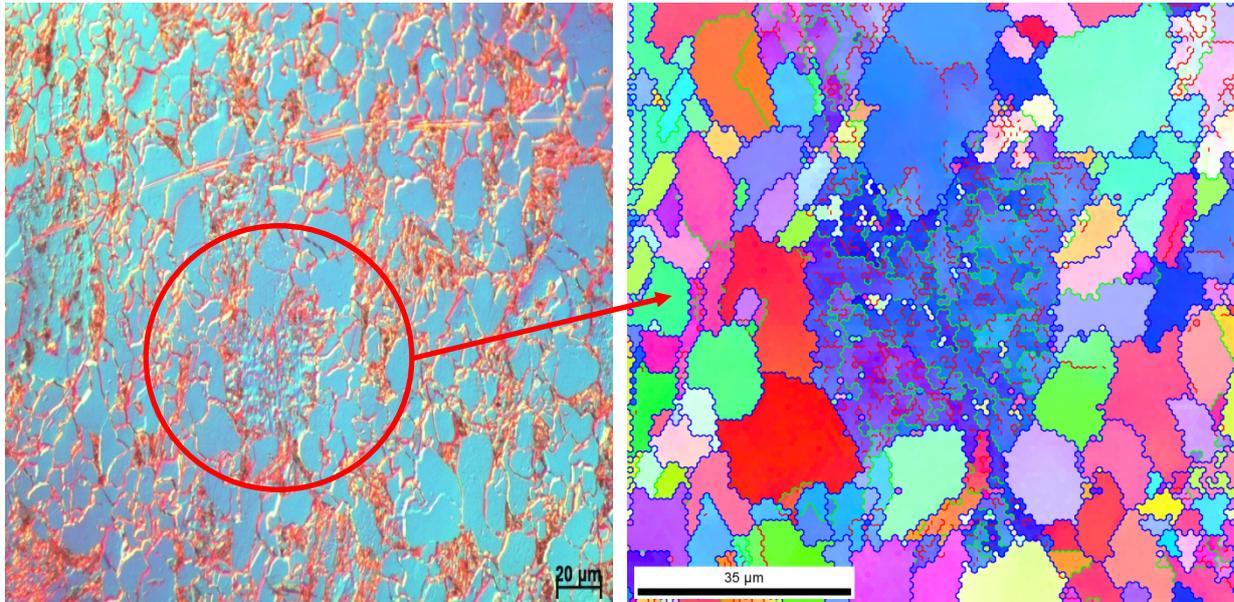


Abbildung 5-11: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, AC, KET 845°C; links: Mikrostruktur im Lichtmikroskop; rechts: EBSD Darstellung eines Bainitkornes mit Substruktur (Orientierungskontrast)

Die EBSD Aufnahmen in Abbildung 5-11 zeigen die Orientierung der Ferritkörner innerhalb des luftgekühlten Laborbleches 274935. Bei dem im rechten Bild vergrößerten Korn dürfte es sich, aufgrund der innerhalb des Kornes unterschiedlichen Ferritorientierung, um unteren Bainit handeln.

Die auf der nachfolgenden Seite befindliche Abbildung 5-12 veranschaulicht die EBSD Messung an einem Laborblech 274935, welches in Wasser abgeschreckt wurde (DIC). Die Mikrostruktur ist Abbildung 5-7 d) zu entnehmen. Bild a) zeigt den Bereich der EBSD Messung im Lichtmikroskop. Aus den Bildern b) und c) ergibt sich ein Ferritanteil von 87% und einem Fehler von $\pm 0,5\%$. Die schwarzen Bereiche stellen auch hier Korngrenzen und andere, nicht dem Ferrit entsprechende Phasen dar. Auffällig sind die beiden in c) sichtbaren größeren schwarzen Bereiche. Diese stammen, wie in b) ersichtlich, durch die sehr hohe Anzahl an unterschiedlichen Orientierungen des Ferrits.

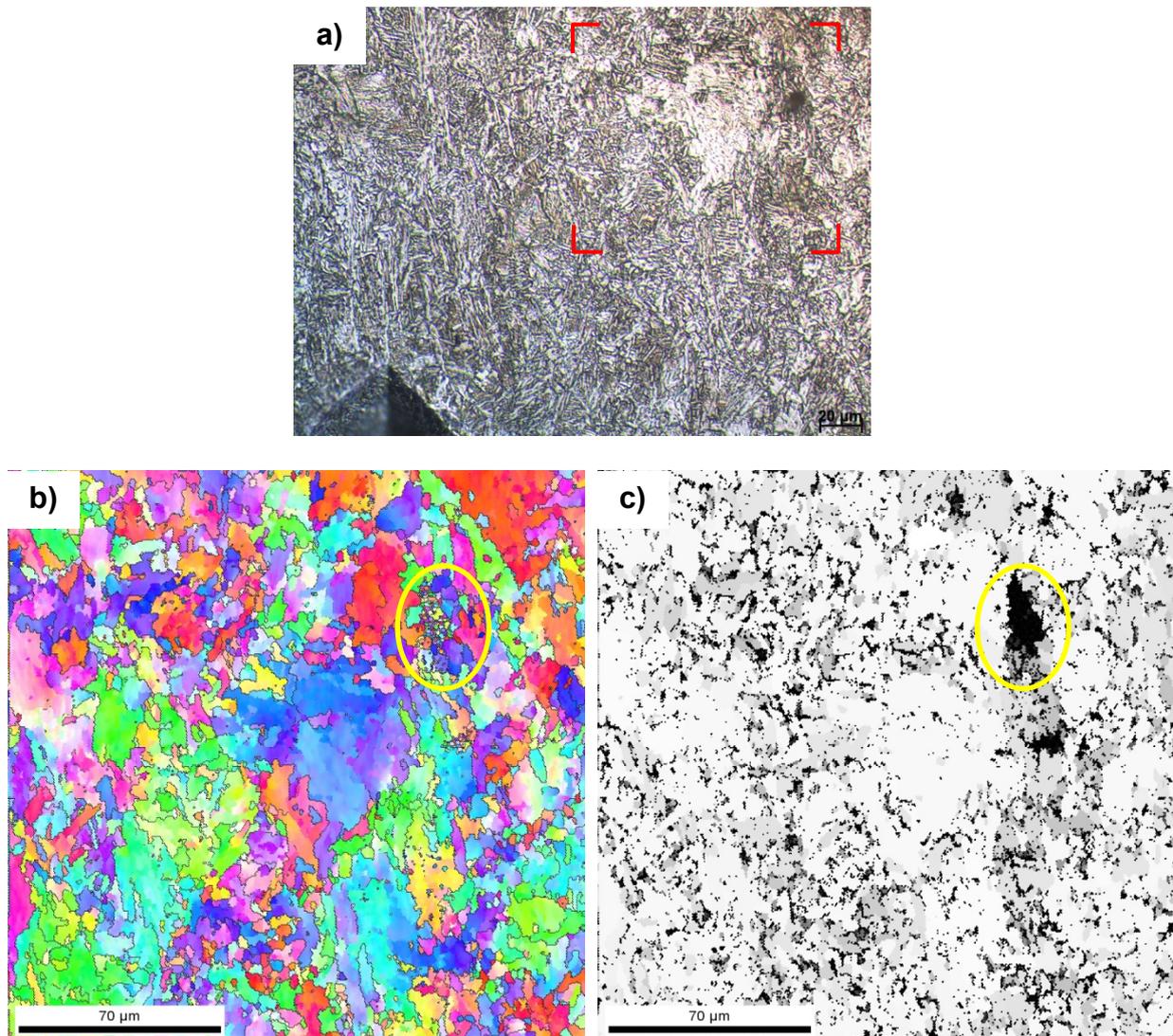


Abbildung 5-12: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, DIC, KET 20°C; a) Mikrostruktur im Lichtmikroskop, b) Orientierung des Ferrits, c) Darstellung der Korngrenzen sowie der anderen Phasen

Die in Abbildung 5-10 b) und Abbildung 5-12 b) schwarz dargestellten Korngrenzen haben einen Kippwinkel von mehr als 15° . Kleinwinkelkorngrenzen werden anders farblich innerhalb eines Kornes sichtbar gemacht. Einheitliche Farbtöne entsprechen den ursprünglichen γ -Körnern. Farbänderungen innerhalb eines Kornes bedeuten Subkörner bzw. Orientierungsabweichungen der Bainitlamellen (gelber Bereich).

5.1.3 Nanohärte

Die in diesem Kapitel gezeigten Diagramme verdeutlichen die Ergebnisse der Nanohärtemessungen der in Kapitel 4.1.4 beschriebenen Bleche.

Im jeweils linken Diagramm wird die Nanohärte in GPa über der Anzahl der Meßpunkte aufgetragen. Die rechten Diagramme stellen die relative Häufigkeit der Nanohärtewerte des Bleches in Prozent dar.

5.1.3.1 Charge ULC

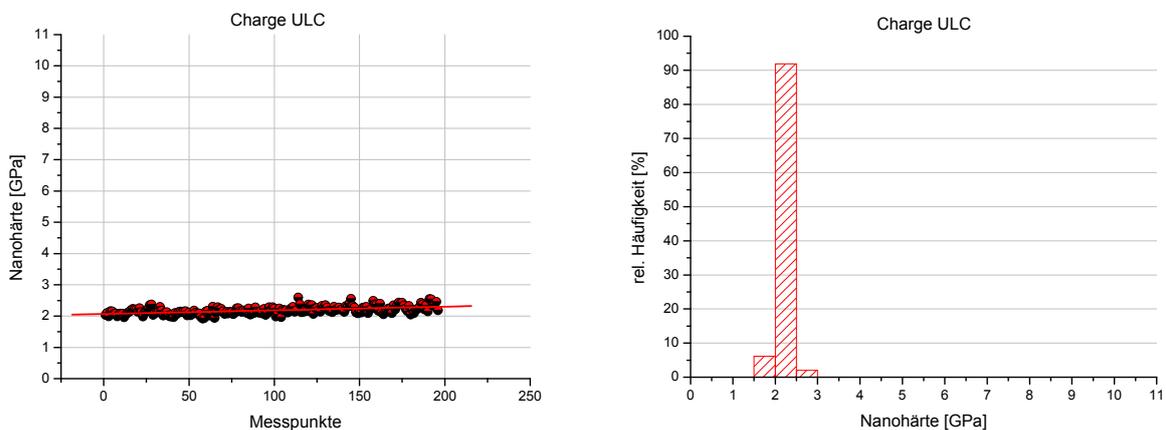


Abbildung 5-13: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge ULC

Abbildung 5-13 zeigt das Härteniveau und die Verteilung der Härtewerte. Das ausschließlich aus Ferrit bestehende Gefüge (siehe Abbildung 5-1) weist eine, im Vergleich zu den anderen Blechen, geringe Nanohärte von $2 \pm 0,75$ GPa auf.

5.1.3.2 Charge 200410

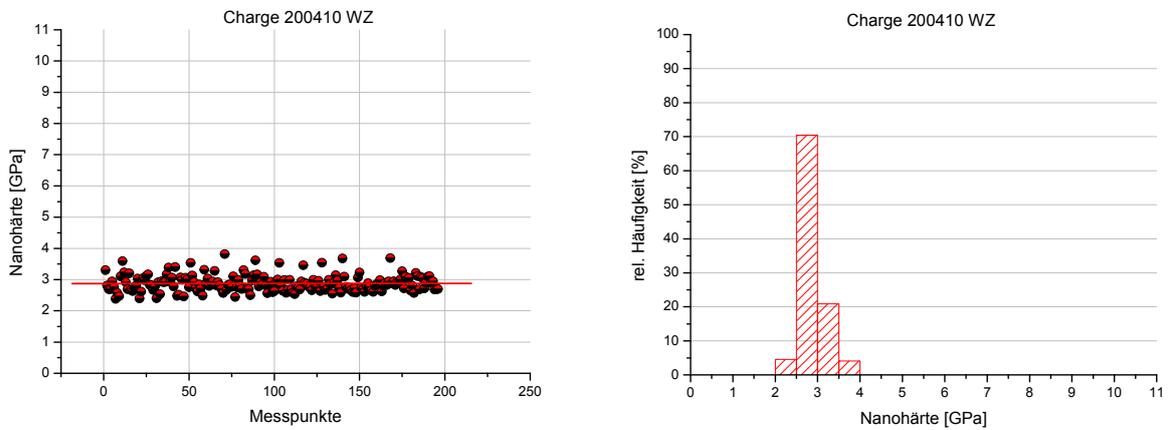


Abbildung 5-14: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im Walzzustand

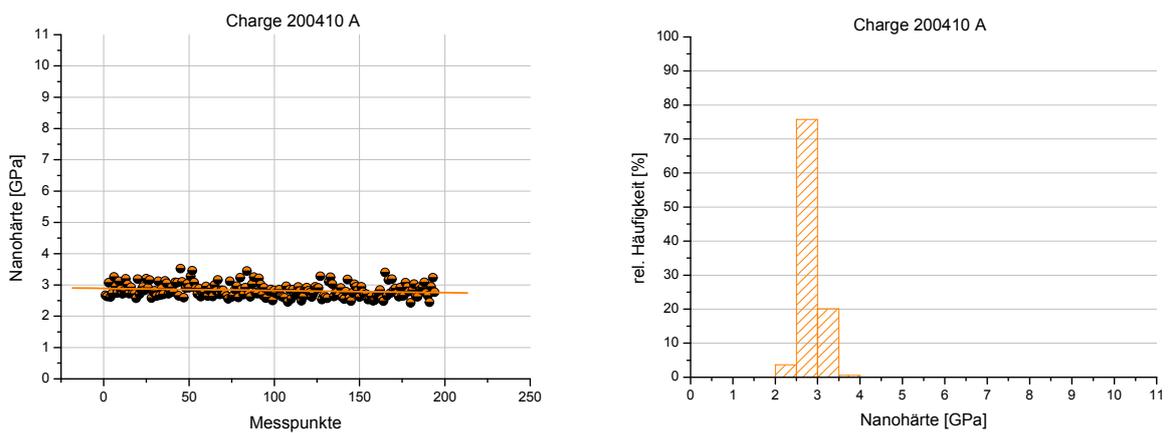


Abbildung 5-15: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im angelassenen Zustand

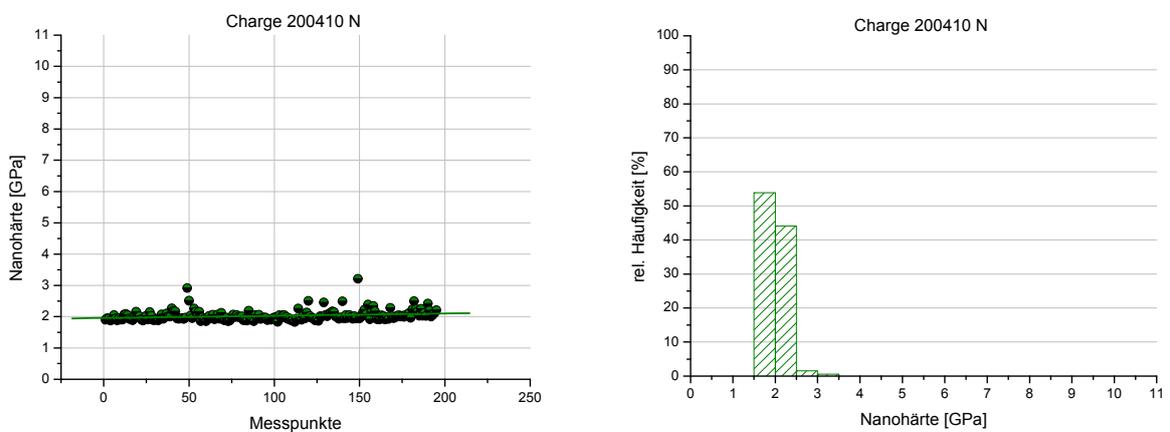


Abbildung 5-16: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im normalisierten Zustand

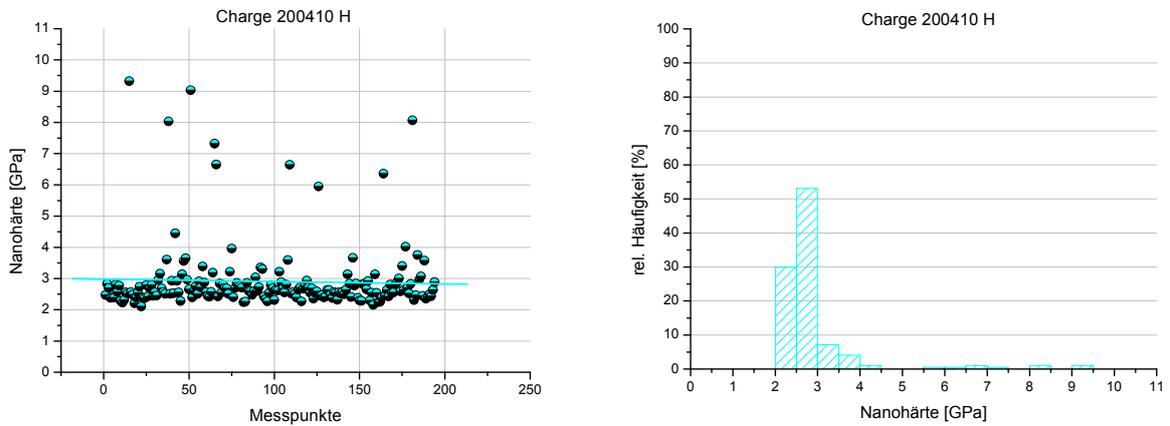


Abbildung 5-17: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im gehärteten Zustand

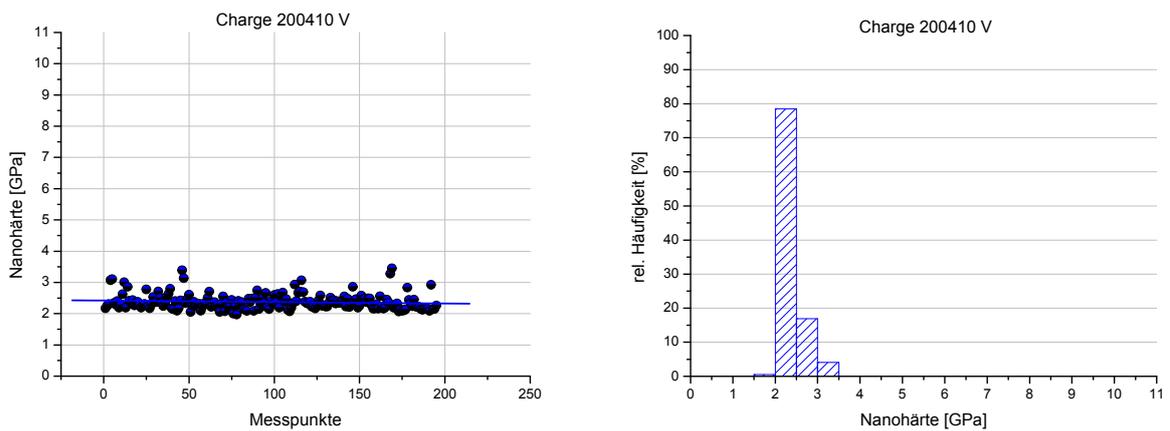


Abbildung 5-18: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im vergüteten Zustand

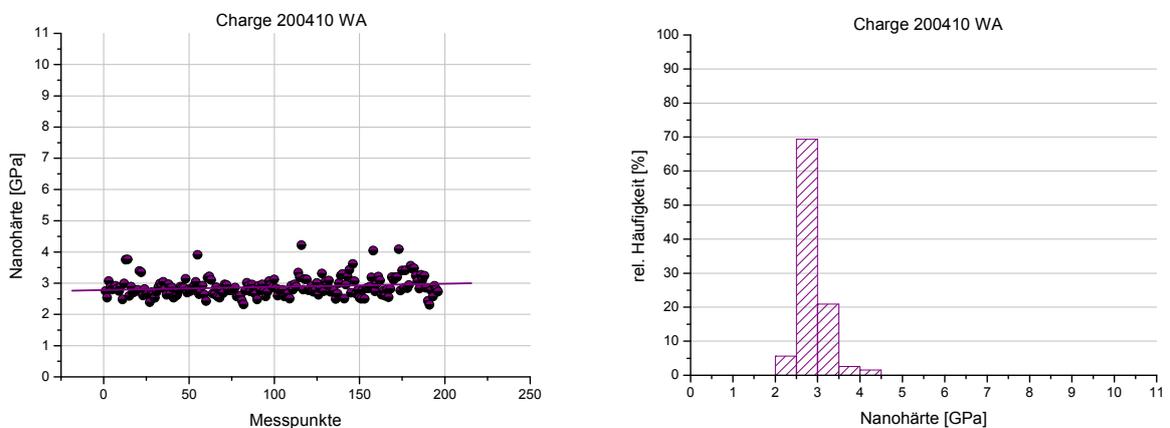


Abbildung 5-19: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im Walzzustand mit Alterung

Während im Walzzustand und im angelassenen Zustand der Charge 200410 das Nanohärteniveau bei $3 \pm 0,8$ GPa liegt (Abbildung 5-14 und Abbildung 5-15), treten nach der Härtung des Bleches Werte zwischen 3 ± 1 und 8 ± 2 GPa auf (vgl. Abbildung 5-17), was auf das Vorkommen von Martensit schließen lässt. Ein anschließendes Vergüten des gehärteten Grobbleches senkt die Nanohärte um rund 0,5 GPa auf $2,5 \pm 0,8$ GPa im Vergleich zum angelassenen Zustand, was in Abbildung 5-18 dargestellt ist. Die normalisierte Probe weist erwartungsgemäß die geringste Härte von rund 2 ± 1 GPa auf (Abbildung 5-16). Durch eine Alterung des Walzzustandes (Abbildung 5-19) gibt es keine signifikante Änderung des Nanohärteniveaus ($3 \pm 1,1$ GPa) des Gefüges.

5.1.3.3 Charge 247967

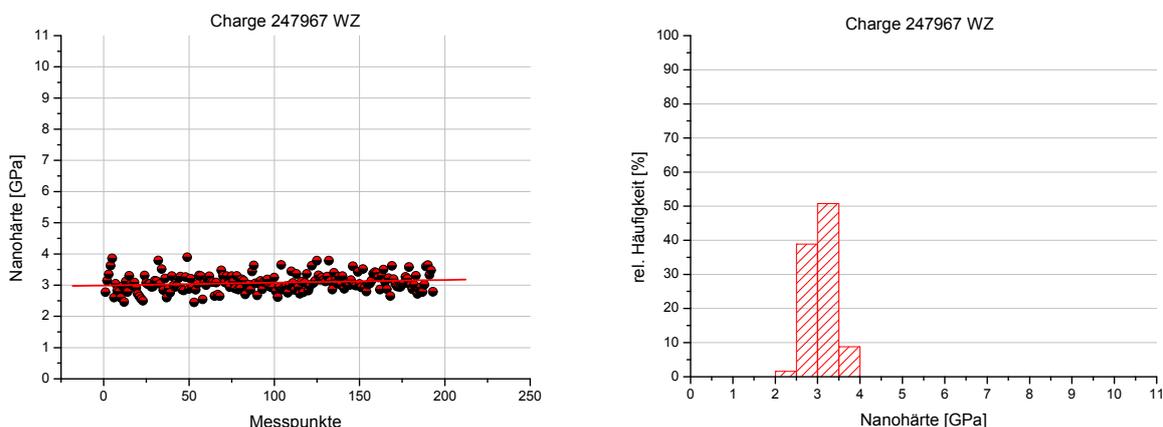


Abbildung 5-20: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im Walzzustand

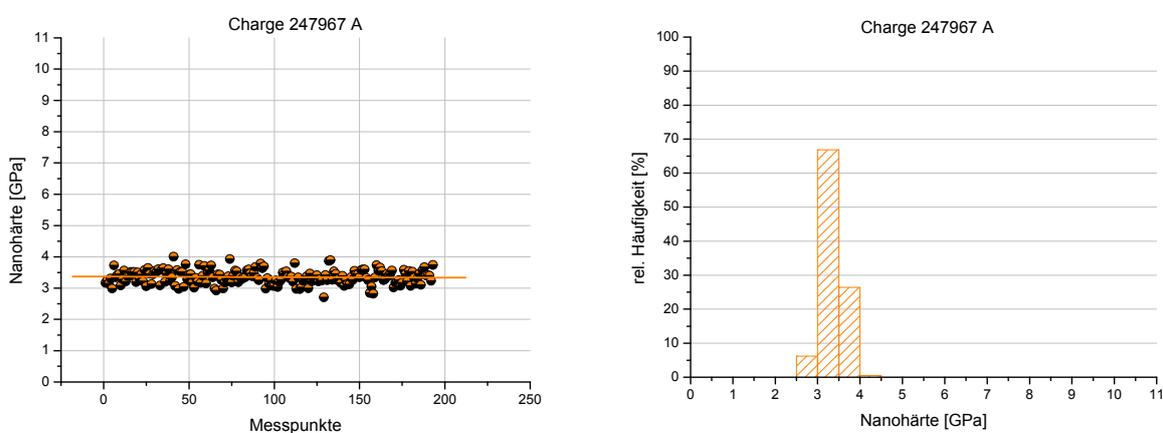


Abbildung 5-21: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im angelassenen Zustand

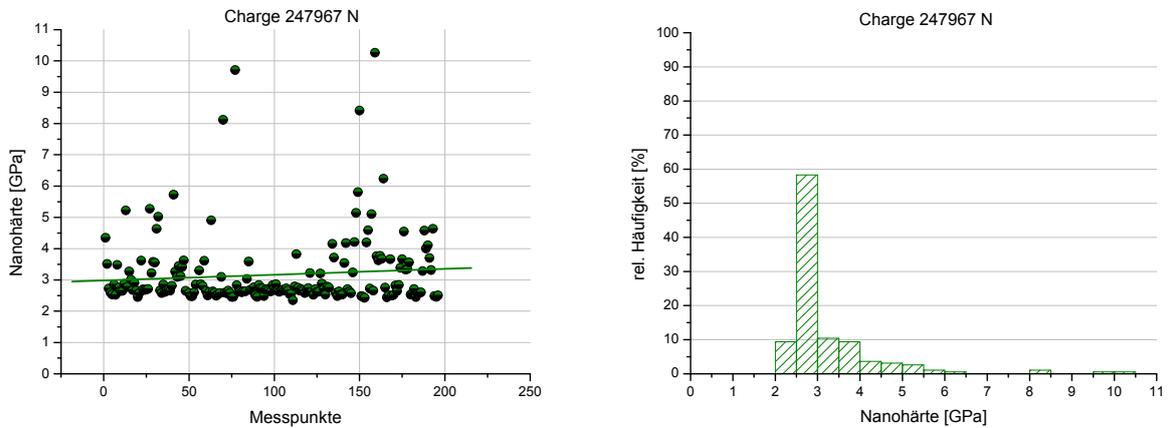


Abbildung 5-22: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im normalisierten Zustand

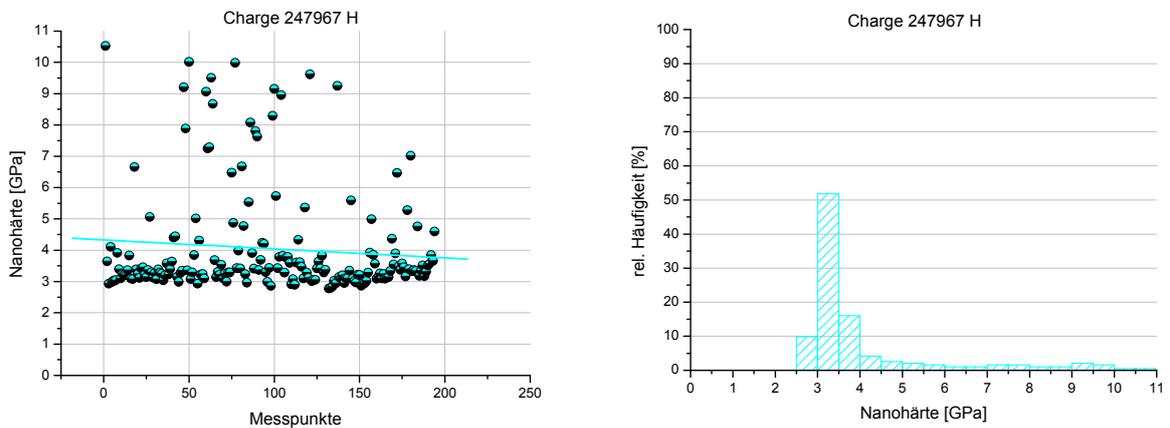


Abbildung 5-23: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im gehärteten Zustand

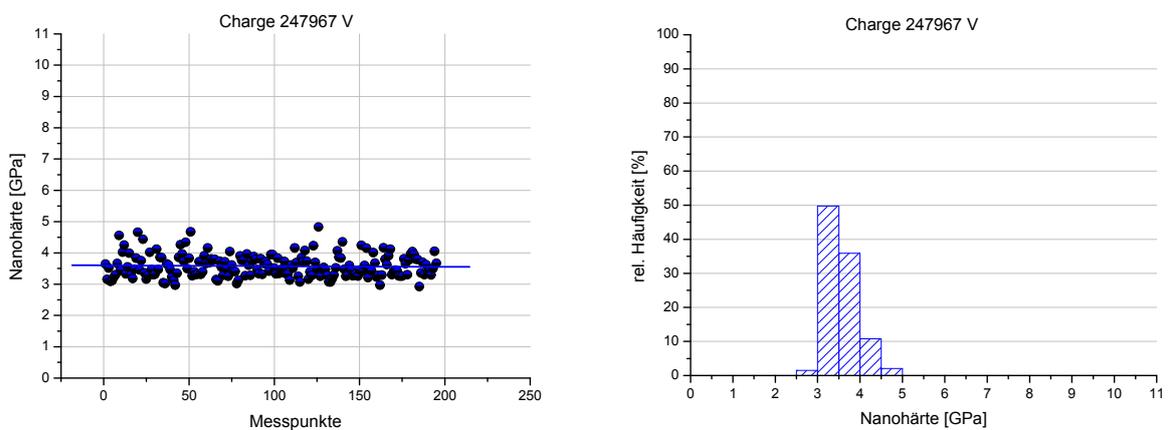


Abbildung 5-24: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im vergüteten Zustand

Im Walzzustand liegt das Nanohärteniveau der Charge 247967 (X80) bei 3 ± 1 GPa. Der angelassene Zustand weist eine um rund 0,5 GPa höhere Härte, $3,2 \pm 0,8$ GPa, als das walzharte Blech auf (Abbildung 5-20 und Abbildung 5-21). Im Gegensatz zum normalisierten X65 (Abbildung 5-16) zeigt der normalisierte X80 (Abbildung 5-23) Phasen höherer Härte bis zu 10,2 GPa. Dabei sind 3 Härteniveaus erkennbar: 3 ± 1 GPa (60% der Werte), $4,5 \pm 1$ GPa (25%) und $8,5 \pm 2$ GPa (15%). Das gehärtete Blech hat einen größeren Anteil an harten Phasen als der normalisierte Zustand, was aus Abbildung 5-23 hervorgeht (20% > 6,5 GPa). Vergütet man das Blech nach dem thermomechanischen Walzvorgang, so erhält man eine mittlere Nanohärte von 3,5 GPa, wobei 50% der Werte unter 3,5 GPa und 50% über 3,5 GPa liegen (Abbildung 5-24).

5.1.3.4 Charge 274935

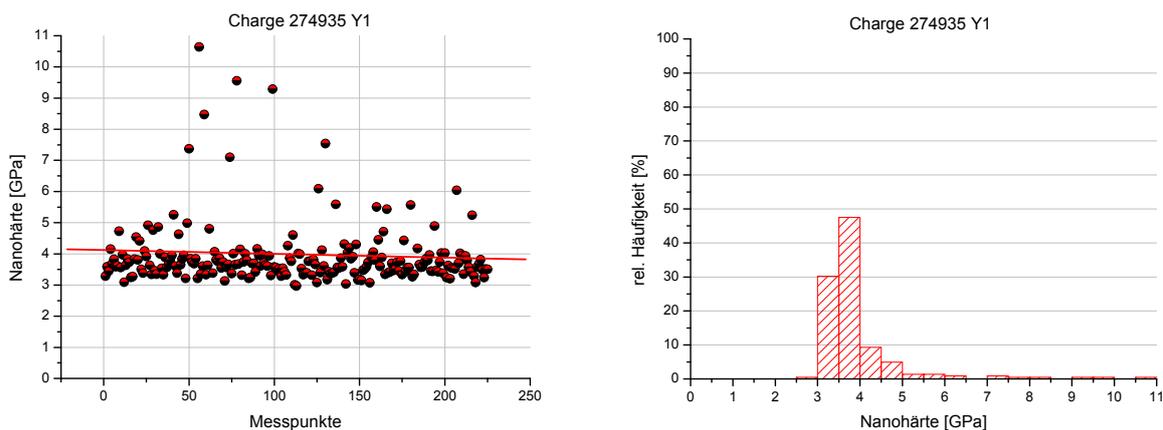


Abbildung 5-25: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, ACC, KET 465°C

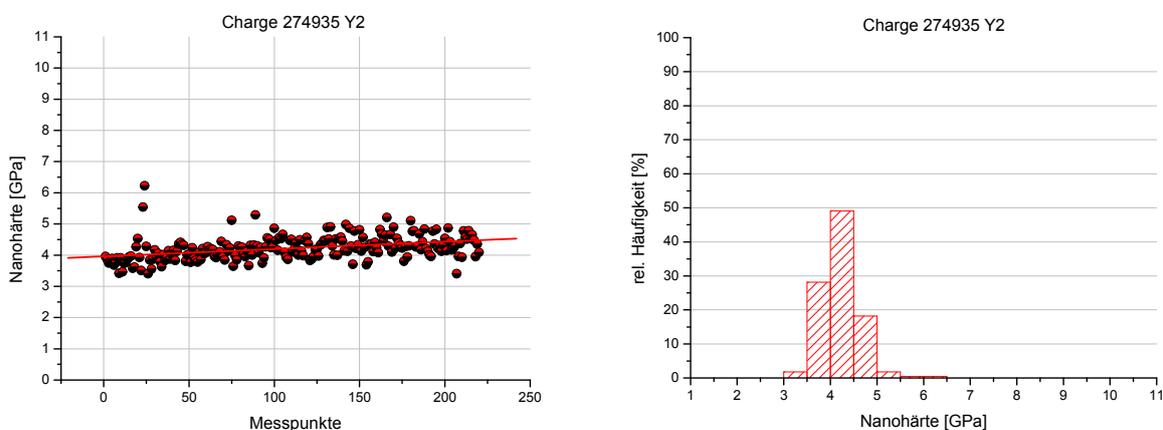


Abbildung 5-26: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, ACC, KET 548°C

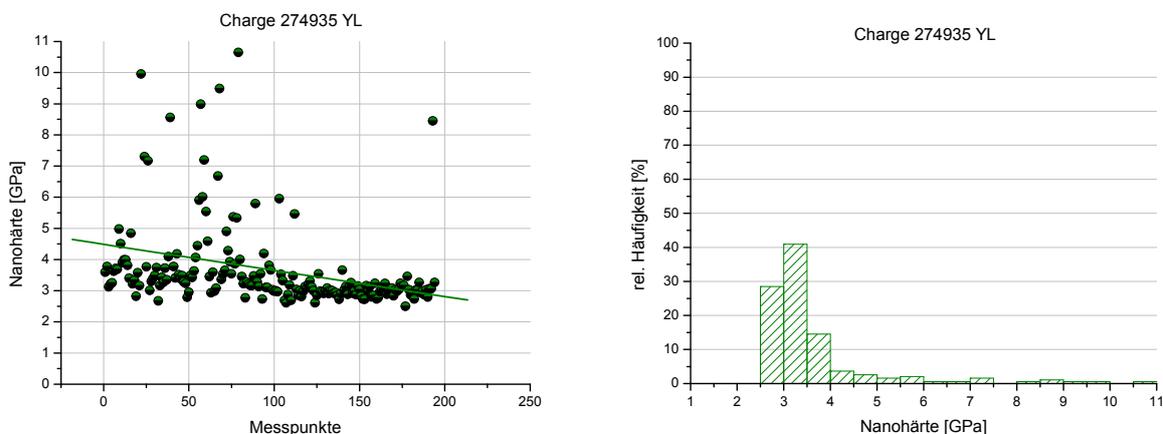


Abbildung 5-27: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, AC, KET 845°C

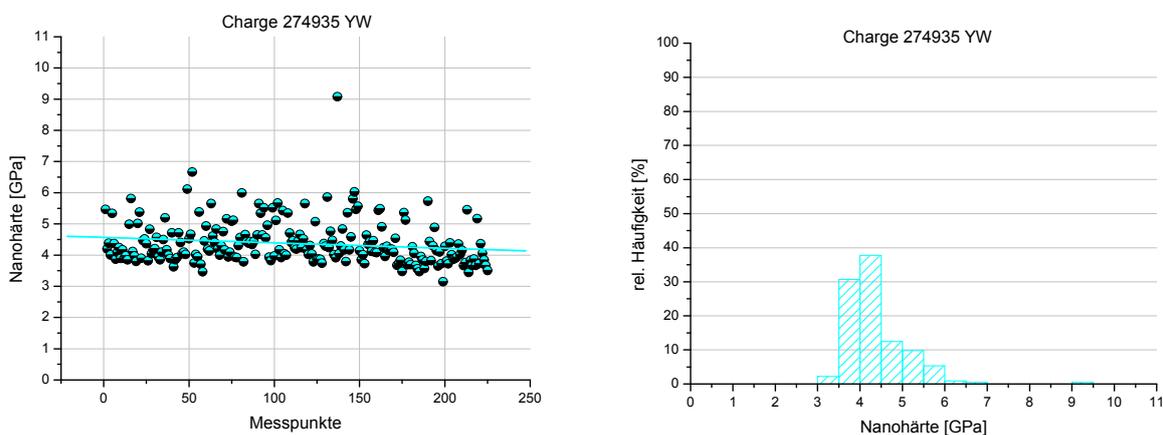


Abbildung 5-28: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, DIC, KET 20°C

Abbildung 5-25 und Abbildung 5-26 zeigen die Ergebnisse der Nanohärtemessung am Laborblech in den beiden Zuständen der beschleunigten Kühlung. Dabei ist zu sehen, dass bei dem Blech mit der geringeren Kühlendtemperatur rund 80% der Härtewerte unter 4 ± 1 GPa und 5% über 6,5 GPa liegen, wohingegen bei einer Kühlstopptemperatur von 548°C 95% der Werte größer als 3,5 GPa sind. Das luftgekühlte Blech verhält sich ähnlich den normalisierten Zuständen, auch hier finden sich 70% $< 3,5 \pm 1$ GPa, 25% zwischen 3,5 und 6,5 GPa und 5% über 6,5 GPa (Abbildung 5-27). In Abbildung 5-28 ist das nach dem Walzvorgang in Wasser abgeschreckte Laborblech dargestellt. Der Mittelwert der Härte liegt mit fast 5 GPa deutlich über der Nanohärte der beschleunigt gekühlten Bleche, wobei hier nur zirka 3% der Härtewerte unter $3,5 \pm 0,5$ GPa auftreten.

5.1.3.5 Charge 273221

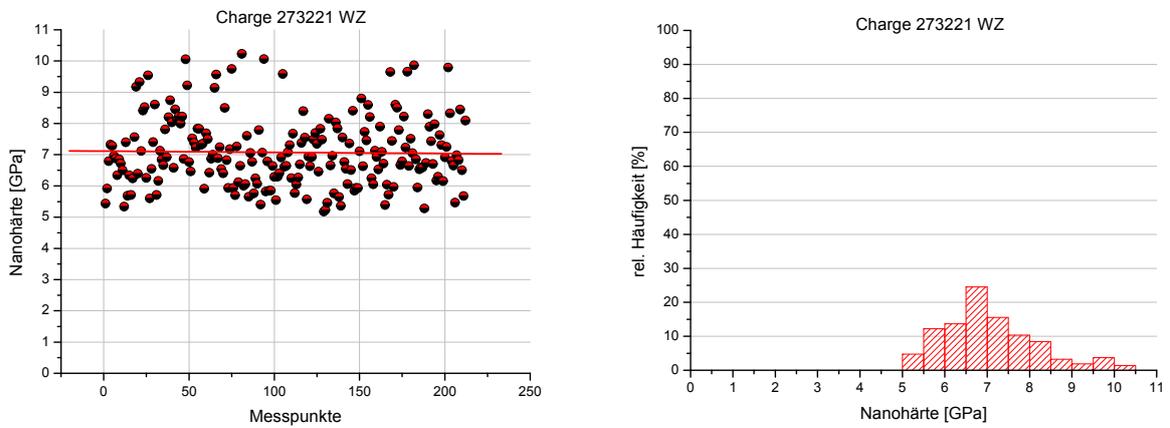


Abbildung 5-29: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im Walzzustand

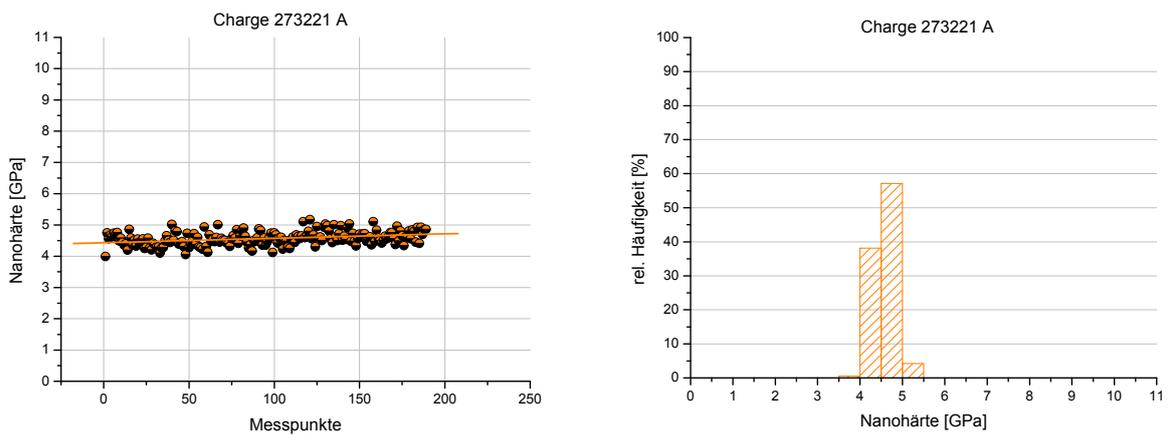


Abbildung 5-30: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im angelassenen Zustand

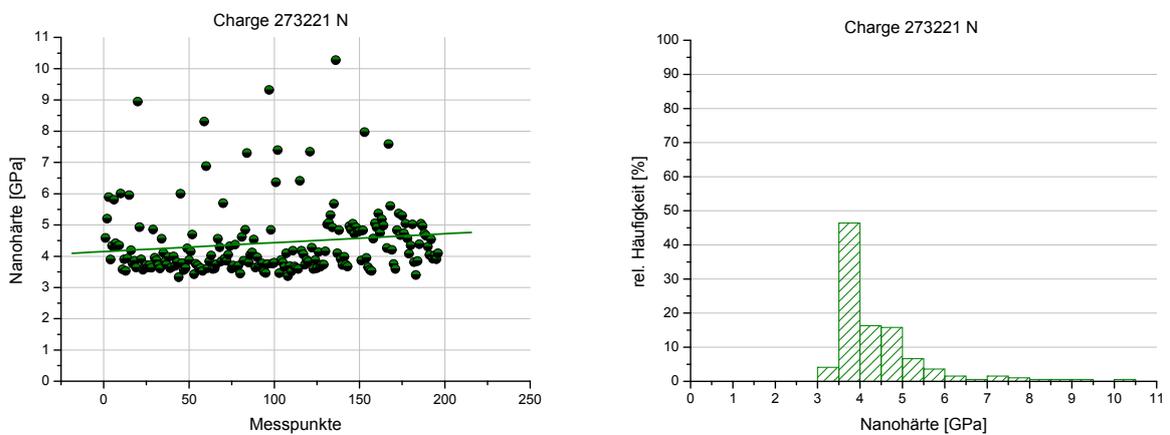


Abbildung 5-31: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im normalisierten Zustand

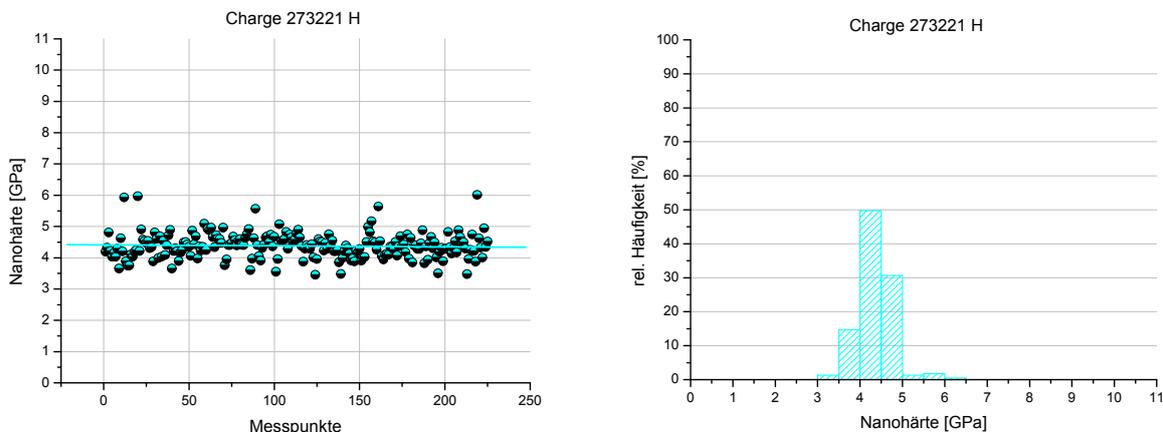


Abbildung 5-32: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im gehärteten Zustand

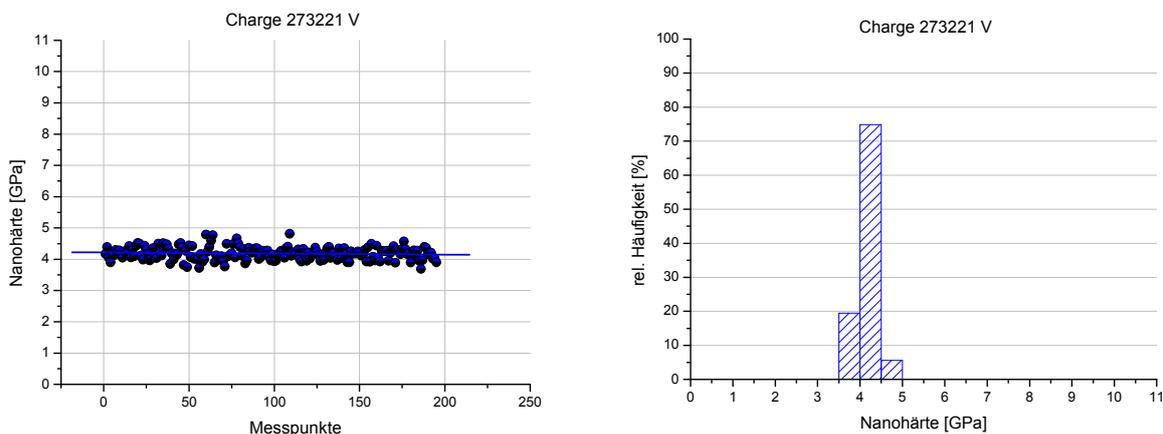


Abbildung 5-33: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im vergüteten Zustand

Das höchstfeste Blech der Charge 273221 hat im Walzzustand ein Nanohärteniveau, welches alle anderen Wärmebehandlungszustände übersteigt (Abbildung 5-29). Dabei liegen 20% unter $6,5 \pm 1,2$ GPa, die übrige Härte liegt deutlich darüber. Ein Anlassvorgang des Walzzustandes senkt die Härte auf 4 ± 1 GPa. Während Normalglühen zwar die durchschnittliche Härte nicht beeinflusst, erzeugt es jedoch einen kleinen Anteil an harten Phasen (Abbildung 5-31), 5% < 3,5 GPa, 90% zwischen 3,5 und 6,5 GPa, sowie 5% sehr harte Phasen. Ebenso verhält sich die Nanohärte nach dem Härten des Grobbleches; der Bereich der Härtewerte liegt zwischen 3,3 und 6 GPa, mit einem Mittel bei $4,5 \pm 1$ GPa. Ein anschließendes Anlassen der gehärteten Probe bewirkt eine Homogenisierung des Gefüges, wodurch alle Werte bei $4,2 \pm 1$ GPa liegen.

Die unterschiedlichen Härteniveaus wurden, wie in Tabelle 5-1 dargestellt, in 5 Bereiche eingeteilt und deren auftretende Häufigkeit berechnet. α_{LC} bezeichnet Ferrit, welcher einen sehr geringen Kohlenstoffanteil aufweist, während α^* aufgrund des höheren Kohlenstoffgehaltes auch eine höhere Nanohärte besitzt. Bainit ist mit B, Martensit mit M und Zementit mit Fe_3C gekennzeichnet.

nHV [GPa]		< 3	3-4	>4<7	≥7	> 8
Charge	WB Zustand	α_{LC}	α^*	B	M	Fe_3C
		[%]				
ULC		100	-	-	-	-
200410	WZ	75	25	-	-	-
	A	78	22	-	-	-
	N	99	1	-	-	-
	H	83	11	3	1	2
	V	96	4	-	-	-
	WA	75	23,5	1,5	-	-
247967	WZ	41	59	-	-	-
	A	6	93,5	0,5	-	-
	N	68	19,5	10,5	-	2
	H	10	68	12	3	7
	V	1,5	85,5	13	-	-
274935	Y1	0,5	78	18	1,5	2
	Y2	-	30	70	-	-
	YL	28,5	55,5	11	1,5	5
	YW	-	33	66,5	-	0,5
273221	WZ	-	-	55	26	19
	A	-	0,5	99,5	-	-
	N	-	50,5	44,5	2,5	2,5
	H	-	16	84	-	-
	V	-	19,5	80,5	-	-

Tabelle 5-1: Bestimmung der Gefügeanteile anhand der Nanohärtemessungen

5.2 Mechanische Prüfverfahren

5.2.1 Druck-/Zugversuche

In diesem Kapitel sind die mechanisch-technologischen Kennwerte $R_{p0,2}$, $R_{p0,6}$, $R_{p1,0}$, $R_{p1,4}$ und R_m über dem Verformungsgrad für jede Charge und deren Wärmebehandlungszustand tabellarisch dargestellt, welche für das Wissen des Festigkeitsverlaufes der Grobbleche nach der Rohrherstellung (vgl. Kapitel 2.1) unumgänglich sind.

Die Auswertung der Festigkeitswerte erfolgt ausschließlich über die konventionelle Methode der Parallelverschiebung des tatsächlichen E-Moduls von Stahl. Auftretende Streckgrenzen und Lüdersdehnungen sind farblich hinterlegt, werden jedoch für die Bestimmung der Kennwerte nicht berücksichtigt (siehe Abbildung 5-34).

Die Dehngrenzen wurden bei den jeweiligen Vorverformungen aus den Zugkurven abgelesen, somit ergibt sich beispielsweise das $R_{p1,0}$ für -2% Stauchung durch Ablesen bei 1% plastischer Dehnung.

Für die Festigkeitswerte der positiven Dehnung werden die wahren Spannungs-/Dehnungswerte der unverformten Referenzprobe herangezogen, um eine Addition der Verformungen zu ermöglichen. Da hierfür ein kontinuierlicher Zugversuch verwendet wurde, kann im positiven Verformungsbereich keine Zugfestigkeit angegeben werden. Abbildung 5-34 verdeutlicht die erhaltenen Werte für eine Dehnung von 2%.

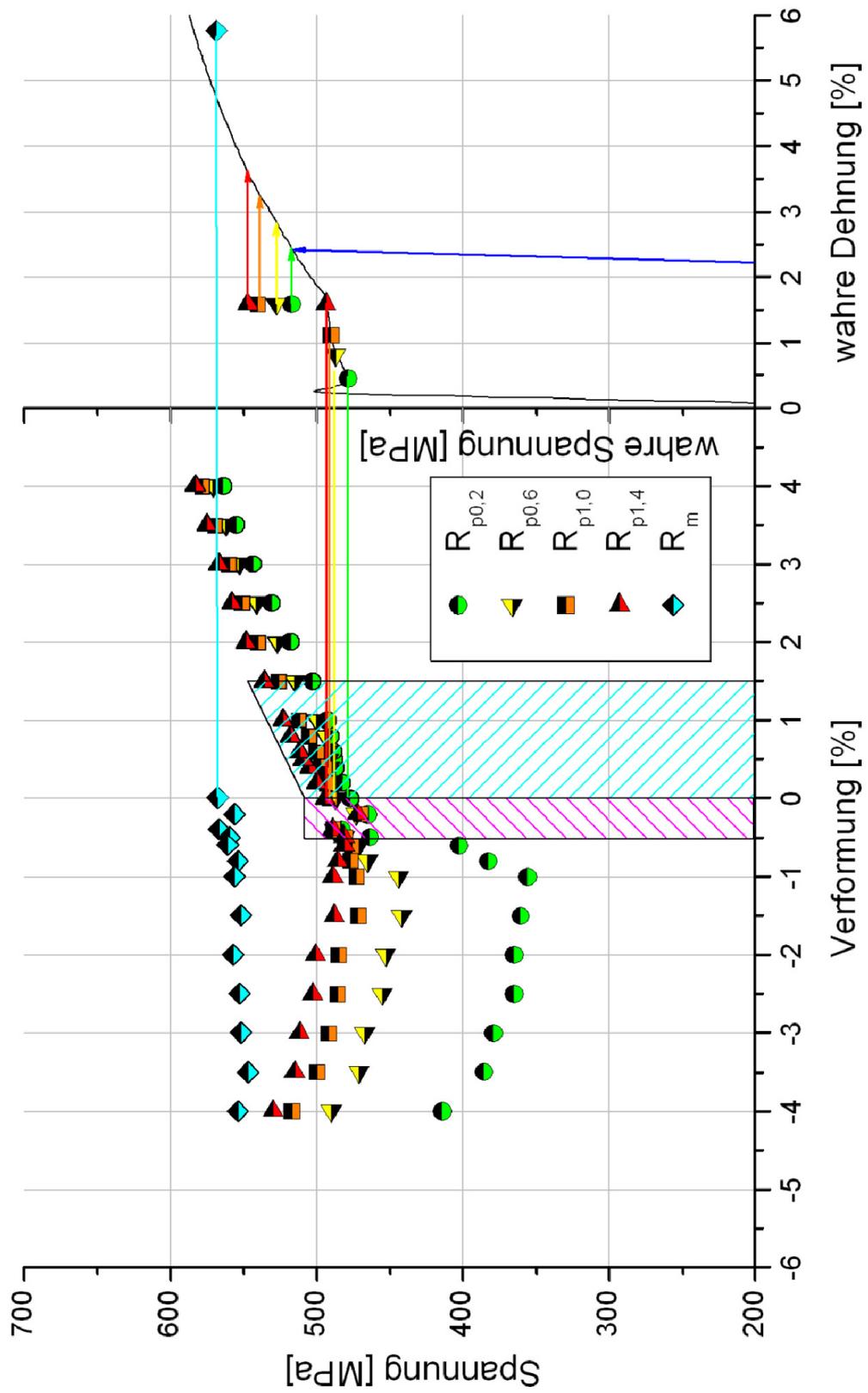


Abbildung 5-34: Auswertung der Festigkeitswerte der Zugseite der Druck-/Zugversuche

5.2.1.1 Charge ULC

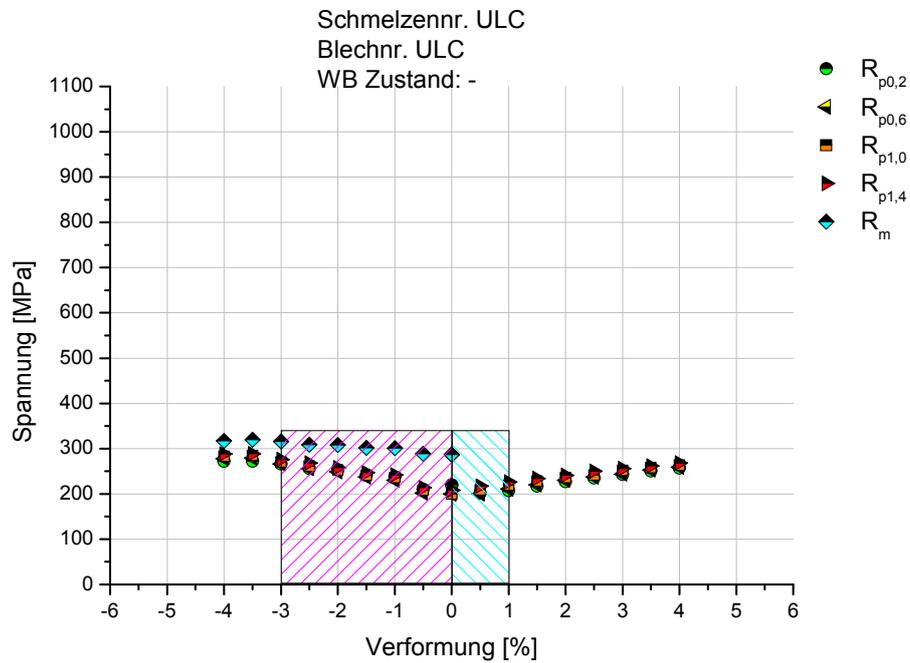


Abbildung 5-35: Vergleich des Zugversuches der Charge ULC mit jenem nach Stauchung

5.2.1.2 Charge 156348

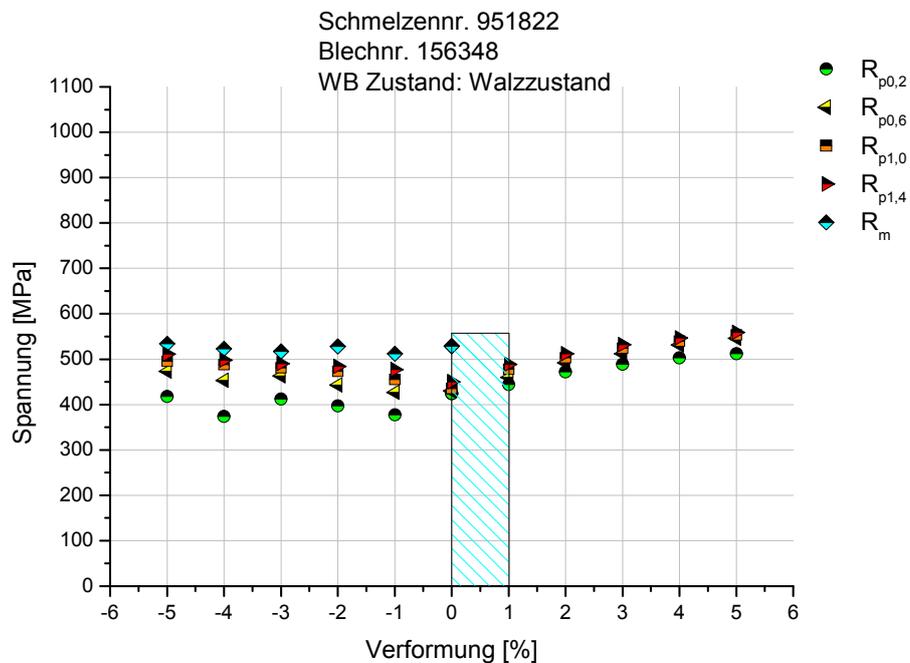


Abbildung 5-36: Vergleich des Zugversuches der Charge 156348 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

5.2.1.3 Charge 362034

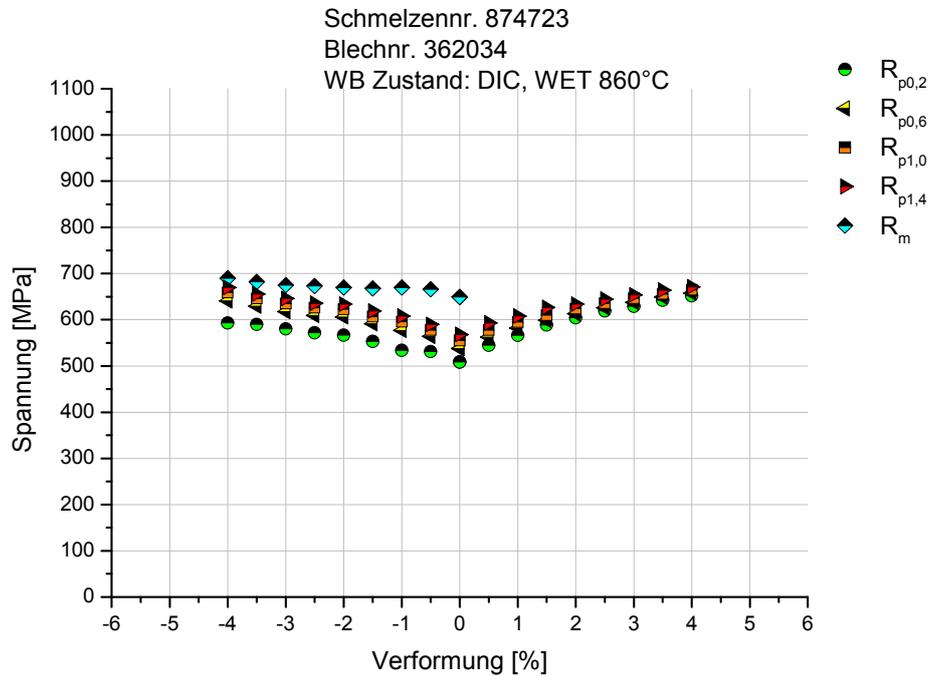


Abbildung 5-37: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, DIC und WET 860°C mit jenem nach Stauchung

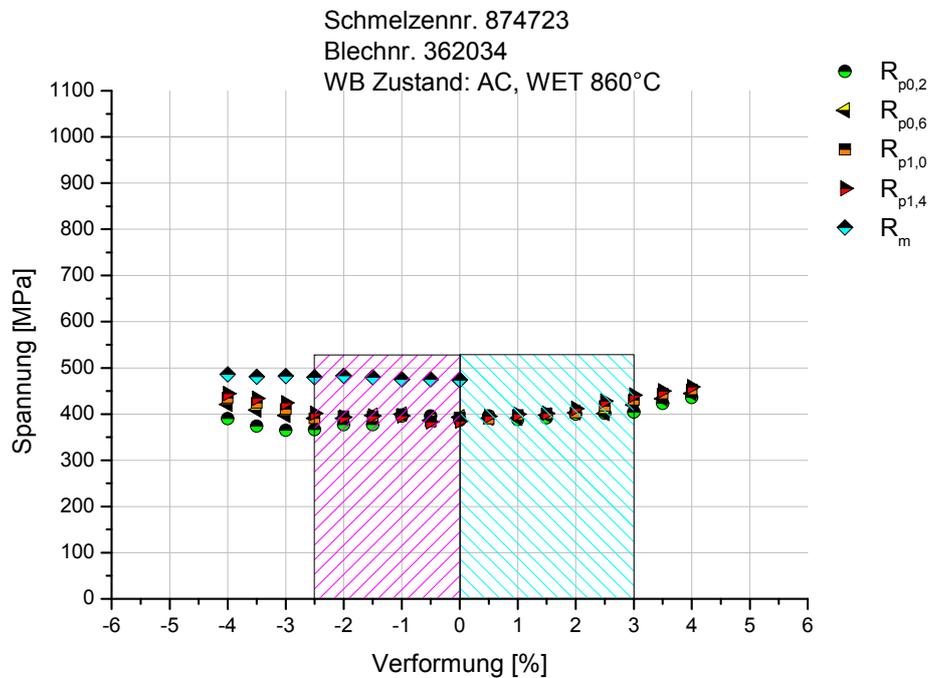


Abbildung 5-38: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, AC und WET 860°C mit jenem nach Stauchung

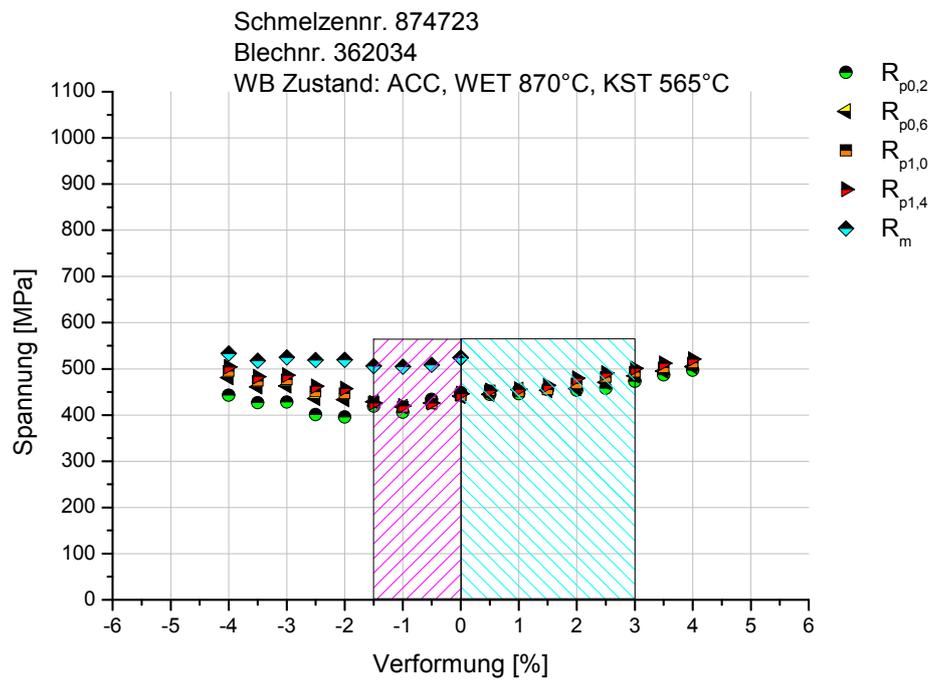


Abbildung 5-39: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, ACC, WET 870°C und KST 565°C mit jenem nach Stauchung

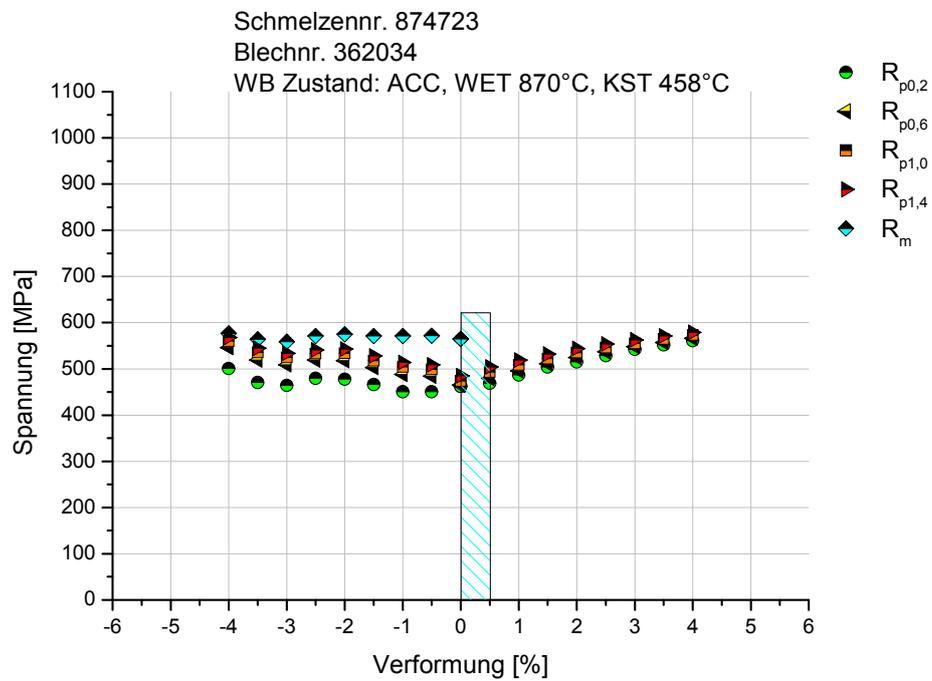


Abbildung 5-40: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, ACC, WET 870°C und KST 458°C mit jenem nach Stauchung

5.2.1.4 Charge 200410

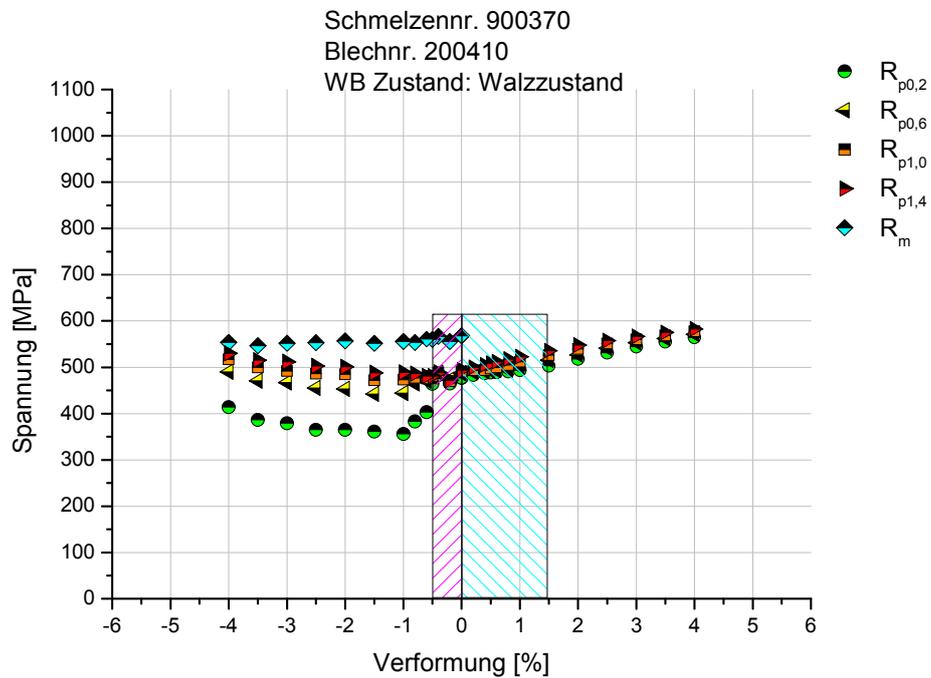


Abbildung 5-41: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

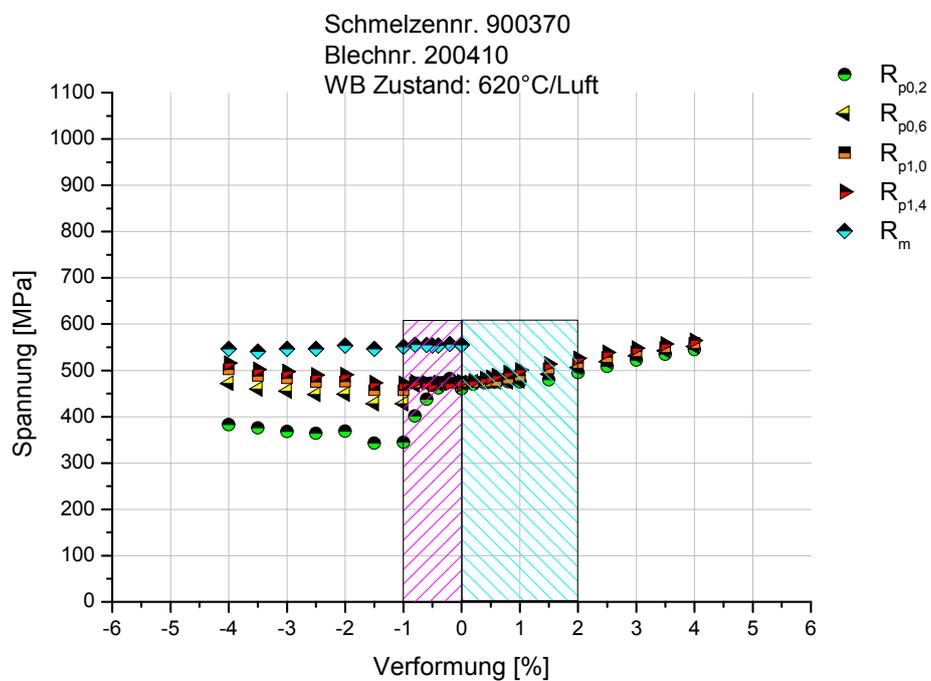


Abbildung 5-42: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

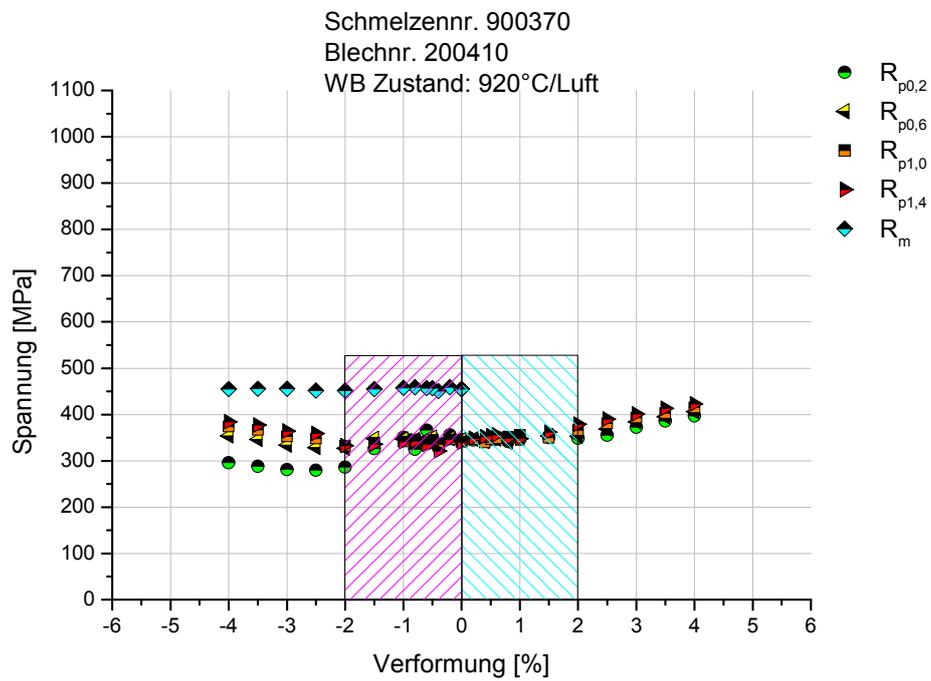


Abbildung 5-43: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im normalisierten Zustand mit jenem nach Stauchung

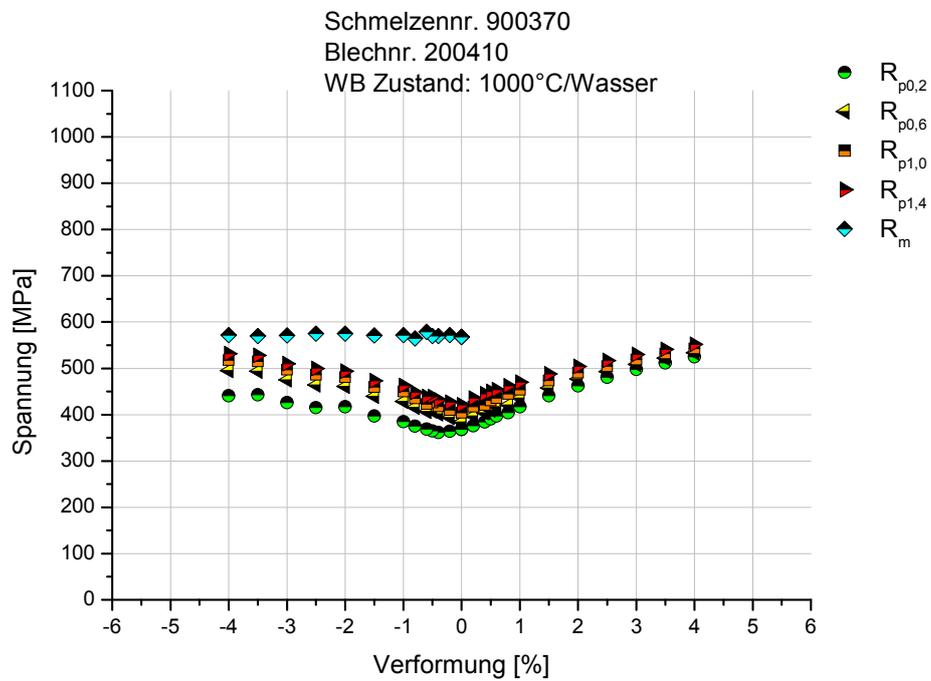


Abbildung 5-44: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im gehärteten Zustand mit jenem nach Stauchung

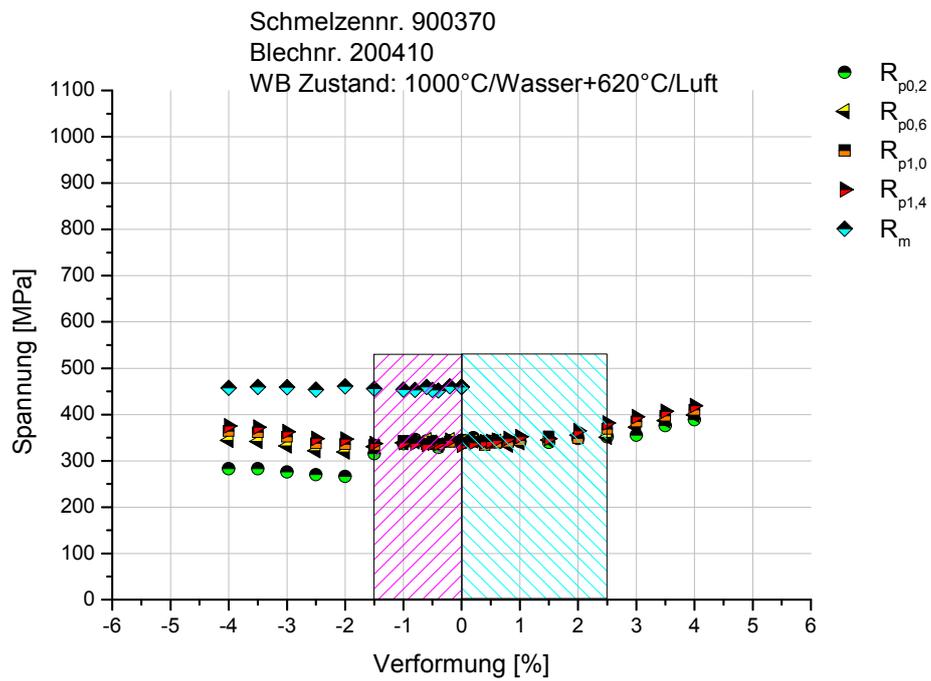


Abbildung 5-45: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung

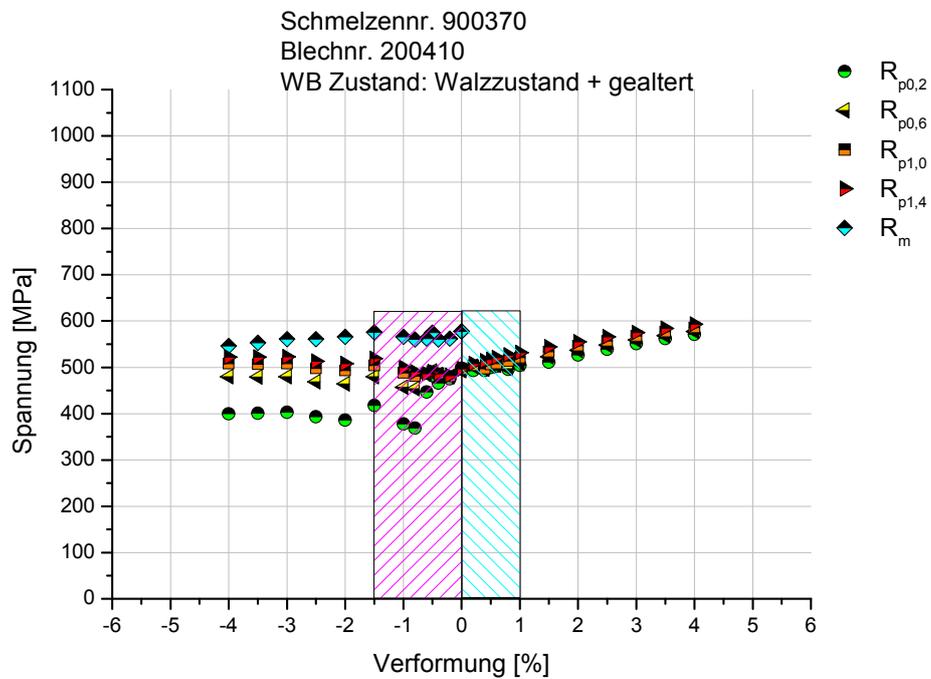


Abbildung 5-46: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im Walzzustand und Alterung mit jenem nach Stauchung

5.2.1.5 Charge 156325

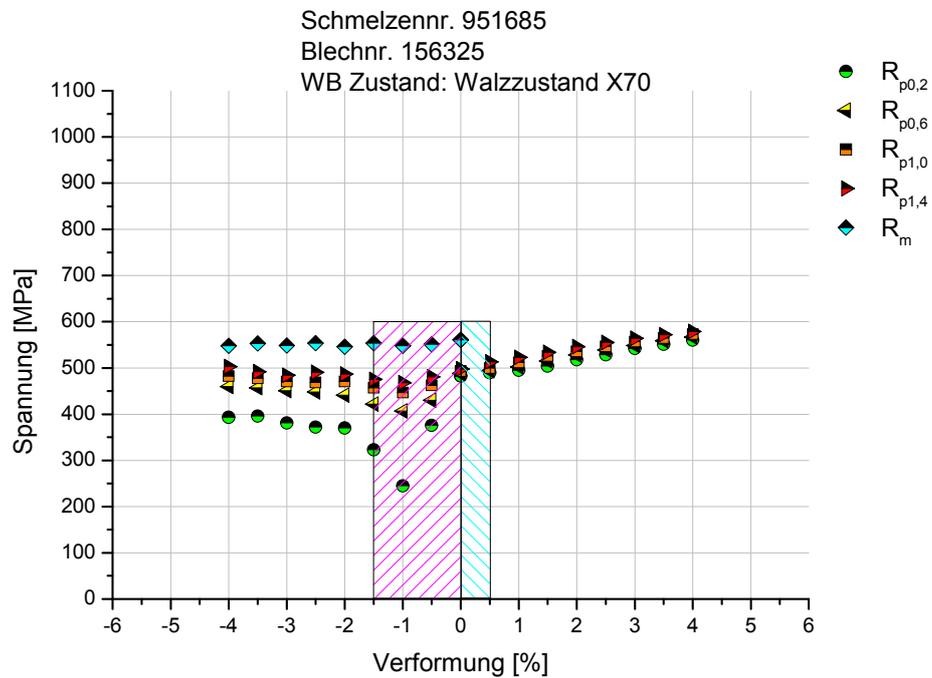


Abbildung 5-47: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

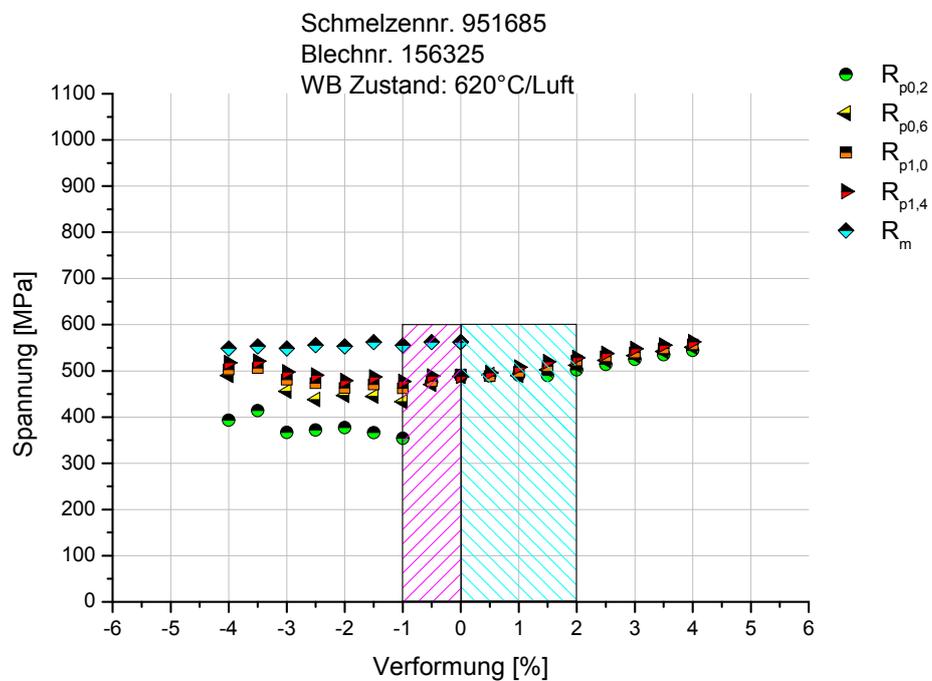


Abbildung 5-48: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

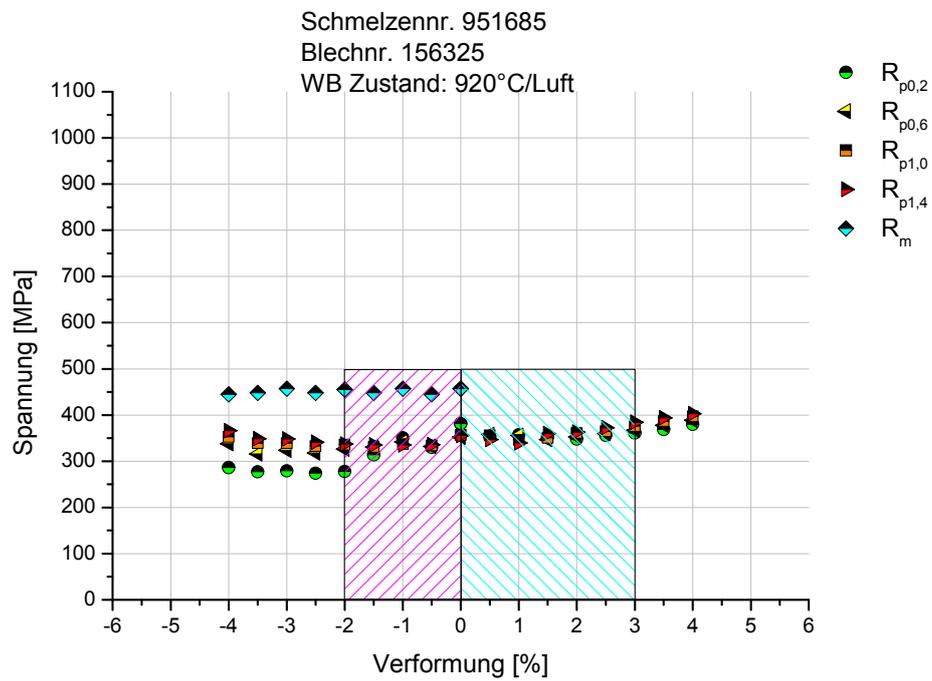


Abbildung 5-49: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im normalisierten Zustand mit jenem nach Stauchung

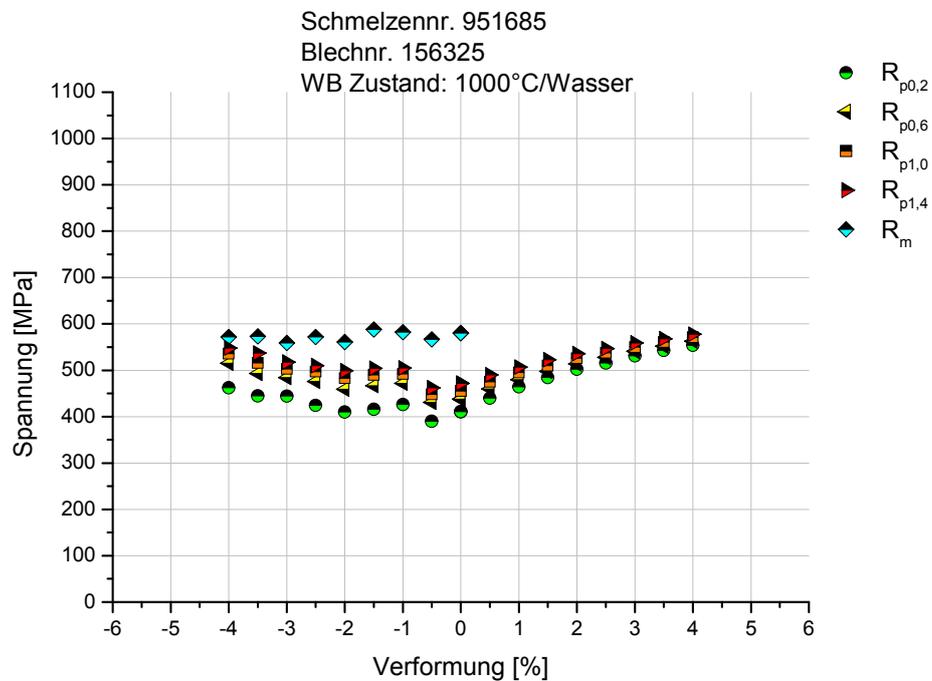


Abbildung 5-50: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im gehärteten Zustand mit jenem nach Stauchung

5.2.1.6 Charge 275070

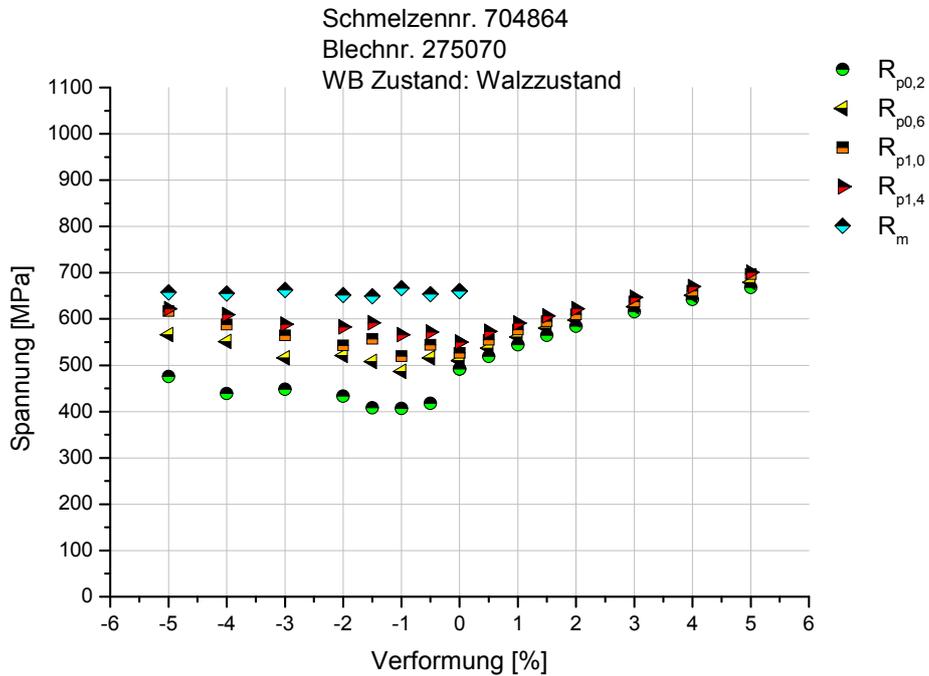


Abbildung 5-51: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

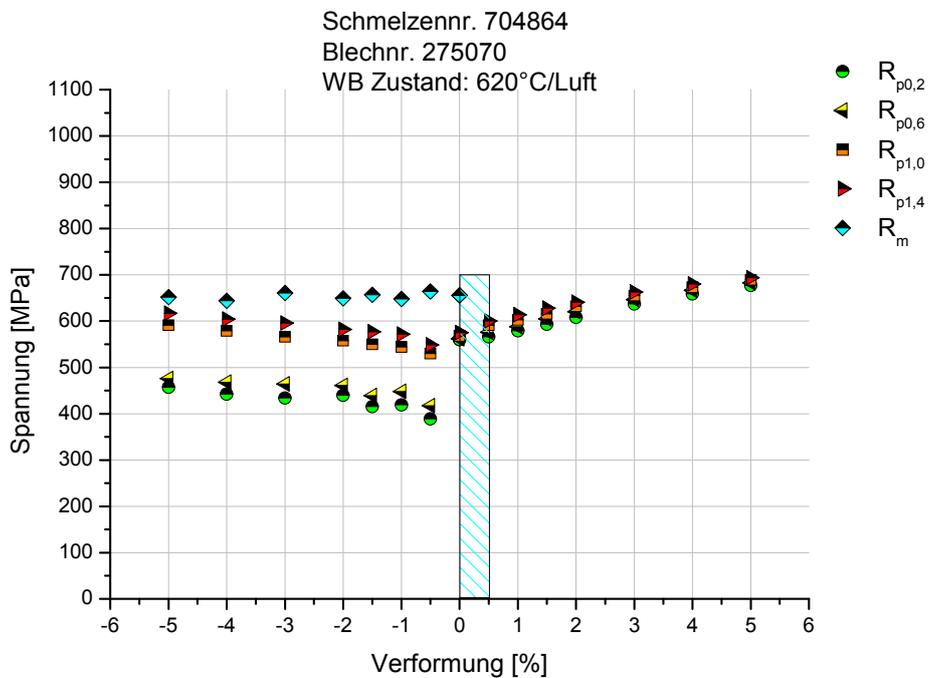


Abbildung 5-52: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

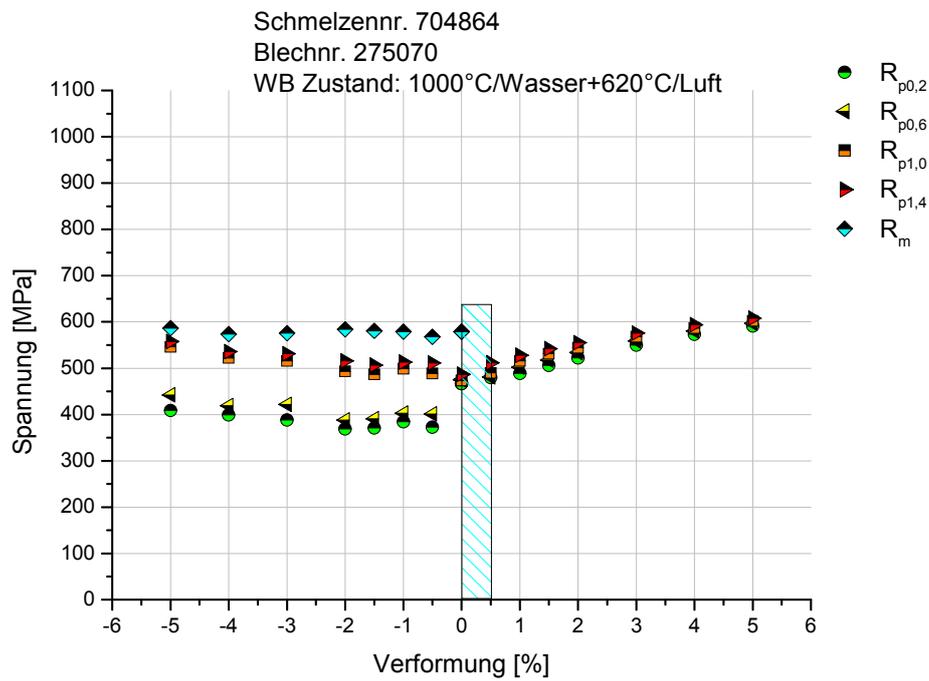


Abbildung 5-53: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung

5.2.1.7 Charge 275085

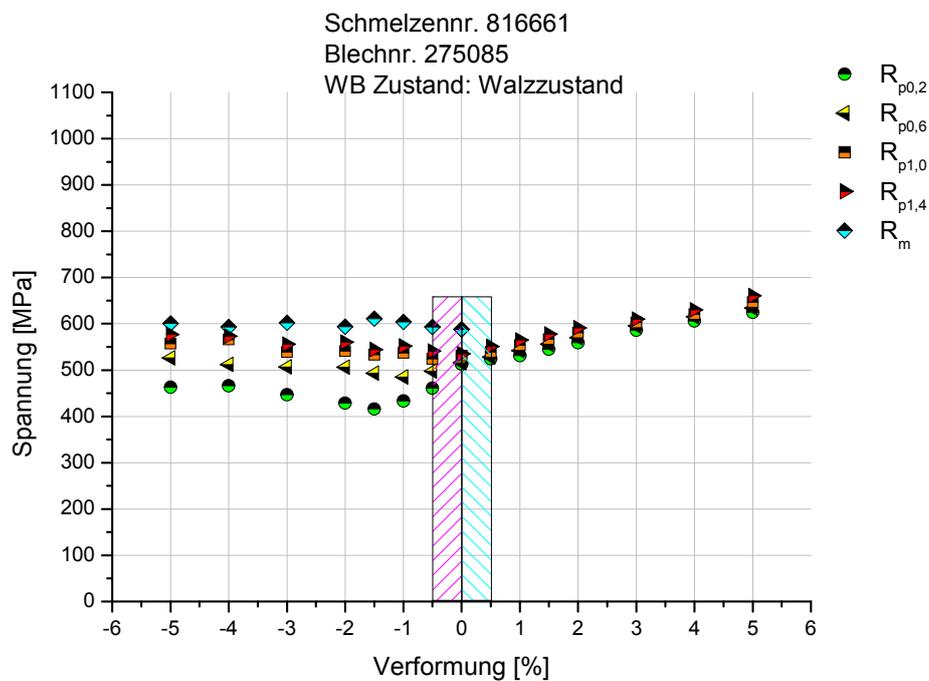


Abbildung 5-54: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

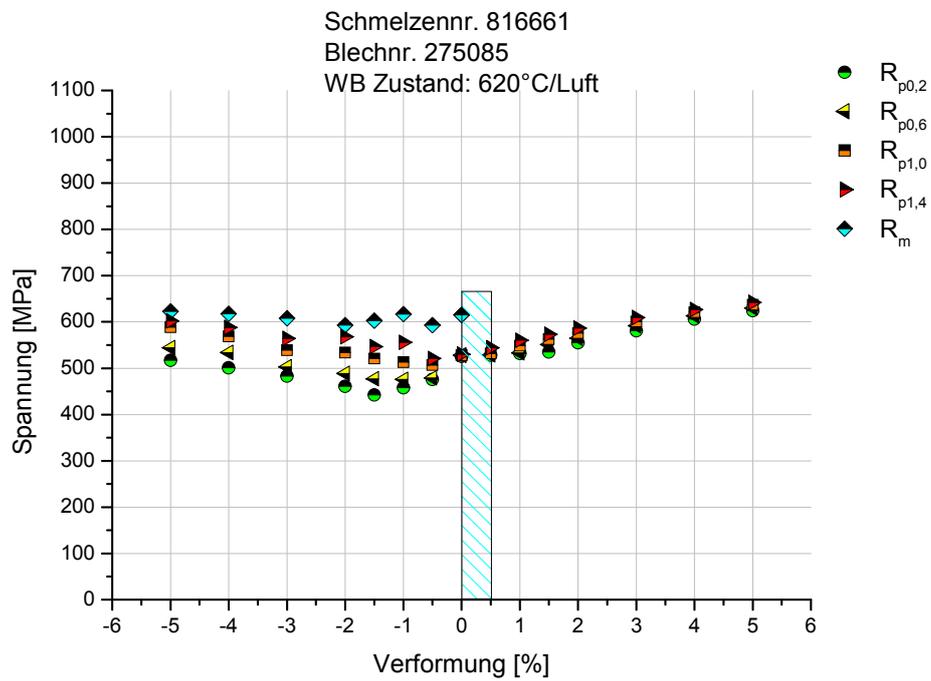


Abbildung 5-55: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

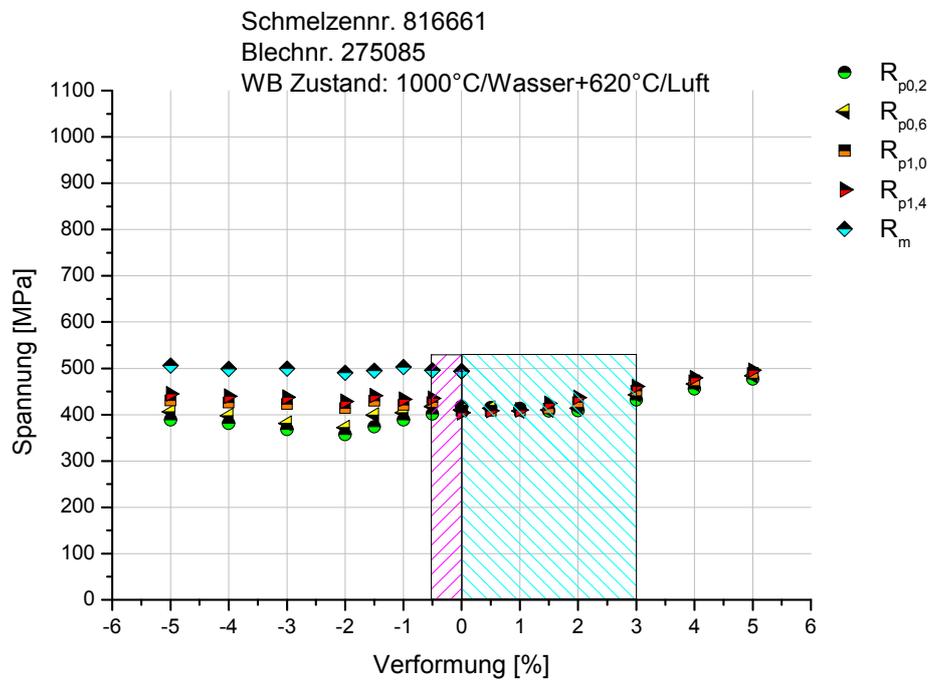


Abbildung 5-56: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung

5.2.1.8 Charge 274935

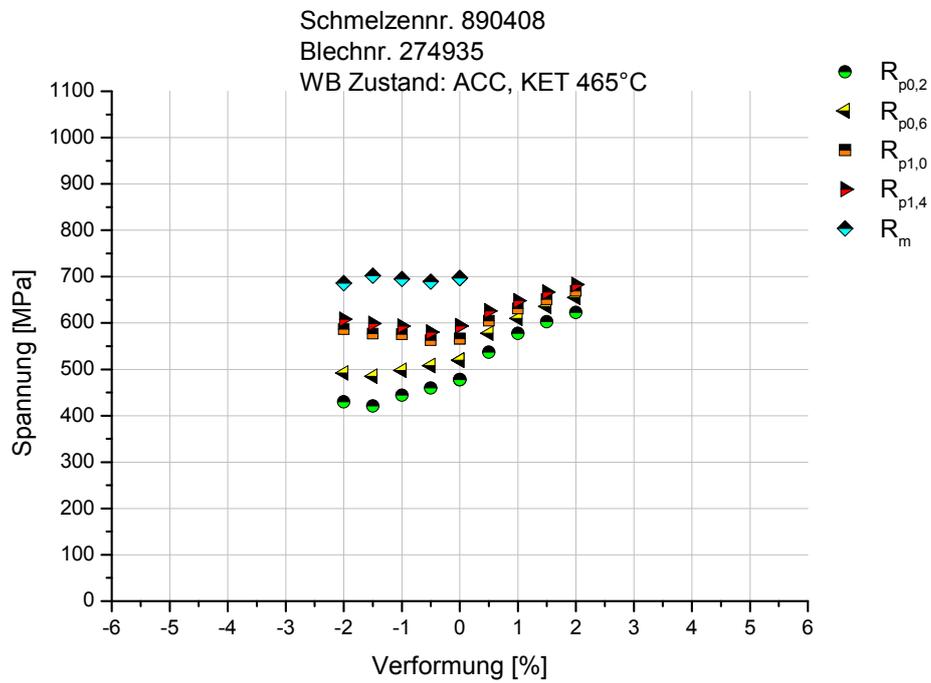


Abbildung 5-57: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, ACC gekühlt, KET 465°C, mit jenem nach Stauchung

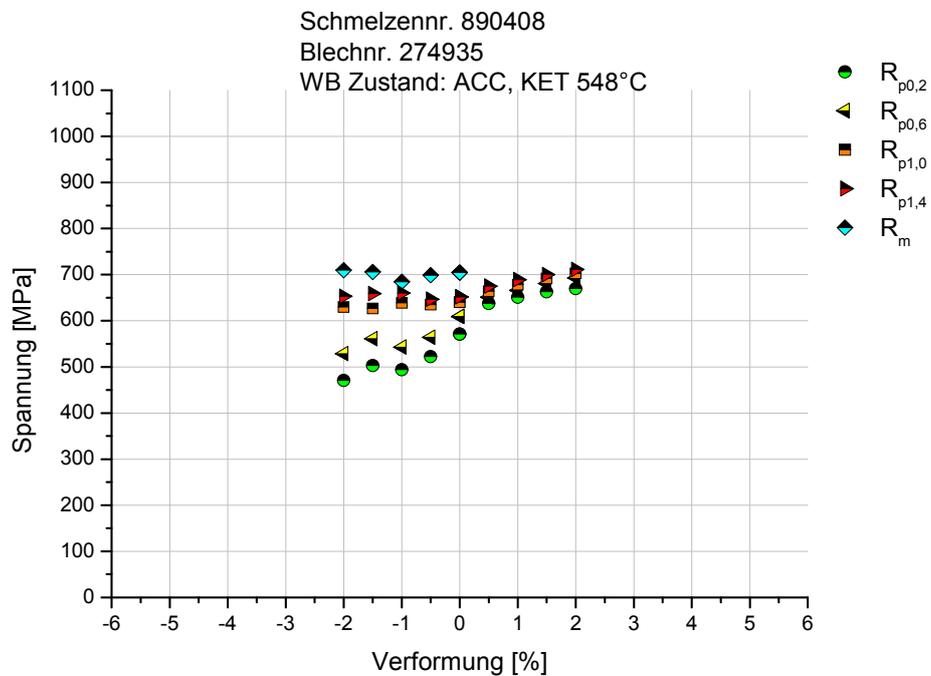


Abbildung 5-58: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, ACC gekühlt, KET 548°C, mit jenem nach Stauchung

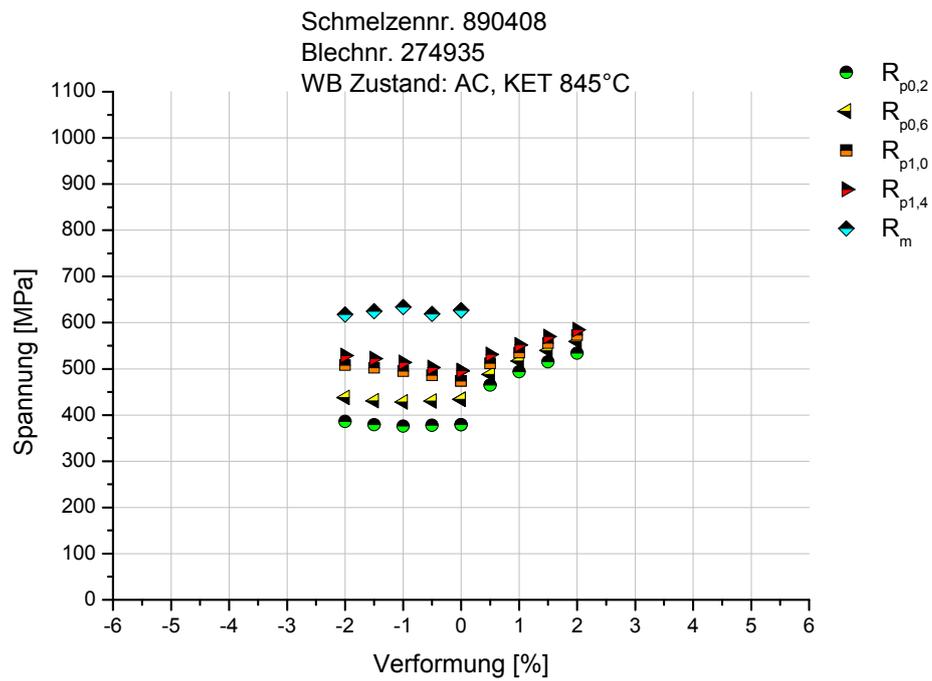


Abbildung 5-59: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, AC gekühlt, KET 845°C, mit jenem nach Stauchung

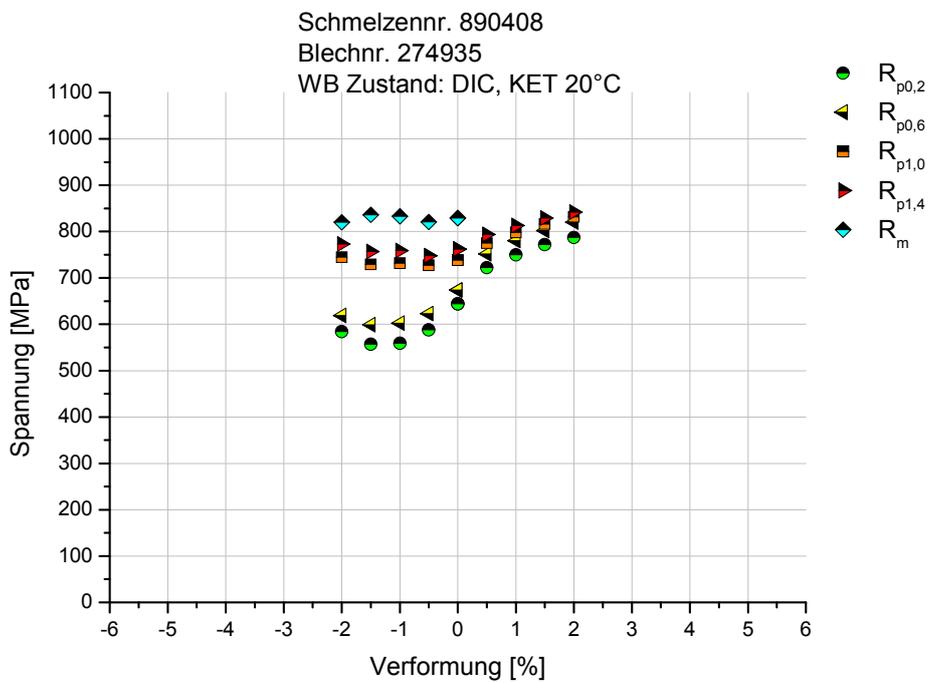


Abbildung 5-60: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, DIC gekühlt, KET 20°C, mit jenem nach Stauchung

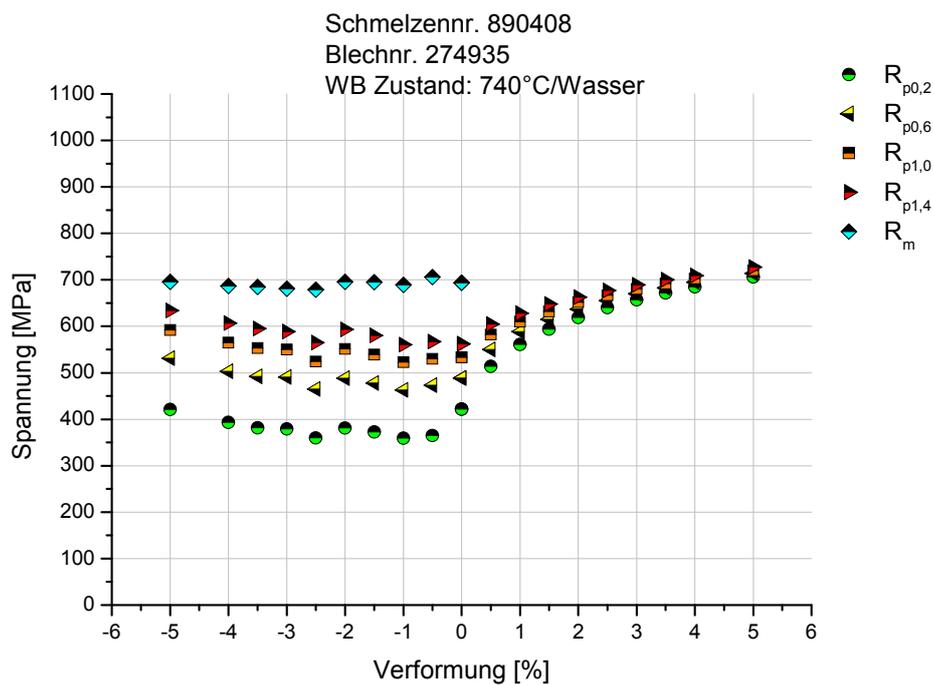


Abbildung 5-61: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 740°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung

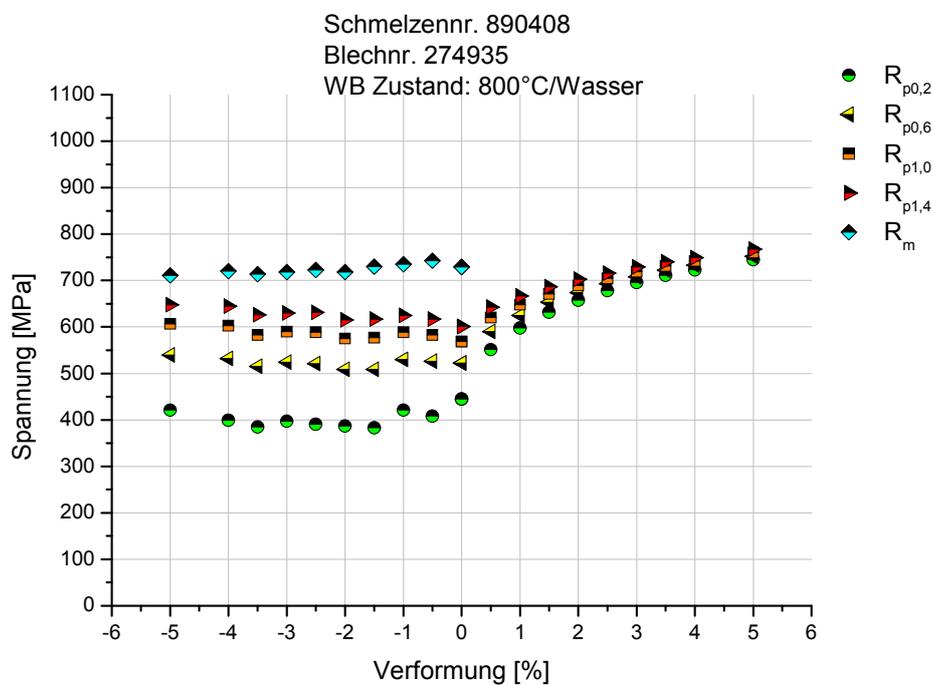


Abbildung 5-62: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 800°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung

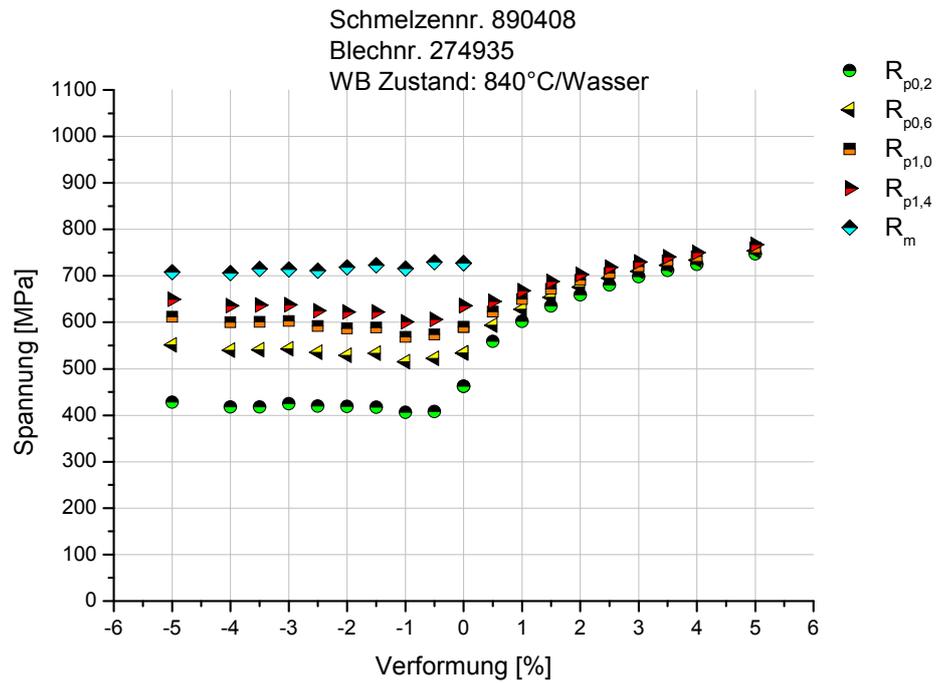


Abbildung 5-63: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 840°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung

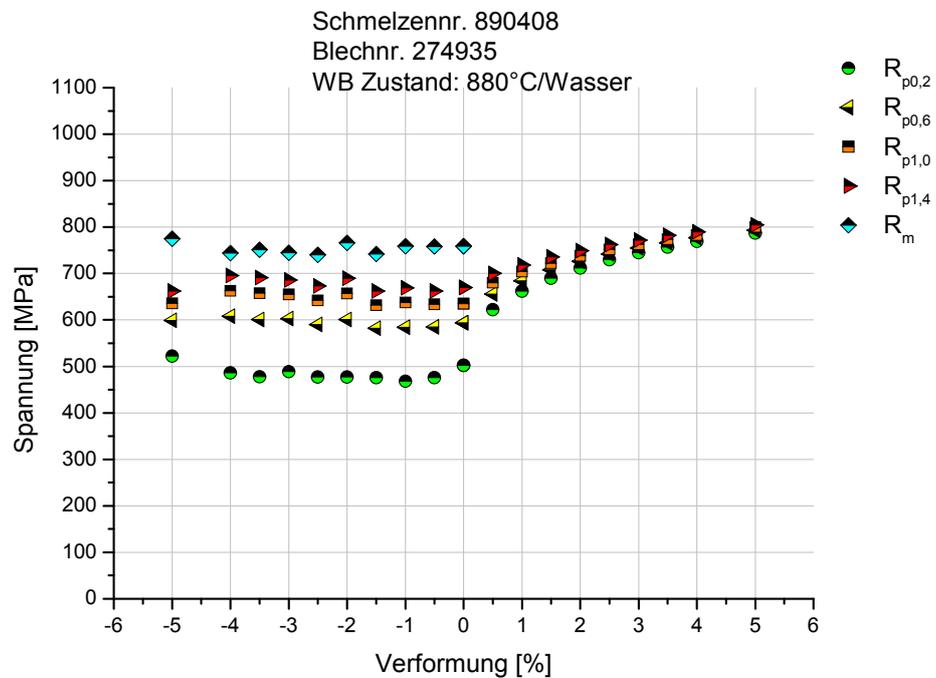


Abbildung 5-64: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 880°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung

5.2.1.9 Charge 163683

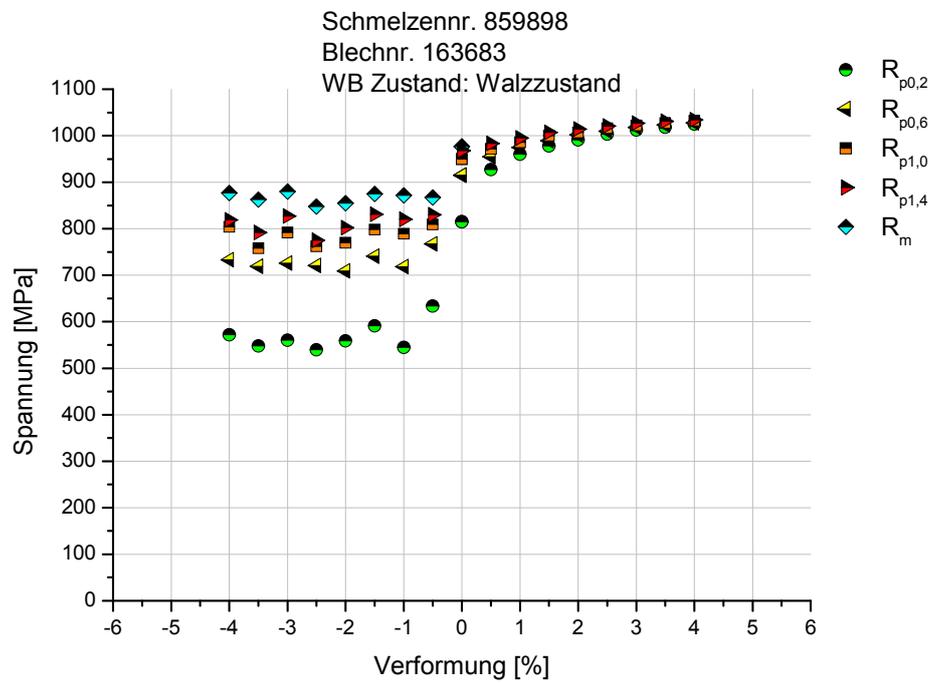


Abbildung 5-65: Vergleich des Zugversuches der Charge 163683 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

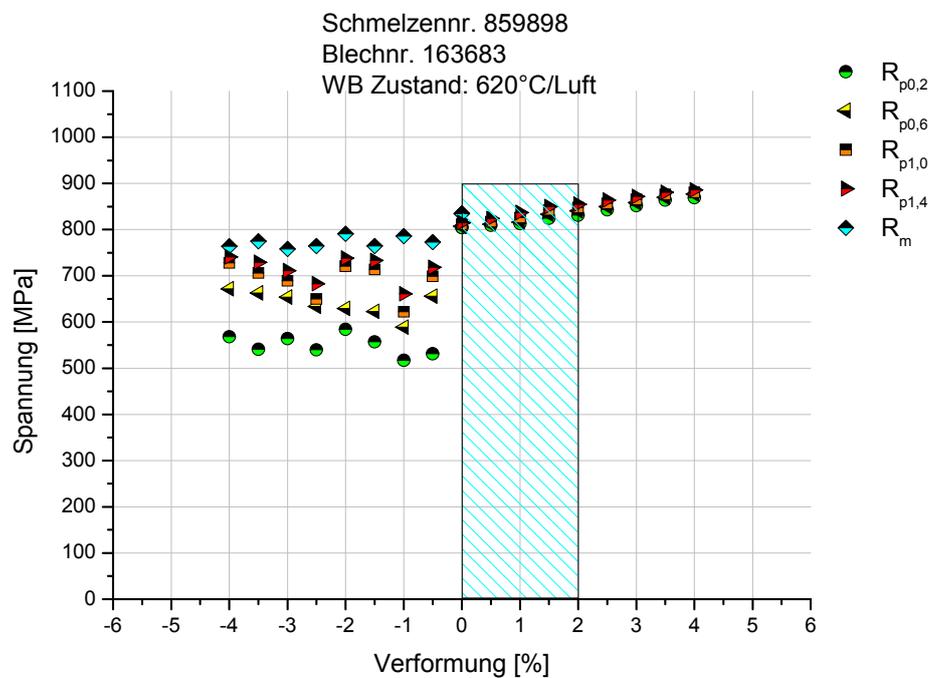


Abbildung 5-66: Vergleich des Zugversuches der Charge 163683 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

5.2.1.10 Charge 246325

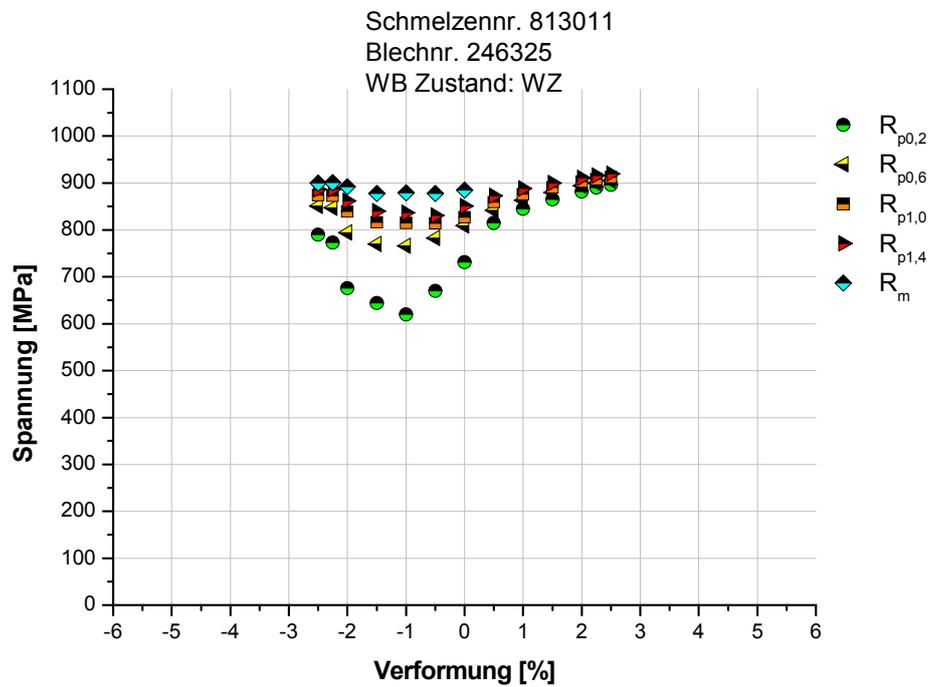


Abbildung 5-67: Vergleich des Zugversuches der Charge 246325 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung

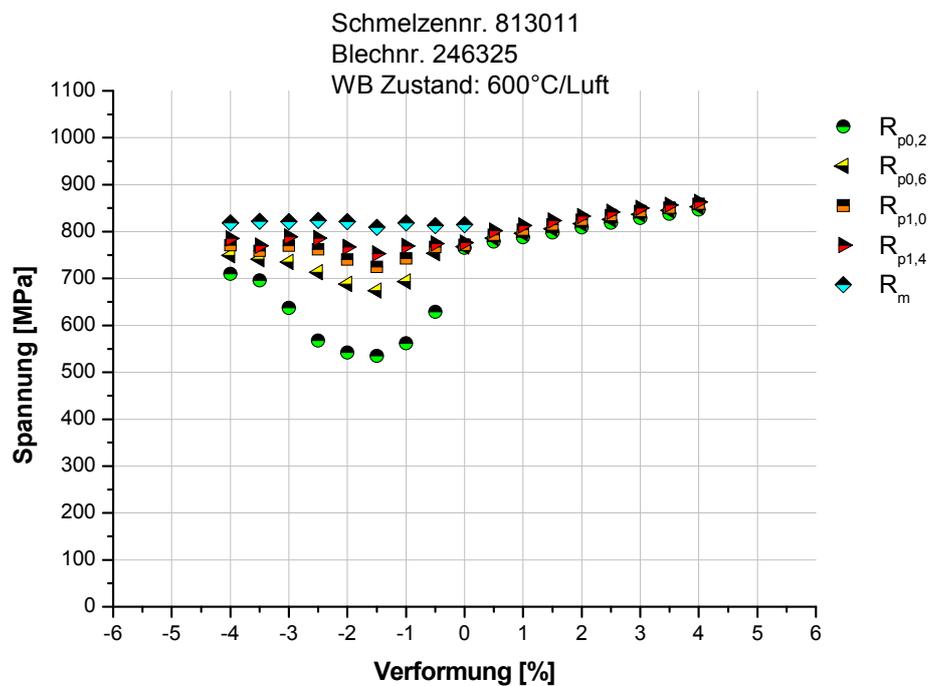


Abbildung 5-68: Vergleich des Zugversuches der Charge 246325 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung

5.2.2 Stauchzugversuche

5.2.2.1 Charge 156348

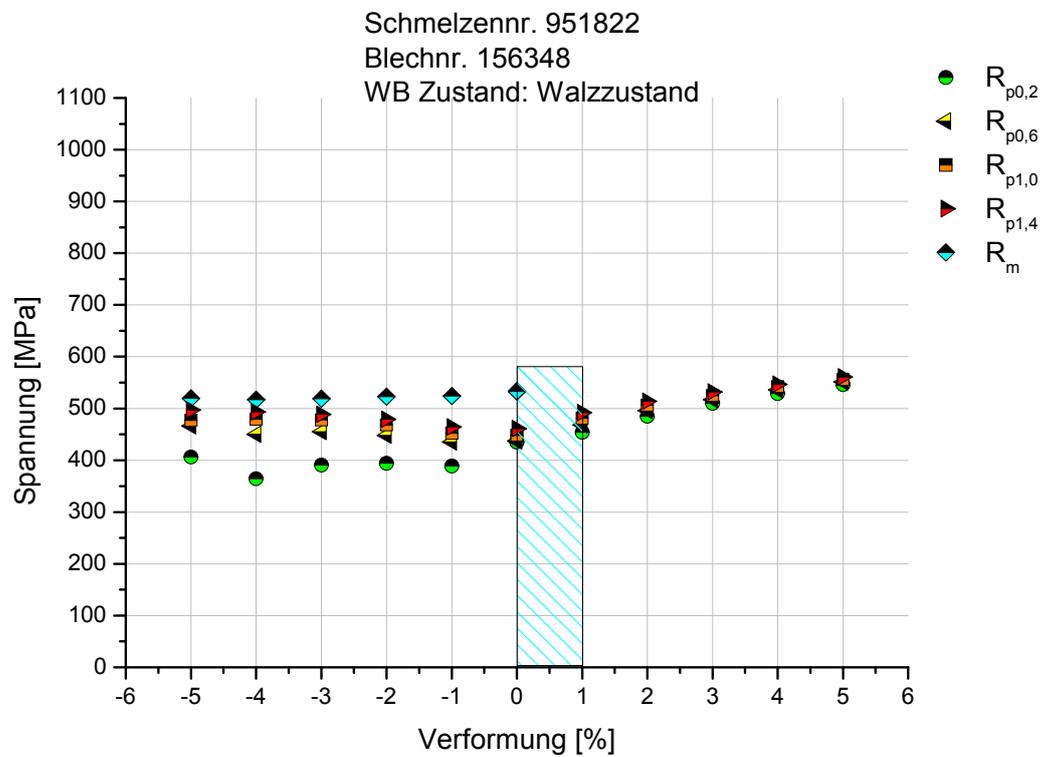


Abbildung 5-69: Vergleich des Zugversuches der Charge 156348 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.2 Charge 126625

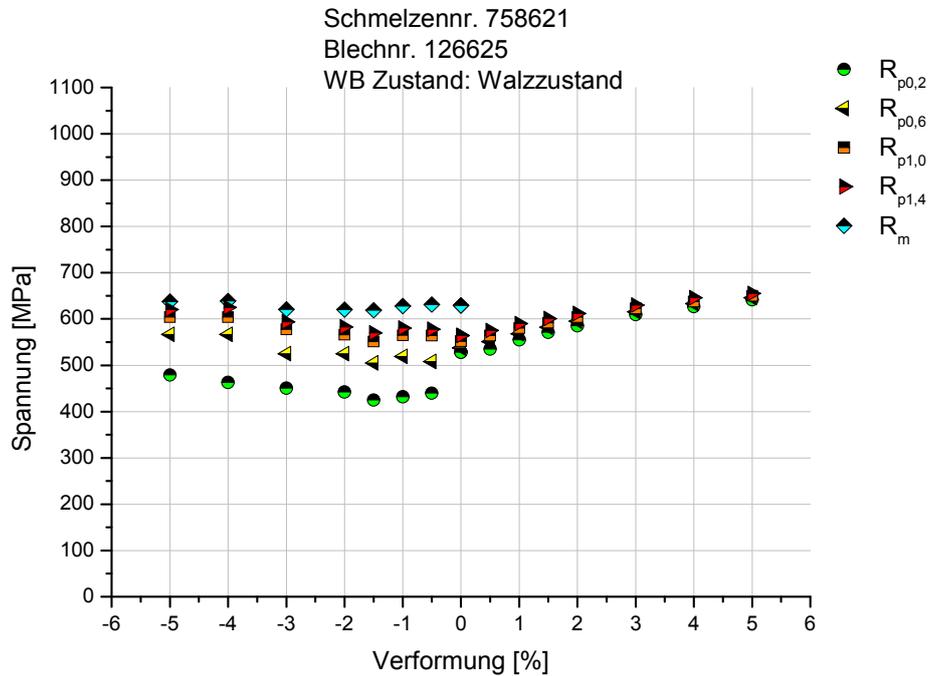


Abbildung 5-70: Vergleich des Zugversuches der Charge 126625 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

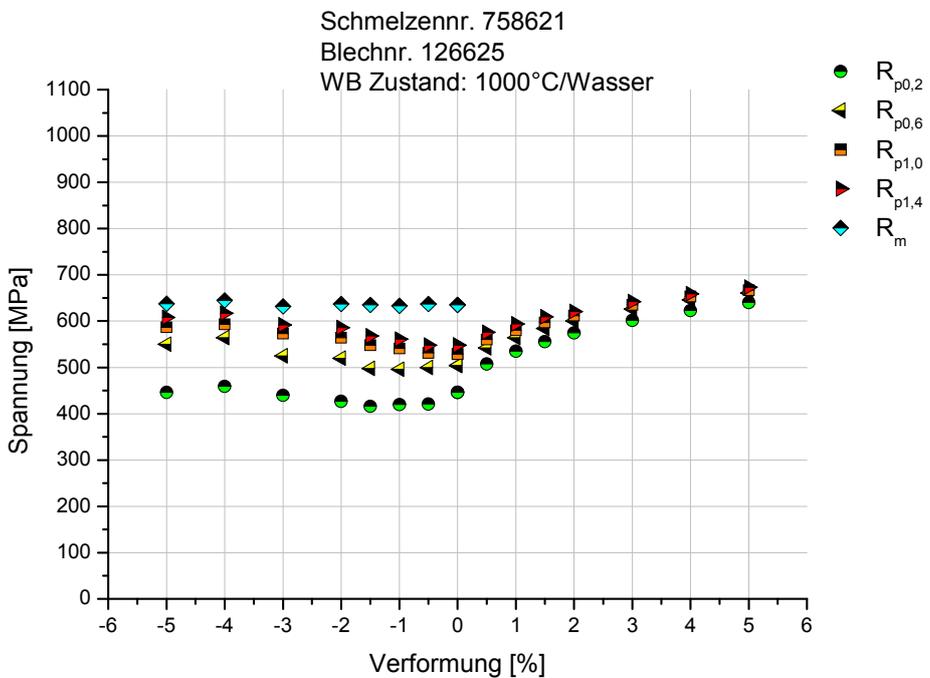


Abbildung 5-71: Vergleich des Zugversuches der Charge 126625 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.3 Charge 278650

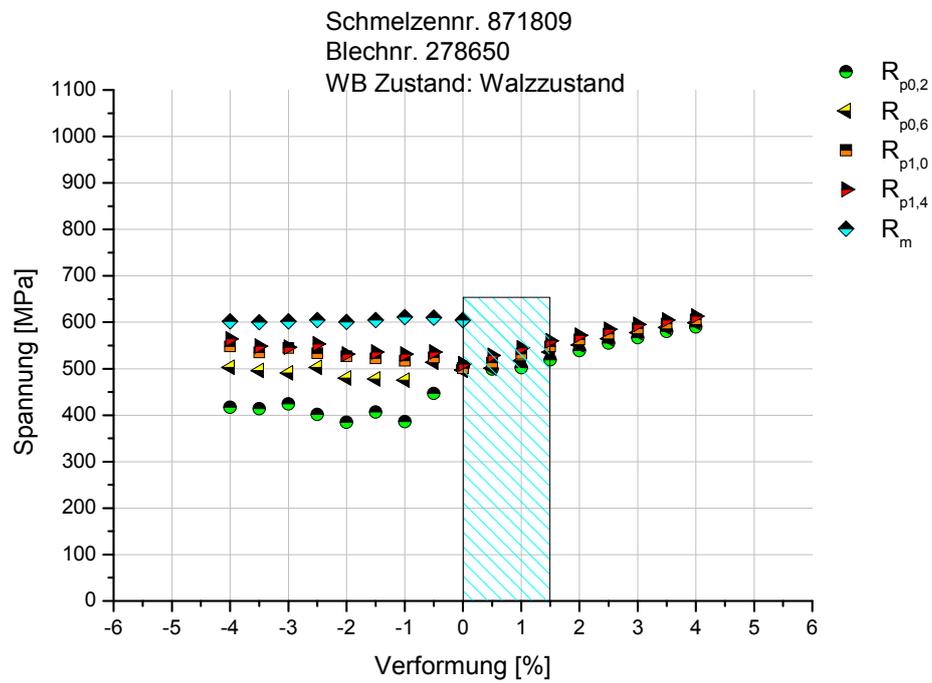


Abbildung 5-72: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

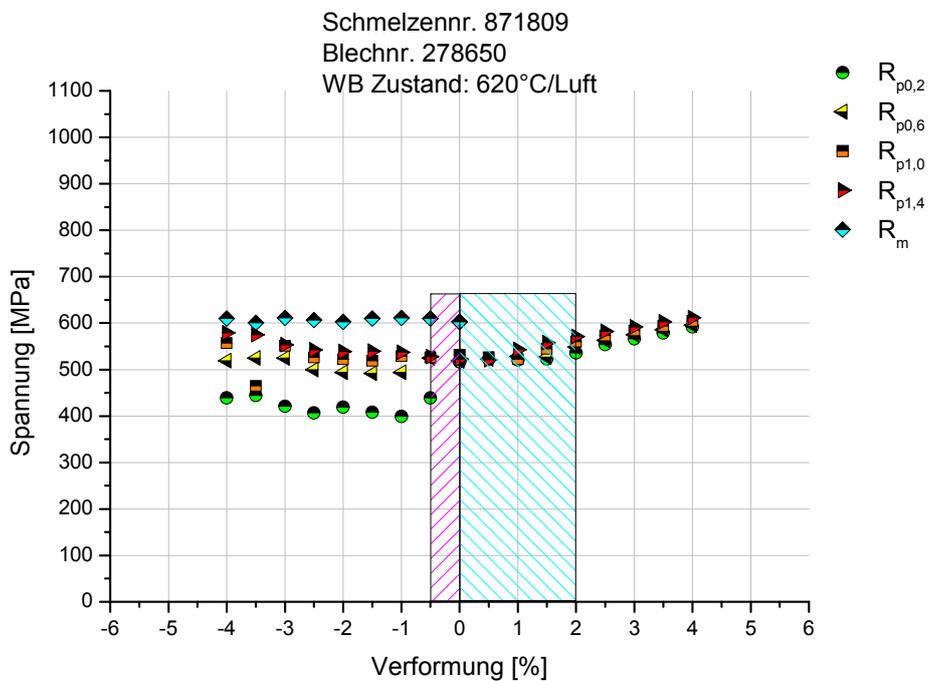


Abbildung 5-73: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen

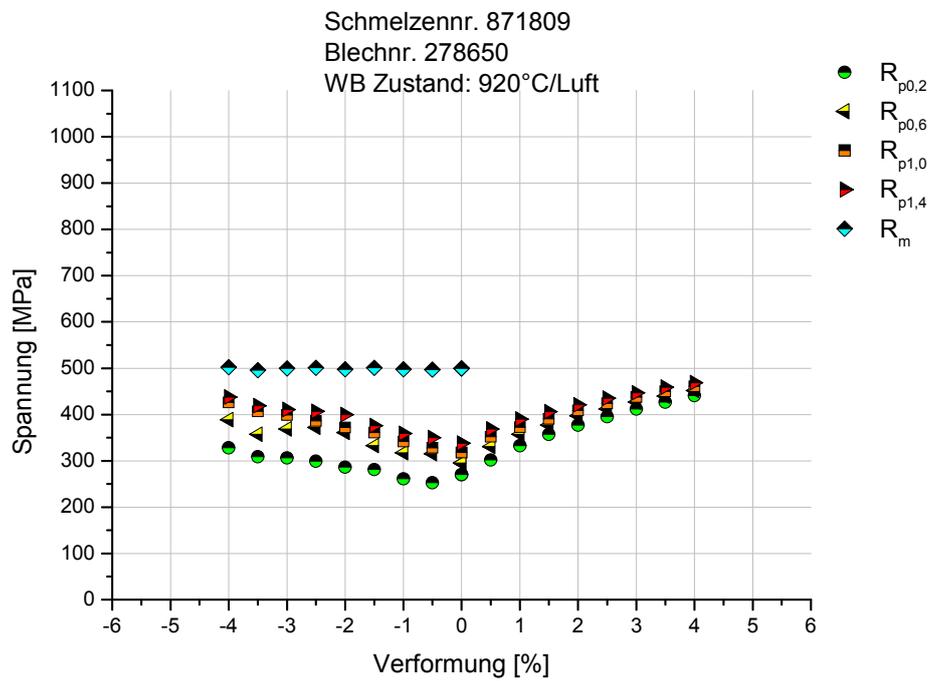


Abbildung 5-74: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen

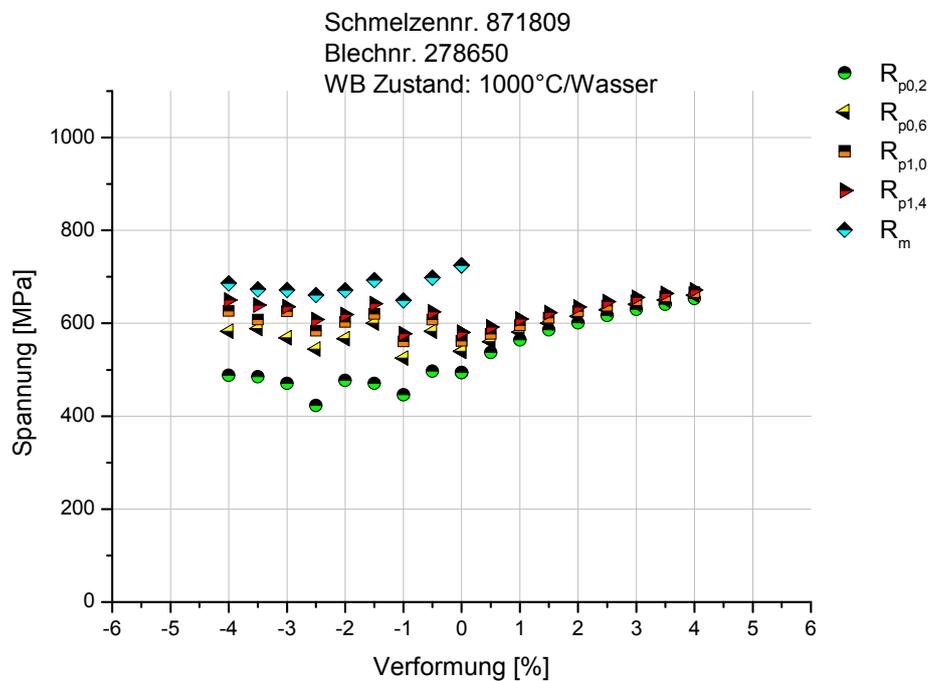


Abbildung 5-75: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

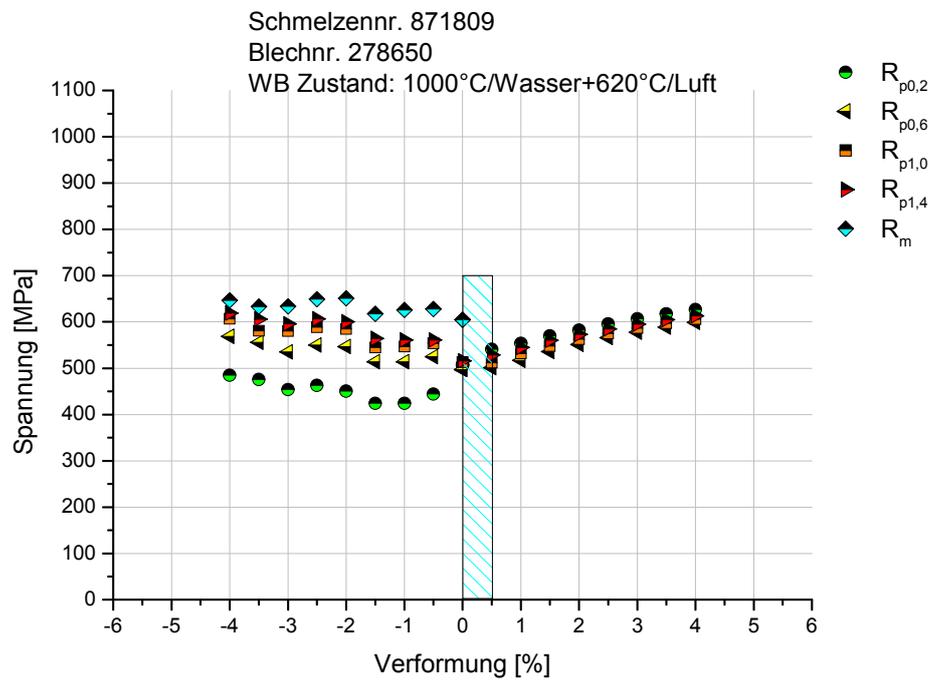


Abbildung 5-76: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.4 Charge 275070

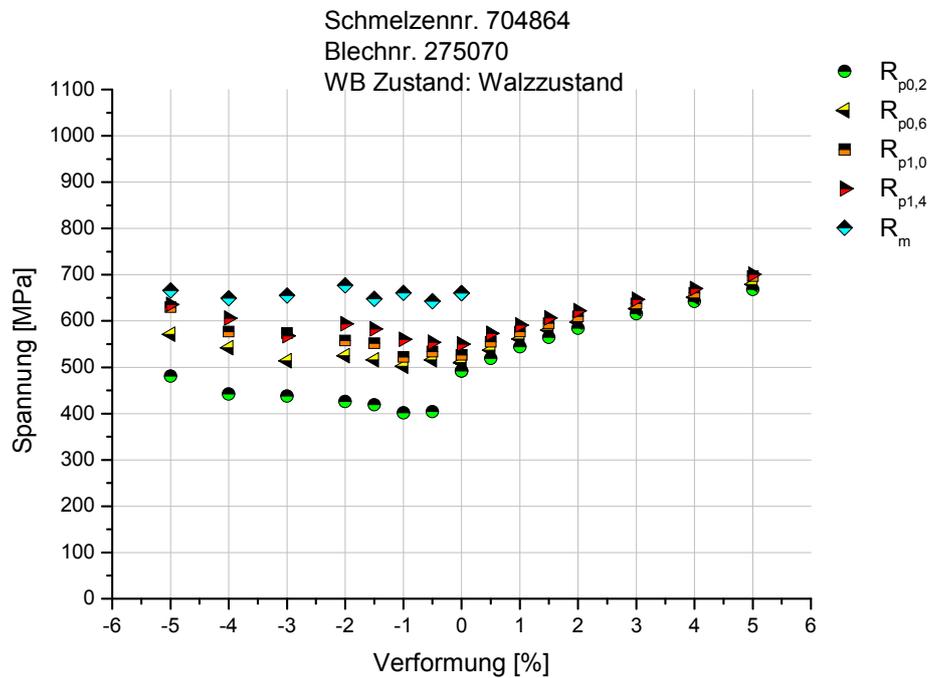


Abbildung 5-77: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

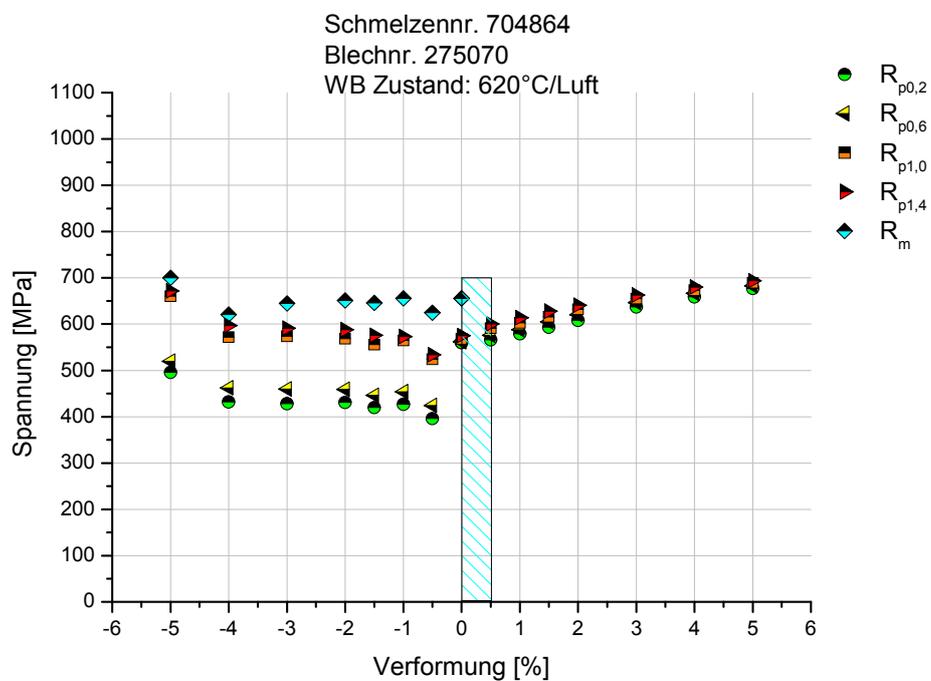


Abbildung 5-78: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen

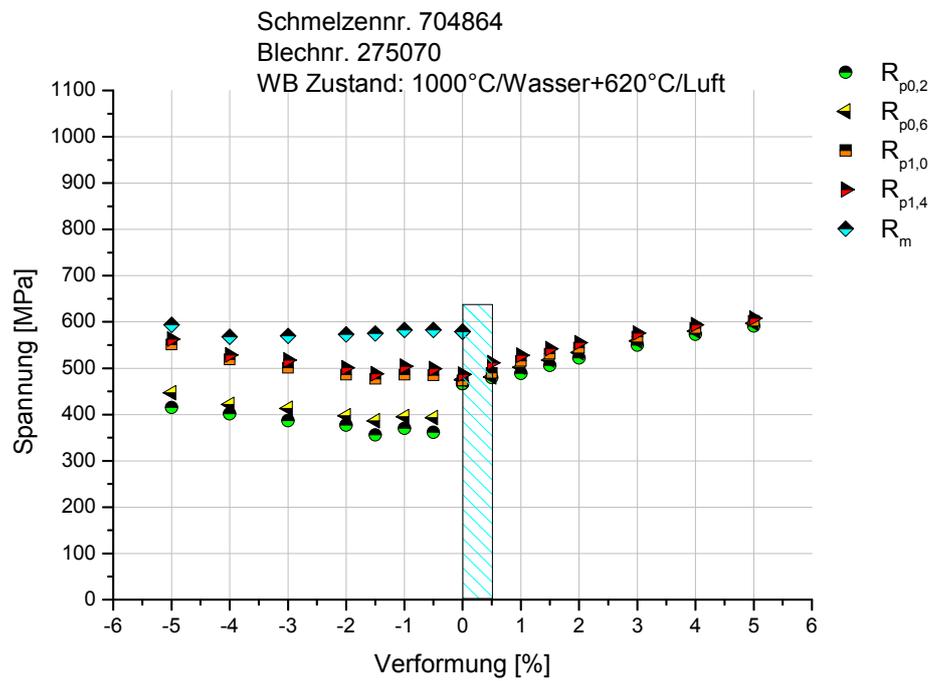


Abbildung 5-79: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.5 Charge 275085

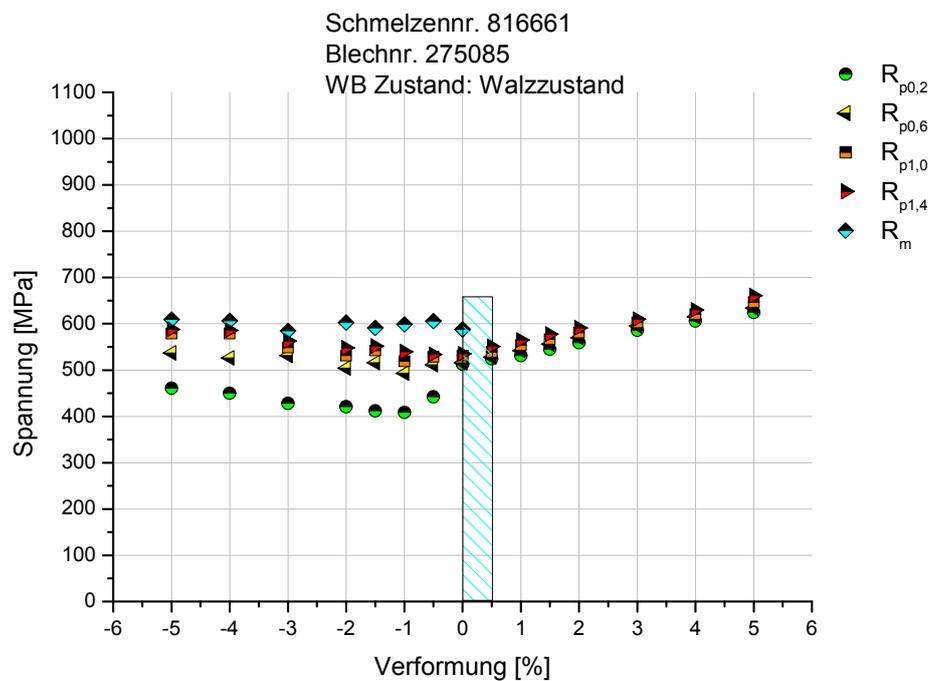


Abbildung 5-80: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

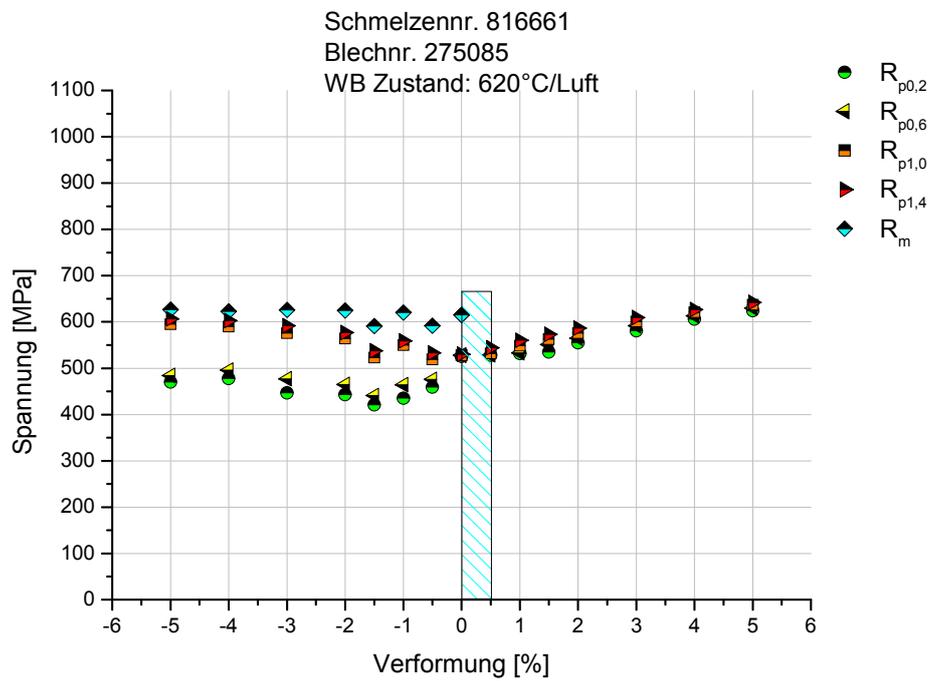


Abbildung 5-81: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen

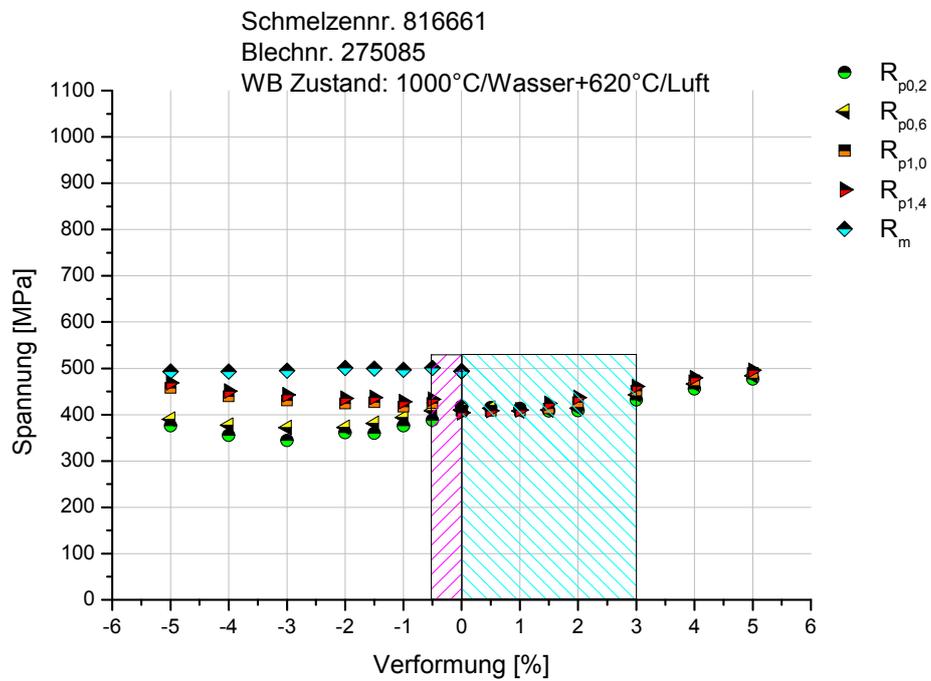


Abbildung 5-82: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.6 Charge 247967

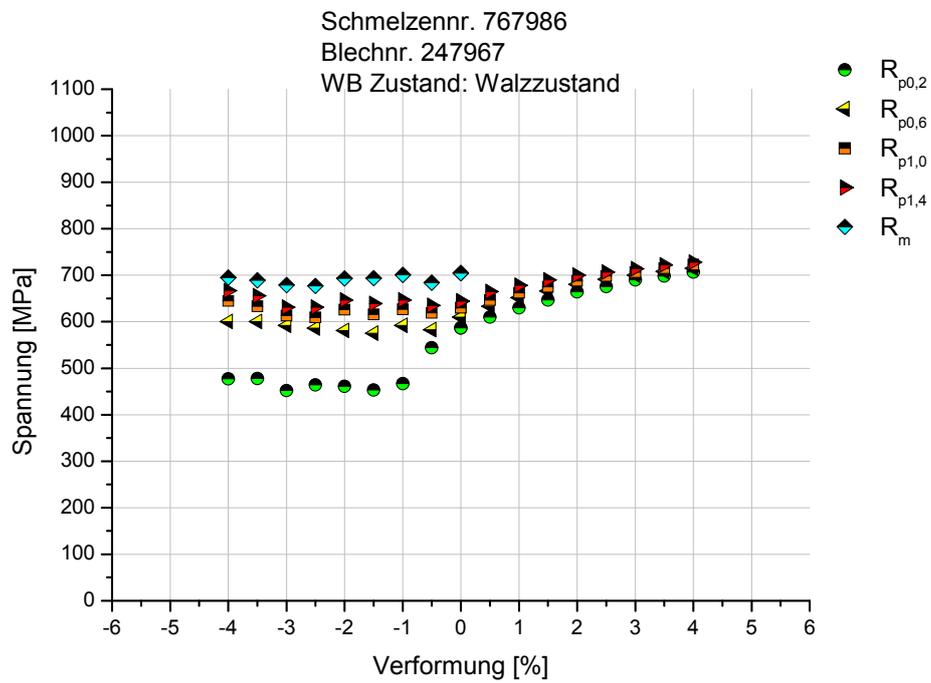


Abbildung 5-83: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

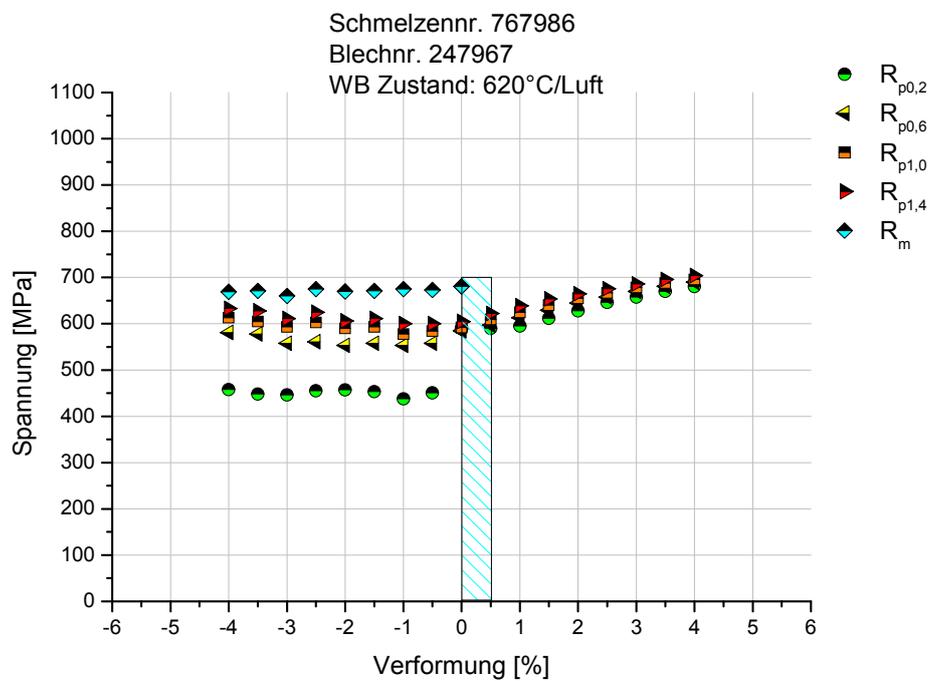


Abbildung 5-84: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen

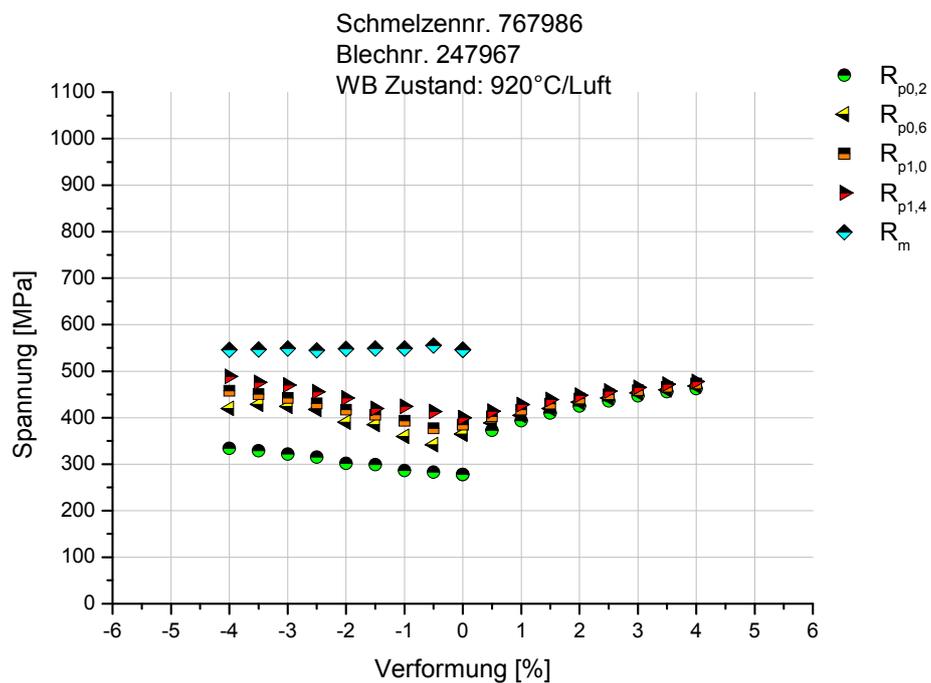


Abbildung 5-85: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen

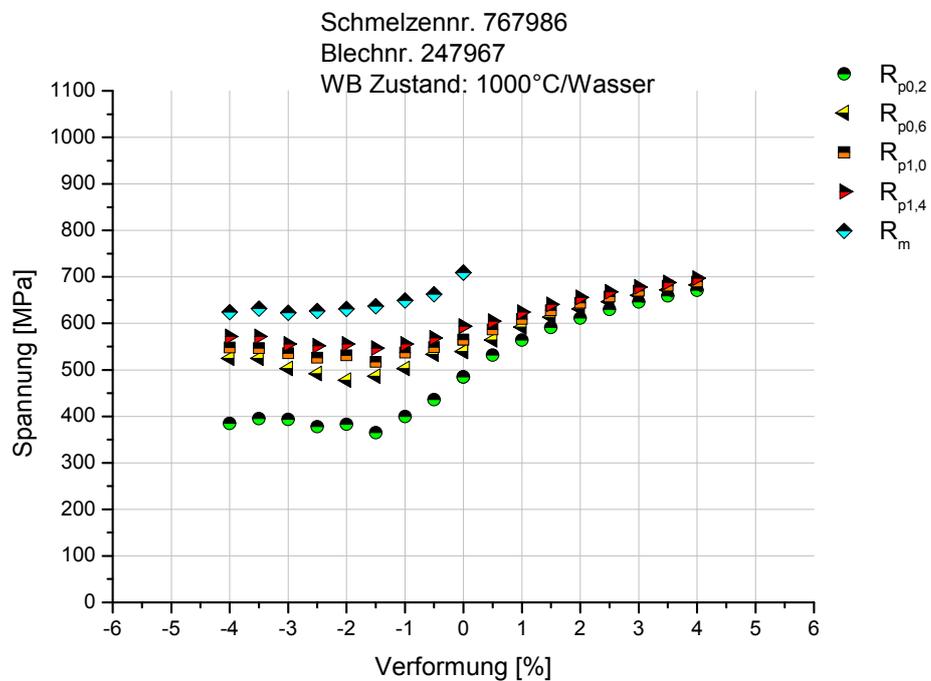


Abbildung 5-86: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

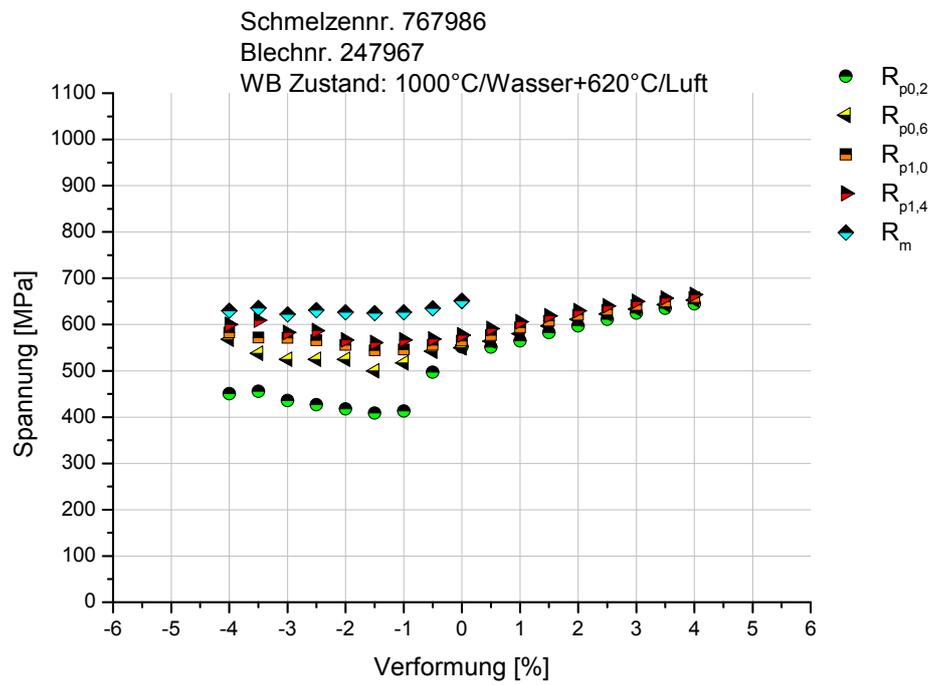


Abbildung 5-87: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.2.7 Charge 273221

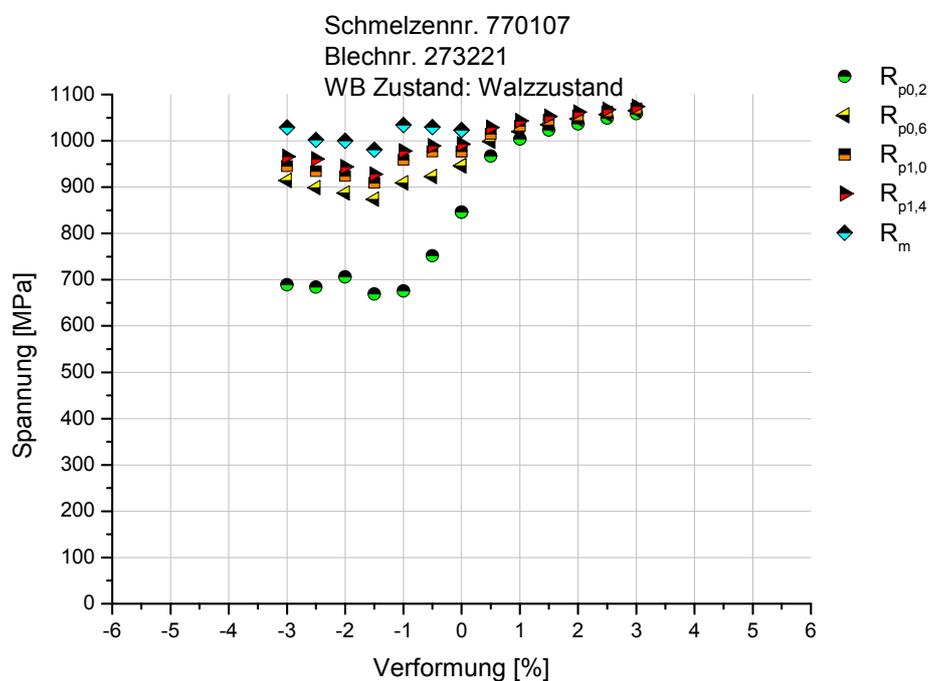


Abbildung 5-88: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen

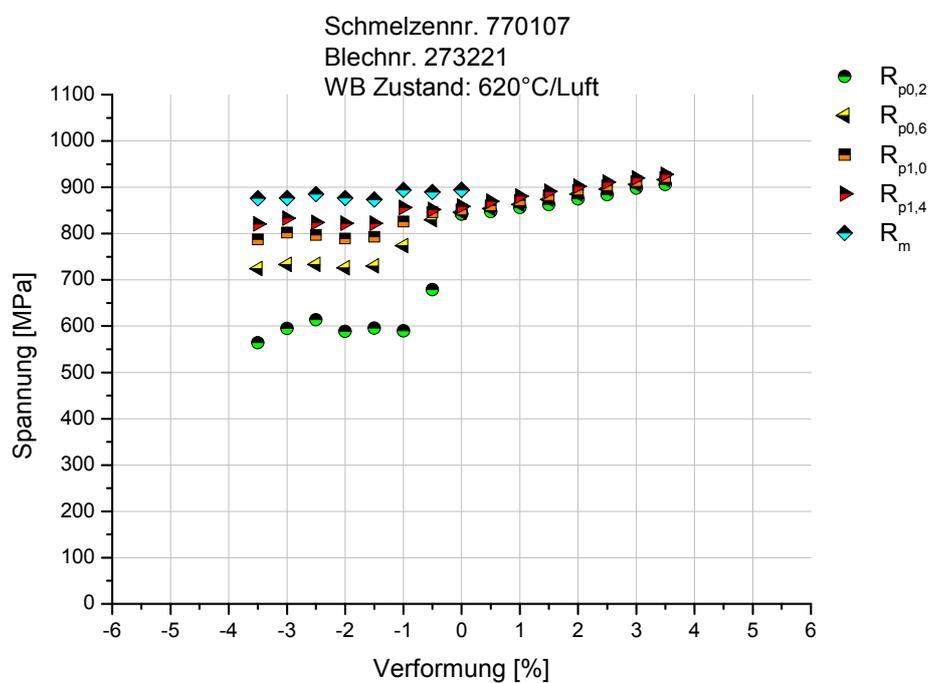


Abbildung 5-89: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen

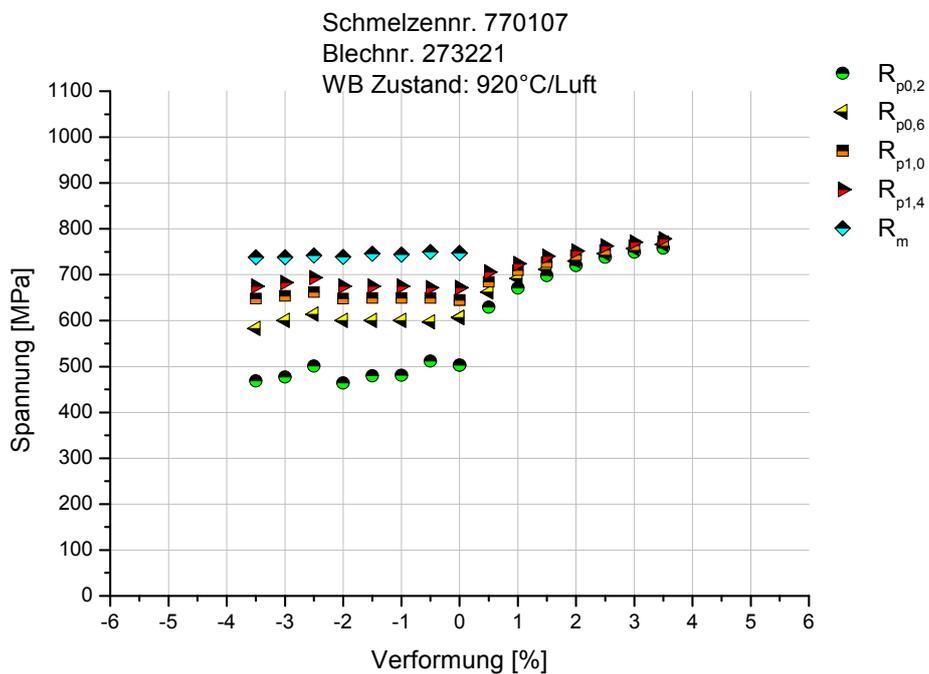


Abbildung 5-90: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen

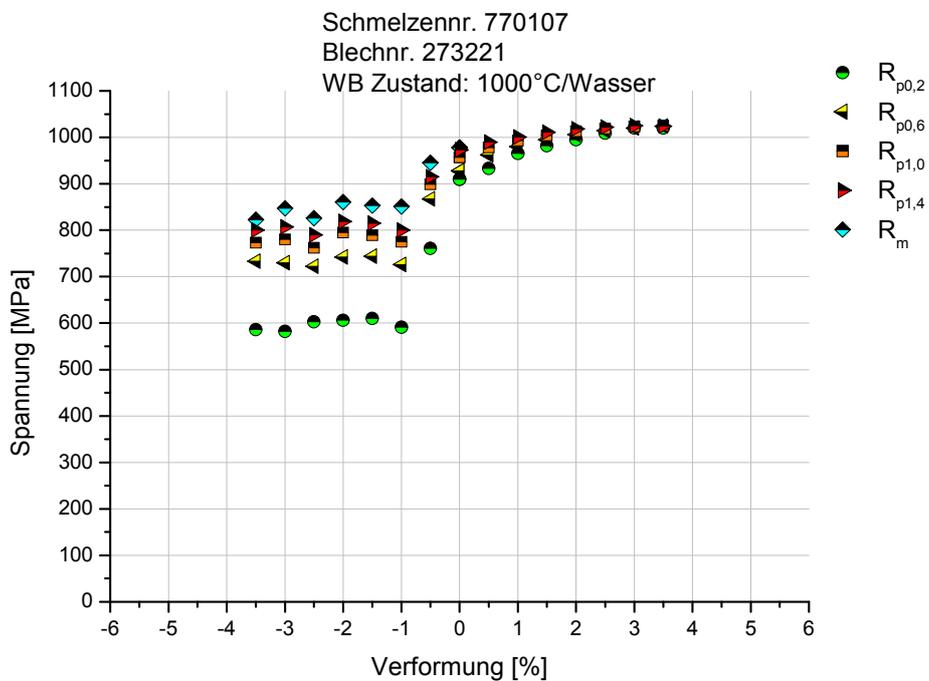


Abbildung 5-91: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

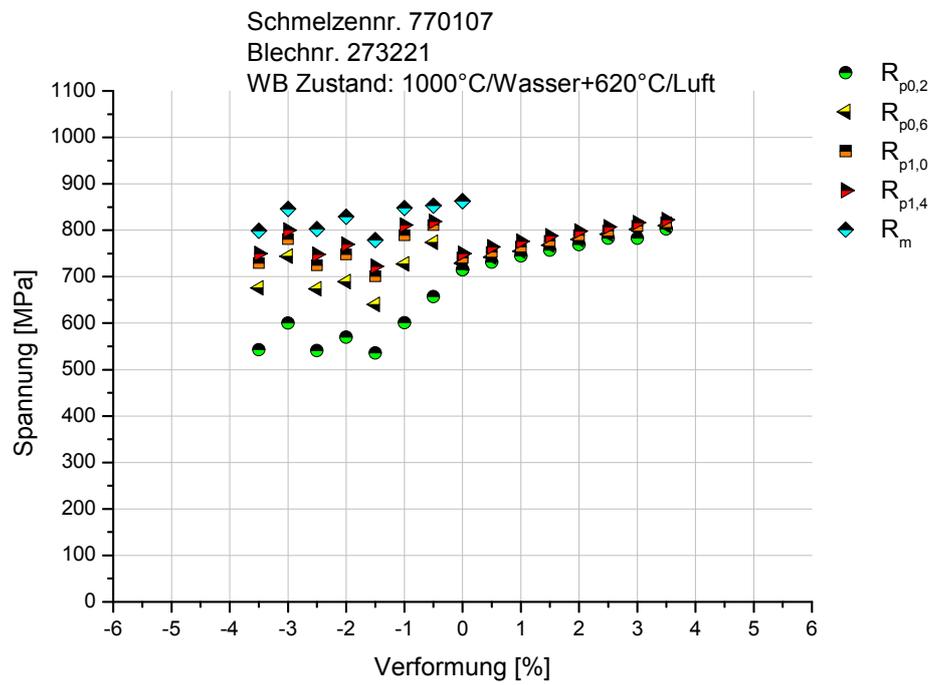


Abbildung 5-92: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen

5.2.3 Flachzugversuche

Die in den folgenden Kapiteln dargestellten Diagramme entsprechen grundsätzlich jenen der davor gezeigten Abbildungen Abbildung 5-35 bis Abbildung 5-92. Anstelle der (Vor-) Verformung wird auf der Abszisse die lokale Dehnung, entsprechend des t/d – Verhältnisses, aufgetragen (vgl. Kapitel 4.2.3).

Ausgewertet werden die Festigkeitswerte $R_{p0,2}$, $R_{p1,0}$ und R_m .

Bei Charge 214417 wurde ein Blech mit einer Dicke von 33 mm zu verschiedenen Ringinnendurchmessern (600 mm, 1500 mm, 2000 mm) gebogen. Blech 200410 hatte eine Dicke von 31 mm und einen Innendurchmesser 600 mm. Das aus dem Blech 246325 gefertigte Rohr wurde ebenfalls zu einem einem Rohrinne Durchmesser von 600 mm gebogen, während die Wandstärke 30 mm betrug.

5.2.3.1 Charge 214417

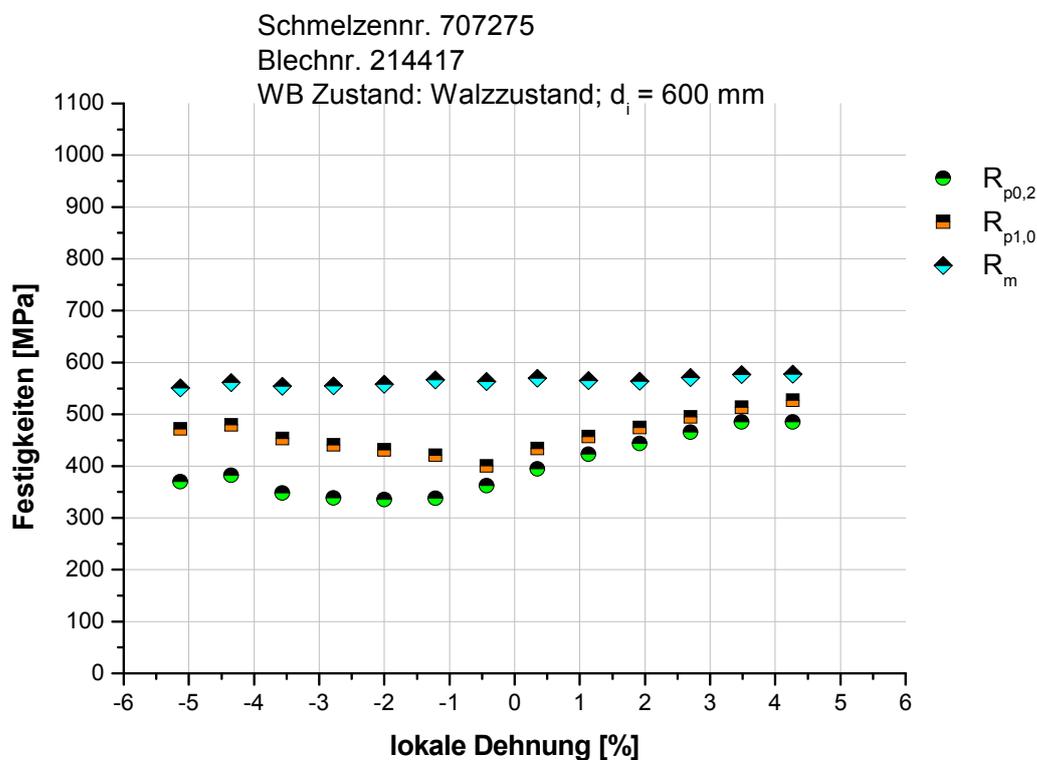


Abbildung 5-93: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung

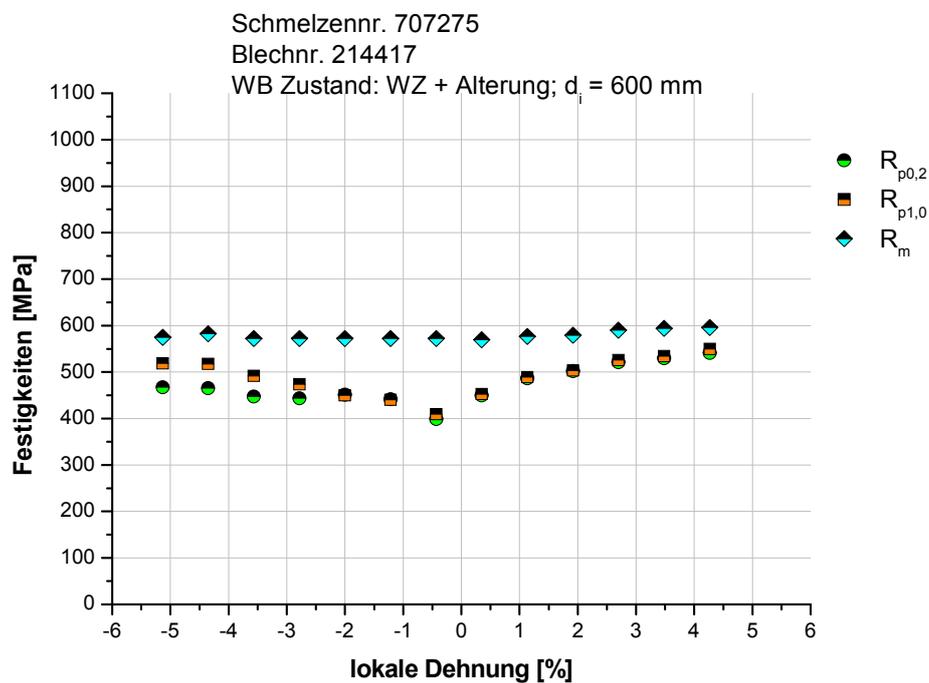


Abbildung 5-94: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

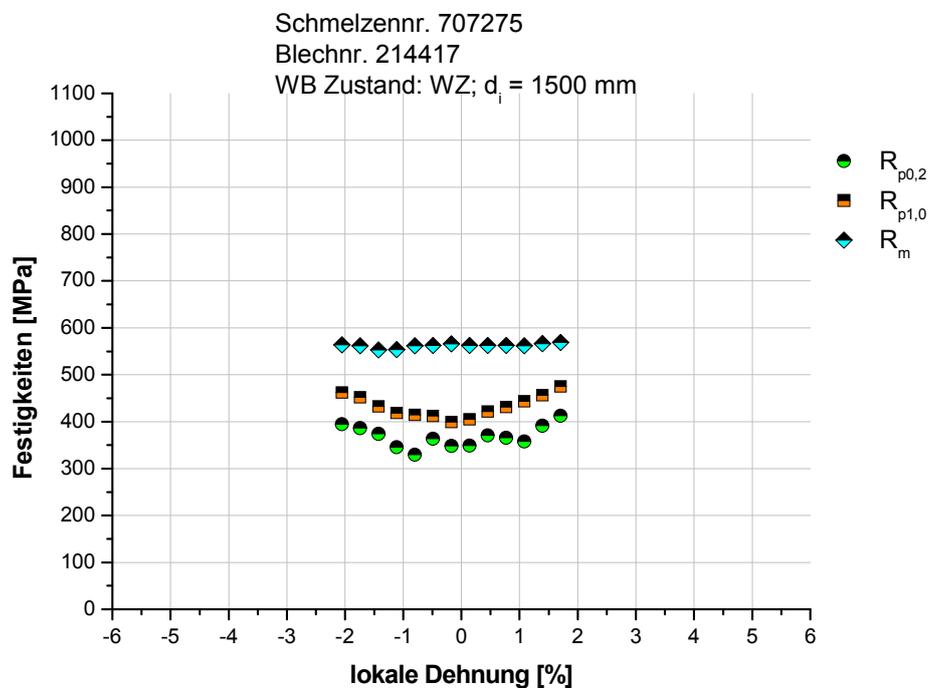


Abbildung 5-95: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrrinnendurchmesser 1500mm über lokaler Dehnung

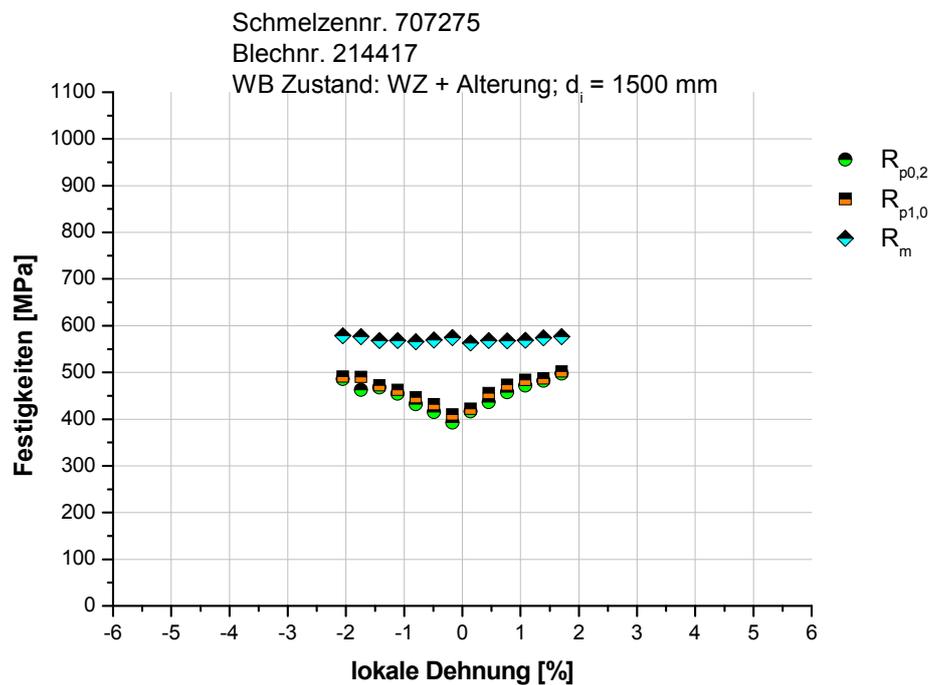


Abbildung 5-96: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrrinnendurchmesser 1500mm über lokaler Dehnung

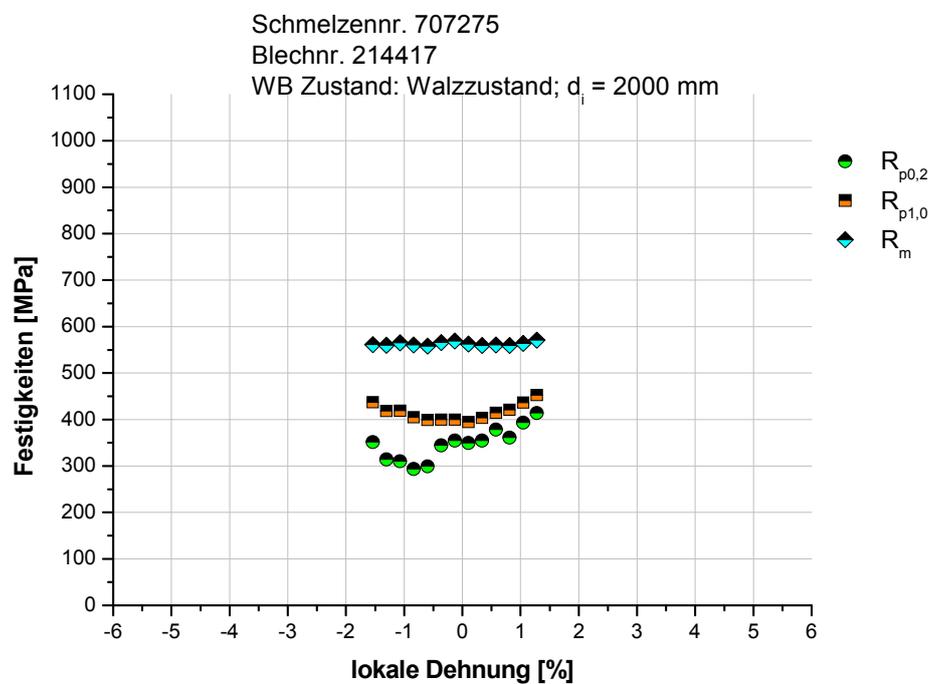


Abbildung 5-97: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrrinnendurchmesser 2000mm über lokaler Dehnung

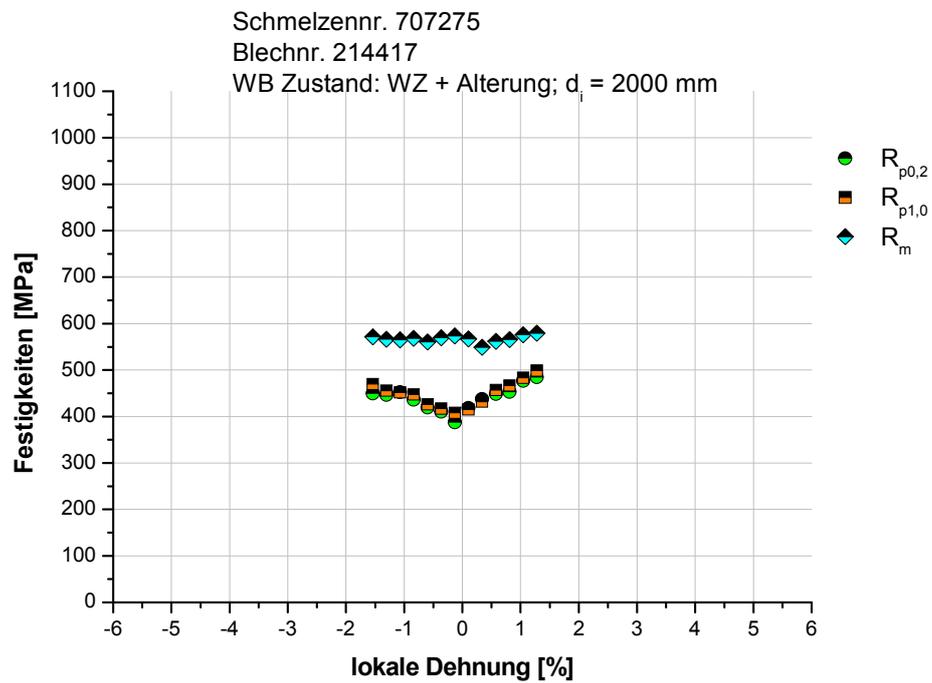


Abbildung 5-98: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrinne Durchmesser 2000mm über lokaler Dehnung

5.2.3.2 Charge 200410

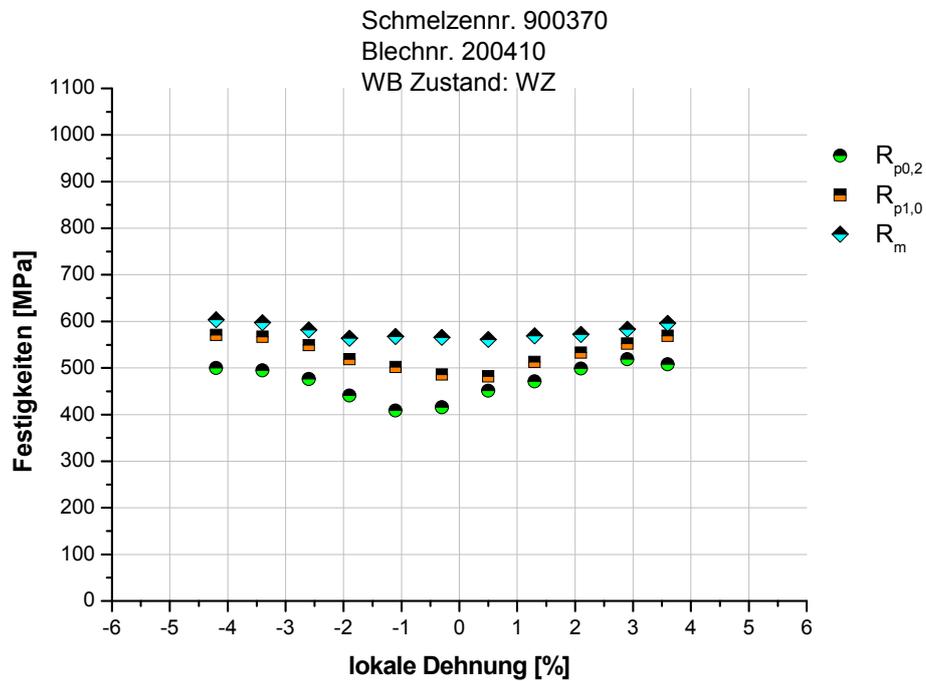


Abbildung 5-99: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im Walzzustand, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

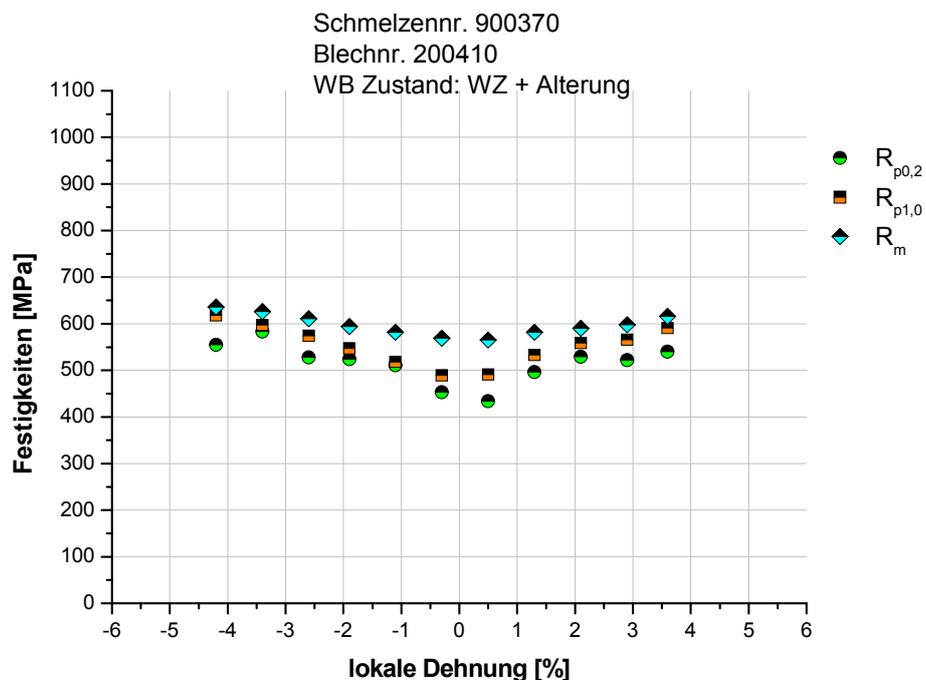


Abbildung 5-100: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im Walzzustand und Alterung, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

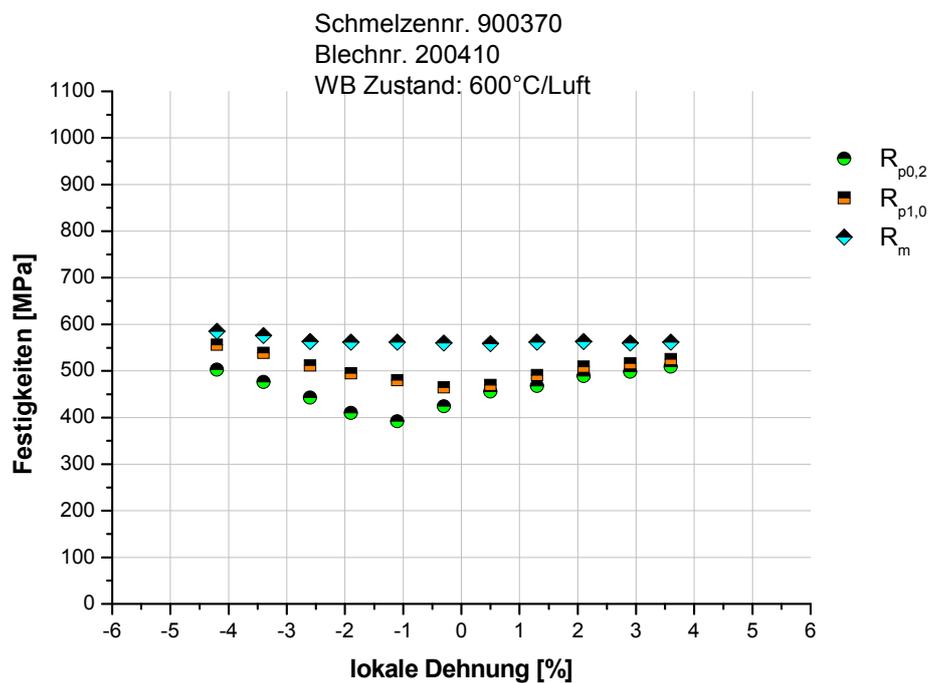


Abbildung 5-101: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im angelassenen Zustand, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

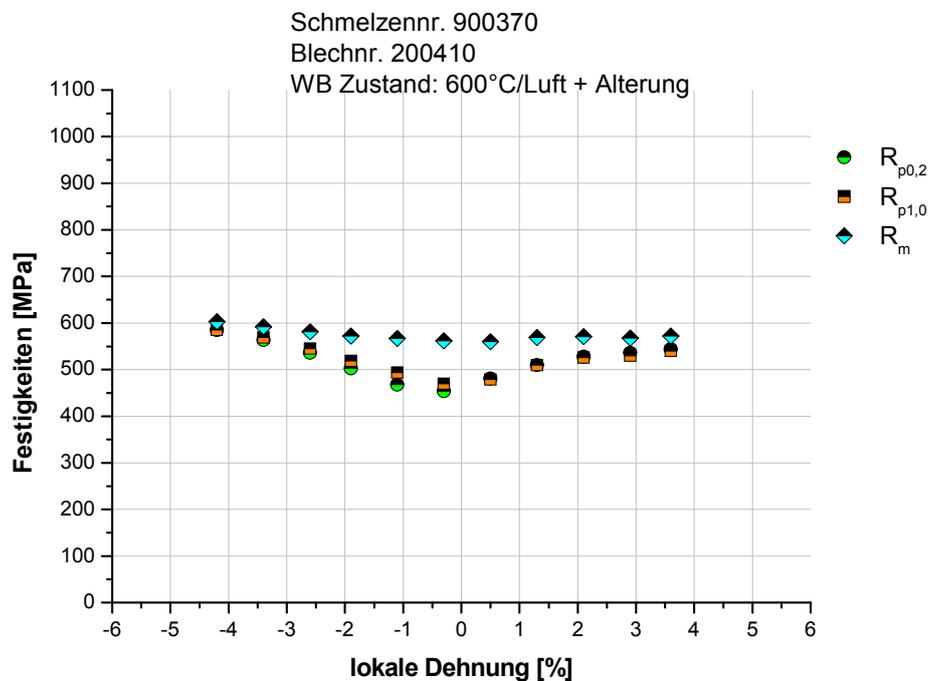


Abbildung 5-102: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im angelassenen Zustand und Alterung, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

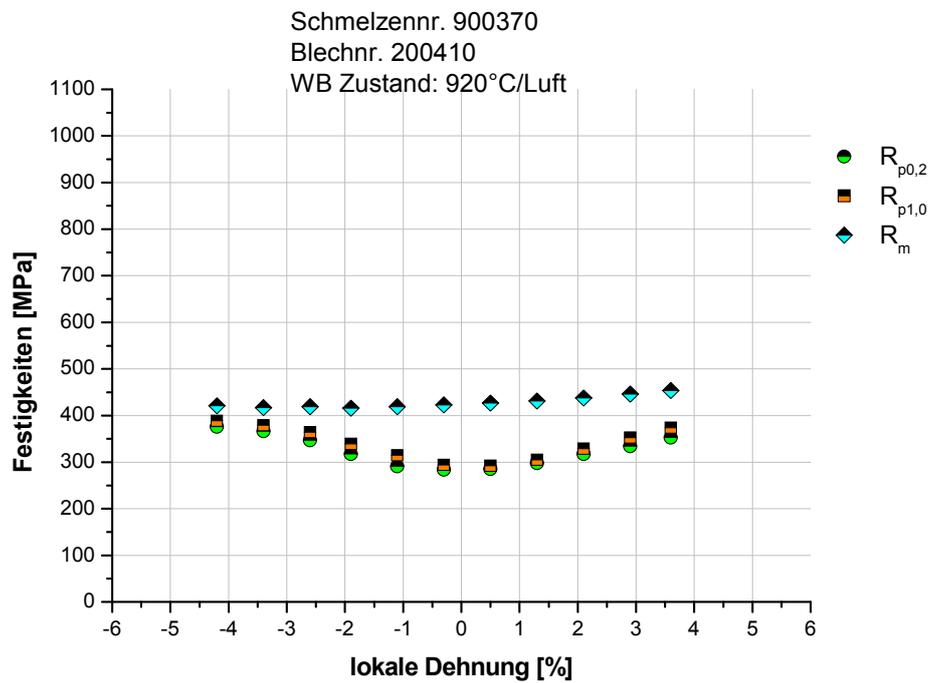


Abbildung 5-103: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im normalisierten Zustand, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung

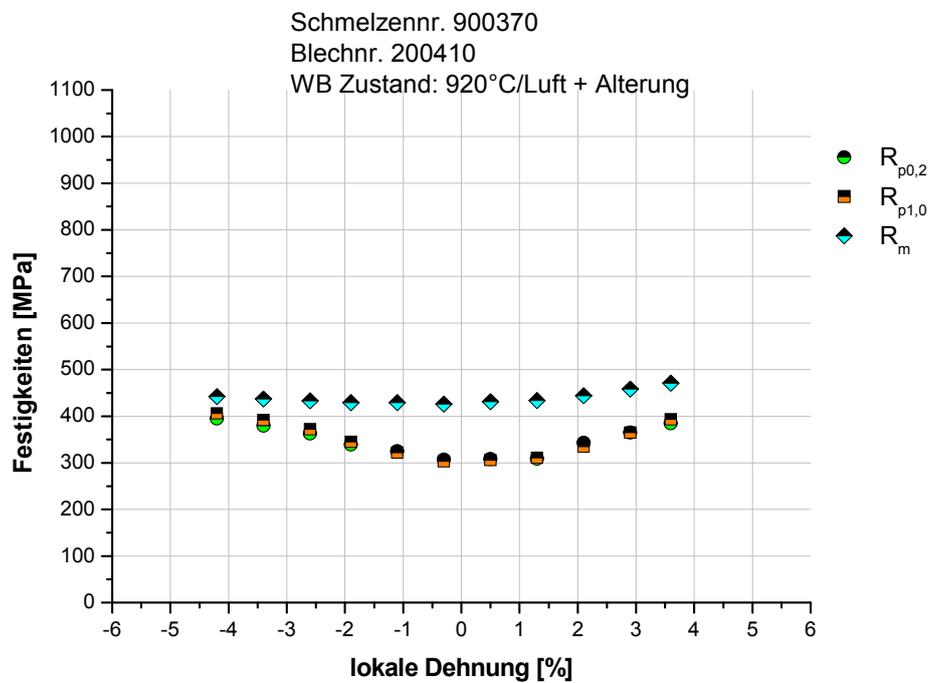


Abbildung 5-104: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im normalisierten Zustand und Alterung, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung

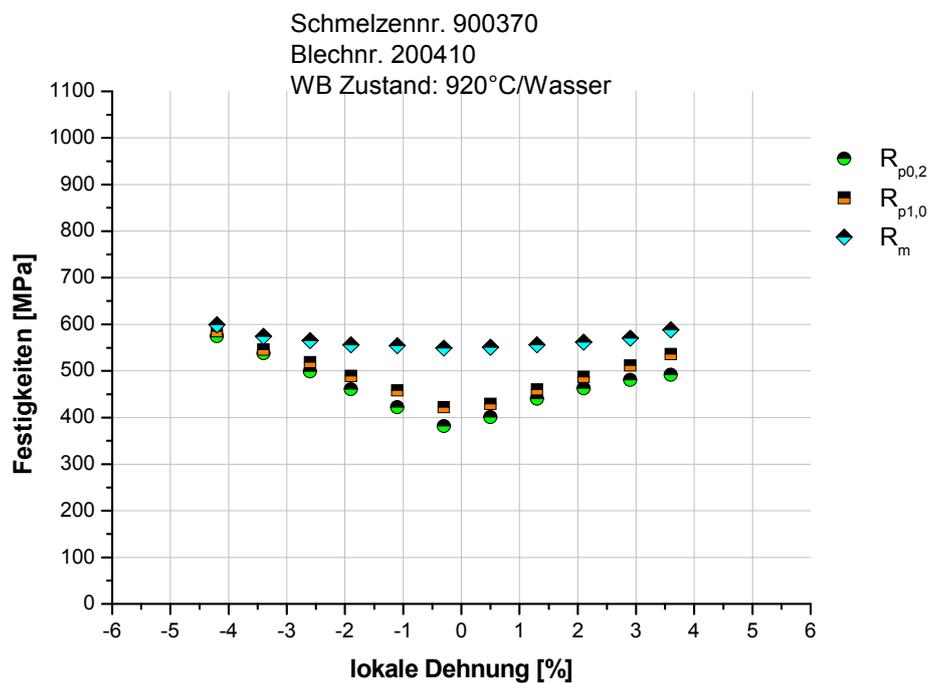


Abbildung 5-105: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im gehärteten Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

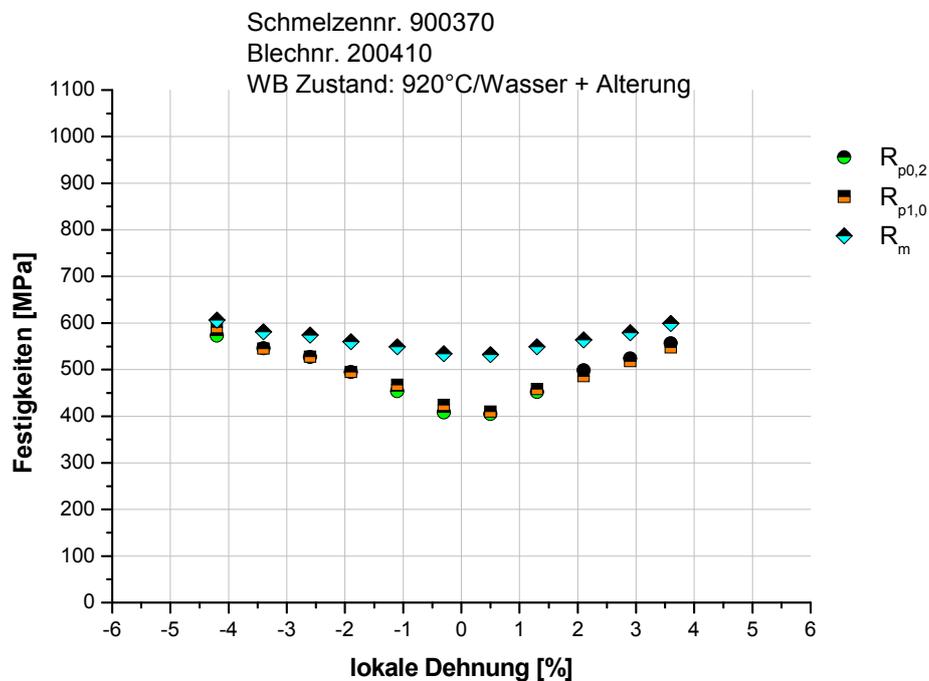


Abbildung 5-106: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im gehärteten Zustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

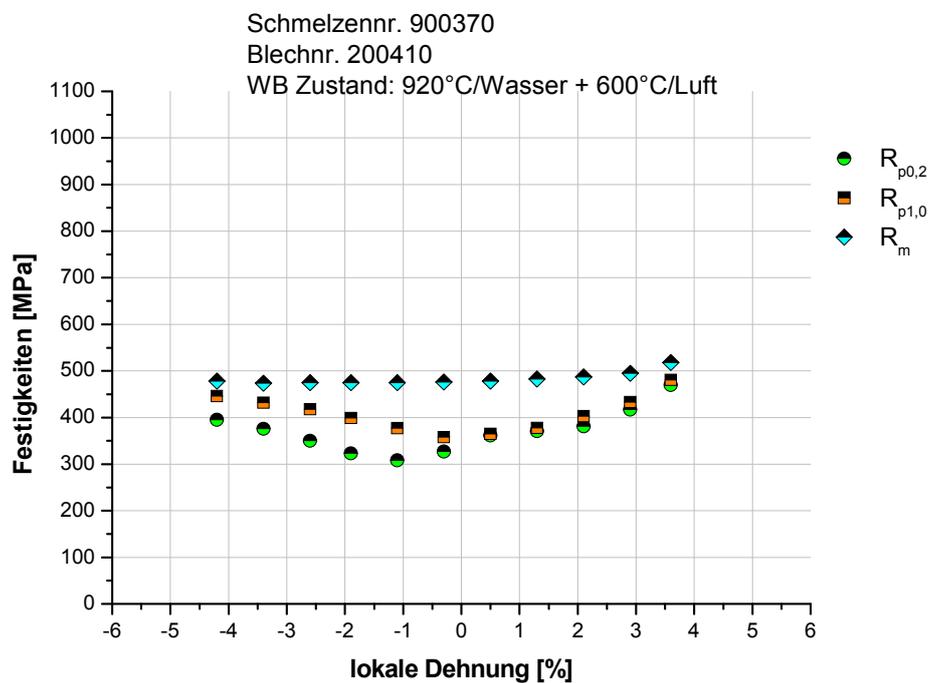


Abbildung 5-107: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im vergüteten Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

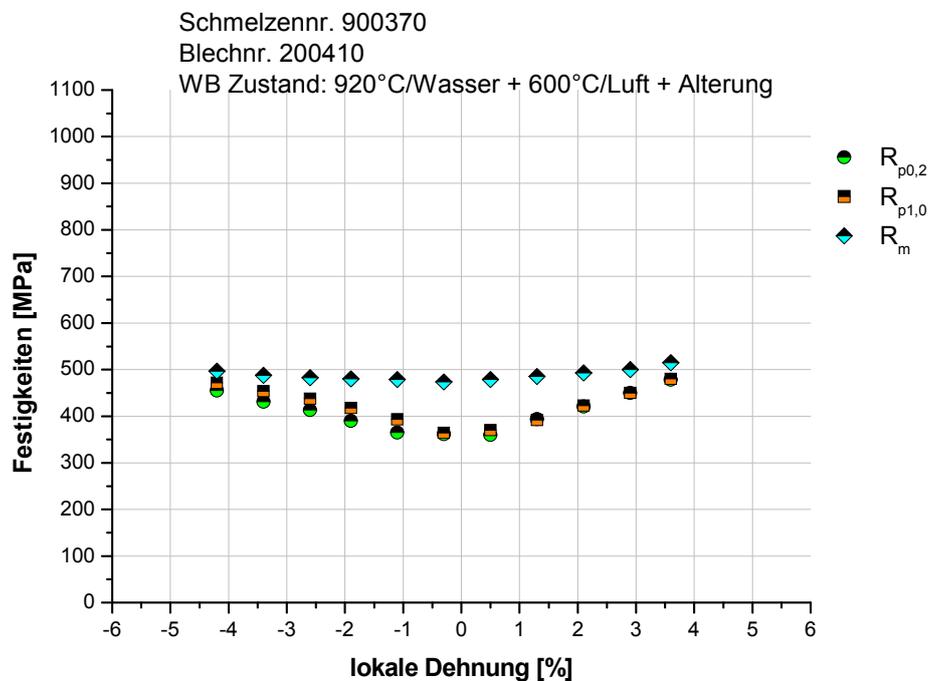


Abbildung 5-108: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im vergüteten Zustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

5.2.3.3 Charge 246325

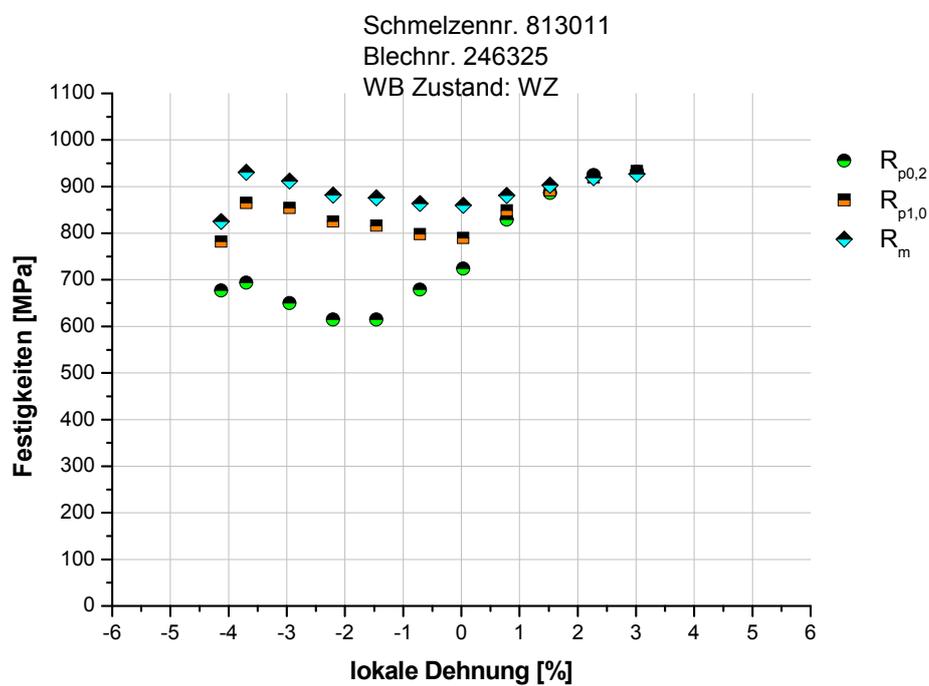


Abbildung 5-109: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im Walzzustand, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

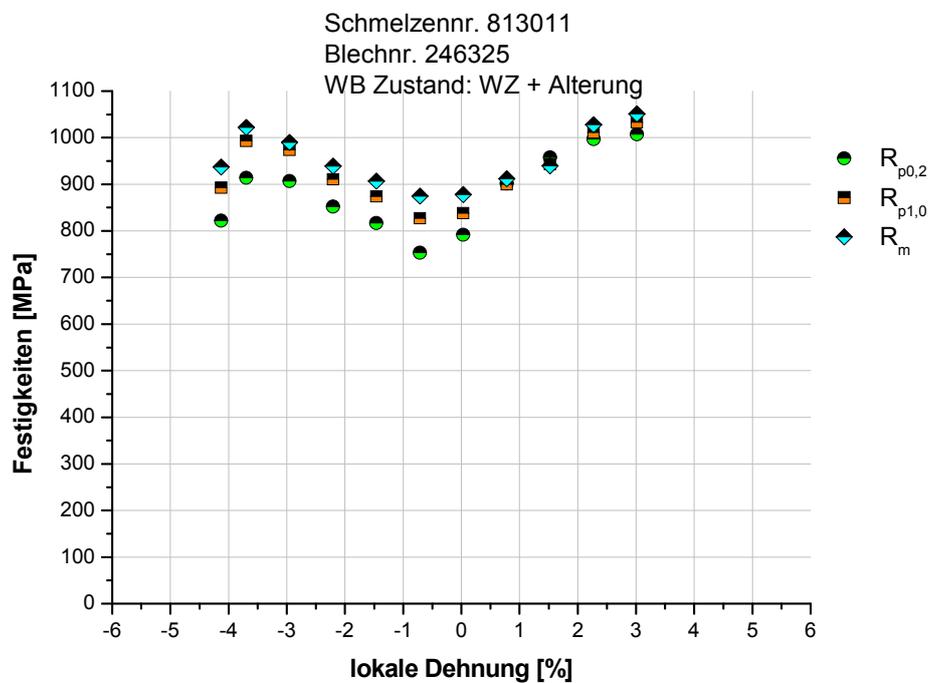


Abbildung 5-110: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im Walzzustand und Alterung, Rohrrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

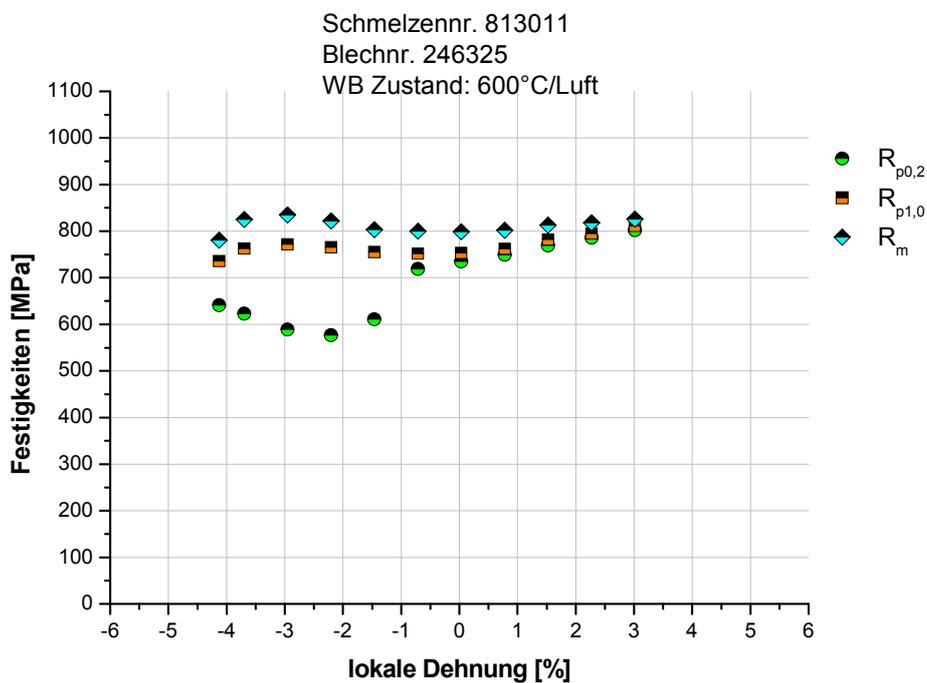


Abbildung 5-111: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im angelassenen Zustand, Rohrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

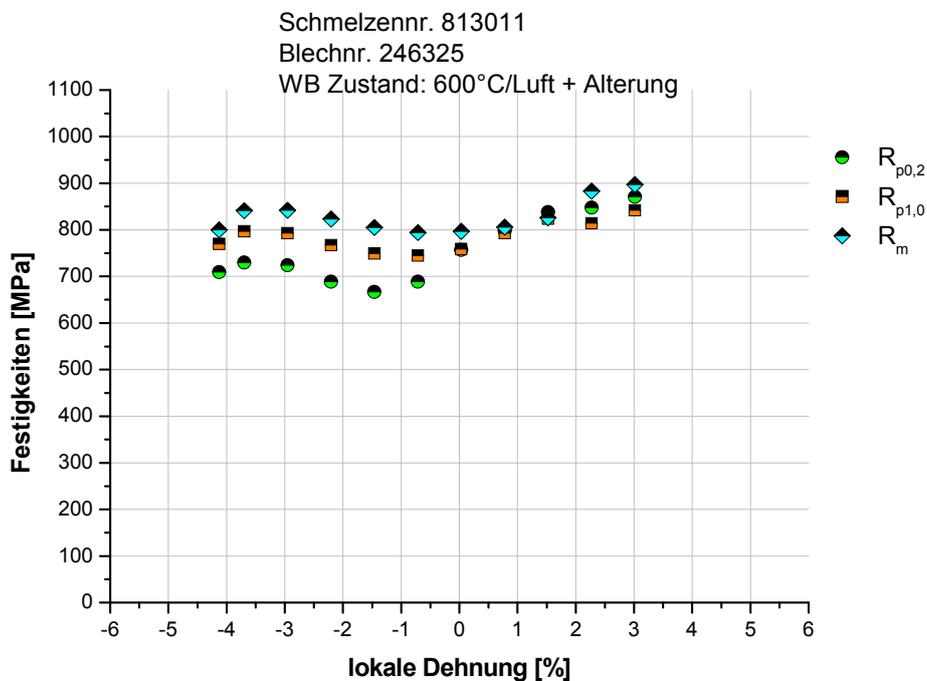


Abbildung 5-112: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im angelassenen Zustand und Alterung, Rohrinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung

5.3 Bauschinger Effekt

Die in den Kapiteln 5.3.1 bis 5.3.3 abgebildeten Diagramme zeigen den Bauschinger Effekt $BE_0^{x\%}$, also die $R_{p0,2}$ der gestauchten und anschließend gezogenen Proben bezogen auf die 0,2%-Dehngrenze des vorher unverformten Bleches, und den sich auf gleiche plastische Verformung beziehenden $BE^{x\%}$ über den Stauchgraden. Der maximale Fehler der BE-Werte ergibt sich aus der Genauigkeitsklasse der Maschine (Kapitel 4.2.1.2) und beträgt bei hohen Festigkeiten max. 2 Prozentpunkte.

Wie schon in Kapitel 4.3 erwähnt, bedeutet ein positiver BE eine Entfestigung des Materials, ein negativer BE hingegen eine Verfestigung.

Die Ergebnisse werden - wie schon bei den vorher gezeigten Kurven – in Kapitel bezüglich der Methoden Druck-/Zug, Stauchzug und Flachzug aus den gebogenen Rohren gegliedert.

Bei Charge 214417 und 200410 ist in den Kapiteln 5.3.3 und 5.3.6 eine Auswertung der beiden Bauschinger Effekte nicht möglich, da es aufgrund der Probenentnahme aus dem Rohr keine Referenzproben entlang der neutralen Faser gibt. Eine Interpolation des Nullniveaus zwischen den kleinen Verformungsbereichen ist bedingt durch den Bauschinger Effekt nicht möglich. Zur Abschätzung der Entfestigung sei auf die Abbildung 5-99 bis Abbildung 5-108 verwiesen.

In den Kapiteln 5.3.4 bis 5.3.6 wird der Bauschinger Effekt $BE^{x\%}$ veranschaulicht, d.h. hier werden gleiche plastische Verformungen mit einander verglichen (vgl. Kapitel 4.3).

5.3.1 $BE_0^{x\%}$ der Druck-/Zugversuche

5.3.1.1 Charge ULC

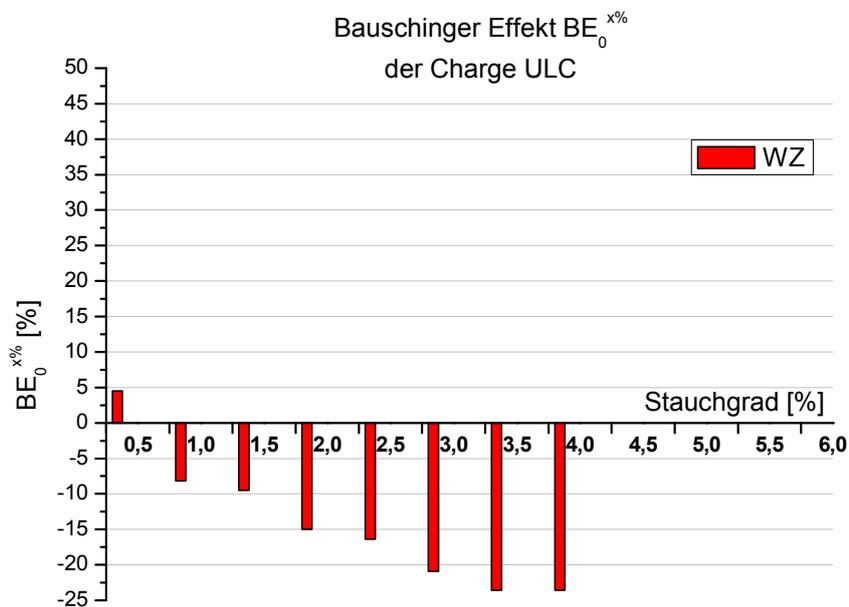


Abbildung 5-113: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge ULC im Druck-/Zugversuch

5.3.1.2 Charge 156348

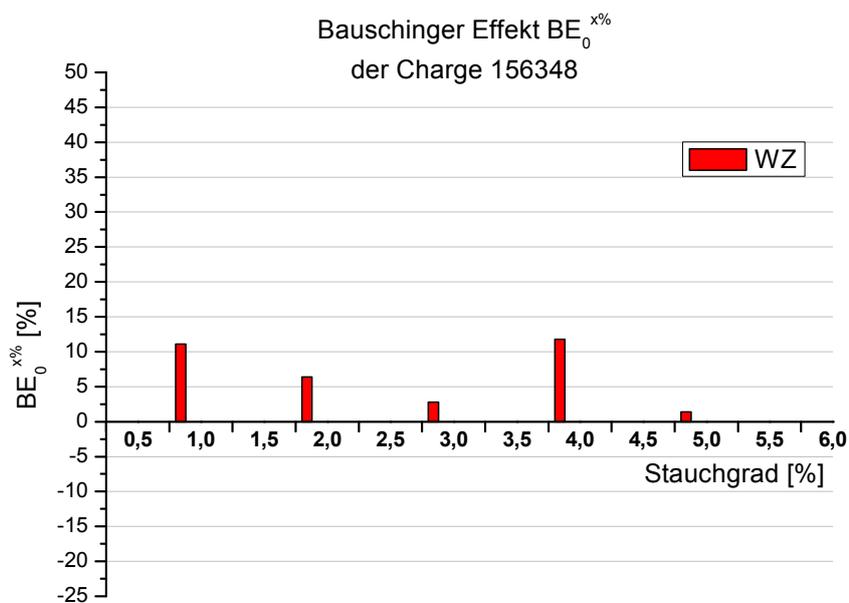


Abbildung 5-114: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156348 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.3 Charge 362034

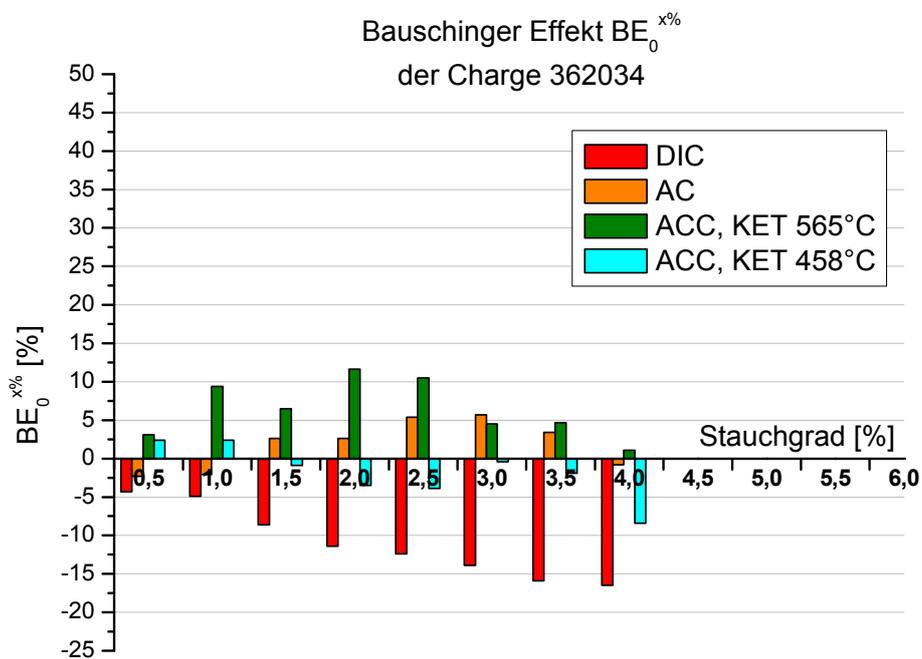


Abbildung 5-115: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 362034 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.4 Charge 200410

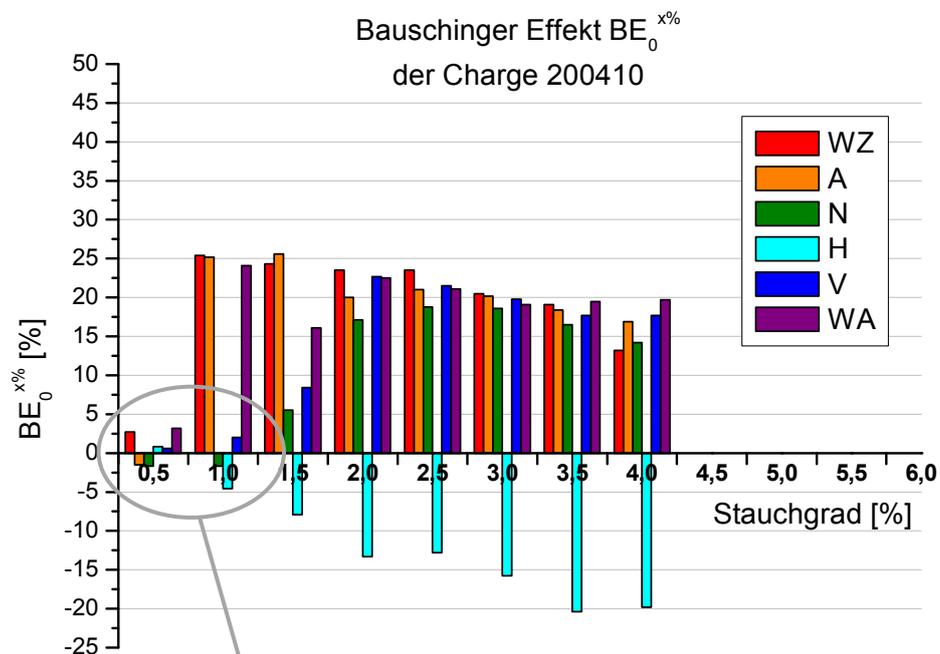


Abbildung 5-116: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch

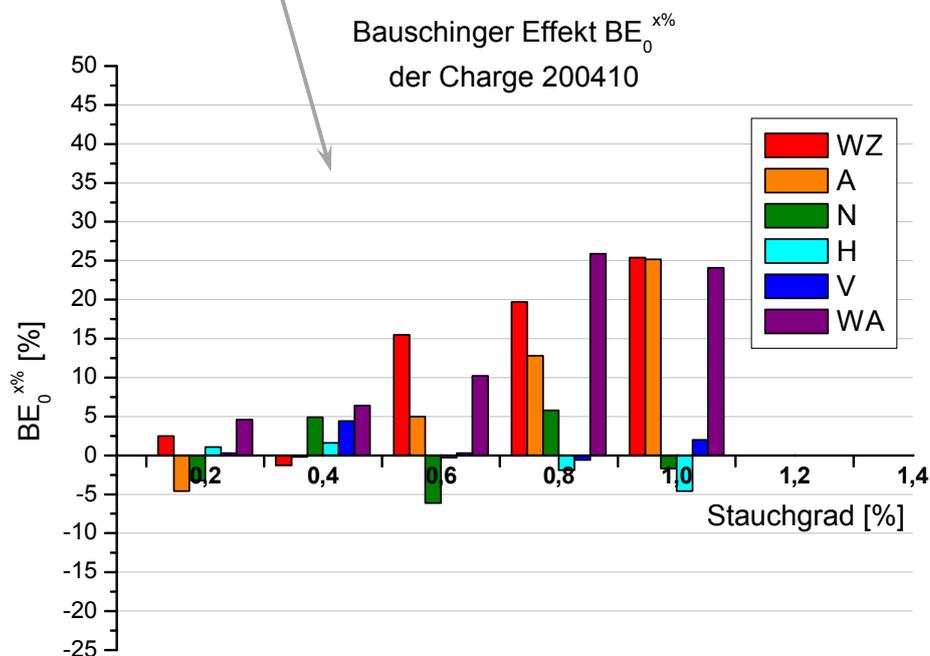


Abbildung 5-117: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch; Bereich bis 1% Vorverformung

5.3.1.5 Charge 156325

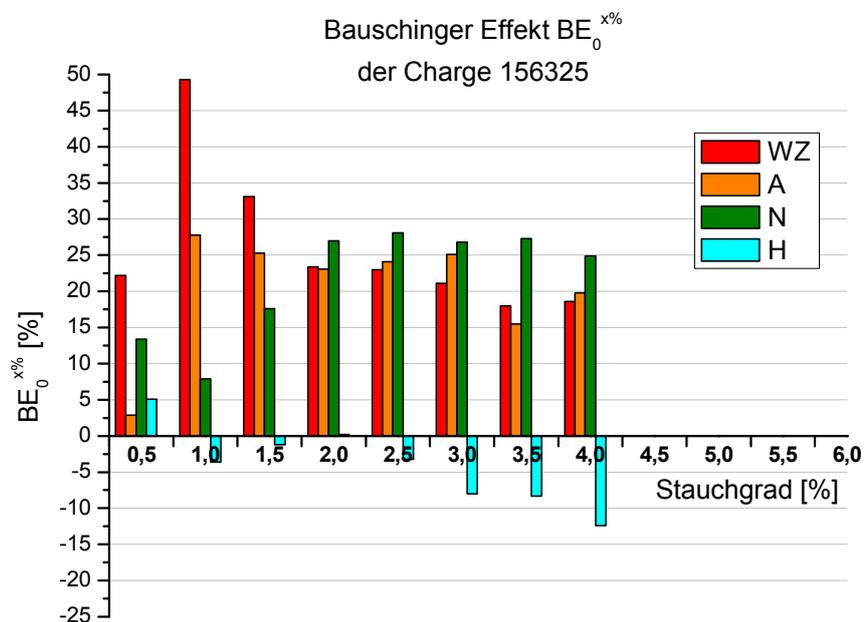


Abbildung 5-118: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156325 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.6 Charge 275070

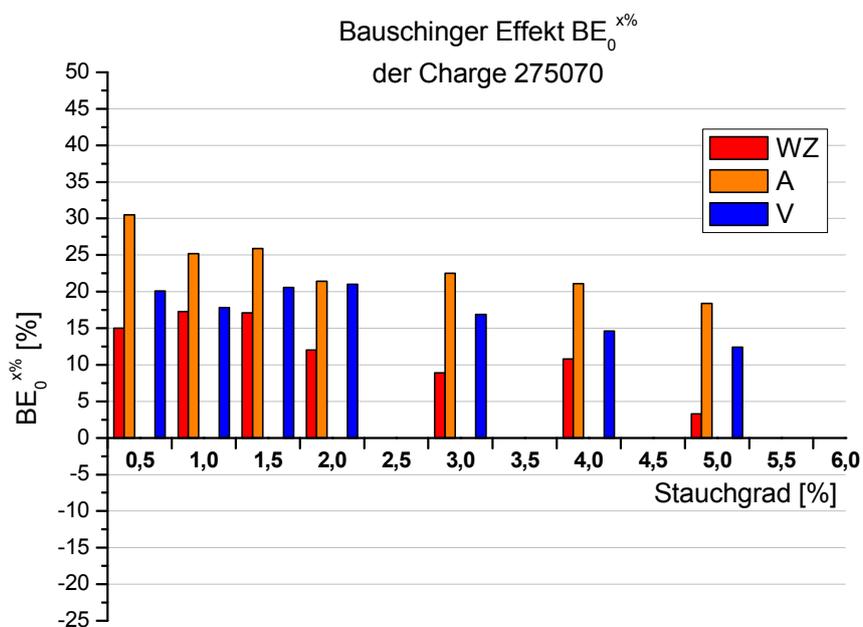


Abbildung 5-119: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275070 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.7 Charge 275085

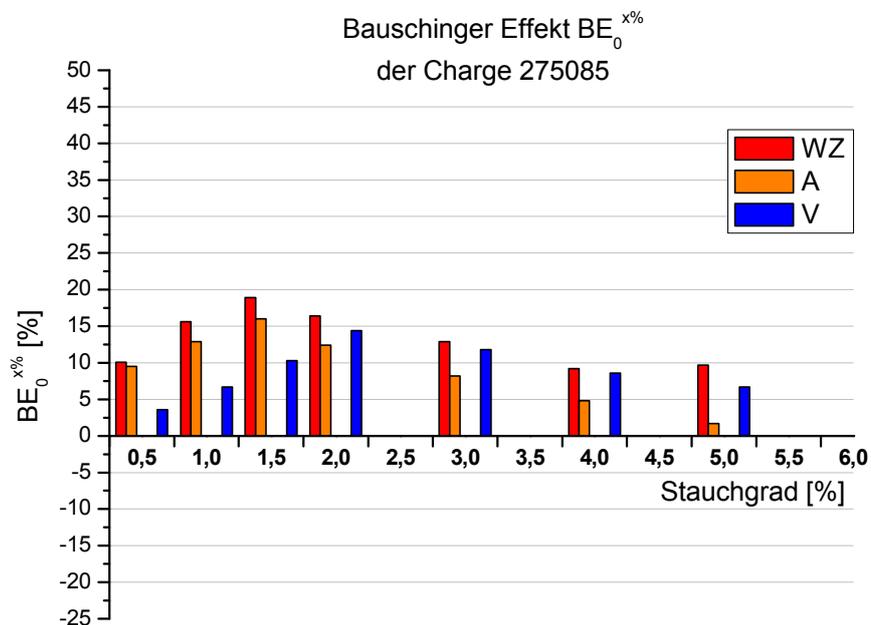


Abbildung 5-120: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275085 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.8 Charge 274935

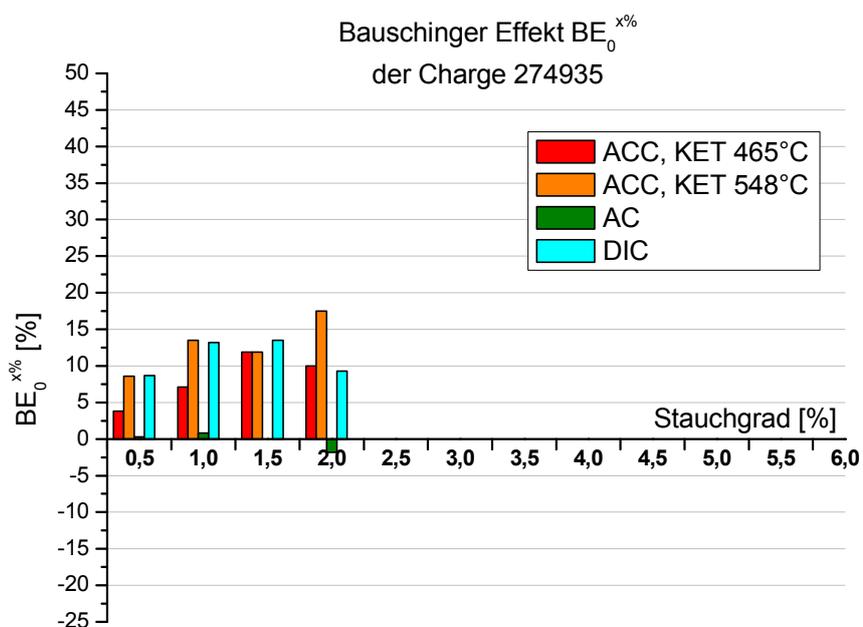


Abbildung 5-121: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 274935 mit unterschiedlichen Kühlverfahren im Druck-/Zugversuch

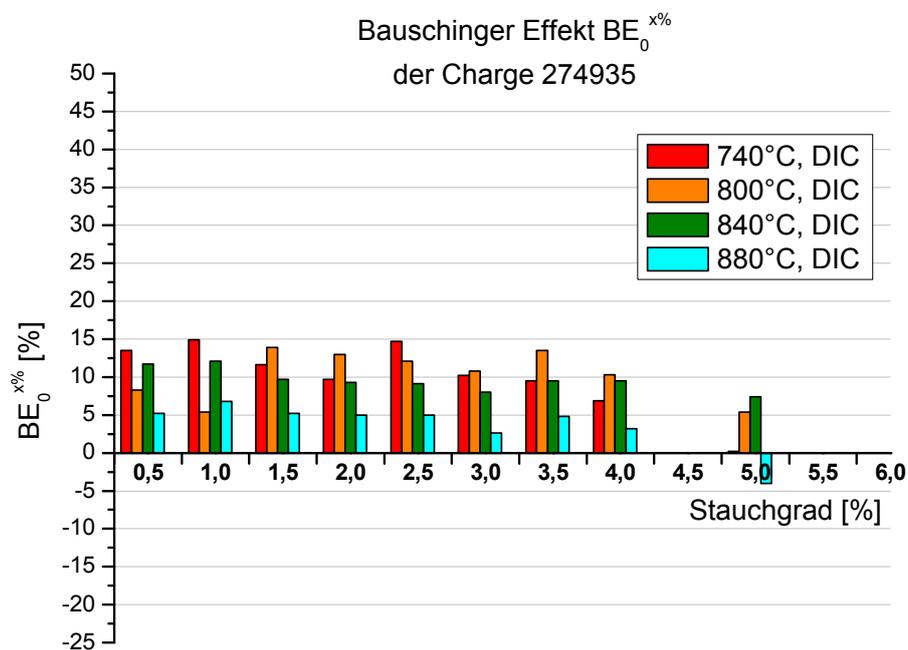


Abbildung 5-122: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 274935, interkritische Glühungen und DIC gekühlt, im Druck-/Zugversuch

5.3.1.9 Charge 163683

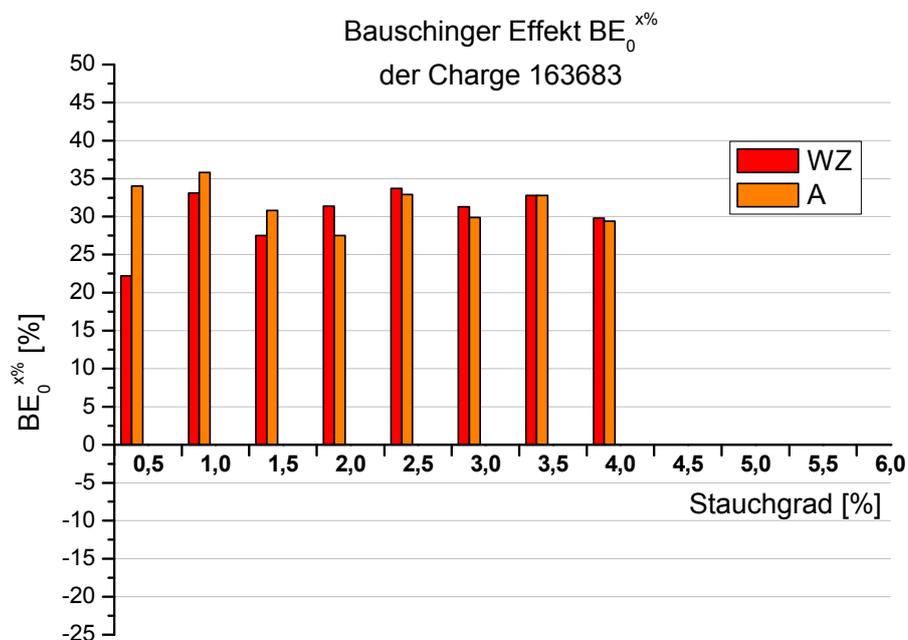


Abbildung 5-123: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 163683 im Druck-/Zugversuch

5.3.1.10 Charge 246325

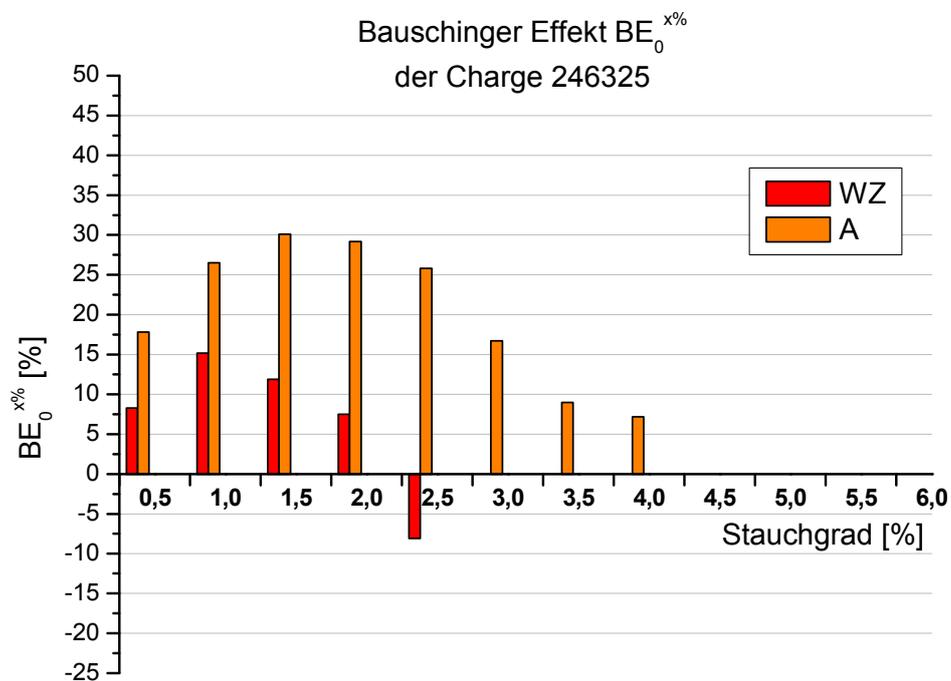


Abbildung 5-124: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 246325 im Druck-/Zugversuch

5.3.2 $BE_0^{x\%}$ der Stauchzugversuche

5.3.2.1 Charge 156348

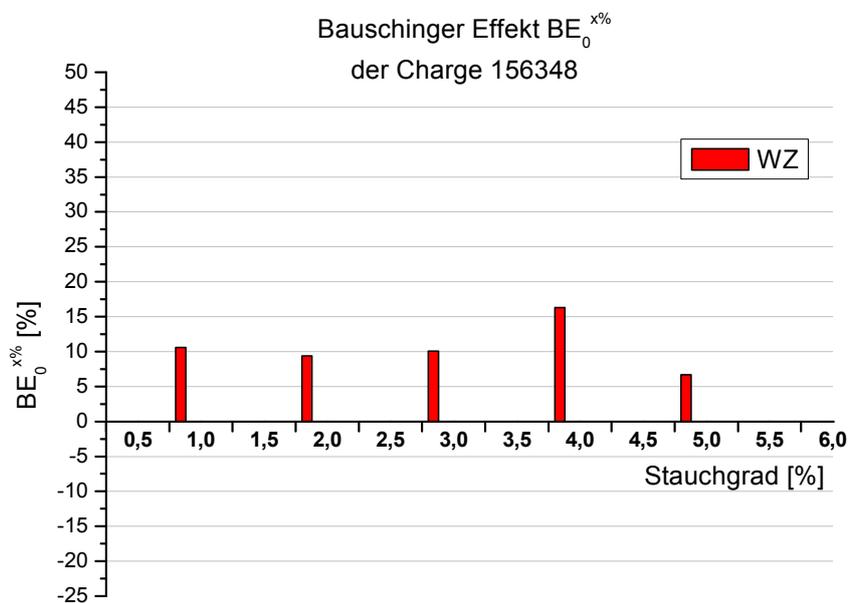


Abbildung 5-125: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156348 im Stauchzugversuch

5.3.2.2 Charge 126625

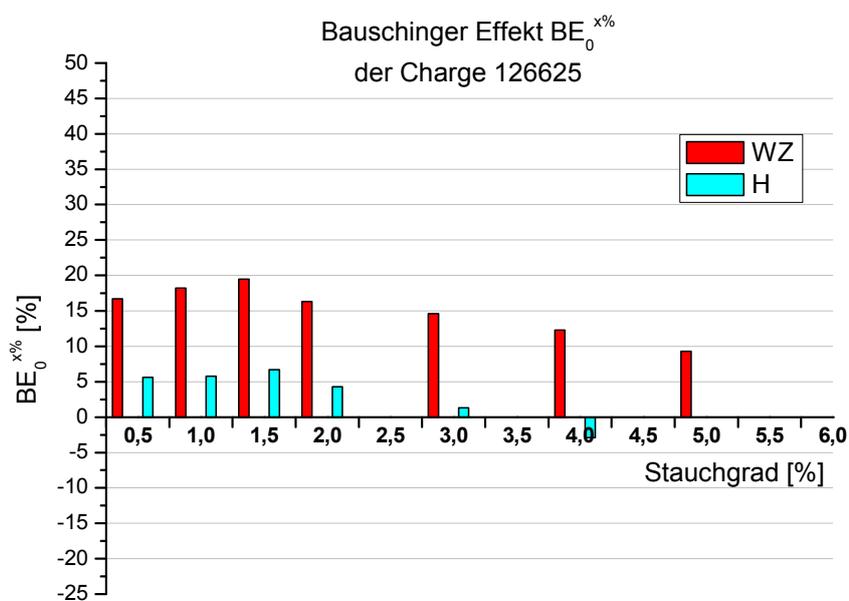


Abbildung 5-126: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 126625 im Stauchzugversuch

5.3.2.3 Charge 278650

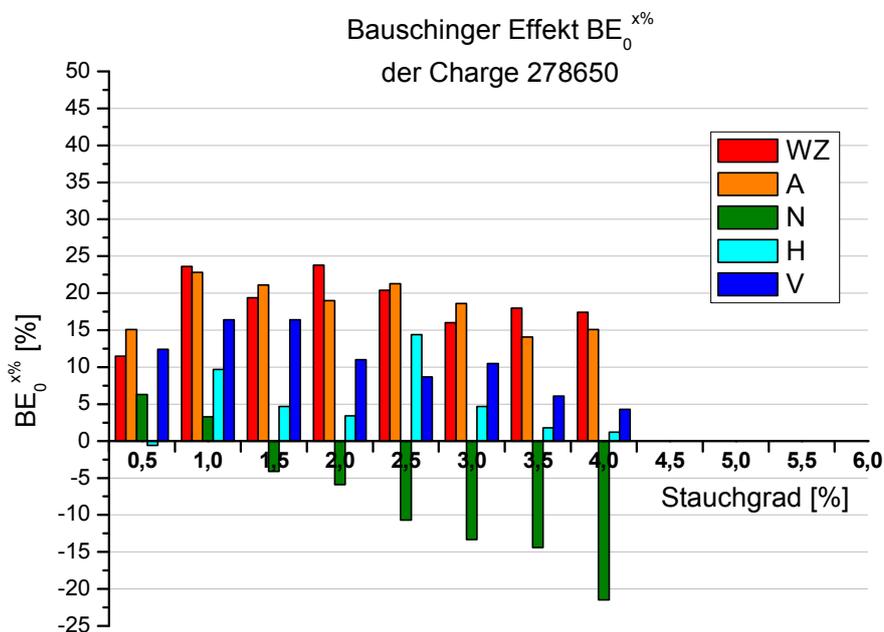


Abbildung 5-127: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 278650 im Stauchzugversuch

5.3.2.4 Charge 275070

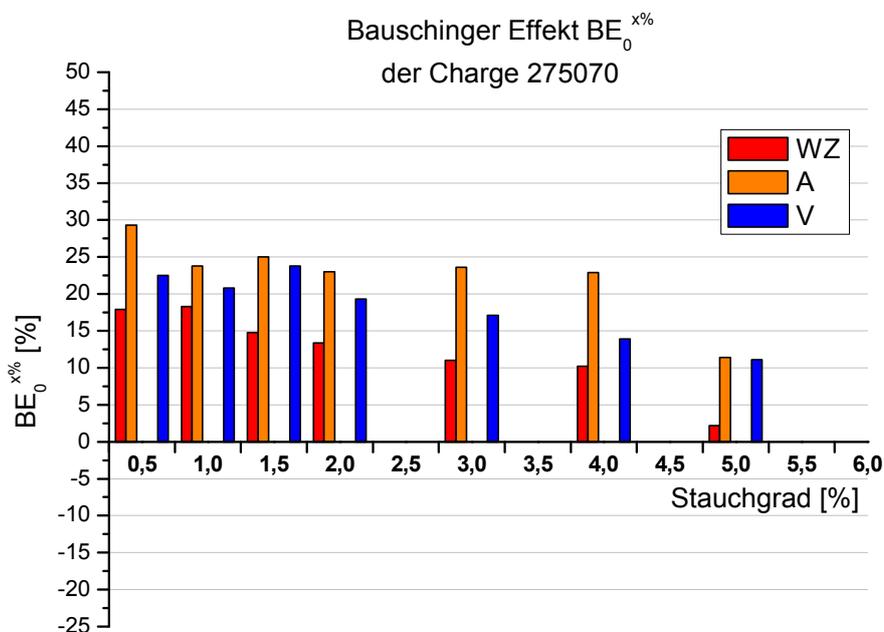


Abbildung 5-128: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275070 im Stauchzugversuch

5.3.2.5 Charge 275085

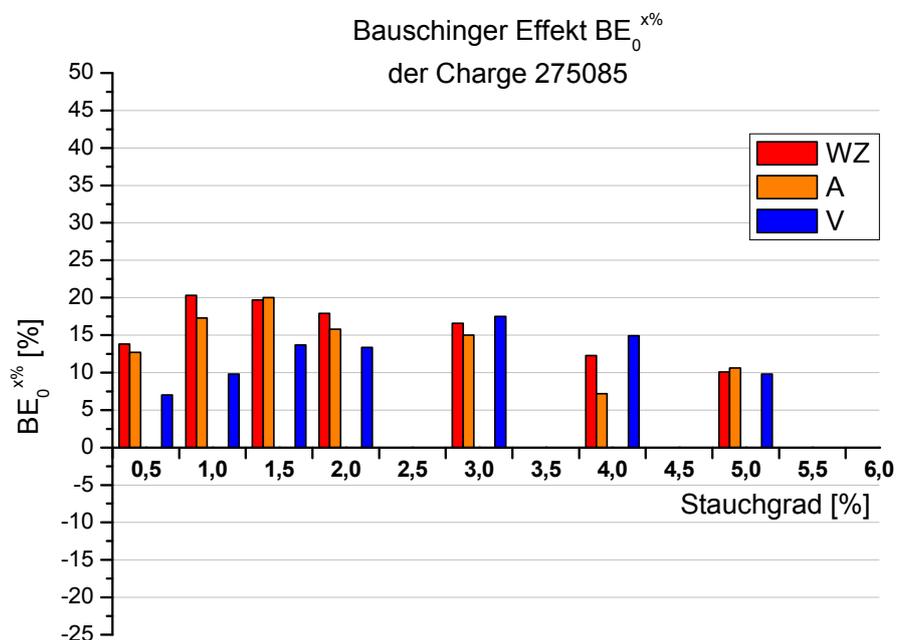


Abbildung 5-129: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275085 im Stauchzugversuch

5.3.2.6 Charge 247967

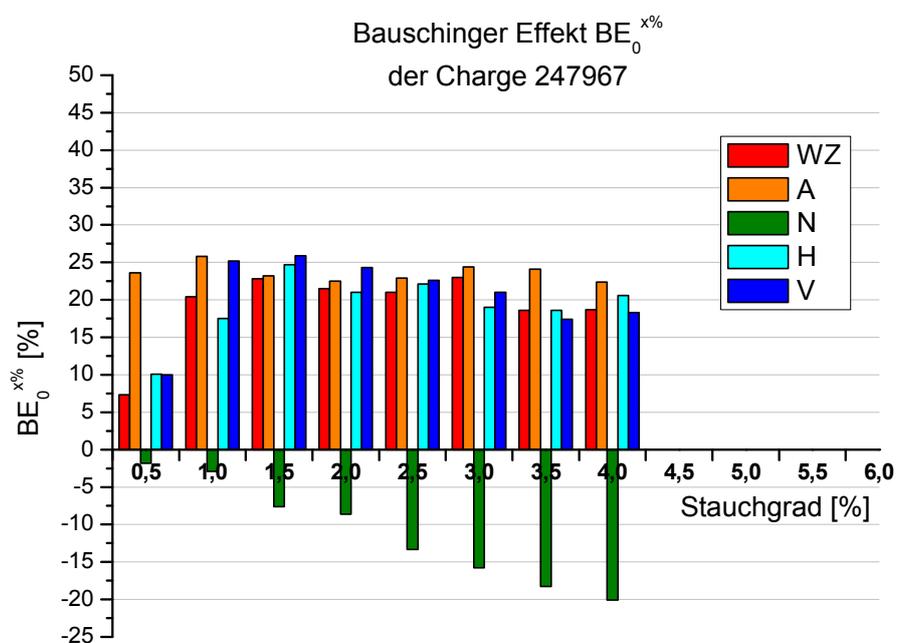


Abbildung 5-130: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 247967 im Stauchzugversuch

5.3.2.7 Charge 273221

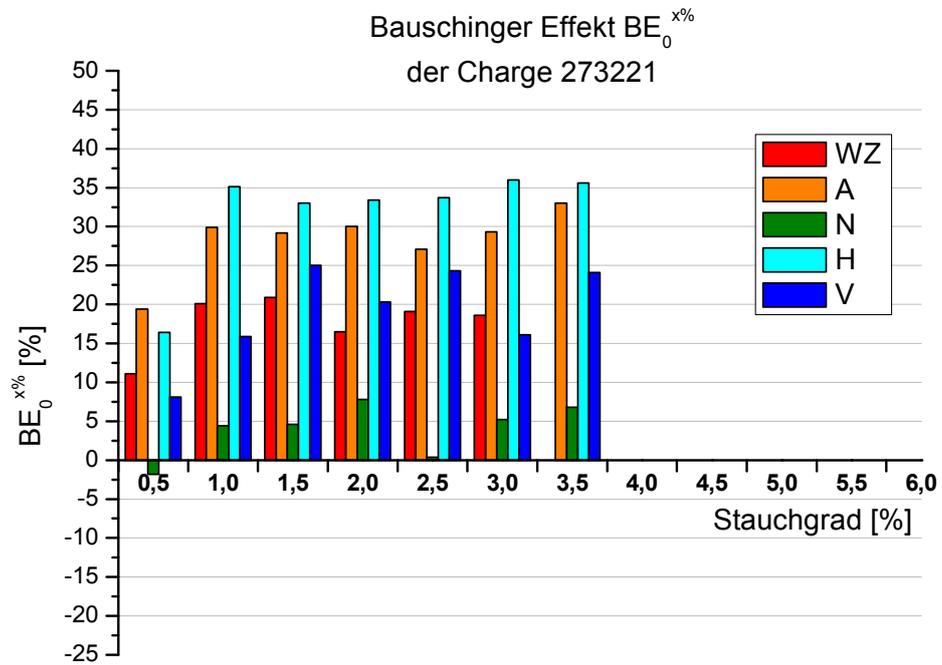


Abbildung 5-131: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 273221 im Stauchzugversuch

5.3.3 $BE_0^{x\%}$ der Flachzugversuche

5.3.3.1 Charge 246325

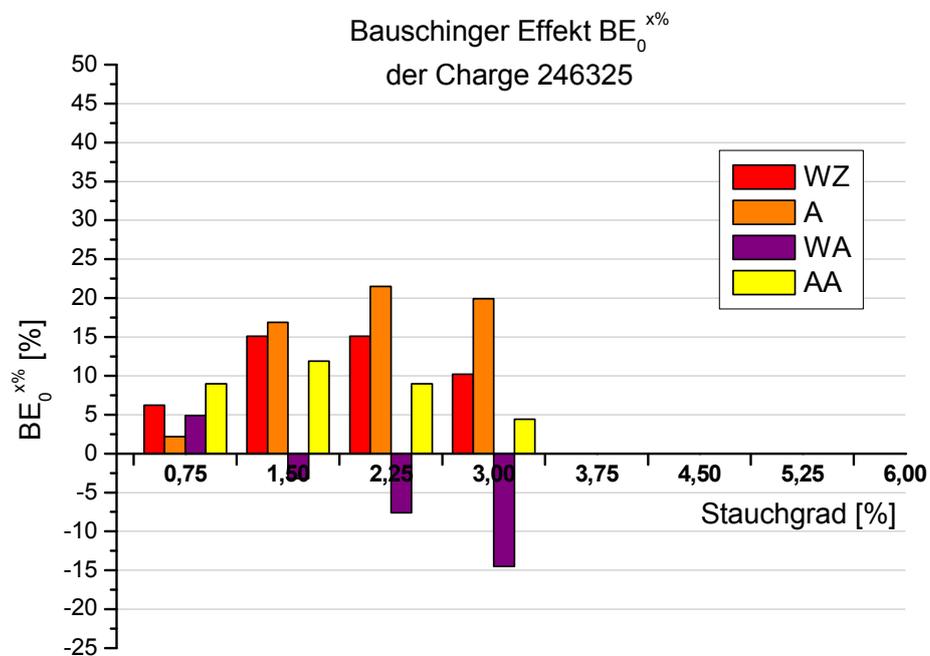


Abbildung 5-132: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 246325 im Flachzugversuch

5.3.4 $BE^{x\%}$ der Druck-/Zugversuche

5.3.4.1 Charge ULC

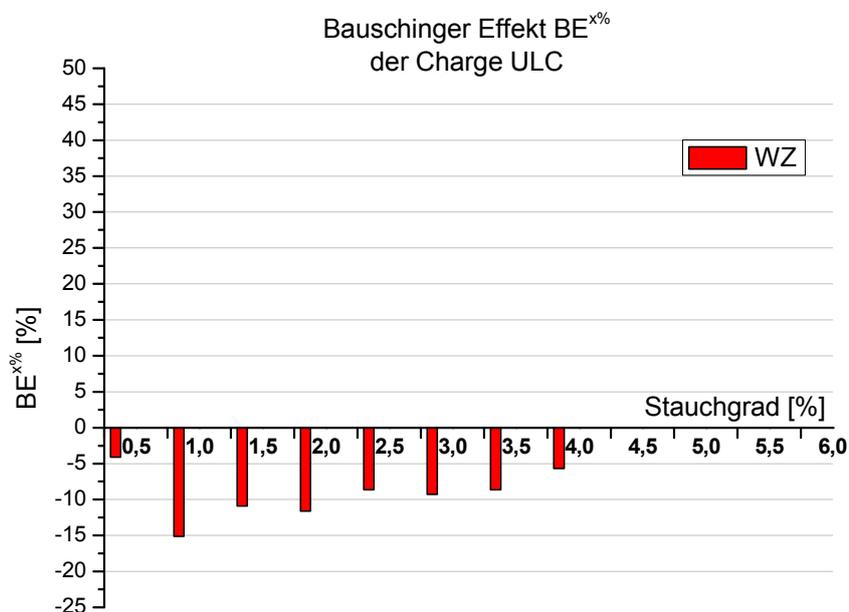


Abbildung 5-133: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge ULC im Druck-/Zugversuch

5.3.4.2 Charge 156348

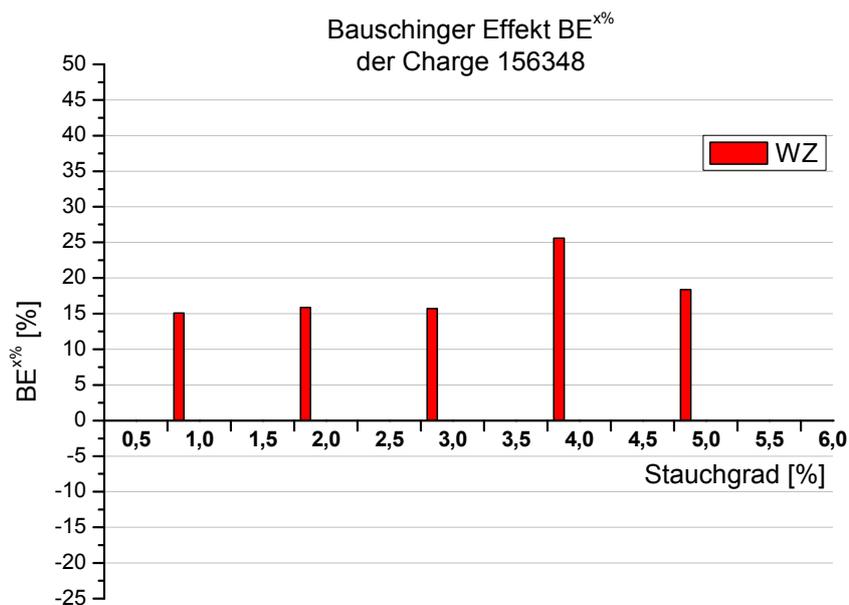


Abbildung 5-134: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 156348 im Druck-/Zugversuch

5.3.4.3 Charge 362034

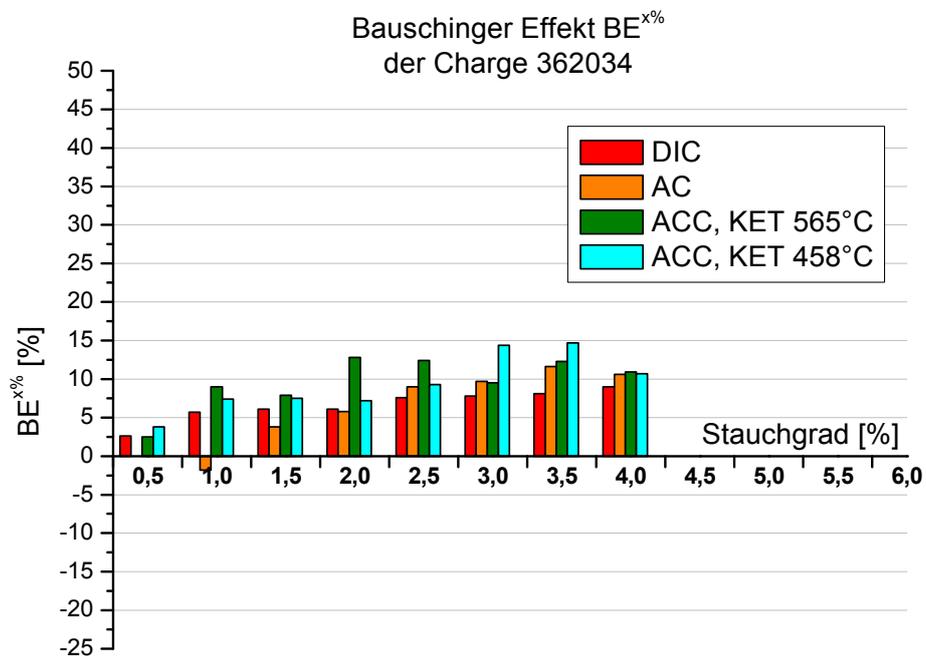


Abbildung 5-135: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 362034 im Druck-/Zugversuch

5.3.4.4 Charge 200410

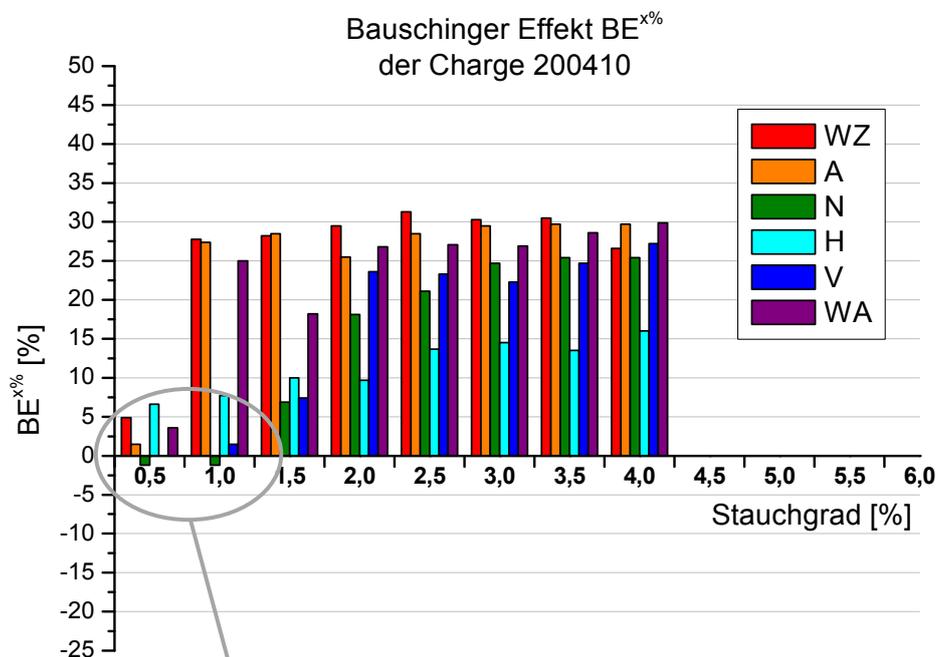


Abbildung 5-136: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch

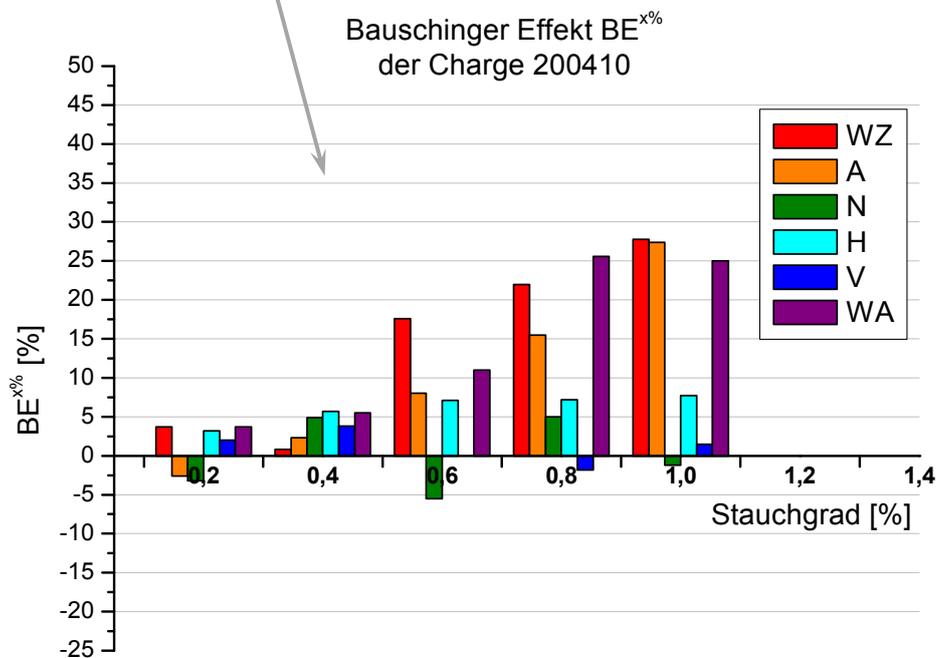


Abbildung 5-137: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch, Bereich bis 1% Vorverformung

5.3.4.5 Charge 156325

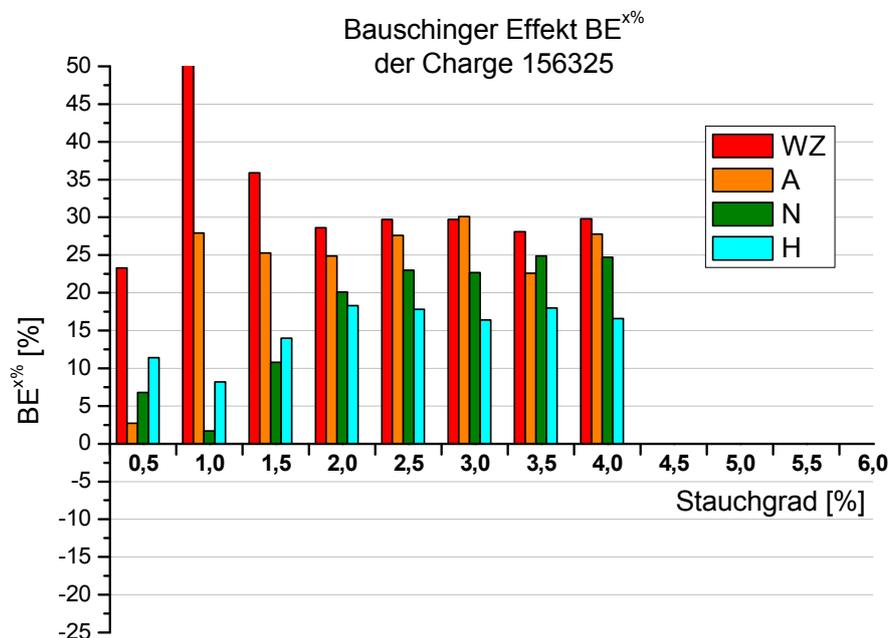


Abbildung 5-138: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 156325 im Druck-/Zugversuch

5.3.4.6 Charge 275070

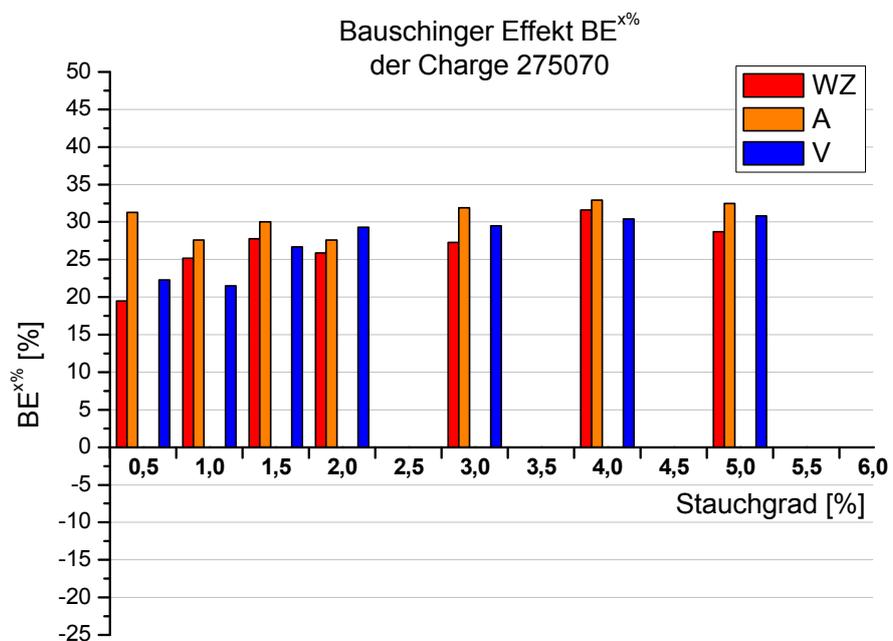


Abbildung 5-139: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275070 im Druck-/Zugversuch

5.3.4.7 Charge 275085

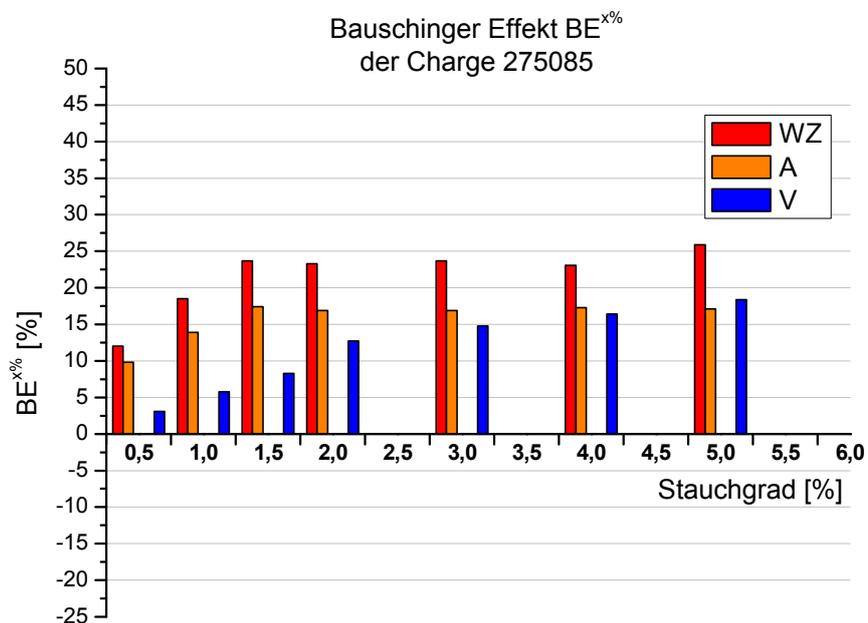


Abbildung 5-140: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275085 im Druck-/Zugversuch

5.3.4.8 Charge 274935

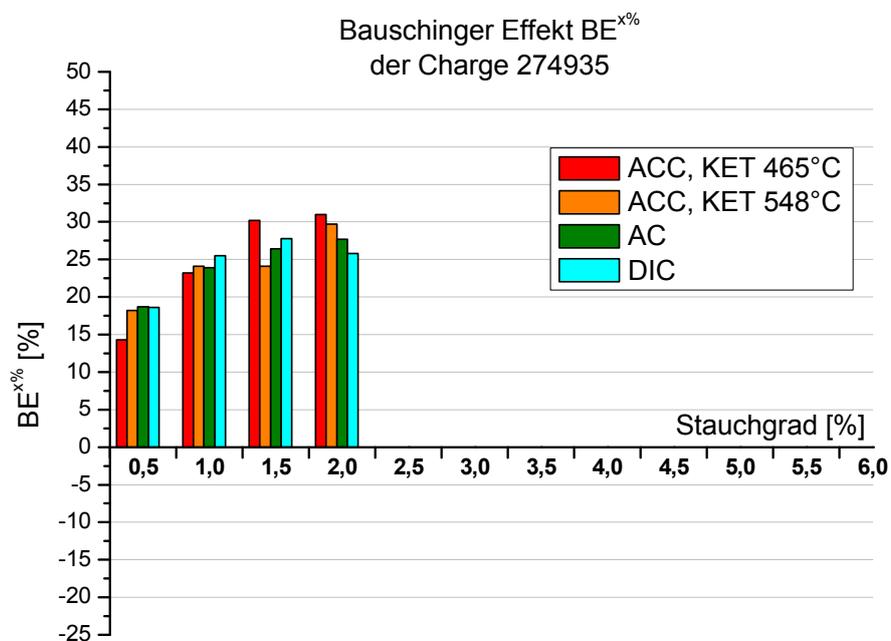


Abbildung 5-141: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 274935 mit unterschiedlichen Kühlverfahren im Druck-/Zugversuch

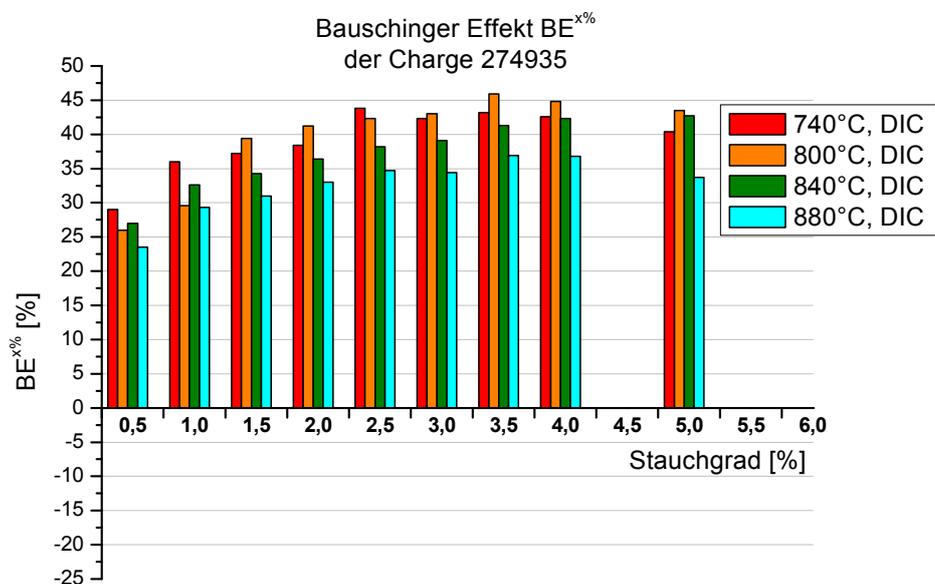


Abbildung 5-142: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 274935, interkritische Glühungen und DIC gekühlt, im Druck-/Zugversuch

5.3.4.9 Charge 163683

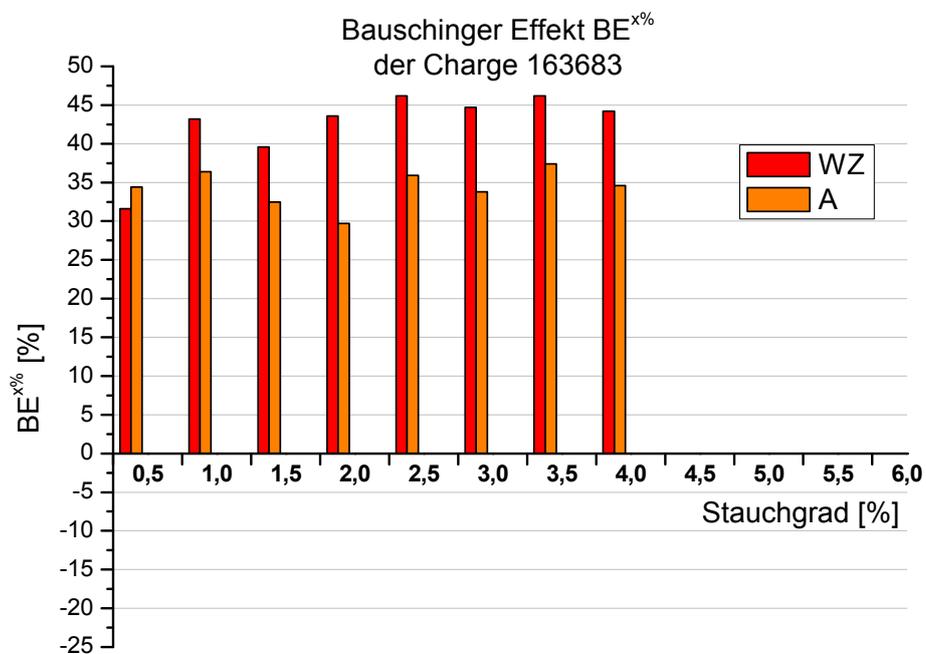


Abbildung 5-143: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 163683 im Walzzustand im Druck-/Zugversuch

5.3.4.10 Charge 246325

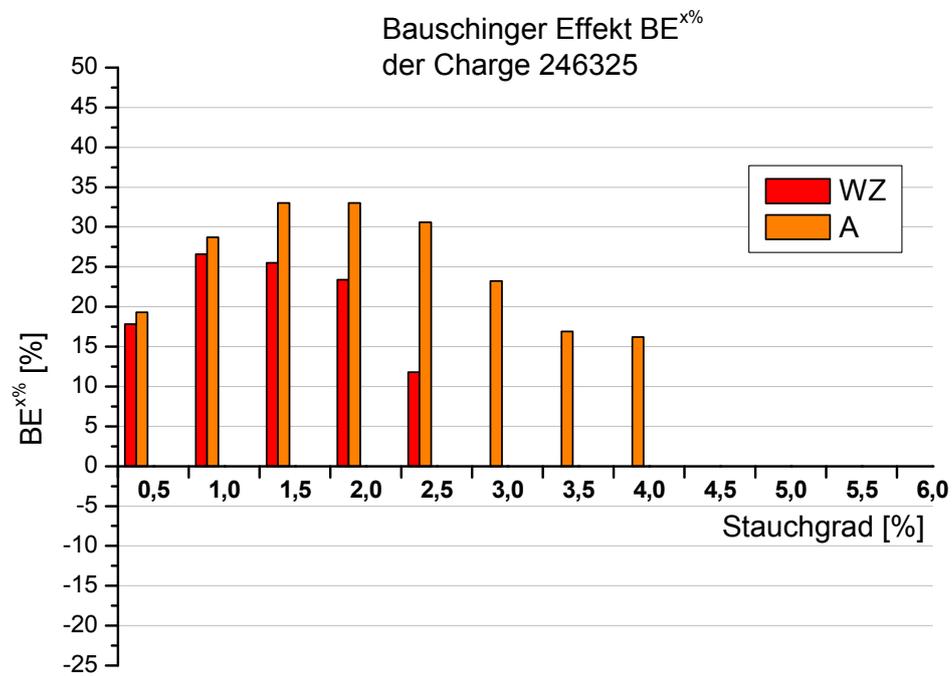


Abbildung 5-144: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 246325 im Druck-/Zugversuch

5.3.5 $BE^{x\%}$ der Stauchzugversuche

5.3.5.1 Charge 156348

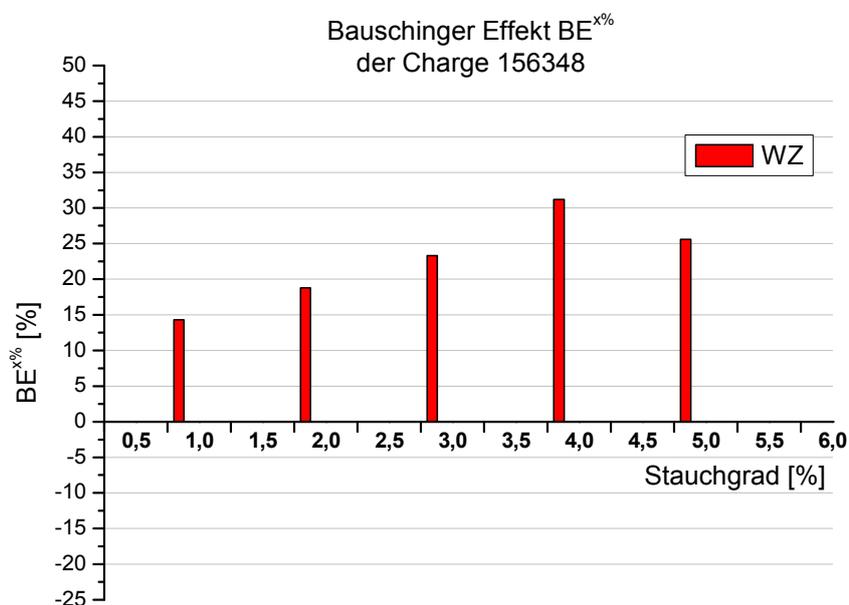


Abbildung 5-145: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 156348 im Stauchzugversuch

5.3.5.2 Charge 126625

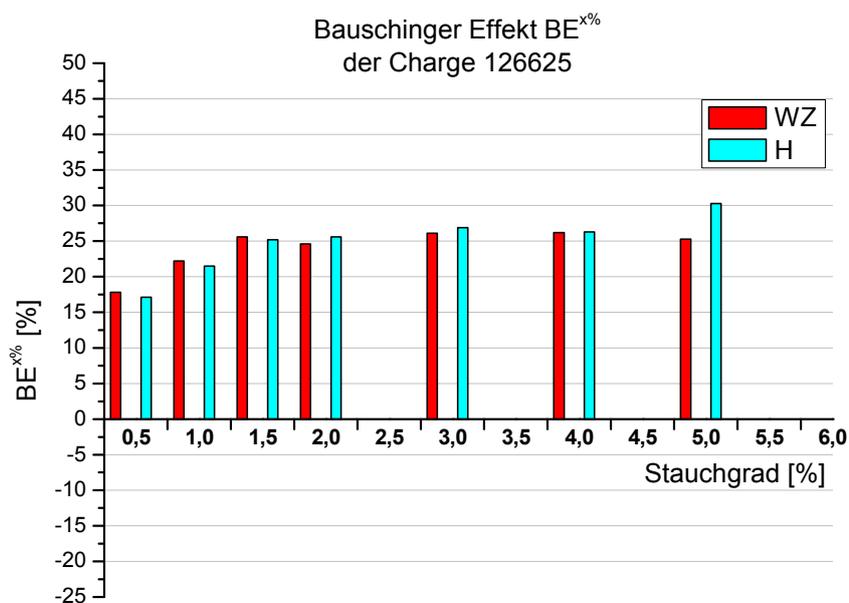


Abbildung 5-146: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 126625 im Stauchzugversuch

5.3.5.3 Charge 278650

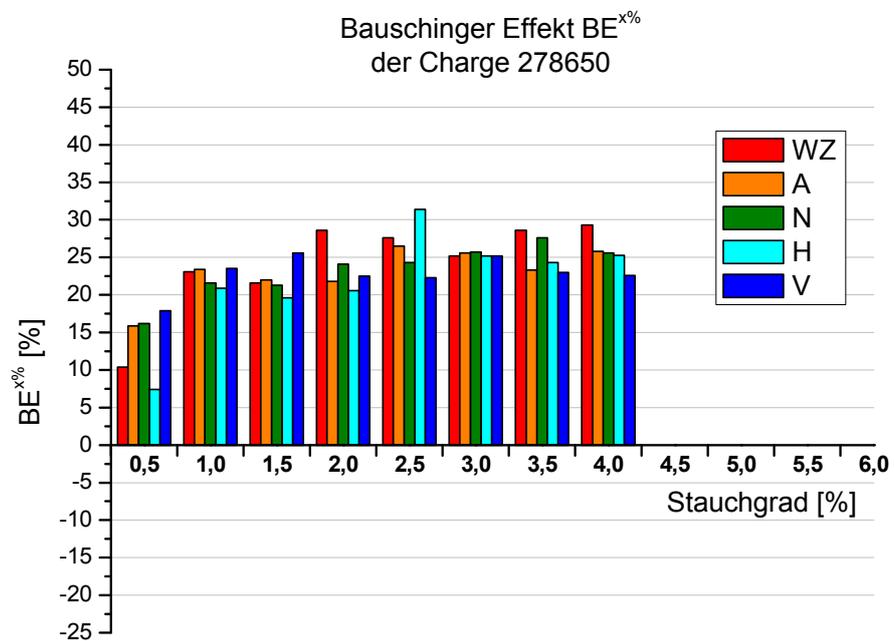


Abbildung 5-147: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 278650 im Stauchzugversuch

5.3.5.4 Charge 275070

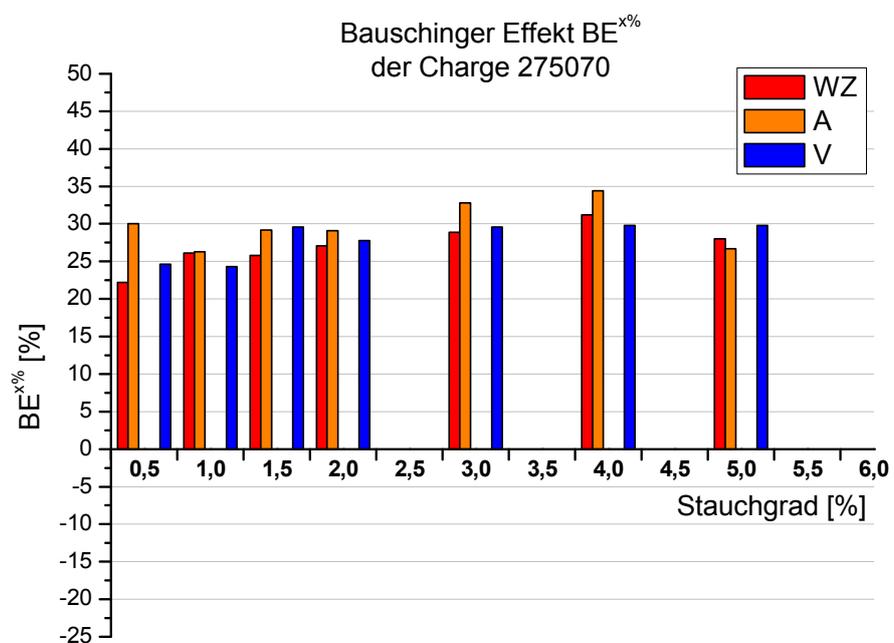


Abbildung 5-148: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 278650 im Stauchzugversuch

5.3.5.5 Charge 275085

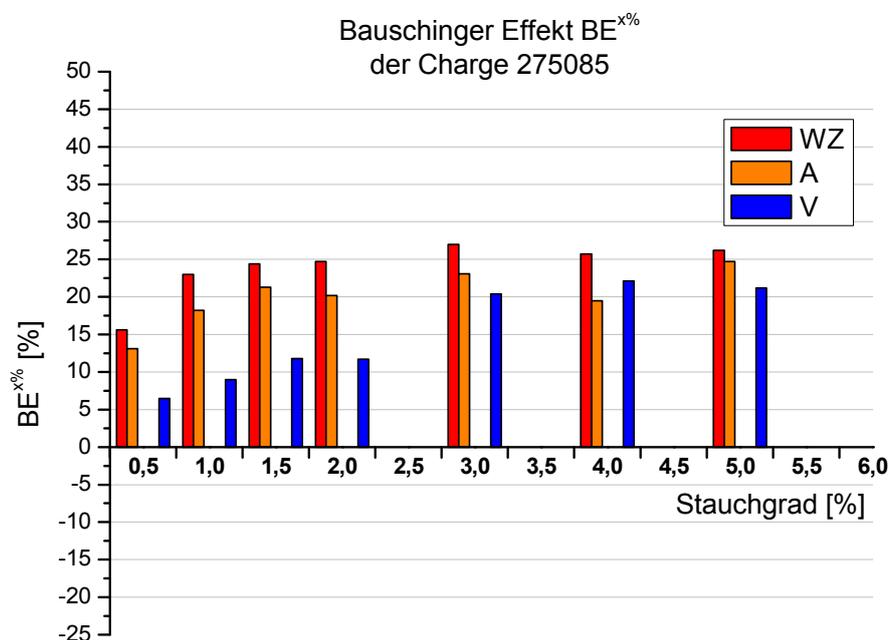


Abbildung 5-149: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275085 im Stauchzugversuch

5.3.5.6 Charge 247967

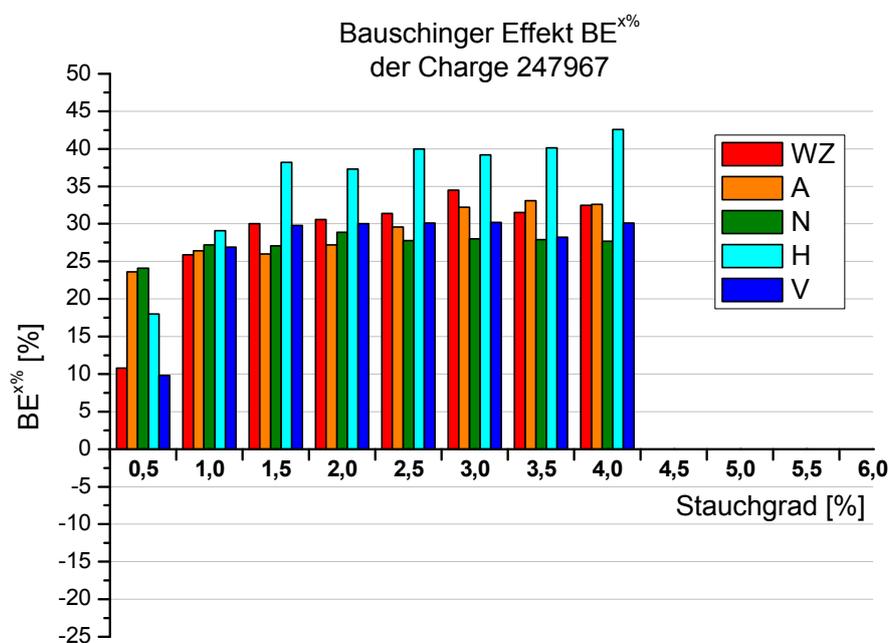


Abbildung 5-150: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 247967 im Stauchzugversuch

5.3.5.7 Charge 273221

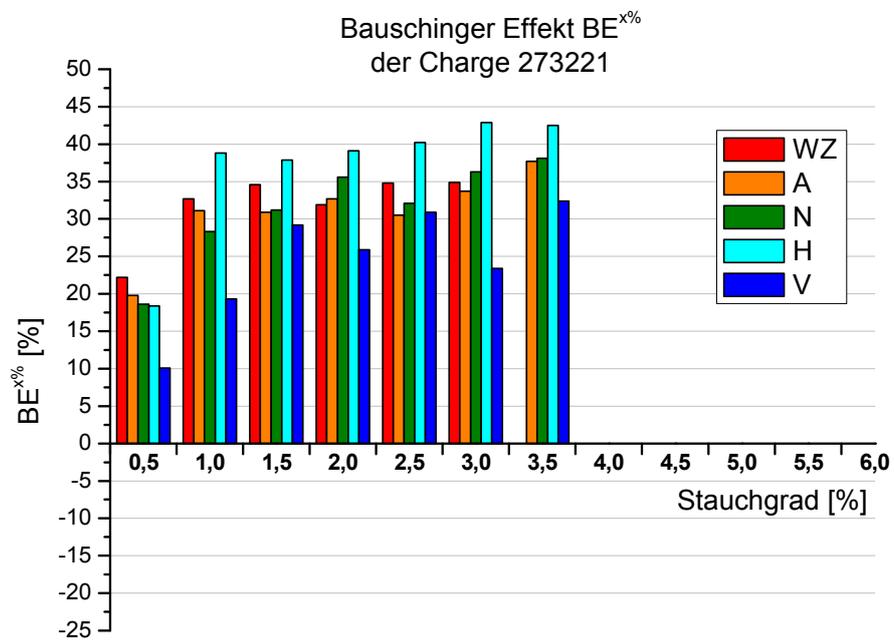


Abbildung 5-151: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 273221 im Stauchzugversuch

5.3.6 $BE^{x\%}$ der Flachzugversuche

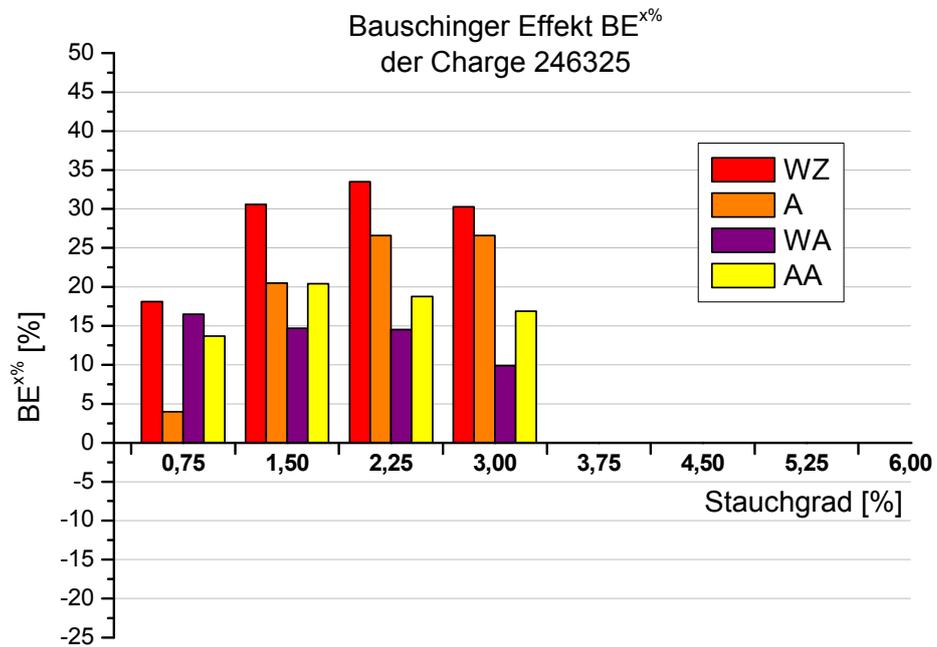


Abbildung 5-152: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 246325 im Flachzugversuch

5.4 Diffraktion

5.4.1 Röntgen

5.4.1.1 Makro – Eigenspannungsmessung

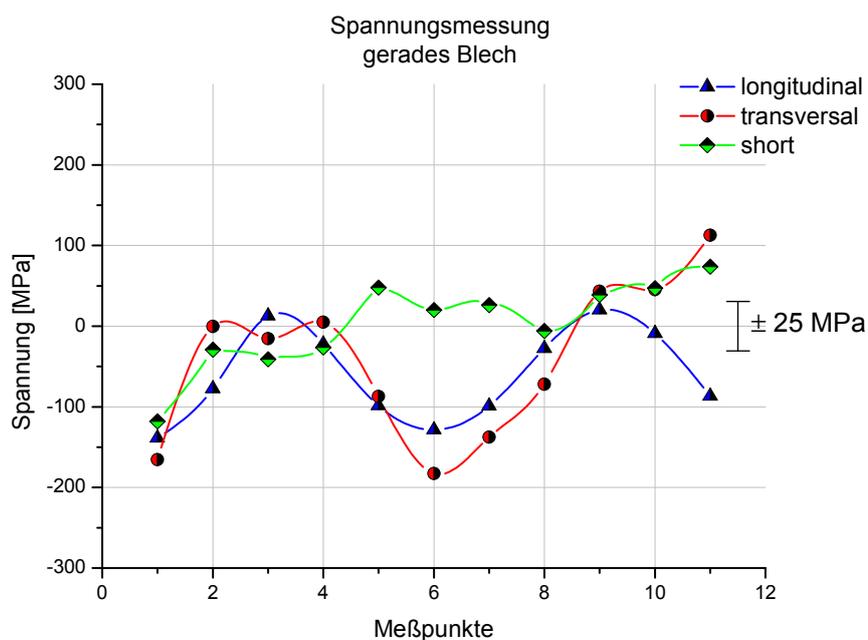


Abbildung 5-153: Röntgendiffraktionsmessung über die Dicke des geraden Grobblechs (Walzzustand)

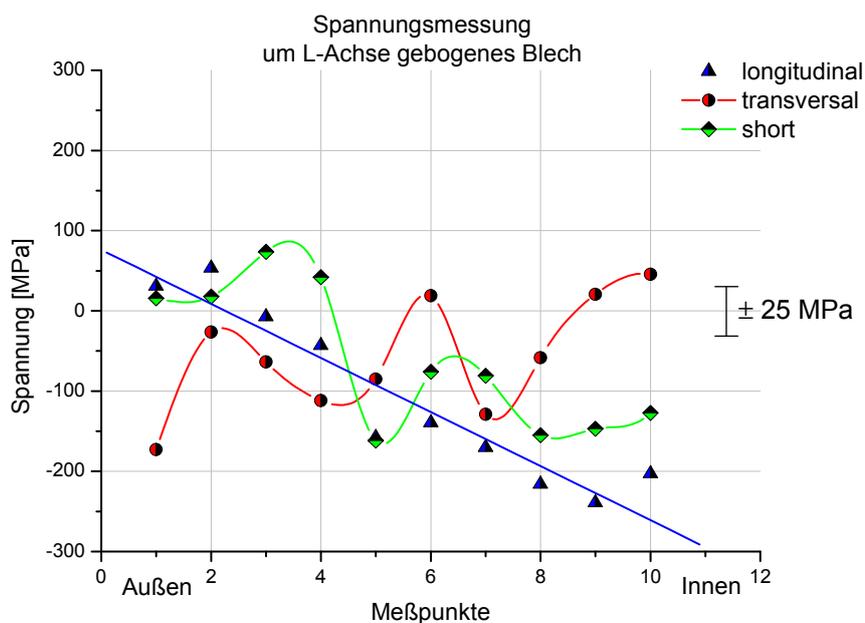


Abbildung 5-154: Röntgendiffraktionsmessung über die Dicke des gebogenen Grobblechs nach Rückfederung (Walzzustand)

Die Diagramme in Abbildung 5-153 und Abbildung 5-154 zeigen die Eigenspannungen in den 3 Richtungen über die Dicke des Bleches (siehe Kapitel 4.4.1.1). Dabei bedeuten positive Spannungen Zugspannungen, negative Werte liefern Druckspannungen im Blech. Die Eigenspannungen des geraden Bleches in longitudinaler Richtung (Walzrichtung) sind symmetrisch, während die Spannungen in transversaler Richtung und in Dickenrichtung vom Druckbereich in den Zugbereich wechseln (Abbildung 5-153).

Beim über die L-Achse gebogenen Blech erfolgte die Messung von der Außenseite des Bleches (Punkt 1) zur Innenseite (Punkt 11). Das Grobblech hat in Richtung der Blechdicke (short) an der Außenseite einen nahezu spannungsfreien Zustand, der sich in den Druckbereich verschiebt. Die transversal gerichteten Eigenspannungen weisen einen umgekehrten Verlauf auf. In longitudinaler Richtung kann der Spannungsverlauf durch eine lineare Gerade angenähert werden (Abbildung 5-154).

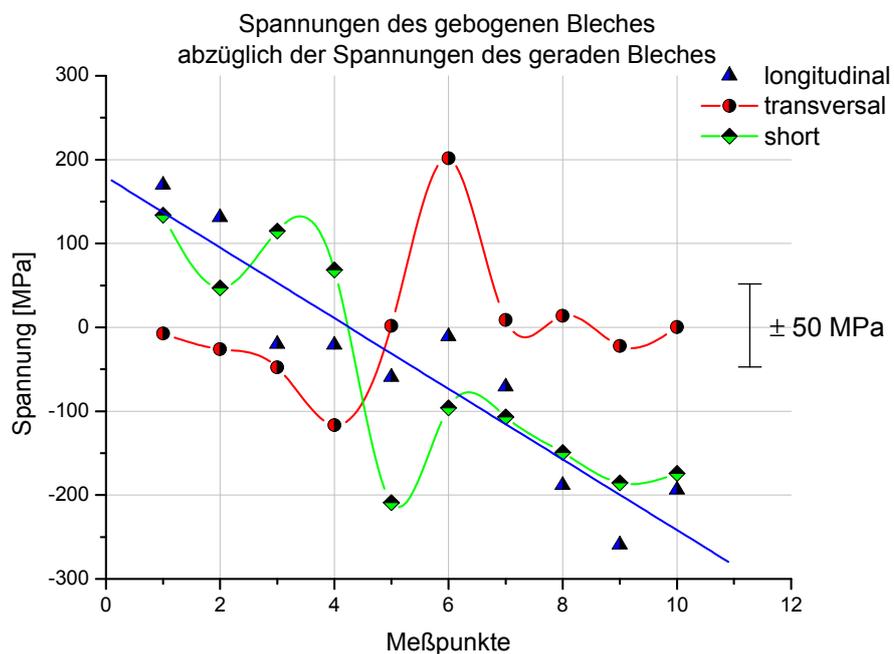


Abbildung 5-155: Spannungen des gebogenen Bleches abzüglich der Spannungen des geraden Blechstückes

In Abbildung 5-155 werden die Spannungsdifferenzen des gewalzten, geraden Bleches abzüglich der Makrospannungen des gebogenen Bleches gezeigt.

5.4.1.2 Profilanalyse

Verformung	Pos.	m [nm]	σ	$\langle x \rangle_{\text{area}}$ [nm]	q	ρ [10^{14} m^{-2}]	ρ_{avg} [10^{14} m^{-2}]
0%	Seite	70,3	0,08	72	2,4	3,5	$3,4 \pm 0,1$
	oben (LS)	83,9	0,2	93	2,4	3,3	
1%	Seite	69,6	0,15	74	2,1	1,9	$2,2 \pm 0,3$
	oben (LS)	81,6	0,29	100	2	2,5	
-2%	Seite	83,6	0,17	90	1,7	3,1	$3,1 \pm 0,1$
	oben (LS)	89,3	0,24	103	1,9	3	
-2%/+5%	Seite	64,1	0,25	75	1,3	3,5	$3,6 \pm 0,1$
	oben (LS)	76,3	0,29	94	1,6	3,7	

Tabelle 5-2: Ergebnisse der Röntgendiffraktionsmessung an der Charge 275070 im Walzzustand

Die Ergebnisse der in Budapest durchgeführten Röntgendiffraktionsmessungen sind in Tabelle 5-2 dargestellt. Dabei stellen m in [nm] die Varianz der log-normalen Domängrößenverteilung, $\langle x \rangle_{\text{area}}$ den Flächendurchschnitt der Kristalle bzw. die Subkörngröße dar. Der Parameter q beschreibt die Art der Versetzung. q = 2,4 deutet auf dominante Schraubenversetzungen hin, q = 1,5 hingegen auf dominante Stufenversetzungen. Mit zunehmender Gesamtverformung nimmt die Dominanz der Stufenversetzungen zu. Die durchschnittliche Versetzungsdichte ist durch ρ in [10^{14} m^{-2}] gegeben. Klar ersichtlich ist, dass die um 1% im Zugbereich plastisch verformte Probe eine um 30% geringere Versetzungsdichte aufweist als die unverformte Probe. Ein Stauchen auf 2% bleibender Verformung hat keinen signifikanten Einfluss auf die Anzahl der Versetzungen. Eine anschließende Zugbelastung von 5% hat ebenso keine wesentliche Änderung der Versetzungsdichte gegenüber der Referenzprobe zur Folge (siehe Tabelle 5-2).

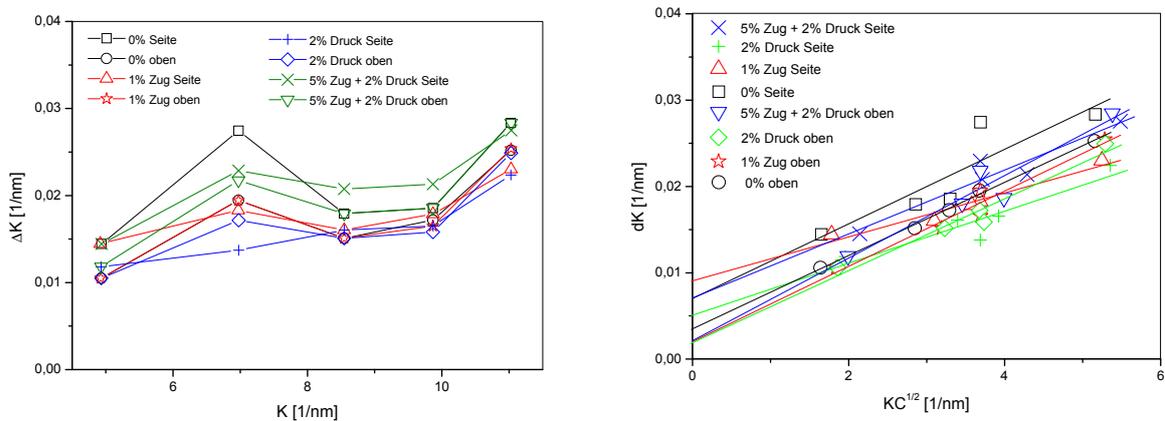


Abbildung 5-156: Williamson-Hall Plot (links) und modifizierter Williamson-Hall Plot (rechts) der Proben der Charge 275070 im Walzzustand

Abbildung 5-156 zeigt den klassischen (links) und den modifizierten (rechts) Williamson-Hall Plot der geprüften Proben der Charge 275070. dK ist die Halbwertsbreite der einzelnen Peaks (FWHM), der Streuvektor K errechnet sich über $K = \frac{2 \cdot \sin \theta}{\lambda}$. Im modifizierten WH Plot wird anstelle des Streuvektors K der Ausdruck $K \cdot C^{1/2}$ verwendet, wobei C den durchschnittlichen Kontrastfaktor der Versetzungen darstellt, welcher aus den Ergebnissen der CMWP Methode (Kapitel 4.4.1.2) gewonnen wird.

In beiden Diagrammen kann die Linienverbreiterung veranschaulicht werden. Im rechten Bild ist ersichtlich, dass die Neigungen der gefitteten Geraden in Korrelation zu den Unterschieden der Werte der Versetzungsdichte stehen.

Charge	WB Zustand	Walz-richtung	ρ_{211} [10^{14} m^{-2}]	ρ_{310} [10^{14} m^{-2}]	ρ_{avIndC} [10^{14} m^{-2}]	ρ_{avCfact} [10^{14} m^{-2}]	ρ_{IndAv} [10^{14} m^{-2}]
247967	WZ	T	9,6	7,4	8,5	10	$7,8 \pm 1,5$
		L	9,2	5,8	7,5	5,3	
		S	8,3	6,2	7,3	9	
	A	T	9	6,2	7,6	8	$8,4 \pm 2$
		L	10,8	7,3	9,1	8,4	
		S	10,4	6,8	8,6	8,2	
	N	T	6,8	4,6	5,7	6,3	$4,6 \pm 1$
		L	6,5	2,2	4,4	5,5	
		S	4,8	2,5	3,7	3,3	
	H	T	6,6	5,3	6,0	7,2	$6,6 \pm 2$
		L	7,9	6	7,0	7	
		S	7,2	6,3	6,8	8,6	
	V	T	6,3	4,8	5,6	6,2	$7,2 \pm 2,4$
		L	9,3	6,3	7,8	8	
		S	9,8	6,6	8,2	11	

Tabelle 5-3: Versetzungsdichten der Charge 247967 in allen Wärmebehandlungszuständen

Neben der Charge 275070 wurden in Budapest auch alle Wärmebehandlungszustände des Bleches 247967 Diffraktionsmessungen unterzogen. Die Beugungsbilder weisen keine signifikanten Unterschiede auf, daher wurde eine sehr sorgfältige Auswertung der Versetzungsdichten mit Hilfe der CMWP Methode vorgenommen.

Die besten Diffraktionspeaks geben die 211 und 310 Reflexionen, daher wurde für diese Ebenen die Versetzungsdichte errechnet. Die einzelnen Werte sind in Tabelle 5-3 zusammengefasst. ρ_{211} und ρ_{310} stellen die Dichten in den jeweiligen Ebenen dar. Die 6. Spalte listet den Durchschnitt der beiden vorigen Werte auf.

ρ_{IndAv} kennzeichnet die gemittelte Versetzungsdichte in den 3 Walzrichtungen (T, L und S).

Während ein Anlassen des Walzzustandes bzw. des gehärteten Zustandes keinen Einfluss auf die Versetzungen hat, reduziert sich die Dichte durch ein Normalglühen bei 920°C, welche sich dann beim Abschrecken etwas erhöht.

5.4.2 Synchrotron

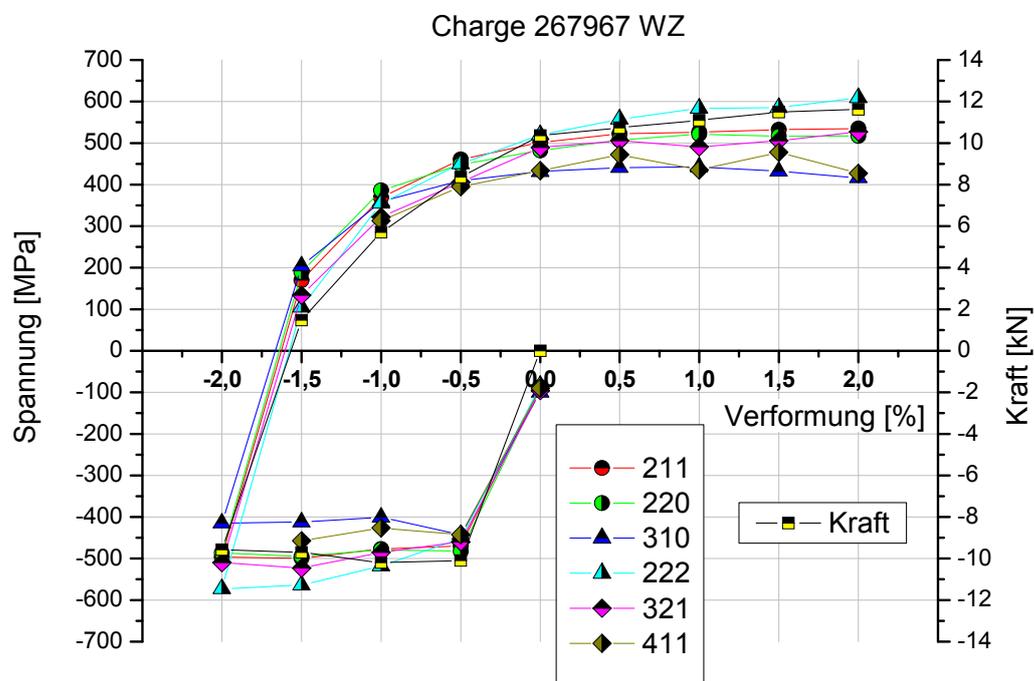


Abbildung 5-157: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im Walzzustand

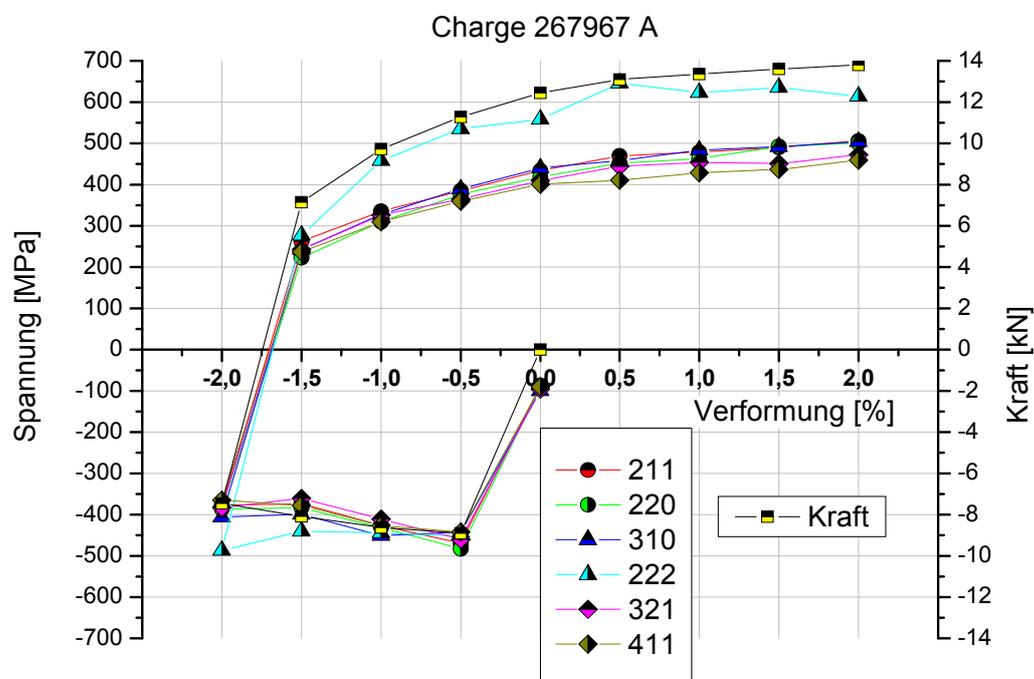


Abbildung 5-158: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im angelassenen Zustand

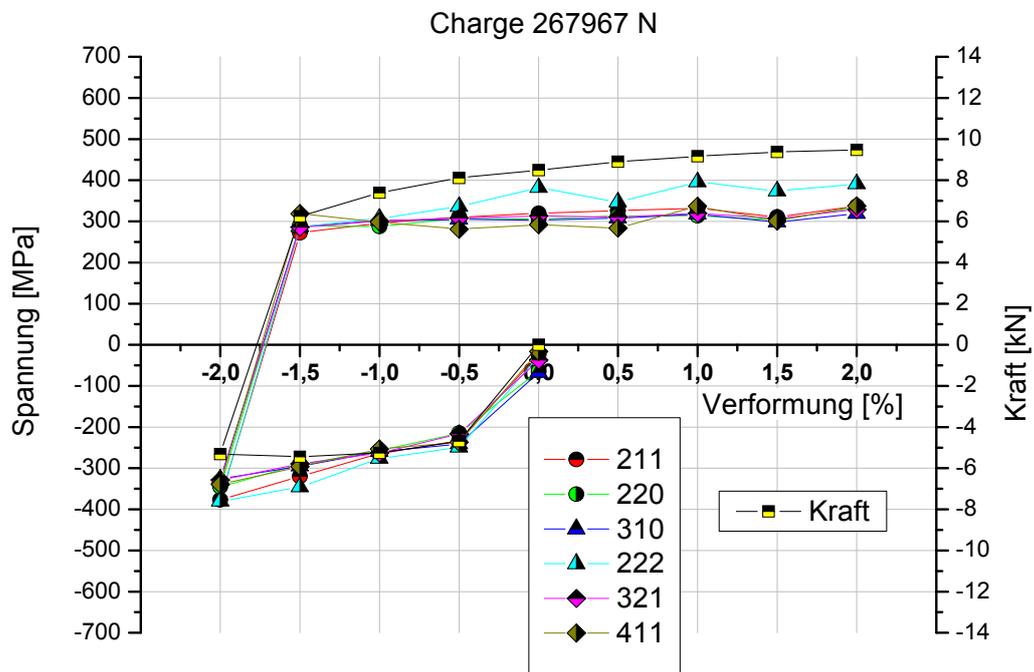


Abbildung 5-159: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im normalisierten Zustand

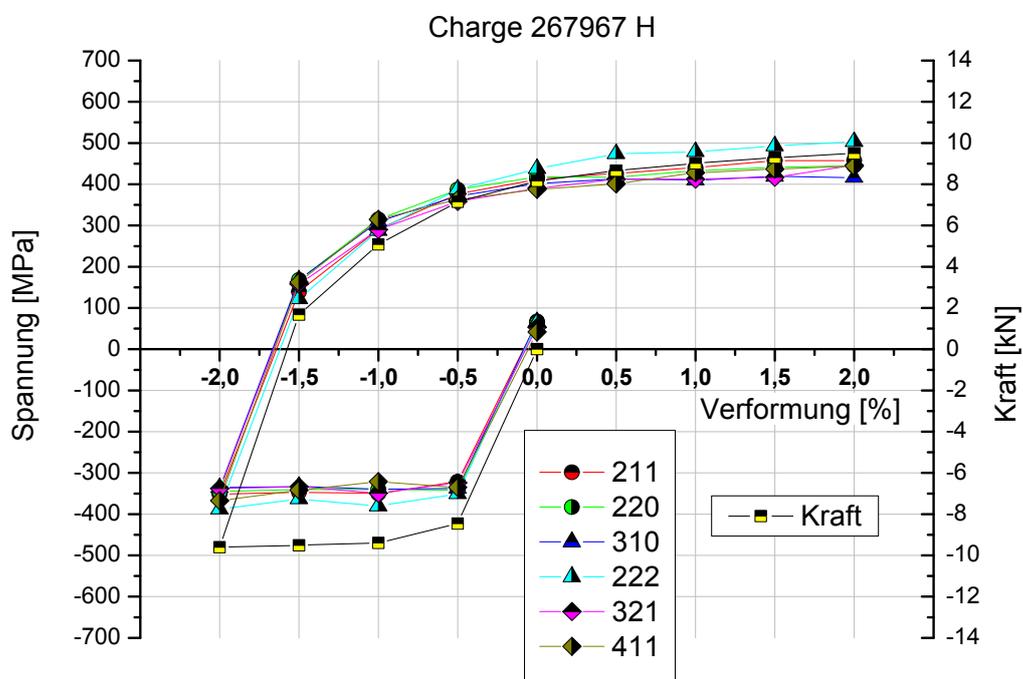


Abbildung 5-160: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im gehärteten Zustand

In Abbildung 5-157 bis Abbildung 5-160 sind die Ergebnisse der in situ Stauchzugversuche am Berliner Synchrotron BESSY dargestellt. Dabei sind die Eigenspannungen in 6 verschiedenen Netzebenen (211, 220, 310, 222, 321 und 411) für die jeweiligen Verformungsgrade aufgelistet.

Aus den unterschiedlichen Spannungswerten erkennt man deutlich die Anisotropie des Ferritgitters. Auch hier sind negative Spannungen Druckspannungen, positive Werte bedeuten Zugspannungen. Zusätzlich ist auch die aufgewendete Kraft in den Diagrammen eingezeichnet, welche bei jeder Verformung aufgezeichnet wurde. Die höchsten Spannungen zeigen die {111} Netzebenen (E_{111} am höchsten), die niedrigsten die {310} Ebenen in Abbildung 5-157.

5.5 Dämpfungsmessung

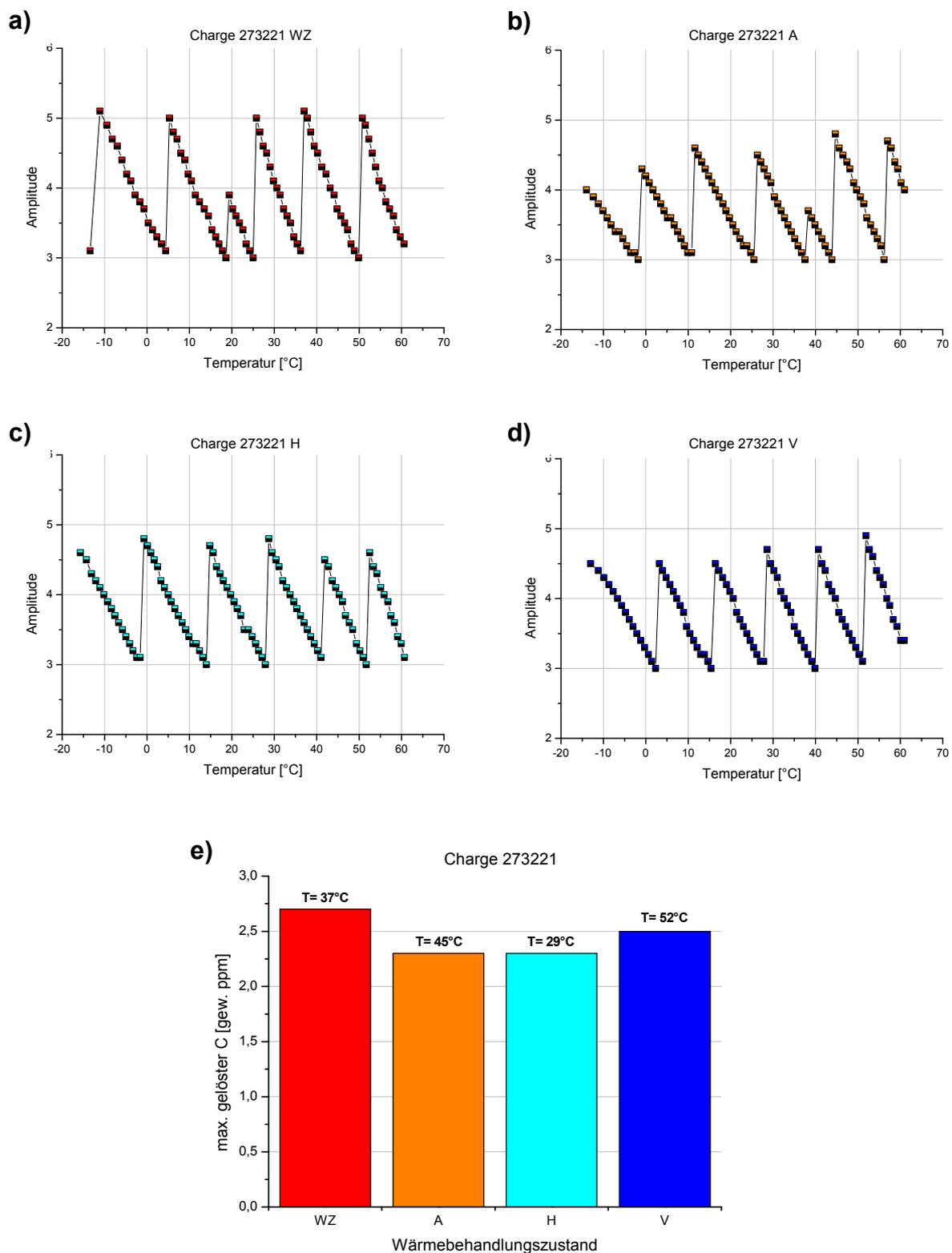


Abbildung 5-161: Ergebnisse der Dämpfungsmessung der Charge 273221 sowie der gelöste C-Anteil

Abbildung 5-161 a) bis d) zeigt die Ergebnisse der Dämpfungsmessungen des Bleches 273221 (X120). Wie schon in Kapitel 4.5 beschrieben, wurde das Material mehreren Schwingzyklen in einem definierten Temperaturbereich von -15 bis rund 60°C unterworfen.

Der maximal gelöste Kohlenstoff (C-Snoekmaximum) wurde nach [60] berechnet und in Abbildung 5-161 e) über den einzelnen Wärmebehandlungszuständen aufgetragen. Man erkennt keine nennenswerten Unterschiede zwischen den einzelnen Zuständen, da der Bereich des interstitiell gelösten Kohlenstoffs zwischen 0,00023 und 0,00027 Gew.% (2,3 -2,7 ppm) liegt. Im Walzzustand ist er um 17% höher als nach dem Anlassen bzw. Härten. Nach dem Vergüten liegt er dazwischen.

6 Diskussion

6.1 Methodenvergleich

Die 3 verschiedenen Methoden zur Charakterisierung des Bauschinger Effektes (Druck/Zug, Stauchzug und Flachzug), beschrieben in Kapitel 4.2, werden hier miteinander verglichen und diskutiert.

6.1.1 Vergleich der Druck-/Zugversuche mit den Stauchzugversuchen

Charge 156348 (X60) wurde mittels Druck-/Zugversuchen und Stauchzugversuchen geprüft. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6-1 dargestellt. Die Ergebnisse des Methodenvergleiches der Bleche 275070 und 275085 (beide X70) sind in den Abbildung 6-2 und Abbildung 6-3 zusammengefasst.

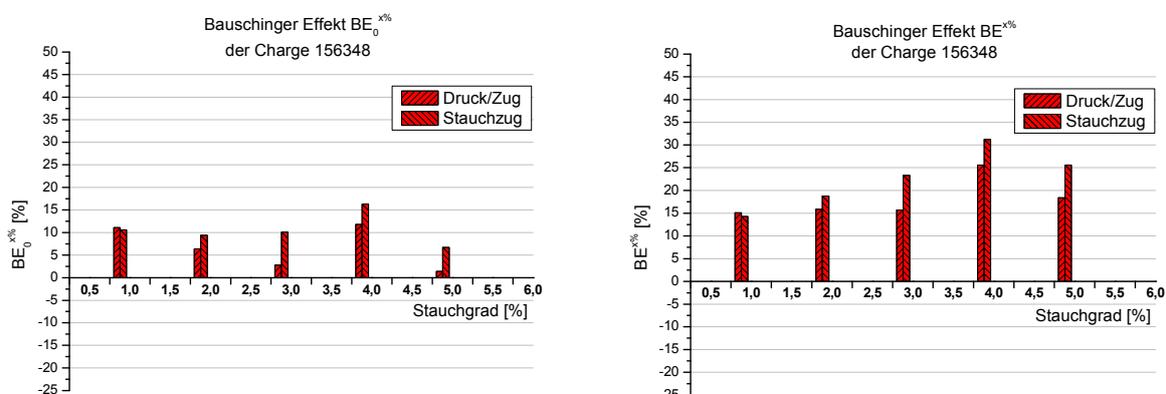


Abbildung 6-1: Methodenvergleich der Charge 156348

Der Vergleich beider Methoden in Abbildung 6-1 zeigt Unterschiede bezüglich beider Bauschinger Effekt Berechnungen. Im Stauchzugversuch fallen alle BE Werte für $\varepsilon \leq 1\%$ um bis zu 7 Prozentpunkte höher aus als in den Druck- und anschließenden Zugversuchen ($BE^{x\%}$ und $BE_0^{x\%}$ bei 3 und 5% Vorverformung). Der Abfall von $BE_0^{x\%}$ bei 3 und 5% Stauchung ist im Druck-/Zugversuch wesentlich deutlicher als aus dem Stauchzugversuch. Die Werte $BE^{x\%}$ beider Versuche zeigen die gleiche Tendenz mit der Stauchung. Ein Lüdersbereich trat hier in der unverformten Referenzprobe bis 1% Dehnung auf.

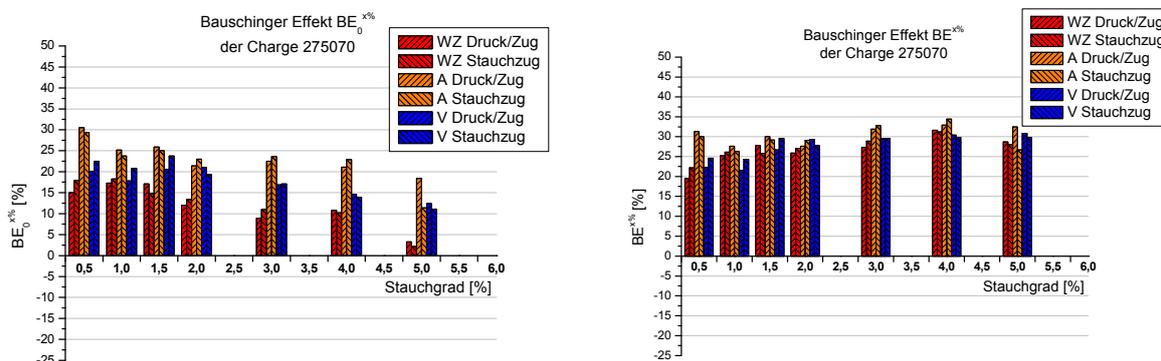


Abbildung 6-2: Methodenvergleich der Charge 275070

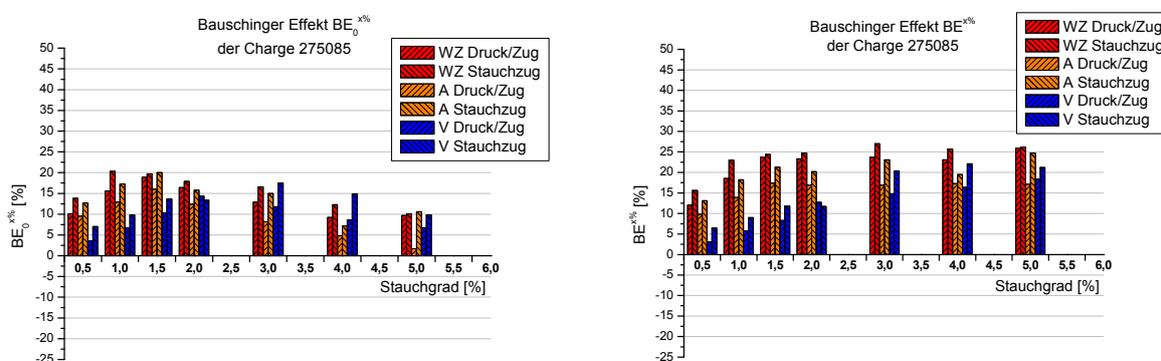


Abbildung 6-3: Methodenvergleich der Charge 275085

- Der Methodenvergleich des Bleches 275070 in Abbildung 6-2 lässt den Schluß zu, dass die BE Werte der Stauchzugversuche – mit Ausnahme der A-Proben bei 5% Vorverformung – gut korrelieren. Auch hier ist der Bauschinger Effekt im Druck-/Zugversuch meist geringer als bei den Stauchzugversuchen.
- Abbildung 6-3 vergleicht ebenfalls die beiden Methoden. Charge 275085 weist das gleiche Verhalten des BE hinsichtlich der unterschiedlichen Prüfverfahren auf. Während sich die Werte im kleinen Vorverformungsbereich bis auf einige wenige Prozent voneinander unterscheiden, gibt es ab einer Vorverformung von 3% größere Abweichungen im Zustand A und V.

Als Ursache kann die Reihenfolge der Verformung genannt werden. Dadurch, dass im Stauchzugversuch die Verformungsrichtung unmittelbar aufeinander folgt, treten elastische Rückverformungen in der Prüfmaschine auf. Beim Druck-/Zugversuch hingegen wird die Druckprobe bearbeitet, das heißt die elastische Rückfederung erfolgt außerhalb des Versuches.

6.1.2 Vergleich der Druck-/Zugversuche mit den Flachzugversuchen

Zwei Chargen, 200410 (X60) und 246325 (X120), wurden jeweils im Druck-/Zugversuch als auch im Flachzugversuch aus den gebogenen Rohren geprüft. Für das Blech 200410 ist kein direkter Vergleich möglich, da es keine unverformte Referenzprobe aufgrund der Probenentnahme aus dem Rohr gibt (vgl. Seite 116). Durch diese aufgrund der Blechdicke und Probendicke limitierte Entnahme, ergibt sich auch die Tatsache, dass die im Druck-/Zugversuch angefahrenen Stauchgrade im Flachzugversuch nicht zu erreichen sind. Daher wird bei Charge 246325 von einem direkten Vergleich des BE bei definierten Vorverformungen abgesehen und stattdessen ein Verlauf über den entsprechenden plastischen Stauchungen illustriert (Abbildung 6-4).

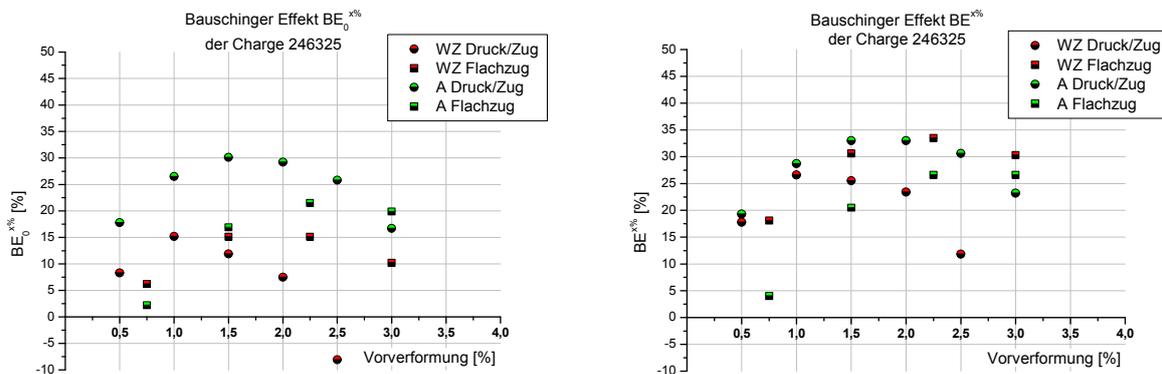


Abbildung 6-4: Methodenvergleich der Charge 246325

Einen direkten Vergleich erhält man lediglich bei den Vorverformungen von 1,5 und 3%. Im linken Diagramm sieht man, dass die Abweichungen im Walzzustand bei 1,5% geringer ausfallen als beim angelassenen Zustand, welcher Differenzen von 13 Prozentpunkten aufweist. Ähnlich verhält es sich auch beim $BE^{1,5\%}$ in der rechten Abbildung, wo hingegen der Unterschied bei 3% Vorverformung nur 3 Prozentpunkte ausmacht. Das Niveau des Bauschinger Effektes verschiebt sich durch die Flachzugproben des gebogenen Rohres hin zu höheren Werten (vgl. Abbildung 6-4 rechts).

Eine Vergleichbarkeit zwischen Flachzugproben und den Druck- und Zugversuchen ist durch die vorliegenden Versuche nur tendenziell gegeben: der Anstieg von $BE^{x\%}$ der Flachproben mit der Vorverformung geht über den der Druck-/Zugversuche hinaus, die früher absinken. Für genauere Aussagen bedarf es weiterer Untersuchungen mit vergleichbaren Vorverformungen. Die

Probenherstellung bewirkt unterschiedliche Rückfederungen: aus der Druckseite des gebogenen Bleches werden Proben entnommen, die einer Rückfederung unterworfen waren bevor sie herausgearbeitet wurden. Nach dem Biegen und Erodieren werden die verbliebenen Eigenspannungen 1. Art abgebaut.

6.2 Abhängigkeit des BE von der Vorverformung

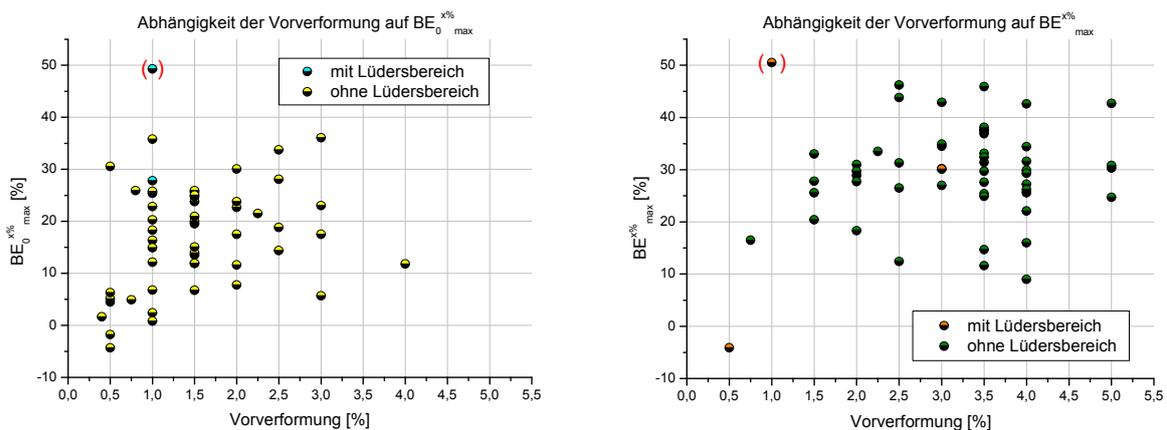


Abbildung 6-5: Einfluss der Vorverformung auf den maximalen BE, links: $BE_0^{x\%} \max$, rechts: $BE^{x\%} \max$

Abbildung 6-5 zeigt die maximal auftretenden Bauschinger Effekte aller Chargen und Wärmebehandlungszustände bei der jeweiligen Vorverformung. Weisen die Zugkurven der vorverformten Proben Lüdersdehnungen auf, in denen die maximalen BE Faktoren auftreten, so sind diese Werte andersfarbig (hellblau bzw. orange) dargestellt. Im linken Diagramm wird deutlich, dass es eine Häufung des $BE_0^{x\%} \max$ im Bereich von 0 bis 2% gibt, was auch aus den Diagrammen in Kapitel 5.3 hervorgeht. Dies wird auch von [50,62] bestätigt, bei deren Untersuchungen an Blechen der Festigkeitsklasse X60, X70 und X80 sich ein Maximum der Entfestigung im Vorverformungsbereich zwischen 1 und 3% ergab. Gegensätzlich verhält es sich beim Vergleich gleicher plastischer Verformungen, $BE^{x\%}$, wo das Häufigkeitsmaximum bei 3,5 bis 4% auftritt.

Einen Ausreißer stellt der Wert der Charge 156325 im Walzzustand bei 1% Vorverformung dar. Deshalb wurde in Abbildung 6-7 zusätzlich der Wert für 1,5% eingetragen, der innerhalb der Streubreite zu liegen kommt. Die gemittelten $BE^{x\%}$ Werte $\geq 3\%$ aller Chargen in den Zuständen WZ, A und WA sind in Abbildung 6-6 dargestellt. Im Vergleich dazu zeigt Abbildung 6-7 die Werte bei einer

Vorverformung von 1%. Bei einem direkten Vergleich der BE- Werte für verschiedene Dehnungen ist kein signifikanter Unterschied ersichtlich.

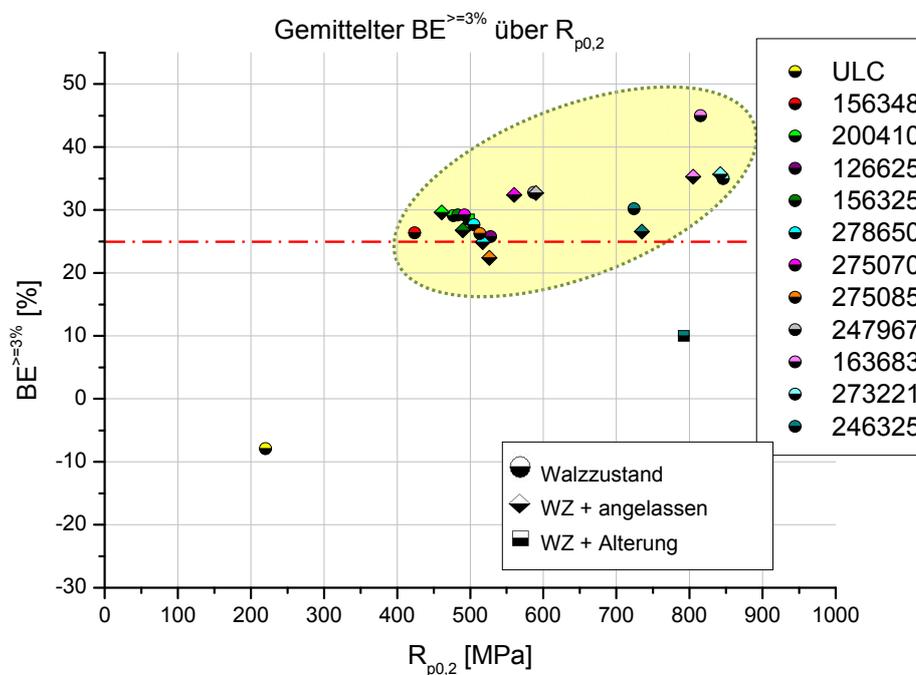


Abbildung 6-6: Gemittelter $BE^{x\%} \geq 3\%$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$

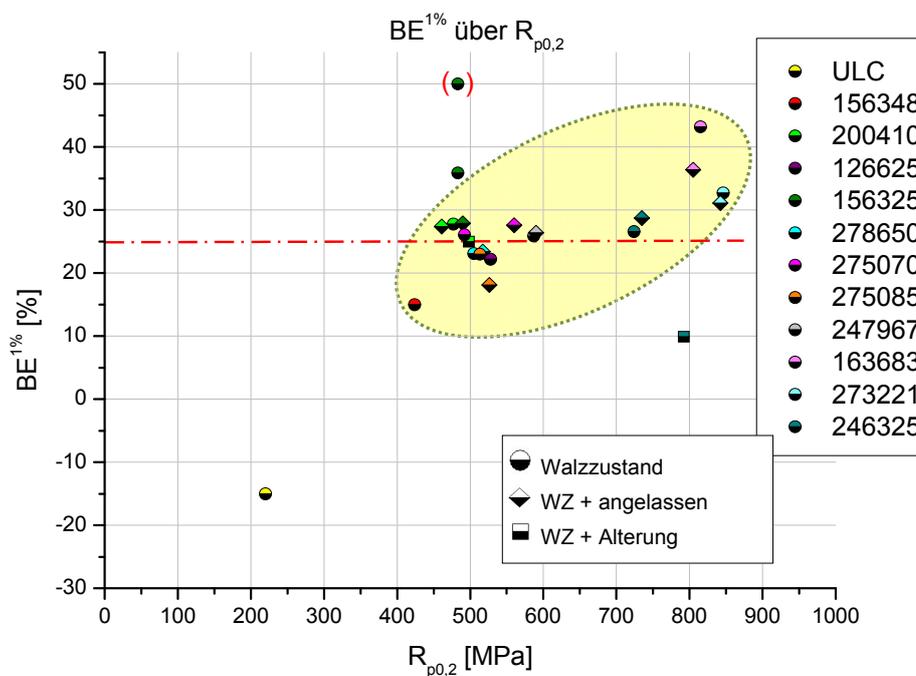


Abbildung 6-7: $BE^{1\%}$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$

6.3 Einfluss des Festigkeitsniveaus der Bleche auf den BE

Aus dem Ergebnisteil (Kapitel 5.3) lässt sich der Trend erkennen, dass höher- und höchstfeste Bleche den größten Bauschinger Effekt aufweisen.

Abbildung 6-8 korreliert die Dehngrenzenverhältnisse des unverformten Materials mit den maximal auftretenden Bauschinger Effekten der Bleche. Hinsichtlich der Höhe des Bauschinger Effektes wurde eine Einteilung in kleinen ($< 10\%$), mittleren ($10 - 25\%$) und hohen BE ($> 25\%$) getroffen.

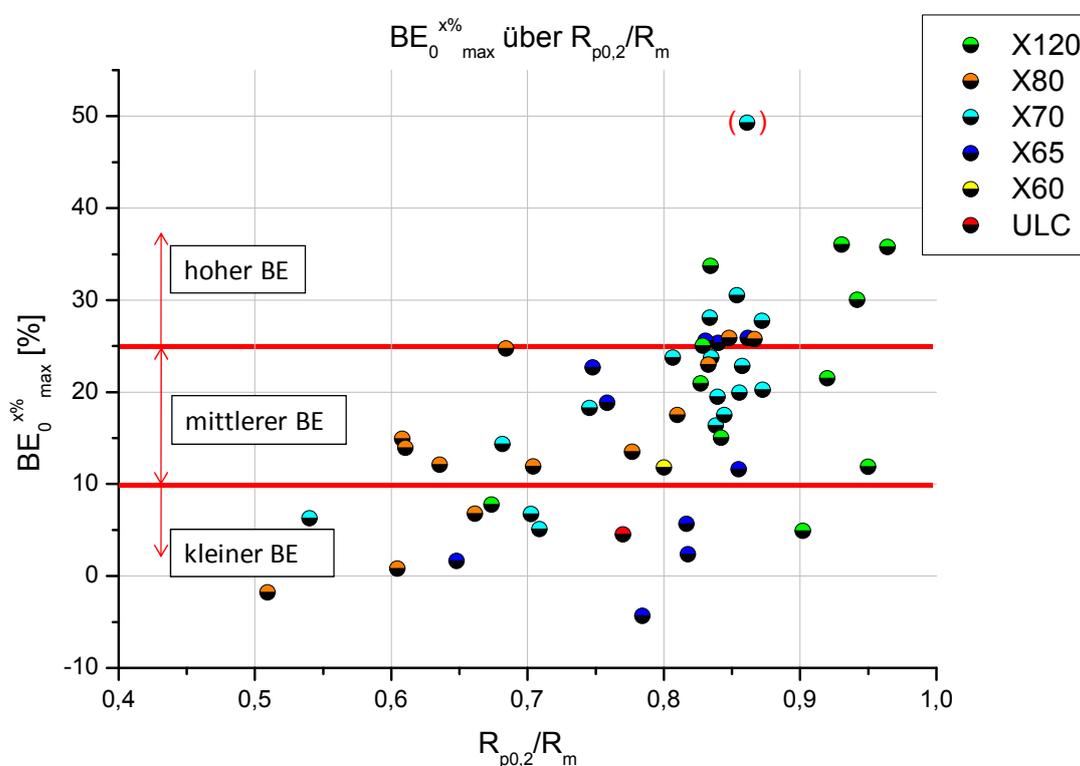


Abbildung 6-8: Einfluss des Dehngrenzenverhältnisses auf den $BE_0^{x\%}$ max

Dabei sind die Festigkeitsklassen X65 und X80 und das Laborblech ULC dem Bereich des kleinen BE zuzuweisen. Der Großteil der geprüften Bleche weist maximale $BE_0^{x\%}$ Werte zwischen 10 und 25% auf, was auf die X70, X60 und einige Wärmebehandlungen der X80 zutrifft. Die hochfesten Stähle X120 sind neben verschiedenen X70 auch im hohen BE Bereich über 25% zu finden. Die Obergrenze der $BE_0^{x\%}$ - Werte steigt zwar mit dem Dehngrenzenverhältnis, jedoch ist keine generelle Korrelation erkennbar. Für $BE^{x\%}$ gibt es gar keine Korrelation zu $R_{p0,2}/R_m$. Es liegen wesentlich mehr Punkte im Bereich hoher $BE^{x\%}$ (80%) als

bei $BE_0^{x\%}$ (30%) aufgrund der Berücksichtigung der Verformungsverfestigung bei vorausgehender Zugverformung.

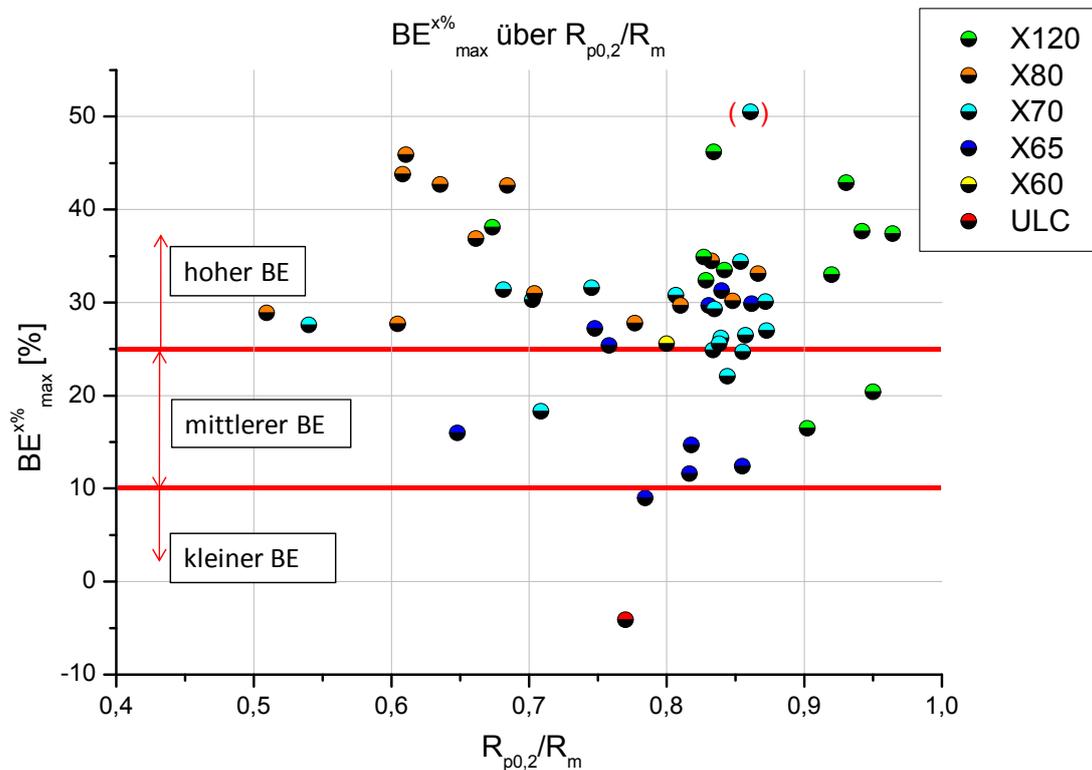


Abbildung 6-9: Einfluss des Dehngrenzenverhältnisses auf den $BE^{x\%}_{max}$

Vergleicht man die geringsten 0,2%-Dehngrenzen der vorgestauchten Bleche mit jenen bei gleichem Verformungsgrad im Zugversuch, so stellt man fest, dass bis auf wenige Ausnahmen alle Werte im hohen BE Bereich über 25% angesiedelt sind. Die Tatsache, dass diese $BE^{x\%}$ Werte im Vergleich zum $BE_0^{x\%}$ (vgl. Abbildung 6-9) hoch ausfallen, ergibt sich einerseits aus den ohnehin schon hohen $BE_0^{x\%}$ Werten der hochfesten Bleche ($R_{p0,2}/R_m$ nahe 1) und andererseits aus den mittleren $BE_0^{x\%}$ Anteilen bei gleichzeitig hohem Verfestigungsvermögen (also niedrigem Dehngrenzenverhältnis).

In Abbildung 6-10 und Abbildung 6-11 sind die maximalen Bauschinger Faktoren $BE_0^{x\%}_{max}$ und $BE^{x\%}_{max}$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Vorverformung dargestellt.

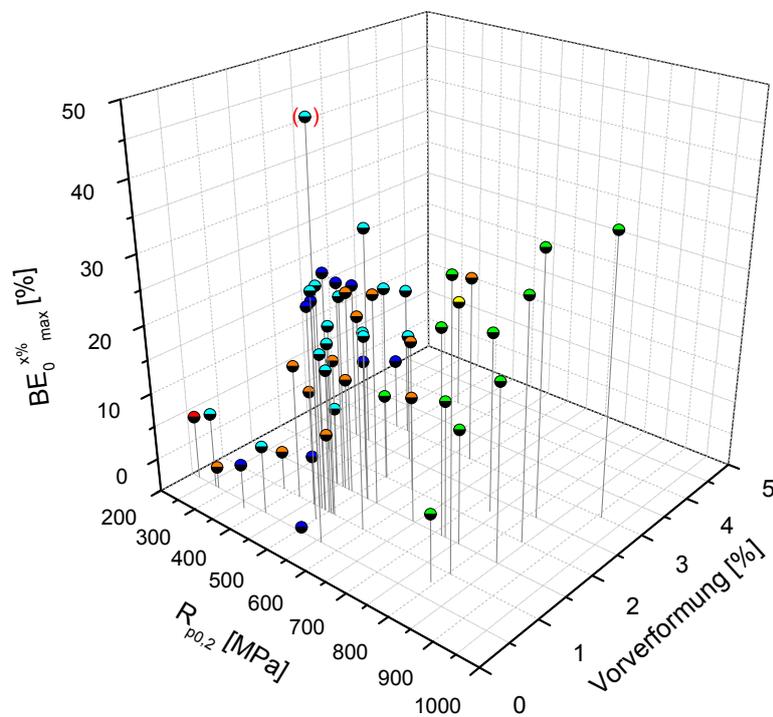


Abbildung 6-10: $BE_0^{x\%}$ in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Vorverformung

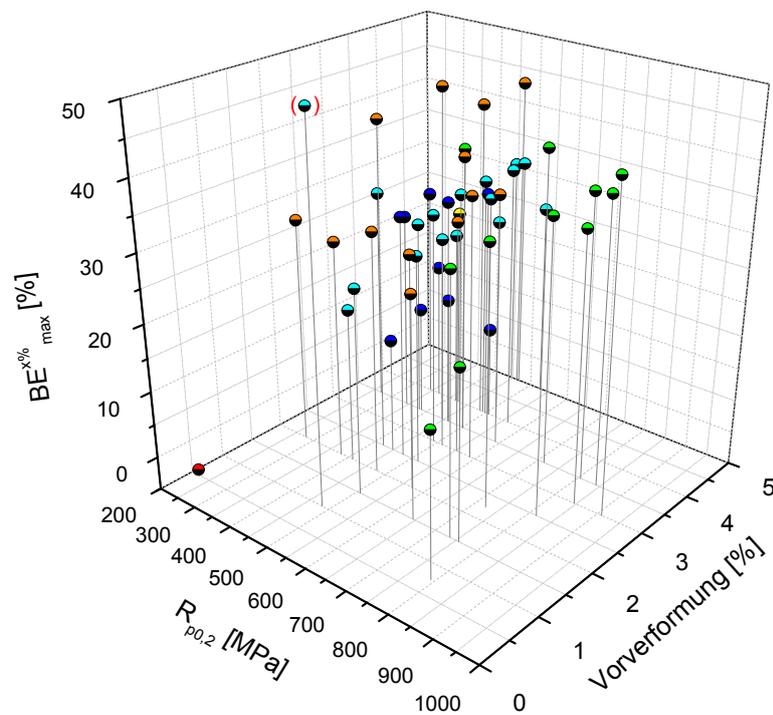


Abbildung 6-11: $BE_{max}^{x\%}$ in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Vorverformung

Ein absoluter Kennwert kann durch die maximale Differenz der Dehngrenzen $R_{p0,2}$ vor und nach dem Stauchen bestimmt werden. In Abbildung 6-12 ist die absolute Entfestigung – bezogen auf die Dehngrenze der unverformten Referenzprobe – aller geprüften Bleche und aller Wärmebehandlungszustände über der Zugfestigkeit dargestellt. Jene Bleche, welche einen Lüdersbereich aufweisen sind grün dargestellt.

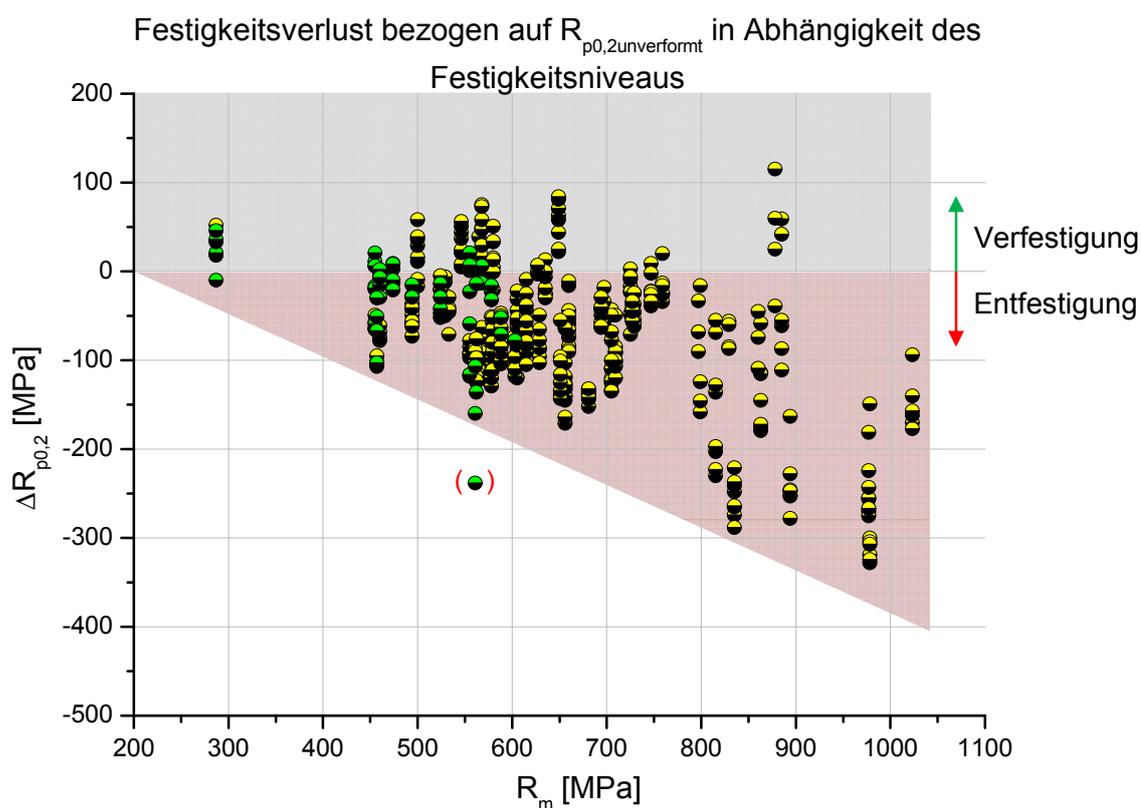


Abbildung 6-12: Absolute Entfestigung aller Proben bezogen auf die Dehngrenze des unverformten Bleches

Die Entfestigungen bewegen sich – bis auf den Ausreißer (Blech 156325 im Walzzustand bei 1% Vorverformung) - alle in dem in Abbildung 6-12 rot eingezeichneten Bereich. Dies gilt auch für die Festigkeitsverlust bei gleicher plastischer Verformung in Abbildung 6-13. Hier tritt nur bei den Blechen geringer Festigkeit ein zusätzlicher Verfestigungseffekt ein. Hellblau sind hier wieder jene Werte eingezeichnet, deren Zugkurven eine Lüdersdehnung zeigen.

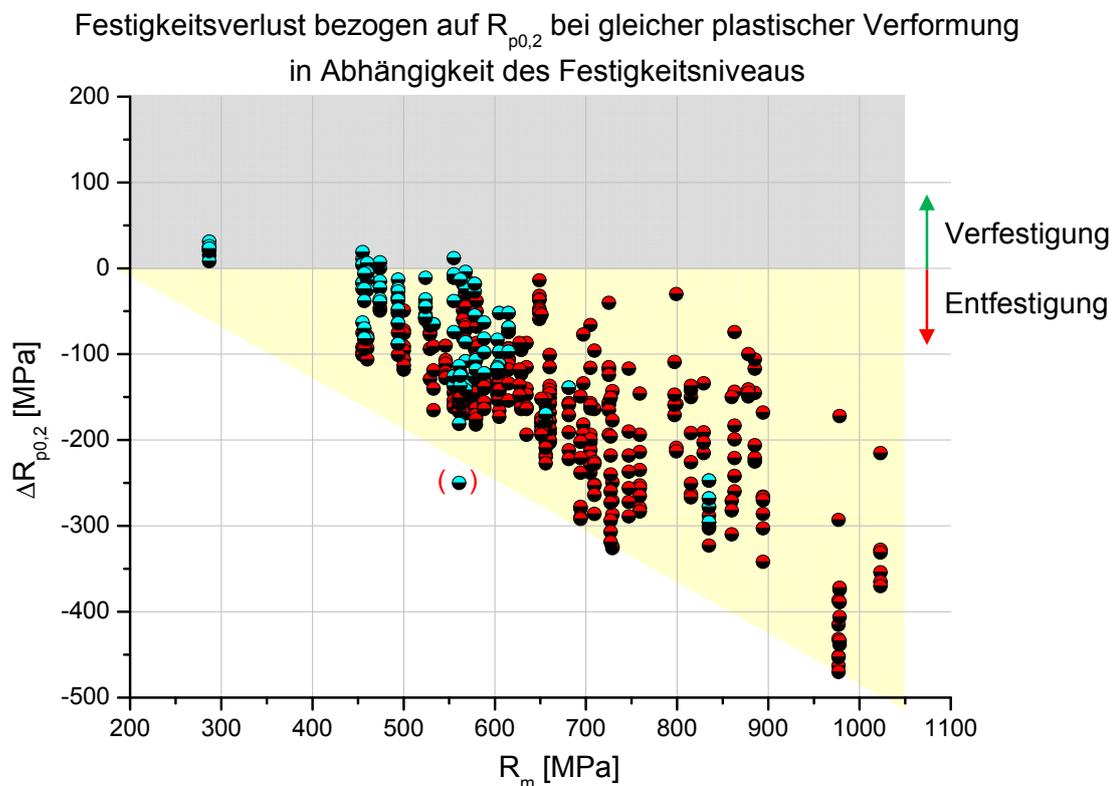


Abbildung 6-13: Absolute Entfestigung bezogen auf die Dehngrenze bei gleicher plastischer Verformung

Die aus diesen Ergebnissen gewonnene Erkenntnis, dass der maximale Bauschinger Effekt mit der Blechfestigkeit zunimmt, steht im Gegensatz mit den Ergebnissen von [28,54].

Abbildung 6-14 und Abbildung 6-15 zeigen beide Bauschinger Faktoren $BE_0^{x\%}$ und $BE^{x\%}$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$. Wie auch bei der Zugfestigkeit zeigt sich hier eine Abhängigkeit des Bauschinger Effektes vom Festigkeitsniveau. Während für den $BE_0^{x\%}$ rund 40% der Werte im unteren BE Bereich ($< 10\%$) liegen, verhält es sich für den $BE^{x\%}$ genau umgekehrt. Hier liegen 70% der Werte im mittleren und hohen Bereich ($> 10\%$).

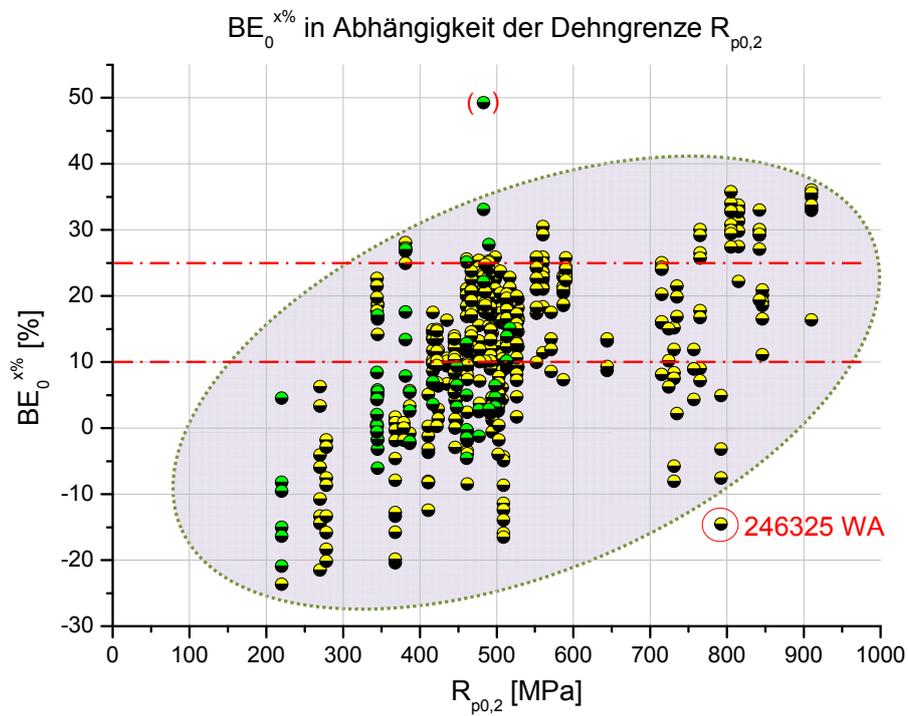


Abbildung 6-14: $BE_0^{x\%}$ aller Proben in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (grün: Lüdersdehnung)

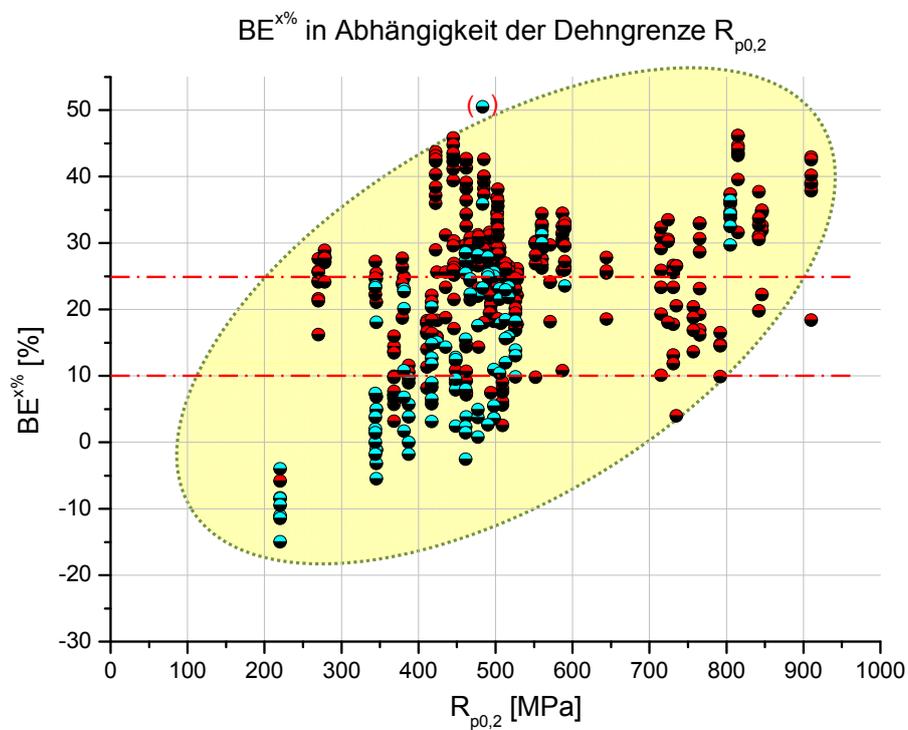


Abbildung 6-15: $BE^{x\%}$ aller Proben in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (blau: Lüdersdehnung)

6.4 Einfluss des Verfestigungsvermögens der Bleche auf den BE

In Abbildung 6-16 und Abbildung 6-17 werden beide maximalen Bauschinger Effekte ($BE_0^{x\% \max}$ und $BE^{-x\% \max}$) der Grobbleche über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ der Referenzbleche aller Wärmebehandlungszustände ohne Vorverformung dargestellt. Dieses Verhältnis drückt das Verfestigungsvermögen des Materials aus. Je näher dieser Wert bei 1 liegt, desto geringer ist die Kaltverfestigung.

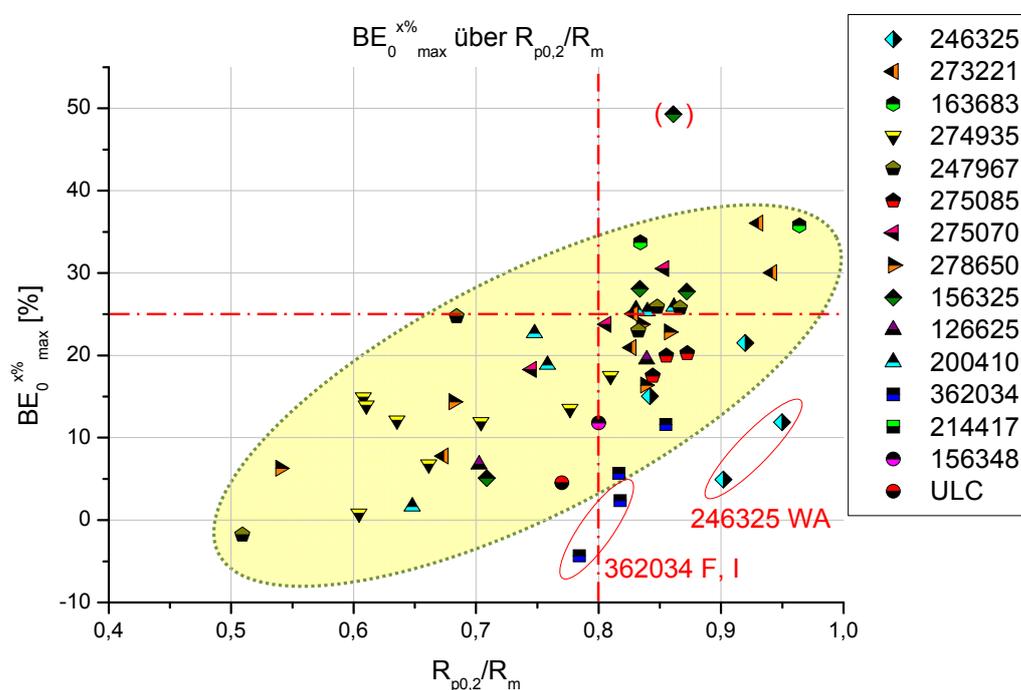


Abbildung 6-16: $BE_0^{x\% \max}$ aller Chargen über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$

Während die Bleche und Wärmebehandlungszustände mit geringerer Festigkeit im Bereich zwischen 0,5 bis 0,7 liegen, so haben die höher festen Bleche ab X80 ein Streckgrenzenverhältnis von $> 0,8$. Dadurch ergibt sich ein großer Bauschinger Effekt der nur bei geringer Verfestigung auftritt.

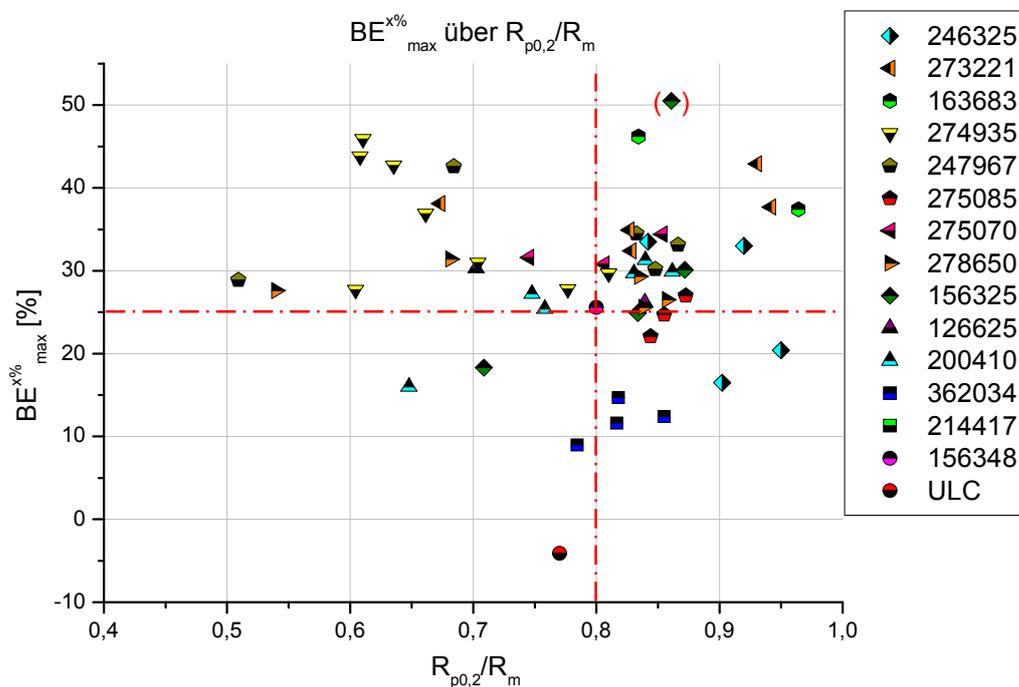


Abbildung 6-17: $BE^{x\%}_{max}$ aller Chargen über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$

Abbildung 6-17 zeigt den maximalen Bauschinger Effekt $BE^{x\%}$ aller Chargen über dem Streckgrenzenverhältnis. Hier ist keine Abhängigkeit des Betrages des BE mit zunehmendem $R_{p0,2}/R_m$ feststellbar, da hier im Zugbereich die Verfestigung des Referenzbleches mit berücksichtigt wird. Dadurch kommen im Vergleich zum $BE_0^{x\%}$ höhere Werte im Bereich von 20 bis 50% zustande. Auch Probenzustände mit niedrigerem Streckgrenzenverhältnis können hohe $BE^{x\%}$ -Werte aufweisen.

6.5 Einfluss des Wärmebehandlungszustandes der Bleche auf den BE

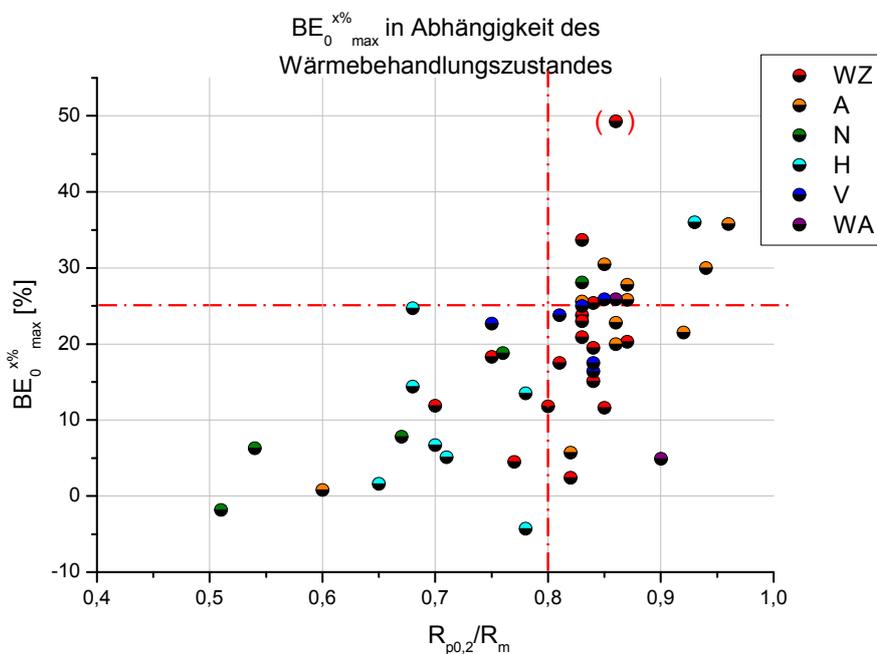


Abbildung 6-18: Übersicht des $BE_{0 \max}^{x\%}$ in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes und des Streckgrenzenverhältnisses

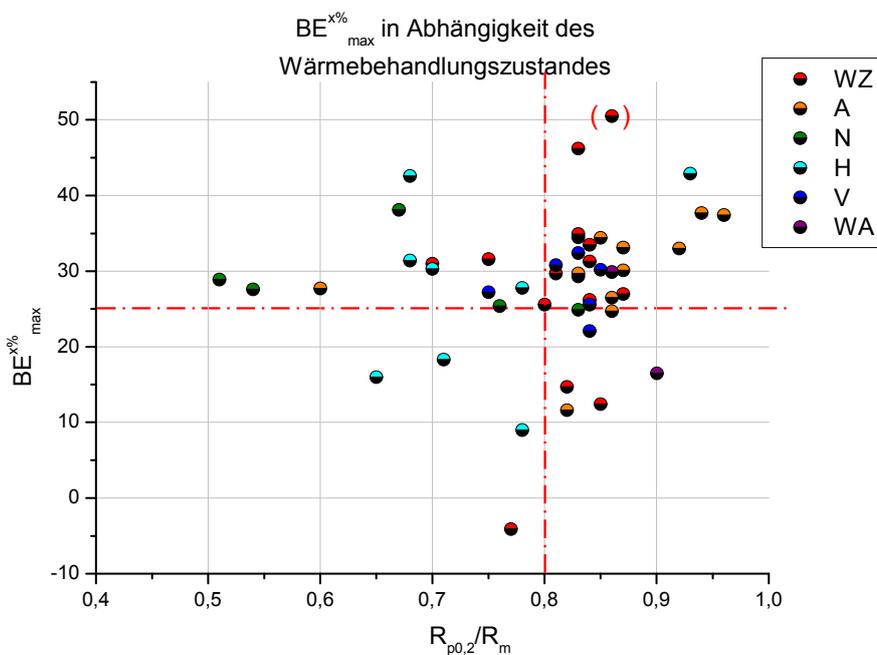


Abbildung 6-19: Übersicht des $BE_{\max}^{x\%}$ in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes und des Streckgrenzenverhältnisses

Die in Abbildung 6-18 und Abbildung 6-19 dargestellten Diagramme zeigen die maximalen Bauschinger Effekte in Abhängigkeit des Streckgrenzenverhältnisses für die jeweiligen Wärmebehandlungszustände aller Chargen.

Aus Abbildung 6-18 geht deutlich hervor, dass die normalisierten und gehärteten Blechzustände niedrigere Entfestigungen nach dem Stauchen aufweisen als die übrigen Zustände. Zurückzuführen ist dies wohl auf die Tatsache, dass für hohe Bauschinger Effekte eine starke Zweiphasigkeit gegeben sein muss (vgl. Ergebnisse Kapitel 6.6.1).

Der Walzzustand deckt ein breites Spektrum des $BE_0^{x\%}_{max}$ ab, wobei hier der Trend erkennbar ist, dass je höher das Verhältnis $R_{p0,2}/R_m$ und das Festigkeitsniveau sind, desto höher auch der Bauschinger Effekt ausfällt. Einen weiteren Einfluss haben auch die Walztemperaturen der Endumformung und das sich dadurch einstellende Gefüge. Die Ferrit/Perlit Struktur kann als Zweiphasenwerkstoff interpretiert werden, wodurch die Möglichkeit für größere Rückspannungen gegeben ist [28].

Die höchsten BE Werte werden im Walzzustand und im gehärteten, sowie angelassenen Wärmebehandlungszustand erreicht. Dieses Phänomen kann mit der Versetzungsfixierung durch Karbide und den daraus resultierenden Rückspannungen erklärt werden.

6.6 Vergleich der Chargen

Die Diskussion der Chargen wird nach der in Kapitel 3.3 getroffenen Einteilung bezüglich der Legierungen bzw. Festigkeiten gegliedert.

6.6.1 ULC

Das Laborblech mit dem geringsten Kohlenstoffgehalt von 0,002 % besteht ausschließlich aus Ferrit (Abbildung 5-1). Das Nanohärteniveau (siehe Abbildung 5-13) liegt bei diesem Gefüge bei 2 GPa. Im Gegensatz dazu wird in [51] die Ferrithärte mit 4 GPa angegeben, während in [52] von rund 3 GPa ausgegangen wird. Diese Charge zeigt keine Entfestigung bei Vorverformung (vgl. Abbildung 5-35), wodurch auch kein Bauschinger Effekt auftritt. Dies wird in den Abbildung 5-113 und Abbildung 5-133 gezeigt. Die lässt den Schluß zu, dass bei einphasigen ferritischen Werkstoffen (vgl. Abbildung 5-1) kein Bauschinger Effekt auftritt. Jedoch wird in [37,38] der Bauschinger Effekt nur durch Anisotropie begründet, was hiermit nicht bestätigt wird.

6.6.2 Charge 156348, 362034, 200410, 156325, 275070 und 275085

Diese Bleche zeichnen sich durch geringen Legierungsmiteinsatz ohne nennenswerte Gehalte an Molybdän und Bor aus. Abbildung 6-20 zeigt beide berechneten Bauschinger Effekte dieser Werkstoffgruppe.

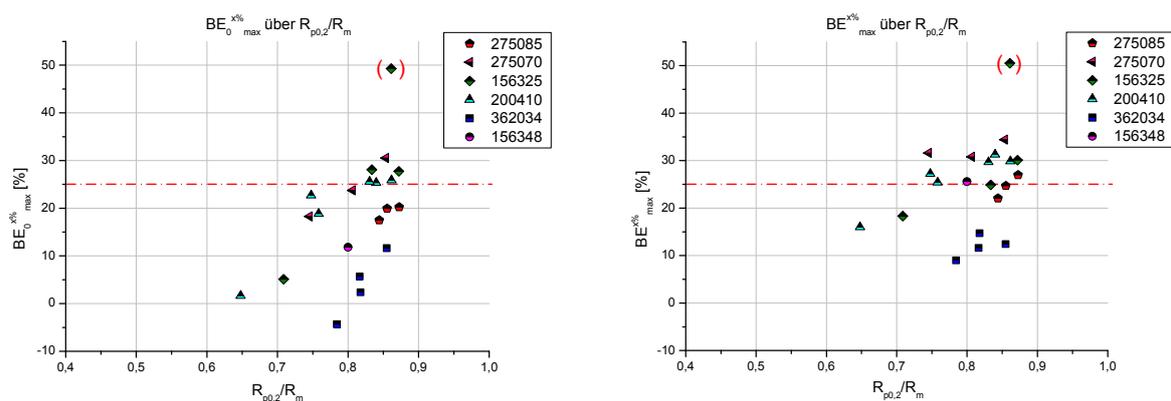


Abbildung 6-20: BE der Werkstoffgruppe 1 aller Zustände über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$

Die Proben dieser Blechserien decken den weitesten Bereich des Streckgrenzenverhältnisses ab und bleiben unter einer Entfestigung bezüglich des

Referenzbleches ($BE_0^{x\% \text{ max}}$) von 30% (der Wert der Charge 156325 WZ stellt eine deutliche Ausnahme dar, der sich nur für die 1% Stauchung ergibt). Dabei finden sich die gehärteten Zustände im unteren Streckgrenzenverhältnis-Bereich, die angelassenen und vergüteten Zustände, sowie der Walzzustand im oberen. Innerhalb dieser Wärmebehandlungen sieht man, dass der WZ und A ähnliche Beträge aufweisen, der vergütete Zustand etwas geringer ausfällt. Die Gefügebilder der Bleche 200410 und 362034 in Abbildung 5-3 und Abbildung 5-4 zeigen eine vorwiegend ferritisch-perlitische Struktur. Daher liegt die Vermutung nahe, dass der Bauschinger Effekt bei diesen Blechen durch die Zweiphasigkeit zustande kommt, das heißt, dass die harten Gefügebereiche bei Belastung unverformt bleibt, während die weichere Phase plastifiziert. Die Nanohärtemessungen (Abbildung 5-14 bis Abbildung 5-18) zeigen, dass nur das gehärtete Blech harte Gefügebereiche aufweist. Daraus lässt sich folgern, dass allein das Auftreten von Hartphasen keinen Einfluss auf den BE hat, sofern die weichen Phasen anteilmäßig stark dominieren. Der Großteil der $BE_0^{x\% \text{ max}}$ -Werte (Abbildung 6-20 rechts) liegt im Bereich zwischen 20 und 30%.

6.6.3 Charge 126625 und 278650

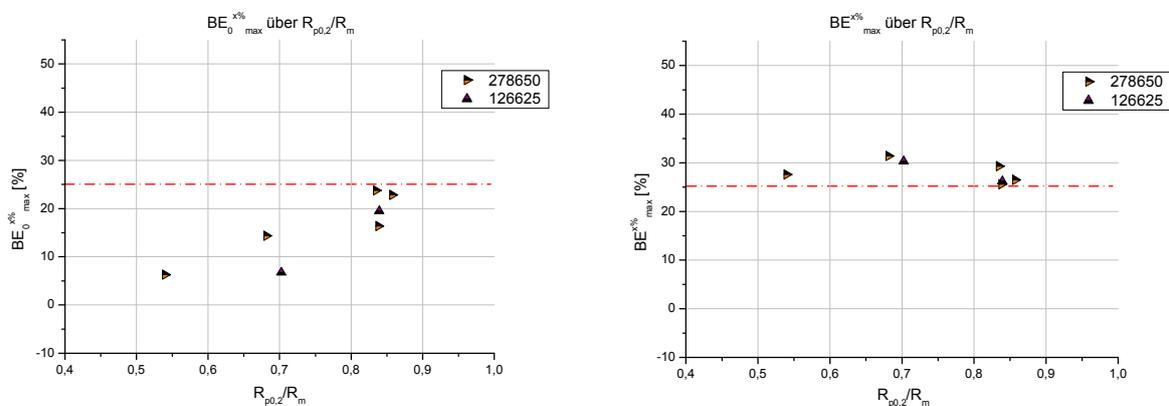


Abbildung 6-21: BE der Werkstoffgruppe 2 aller Zustände über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$

Bei den Chargen 126625 und 278650 (beide X70) wurde Molybdän in geringen Mengen (0,07%) zulegiert, außerdem weisen sie ein NbVTi Mikrolegierungskonzept auf. Jene Punkte mit einem Streckgrenzenverhältnis von rund 0,85 sind wieder der Walzzustand, der angelassene und vergütete Zustand. Die Höhe des Bauschinger Effektes dieser Bleche zeigt keine Unterschiede zur vorigen Gruppe in Kapitel 6.6.2. Die Gefügaufnahmen der Zustände der Charge

278650 (Abbildung 5-5) zeigen keine nennenswerte Unterschiede verglichen mit den Bildern des Grobbleches 200410 (Abbildung 5-3).

Der höhere Anteil an Ungleichgewichtszuständen und die höhere Feinkörnigkeit des Walzzustandes der beiden angelassenen Zustände (A und V) gegenüber dem normalisierten und gehärteten Zustand bestätigen die Ergebnisse aus [28,54] und der vorigen Legierungsgruppe. Bezogen auf gleiche plastische Verformungen liegt die Entfestigung bei beiden Chargen, wie auch schon bei den Blechen ohne Molybdän und Mikrolegierungen, durchgehend bei ca. 30%.

6.6.4 Charge 247967 und 274935

Beide Bleche sind der Festigkeitsklasse X80 zuzuordnen, wobei 274935 als Laborblech in 8 verschiedenen Zuständen vorliegt (vgl. Kapitel 3.2.2). Das Legierungskonzept basiert auf $Mo > 0,1\%$ ohne Bor.

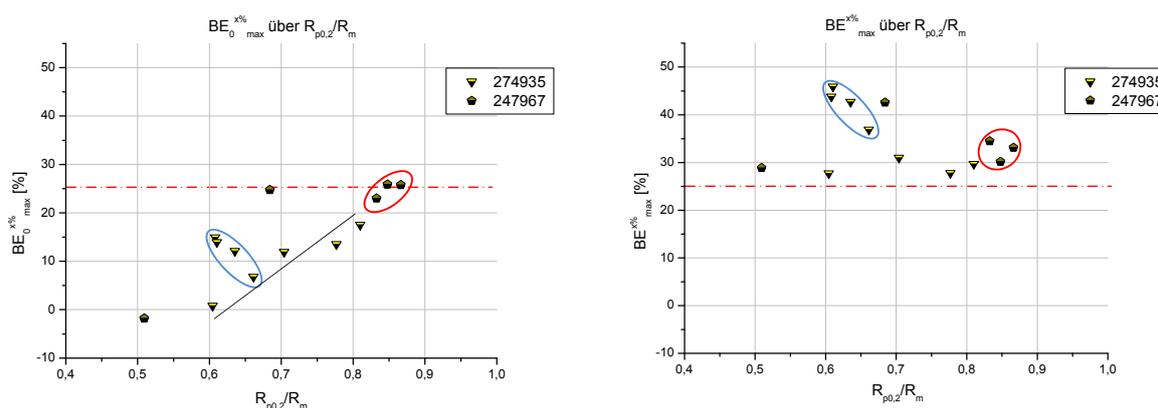


Abbildung 6-22: BE der Werkstoffgruppe 3 über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ (Umrandung blau: interkritische Glühungen Charge 274935, rot: Charge 247967 WZ, A, V)

Wie bei den vorigen Ergebnissen zeigen die 3 Zustände (WZ, A, V) des Bleches 247967 ($R_{p0,2}/R_m \sim 0,85$) mit der geringsten Nanohärte (Abbildung 5-20 bis Abbildung 5-24) den größten $BE_0^{x\%}$. Jene mit einem Anteil an harten Gefügebestandteilen (N, H) den geringsten. Mit diesen Ergebnissen gehen auch die Messungen der inneren Spannungen (Abbildung 5-157 bis Abbildung 5-160) einher. Auch der $BE^{x\%}$ liegt für alle Zustände im gleichen Wertebereich $\geq 30\%$.

Anders verhalten sich die Zustände der Charge 274935. Jene Laborbleche, die interkritisch gegläht und anschließend in Wasser abgeschreckt wurden, sind in

Abbildung 6-22 rechts blau umrandet. Der $BE_0^{x\% \max}$ wird mit steigender Glüh­temperatur geringer. Die Mikroskopie­bilder werden in Abbildung 5-8 gezeigt. Für das Laborblech 274935 mit unterschiedlichen Kühl­verfahren steigt die Entfestigung nahezu linear an, was durch die Gerade dargestellt wird. Vergleicht man die Schliff­bilder in Abbildung 5-7, so wird deutlich, dass der an Luft abgekühlte Zustand dem normalisierten Zustand entspricht und keinen Bauschinger Effekt bezüglich der unverformten Probe aufweist. Das abgeschreckte Blech bewegt sich zwischen den beschleunigt gekühlten, wobei jenes mit der höheren Kühl­stoptemperatur ein größeres Verfestigungs­vermögen und auch einen höheren $BE_0^{x\%}$ zeigt.

Für den $BE^{x\%}$ gilt, dass die geglühten und DIC gekühlten Bleche der Charge 274935 (Abbildung 6-22 rechts, blau umrandet) das höchste Niveau erreichen, während die Variation der Kühl­bedingungen kaum Einfluss darauf hat. Wie auch bei den vorigen Gruppen liegen beim Grobblech 247967– mit Ausnahme der gehärteten Proben – die BE Faktoren bei $\geq 30\%$. Ein Vergleich der Nanohärtemessungen und Gefüge­bilder mit jenen der in 6.6.2 und 6.6.3 zeigt denselben Trend.

6.6.5 Charge 163683, 246325 und 273221

Die chemische Zusammensetzung dieser hochfesten Chargen besteht aus Molybdän $> 0,2\%$ und einer Mikro­legierung mit Nb, V, Ti und Bor, und sie sind daher auch in der Festigkeits­klasse X120.

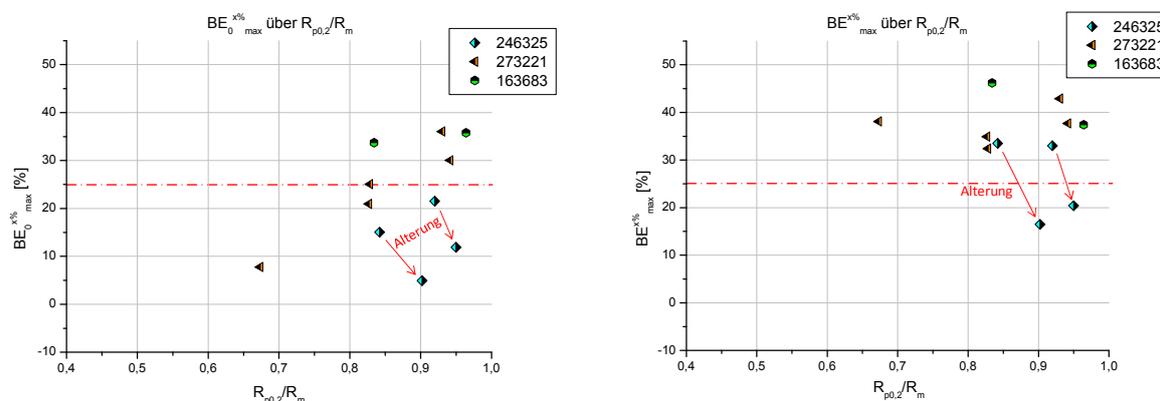


Abbildung 6-23: BE der Werkstoffgruppe 4 über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$

Bei 246325 im Walzzustand und angelassenen Zustand sind die Entfestigungen im unteren BE – Bereich angesiedelt (Abbildung 6-23 links). Eine Alterung, d.h. ein Warmauslagern bei 250°C bewirkt neben einer Festigkeitssteigerung eine gleichzeitige Reduzierung beider Bauschinger Effekte, da die Versetzungen fixiert werden.

Das Blech 273221 hat ein durchschnittliches Nanohärteniveau zwischen 4 und 5 GPa. Einzig der Walzzustand weist sehr hohe Härtewerte auf (Abbildung 5-29). Vergleicht man die lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 5-9, so zeigt sich zwischen dem Walzzustand und dem angelassenen Blech kein gravierender Unterschied. Der gehärtete Zustand weist erstmals einen derart hohen Bauschinger Effekt auf, wie bei keinem anderen Blech zuvor.

Der Umstand, dass der Walzzustand Bainit aufweist (Abbildung 5-9 a)) und eine hohe Entfestigung zeigt, steht im Widerspruch zu den Ergebnissen von Ellermann et al. [28], wonach Bainit als homogene Phase einen geringen Bauschinger Effekt zeigt.

6.7 Einfluss der Gefügebestandteile auf den $BE_{max}^{x\%}$

Da aus den lichtmikroskopischen Bildern keine quantitative Auswertung der Gefügebestandteile möglich ist, wird in Abbildung 6-24 aus den Ergebnissen der Nanohärtemessungen (siehe Tabelle 5-1) ein Zusammenhang zwischen Ferrit- bzw. Bainitanteil und dem maximal auftretenden $BE_{max}^{x\%}$ hergestellt. Offensichtlich ist keine Aussage über Gefügeanteile zutreffend, da sowohl bei kleinen und großen Ferrit- und Bainitanteilen der $BE_{max}^{x\%}$ im selben Ausmaß auftritt.

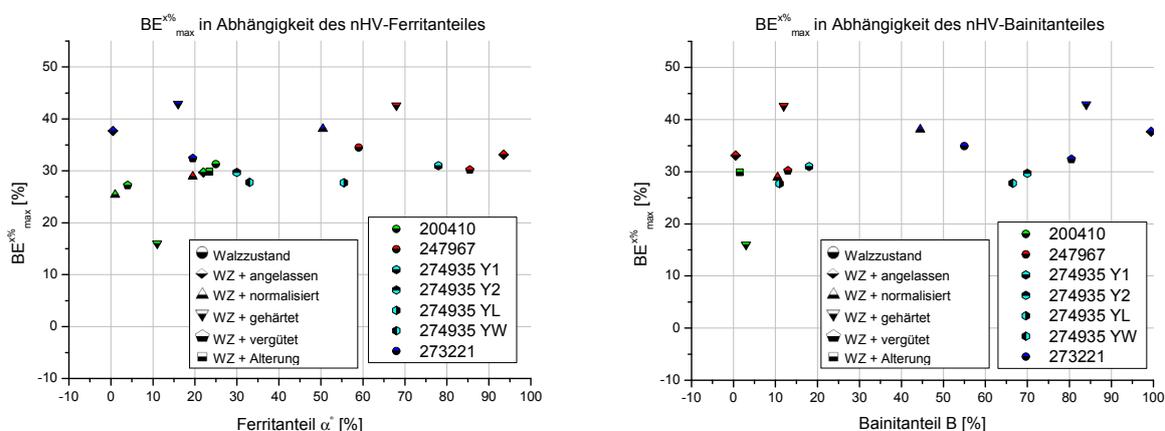


Abbildung 6-24: $BE_{max}^{x\%}$ über dem Ferritanteil α^* (links) und dem Bainitanteil (rechts) aus den Ergebnissen der Nanohärtemessungen

7 Schlussfolgerungen

Einen hohen Bauschinger Effekt (BE) weisen hochfeste Bleche mit einer „verspannten“ Gefügestruktur (wie etwa Bainit) und hoher Festigkeit auf, während „einfachere“ Strukturen mit einem hohen Ferritanteil und einem geringen Anteil eines Zwischengefüges oder Martensits nach Wärmebehandlung keinen bis einen sehr schwachen Bauschinger Effekt zeigen.

Der Walzzustand der thermomechanischen Bleche, der angelassene und der vergütete Zustand zeigen den höchsten Bauschinger Effekt, während dieser bei normalisierten oder gehärteten Blechen keine Rolle spielt. Ebenfalls nimmt der BE der angelassenen und vergüteten Bleche mit steigender Anlasstemperatur zu.

Mit steigender Festigkeit steigt der Bauschinger Effekt, wie auch der BE mit steigendem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ zunimmt. Grobbleche, welche ein geringes Streckgrenzenverhältnis besitzen und einen geringen $BE_0^{x\%}$ zeigen, erfahren aufgrund der Verfestigung im Zugbereich einen hohen $BE^{x\%}$. Maßgeblich für den Bauschinger Effekt ist nicht die Versetzungsdichte, sondern die Versetzungsstabilität und deren Widerstand gegen Bewegung. Eine Alterung bewirkt eine Stabilisierung der Versetzungsstrukturen des Bleches und setzt den Bauschinger Effekt herab.

Bei den vorliegenden, thermomechanisch gewalzten Grobblechen ist eine Gefügecharakterisierung bzw. Phasenanalyse aufgrund der verschiedenen metastabilen Zustände des Ferrits und der Feinkörnigkeit weder im Lichtmikroskop noch durch Diffraktionsmessungen gelungen. Nahezu identisch verhält es sich mit EBSD Messungen. Eine Bestimmung der inneren Spannungen der Bleche ist nur eingeschränkt möglich, da Kenntnisse zur Charakterisierung der unterschiedlichen Phasen fehlen. Durch Nanohärtemessungen gelang es, die Gefüge einiger Bleche mit bestimmten „Härtebereichen“ zu klassifizieren und Gefügeanteile quantitativ zu erfassen. Ein Zusammenhang zwischen den aus den Nanohärtemessungen erhaltenen Gefügeanteilen Ferrit und Bainit, und dem maximalen Bauschinger Effekt $BE^{x\%}$ kann für die Chargen 200410, 247967, 274935 und 273221 nicht hergestellt werden.

Die Druck- und anschließenden Zugversuche eignen sich zur Quantifizierung des Bauschinger Effektes sehr gut und sind einfach durchzuführen. Im Vergleich dazu sind auch Stauchzugversuche ebenfalls gut geeignet, haben jedoch den Nachteil, dass die Vorverformung nicht exakt bestimmt werden kann. Flachzugproben aus Ringsegmenten sind, aufgrund der unbekanntenen Lage der neutralen Achse, für die Bestimmung des Bauschinger Effektes nicht geeignet, sehr wohl aber, um einen Festigkeitsverlauf über die Blechdicke zu bestimmen.

Aufgrund des komplexen Zusammenspiels der Legierungselemente, des thermomechanischen Walzvorganges und der Kühlbedingungen bei der Blechherstellung kann keine gesicherte Aussage über den Einfluss der Legierungselemente getroffen werden. Jedoch sind Bleche höherer Festigkeit im Allgemeinen auch höher legiert.

Die in Kapitel 2.4 aufgestellten Hypothesen, dass die Versetzungsbewegungen maßgeblich für den Bauschinger Effekt sind, konnten bestätigt werden. Je geringer die freie Weglänge zwischen den Teilchen bzw. den fixierten Versetzungen, desto höher fällt auch hier der Bauschinger Effekt aus. Nicht bestätigt werden konnte die in der Literatur zu findende Annahme, dass die Kornanisotropie einen maßgeblichen Einfluss auf den Abfall der Dehngrenze bei Belastungsumkehr hat.

Literaturverzeichnis

- [1] voestalpine Grobblech GmbH, online unter:
http://www.voestalpine.com/grobblech/de/products/heavy_plates/linepipe_plates.html,
Zugriff am 22.2.2011
 - [2] Technip Group, online unter: <http://www.technip.com/en/experience-and-technologies/subsea/pipelay-and-subsea-construction>, Zugriff am 24.2.2011
 - [3] Nord Stream AG, online unter: <http://www.nord-stream.com/de/press0/picture/details/ig/castoro-dieci-lowering-the-pipeline-02.html>, Zugriff am 24.2.2011
 - [4] Grill, R.: Thermomechanisches Walzen von Grobblechen, Dissertation TU Wien, 2007
 - [5] Europipe GmbH: Fertigungsschritte der Rohrerstellung (UOE), online unter:
http://www.europipe.com/files/produktionsprozess_uoe_de.pdf, Zugriff am 25.2.2011
 - [6] Benkißer, G.; Horn-Samodelkin, G.; Meyer, B.; Nolde, P.: Zur Schweißbeignung thermomechanisch gewalzter Baustähle, Schweißen und Schneiden '94, DVS-Berichte Bd. 162. Düsseldorf: DVS-Verlag 1994, S.143-147
 - [7] Hanus, F.: Thermomechanisch gewalzte Stähle für den Stahl- und Behälterbau, Vortrag zum Seminar „Schweißen der thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustähle“, SLV Duisburg (2000)
 - [8] Hubo, R.; Hanus, F. E.: Verarbeitungseigenschaften thermomechanisch gewalzter Grobbleche, Hansa 129 (1992) Heft 8. S.776-778
 - [9] Hubo, R.; Schröter, F.: Thermomechanisch gewalzte Stähle – Hochleistungsprodukte für einen effizienten Stahlbau, Bauingenieur 76 (2001) Springer VDS-Verlag, S.459-463
 - [10] Gorni, A.A.; Cavalcanti, C.G.: Modeling the Controlled Rolling Critical Temperatures using Empirical Equations and Neural Networks, 7th International Conference on Steel Rolling (1998) The Iron and Steel Institute of Japan, Chiba, S.629-633
 - [11] Choquet, P. et al. (1985). Mathematical model for predictions of austenite and ferrite microstructures in hot rolling processes, IRSID Report (1985) St. Germain-en-Laye, S.7
 - [12] Ouchi, C.; Sampei, T.; Kozasu, I.: The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation after Hot Rolling, Transactions ISIJ Vol.22 (1982) S.214-222
 - [13] R&D (2003) Team of the Kimitsu Steelworks of Nippon Steel 2003
 - [14] Andrews, K.W.: Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures, Journal of the Iron and Steel Institute 203 Part 7 (1965), S.721-727
 - [15] Krauss, G.: Principles of Heat Treatment and Processing of Steels, ASM International (1990) S.43-87
 - [16] Barralis, J.; Maeder, G.: G. Metallurgie tome I: Metallurgie Physique. Collection Scientifique Ensam (1982), S.270
 - [17] Manohar, P.A.; Chandra, T.: Continuous Cooling Transformation Behaviour of High-Strength Microalloyed Steels for Linepipe Applications, ISIJ International Vol. 38 (1998), S.766-774
 - [18] Lee, Y.-K.; Hong, J.-M.; Choi, C.-S.; Lee, J.-K.: Continuous Cooling Transformation Temperatures and Microstructures of Niobium Bearing Microalloyed Steels Materials Science Forum Vols. 475-479 (2005), S.65-68
-

-
- [19] Hauserova, D.; Jirkova, H.; Masek, B.: Investigation of phase transformations in high-strength low-alloyed steel, *Annals of DAAAM for 2009 & Proceedings of the 20th International DAAAM Symposium (2009)* S.1897-1898
- [20] Patel, J.K.; Wilshire, B.: The challenge to produce consistent mechanical properties in Nb-HSLA strip steels, *Journal of Materials Processing Technology* 120 (2002) S.316–321
- [21] Bauschinger, J.: Über die Veränderung der Elasticitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen, durch Abkühlen und durch oftmals wiederholte Beanspruchung; Mittheilungen aus dem Mechanisch-Technischem Laboratorium der K. Tech. Hochschule in München 15, 1886
- [22] Wiskel, J.B.; Rieder, M.; Henein, H.: Evolution of the Bauschinger Effect during fabrication of micro-alloyed pipeline steels, *Proceedings of IPC (2004)*, S.1865-1869
- [23] Nakajima, K.; Mizutani, W.; Kimuma, T.; Matumoto, H.: The Bauschinger Effect in Pipe Forming, *Transactions ISIJ Vol. 15 (1975)*
- [24] Hahn, F.: Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens unter umformnahen Bedingungen, *Dissertation TU Chemnitz*, 2003
- [25] Yoshida, F.; Uemori, T.: A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and workhardening stagnation, *International Journal of Plasticity* 18 (2002) S.661–686
- [26] Dieng, L.; Abdul-Latif, A.; Haboussi, M.; Cunat, C.: Cyclic plasticity modeling with the distribution of non-linear relaxations approach, *International Journal of Plasticity* 21 (2005) S.353–379
- [27] Jiang, Y.; Zhang, J.: Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation, *International Journal of Plasticity* 24 (2008) S.1481-1515
- [28] Ellermann, A.; Scholtes, B.: The Bauschinger Effect in Different Heat Treatment Conditions of 42CrMo4, *International Journal Of Structural Changes In Solids*, 3 (2011) S.1-13
- [29] Xu, B.; Jiang Y.: A cyclic plasticity model for single crystals, *International Journal of Plasticity* 20 (2004) S.2161–2178
- [30] Pedersen, O.B.; Brown, L.M.; Stobbs, W.M.: The Bauschinger Effect in Copper, *Acta Metall.* 29 (1981), S.1843–1850.
- [31] Sleswyk, A.W.; Kemerink, G.J.: Similarity of the Bauschinger effect in Cu, Al, and Ni. *Scripta Metall.* 19 (1985) S.471–476
- [32] Woolley, R. L.: The Bauschinger effect in some Face-centered and Body-centered Cubic Metals, *Phil. Mag.* 44 (1953) S.597-618
- [33] Prangnell, P.B.; Downes, T.; Withers, P.J.; Lorentzen, T.: An examination of the mean stress contribution to the Bauschinger effect by neutron diffraction, *Materials Science and Engineering A197 (1995)* S.215 221
- [34] Vincze, G.; Rauch, E.F.; Gracio, J.J.; Barlat, F., Lopes, A.B.: A comparison of the mechanical behaviour of an AA1050 and a low carbon steel deformed upon strain reversal *Acta Materialia* 53 (2005) S. 1005–1013
- [35] Noster, U.; Scholtes, B.: Bauschinger effekt und mechanische Zwillingsbildung der Magnesiumlegierung AZ31, *HTM – Journal of Heat Treatment and Materials* 58 (2003) S. 322-327
- [36] Scholtes, B.; Vöhringer O.: Untersuchungen zum Bauschinger effekt von Ck45 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen, *Journal of Heat Treatment and Materials* 41 Vol. 5 (1986) S.347-354
- [37] Masing, G.: Zur Heynschen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgene elastische Spannungen, *Wiss. Veröff. Siemens Konzern* 3 (1924) S 231 – 239
- [38] Masing, G.: Berechnung von Dehnungs- und Stauchungslinien auf Grund von inneren Spannungen, *Wiss. Veröff. Siemens-Konzern* 5 (1926) S. 135 - 141
- [39] Lee, M.-G.; Kim, D.; Kim, C.; Wenner, M.L.; Wagoner, R.H.; Chung, K.: A practical two-surface plasticity model and its application to spring-back prediction, *International Journal of Plasticity* 23 (2007) S. 1189–1212
- [40] Li, C.-C.; Flasck, J.D.; Yaker, J.A.; Leslie, W.C.: 1978, On Minimizing the Bauschinger effect in Steels by Dynamic Strain Aging, *Metallurgical Transactions A* 9A (1978) S. 85-89
-

-
- [41] Scholtes, B.: Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten technisch wichtiger Vielkristalle; Dissertation Universität Karlsruhe 1980
- [42] Orowan, E.: Causes and Effect of Internal Stresses, Proceedings of the Symposium on Internal Stresses and Fatigue of Metals (1959) S. 59 – 80
- [43] Brown, L.M.: Orowan's Explanation of the Bauschinger Effect, Scripta Met. 11 (1977) S. 127 – 131
- [44] Margolin, H.; Hazaveh, F.; Yaguchi, H.: The grain boundary contribution to the Bauschinger effect, Scripta Metall. 12 (1978) S. 1141–1145
- [45] Abel, A.; Muir, H.: The Bauschinger effect and discontinuous yielding, Philosophical Magazine, 26:2 (1972) S. 489-504
- [46] Deng, X.; Piotrowski, G.B.; Williams, J.J.; Chawla, N.: Effect of porosity and tension–compression asymmetry on the Bauschinger effect in porous sintered steels, International Journal of Fatigue 27 (2005) S. 1233–1243
- [47] Abel, A.: Historical perspectives and some of the main features of the Bauschinger effect, Mater. Forum. 10 (1987) S. 11–26
- [48] Caceres, C.H.; Griffiths, J.R.; Reiner, P.: Influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al–Si–Mg alloy, Acta Metall. 44 (1996) S. 15–23.
- [49] Choteau, M.; Quaegebeur, P., Degallaix, S.: Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation, Mechanics of Materials 37 (2005) S. 1143–1152
- [50] Glodowski, R.J.; Thompson, J.M.: A discussion concerning the Bauschinger effect on large diameter UOE line pipe, Mechanical working and steel processing XI (1973) S.59-69
- [51] Furne´mont, Q.; Kempf, M.; Jacques, P.J.; Göken, M.; Delannay, F.: On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels, Materials Science and Engineering A328 (2002) S.26–32
- [52] Yang, B.; Vehoff, H.: Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries, Acta Materialia 55 (2007) S.849–856
- [53] Six, J.: Auswirkungen der Wärmebehandlung auf den Bauschinger Effekt bei höherfesten Stählen, Interner Bericht TU Wien 2007
- [54] Scholtes, B.; Vöhringer, O.: Untersuchungen zum Bauschingereffekt von Ck45 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen, HTM - Härtereitechnische Mitteilungen 41(1986) 5, S.347-354
- [55] Macherauch, E.; Müller, P.: Das $\sin^2 \psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung, Zeitschrift für angewandte Physik, Band 13, Heft 7 (1961) S.305-312
- [56] Oliver, W.C.; Pharr, G.M.: An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, J. Mater. Res. 7 (1992) 6, S. 1564-1583
- [57] Ribárik, G.; Ungár, T.: Convolutional Multiple Whole Profile fitting Main Page, online unter: <http://metal.elte.hu/~ungar/pub/cmwp-demo/>, Zugriff am 12.5.2011
- [58] Ribárik, G.; Ungár, T.; Gubicza, J.: MWP-fit: A program for multiple whole-profile fitting of diffraction peak profiles by ab initio theoretical functions, Journal of Applied Crystallography 34 (2001) 5, S.669-676
- [59] Ribárik, G.; Gubicza, J.; Ungár, T.: Correlation between strength and microstructure of ball-milled Al-Mg alloys determined by X-ray diffraction, Materials Science and Engineering A 387-389 (2004), S.343-347
- [60] Nowick, A.S.; Berry, B.S.: Anelastic Relaxation in Crystalline Solids, Academic Press, New York and London, 1972
- [61] Weller, M.: Anelastische Relaxation von Gasen in kubisch-raumzentrierten Metallen, 2. Gemeins. Symposion des Bajkov-Institus, Moskau und des MPI für Metallforschung, Stuttgart-Moskau, 1980
- [62] Scholtes, B.; Vöhringer, O. Macherauch, M.: Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten von normalgeglühtem Stahl Ck45, Steel Research 56 (1985) 3, S.157-162
-

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: Spannungen an der Rohroberfläche aufgrund des Umformens	2
Abbildung 1-2: Offshore Verlegung von Pipelines: aufgerollte Pipelines auf dem Verlegungsschiff Apache 2 (links) [2]; auf dem Schiff geschweißte Pipelines bei der Auslegung (rechts) [3]	2
Abbildung 2-1: Schema der UOE Umformung	4
Abbildung 2-2: Fertigungsstufen der Rohrherstellung nach dem UOE – Verfahren der Fa. Europipe [5]	5
Abbildung 2-3: Einfluss des Walzverfahrens auf das Gefüge [4]	7
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Temperaturbereiche des TM-Walzprozesses	8
Abbildung 2-5: Einfluss des Walzens und der Temperaturführung auf das Gefüge [4]	10
Abbildung 2-6: Vereinfachte Darstellung des Bauschinger Effekts	14
Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Versetzungsbewegung	17
Abbildung 4-1: Nanohärteeindrücke im Lichtmikroskop (links) und im REM (rechts)	30
Abbildung 4-2: Probenentnahme aus dem gewalzten Blech (links) und Geometrie der Druckproben (rechts)	32
Abbildung 4-3: Geometrie der Zugversuchsproben	32
Abbildung 4-4: Universalprüfmaschine	33
Abbildung 4-5: Schema der Ausbauchung der Druckversuchsproben	34
Abbildung 4-6: Prüfgeschwindigkeiten des Zugversuchs [53]	35
Abbildung 4-7: Probengeometrie der Stauchzugversuche	36
Abbildung 4-8: Verformungsgeschwindigkeiten des Stauchzugversuches	37
Abbildung 4-9: Einrollen eines Grobbleches	38
Abbildung 4-10: Probenform der Flachzugproben	38
Abbildung 4-11: Querschnitt des Ausgangsbleches der Flachzugproben	39
Abbildung 4-12: Für den BE signifikante Festigkeiten	40
Abbildung 4-13: Messpunkte am gebogenen (links) und geraden Rohr (rechts)	42
Abbildung 4-14: Übersicht der Auswertung $\sin^2 \psi$	43
Abbildung 4-15: Eingabemaske und Fitvorgang für die Peak-Formen mittels CMWP	44
Abbildung 4-16: Diffraktionsmessungen an den Rundproben	45
Abbildung 4-17: Schema der in situ Diffraktionsmessungen am BESSY	47
Abbildung 4-18: Aufbau der Torsionspendelanlage der voestalpine Stahl GmbH	48
Abbildung 4-19: Probengeometrie der Torsionsproben	49
Abbildung 5-1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge ULC, Laborblech, LS- Ebene	50
Abbildung 5-2: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 214417, links: Walzzustand, rechts: Walzzustand und Alterung; Festigkeitsklasse X60	51
Abbildung 5-3: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 200410, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) „vergüteter“ Zustand, f) Vergrößerung des gehärteten Zustandes	52
Abbildung 5-4: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 362034, a) DIC, WET 860°C, b) AC, WET 860°C, c) ACC, WET 870°C, CST 565°C, d) ACC, WET 870°C, CST 458°C	53
Abbildung 5-5: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 278650, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) vergüteter Zustand	54
Abbildung 5-6: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 247967, a) Walzzustand, b) normalisierter Zustand, c) gehärteter Zustand, d) vergüteter Zustand	55

Abbildung 5-7: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 274935, a) ACC, KET 465°C, b) ACC, KET 548°C, c) AC, KET 845°C, d) DIC, KET 20°C	56
Abbildung 5-8: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Laborbleches 274935, a) Glühung bei 740°C und DIC, b) Glühung bei 800°C und DIC, c) Glühung bei 840°C und DIC, d) Glühung bei 880°C und DIC.....	57
Abbildung 5-9: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Charge 273221, a) Walzzustand, b) angelassener Zustand, c) normalisierter Zustand, d) gehärteter Zustand, e) vergüteter Zustand	58
Abbildung 5-10: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, ACC, KET 548°C; a) Mikrostruktur im Lichtmikroskop, b) Orientierung des Ferrits, c) Darstellung der Korngrenzen (schwarze Bereiche) sowie der anderen Phasen an der gleichen Stelle.....	59
Abbildung 5-11: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, AC, KET 845°C; links: Mikrostruktur im Lichtmikroskop; rechts: EBSD Darstellung eines Bainitkornes mit Substruktur (Orientierungskontrast).....	60
Abbildung 5-12: EBSD Aufnahmen des Bleches 274935, DIC, KET 20°C; a) Mikrostruktur im Lichtmikroskop, b) Orientierung des Ferrits, c) Darstellung der Korngrenzen sowie der anderen Phasen.....	61
Abbildung 5-13: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge ULC	62
Abbildung 5-14: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im Walzzustand.....	63
Abbildung 5-15: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im angelassenen Zustand.	63
Abbildung 5-16: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im normalisierten Zustand.	63
Abbildung 5-17: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im gehärteten Zustand	64
Abbildung 5-18: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im vergüteten Zustand	64
Abbildung 5-19: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 200410 im Walzzustand mit Alterung	64
Abbildung 5-20: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im Walzzustand.....	65
Abbildung 5-21: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im angelassenen Zustand.	65
Abbildung 5-22: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im normalisierten Zustand.	66
Abbildung 5-23: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im gehärteten Zustand	66
Abbildung 5-24: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 247967 im vergüteten Zustand	66
Abbildung 5-25: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, ACC, KET 465°C	67
Abbildung 5-26: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, ACC, KET 548°C	67
Abbildung 5-27: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, AC, KET 845°C	68
Abbildung 5-28: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 274935, DIC, KET 20°C.....	68
Abbildung 5-29: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im Walzzustand.....	69
Abbildung 5-30: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im angelassenen Zustand.	69
Abbildung 5-31: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im normalisierten Zustand.	69
Abbildung 5-32: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im gehärteten Zustand	70
Abbildung 5-33: Ergebnisse der Nanohärtemessung der Charge 273221 im vergüteten Zustand	70
Abbildung 5-34: Auswertung der Festigkeitswerte der Zugseite der Druck-/Zugversuche	73
Abbildung 5-35: Vergleich des Zugversuches der Charge ULC mit jenem nach Stauchung	74
Abbildung 5-36: Vergleich des Zugversuches der Charge 156348 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	74
Abbildung 5-37: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, DIC und WET 860°C mit jenem nach Stauchung.....	75
Abbildung 5-38: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, AC und WET 860°C mit jenem nach Stauchung.....	75

Abbildung 5-39: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, ACC, WET 870°C und KST 565°C mit jenem nach Stauchung.....	76
Abbildung 5-40: Vergleich des Zugversuches der Charge 362034, ACC, WET 870°C und KST 458°C mit jenem nach Stauchung.....	76
Abbildung 5-41: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	77
Abbildung 5-42: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung.....	77
Abbildung 5-43: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im normalisierten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	78
Abbildung 5-44: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im gehärteten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	78
Abbildung 5-45: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	79
Abbildung 5-46: Vergleich des Zugversuches der Charge 200410 im Walzzustand und Alterung mit jenem nach Stauchung.....	79
Abbildung 5-47: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	80
Abbildung 5-48: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung.....	80
Abbildung 5-49: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im normalisierten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	81
Abbildung 5-50: Vergleich des Zugversuches der Charge 156325 im gehärteten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	81
Abbildung 5-51: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	82
Abbildung 5-52: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung.....	82
Abbildung 5-53: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	83
Abbildung 5-54: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	83
Abbildung 5-55: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung.....	84
Abbildung 5-56: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im vergüteten Zustand mit jenem nach Stauchung.....	84
Abbildung 5-57: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, ACC gekühlt, KET 465°C, mit jenem nach Stauchung.....	85
Abbildung 5-58: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, ACC gekühlt, KET 548°C, mit jenem nach Stauchung.....	85
Abbildung 5-59: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, AC gekühlt, KET 845°C, mit jenem nach Stauchung.....	86
Abbildung 5-60: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, DIC gekühlt, KET 20°C, mit jenem nach Stauchung.....	86
Abbildung 5-61: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 740°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung.....	87

Abbildung 5-62: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 800°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung	87
Abbildung 5-63: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 840°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung	88
Abbildung 5-64: Vergleich des Zugversuches der Charge 274935, interkritische Glühung bei 880°C/Wasser abgeschreckt, mit jenem nach Stauchung	88
Abbildung 5-65: Vergleich des Zugversuches der Charge 163683 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	89
Abbildung 5-66: Vergleich des Zugversuches der Charge 163683 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung	89
Abbildung 5-67: Vergleich des Zugversuches der Charge 246325 im Walzzustand mit jenem nach Stauchung	90
Abbildung 5-68: Vergleich des Zugversuches der Charge 246325 im angelassenen Zustand mit jenem nach Stauchung	90
Abbildung 5-69: Vergleich des Zugversuches der Charge 156348 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	91
Abbildung 5-70: Vergleich des Zugversuches der Charge 126625 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	92
Abbildung 5-71: Vergleich des Zugversuches der Charge 126625 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen	92
Abbildung 5-72: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	93
Abbildung 5-73: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen	93
Abbildung 5-74: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen	94
Abbildung 5-75: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen	94
Abbildung 5-76: Vergleich des Zugversuches der Charge 278650 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen	95
Abbildung 5-77: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	96
Abbildung 5-78: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen	96
Abbildung 5-79: Vergleich des Zugversuches der Charge 275070 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen	97
Abbildung 5-80: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	97
Abbildung 5-81: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen	98
Abbildung 5-82: Vergleich des Zugversuches der Charge 275085 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen	98
Abbildung 5-83: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen	99
Abbildung 5-84: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen	99

Abbildung 5-85: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	100
Abbildung 5-86: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	100
Abbildung 5-87: Vergleich des Zugversuches der Charge 247967 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	101
Abbildung 5-88: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im Walzzustand mit den Stauchzugversuchen.....	102
Abbildung 5-89: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im angelassenen Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	102
Abbildung 5-90: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im normalisierten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	103
Abbildung 5-91: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im gehärteten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	103
Abbildung 5-92: Vergleich des Zugversuches der Charge 273221 im vergüteten Zustand mit den Stauchzugversuchen.....	104
Abbildung 5-93: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	105
Abbildung 5-94: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	106
Abbildung 5-95: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrlinnendurchmesser 1500mm über lokaler Dehnung.....	106
Abbildung 5-96: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 1500mm über lokaler Dehnung.....	107
Abbildung 5-97: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand, Rohrlinnendurchmesser 2000mm über lokaler Dehnung.....	107
Abbildung 5-98: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 214417 im Walzzustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 2000mm über lokaler Dehnung.....	108
Abbildung 5-99: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im Walzzustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	109
Abbildung 5-100: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im Walzzustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	109
Abbildung 5-101: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im angelassenen Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	110
Abbildung 5-102: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im angelassenen Zustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	110
Abbildung 5-103: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im normalisierten Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	111
Abbildung 5-104: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im normalisierten Zustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	111
Abbildung 5-105: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im gehärteten Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	112
Abbildung 5-106: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im gehärteten Zustand und Alterung, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	112
Abbildung 5-107: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im vergüteten Zustand, Rohrlinnendurchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	113

Abbildung 5-108: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 200410 im vergüteten Zustand und Alterung, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	113
Abbildung 5-109: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im Walzzustand, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	114
Abbildung 5-110: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im Walzzustand und Alterung, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung	114
Abbildung 5-111: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im angelassenen Zustand, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung.....	115
Abbildung 5-112: Vergleich der Festigkeiten des gebogenen Rohres der Charge 246325 im angelassenen Zustand und Alterung, Rohrinne Durchmesser 600mm über lokaler Dehnung	115
Abbildung 5-113: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge ULC im Druck-/Zugversuch	117
Abbildung 5-114: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156348 im Druck-/Zugversuch	117
Abbildung 5-115: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 362034 im Druck-/Zugversuch	118
Abbildung 5-116: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch	119
Abbildung 5-117: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch; Bereich bis 1% Vorverformung	119
Abbildung 5-118: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156325 im Druck-/Zugversuch	120
Abbildung 5-119: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275070 im Druck-/Zugversuch	120
Abbildung 5-120: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275085 im Druck-/Zugversuch	121
Abbildung 5-121: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 274935 mit unterschiedlichen Kühlverfahren im Druck-/Zugversuch.....	121
Abbildung 5-122: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 274935, interkritische Glühungen und DIC gekühlt, im Druck-/Zugversuch	122
Abbildung 5-123: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 163683 im Druck-/Zugversuch	122
Abbildung 5-124: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 246325 im Druck-/Zugversuch	123
Abbildung 5-125: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 156348 im Stauchzugversuch	124
Abbildung 5-126: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 126625 im Stauchzugversuch	124
Abbildung 5-127: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 278650 im Stauchzugversuch	125
Abbildung 5-128: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275070 im Stauchzugversuch	125
Abbildung 5-129: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 275085 im Stauchzugversuch	126
Abbildung 5-130: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 247967 im Stauchzugversuch	126

Abbildung 5-131: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 273221 im Stauchzugversuch	127
Abbildung 5-132: Bauschinger Effekt – bezogen auf $R_{p0,2}$ des unverformten Bleches - der Charge 246325 im Flachzugversuch.....	128
Abbildung 5-133: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge ULC im Druck-/Zugversuch	129
Abbildung 5-134: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 156348 im Druck-/Zugversuch	129
Abbildung 5-135: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 362034 im Druck-/Zugversuch	130
Abbildung 5-136: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch	131
Abbildung 5-137: Bauschinger Effekt - bezogen auf gleiche plastische Verformungen – der Charge 200410 im Druck-/Zugversuch, Bereich bis 1% Vorverformung	131
Abbildung 5-138: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 156325 im Druck-/Zugversuch	132
Abbildung 5-139: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275070 im Druck-/Zugversuch	132
Abbildung 5-140: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275085 im Druck-/Zugversuch	133
Abbildung 5-141: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 274935 mit unterschiedlichen Kühlverfahren im Druck-/Zugversuch.....	133
Abbildung 5-142: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 274935, interkritische Glühungen und DIC gekühlt, im Druck-/Zugversuch	134
Abbildung 5-143: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 163683 im Walzzustand im Druck-/Zugversuch.....	134
Abbildung 5-144: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 246325 im Druck-/Zugversuch	135
Abbildung 5-145: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 156348 im Stauchzugversuch	136
Abbildung 5-146: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 126625 im Stauchzugversuch	136
Abbildung 5-147: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 278650 im Stauchzugversuch	137
Abbildung 5-148: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 278650 im Stauchzugversuch	137
Abbildung 5-149: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 275085 im Stauchzugversuch	138
Abbildung 5-150: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 247967 im Stauchzugversuch	138
Abbildung 5-151: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 273221 im Stauchzugversuch	139
Abbildung 5-152: Bauschinger Effekt – bezogen auf gleiche plastische Verformungen - der Charge 246325 im Flachzugversuch.....	140
Abbildung 5-153: Röntgendiffraktionsmessung über die Dicke des geraden Grobblechs (Walzzustand).....	141

Abbildung 5-154: Röntgendiffraktionsmessung über die Dicke des gebogenen Grobblechs nach Rückfederung (Walzzustand)	141
Abbildung 5-155: Spannungen des gebogenen Bleches abzüglich der Spannungen des geraden Blechstückes	142
Abbildung 5-156: Williamson-Hall Plot (links) und modifizierter Williamson-Hall Plot (rechts) der Proben der Charge 275070 im Walzzustand	144
Abbildung 5-157: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im Walzzustand	146
Abbildung 5-158: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im angelassenen Zustand	146
Abbildung 5-159: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im normalisierten Zustand	147
Abbildung 5-160: In situ Stauchzugversuche am BESSY der Charge 267967 im gehärteten Zustand	147
Abbildung 5-161: Ergebnisse der Dämpfungsmessung der Charge 273221 sowie der gelöste C-Anteil	149
Abbildung 6-1: Methodenvergleich der Charge 156348	151
Abbildung 6-2: Methodenvergleich der Charge 275070	152
Abbildung 6-3: Methodenvergleich der Charge 275085	152
Abbildung 6-4: Methodenvergleich der Charge 246325	153
Abbildung 6-5: Einfluss der Vorverformung auf den maximalen BE, links: $BE_0^{x\% \max}$, rechts: $BE^{x\% \max}$	154
Abbildung 6-6: Gemittelter $BE^{x\%} \geq 3\%$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$	155
Abbildung 6-7: $BE^{1\%}$ über der Dehngrenze $R_{p0,2}$	155
Abbildung 6-8: Einfluss des Dehngrenzenverhältnisses auf den $BE_0^{x\% \max}$	156
Abbildung 6-9: Einfluss des Dehngrenzenverhältnisses auf den $BE^{x\% \max}$	157
Abbildung 6-10: $BE_0^{x\% \max}$ in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Vorverformung	158
Abbildung 6-11: $BE^{x\% \max}$ in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Vorverformung	158
Abbildung 6-12: Absolute Entfestigung aller Proben bezogen auf die Dehngrenze des unverformten Bleches	159
Abbildung 6-13: Absolute Entfestigung bezogen auf die Dehngrenze bei gleicher plastischer Verformung	160
Abbildung 6-14: $BE_0^{x\%}$ aller Proben in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (grün: Lüdersdehnung)..	161
Abbildung 6-15: $BE^{x\%}$ aller Proben in Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (blau: Lüdersdehnung) ...	161
Abbildung 6-16: $BE_0^{x\% \max}$ aller Chargen über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	162
Abbildung 6-17: $BE^{x\% \max}$ aller Chargen über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	163
Abbildung 6-18: Übersicht des $BE_0^{x\% \max}$ in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes und des Streckgrenzenverhältnisses	164
Abbildung 6-19: Übersicht des $BE^{x\% \max}$ in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes und des Streckgrenzenverhältnisses	164
Abbildung 6-20: BE der Werkstoffgruppe 1 aller Zustände über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	166
Abbildung 6-21: BE der Werkstoffgruppe 2 aller Zustände über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	167
Abbildung 6-22: BE der Werkstoffgruppe 3 über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ (Umrandung blau:interkritische Glühungen Charge 274935, rot: Charge 247967 WZ, A, V)	168
Abbildung 6-23: BE der Werkstoffgruppe 4 über dem Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	169
Abbildung 6-24: $BE^{x\% \max}$ über dem Ferritanteil α^* (links) und dem Bainitanteil (rechts) aus den Ergebnissen der Nanohärtemessungen	170

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1: Übersicht der Festigkeiten nach ASTM API 5L und EN 10208-2	18
Tabelle 3-2: Zuordnung der Bleche zu den Normen	19
Tabelle 3-3: Übersicht der Wärmebehandlungszustände der betrieblichen Grobbleche	21
Tabelle 3-4: Übersicht der Wärmebehandlungszustände der Laborbleche	22
Tabelle 3-5: Chemische Zusammensetzung der geprüften Bleche [Masse %]	23
Tabelle 3-6: Chemische Zusammensetzung Charge ULC [Masse %]	24
Tabelle 3-7: Chemische Zusammensetzung Charge 362034 [Masse %]	24
Tabelle 3-8: Chemische Zusammensetzung Charge 275085 [Masse %]	25
Tabelle 3-9: Chemische Zusammensetzung Charge 200410 [Masse %]	25
Tabelle 3-10: Chemische Zusammensetzung Charge 156348 [Masse %]	25
Tabelle 3-11: Chemische Zusammensetzung Charge 156325 [Masse %]	25
Tabelle 3-12: Chemische Zusammensetzung Charge 275070 [Masse %]	26
Tabelle 3-13: Chemische Zusammensetzung Charge 126625 [Masse %]	26
Tabelle 3-14: Chemische Zusammensetzung Charge 278650 [Masse %]	26
Tabelle 3-15: Chemische Zusammensetzung Charge 214417 [Masse %]	26
Tabelle 3-16: Chemische Zusammensetzung Charge 247967 [Masse %]	27
Tabelle 3-17: Chemische Zusammensetzung Charge 274935 [Masse %]	27
Tabelle 3-18: Chemische Zusammensetzung Charge 246325 [Masse %]	27
Tabelle 3-19: Chemische Zusammensetzung Charge 163683 [Masse %]	28
Tabelle 3-20: Chemische Zusammensetzung Charge 273221 [Masse %]	28
Tabelle 4-1: Übersicht der angewandten mechanischen Prüfverfahren	31
Tabelle 4-2: Stauchgrade	33
Tabelle 4-3: Stauchgrade des Stauchzugversuches [%]	36
Tabelle 4-4: Zusammenhang der Entfestigung bzw. Verfestigung mit BE	41
Tabelle 4-5: Übersicht der mittels CMWP ausgewerteten Proben	45
Tabelle 4-6: Übersicht der an der TU Freiberg geprüften Proben ohne Vorverformung	46
Tabelle 4-7: Material und Verformungen der BESSY Messung	47
Tabelle 5-1: Bestimmung der Gefügeanteile anhand der Nanohärtemessungen	71
Tabelle 5-2: Ergebnisse der Röntgendiffraktionsmessung an der Charge 275070 im Walzzustand..	143
Tabelle 5-3: Versetzungsdichten der Charge 247967 in allen Wärmebehandlungszuständen	145

Lebenslauf

ANGABEN ZUR PERSON

Name: Nikolaus Bernhard Eder
 Anschrift: Schüttaustrasse 72-78/1/15
 1220 Wien
 Telefon: +43 699 101 21 966
 E-Mail: nbe@inode.at
 Geburtsdatum: 21. Juni 1980



SCHUL- UND BERUFSAUSBILDUNG

2009 - dato	FH Technikum Wien , Masterstudium Technisches Umweltmanagement
2007 - 2011	TU Wien - Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie; Doktoratsstudent; Auftraggeber: voestalpine Grobblech GmbH
2005 - 2007	FH Technikum Wien , Diplomstudium Internationales Wirtschaftsingenieurwesen, Vertiefung Maschinentechnik; Dipl.-Ing. (FH)
2000 - 2007	TU Wien , Diplomstudium Maschinenbau, Vertiefung Konstruktion und Werkstofftechnik; Dipl.-Ing.
1994 - 1999	Technologisches Gewerbemuseum (TGM) , HTL Wien 20, Abteilung Maschinenbau - Ausbildungsschwerpunkt Werkstofftechnik - Schweißtechnik; Matura
1990 - 1994	Realgymnasium , Franklinstrasse 21, Wien 21
1986 - 1990	Volksschule der Schulbrüder , Wien 21

ARBEITS- UND LEHRERFAHRUNG

2008 - dato	TGM - Abteilung Maschineningenieurwesen, Vertragslehrer
SS 2008 - dato	TU Wien - Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie; Laborübung Grundlagen der Werkstofftechnik - Teilgebiet Zugversuch
2007 - dato	TU Wien - Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie; Projektassistent
2002 - 2007	Technologisches Gewerbemuseum (TGM) - Abteilung Maschineningenieurwesen; Abteilungsassistent
2004	WIFI Wien - Vortragender, Lehrgang für KFZ-Mechaniker Meister
2001 - 2002	W&P EDV-Dienstleistungen; EDV- Techniker (HW & SW)
1999 - 2000	Zivildienst ASBÖ Floridsdorf- Donaustadt ; RTW und KTW-Fahrer, Wasserrettung

PRAKTIKA

Sommer 1997	Magistratsabteilung 32 – Haustechnik
-------------	---

Sommer 1996	Magistratsabteilung 32 – Haustechnik
-------------	---

Sommer 1995	Fa. Khu Peter , Sondermaschinenbau
-------------	---

PERSÖNLICHE FÄHIGKEITEN UND KOMPETENZEN

Muttersprache	Deutsch
---------------	---------

Sonstige Sprachen	Englisch, Grundkenntnisse Polnisch
-------------------	------------------------------------

EDV- Kenntnisse	Windows 3.11 - Seven, Office, Linux HTML, VB, SQL, C++, TurboPascal AutoCAD 12-2010, Solid Designer, ME10, OneSpaceDesigner, OneSpaceModelling, ProEngineer Grundkenntnisse CATIA, Inventor
-----------------	---

Sonstiges	Führerschein der Gruppen A und B Schiffsführerpatent bis 10m inkl. Wasserstraßen Kranführerausweis Staplerführerausweis IGM Schweißroboterkurs European Welding Engineer (EWE) Teil 1 Interner Umweltauditor nach ISO 14001 Umweltbeauftragter EMAS und ISO 14001 Abfallbeauftragter nach AWG 2002
-----------	--
