Forschungsberichte
aus dem



**Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe**

der UNIKASSEL
VERSITÄT

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

kassel university press

Band 15

Arne Ellermann

Der Bauschingereffekt bei vergüteten, bainitischen und normalisierten Zuständen der Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6

Forschungsberichte
aus dem



Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe

der

UNIKASSEL
VERSITÄT

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes

Band 15

Arne Ellermann

Der Bauschingereffekt bei vergüteten, bainitischen und normalisierten Zuständen der Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6

kassel university press

Forschungsberichte aus dem Institut für Werkstofftechnik - Metallische Werkstoffe der Universität Kassel
Band 15

Herausgeber:

Prof. Dr.-Ing. B. Scholtes
Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe
Universität Kassel
Mönchebergstr. 3
34109 Kassel

Die vorliegende Arbeit wurde vom Fachbereich Maschinenbau der Universität Kassel als Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.) angenommen.

Erster Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes
Zweiter Gutachter:	o. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. H. Peter Degischer
Tag der mündlichen Prüfung:	11. Dezember 2012

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.ddb.de abrufbar

Zugl.: Kassel, Univ., Diss. 2012
ISBN 978-3-86219-514-5 (print)
ISBN 978-3-86219-599-2 (e-book)
URN http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:0002-5990

© 2013, kassel university press GmbH, Kassel
www.upress.uni-kassel.de

Printed in Germany

Vorwort des Herausgebers

Bei einer zunehmenden Verbreitung elektronischer Medien kommt dem gedruckten Fachbericht auch weiterhin eine große Bedeutung zu. In der vorliegenden Reihe werden deshalb wichtige Forschungsarbeiten präsentiert, die am Institut für Werkstofftechnik– Metallische Werkstoffe der Universität Kassel gewonnen wurden. Das Institut kommt damit auch – neben der Publikationstätigkeit in Fachzeitschriften – seiner Verpflichtung nach, über seine Forschungsaktivitäten Rechenschaft abzulegen und die Resultate der interessierten Öffentlichkeit kenntlich und nutzbar zu machen. Allen Institutionen, die durch Sach- und Personalmittel die durchgeführten Forschungsarbeiten unterstützen, sei an dieser Stelle verbindlich gedankt.

Kassel, im Januar 2013

Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes

Inhaltsverzeichnis

Symbole und Abkürzungen ……..……..…...……...IX

1 Einleitung und Motivation.....1

2 Kenntnisstand und Grundlagen.....3

2.1 Wärmebehandlung von Stahl.....3

2.2 Mechanische Verformung.....5

2.2.1 Homogene Verformung: Zug und Druck.....5

2.2.2 Inhomogene Verformung: Biegung.....5

2.2.3 Betrachtung spezieller Verformungsfälle und -zustände.....7

2.2.3.1 Formstabilität beim Stauchversuch.....7

2.2.3.2 Spannungs- und Dehnungsverteilung am Biegebalken.....8

2.2.3.3 Schwerpunkt des Biegebalkenquerschnitts.....10

2.3 Verzug.....11

2.4 Richten.....13

2.5 Eigenspannungen.....13

2.6 Bauschingereffekt.....16

2.6.1 Auswirkung des Bauschingereffekts auf die mechanischen Eigenschaften.....16

2.6.2 Ursachen und Modelle des Bauschingereffekts.....17

2.6.2.1 Kornanisotropiemodell von Heyn und Masing.....18

2.6.2.2 Versetzungsmodell von Orowan.....19

2.6.2.3 Rückspannungsmodelle.....20

2.6.3 Einflussgrößen auf den Bauschingereffekt.....22

2.6.3.1 Verformungseinflüsse.....22

2.6.3.2 Einflüsse von Fremdatomen, Teilchen und zweiten Phasen.....24

2.6.3.3 Mikrostruktureinflüsse.....24

2.6.3.4 Versetzungseinflüsse.....26

2.6.3.5 Einfluss der Wärmebehandlung bei Stählen.....26

2.6.4 Kenngrößen des Bauschingereffekts.....27

2.6.4.1 Plastische Rückverformung.....27

2.6.4.2 Tangentenmodul.....27

2.6.4.3 Fließgrenzen.....28

2.6.4.4 Bezogene Fließgrenzen.....29

2.6.4.5 Bleibende Entfestigung.....30

2.6.4.6 Weitere Kenngrößen.....30

2.7 Strength-Differential-Effect.....31

2.7.1 Ursachen des SD-Effekts.....31

2.7.2 Einflussgrößen auf den SD-Effekt.....32

2.7.2.1 Mikrostruktureinflüsse 32
2.7.2.2 Verformungseinflüsse 33
2.7.2.3 Temperatureinflüsse 33
2.7.3 Kenngrößen des SD-Effekts 34
2.8 Restaustenit 34
2.8.1 Auswirkung des Restaustenits auf die mechanischen Eigenschaften 34
2.8.2 Ursachen der Restaustenits 35
2.8.3 Einflussgrößen auf den Restaustenitgehalt 35
2.8.3.1 Einflüsse von Legierungselementen 35
2.8.3.2 Mikrostruktureinflüsse 36
2.8.3.3 Verformungseinflüsse 37

3 Werkstoffe und Proben 38

3.1 Versuchswerkstoffe 38
3.1.1 42CrMoS4 38
3.1.1.1 Anlieferungszustand 38
3.1.1.2 Wärmebehandlung 38
3.1.1.3 Mechanische Kennwerte 40
3.1.2 100Cr6 42
3.1.2.1 Anlieferungszustand 42
3.1.2.2 Wärmebehandlung 43
3.1.2.3 Mechanische Kennwerte 45
3.2 Probengeometrien 48
3.2.1 Zugproben 48
3.2.2 Druckproben 49
3.2.3 Zug-Druck-Proben 50
3.2.4 Biegeproben 50

4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführungen 52

4.1 Mikroschliffe 52
4.2 Prüfvorrichtungen 52
4.2.1 Zugvorrichtung 52
4.2.2 Druckvorrichtung 53
4.2.3 Zug-Druck-Vorrichtung 54
4.2.4 4-Punkt-Biegevorrichtung 55
4.3 Messtechnik und Durchführung der mechanischen Verformung 56
4.4 Ermittlung der Bauschingerkenngrößen 57
4.5 Ermittlung der Eigenspannungen 59
4.6 Ermittlung des Restaustenitgehalts 62
4.7 Ermittlung der Geometrieänderung an Biegebalken 63

4.8 Ermittlung des SD-Effekts ... 63
4.9 Durchführung der FE-Simulation ... 64
4.9.1 Aufbau des FE-Modells ... 64
4.9.2 Werkstoffparameter für die Modellierung ... 65
4.9.3 Versuchsdurchführung ... 66
4.10 Grundsätzliche Aussagen zur Messgenauigkeit ... 66

5 Untersuchungsergebnisse 42CrMoS4 ... 68
5.1 Bauschingereffekt ... 68
5.1.1 Homogene Beanspruchung ... 68
5.1.1.1 Verformungskurven ... 68
5.1.1.2 Plastische Rückverformungen ... 69
5.1.1.3 Tangentenmoduln ... 70
5.1.1.4 Stauchgrenzen ... 71
5.1.1.5 Bezogene Stauchgrenzen ... 71
5.1.2 Inhomogene Beanspruchung ... 72
5.1.2.1 Verformungskurven ... 72
5.1.2.2 Plastische Rückverformungen ... 73
5.1.2.3 Tangentenmoduln ... 74
5.1.2.4 Biegegrenzen ... 75
5.1.2.5 Bezogene Biegegrenzen ... 76
5.2 Eigenspannungen und Integralbreiten ... 77
5.2.1 Homogene Beanspruchung ... 78
5.2.1.1 Verformungskurven ... 78
5.2.1.2 Eigenspannungsentwicklung ... 79
5.2.1.3 Integralbreitenentwicklung ... 80
5.2.2 Inhomogene Beanspruchung (Randebenen) ... 81
5.2.2.1 Verformungskurven ... 81
5.2.2.2 Eigenspannungsentwicklung in den Randebenen ... 82
5.2.2.3 Integralbreitenentwicklung in den Randebenen ... 83
5.2.3 Inhomogene Beanspruchung (Biegehöhe) ... 84
5.2.3.1 Eigenspannungsentwicklung entlang der Biegehöhe ... 84
5.2.3.2 Integralbreitenentwicklung entlang der Biegehöhe ... 86
5.3 Strength-Differential-Effect ... 87
5.4 Querschnittsänderung bei Biegung ... 89

6 Untersuchungsergebnisse 100Cr6 ... 91
6.1 Bauschingereffekt ... 91
6.1.1 Homogene Beanspruchung ... 91
6.1.1.1 Verformungskurven ... 91
6.1.1.2 Plastische Rückverformungen ... 92

6.1.1.3 Tangentenmoduln 93
6.1.1.4 Stauchgrenzen 93
6.1.1.5 Bezogene Stauchgrenzen 94
6.1.2 Inhomogene Beanspruchung 95
6.1.2.1 Verformungskurven 95
6.1.2.2 Plastische Rückverformungen 96
6.1.2.3 Tangentenmoduln 97
6.1.2.4 Biegegrenzen 98
6.1.2.5 Bezogene Biegegrenzen 99
6.2 Eigenspannungen und Integralbreiten 100
6.2.1 Homogene Beanspruchung 100
6.2.1.1 Verformungskurven 100
6.2.1.2 Eigenspannungsentwicklung 101
6.2.1.3 Integralbreitenentwicklung 103
6.2.2 Inhomogene Beanspruchung (Randebenen) 104
6.2.2.1 Verformungskurven 104
6.2.2.2 Eigenspannungsentwicklung in den Randebenen 105
6.2.2.3 Integralbreitenentwicklung in den Randebenen 106
6.2.3 Inhomogene Beanspruchung (Biegehöhe) 107
6.2.3.1 Eigenspannungsentwicklung entlang der Biegehöhe 107
6.2.3.2 Integralbreitenentwicklung entlang Biegehöhe 109
6.3 Strength-Differential Effect 110
6.4 Querschnittsänderung bei Biegung 112
7 Weitere Untersuchungsergebnisse 114
7.1 Restaustenitentwicklung 114
7.1.1 Verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung 114
7.1.2 Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung 116
7.2 FE-Simulation einer Biegeverformung aus Zug- und Druckdaten 117
7.2.1 Spannungsverteilung in Probenlängsachse 117
7.2.2 Dehnungsverteilung in Probenlängsachse 119
7.3 Bauschingereffekt unter homogener Druck-Zug-Beanspruchung 121
7.3.1 Plastische Rückverformungen 121
7.3.2 Tangentenmoduln 122
7.3.3 Bezogene Dehngrenzen 123
8 Diskussion 125
8.1 Vergleich der Vorformungskurven 125
8.1.1 Vergleich von Nennspannung und fiktiver Randspannung 125
8.1.2 Hysteresenbildung bei Vorverformung und Lastumkehr 127
8.1.3 Vergleich von homogener Zug-Druck und Druck-Zug Beanspruchung 127

8.1.4 Fazit Verformungskurven 130
8.2 Entwicklung von Eigenspannungen bei mechanischer Verformung 130
8.2.1 Eigenspannungen nach homogener und inhomogener Beanspruchung 131
8.2.2 Integralbreiten nach homogener und inhomogener Beanspruchung 134
8.2.3 Eigenspannungen entlang der Biegehöhe 138
8.2.4 Integralbreiten entlang der Biegehöhe 141
8.2.5 Eigenspannungsänderung entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr 144
8.2.6 Mikro- und Makroeigenspannungsanteile bei inhomogener Verformung 145
8.2.6.1 Mikro- und Makroeigenspannungen entlang der Biegehöhe 147
8.2.6.2 Mikro- und Makroeigenspannungen in den Randebenen 149
8.2.7 Vergleich der Eigenspannungen in den Randebenen und im Inneren 151
8.2.8 Fazit Eigenspannungen 153
8.3 Simulation einer Biegebeanspruchung aus Zug und Druck 155
8.3.1 Simulation der Eigenspannungsverteilung entlang der Biegehöhe 155
8.3.2 Simulation der elastischen und plastischen Dehnung entlang der Biegehöhe 156
8.3.3 Fazit FE-Simulation 158
8.4 Auswirkungen des SD-Effekts 159
8.4.1 Richtungsabhängiger Elastizitätsmodul bei homogener Beanspruchung 159
8.4.2 Höhe des SD-Effekts unter homogener und inhomogener Beanspruchung 161
8.4.3 Querschnittsänderung und Lage der neutralen Ebene beim Biegebalken 164
8.4.4 Auswirkung des SD-Effekts auf die Randdehnung beim Biegebalken 167
8.4.5 Einfluss von Mikrostruktur und Verformung auf den SD-Effekt 171
8.4.6 Fazit SD-Effekt 172
8.5 Auswirkungen von Restaustenit 173
8.5.1 Verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung 173
8.5.2 Entwicklung von Eigenspannungen durch Restaustenitumwandlung 174
8.5.3 Fazit Restaustenit 176
8.6 Bewertung des Bauschingereffekts 176
8.6.1 Grundsätzliche Vorüberlegungen zu den Bauschingerkenngrößen 177
8.6.1.1 Aussagekraft der Bauschingerkenngrößen 177
8.6.1.2 Form der Entlastungskurven 179
8.6.2 Einfluss von Gefüge und Mikrostruktur auf den Bauschingereffekt 180
8.6.2.1 Stauch- und Biegestauchgrenzen 181
8.6.2.2 Bezogene Stauch- und Biegestauchgrenzen 182
8.6.2.3 Tangentenmoduln 184
8.6.2.4 Plastische Rückverformungen 186
8.6.3 Einfluss der Vorverformung auf den Bauschingereffekt 188
8.6.4 Einfluss der Beanspruchungsart auf den Bauschingereffekt 190
8.6.5 Einfluss der Verformungsrichtung auf den Bauschingereffekt 196
8.6.6 Bleibende Entfestigung 198
8.6.7 Wechselwirkungen der Einflussgrößen 199

8.6.8 Fazit Bauschingereffekt 201
8.7 Betrachtung möglicher Fehlereinflüsse 202
8.7.1 Messstelle der Eigenspannungsmessung 202
8.7.2 Genauigkeit der DMS-Messung bei Lastumkehr 203
8.7.3 Applikation und Messung mit Dehnungsmessstreifen 205
8.7.4 Präzision von Proben und Prüfmaschinen 205
8.7.5 Oberflächenbeschaffenheit hochfester Proben 206
9 Zusammenfassung 207
10 Quellen 211
11 Anhang 222

Symbole und Abkürzungen

Symbol	Beschreibung	Einheit
α	Ferrit (α-Fe)	--
γ	Austenit (γ-Fe)	--
ΔL	Längenänderung	mm
$\Delta\varepsilon_p$*	plastische Rückverformung	%
$\Delta\sigma$	permanente Entfestigung	MPa
ε	Dehnung	%
$\varepsilon(y)$	Normaldehnungsverteilung	%
ε_{bl}	bleibende Dehnung nach Entlastung (inkl elast. Anteil)	%
ε_{el}	elastische Dehnung	%
ε^G	Gitterdehnung	%
ε_{pl}	plastische Dehnung	%
ε_R	Randdehnung	%
ε_t	Totaldehnung	%
$\varepsilon_x(y)$	Dehnungsverteilung	%
θ	Beugungswinkel	°
θ_0	Beugungswinkel des unverformten Gitters	°
λ	Wellenlänge	nm
$\sigma(y)$	Biegespannungsverteilung	MPa
σ*	fiktive Spannung	MPa
σ^{ES}	Eigenspannung	MPa
σ_{max}	Maximalspannung vor Entlastungsbeginn	MPa
σ_{maxR}	größte Spannung bei Rückverformung	MPa
σ_{maxV}	größte Spannung bei Vorverformung	MPa
σ_n	Nennspannung	MPa
σ_R*	fiktive Randspannung	MPa
σ_w	wahre Spannung	MPa
$\sigma_x(y)$	Spannungsverteilung in Biegebalken	MPa

Abkürzung	Beschreibung	Einheit
a	Abstand	mm
A_{c3}	Umwandlungstemperatur	°C
b	Abstand	mm
BEP	Bauschinger Energy Parameter	--
BG	Bainitisches Gefüge	--
BSP	Bauschinger Strain Parameter	--
C	Kohlenstoff	--
D	verformter Gitterebenenabstand	Å
D_0	unverformter Gitterebenenabstand	Å
DMS	Dehnungsmessstreifen	--
E	Elastizitätsmodul	MPa, GPa
F	Kraft	N
Fa.	Firma	--
FE	Finite Elemente	--
GND	Geometrically Necessary Dislocations	--
I_y	Flächenträgheitsmoment	mm^4
I_0	eingestrahlte Intensität	1/s
I	gebeugte Intensität	1/s
kfz	kubisch fächenzentriert	--
krz	kubisch raumzentriert	--
L	Länge	mm
L_0	Angangsmesslänge	mm
M	(Biege-) Moment	Nm
Ma.%	Masseprozent	%
M_f	Martensitfinishtemperatur	°C
M_S	Martensitstarttemperatur	°C
n	natürliche Zahl	--
N	Normalenvektor	--
NG1	Normalisiertes Gefüge 1 (Luftabkühlung)	--
NG2	Normalisiertes Gefüge 2 (Ofenabkühlung)	--
n.v.	nicht verfügbar, nicht vorhanden	--
R_{Bdx}	Biegestauchgrenze x%	MPa

Abkürzung	Beschreibung	Einheit
R_{Bpx}	Biegedehngrenze x%	MPa
R_{Bx}	Biegegrenze x%	MPa
R_{dx}	Stauchgrenze x%	MPa
R_e	Streckgrenze	MPa
R_{eL}	Untere Streckgrenze	MPa
R_m	Zugfestigkeit	MPa
R_{px}	Dehngrenze x%	MPa
RT	Raumtemperatur (ca. 25°C)	°C
S_0	Querschnittsfläche	mm²
SD	Strength-Differential	--
SP	Schwerpunkt	--
T	Tangentenmodul	MPa, GPa
T_q	Abschrecktemperatur	°C
TRIP	Transformation Induced Plasticity	--
trz	tetragonal raumzentriert	--
VG1	Vergütungsgefüge 1	--
VG2	Vergütungsgefüge 2	--
V_γ	Volumenanteil Austenit	%
Vol.%	Volumenanteil	&
W_B	axiales Widerstandsmoment	mm^3
y	Schwerpunktabstand	mm

1 Einleitung und Motivation

Die seit vielen Jahren stetig steigenden Energiekosten haben im Bewusstsein der Bevölkerung ein Bedürfnis nach energieeffizienten Produkten geweckt. Im Fahrzeugbau bedeutet dies beispielsweise neben dem Einsatz moderner Technologien insbesondere die Reduzierung von Gewicht. Dies wird oft durch die Verwendung dünner bzw. dünnwandiger Bauteile erreicht, die aber, um den Anforderungen an die Festigkeit zu genügen, aus hochfesten Werkstoffen gefertigt werden, deren Herstellung bei Stählen sehr oft mit einer Wärmebehandlung verbunden ist. Die Praxis zeigt, dass gerade lange dünne Bauteile wie Achsen und Wellen nach einer Wärmebehandlung Maß- und Formabweichungen aufweisen. Die Ursachen hierfür sind sehr vielfältig, jedoch ist der Verzug in der (Serien-) Produktion ein großes Problem, da die Bauteile einer kosten- und zeitintensiven Endbearbeitung unterzogen werden müssen, um die konstruktionsseitigen Anforderungen an Rundlauf und Maßhaltigkeit zu erfüllen.

Trotz intensiver Forschung ist es bislang lediglich gelungen, den nach der Wärmebehandlung zu Tage tretenden Verzug zu reduzieren, jedoch nicht, ihn vollständig zu beseitigen. Daher ist eine Verzugskorrektur bis dato Stand der Technik. Ein weit verbreitetes Mittel bei Wellen und Achsen ist hierfür das „Biegerichten“, das durch plastische Verformungen in definierten Werkstoffbereichen die Bauteile begradigt. Zwar werden danach üblicherweise die „äußeren“ Anforderungen an Maßhaltigkeit und Rundlauf erfüllt, jedoch bleibt die eingebrachte plastische Deformation nicht ohne Folgen für das Werkstoffverhalten. Erfolgt noch im Richtprozess oder im späteren Betrieb eine Beanspruchung in einer dem Richtvorgang entgegengesetzten Richtung, ist mit dem Auftreten des Bauschingereffekts zu rechnen, der das Verformungsverhalten des Werkstoffs charakteristisch beeinflusst und u.a. die Elastizitätsgrenze des Werkstoffs rapide absinken lässt, so dass das Bauteil seinen Anforderungen bezüglich der mechanischen Festigkeit nicht mehr gerecht wird.

Das Ziel der Arbeit ist, den Bauschingereffekt an verschiedenen praxisrelevanten Wärmebehandlungszuständen der beiden Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6 zu charakterisieren. Da für hochfeste Zustände in der Literatur bislang kaum Untersuchungsergebnisse zum Bauschingereffekt vorliegen, werden sowohl niedrig angelassene als auch bainitische Wärmebehandlungszustände untersucht, zum Vergleich ebenso normalisierte Zustände. Neben der beim Biegerichten vorherrschenden inhomogenen Beanspruchung sollen zu Vergleichszwecken auch Versuche unter homogener Zug-, Druck- und Zug-Druck Beanspruchung durchgeführt werden, da diese Beanspruchungsart weniger komplex ist und zusätzlich die auftretenden (Nenn-) Spannungen hinreichend gut bestimmbar sind.

Da der Bauschingereffekt das gesamte Verformungsverhalten beeinflusst und es daher nicht möglich ist, ihn mit einer einzelnen Kenngröße hinreichend genau beschreiben zu können, werden hierzu im Rahmen der vorliegenden Arbeit mehrere sogenannte „Bau-

schingerkenngrößen“ verglichen. Dabei stehen der Einfluss von Mikrostruktur, Beanspruchungsart sowie der vor der Lastumkehr erfolgten plastischen Vorverformung im Mittelpunkt der Untersuchungen. Da der Bauschingereffekt erst nach einem Wechsel der Beanspruchungsrichtung auftritt, muss in diesem Zusammenhang auch der sog. Strength-Differential-Effect (SD-Effekt) thematisiert werden. Dieser äußert sich durch einen höheren Werkstoffwiderstand gegen plastische Verformung unter Druckbeanspruchung als unter Zugbeanspruchung. Im Rahmen der Arbeit wird daher untersucht, ob die wärmebehandlungsbedingte Mikrostruktur einen Einfluss auf die Höhe des auftretenden SD-Effekts besitzt und ob ein Zusammenhang mit dem Bauschingereffekt erkennbar ist.

Da der Bauschingereffekt in der Literatur oft in Verbindung mit dem Auftreten von „inneren Spannungen“ gebracht wird, sollen mittels Röntgenbeugung die nach homogener und inhomogener Beanspruchung auftretenden Eigenspannungs- und Integralbreitenverläufe der Proben erfasst und verglichen werden, um eine Aussage über die bei der Verformung ablaufenden mikrostrukturellen Vorgänge zu erhalten.

Auch der Thematik des im Biegerichtvorgang nicht unwichtigen Restaustenits soll in Hinsicht auf die Eigenspannungsentwicklung und der unter mechanischer Verformung auftretenden Restaustenitumwandlung nachgegangen werden.

2 Kenntnisstand und Grundlagen

2.1 Wärmebehandlung von Stahl

Die große technische Bedeutung der Eisenbasiswerkstoffe beruht seit Jahrzehnten darauf, dass sich deren Eigenschaften bei einer festgelegten chemischen Zusammensetzung durch eine Wärmebehandlung im festen Zustand in weiten Grenzen verändern lassen. Der allotropen Umwandlung zwischen kubisch-flächenzentriertem (kfz) γ-Fe und kubisch-raumzentriertem (krz) α-Fe kommt dabei große Bedeutung zu [1, 8].

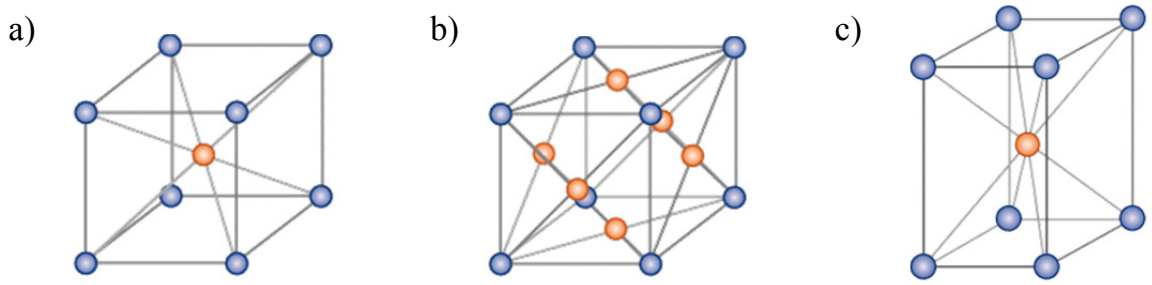


Abb. 2-1: Verschiedene Gitterstrukturen der Elementarzelle des Stahls: a) kubisch flächenzentriert, b) kubisch raumzentriert, c) tetragonal-raumzentriert [2].

Eine zentrale Rolle bei der Wärmebehandlung nimmt der Kohlenstoff ein. Dieser muss zunächst durch ein Erwärmen und Halten auf Austenitisierungstemperatur oberhalb A_{c3} in Lösung gebracht werden. Der nachfolgende Abkühlprozess entscheidet darüber, welcher Gefügezustand sich einstellt.

Bei hinreichend hohem Kohlenstoffgehalt und hinreichend rascher Abkühlung (Abschreckung) entsteht durch eine diffusionslose Umwandlung (Bain-Transformation) der, zu Ehren nach A. Martens benannte, Martensit [3], der eine tetragonale (trz) Struktur besitzt. Das bei der Umwandlung entstehende martensitische Härtungsgefüge ist thermodynamisch als metastabil anzusehen [4]. Das nadelartige Gefüge ist sehr hart und spröde und ähnelt durch seine Feinkörnigkeit eher einer gleichmäßig strukturierten Masse, obwohl ehemalige Austenitkorngrenzen noch nachweisbar sind [1]. Die hohe Härte beruht auf der hohen Versetzungsdichte, die einer großen Anzahl an lokalen Versetzungsbewegungen bedarf, um Hindernisse zu übergehen [4]. Die bei der Martensitbildung ablaufenden thermodynamischen, mikrostrukturellen und kristallographischen Vorgänge sind u.a. bei Schumann [1], Vöhringer [3], Berns [5], Haider [6], Gottstein [7] und Macherauch [8] ausführlich beschrieben.

Durch die gezielte Anregung von Diffusionsvorgängen in einem dem Härten nachfolgenden Anlassvorgang wird das harte und spröde Härtungsgefüge durch den Abbau der Tetragonalität in einen gleichgewichtsnäheren Zustand überführt [9]. Das dabei erzeugte Vergütungsgefüge besitzt eine gute Zähigkeit bei hoher Festigkeit [5]. Die im Vergü-

tungsprozess ablaufenden Vorgänge, Einflussgrößen und Anlassstufen sind bei Berns [5], Macherauch und Vöhringer [8], Seidel [10], Bergmann [11], Hornbogen [12], Bargel und Schulze [13] und in [14] näher beschrieben.

Wird das Material nach dem Austenitisieren nicht abgeschreckt und wieder angelassen, sondern schnell auf Umwandlungstemperatur abgekühlt und dort gehalten [5], kommt es zu einem diffusionsgesteuerten Vorgang, der mit Karbidausscheidungen und einer geringeren Versetzungsdichte verbunden ist. Zu Ehren von E.C. Bain wird dieses Gefüge Bainit oder auch Zwischenstufengefüge genannt [1]. Den Unterschied zum Martensit stellen im Wesentlichen die bei Abkühlung von den Korngrenzen oder anderen Keimen beginnenden, in den Austenit langsam hineinwachsenden, an Kohlenstoff übersättigten Ferritkristalle dar. Obwohl dieser Vorgang der Martensitbildung ähnelt, kommt es durch die erhöhte Temperatur im Ferrit bzw. an den Korngrenzen zu diffusionsbedingten Zementitausscheidungen, da die Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff in α-Fe erheblich größer als im γ-Fe ist. Bei hohen Bildungstemperaturen entsteht der sog. obere oder körnige Bainit, der lattenförmige (dem Lattenmartensit ähnliche) Ferritkristalle aufweist. Bei niedrigeren Bildungstemperaturen hingegen entsteht der untere oder nadelige Bainit, der plattenförmige Ferritkristalle zeigt [1] und feinste Zementitteilchen von etwa 0,2 µm enthält [5]. Für höher kohlenstoffhaltige Stähle ergibt sich beim bainitischen Gefüge der Vorteil, dass trotz hoher Härte eine geringere Härterissgefahr als beim martensitischen Härten besteht [5, 144].

Bei einer langsamen, diffusionsgesteuerten Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur auf Raumtemperatur findet eine thermodynamische Gleichgewichtsreaktion in die Perlitstufe statt [1]. Durch die mit fallender Temperatur abnehmende Löslichkeit von Kohlenstoff im γ-Mischkristall muss Kohlenstoff in übereutektoiden Stählen aus dem Gitter herausdiffundieren, so dass sich von den Austenitkorngrenzen ausgehend, Zementitkeime bilden, die eine Kohlenstoffverarmung im umgebenden Austenit bewirken. Das so entstehende Gefüge weist eine lamellare Struktur auf, die mit sinkender Temperatur von 700°C (groblamellar) bis 500°C (feinstlamellar) zunimmt [1] und nach Abschluss der eutektoiden Reaktion [3] als Perlit bezeichnet wird. Die Lamellen bestehen dabei aus kohlenstoffarmem Ferrit (max. 0,02%C) und kohlenstoffreichem Zementit (6,67%C). Reiner Perlit bildet sich bei Legierung mit 0,8%C. Liegt der Kohlenstoffgehalt <0,8% spricht man von untereutektoiden Stählen bei denen neben Perlit auch einzelne Ferritkörner vorliegen. Liegt dagegen der Kohlenstoffgehalt >0,8%, so spricht man von übereutektoiden Legierungen, so dass vollständig Perlit vorherrscht und der überschüssige Kohlenstoff als Sekundärzementit an den Korngrenzen liegt [1, 11].

2.2 Mechanische Verformung

2.2.1 Homogene Verformung: Zug und Druck

In Abb. 2-2 ist die Belastung eines Stabes auf Zug sowie Druck dargestellt.

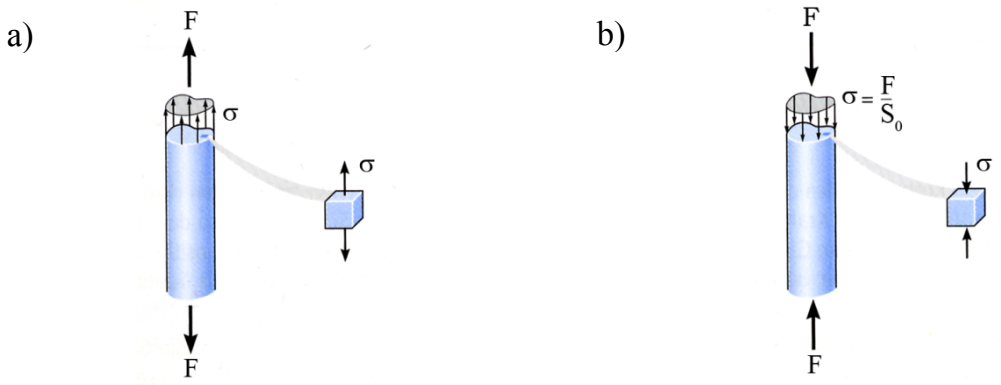


Abb. 2-2: Belastung eines Rundstabs mit der Querschnittsfläche S_0 und die sich dabei ergebende Nennspannung a) im Zugversuch und b) im Druckversuch [15].

Bei der Verformung eine Zugstabs (Abb. 2-2a) ergibt sich die wirkende Nennspannung σ_n durch den Quotienten aus Kraft F dividiert durch die Ausgangsfläche S_0 [16].

$$\sigma_n = \frac{F}{S_0} \tag{2.1}$$

Die Totaldehnung ε_t des Bauteils lässt sich bei konstantem Querschnitt mit Hilfe der Längenänderung ΔL, bezogen auf die Ausgangslänge L_0 bestimmen.

$$\varepsilon_t = \frac{\Delta L}{L_0} \tag{2.2}$$

Das aus Nennspannung und Totaldehnung gebildete technische Spannung-Dehnung-Diagramm ist ein wichtiger Bestandteil der quasistatischen Werkstoffprüfung.

Im Druckversuch (Abb. 2-2b) sind die Gleichungen (2.1) und (2.2) ebenfalls gültig, jedoch tritt hier das Problem der Knickung auf, wenn die Probenhöhe sehr viel größer als der Probendurchmesser ist [17]. Analog zur Zugverformung verwendet man auch im Druckversuch ein technisches Spannung-Dehnung-Diagramm, jedoch wird hier die Dehngrenze als Quetsch- bzw. Stauchgrenze bezeichnet.

2.2.2 Inhomogene Verformung: Biegung

Als Balken werden in der Technik lange schlanke Bauteile bezeichnet, die rechtwinklig zu ihrer Längsachse Beanspruchungen aufnehmen [15]. Gewöhnlich handelt es sich

dabei um ein Bauteil, das einen konstanten Querschnitt besitzt und in unserem Fall einen an beiden Enden gestützten Träger darstellt. Betrachtet man in Abb. 2-3 zunächst ganz allgemein den Querschnitt eines quadratischen Stabes, an dem beidseitig ein Biegemoment M angreift, so zeigt sich, dass die Längslinien gekrümmt, die Vertikallinien jedoch nur geneigt werden, aber ansonsten geradlinig verlaufen.

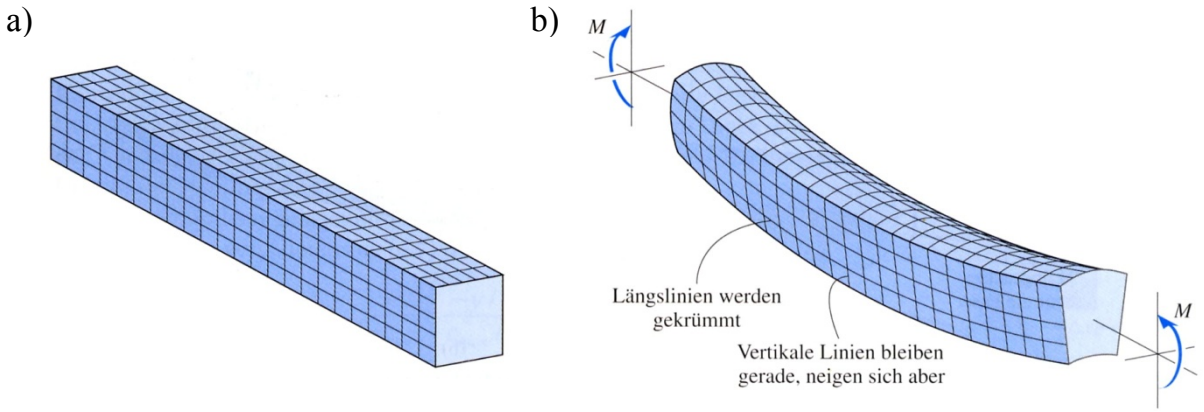


Abb. 2-3: Querschnittsveränderung des Biegebalken bei Belastung mit einem Biegemoment M: a) unverformter Zustand, b) verformter Zustand [15].

Da sich in Abb. 2-3 auf der Oberseite des Balkens eine Materialstauchung und auf der Unterseite eine Materialdehnung einstellt, muss sich dazwischen eine Ebene befinden, die sog. „neutrale Ebene“, die keine Längsdehnung erfährt [15].

Die im Balken auftretende Längsdehnung ε ist vom Abstand y zur neutralen Ebene abhängig, so dass sich eine lineare Normaldehnungsverteilung ε(y) über der Biegehöhe einstellt. Diese ist in Abb. 2-4a dargestellt, wobei die größten Dehnungen in den Randebenen des Balkens und in der neutralen Ebene gar keine auftreten. Für den linearelastischen Zustand gilt auch bei Biegung das Hookesche Gesetz, so dass sich aus der linearen Normaldehnungsverteilung ε(y) die lineare Spannungsverteilung σ(y) über der Biegehöhe ermitteln lässt, die in Abb. 2-4b dargestellt ist.

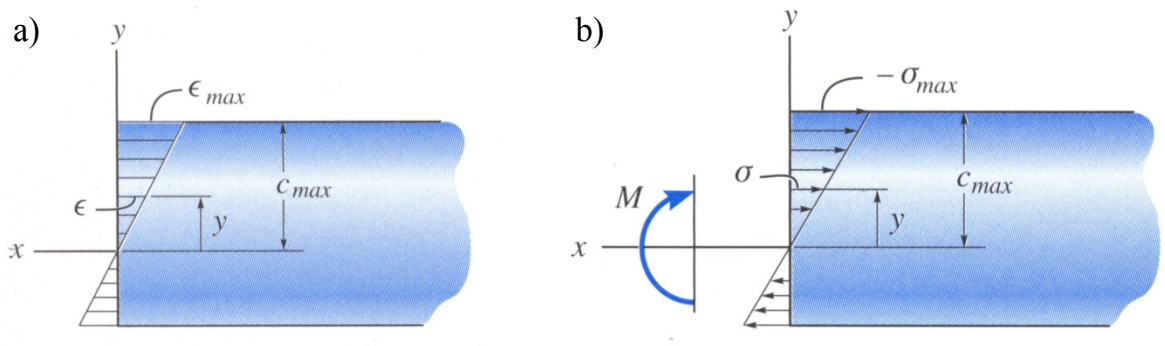


Abb. 2-4: a) Dehnungs- und b) Biegespannungsverteilung entlang der Biegehöhe [15].

Da alle im Balkenquerschnitt auftretenden Momente um die neutrale Ebene im Gleichgewicht stehen müssen, lässt sich über die Lage des Schwerpunktes der Balkenquerschnittsfläche das Trägheitsmoment I_y des Balkens um die Balkenlängsachse ermitteln. So kann letztendlich durch den Zusammenhang zwischen Spannungsverteilung σ(y), anliegendem Biegemoment M und dem Trägheitsmoment I_y des Balkenquerschnitts die Biegespannungsformel hergeleitet werden [15].

$$\sigma(y) = -\frac{M \cdot y}{I_y} \tag{2.3}$$

Überschreitet die durch das anliegende Biegemoment M hervorgerufene Spannung σ(y) die Streckgrenze des Werkstoffs, tritt in den Randebenen des Balkens, wo die größten Dehnungen wirken, elastisch-plastische Verformung auf. Die so entstandene Deformation ist inhomogen über den Balkenquerschnitt und hat nach Entlastung die Entstehung charakteristischer Eigenspannungen zur Folge. Da die Bestimmung der vorliegenden Biegespannung sehr komplex ist, ist man dazu übergegangen, die sog. „fiktive Randspannung“ σ_R* zu bestimmen, die auch im überelastischen Bereich einen linearen Zusammenhang zwischen dem anliegenden Moment und dem axialen Widerstandsmoment W_B des Balkens besitzt [18], siehe Gleichung (2.4).

$$\sigma_R{}^* = -\frac{M}{W_B} \tag{2.4}$$

Eine ausführliche Herleitung der bei einer Biegeverformung auftretenden mathematischen Zusammenhänge ist u.a. bei Hibbeler [15] und Bürgel [16] zu finden. Auf die genauen Verläufe der Spannungs- und Dehnungsverteilung im Biegebalken wird nochmals in Kap. 2.2.3.2 eingegangen.

2.2.3 Betrachtung spezieller Verformungsfälle und -zustände

2.2.3.1 Formstabilität beim Stauchversuch

Obwohl bei Zug und Druckverformung im Wesentlichen die gleichen mechanischen Grundsätze gelten, gestaltet sich die Durchführung von Druckversuchen schwieriger, da einerseits das Problem der Knickung auftritt, wenn die Probenhöhe h_0 sehr viel größer als der Probendurchmesser d_0 ist. Daher wird in der Praxis üblicherweise ein Verhältnis von

$$1{,}5 \leq \frac{h_0}{d_0} \leq 2 \tag{2.5}$$

nicht überschritten [17]. Andererseits stellt beim Stauchversuch die an der Kontaktfläche zwischen Probe und Werkzeug durch Relativbewegung auftretende Reibung [17,

19, 20] ein Problem dar. Beim gewöhnlichen Zylinderstauchversuch nach DIN 501060 [21] tritt daher eine tonnenförmige Probenverformung auf, die sich insbesondere bei großen Stauchungen bemerkbar macht und zu einem mehrachsigen Spannungszustand führt [13, 22], siehe Abb. 2-5.

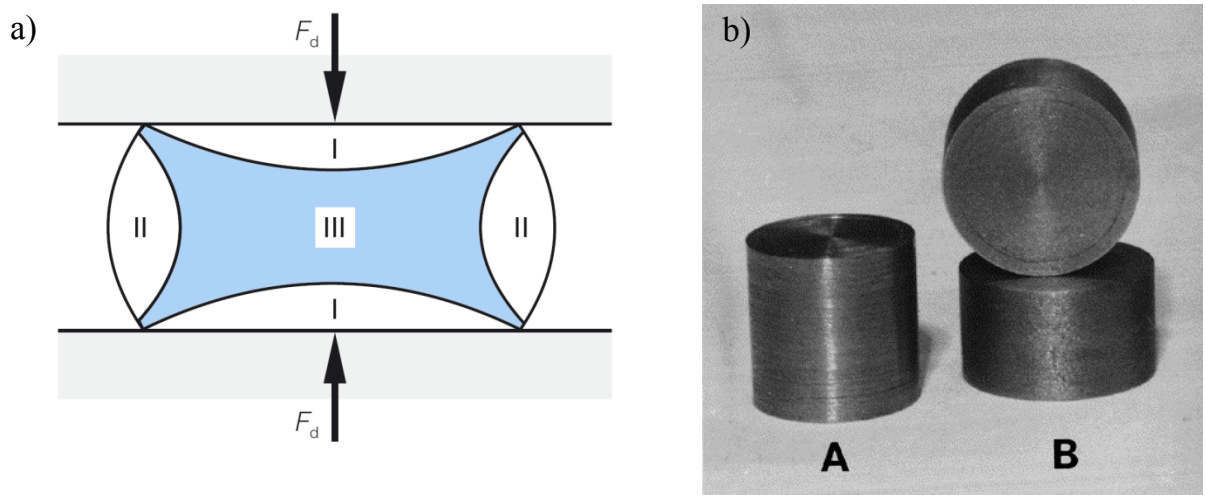


Abb. 2-5: a) Verformungszonen im Druckversuch, Zone I: geringe Verformung durch Reibungsbehinderung, Zone II: mäßige Zugverformung, Zone III: hohe Schubverformung [13]; sowie b) unverformte (A) und verformte (B) Druckprobe aus Stahl nach „Rastegaev" [23].

Um ein Ausbauchen in Probenmitte und den damit einhergehenden mehrachsigen Spannungszustand zu verhindern, werden in der Literatur zwei Methoden vorgeschlagen: Nach Siebel und Pomp [20] und [18] kann eine Zylinderprobe mit kegelförmigen Vertiefungen an den Stirnflächen verwendet werden, die während der Prüfung auf Kegelspitzen gleicher Winkel aufliegen. Des Weiteren existiert die Methode nach „Rastegaev" (nach anderen Quellen „Rastegajev"), bei der an den Stirnseiten der Zylinderproben flache Fettschmiertaschen ausgespart sind. Beide Methoden sollen die Probe während des Stauchens im Messbereich zylindrisch halten, so dass dort der einachsige Spannungszustand erhalten bleibt [19]. Der in der Literatur verbreitetere Typ nach Rastegaev zeigt in Abb. 2-5 nach einer Stauchung praktisch keine tonnenförmige Ausbauchung.

2.2.3.2 Spannungs- und Dehnungsverteilung am Biegebalken

Die zuvor in Kap. 2.2.2 beschriebene Biegeverformung verursacht durch die inhomogene Beanspruchung über der Biegehöhe einen charakteristischen Verlauf von Spannung und Dehnung, der von Macherauch [24] detailliert beschrieben wird. Einige mathematische Ansätze zur Berechnung sind bei Krisch und Gramberg [25] zu finden.

Bei rein elastischer Verformung wachsen über der Biegehöhe sowohl die Spannungsverteilung $\sigma_x(y)$ als auch die Dehnungsverteilung $\varepsilon_{x,ges}(y)$ von der neutralen Ebene zu

den Randebenen (σ_R, $\varepsilon_{R,ges}$) hin linear an. Wird die Elastizitätsgrenze des Werkstoffs überschritten, beginnen sich Plastifizierungen – von den Randebenen ausgehend – sukzessiv ins Probeninnere auszubreiten. Da die sich dabei einstellende Spannungsverteilung nur äußerst schwer zu bestimmen ist, ermittelt man im überelastischen Bereich die Biegespannung analog zum linearelastischen Bereich aus den geometrischen Probenabmaßen und dem anliegenden Biegemoment. Die so ermittelte „fiktive Spannung“ σ* ist im Probeninneren etwas niedriger und am Rand etwas größer als die reale Spannung σ_R. Der Totaldehnungsverlauf bleibt hingegen linear, siehe Abb. 2-6b.

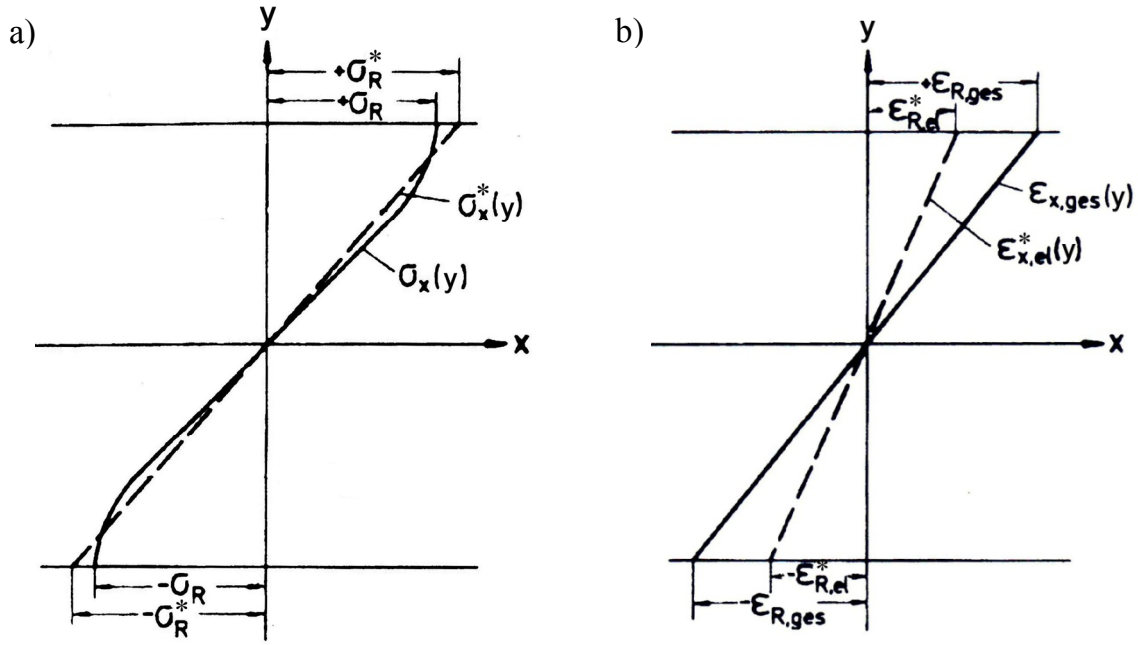


Abb. 2-6: a) Spannungsverteilung und b) Dehnungsverteilung über der Biegehöhe nach elastisch-plastischer Verformung [24].

Nach überelastischer Verformung ergeben sich in den Randebenen auf der Zugseite der Probe Druckeigenspannungen und auf der Druckseite Zugeigenspannungen. Über der Biegehöhe stellt sich ein charakteristischer Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang ein, siehe Abb. 2-7. Die sich einstellende bleibende Dehnung ε_{bl} ist hingegen noch komplexer. Während die plastische Dehnung ε_{pl} im Probeninneren „Null“ beträgt und erst ab dem Überschreiten der Elastizitätsgrenze zu den Rändern hin anwächst, so liegt nach Entlastung ein elastischer Dehnungsanteil ε_{el} mit dreifachem Nulldurchgang vor. Die sich als Summe aus elastischer und plastischer Dehnung ergebende Totaldehnungsverteilung ist über der Biegehöhe linear. Wie Abb. 2-7 richtig zeigt, entspricht die Totaldehnung nach Entlastung aufgrund der vorhandenen elastischen Anteile ε_{el} nicht der plastischen Dehnung ε_{pl}, weshalb der Begriff „bleibende“ Dehnung ε_{bl} verwendet wird.

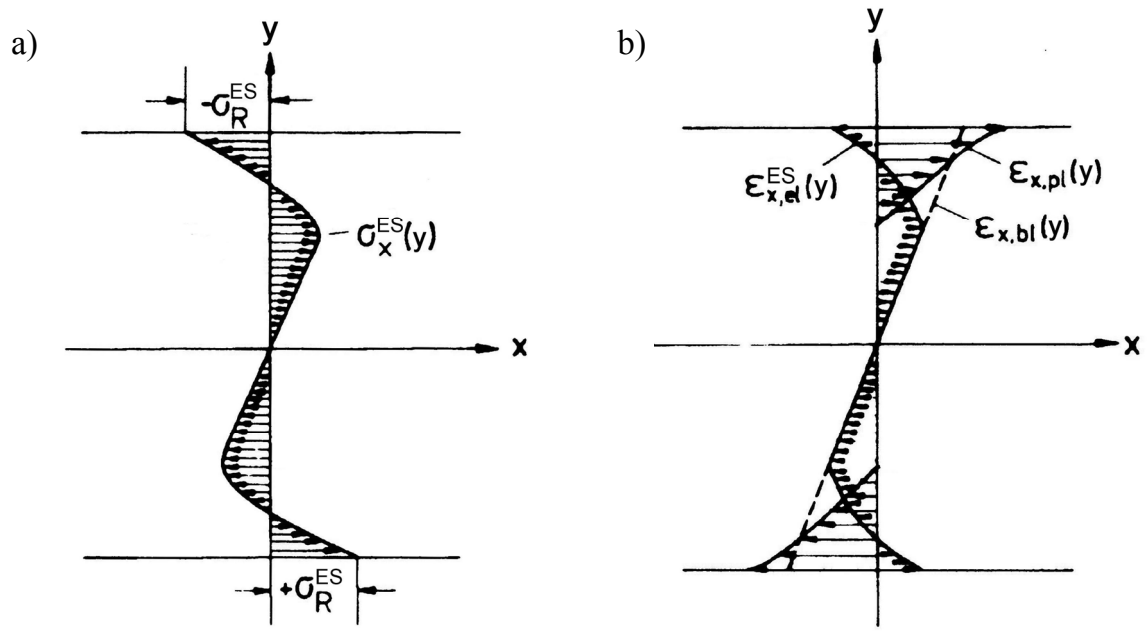


Abb. 2-7: Verteilung von a) Eigenspannungen sowie b) der elastischen, plastischen und der resultierenden bleibenden Dehnung über der Biegehöhe nach elastisch-plastischer Verformung [24].

Darüber hinaus hat dies auch Einfluss auf die bei Biegeverformung auftretenden Fließgrenzen, den sog. Biegegrenzen R_{Bx}. Analog zum homogenen Lastfall kann diese als Biegestauchgrenze R_{Bdx} sowie als Biegedehngrenze R_{Bpx} auftreten. Da die Dehn- und Stauchgrenze des homogenen Lastfalls auf die Nennspannung σ_n und die plastische Verformung ε_{pl} bezogen werden, die Biegegrenzen jedoch auf die fiktive Randspannung σ_R* sowie die bleibende Verformung ε_{bl}, sind die Werte bei gleichem Werkstoff nicht identisch.

2.2.3.3 Schwerpunkt des Biegebalkenquerschnitts

Bei der Momentenbelastung eines Biegebalkens erfährt dieser auf der Zugseite eine Dehnung und auf der Druckseite eine Stauchung.

Wird dabei die jeweilige Elastizitätsgrenze überschritten, so findet hierbei eine bleibende Deformation statt, die einen rechteckigen Querschnitt näherungsweise wie in Abb. 2-3 verformt. Vereinfachend lässt sich dieser als trapezförmig ansehen. Nach Böge [26] lässt sich mit Gleichung (2.6) der Schwerpunkt einer Trapezfläche bestimmen.

$$y = \frac{h}{3} \cdot \frac{\mathrm{a} + 2b}{\mathrm{a} + b} \tag{2.6}$$

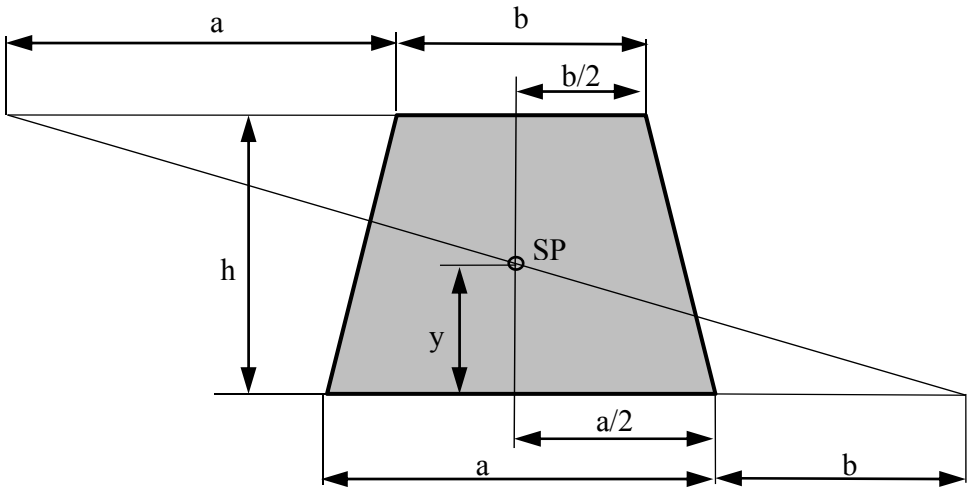


Abb. 2-8: Lage des Schwerpunkts einer Trapezfläche, nach [26].

2.3 Verzug

Laut DIN EN 10052 [27] versteht man unter dem Begriff des Verzugs „jede Maß- und Formänderung eines Werkstücks gegenüber dem Ausgangszustand infolge einer Wärmebehandlung“. Da in der aktuellen DIN 17014-1 [28] nicht mehr auf die Begriffe „Maßänderung, Formänderung, Verzug“ eingegangen wird, soll nach Heeß [29] unter einer Maßänderung die „Änderung der Maße ohne Formänderung“ verstanden werden, während eine Formänderung „die Änderung von Winkelbeziehungen und Krümmungen am Bauteil“ darstellt.

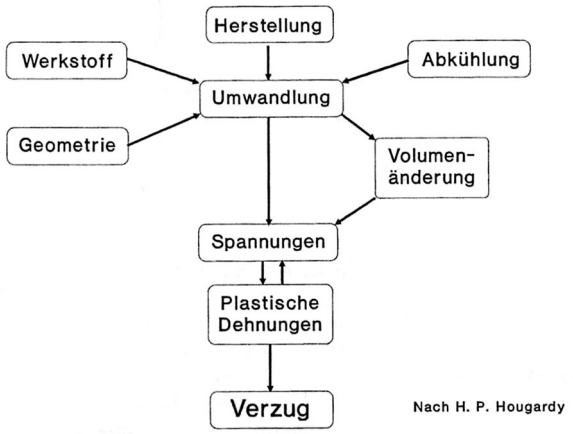


Abb. 2-9: Einflussgrößen und Wechselwirkungen zur Entstehung von Verzug [38].

Die Gründe für den Verzug sind sehr vielfältig. Es ist bekannt, dass der Verzug meist nach einer Wärmebehandlung zu Tage tritt, er jedoch in einer komplexen Weise mit dem Werkstoff, der gesamten Fertigungskette sowie den verwendeten Prozessschritten zusammenhängt [29–37], weshalb eine komplette Vermeidung nahezu unmöglich ist.

Ein schematischer Zusammenhang einzelner Einflussfaktoren ist in Abb. 2-9 dargestellt.

Wie Untersuchungen von Volkmuth [38] ergaben, haben über 200 Parameter Einfluss auf die nach dem Härten vorliegenden Maß- und Formänderungen. Die überwiegende Anzahl ist nach Clausen et al. [30] und Heeß [29] auf interne Spannungen aus dem Herstellungsprozess zurückzuführen. Der Grundstein für den Verzug wird bereits früh gelegt, so dass schon die Homogenität des Rohmaterials [38, 39], die chemische Zusammensetzung [35], die Verteilung von Legierungselementen [40], die Geometrie des Halbzeugs [38, 41], die Härtbarkeit bzw. der Kohlenstoffgehalt [31, 39, 42] oder die bei der Wärmebehandlung durchlaufenen Phasentransformationen [39] einen Einfluss haben. Ebenso besitzt der Wärmebehandlungsprozess selbst Einflussparameter, wie die Wahl der Auflage [43] und damit verbundene Kriechprozesse [31], die Temperaturverteilung im Bauteil [37, 44, 45], die Einhärtetiefe [46], die Position im Ofen [40] und die Abschreckparameter [35, 42, 177] Einfluss auf den entstehenden Verzug. Nicht zuletzt besitzen auch die Geometrie von Bauteilen [44] sowie die Bearbeitungsverfahren [38, 40] eine Wichtigkeit hinsichtlich des Verzugspotentials. Die Hauptursache für den bei der Wärmebehandlung auftretenden Verzug wird jedoch dem Auftreten von Eigenspannungen im Material zugesprochen [32, 38, 48], da nach Volkmuth [32, 38] oft schon beim Erwärmen auf Austenitisierungstemperatur Verzug eintritt und nicht erst durch das Abschrecken hervorgerufen wird. Frerichs et al. [44] berichtet sogar, dass der vorliegende Eigenspannungszustand eine größere Bedeutung für das Verzugspotential besitzt, als z.B. die Ausscheidungsverteilung oder Segregationen (Entmischungen).

Da die Verzugsbeseitigung meist mit erheblichen Kosten verbunden ist, gibt es Bestrebungen, den Verzug so weit wie möglich während der Fertigung zu minimieren, wenn man ihn schon nicht gänzlich vermeiden kann [47]. Dazu ist allerdings eine genaue Kenntnis über die Ursachen und die beim Verzug auftretenden Wirkungszusammenhänge notwendig, um Ansätze zur Optimierung zu liefern [38]. Diese gehen dabei von der lokal sehr begrenzten und damit gut regelbaren Aufheizung über eine genau definierte Abkühlung [34, 42], insbesondere im Gasdüsenfeld [35, 61, 178], bis hin zur lasergestützten Einbringung von Eigenspannungen zur Verzugskorrektur [47]. Um Verzüge besser vorhersagen zu können gibt es ebenso Ansätze zur numerischen Berechnung mittels Finite-Elemente Modellierung [41, 48–51], wobei allerdings die genaue Kenntnis über die Werkstoff- und Prozessdaten notwendig ist, um den Prozess richtig abzubilden [45, 49]. Ebenfalls berücksichtigt werden muss dabei die Umwandlungsplastizität, die aus der bei der martensitischen Härtung auftretenden Gefügeumwandlung herrührt [35, 49].

Aufgrund der Überlagerung von verschiedenen Ursachen und den damit verbundenen Wechselwirkungen [38] ist heute in den meisten Fällen auch weiterhin eine Verzugskorrektur nach der Wärmebehandlung notwendig, um die Anforderungen an Geometrie und Maßhaltigkeit zu erfüllen [52].

2.4 Richten

Trotz vieler Bemühungen zur Verzugsverminderung bei Wärmebehandlungsprozessen gehört das Richten zum gewohnten Vorgang in der Fertigung [53]. Dabei ist das Richten ein Verfahren, das einerseits der Verzugskompensation dient [53], um insbesondere bei langen und schlanken Wellen den geforderten Rundlauf zu gewährleisten [52, 54], aber andererseits im selben Zug das Problem aufwirft, durch den Richtprozess die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils zu beeinflussen [54–56].

Es gibt grundsätzlich verschiedene Verfahren des Richtens, die man in „Richten mit Schrumpfkräften“ (z.B. Flammrichten) sowie „Richten mit mechanischen Kräften“ (z.B. Strecken, Recken, Druckrichten „Dengeln“, Richten mit Biegemoment) unterteilen kann [57]. Das für die Serienproduktion am häufigsten angewandte Verfahren ist dabei das Biegerichten, welches im Grunde eine – ggf. wiederholte – überelastische Biegebeanspruchung darstellt, bis das zu richtende Bauteil die erforderliche Maßhaltigkeit erreicht hat. Der Richtvorgang erfolgt dabei meist zwischen dem Härten und dem Anlassvorgang, da hier ein besonders größeres Verhältnis zwischen Dehngrenze und Bruchspannung vorliegt [54]. Gewöhnlich kommt dabei eine Dreipunktbiegung zum Einsatz, wobei Bestrebungen zum Vierpunktbiegeverfahren laufen, um ein besseres Richtergebnis zu erzielen [53]. Im Gegensatz zum Schleifen besitzt Biegerichten ferner den Vorteil, dass die harte Randschicht gleichmäßig erhalten bleibt [53]. Dabei stellt der Biegerichtprozess aus Sicht der Werkstofftechnik eine definierte plastische Verformung dar [56], die mit charakteristischen mikrostrukturellen Änderungen einhergeht. Wenn die eingebrachten Verformungen mikroskopisch oder makroskopisch inhomogen sind – Pfeiffer und Dahl [55] beschreiben einen Biegebalken als einem Schichtverbund von Werkstoffen mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften – ändern sich die vorliegenden Eigenspannungszustände und neue Mikro- bzw. Makroeigenspannungen entwickeln sich [56, 58–60,]. Daher ist bei Biegerichtprozessen mit den charakteristischen Eigenschaftsänderungen der Biegeverformung zu rechnen.

In diesem Zusammenhang stellt eine im Richtprozess oder im späteren Betrieb auftretende Umkehr der Beanspruchungsrichtung ein großes Problem dar, da dies zum Auftreten des Bauschingereffekts führen kann [54, 55]. Daher besteht seitens Industrie und Wissenschaft ein großes Interesse, den Verzug zu minimieren oder durch die gezielte Einbringung von Eigenspannungen mittels asymmetrischer Abkühlung so zu minimieren, dass eine Nachbearbeitung überflüssig wird [34, 61].

2.5 Eigenspannungen

Unter dem Begriff der Eigenspannungen versteht man mechanische Spannungen, die im Inneren eines Bauteils vorliegen, ohne dass äußere Kräfte oder Momente einwirken [62]. Die aus den Eigenspannungen herrührenden inneren Kräfte und Momente stehen dabei makroskopisch gesehen in einem mechanischen Gleichgewicht [63].

Da praktisch alle technisch relevanten Herstellungs-, Bearbeitungs- und Fügeverfahren charakteristische Eigenspannungen im Werkstoff erzeugen, hat es sich in der Ingenieurpraxis als zweckmäßig erwiesen, die Arten der Eigenspannungen hinsichtlich ihrer Entstehung z.B. als Umform-, Härte-, Schweiß- oder Bearbeitungseigenspannungen zu klassifizieren [64]. Diese können beispielsweise durch Prozesse wie Kugelstrahlen oder Festwalzen [63] gezielt in ein Bauteil eingebracht werden, um etwa deren Lebensdauer zu erhöhen, entstehen aber auch oft herstellungsbedingt und können durch die Summation mit den einwirkenden Lastspannungen zu einer Reduzierung der Lebensdauer führen, wie es in [65] etwa für Schraubenfedern beschrieben wird.

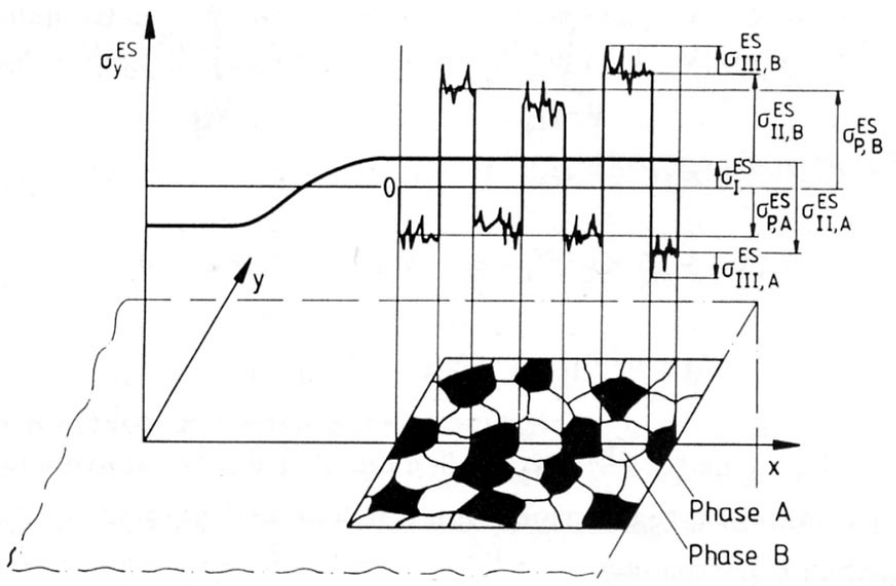


Abb. 2-10: Schematische Darstellung der Eigenspannungen I., II. und III. Art in einem zweiphasigen Werkstoff mit den Phasen A und B [63].

Aus der Sicht der Wissenschaft ist es jedoch vorteilhafter, die Eigenspannungen nach Macherauch et al. [62] hinsichtlich ihrer Reichweite in Eigenspannungen I., II. und III. Art zu unterteilen, wie es grafisch in Abb. 2-10 dargestellt ist.

- Eigenspannungen I. Art sind über viele Körner (Kristallite) und damit größere Werkstoffbereiche hinweg konstant. Beim Eingreifen in das Kräftegleichgewicht eigenspannungsbehafteter Körper erfolgt eine makroskopische Maßänderung.
- Eigenspannungen II. Art sind innerhalb eines Kornes oder kleiner Kornbereiche nahezu konstant, über hinreichend viele Körner stehen sie im Gleichgewicht. Beim Eingriff in das Gleichgewicht kann es auch hier zu makroskopischen Maßänderungen kommen, wenn lokal keine vollständige Kompensation der Eigenspannungen II. Art mehr möglich ist. Eigenspannungen II. Art können zu Verschiebungen oder Verbreiterungen der Röntgeninterferenzlinien beitragen.

- Eigenspannungen III. Art sind über kleinste Werkstoffbereiche inhomogen, wie es z.B. durch Gitterstörungen wie Fremdatome, Leerstellen oder Versetzungen der Fall ist. Ein Eingriff in das Gleichgewicht führt zu keinen makroskopischen Maßänderungen. Eigenspannungen III. Art können die Form, nicht jedoch die Lage der Röntgeninterferenzlinien beeinflussen.

Allgemein werden Eigenspannungen I. Art als Makroeigenspannungen und Eigenspannungen II. und III. Art als Mikroeigenspannungen bezeichnet. Die lokal an einer Stelle vorliegenden Eigenspannungen σ^{ES} sind stets die Summe aller drei Arten:

$$\sigma^{ES} = \sigma^{ES\,I} + \sigma^{ES\,II} + \sigma^{ES\,III} \tag{2.7}$$

Äußere Kräfte bzw. Momente, die auf einen eigenspannungsbehafteten Körper einwirken, wirken als Lastspannungen und überlagern sich mit den Eigenspannungen aus Gleichung (2.7).

Unter dem Begriff der röntgenografischen Spannungsermittlung versteht man ein Verfahren, mit dem sich die vorliegenden Last- bzw. Eigenspannungen in einem Bauteil ermitteln lassen. An kristallinen Festkörpern werden dabei durch Röntgenbeugungsexperimente elastische Gitterdeformationen ermittelt, aus denen sich unter Berücksichtigung elastizitätstheoretischer Zusammenhänge Last- bzw. Eigenspannungen ermitteln lassen [64, 63].

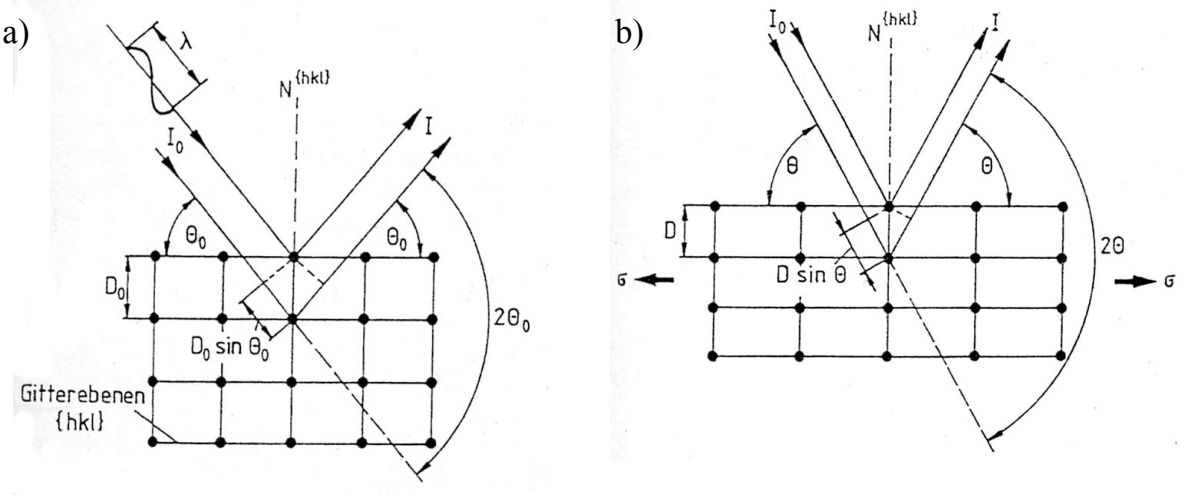


Abb. 2-11: Beugung monochromatischer Röntgenstrahlen in a) einem unverformten und b) in einem verformten Kristallgitter [64].

Trifft, wie in Abb. 2-11 dargestellt, monochromatische Röntgenstrahlung der Wellenlänge λ unter dem Winkel θ_0 auf ein Kristallgitter eines feinkörnigeren Werkstoffs mit dem Gitterabstand D_0, so treten nach Bragg Interferenzerscheinungen auf. Beträgt der

Gangunterschied zwischen der eingestrahlten Intensität I_0 und der gebeugten Intensität I nach der Braggschen Gleichung

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot D_0 \cdot sin\theta_0 \tag{2.8}$$

ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge λ, so tritt konstruktive Interferenz auf [63, 64]. Ist die Gleichung hingegen nicht erfüllt, tritt destruktive Interferenz ein, was mit Auslöschungseffekten verbunden ist.

Wirkt nun eine äußere Spannung σ auf das in Abb. 2-11 betrachtete Kristallgitter, so ergibt sich dadurch eine Gitterverzerrung, die in der Normalenrichtung N eine Gitterdehnung ε^G hervorruft.

$$\varepsilon^G = \frac{D - D_0}{D_0} \tag{2.9}$$

Den ermittelten Gitterdehnungsverteilungen eines dreiachsigen Dehnungszustandes lassen sich über elastizitätstheoretische Zusammenhänge des verallgemeinerten Hookeschen Gesetzes Spannungen zuordnen [66]. Die Auswertung erfolgt üblicherweise mit dem bewährten $\sin^2\psi$-Verfahren. Die genauen Herleitungen und Zusammenhänge der röntgenografhischen Spannungsermittlung sind bei Eigenmann und Macherauch [64] sowie bei Macherau und Zoch [66] sehr ausführlich beschrieben.

2.6 Bauschingereffekt

Im Jahre 1886 entdeckte Johann Bauschinger [67] bei seinen zyklischen Untersuchungen zur Elastizitätsgrenze an Schweißeisen und Bessemerstahl, dass die Elastizitätsgrenze der untersuchten Materialien bei einer Lastumkehr deutlich erniedrigt wurde, wenn eine überelastische Verformung in entgegengesetzter Richtung vorausgegangen war. Diese Beobachtungen wurden später in der Literatur als „Bauschingereffekt“ bezeichnet. In seinen Untersuchungen genügten schon geringe Verformungen über die Elastizitätsgrenze hinaus, um diese nach Lastumkehr auf nahezu Null absinken zu lassen. Erst durch weitere Beanspruchungen in eben dieser Rückverformungsrichtung konnte die Elastizitätsgrenze wieder gesteigert werden, sie fiel aber bei erneuter Lastumkehr wieder auf nahezu Null herab. Ging der Lastumkehr hingegen nur eine elastische Verformung voraus, war kein Abfall der Elastizitätsgrenze zu beobachten [67]. Ebenso zeigte sich bei Weiterverformung in dieselbe Richtung einer vorangegangenen überelastischen Verformung kein Bauschingereffekt [68].

2.6.1 Auswirkung des Bauschingereffekts auf die mechanischen Eigenschaften

Ausgehend von Bauschingers Beobachtungen wurde der Begriff des Bauschingereffekts mit der Zeit ausgedehnt, da man erkannte, dass weitere Effekte im Zusammenhang mit dem Festigkeitsverlust bei Lastumkehr auftraten. Man ist sich heute einig,

dass der Bauschingereffekt sehr komplex ist und sich nach Lastumkehr nicht nur die Elastizitätsgrenzen verändern, sondern das gesamte Verformungs- und Verfestigungsverhalten [69–74] beeinflusst wird.

Hauptmerkmal des Bauschingereffekts ist nach wie vor der von Bauschinger entdeckte Festigkeitsabfall nach Lastumkehr, bei dem sich übereinstimmend nach [67, 71, 75] eine Fließgrenze von „Null“ ergibt. Der Effekt ist im Englischen als „transient softening“ bekannt [76], da er durch Weiterverformung wieder geändert werden kann. Ebenfalls Teil des Bauschingereffekts ist die in [69, 72, 77, 78] beobachtete nichtlineare Entlastungsphase der Vorverformung, bei der es bereits zu einer plastischen Deformation (hier: plastische Rückverformung) kommt. Des Weiteren wird auch darüber berichtet, dass nach Lastumkehr eine sog. permanente Entfestigung, auf englisch als „permanent softening“ bezeichnet [69, 76], auftritt. Die punktgespiegelte Spannung-Dehnung-Kurve der Lastumkehr erreicht dabei nie wieder die Werte der Vorverformung und bleibt stets unterhalb dieser [69, 75]. In der Literatur [75] wird dem Bauschingereffekt auch im Zusammenhang mit Ver- und Entfestigungsvorgängen bei Ermüdung und zyklischer Beanspruchung eine große Bedeutung beigemessen, was in der vorliegenden Arbeit jedoch nicht näher betrachtet werden soll.

Da sich das Auftreten des Bauschingereffekts nach Lastumkehr kaum vermeiden lässt, muss er schon in der Konstruktion berücksichtigt werden, insbesondere dann, wenn kaltverformte Werkstoffe in einer Richtung beansprucht werden, die der Vorverformungsrichtung entgegengesetzt gerichtet ist [72, 79–81]. Schon während des Herstellungsprozesses eines Bauteils kann das Material verschiedene Spannungszustände wie Zug, Druck oder Biegung durchlaufen. Exemplarisch können hierfür jegliche Umformvorgänge [74], wie z.B. die Fertigung von Rohren [82–84] und Schrauben [85], Präge- und Schmiedevorgänge [86] oder das Blechumformen [84, 87, 88] genannt werden. Die Problematik der Rückfederung beim Blechbiegen wird ebenfalls oft in Verbindung mit dem Bauschingereffekt gebracht [73, 87, 89]. Ungeachtet des Auftretens eines Bauschingereffekts bestimmen jedoch die Anforderungen an ein Bauteil, ob es den Vorgaben bereits durch Auftreten einer plastischen Verformung nicht mehr gerecht wird, oder ob eine gewisse plastische Deformation geduldet ist [72].

2.6.2 Ursachen und Modelle des Bauschingereffekts

Die nach dem Tod von J. Bauschinger im Jahre 1893 von Schröter [90] gelobten Verdienste Bauschingers sind bis heute nicht von der Hand zu weisen. Auch mehr als 125 Jahre nach der Entdeckung sind die genauen Ursachen für die unter dem Namen Bauschingereffekt bekannte „Erniedrigung der Elastizitätsgrenze, die bei Verformung in einer bestimmten Richtung als Folge einer in der entgegengesetzten Richtung vorausgegangenen plastischen Verformung auftritt“ [75] nicht vollständig geklärt, obwohl bereits viele Untersuchungen hierzu durchgeführt wurden. Im Laufe der Jahre entwi-

ckelten sich verschiedene, nicht immer widerspruchsfreie, Theorien über die Ursachen des Bauschingereffekts, die nachfolgend kurz vorgestellt werden sollen. In der Mehrheit der Fälle wird der Bauschingereffekt eng mit dem Auftreten von (Eigen-) Spannungen verbunden. Eine ausführliche Zusammenfassung ist bei Scholtes [91] zu finden.

Da die FE-Simulation auch aus dem Gebiet der Werkstofftechnik nicht mehr wegzudenken ist, gibt es Bestrebungen, den Bauschingereffekt möglichst präzise prognostizieren zu können. Die bei der plastischen Deformation ablaufenden Vorgänge werden von unterschiedlichen Modellen aufgegriffen, wie der isotropen Verfestigung, der kinematischen Verfestigung und der Entwicklung von Anisotropie [92]. Sind die Elastizitätsgrenzen bei Zug- und Druckbeanspruchung identisch, so spricht man vom isotropen Verhalten [121]. Laut Choteau [93] sowie Kishi und Tanabe [92] ist der Bauschingereffekt in der kinematischen Verfestigung modellmäßig integriert. Kassner et al. [73] bescheinigen dem Bauschingereffekt eine zentrale Bedeutung hinsichtlich des Unterschieds zwischen isotropem und kinematischem Modell.

2.6.2.1 Kornanisotropiemodell von Heyn und Masing

Heyn versuchte 1921 den Bauschingereffekt in seiner Arbeit über die bei der plastischen Verformung ablaufenden Vorgänge [94] anhand der von Reibungswiderständen verursachten „verborgen elastische Spannungen“ zu erklären. Die aus heutiger Sicht teilweise nicht ganz schlüssigen Ansichten Heyns griff Masing [95] auf und belegte die Heynsche Theorie deutlich plausibler. Er machte die unterschiedlichen Streckgrenzen der einzelnen Körner (Kristallite) dafür verantwortlich, dass sich bei Verformung elastische und plastische Bereiche ausbilden, die wiederum „bleibende elastische Spannungen“ im Material hervorrufen und nichts anderes als die von Heyn als „verborgene Spannungen“ bezeichneten inneren Kräfte seien, die die Entlastung bzw. Rückverformung begünstigen.

Aber auch dem Masing-Modell wurden daraufhin Schwächen bescheinigt. Einerseits zeigten Sachs und Shoji in ihren Untersuchungen [68] schon wenige Jahre später, dass auch an Messing-(Ein-)kristallen bei Lastumkehr nach überelastischer Vorverformung ein deutlich sichtbarer Bauschingereffekt bei Lastumkehr auftrat, so dass das Masing-Modell keine alleinige Erklärung für das Auftreten des Bauschingereffekts sein konnte. Andererseits ging Masing damals noch von der Annahme aus, dass die sich innerhalb eines Korns entwickelnde Spannungsverteilung homogen sei. Heutzutage weiß man jedoch, dass dies nicht der Fall ist. Das von Gitterfehlern verursachte Spannungsfeld innerhalb eines Korns ist nicht homogen, da an den Korngrenzen viele „geometrisch notwendige Versetzungen“ (GND = Geometrically Necessary Dislocations) vorhanden sind, die zu gerichteten Spannungen – den Rückspannungen – und damit zu einer höheren Festigkeit der Kornrandbereiche gegenüber dem Korninneren führen [91, 96, 97]. Dies trägt nach Scholtes und Vöhringer [96] zum Bauschingereffekt bei. Auch Woolley

[78] bescheinigt dem Masing-Modell Schwächen, da das Modell u.a. die bei Entlastung auftretende plastische Rückverformung vernachlässigt.

2.6.2.2 Versetzungsmodell von Orowan

Auch wenn Sachs und Shoji [68] den Bauschingereffekt bei Vielkristallen – ähnlich wie Masing – in der Lage der Elastizitätsgrenze der Kristalle begründet sahen, erkannten sie, dass dies bei Einkristallen nicht mehr zutreffen konnte und zogen daraus die Schlussfolgerung, dass „der Sitz des Bauschingereffekts in den einzelnen Gleitflächen liegen“ müsse [68].

Orowan [98, 99] nannte 1958 erstmals Versetzungsbewegungen als mögliche Ursache für den Bauschingereffekt. Eine Versetzung bewege sich unter einer äußeren Spannung nur so lange durch das Kristallgitter hindurch, bis sie durch Wechselwirkung mit den durch die vorliegende Hindernisstruktur aufgebauten inneren Spannungen im Gleichgewicht stehe. Eine Weiterverformung benötige eine deutlich höhere Spannung, wohingegen nach einer Lastumkehr eine geringere Spannung für die Überwindung der Hindernisstruktur in dem zuvor überstrichenen Gitterbereich notwendig sei. Dabei werde sich die Versetzung soweit zurückbewegen, bis sie auch erneut in einem Gleichgewicht mit der vorliegenden Hindernisstruktur stehe. Orowan nennt somit die „freie Weglänge“ der Versetzungen als maßgebenden Faktor für die Höhe des nach Lastumkehr auftretenden Bauschingereffekts, der somit auch ohne weitreichende Rückspannungen auftreten könne.

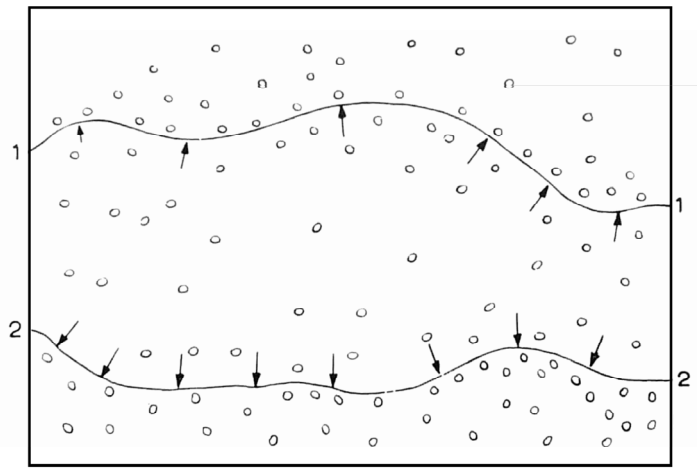


Abb. 2-12: Versetzungsmodell nach Orowan [98]: Die freien Weglängen von Versetzungslinien bestimmen den Bauschingereffekt.

Aber auch das Orowansche Versetzungsmodell weist Schwächen auf, wie Owen et al. [100] belegen, da die Rückspannungen hinsichtlich des Bauschingereffekts nicht zu vernachlässigen seien.

2.6.2.3 Rückspannungsmodelle

Da jedes bislang gefundene Modell bezüglich der Ursachen des Bauschingereffekts Schwächen aufwies, wurde nach weiteren Theorien gesucht. Man geht heutzutage davon aus, dass das Auftreten des Bauschingereffekts eng mit dem Auftreten von Eigenspannungen verbunden ist.

Sowerby et al. [84], Han et al. [88], Wilson und Ogram [101], Gokyu und Kishi [102] und Hasegawa et al. [103] und machen ebenfalls die Wirkung von Versetzungsstrukturen für das Auftreten des Bauschingereffekts verantwortlich. Jedoch sind sie im Gegensatz zu Orowan der Meinung, dass in diesem Zusammenhang große Rückspannungen auftreten. Schon in der Entlastungsphase können nach Kassner et al. [73] harte Regionen die weicheren unter Druckspannung setzen und selbst unter Zugspannung verbleiben, so dass Rückspannungen aufgebaut werden.

Bei polykristallinen Werkstoffen entstehen nach Sowerby et al. [84], Wilson und Ogram [104] sowie Demir und Raabe [105] durch Versetzungsaufstauungen an Korngrenzen, ausscheidungsumgehende Orowan-Ringe sowie Anpassungsinhomogenitäten (misfit) einzelner Körner und Teilchen hohe Phasenspannungen, die weitreichende Spannungsfelder hervorrufen. Dies kann nach Xiang et al. [80] selbst noch bei dünnen Schichten der Fall sein, wenn Versetzungen die aufgebrachte Schicht nicht verlassen können und sich so hohe Rückspannungen bilden. Andererseits beschreiben Kassner et al. [73], dass es auch schon in der Entlastungsphase durch unterschiedliche Härten der Gefügebestandteile zu Phasenspannungen kommen kann.

Dabei spielt auch der Einfluss der Korngrenzen nach Scholtes und Vöhringer [96], Margolin et al. [97] sowie Fischmeister [106] eine große Rolle. Ein Korn kann dabei als ein „Verbundwerkstoff“ mit einem festeren Kornrandbereich und einem weichen Korninneren aufgefasst werden, weshalb zum Ausgleich von Verformungsdifferenzen unterschiedlich harter Gefügebestandteile in den Kornrandbereichen „geometrisch notwenige Versetzungen“ (GND) auftreten, die weitreichende innere Spannungsfelder hervorrufen und damit letztendlich rückverformungserleichternd wirken (siehe Abb. 2-13). Obwohl die „geometrisch notwendigen Versetzungen“ nach Mughrabi [107, 108] nur wenige Prozent der gesamten Versetzungsdichte betragen, genüge dies für weitreichende innere Spannungen. So bescheinigen Guruprasad et al. [109] dem Bauschingereffekt eine Abhängigkeit von der Dichte der auftretenden geometrisch notwendigen Versetzungen.

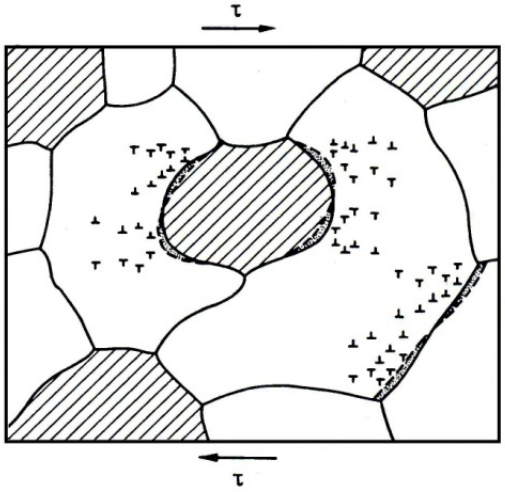


Abb. 2-13: Entstehung von Rückspannungen durch geometrisch notwendige Versetzungen an Korngrenzen [106].

Des Weiteren spielt nach Abel und Muir [69] die Dichte und Verteilung an „beweglichen Versetzungen“ sowie deren Richtungsabhängigkeit, Umlagerungen und Annihilation [88, 110–114] bei Lastumkehr eine große Rolle hinsichtlich des Bauschingereffekts. Belegt werden kann dies durch akustische Körperschallmessungen von Kishi et al. [115], die an Metallproben nach Lastumkehr ein verstärktes Auftreten von Versetzungsannihilation beobachteten. Demir und Raabe [105] ergänzen, dass mit einsetzender Rückverformung durch Entwirrungs- und Entspannungsvorgänge „bewegliche Versetzungen“ frei werden, so dass keine Notwendigkeit für das Aktivieren von neuen Versetzungen besteht, und somit schon bei geringen Spannungen der kontinuierliche Übergang in den elastisch-plastischen Bereich möglich ist. Zusätzlich nennen Han et al. [88], dass die bei der Vorverformung aktiven Versetzungsquellen bei der Rückverformung neue Versetzungen mit umgekehrtem Vorzeichen erzeugen, so dass sich diese mit bereits vorliegenden Versetzungen annihilieren und es zu einer vereinfachten Rückverformung kommt.

Die Umlagerung der Versetzungsstrukturen ist eng mit dem mikrostrukturellen Werkstoffaufbau verbunden, der diese begünstigen oder erschweren kann. Queyreau und Devincre [116] fanden heraus, dass der Bauschingereffekt mit dem Scherungswiderstand von Ausscheidungen ansteigt. Demnach erzeugen unpenetrierbare Ausscheidungen einen deutlich größeren Bauschingereffekt als Hindernisse, die durch einen Schneidprozess überwunden werden können. Die an Ausscheidungen entstehenden Orowan-Ringe bewirken bei Vorverformung eine Verringerung des Abstandes zwischen den Versetzungshindernissen, was weitere „bewegliche Versetzungen“ behindert. Nach Lastumkehr werden die Orowan-Ringe dann mit einem zur „beweglichen Versetzung“ entgegengesetzt gerichteten Linienvektor angezogen und damit annihiliert. Idealisiert sieht die rücklaufende bewegliche Versetzung also keinerlei Hindernisse, da sie diese berührungslos umläuft, was die vereinfachte Rückverformung erklärt und mit ei-

ner Verringerung der Versetzungsdichte bei Lastumkehr einhergeht. Abb. 2-14 verdeutlicht schematisch den Ablauf.

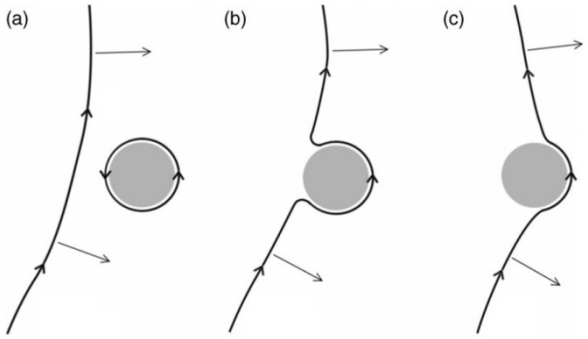


Abb. 2-14: Annihilation von Orowan-Ringen bei Rückverformung [116].

Unter diesem Gesichtspunkt stimmen auch der Befund von Kostryzhev et al. [83], die einen großen Bauschingereffekt in Stählen mit einer großen Versetzungsdichte fanden, sowie die Ergebnisse von Scholtes, dass der Bauschingereffekt besonders in mehrphasigen, heterogenen Werkstoffen auftritt [91].

Da aber auch in Einkristallen ein Bauschingereffekt zu verzeichnen ist, nennen Zhonghua und Haicheng [104] hier kurzreichende Spannungsfelder als Ursache.

2.6.3 Einflussgrößen auf den Bauschingereffekt

Das Auftreten des Bauschingereffekts wurde bereits an vielen Materialen untersucht, so z.B. an diversen Stählen [67, 69–72, 74, 79, 81–83, 86–88, 91–93, 104, 110, 111, 117–119], Aluminium [74, 76, 78, 87, 103, 115, 120, 121], Blei [78], Kupfer [77, 78, 92, 96, 102, 105, 112, 122], Magnesium [123], Messing [68, 92, 102] Nickel [78] und Silber [113]. In den überwiegenden Fällen wurden dabei Vielkristalle betrachtet, jedoch auch gezielt Einkristalle [120, 122] und ebenso dünne Schichten [80] auf den Bauschingereffekt hin untersucht. Wie die Arbeiten von Abel und Muir [69], Scholtes [72, 91] und Woolley [78] bestätigen, haben viele Faktoren eine Auswirkung auf den auftretenden Bauschingereffekt; einige davon sollen hier genannt werden. Leider sind nicht alle Literaturquellen widerspruchsfrei.

2.6.3.1 Verformungseinflüsse

Der Höhe der vor der Lastumkehr aufgebrachten plastischen Verformung wird von Endemann und Hanke [117] eine große Bedeutung hinsichtlich des Bauschingereffekts beigemessen. Woolley [78] ist der Ansicht, dass der Bauschingereffekt bei kleinen Deformationen von <0,1% nahe Null betrage, aber ohnehin sehr schwer zu messen sei. Diese Annahme ist insofern plausibel, da schon nach Erkenntnis Bauschingers [67] eine

Lastumkehr nach einer vorausgegangenen rein elastischen Vorverformung keinen Bauschingereffekt bewirkt und auch Han et al. [88] geringe plastische Vorverformungen als Notwendigkeit für Änderungen der Versetzungsstrukturen ansehen.

Übereinstimmend wird von Sachs und Shoji [68], Abel und Muir [69], Yun und Chang [82] sowie Han et al. [88] berichtet, dass der Bauschingereffekt mit steigender Vorverformung zunimmt. Im Detail berichten Scholtes und Vöhringer in [96] von einem drastischen Zuwachs des Bauschingereffekts bis ca. 1% plastischer Dehnung mit einem daran anschließenden verlangsamten Zuwachs. Schlimmer [79] ergänzt, dass der Bauschingereffekt jedoch nur bis zu einem bestimmten Vorverformungsgrad anwächst. So wird von Sachs und Shoji [68] bei Verformungen >4% ein wieder leicht abnehmender Bauschingereffekt verzeichnet, bei Scholtes et al. [72] hingegen tritt dies schon ab ca. 2% plastischer Deformation auf.

Der Einfluss von mehreren Lastwechseln auf den Bauschingereffekt wurde ebenso untersucht. Sachs und Shoji [68], Abel und Muir [69] sowie Yun und Chang [82] meinen, dass bei mehreren Lastumkehrungen nur die der letzten Lastumkehr vorausgehende Vorverformung eine wichtige Rolle für den Bauschingereffekt spielt. So bezeichnen Abel und Muir [69] den Bauschingereffekt als direktes Maß für die im vorausgegangenen (inversen) Verformungszyklus erreichten Spannungen.

Auch die Frage des Einflusses der Verformungsrichtung auf die Höhe des Bauschingereffekts war Gegenstand vieler Untersuchungen. Nach Sachs und Shoji [68] ist die Vorverformungsrichtung nur insofern relevant, als dass nach einer Verformung nur eine in umgekehrter Richtung folgende Beanspruchung einen Bauschingereffekt auftreten lässt. In Übereinstimmung hierzu wird von Buckley und Entwistle [120] sowie Ring und Dahl [85] sowohl in Zug-Druck, als auch in Druck-Zug Richtung ein Bauschingereffekt festgestellt. Choteau et al. [93] berichten, dass die Richtung der Vorverformung zwar sehr geringe Unterschiede hinsichtlich des Bauschingereffekts bewirkt, die jedoch aus den Ergebnissen ableitbaren Schlüsse die gleichen sind. Hingegen stellen Daniel und Horne [112] an Kupfer fest, dass bei Druck-Zug Beanspruchung ein stärkerer Bauschingereffekt auftritt als bei Zug-Druck Beanspruchung. Auch Chawla et al. [86] finden bei ihren Untersuchungen an gesinterten Stählen einen signifikanten Unterschied hinsichtlich des Bauschingereffekts und der Beanspruchungsrichtung. Bei Druck-Zug Beanspruchung ist der Bauschingereffekt nahezu doppelt so groß wie bei Zug-Druck Beanspruchung. Dies hänge damit zusammen, dass sich bei einer Zug-Vorverformung durch Rissbildung weniger Rückspannungen ausbilden würden, was bei nachfolgender Druckbeanspruchung einen schwächeren Bauschingereffekt zur Folge habe.

Dabei ist das Auftreten des Bauschingereffekts nicht auf Zug-Druck Beanspruchung beschränkt. Wie Untersuchungen von Scholtes et al. [72] belegen, tritt der Bauschingereffekt sowohl bei Zug-Druck-, als auch bei Biegebeanspruchung auf, wobei er in letzterem durch die dort zusätzlich auftretenden Makroeigenspannungen ausgeprägter sei.

2.6.3.2 Einflüsse von Fremdatomen, Teilchen und zweiten Phasen

Die Abhängigkeit des Bauschingereffekts von der Konzentration an Legierungselementen wird u.a. von Scholtes in [96] thematisiert. So ist mit steigender Konzentration an Legierungselementen ein Anstieg des Bauschingereffekts zu verzeichnen, was in erster Hinsicht auf die mit wachsendem Fremdatomgehalt ansteigende Mischkristallverfestigung zurückgeführt werden kann. Kostryzhev et al. [83] fanden eine Gesetzmäßigkeit, die einen ansteigenden Bauschingereffekt mit zunehmendem Volumenanteil an Teilchen in Zusammenhang bringt. Wilson [114] sowie Queyreau und Devincre [116] geben an, dass der Bauschingereffekt in ausscheidungsverfestigten Materialien größer ist, als in solchen, wo keine Partikel auftreten, da diese Versetzungshindernisse darstellen. Ein Molybdänanteil erhöht nach Scholtes [72] den Bauschingereffekt, weil durch die Bildung von Molybdänkarbiden die Rückspannungen im Material gesteigert werden.

Eine besondere Bedeutung kommt bei Stahl dem Kohlenstoff zu, dessen Auswirkungen Scholtes [91] mit seinen Untersuchungen an unlegierten Stählen mit C-Gehalten von ≈0Ma.% (Armco) bis 0,8Ma.% (C80) beschreibt. Da bei diesen Gefügezuständen der Kohlenstoff nahezu vollständig in der Zementitphase vorliegt, die Verformung aber hauptsächlich in der Ferritphase erfolgt, kann die unterschiedlich starke Ausprägung des Bauschingereffekts somit auf die Gefügestruktur zurückgeführt werden. Mit wachsendem Zementitanteil steigt der Perlitanteil und somit die Zweiphasigkeit des Werkstoffs an, so dass es zu stärkeren Rückspannungen und damit nach Lastumkehr zu einem stärkeren Bauschingereffekt kommt. Auch Li et al. [110] messen einen steigenden Bauschingereffekt mit steigendem Kohlenstoff- bzw. Perlitgehalt, gleiches findet sich bei Dahl et al. [17].

Die mit wachsendem Anteil von Fremdatomen abnehmende Stapelfehlerenergie steht ebenfalls im Zusammenhang mit der Höhe des Bauschingereffekts. Die bei niedrigen Stapelfehlerenergien begünstigte Aufspaltungsweite der Versetzungen erschwert Quergleitprozesse, so dass Versetzungsaufstauungen begünstigt werden und bei Lastumkehr niedrigere Fließspannungen zu überwinden sind [96].

2.6.3.3 Mikrostruktureinflüsse

Die Begriffe Mikrostruktur und Wärmebehandlung sind in vielen Fällen eng miteinander verbunden, so dass sie an dieser Stelle zusammen betrachtet werden sollen.

Hinsichtlich des Bauschingereffekts und der Gitterstruktur des Materials wird von Buciumeanu et al. [74] festgestellt, dass der Bauschingereffekt in kubisch flächenzentrierten (kfz) Materialien ausgeprägter als in kubisch raumzentrierten (krz) ist.

Wie schon in den Modellen zum Bauschingereffekt deutlich wurde, können Kornstrukturen mit ihren mikrostrukturellen Auswirkungen einen nicht zu unterschätzenden Einfluss auf den Bauschingereffekt besitzen. Die Anzahl der Kristallite (Körner) hat nach Sachs und Shoji [68] keinen Einfluss auf die Höhe des Bauschingereffekts, wohingegen

sowohl Woolley [78] als auch Queyreau und Devincre [116] zeigen, dass der Bauschingereffekt in Vielkristallen größer als in Einkristallen ist. Scholtes berichtet in [96], dass der Bauschingereffekt bei einer Cu-Legierung mit abnehmender Korngröße anwächst, bei reinem Kupfer jedoch keine Korngrößenabhängigkeit feststellbar ist. Im teilweisen Gegensatz hierzu nennt Woolley [78], dass in vielkristallinen Metallen größtenteils keine nennenswerte Abhängigkeit von der Korngröße auftritt.

Ebenso spielt die Homogenität des vorliegenden Gefüges eine große Rolle hinsichtlich des Bauschingereffekts. Li et al. [110] berichten, dass ein Bauschingereffekt sowohl in einphasigen, als auch in mehrphasigen Legierungen auftritt und in letzteren deutlich stärker ausfällt, was auch von Zhonghua und Haicheng [104] bestätigt wird. In diese Richtung weist auch das Ergebnis von Scholtes [72], dass der Bauschingereffekt in mehrphasigen Materialien ausgeprägter ist, da durch die Versetzungsstruktur hohe Rückspannungen hervorgerufen werden.

Das Auftreten von Kohlenstoff spielt auch unter dem Aspekt der Mehrphasigkeit in Stählen eine besondere Rolle. Neben der bloßen Menge der Zementitteilchen sind nach Scholtes [91] auch deren Form und Anordnung im Beitrag um die Höhe des Bauschingereffekts von Wichtigkeit. So führt nach Scholtes und Vöhringer [71] lamellarer Zementit zu einem deutlich höheren Bauschingereffekt als körniger oder eingekugelter Zementit, da aufgrund der unterschiedlichen plastischen Verformbarkeit der beiden Phasen geometriebedingt höhere Rückspannungen ausgebildet werden können. Daher werden bei plastischer Deformation zunächst solche Gleitsysteme aktiviert, in denen die größte Schubspannung wirkt, so dass mit einer inhomogenen Beanspruchung des Probenvolumens zu rechnen ist. Dies wiederum bewirkt eine anisotrope Verfestigung und hat durch die Ausbildung von Eigenspannungen II. und III. Art nach Lastumkehr Rückspannungen zur Folge. Wilson [114] und Kügler [118] erwähnen, dass die Lastverteilung zwischen der Ferrit- und der Zementitphase unterschiedlich ist und bei lamellaren Gefügen mehr Last von der Zementitphase getragen wird, als es beim globularen Zustand der Fall ist. Dies hat zur Folge, dass sich nach Entlastung im lamellaren Gefüge auch höhere Eigenspannungen finden, die wiederum einen größeren Bauschingereffekt hervorrufen. Der Zunahme des Bauschingereffekts durch die Erhöhung der Feinstreifigkeit an Zementitlamellen scheinen jedoch Grenzen gesetzt zu sein, wie Untersuchungen von Scholtes [71] belegen, da diese Lamellen nach Lastumkehr offenbar die Laufwege der Versetzungen stark einschränken.

Die Auswirkung von Temperatureinflüssen geht vornehmlich in Richtung einer Reduzierung des Bauschingereffekts. Eine geeignete Wärmebehandlung kann nach Ansicht von Scholtes [72, 91], Schmidt und Heimann [81], Ring und Dahl [85] sowie Li et al. [110] einen vorhandenen Bauschingereffekt verringern, da Rückspannungen abgebaut sowie die Anzahl der beweglichen Versetzungen reduziert werden. Nach Aran und Demirkol [111] kann bei Temperaturen zwischen RT und ca. 100°C noch keine Veränderung des vorliegenden Bauschingereffekts festgestellt werden. Bei Temperaturen ab

ca. 200°C kommt es zu Erholungsvorgängen durch Versetzungsumlagerungen sowie durch die Unterstützung von kurzreichenden Spannungen zu einem Absinken des Bauschingereffekts. Mit dem Einsetzen der Rekristallisationstemperatur, bei der sich neue, spannungsarme Körner bilden und weitreichende Spannungsfelder abgebaut werden, verschwindet der Bauschingereffekt. Diese Aussage deckt sich auch mit der Aussage von Sachs und Shoji in [68], wo mit Glühverfahren der Bauschingereffekt nahezu beseitigt werden konnte. Im Gegensatz hierzu spricht Woolley [78] von einem sehr geringen Temperatureinfluss auf den Bauschingereffekt.

2.6.3.4 Versetzungseinflüsse

Die nach Lastumkehr im Material ablaufenden Änderungen der Versetzungsstrukturen und die damit einhergehenden Eigenspannungsänderungen scheinen eine Schlüsselrolle hinsichtlich des Auftretens des Bauschingereffekts zu spielen, wie das Kapitel 2.6.2.3 zeigt. Guruprasad et al. [109] bescheinigen dem Bauschingereffekt eine Abhängigkeit von der Dichte der auftretenden „geometrisch notwendigen Versetzungen“. Kostryzhev et al. [83] fanden einen größeren Bauschingereffekt in Stählen, die eine große Versetzungsdichte aufwiesen.

Li et al. [110] verweisen darauf, dass dynamische Reckalterung den Bauschingereffekt reduziert, da Rückspannungen und bewegliche Versetzungen hierdurch abgebaut werden. Aran und Demirkol [111] hingegen meinen, dass kein Zusammenhang zwischen Reckalterung und dem Bauschingereffekt besteht.

2.6.3.5 Einfluss der Wärmebehandlung bei Stählen

Wie die obigen Einflussgrößen zeigen kann eine Wärmebehandlung auf vielfältige Weise Einfluss auf den Bauschingereffekt nehmen, so z.B. durch Form und Verteilung von Gefügebestandteilen, Kornstruktur, Versetzungsstruktur und -dichte [71]. Bezüglich der Korrelation von Werkstofffestigkeit und der Höhe des auftretenden Bauschingereffekts finden sich in der Literatur widersprüchliche Angaben, zumal es nur wenige Untersuchungen zum Bauschingereffekt an hochfesten Werkstoffzuständen gibt. Scholtes und Vöhringer [71] sowie Endemann und Hanke [117] zeigten auf Basis von Ck45 bzw. 100Cr6, dass unterschiedliche Wärmebehandlungen einen markanten Einfluss auf den auftretenden Bauschingereffekt haben, wobei ein direkter Zusammenhang zwischen Werkstofffestigkeit und Bauschingereffekt nicht gefunden wurde. Während Han et al. [88] Hoff und Fischer [124] und Eder [125] einen ansteigenden Bauschingereffekt mit steigender Festigkeit des Materials feststellen, so zeigt sich bei Scholtes und Vöhringer [71], dass die diffusionsgesteuert umgewandelten Zustände von Ck45 einen stärkeren Bauschingereffekt aufweisen, als die diffusionslos umgewandelten vergüteten Zustände.

2.6.4 Kenngrößen des Bauschingereffekts

Wie das vorangegangene Kapitel zeigt, existiert eine Vielzahl von Faktoren, die die Größe des Bauschingereffekts beeinflussen können. Es ist daher nicht möglich, den Bauschingereffekt über eine einzelne Messgröße vollständig zu beschreiben [120], so dass eine Vielzahl an unterschiedlichen Messgrößen und Faktoren herangezogen werden muss. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden daher drei Kenngrößen verwendet, die die Ausbildung der Spannung-Dehnung Kurve bei Entlastung nach der Vorverformung, bei Einsetzen der Lastumkehr sowie im weiteren Verformungsbereich nach Lastumkehr charakterisieren können.

2.6.4.1 Plastische Rückverformung

Es ist bekannt, dass dem Bauschingereffekt neben der Erniedrigung der Elastizitätsgrenze bei Lastumkehr auch andere Phänomene zugeschrieben werden können, da diese offensichtlich auf demselben Mechanismus beruhen. Schon während der Entlastungsphase einer plastischen Verformung kommt es zu einer Abweichung von der Linearität. Die nach vollständiger Entlastung auftretende Differenz zwischen linear-elastischer und realer Dehnung wird als plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p^*$ bezeichnet, siehe Abb. 2-15.

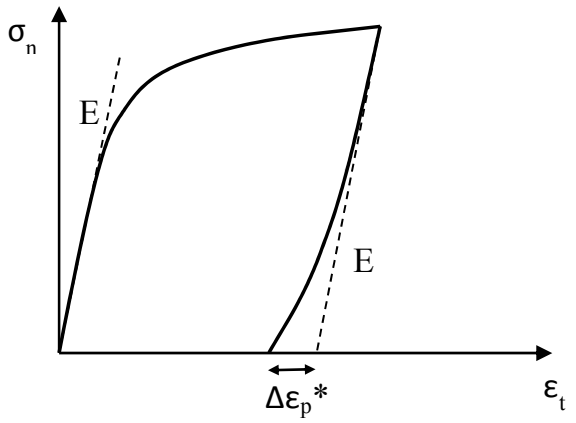


Abb. 2-15: Schematische Darstellung der nach Entlastung der Vorverformung vorliegenden plastischen Rückverformung $\Delta\varepsilon_p^*$.

2.6.4.2 Tangentenmodul

Der bei Lastumkehr zu Tage tretende Bauschingereffekt bewirkt durch das Absinken der Fließgrenze eine früher einsetzende plastische Verformung des Materials. Eine charakteristische Kenngröße für die Intensität der einsetzenden Entfestigung ist die Steigung der Tangente nach Lastumkehr, siehe Abb. 2-16. Der sog. Tangentenmodul T stellt dabei keinen Elastizitätsmodul dar, da es sich um keine linearelastische Verformung handelt, so dass auch das Hookesche Gesetzt keine Gültigkeit hat.

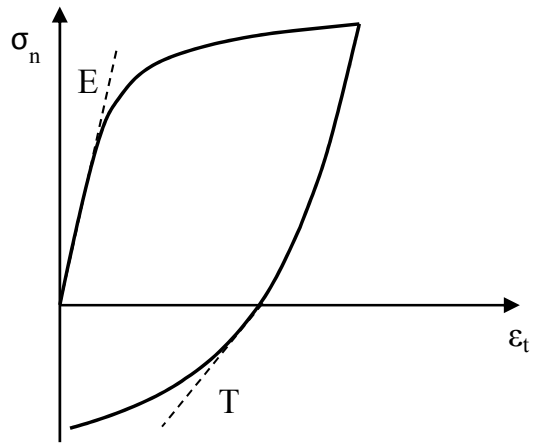


Abb. 2-16: Schematische Darstellung des nach Lastumkehr ermittelbaren Tangentenmoduls T.

2.6.4.3 Fließgrenzen

Wie schon J. Bauschinger bei seinen Untersuchungen im Jahre 1886 fand [67], ist der Bauschingereffekt nach überelastischer Verformung bei nachfolgender Lastumkehr durch eine erniedrigte Fließgrenze R_x gekennzeichnet. Je nachdem, in welche Richtung die Vorverformung erfolgte, kann dies die Stauchgrenze R_{dx} oder die Dehngrenze R_{px} sein, siehe Abb. 2-17. Für den Fall der inhomogenen Biegebeanspruchung spricht man analog von der Biegegrenze R_{Bx}, die aus der Biegedehngrenze R_{Bpx} und der Biegestauchgrenze R_{Bdx} besteht. Lastfallübergreifend wird vereinfachend der Begriff der Fließgrenze R_x verwendet.

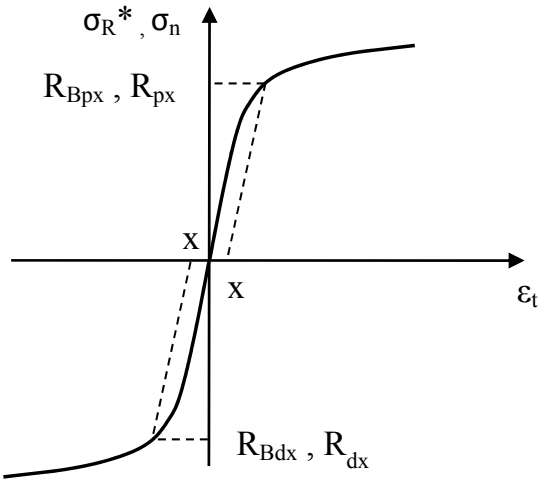


Abb. 2-17: Schematische Darstellung der Dehngrenze R_{px} und der Stauchgrenze R_{dx} bzw. der Biegedehngrenze R_{Bpx} und der Biegestauchgrenze R_{Bdx} bei einer plastischen Verformung von x%.

2.6.4.4 Bezogene Fließgrenzen

Ein Nachteil der nach Lastumkehr auftretenden Fließgrenze R_x ist, dass diese nicht allein durch den Bauschingereffekt, sondern ebenso durch die Festigkeit des Materials beeinflusst wird, weshalb eine vergleichende Aussage hinsichtlich der Höhe des Bauschingereffekts sehr schwierig ist. Daher bezieht man die Fließgrenze R_x auf die in der Vorverformung erreichte maximale Spannung σ_{max}. Der so erhaltene dimensionslose Quotient

$$R_x/\sigma_{max} \tag{2.10}$$

ist eine „festigkeitsbereinigte“ Kenngröße und nennt sich „bezogene Fließgrenze“. Sie beschreibt das Verhältnis der Fließgrenze R_x bei Lastumkehr zu der bei der Vorverformung erreichten maximalen Spannung σ_{max}, siehe Abb. 2-18. Im Fall einer bei Vorverformung auftretenden Lüdersdehnung kommt die untere Streckgrenze R_{eL} für σ_{max} zur Anwendung, da diese die Spannung bei Lastumkehr darstellt.

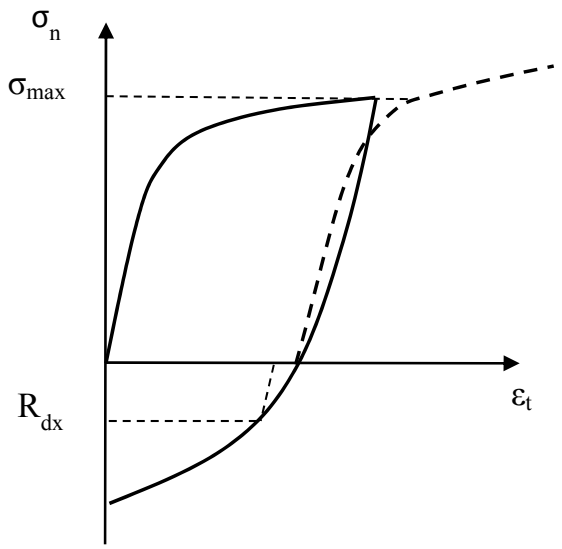


Abb. 2-18: Schematische Darstellung der bezogenen Stauchgrenze R_{dx}/σ_{max}. Die gestrichelte Kurve stellt eine Weiterverformung in ursprünglicher Richtung dar.

Bedingt durch den Quotienten in Gleichung (2.10) sind Kennwerte erst ab dem Überschreiten der Streck- bzw. Dehngrenze in Vorverformungsrichtung ermittelbar, was aber der Bauschingereffekt ohnehin voraussetzt. Ein „Idealwert“ der bezogenen Fließgrenze würde dann genau 1,0 betragen, wenn bis zur Dehngrenze belastet ($\sigma_{max} = R_{px}$) und nachfolgend – unter Vernachlässigung des SD-Effekts – eine Stauchgrenze R_{dx} in betraglich gleicher Höhe aufträte. Bei plastischen Verformungen mit $\sigma_{max} > R_{px}$ tritt jedoch bei Lastumkehr ein Bauschingereffekt auf, der mit einem Absinken der Stauchgrenze R_{dx} einhergeht, so dass die bezogene Fließgrenze stets das Verhältnis zwischen

der Fließgrenzen bei Weiterverformung sowie Lastumkehr in Abhängigkeit der vorliegenden plastischen Verformung angibt. Analoges gilt für die Biegeverformung.

2.6.4.5 Bleibende Entfestigung

Die bleibende Entfestigung (permanent softening) Δσ stellt nach Corbin et al. [76], Sowerby et al. [84] und Atkinson et al. [122] einen Vergleich der betraglich größten Spannung bei Vorverformung $|\sigma_{maxV}|$ mit der betraglich größten Spannung bei Rückverformung $|\sigma_{maxR}|$ dar.

$$\Delta\sigma = |\sigma_{maxV}| - |\sigma_{maxR}| \tag{2.11}$$

In dieser Arbeit wurde die bei Rückverformung auftretende Spannung dann ermittelt, wenn die Rückverformung denselben plastischen Dehnungsbetrag aufwies, wie zuvor die Vorverformung. Ein Wert <1 bedeutet somit, dass nach der Rückverformung ein geringerer Spannungsbetrag vorliegt, als bei der Vorverformung, so dass man vom Auftreten einer bleibenden Entfestigung sprechen kann, siehe Abb. 2-19.

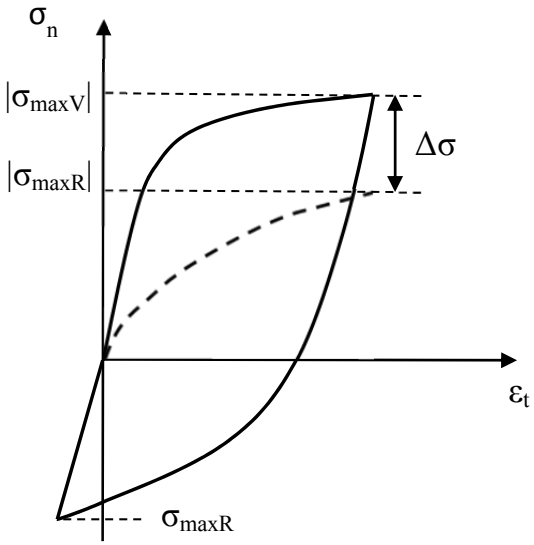


Abb. 2-19: Schematische Darstellung der permanenten Entfestigung. Die Kurve nach Lastumkehr wurde „hochgespiegelt“ und ist gestrichelt dargestellt.

2.6.4.6 Weitere Kenngrößen

Darüber hinaus gibt es in der Literatur noch eine Reihe weiterer Bauschingerkenngrößen, wie den BSP (Bauschinger Stress Parameter) oder der BEP (Bauschinger Energie Parameter). Der BSP stellt die Rückspannungen dar, die durch Hindernisse auftreten und auf die Versetzungen wirken [121].

Hahn [126] definiert den Bauschingereffekt als Verhältnis der bei Zugverformung des unverformten Materials auftretenden Dehngrenze zu der nach x% Zugvorverformung und Lastumkehr auftretenden analogen Stauchgrenze.

Eder [125] hingegen bestimmt den Bauschingereffekt u.a. aus der bei Zugverformung auftretenden Dehngrenze des unverformten Materials sowie einer nach x% Druckvorverformung und Lastumkehr auftretenden analogen Dehngrenze.

2.7 Strength-Differential-Effect

Bei Metallen wird üblicherweise angenommen, dass die Fließgrenzen bei Zug- oder Druckbeanspruchung identisch sind [127], wie es auch die Theorie des Biegebalkens besagt. In den 1920er Jahren wurde bei Untersuchungen von Siebel und Pomp [20] entdeckt, dass die Elastizitätsgrenze bei Druckbeanspruchung in manchen Fällen signifikant höher als bei Zugbeanspruchung liegen kann [127]. Dieses Phänomen ist bei Stählen unter dem Namen „Strength-Differential-Effect“ (dt: Spannungs-Differenz-Effekt), oder kurz „SD-Effekt“ bekannt. Aus den Untersuchungen von Chait [22] ergibt sich für verschiedene vergütete Stähle ein SD-Effekt in der Höhe von ca. 5-10%.

2.7.1 Ursachen des SD-Effekts

Im Laufe der Jahre wurden viele Theorien über die Ursachen des SD-Effekts aufgestellt [127, 129]. Hirth und Cohen [129] kommen zu dem Schluss, dass die Einflussgrößen wie Mikrorisse, Makroeigenspannungen, Restaustenit und ein interner Bauschingereffekt zwar ggf. Einflussgrößen auf den SD-Effekt seien könnten, jedoch nicht der ausschlaggebende Grund hierfür sind. Grund zu der Annahme ist, dass einerseits der SD-Effekt auch in fein-martensitischen Zuständen, die sehr resistent gegen Rissbildung sind, auftritt. Andererseits sind Zugeigenspannungen bei großen Verformungen bereits abgebaut, ebenso sei die verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung zum Erliegen gekommen, so dass dies keine Basis mehr für den dort anzutreffenden SD-Effekt ist. Der interne Bauschingereffekt wird als Ursache ebenso verworfen, da in Härtungsgefügen üblicherweise keine Vorzugsorientierung der Martensitplatten auftritt und daher die bei der Martensitbildung durch Volumenänderung auftretenden Zug- und Druckkräfte keine globale Lastumkehr erzeugen kann. Vielmehr sind die Auswirkungen von nichtlinear-elastischen Wechselwirkungen zwischen Interstitionsatomen und Versetzungen denkbar. Durch die tetragonale Verzerrung des Eisengitters entstehen elastische Spannungsfelder, die unter Druckbeanspruchung zu höheren Bindungskräften zwischen Kohlenstoffatomen und Versetzungen führen als unter Zugbeanspruchung [128–130, 134, 136]. Damit verbunden ist auch das Auftreten eines leicht höheren Elastizitätsmoduls unter Druck- als auch unter Zugbeanspruchung [131]. Die Lüdersdehnung fällt unter Druckbeanspruchung ebenso geringer aus als bei Zugbeanspruchung, so dass Druckproben schon früher mit der Kaltverfestigung beginnen [127, 133]. Unter diesem

Aspekt kann sich die mit der Restaustenitumwandlung in Zusammenhang stehende Volumenausdehnung global auch auf die Fließgrenze bei Zug- und Druckbeanspruchung auswirken.

Die bei Druckversuchen zwangsläufig auftretende Reibung an den Kontaktflächen der Proben spielt hingegen nach Chait [22], Leslie und Sober [132] und Rauch et al. [133] keinen wichtigen Grund für das Auftreten eines SD-Effektes.

Die Ursache, dass der SD-Effekt vornehmlich in hochfesten martensitischen Zuständen auftritt, sehen Singh et al. [128] darin, dass die im weichgeglühten Zustand auftretende ferritisch-perlitische Struktur näherungsweise einen Gleichgewichtszustand darstellt, der sich durch isotrope Eigenschaften auszeichnet und somit wenige Verspannungen zulässt [128].

2.7.2 Einflussgrößen auf den SD-Effekt

Das Auftreten der Asymmetrie der Festigkeit wurde an vielen Materialien wie Stählen in diversen Wärmebehandlungszuständen [22, 127, 133, 134], Mg-Legierungen [22], Ti-Legierungen [22, 134] und α-Pu [135] untersucht. Bei den Untersuchungen zeigte sich jedoch, dass bei den angesprochenen Materialien verschiedene Mechanismen für die auftretende Asymmetrie verantwortlich sind. Nach Rauch und Leslie [127] ist die bei graphitischem Gusseisen auftretenden Asymmetrie der Festigkeit auf Mikrorisse zurückzuführen, die unter Zugbeanspruchung zum Öffnen neigen und so die Festigkeit deutlich herabsetzen. Die bei Mg-, Zr- und Ti-Legierungen auftretende Asymmetrie ist laut Chait [22, 134] sowie Noster [140] auf die Zwillingsbildung bei Druckbeanspruchung zurückzuführen Die größte bislang bei Metallen bekannte Festigkeitsasymmetrie wurde in α-Pu [135] gefunden und wird neben der Zwillingsbildung dem druckabhängigen diffusionsgesteuerten Kriechen zugeschrieben. Der Begriff des SD-Effekts wird daher lediglich für die bei Stählen auftretende Asymmetrie der Festigkeit unter Zug- und Druckbeanspruchung verwendet.

2.7.2.1 Mikrostruktureinflüsse

Von Rauch und Leslie [127] sowie Chait [22, 134] wurde der SD-Effekt bei Zug-Druck-Untersuchungen in vielen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen gefunden. Einen entscheidenden Einfluss scheint der Wärmebehandlungszustand bzw. die dabei eingestellte Mikrostruktur zu besitzen, da insbesondere bei hochfesten Stählen mit martensitischen oder martensitähnlichen Gefügen ein großer SD-Effekt auftritt [127], der mit steigender Anlasstemperatur abnimmt [22, 129]. Ein schwächerer SD-Effekt wurde in Bainit erkannt, ein noch schwächerer ebenso in ferritisch-perlitischen Widmannstätten-Gefügen [127, 129, 136]. Ferritisch-perlitische Stähle hingegen scheinen laut [127, 136, 137] gar keinen SD-Effekt aufzuweisen, wohingegen in [128] bei geglühten Ferriten über einen sehr geringen SD-Effekt berichtet wird. In sehr kohlenstoffarmem Ferriten (Reineisen)

ist praktisch kein SD-Effekt mehr zu finden [129]. Es wird in [127] jedoch darauf hingewiesen, dass nicht immer alle Gefügezustände eines Materials auch einen SD-Effekt zeigen. So wird von Chait [22] an einem korrosionsbeständigen martensitischen Stahl kein SD-Effekt beobachtet.

Nach den Erkenntnissen von Rauch und Leslie [127], Chait [22], Singh et al. [128] sowie Leslie und Sober [132] nimmt der SD-Effekt bei gehärteten martensitischen Stählen mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu, wohingegen bei Spitzig et al. [138] keine Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt festgestellt werden konnte. Die Menge an Legierungselementen bei martensitischen Gefügestrukturen spielt jedoch nach Auffassung von Rauch und Leslie [127] keine nennenswerte Rolle.

Eng verbunden mit dem Gehalt und der Struktur von Zementit ist auch die Anordnung und Dichte der Versetzungen. Alle Eisenbasislegierungen mit hoher Versetzungsdichte scheinen daher einen SD-Effekt aufzuweisen [127, 136].

Das Auftreten einer zweiten Phase in Vergütungsgefügen, wie beispielsweise Ferrit, kann nach Chait [134] den SD-Effekt erhöhen. Aus [134] geht ebenso hervor, dass durch inkohärente Ausscheidungen nur ein kleiner SD zu erwarten ist. Auch bei Dualphasenstählen wurde mit steigendem Martensitgehalt ein steigender SD-Effekt beobachtet [139], der aber stark von der Morphologie des Martensits abhängen kann [137].

Die bereits angesprochene verformungsinduzierte Umwandlung von Austenit in Martensit mag zwar kein eigentlicher Grund für das Auftreten eines SD-Effekts sein, es kann diesen jedoch unterstützen. So kann laut Chait [22] die verformungsinduzierte Umwandlung von Austenit in Martensit einen SD-Effekt hervorrufen, da die Umwandlung vornehmlich unter Zugbeanspruchung abläuft.

Des Weiteren zeigt sich in [128] ein linearer Zusammenhang des SD-Effekts mit der Härte.

Mit steigender Anlasstemperatur nimmt der SD-Effekt nach Chait [22] sowie Hirth und Cohen [129] ab, wobei ein Verschwinden erst bei relativ hohen Anlass- (>650°C) bzw. Rekristallisationstemperaturen auftritt [127–129].

2.7.2.2 Verformungseinflüsse

Chait [22] sowie Spitzig et al. [138] legen in ihren Untersuchungen dar, dass an allen untersuchten Stählen der SD-Effekt auch bei großen Vorverformungen konstant bleibt.

2.7.2.3 Temperatureinflüsse

Desweitern wird von Chait [134], Fletcher et al. [131] sowie Rauch und Leslie [127] eine Abhängigkeit des SD-Effekts von der Prüftemperatur festgestellt, da der SD-Effekt bei tiefen Temperaturen (-196°C) ansteigt und bei höheren Temperaturen (+127°C) absinkt.

2.7.3 Kenngrößen des SD-Effekts

Das Auftreten eines SD-Effekts äußert sich in einer höheren Festigkeit unter Druckbeanspruchung als unter Zugbeanspruchung. Demzufolge liegt es nahe, die bei Zug- bzw. Druckbeanspruchung auftretenden Streck- bzw. Dehngrenzen als Maß für den SD-Effekt zu verwenden. Neben einem bei Spitzig et al. [138] verwendeten komplizierten Parameter ist das in Gleichung (2.12) dargestellte Verhältnis zwischen der Dehngrenze R_p und dem Betrag der Stauchgrenze $|R_d|$ ein einfacher und anschaulicherer Kennwert.

$$SD = \frac{R_p}{|R_d|} \tag{2.12}$$

2.8 Restaustenit

Bei übereutektoiden Stählen ist bekannt, dass sich diese im Härtungsprozess bei Abkühlung auf Raumtemperatur nicht vollständig in Martensit umwandeln [141]. Die Folge ist ein gewisser Anteil an metastabilem Austenit, der sog. Restaustenit, der im Härtungsgefüge zurückbleibt. Dessen Menge und Beständigkeit hängt von der chemischen Zusammensetzung, dem Ausgangsgefüge und den Bedingungen der Wärmebehandlung ab [141].

2.8.1 Auswirkung des Restaustenits auf die mechanischen Eigenschaften

In der Praxis ist der Restaustenit bei der Erzeugung von Härtungsgefügen nicht immer erwünscht, da er durch eine Beeinflussung von Härte und Maßhaltigkeit [9, 143, 144] negative Auswirkungen auf die Eigenschaften eines Bauteils haben kann. Daher wird er meist durch einen dem Abschreckvorgang folgenden Tiefkühlprozess in Martensit umgewandelt [145], um die Funktion des entsprechenden Bauteils im späteren Betrieb sicherzustellen [149].

Seit den 1970er Jahren ist bekannt [146], dass sich metastabiler Austenit spannungs- oder dehnungsinduziert in Martensit umwandeln kann [147]. Dieses als „verformungsinduzierte Martensitbildung“ bekannte Phänomen kann Probleme bei der Maßstabilität von Bauteilen [141, 143] durch die damit einhergehende umwandlungsbedingte Volumenvergrößerung [133] verursachen, die Laux [142] mit ca. 1% und Watt und Jain [137] mit 2–4% angeben. Mit den sich ergebenden Volumenänderungen ist auch die Entstehung von Schleifrissen bei Härtungsgefügen mit höherem Restaustenitanteil [142] verbunden.

Der Restaustenit besitzt durch seine geringe Härte von 200–300HV [142] Auswirkungen auf die Gesamthärte eines Stahls, wie Rupp und Wellisch [141] am Beispiel von 100Cr6 zeigen. In unlegierten Stählen kann der Härteabfall 5–10 HRC betragen [142]. Ebenso tritt mit der Umwandlung von Restaustenit in Martensit ein Härteanstieg auf [141, 142].

Die Stabilität des Restaustenits in Stählen ist sowohl hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften als auch der Maßhaltigkeit von Bauteilen von großer technischer Bedeutung. Schwendemann gibt in [145] eine ausführliche Beschreibung verschiedener Einflussgrößen.

2.8.2 Ursachen der Restaustenits

Um eine (theoretische) vollständige Umwandlung vom Austenit zum Martensit zu erhalten, muss die Abkühlung der Austenitphase so schnell erfolgen, dass die Martensitbildung bei der Martensitstarttemperatur M_s einsetzt und bei Erreichen der Martensitfinishtemperatur M_f abgeschlossen ist. Dabei kommt den als Interstitionsatomen auf den Oktaederlücken sitzenden Kohlenstoffatomen eine besondere Bedeutung zu. Durch eine diffusionslose Umwandlung findet eine Scherung des Gitters [150] statt (Bain-Transformation), so dass sich aus dem kfz-Gitter ein krz / trz-Gitter bildet, bei dem die Kohlenstoffatome ihren Interstitionsplatz beibehalten [148]. Hierbei sei jedoch angemerkt, dass keineswegs jede Elementarzelle eine „echte“ trz-Martensitzelle darstellt. Selbst bei maximaler Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit sind nur $^1/_{12}$ der Zwischengitterplätze mit einem Kohlenstoffatom besetzt, bei einem Stahl mit 1% Kohlenstoff sind es sogar nur $^1/_{21}$ [148]. Somit genügen schon geringe Mengen an Kohlenstoff, um die für die hohe Härte verantwortlichen Gitterverspannungen hervorzurufen. Deswegen nimmt mit steigendem Kohlenstoffgehalt einerseits die Härtbarkeit zu, aber andererseits erniedrigt sich die Martensitfinishtemperatur M_f derart, dass diese bei einer Abschreckung auf Raumtemperatur nicht erreicht werden kann [3]. Die Folge ist eine unvollständige Umwandlung des Austenits in Martensit, so dass ab einem Kohlenstoffgehalt >0,5Ma% Restaustenit im Härtungsgefüge zurückbleibt [3, 142, 145, 151]. Nach Koistinen und Marburger [152] kann der Restaustenitanteil von unlegierten Stählen durch die empirische Beziehung aus Gleichung (2.13) abgeschätzt werden.

$$V_\gamma = exp[-1{,}10 \cdot 10^{-2}(M_s - T_q)] \qquad (2.13)$$

Hierbei stellt V_γ den Volumenanteil an Restaustenit, M_s die Martensitstarttemperatur und T_q die Abschrecktemperatur dar. Bei sonderkarbidhaltigen Stählen ist die Vorhersage des Restaustenitgehalts schwieriger, da u.a. die Lösungstemperaturen der Karbide unterschiedlich hoch liegen [142].

2.8.3 Einflussgrößen auf den Restaustenitgehalt

2.8.3.1 Einflüsse von Legierungselementen

Die chemische Zusammensetzung der Legierungen hat einen großen Einfluss auf den Restaustenit [153]. Das vielleicht wichtigste Legierungselement stellt dabei der Kohlenstoff dar, denn erst ab ca. 0,5% Kohlenstoff ist mit einem nennenswerten Restauste-

nitgehalt bei der Härtung zu rechnen [1, 3]. Auch Chrom kann bei höheren Temperaturen durch Auflösung von Chromkarbiden zur Steigerung des Restaustenitgehalts beitragen [148]. Daneben begünstigen Legierungselemente wie Mangan, Vanadium, Nickel und Molybdän die Restaustenitentstehung, Aluminium, Kobalt, Silizium und Phosphor erschwert diese hingegen [153]. Nach Liebmann [153] und Cohen [148] hängt die Menge des erzeugbaren Restaustenits insbesondere von den Gehalten an Kohlenstoff und Chrom ab, da bei unlegierten Stählen nur 5–10%, bei hochlegieren Chromstählen jedoch bis zu 15–30% Restaustenit möglich sind.

2.8.3.2 Mikrostruktureinflüsse

Neben der chemischen Zusammensetzung nennt Cohen [148] die Austenitkorngröße einen wichtigen Faktor bei der Austenit-Martensit-Umwandlung. Zwar fällt das Phänomen bei Stählen mit >0,4% Kohlenstoff immer weniger ins Gewicht, jedoch begünstigt allgemein gröberes Korn eher die Umwandlung zu Martensit, feineres Korn hingegen eher zu Perlit.

Die Prozessführung der Wärmebehandlung kann ebenso einen großen Einfluss auf den sich entwickelnden Restaustenitgehalt besitzen. Während für höher kohlenstoffhaltige Legierungen bei den gewöhnlichen Austenitisierungstemperaturen nur eine teilweise Auflösung der Karbide stattfindet [9], vergrößert sich mit steigender Austenitisierungstemperatur nach Rupp und Wellisch [141] die Anzahl der in Lösung gehenden Karbide, so dass am 100Cr6 ab 1000°C ein karbidfreies Härtungsgefüge mit beachtlicher Korngröße vorhanden ist.

Der zuvor bereits erwähnte Einfluss des Kohlenstoffgehaltes besteht im Wärmebehandlungsprozess auch darin, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Martensitstarttemperatur M_s bei der Abschreckung absinkt [148], was weitreichende Folgen für die Martensitbildung hat. Zudem führt jeder Haltepunkt im Abkühlprozess zwischen M_s und M_f zu Stabilisierungsprozessen des vorliegenden Restaustenits [142]. Wegen der Zeit- und Temperaturabhängigkeit der Stabilisierungsprozesse kann es für die Erzeugung eines hohen Restaustenitgehalts von Vorteil sein, weniger schroffe Abschreckmedien zu verwenden [148]. So stellt Cohen [148] an einem Stahl vom Typ 110Cr6 eine Erhöhung des Restaustenitgehalts mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit in der Reihenfolge „Salzwasser - Öl - Luft“ fest, was mit Ergebnissen von Rupp und Wellisch [141] übereinstimmt, die am 100Cr6 bei einer Warmbadabschreckung einen höheren Restaustenitgehalt als bei einer Ölabschreckung finden.

Die Auswirkungen von Anlasstemperaturen sind in der Literatur nicht ganz eindeutig. Nach Cohen [148] findet bei Anlasstemperaturen von <200°C lediglich eine Umwandlung des tetragonalen in kubischen Martensit statt. Nach [9] kommt es hingegen bereits ab 150°C zu einem Zerfall des Restaustenits, Liedtke [144] empfiehlt für die Restaus-

tenitbeseitigung bei niedriglegierten Stählen Temperaturen >200°C, bei hochlegierten sogar >500°C.

2.8.3.3 Verformungseinflüsse

Unter mechanischer Beanspruchung können sich Stähle mit metastabilem Austenit in Martensit umwandeln [154]. Dabei begünstigt im Allgemeinen eine Zugbeanspruchung die Umwandlung von Restaustenit in Martensit, wohingegen eine Druckbeanspruchung nach Ehrlich-Aull [155] sowie Olson und Cohen [156] die Umwandlung erschwert und es so zum Auftreten eines SD-Effekts kommt. Zurückzuführen ist dies darauf, dass die Fließvorgänge unter Zug auf Umwandlungs- und unter Druck auf Gleitvorgängen beruhen [156]. Die dabei auftretende Steigerung der plastischen Verformbarkeit wird als Umwandlungsplastizität beschrieben [156], die auch unter dem Namen TRIP-Effekt (TRansformation Induced Plasticity) bekannt ist [154].

3 Werkstoffe und Proben

3.1 Versuchswerkstoffe

In der vorliegenden Arbeit wurden die zwei Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6 in verschiedenen praxisrelevanten Wärmebehandlungszuständen untersucht. In diesem Kapitel werden die Prozessparameter näher erläutert, die vorliegenden Gefüge charakterisiert, sowie die mechanischen Eigenschaften unter homogener und inhomogener Beanspruchung diskutiert.

3.1.1 42CrMoS4

3.1.1.1 Anlieferungszustand

Das angelieferte Halbzeug mit der Werkstoffnummer 1.7227 bestand aus Rundstahl mit 22mm Durchmesser. Die durch Funkenspektroskopie gewonnene chemische Zusammensetzung ist in Tab. 3-1 dargestellt.

Tab. 3-1: Chemische Zusammensetzung von 42CrMoS4.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%
0,456	0,157	0,800	0,008	0,028	1,041	0,052	0,150

Cu	Al	Ti	Nb	V	W	Co
Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%
0,068	0,020	0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001

Das Gefüge des Anlieferungszustandes wies eine bainitischen Struktur auf, in der einzelne Zementitteilchen als zweite Phase vorlagen. Stellenweise waren an Schlackeeinschlüssen einzelne Entmischungszonen sowie Mangansulfitzeilen erkennbar, die für eine eher durchschnittliche Reinheit des Materials sprechen.

3.1.1.2 Wärmebehandlung

Aus den angelieferten Halbzeugen wurden zunächst Vorkonturen der Probengeometrien gefertigt, die ein geringes Aufmaß besaßen, um später Oberflächenveränderungen und möglichen Verzug kompensieren zu können. Die verwendeten Wärmebehandlungsparameter sind in Tab. 3-2 aufgelistet. Die Proben wurden zunächst im Umluftofen für 15 Minuten bei 350°C vorgewärmt, danach erfolgte die Austenitisierung im Salzbad „GS540“ (Fa. Durferrit). Als Abschrecköl kam das auf 100°C temperierte syn-

thetische Öl „Syntherm 354“ (Fa. Petrofer) zum Einsatz. Der Anlassvorgang erfolgte wiederum im Salzbad „AS140“ (Fa. Durferrit). Die so erzeugten Wärmebehandlungszustände wurden mit Bezeichnungen VG = „Vergütungs-Gefüge“, BG = „Bainitisches Gefüge“ und NG = „Normalisiertes Gefüge“ benannt. Zusätzlich wurde ein gehärteter Zustand (GEH) erzeugt, der jedoch nur der Ermittlung der mechanischen Kennwerte des Härtungsgefüges diente. Nach der Wärmebehandlung erfolgte die Fertigbearbeitung der Probengeometrien.

Tab. 3-2: Wärmebehandlungsparameter von 42CrMoS4.

Material	Zustand	Gefüge	Wärmebehandlung
42CrMoS4	GEH	gehärtet	850°C 20min / Öl
	VG1	vergütet	850°C 20min / Öl 100°C + 240°C 60min
	VG2	vergütet	850°C 20min / Öl 100°C + 350°C 60min
	BG	bainitisch	850°C 20min + 360°C 240min
	NG1	normalisiert	850°C 20min / Luft
	NG2	normalisiert	850°C 30min / Ofen (Argon)

In Abb. 3-1 sind lichtmikroskopische Aufnahmen bei 2000-facher Vergrößerung der nach der Wärmbehandlung in Querrichtung vorliegenden Mikrostrukturen abgebildet. Die Schliffe wurden mit Nital geätzt.

a) Der gehärtete Zustand GEH zeigt ein typisches, fein-nadeliges Härtungsgefüge, das fast vollständig aus tetragonalem Martensit besteht. Des Weiteren sind geringe Anteile von kubischem Martensit vorhanden, ebenso geringe Mengen an Bainit (ca. 2%) sowie vereinzelte Sonderkarbide. b) Der vergütete Zustand VG1 weist ein typisches, niedrig angelassenes Härtungsgefüge auf. Die Struktur ist fein-nadelig und besteht durch den Anlassvorgang aus mehr kubischen als tetragonalem Martensit. Des Weiteren sind sehr geringe Spuren von Bainit (ca. 2%) vorhanden, vereinzelt sind Sonderkarbide erkennbar. c) Der vergütete Zustand VG2 besteht durch die höhere Anlasstemperatur überwiegend aus kubischen Martensit mit vereinzelten Sonderkarbiden. d) Der Zustand BG besteht fast vollständig aus Bainit mit vereinzelten Sonderkarbiden. e) Der luftabgekühlte Zustand NG1 besteht aus Bainit (ca. 85%), Martensit (ca. 15%) sowie Ferrit (ca. 5%). Vereinzelte Sonderkarbide sind erkennbar, sehr vereinzelt liegen auch feine perlitische Gefügebereiche vor, die jedoch kaum ins Gewicht fallen. f) Der ofenabgekühlte Zustand NG2 weist ein Gefüge aus Ferrit sowie lamellarem Perlit auf. Trotz der langsamen Abkühlzeit liegt kein Grobkorn vor. In den Ferritkörner sind durch globularen Zementitausscheidungen erste Anzeichen einer weichgeglühten Struktur zu erkennen.

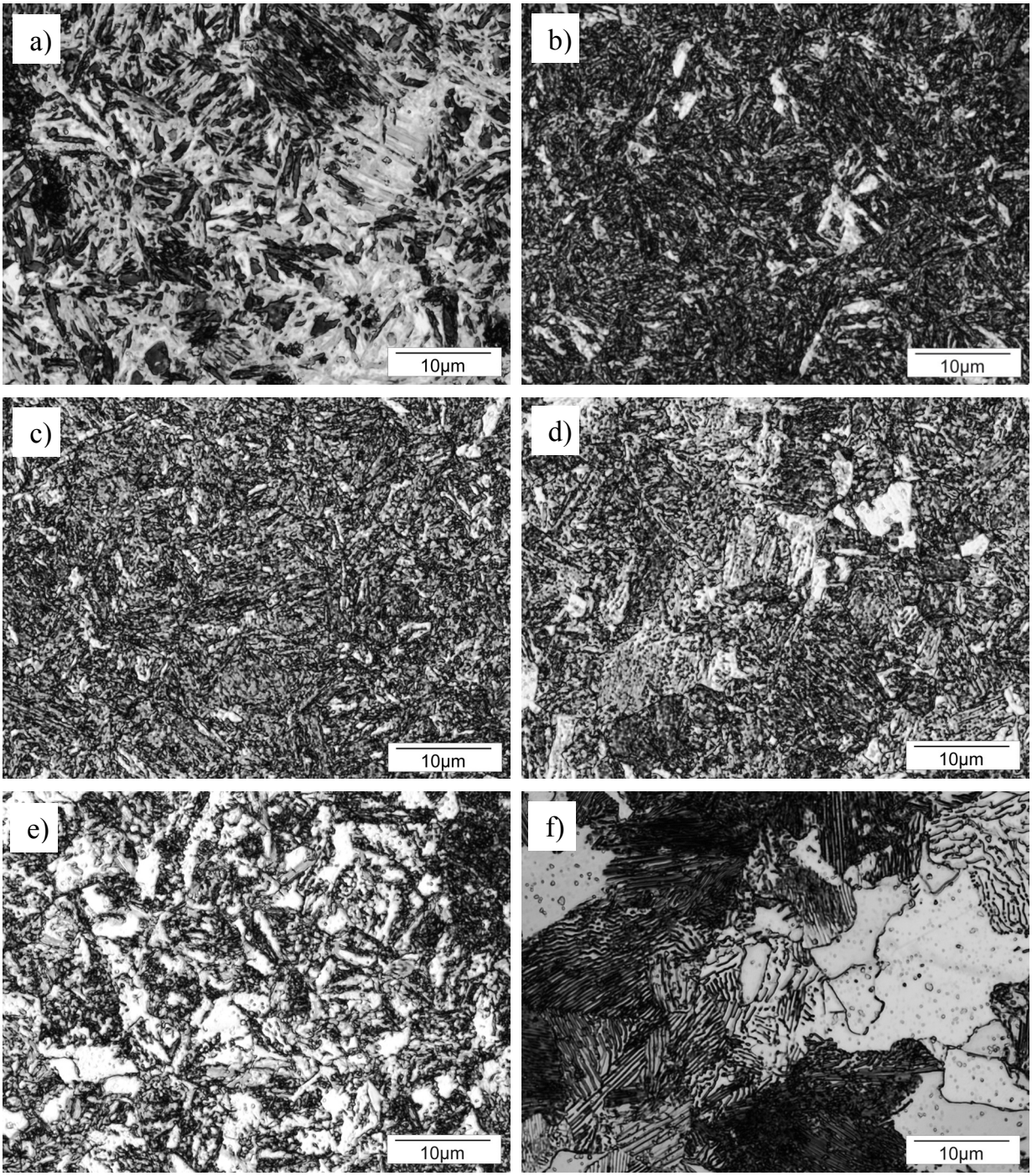


Abb. 3-1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur (Querrichtung) der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4: a) gehärteter Zustand GEH, b) vergüteter Zustand VG1, c) vergüteter Zustand VG2, d) bainitischer Zustand BG, e) normalisierter Zustand NG1, f) normalisierter Zustand NG2.

3.1.1.3 Mechanische Kennwerte

In Abb. 3-2 sind die Nennspannung-Totaldehnung Diagramme der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 dargestellt. Für jeden Zustand wurden mindestens drei Proben untersucht, deren Geometrie in Abb. 3-8 dargestellt ist.

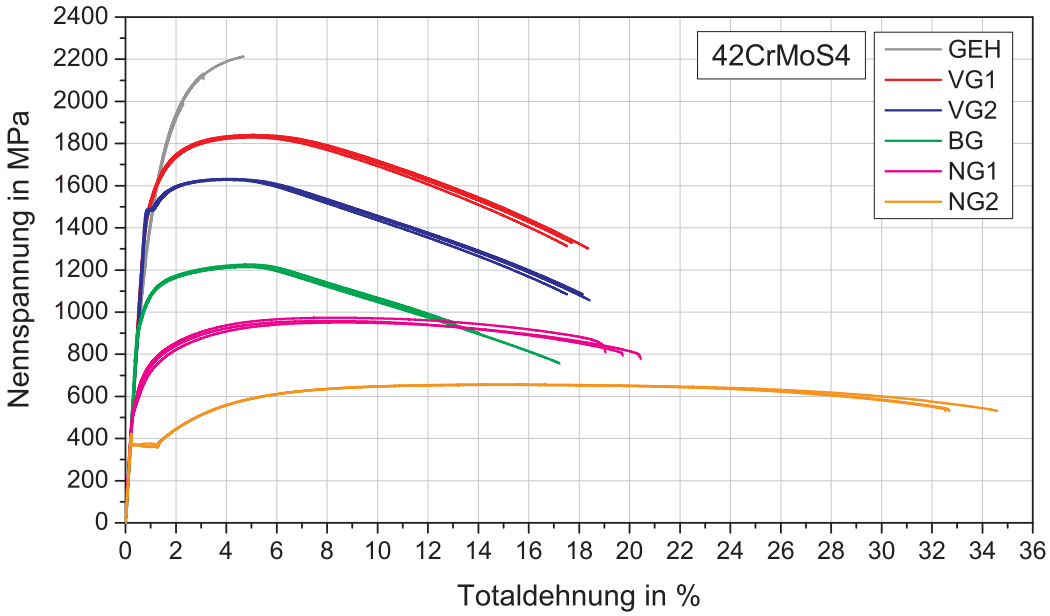


Abb. 3-2: Nennspannung-Totaldehnung-Kurven der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 unter Zugbeanspruchung.

Der gehärtete Zustand GEH weist die höchste Dehngrenze und Zugfestigkeit auf, die allerdings mit einer deutlich reduzierten Bruchdehnung einhergeht und typisch für das spröde Verhalten eines Härtungsgefüges ist. Die vergüteten Zustände VG1 und VG2 kombinieren hohe Festigkeiten mit guten Bruchdehnungen. Die Festigkeit des bainitischen Zustandes liegt etwa ein Drittel niedriger als bei den Vergütungsstählen. Der Zustand NG1 besitzt eine vergleichsweise hohe Festigkeit, da ein mehrphasiges Gefüge aus Bainit, Martensit und Ferrit vorliegt. Der mit Ofenabkühlung normalisierte Zustand NG2 zeigt hingegen die niedrigste Festigkeit sowie eine Lüdersdehnung, was typisch für ein normalisiertes Gefüge ist. Einige mechanische Kennwerte der untersuchten Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 sind in Tab. 3-3 aufgelistet.

Tab. 3-3: Mechanische Kennwerte der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4.

Material	**Zustand**	**$R_{p0,1}$; R_{eL}**	**R_m**	**A**	**Härte**	**Härte**
		MPa	**MPa**	**%**	**HRC**	**HV10**
42CrMoS4	GEH	1000	2210	2–4	55	664
	VG1	1410	1840	17–19	51	556
	VG2	1480	1630	17–19	46	505
	BG	950	1210	13–16	38	381
	NG1	560	950	19–21	30	319
	NG2	370	655	33–35	(8)	187

Da in dieser Arbeit die Biegebeanspruchung unter dem Aspekt des Biegerichtens von großer Wichtigkeit ist, sind in Abb. 3-3 die Verfestigungskurven der Wärmebehandlungszustände des 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung abgebildet. Die fiktiven Randspannungen wurden nach Kap. 2.2.3.2 berechnet, die Randtotaldehnungen auf Zug- und Druckseite mittels DMS gemessen. Da die Durchbiegung der Biegebalken auf der verwendeten Vorrichtung begrenzt war, mussten die Versuche aus geometrischen Gründen spätestens nach dem Erreichen von ca. 4,5% Totaldehnung abgebrochen werden, so dass keine Prüfung bis Bruch erfolgen konnte. Im Gegensatz zum Nennspannung-Totaldehnung-Diagramm sind hier die berechneten fiktiven Randspannungen über die Randtotaldehnungen aufgetragen. Dies erschwert zwar den direkten Vergleich, aber es wird trotz alledem deutlich, dass die Lage der Kurven zueinander in etwa denen der homogenen Beanspruchung aus Abb. 3-2 entspricht. Auch die im Zustand NG2 vorliegende Lüdersdehnung wird unter Zug- sowie Druckbeanspruchung abgebildet.

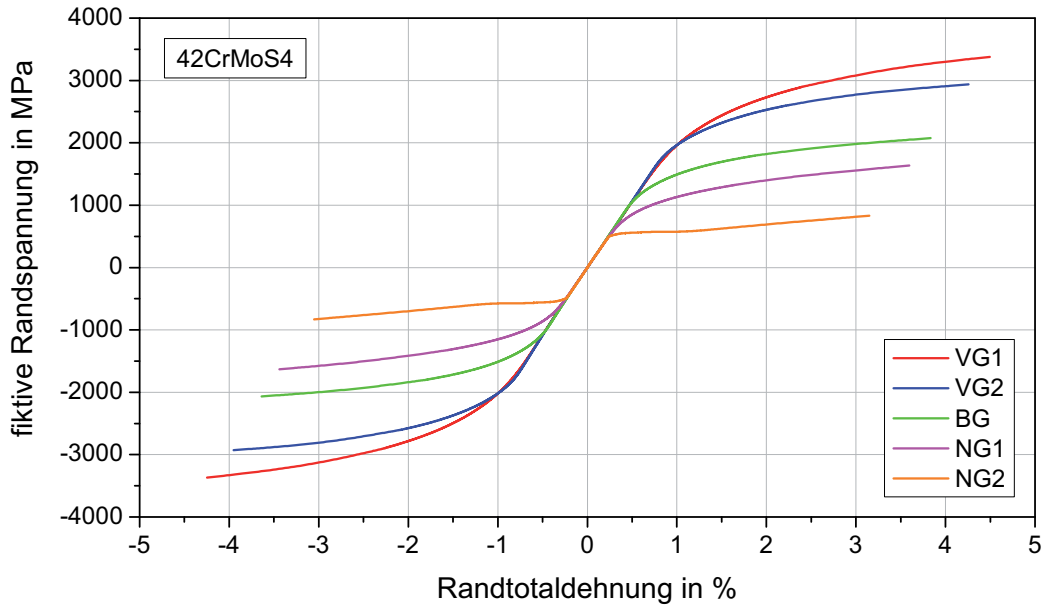


Abb. 3-3: Fiktive Randspannung-Randtotaldehnung-Kurven der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 unter Biegebeanspruchung (Zug- und Druckseite).

3.1.2 100Cr6

3.1.2.1 Anlieferungszustand

Das angelieferte Rohmaterial mit der Werkstoffnummer 1.3505 bestand aus Rundmaterial mit einem Durchmesser von ebenfalls 22mm. Die mittels Funkenspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung ist in Tab. 3-4 dargestellt.

Tab. 3-4: Chemische Zusammensetzung von 100Cr6.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%
0,992	0,331	0,382	0,013	0,032	1,510	0,028	<0,01

Cu	Al	Ti	Nb	V	W	Co
Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%	Ma.%
0,029	<0,001	<0,001	<0,001	0,007	<0,01	<0,01

Im Anlieferungszustand lag ein typischer weichgeglühter Zustand mit ferritischer Matrix und globularem Zementit vor. Vereinzelt zeigten sich einzelne Karbidvergröberungen, die jedoch unbedeutend waren. Aufgrund der Anforderungen an einen Wälzlagerstahl war die vorgefundene Reinheit erwartungsgemäß deutlich höher als die von 42CrMoS4.

3.1.2.2 Wärmebehandlung

Analog zum 42CrMoS4 wurden aus den angelieferten Halbzeugen zunächst Vorkonturen der Probengeometrien mit geringen Aufmaßen gefertigt und anschießend wärmebehandelt. Die einzelnen Wärmebehandlungsparameter sind in Tab. 3-5 aufgelistet. Auch hier wurden die Proben für 15 Minuten bei 350°C im Umluftofen vorgewärmt, daran anschließend erfolgte die Austenitisierung im Salzbad „GS540“ (Fa. Durferrit). Als Abschrecköl kam das auf 100°C temperierte synthetische Öl „Syntherm 354“ (Fa. Petrofer) zum Einsatz. Der Anlassvorgang erfolgte im Salzbad „AS140“ (Fa. Durferrit). Die Zustände wurden analog zum 42CrMoS4 mit Bezeichnungen VG = „Vergütungs-Gefüge“, BG = „Bainitisches Gefüge“ und NG = „Normalisiertes Gefüge“ bezeichnet. Für die Ermittlung der mechanischen Kennwerte wurde ebenso ein gehärteter Zustand (GEH) in gleicher Vorgehensweise angefertigt. Nach der Wärmebehandlung erfolgte die Fertigbearbeitung der Probengeometrien.

Tab. 3-5: Wärmebehandlungsparameter von 100Cr6.

Material	Zustand	Gefüge	Wärmebehandlung
100Cr6	GEH	gehärtet	850°C 20min / Öl
	VG1	vergütet	850°C 20min / Öl 100°C + 170°C 120min
	VG2	vergütet	850°C 20min / Öl 100°C + 240°C 120min
	BG	bainitisch	850°C 20min + 220°C 240min
	NG1	normalisiert	850°C 30min / Luft
	NG2	normalisiert	850°C 30min / Ofen (Argon)

Nachfolgend sind in Abb. 3-4 lichtmikroskopische Gefügebilder bei 2000-facher Vergrößerung dargestellt. Alle Bilder zeigen die Querrichtung, die Schliffe wurden nital geätzt.

a) Der gehärtete Zustand GEH weist ein sehr fein-nadeliges Härtungsgefüge aus überwiegend tetragonalen Martensit sowie Anteilen an kubischen Martensit auf. Ein Restaustenitgehalt von ca. 10% liegt sehr feinverteilt (optisch nicht erkennbar) vor, ebenso ein Menge an hellen Sonderkarbiden. b) Der niedrig angelassene Zustand VG1 zeigt ebenso ein sehr fein-nadeliges Gefüge, das aus großen Anteilen an kubischem Martensit sowie geringeren Anteilen an tetragonalem Martensit besteht. Des Weiteren liegt der durch die Anlassbehandlung nicht umgewandelte, aber sehr feinverteilte Restaustenit (ca. 10%) sowie viele helle Sonderkarbide vor. c) Im Zustand VG2 wird durch die höhere Anlasstemperatur mehr kubischer als tetragonaler Martensit beobachtet, der Restaustenitanteil wurde fast vollständig in Martensit umgewandelt. Darüber hinaus liegen weiterhin viele helle Sonderkarbide vor. d) Der Zustand BG besteht aus sehr feinem Martensit und unterem Bainit. Eine genaue Trennung des Gefüges ist kaum möglich, da die Abkühltemperatur etwa auf Höhe der Martensitstarttemperatur M_s liegt und somit ein fließender Übergang zwischen den Gefügen vorliegt. Neben den hellen Sonderkarbiden sind karbidische Vorausscheidungen im Bainit erkennbar, die diesen etwas dunkler erscheinen lassen. e) Der luftabgekühlte Zustand NG1 weist neben einer Menge von Sonderkarbiden ein ferritisch-karbidisches Grundgefüge mit geringen Perlitanteilen auf. Offensichtlich reichte trotz der langsamen Abkühlung die zur Verfügung stehende Zeit nicht aus, um ein vollständig perlitisches Gefüge ausbilden zu können, so dass der Kohlenstoff an bestehende Karbide angelagert wurde. f) Am ofenabgekühlten Zustand NG2 beobachtet man ein typisches, normalisiertes Gefüge mit ausgeprägter perlitischer Struktur. Vereinzelt sind helle Ferritkörner erkennbar, zusätzlich eine Menge an Sonderkarbiden. Korngrenzenzementit ist nicht erkennbar.

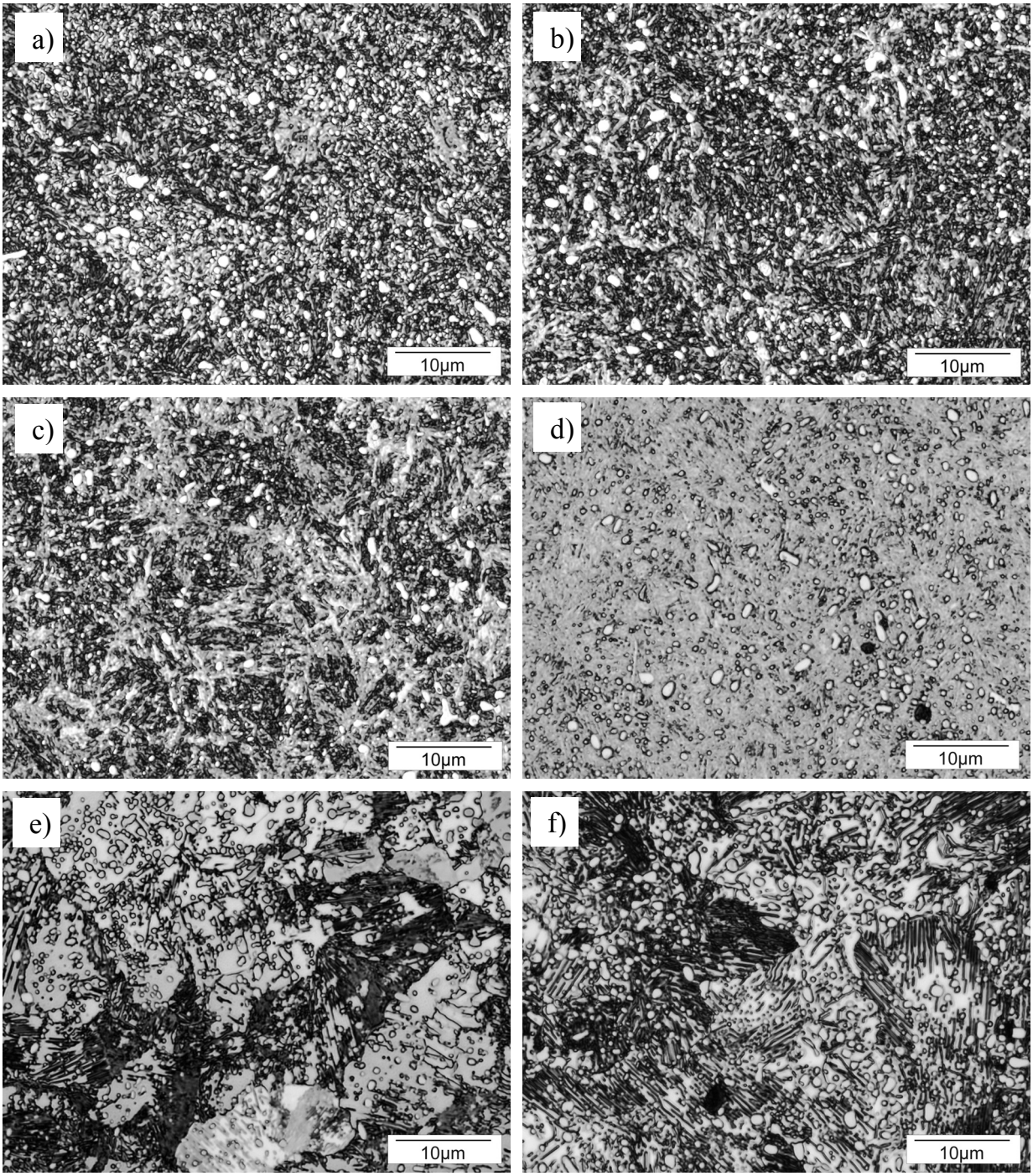


Abb. 3-4: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Mikrostruktur (Querrichtung) der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6: a) gehärteter Zustand GEH, b) vergüteter Zustand VG1, c) vergüteter Zustand VG2, d) bainitischer Zustand BG, e) normalisierter Zustand NG1, f) normalisierter Zustand NG2.

3.1.2.3 Mechanische Kennwerte

In Abb. 3-5 sind die Nennspannung-Totaldehnung Diagramme der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 dargestellt, zusätzlich in Abb. 3-6 eine Ausschnittsvergrößerung. Pro Zustand wurden auch hier mindestens drei Proben untersucht. Die

verwendete Probengeometrie ist in Abb. 3-8 dargestellt. Anders als beim 42CrMoS4 sind beim 100Cr6 entweder hochfeste Zustände oder relativ weiche Zustände vorzufinden.

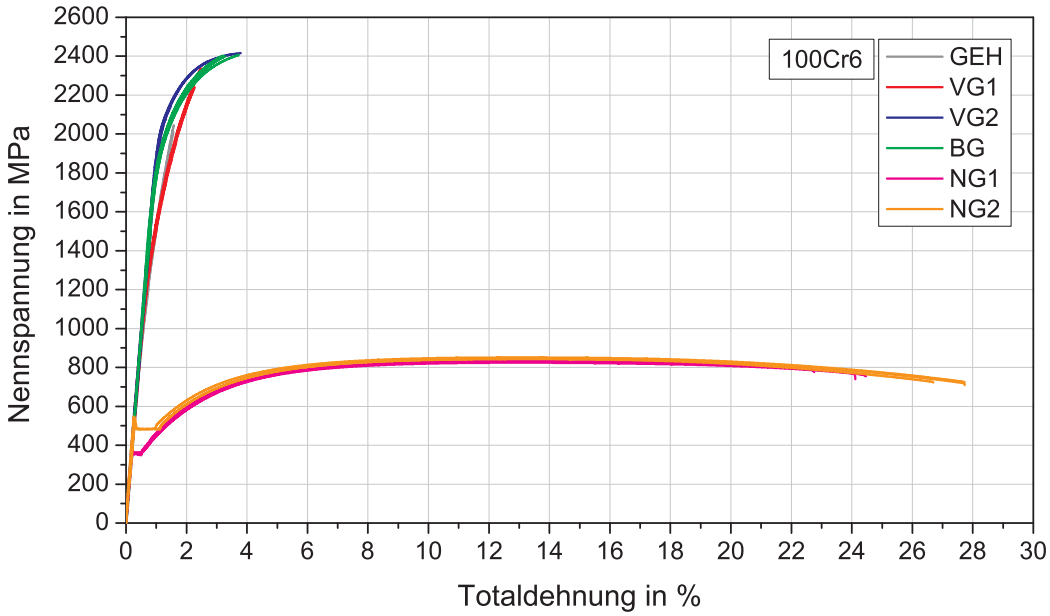


Abb. 3-5: Nennspannung-Totaldehnung-Kurven der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 unter Zugbeanspruchung.

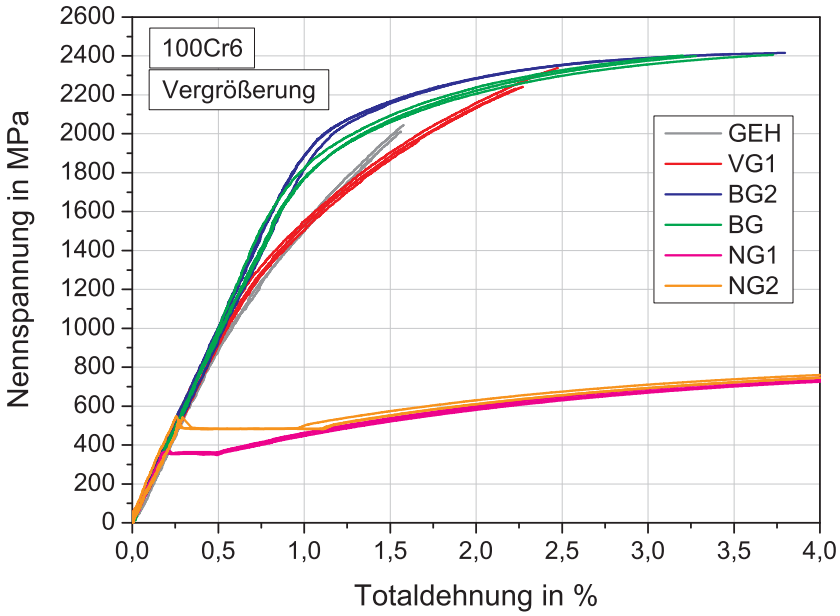


Abb. 3-6: Ausschnittsvergrößerung der Nennspannung-Totaldehnung-Kurven von 100Cr6 am Übergangs vom linear-elastischen in den elastisch-plastischen Bereich.

Die in Abb. 3-5 dargestellten Nennspannung-Totaldehnungskurven zeigen, dass durch eine geeignete Wärmebehandlung die Spannbreite der mechanischen Eigenschaften

sehr weit variiert werden kann. Die weichen, normalisierten Zustände NG1 und NG2 weisen Lüdersdehnungen und eine sehr große Bruchdehnung von ca. 24–27% auf, wohingegen die hochfesten, harten Zustände zwar die dreifache Zugfestigkeit, jedoch nur ca. 1–2% Bruchdehnung aufzeigen. Aus diesem Grund ist der Übergang vom elastischen in den elastisch-plastischen Bereich in Abb. 3-6 nochmals vergrößert dargestellt.

Der gehärtete Zustand GEH des 100Cr6 zeigt sich sehr spröde und weist mit 0,5% erwartungsgemäß die niedrigste Bruchdehnung in dieser Arbeit auf. Der niedrig angelassene Zustand VG1 besitzt eine geringfügig höhere Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung, jedoch ähnelt der Zustand weitestgehend dem gehärteten, da beide enorme Verfestigungen mit steigender plastischer Verformung aufweisen. Die vergleichsweise früh einsetzende plastische Verformung kann auf die unter Zugbeanspruchung einsetzende Restaustenitumwandlung sowie eine nur geringe Menge an verfestigungssteigernden Ausscheidungen zurückzuführen sein. Die mechanischen Eigenschaften der Zustände VG2 und BG sind trotz der unterschiedlichen Gefüge recht ähnlich und weisen deutliche Unterschiede zum gehärteten bzw. angelassenen Zustand VG1 auf. Die etwas geringere Dehngrenze des Zustands BG ist auf den weicheren Bainit zurückzuführen. Die Dehngrenzen liegen etwa doppelt so hoch wie beim Zustand VG1, die Zugfestigkeiten um ca. 10–20% und die Bruchdehnungen gar um 200–400% höher. Einige mechanische Kennwerte sind in Tab. 3-6 zusammengefasst.

Tab. 3-6: Mechanische Kennwerte der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6.

Material	Zustand	$R_{p0,1}$; R_{eL}	R_m	A	Härte	Härte
		MPa	MPa	%	HRC	HV10
100Cr6	GEH	1120	2000	0,5–0,6	63	745
	VG1	1280	2250	1,3–1,5	60	772
	VG2	1950	2400	2,0–2,5	57	700
	BG	1750	2400	2,2–2,8	56	719
	NG1	485	850	26–27	24	259
	NG2	360	850	22–24	(16)	225

Die Verfestigungskurven der Wärmebehandlungszustände des 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung sind in Abb. 3-7 dargestellt. Die fiktiven Randspannungen wurden nach Kap. 2.2.3.2 berechnet, die Randtotaldehnungen auf Zug- und Druckseite mittels DMS erfasst. Die Kurven enden bei den Zuständen VG1, VG2 und BG mit dem Bruch der Proben, die bei ähnlichen Dehnungswerten wie im Zugversuch eintreten. Bei den Zuständen NG1 und NG2 mussten die Versuche mit dem Erreichen von ca. 4 % Totaldehnung beendet werden, da die maximal mögliche Durchbiegung der Proben auf der Biegevorrichtung erreicht war. Dadurch, dass bei Biegebeanspruchung fiktive

Randspannungen verwendet werden, liegen diese nach dem Verlassen des linear elastischen Bereichs erheblich höher als im Nennspannung-Totaldehnung-Diagramm. Dennoch ist eine ähnliche Lage der einzelnen Wärmebehandlungszustände zueinander erkennbar. Interessant ist die auf Zug- und Druckseite sehr unterschiedliche Verformungskurve für den restaustenithaltigen Zustand VG1, der unter Zugbeanspruchung betraglich deutlich niedrigere Spannungen aufweist als unter Druckbeanspruchung.

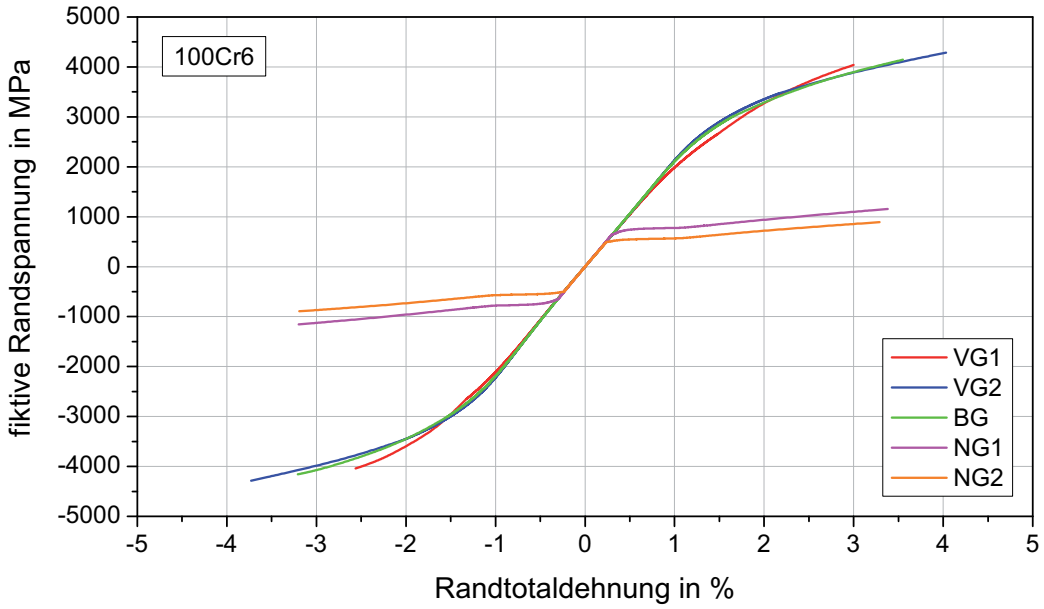


Abb. 3-7: Fiktive Randspannung-Randtotaldehnung-Kurven der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 unter Biegebeanspruchung (Zug- und Druckseite).

3.2 Probengeometrien

Bei der Gestaltung der Probengeometrien erwies es sich als schwierig, allen Anforderungen gerecht zu werden. Dabei war die Gestaltung der Biegebalken relativ einfach, da diese lediglich eine gewisse Auflagebreite sowie eine ausreichend hohe Biegehöhe benötigten, um eine hohe Randspannung zu erzielen. Problematischer hingegen erwies sich die Geometrie für die homogene Beanspruchung. Da die Proben teilweise ebenso hart wie die Spannbacken der Prüfmaschine waren, schied ein kraftschlüssiges Spannen aus. Bei der Suche nach einer geeigneten Geometrie erwies sich eine Zylinderprobe mit Kugelköpfen als Spannelement als gute Wahl, da mit dieser Form sowohl formschlüssig gespannt, als auch kleine Fluchtungsfehler der Maschine ohne Biegung der Probe ausgeglichen werden konnten.

3.2.1 Zugproben

Bei der in Abb. 3-8 dargestellten Zugprobe handelt es sich um eine Zylinderprobe mit einer parallele Probenlänge von 27mm, einer Messlänge von L_0=20mm und einem

Durchmesser von 7mm, die in Anlehnung an DIN 50125 [157] gestaltet wurde. Die Krafteinleitung erfolgte formschlüssig über die Kugelköpfe. Als Vorkontur wurde ein hantelförmiger Zylinderstab von 14mm Durchmesser und beidseitigen Kugeln mit 19mm Durchmesser wärmebehandelt und danach auf Endkontur hartgedreht.

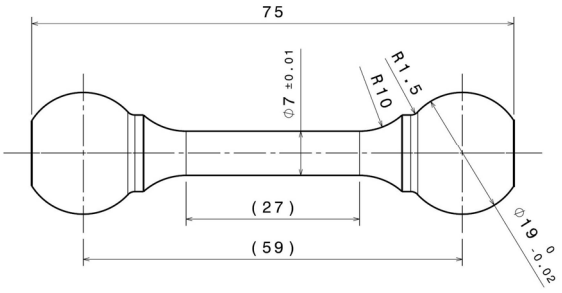


Abb. 3-8: Geometrie der Zugproben mit Kugelköpfen zur Krafteinleitung.

3.2.2 Druckproben

Der Druckversuch ist durch die Norm DIN 50106 [21] vorgegeben. Die Proben sollten ein Länge-Durchmesser Verhältnis von 1,5 bis 2 nicht überschreiten, um Knickung zu vermeiden [17]. Um beim Wärmebehandlungsprozess vergleichbare Temperaturverläufe wie bei den Zug- bzw. Zug-Druck-Proben im Bereich der Messlänge zu erhalten, wurde als Vorkontur ebenfalls ein Zylinderstab mit 14mm Durchmesser und 200mm Länge wärmebehandelt und danach mehrere Proben aus diesem hartgedreht.

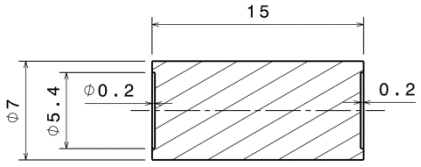


Abb. 3-9: Geometrie der Druckproben mit stirnseitigen Fetttaschen nach Rastegaev.

Da während des Versuchs der einachsige Spannungszustand erhalten bleiben sollte, wurde die Probengeometrie mit Fettschmiertaschen nach Rastegaev gewählt, da diese einfach in der Herstellung waren und im Vorfeld keine besonderen Untersuchungen zur Wahl des richtigen Kegelwinkels wie bei Siebel und Pomp [20] erfolgen mussten. Zudem wurden mit den Rastegaev-Proben in der Literatur bereits sehr gute Ergebnisse hinsichtlich der Formbeständigkeit erzielt [23, 158]. Die Fetttaschen wurden vor dem Versuch mit einem MoS_2-Fett gefüllt.

3.2.3 Zug-Druck-Proben

Die in Abb. 3-10 dargestellten Zug-Druck-Proben stellen im Wesentlichen Zylinderproben mit 7mm Durchmesser und 13mm paralleler Probenlänge dar. Die Einspannung erfolgt analog zu den Zugproben über Kugelköpfe mit 19mm Durchmesser, um ein formschlüssiges Spannen der harten Zustände zu ermöglichen. Um Knickung unter Druckbeanspruchung zu vermeiden, wurden die Proben an beiden Enden mit Passschäften versehen. Diese Zylinderflächen lagen während der Prüfung fettgeschmiert an der Prüfvorrichtung an, so dass die freie Knicklänge erheblich reduziert wurde.

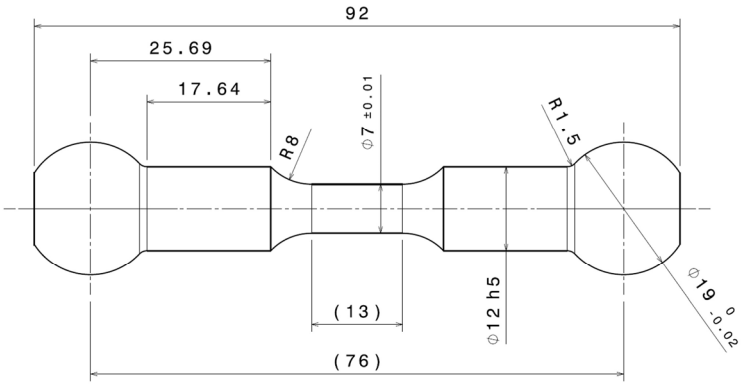


Abb. 3-10: Geometrie der Zug-Druck-Proben mit Kugelköpfen zur Krafteinleitung sowie Passschäften zur Vermeidung von Knicken unter Druckbeanspruchung.

Analog zu den Zugproben wurde eine hantelförmige Probe mit einem zylindrischen Mittelteil mit 14mm Durchmesser als Vorkontur für die Wärmebehandlung verwendet und schließlich hartgedreht.

3.2.4 Biegeproben

Die Biegebalken stellen gewöhnliche Balken mit rechteckigem Querschnitt mit einer Breite von 8mm, einer Höhe von 15mm sowie einer Länge von 200mm dar.

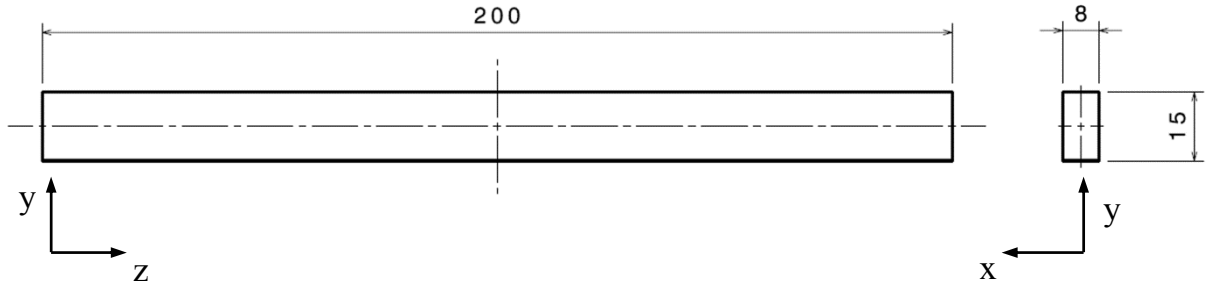


Abb. 3-11: Geometrie der Biegeproben.

Die für die Wärmebehandlung verwendete Vorkontur besaß einen Querschnitt von 9mm x 16mm. Bis auf die kleinen Stirnflächen wurden alle vier übrigen Oberflächen zur Einhaltung der Abmaße nach der Wärmebehandlung plangeschliffen.

4 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführungen

4.1 Mikroschliffe

Für die mikroskopische Gefügeuntersuchung wurden die temperaturempfindlichen angelassenen Proben kalt in „Araldit“ eingebettet, die normalisierten Zustände warm in „Struers Multifast“. Es folgte Schleifen bis zu einer Körnung von 2500 auf SiC-Papier, danach mit 3µ und 1µ Diamantpoliermittel und letztendlich mit OPS. Die Ätzung für die mikroskopischen Aufnahmen erfolgte mit alkoholischer Salpetersäure (2%ig) als Nitalätzung. Die mikroskopischen Gefügeuntersuchungen wurden an einem konfokalen Laserscanningmikroskop „Olympus LEXT OLS3100 “ durchgeführt.

4.2 Prüfvorrichtungen

Wie sich bei Versuchen im Vorfeld an einer anderen Prüfmaschine herausstellte, war eine Druckbeanspruchung mit einem langen Spannzeug nur mit deutlich wahrnehmbarer Biegeüberlagerung möglich. Daher wurde eine neue Vorrichtung für Zug-, Druck- und Zug-Druck-Beanspruchung möglichst kurz-bauend entwickelt und direkt auf den Zapfen der Prüfmaschine montiert. Diese Vorrichtung besaß den Vorteil, dass bei der Umrüstung von Zug-, Druck- und Zug-Druck-Spannzeug nur die Deckel des Spannzeugs gewechselt werden mussten und die massiven Ringe vorgespannt auf den Maschinenzapfen verbleiben konnten.

4.2.1 Zugvorrichtung

Durch die hohe Härte der zu prüfenden Proben bis ca. 62 HRC stieß das Spannen von Zylinderschaftproben nach DIN 50125 Typ A [157] in Prismenbacken erwartungsgemäß auf Probleme, weshalb ein formschlüssiges Spannen bevorzugt wurde. Abb. 4-1 zeigt die komplette Vorrichtung nebst Zugprobe. Die Deckel der Spannvorrichtung bestehen aus jeweils zwei Segmenten, um die Probe montieren zu können. Die Deckel sind mit insgesamt acht M10 Schrauben am Umfang befestigt, so dass eine Nennlast von 100kN kein Problem darstellte.

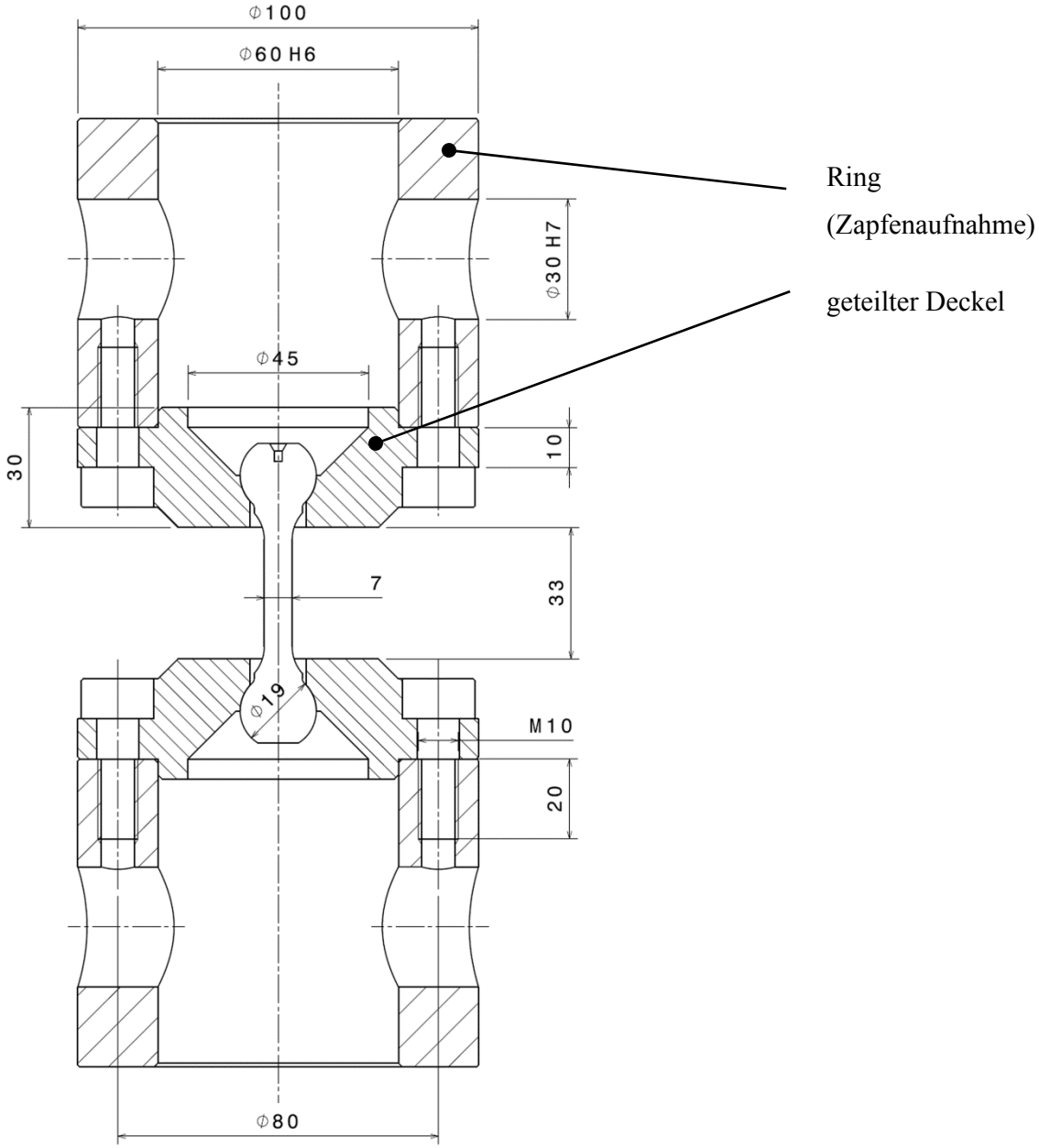


Abb. 4-1: Zug-Vorrichtung, zur direkten Montage auf die Maschinenzapfen.

4.2.2 Druckvorrichtung

Die bereits für die Zugverformung entwickelte Vorrichtung wurde für den Druckversuch mit anderen Probeaufnahmen bestückt. Von einem topfförmigen Aluminiumdeckel wurden die massiven Hartmetall-Druckplatten (d=80mm, h=30mm) sowie die darauf aufgelegten austauschbaren Hartmetallscheiben (d=30mm, h=10mm) auf der Werkzeugaufnahme in Position gehalten.

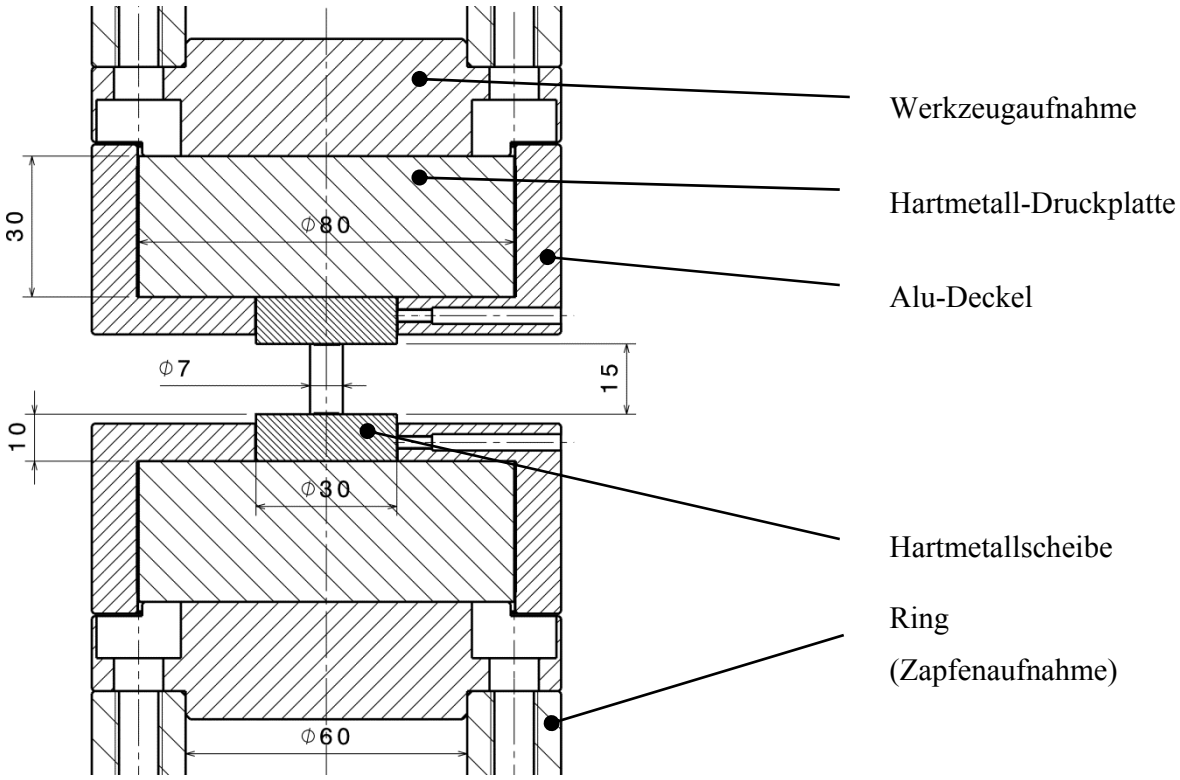


Abb. 4-2: Druck-Vorrichtung mit Hartmetall-Auflagen.

Die Stirnflächen der Probe selbst standen mit ihren fettgefüllten Taschen zur Reibungsreduzierung auf den polierten Oberflächen der Hartmetallscheiben auf, die im Falle einer Beschädigung ohne großen Aufwand ausgetauscht werden konnten.

4.2.3 Zug-Druck-Vorrichtung

Die konstruktive Gestaltung einer Zug-Druck Vorrichtung für hochfeste Proben erwies sich als recht kompliziert, da einerseits eine große Messlänge von Vorteil für die Spannungsverteilung in der Probe war, aber andererseits die Probe so kurz wie möglich gestaltet werden musste, um Knickung unter Druckbeanspruchung zu vermeiden. Durch die hohe Härte kam ebenso nur eine formschlüssige Probenspannung in Frage.

Wie schon beim Zug- und Druckversuch wurde auch hier auf die bereits bestehende Vorrichtung zurückgegriffen und neue Aufsätze gefertigt, siehe Abb. 4-3. Die inneren Platten der Vorrichtung dienen unter Zugbeanspruchung als Widerlager und sind zweigeteilt, um eine Montage der Probe zu ermöglichen. Die äußeren Platten dienen unter Druckbeanspruchung als Gegenlager, zusätzlich kann sich die Probe mit ihren Passschäften unter Druckbeanspruchung an den Passbohrungen der Deckelhälften abstützen, so dass ein Knicken der Probe wirkungsvoll vermieden werden kann.

Ein spielfreier Nulldurchgang bei Lastumkehr war nicht vorgesehen, da die Montage von Probe und Deckeln sonst nicht möglich gewesen wäre. Da ohnehin jeder Beanspruchungszyklus messtechnisch als separater Versuch gefahren wurde, war dies nicht

weiter von Bedeutung. Die an den Passschäften auftretende Reibung bei der „Anfahrt auf Formschluss“ wurde durch eine Fettschmierung so weit wie möglich reduziert.

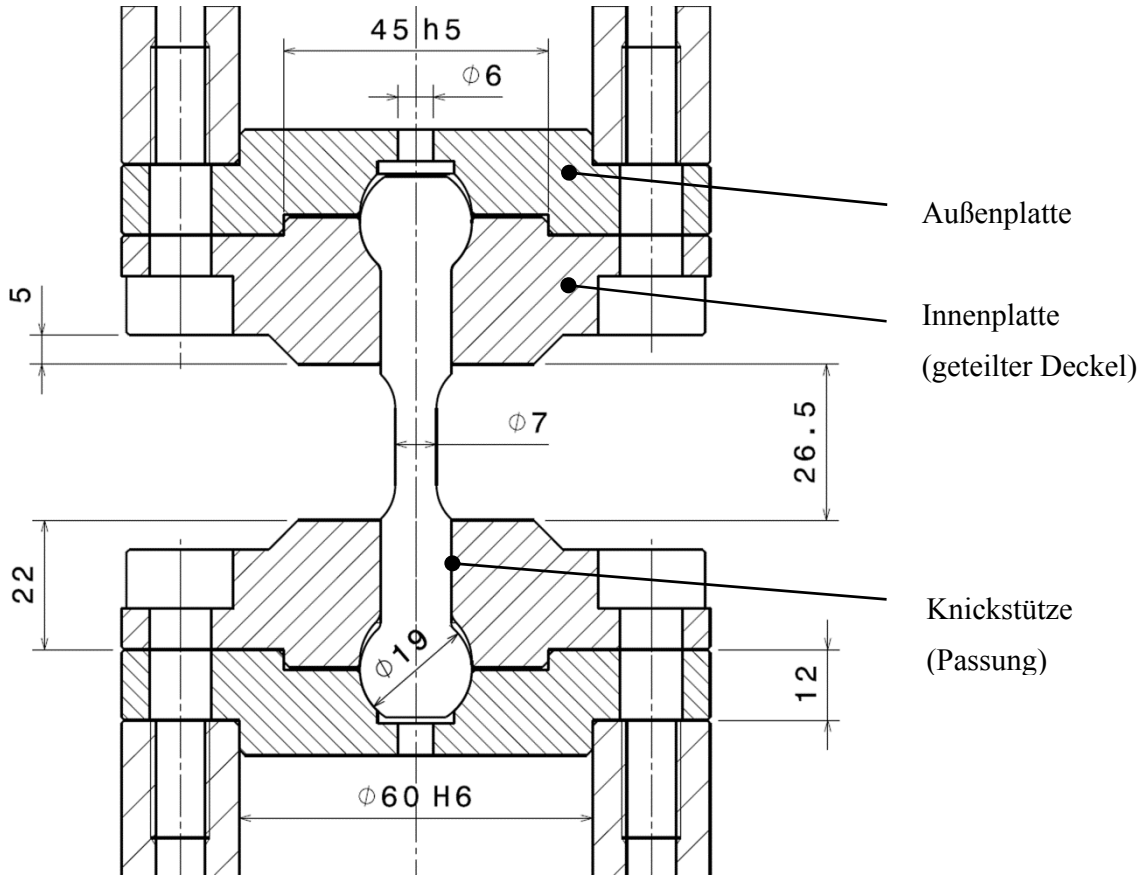


Abb. 4-3: Zug-Druck Vorrichtung mit integrierter Knickstütze über die an den Probenschäften anliegenden Deckelhälften.

4.2.4 4-Punkt-Biegevorrichtung

Da in DIN EN ISO 7438 [159] für metallische Werkstoffe nur der 3-Punkt Biegeversuch genormt ist, wurde eine 4-Punkt-Biegevorrichtung in Anlehnung an DIN EN 658-3 [160] für keramische Werkstoffe zurückgegriffen.

Die Biegevorrichtung wurde für ihren geplanten Einsatz an hochfesten Proben möglichst steif konstruiert, so dass Lasten von 100kN möglich waren. Als Auflagerrollen dienten vier speziell taillierte Passstifte mit 15mm Durchmesser, die ein sehr gutes Verhältnis zwischen Oberflächenhärte und Duktilität zeigten. Die anfänglich favorisierten Hartmetallrollen erwiesen sich als unbrauchbar, da sie dem Impuls von brechenden Proben nicht standhielten. Zur besseren Abrollung der Auflager auf den Probenoberflächen wurden die Rollen beidseitig in Nadellagern mit 20mm Innendurchmesser gelagert. Der obere Lagerabstand betrug 70mm, der untere 140mm, siehe Abb. 4-4.

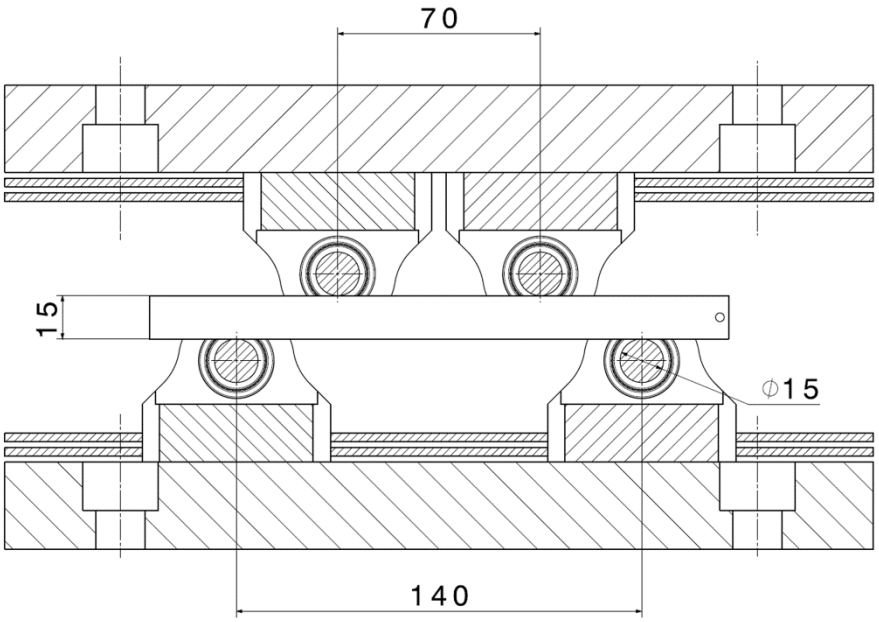


Abb. 4-4: 4-Punkt Biegevorrichtung mit nadelgelagerten Auflagerrollen.

4.3 Messtechnik und Durchführung der mechanischen Verformung

Für die Versuche kamen die zuvor beschriebenen Probengeometrien und Prüfvorrichtungen zur Anwendung. Alle mechanischen Verformungen wurden auf einer Universalprüfmaschine des Typs Zwick 1484 mit „Hegewald & Peschke“ Steuerung durchgeführt. Der obere Lastraum der Maschine, in dem die Biegeversuche durchgeführt wurden, war mit einer 200kN Kraftmessdose ausgerüstet. Der untere Lastraum wurde für die Zug-, Druck- und Zug-Druck-Versuche verwendet und war mit einer 150kN Kraftmessdose versehen. Die Regelung der Maschine erfolgte über den Traversenweg.

Die Dehnung der Proben wurde mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) auf den Probenoberflächen gemessen. Bei den Rundproben kamen dabei sehr schmale DMS zum Einsatz, siehe Abb. 4-8. Bei den Biegeproben wurden breitere DMS in Probenmitte auf der Zug- und Druckseite der Biegebalken appliziert, siehe Abb. 4-6. Einige wichtige Daten der verwendeten DMS sind in Tab. 4-1 aufgelistet. Zur Applikation der DMS wurde der Cyanacrylat-Klebstoff „CN“ der Fa. TML verwendet. Alle DMS wurden als Viertelbrücke an einem „PICAS“ Messverstärker der Fa. Peekel mit angepassten Messbereichen betrieben.

Bei den Zugversuchen wurden zur Messung der Längenänderung der Probe zwei gegenüberliegende DMS – zum besseren Ausgleich etwaiger Biegung – sowie der Macrowegaufnehmer mit einer Messlänge von L_0=20mm verwendet. Bei den Druck- bzw. Zug-Druck-Versuchen kamen nur zwei gegenüberliegende DMS zum Einsatz, da sich der Macrowegaufnehmer dort nicht anbringen ließ. Bei den Biegeversuchen wurde zusätzlich der Macrowegaufnehmer an der Biegevorrichtung befestigt, so dass die vertikale Wegänderung der Auflagerrollen gemessen werden konnte.

Tab. 4-1: Parameter der verwendeten DMS [161, 162].

	Zug, Druck, Zug-Druck	**Biegung**
Bezeichnung	FLK-6-11-1L	FLA-6-11-1L
Hersteller	TML (Tokyo, Japan)	TML (Tokyo, Japan)
Geometrie		
Messgitter, L x B	6 x 1 mm	6 x 2,2 mm
Leitermaterial	Konstantan	Konstantan

Es wurde stets eine Traversengeschwindigkeit gewählt, die bei elastischer Verformung an den DMS eine Dehnrate vom ca. 0,15%/min bewirkte. Die genauen Werte können Tab. 4-2 entnommen werden. Die unterschiedlichen Geschwindigkeiten sind einerseits auf unterschiedlich lange Messlängen sowie andererseits auf das unterschiedliche Verformungspotenzials des Laststrangs (Probeneinspannung, Spannzeug, etc.) zurückzuführen.

Tab. 4-2: Geschwindigkeiten der mechanischen Verformung.

Beanspruchung	**Traversengeschwindigkeit**	**Dehnrate DMS im elast. Bereich**
Zug	0,4mm/min	ca. 0,15%/min
Druck	0,2mm/min	ca. 0,15%/min
Zug-Druck	0,2mm/min	ca. 0,15%/min
Biegung	0,4mm/min	ca. 0,15%/min

Die langsame Geschwindigkeit war notwendig, da nur auf diese Weise mit der vorhandenen Ausrüstung geringe plastische Dehnungen reproduzierbar angefahren werden konnten, was für die hochfesten und teilweise spröden Werkstoffzustände notwendig war.

4.4 Ermittlung der Bauschingerkenngrößen

Da für das Auftreten eines Bauschingereffekts eine Lastumkehr nach vorausgegangener plastischer Vorverformung notwendig ist, wurde in dieser Arbeit an Proben mit verschiedenen Dehnungszuständen eine Lastumkehr durchgeführt. Nach dem Schema von Corbin et al. [76] ist es möglich, viele Vorverformungszustände mit wenigen Proben abzudecken, indem nach einer großen Vorverformung eine vielfach kleinere Rückverformung erfolgt. Zur Sicherheit wurde ebenso die von Abel und Muir [69] sowie Scholtes [91] verwendete Methode angewandt, bei der pro Probe nur eine Vorverformung

angefahren und dort eine Lastumkehr durchgeführt wurde. Schematisch sind beide Methoden in Abb. 4-5 dargestellt.

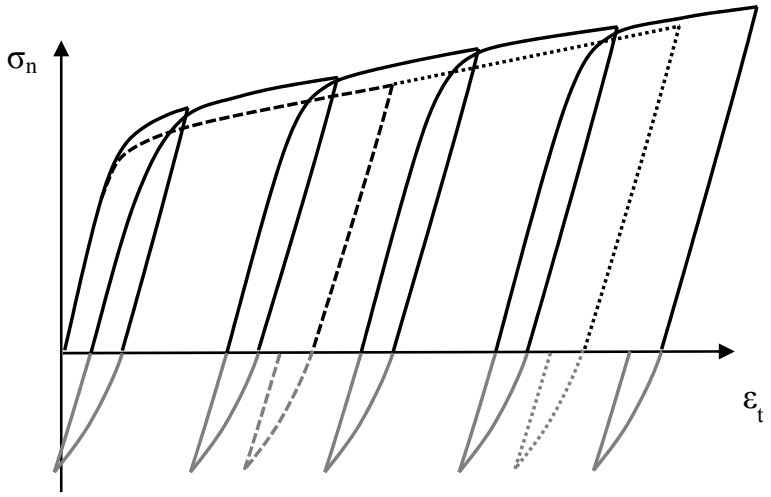


Abb. 4-5: Schematische Versuchsführung der mechanischen Verformung zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen unter homogener Beanspruchung. Die Volllinie zeigen die Methode nach Corbin [76], die gestrichelten Linien die nach Abel und Muir [69] bzw. Scholtes [91].

Im Fall der homogenen Zug-Druck-Beanspruchung wurde die Vorverformung in Zugrichtung aufgebracht, um Knickung zu vermeiden. Bei Biegebeanspruchung ergab sich dieses Problem nicht, da ein Biegebalken ohnehin eine Zug- und eine Druckseite aufweist, so dass quasi beide Lastrichtungen untersucht werden konnten. Um durch die Lastwechsel Ermüdungseinflüsse zu vermeiden, wurden die Vorverformungszyklen deutlich größer als die Rückverformungen gestaltet. Die Rückverformungen betrugen beim 42CrMoS4 generell 0,2% plastische Verformung, beim 100Cr6 generell 0,1%, da die hochfesten Zustände keine großen Vorverformungen erlaubten. Jeder aus Be- und Entlastung bestehende Zyklus wurde messtechnisch als eigenständiger Versuch mit eigenen Nullabgleich von Kraft, Weg und Längenänderung durchgeführt, da ein spielfreier Nulldurchgang bei den Vorrichtungen technisch nicht möglich war. Die Probe blieb jedoch stets in der Vorrichtung montiert. Die aufgenommenen Daten der Zug-Druck- bzw. Biegeversuche wurden zunächst mittels Tabellenkalkulation ausgewertet und Spannung-Dehnung-Diagramme aus den Messdaten erstellt. Bei homogener Beanspruchung kam die Nennspannung zur Anwendung, siehe Gleichung (2.1). Bei inhomogener Beanspruchung wurden die Randspannungen der Balken ermittelt, die bei überelastischer Verformung fiktive Spannungen darstellten, siehe Gleichung (2.4). Um die in Kap. 2.6.4 dargestellten Kenngrößen zu bestimmen, wurden die hierzu notwendigen Daten aus den gemessenen Datensätzen entnommen bzw. berechnet und ausgewertet. Die Dehngrenzen R_p, die Stauchgrenzen R_d sowie die plastische Rückverfor-

mung $\Delta\varepsilon_p$* wurden mittels einer Parallelverschiebung der Hookeschen Gerade bestimmt, wobei der in den Versuchen ermittelte Elastizitätsmodul von 210GPa zugrunde gelegt wurde. Einzig bei den Biegeversuchen von 100Cr6 wurde ein Elastizitätsmodul von 215GPa verwendet, da dieser Wert den in den Biegeversuchen ermittelten Werten entsprach und kleine Dehngrenzen mit 210GPa sonst kaum sinnvoll bestimmbar gewesen wären. Die sog. „bezogenen Fließgrenzen“ wurden nach Lastumkehr aus den ermittelten Dehn- bzw. Stauchgrenzen sowie der im vorausgegangenen Zyklus auftretenden maximalen Spannung σ_{max} bestimmt.

4.5 Ermittlung der Eigenspannungen

Vor der röntgenografischen Untersuchung wurden die Proben an den zu messenden Stellen ca. 150-170µm elektrolytisch poliert, um Bearbeitungseigenspannungen zu entfernen. Zur Anwendung kam dabei das im Wesentlichen aus Alkohol und Perchlorsäure bestehende Elektrolyt „Struers A2“, mit dem bei einer Stromdichte von ca. 1-2A/cm^2 elektrolytischer Materialabtrag erfolgte. Die ablaufenden elektrochemischen Prozesse sind bei Petzow in [164] beschrieben. Die Biegebalken wurden mit einer Schablone auf Probenober- und Unterseite sowie auf der Biegehöhe lokal elektropoliert (siehe Abb. 4-6), wobei durch Variation der Schablonenlage darauf geachtet wurde, dass keine größeren Unebenheiten an der Oberfläche entstanden. Da die hochfesten Zustände VG1, VG2 und BG von 100Cr6 jedoch äußerst kerbempfindlich waren, wurden diese Biegebalken in einem Elektropolierbad der Fa. Graul bei ca. 70°C und 1A/cm^2 Stromdichte eingetaucht abgetragen, was eine deutlich glattere Oberfläche brachte, allerdings auch zur Kantenverrundung führte. Die Zug-Druck Proben wurden auf ihrer Messlänge rundum elektropoliert (siehe Abb. 4-8), indem die Proben kurzzeitig lokal abgetragen und danach, in ihrer Längsachse um wenige Grad auf eine andere Stelle weitergedreht, erneut und überlappend poliert wurden.

Die Eigenspannungsmessungen wurden an einem 2θ-Diffraktometer (Huber 1) unter Berücksichtigung von DIN EN 15305 [163] durchgeführt. Zur Anwendung kam monochromatische CrKα-Röntgenstrahlung mit einer Wellenlänge von ca. 0,228970nm [165], so dass die {211}-Ebenen der Ferrit- / Martensitphase untersucht wurden. Röhrenseitig war eine Primärblende (Rundkollimator) mit 1mm Durchmesser sowie detektorseitig ein Vanadiumfilter und eine Symmetrisierungsblende als Sekundärblende verbaut. Im Normalfall wurde ein 2θ-Bereich von 145°-167° jeweils in 0,1° Schritten und 11 ψ-Winkeln vermessen, bei den Zuständen NG1 genügten 148°-164° und bei den Zuständen NG2 150°-162°.

Bei den Biegeproben wurden Eigenspannungen in Längsrichtung einerseits auf der Probenober- und Unterseite sowie andererseits entlang der großen Biegehöhe gemessen. Direkt über der Messstelle der großen Biegehöhe (Probenmitte) wurden die DMS appliziert, die Messpunkte der Randebenen befanden sich 10mm außermittig auf der Probenober- bzw. -unterseite, siehe Abb. 4-7. Diese Anordnung wurde bewusst ge-

wählt, um die DMS direkt über den Messstellen auf der Biegehöhe applizieren zu können. Zusätzlich brachte dies den Vorteil, dass die Probe lokal nicht zu stark geschwächt wurde, siehe Abb. 4-6. Die Unbedenklichkeit der Messpunktanordnung wird in Kap. 8.7.1 belegt.

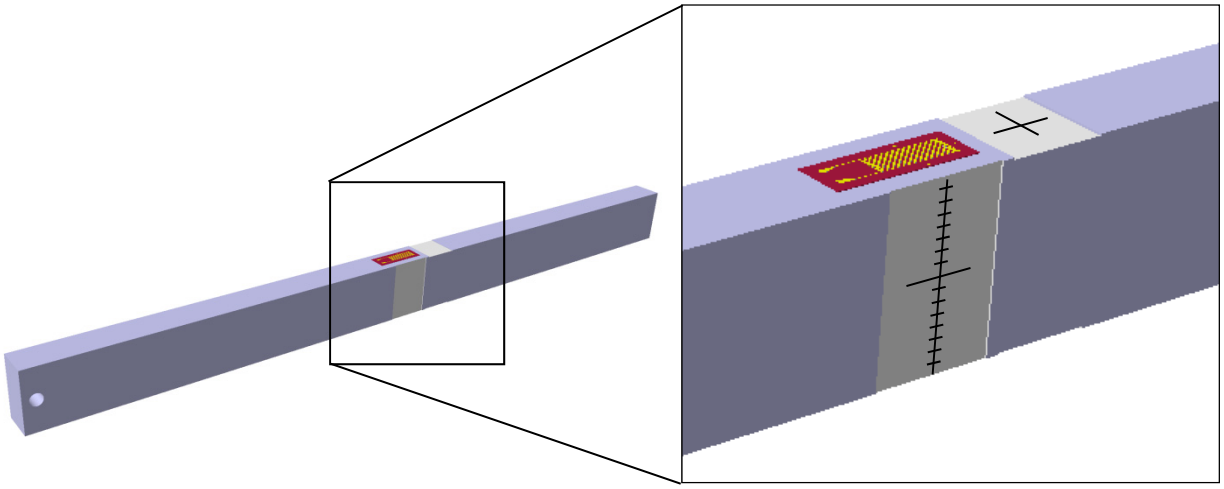


Abb. 4-6: Eigenspannungsmesspunkte in den Randebenen und entlang der Biegehöhe sowie Position der DMS an einer Biegeprobe.

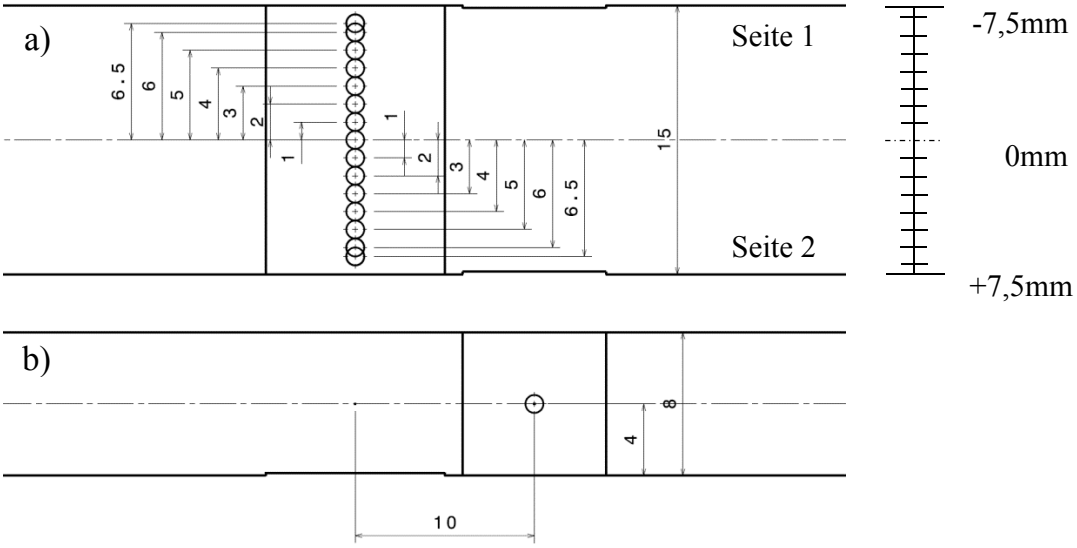


Abb. 4-7: Messpunkte der Eigenspannungsmessung a) entlang der Biegehöhe und Einteilung der Koordinaten der Biegehöhe, sowie b) auf der Randebene.

Die Messpositionen entlang der Koordinaten der Biegehöhe sind in Abb. 4-7a dargestellt. Die „Seite 1“ (-7,5mm Biegehöhe) erfährt in allen Versuchen in dieser Arbeit bei der ersten Belastung stets Druckbeanspruchung.

Bei den Rundproben wurden auf dem Probenumfang bei den Positionen 90° und 270° Eigenspannungen in Längsrichtung gemessen. Die DMS wurden an den Stellen 0° und 180° appliziert, um die Einflüsse einer evtl. auftretenden Biegeüberlagerung besser erfassen zu können.

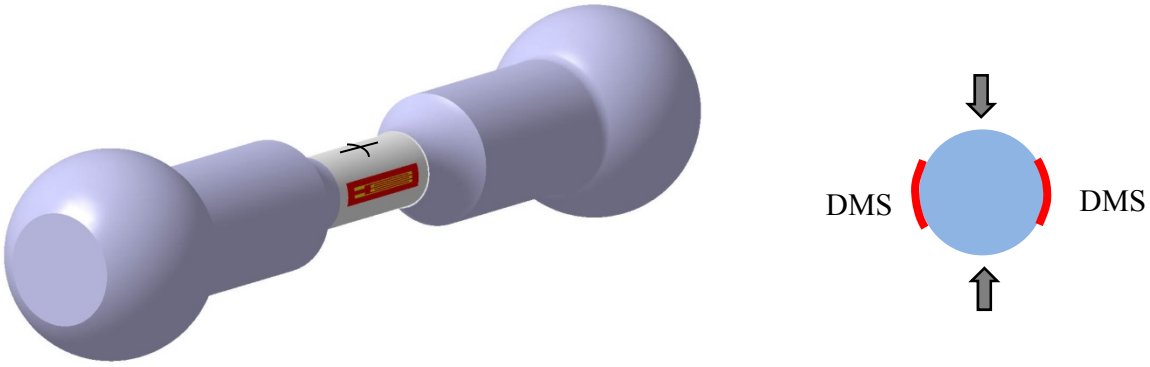


Abb. 4-8: Messpunkte der Eigenspannungsmessung an einer Zug-Druck-Probe a) auf der Mantelfläche und b) im Querschnitt.

Die Eigenspannungsmessungen wurden alle in Probenlängsrichtung durchgeführt, ergänzend auch ausgewählte Proben in Querrichtung. Zwischen den Messungen wurden die Proben schrittweise plastisch verformt, wobei die Eigenspannungsmessung jeweils im entlasteten Zustand durchgeführt wurde. Sowohl Zug- als auch Biegeproben wurden bis 2,1% plastische / bleibende Dehnung verformt, danach erfolgte eine Lastumkehr mit schrittweiser Rückverformung. Eine Ausnahme bildeten die sehr harten Zustände, die wegen der eingeschränkten Verformbarkeit geringer verformt wurden. Abb. 4-9 zeigt schematisch die schrittweise Vor- und Rückverformung für eine Zugprobe sowie die Messpunkte der Eigenspannungsmessungen. Die Zyklen wurden mit anwachsender Verformung von ca. 0,1% auf ca. 0,4% plastischer Verformung vergrößert, da bei größeren Verformungen die Eigenspannungsänderungen nicht mehr so groß waren. Analog zu den Bauschingerversuchen wurde auch hier bei homogener Beanspruchung die Nennspannung und bei inhomogener Beanspruchung die Randspannung bzw. fiktive Randspannung der Balken ermittelt.

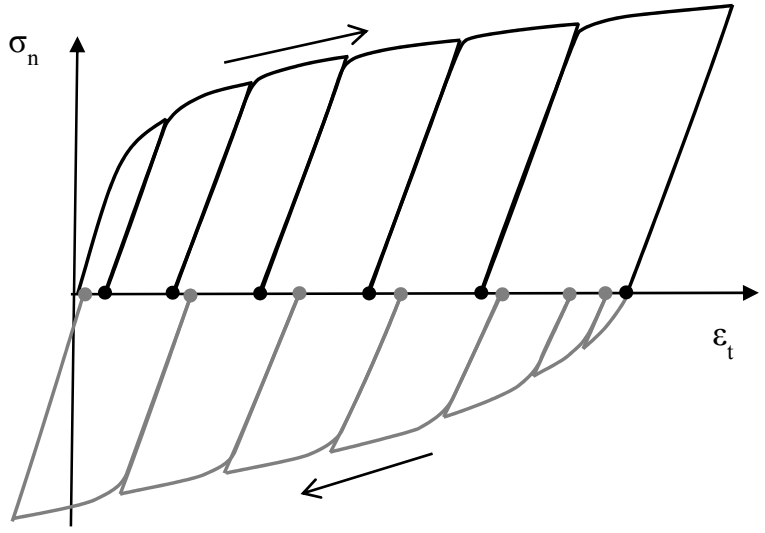


Abb. 4-9: Schematische Versuchsführung der mechanischen Verformung zur Eigenspannungsmessung unter homogener Beanspruchung. Die Messpunkte der röntgenografischen Eigenspannungsmessungen im entlasteten Zustand sind jeweils mit einem Punkt gekennzeichnet.

4.6 Ermittlung des Restaustenitgehalts

Da feine Restaustenitanteile mittels eines Lichtmikroskops nicht mehr erkannt werden können [142], kam zur Ermittlung des nach der Wärmebehandlung vorliegenden Restaustenitgehalts die röntgenografische Phasenanalyse zum Einsatz. Die Messungen wurden an einem Ω-Diffraktometer (D500-2) mit monochromatischer MoKα-Röntgenstrahlung mit einer Wellenlänge von 0,070930nm [165] durchgeführt. Auf der Primärseite kamen ein Zirkon-Filter sowie eine Primärstrahlblende (Rundkollimator) mit 1mm bzw. 2mm Durchmesser zum Einsatz, detektorseitig war ein Vanadium-Filter verbaut.

Tab. 4-3: Parameter der röntgenografischen Restaustenitbestimmung mit MoKα-Strahlung im 4-Linien-Verfahren für 100Cr6.

2θ	Phase	{hkl}	R-Wert
28,838°	α	200	272
32,44°	γ	220	388
35,22°	α	211	537
38,23°	γ	311	428

Vor den Messungen wurden die Proben elektrolytisch wie bei den Eigenspannungsmessungen um ca. 100-200µm poliert, um den Einfluss von Oberflächen- und Randeffekten zu vermeiden. Bei der anschließenden röntgenografischen Phasenanalyse wurde im 4-

Linienverfahren ein 2θ-Bereich von 25° bis 40° abgefahren, so dass für α-Fe die Ebenen {200} und {211} sowie für γ-Fe die Ebenen {220} und {311} erfasst wurden, die in Tab. 4-3 zusammengefasst sind. Die abgebildeten R-Werte des Martensits sind abhängig vom Kohlenstoffgehalt des untersuchten Werkstoffs.

Bei der hier verwendeten Untersuchungsmethode geht man von der Vereinfachung aus, dass das untersuchte Gefüge zweiphasig ist, also nur aus Ferrit / Martensit sowie Austenit besteht, wobei mit dem experimentellen Aufbau nicht zwischen Ferrit und Martensit unterschieden werden kann. Der jeweilige Volumenanteil an Ferrit / Martensit sowie Austenit wird dabei über die Flächeninhalte der vier Beugungspeaks ermittelt. Das Analysieren weiterer Phasen ist mit dem genannten Verfahren nicht direkt möglich. Es kann jedoch bei der Ermittlung der Beugungspeaks durch karbidische Phasenanteile, die ähnliche Linienlagen besitzen, zu einer Überlagerung und damit zu einer erschwerten Auswertung kommen [143]. Buckstegge et al. [143] geben als möglich Störquellen die Karbide M_6C, WC, Mo_2C, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$ sowie Fe_3C an. Weil nach ihrer Auffassung die Karbide Cr_7C_3 und Fe_3C die Restaustenitbestimmung kaum beeinflussen und bei den Versuchen dieser Arbeit lediglich am 100Cr6 Restaustenit gefunden wurde, dieses Material aber nach Tab. 3-4 kaum Molybdän und Wolfram aufweist, sind viele der genannten Störquellen in dieser Arbeit nicht von nennenswerter Bedeutung.

4.7 Ermittlung der Geometrieänderung an Biegebalken

Wie bereits in Kap. 2.2.2 angesprochen, erfährt ein Biegebalken auf der Zugseite eine Dehnung und auf der Druckseite eine Stauchung, weshalb der Balkenquerschnitt auf der Druckseite an Breite zunimmt und auf der Zugseite an Breite abnimmt. Um diese Breitenänderung zu messen, wurden Biegebalken in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen analog zu Abb. 4-9, in mehreren Schritten plastisch vor- und nach Erreichen des Maximums wieder zurückgebogen. Im entlasteten Zustand zwischen den Schritten wurde die Breite an Probenober- und Unterseite mittels einer Bügelmessschraube vermessen.

4.8 Ermittlung des SD-Effekts

Zur Ermittlung des SD-Effekts wurden Zug- und Stauchversuche an Zylinderproben durchgeführt. Die hierzu verwendeten entsprechenden Probengeometrien sind in Kap. 3.2.1 und 3.2.2 näher beschrieben, die Verformungsparameter in Tab. 4-2. Die Messung der Längenänderung erfolgte über die DMS auf den Mantelflächen der Proben. Mit den gewählten Parametern konnten so plastische Dehnungen von mindestens 1% erreicht wurden.

4.9 Durchführung der FE-Simulation

Die FE-Simulation der Biegeverformung wurde mit der Software ABAQUS v6.10 der Fa. Dassault Systems durchgeführt. Ziel der Simulation war es, einen Vierpunktbiegeversuch anhand der aus Zug- und Druckversuchen gewonnenen mechanischen Kennwerte zu simulieren.

4.9.1 Aufbau des FE-Modells

Um eine Vergleichbarkeit der simulierten Ergebnisse mit den echten Messwerten zu ermöglichen, wurde die Vierpunktbiegevorrichtung (Abb. 4-4) und die Probengeometrie (Abb. 3-11) virtuell nachgebildet. Um die Rechenzeit zu verkürzen, wurde ein Viertelmodell, das am freien, überstehenden Probenende gekürzt wurde, verwendet.

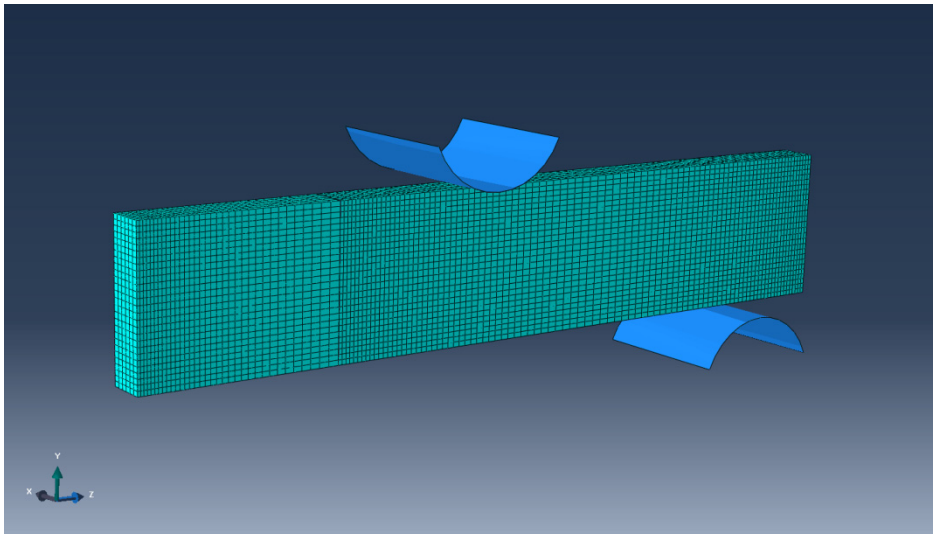


Abb. 4-10: FE-Viertelmodell der Biegeprobe mit Vernetzung (Probenmitte ist links).

Einige für den Aufbau des FE-Modells relevante Daten sind in Tab. 4-4 dargestellt.

Tab. 4-4: Randbedingungen des FE-Modells.

	Modell	**Eigenschaft**
Körper	Rollen	analytical tool
Körper	Balken	3D deformable body
Ansatzfunktion	Balken	quadratisch
Elementtyp	Balken	Hexaeder
Freiheitsgrad	Rolle oben	x, y, z fest
Freiheitsgrad	Rolle unten	x, z fest
Freiheitsgrad	Probenquerschnitt	x, y, z fixiert
Kontaktbedingung	Rolle / Probe	reibungsfrei
Materialverhalten	Balken	isotrop

4.9.2 Werkstoffparameter für die Modellierung

Für die Simulation eines Biegebalkens waren als Eingangsgröße die wahre plastische Dehnung sowie die wahre Spannung aus Zug- und Druckversuchen notwendig. Bei einem einaxialen Versuch (Zug oder Druck) kann die wahre Spannung σ_w bis zur Einschnürung der Probe nach [166] mit der Gleichung (4.1) aus der technischen Spannung und der technischen Dehnung (Totaldehnung) ermittelt werden.

$$\sigma_W = \sigma \cdot (1 + \varepsilon_t) \tag{4.1}$$

Die wahre Dehnung ε_w lässt sich nach [167] mit der Gleichung (4.2)

$$\varepsilon_w = ln(1 + \varepsilon_t) \tag{4.2}$$

ermitteln, wo auch auf die Herleitung der wahren Dehnung eingegangen wird.

Die wahre plastische Dehnung kann unter Zuhilfenahme des Hookeschen Gesetzes anhand der Gleichung (4.3) bestimmt werden.

$$\varepsilon_{w,pl} = \varepsilon_{w,t} - \varepsilon_{w,e} = \varepsilon_{w,t} - \frac{\sigma_w}{E} \tag{4.3}$$

Zur Simulation wurde der hochfeste Wärmebehandlungszustand VG1 von 42CrMoS4 verwendet. Der elastische Bereich wurde bis ±1000MPa mit einem Elastizitätsmodul von 210GPa nachgebildet. Bei höheren Spannungen wurde bereits eine plastische Verformung angenommen, um für die Simulation einen möglichst genauen Übergang vom elastischen ins elastisch-plastische zu erhalten. Die so ermittelten Materialdaten sind in Abb. 4-11 dargestellt.

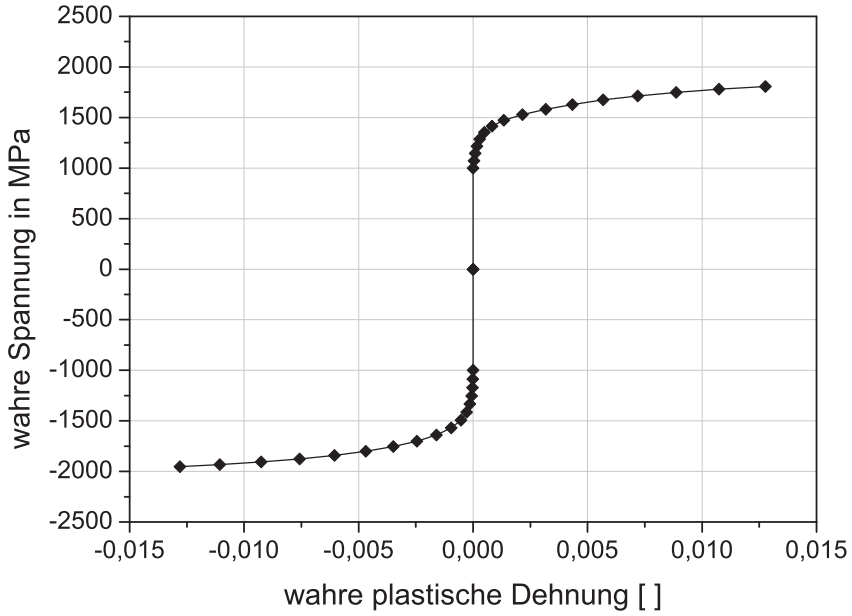


Abb. 4-11: Aus Zug- und Druckversuchen ermittelte und zur Simulation verwendete Materialparameter des Zustands VG1 von 42CrMoS4.

4.9.3 Versuchsdurchführung

Der simulierte Biegeversuch wurde weggeregelt gefahren. Die untere Auflagerrolle wurde um 4,97mm verfahren, was genau dem Wert entspricht, der mittels Macrowegaufnehmer bei einem „echten“ Biegeversuch an der Biegevorrichtung gemessen wurde. Nach erfolgter Biegung wurde die Probe wieder vollständig entlastet. Da die Untersuchung hauptsächlich der Untersuchung der Eigenspannungsentwicklung diente, wurde beidseitig zwar ein isotropes Werkstoffverhalten zugrunde gelegt, jedoch berücksichtigten die Datensätze die unterschiedliche Verformung auf Zug- und Druckseite.

4.10 Grundsätzliche Aussagen zur Messgenauigkeit

Die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse beruhen auf der Interpretation verschiedener messtechnisch ermittelter Größen. Demnach sind eine präzise Durchführung der Versuche sowie eine präzise Ermittlung der Messgrößen für ein genaues Ergebnis unabdingbar. In diesem Zusammenhang stellt sich allerdings die Frage, wie eine „präzise Messung“ zu quantifizieren ist. Die Beantwortung dieser Frage ist nicht einfach, denn jede Messung ist immer und unabdingbar mit dem Auftreten von Messfehlern verbunden. Für die Abschätzung der Messgenauigkeit innerhalb einer Messkette müssen daher die einzelnen Elemente wie Messmethode, Art und Befestigung des Messaufnehmers, Messverstärker, A/D-Wandlung, Kabel und Anschlüsse, Umgebungseinflüsse etc. betrachtet werden. Da eine ausführliche Betrachtung dieser Einflussgrößen im Rahmen dieser Arbeit nicht sinnvoll ist, wird an dieser Stelle von einer detaillierten Diskussion abgesehen. Vielmehr sollen zwei unterschiedlichen Arten von Messgrößen – die kalib-

rierbaren und die nicht kalibrierbaren – näher betrachtet und deren Auswirkungen auf die Messgenauigkeit beschrieben werden.

Zur Kategorie der kalibrierbaren Messgrößen zählen in dieser Arbeit die Größen „Kraft“ und „Längenänderung“ sowie die daraus abgeleiteten Größen „Spannung“ und „Dehnung“. Die Kraft wird an der Prüfmaschine über die elastischen Dehnungen eines Verformungskörpers (Kraftmessdose) im Laststrang ermittelt. Die Längenänderungen werden in dieser Arbeit über Dehnungsmesstreifen direkt auf den Probenoberflächen ermittelt. Beide Messgrößen sind somit kalibrierbare Größen, deren Messung reproduzierbar genau ist. Die Genauigkeit der Messungen hängt von der verwendeten Messkette ab. Für die in dieser Arbeit verwendeten Kraftmessdosen kann beispielsweise von einer Messgenauigkeit von 0,5% ausgegangen werden.

Zu den nicht kalibrierbaren Messgrößen werden in dieser Arbeit die Eigenspannungen und Integralbreiten gezählt. Zwar ist die in Kap. 2.5 und 4.5 vorgestellte röntgenografische Eigenspannungsermittlung in DIN EN 15305 [163] genormt, jedoch sind dort hautsächlich der apparativen Aufbau, die Durchführung sowie die Auswertemethoden beschrieben. Die Messunsicherheiten sind nicht genau quantifizierbar, da viele Einflussgrößen wie die Ausrichtung und Neigung der Probe, die lokale Mikrostruktur, das betrachtetes Probenvolumen, eine Krümmung der Oberfläche, mögliche Rand- / Kanteneinflüsse etc. nicht genau reproduzierbar sind. Dies stellt in der Praxis natürlich ein Fehlerpotenzial dar. Bei der Bewertung sollte jedoch stets berücksichtigt werden, dass die Messungen stets nach den gültigen Richtlinien und Normen durchgeführt wurden. Für verschiedene Messungen wurden zusätzlich Wiederholungsmessungen durchgeführt, die eine Reproduzierbarkeit der Ergebnisse auch an anderen Proben belegen. Bei der Evaluierung der Ergebnisse werden daher nur solche Ereignisse diskutiert, bei denen die vorliegenden Änderungen der Mess- bzw. Kenngrößen betraglich deutlich über denen der Messdatenstreuung liegen.

Da es somit nicht möglich ist, für alle in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen die entsprechenden Messunsicherheiten zu quantifizieren, wurde von einer allgemeinen Verwendung von Fehlerbalken abgesehen.

5 Untersuchungsergebnisse 42CrMoS4

5.1 Bauschingereffekt

Für die Untersuchung des Bauschingereffekts wird zunächst in Kap. 5.1.1 auf die homogene Beanspruchung „Zug-Druck“ eingegangen, danach folgt in Kap. 5.1.2 die inhomogene Beanspruchung „Biegung“.

5.1.1 Homogene Beanspruchung

5.1.1.1 Verformungskurven

Für die in Kap. 4.4 beschriebenen Zug-Druck-Versuche ist in Abb. 5-1 exemplarisch ein Nennspannung-Totaldehnung-Diagramm des Zustands VG1 von 42CrMoS4 abgebildet. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-1 bis Abb. 11-4 zu finden.

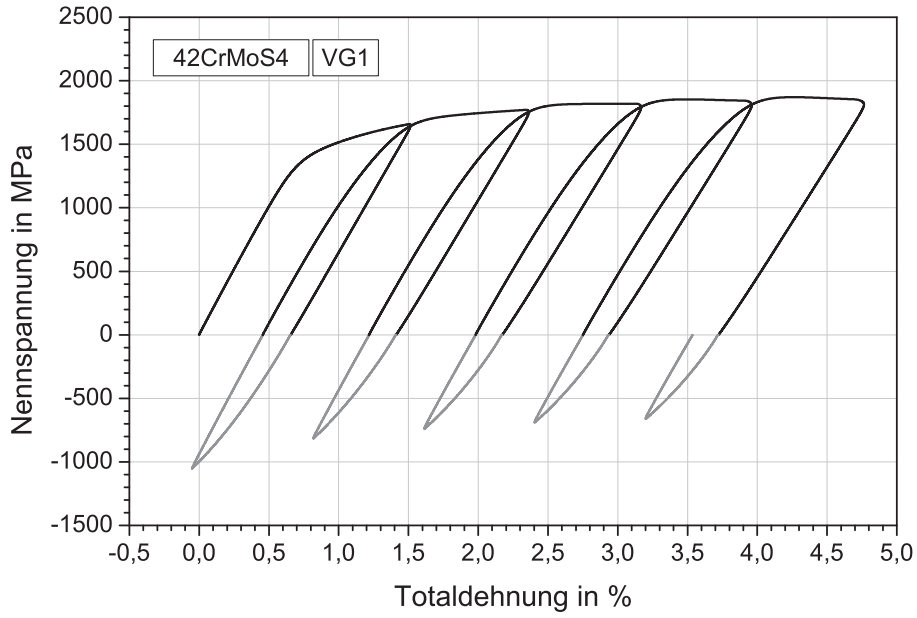


Abb. 5-1: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

Mit zunehmender plastischer Vorverformung ist ein Ansteigen der maximalen Spannung der Zyklen durch Kaltverfestigung erkennbar. Bei verschiedenen plastischen Vorverformungen erfolgte eine Entlastung mit nachfolgender kurzer Lastumkehr, um den Bauschingereffekt untersuchen zu können. Dabei ist gut zu erkennen, dass die Spannung, die für die Erreichung der 0,2%-Stauchgrenze notwendig ist, mit zunehmender plastischer Vorverformung von anfänglich ca. -1000MPa um 30% auf ca. -700MPa

betraglich absinkt. Nach Ende der Lastumkehr setzt plastisches Fließen bei weiterer Verformung in der Ursprungsrichtung zwar schon deutlich vor dem Erreichen von σ_{max} ein, jedoch schwenkt die Kurve beim Erreichen dieses Punkts recht gut in die bekannte Kaltverfestigungskurve ein, siehe Abb. 5-1.

5.1.1.2 Plastische Rückverformungen

In Abb. 5-3 ist die betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

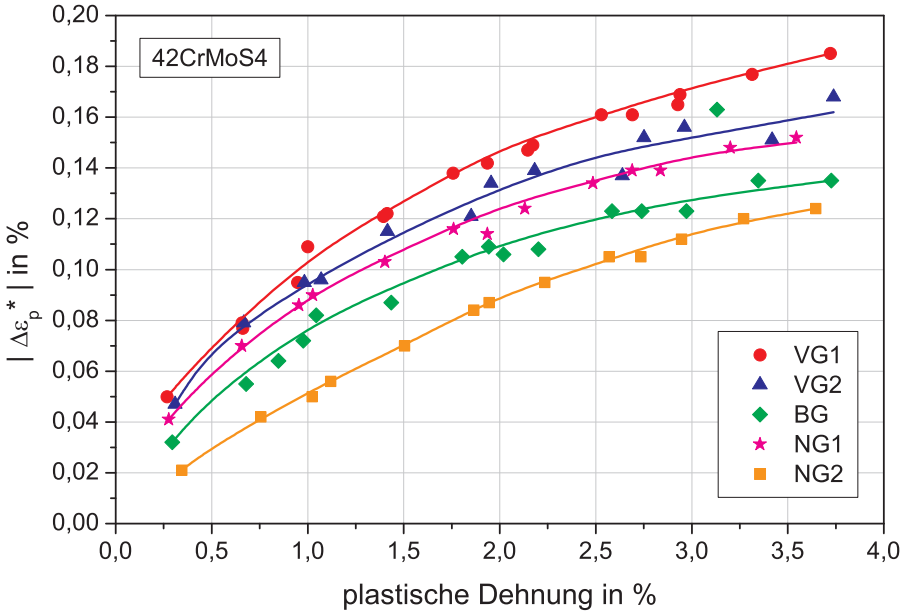


Abb. 5-2: Betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformungen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Beanspruchung.

Die Beträge der plastischen Rückverformung aller Wärmebehandlungszustände zeigen mit zunehmender plastischer Verformung einen Anstieg. Dieser ist bei geringen plastischen Verformungen stärker ausgeprägt und schwächt mit zunehmender Dehnung langsam ab. Eine Annäherung an einen konstanten Wert kann bis zum Ende der Kurven bei ca. 3,7% plastischer Dehnung nicht beobachtet werden. Die größten plastischen Rückverformungen zeigen die hochfesten Vergütungszustände VG1 und VG2, dicht gefolgt vom normalisierten, mehrphasigen Zustand NG1. Beim bainitischen Zustand BG tritt eine mittelgroße plastische Rückverformung auf. Die geringsten Beträge sind beim normalisierten, lamellaren Zustand NG2 zu erkennen. Bezogen auf den Beginn der Messung bei ca. 0,3% plastischer Dehnung haben sich die Werte der Vergütungszustände VG1 und VG2 bei ca. 3% plastischer Dehnung etwa um den Faktor 2,5 erhöht, die des weichen nominierten Zustands NG2 und des bainitischen Zustands sogar um

den Faktor 4. Über den gesamten Versuch wird hinsichtlich der plastischen Rückverformung mit steigender Vorverformung die Reihenfolge VG1 > VG2 > NG1 > BG > NG2 beobachtet.

5.1.1.3 Tangentenmoduln

In Abb. 5-10 ist die betragliche Entwicklung des Tangentenmoduls T in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

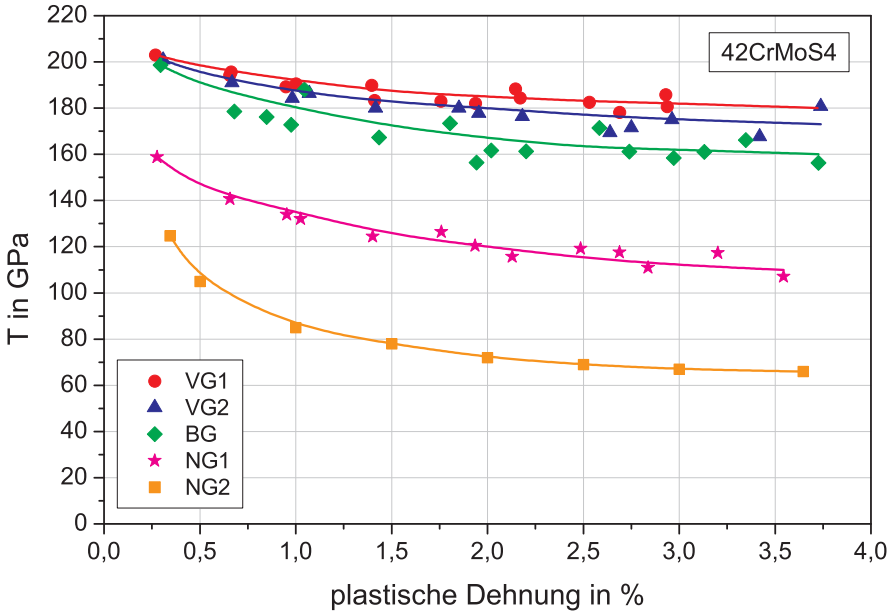


Abb. 5-3: Entwicklung der Tangentenmoduln in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Beanspruchung.

Mit zunehmender plastischer Verformung ist bei allen Wärmebehandlungszuständen ein Absinken des nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduls zu erkennen. Es zeigen sich jedoch auffällige Unterschiede hinsichtlich der erreichten Werte. Die hochfesten Vergütungszustände VG1 und VG2 weisen bei geringen plastischen Verformungen einen Tangentenmodul auf, der nahe an den Werten des Zugversuchs bei 210GPa liegt. Bei 3% plastischer Verformung sind die Werte um ca. 15% abgesunken. Der mittelfeste bainitische Zustand BG weist zu Beginn ähnliche Tangentenmodule wie die Vergütungszustände auf, sinkt aber bis 3% plastischer Verformung um ca. 25% ab. Die normalisierten Zustände NG1 und NG2 weisen die mit Abstand niedrigsten Tangentenmoduln auf. Schon bei kleinen Verformungen liegen ihre Werte um 25–40 % unter dem Idealwert von 210GPa; bis 3% plastischer Verformung sinken die Werte auf 50% bzw. 30% dieses Werts ab. Über den gesamten Versuch bleibt mit abnehmendem Tangentenmodul die Reihenfolge VG1 > VG2 > BG > NG1 > NG2 bestehen.

5.1.1.4 Stauchgrenzen

In Abb. 5-4 ist die betragliche Entwicklung der Stauchgrenze $|R_{d0,1}|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Verformung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

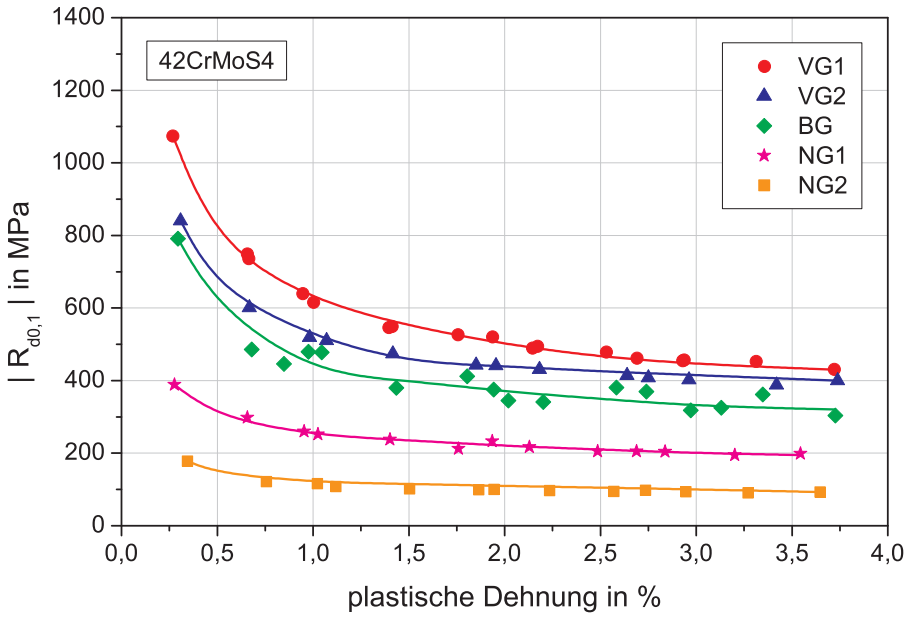


Abb. 5-4: Betragliche Entwicklung der 0,1%-Stauchgrenzen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Beanspruchung.

Die Stauchgrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender plastischer Verformung stark ab. Bei den höherfesten Zuständen wird nach etwa 3% plastischer Dehnung ein näherungsweise konstantes Niveau erreicht, bei den normalisierten Zuständen ist dies bereits nach ca. 1% plastischer Dehnung vorhanden. Bei 3% plastischer Verformung betragen die Stauchgrenzen nur noch etwa 40–50% ihres ursprünglichen Wertes. Die betragsmäßig höchsten Stauchgrenzen weisen die Vergütungszustände VG1 und VG2 auf, die geringsten die beiden normalisierten Zustände NG1 und NG2, der bainitische Zustand BG liegt im Mittelfeld. Über den gesamten Versuch wird mit sinkendem Betrag der Stauchgrenze die Reihenfolge VG1 > VG2 > BG > NG1 > NG2 beobachtet.

5.1.1.5 Bezogene Stauchgrenzen

In Abb. 5-5 ist die betragliche Entwicklung der bezogenen Stauchgrenze $R_{d0,1}/\sigma_{max}$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

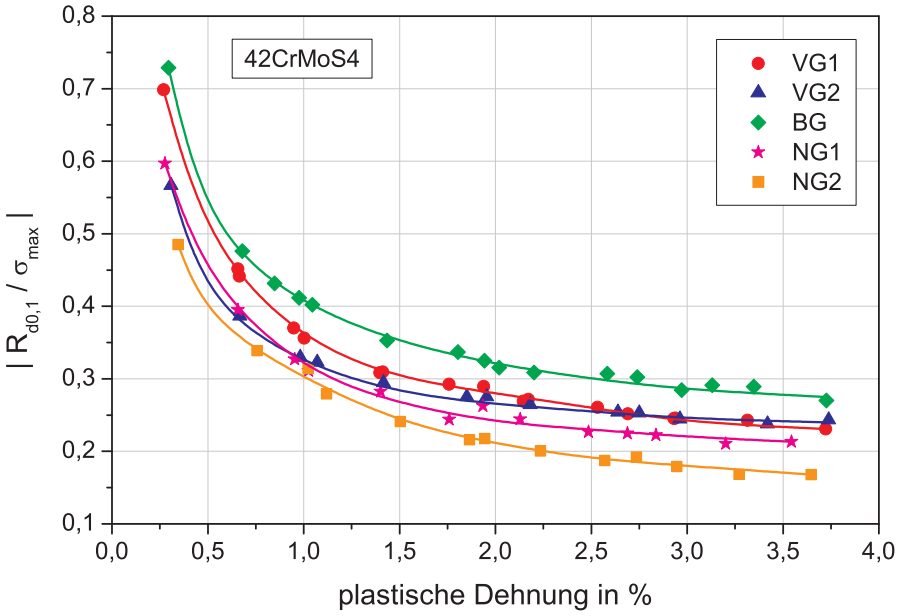


Abb. 5-5: Betragliche Entwicklung der bezogenen 0,1%-Stauchgrenzen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Beanspruchung.

Alle fünf Wärmebehandlungszustände zeigen mit zunehmender plastischer Verformung eine starke Abnahme des Betrags der bezogenen Stauchgrenze. Über den gesamten Verlauf liegen die Kurven näherungsweise parallel. Bis ca. 1% plastischer Verformung fallen die Kurven stärker, im weiteren Verlauf ist ein verlangsamtes Absinken zu beobachten, so dass sich die Werte ab ca. 3% plastischer Dehnung einem konstanten Wert anzunähern scheinen.

Der bainitische Zustand BG zeigt die geringste Abnahme der bezogenen Fließgrenze, gefolgt von den Vergütungszuständen VG1 und VG2. Die betragsmäßig geringsten bezogenen Fließgrenzen weisen die normalisierten Zustände NG1 und NG2 auf. Über den gesamten Versuch stellt sich somit bei abnehmender bezogener Stauchgrenze die Reihenfolge NG2 < NG1 < VG2 < VG1 < BG ein. Ausgehend vom „Idealwert“ 1,0 ist die bezogene Stauchgrenze des Zustands NG2 bei ca. 3% plastischer Dehnung auf ca. 18% abgesunken ist. Die des bainitischen Zustands BG fällt hingegen „nur“ auf ca. 27% des in ursprünglicher Weiterverformungsrichtung zu erwartenden Werts ab.

5.1.2 Inhomogene Beanspruchung

5.1.2.1 Verformungskurven

Für die in Analogie zu den Zug-Druck-Versuchen durchgeführtem Biegeversuche an 42CrMoS4 ist exemplarisch ein Randspannung-Randtotaldehnung-Diagramm des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 in Abb. 5-6 abgebildet. Die Diagramme der übrigen Zustände sind im Anhang in Abb. 11-9 bis Abb. 11-12 zu finden.

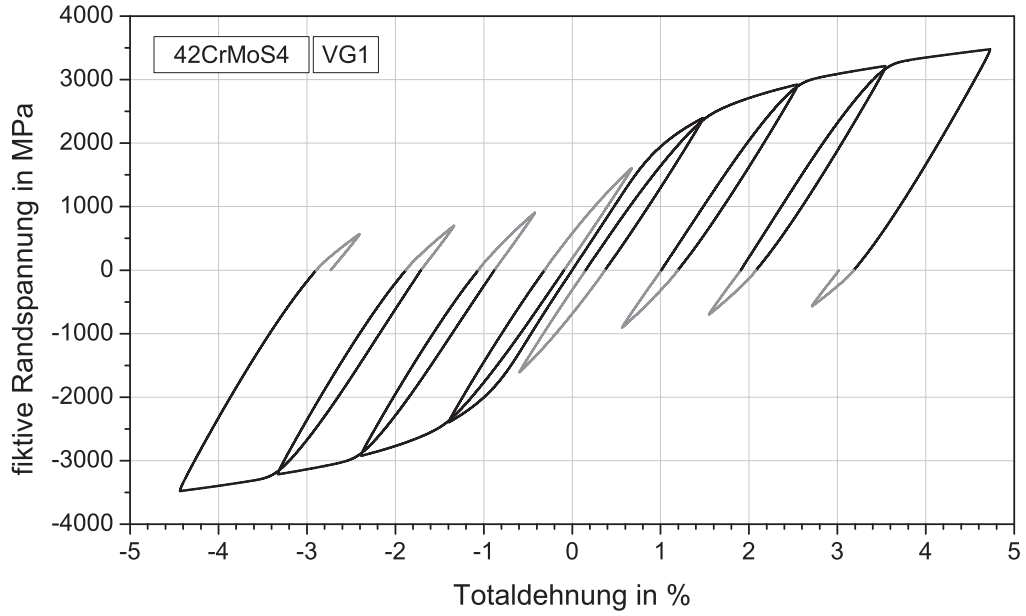


Abb. 5-6: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

Die dargestellte Verformungskurve zeigt ein Spannung-Dehnung-Diagramm der Biegeverformung, in dem die berechneten fiktiven Randspannungen (siehe Gleichung (2.4)) über die in den Randebenen des Biegebalkens gemessenen Totaldehnungen aufgetragen sind. Dabei erfolgte bei verschiedenen Zuständen bleibender Verformung eine Entlastung mit nachfolgender kurzer Rückbiegung, um den Bauschingereffekt untersuchen zu können. Zu beachten ist, dass sich nach einer Biegeverformung nicht alle elastischen Spannungen im Material abbauen (siehe Kap. 2.2.3.2), und man daher statt von der „plastischen Verformung“ von einer „bleibenden Verformung“ spricht.

Deutlich ist in Vorverformungsrichtung die betraglich ansteigende Verfestigungskurve der Maximalspannungen der Zyklen zu erkennen. Für die nach Lastumkehr angefahrene 0,2%-Biegegrenze wird mit zunehmender Vorverformung eine immer geringere Spannung benötigt. Sind es bei geringer bleibender Verformung noch etwa ±1600MPa, so fällt dieser Wert bis 3% bleibender Verformung um ca. 65% auf gut ±600MPa ab. Bei anschließender Weiterverformung in Ursprungsrichtung kommt es zwar schon vor dem Erreichen von σ_{max} zu plastischen Deformationen, jedoch schwenkt die Kurve ab diesem Wert in die bekannte Kaltverfestigungskurve ein.

5.1.2.2 Plastische Rückverformungen

In Abb. 5-7 ist die betragliche Entwicklung der nach Lastumkehr plastische Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

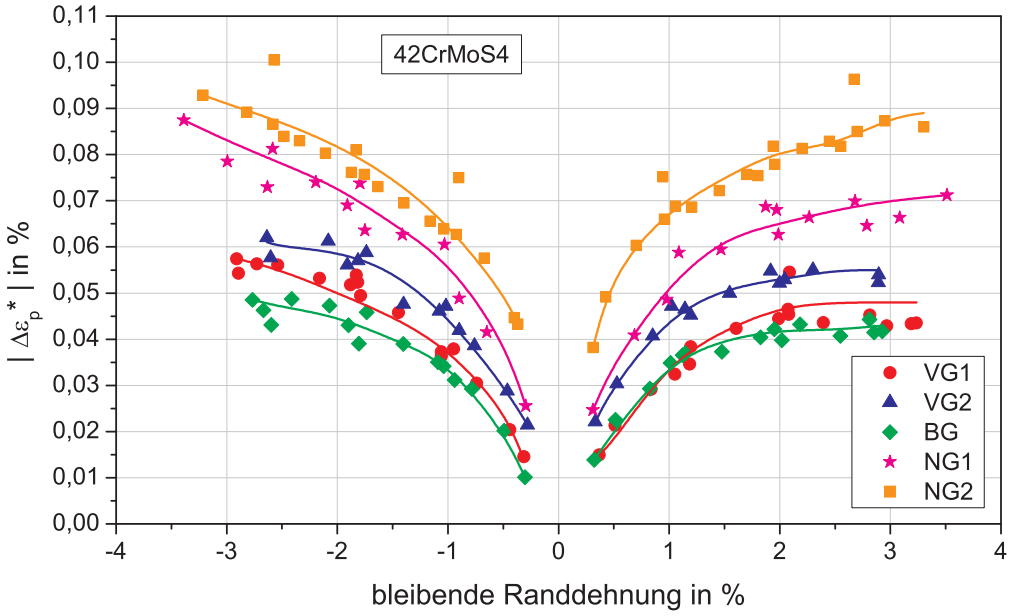


Abb. 5-7: Betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformungen in Abhängigkeit der bleibenden Verformung für 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung.

Auf beiden Seiten der Probe ist mit betraglich ansteigender bleibender Verformung ein Anstieg der plastischen Rückverformung zu erkennen. Bei geringen Verformungen steigen die Werte dabei zunächst stark an, ab ca. ±1% plastischer Randdehnung dann etwas langsamer. Mit zunehmender Dehnung divergieren die Kennwerte der einzelnen Wärmebehandlungszustände. Die größten Beträge der plastischen Rückverformung werden beim lamellaren Zustand NG2 beobachtet, dem in kurzem Abstand der normalisierte, mehrphasige Zustand NG1 folgt. Die niedrigsten Werte weist der mittelfeste bainitische Zustand BG auf, die beiden hochfesten Vergütungszustände VG2 und VG1 liegen zwischen den Werten des bainitischen und den normalisierten Zuständen. Besonders bei den höherfesten Zuständen kann man erkennen, dass auf der Zugseite des Biegebalkens ab etwa 2% plastischer Randdehnung etwa 10–15% niedrigere plastische Rückverformungswerte als auf der Zugseite auftreten. Dies ändert jedoch nichts daran, dass auf beiden Seiten bei abnehmender plastischer Rückverformung die Reihenfolge NG2 > NG1 > VG2 > VG1 > BG eingehalten wird.

5.1.2.3 Tangentenmoduln

In Abb. 5-8 ist die Entwicklung der nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduln T in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

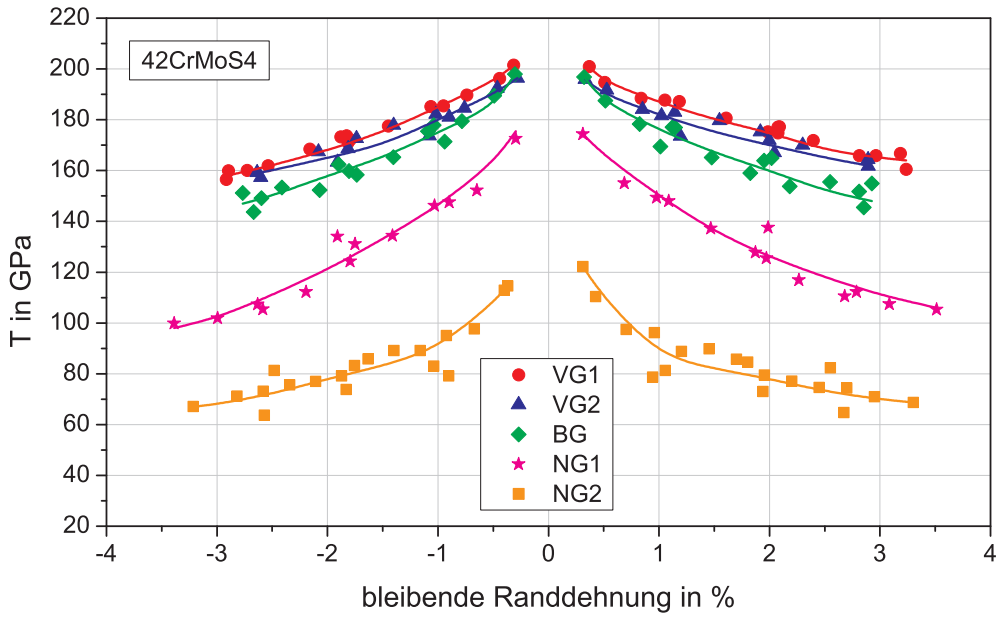


Abb. 5-8: Einfluss der bleibenden Verformung auf die Tangentenmoduln für 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung.

Bei allen fünf Wärmebehandlungszuständen ist mit steigender bleibender Verformung ein Absinken des Tangentenmoduls nach Lastumkehr verbunden. Hinsichtlich der Wärmebehandlungszustände zeigen sich jedoch große Unterschiede. Bei geringen Verformungen werden die größten Tangentenmoduln von den Vergütungszuständen VG1 und VG2 sowie dem bainitischen Zustand BG erreicht, die bis 3% bleibender Randdehnung um ca. 25%, bzw. um 30% im Fall des bainitischen Zustands, abnehmen. Die beiden normalisierten Zustände weisen schon bei geringen bleibenden Verformungen niedrigere Tangentenmoduln als die Vergütungszustände auf. Bei 3% bleibender Randverformung sinken die Werte bis auf 50% bzw. 30% des Elastizitätsmoduls von 210GPa ab. Über den gesamten Versuch besteht mit sinkendem Tangentenmodul der Zusammenhang VG1 > VG2 > BG > NG1 > NG2. Relevante Unterschiede zwischen Zug- und Druckseite hinsichtlich der Höhe des auftretenden Tangentenmoduls sind nicht zu erkennen.

5.1.2.4 Biegegrenzen

In Abb. 5-9 ist die betragliche Entwicklung der Biegegrenzen $|R_{B0,1}|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

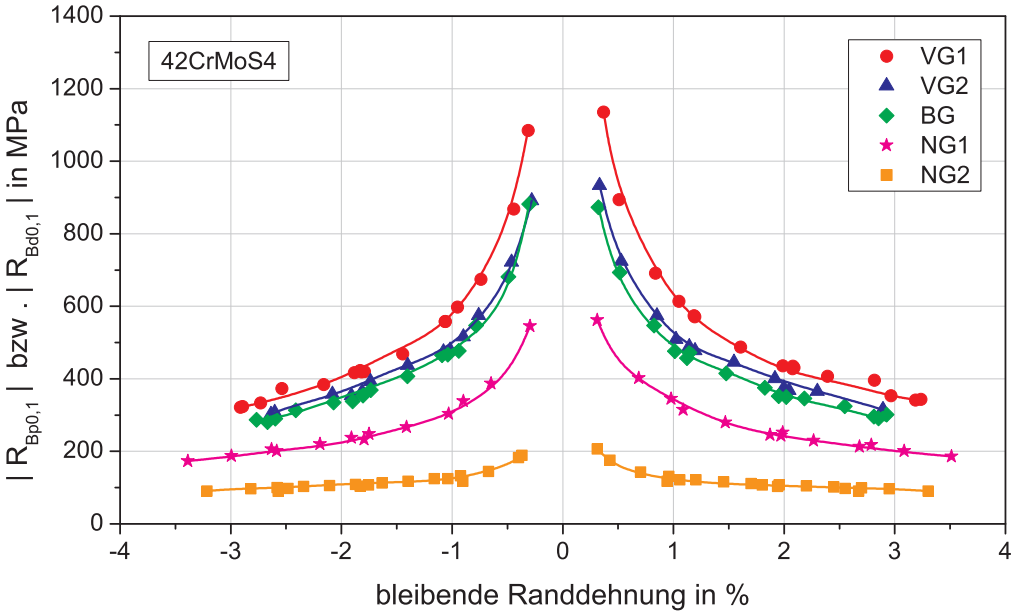


Abb. 5-9: Einfluss der bleibenden Verformung auf die Beträge der 0,1%-Biegedehn- und Biegestauchgrenzen für 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung.

Die Biegegrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender bleibender Verformung stark ab. Zu Beginn sinken die Beträge der Biegegrenzen zügig, ab etwa 1% bleibender Verformung langsamer, aber dennoch kontinuierlich ab. Bei ±3% bleibender Randdehnung wird noch kein konstantes Niveau erreicht. Die Werte auf Zug- und Druckseite weisen keine nennenswerten Unterschiede auf, mit zunehmender Dehnung nähern sich die Werte der verschieden Wärmebehandlungszustände einander an. Die insgesamt höchsten Biegegrenzen werden bei den Vergütungszuständen VG1 und VG2 sowie im bainitischen Zustand BG beobachtet. Die geringsten Biegegrenzen lassen sich am normalisierten Zustand NG1 und insbesondere am lamellaren Zustand NG2 erkennen. Alle Biegegrenzen sinken bis 3% bleibender Verformung um ca. 70–75% ihres Anfangswerts ab. Über den gesamten Versuch liegt mit sinkendem Betrag der Fließgrenze die Reihenfolge VG1 > VG2 > BG > NG1 > NG2 vor.

5.1.2.5 Bezogene Biegegrenzen

In Abb. 5-7 ist die betragliche Entwicklung der bezogenen 0,1%-Biegegrenzen $|R_{B0,1}/\sigma_{max}|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

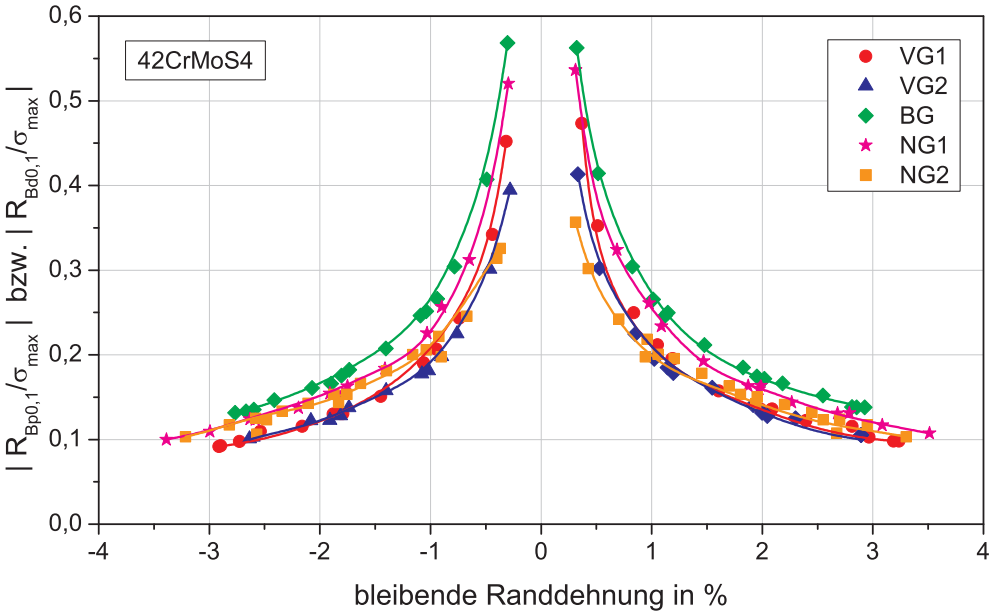


Abb. 5-10: Betragliche Entwicklung der bezogenen 0,1%-Biegegrenzen in Abhängigkeit der bleibenden Verformung für 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung.

Die Beträge der bezogenen Biegegrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender bleibender Verformung ab. Dabei ist die Änderung bei geringer bleibender Deformation größer und verringert sich kontinuierlich mit wachsender Verformung. Die Annäherung an einen konstanten Wert ist auch bei höheren Verformungen nicht erkennbar. Auf Zug- und Druckseite sind sehr ähnliche Werte hinsichtlich der bezogenen Fließgrenze vorzufinden, die Kurvenschar ist quasi symmetrisch. Die betraglich geringsten Abnahmen der bezogenen Biegegrenzen sind am bainitischen Zustand BG zu verzeichnen. Die beiden Vergütungszustände VG1 und VG2 weisen die größten bezogenen Biegegrenzenänderungen auf, die beiden normalisierten Zustände NG1 und NG2 liegen dazwischen. Insgesamt ist die Spannweite der Ergebnisse sehr gering, so dass eine Differenzierung der wärmebehandlungsbedingten Eigenschaften schwer fällt. Daher liegt bei allen fünf Wärmebehandlungszuständen bei 3% bleibender Verformung nur noch eine Biegegrenze von etwa 10%–15% des in Weiterverformungsrichtung erreichten Werts σ_{max} vor.

5.2 Eigenspannungen und Integralbreiten

In den nachfolgenden Abbildungen wird auf die Entwicklung von Eigenspannungen und Integralbreite der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 eingegangen. Zunächst werden die Entwicklungen unter homogener Beanspruchung (Kap. 5.2.1) betrachtet, danach die unter inhomogener Beanspruchung in den Randebenen (Kap. 5.2.2) und entlang der Biegehöhe (Kap. 5.2.3).

5.2.1 Homogene Beanspruchung

5.2.1.1 Verformungskurven

Um die Eigenspannungen und Integralbreiten in Abhängigkeit der plastischen Verformung untersuchen zu können, wurden die Proben, wie in Kap. 4.5 erläutert, schrittweise bis zu einer maximalen Verformung gezogen und anschließend um den gleichen Betrag schrittweise rückverformt. Die röntgenografischen Messungen erfolgten im unbelasteten Zustand zwischen den Verformungsschritten. Die sich bei der Verformung entwickelnde Spannung-Dehnung-Kurve ist in Abb. 5-11 exemplarisch für den Vergütungszustand VG1 von 42CrMoS4 abgebildet. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-17 bis Abb. 11-19 zu finden.

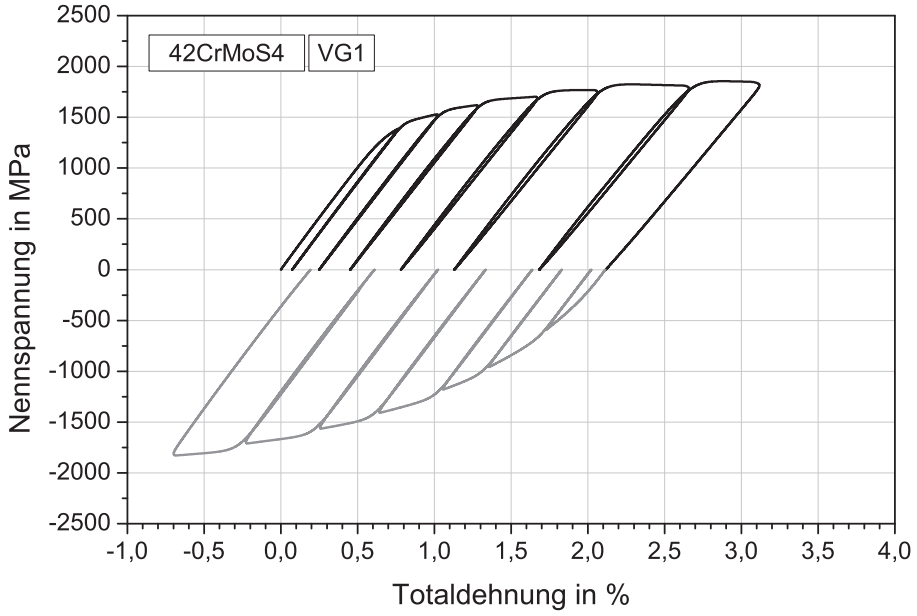


Abb. 5-11: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

Im Bereich der Vorverformung verläuft die Spannung-Dehnung-Kurve ähnlich der des Zugversuchs, es ist eine typische Kaltverfestigung zu erkennen. Bei einer plastischen Dehnung von 2,1% wurde die Beanspruchung umgekehrt und schrittweise rückverformt. Direkt nach Lastumkehr zeigt sich durch sofortiges Einsetzen einer plastischen Verformung das Auftreten eines Bauschingereffekts. Mit zunehmender Rückverformung steigt die Spannung-Dehnung Kurve betragsmäßig wieder an, da es auch in Gegenrichtung zu Verfestigungseffekten kommt, wobei die Spannungswerte σ_{max} der größten Vorverformung erst nach fast vollständiger Rückverformung erreicht werden. Betrachtet man die Entwicklung der Hysteresen aus den Kurven von Ent- und Wiederbelastung, so beobachtet man ein Anwachsen der Hysteresenbreite mit zunehmender Vorverformung. Nach Lastumkehr verschwindet die Hysterese nahezu vollständig, und baut sich erst nach fast vollständiger Rückverformung wieder langsam auf.

5.2.1.2 Eigenspannungsentwicklung

In Abb. 5-12 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung gemessenen Eigenspannungen (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

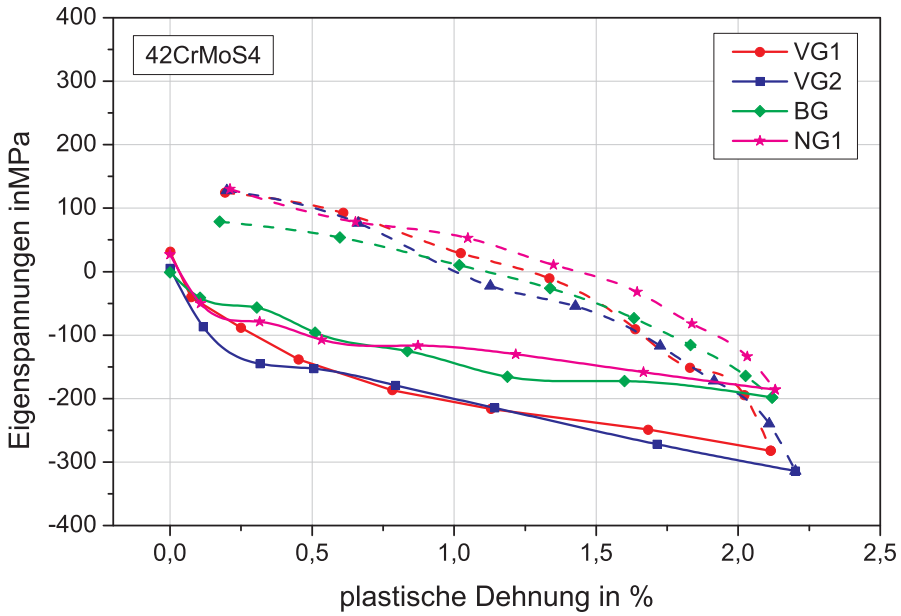


Abb. 5-12: Eigenspannungsentwicklung in Längsrichtung bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 nach homogener Beanspruchung.

Im unverformten Zustand liegen näherungsweise eigenspannungsfreie Proben vor. Mit zunehmender plastischer Verformung bilden sich Druckeigenspannungen aus. Ab ca. 0,3% plastischer Verformung geht die Eigenspannungsentwicklung in einen etwa linear ansteigenden Verlauf über. Bei 2,1% plastischer Dehnung werden für die Vergütungszustände VG1 und VG2 ca. 300MPa Druckeigenspannungen erreicht. Der bainitische Zustand BG erreicht ca. 200MPa Druckeigenspannungen und der normalisierte Zustand NG1 ca. 190MPa Druckeigenspannungen. Der Zustand NG2 wurde hier nicht untersucht, da die lamellare Struktur und die geringe Werkstofffestigkeit sehr niedrige und zudem stark streuende Eigenspannungswerte hervorbrachten. Nach 2,1% plastischer Dehnung erfolgte die Lastumkehr und die Proben wurden gestaucht. Die Eigenspannungen fallen dabei deutlich schneller ab, als sie angestiegen sind, so dass schon nach einer Rückverformung von ca. 50% des Vorverformungsbetrags ein eigenspannungsfreier Zustand erreicht wird. Alle Wärmebehandlungszustände verhalten sich hierbei sehr ähnlich, liegen jedoch auf unterschiedlichen Niveaus. Bei weiterer Stauchung bis auf die Ursprungslänge liegen bereits Zugeigenspannungen von ca. 100 bis 150MPa in den Proben vor.

5.2.1.3 Integralbreitenentwicklung

In Abb. 5-13 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung gemessen Integralbreite (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

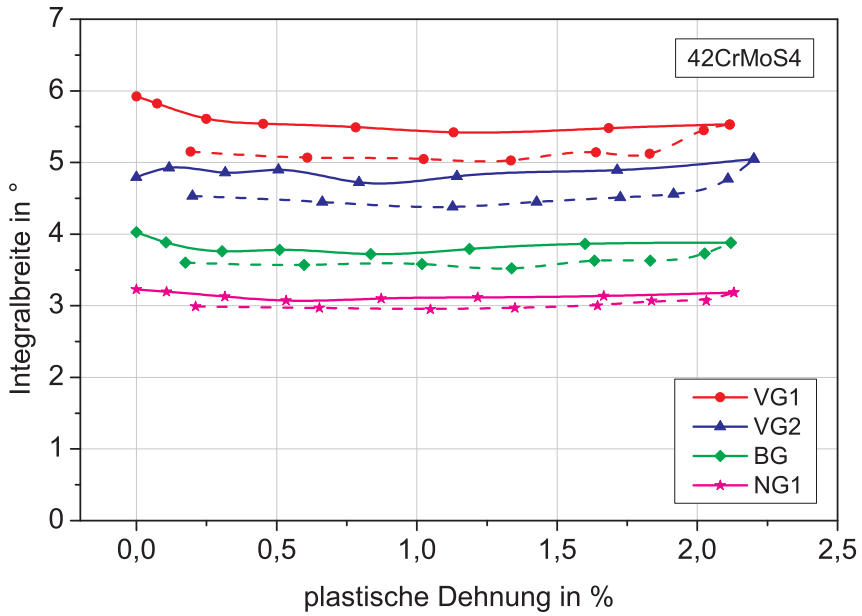


Abb. 5-13: Integralbreitenentwicklung in Längsrichtung bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 nach homogener Beanspruchung.

Bei den Integralbreiten ist zu erkennen, dass die Zustände alle auf unterschiedlichen Niveaus liegen. Der Vergütungszustand VG1 weist die höchsten Integralbreiten von ca. 6° auf, der höher angelassene Vergütungszustand VG2 noch Werte von 5°. Der bainitische Zustand BG zeigt eine Integralbreite von ca. 4°, der normalisierte Zustand NG1 hingegen von lediglich 3,2°. Mit einsetzender plastischer Verformung sinken die Integralbreiten der Zustände VG1, BG und NG1 zunächst um ca. 10% ab, ab ca. 0,3% plastischer Verformung verleiben die Kurven dann für die weitere Verformung auf einem fast konstanten Niveau. Beim Vergütungszustand VG2 ändert sich die Integralbreite mit zunehmender plastischer Dehnung nicht. Nach Lastumkehr ist in allen Wärmebehandlungszuständen ein erneuter kleiner Abfall der Integralbreite um etwa 10% erkennbar, wobei sich ab ca. 0,3% plastischer Rückverformung eine konstante Integralbreite auf niedrigerem Niveau einstellt.

5.2.2 Inhomogene Beanspruchung (Randebenen)

5.2.2.1 Verformungskurven

Analog zur homogenen Verformung wurden auch die Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung an den Biegebalken in Abhängigkeit der bleibenden Randverformung ermittelt. Abb. 5-14 zeigt exemplarisch die Verformungskurven der Randebenen eines Biegebalkens des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 bei Vor- und Rückverformung. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-23 bis Abb. 11-26 abgebildet.

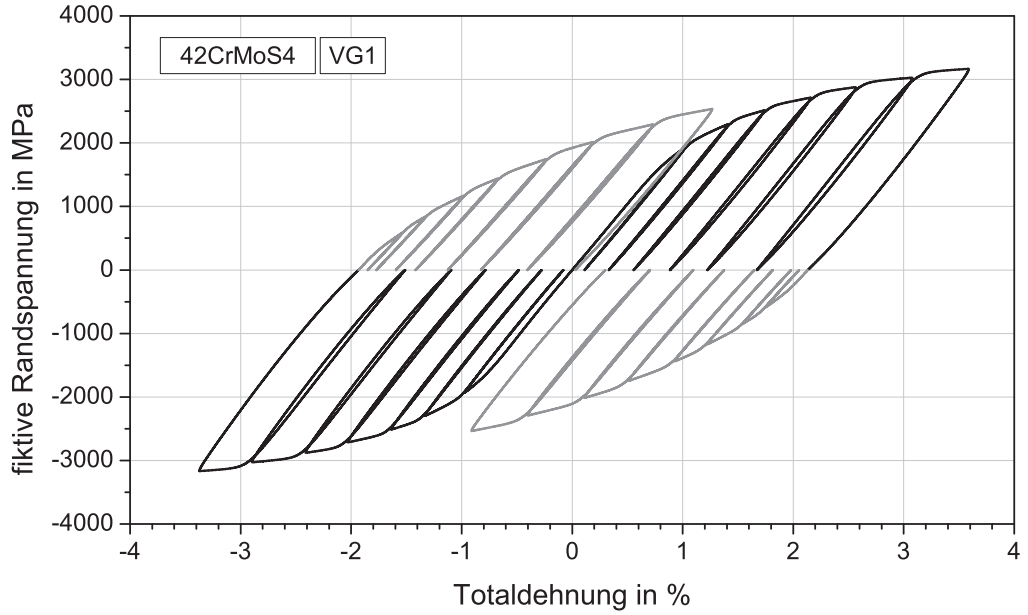


Abb. 5-14: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

Bei Vorverformung ist ein Ansteigen der Randspannung-Totaldehnungskurve aufgrund von Kaltverfestigung zu verzeichnen. Auf der Druckseite treten geringere Randdehnungen als auf der Zugseite des Balkens auf. Schon in den Entlastungskurven ist eine Abweichung von der Linearität zu beobachten. Mit steigender bleibender Vorverformung ist daher ein Anwachsen der aus Ent- und Wiederbelastung gebildeten Hysteresenbreite zu erkennen. Nach Lastumkehr tritt ein deutlicher Bauschingereffekt auf, denn es ist praktisch kein elastisches Werkstoffverhalten mehr zu erkennen und es erfolgt sofortige plastische Deformation. Nachdem der Balken etwa auf die ursprüngliche gerade Form zurückgebogen wurde, wird das betragliche Spannungsniveau der Vorverformung nicht wieder erreicht, so dass eine bleibende Entfestigung vorliegt. Interessanterweise scheint die (ehemalige) Druckseite der Probe vollständig rückverformt wurden zu sein, während dies auf der (ehemaligen) Zugseite noch nicht der Fall ist. Die Hyste-

resebreiten sind bei Rückverformung äußerst gering und beginnen erst gegen Ende der Rückverformung langsam zu wachsen.

5.2.2.2 Eigenspannungsentwicklung in den Randebenen

In Abb. 5-15 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung in den Randebenen auftretenden Eigenspannungen (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

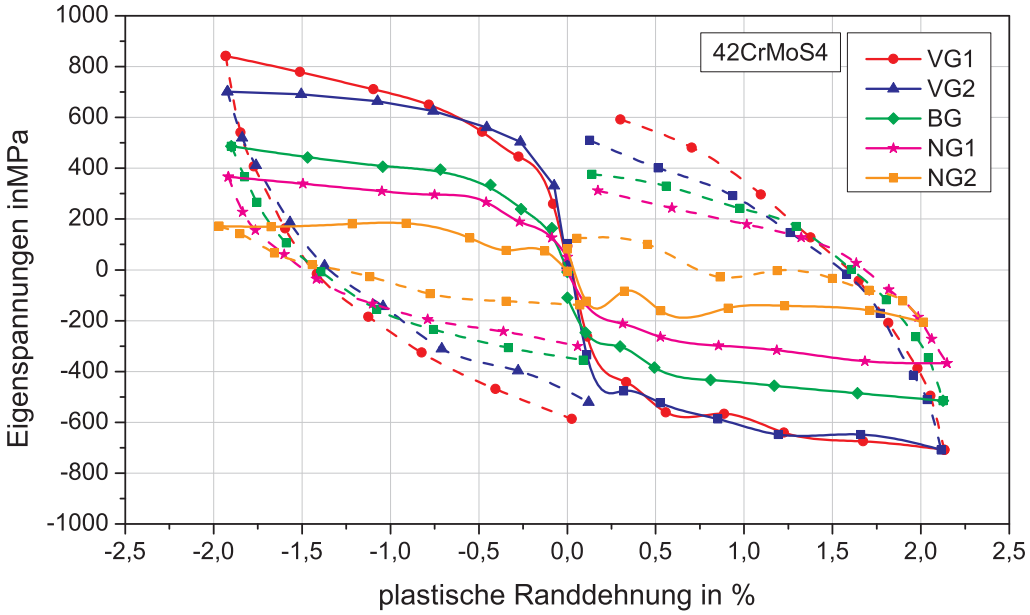


Abb. 5-15: Eigenspannungsentwicklung in Längsrichtung (Randebenen) bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 unter Biegebeanspruchung.

Nach der plastischen Verformung der Biegebalken liegen auf der Zugseite Druckeigenspannungen und auf der Druckseite Zugeigenspannungen vor. Da auf Zug- und Druckseite betraglich unterschiedliche Randdehnungen auftreten, sind die Eigenspannungskurven nicht punktsymmetrisch zum Ursprung. Mit Ausnahme der Druckseite des Zustands VG1, an der betragsmäßig ca. 150MPa höhere Eigenspannungen als auf der Zugseite auftreten, sind die auf Zug- und Druckseite auftretenden Eigenspannungsbeträge der übrigen Zustände allerdings sehr ähnlich. Bei allen Wärmebehandlungszuständen steigen die Eigenspannungen schon bei sehr kleinen bleibenden Verformungen bis ca. 0,3% sehr stark an. Bei weiterer Verformung bis ca. 2,1% ist zwar ein weiterer, aber deutlich langsamerer Anstieg zu verzeichnen. Die betragsmäßig niedrigsten Eigenspannungen werden mit 400MPa im normalisierten Zustand NG1 gemessen, die höchsten in den hochfesten Zuständen VG1 und VG2 mit ca. 700–850 MPa. Der bainitische Zustand BG liegt zwischen den normalisierten und den Vergütungszuständen, so dass

die gemessenen Eigenspannungen in der Reihenfolge NG2 < NG1 < BG < VG2 < VG1 zunehmen.

Nach Lastumkehr bei 2,1% bleibender Verformung (Zugseite) bauen sich die Eigenspannungen vergleichsweise schnell ab, so dass nach einer bleibenden Rückbiegung von 0,7% – das entspricht etwa 30% des Vorverformungsbetrags – bei allen Zuständen in den Randebenen ein eigenspannungsfreier Zustand erreicht wird. Bei weiterer Rückbiegung bauen sich Eigenspannungen mit umgekehrtem Vorzeichen auf, so dass nach (fast) vollständiger Rückbiegung Eigenspannungsbeträge in Höhe von 300MPa im normalisierten Zustand NG1 und 600MPa im vergüteten Zustand VG1 erreicht werden. Diese Werte entsprechen somit schon fast den vor Lastumkehr erreichten Maximalbeträgen.

5.2.2.3 Integralbreitenentwicklung in den Randebenen

In Abb. 5-16 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung in den Randebenen gemessenen Integralbreiten (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

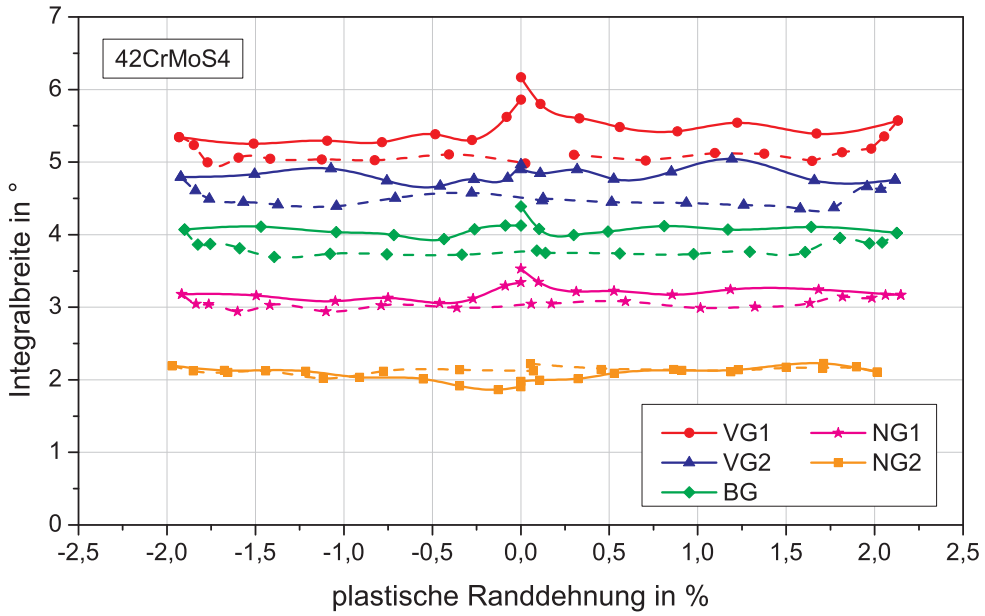


Abb. 5-16: Integralbreitenentwicklung in Längsrichtung (Randebenen) bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 unter Biegebeanspruchung.

Die Ausbildung der Integralbreite auf Zug- und Druckseite der Biegeprobe ist sehr ähnlich. Die größten Integralbreiten von ca. 6° werden zu Beginn im Vergütungszustand VG1 gemessen, der Zustand VG2 liegt bei ca. 5° und der bainitische Zustand bei ca.

4,3°. Die niedrigsten Integralbreiten zeigen die normalisierten Zustände NG1 mit ca. 3,5° und NG2 mit 2°. Mit einsetzender Verformung ist bis ca. ±0,3% bleibender Randdehnung in den Zuständen VG1, BG und NG1 ein Abfall der Integralbreite um ca. 10% zu erkennen. Bei weiterer Verformung ändern sich die Integralbreiten auf Zug- und Druckseite nur unwesentlich und verlaufen nahezu konstant bis zum Umkehrpunkt der Beanspruchung. Der Vergütungszustand VG2 zeigt über den gesamten Verlauf eine nahezu konstante Integralbreite, der weiche normalisierte Zustand NG2 bis zum Lastumkehrpunkt leicht ansteigende Werte. Nach der Lastumkehr bei 2,1% bleibender Randdehnung (Zugseite) sinken die Integralbreiten innerhalb 0,3% plastischer Rückbiegung um ca. 10% ab und verbleiben bei weiterer Rückverformung auf etwa konstantem Niveau. Einzig der Zustand NG2 zeigt nach Lastumkehr keine Änderung der Integralbreite, so dass die Werte auf dem vor Lastumkehr erreichten Niveau bleiben.

5.2.3 Inhomogene Beanspruchung (Biegehöhe)

Während im vorangegangenen Kapitel die Eigenspannungen und Integralbreiten in den Randebenen der Biegebalken untersucht wurden, wird nun deren Entwicklung entlang der Biegehöhe betrachtet. Aufgrund der Menge an vorhandenen Messungen werden hier nur ausgesuchte Verformungsstadien für Vor- sowie Rückverformung betrachtet. Die Werte auf der Biegehöhe bei ca. ±7,5mm sind die zuvor präsentierten Messwerte der Randebenen.

5.2.3.1 Eigenspannungsentwicklung entlang der Biegehöhe

In Abb. 5-17 sind die über der Biegehöhe auftretenden Eigenspannungswerte des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 für verschiedene Verformungsstadien abgebildet. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-31 bis Abb. 11-36 dargestellt.

Vor Verformungsbeginn liegen entlang der Biegehöhe geringe Zugeigenspannungen von bis zu 100MPa vor. Mit dem Einsetzen der plastischen Verformung bilden sich in den Randebenen die aus Abb. 5-15 bekannten Zugeigenspannungen auf der Druckseite sowie Druckeigenspannungen auf der Zugseite aus. Im Inneren der Probe bilden sich nahe der neutralen Ebene ebenfalls Eigenspannungsmaxima, die ein gegenüber den Randeigenspannungen entgegengesetztes Vorzeichen besitzen. Bis zum Erreichen der maximalen Vorverformung von 2,1% bleibender Randdehnung bildet sich somit ein sehr deutlicher dreifacher Nulldurchgang des Eigenspannungsverlaufs entlang der Biegehöhe aus. Die äußeren Nulldurchgänge (±4mm Biegehöhe) sowie die inneren Maxima (±2mm Biegehöhe) verschieben sich mit zunehmender bleibender Verformung immer weiter in Richtung der neutralen Ebene. Der Nulldurchgang der Eigenspannungen in Probenmitte scheint sich ein wenig in Richtung der Druckseite der Probe zu verschieben (vgl. Abb. 11-31, Abb. 11-33, Abb. 11-35).

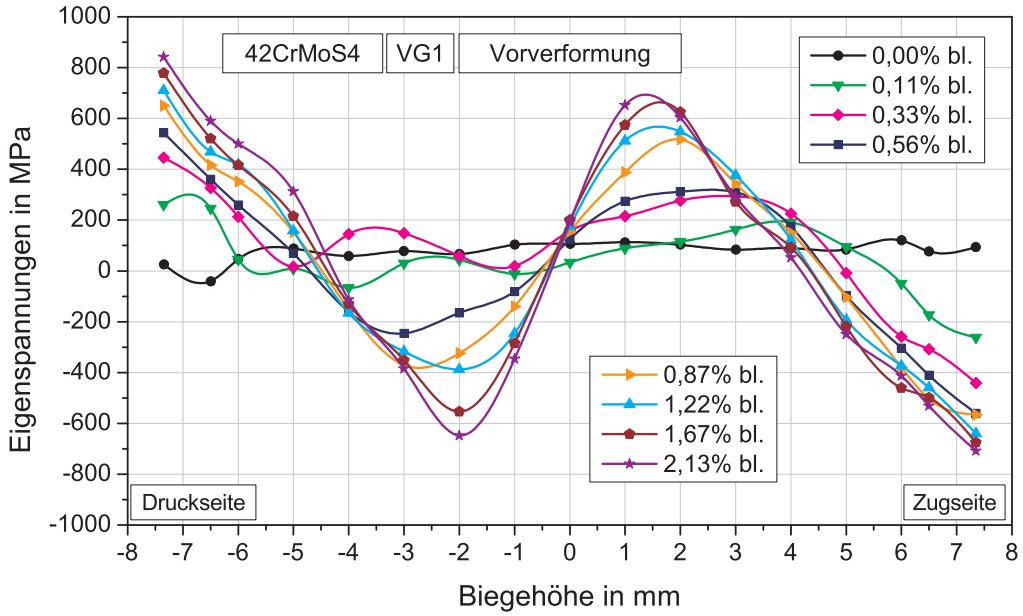


Abb. 5-17: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

Die Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr ist in Abb. 5-18 aufgetragen.

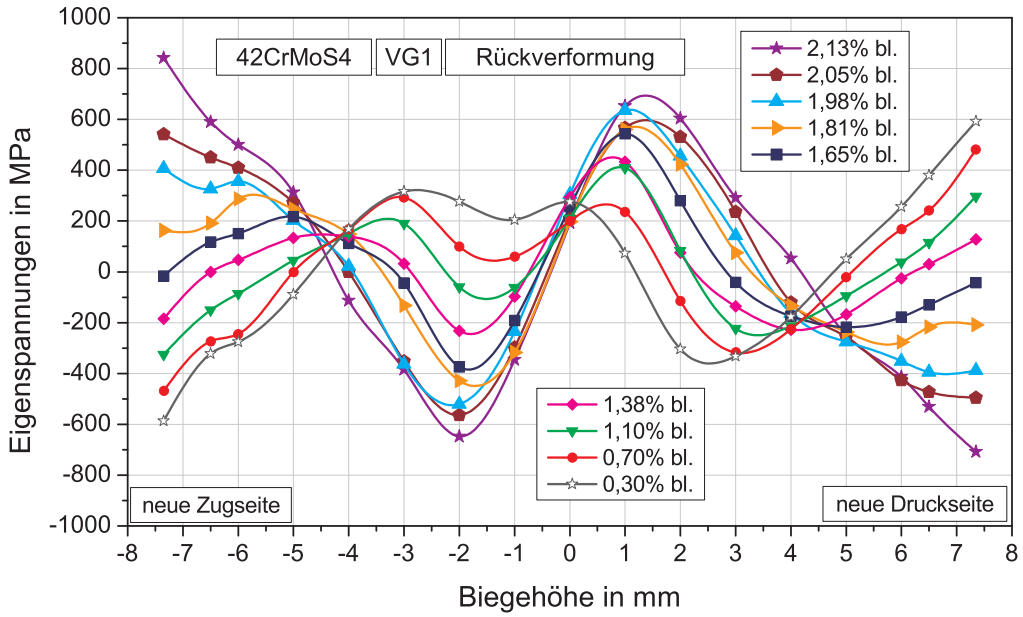


Abb. 5-18: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands VG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

Die in den Randebenen vorliegenden Eigenspannungen bauen sich schon bei kleinen bleibenden Rückverformungen betragsmäßig sehr schnell ab, wohingegen sich die inneren Eigenspannungsmaxima deutlich langsamer ändern. Erreichen die Randeigenspannungen ihren Nulldurchgang, liegen im Inneren noch Eigenspannungswerte von ca. ±400–600MPa vor, so dass sich vorübergehen Verformungszustände mit einem fünffachen statt einem dreifachen Nulldurchgang ausbilden. Wird die Rückverformung fortgesetzt, so erreichen die Eigenspannungen bei (fast) vollständiger Rückverformung wieder einen Zustand mit dreifachem Nulldurchgang. Die dort auftretenden Eigenspannungsbeträge entsprechen fast denen des Zustands der maximalen Vorverformung, besitzen jedoch ein entgegengesetztes Vorzeichen. Die äußeren Nulldurchgänge (±4mm Biegehöhe) verschieben sich wieder langsam in Richtung der neutralen Ebene. Der Nulldurchgang der neutralen Ebene hingegen scheint sich zunächst nicht zu verschieben und verbleibt auf der ehemals druck- und nun zugbelasteten Probenseite. Erst mit dem Erreichen der vollständigen Rückverformung wechselt die neutrale Ebene die Seite (vgl. Abb. 11-32, Abb. 11-34, Abb. 11-36).

5.2.3.2 Integralbreitenentwicklung entlang der Biegehöhe

In Abb. 5-19 sind die über der Biegehöhe auftretenden Integralbreitenwerte des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung abgebildet.

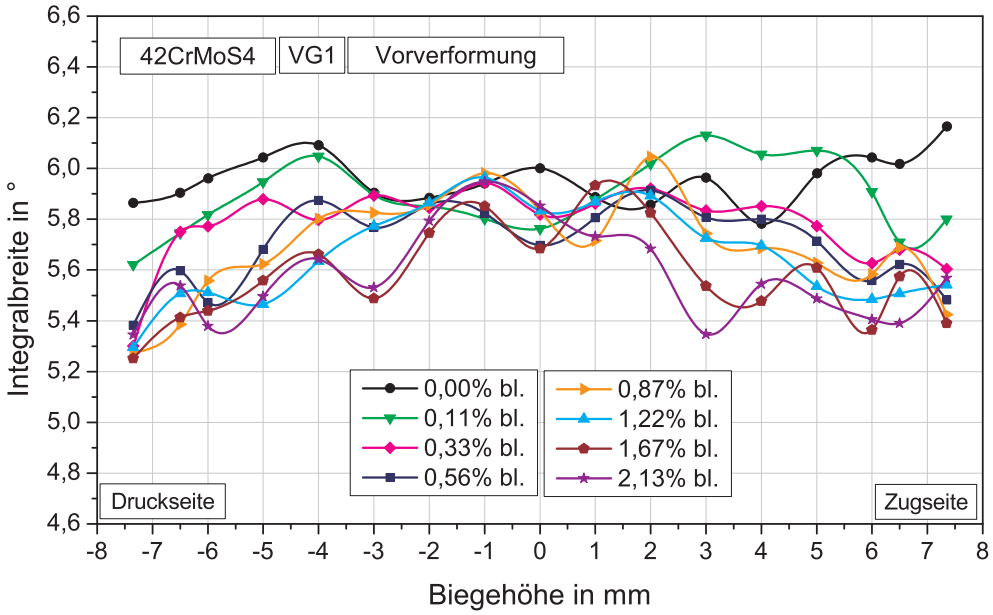


Abb. 5-19: Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

Die Integralbreitenentwicklung entlang der Biegehöhe zeigt für das unverformte Material eine Integralbreite von ca. 6°. Mit zunehmender bleibender Verformung sinkt die Integralbreite in der Probenmitte an der neutralen Ebene geringfügig auf ca. 5,85° ab, während in den Randebenen sowohl auf der Zug- als auch auf der Druckseite eine etwa 10%ige Abnahme auf ca. 5,5° stattfindet. Am Lastumkehrpunkt bei 2,1% bleibender Randverformung ergibt sich somit für die Integralbreitenverteilung die Form eines „Λ“.

Die Entwicklung der Integralbreitenverteilung entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr ist in Abb. 5-20 dargestellt.

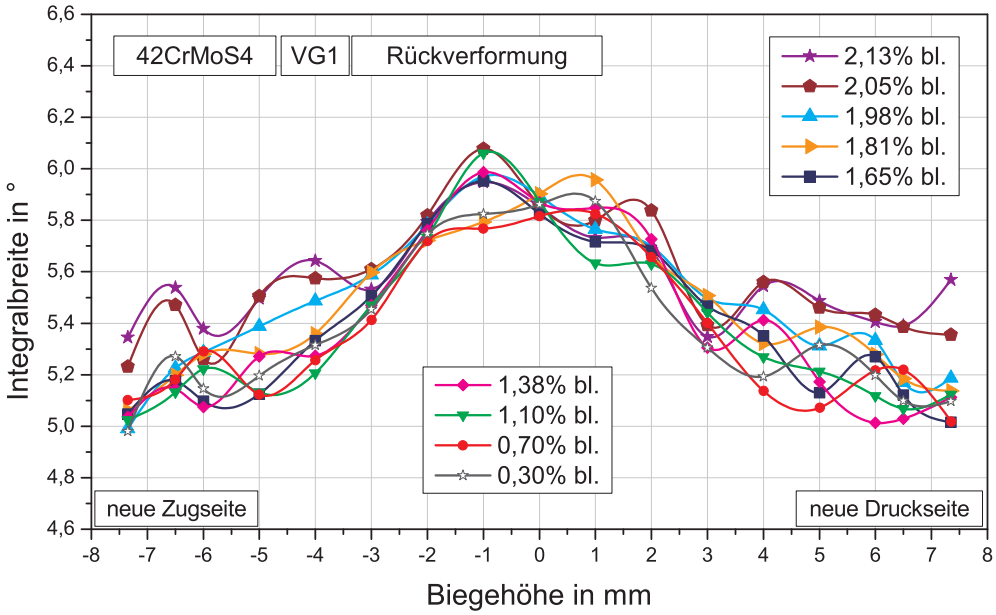


Abb. 5-20: Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands VG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

Nach Lastumkehr ändert sich die Integralbreite insofern, als dass diese in beiden Randebenen erneut um 5% auf einen Wert von ca. 5,0° abfallen, während die Integralbreite in der neutralen Ebene kaum eine Änderung erfährt und konstant bei ca. 5,85° bleibt. Offensichtlich verschiebt sich die Integralbreite bei Rückverformung, dass das Maximum der Integralbreite mit ca. 6,0° leicht außermittig auf der Zugseite (ehemalige Druckseite) liegt.

5.3 Strength-Differential-Effect

Wie in Kap. 2.7 erläutert, scheint besonders bei Wärmebehandlungszuständen hoher Festigkeit ein ausgeprägter Unterschied zwischen Streck- und Stauchgrenze vorzuliegen. Dieser SD-Effekt wird für homogene Beanspruchung anhand der Nennspannung-Totaldehnung-Diagramme aus Zug- und Stauchversuchen betrachtet.

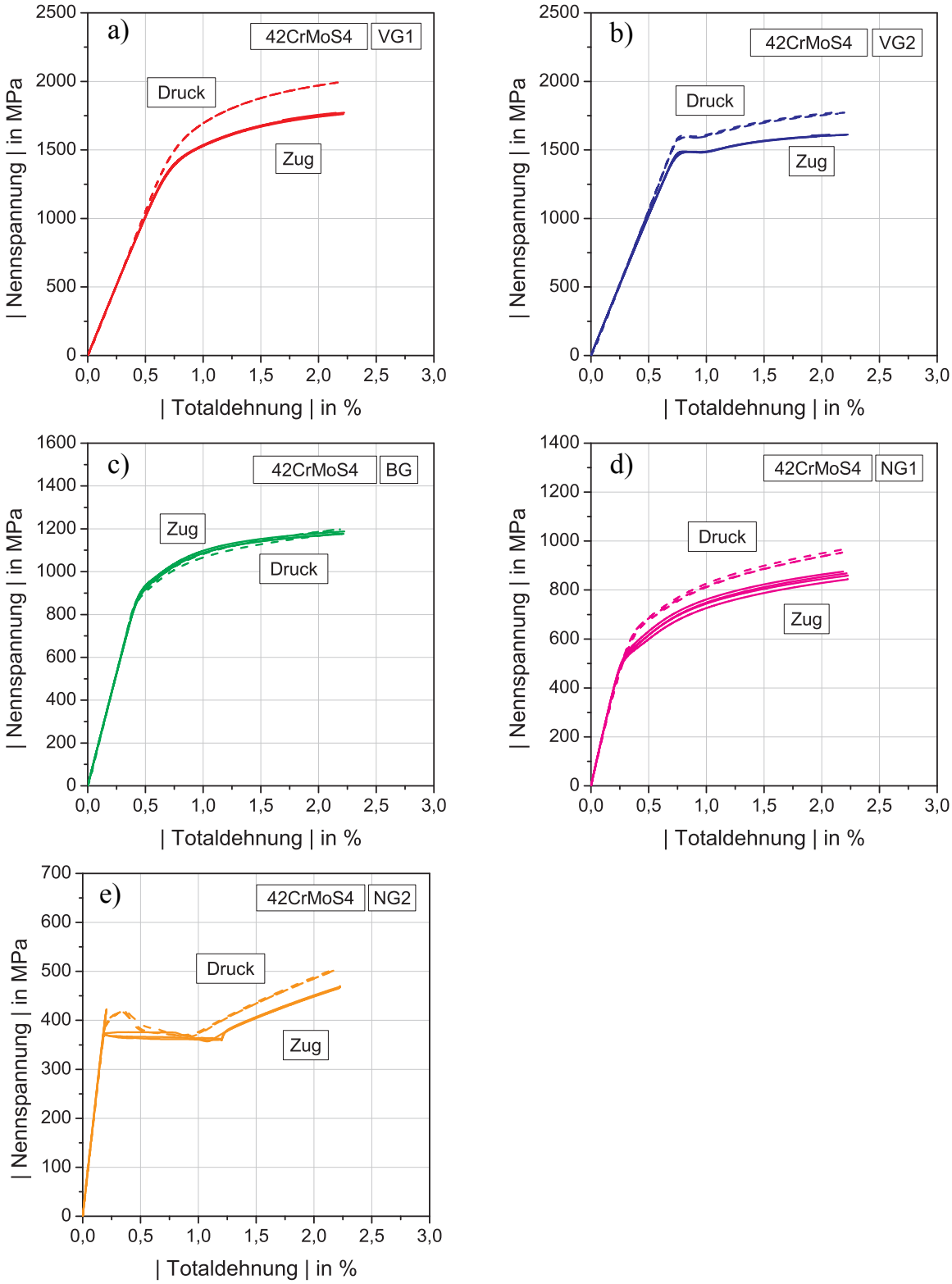


Abb. 5-21: Vergleich der Verfestigungskurven der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4: a) VG1, b) VG2, c) BG, d) NG1, e) NG2 unter Zug- sowie Druckbeanspruchung.

In Abb. 5-21 sind die Nennspannung-Totaldehnung-Kurven für Zug- und Druckbeanspruchung der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 dargestellt. Um eine besse-

re Vergleichbarkeit zu ermöglichen wurden für die Druckbeanspruchung die Beträge von Nennspannung und Totaldehnung verwendet, um die Kurven vom III. in den I. Diagrammsektor zu spiegeln. Um die Versuche statistisch besser abzusichern wurde für jeden Wärmebehandlungszustand und jede Lastrichtung mindestens drei Proben untersucht und abgebildet. Die Deformationen wurden alle mit DMS ermittelt, deren Messbereich so gewählt wurde, dass zwar nur 1% plastische Dehnung, aber dafür eine möglichst hohe Auflösung erreicht wurde.

Die untersuchten Proben weisen sowohl unter Druck- als auch unter Zugbeanspruchung keine nennenswerten Streuungen auf, denn die jeweiligen Kurvenscharen einer Lastrichtung liegen stets sehr eng beieinander. Die unter Druckbeanspruchung beobachteten Spannung-Dehnung-Kurven der Vergütungszustände VG1 und VG2 liegen deutlich höher die unter Zugbeanspruchung. Auch die normalisierten Zustände NG1 und NG2 zeigen unter Druck einen geringfügig höheren Widerstand gegen plastische Verformung als unter Zug. Die im Zustand NG2 auftretende Lüdersdehnung hat zudem unter Druck eine weniger scharf ausgeprägte „obere Streckgrenze“ sowie eine kürzere Lüdersdehnung, vgl. Kap. 2.7.1 und [127]. Beim bainitischen Zustand BG hingegen zeigt sich praktisch kein Unterschied der Verformungskurven von Zug- und Druckbeanspruchung, so dass quasi gar kein SD-Effekt vorliegt.

5.4 Querschnittsänderung bei Biegung

Im Zusammenhang mit dem Auftreten eines SD-Effektes bei der Biegeverformung wird im Rahmen der Arbeit untersucht, ob die verschiedenen wärmebehandlungsbedingten Mikrostrukturen Auswirkungen auf die Geometrieänderung des Probenquerschnitts besitzen.

In Abb. 5-22 ist die an den Randebenen gemessene Probenbreite über die jeweilige bleibende Randverformung bei Vor- und Rückverformung aufgetragen.

Im unverformten Zustand zeigt sich, dass die Proben leicht abweichende Ausgangsbreite besitzen. Dies ist jedoch nicht weiter schlimm, da auf beiden Seiten jeweils ähnliche Werte vorliegen. Mit zunehmender bleibender Verformung erkennt man eine lineare Zunahme der Probenbreite auf der Druckseite und eine lineare Abnahme der Probenbreite auf der Zugseite. Die Kurven von Vorverformung und Rückverformung unterscheiden sich praktisch nicht voneinander. Es fällt jedoch auf, dass der Kurvenverlauf aller Zustände auf der Druckseite eine andere Steigung besitzt, als auf der Zugseite. Daher ist die Breitenzunahme auf der Druckseite betragsmäßig größer als die Breitenabnahme auf der Zugseite. Ein unterschiedliches Verformungsverhalten hinsichtlich der verschiedenen Festigkeiten ist nicht zu erkennen.

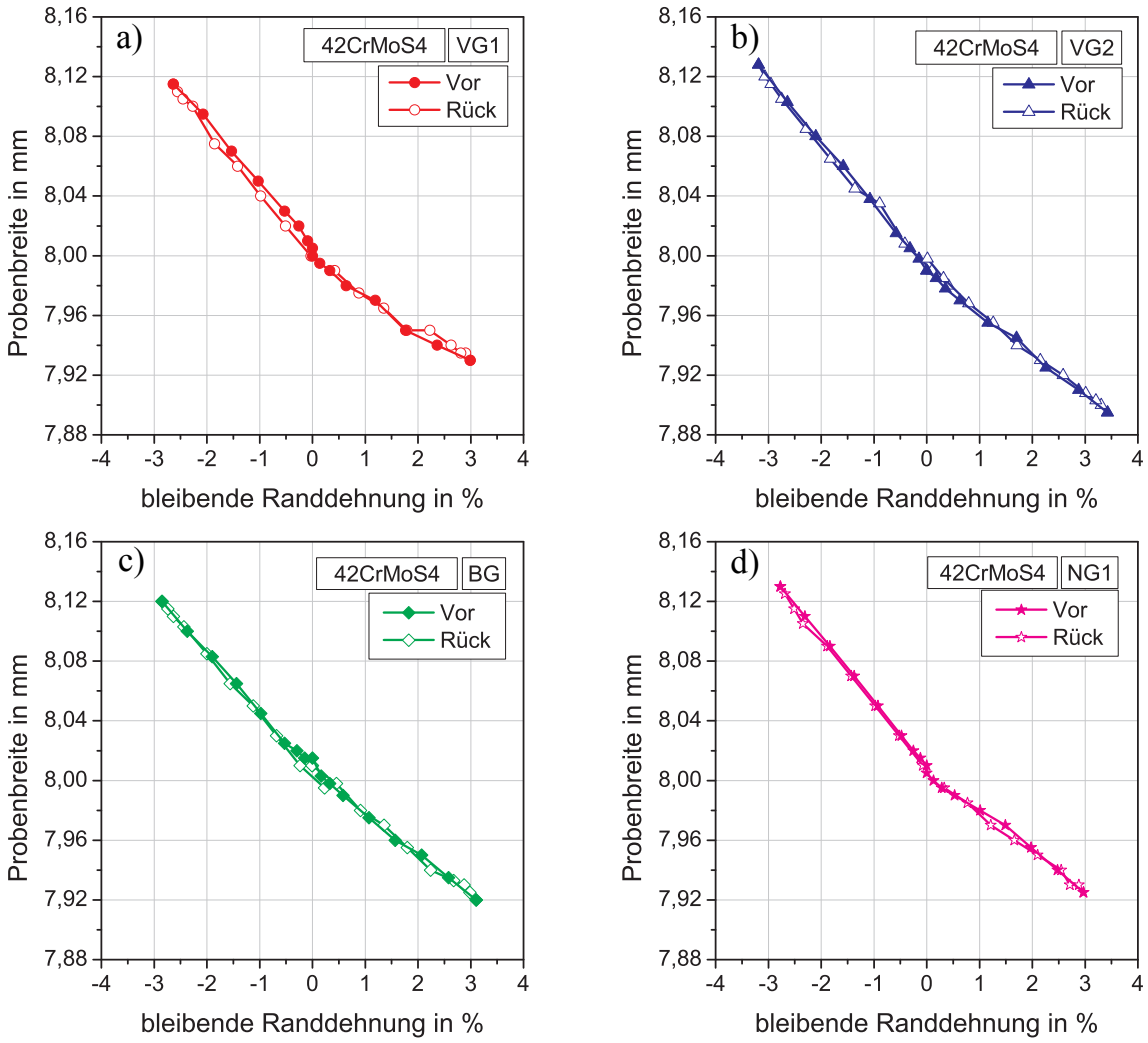


Abb. 5-22: Veränderung der Probenbreite in den Randebenen der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4: a) VG1, b) VG2, c) BG, d) NG1 bei Vor- und Rückverformung.

6 Untersuchungsergebnisse 100Cr6

6.1 Bauschingereffekt

Analog zum 42CrMoS4 werden in Kap. 6.1 die Bauschingerkenngrößen für die Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 dargestellt. Zunächst wird in Kap. 6.1.1 auf die homogene Beanspruchung „Zug-Druck“ eingegangen, danach folgt in Kap. 6.1.2 die inhomogene Beanspruchung „Biegung“. Aufgrund der teilweise sehr hohen Härte und der damit einhergehenden eingeschränkten Verformbarkeit der Proben wurden für die Zustande VG1, VG2 und BG deutliche geringere Verformungswerte als bei 42CrMoS4 erreicht.

6.1.1 Homogene Beanspruchung

6.1.1.1 Verformungskurven

Für die in Kap.4.4 beschriebenen Zug-Druck-Versuche ist in Abb. 6-1 exemplarisch ein Nennspannung-Totaldehnung-Diagramm des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 abgebildet. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-5 bis Abb. 11-8 zu finden.

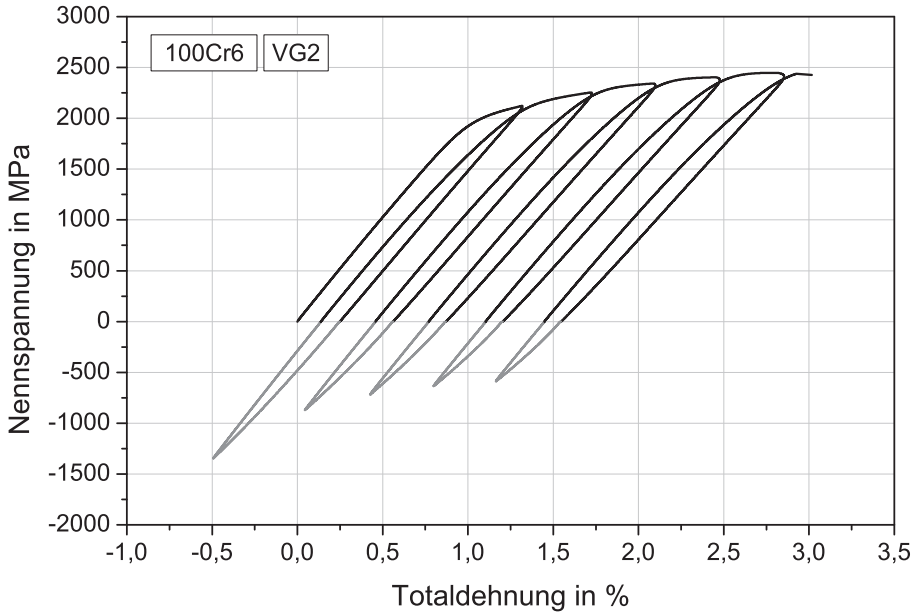


Abb. 6-1: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

Mit zunehmender plastischer Dehnung ist ein leichtes Ansteigen der maximalen Spannung der Zyklen durch die einsetzende Kaltverfestigung erkennbar. Bei verschiedenen

plastischen Dehnungen erfolgte eine Entlastung mit nachfolgender kurzer Lastumkehr, um den Bauschingereffekt untersuchen zu können. Während bei geringen plastischen Dehnungen noch eine Nennspannung von ca. -1300MPa notwendig ist, um die 0,1%-Stauchgrenze nach Lastumkehr zu erreichen, sinkt dieser Wert bis 1,5% plastischer Verformung auf ca. -600MPa ab, was einer Abnahme von über 60% entspricht. Durch die eingeschränkte Verformbarkeit des hochfesten Materials waren keine größeren plastischen Verformungen erreichbar.

6.1.1.2 Plastische Rückverformungen

In Abb. 6-2 ist die betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

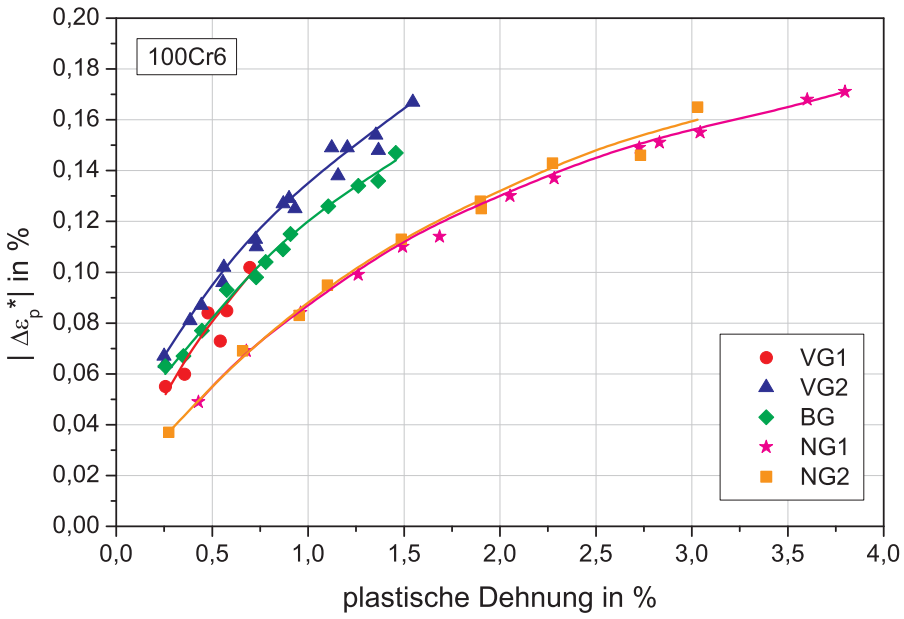


Abb. 6-2: Betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformungen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 100Cr6 unter homogener Beanspruchung.

Mit steigender plastischer Dehnung ist eine Zunahme der plastischen Rückverformung erkennbar, deren Anstieg kontinuierlich schwächer wird. Bei geringer plastischer Dehnung von ±0,25% weisen die normalisierten Zustände NG1 und NG2 mit 0,04% die niedrigste plastische Rückverformung auf und der Zustand VG2 mit 0,06% die höchste. Ein Anstieg ist in der Reihenfolge NG1 ≈ NG2 < VG1 ≈ BG < VG2 zu verzeichnen. Bei größeren Verformungswerten ist eine deutliche Divergenz der Kurven erkennbar.

6.1.1.3 Tangentenmoduln

In Abb. 6-6 ist die Entwicklung des Tangentenmoduls T in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

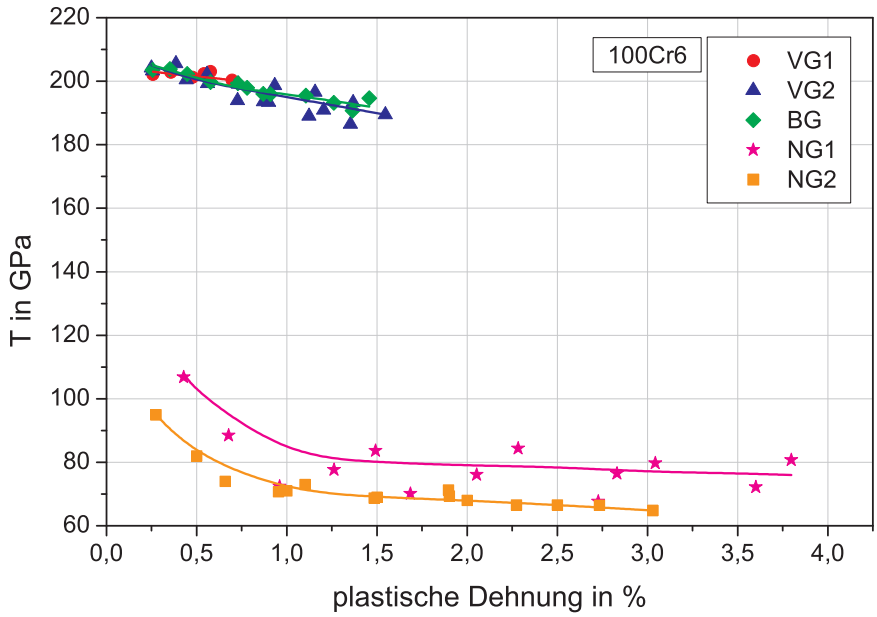


Abb. 6-3: Entwicklung der Tangentenmoduln in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 100Cr6 unter homogener Beanspruchung.

Nahezu unabhängig von der erreichten plastischen Verformung teilen sich die ermittelten Tangentenmoduln in zwei Gruppen auf: Die der hochfesten und die der weicheren Zustände. Bei geringen plastischen Deformationen von 0,25% weisen die normalisierten Zustände NG2 und NG1 schon einen sehr geringen Tangentenmodul von ca. 100GPa auf, der bis 3,5% plastischer Dehnung noch auf 60–75GPa und damit um 65–70% des Ausgangswerts von 210GPa absinkt. Die Tangentenmoduln der hochfesten Zustände VG1, VG2 und BG weisen bei geringen Dehnungen Werte nahe am Ausgangswert auf, und sinken bis 0,7% auf 200GPa und bis 1,5% plastischer Dehnung auf ca. 190GPa ab, was einer Abnahme von lediglich ca. 10% entspricht. Im Vergleich gesehen weist der normalisierte Zustand NG2 den kleinsten und der härteste Zustand VG1 den größten Tangentenmodul nach Lastumkehr auf, so dass sich mit steigenden Tangentenmodul etwa die Reihenfolge NG2 < NG1 << VG2 ≈ BG ≈ VG1 ergibt.

6.1.1.4 Stauchgrenzen

In Abb. 6-4 ist die betragliche Entwicklung der Stauchgrenze $|R_{d0,1}|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

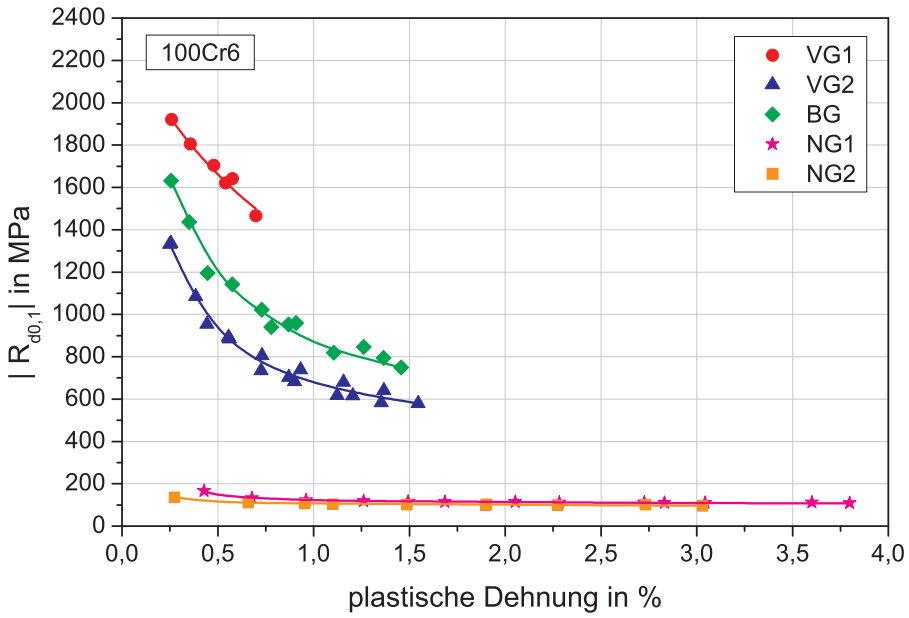


Abb. 6-4: Betragliche Entwicklung der Stauchgrenzen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 100Cr6 unter homogener Beanspruchung.

Die Stauchgrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender plastischer Dehnung ab. Während bei den höherfesten Zuständen mit zunehmender Verformung ein deutlicher, kontinuierlicher Abfall der Stauchgrenze nach Lastumkehr bis 1,5% plastischer Dehnung zu beobachten ist, ändern sich bei den weichen normalisierten Zuständen NG1 und NG2 die ohnehin sehr niedrigen Werte kaum. Bei etwa 1,5% plastischer Dehnung sind die Werte des bainitischen Zustands BG von 1650MPa auf 750MPa gesunken, was einer Abnahme von 55% entspricht. Um den gleichen Betrag sind auch die Werte des Vergütungszustands VG2 von 1350MPa auf 600MPa gefallen. Die Entwicklung der Stauchgrenze ist bei den normalisierten Zuständen NG1 und NG2 fast identisch. Auch wenn dies durch den Skalierungsmaßstab nicht offensichtlich ist, sinken die Stauchgrenzen bereits bei geringen plastischen Dehnungen bis 1% betragsmäßig um bis zu 50% ihrer ursprünglichen Werte ab. Über den gesamten Versuch wird mit sinkender Stauchgrenze die Reihenfolge VG1 > > BG > VG2 > > NG1 ≈ NG2 eingehalten.

6.1.1.5 Bezogene Stauchgrenzen

In Abb. 6-5 ist die betragliche Entwicklung der bezogenen Stauchgrenze $|R_{d0,1}/\sigma_{max}|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

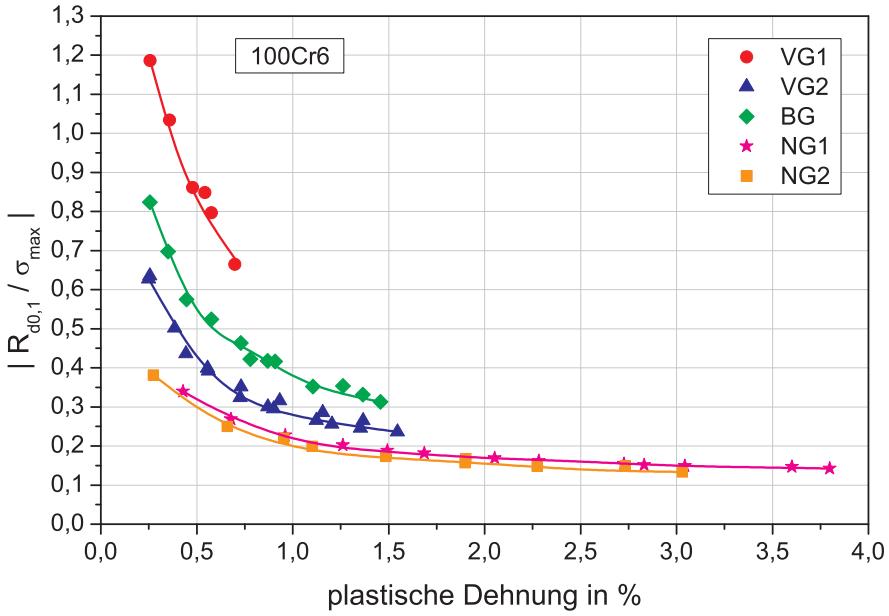


Abb. 6-5: Betragliche Entwicklung der bezogenen Stauchgrenzen in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 100Cr6 unter homogener Beanspruchung.

Die „Festigkeitsbereinigung“ der Werte ermöglicht einen guten Vergleich, da die großen Unterschiede aus Abb. 6-4 nicht mehr so stark ins Gewicht fallen. Alle dargestellten Kurven zeigen mit zunehmender plastischer Verformung einen deutlichen Abfall der bezogenen Stauchgrenze. Mit abnehmenden Werten ist die Reihenfolge VG1 > BG > VG2 > NG1 ≈ NG2 erkennbar. Diese ist zu Beginn deutlich stärker und schwächt danach langsam ab, wobei ab ca. 1,5% plastischer Dehnung ein näherungsweise konstantes Niveau erreicht wird. Während bei kleinen plastischen Verformungen noch eine sehr große Spreizung zwischen den einzelnen Kennwerten vorhanden ist, findet mit zunehmender plastischer Dehnung eine Annäherung der bezogenen Stauchgrenzen statt. Während bei den Zuständen VG2, BG, NG1 und NG2 bezogene Stauchgrenzen von <1 vorliegen, tritt bei geringen Deformationen des Zustands VG1 ein Wert von 1,2 auf. Dies ist auf einen ausgeprägten SD-Effekt zurückzuführen, denn die Stauchgrenze ist erheblich größer als σ_{max} in der vorausgegangenen Belastung (vgl. Abb. 11-20). Da es sich beim Zustand VG1 um ein restaustenithaltiges Gefüge handelt, ist es wahrscheinlich, dass dies mit der Restaustenitumwandlung in Verbindung gebracht werden kann, siehe auch Kap. 8.5.

6.1.2 Inhomogene Beanspruchung

6.1.2.1 Verformungskurven

Für die in Analogie zu den Zug-Druck-Versuchen durchgeführten Biegeversuche an 100Cr6 ist exemplarisch ein Randspannung-Randtotaldehnung-Diagramm des Vergü-

tungszustands VG2 in Abb. 6-6 abgebildet. Die Diagramme der übrigen Zustände sind im Anhang in Abb. 11-13 bis Abb. 11-16 zu finden.

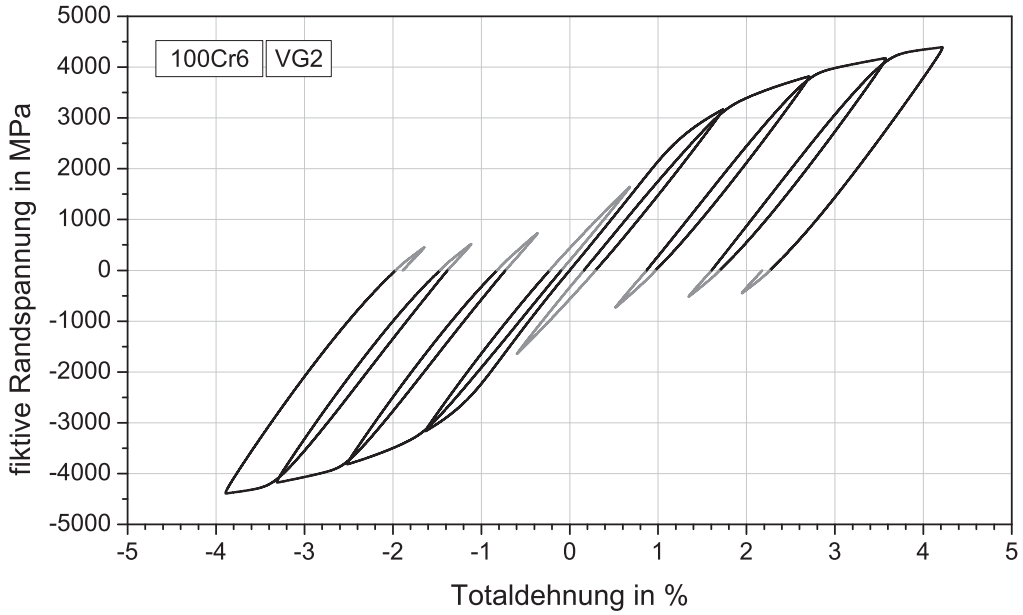


Abb. 6-6: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG2 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

In Vorverformungsrichtung ist ein betragliches Ansteigen der Maximalspannungen der Zyklen durch Kaltverfestigung zu beobachten. Dabei ist zu erkennen, dass für eine plastische Verformung von 0,1% nach Lastumkehr die benötigte (fiktive) Randspannung mit zunehmender bleibender Randdehnung betraglich sehr stark um ca. 70% absinkt und sich ab ca. 2% bleibender Randdehnung einem konstanten Wert anzunähern scheint.

6.1.2.2 Plastische Rückverformungen

In Abb. 6-7 ist die betragliche Entwicklung der nach Lastumkehr auftretenden plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

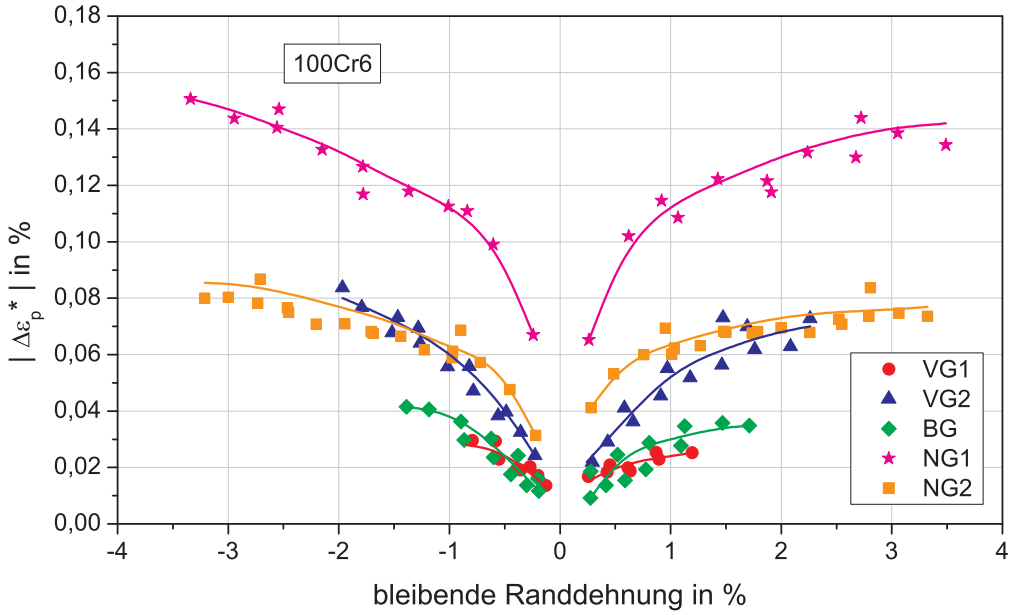


Abb. 6-7: Betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformungen in Abhängigkeit der bleibenden Randdehnung für 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung.

Bei geringen bleibenden Randdehnungen findet bis ca. ±1% zunächst eine starke Zunahme der plastischen Rückverformung statt, danach setzt sich der Anstieg leicht gebremst fort. Die auf der Zugseite auftretenden plastischen Rückverformungen sind dabei ca. 10–15% geringer als auf der Druckseite. Bei geringen bleibenden Deformationen von ±0,25% weist der normalisierte Zustand NG1 die mit Abstand größte plastische Rückverformung von 0,7% auf, der bainitische Zustand BG mit 0,01% die geringste. Die übrigen Zustände liegen dazwischen, woraus sich eine Reihenfolge von BG < VG1 < VG2 < NG2 << NG1 ergibt. Der normalisierte Zustand NG1 weist bei größeren Randdehnungen hier plastische Rückverformungen von 0,14–0,15% auf und liegt damit weit über den anderen Wärmebehandlungszuständen. Sehr deutlich wird hier der Abstand zum ebenfalls normalisierten Zustand NG2, der in etwa auf der Höhe des hochfesten Vergütungszustandes VG2 liegt.

6.1.2.3 Tangentenmoduln

In Abb. 6-8 ist die Entwicklung der nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduln T in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

Besonders auffällig ist in Abb. 6-8 erneut die Teilung der Ergebnisse in die Bereiche, der hochfesten sowie der weichen Zustände. Die hochfesten Zustände VG1, VG2 und BG liegen alle auf sehr ähnlichem Niveau. Bei geringen plastischen Randdehnungen besitzen die Tangentenmoduln fast den Ausgangswert von 210GPa und sinken bis 1,5% bleibende Verformung um 5–15% bis auf 175–200GPa ab.

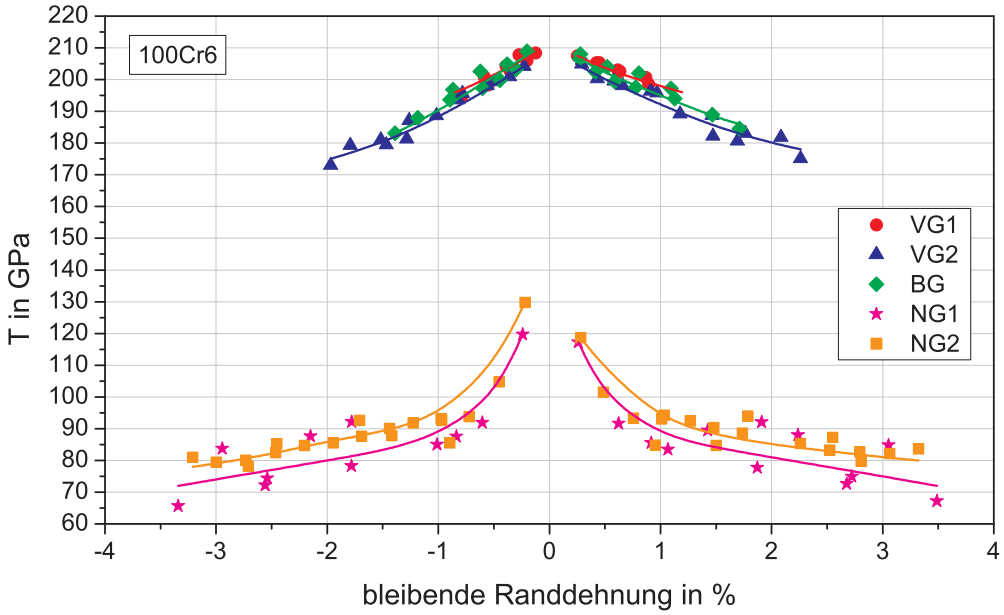


Abb. 6-8: Entwicklung der Tangentenmoduln in Abhängigkeit der bleibenden Randdehnung für 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung.

Erheblich geringere Tangentenmoduln weisen die normalisierten Zustände NG1 und NG2 auf. Bei ±0,25% bleibender Verformung weisen sie niedrige Werte von 130GPa auf, die bis 1% bleibender Verformung sehr schnell, und danach bis 3,5% bleibender Randverformung deutlich langsamer bis auf ca. 70–80GPa absinken. Die Streuung der Werte ist bei den normalisierten Zuständen deutlich größer, als bei den hochfesten Zuständen.

6.1.2.4 Biegegrenzen

In Abb. 6-9 ist die betragliche Entwicklung der 0,1%-Biegegrenzen $|R_{B0,1}|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

Die Biegegrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender bleibender Verformung anfangs stark, später allmählich schwächer ab. Die insgesamt größten Biegegrenzen werden bei den Vergütungszuständen VG1, BG und VG2 beobachtet. Die geringsten Biegegrenzen lassen sich an den normalisierten Zuständen NG1 und insbesondere NG2 erkennen, die zudem fast identische Werte aufweisen. Die Biegegrenzen der hochfesten Zustände sinken bis 1,5% bleibender Verformung um ca. 65–70% ihres Anfangswerts ab, die der normalisierten etwas weniger um ca. 60%. Über dem gesamten Versuch liegt mit sinkendem Betrag der Biegegrenze die Reihenfolge VG1 > BG > VG2 >> NG1 ≈ NG2 vor.

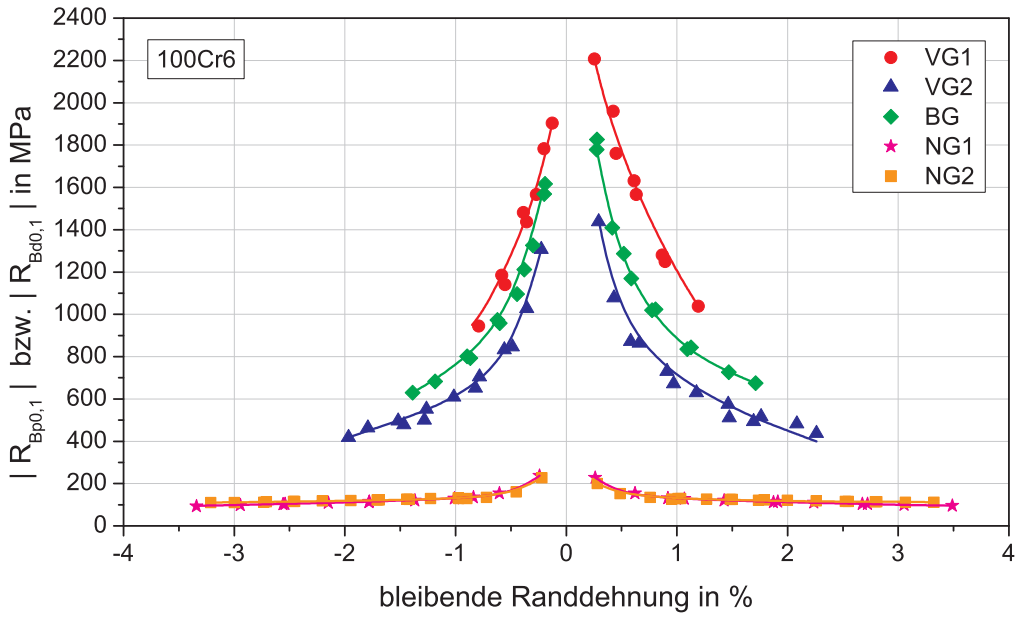


Abb. 6-9: Betragliche Entwicklung der 0,1%-Biegegrenzen in Abhängigkeit der bleibenden Randdehnung für 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung.

6.1.2.5 Bezogene Biegegrenzen

In Abb. 6-10 ist die betragliche Entwicklung der bezogenen 0,1%-Biegegrenzen $|R_{B0,1}/\sigma_{max}|$ in Abhängigkeit der unter inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randdehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

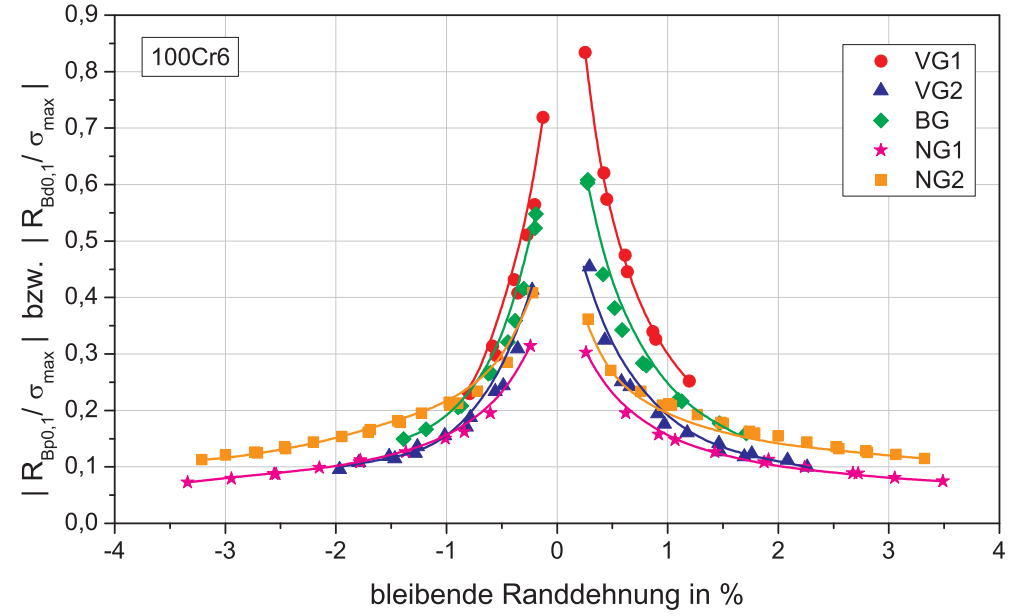


Abb. 6-10: Betragliche Entwicklung der bezogenen 0,1%-Biegegrenzen in Abhängigkeit der bleibenden Randdehnung für 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung.

Die Beträge der bezogenen Biegegrenzen aller Wärmebehandlungszustände fallen mit zunehmender bleibender Verformung ab, wobei bei bleibenden Verformungen bis ±1% die Änderungen deutlich stärker ausfallen. Bei geringer bleibender Deformation weist der restaustenithaltige, hochfeste Zustand VG1 die betraglich höchste bezogene Biegegrenze von 0,7–0,8 auf. Deutlich zeigt sich, dass die Werte auf der Zugseite höher als auf der Druckseite liegen. Der normalisierte Zustand NG1 sowie der ebenfalls hochfeste vergütete Zustand VG2 weisen mit 0,3 die geringste bezogene Biegegrenze auf. Die übrigen Zustände liegen hier zwischen in der Reihenfolge NG1 < VG2 < NG2 < BG < VG1. Bei größeren bleibenden Deformationen von 1,5% bzw. 3,5% bleibt diese Reihenfolge erhalten. Die beiden normalisierten Zustände NG2 und NG1, der Vergütungszustand VG2 und der bainitische Zustand BG sinken bis 1,5% bleibender Verformung bis auf Werte von 0,15–0,1 ab, was einer Reduzierung um 85–90% in Bezug auf die zuvor in ursprünglicher Belastungsrichtung erreichte maximale Spannung σ_{max} darstellt. Insgesamt ist die Spannweite der Ergebnisse sehr gering, so dass eine Differenzierung der wärmebehandlungsbedingten Eigenschaften schwer fällt.

6.2 Eigenspannungen und Integralbreiten

In den nachfolgenden Abbildungen wird auf die Entwicklung von Eigenspannungen und Integralbreiten der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 eingegangen. Zunächst werden die Entwicklungen unter homogener Beanspruchung (Kap. 6.2.1) betrachtet, danach die unter inhomogener Beanspruchung in den Randebenen (Kap. 6.2.2) und entlang der Biegehöhe (Kap.6.2.3).

6.2.1 Homogene Beanspruchung

6.2.1.1 Verformungskurven

Um Eigenspannungen und Integralbreiten in Abhängigkeit der plastischen Dehnung ermitteln zu können, wurden die Proben schrittweise bis zu einer maximalen Verformung gezogen und anschließend um den gleichen Betrag schrittweise rückverformt, wie in Kap. 4.5 erläutert wurde. Die röntgenografischen Messungen erfolgten im unbelasteten Zustand zwischen den Verformungsschritten. Exemplarisch ist in Abb. 6-11 die sich dabei ergebende Spannung-Dehnung-Kurve für den Vergütungszustand VG2 von 100Cr6 dargestellt.

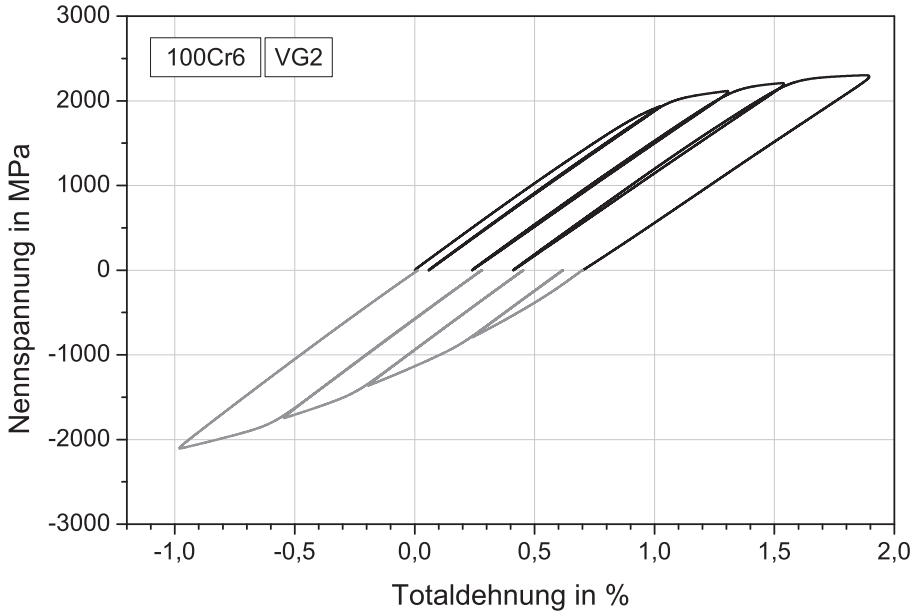


Abb. 6-11: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

Bei Beanspruchung der unverformten Probe tritt zunächst ein ausgeprägter linear-elastischer Bereich auf, der nach Überschreiten der Elastizitätsgrenze in eine schwache, aber kontinuierliche Verfestigung übergeht. Nach Erreichen von ca. 0,7% plastischer Verformung wurde die Beanspruchung umgekehrt und die Probe schrittweise bis auf Ausgangslänge gestaucht. Bei Umkehr der Beanspruchungsrichtung tritt ein klarer Bauschingereffekt auf, denn es ist praktisch keine Streckgrenze mehr vorhanden, so dass es zur sofortigen plastischen Verformung kommt. Bei weiterer Rückverformung ist dann eine Verfestigung erkennbar, bei der selbst nach vollständiger Rückverformung noch nicht die Spannungswerte der maximalen Vorverformung erreicht werden, so dass eine bleibende Entfestigung vorliegt. Während bei der Vorverformung eine leichte Hysterese zwischen Ent- und Wiederbelastung zu erkennen ist, die mit anwachsender plastischer Verformung ansteigt, verschwindet diese nach Lastumkehr fast vollständig und tritt auch bei vollständiger Rückverformung nicht wieder auf.

6.2.1.2 Eigenspannungsentwicklung

In Abb. 6-12 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung gemessenen Eigenspannungen (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

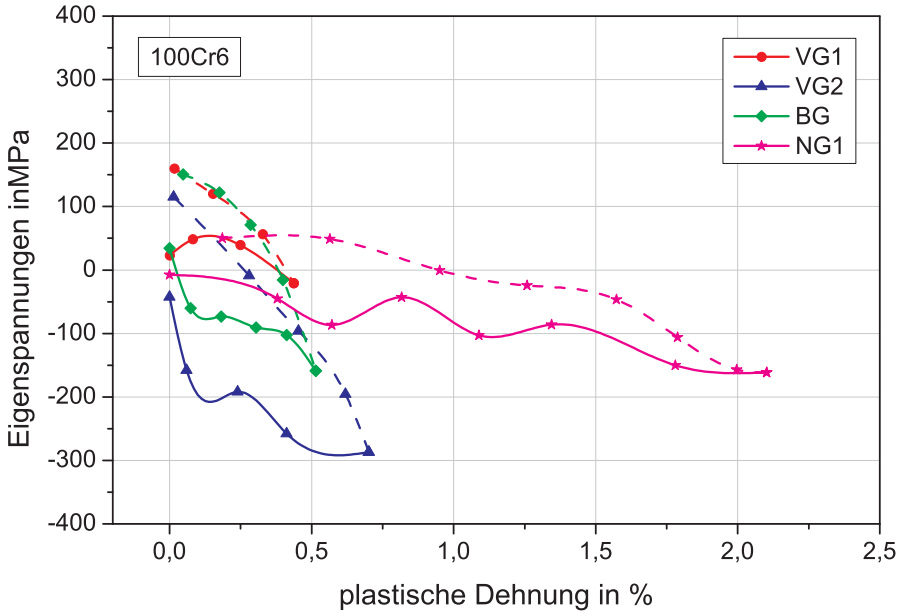


Abb. 6-12: Eigenspannungsentwicklung in Längsrichtung bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 100Cr6 nach homogener Beanspruchung..

Im unverformten Zustand treten bei allen Zuständen nur sehr geringe Eigenspannungen von ca. ±50MPa auf. Mit zunehmender plastischer Dehnung der Proben bilden sich Druckeigenspannungen aus, lediglich beim restaustenithaltigen Zustand VG1 erhöhen sich die ohnehin vorliegenden Zugeigenspannungen weiter. Schon nach sehr geringen plastischen Deformationen von ca. 0,1% setzt sich der anfänglich starke betragliche Zuwachs an Eigenspannungen merklich langsamer fort. Beim normalisierten Zustand NG1 konnten aufgrund der einsetzenden Lüdersdehnung keine geringen Verformungen angefahren werden, so dass der genaue Verlauf der Kurve nicht ermittelt werden konnte. Bei 0,5% plastischer Dehnung liegen im Vergütungszustand VG2 Eigenspannungen von ca. -300MPa vor, im bainitischen Zustand BG von ca. -160MPa, im normalisierten Zustand von ca. -90MPa und im hochfesten Zustand VG1 von gar nur ca. -20MPa vor. Es stellt sich somit die Reihenfolge VG1 < NG1 < BG < VG2 ein. Nur für den normalisierten Zustand NG1 existieren größere plastische Verformungen bis 3,5%, bei denen die Druckeigenspannungen betraglich noch auf -180MPa ansteigen.

Nach Lastumkehr tritt bei den Zuständen VG2 und NG1 nach ca. 0,25% bzw. 1% plastischer Rückverformung – was etwa 50% der maximalen Vorverformung entspricht – ein vollständiger Eigenspannungsabbau statt. Bei weiter Rückverformung bauen sich Eigenspannungen mit dem umgekehrten Vorzeichen auf. Beim Zustand BG findet der Nulldurchgang bereits nach 0,15% plastischer Rückverformung (ca. 20% der max. Vorverformung) statt. Auffallend ist die vergleichsweise starke Ausbildung von Zugeigenspannungen im Zustand VG1 unter Druckbeanspruchung, die sich auf dem Niveau des hochfesten bainitischen Zustands BG befinden. Etwaige Zusammenhänge mit der Restaustenitumwandlung müssen geprüft werden.

Auch am 100Cr6 wurde der normalisierte Zustand NG2 unter homogener Beanspruchung nicht auf das Auftreten von Eigenspannungen untersucht, da das weiche, lamellare Gefüge zu sehr niedrigen und stark streuenden Messergebnissen führte.

6.2.1.3 Integralbreitenentwicklung

In Abb. 6-13 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung gemessen Integralbreite (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Verformung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

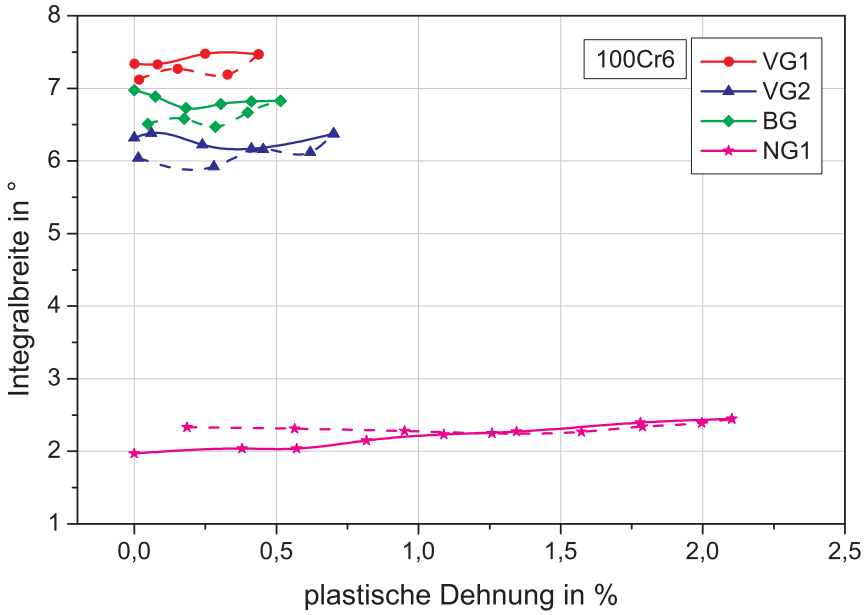


Abb. 6-13: Integralbreitenentwicklung Eigenspannungsentwicklung in Längsrichtung bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 100Cr6 nach homogener Beanspruchung..

Auch beim 100Cr6 liegen die Integralbreiten auf sehr unterschiedlichen Niveaus. Die höchsten Integralbreiten werden mit ca. 7,3° am hochfesten Vergütungszustand VG1 gemessen, die am bainitischen Zustand liegen bei 7°, die des Vergütungszustands VG2 bei 6,5°. Die niedrigsten Integralbreiten treten mit deutlichem Abstand bei ca. 2,0° am normalisierten Zustand NG1 auf. Somit ergibt sich die Reihenfolge VG1 > BG > VG2 >> NG1. Mit dem Einsetzen der plastischen Verformung tritt bei den Zuständen VG2 und BG zunächst ein geringer Abfall der Integralbreiten auf. Bis zum Lastumkehrpunkt verläuft die Integralbreite näherungsweise auf dem bei ca. 0,2% plastischer Verformung erreichten Niveau. Im Zustand VG1 sowie NG2 tritt bis zur Lastumkehr ein Anstieg der Integralbreite auf, der beim Zustand VG1 sehr gering ist und beim Zustand NG1 ca. 25% beträgt.

6.2.2 Inhomogene Beanspruchung (Randebenen)

6.2.2.1 Verformungskurven

Auch an 100Cr6 wurden nach inhomogener Verformung die Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung an den Biegebalken in Abhängigkeit der bleibenden Randverformung ermittelt. Abb. 6-14 zeigt exemplarisch die Verformungskurven der Randebenen eines Biegebalkens des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 bei Vor- und Rückverformung. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-27 bis Abb. 11-30 dargestellt.

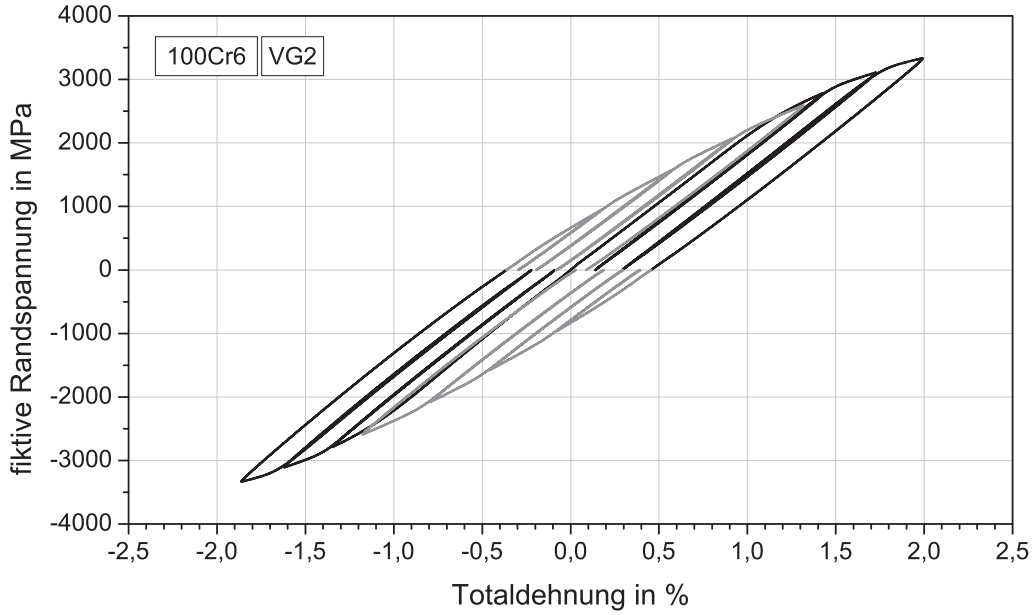


Abb. 6-14: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

Bei Vorverformung ist ein steiler Anstieg der Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve zu verzeichnen, der auf eine Kaltverfestigung des Materials zurückzuführen ist. Auf der Druckseite treten deutlich geringere Randdehnungen als auf der Zugseite des Balkens auf. Schon in den Entlastungskurven kommt es zur Abweichung von der Linearität, was auf eine plastische Rückverformung hindeutet.

Nach Lastumkehr tritt kein elastisches Werkstoffverhalten mehr auf, sondern es erfolgt eine sofortige plastische Deformation, was ebenso auf einen Bauschingereffekt schließen lässt. Nachdem der Balken etwa auf die ursprüngliche Form zurückgebogen wurde, wird das betragliche Spannungsniveau der Vorverformung nicht wieder erreicht, so dass eine bleibende Entfestigung vorliegt.

6.2.2.2 Eigenspannungsentwicklung in den Randebenen

In Abb. 6-15 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung in den Randebenen auftretenden Eigenspannungen (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randverformung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

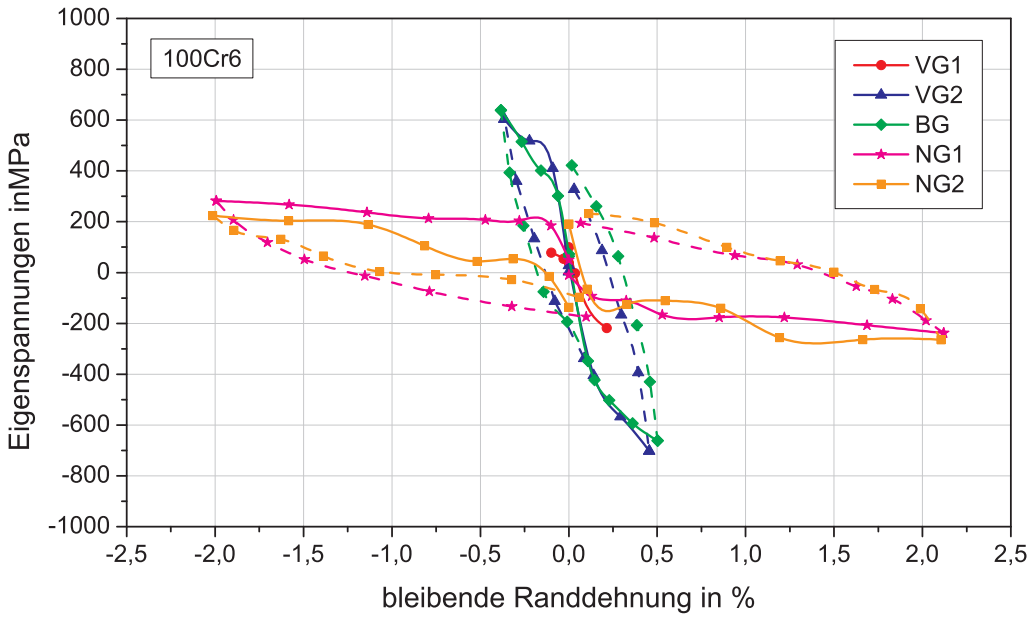


Abb. 6-15: Eigenspannungsentwicklung in Längsrichtung (Randebenen) bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 100Cr6 unter Biegebeanspruchung.

Nach der plastischen Verformung der Biegebalken liegen auf der Zugseite Druckeigenspannungen und auf der Druckseite Zugeigenspannungen vor. Die unterschiedlichen Festigkeiten zeigen, dass sich in den hochfesten Zuständen deutlich höhere Eigenspannungen entwickeln als in den weicheren Zuständen. Da auf Zug- und Druckseite unterschiedliche Randdehnungen auftreten, sind die Kurven nicht punktsymmetrisch zum Ursprung. Trotzdem entwickeln sich auf Zug- und Druckseite jeweils ähnliche Eigenspannungsbeträge mit Ausnahme des Zustandes VG1, wo sich auf der Druckseite betragsmäßig ca. 150MPa höhere Eigenspannungen als auf der Zugseite bilden. Bei allen Wärmebehandlungszuständen steigen die Eigenspannungen betraglich schon bei sehr kleinen bleibenden Randdehnungen bis ca. 0,2% sehr schnell an, bei weiterer Verformung ist der Anstieg dann merklich langsamer. Die betragsmäßig höchsten Eigenspannungen treten mit 700MPa in den Zuständen VG2 und BG auf. Die niedrigsten sind mit 100–200MPa im Zustand NG2 zu finden.

Nach Lastumkehr bauen sich die Eigenspannungen wieder sehr schnell ab. Bei den normalisierten Zuständen NG1 und NG2 tritt nach ca. 0,7% plastischer Rückbiegung – was etwa 30% des Vorverformungsbetrags entspricht – in den Randebenen ein eigen-

spannungsfreier Zustand auf. Bei den hochfesten Zuständen VG2 und BG ist der Nulldurchgang hingegen schon nach ca. 0,25% plastischer Rückbiegung – also etwa 50% des Vorverformungsbetrags – erkennbar. Am Zustand VG1 konnte keine Eigenspannungen bei Rückbiegung ermittelt werden, da mehrere Biegebalken schon bei der Vorverformung brachen.

6.2.2.3 Integralbreitenentwicklung in den Randebenen

In Abb. 6-16 ist die Entwicklung der bei Vor- und Rückverformung in den Randebenen gemessenen Integralbreiten (Längsrichtung) in Abhängigkeit der nach inhomogener Beanspruchung auftretenden bleibenden Randverformung für die Zustände von 100Cr6 abgebildet.

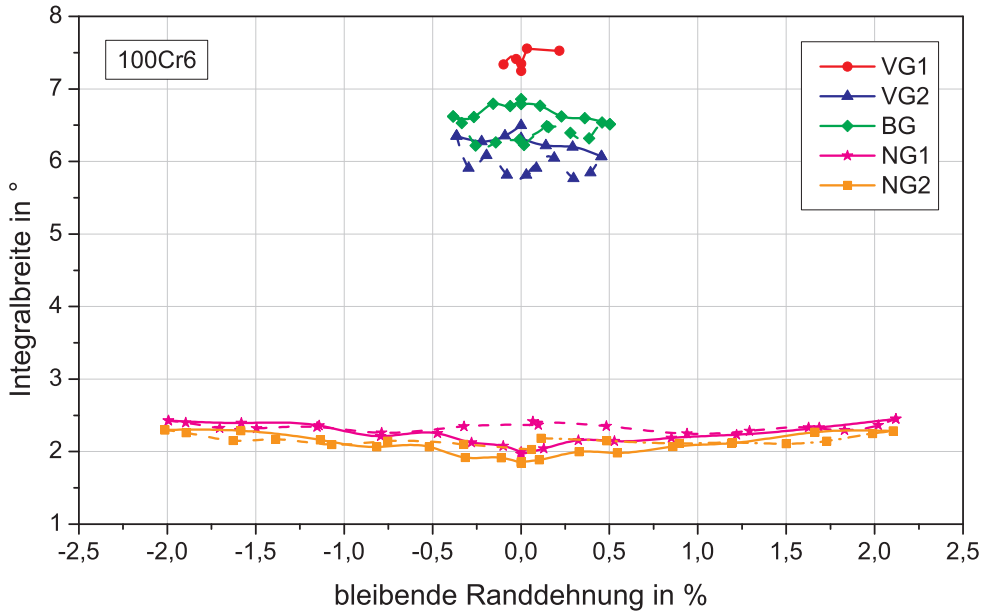


Abb. 6-16: Integralbreitenentwicklung in Längsrichtung (Randebenen) bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) von verschiedenen Wärmebehandlungszuständen von 100Cr6 unter Biegebeanspruchung.

Zu Beginn liegen die größten Integralbreiten von 7,5° im Vergütungszustand VG1 vor, die des bainitischen Zustands BG bei ca. 7° und die des Vergütungszustands VG2 bei ca. 6,5°. Die Integralbreiten der normalisierten Zustände NG1 und NG2 liegen weit abgeschlagen bei Werten von ca. 2°–2,5°. Auch wenn auf der Druckseite der Biegebalken niedrigere Randdehnungen erreicht werden ist die Ausbildung der Integralbreite auf Zug- und Druckseite sehr ähnlich. Bei geringen bleibenden Randdehnungen ist bei den Zuständen VG2 und BG eine schwache Abnahme der Integralbreite um ca. 5% erkennbar. Bei dem hochfesten Zustand VG1 sowie den normalisierten Zuständen NG1 und NG2 ist ab Verformungsbeginn bis zur Lastumkehr eine ansteigende Integralbreite zu verzeichnen. Während die Werte der normalisierten Zustände bis 3,5% bleibender

Randdehnung um ca. 20% ansteigen, ist eine quantitative Beurteilung der Integralbreite des Zustands VG1 schwer, da die vorliegende Verformung sehr gering ist. Tendenziell ist jedoch eine leicht ansteigende Integralbreite erkennbar.

Nach Lastumkehr sinken die Werte der Zustände VG2 und BG kurzzeitig um weitere 5% ab und bleiben bis zur vollständigen Rückverformung auf diesem niedrigeren Niveau. Die normalisierten Zustände NG1 und NG2 bleiben über die gesamte Rückverformung näherungsweise konstant auf dem vor der Lastumkehr erreichten Niveau. Eine Rückverformung des Zustands VG1 war nicht möglich, da die Proben der Vorverformung nicht standhielten.

6.2.3 Inhomogene Beanspruchung (Biegehöhe)

Neben der Entwicklung der Eigenspannungen und Integralbreiten in den Randebenen der Biegebalken wurde auch an 100Cr6 deren Entwicklung entlang der Biegehöhe untersucht. Aufgrund der großen Anzahl an Messdaten werden nur ausgewählte Verformungsstadien betrachtet.

6.2.3.1 Eigenspannungsentwicklung entlang der Biegehöhe

In Abb. 6-17 sind die über der Biegehöhe auftretenden Eigenspannungswerte des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 für verschiedene Verformungsstadien abgebildet. Die Diagramme der übrigen Wärmebehandlungszustände sind im Anhang in Abb. 11-37 bis Abb. 11-41 dargestellt.

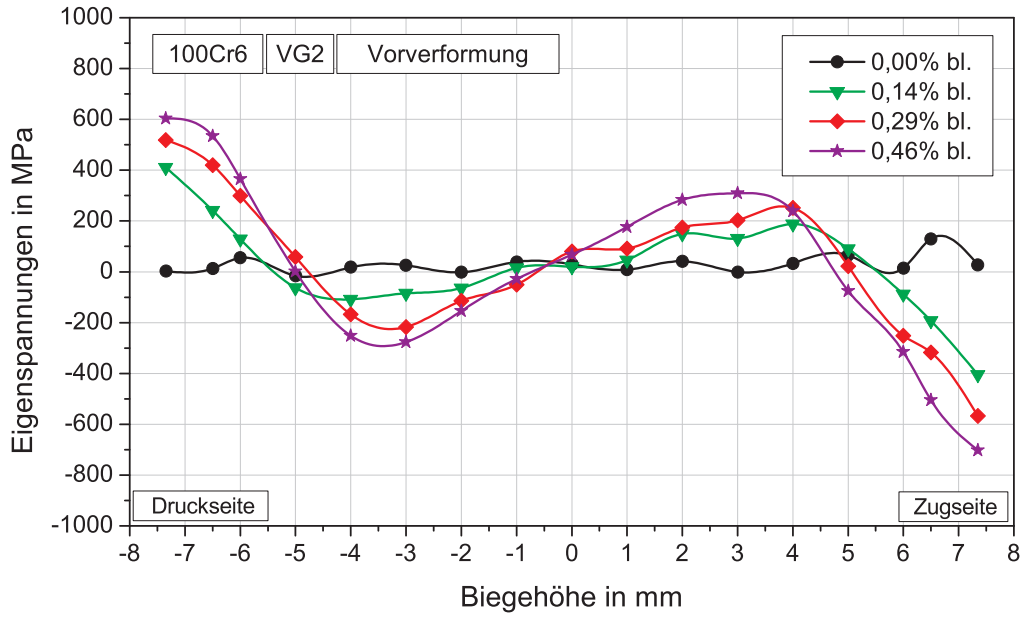


Abb. 6-17: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

Im Ausgangszustand liegen entlang der Biegehöhe nur geringe Eigenspannungen von bis zu 50MPa vor. Mit zunehmender Verformung steigen die Eigenspannungen in den Randebenen an, es treten Zugeigenspannungen auf der Druckseite und Druckeigenspannungen auf der Zugseite auf. Ebenso bilden sich im Probeninneren nahe der neutralen Ebene hohe Eigenspannungen aus, die ein gegenüber den Randeigenspannungen entgegengesetztes Vorzeichen besitzen. Während in den Randebenen Eigenspannungsbeträge von 600–700MPa auftreten, entstehen im Inneren deutlich niedrigere Werte mit maximal 300MPa. Mit zunehmender Verformung wird der Eigenspannungsverlauf mit seinem charakteristischen dreifachen Nulldurchgang immer ausgeprägter. Die neutrale Ebene scheint etwas außermittig auf die Druckseite der Probe zu wandern (vgl. Abb. 11-37, Abb. 11-38, Abb. 11-40).

Die Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr ist in Abb. 6-18 dargestellt.

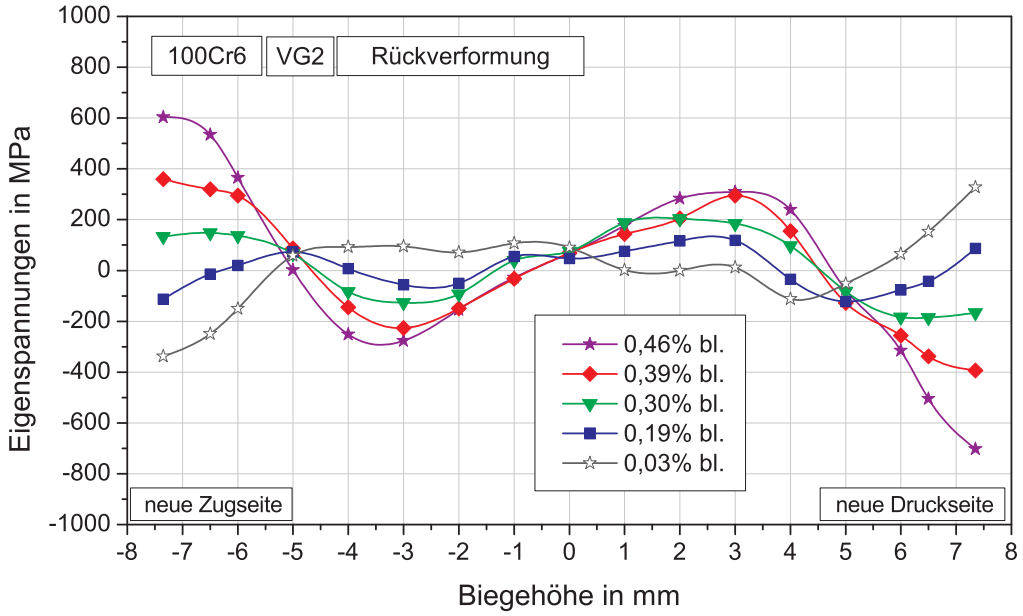


Abb. 6-18: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

Die Eigenspannungen in den Randebenen bauen sich schon bei kleinen Rückverformungen betragsmäßig schnell ab, während sich die inneren Maxima langsamer ändern. Sind die Randebenen des Biegebalkens nahezu eigenspannungsfrei, so liegen im Probeninneren noch Maxima mit Beträgen von ca. 100–150MPa vor. Daher treten bei Rückverformung kurzzeitig Eigenspannungszustände mit einem fünffachen Nulldurchgang entlang der Biegehöhe auf. Bei vollständiger Rückverformung liegt hingegen erneut ein Eigenspannungsverlauf mit dreifachem Nulldurchgang vor, dessen Vorzeichen dem Zustand vor Lastumkehr genau entgegengesetzt sind. Die Beträge der Randeigen-

spannungen betragen dann etwa die Hälfte der vor Lastumkehr erreichten Werte. Die inneren Maxima sind weniger ausgeprägt als die Randeigenspannungen. Die sich bei der Vorverformung ergebenden Nulldurchgänge bei 0mm sowie ±5mm scheinen bei der gesamten Rückverformung ihre Position nur unwesentlich zu verändern. Erst nachdem die Probe vollständig rückgebogen wurde, scheint die neutrale Ebene auf die neue Druckseite zu wandern (vgl. Abb. 11-39, Abb. 11-41).

6.2.3.2 Integralbreitenentwicklung entlang Biegehöhe

In Abb. 6-19 sind die über der Biegehöhe auftretenden Integralbreitenwerte des Vergütungszustands VG2 von 100Cr6 für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung abgebildet.

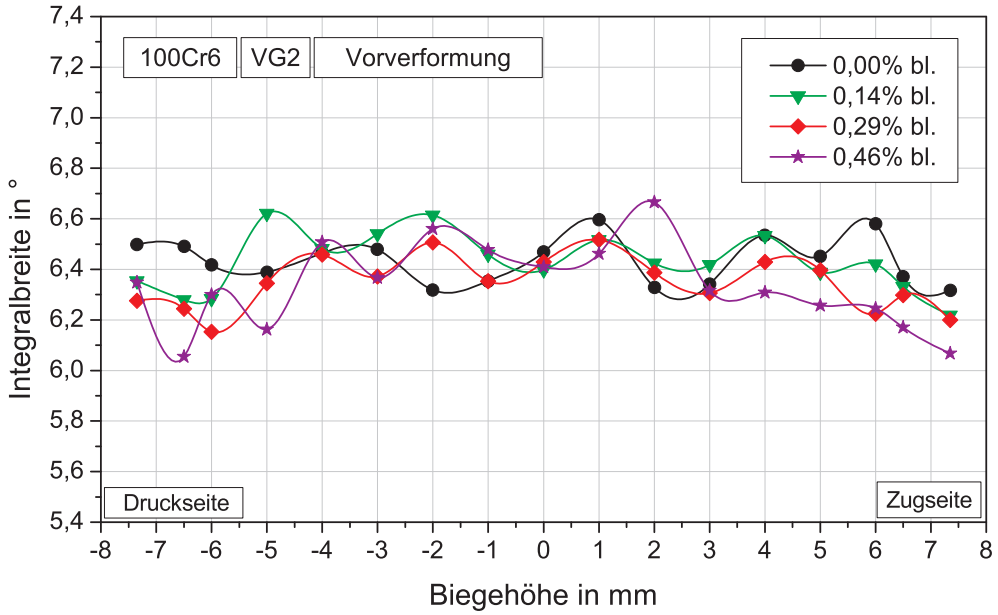


Abb. 6-19: Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

Im unverformten Zustand liegt eine näherungsweise konstante Integralbreite von ca. 6,4° vor. Mit zunehmender Vorverformung sinkt diese in den Randebenen leicht auf ca. 6,0° ab, während sich in der Mitte an der neutralen Ebene kaum eine Änderung zeigt, so dass sich dabei eine „Λ“-förmige Kurve ergibt.

Die Entwicklung der Integralbreitenverteilung entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr ist in Abb. 6-20 dargestellt.

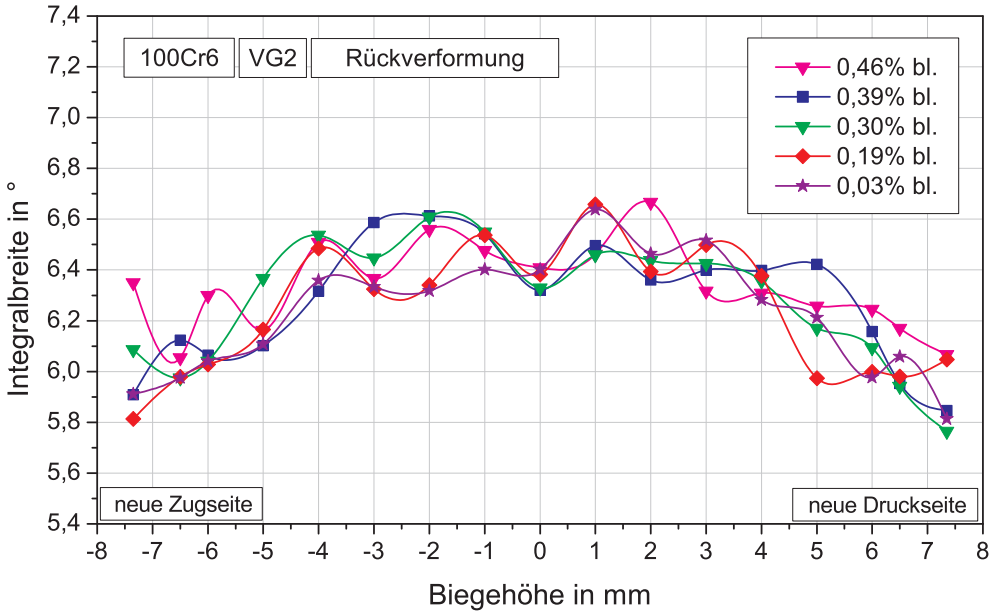


Abb. 6-20: Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

Nach Lastumkehr sinkt die Integralbreite in den Randebenen der Probe weiter bis auf Werte von ca. 5,8° ab. Da die Integralbreite an der neutralen Ebene weiterhin bei ca. 6,4° bleibt, wird die Ausprägung der „Λ“-Form immer markanter.

6.3 Strength-Differential Effect

Der SD-Effekt unter homogener Beanspruchung wird anhand der Nennspannung-Totaldehnung-Diagramme aus Zug- und Stauchversuchen betrachtet. Um die Kurven besser zu vergleichen, wurde die Druckbeanspruchung als Betrag dargestellt. Die Deformationen wurden alle mit DMS ermittelt, deren Messbereich so gewählt wurde, dass zwar nur 1% plastische Dehnung, aber dafür eine möglichst hohe Auflösung erreicht wurde. Um die Versuche statistisch besser abzusichern wurde für jede Beanspruchungsrichtung mindestens drei Proben untersucht und in den nachfolgenden Diagrammen abgebildet.

In Abb. 6-21 sind die Nennspannung-Totaldehnungsverläufe der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 für homogene Zug- sowie Druckbeanspruchung dargestellt.

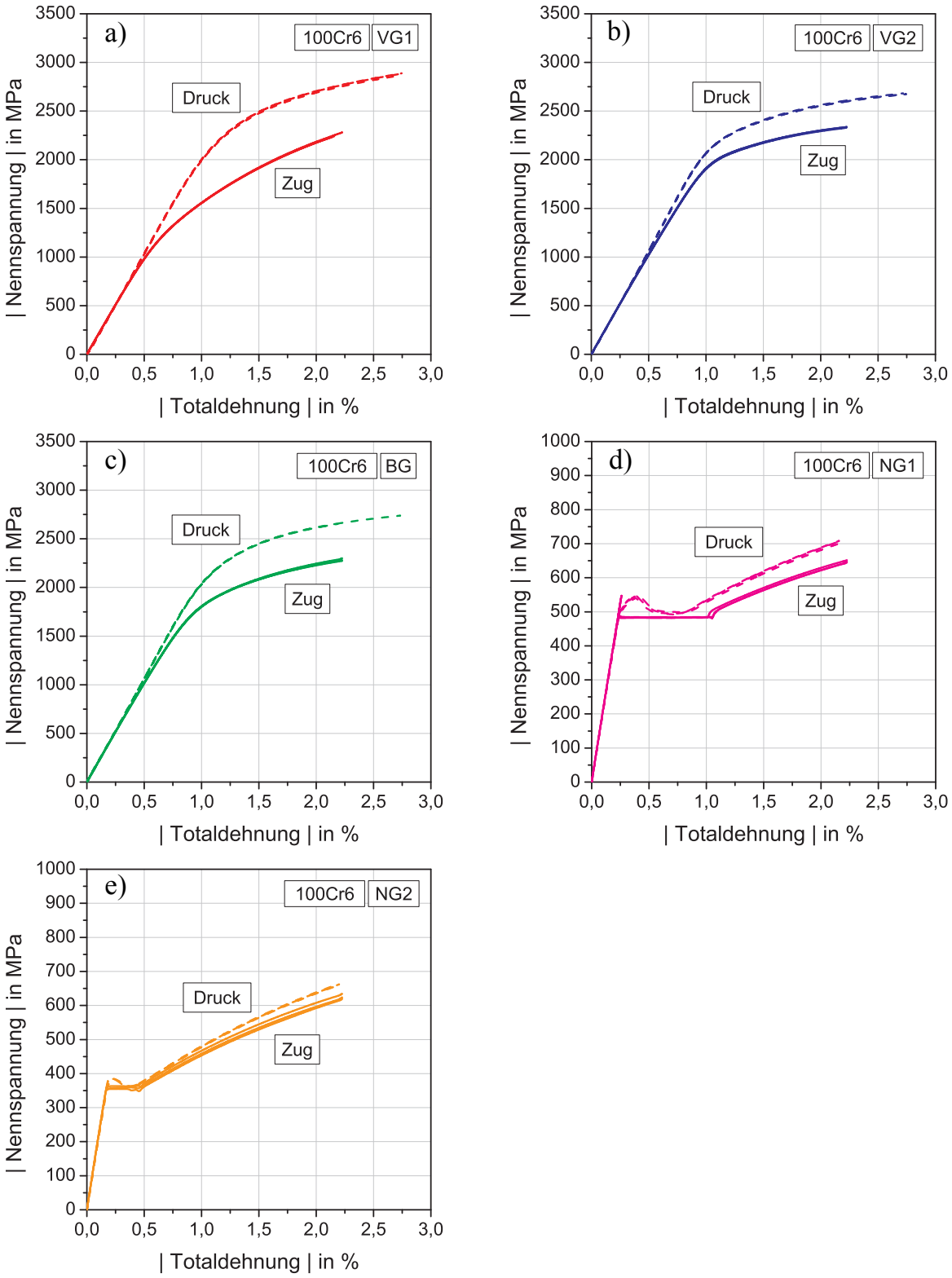


Abb. 6-21: Vergleich der Verfestigungskurven der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6: a) VG1, b) VG2, c) BG, d) NG1, e) NG2 unter Zug- sowie Druckbeanspruchung.

Die fünf Wärmebehandlungszustände weisen weder für Zug- noch für Druckbeanspruchung größere Streuungen auf, was auf eine gleichmäßige Wärmebehandlung schließen lässt. Alle untersuchten Zustände von 100Cr6 zeigen unter Druckbean-

spruchung eine merklich höhere Spannung-Dehnung-Kurve als unter Zugbeanspruchung. Besonders im restaustenithaltigen Zustand VG1 liegt die Stauchgrenze betraglich fast doppelt so hoch wie die Dehngrenze, da unter Zugverformung schon sehr früh plastische Verformung eintritt. In den ebenfalls hochfesten Zuständen VG2 und BG zeigt sich dieser Unterschied weitaus weniger ausgeprägt. Der SD-Effekt des Zustands VG2 ist zudem deutlich geringer als beim bainitischen Zustand BG, bei dem ein ausgeprägter SD-Effekt erkennbar ist. Die normalisierten Zustände NG1 und NG2 weisen beide sowohl unter Zug-, als auch unter Druckbeanspruchung Lüdersbänder auf. Die Lüdersdehnungen fallen dabei unter Druckbeanspruchung kürzer aus als unter Zugbeanspruchung. Die betraglichen Unterschiede zwischen Zug- und Druckkurve sind deutlich geringer als bei den hochfesten Zuständen, zudem sind die obere bzw. untere Streckgrenze unter Druckbeanspruchung weniger scharf ausgeprägt und „verschwimmen“.

6.4 Querschnittsänderung bei Biegung

Auch für 100Cr6 wurde untersucht, ob die wärmebehandlungsbedingten Mikrostrukturen Auswirkungen auf die Geometrieänderung des Biegebalkens bei plastischer Verformung besitzen.

In Abb. 6-22 ist die an den Randebenen gemessene Probenbreite über die jeweilige bleibende Randverformung bei Vor- und Rückverformung aufgetragen. Die Zustände VG1 und NG2 wurden hier nicht betrachtet.

Im unverformten Zustand zeigt sich, dass die Proben alle etwas breiter als das Nennmaß waren, was jedoch kein Problem darstellt, da Zug- und Druckseite jeweils ähnliche Werte aufweisen. Mit zunehmender bleibender Verformung erkennt man eine lineare Zunahme der Probendicke auf der Druckseite und eine lineare Abnahme der Probenbreite auf der Zugseite. Die Kurven von Vorverformung und Rückverformung unterscheiden sich praktisch nicht voneinander und verlaufen deckungsgleich. Auf der Druckseite der Proben tritt eine andere Steigung als auf der Zugseite auf, so dass die Breitenzunahme auf der Druckseite betragsmäßig größer als die Breitenabnahme auf der Zugseite ist. Ein unterschiedliches Änderungsverhalten des Probenquerschnitts hinsichtlich der verschiedenen Wärmebehandlungszustände ist nicht erkennbar.

a) nicht verfügbar

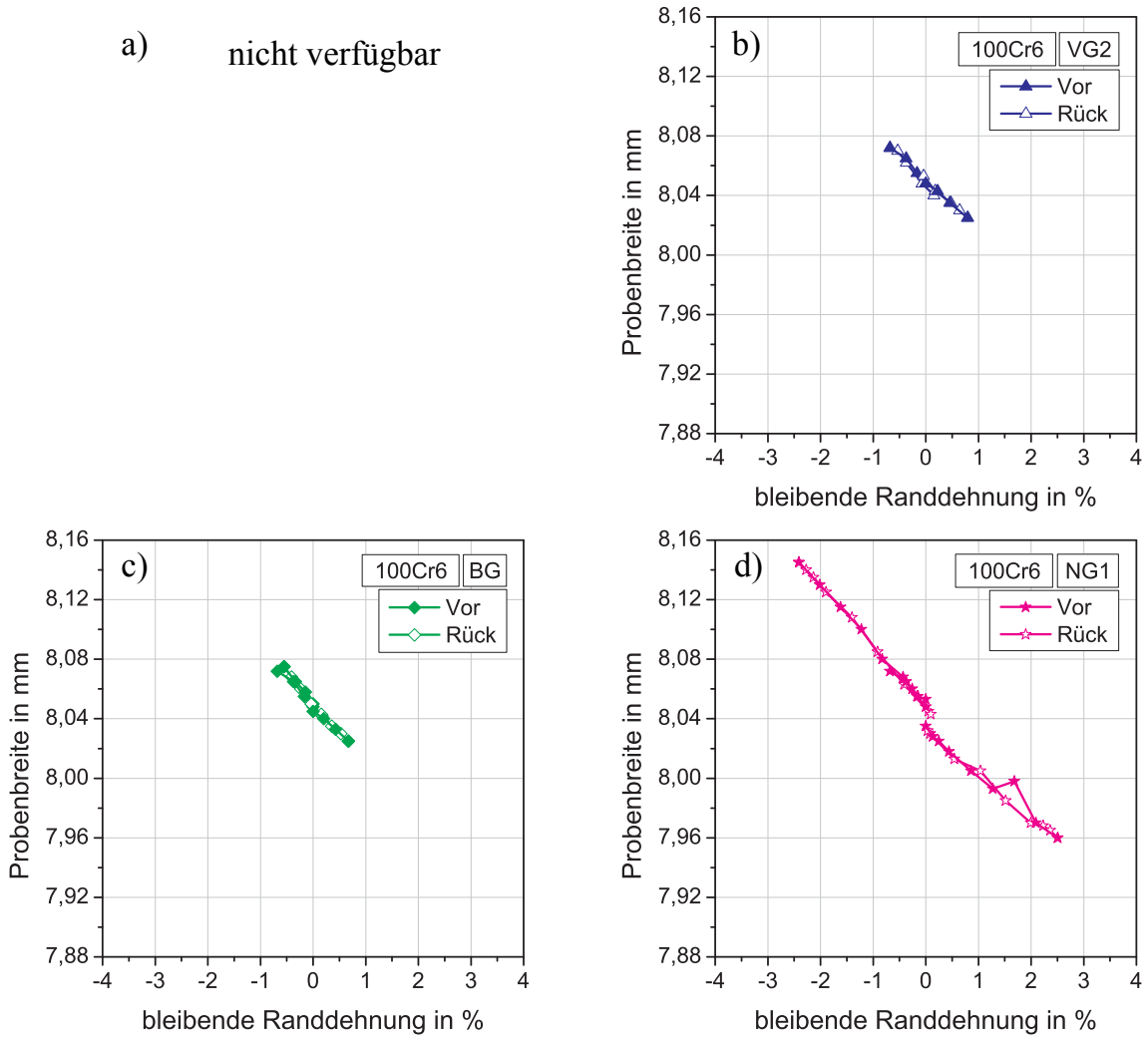


Abb. 6-22: Veränderung der Probenbreite in den Randebenen der Zustände von 100Cr6: a) n.v., b) VG2, c) BG, d) NG1 bei Vor- und Rückverformung:.

7 Weitere Untersuchungsergebnisse

7.1 Restaustenitentwicklung

Da bei der Wärmebehandlung von übereutektoiden Stählen mit dem Auftreten von Restaustenit im Härtungsgefüge zu rechnen ist, wird im Rahmen dieser Arbeit untersucht, in wie weit eine unter mechanischer Beanspruchung einsetzende Restaustenitumwandlung Auswirkung auf die Verformungscharakteristik, den Bauschingereffekt sowie die Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung besitzt.

Der einzige Wärmebehandlungszustand, in dem ein messtechnisch nachweisbarer Restaustenitgehalt von ca. 10Vol.% vorlag, war der hochfeste, niedrig angelassene Zustand VG1 von 100Cr6. Da die auf röntgenografischem Weg erreichbare Nachweisgrenze von Restaustenit bei etwa 3Vol.% liegt und somit die umwandelbare Menge an Restaustenit nicht sehr groß ist, wurde im Vorfeld versucht, durch geeignete Wärmebehandlungsprozesse Zustände von 100Cr6 mit höherem Restaustenitgehalt zu erzeugen, wie es bei Schwendemann [145] zu finden ist. Hierzu wurden verschiedene Parameter wie Austenitisierungstemperatur, Abschrecköl und Anlassvorgang variiert. Dabei konnte festgestellt werden, dass, wie Cohen in [148] feststellt, geringe Anlasstemperaturen von 170°C keine signifikante Reduzierung des Restaustenitgehalts bewirken. Die besten Ergebnisse wurden durch höhere Austenitisierungstemperaturen bis 1025°C sowie durch Verwendung des auf 80°C temperierten, milden Warmbadöls „Marquench600“ (Fa. Petrofer) zum Abschrecken erreicht, so dass Restaustenitgehalte bis zu 27Vol.% erreicht wurden. Die erzeugten Härtungsgefüge ließen jedoch keine nennenswerte Verformung zu, da die Proben schon bei geringen Lasten äußerst spröde brachen. Untersuchungen ergaben, dass es trotz der milden Abschreckung zu Härterissen in den Randschichten sowie zu umwandlungsbedingten Rissen im Probeninneren gekommen war, wie sie auch Endemann und Hanke [117] beschreiben.

Auch Untersuchungen am Stahl X210Cr12 blieben erfolglos. Zwar ließen sich Restaustenitgehalte bis 90% ohne das Auftreten von Rissen einstellen und auch eine mechanische Prüfung verlief durch die geringe Härte von 40–45HRC problemlos, jedoch war der Restaustenit thermodynamisch so stabil, dass selbst bei Biegung bis ±1% bleibender Randdehnung keine mechanisch induzierte Restaustenitumwandlung erfolgte.

7.1.1 Verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung

Wie bereits die Verformungskurven aus Abb. 3-6 erkennen lassen, erwies sich die mechanische Verformung der hochfesten Zustände VG1 von 100Cr6 als äußerst schwierig, da einerseits die hohe Härte von 63HRC kaum plastische Verformung zuließ und andererseits das Material extrem kerb- und rissempfindlich war. Trotz der damit einhergehenden großen Streuung der Bruchdehnung gelang es nach mehreren Versuchen

reproduzierbare Ergebnisse hinsichtlich der bei Biegerichtprozessen ablaufenden Restaustenitumwandlung zu gewinnen. In Abb. 7-1 ist die Restaustenitentwicklung in den Randebenen der Biegeprobe über die jeweilige bleibende Randdehnung aufgetragen. Die Rückverformung ist mit gestrichelten Kurven dargestellt.

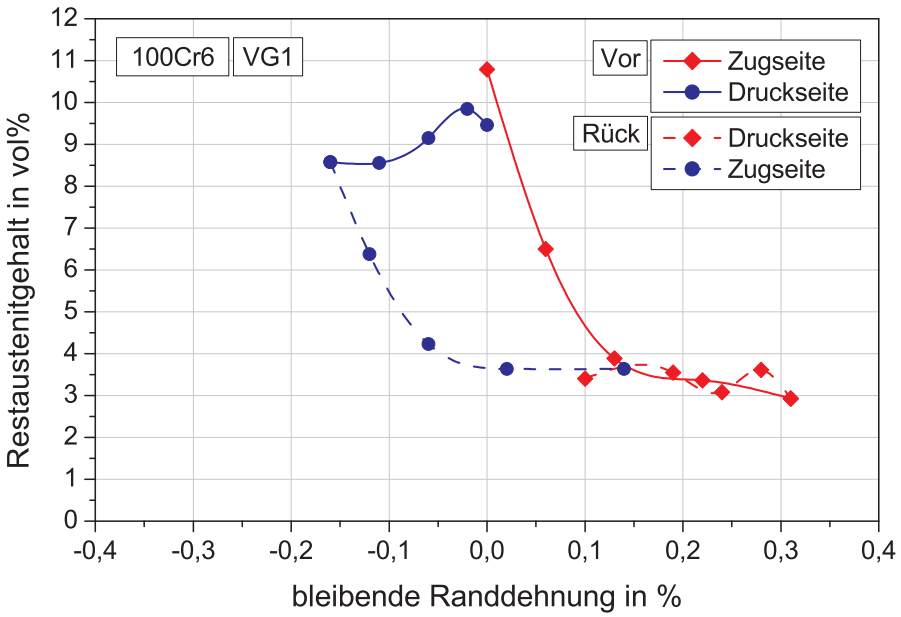


Abb. 7-1: Restaustenitumwandlung auf Zug- und Druckseite bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) einer Biegeprobe des Zustands VG1 von 100Cr6.

Im niedrig angelassenen Zustand VG1 von 100Cr6 sind anfänglich etwa 10Vol.% Restaustenit im Gefüge vorhanden. Schon bei geringen bleibenden Verformungen des Biegebalkens ist auf der Zugseite ein starkes Absinken des Restaustenitgehalts zu erkennen, so dass schon bei ca. 0,15% plastischer Randdehnung nur noch etwa 3,5Vol.% Restaustenit vorliegen. Bei weiterer Verformung bis 0,3% bleibender Dehnung sinkt der Restaustenitgehalt noch bis auf die Erfassungsgrenze von ca. 3Vol.% weiter ab. Auf der Druckseite hingegen tritt mit -0,16% bleibender Verformung eine um etwa 50% geringere Randdehnung als auf der Zugseite auf, was auf einen großen SD-Effekt hindeutet. Der Restaustenitgehalt sinkt dort bis -0,1% bleibender Randdehnung geringfügig auf ein Niveau von etwa 8,5Vol.% ab und bleibt auf diesem Niveau bis zum Lastumkehrpunkt bei -0,16% bleibender Randdehnung.

Nach Lastumkehr sinkt der Restaustenitgehalt auf der neuen Druckseite zügig von 8,5Vol.% auf 3,5Vol.% ab, allerdings geht die Abnahme langsamer von statten als auf der vorherigen Zugseite. Der Restaustenitgehalt auf der neuen Druckseite bleibt hingegen konstant bei ca. 3–3,5Vol.% und scheint sich durch die Rückverformung nicht mehr zu ändern.

7.1.2 Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung

Neben der Entwicklung des Restaustenitgehalts wurde auch die Entwicklung von Eigenspannung und Integralbreiten in den Randebenen unter mechanischer Verformung betrachtet.

Die Abb. 7-2 zeigt die Entwicklung von Eigenspannungen und Integralbreiten in den Randebenen eines Biegebalkens in der ferritisch-martensitischen Phase des Zustands VG1 von 100Cr6.

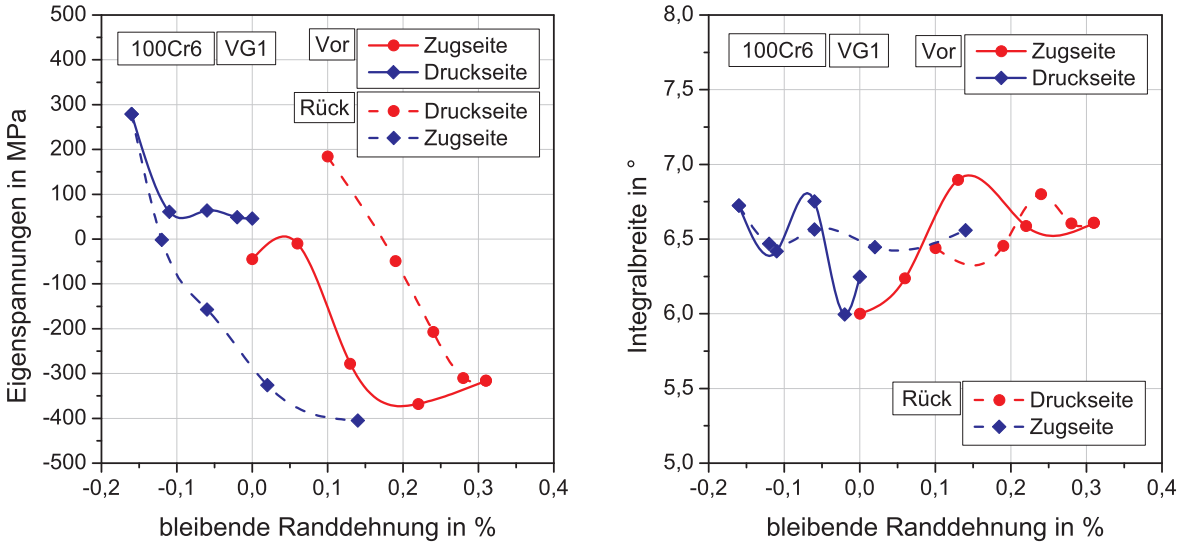


Abb. 7-2: Entwicklung von a) Eigenspannungen und b) Integralbreiten in der Ferrt- / Martensitphase in den Randebenen eines restaustenithaltigen Biegebalkens des Zustands VG1 von 100Cr6 nach inhomogener Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie).

In der Eigenspannungsentwicklung in Abb. 7-2a ist zu erkennen, dass sich auf der Zugseite Druckeigenspannungen und auf der Druckseite der Probe (geringe) Zugeigenspannungen ausbilden. Nach Lastumkehr nehmen die Eigenspannungen betragsmäßig wieder sehr schnell ab, ein eigenspannungsfreier Zustand wird auf der ehemaligen Druckseite nach einer Rückverformung von 25% und auf der ehemaligen Zugseite nach einer Rückverformungsbetrag von 40% der zuvor aufgebrachten Randdehnung durchlaufen. Insgesamt scheinen die gemessenen Eigenspannungswerte einer größeren Streuung zu unterliegen, weshalb eine quantitative Bewertung schwierig ist.

Die Integralbreitenentwicklung in Abb. 7-2b weist sowohl auf der Zug- als auch auf der Druckseite hohe Integralbreiten von ca. 6° auf. Mit einsetzender plastischer Verformung findet ein Anstieg auf Zug- und Druckseite bis auf Werte von 6,5° bis 7° statt. Nach Lastumkehr bleiben die Werte in etwa auf dem zuvor erreichten Niveau. Eine genaue Beurteilung ist durch die große Streubreite sowie die geringe eingebrachte plastische Verformung nur schwer möglich.

7.2 FE-Simulation einer Biegeverformung aus Zug- und Druckdaten

Mit der Software ABAQUS v6.10 wurde versucht, eine Biegeverformung aus den homogenen Beanspruchungen Zug und Druck nachzubilden. Details zum Modellaufbau und zur Versuchsmethodik sind in Kap. 4.9 beschrieben. Um die Anschaulichkeit zu verbessern, wurde das berechnete Viertelmodell danach auf ein Halbmodell gespiegelt, wie es in den nachfolgend gezeigten Abbildungen zu sehen ist.

In den nachfolgenden Kapiteln werden die Simulationsergebnisse der Verteilung von Normalspannung und Totaldehnung entlang der Biegehöhe dargestellt. Hierbei wird insbesondere auf das Stadium der maximalen Last sowie auf das nach Entlastung eingegangen, siehe Abb. 7-3.

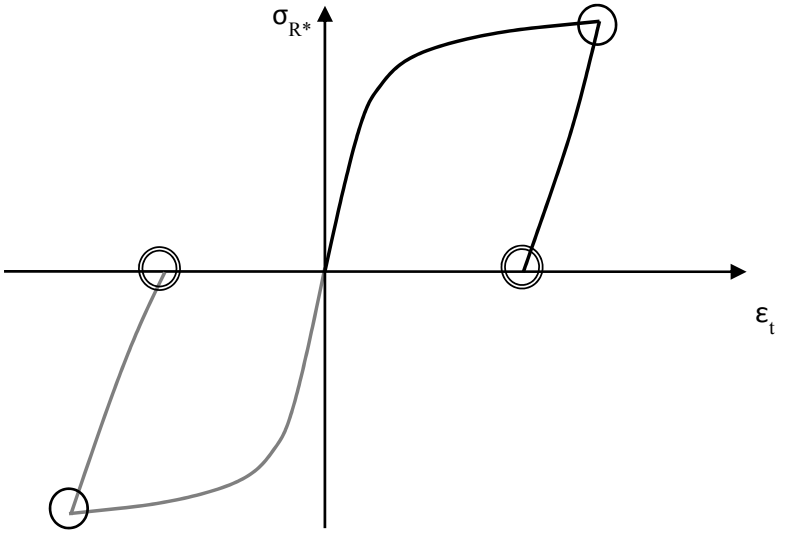


Abb. 7-3: In der Simulation des Zustands VG1 von 42CrMoS4 betrachtete Verformungszustände bei Maximallast (Kreise) sowie nach Entlastung (Doppelkreise).

7.2.1 Spannungsverteilung in Probenlängsachse

In Abb. 7-4 ist die Verteilung der Normalspannung bei maximaler Beanspruchung dargestellt. Auf der Druckseite liegen Druckspannungen vor, auf der Zugseite erwartungsgemäß Zugspannungen. Die neutrale Ebene in Probenmitte weist kaum Beanspruchung auf. Die größten Spannungen von ca. ±2000MPa treten in den Randebenen der Probe auf.

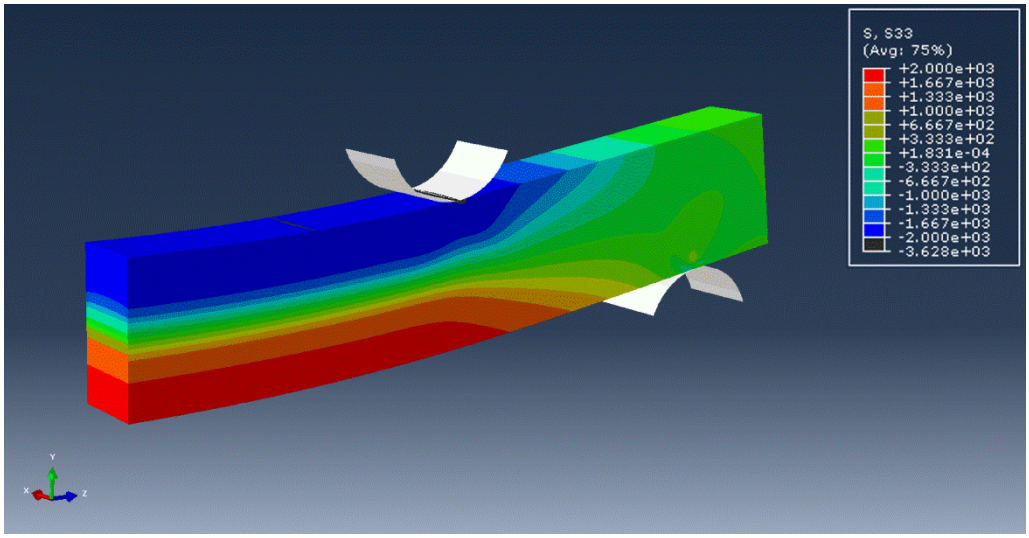


Abb. 7-4: Normalspannungsverteilung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens bei maximaler Last.

In Abb. 7-5 ist die Normalspannungsverteilung in der Biegeprobe nach Entlastung von der Maximallast dargestellt. Deutlich ist zu erkennen, dass eine ganz andere Spannungsverteilung über der Biegehöhe vorliegt. Sowohl in den Randebenen als auch in der Nähe der neutralen Ebene treten Spannungsmaxima ähnlicher Höhe auf, wobei die inneren Maxima ein zu den äußeren Maxima entgegengesetztes Vorzeichen tragen.

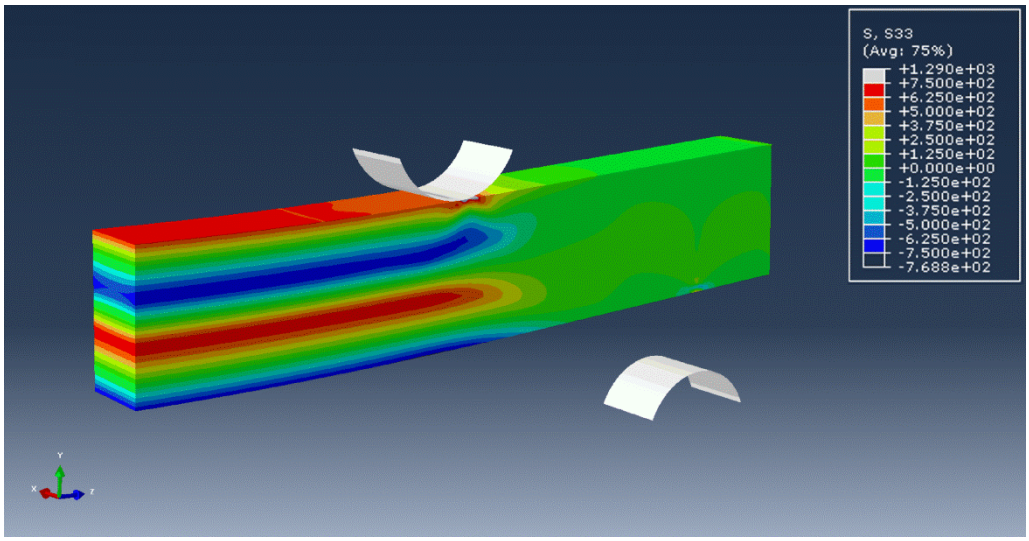


Abb. 7-5: Normalspannungsverteilung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens nach Entlastung.

Trägt man die entlang der Biegehöhe unter Maximallast sowie nach Entlastung gemessenen Normalspannungen auf, so erhält man die in Abb. 7-6 dargestellten Verläufe.

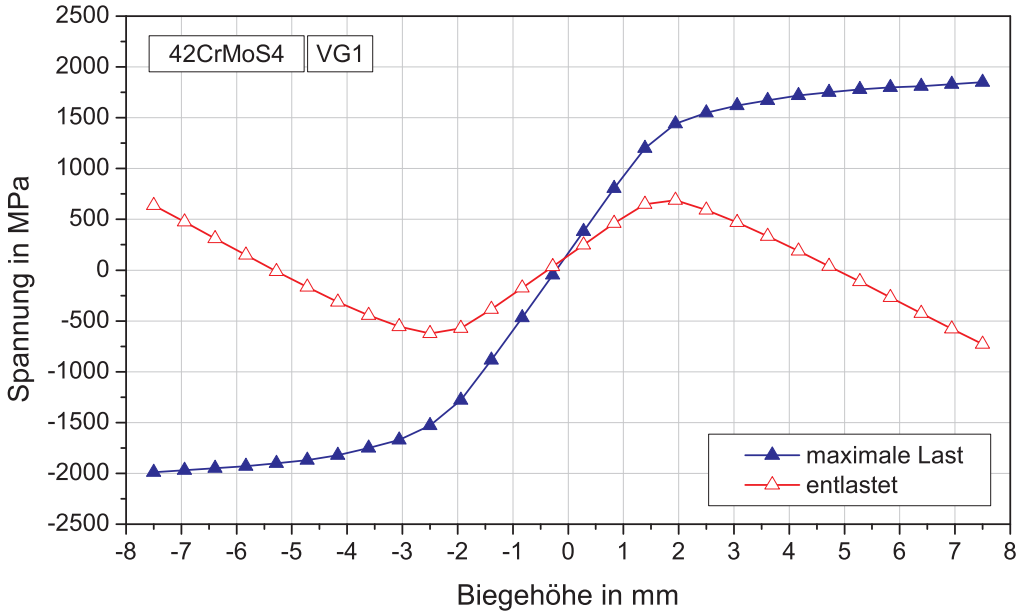


Abb. 7-6: Spannungsverteilung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens des Zustands VG1 von 42CrMoS4 bei maximaler Last sowie nach Entlastung (Makroeigenspannungen).

Unter Last zeigt sich im Inneren der Probe ein linearer Lastspannungsverlauf, der ab ca. ± 1,5mm Abstand von der neutralen Faser durch das Überschreiten der Biegegrenzen in eine gekrümmte Verformungskurve übergeht. Es treten dabei auf der Zugseite Lastspannungen von +1800MPa auf, auf der Druckseite solche in Höhe von -2000MPa. Nach Entlastung liegen auf der Druckseite Zugeigenspannungen von +650MPa und auf der Zugseite Druckeigenspannungen von -750MPa vor. Über der Biegehöhe stellt sich nach Entlastung (die Auflagerrolle hat in Abb. 7-5 sichtbar von der Probe abgehoben) eine Spannungsverteilung mit dem charakteristischen dreifachen Nulldurchgang ein. Die neutrale Ebene hat sich leicht in Richtung der Druckseite der Probe verschoben.

7.2.2 Dehnungsverteilung in Probenlängsachse

In Abb. 7-7 ist die Totaldehnungsverteilung entlang der Biegehöhe unter maximaler Last dargestellt. Auf der Oberseite wird die Probe gestaucht, auf der Unterseite gedehnt. Die größten Dehnungen treten an den Randebenen auf. Je weiter man ins Innere der Probe in Richtung der neutralen Ebene vordringt, desto geringer werden die dort vorherrschenden Totaldehnungen.

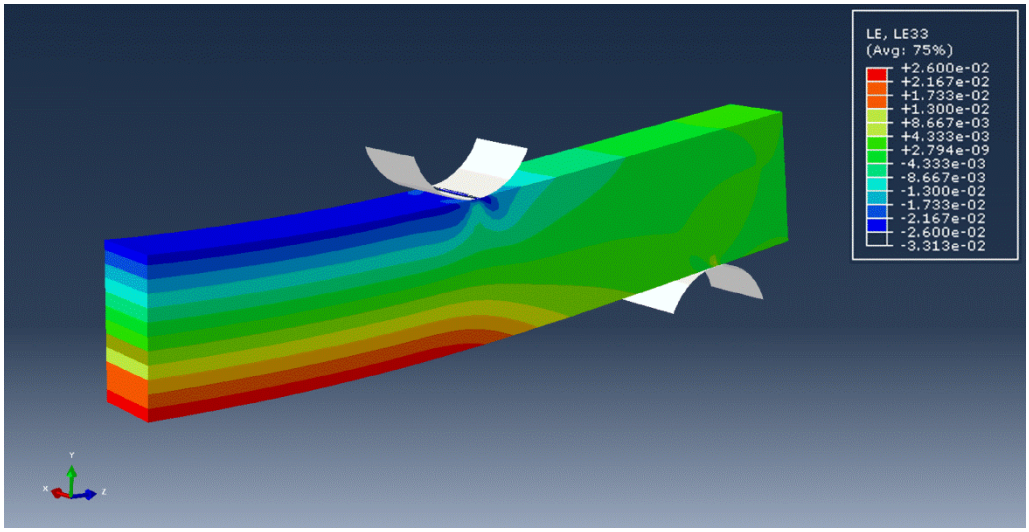


Abb. 7-7: Totaldehnungsverteilung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens bei maximaler Last.

In Abb. 7-8 ist die Totaldehnung entlang der Biegehöhe nach Entlastung abgebildet, die als „bleibende“ Dehnung bezeichnet wird.

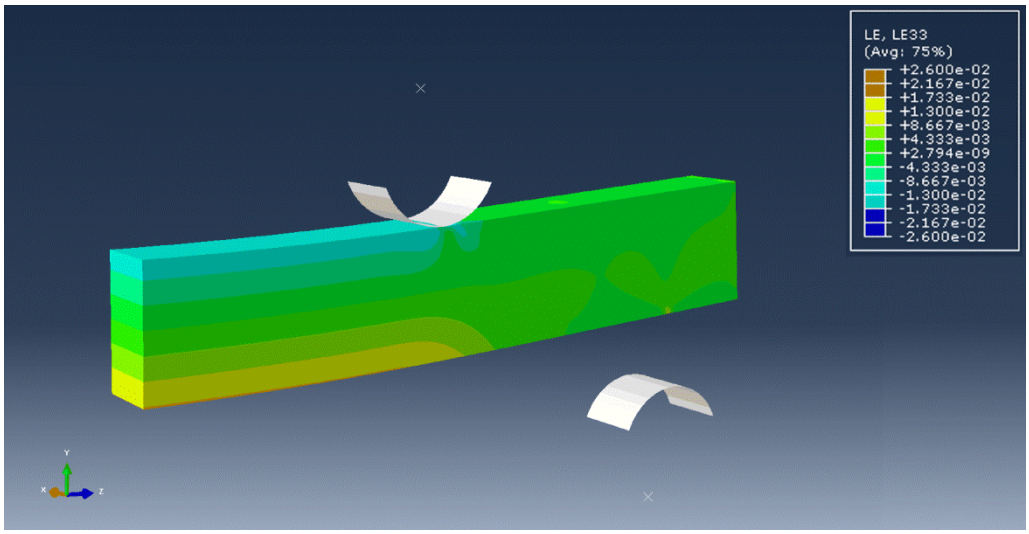


Abb. 7-8: Totaldehnungsverteilung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens nach Entlastung.

Wie aus Abb. 7-7 und Abb. 7-8 ersichtlich ist, scheint die Totaldehnungsverteilung über der Biegehöhe einen näherungsweise linearen Verlauf aufzuweisen, vgl. Abb. 2-6. Dies wird auch in der Gegenüberstellung der entlang der Biegehöhe auftretenden Totaldehnungen in Abb. 7-9 deutlich. Die dort erkennbaren geringen Abweichungen von der Linearität sind vermutlich darauf zurückzuführen, dass die Simulation der Biegeverformung mit Hilfe gemessener Daten aus homogener Beanspruchung durchgeführt wurde. Von Maximallast zum entlasteten Zustand ändert sich lediglich der Betrag der

Totaldehnung. Auf die bei der Totaldehnung vorliegenden Anteile von elastischer und plastischer Dehnung wird zu einem späteren Zeitpunkt in Kap. 8.3 eingegangen.

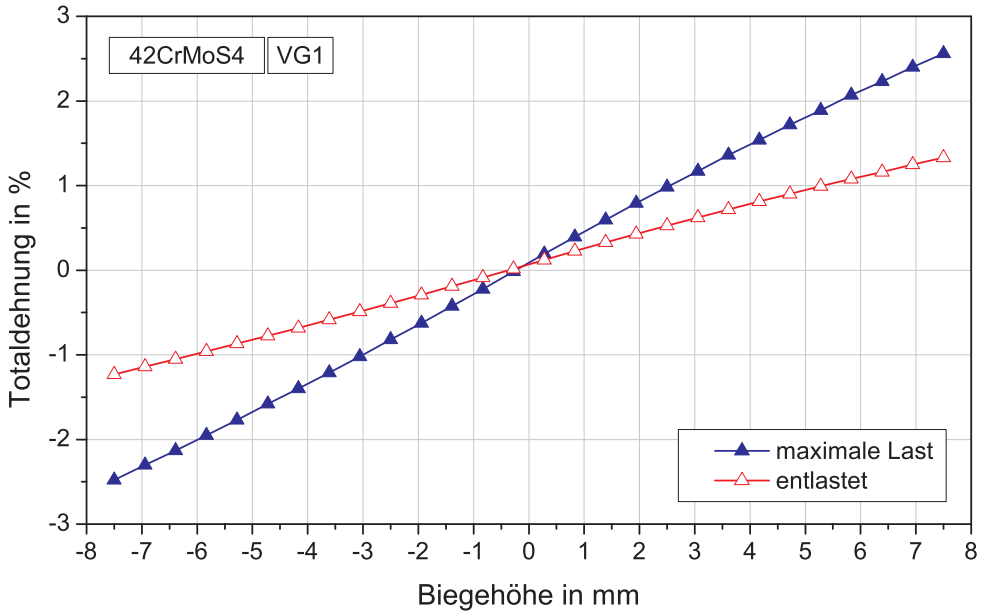


Abb. 7-9: Totaldehnung entlang der Biegehöhe eines Biegebalkens des Zustands VG1 von 42CrMoS4 bei maximaler Last sowie nach Entlastung.

7.3 Bauschingereffekt unter homogener Druck-Zug-Beanspruchung

Analog zu den in Kap. 5.1 vorgestellten Untersuchungen unter homogener Zug-Druck Beanspruchung sind nachfolgend die Bauschingerkenngrößen für die in entgegengesetzter Abfolge aufgenommene homogene Druck-Zug Beanspruchung abgebildet.

Die Verformungskurven der Druck-Zug-Beanspruchung sind in Abb. 8-3a und die Dehngrenzen nach Lastumkehr in Abb. 8-4a im direkten Vergleich mit der Zug-Druck Beanspruchung dargestellt.

7.3.1 Plastische Rückverformungen

In Abb. 7-10 ist die betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

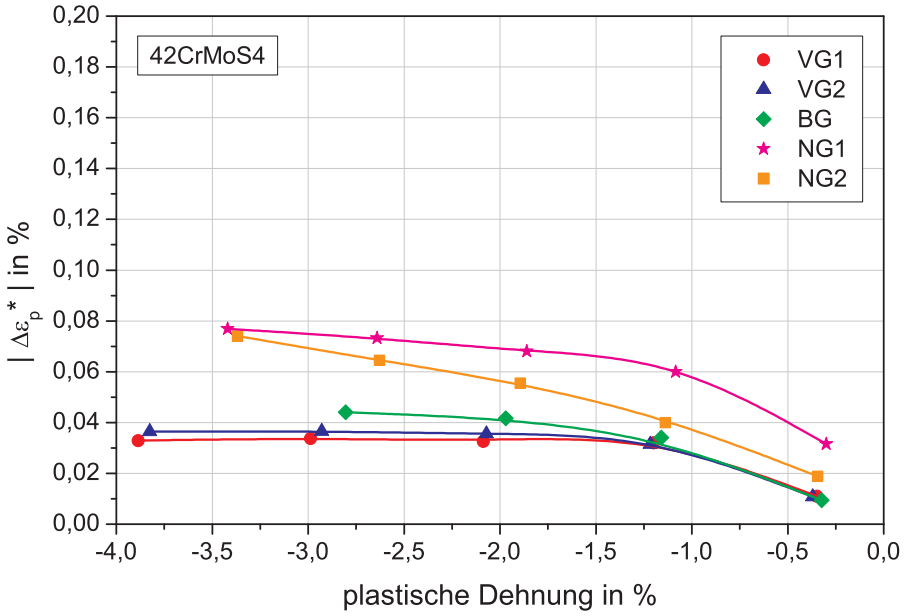


Abb. 7-10: Betragliche Entwicklung der plastischen Rückverformung in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Druck-Zug Beanspruchung.

Die Beträge der plastischen Rückverformung aller Wärmebehandlungszustände weisen bis 1,5% plastischer Stauchung einen Anstieg auf. Bis auf den lamellaren Zustand NG2, und im geringen Maße auch im Zustand NG1, ändern sich die Kenngrößen bei betragsmäßig größerer Stauchung kaum noch. Die geringsten plastischen Rückverformungen weisen die beiden Vergütungszustände VG1 und VG2 auf, die größten die normalisierten Zustände NG1 und NG2. Der bainitische Zustand BG liegt im Mittelfeld. Über den gesamten Versuch wird hinsichtlich der Höhe der plastischen Rückverformung die Reihenfolge VG1 ≈ VG2 < BG < NG2 < NG1 eingehalten.

7.3.2 Tangentenmoduln

In Abb. 7-11 ist die betragliche Entwicklung des Tangentenmoduls T in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

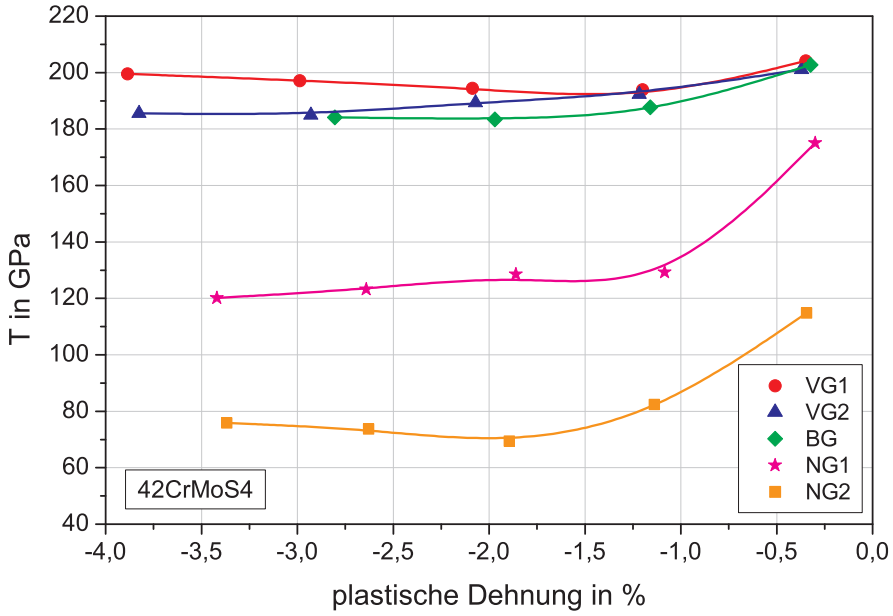


Abb. 7-11: Entwicklung des Tangentenmoduls in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Druck-Zug Beanspruchung.

Mit zunehmender plastischer Stauchung ist ein Absinken des Tangentenmoduls bei allen Wärmebehandlungszuständen erkennbar. Bis 3% plastischer Stauchung ist bei den hochfesten Vergütungszuständen VG1 und VG2 sowie dem bainitischen Zustand BG ein Absinken des Tangentenmoduls um gut 10-15% erkennbar. Bei dem normalisierten, mehrphasigen Zustand NG1 sinkt dieser um fast 45% ab, bei dem normalisierten, lamellaren Zustand NG2 gar um gut 65%. Interessant ist, dass beim Zustand VG1 sowie NG2 ab ca. 2% plastischer Stauchung wieder ein leichter Anstieg der Tangentenmoduln erkennbar ist.

7.3.3 Bezogene Dehngrenzen

In Abb. 7-12 ist die betragliche Entwicklung der bezogenen Dehngrenze $R_{p0,1}/\sigma_{max}$ in Abhängigkeit der unter homogener Beanspruchung auftretenden plastischen Dehnung für die Zustände von 42CrMoS4 abgebildet.

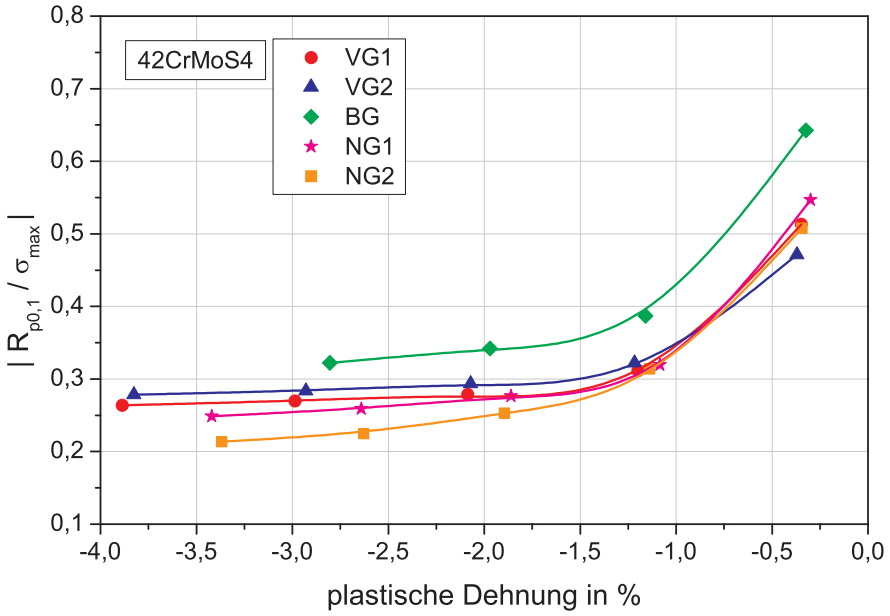


Abb. 7-12: Betragliche Entwicklung der bezogenen Dehngrenze in Abhängigkeit der plastischen Dehnung für 42CrMoS4 unter homogener Druck-Zug Beanspruchung.

Alle Wärmebehandlungszustände zeigen mit zunehmender plastischer Stauchung eine starke Abnahme des Betrags der bezogenen Dehngrenzen, die sich ab ca. 2% Stauchung konstanten Werten annähern. Der bainitische Zustand BG zeigt die geringste Abnahme der bezogenen Dehngrenze, gefolgt von den Vergütungszuständen VG1 und VG2. Die geringsten bezogenen Dehngrenzen weisen die normalisierten Zustände NG1 und NG2 auf. Ausgehend vom „Idealwert“ 1,0 ist bei ca. -2,5% plastischer Verformung die bezogene Dehngrenze des Zustands NG2 um 78% auf ca. 22% abgesunken, beim bainitischen Zustand BG ist ein Absinken um lediglich 67% auf 33% erkennbar.

8 Diskussion

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss von Wärmebehandlung und Mikrostruktur auf den bei homogener und inhomogener Verformung auftretenden Bauschingereffekt an den Stählen 42CrMoS4 und 100Cr6 zu untersuchen. In diesem Zusammenhang spielen neben der Entwicklung der Eigenspannungen auch der SD-Effekt sowie die Restaustenitumwandlung eine wichtige Rolle.

8.1 Vergleich der Vorformungskurven

Neben den bereits in den Untersuchungsergebnissen gezeigten Verformungskurven ist im Anhang in Abb. 11-1 bis Abb. 11-30 für jeden Wärmebehandlungszustand eine repräsentative Kurve für homogene sowie für inhomogene Beanspruchung dargestellt.

8.1.1 Vergleich von Nennspannung und fiktiver Randspannung

Bei Biegebeanspruchung besteht bei überelastischer Verformung das Problem, dass die über den Probenquerschnitt vorliegenden wahren Spannungen messtechnisch kaum zu erfassen sind. Der Behelf der Verwendung der aus Geometriegrößen berechneten fiktiven Randspannung ist vergleichsweise einfach, verursacht aber einen großen Fehler hinsichtlich der real vorliegenden Spannungen, die ohne FE-Rechnung kaum zu bestimmen sind.

Daher soll ein Vergleich zwischen den Nennspannungen und den fiktiven Randspannungen vorgenommen werden, um die Unterschiede abschätzen zu können. Dazu wird auf die in Kap. 3.1 dargestellten Verformungskurven von homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite) zurückgegriffen, die in Abb. 8-1 gegenübergestellt werden.

Es ist klar erkennbar, dass die Ausbildung der linear-elastischen Bereiche bei homogener und inhomogener Beanspruchung erwartungsgemäß identisch ist und die fiktive Randspannung dort weitgehend mit der Nennspannung übereinstimmt. Wird hingegen der elastische Bereich verlassen, so zeigen sich die Auswirkungen der von der Verfestigung und der Geometrie abhängigen berechneten fiktiven Randspannung, denn sie übersteigt die Werte der Nennspannung erheblich. Mit steigender Festigkeit der Materialien wird auch der Unterschied zwischen fiktiver Biegespannung und Nennspannung größer. Die Charakteristiken der Kurven, wie Lüdersbänder oder die Steigung der Verfestigung unter homogener Beanspruchung, sind auch unter inhomogener Beanspruchung erkennbar.

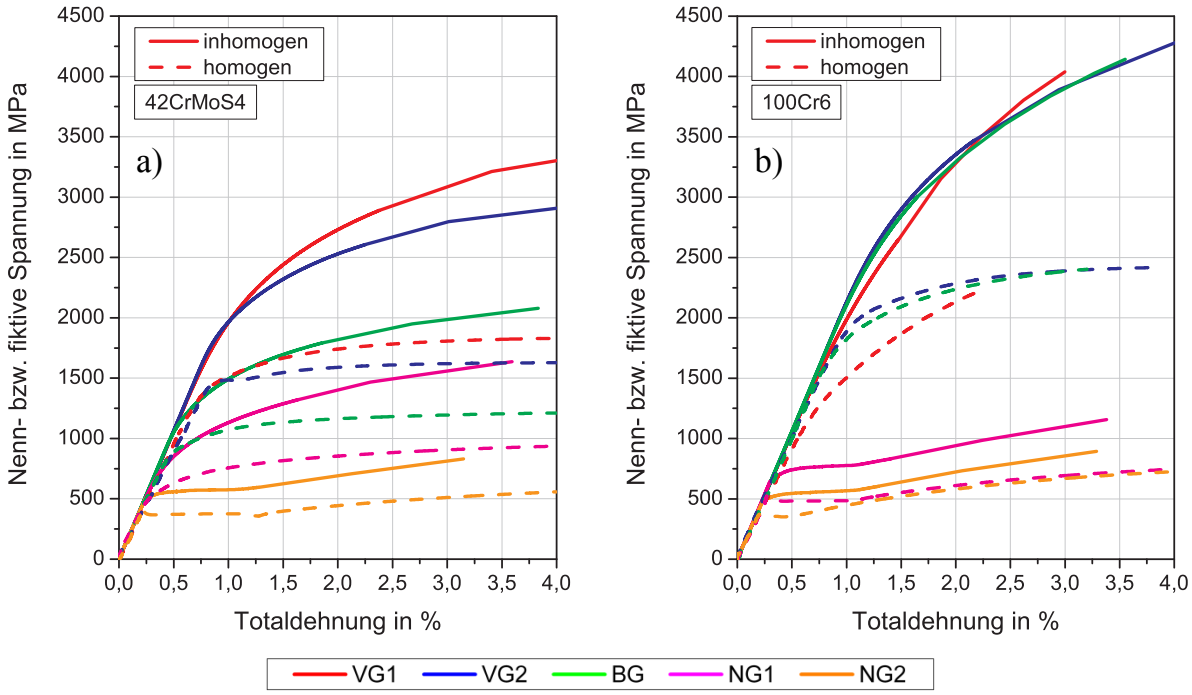


Abb. 8-1: Vergleich der Spannung-Dehnung-Kurven der verschiedenen Wärmebehandlungszustände von a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 unter homogener und inhomogener Beanspruchung.

Die Spannungsverhältnisse aus fiktiver Randspannung und Nennspannung sind in Abb. 8-2 über die Totaldehnung aufgetragen. Größere Verformungswerte wurden nicht betrachtet, da die Biegevorrichtung keine größeren Verformungen zuließ.

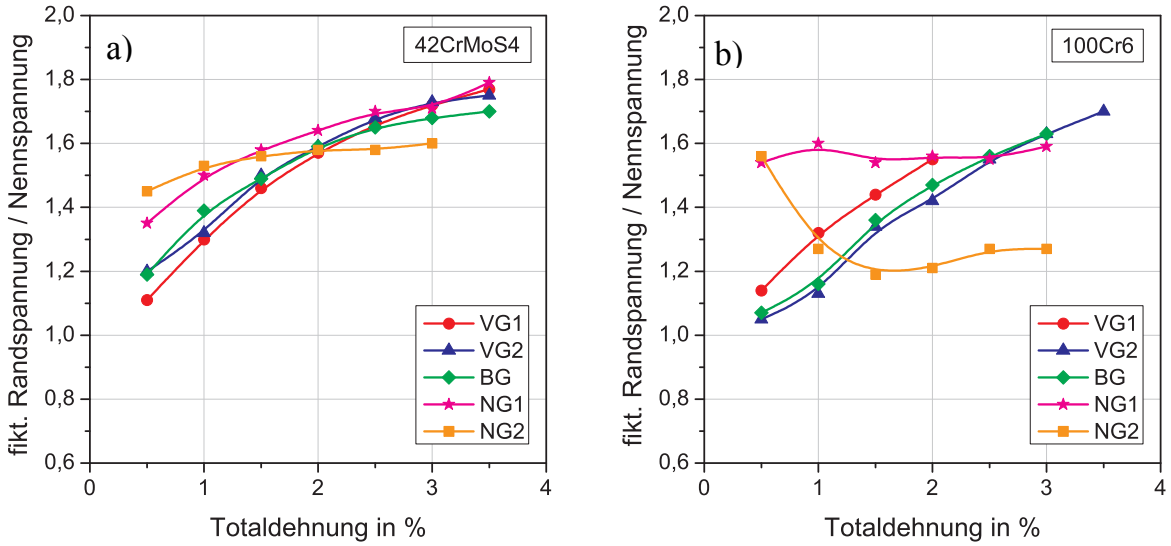


Abb. 8-2: Verhältnis von fiktiver Randspannung und Nennspannung in Abhängigkeit der Totaldehnung für die Wärmebehandlungszustände von a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6.

Insbesondere für die Zustände des 42CrMoS4 kann man gut erkennen, dass die Mikrostruktur keinen so großen Einfluss auf die Lage der Kurve besitzt. Vielmehr scheint

eine verformungsabhängige Korrelation zwischen Nennspannung und fiktiver Randspannung zu bestehen, wie die Zustände VG1, VG2 und BG beider Materialien zeigen. Die abweichenden Kurvenverläufe der Zustände NG1 und NG2 von 100Cr6 sowie NG2 von 42CrMoS4 sind auf das Auftreten der Lüdersdehnungen zurückzuführen, da sich schon geringe Unterschiede bei den vorliegenden niedrigen Spannungen merklich auf den Kurvenverlauf auswirken.

Insgesamt treten bei der fiktiven Randspannung bis 3,5% Totaldehnung somit ca. 20–80% höhere Spannungswerte als bei der Nennspannung der homogenen Beanspruchung auf. Ein weiteres Problem der fiktiven Randspannung ist, dass bei deren Bestimmung die Asymmetrie der Werkstofffestigkeit unter Zug- und Druckbeanspruchung nicht berücksichtigt wird. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Theorie der fiktiven Spannungen (vgl. Kap. 2.2.2) von einem symmetrischen Werkstoffverhalten ausgeht und daher die Randspannungen lediglich als eine von der Probengeometrie abhängigen Größe darstellt.

8.1.2 Hysteresenbildung bei Vorverformung und Lastumkehr

Im Hinblick auf die einzelnen Verformungskurven der Wärmebehandlungszustände zeigt sich sowohl unter homogener Beanspruchung (Abb. 5-11 und Abb. 6-11) als auch unter inhomogener Beanspruchung (Abb. 5-14 und Abb. 6-14), dass sich mit zunehmender Vorverformung eine Hysterese zwischen den Ent- und Wiederbelastungskurven ausbildet. Die Hysterese beruht auf der im Entlastungsvorgang auftretenden plastischen Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$*, die ein Element des Bauschingereffekts darstellt. Da bis hierher noch keine Lastumkehr stattgefunden hat, kann der im Entlastungsvorgang auftretende Effekt eigentlich nur in Zusammenhang mit den sich entwickelnden Eigen- bzw. Rückspannungen stehen. Die elastisch gespeicherte Energie der Rückspannungen führt so offensichtlich zu einer rückwärtigen Bewegung von Versetzungen.

Nach der Lastumkehr ist diese Hysterese praktisch nicht mehr sichtbar, erst bei hohen Rückverformungswerten beginnt sich die Hysterese langsam wieder aufzubauen. Das Verschwinden der Hysterese nach Lastumkehr deutet darauf hin, dass die Rückspannungen nur in einer Richtung wirksam sind und es erst zu erneuter Verfestigung in dieser Richtung kommen muss, um den Aufbau von neuen Rückspannungen zu begünstigen. Eine Abhängigkeit dieses Phänomens von der Beanspruchungsart ist nicht zu erkennen.

8.1.3 Vergleich von homogener Zug-Druck und Druck-Zug Beanspruchung

Da nach einer plastischen Verformung bei Änderung der Beanspruchungsrichtung mit dem Auftreten sowohl des Bauschingereffekts als auch des SD-Effekts zu rechnen ist, wurden an 42CrMoS4 neben den Zug-Druck-Versuchen auch Druck-Zug-Versuche mit derselben Probengeometrie (siehe Abb. 3-10) sowie derselben Prüfvorrichtung (siehe

Abb. 4-3) durchgeführt. Exemplarisch ist in Abb. 8-3 für den Vergütungszustand VG1 von 42CrMoS4 die Entwicklung der Nennspannung-Totaldehnung-Kurven aufgetragen.

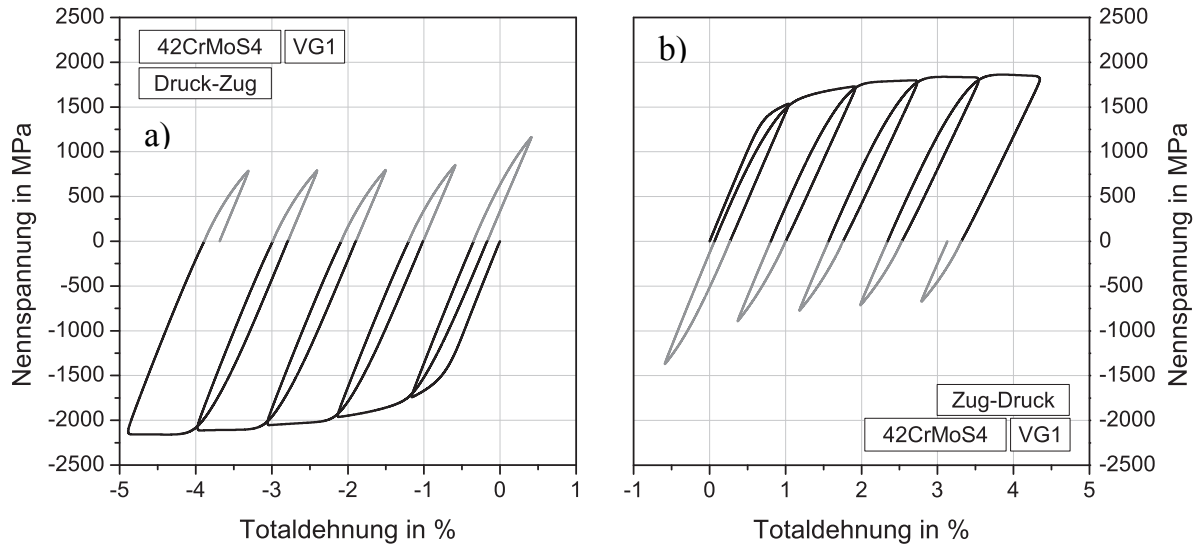


Abb. 8-3: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands VG1 von 42CrMoS4 für a) homogene Druck-Zug- und b) homogene Zug-Druck-Beanspruchung.

Dabei lassen sich einige markante Unterschiede feststellen. Während in Vorverformungsrichtung bei Druckbeanspruchung Spannungen bis maximal -2160 MPa auftreten, sind es bei Zugbeanspruchung lediglich Werte von 1860MPa. Es liegt also ein SD-Effekt vor, der auch schon beim Betrachten der Kurven in Abb. 8-3 ins Auge fällt.

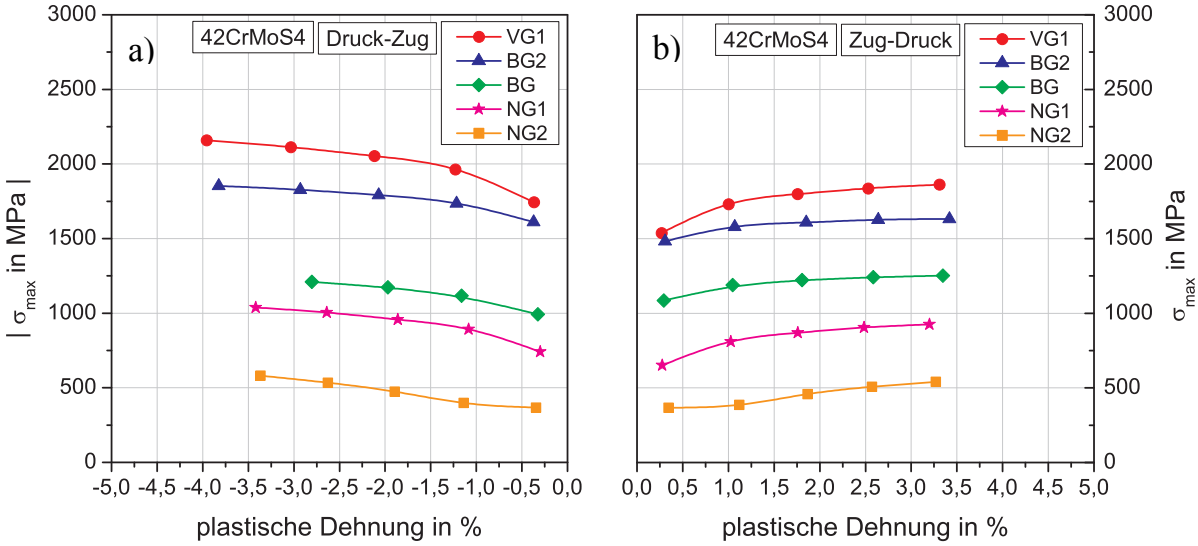


Abb. 8-4: Entwicklung der maximalen Spannungen vor Lastumkehr in Abhängigkeit der dort erreichten plastischen Dehnungen für 42CrMoS4 für a) homogene Druck-Zug- und b) homogene Zug-Druck-Beanspruchung.

In Abb. 8-4 sind die in Vorverformungsrichtung jeweils vor Entlastungsbeginn auftretenden maximalen Spannungen σ_{max} über die dort vorliegenden plastischen Dehnungen für Druck-Zug- und Zug-Druck-Beanspruchung aufgetragen.

Bei homogener Druckbeanspruchung sind bei allen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 bis auf den Zustand BG betragsmäßig etwa 10–20% höhere Werte als bei Zugbeanspruchung zu erkennen. Bis auf den bainitischen Zustand BG tritt somit bei allen Zuständen ein SD-Effekt auf, wie es auch in Abb. 5-21 und Abb. 6-21 zu beobachten ist. Ebenso ändert sich auch die Steigung der Entlastungskurve unter Druckbeanspruchung stark, denn die erreichten plastischen Dehnungen sind für die Zustände VG1 und VG2 unter Druck-Zug- deutlich größer als unter Zug-Druck-Beanspruchung.

Nach Lastumkehr zeigt sich ein sehr interessantes Verhalten, denn die Erwartung, dass sich wie bei der Vorverformung die Auswirkungen des SD-Effekts in der Höhe der für eine 0,2%-Rückverformung notwendigen Spannung widerspiegeln, werden nicht erfüllt, siehe Abb. 8-3. Selbiges gilt auch für die 0,1%-Dehn- bzw. Stauchgrenze, die in Abb. 8-5 in Abhängigkeit der plastischen Verformung dargestellt ist.

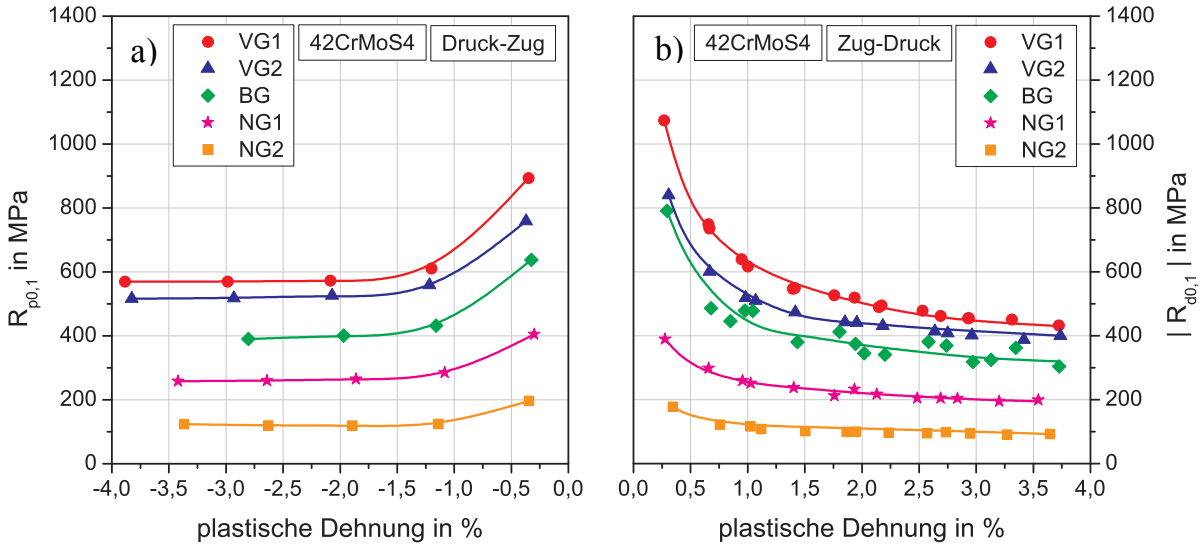


Abb. 8-5: Entwicklung der a) 0,1% Dehngrenze sowie b) der 0,1% Stauchgrenze nach Lastumkehr für homogene Beanspruchung verschiedener Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4.

Erstaunlicherweise liegt die 0,1%-Dehngrenze nach Druckvorverformung betragsmäßig höher als die 0,1%-Stauchgrenze nach Zugvorverformung. Eigentlich wäre genau das Gegensätzliche zu erwarten gewesen, da ja durch den SD-Effekt bei Druckbeanspruchung höhere Spannungen als bei Zugbeanspruchung auftreten. Ebenso ist ein unterschiedliches Verfestigungsverhalten zu erkennen. Während bei Zug-Druck-Beanspruchung ein mit zunehmender Dehnung kontinuierlicher Abfall der Stauchgren-

zen nach Lastumkehr auftritt, liegen bei Druck-Zug-Beanspruchung ab 1,5% Stauchung absolut konstante Werte für die Dehngrenze vor.

In Vorverformungsrichtung scheint somit der SD-Effekt in bekannter Art und Weise aufzutreten. Das nach Lastumkehr auftretende Zusammenwirken von SD-Effekt und Bauschingereffekt scheint jedoch komplexer zu sein, so dass das Verformungsverhalten in charakteristischer Weise beeinflusst wird. Da dieses bei allen Wärmebehandlungszuständen zu beobachten ist, ist es unwahrscheinlich, dass das beobachtete Verhalten mit dem verwendeten Versuchsaufbau wie z.B. einer zu geringen Steifigkeit der Prüfvorrichtung für hochfeste Proben in Verbindung gebracht werden kann.

8.1.4 Fazit Verformungskurven

- Durch die fiktive Randspannung ergeben sich deutlich höhere Spannungswerte als bei der Nennspannung. Da die fiktiven Spannungen auch bei plastischer Verformung weiterhin linearelastisch anhand der Geometrie berechnet werden, besteht ein größerer Unsicherheitsfaktor hinsichtlich der real wirkenden Spannungen. Allerdings konnte gezeigt werden, dass offensichtlich eine verformungsabhängige Korrelation zwischen den Normalspannungen und den fiktiven Randspannungen besteht. Eine wärmebehandlungsbedingte Korrelation liegt hingegen nicht vor. Probleme bereitet jedoch die inhomogene Verformung im Bereich der Lüdersdehnung.
- Die Verformungskurven von homogener Zug-Druck und Druck-Zug-Beanspruchung unterscheiden sich markant. Zwar wird in Vorverformungsrichtung durch den SD-Effekt unter Druckbeanspruchung eine höhere Spannung als unter Zugbeanspruchung gemessen, nach Lastumkehr trifft – zumindest bei geringen Rückverformungen – diese Theorie offensichtlich nicht mehr zu. Eine mögliche Ursache kann eine komplizierte Überlagerung von SD-Effekt und Bauschingereffekt sein.
- Bei schrittweiser Verformung in Vorverformungsrichtung tritt sowohl bei homogener als auch bei inhomogener Beanspruchung eine Hysterese bei Ent- und Wiederbelastung auf, die nach Lastumkehr zunächst verschwindet und sich erst bei fast vollständiger Rückverformung wieder aufbaut.

8.2 Entwicklung von Eigenspannungen bei mechanischer Verformung

Die in dieser Arbeit durchgeführten Eigenspannungsmessungen erfolgten stets in Probenlängsrichtung, siehe Kap. 4.5. Zwar wurden Eigenspannungsmessungen an ausgewählten Proben auch in Querrichtungen durchgeführt, da jedoch die gemessenen Werte – ähnlich wie bei Zöltzer [168] sowie Faninger und Hauk [169] – nur von geringem Betrag waren, konnten keine zusätzlichen Erkenntnisse gewonnen werden, weshalb auf eine Diskussion verzichtet wurde.

Da sämtliche Eigenspannungsmessungen mit CrKα-Strahlung durchgeführt wurden, stellen die an den {211}-Ebenen gemessenen Eigenspannungen nur die phasenspezifischen Eigenspannungen der Ferrit- / Martensitphase dar. In dem für Stähle besonders wichtigen Zementit konnten mit dem verwendeten experimentellen Versuchsaufbau keine Eigenspannungen untersucht werden, da einerseits der geringe Volumenanteil des Zementits nur schwache Beugungslinien hervorruft, und anderseits die Messung technisch kompliziert ist, da die höchsten Intensitäten unter sehr kleinen Beugungswinkeln auftreten [170, 171]. In der Literatur ist jedoch zu finden, dass mit Neutronenbeugung [171, 172] an kaltgezogenen perlitischen Stahldrähten nach plastischer Zugverformung Zugeigenspannungen von bis zu 2000MPa in der Zementitphase gemessen wurden, wohingegen in der Ferritphase Druckeigenspannungen von ca. -140MPa vorlagen. Dies bestätigt somit das bei Hanbusa et al. [170] unter einaxialer Zugbeanspruchung gefundene Ergebnis, dass an einem hochfesten Kohlenstoffstahl nach Entlastung hohe Zugeigenspannungen im Zementit und Druckeigenspannungen im Ferrit auftreten.

Die nach dem Elektropolieren in den unverformten Proben vorliegenden Eigenspannungen traten sowohl als Zug-, als auch als Druckeigenspannungen auf, blieben jedoch betragsmäßig meist unter 50MPa. Nach Kornmeier [173] handelt es sich dabei um Abschreckeigenspannungen aus dem Wärmebehandlungsprozess.

Da es sich bei Eigenspannungen, wie in Kap. 4.10 erläutert, um nicht kalibrierbare Messgrößen handelt, müssen besondere Vorkehrungen getroffen werden, um die Reproduzierbarkeit dieser Größen sicherzustellen. Alle Messungen in dieser Arbeit wurden nach den gültigen Richtlinien zur röntgenografischen Eigenspannungsermittlung durchgeführt. Ferner wurden bei der Auswertung der Eigenspannungsmessungen auch stets die Schubspannungen und Integralbreiten kontrolliert, um mögliche Messfehler erkennen zu können. Traten bei den Messungen unrealistische Ergebnisse auf, so wurde die Messungen generell wiederholt. Zusätzlich wurden auch Messungen und Wiederholungsmessungen an weiteren – in dieser Arbeit nicht gezeigten – Biegebalken und Rundproben in verschiedenen Verformungszuständen untersucht, um sicherstellen zu können, dass die gemessenen Eigenspannungswerte für das Material repräsentativ sind und eine Reproduzierbarkeit der Messergebnisse gegeben ist. Da bei Messungen praktisch unvermeidbar Messdatenstreuungen auftretenden, werden in den nachfolgenden Diskussionen nur solche Messwertänderungen evaluiert, die offensichtlich auf Materialeffekte zurückzuführen sind.

8.2.1 Eigenspannungen nach homogener und inhomogener Beanspruchung

In Abb. 8-6 und Abb. 8-7 ist die Entwicklung der Eigenspannungen der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 bei homogener Zugverformung sowie inhomogener Biegeverformung für Vor- und Rückverformung in Abhängigkeit der plastischen / bleibenden Verformung aufgetragen. Für die Biegeverformung ist aus Grün-

den der Vergleichbarkeit nur diejenige Seite des Biegebalkens dargestellt, die bei Vorverformungsrichtung auf Zug beansprucht wurde. Die Eigenspannungen der normalisierten Zustände NG2 beider Stähle wurden unter homogener Beanspruchung nicht untersucht, da die geringe Festigkeit des Materials sowie Grobkorneffekte zu sehr großen Streuungen der Messergebnisse führten.

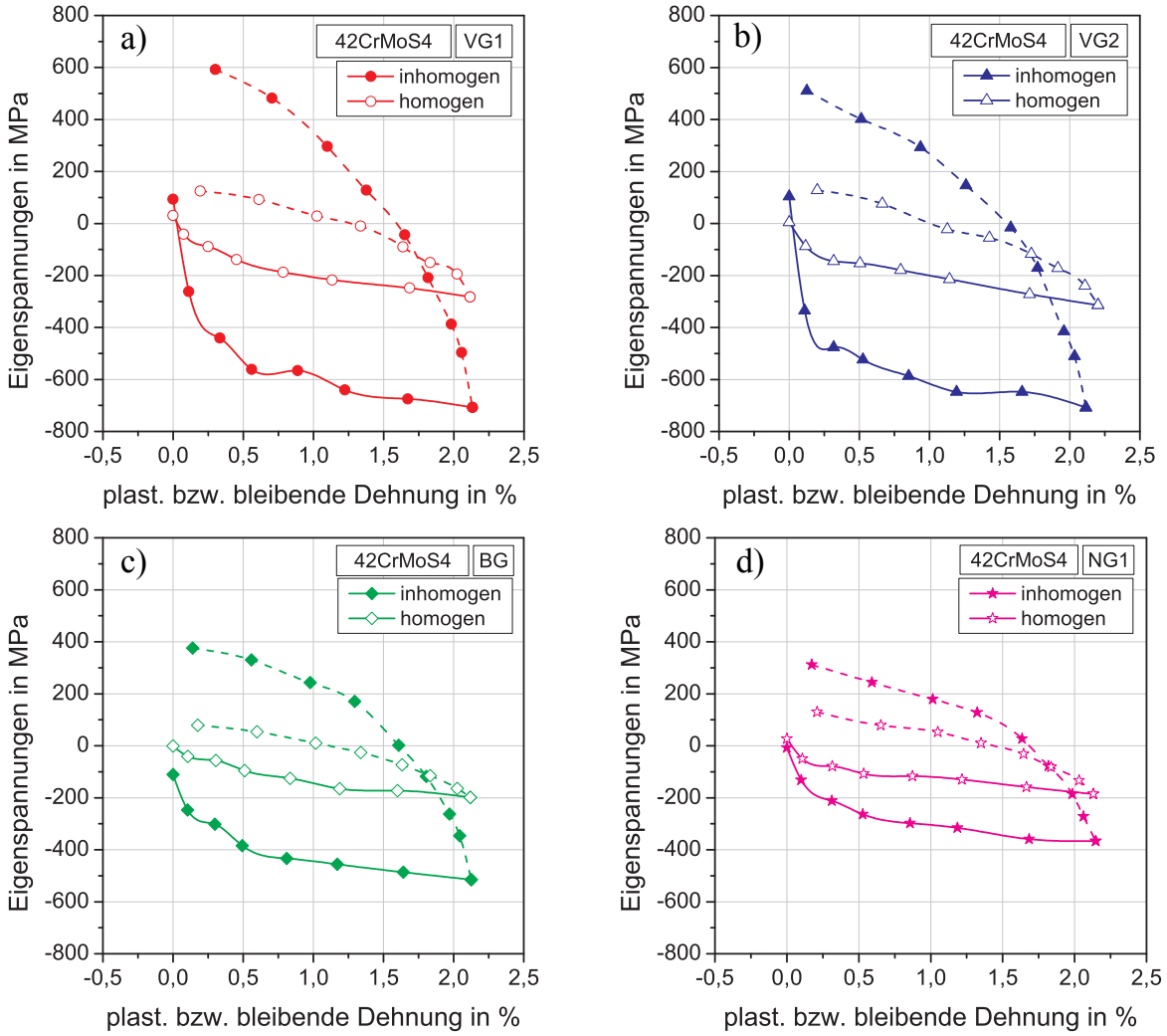


Abb. 8-6: Entwicklung der Eigenspannungen bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite) der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4: a) VG1, b) VG2, c) BG und d) NG1

In allen Diagrammen von Abb. 8-6 lässt sich erkennen, dass die bei inhomogener Biegebeanspruchung auftretenden Eigenspannungen betraglich erheblich über den Werten aus homogener Zugverformung liegen. Während bei homogener Verformung hauptsächlich phasenspezifische Mikroeigenspannungen auftreten, so treten bei inhomogener Verformung zusätzlich Makroeigenspannungen auf. Diese werden durch die inhomogene elastische bzw. elastisch-plastische Verformung über der Biegehöhe hervorgerufen und überlagern sich mit den ebenfalls vorliegenden Mikroeigenspannungen, so dass

als Summe deutlich höhere Eigenspannungswerte auftreten. Bei allen Wärmebehandlungszuständen steigen bei kleineren Deformationen die Eigenspannungsbeträge schnell an, ab ca. 0,5% bleibender bzw. plastischer Verformung setzt sich der Anstieg deutlich flacher – näherungsweise linear – fort. Die Höhe der sich entwickelnden Eigenspannungen scheint sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung stark von dem Verfestigungsverhalten der einzelnen Wärmebehandlungszustände abhängig zu sein.

Nach Beanspruchungsumkehr zeigt sich, dass sich die Eigenspannungen unter inhomogener Beanspruchung schneller abbauen, als unter homogener Beanspruchung. Während bei Rückbiegung ca. 33% des maximalen Vorverformungsbetrags genügen, um einen (in der Randschicht) eigenspannungsfreien Zustand zu erreichen, so sind es bei homogener Rückverformung gut 50% des maximalen Vorverformungsbetrags.

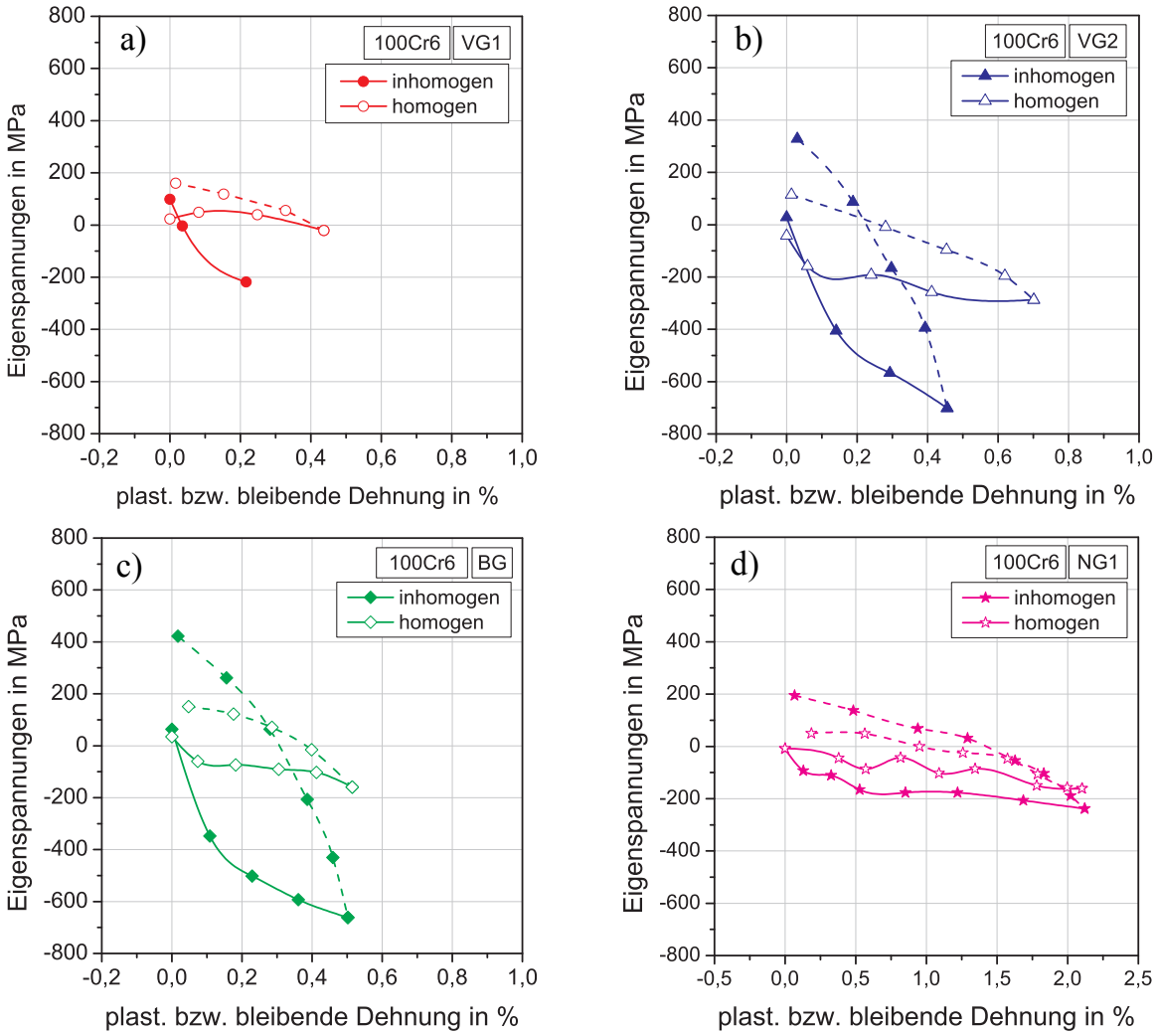


Abb. 8-7: Entwicklung der Eigenspannungen bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite) der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6: a) VG1, b) VG2, c) BG und d) NG1.

In Abb. 8-7 lässt sich auch für die Wärmebehandlungszustände von 100Cr6 gut erkennen, dass die bei inhomogener Beanspruchung auftretenden Eigenspannungen deutlich höher sind, als bei homogener Beanspruchung.

Unterschiede ergeben sich hingegen nach der Lastumkehr. Das an 42CrMoS4 beobachtete Verhalten des schnelleren Eigenspannungsabbaus unter inhomogener Beanspruchung ist hier nicht zu beobachten. Im Zustand VG1 von 100Cr6 war eine Rückverformung unter inhomogener Beanspruchung nicht möglich, da alle untersuchten Proben schon bei der Vorverformung spröde brachen. Bei dem Zustand VG2 von 100Cr6 bauen sich die Eigenspannungen in der Rückverformung bei inhomogener Beanspruchung erst nach ca. 50% und bei homogener Beanspruchung erst nach ca. 60% der maximalen Vorverformung ab. In den Zuständen BG und NG1 von 100Cr6 liegen die Werte bei ca. 50% für inhomogene und 20% für homogene Beanspruchung, genau umgekehrt. Da bei den hochfesten Wärmebehandlungszuständen VG2 und BG von 100Cr6 durch die hohe Härte nur geringe Verformungen eingebracht werden konnten, ist eine größere Messunsicherheit der bei Rückverformung auftretenden Eigenspannungen möglich. Für den harten Zustand VG1 von 100Cr6 fällt auf, dass sich, auch unter Berücksichtigung der geringen Verformung, sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung kaum Eigenspannungen bei Zugbeanspruchung entwickeln. Während bei Biegeverformung immerhin geringe Druckeigenspannungen auftreten, die vermutlich Makroeigenspannungen sind, so bilden sich bei homogener Zugbeanspruchung – von der Regel abweichend – sogar Zugeigenspannungen aus. Da im unverformten Zustand ca. 10% Restaustenit vorliegt, werden die vorliegenden geringen Eigenspannungsbeträge vermutlich durch die unter Zugbeanspruchung einsetzende Restaustenitumwandlung beeinflusst, siehe Abb. 7-1. Da die Verformung eines restaustenithaltigen Stahls nach [156] auf Umwandlungsvorgängen beruht, ist es möglich, dass dabei in der Ferrit- / Martensitphase kaum Eigenspannungen entstehen. Dennoch bauen sich unter homogener Rückverformung vergleichsweise hohe Zugeigenspannungen auf, die etwa auf dem Niveau der übrigen Zustände liegen. Hier zeigt offensichtlich die hohe Festigkeit des Materials Wirkung, denn unter Druckbeanspruchung findet keine Restaustenitumwandlung statt, die bei Zugverformung offensichtlich zu den niedrigen Eigenspannungswerten geführt hat.

8.2.2 Integralbreiten nach homogener und inhomogener Beanspruchung

Die Höhe der Integralbreiten ist nach Macherauch [62] ein Indikator für die Höhe der inhomogenen Mikroeigenspannungen, also Eigenspannungen III. Art. Wie aus der Integralbreitenentwicklung von 42CrMoS4 (Abb. 5-13 und Abb. 5-16) sowie von 100Cr6 (Abb. 6-13 und Abb. 6-16) zu erkennen ist, liegen mit ansteigender Werkstofffestigkeit auch höhere inhomogene Mikroeigenspannungen vor. Diese sind auf eine hohe Dichte an Gitterstörungen, insbesondere an Versetzungen, zurückzuführen, die aus der Wärmebehandlung herrühren [84, 97, 101, 105, 106], siehe auch Kap. 2.6.2.3. Die Verände-

rung der Integralbreite bei einsetzender plastischer Verformung zeigt somit, ob es zu einer Umlagerung bzw. Umordnung der bestehenden Versetzungsstrukturen kommt.

In den nachfolgenden Abbildungen ist die Entwicklung der Integralbreiten für homogene sowie inhomogene Beanspruchung in Abhängigkeit der plastischen / bleibenden Verformung für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-9) und von 100Cr6 (Abb. 8-8) dargestellt. Da an den ofenabgekühlten Zuständen NG2 keine röntgenografischen Messungen vorgenommen wurden, entfällt auch hier die Gegenüberstellung dieser Zustände.

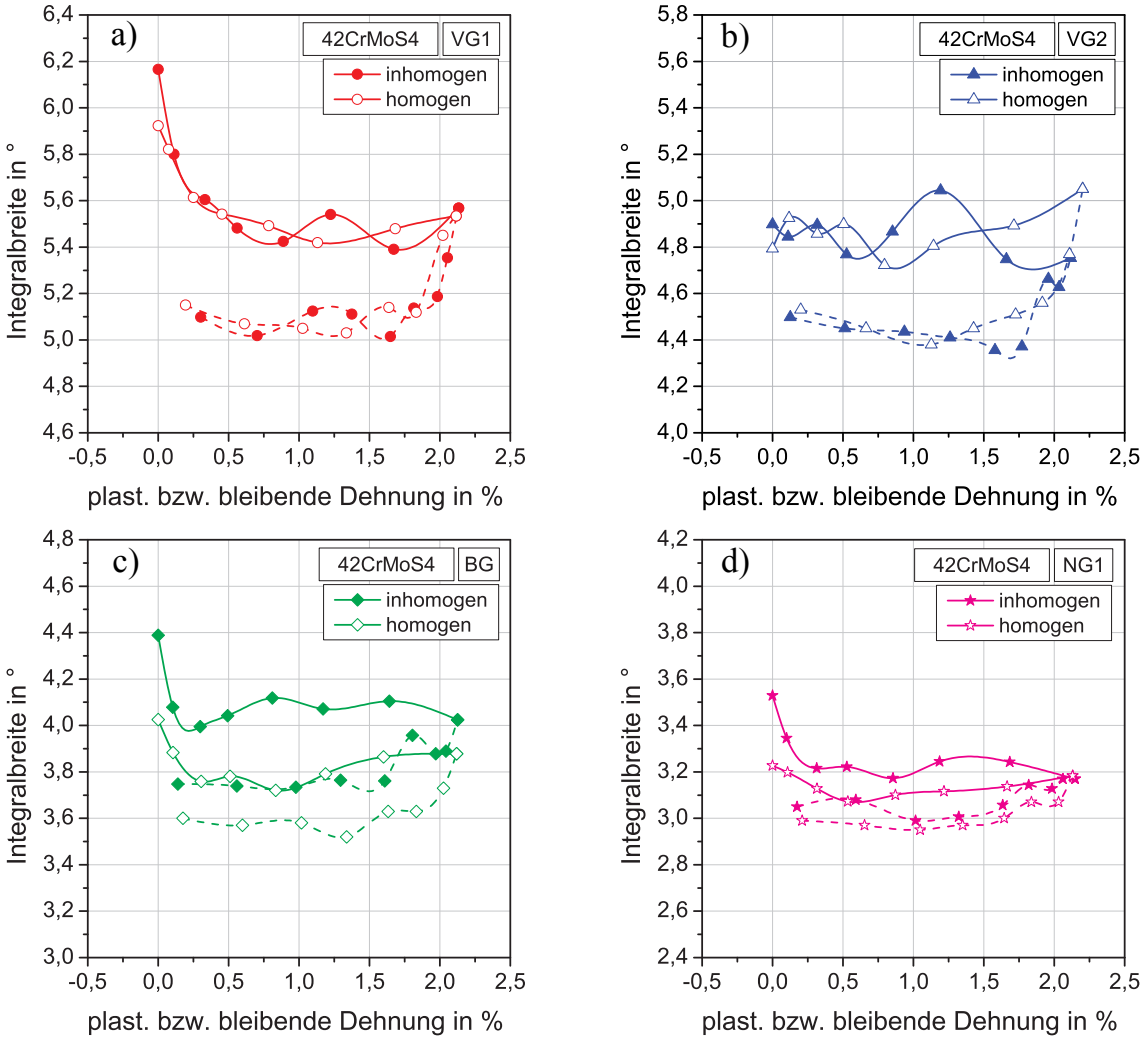


Abb. 8-8: Entwicklung der Integralbreiten bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite) der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4: a) VG1, b) VG2, c), BG und d) NG1.

Im direkten Vergleich der beiden Beanspruchungsarten in Abb. 8-8 fällt auf, dass alle Zustände von 42CrMoS4 bei vergleichbarer plastischer / bleibender Verformung ähnliche Integralbreiten aufweisen. Tendenziell ist mit einsetzender plastischer Verformung zunächst ein Absinken der Integralbreite erkennbar, die schon nach geringer Verfor-

mung in einen bis zur Lastumkehr konstanten Verlauf übergeht. Nach Lastumkehr sinkt die Integralbreite erneut ab, verläuft dann auf niedrigerem Niveau näherungsweise konstant und steigt bei fast vollständiger Rückverformung wieder geringfügig an.

Das bei den Zuständen VG1, BG und NG1 von 42CrMoS4 bei geringen plastischen Deformationen auftretende Absinken der Integralbreiten wird ebenso von Hasegawa et al. [103] beobachtet und ist auf die Änderung der inhomogenen Mikroeigenspannungen (Eigenspannungen III. Art) zurückzuführen. Es scheint somit eine Änderung der Versetzungsstruktur aufzutreten, bei der es durch Annihilation oder Entstehung von Versetzungen zum Abbau von phasenspezifischen Mikroeigenspannungen kommt und sich somit energetisch günstigere Strukturen ausbilden. Die danach folgende konstante Integralbreite kann mehrere mögliche Ursachen haben: Einerseits wäre es möglich, dass sich die vorhandeneren Versetzungsstrukturen nicht mehr ändern, was jedoch eher unwahrscheinlich ist. Vielmehr könnte ein Gleichgewicht zwischen der Bildung und der Annihilation von Versetzungen vorliegen. Ebenfalls möglich wäre eine Konzentration der Verformung auf wenige Versetzungen, deren Änderung bei großen Integralbreiten kaum mehr ins Gewicht fällt. Andererseits könnte die plastische Verformung auch in solchen Kornbereichen – z.B. korngrenzennahen – ablaufen, die aufgrund ihrer Struktur nicht zum Beugungs-Peak beitragen. Eine nach Lastumkehr auftretende Versetzungsannihilation wurde bereits von Hashimoto et al. [113] und Kishi et al. [115] dokumentiert und wird in engem Zusammenhang mit dem Bauschingereffekt gesehen. Die Versetzungsannihilation scheint sich bei weiterer Rückverformung nicht in dem Maße fortzusetzen, da die Integralbreite auf relativ konstantem Niveau verbleibt. Da eine Änderung der Versetzungsstrukturen somit im Materialvolumen möglich ist, wäre ein Gleichgewicht der Bildung und Annihilation von Versetzungen die plausibelste Erklärung für die konstanten Integralbreitenverläufe. Der Zustand VG2 von 42CrMoS4 zeigt weder unter homogener, noch unter inhomogener Beanspruchung den bei den übrigen Zuständen auftretenden Abfall der Integralbreite mit dem Einsetzen der plastischen / bleibenden Verformung. Bis zum Lastumkehrpunkt ändert sich die Integralbreite kaum. Der mikrostrukturelle Unterschied zum Zustand VG1 besteht im Wesentlichen in einer höheren Anlasstemperatur, die zu einem Abbau von tetragonalem Martensit sowie zur Zunahme von kubischem Martensit mit karbidischen Ausscheidungen führt. Durch das Anlassen liegt somit möglicherweise ein für das Gefüge energetisch günstiger Zustand der Versetzungsstrukturen vor, bei dem die Annihilation sowie die Bildung von Versetzungen von vornherein im Gleichgewicht stehen, zumal es auch nach der Lastumkehr zu einer Änderung der Integralbreite kommt.

Für die Wärmebehandlungszustände VG2 und BG von 100Cr6 zeigen sich in Abb. 8-9 für die Integralbreite ähnliche Entwicklungen wie bei 42CrMoS4, jedoch wird dies durch die geringere Verformung nicht ganz so deutlich. Eine Ausnahme bildet der Zustand NG1, der mit steigender Vorverformung eine bis zum Lastumkehrpunkt ansteigende Integralbreite aufweist. Nach Einsetzten der Lastumkehr sinkt zwar auch hier die

Integralbreite kurzzeitig ab, sie steigt aber letztendlich ab der Hälfte der Rückverformung erneut leicht an. Die Entwicklung der Integralbreite des restaustenithaltigen Zustands VG1 ist durch die sehr geringe Verformung und eine große Streuung der Messergebnisse nicht ganz eindeutig, es scheint jedoch, als würde die Integralbreite zunächst ansteigen und nach Lastumkehr auf ein niedrigeres Niveau abfallen.

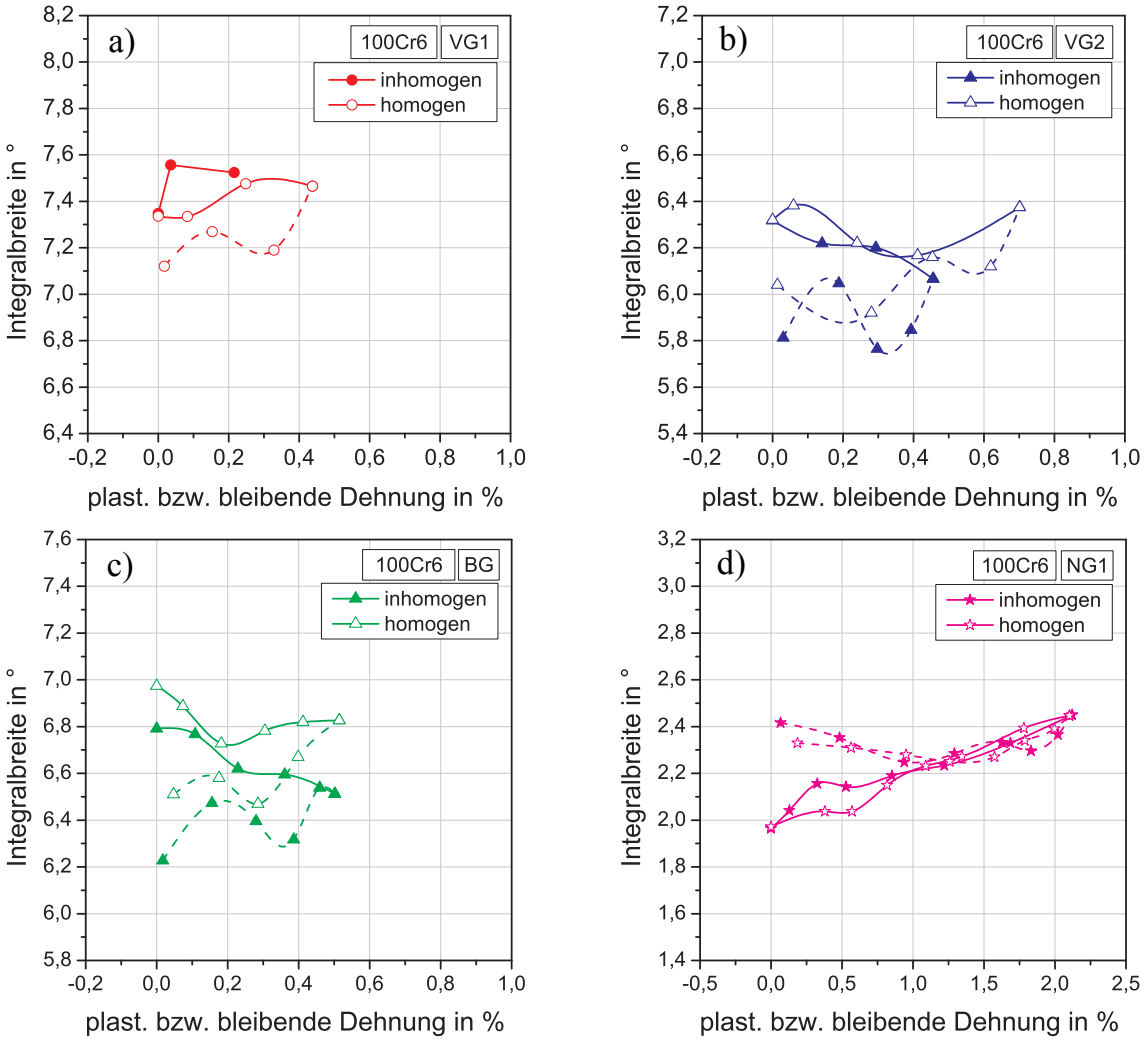


Abb. 8-9: Entwicklung der Integralbreiten bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie) unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite) der Wärmebehandlungszustände von 100Cr6: a) VG1, b) VG2, c), BG und d) NG1

Da die Integralbreite ein Maß für die bei plastischer Verformung auftretenden mikrostrukturellen Veränderungen ist, kann man also den Schluss ziehen, dass bei gleicher Dehnung sowohl in den Randebenen bei Biegeverformung und auch bei homogener Verformung ähnliche mikrostrukturelle Änderungen ablaufen. Die bei einigen Zuständen beobachtete Abnahme der Integralbreite bei einsetzender Verformung deutet auf eine Änderung der inhomogenen Mikroeigenspannung (Eigenspannungen III. Art) hin, die durch Änderung der Versetzungsstrukturen infolge von Anpassungsinhomogenitä-

ten entsteht. Bei den höher angelassenen Vergütungszuständen VG2 beider Stähle zeigt sich bei Belastungsbeginn eine nahezu konstante Integralbreite und somit praktisch keine Änderung der inhomogenen Mikroeigenspannungen.

8.2.3 Eigenspannungen entlang der Biegehöhe

Neben der Entwicklung der Eigenspannungen in den Randebenen der Biegebalken wurden auch die Eigenspannungen entlang der Biegehöhe untersucht. In Kap. 5.2.3.1 und 6.2.3.1 wurden dabei schon die Entwicklung der Eigenspannungen der Wärmebehandlungszustände VG1 von 42CrMoS4 und VG2 von 100C6 für verschiedene Vor- und Rückverformungsstadien gezeigt. Nachfolgend werden nun die entlang der Biegehöhe auftretenden Eigenspannungsverläufe aller Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-10) und von 100Cr6 (Abb. 8-11) im Stadium der maximalen Vorverformung gezeigt, so dass ein quantitativer Vergleich der Werte möglich ist. Es sollte aber berücksichtigt werden, dass die bleibende Randdehnung für die Zustände von 42CrMoS4 ca. 2,1% betrug und die von 100Cr6 wegen der eingeschränkten Verformbarkeit niedriger lag, vgl. Abb. 6-14 und Abb. 11-23 bis Abb. 11-30.

Unabhängig von der Höhe der erreichten plastischen Verformung treten in allen Proben Druckeigenspannungen auf der Zugseite sowie Zugeigenspannungen auf der Druckseite der Biegebalken auf. Die im Inneren der Probe nahe der neutralen Faser auftretenden Eigenspannungsmaxima weisen ein gegenüber den Rändern umgekehrtes Vorzeichen auf, so dass sich über die Biegehöhe ein charakteristischer Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang einstellt. Bei der Höhe der inneren Eigenspannungsmaxima scheint nicht unbedingt eine Abhängigkeit von der vorliegenden Werkstofffestigkeit vorzuliegen. Während die Höhe der inneren Maxima der Zustände VG2, BG, NG1, NG2 von 42CrMoS4 sowie NG1 und NG2 von 100Cr6 betragsmäßig her in etwa der Höhe der in den Randebenen gemessen Werte entsprechen, sind sie bei den hochfesten Zuständen VG1 von 42CrMoS4 sowie VG2 und BG von 100Cr6 markant niedriger.

Hinsichtlich der Lage der inneren Eigenspannungsmaxima auf der Biegehöhe zeigt sich eine Korrelation zur Werkstofffestigkeit und der Höhe der Verformung. Insbesondere in Abb. 8-10 lässt sich gut erkennen, dass die inneren Maxima mit abnehmender Werkstofffestigkeit immer weiter in Richtung der neutralen Ebene rücken. Wie in Abb. 2-7 gezeigt ist, beginnt bei der Verformung eines Biegebalkens die plastische Deformation von den Randebenen her, da dort die größten Spannungen herrschen. Bei weichen Zuständen liegt die Streckgrenze niedriger als bei hochfesten, weshalb bei gleicher Randtotaldehnung die plastische Zone tiefer in die Probe hineinreicht und somit auch die Lage der inneren Maxima beeinflusst. Diese Beobachtung steht in Übereinstimmung mit dem aus der Simulation erhaltenen Ergebnis (siehe Abb. 8-27), das die inneren Maxima näherungsweise als Übergang vom elastischen zum elastisch-plastischen Verformungsbereich ausweist.

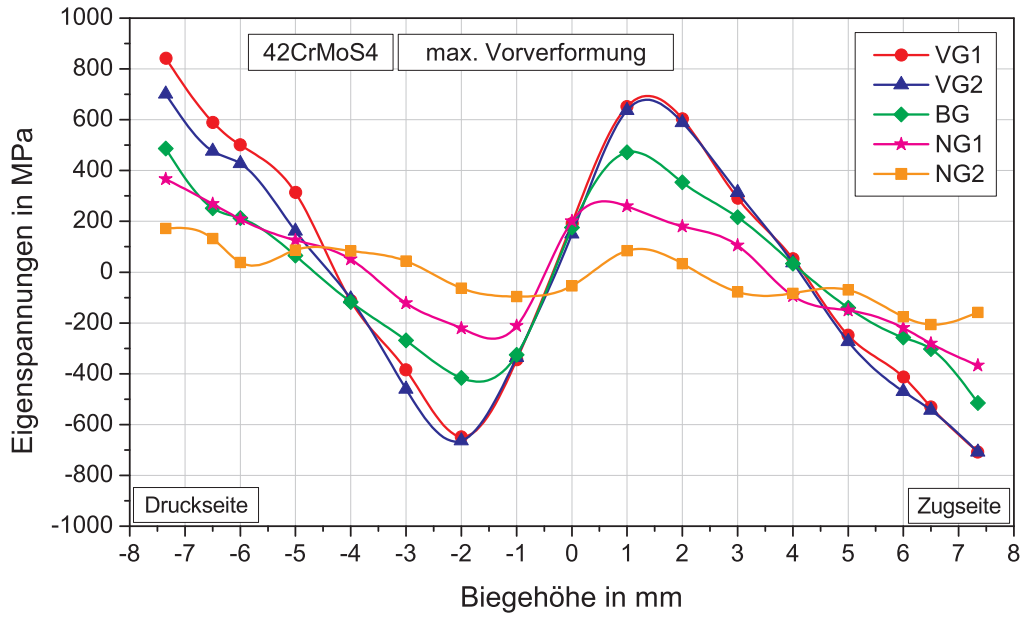


Abb. 8-10: Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Vorverformung (2,1% bleibende Randdehnung).

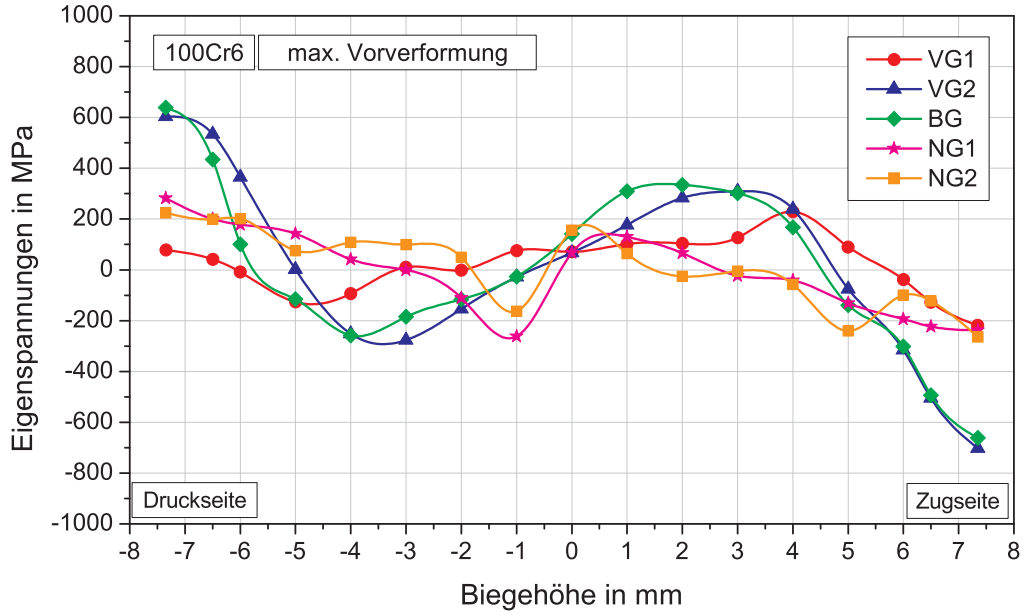


Abb. 8-11: Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 100Cr6 im Stadium der maximalen Vorverformung (VG1: 0,21%; VG2: 0,45%; BG 0,5%; NG1 und NG2: 2,1% bleibende Randdehnung).

Die Lage der neutralen Ebene ist in allen Proben leicht in Richtung der Druckseite verschoben, was mit den Berechnungen (siehe Abb. 7-6 und Abb. 7-9) übereinstimmt. Auf die genauen Ursachen der Verschiebung wird in Kap. 8.4 eingegangen. Der restaustenithaltige Zustand VG1 von 100Cr6 weist, ähnlich wie in den Randebenen in Abb. 8-9, auch über der Biegehöhe trotz seiner hohen Härte nur sehr geringe Eigenspannungen

auf. Da dieser Zustand jedoch kaum plastisch verformbar war, befinden sich die inneren Eigenspannungsmaxima noch sehr weit außen nahe den Probenrändern.

In analoger Weise sind nachfolgend für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-12) und von 100Cr6 (Abb. 8-13) die über die Biegehöhe auftretenden Eigenspannungsverläufe nach Rückbiegung der Proben auf einen näherungsweise geraden Zustand abgebildet.

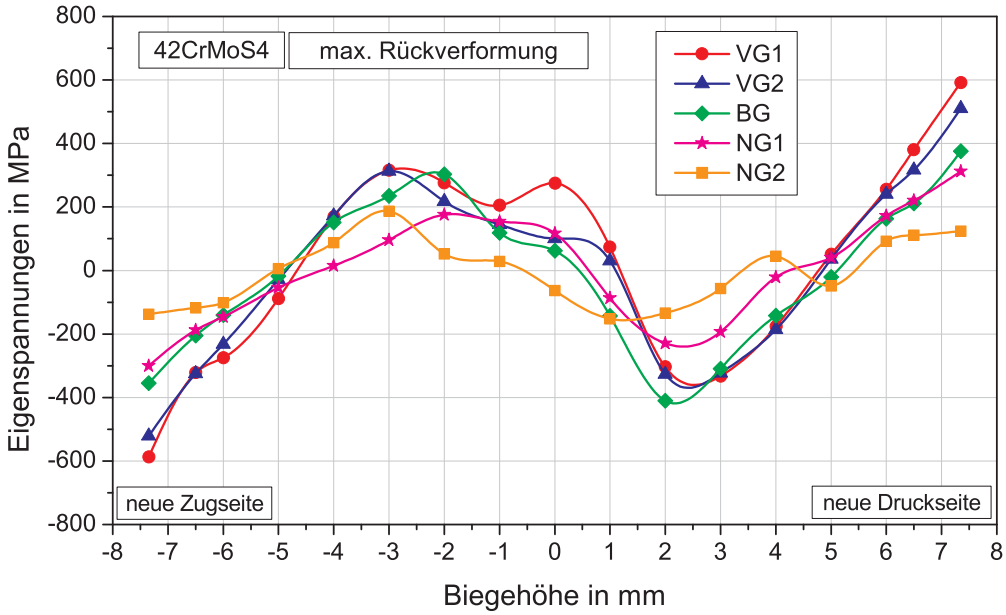


Abb. 8-12: Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Rückverformung.

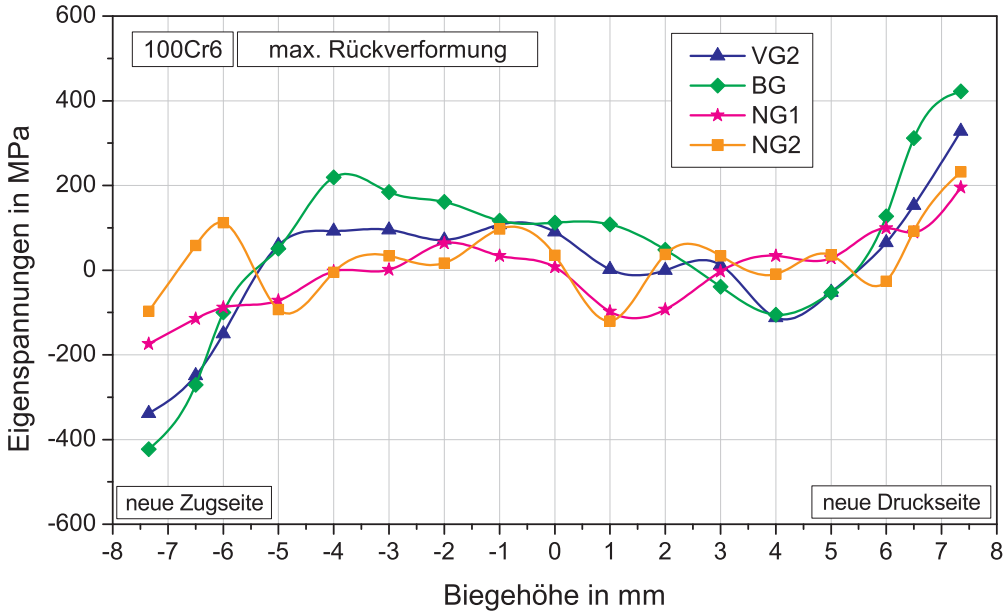


Abb. 8-13: Eigenspannungen entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 100Cr6 im Stadium der maximalen Rückverformung.

In allen Proben hat sich der Eigenspannungszustand nach Rückbiegung grundlegend geändert. In den Randebenen und in den inneren Maxima hat eine Vorzeichenumkehr stattgefunden, so dass auf der ehemaligen Druckseite durch Zugverformung nun Druckeigenspannungen und auf der ehemaligen Zugseite durch Druckverformung nun Zugeigenspannungen vorliegen. Vom Betrag her liegen die Werte trotz vollständiger Rückverformung ca. 20% unterhalb der bei Vorverformung erreichten Werte. Entlang der Biegehöhe hat sich erneut ein Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang ergeben, der jedoch umgekehrte Vorzeichen im Vergleich zur maximalen Vorverformung besitzt. Nach vollständiger Rückverformung hat sich die neutrale Ebene von der ehemaligen Druckseite tendenziell auf die neue Druckseite verschoben. Insbesondere für 42CrMoS4 (Abb. 8-12) ergibt sich dadurch auf der neuen Druckseite bei ca. +2mm Biegehöhe ein schärfer ausgeprägtes Minimum der Eigenspannungskurve als auf der neuen Zugseite. Für den restaustenithaltigen Zustand VG1 von 100Cr6 existiert keine Rückbiegekurve, da mehrere Proben schon bei der Vorverformung versagten.

Aus den Eigenspannungsverteilungen nach Rückbiegung wird deutlich, dass eine ursprünglich eigenspannungsfreie Probe nach einer Vor- und Rückbiegung um denselben Dehnungsbetrag keineswegs mehr eigenspannungsfrei ist, sondern sich ein sehr komplexer Eigenspannungszustand im Probenquerschnitt einstellt.

8.2.4 Integralbreiten entlang der Biegehöhe

In Kap. 5.2.3.2 und Kap. 6.2.3.2 wurde die Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe in unterschiedlichen Verformungsstadien exemplarisch für die beiden Zustände VG1 von 42CrMoS4 sowie VG2 von 100Cr6 diskutiert.

Nachfolgend ist die Integralbreitenverteilung entlang der Biegehöhe für alle Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-14) und von 100Cr6 (Abb. 8-15) für den Zustand der maximalen Vorverformung dargestellt.

Bei der vorliegenden Höhe der Integralbreiten zeigt sich auch entlang der Biegehöhe eine Korrelation zur Festigkeit. Die feinen martensitischen Gefüge lassen dabei aufgrund ihrer hohen Gitterstörungsdichte mehr inhomogene Mikroeigenspannungen entstehen, als in den weicheren Strukturen. Entlang der Biegehöhen hat sich nach der plastischen Verformung bei fast allen Zuständen eine näherungsweise konstante Integralbreite eingestellt. Vereinzelt ist eine minimale Verringerung der Integralbreiten zu den Randebenen hin erkennbar. Im Gegensatz hierzu weisen der normalisierte Zustand NG2 von 42CrMoS4 sowie die Zustände NG1 und NG2 von 100Cr6 allesamt eine von der neutralen Ebene leicht zu den Rändern hin ansteigende Integralbreite auf. Da nur die weichen, lamellaren Gefüge, die zudem alle Lüdersdehnungen bei der Verformung besitzen, dieses Verhalten aufweisen, liegt die Vermutung nahe, dass sich bei plastischer Verformung die vorliegenden Versetzungsstrukturen stärker ändern und es so zu einem

leichten Anstieg der inhomogenen Mikroeigenspannungen (Eigenspannungen III. Art) kommt, was sich in der Änderung der Integralbreite widerspiegelt.

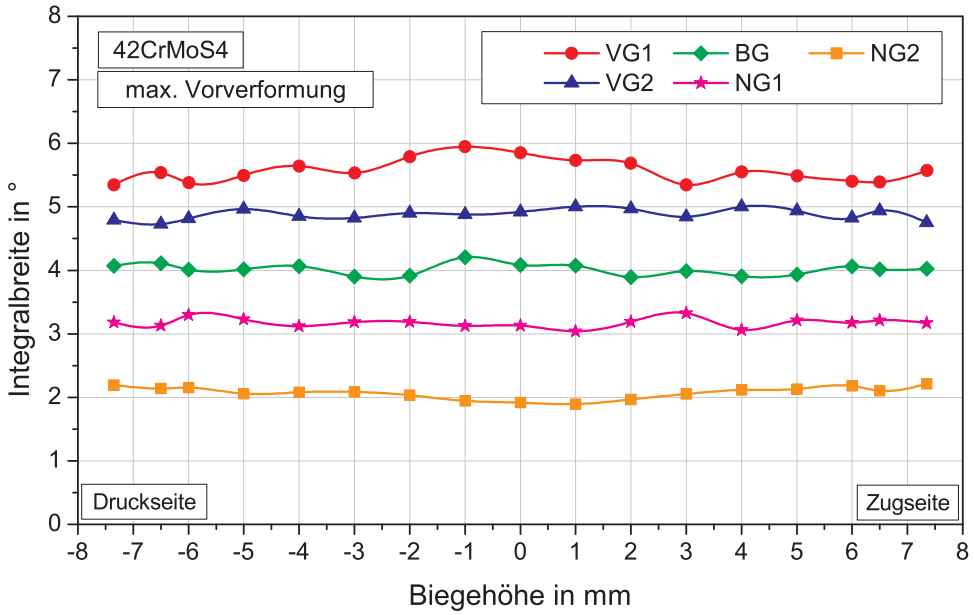


Abb. 8-14: Integralbreiten entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Vorverformung (2,1% bleibende Randdehnung).

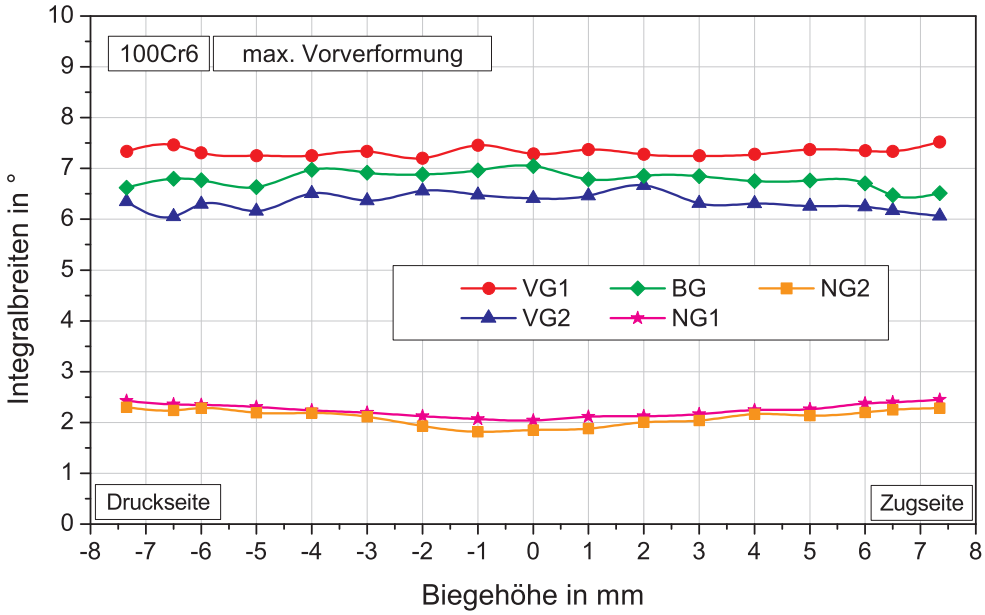


Abb. 8-15: Integralbreiten entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 100Cr6 im Stadium der maximalen Vorverformung (VG1: 0,21%; VG2: 0,45%; BG 0,5%; NG1 und NG2: 2,1% bleibende Randdehnung).

Die Entwicklung der Integralbreite entlang der Biegehöhe nach maximaler Rückverformung ist nachfolgend für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-16) sowie von 100Cr6 (Abb. 8-17) dargestellt.

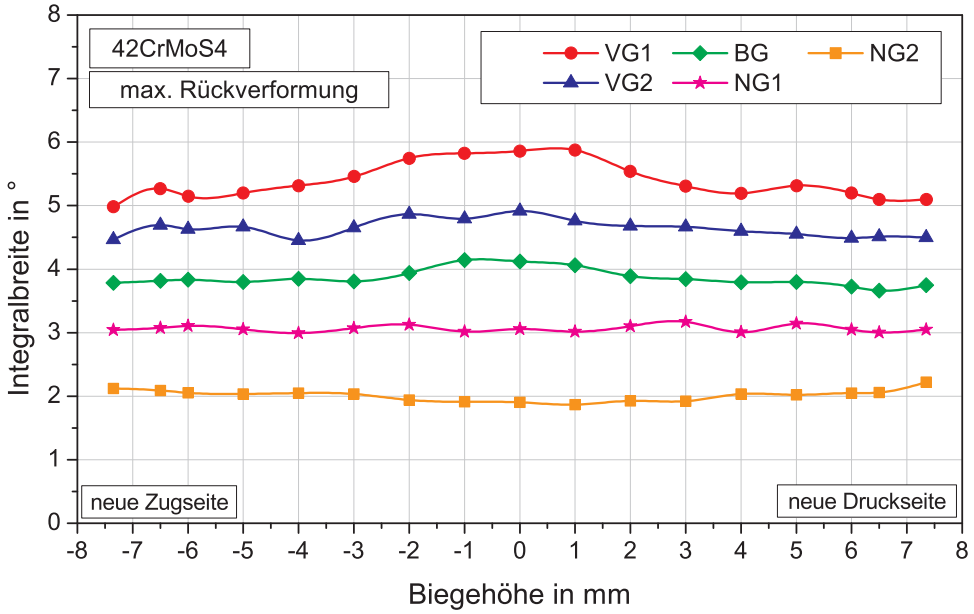


Abb. 8-16: Integralbreiten entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Rückverformung.

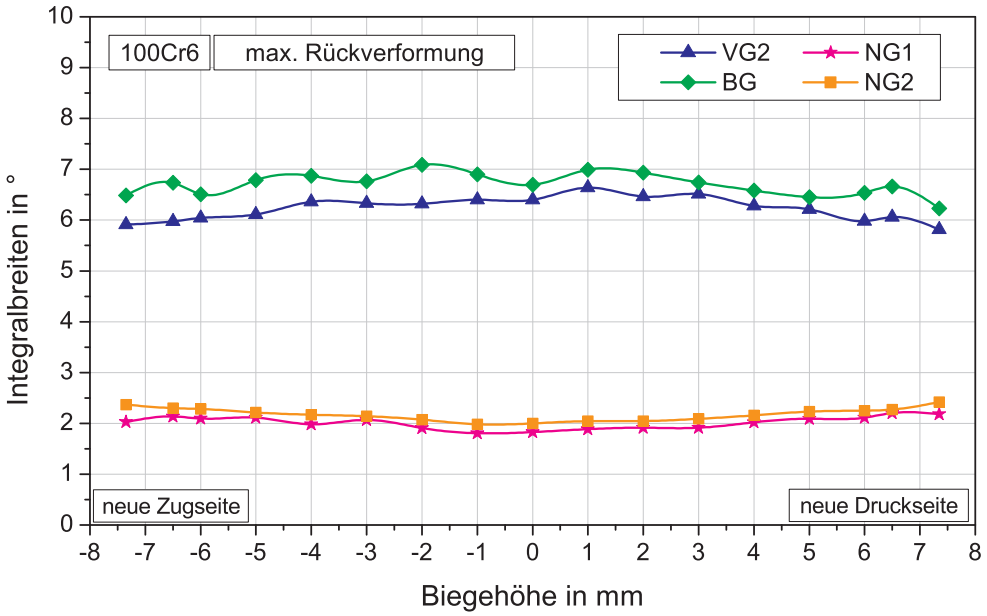


Abb. 8-17: Integralbreiten entlang der Biegehöhe nach inhomogener Beanspruchung für 100Cr6 im Stadium der maximalen Rückverformung.

Nach vollständiger Rückbiegung können die vorliegenden Integralbreiten in zwei Gruppen eingeteilt werden, nämlich die, die eine Änderung erfahren haben und die, die

unverändert geblieben sind. Eine Änderung tritt insbesondere bei den höherfesten Zuständen VG1, VG2 und BG von 42CrMoS4 sowie in den Zuständen VG2 und BG von 100Cr6 auf. Hier haben sich die Integralbreiten zu den Rändern hin, wo die größten Verformungen auftreten, deutlich verringert. Dies korreliert mit der von Kishi [115] beobachteten Versetzungsannihilation bei Lastumkehr, was mit einer Reduktion der vorliegenden Eigenspannungen III. Art einhergeht. Die normalisierten Zustände NG1 und NG2 beider Stähle zeigen nach Rückverformung keine nennenswerte Änderung der Integralbreite im Vergleich zur maximalen Vorverformung

8.2.5 Eigenspannungsänderung entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr

Bei der Darstellung der Untersuchungsergebnisse wurden bereits die entlang der Biegehöhe vorliegenden Eigenspannungen exemplarisch für die Vergütungszustände VG1 von 42CrMoS4 sowie VG2 von 100Cr6 in verschiedenen Stadien der Vorverformung (Abb. 5-17 und Abb. 6-17) sowie der Rückverformung (Abb. 5-18 und Abb. 6-18) betrachtet. Da in den Abbildungen jedoch stets die vorliegenden, absoluten Eigenspannungen betrachtet wurden, stellte sich die Frage, wie groß die Änderung der Eigenspannungen bei Rückverformung ist. Daher wurden die Eigenspannungswerte am Lastumkehrpunkt „genullt“ und die ab dort auftretenden Eigenspannungsänderungen ermittelt.

In Abb. 8-18 ist die Änderung der nach Lastumkehr auftretenden Eigenspannungen exemplarisch für den Zustand VG1 von 42CrMoS4 abgebildet. Die Änderung der Eigenspannungen von 100Cr6 ist exemplarisch für den Zustand VG2 in Abb. 8-19 dargestellt.

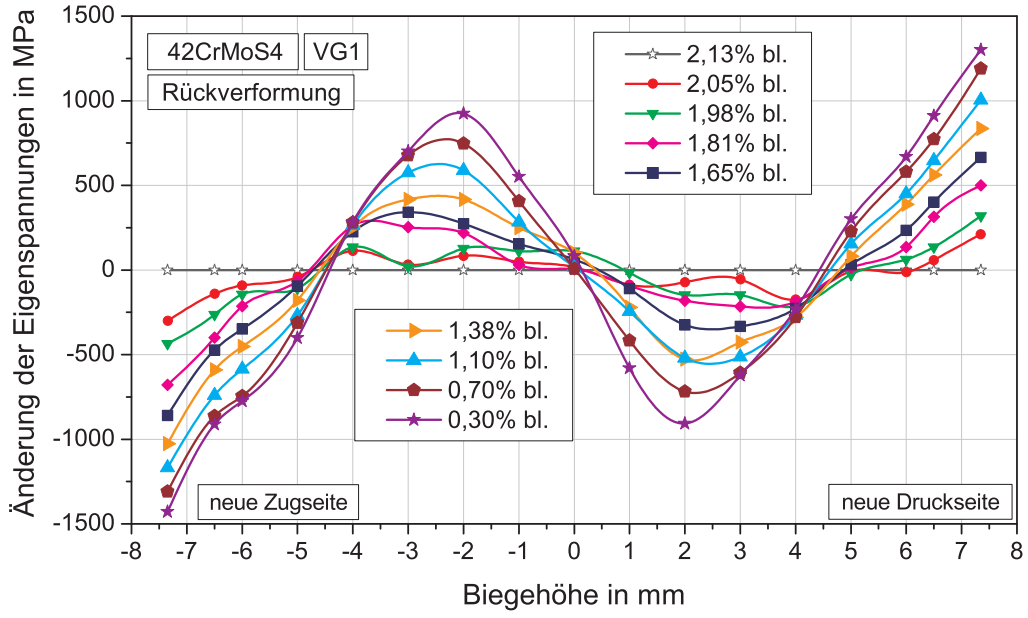


Abb. 8-18: Änderung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe bei Rückverformung ab Lastumkehr bis zum Stadium der maximalen Rückbiegung am Zustand VG1 von 42CrMoS4.

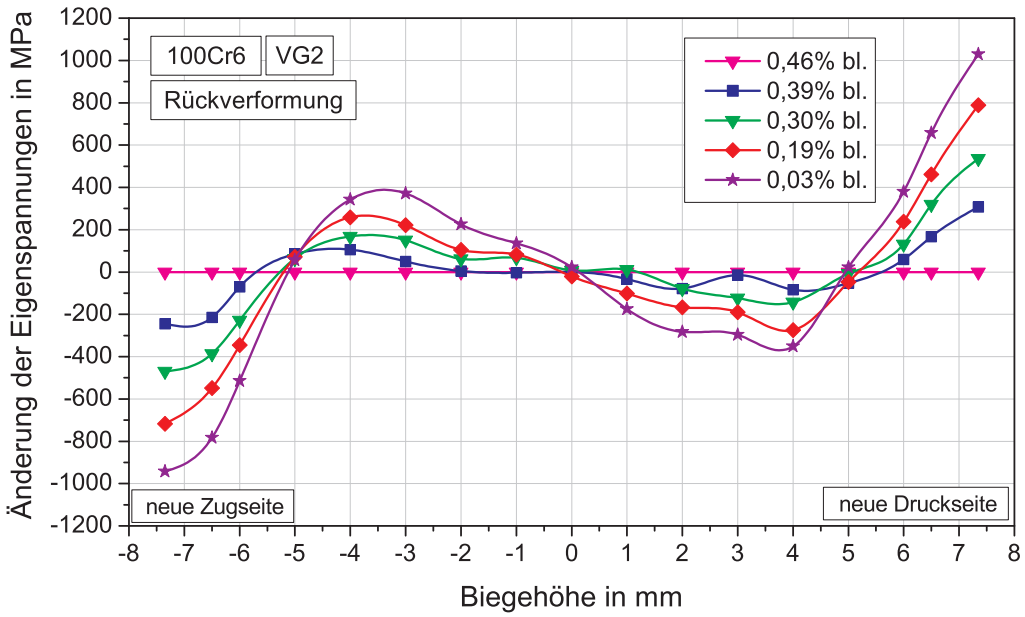


Abb. 8-19: Änderung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe bei Rückverformung ab Lastumkehr bis zum Stadium der maximalen Rückbiegung am Zustand VG2 von 100Cr6.

Es zeigt sich, dass die Änderung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe lediglich an bestimmten Punkten zu erfolgen scheint. Wie auch schon bei der Vorverformung in Abb. 5-17 zu sehen ist, entstehen in Abb. 8-18 auf der Biegehöhe bei 0mm und ±4,5mm Nulldurchgänge der Eigenspannungsverteilung, die ihre Lage auch bei Rückverformung kaum ändern und somit eigenspannungsfreie Regionen bleiben.

Ähnliches zeigt sich auch für den Zustand VG2 von 100Cr6 in Abb. 8-19, bei dem die Nulldurchgänge bei 0mm sowie ±5mm zu finden sind und etwas weiter an den Rändern liegen, da die aufgebrachte plastische Verformung geringer als beim Zustand VG1 von 42CrMoS4 war.

Des Weiteren kann man bei beiden Abbildungen beobachten, dass die bei der Rückverformung auftretenden Eigenspannungsänderungen in den Randebenen der Proben merklich größer sind als die der inneren Maxima. Für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 wird dies im nachfolgenden Kap.8.2.6 genauer untersucht. Der bei den absoluten Eigenspannungswerten (vgl. Abb. 5-18 und Abb. 6-18) bei Rückverformung auftretende fünffache Nulldurchgang ist hier nicht zu erkennen. Somit wird deutlich, dass dieser durch die an den Probenrändern sowie im Probeninneren unterschiedlich stark ausgeprägte Änderung der Eigenspannungen des nach Vorverformung aufgebauten Eigenspannungszustands entsteht.

8.2.6 Mikro- und Makroeigenspannungsanteile bei inhomogener Verformung

Bei der röntgenografischen Eigenspannungsanalyse wird stets eine phasenspezifische Summe aus den Eigenspannungen I. Art sowie den homogenen Eigenspannungen II.

Art gemessen. Die Eigenspannungen III. Art können nicht direkt gemessen werden und gehen indirekt über die Integralbreite ein [62]. Eine Separation der Eigenspannungsanteile ist auf messtechnischem Weg nicht direkt möglich.

Zöltzer [168] gelang es durch das scheibenweise Zerlegen eines verformten Biegebalkens aus feinlamellarem C80, die dort vorherrschenden Makroeigenspannungen auszulösen und so die vorliegenden Mikroeigenspannungsanteile entlang der Biegehöhe zu bestimmen. Seine Ergebnisse sind in Abb. 8-20 abgebildet.

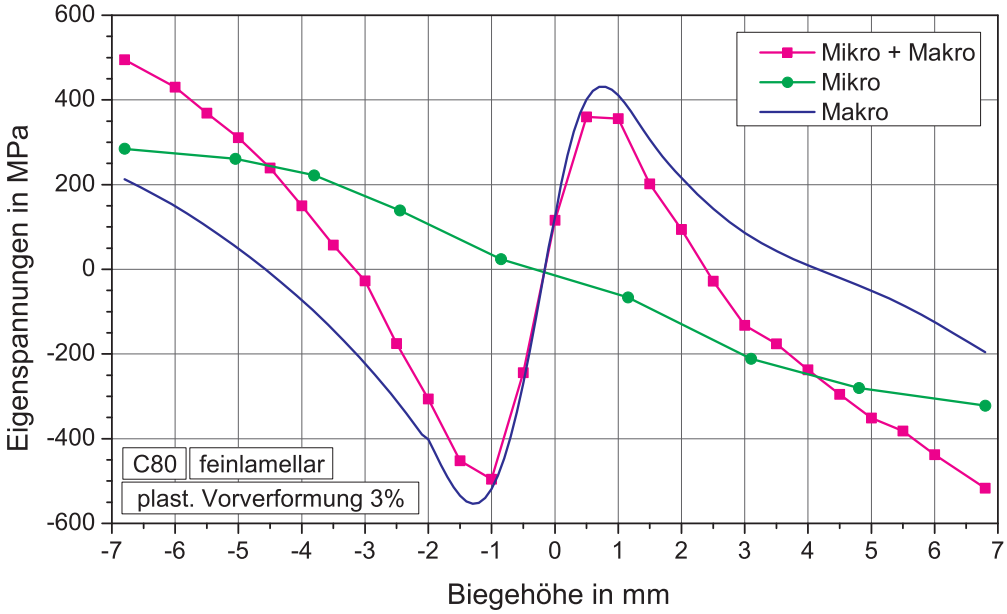


Abb. 8-20: Verteilung von Mikro- und Makroeigenspannungen über der Biegehöhe eines verformten Balkens aus feinlamellarem C80 nach 3% plastischer Randdehnung nach Zöltzer [168].

Der im verformten Zustand auftretende Eigenspannungsverlauf mit Zugeigenspannungen auf der Druckseite und Druckeigenspannungen auf der Zugseite sowie dem charakteristischen dreifachen Nulldurchgang ist deutlich erkennbar. Beim Mikroeigenspannungsverlauf liegen in den Randebenen ebenso Zugeigenspannungen auf der Druckseite und Druckeigenspannungen auf der Zugseite vor. Der Verlauf über der Biegehöhe ist jedoch ein gänzlich anderer, denn im Inneren der Probe liegt eine näherungsweise linearere Verteilung vor, deren Steigung zu den Probenrändern hin leicht abnimmt. In der neutralen Ebene liegen keine Eigenspannungen vor.

Aus der Differenz zwischen den Verläufen der gemessenen Eigenspannungssumme „Mikro+Makro“ sowie den gemessenen Mikroeigenspannungen „Mikro“ ergibt sich der berechnete Makroeigenspannungsverlauf „Makro“ über der Biegehöhe, der ebenso einen dreifachen Nulldurchgang aufweist. Durch die additive Überlagerung der röntgenografisch erfassten Mikro- und Makroeigenspannungen nach Gleichung (8.1)

$$\sigma_{mikro+makro}^{ES} = \sigma_{makro}^{ES} + \sigma_{mikro}^{ES} \quad (8.1)$$

setzen sich die Randeigenspannungen aus Mikro- und Makroeigenspannungen zusammen, während im Probeninneren hauptsächlich Makroeigenspannungen vorliegen. An den Randebenen werden bei Zöltzer ca. 60% Mikro- und 40% Makroeigenspannungen beobachtet.

8.2.6.1 Mikro- und Makroeigenspannungen entlang der Biegehöhe

Analog zu Zöltzers Untersuchungen wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit versucht, eine Separation der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für einen Biegebalken des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 vorzunehmen. Durch die röntgenografische Eigenspannungsmessung konnte nur die Summe der Eigenspannungen I. und II. Art gewonnen werden. Um eine Separation der Anteile zu ermöglichen, wurde versucht, die homogenen Mikroeigenspannungen II. Art auf einem anderen Weg als über das aufwändige Zertrennen der Probe zu ermitteln. Daher wurde in dieser Arbeit die Annahme getroffen, dass eine homogene Verformung lediglich Mikroeigenspannungen hervorruft, von denen mittels der röntgenografischen Eigenspannungsanalyse nur solche der II. Art erfasst werden (homogene Mikroeigenspannungen). Somit sollte es möglich sein, durch eine geeignete Subtraktion auch die Makroeigenspannungen I. Art bestimmen zu können. Es galt jedoch zu berücksichtigen, dass die Höhe der Eigenspannungen von der Verformungsrichtung und dem Verformungsbetrag abhängig sind.

Für die Bestimmung der Eigenspannungen II. Art wurde daher eine Zug-Druck-Probe in mehreren Schritten auf Zug belastet, bis die plastische Dehnung +2,1% betrug, was genau der bleibenden Randdehnung auf der Zugseite des Biegebalkens entsprach. Analog wurde eine Zug-Druck-Probe schrittweise bis -1,9% plastischer Dehnung gestaucht, was der bleibenden Randdehnung des Biegebalkens auf der Druckseite entsprach. Die Unterschiede der bleibenden Randdehnungen sind dabei auf das Auftreten eines SD-Effekts zurückzuführen, was in Kap. 8.4.4 betrachtet wird. Da bei Biegebeanspruchung im entlasteten Zustand neben der plastischen Verformung auch stets elastische Anteile über der Biegehöhe vorliegen (vgl. Kap. 2.2.3.2), wurde für die über der Biegehöhe vorliegende Dehnungsverteilung vereinfachend ein linearer Verlauf der Totaldehnung (bleibende Dehnung) angenommen (vgl. Abb. 7-9 und Abb. 8-27). Für die über der Biegehöhe vorliegenden bleibenden Dehnungszustände konnten nun aus den Eigenspannungsmessungen der homogenen Beanspruchung die jeweiligen homogenen Eigenspannung II. Art ermittelt werden. Neben dem über der Biegehöhe gemessenen Eigenspannungsverlauf (Mikro+Makro) konnte so der Verlauf der homogenen Mikroeigenspannungen ermittelt werden, sowie als Differenz der Makroeigenspannungsverlauf, siehe Abb. 8-21.

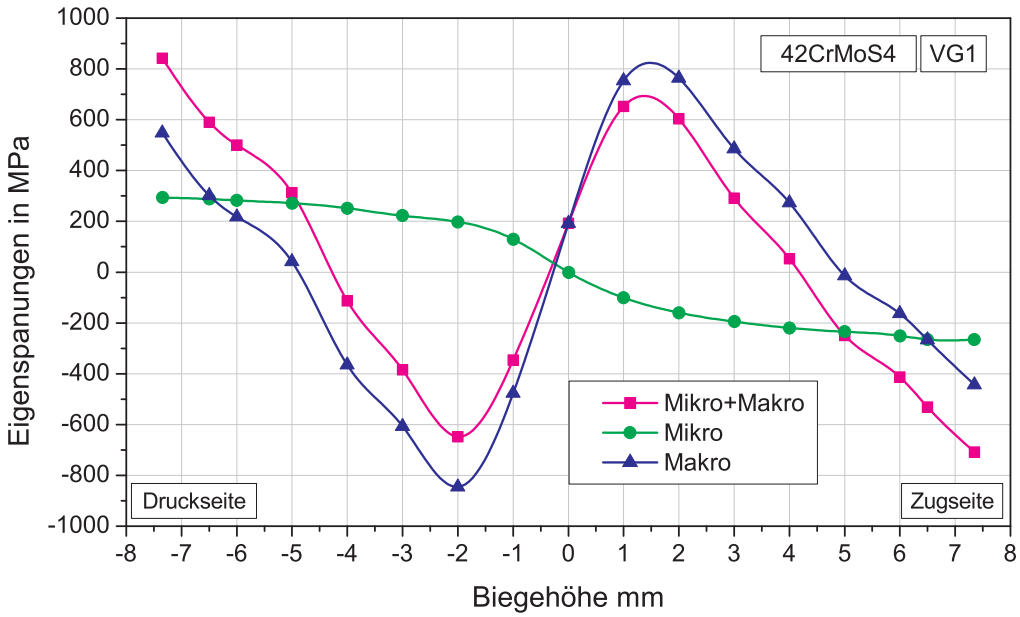


Abb. 8-21: Verteilung von Mikro- und Makroeigenspannungen über der Biegehöhe des Zustands VG1 von 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Vorverformung (Zugseite 2,1% und Druckseite -1,9% bleibende Randdehnung).

Im direkten Vergleich zu Zöltzers Ergebnissen in Abb. 8-20 zeigt sich in Abb. 8-21 trotz der Vereinfachungen ein sehr ähnlicher Verlauf von Mikro- und Makroeigenspannungen. Bedingt durch das andere Material liegen die erreichten Eigenspannungsbeträge und -anteile jedoch auf einem anderen Niveau. Neben dem charakteristischen, näherungsweise linearen Mikroeigenspannungsverlauf weist der Makroeigenspannungsverlauf wie in Abb. 8-20 einen dreifachen Nulldurchgang auf, der an den inneren Maxima betragsmäßig über dem der Summe aus Mikro- und Makroeigenspannungen liegt. In den Randebenen wurden bei ca. 2% bleibender Randverformung die in Tab. 8-1 angegeben Eigenspannungswerte ermittelt.

Tab. 8-1: Ermittelte Mikro- und Makroeigenspannungsanteile am Zustand VG1 von 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Vorverformung (Zugseite 2,1% und Druckseite -1,9% bleibende Randdehnung).

	Druckseite		**Zugseite**	
	Eigenspannungen	**Anteil**	**Eigenspannungen**	**Anteil**
	MPa	**%**	**MPa**	**%**
Mikro	294	35	-265	37
Makro	548	65	-443	63
Gesamt	842	100	-708	100

Es fällt zunächst auf, dass auf der Druckseite betragsmäßig etwa 10–20% höhere Eigenspannungswerte auftreten als auf der Zugseite, was die Auswertung verkompliziert. Daher zeigt sich mit 35:65 bzw. 37:63 (näherungsweise 40:60) ein genau gegensätzliches Verhältnis zwischen Mikro- und Makroeigenspannungen wie bei Zöltzer [168] mit 60:40. Dieser Unterschied ist höchstwahrscheinlich auf das Material und dessen Gefügestruktur zurückzuführen. Eine Gegenüberstellung der mechanischen Eigenschaften sowie der zugehörigen Eigenspannungswerte vom C80 und dem Zustand VG1 von 42CrMoS4 zeigt Tab. 8-2.

Tab. 8-2: Mechanische Kennwerte und Eigenspannungen am feinlamellaren C80 von Zöltzer [168] und am Zustand VG1 von 42CrMoS4.

Material	Rand-	Mech. Kennwerte		Eigenspannungen		Eigenspannungs-	
	verform.	R_e, R_{eL}	R_m	Zug	Biegung	anteil v. Biegung	
	%	MPa	MPa	MPa	MPa	%Mikro	%Makro
C80 feinlamell.	3% bl.	640	--	-300	±500	60	40
42CrMoS4 VG1	2% bl.	1480	1630	-300	-700/+850	35/40	65/60

Der von Zöltzer [168] untersuchte feinlamellare C80 weist trotz größerer bleibender Dehnung deutlich niedrigere Eigenspannungen als der Zustand VG1 auf, da das Material eine niedrigere Festigkeit besitzt. Die Zweiphasigkeit und die Feinlamellarität des Gefüges sind zudem Merkmale für das Auftreten von hohen phasenspezifischen Spannungen (Mikroeigenspannungen) nach plastischer Verformung [91, 106, 168]. Der niedrig angelassene Zustand VG1 von 42CrMoS4 weist hingegen ein eher als einphasig anzusehendes, überwiegend martensitisches Gefüge mit hoher Festigkeit auf. Dementsprechend ist es nicht verwunderlich, wenn trotz der betraglich hohen Eigenspannungen ein nur nahezu halb so großer Mikroeigenspannungsanteil und dafür im Gegenzug ein ausgeprägter Makroeigenspannungsanteil vorliegt.

8.2.6.2 Mikro- und Makroeigenspannungen in den Randebenen

Die Ermittlung der Verteilung von Mikro- und Makroeigenspannungen entlang der Biegehöhe nach Lastumkehr ist sehr aufwändig. Für jeden Dehnungszustand entlang der Biegehöhe hätte eine separate Zug- bzw. Druckprobe bis zum jeweiligen Dehnungszustand vorverformt und anschließend rückverformt werden müssen. Da somit weitere umfangreiche Versuche und Untersuchungen notwendig gewesen wären, wurde lediglich die Entwicklung der Eigenspannungsanteile in den Randebenen der Probe betrachtet, für die die Daten entsprechend einfach zu ermitteln waren.

Ausgehend von der Entwicklung der Randeigenspannungen des Biegebalkens (Abb. 5-15) wurden für die dort vorliegenden bleibenden Dehnungen die Mikroeigen-

spannungen aus einem Zug- sowie einem Stauchversuch ermittelt. Die Lastumkehr der Versuche erfolgte an denselben plastischen / bleibenden Dehnungswerten von +2,1% und -1,9%, die auch in den Randebenen des Biegebalkens bei Lastumkehr vorlagen. Auch hier wurden die Mikroeigenspannungen vom Verlauf der Biegeeigenspannungen subtrahiert, so dass sich der in Abb. 8-22 dargestellte Makroeigenspannungsverlauf in den Randebenen des Biegebalkens ergibt.

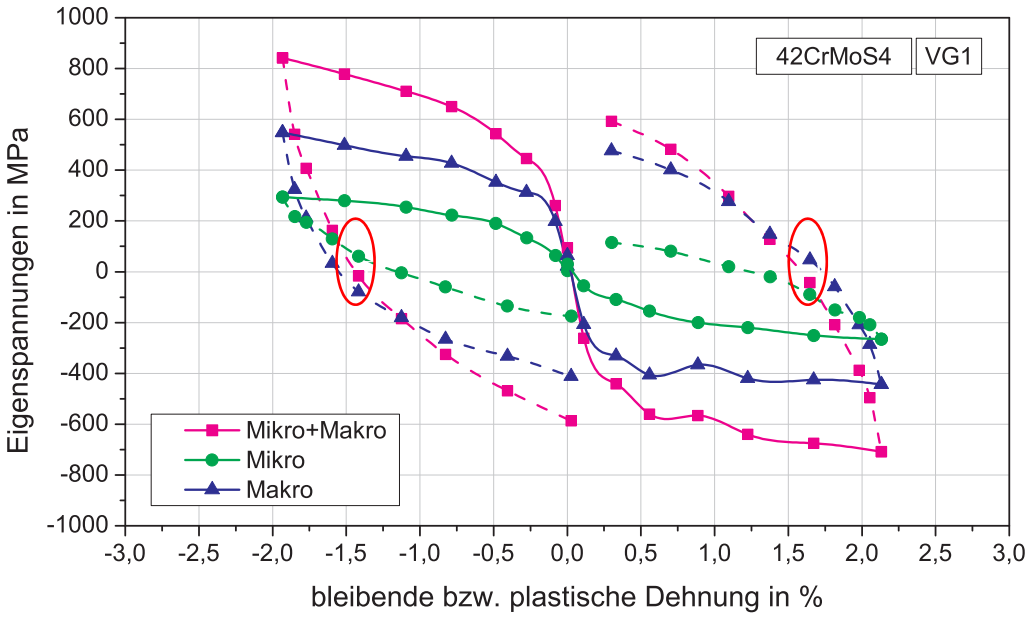


Abb. 8-22: Entwicklung von Mikro- und Makroeigenspannungen in den Randebenen eines Biegebalkens des Zustands VG1 von 42CrMoS4 bei Vorverformung (Volllinie) und Rückverformung (Strichlinie). Die Nulldurchgänge der Eigenspannungen bei der Rückverformung sind markiert.

Wie schon im Kap. 8.2.1 festgestellt wurde, liegen bei Rückverformung die eigenspannungsfreien Zustände nach homogener Beanspruchung sowie in den Randebenen nach inhomogener Beanspruchung bei unterschiedlichen Verformungswerten (vgl. Abb. 8-6 und Abb. 8-7). Die Differenzen zwischen Biegeeigenspannungen und Mikroeigenspannungen muss der Makroeigenspannungsverlauf ausgleichen. Daher treten die Nulldurchgänge der Makroeigenspannungen bei noch geringeren Rückverformungen als die der Gesamt- oder der Mikroeigenspannungen auf, was die Vermutung des schnellen Makroeigenspannungsabbaus nach Lastumkehr unterstützt. Somit scheint auch, dass die bei Rückverformung auftretenden, vermeintlich (in den Randebenen) eigenspannungsfreien Zustände keineswegs eigenspannungsfrei sind, sondern sich dort lediglich Mikro- und Makroeigenspannungen durch gegensätzliche Vorzeichen aufheben.

8.2.7 Vergleich der Eigenspannungen in den Randebenen und im Inneren

Wie sich im vorangegangenen Kapitel zeigte, ändern sich die Eigenspannungsbeträge bei Rückverformung in den Randebenen anders als im Probeninneren. Am Beispiel der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 sollen die Unterschiede analysiert und diskutiert werden. Die für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 im Stadium der maximalen Vorverformung entlang der Biegehöhe vorliegenden Eigenspannungen wurden bereits in Abb. 8-10 gezeigt. In Abb. 8-23 sind nun die Änderungen der Eigenspannungen bis zum Stadium der maximalen Rückbiegung dargestellt.

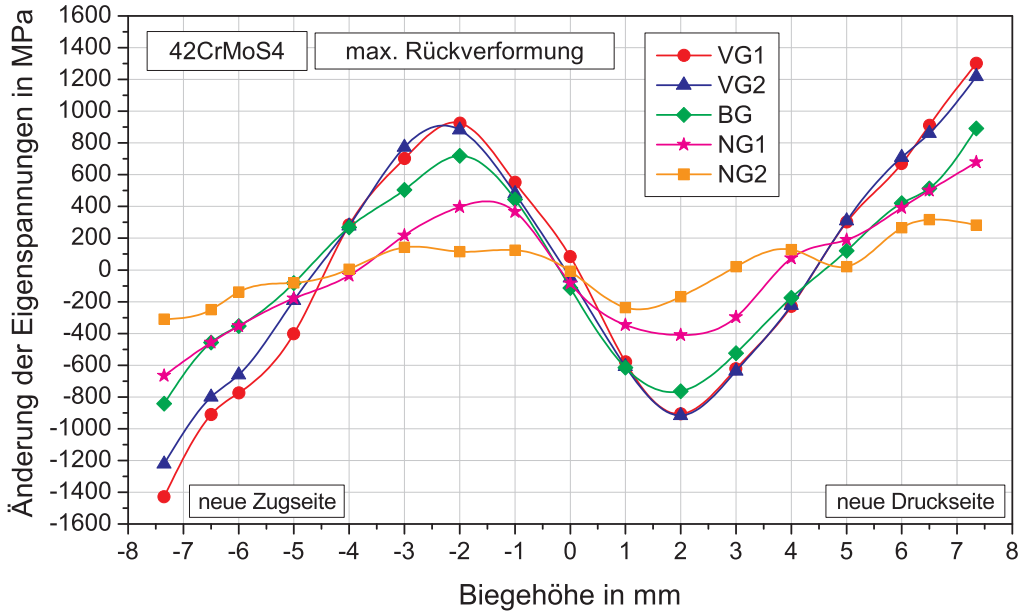


Abb. 8-23: Änderung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe ab Lastumkehr bis zum Stadium der maximalen Rückverformung für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4.

Die Höhe der Eigenspannungsänderung zeigt eine klare Korrelation zur Festigkeit der Wärmebehandlungszustände, denn die größten Änderungen treten im Zustand VG1 auf, die geringsten im Zustand NG2, so dass sich die Reihenfolge VG1 > VG2 > BG > NG1 > NG2 ergibt. Die betraglichen Änderungen der Eigenspannungen sind dabei mit ca. 300–1400MPa in den Randebenen größer als mit 200–900MPa im Probeninneren.

Um die einzelnen Wärmebehandlungszustände in dieser Hinsicht zu vergleichen, wurden von den Eigenspannungsänderungen aus Abb. 8-10 und Abb. 8-23 zunächst die Beträge gebildet. Aus den Beträgen wurden dann die Mittelwerte der in den beiden Randebenen sowie den beiden inneren Maxima vorliegenden Eigenspannungsänderungen gebildet. In Abb. 8-24 sind die auf diese Weise ermittelten, bei Vor- und Rückverformung auftretenden Eigenspannungsänderungen für die Randebenen und die inneren Maxima dargestellt.

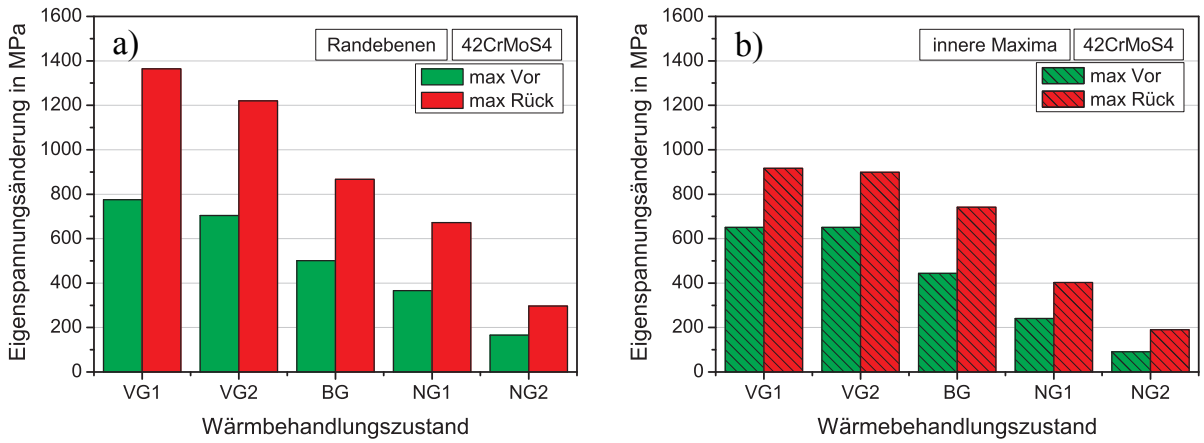


Abb. 8-24: Betraglicher Vergleich der Eigenspannungsänderung nach Vor- und Rückverformung der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 an a) den Randebenen und an b) den inneren Maxima.

In Abb. 8-24 ist deutlich erkennbar, dass sowohl in den Randebenen als auch in den inneren Maxima bei Rückverformung größere Eigenspannungsänderungen als bei Vorverformung auftreten.

Sortiert man die in Abb. 8-24 gezeigten Daten neu, indem man Randebenen und innere Maxima für die Vorverformung sowie die Rückverformung gegenüberstellt, erhält man Abb. 8-25.

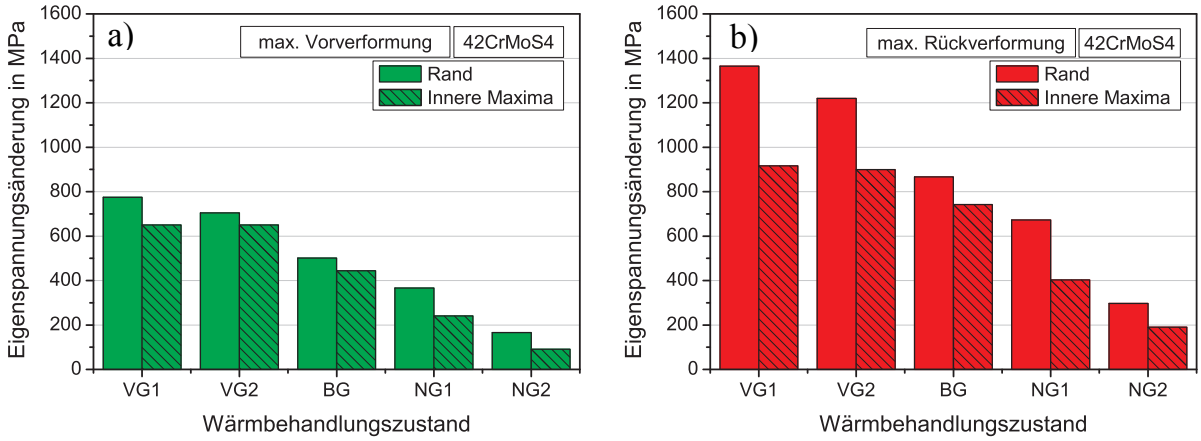


Abb. 8-25: Betraglicher Vergleich der Eigenspannungsänderung von Randebenen und inneren Maxima der Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 nach a) Vorverformung und b) Rückverformung

In dieser Gegenüberstellung lässt sich gut erkennen, dass sowohl bei Vor- als auch bei Rückbiegung die in den Randebenen auftretenden Eigenspannungsänderungen stets größer als in den inneren Maxima sind.

Somit liegt folgendes Ergebnis vor: Die Eigenspannungen sind einerseits am Rand größer als im Probeninneren und andererseits die Änderungen bei Rückverformung größer als bei Vorverformung. Dem gegenüber stehen zwei Effekte: Der Bauschingereffekt sowie die Höhe der Eigenspannungen. In den Randebenen liegt die größte plastische Verformung vor, daher ist davon auszugehen, dass nach eine Lastumkehr auch hier der größte Bauschingereffekt auftritt. Dieser geht nach Kap. 8.2.1 mit dem schnellen Absinken der vorliegenden Eigenspannungen einher. Ebenso besitzen die Eigenspannungen in den Randebenen nach Lastumkehr das gleiche Vorzeichen wie die Lastspannungen, im Probeninneren hingegen ein entgegengesetztes. Daher ist davon auszugehen, dass sich aus den beiden genannten Gründen die Eigenspannungen in den Randebenen schneller als im Probeninneren abbauen.

Eine weitergehende Differenzierung zwischen dem Bauschingereffekt und dem Anteilen an Mikro- und Makroeigenspannungen kann mit den zur Verfügung stehenden Messdaten nicht erreicht werden.

8.2.8 Fazit Eigenspannungen

- Nach Entlastung einer vorausgegangenen überelastischen Beanspruchung in Zugrichtung liegen Druckeigenspannungen vor, nach einer überelastischen Druckbeanspruchung hingegen Zugeigenspannungen. Schon nach geringen plastischen Verformungen entwickeln sich hohe Eigenspannungen, die mit zunehmender Verformung stetig anwachsen. Mit zunehmender Festigkeit steigt auch die Höhe der ausbildbaren Eigenspannungen an.
- Bei inhomogener Beanspruchung entwickeln sich höhere Eigenspannungen als bei homogener Beanspruchung. Während die Eigenspannungen bei homogener Beanspruchung hauptsächlich aus phasenspezifischen homogenen Mikroeigenspannungen bestehen, treten bei inhomogener Beanspruchung zusätzlich Makroeigenspannungen auf. Die jeweiligen Anteile von Mikro- und Makroeigenspannungen werden von der Mikrostruktur des Werkstoffs beeinflusst und variieren über dem inhomogen verformten Probenquerschnitt. Tendenziell begünstigt die Mehrphasigkeit eines Gefüges das Auftreten homogener Mikroeigenspannungen.
- Nach inhomogener Beanspruchung bildet sich entlang der Biegehöhe ein Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang aus, der sich aus der Überlagerung von Mikro- und Makroeigenspannungen zusammensetzt. Dabei treten die höchsten Eigenspannungen in den Randebenen sowie im Probeninneren nahe der neutralen Ebene auf. Die inneren Maxima bestehen hauptsächlich aus Makroeigenspannungen, die in den Randebenen vorliegenden Eigenspannungsmaxima bestehen aus Mikro- und Makroeigenspannungen mit gleichem Vorzeichen. Entlang der Biegehöhe liegt eine Überlagerung von Mikro- und Makroeigenspannungsverlauf vor, der charakteristische dreifache Nulldurchgang wird jedoch maßgeblich von den Makroeigenspan-

nungen geprägt. Wie die verschiedenen Wärmebehandlungszustände zeigen müssen die am Rand sowie im Inneren gemessenen Eigenspannungen für ein Momentengleichgewicht nicht zwangsläufig die gleichen Maximalbeträge besitzen.

- Nach Lastumkehr bauen sich die bei der Vorverformung entstandenen Eigenspannungen ab, was bei inhomogener Verformung schneller als bei homogener Verformung geschieht. Bei inhomogener Beanspruchung ändern sich zudem die Eigenspannungen in den Randebenen betraglich deutlich schneller als im Probeninneren. Dies ist neben dem Wirken von Last- und Eigenspannungen mit Beträgen gleichen Vorzeichens besonders auf das Auftreten von Makroeigenspannungen sowie auf den nach Lastumkehr einsetzenden Bauschingereffekt zurückzuführen. Bei Rückbiegung entsteht so kurzzeitig ein Stadium mit einem fünffachen Nulldurchgang. Nach vollständiger Rückverformung stellt sich erneut ein Eigenspannungszustand mit hohen Eigenspannungsbeträgen und dreifachem Nulldurchgang ein.
- An einem Biegebalken können bei Rückverformung Verformungszustände vorliegen, die am Rand fast eigenspannungsfrei sind, aber im Inneren trotzdem hohe Eigenspannungsbeträge vorliegen. Dies kann daran liegen, dass sich am Rand Mikro- und Makroeigenspannungen mit entgegengesetztem Vorzeichen aufheben.
- Liegt eine verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung vor, so scheinen sich in der Ferrit- / Martensitphase nur sehr geringe Eigenspannungen auszubilden. Nach überelastischer Zugbeanspruchung liegen geringe Zugeigenspannungen (phasenspezifische Mikroeigenspannungen) vor. Eine Biegebeanspruchung verursacht hingegen Druckeigenspannungen, die wohl eher als Makroeigenspannungen anzusehen sind. Da eine Eigenspannungsmessung in der Austenitphase nicht möglich war, kann keine Aussage über die Lastverteilung zwischen den vorliegenden Phasen getroffen werden.
- Die Integralbreiten sind ein Maß für die inhomogenen Mikroeigenspannung (Eigenspannungen III. Art) im Material. Wärmebehandlungszustände mit einer hohen Festigkeit bzw. Härte besitzen auch eine hohe Integralbreite, die durch die vorliegenden Versetzungsstrukturen hervorgerufen wird. Das bei den höherfesten Zuständen überwiegend beobachtete Absinken der Integralbreite bei geringer plastischer / bleibender Verformung ist auf eine Änderung der Versetzungsstruktur durch Ordnungsvorgänge zurückzuführen, bei der energetisch günstige (Versetzungs-) Strukturen erreicht werden. Bei den weichen normalisierten Proben ist hingegen ein kontinuierlicher Anstieg der Integralbreite bei Verformung zu verzeichnen. Ein geringes Absinken der Integralbreiten nach Lastumkehr ist wahrscheinlich auf Versetzungsannihilation zurückzuführen und wird in engem Zusammenhang mit dem dort wirkenden Bauschingereffekt gesehen. Die konstanten Verläufe der Integralbreiten sind höchstwahrscheinlich auf ein Gleichgewicht an sich bildenden und annihilieren Versetzungen zurückzuführen.

- Eine Verschiebung der neutralen Ebene ist anhand des Nulldurchgangs der Eigenspannungsverteilung entlang der Biegehöhe zu beobachten. Bei Vorverformung wandert die neutrale Ebene auf die Druckseite der Probe, bei Rückverformung ändert sich ihre Lage zunächst kaum, scheint jedoch nach vollständiger Rückverformung auf die neue Druckseite zu wechseln. Die Änderung der Lage der neutralen Ebene ist ein Zeichen für das Auftreten eines SD-Effekts.

8.3 Simulation einer Biegebeanspruchung aus Zug und Druck

In Kap 7.2 wurden die Ergebnisse der auf Messdaten von homogener Zug- und Druckbeanspruchung aufbauenden FE-Simulation einer Biegeverformung vorgestellt.

Es konnte gezeigt werden, dass die Simulation einer Biegebeanspruchung aus den Daten einer homogenen Beanspruchung realistische Werte liefert. Für den Zustand VG1 von 42CrMoS4 wurde im realen Versuch eine maximale Kraft von ca. 49,5kN an der Biegevorrichtung gemessen, in der Simulation wurden 50kN erreicht.

8.3.1 Simulation der Eigenspannungsverteilung entlang der Biegehöhe

In Abb. 8-26 sind die nach Vorverformung und Entlastung vorliegenden Eigenspannungsverläufe aus Simulation und röntgenografischer Messung gegenübergestellt. Da die FE-Simulation lediglich Makroeigenspannungen abbilden kann, wurden die Makroeigenspannungsanteile der Messung für den Zustand VG1 von 42CrMoS4 analog zu Abb. 8-21 bei einer ähnlichen bleibenden Randdehnung wie in der Simulation ermittelt.

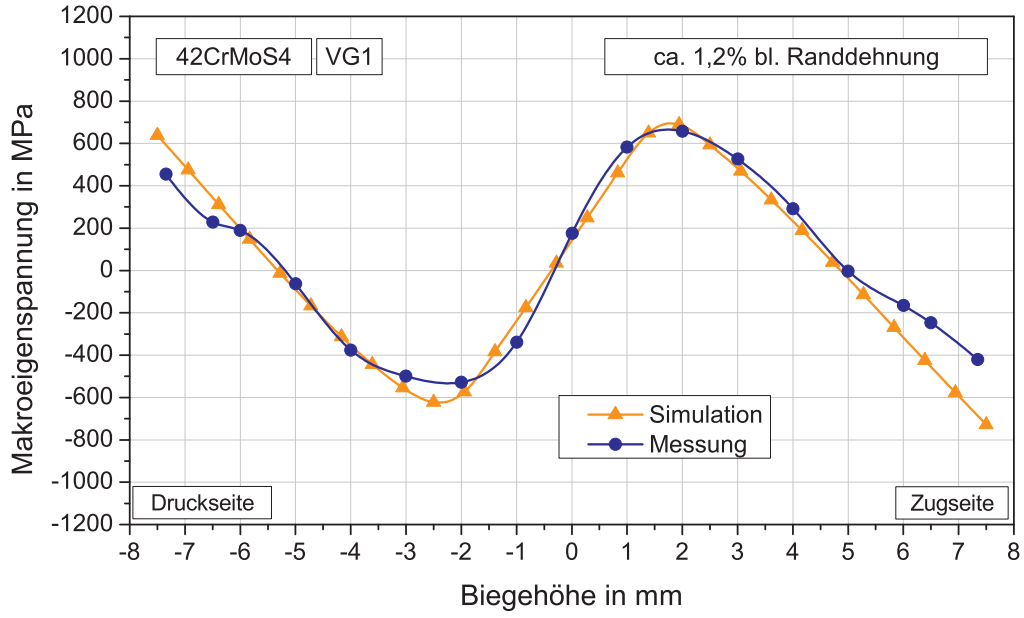


Abb. 8-26: Makroeigenspannungsverläufe aus Simulation und röntgenografischer Messung des Zustands VG1 von 42CrMoS4 bei ca. 1,2% bleibender Randdehnung.

Zunächst fällt auf, dass die Eigenspannungsverläufe von Simulation und Messung den bekannten dreifachen Nulldurchgang entlang der Biegehöhe aufweisen und zudem beide Kurven nahezu deckungsgleich verlaufen. Die neutrale Ebene liegt leicht außermittig, ca. 0,5mm in Richtung der Druckseite verschoben (siehe Kap. 8.4.2). Die inneren Eigenspannungsmaxima bei ±2mm der Messung liegen auf ähnlichem Niveau. In den Randebenen sind Abweichungen von 200–300MPa zwischen den Makroeigenspannungswerten aus Simulation und Messung zu beobachten. Eine mögliche Ursache können Randeffekte bei der Messung sowie die Tatsache sein, dass die realen Biegeproben um ca. 150µm elektrolytisch poliert wurden und daher eine um 0,3mm geringere Biegehöhe vorlag, so dass auch geringere Randeigenspannungen zu erwarten sind.

8.3.2 Simulation der elastischen und plastischen Dehnung entlang der Biegehöhe

Wie in Abb. 7-9 gezeigt wurde, liegt sowohl unter Last als auch nach Entlastung eine näherungsweise lineare Totaldehnungsverteilung über der Biegehöhe vor. Unter diesem Aspekt stellt sich die Frage, welchen Verlauf der elastische sowie der plastische Dehnungsanteil entlang der Biegehöhe besitzen. Daher soll hier mittels der FE-Simulation einer Biegebeanspruchung auf die Veränderung von elastischem und plastischem Dehnungsanteil sowie der daraus resultierenden Totaldehnung eingegangen werden.

Aus dem Zugversuch ist bekannt, dass sich (unter Vernachlässigung des Bauschingereffekts) bei der Entlastung einer plastisch verformten Probe der elastische Dehnungsanteil vollständig abbaut, und nur der plastische Dehnungsanteil zurückbleibt. Unter inhomogener Verformung scheint dies nicht mehr so zuzutreffen, denn die Entstehung eines nichtlinearen (Eigen-) Spannungszustands mit dreifachem Nulldurchgang kann nicht auf linearen Dehnungsverteilungen beruhen, wie es die Totaldehnungen in Abb. 7-9 zeigen.

Mit Hilfe der FE-Simulation wurde der plastische Dehnungsanteil entlang der Biegehöhe ermittelt und von den Totaldehnungsverläufen subtrahiert. In Abb. 8-27 sind die so ermittelte elastische Dehnung sowie die plastische und die totale Dehnung entlang der Biegehöhe für die Stadien unter maximaler Last und nach Entlastung dargestellt.

Unter maximaler Last liegen in Abb. 8-27a im Probeninneren lediglich elastische Dehnungen vor. Ab einer Biegehöhe von ca. ±2mm von der neutralen Ebene ausgehend wird die Streckgrenze des Werkstoffs überschritten, so dass es zur Plastizierung der Randebenen kommt und sich die elastischen Anteile – analog zum Hookeschen Gesetz – betragsmäßig nur noch geringfügig vergrößern. Als Summe von elastischer und plastischer Dehnung ergibt sie die aus Abb. 7-9 bekannte lineare Totaldehnungsverteilung über der Biegehöhe.

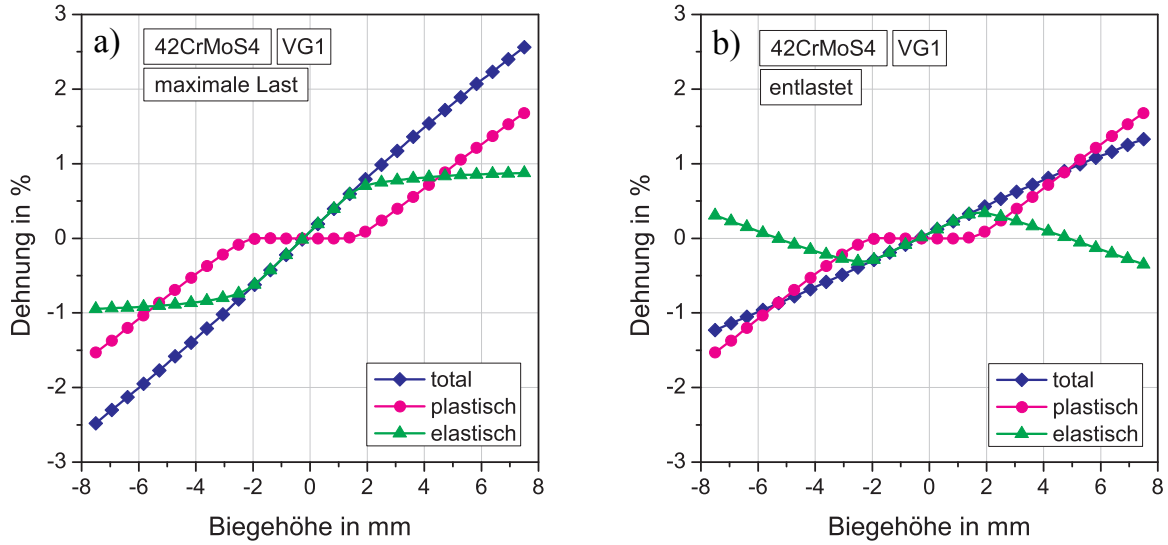


Abb. 8-27: In der Simulation ermittelte Totaldehnungsverteilung sowie deren elastischer und plastischer Anteil entlang der Biegehöhe unter a) maximaler Last und b) im entlasteten Zustand nach ca. 1,2% bleibender Randdehnung.

Wie in Abb. 8-27b deutlich zu erkennen ist, bleibt die plastische Dehnung nach Entlastung erhalten. Da somit eine inhomogene Verformung des Probenquerschnitts vorliegt, müssen elastische Dehnungen vorhanden sein, die die Verformung über ein Momentengleichgewicht ausgleichen können. Von der neutralen Ebene ausgehend, liegt im Inneren der Probe eine zu den Rändern hin betragsmäßig ansteigende elastische Dehnung vor. Mit dem Erreichen der plastisch verformten Zone nehmen die Eigenspannungen betragsmäßig wieder kontinuierlich ab und wechseln ab einer Biegehöhe von ±5mm ihr Vorzeichen. Das Ergebnis ist eine elastische Dehnungsverteilung mit dreifachem Nulldurchgang entlang der Biegehöhe. Demzufolge bleibt bei der Entlastung eines inhomogen verformten Werkstücks zwar der plastische Dehnungsanteil erhalten, der elastische baut sich jedoch keineswegs wie bei homogener Beanspruchung ab, sondern lagert sich lediglich um und ändert sogar sein Vorzeichen. Somit sind nach Entlastung einer überelastischen, inhomogenen Verformung „plastische Dehnung“ und „Totaldehnung“ nicht identisch, wie es bei homogener Verformung der Fall ist. Zweckmäßigerweise spricht man daher bei Biegeverformung auch nicht von „plastischer“ Verformung, sondern besser von „bleibender“ Verformung, da stets zusätzlich elastische Dehnungsanteile vorliegen.

Da das Auftreten von Eigenspannungen eng mit elastischen Gitterverzerrungen verbunden ist, liegt es nahe, dass der charakteristische Eigenspannungsverlauf mit dem markanten dreifachen Nulldurchgang die Ursache der elastischen Dehnungsverteilung ist. Die Zusammenhänge zwischen elastischer und plastischer Dehnung, sowie dem sich daraus ergebenden Eigenspannungszustand sind in Abb. 8-28 nochmals verdeutlicht.

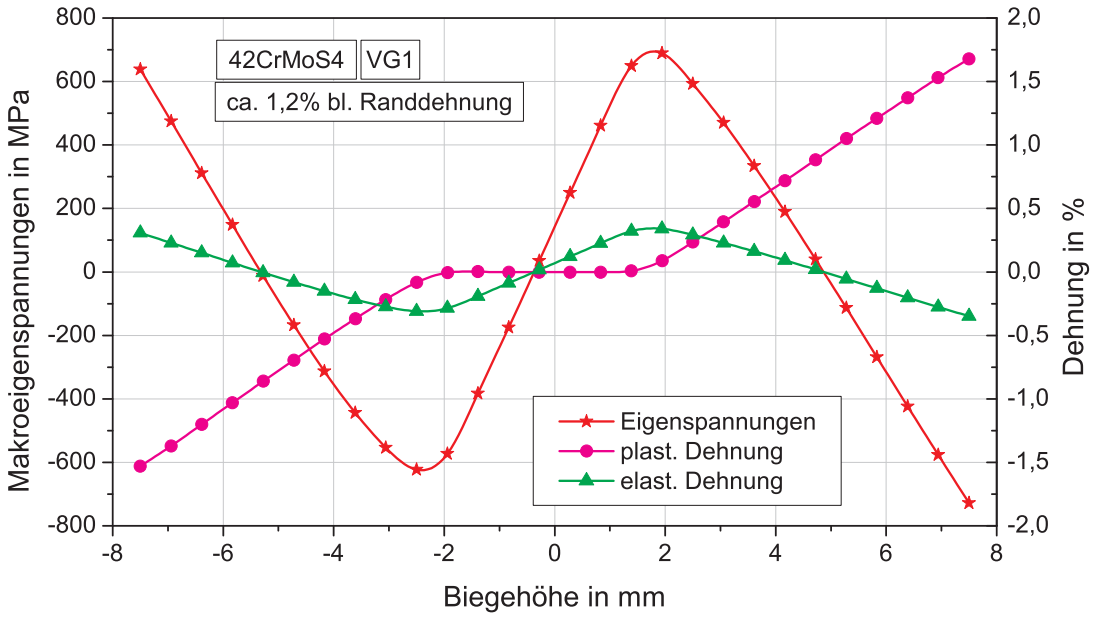


Abb. 8-28: In der Simulation ermittelte elastische und plastische Dehnungsverteilung sowie die Ausbildung von Makroeigenspannungen entlang der Biegehöhe nach Entlastung einer auf ca. 1,2% bleibende Randdehnung verformten Biegeprobe des Zustands VG1 von 42CrMoS4.

Genau an den Stellen, an denen die Eigenspannungsverteilung ihre Nulldurchgänge entlang der Biegehöhe besitzt, zeigt auch die elastische Dehnungsverteilung einen Nulldurchgang. Ebenso stimmen die Vorzeichen überein, denn eine elastische Dehnung bewirkt die Bildung von Zugeigenspannungen und eine elastische Stauchung bewirkt Druckeigenspannungen. So entspricht die Lage der inneren Eigenspannungsmaxima auch der Position der elastischen Verformungsmaxima, und nur näherungsweise dem Beginn der plastisch verformten Zone. Des Weiteren ist erkennbar, dass sich die neutrale Ebene leicht auf die Druckseite der Probe verschoben hat.

8.3.3 Fazit FE-Simulation

- Eine Biegebeanspruchung lässt sich aus den homogenen Beanspruchungen Zug und Druck näherungsweise nachbilden. Die auftretenden Kräfte sowie die Makroeigenspannungsentwicklung stimmen recht gut überein. Mit einem isotropen Werkstoffmodell lässt sich der Bauschingereffekt jedoch nicht abbilden. Auch in der Simulation liegt die neutrale Ebene nach einer plastischen Verformung leicht außermittig auf die Druckseite des Biegebalkens.
- Entlang der Biegehöhe treten sowohl unter Last als auch im entlasteten Zustand näherungsweise lineare Totaldehnungsverteilungen auf. Mit dem Überschreiten der Streckgrenze tritt eine zum Rand hin anwachsende plastische Verformung auf. Nach Entlastung entsteht durch die über den Querschnitt inhomogen erfolgte Verformung eine elastische Dehnungsverteilung, die diese Inhomogenität ausgleicht. Daher

spricht man im entlasteten Zustand von einer „bleibenden“ Dehnung, da diese im Gegensatz zur plastischen Dehnung auch die vorhanden elastischen Anteile berücksichtigt.

- Der charakteristische Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang ist die Ursache der nach Entlastung entlang der Biegehöhe vorliegenden elastischen Dehnungsverteilung. Mit den Nulldurchgängen des Eigenspannungsverlaufs geht auch näherungsweise der Übergang vom elastischen zum elastisch-plastischen Verformungsbereich der Biegeprobe einher.

8.4 Auswirkungen des SD-Effekts

Es ist bekannt, dass an Stählen unter Zugbeanspruchung höhere Elastizitätsgrenzen als unter Druckbeanspruchung auftreten können. Dieses beanspruchungsrichtungsabhängige Werkstoffverhalten wird als SD-Effekt bezeichnet. Des Weiteren ist bekannt, dass nach Lastumkehr einer plastisch verformten Probe gewöhnlich ein Bauschingereffekt auftritt. Somit stellt sich die Frage, welche Auswirkungen der SD-Effekt auf den Bauschingereffekt sowie die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffs hat, wenn die Beanspruchungsrichtung nach überelastischer Verformung umgekehrt wird.

8.4.1 Richtungsabhängiger Elastizitätsmodul bei homogener Beanspruchung

Da die Bestimmung des SD-Effektes im Wesentlichen über die mechanischen Kenngrößen der Werkstoffe geschieht, ist es wichtig, deren Qualität und Reproduzierbarkeit bewerten zu können. Hierbei spielen gerade die Dehn- und Stauchgrenzen, die mit Hilfe des Elastizitätsmoduls ermittelt werden, eine große Rolle.

Da von Rauch und Leslie [127] sowie Fletcher et al. [131] das Auftreten eines höheren Elastizitätsmoduls bei Druckbeanspruchung als bei Zugbeanspruchung beschrieben wurde, wird zunächst geprüft, ob die Wärmebehandlungszustände dieser Arbeit ebenfalls beanspruchungsrichtungsabhängige Elastizitätsmoduln aufweisen. Für jeden Wärmebehandlungszustand wurde unter Verwendung von DMS zur präzisen Ermittlung der Längenänderung ein Mittelwert der jeweiligen Elastizitätsmoduln von je drei Proben bestimmt. Die Ergebnisse der untersuchten Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 sind in Abb. 8-29 für homogene Zug- und Druckbeanspruchung dargestellt.

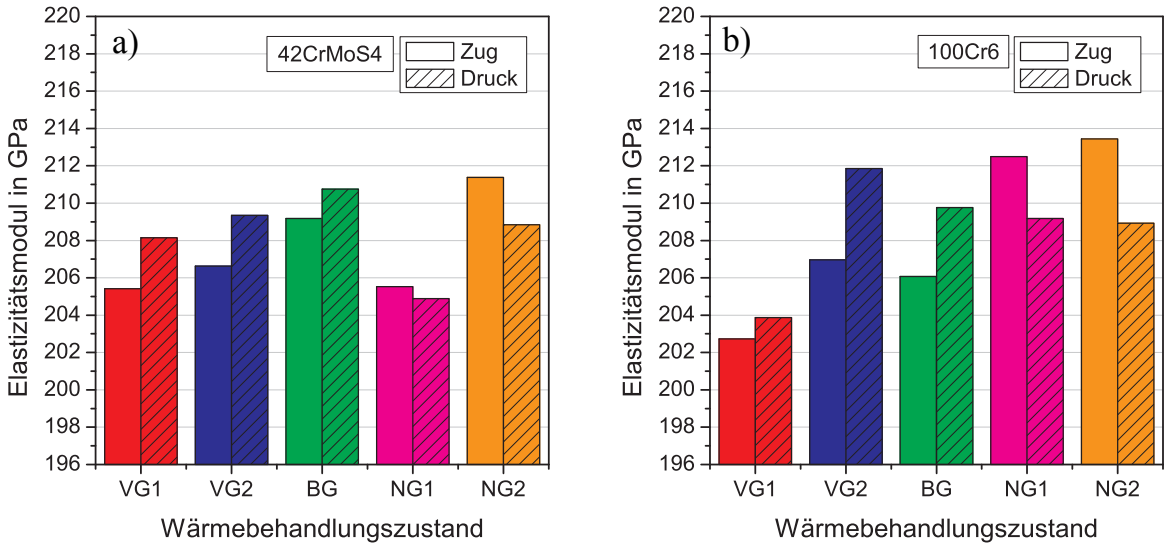


Abb. 8-29: Elastizitätsmoduln für a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 unter homogener Zug- bzw. Druckbeanspruchung.

Sowohl an 42CrMoS4 als auch an 100Cr6 tritt bei den hochfesten Vergütungszuständen VG1 und VG2 sowie den bainitischen Zuständen BG unter Druckbeanspruchung ein ca. 1–2% höherer Elastizitätsmodul als bei Zugbeanspruchung auf. Bei den normalisierten Zuständen NG1 und NG2 beider Stähle liegt ein genau umgekehrtes Verhalten vor, denn hier ist der Elastizitätsmodul unter Druckbeanspruchung bis zu 2% geringer als unter Zugbeanspruchung. Der besonders niedrige Elastizitätsmodul des Zustands VG1 von 100Cr6 ist vermutlich auf den bei Verformungsbeginn vorliegenden Restaustenit zurückzuführen. Da γ-Fe durch die kfz-Elementarzelle einen geringeren Elastizitätsmodul von ca. 180GPa besitzt [10], wird der Elastizitätsmodul des Werkstoffs global verringert. Die Aussage von Rauch und Leslie, dass im Druck ein größerer Elastizitätsmodul als bei Zug vorliegt, ist in dieser Arbeit offensichtlich nur für die Wärmebehandlungszustände von hoher und mittlerer Festigkeit gültig. Mit Ausnahme des restaustenithaltigen Zustands von 100Cr6 sind die Unterschiede zwischen den vorliegenden Elastizitätsmoduln jedoch nicht allzu groß, zumal die Ermittlung des Elastizitätsmoduls sehr sensibel ist, und auch die Messung geringer Lasten mit einer 150kN Kraftmessdose sowie DMS fehlerbehaftet sein kann (siehe Kap. 8.7.3).

Untersuchungen der Forschungsvereinigung Automobiltechnik [174] zeigen, dass durch Wärmebehandlung und Vorverformung durchaus eine Änderung des Elastizitätsmoduls hervorgerufen werden kann. Hierdurch kann sich zwar eine Verbesserung der Simulationsergebnisse des Steifigkeitsverhaltens von Bauteilen ergeben, jedoch steht der Kennwertermittlung ein sehr hoher Aufwand gegenüber, weshalb die Verwendung der Literaturwerte von 205–210GPa evtl. einen guten Kompromiss darstellt.

8.4.2 Höhe des SD-Effekts unter homogener und inhomogener Beanspruchung

In der Abb. 5-21 sowie Abb. 6-21 wurden die Spannung-Dehnung-Verläufe von Zug- und Druckbeanspruchung gezeigt. Anhand dieser Diagramme wurden die entsprechenden Dehn- bzw. Stauchgrenzen ($R_{0,01}$; $R_{0,03}$; $R_{0,05}$; $R_{0,1}$; $R_{0,15}$; $R_{0,2}$; $R_{0,5}$; $R_{1,0}$) ermittelt und das Fließgrenzenverhältnis $R_p/|R_d|$ gebildet. Ein Fließgrenzenverhältnis von genau 1,0 würde demzufolge bedeuten, dass die Beträge von Dehn- und Stauchgrenze identisch sind und kein SD-Effekt vorliegt. Liegt das Verhältnis hingegen bei <1, so ist die Stauchgrenze betraglich größer als die entsprechende Dehngrenze und man kann vom Auftreten eines SD-Effekts sprechen.

Abb. 8-30 zeigt die Fließgrenzenverhältnisse $R_p/|R_d|$ für die Zustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 in Abhängigkeit der an den Fließgrenzen vorliegenden plastischen Dehnungsbeträgen.

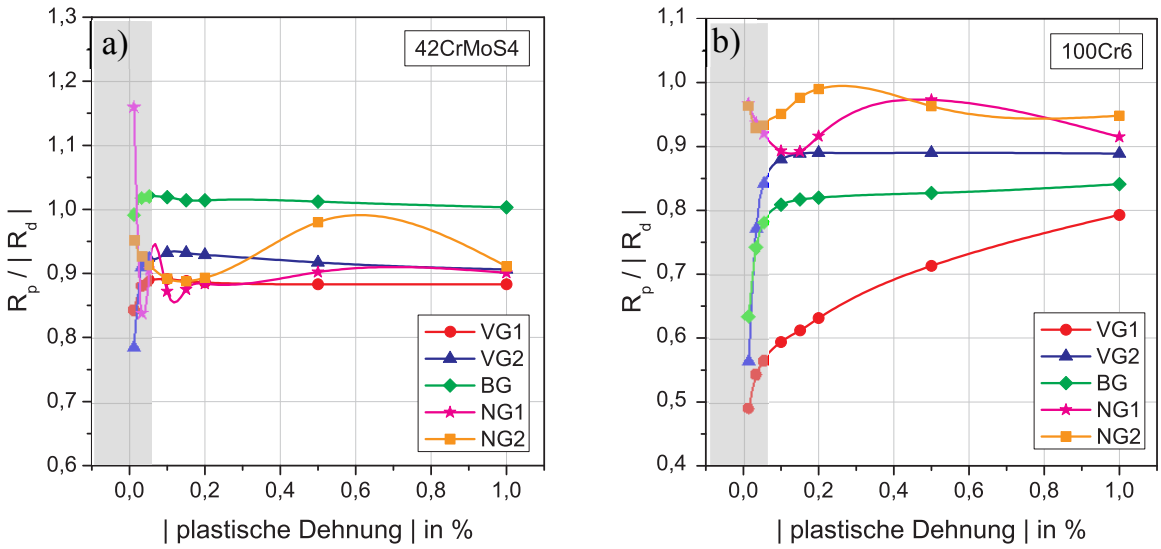


Abb. 8-30: Fließgrenzenverhältnisse verschiedener Dehn- und Stauchgrenzen für a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 unter homogener Beanspruchung. Im grauen Bereich sind die Werte verfahrensbedingt großen Streuungen unterlegen.

Ein grundlegendes Problem bei der verwendeten Auswertemethode stellt die Bestimmung der feinen 0,01%, 0,03% sowie teilweise auch 0,05% Fließgrenzen dar, die auf Basis des Elastizitätsmoduls erfolgte. Da schon geringe Abweichungen in der Steigung der Hookeschen Gerade am kontinuierlichen Übergang vom elastischen in den elastisch-plastischen Bereich ungenaue Fließgrenzen zur Folge haben (vgl. Abb. 5-21 und Abb. 6-21), wurden die Elastizitätsmoduln so genau wie möglich bestimmt (siehe Abb. 8-29) und nicht der theoretische Wert von 210GPa verwendet. Da dies dennoch bei den kleinen Fließgrenzen nur bedingt Erfolg zeigte und die Streuung dort zudem sehr groß war, werden die Fließgrenzen $<R_{0,05}$ bei der Bewertung des SD-Effekts weniger ge-

wichtet. Daher sind die entsprechenden Bereiche in den Diagrammen grau unterlegt und werden nicht weiter diskutiert.

Für 42CrMoS4 ergibt sich folgendes Bild (Abb. 8-30a): Die beiden vergüteten Zustände VG1 und VG2 sowie die normalisierten Zustände NG1 und NG2 weisen bei plastischen Verformungen >0,05% ein (überwiegend) konstantes Fließgrenzenverhältnis von ca. 0,9 auf, was einen SD-Effekt in der Größe von ca. 10% Fließgrenzenunterschied bedeutet. Die Lüdersdehnung des Zustands NG2 führt zu großen Einflüssen auf die Höhe des gemessenen SD-Effekts. Einerseits ist der bei 0,5% plastischer Verformung auftretende „Buckel“ auf die im Druckversuch vorliegende Unstetigkeit im Bereich der Lüdersdehnung zurückzuführen, siehe Abb. 5-21e. Andererseits ist der für einen normalisierten Zustand ungewöhnlich hohe SD-Effekt in diesem Fall eher in den unterschiedlich langen Lüdersdehnungen bei Zug- und Druckbeanspruchung begründet, vgl. [127], und nicht auf die Höhe der für Versetzungsbewegungen verantwortlichen kritischen Schubspannungen zurückzuführen. Der bainitische Zustand BG hingegen liegt knapp über 1,0, so dass hier praktisch R_p und $|R_d|$ identisch sind und kein SD-Effekt auftritt.

Für 100Cr6 (Abb. 8-30b) ergibt sich eine andere Verteilung. Der hochfeste Vergütungszustand VG2 weist bei plastischen Verformungen >0,05% ein Fließgrenzenverhältnis von ca. 0,9 und der bainitische Zustand BG ca. 0,8 auf, was einem SD-Effekt von 10% bzw. 20% entspricht. Der normalisierte Zustand NG1 zeigt ebenso wie der vergütete Zustand VG2 ein Fließgrenzenverhältnis von ca. 0,9, wobei im Bereich der Lüdersdehnung keine konstante Spannung auftritt und so auch der Verlauf der Kenngröße nicht konstant ist. Der normalisierte Zustand NG2 zeigt ein ähnlich unstetiges Verhalten im Lüdersbereich, jedoch liegt das Fließgrenzenverhältnis zwischen 0,95 und 1,0, so dass lediglich ein geringer SD-Effekt von nur maximal 5% auftritt. Analog zu 42CrMoS4 ist auch hier bei den Zuständen NG1 und NG2 der unter Zug- und Druckbeanspruchung unterschiedlich lange Lüdersdehnungsbereich für das Auftreten eines SD-Effekts verantwortlich. Der hochfeste und restaustenithaltige Zustand VG1 von 100Cr6 zeigt den größten in dieser Arbeit gemessenen SD-Effekt. Bei geringen plastischen Verformungen von 0,05% beträgt das Fließgrenzenverhältnis 0,55 und nimmt bis 1% plastischer Verformung kontinuierlich bis auf 0,8 zu, was einem enormen SD-Effekt von anfangs 45% und später 20% gleichkommt! Unter Berücksichtigung von Abb. 6-21a sowie Abb. 7-1 wird das unterschiedliche Verformungsverhalten von Zug- und Druckbeanspruchung auf die einsetzende Restaustenitumwandlung zurückzuführen sein. Da diese nach Kap. 2.8.3.3 bevorzugt unter Zugbeanspruchung abläuft, setzt dort die plastische Verformung somit schon bei viel niedrigeren Spannungen als unter Druckbeanspruchung ein, was den SD-Effekt verursacht. Die Abnahme des SD-Effekts mit zunehmender Verformung korreliert auch mit dem bei Verformung schnell absinkenden Restaustenitgehalt, siehe Abb. 7-1.

Während bei homogener Beanspruchung separate Proben zur Bestimmung der Fließgrenzen unter Zug- sowie Druckbeanspruchung benötigt werden, können die Kennwerte in beiden Beanspruchungsrichtungen an einer einzigen Biegeprobe ermittelt werden, da dort Zug- und Druckseite vorhanden sind. Da es beim Biegebalken somit nicht möglich ist, Zug- und Druck als separate Beanspruchungen zu untersuchen, sondern stets beides zusammen auftritt und sich gegenseitig beeinflusst, kann der SD-Effekt nicht auf die gewohnte Art interpretiert werden. Ein weiteres Problem stellt hierbei die fiktive Randspannung dar, die eine berechnete, geometrieabhängige Größe ist und zudem für Zug- und Druckseite gleich angenommen wird. Daher treten für eine berechnete fiktive Randspannung zwei unterschiedliche Dehnungswerte auf. Somit äußert sich der SD-Effekt bei Biegebeanspruchung eher als „Strain-Differential-Effect“. Die grafische Auftragung der Spannung-Dehnung-Kurve lässt dann trotzdem einen Spannungsunterschied für gleiche Dehnungen entstehen.

Abb. 8-31 zeigt die Biegegrenzenverhältnisse $R_{Bp}/|R_{Bd}|$ für die Zustände des 42CrMoS4 und 100Cr6 in Abhängigkeit der an den Biegegrenzen vorliegenden plastischen Dehnungsbeträge. Wie auch bei homogener Beanspruchung in Abb. 8-30 ist die Bestimmung der kleinen Biegegrenzen $<R_{B0,05}$ stark fehlerbehaftet, weil dort deren Bestimmung sehr empfindlich auf den zur Auswertung verwendeten Elastizitätsmodul regiert. Daher sind diese Werte grau hinterlegt und werden nicht weiter diskutiert. Im Gegensatz zur homogenen Beanspruchung konnte mit den Elastizitätsmoduln von 210GPa für 42CrMoS4 sowie 215GPa für 100Cr6 vernünftige Ergebnisse erzielt werden.

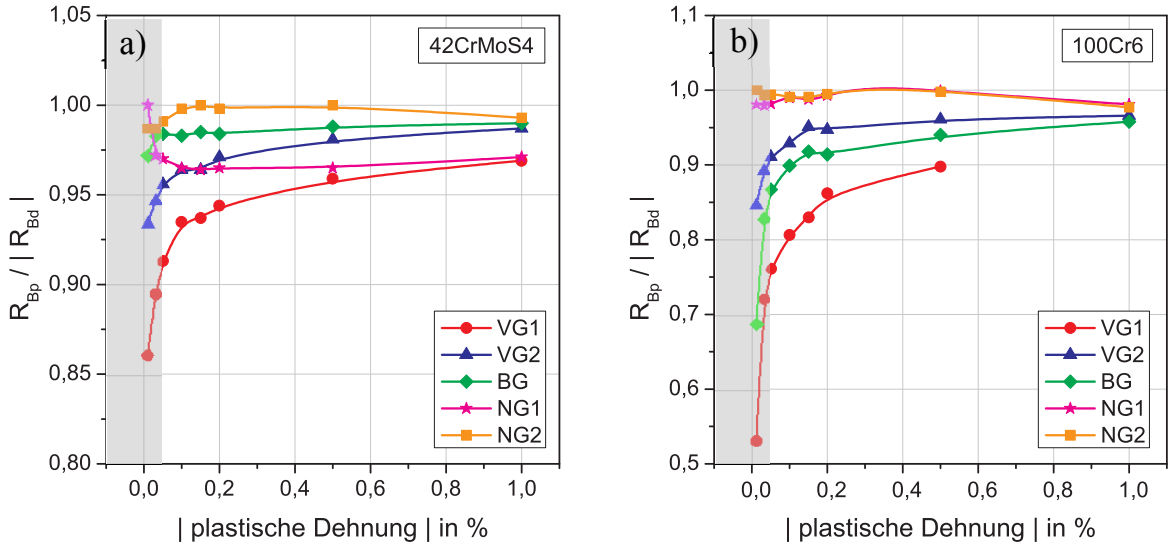


Abb. 8-31: Biegegrenzenverhältnisse verschiedener Biegedehn- und Biegestauchgrenzen für a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung. Im grauen Bereich sind die Werte verfahrensbedingt großen Streuungen unterlegen.

Bei 42CrMoS4 tritt im weichen normalisierten Zustand NG2 sowie näherungsweise auch beim bainitischen Zustand BG ein Biegegrenzenverhältnis von ca. 1,0 auf, was

das Fehlen eines SD-Effekts bedeutet. Bei dem mehrphasigen, normalisierten Zustand NG1 liegt das Verhältnis bei ca. 0,97, was einem schwachen SD-Effekt von ca. 3% Biegegrenzenunterschied bedeutet. Der Vergütungszustand VG1 zeigt den deutlichsten SD-Effekt von ca. 4%, während der Zustand VG2 interessanter Weise trotz seiner hohen Festigkeit nur einen sehr geringen SD-Effekt aufweist.

Bei 100Cr6 zeigen beide normalisierten Zustände NG1 und NG2 praktisch keinen SD-Effekt, da die Biegegrenzenverhältnisse ca. 1,0 betragen. Die hochfesten Zustände VG2 und BG weisen Biegegrenzenverhältnisse von ca. 0,95 auf, die einem SD-Effekt von 5% Biegegrenzenunterschied entsprechen. Den größten SD-Effekt zeigt jedoch der restaustenithaltige Zustand VG1 mit einem Biegegrenzenunterschied von anfangs fast 50% und später immerhin noch ca. 20%. Mit abnehmendem Restaustenitgehalt, vgl. Abb. 7-1, sinkt auch die Höhe des SD-Effekts ab.

Im direkten Vergleich der Fließgrenzverhältnisse von homogener (Abb. 8-30) und inhomogener Beanspruchung (Abb. 8-31) fällt auf, dass die Reihenfolge der Kurven hinsichtlich der Höhe des SD-Effekts für beide Materialien jeweils gleich ist. Die Tatsache, dass unter homogener Beanspruchung die größeren SD-Effekte gemessen werden, kann damit zusammenhängen, dass bei Biegung die fiktive Randspannung angewendet wird, und nicht die tatsächliche in den Randebenen wirkende wahre Spannung. Die normalisierten, lamellaren Zustände NG2 zeigen auch unter Biegebeanspruchung praktisch keinen SD-Effekt, ebenso der bainitische Zustand BG von 42CrMoS4. Dafür weisen die höherfesten Zustände einen deutlicheren SD-Effekt auf. Interessanterweise zeigt der Zustand VG2 von 42CrMoS4 trotz seiner hohen Festigkeit unter homogener und inhomogener Beanspruchung einen geringeren SD-Effekt als vermutet.

8.4.3 Querschnittsänderung und Lage der neutralen Ebene beim Biegebalken

In den Kap. 5.4 und 6.4 wurde die Formänderung der Querschnittsfläche der Biegebalken verschiedener Wärmebehandlungszustände nach Biegeverformung untersucht. Wie sich anhand von Abb. 5-22 und Abb. 6-22 zeigt, scheint der Wärmebehandlungszustand keinen Einfluss auf die Geometrieänderung der Querschnittsfläche der Biegebalken zu besitzen, da alle Kurven nahezu die gleichen Steigungen aufweisen und deckungsgleich liegen.

In Abb. 8-32 sind die gemessenen Breiten von Zug- und Druckseite der Biegebalken im direkten Vergleich der untersuchten Wärmebehandlungszustände aufgetragen.

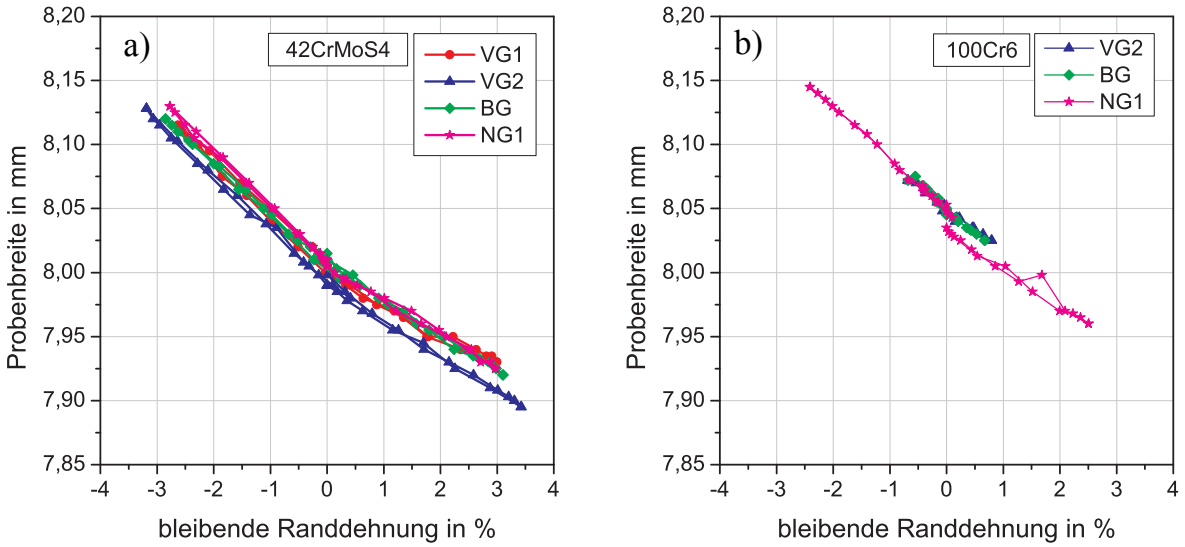


Abb. 8-32: Breitenänderung in den Randebenen der Biegebalken der Wärmebehandlungszustände von a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 bei Vor- und Rückverformung.

Da die Änderung der Breite auf Zugseite ca. -1,5% und die auf der Druckseite ca. +1% beträgt, weist die Kurve im Ursprung einen Knick auf. Dies belegt, dass von Beginn der Verformung an unterschiedliche Verformungseigenschaften für Zug- und Druckbeanspruchung vorliegen müssen, für die das Auftreten eines SD-Effekts und die Verschiebung der neutralen Ebene verantwortlich sein kann. Unter diesem Aspekt muss allerdings berücksichtigt werden, dass unter homogener Beanspruchung beim bainitischen Zustand BG von 42CrMoS4 praktisch kein SD-Effekt auftritt, sich die Querschnittsänderung jedoch kaum von den anderen Wärmebehandlungszuständen unterscheidet. Wie jedoch aus Abb. 8-37c deutlich wird, liegt bei Biegebeanspruchung selbst beim Zustand BG ein deutlicher Randdehnungsunterschied vor, so dass zusätzlich Einflüsse von Probengeometrie und Biegevorrichtung in Betracht kommen. Eine vollständige Klärung der Ursachen für die bei Biegeverformung auftretenden Querschnittsveränderungen ist daher mit den vorliegenden Ergebnissen nicht möglich.

Anhand der in Abhängigkeit der bleibenden Verformung ermittelten Dickenänderungen der Biegebalken in den Randebenen kann unter Anwendung von Gleichung (2.6) sowie der Berücksichtigung von Abb. 2-3 und Abb. 8-33a die mit der Querschnittsänderung einhergehende Schwerpunktänderung der Balkenquerschnittsfläche ermittelt werden.

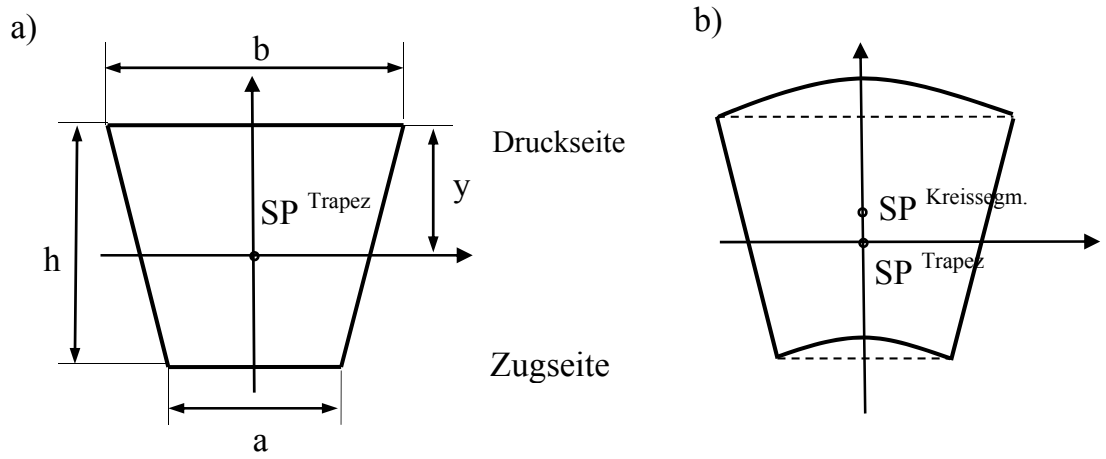


Abb. 8-33: Schwerpunktlagen von Trapezquerschnitt und Kreissegment.

Die so für den hochfesten Vergütungszustand VG1 von 42CrMoS4 ermittelten Größen sind in Tab. 8-3 abgebildet.

Tab. 8-3: Daten der Querschnittsänderung der Biegebalkenquerschnittsfläche des Vergütungszustands VG1 von 42CrMoS4 im unverformten Zustand sowie mit 2% plastischer Randdehnung.

	Zugseite	**Druckseite**	**Höhe**	**Randabstand SP**
	mm	**mm**	**mm**	**mm**
Bezeichnung Variable	b	a	h	y
Ausgangszustand	8,005	8,00	15,005	7,502
2% bleib. Randdehnung	8,115	7,93	--	7,474
Änderung	+0,11	-0,07	--	-0,028

Für den unverformten Zustand ergibt sich ein Abstand des Schwerpunkts SP vom Probenrand von y≈7,502mm. Für die mit 2% bleibender Randdehnung gebogene Probe ergibt sich y≈7,474mm. Dies entspricht somit einer Verschiebung des Schwerpunktes um 0,028mm in Richtung der Druckseite der Probe. Unter Berücksichtigung, dass der Trapezquerschnitt lediglich eine Vereinfachung darstellt und die reale Querschnittsänderung eher einem Kreissegment entspricht (siehe Abb. 2-3), wird die reale Schwerpunktverschiebung in Richtung der dickeren Druckseite noch geringfügig größer ausfallen.

Da es sich bei dem Biegebalken sowohl im unverformten als auch im verformten Zustand um eine symmetrische Querschnittsfläche handelt, kann über den Flächenschwerpunkt die Lage der neutralen Ebene bestimmt werden [15].

8.4.4 Auswirkung des SD-Effekts auf die Randdehnung beim Biegebalken

Bei der Verformung der Biegebalken tritt das Phänomen auf, dass die Beträge der Randdehnungen (Total- bzw. bleibende Dehnung) von Zug- und Druckseite unterschiedlich groß ausfallen.

Da die Bezeichnung der Randebene der Biegebalken mit „Zugseite“ und „Druckseite“ bei wechselnden Beanspruchungsrichtungen nicht eindeutig ist, werden in Abb. 8-34 die Begriffe „Seite 1“ und „Seite 2“ eingeführt, die der jeweiligen Balkenseite fest zugeordnet wird. Die „Seite 1“ ist dabei immer diejenige Randebene des Biegebalkens, die bei der ersten Verformung (Abb. 8-34b) eine Druckbeanspruchung erfährt. Die „Seite 2“ erfährt dementsprechend zunächst eine Zugbeanspruchung. Bei Rückverformung, siehe Abb. 8-34c, liegt auf „Seite 1“ und „Seite 2“ eine der Vorverformung entgegengesetzte Beanspruchung vor.

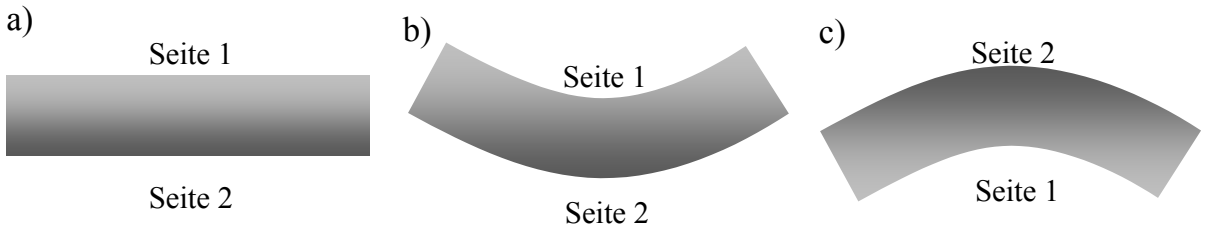


Abb. 8-34: Bezeichnung der Randebenen des Biegebalkens in verschiedenen Verformungszuständen: a) unverformter Ausgangszustand, b) Vorverformung, c) Rückverformung (Balken gewendet).

Der zur Versuchsführung ermittelte bleibende Dehnungsbetrag wurde in allen Biegeversuchen in dieser Arbeit über den DMS auf „Seite 2“ ermittelt, der sich bei Vorverformung (Abb. 8-34b) auf der Zugseite und bei Rückverformung (Abb. 8-34c) auf der Druckseite des Biegebalkens befindet. Die bei Vor- und Rückverformung auf „Seite 2“ auftretenden bleibenden Dehnungen waren betragsmäßig identisch, was hier als vollständige Rückverformung auf den geraden Ausgangszustand bezeichnet wird.

Als Ergebnis zeigte sich, dass die „Seite 1“ der Probe bereits über den Nullpunkt hinweg verformt worden war, während die „Seite 2“ diesen noch gar nicht bzw. gerade erst erreicht hatte, wie die Verformungsvorgänge in Abb. 8-35 und Abb. 8-36 belegen. Da das Phänomen auch nicht mit einer Probenquerschnittsschwächung durch das Elektropolieren in Verbindung gebracht werden kann – vergleiche z.B. Abb. 5-6 und Abb. 5-11 – und auch ein fehlerhaftes Messen der DMS durch die zyklischen Beanspruchungen verworfen werden musste (siehe hierzu Kap. 8.7.2), kommt der SD-Effekt der Biegebeanspruchung in Betracht.

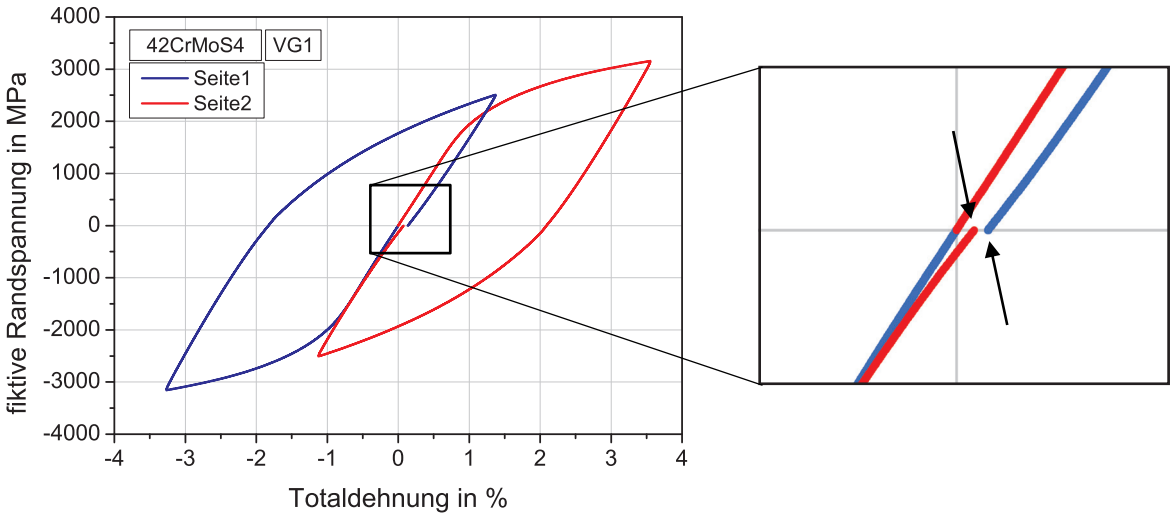


Abb. 8-35: Ungleiche Dehnungsbeträge auf Zug- und Druckseite eines Biegebalkens des Zustands VG1 von 42CrMoS4.

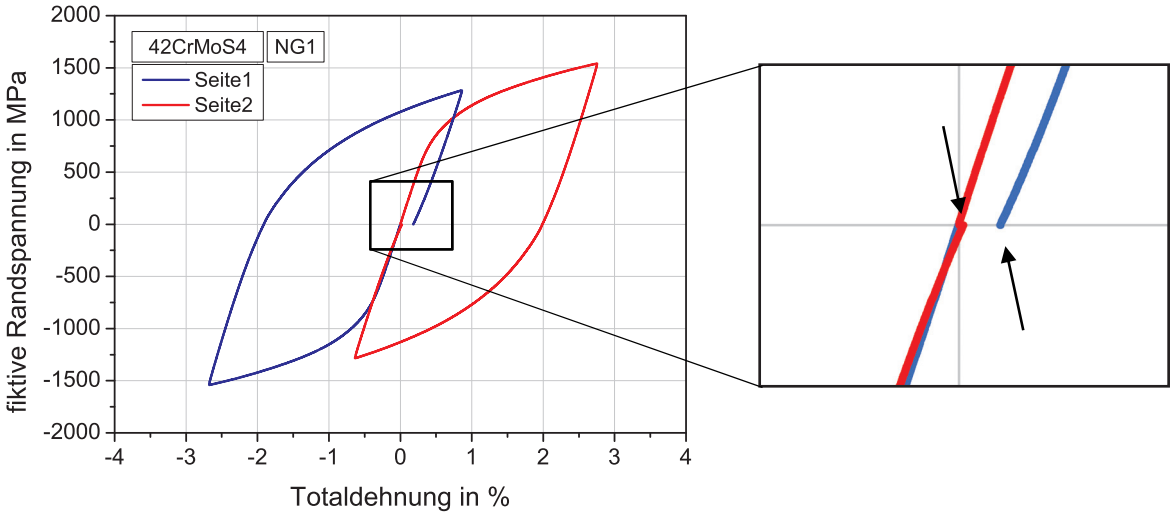


Abb. 8-36: Ungleiche Dehnungsbeträge auf Zug- und Druckseite eines Biegebalkens des Zustands NG1 von 42CrMoS4.

In Abb. 8-37 und Abb. 8-38 sind die sich bei Vorverformung aufbauenden und die sich bei Rückverformung abbauenden bleibenden Randdehnungsänderungen betraglich dargestellt.

Unabhängig von der quantitativen Höhe der bleibenden Randdehnungen zeigt sich in Abb. 8-37 und Abb. 8-38, dass die in Vorverformungsrichtung erreichten bleibenden Dehnungen bei allen untersuchten Werkstoffzuständen auf „Seite 2“ (Zugseite) größer sind, als auf der „Seite 1“ (Druckseite). Dies kann als klarer Beweis für das Auftreten eines SD-Effekts bei Biegebeanspruchung gesehen werden.

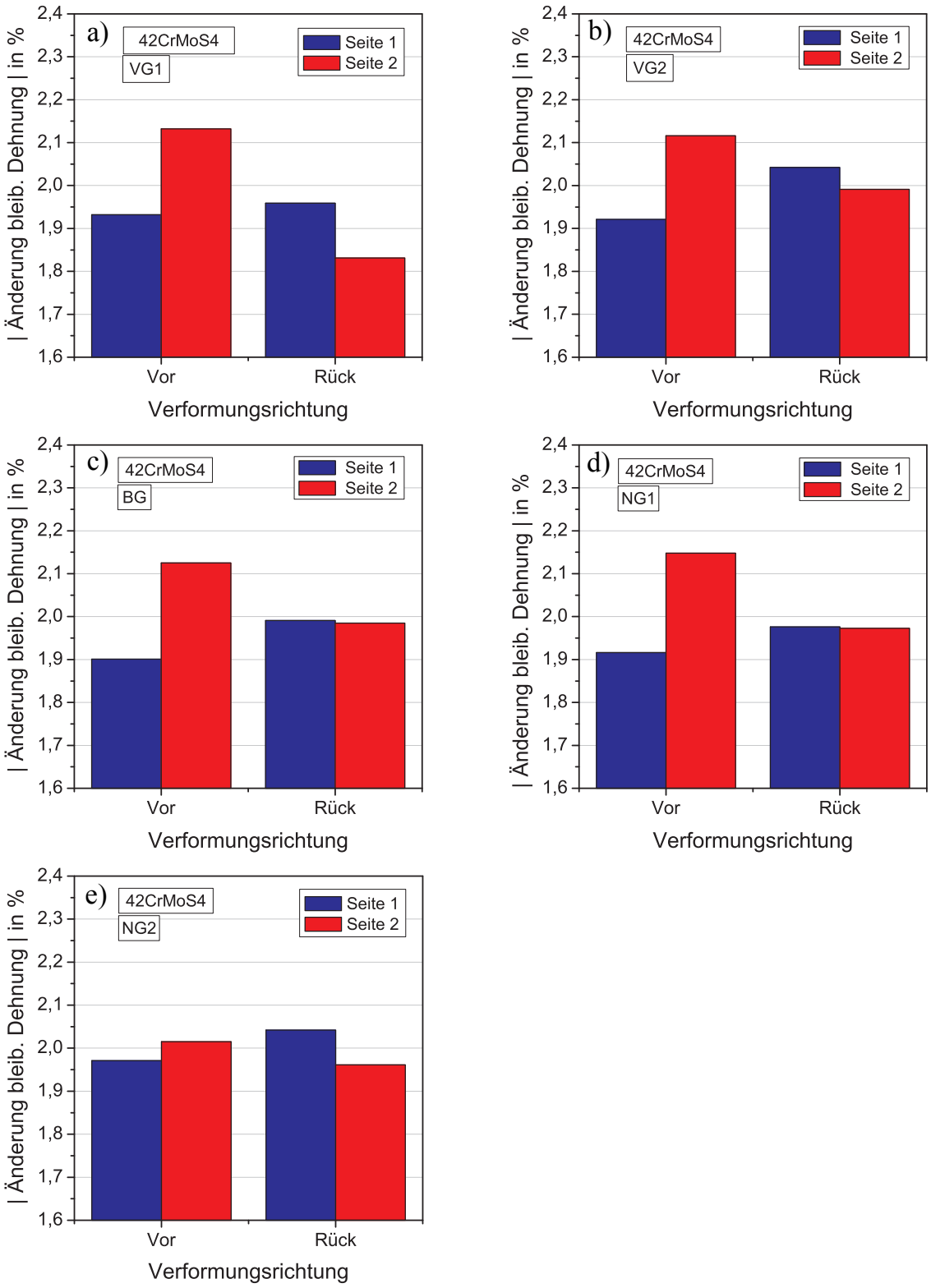


Abb. 8-37: Änderung der bleibenden Randdehnungsbeträge nach Vor- und Rückverformung (±2,1%) für die Wärmebehandlungszustände a) VG1, b) VG2, c) BG, d) NG1 und e) NG2 von 42CrMoS4 unter inhomogener Beanspruchung.

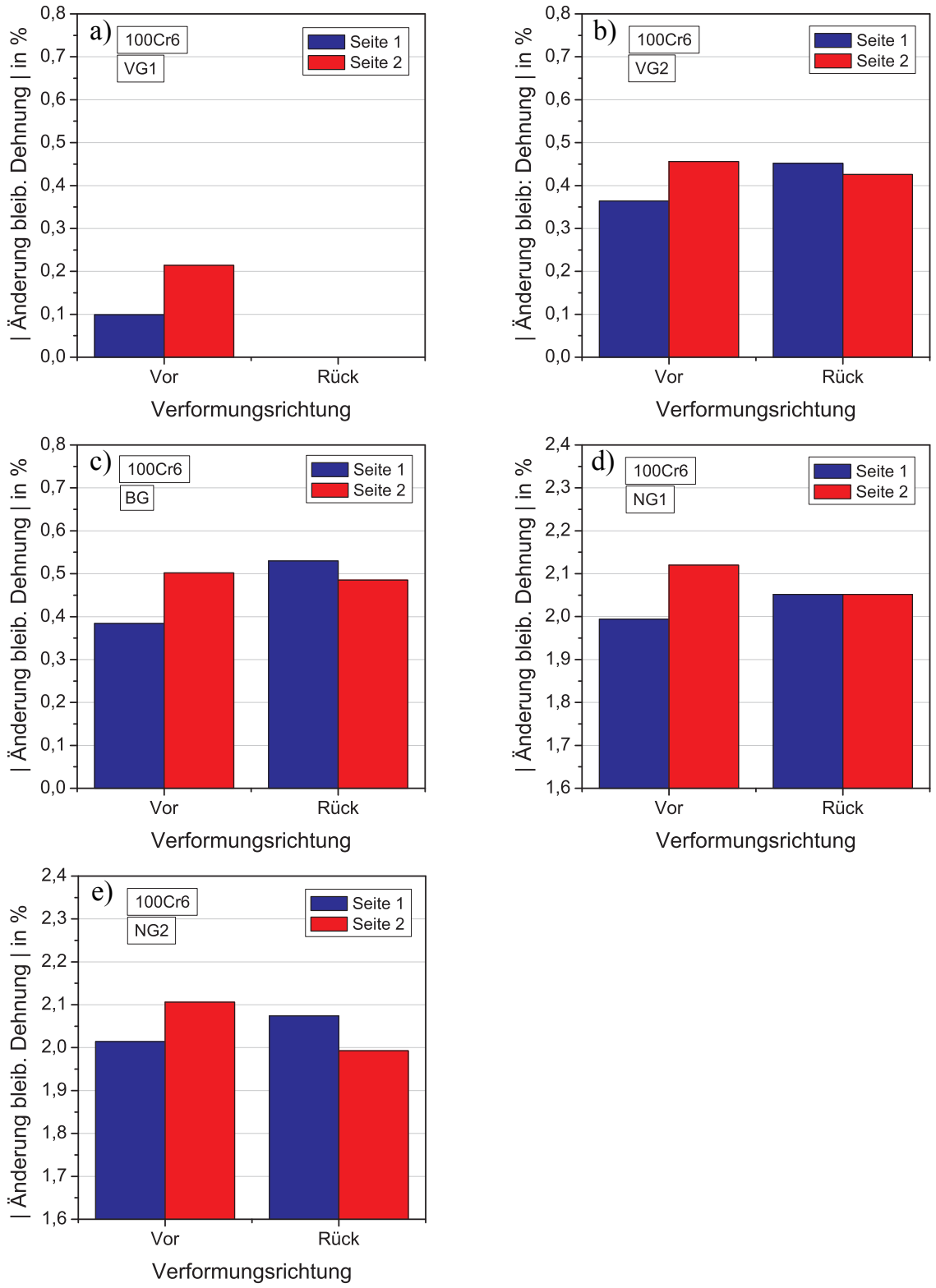


Abb. 8-38: Änderung der bleibenden Randdehnungsbeträge nach Vor- und Rückverformung für die Wärmebehandlungszustände a) VG1, b) VG2, c) BG, d) NG1 und e) NG2 von 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung.

Nach Lastumkehr zeigt sich an allen Zuständen, dass nun auf „Seite 1“ (neue Zugseite) größere bleibende Dehnungen als auf „Seite 2“ (neue Druckseite) auftreten. Somit wird

deutlich, dass offensichtlich eine Korrelation zwischen der Beanspruchungsrichtung und der auftretenden Höhe der bleibenden Randdehnung besteht. Allerdings muss bei der Betrachtung der Dehnung der Bauschingereffekt berücksichtigt werden, der einerseits nach Lastumkehr wirkt, aber andererseits schon in der Entlastungsphase eine plastische Dehnungsänderung hervorruft.

Somit scheint das Phänomen der verformungsrichtungsabhängigen unterschiedlichen (bleibenden) Randdehnungen aus einer Wechselwirkung eines Biege-SD-Effekts, dem Bauschingereffekt und ggf. auch der Restaustenitumwandlung zugeschrieben werden zu können. Durch die Verwendung von fiktiven Randspannungen sowie dem unterschiedlichen Verhalten der Bauschingerkenngrößen ist eine Trennung nicht ohne weiteres möglich.

Die Vermutung, dass ein Biegebalken Vor- und Rückverformung auf der einen Seite „krumm“, und auf der anderen Seite „gerade“ ist (vgl. Abb. 8-35 und Abb. 8-36), kann messtechnisch nicht belegt werden. Da trotz der unterschiedlich großen Randdehnungen ein Ausgleich der Biegemomente erfolgen muss, ist ein Ausgleich über den SD-Effekt sowie in geringem Maße über die Verschiebung der neutralen Ebene wahrscheinlich.

8.4.5 Einfluss von Mikrostruktur und Verformung auf den SD-Effekt

Darüber hinaus werden in der Literatur noch weitere Einflussgrößen hinsichtlich des SD-Effekts beschrieben, siehe Kap. 2.7.2, die anhand der Ergebnisse dieser Arbeit überprüft werden sollen.

Dass an hochfesten Stählen ein größerer SD-Effekt als in weichen Zuständen auftritt [133], kann anhand der Untersuchungen der vorliegenden Arbeit tendenziell bestätigt werden. Die Aussage, dass in ferritischen Gefügezuständen kein SD-Effekt vorliegt [136, 137], kann so nicht allgemeingültig bestätigt werden. Zwar trifft dies für die normalisierten, lamellaren Zustände NG2 von 42CrMoS4 sowie NG1 und NG2 von 100Cr6 unter inhomogener Beanspruchung zu, unter homogener Beanspruchung jedoch nicht. Vielmehr tritt auch hier, wie in [128] berichtet, ein eher schwacher SD-Effekt auf, der offensichtlich in den unter Zug- und Druckbeanspruchung unterschiedlich großen Lüdersdehnungen begründet ist. Des Weiteren weist der mehrphasige normalisierte Zustand NG1 von 42CrMoS4 einen merklichen SD-Effekt auf, wobei die Mehrphasigkeit durch den Bainitanteil sicherlich eine wichtige Rolle spielt. Dass ein bainitischer Zustand nahezu keinen SD-Effekt aufweist [127, 129, 136], wird vom Zustand BG des 42CrMoS4 unter homogener und inhomogener Beanspruchung belegt. Am bainitischen Zustand 100Cr6 BG zeigt sich dies hingegen nicht, da der hier vorliegende hochfeste Zustand des unteren Bainits tendenziell eher martensitischen Charakter aufweist, wie auch die mechanischen Eigenschaften erkennen lassen (siehe Abb. 3-5).

Die Erkenntnis, dass bei martensitischen Stählen die Höhe des SD-Effekts mit zunehmender plastischer Verformung konstant bleibt [22, 134, 138], kann bis 1% plastischer Verformung sogar für alle Wärmebehandlungszustände bestätigt werden. Allerdings sollten geringe Verformungen <0,05% plastische Dehnung aufgrund der starken Fehlereinflüsse besser nicht betrachtet werden. Des Weiteren kann eine Lüdersdehnung oder ein hoher Restaustenitgehalt ebenso zu Abweichungen führen.

Die in der Literatur [22, 127, 128, 138] zu findenden Ergebnisse hinsichtlich des Einflusses des Kohlenstoffgehalts auf die Höhe des SD-Effekts gehärteter Stähle sind nicht widerspruchsfrei. An den in Abb. 8-30 dargestellten Ergebnissen kann diese Korrelation nicht bestätigt werden, da sich die hochfesten Zustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 hier ähnlich verhalten. Es sei jedoch angemerkt, dass in dieser Arbeit keine unlegierten Stähle sondern legierte Vergütungsstähle betrachtet werden.

8.4.6 Fazit SD-Effekt

- Sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung ist das Auftreten eines SD-Effekts zu beobachten. Unter homogener Beanspruchung äußert sich dies insofern, dass die Stauchgrenze betraglich größer als die Dehngrenze ist. Bei Biegebeanspruchung ergeben sich durch den SD-Effekt auf der jeweiligen Druckseite der Biegebalken stets geringere Verformungsbeträge als auf der jeweiligen Zugseite. Eine Aussage über die dort vorliegenden Spannungen ist im Hinblick auf die verwendete fiktive Randspannung nicht möglich.
- Die Höhe des SD-Effekts ist bei homogener Beanspruchung mit bis zu ca. 10% größer als bei inhomogener Beanspruchung mit ca. 5%. In hochfesten Zuständen tritt dabei tendenziell ein größerer SD-Effekt als in weichen Zustanden auf. In bainitischen Zuständen ist praktisch kein SD-Effekt erkennbar. Bei normalisierten Werkstoffzuständen, bei denen Lüdersdehnungen auftreten, führen die unter Zug- und Druckbeanspruchung unterschiedlich langen Lüdersbereiche zum Auftreten eines deutlichen SD-Effekts. Allgemein stimmt die Höhe des SD-Effekts an vergüteten Stählen von 5-10% mit den Literaturergebnissen überein.
- Während bei homogener Beanspruchung die Ursache des SD-Effekts in den richtungsabhängigen, für Versetzungsbewegung maßgeblichen kritischen Schubspannungen zu suchen sein wird, tritt bei inhomogener Biegeverformung zusätzlich der konkurrierende Effekt der Verlagerung der neutralen Ebene durch die Querschnittsänderung des Biegebalkens auf. Da die Verschiebung des Schwerpunkts durch die Querschnittsänderung des Balkens jedoch sehr gering ist, erfolgt eine Verschiebung der neutralen Ebene vermutlich zum größten Teil aufgrund der mit dem SD-Effekts verbunden unterschiedlichen Materialeigenschaften unter Zug- bzw. Druckbeanspruchung.

- Das Auftreten einer Restaustenitumwandlung unter Zugbeanspruchung führt zu einem sehr großen SD-Effekt, der sich mit abnehmendem Restaustenitgehalt verringert. Eine Lüdersdehnung kann einerseits bei der Bestimmung des SD-Effekts zu unstetigen Ergebnissen führen und andererseits durch den unter Druckbeanspruchung kürzeren Lüdersbereich einen SD-Effekts hervorrufen.
- Ein Zusammenhang zwischen der Höhe des SD-Effekts und der Festigkeit ist aufgrund von Wechselwirkungen mit anderen Werkstoffcharakteristika – wie z.B. der Lüdersdehnung oder der Restaustenitumwandlung – schwierig zu bewerten. Tendenziell tritt jedoch an hochfesten Wärmebehandlungszuständen ein größerer SD-Effekt als an weichen Zuständen auf.
- Bei überelastischer Biegebeanspruchung tritt das Phänomen auf, dass sich bei Vor- und Rückbiegung einer Probenseite unterschiedlich große Randdehnungen ergeben. Nach einer Zugbeanspruchung liegen betragsmäßig stets größere Dehnungswerte als nach einer Druckbeanspruchung vor.
- Bei überelastischer Biegebeanspruchung tritt eine Querschnittsänderung des Biegebalkens auf. Auf der Zugseite wird der Biegebalken schmäler und auf der Druckseite breiter. Betragsmäßig sind die Änderungen jedoch nicht gleich. Die Höhe der Änderung ist dabei von der Höhe der Verformung abhängig, jedoch nicht vom Wärmebehandlungszustand des Werkstoffs. Ob die Breitenänderung auf die beim SD-Effekt vorliegenden unterschiedlichen Materialeigenschaften und/ oder auf Einflüsse von Probengeometrie und Biegevorrichtung zurückzuführen ist, kann anhand der Messergebnisse nicht genau gesagt werden.

8.5 Auswirkungen von Restaustenit

8.5.1 Verformungsinduzierte Restaustenitumwandlung

Die Entwicklung des Restaustenitgehalts unter mechanischer Beanspruchung (Abb. 7-1) hat gezeigt, dass eine Restaustenitumwandlung unter Zugbeanspruchung erleichtert wird, wohingegen sie unter Druckbeanspruchung erschwert wird, wie es auch von Ehrlich-Aull [155] beobachtet wird. Da die Umwandlung der kfz-Elementarzelle des Austenits in eine trz-Elementarzelle des Martensits mit einer Volumenvergrößerung verbunden ist [1], können sich so Spannungsspitzen im Material durch Umwandlung der am höchsten belasteten Bereiche abbauen. Die Folge ist ein früheres plastisches Fließen durch die Umwandlung, die einen ausgeprägten SD-Effekt zur Folge hat, der an Abb. 6-21a sowie dem Fließgrenzenverhältnis in Abb. 8-30 und dem Biegegrenzenverhältnis in Abb. 8-31 deutlich wird.

8.5.2 Entwicklung von Eigenspannungen durch Restaustenitumwandlung

In Abb. 8-7a zeigt sich, dass sich sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung trotz der hohen Härte von 60 HRC sehr niedrige Eigenspannungen ausbilden, die betragsmäßig teilweise noch nicht einmal das Niveau der weichen, normalisierten Zustände erreichen. Da bei homogener Beanspruchung praktisch nur Mikroeigenspannungen und bei Biegung zusätzlich auch Makroeigenspannungen auftreten, lässt sich aus Abb. 8-7a schlussfolgern, dass auf der Zugseite kaum Mikroeigenspannungen auftreten und daher die vorliegenden Eigenspannungen wohl eher Makroeigenspannungen sind.

In Abb. 8-39 sind die Entwicklungen von Eigenspannungen und Integralbreite der Biegebalken sowie der Zug-Druck Proben in Abhängigkeit der bleibenden / plastischen Dehnung gegenübergestellt.

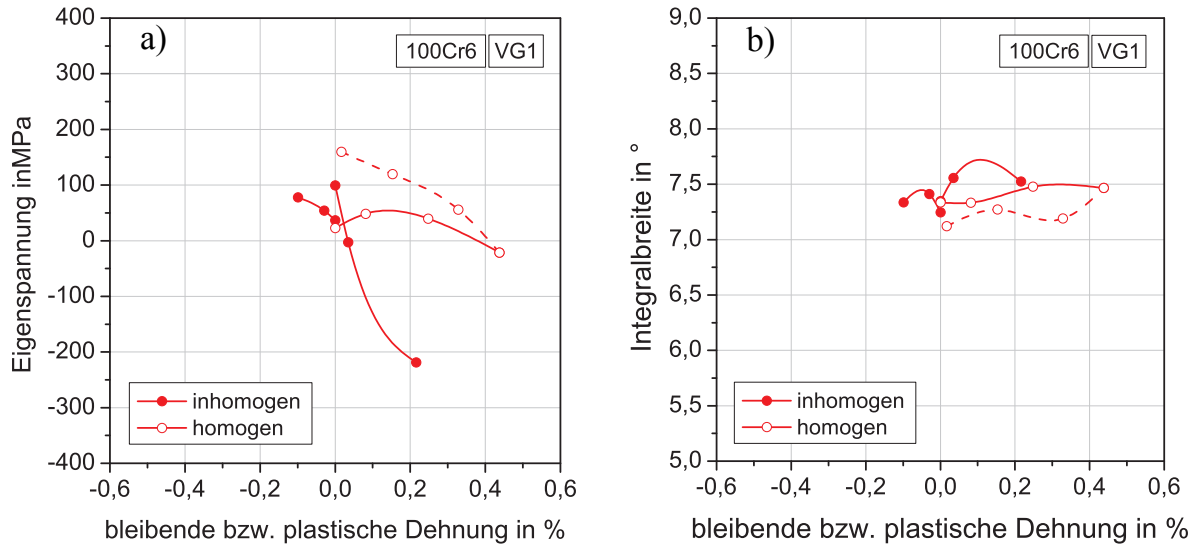


Abb. 8-39: Entwicklung von a) Eigenspannungen und b) Integralbreiten auf der Zug- und Druckseite nach inhomogener Beanspruchung sowie nach homogener Zugbeanspruchung mit Lastumkehr (Strichlinie).

Vergleicht man die Entwicklung der Eigenspannungen unter inhomogener Beanspruchung aus Abb. 7-2a und Abb. 8-39a, so zeigt sich, dass die asymmetrische Eigenspannungsentwicklung auf Zug- und Druckseite keinen Messfehler darstellt. Unter Druckbeanspruchung treten offensichtlich erheblich geringere Eigenspannungen als unter Zugbeanspruchung auf. Ebenso liegt die bleibende Randdehnung unter Druckbeanspruchung mit 0,1% um etwa 50% niedriger als die unter Zugbeanspruchung mit 0,2%. Somit stellt sich die interessante Frage, wie sich der Biegebalken entlang der Biegehöhe verformt. Da die fiktive Randspannung hier als berechnete Größe nicht weiterhilft, ließe sich anhand der Randdehnung ε_R und der Eigenspannungsentwicklung vermuten, dass die neutrale Ebene extrem außermittig liegen könnte, wie Abb. 8-40 zeigt.

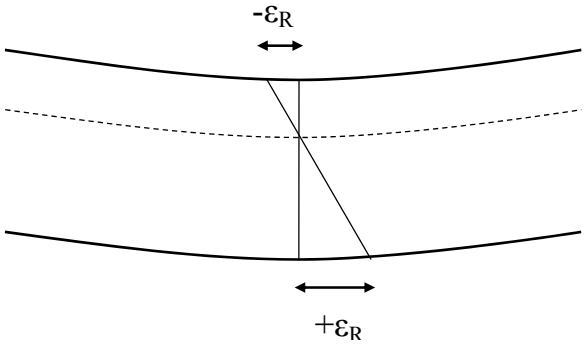


Abb. 8-40: Die mögliche Lage der neutralen Ebene (Strichlinie) des restaustenithaltigen Zustands VG1 von 100Cr6 unter Biegeverformung mit den sich dadurch einstellenden Randdehnungen ε_R.

Dies würde in Übereinstimmung mit der in Kap. 8.4.3 gefundenen Verschiebung der neutralen Ebene auf die Seite der höheren Festigkeit stehen. So ließen sich einerseits die unterschiedlichen Randdehnungen, sowie daraus resultierend auch die geringen Eigenspannungen erklären. Denn der Großteil der Verformung würde somit auf der Zugseite durch die schon bei geringerer Spannung einsetzende Restaustenitumwandlung auftreten. Da somit auf der Druckseite auch kaum Verformung auftritt, können sich keine nennenswerten Eigenspannungen entwickeln. Eine Belegung dieser Annahme ist sehr schwierig, da die hohe Härte des Wärmebehandlungszustands kaum Verformung zulässt und sich so praktisch keine aussagekräftigen Parameter ermitteln lassen. Eine analog zu Kap. 7.2 mit Hilfe von Zug- und Druckdaten durchgeführte FE-Simulation bekräftigt jedoch diese Annahmen.

Eine Bewertung der Eigenspannungs- und Integralbreitenentwicklung unter dem Aspekt der Restaustenitumwandlung ist mit den zur Verfügung stehenden Ergebnissen jedoch nicht einfach. Aufgrund des Versuchsaufbaus wurden Eigenspannungsmessungen nur in der Ferrit- / Martensitphase durchgeführt. Nach Fischmeister [106] findet die Verformung zweiphasiger Gefüge hauptsächlich in der weicheren Phase – demnach also in der Austenitphase – statt, deren phasenspezifische Eigenspannungen durch den geringen Volumenanteil röntgenografisch nicht erfasst werden konnten. Da das vorliegende Gefüge aus den Phasen Martensit, Restaustenit sowie (nicht aufgelösten) Karbiden besteht, welche nach [141] am 100Cr6 erst bei Austenitisierungstemperaturen >1000°C vollständig gelöst werden (siehe Kap. 2.8.3.2), liegt somit ein mindestens dreiphasiges Gefüge vor, von dem lediglich die phasenspezifischen Eigenspannungen einer Komponente bekannt sind. Analog zu der Eigenspannungsverteilung zwischen Ferrit und Zementit (siehe Kap. 8.2) müsste die härtere Phase – also Martensit bzw. Karbide – unter Zugeigenspannungen stehen, was Berns [5] für die Karbide bestätigt. Die weichere Phase – also (Rest-) Austenit – müsste demnach Druckeigenspannungen aufweisen. Bei den Untersuchungen aus Abb. 7-2 wurden zwar in der Martensitphase

geringe Zugeigenspannungen gemessen, jedoch kann nicht mit Sicherheit gesagt werden, dass sowohl Martensit als auch Karbide gleichzeitig Druckeigenspannungen aufweisen. Da auch das Auftreten eins Rand-Kern-Effekts mit einem zugehörigen Eigenspannungsgleichgewicht nicht ausgeschlossen werden kann, ist eine abschließende Beurteilung mit den vorhandenen Ergebnissen kaum möglich.

8.5.3 Fazit Restaustenit

- Die Restaustenitumwandlung verursacht einen großen SD-Effekt, da unter Zugbeanspruchung eine verformungsinduzierte Umwandlung in Martensit erfolgt und daher eine niedrige Dehngrenze vorliegt. Unter Druckbeanspruchung liegt die Dehngrenze deutlich höher, da hier Gleitvorgänge die Verformung dominieren, für deren Auslösung eine hohe Spannung benötigt wird.
- Die unter Zugbeanspruchung auftretende Restaustenitumwandlung führt zu sehr geringen (Mikro-) Eigenspannungen in der martensitischen Phase. Unter Biegebeanspruchung treten betragsmäßig deutlich höhere Druckeigenspannungen auf, die jedoch eher auf die Entstehung der Makroeigenspannungen zurückzuführen sind. Die phasenspezifischen Eigenspannungen in dem restaustenithaltigen Gefüge konnten nicht ermittelt werden, da der Volumenanteil des Restaustenits zu gering für eine quantitative Eigenspannungsmessung war. Da das vorliegende Gefüge aus mindestens drei Phasen, nämlich Martensit, Restaustenit und Karbiden besteht, jedoch nur Eigenspannungsmessungen in der martensitischen Phase möglich waren, kann keine Lastverteilung innerhalb der Phasen abgeleitet werden.
- Bei inhomogener Verformung eines restaustenithaltigen Biegebalkens treten sehr unterschiedliche Randdehnungen auf. Daher lässt sich vermuten, dass sich durch die unter Zugbeanspruchung einsetzende Restaustenitumwandlung die neutrale Ebene deutlich in Richtung der Druckseite des Balkens verschiebt. Aufgrund der sehr eingeschränkten Verformbarkeit konnte dies experimentell nicht nachgewiesen werden, eine durchgeführte FE-Simulation stützt jedoch diese Annahme.

8.6 Bewertung des Bauschingereffekts

Im Rahmen dieser Arbeit wurden anhand der Verformungskurven der verschiedenen Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 mehrere Kenngrößen zur Charakterisierung des Bauschingereffekts ermittelt. Die Ergebnisse wurden für homogene Verformung sowie für inhomogene Verformung (Biegung) bereits in Kap. 5.1 und 6.1 ausführlich beschrieben.

In diesem Kapitel sollen die ermittelten Kenngrößen miteinander verglichen werden, um die Auswirkung von Verformung, Beanspruchungsart und Mikrostruktur bewerten

zu können. Ein direkter Vergleich der Höhe der Kennwerte der beiden Stähle erfolgt dabei bewusst nicht, weil es sich hier um unterschiedliche chemische Materialzusammensetzungen mit einer Reihe von nicht untersuchten Einflussgrößen und Wechselwirkungen handelt.

8.6.1 Grundsätzliche Vorüberlegungen zu den Bauschingerkenngrößen

Die in Kap. 2.6.4 vorgestellten Bauschingerkenngrößen beruhen im Wesentlichen auf den Messgrößen von Kraft und Längenänderung, die nach Kap. 4.10 zu den kalibierbaren Messgrößen gezählt werden, so dass eine Messung reproduzierbar genau möglich ist. Die aus diesen Messgrößen bestimmten Kenngrößen wie beispielsweise die bezogenen Fließgrenzen können somit ebenfalls zu den kalibrierbaren Größen gezählt werden. Naturgemäß ist die Ermittlung von kleinen Änderungen einer Messgröße mit größeren Ungenauigkeiten verbunden, als die von großen Änderungsbeträgen. Im Versuch zeigt sich dies bei der Ermittlung der Dehn- und Stauchgrenzen, denn beispielsweise weist die 0,01% Dehngrenze eine größere Unsicherheit als die 0,5% Dehngrenze auf. Für die Bestimmung des Bauschingereffekts wurde daher die 0,1% Dehngrenze herangezogen, die einerseits hinreichend klein, aber andererseits auch hinreichend genau bestimmbar ist. Bei der Ermittlung der Elastizitäts- und Tangentenmoduln sowie ganz besonders der mit Hilfe dieser bestimmten plastischen Rückverformung $\Delta\varepsilon_P$* kommt jedoch noch ein subjektiver Einfluss hinzu, der die Lage der Tangenten beeinflusst. Das hieraus ableitbare Ergebnis ist somit nur unter Vorbehalt zu bewerten.

8.6.1.1 Aussagekraft der Bauschingerkenngrößen

Bevor ein Einstieg in die Deutung der Bauschingerkenngrößen erfolgt, soll zunächst an einer theoretischen Überlegung die Wirkungsweise der in Kap. 2.6.4 beschriebenen Kenngrößen diskutiert werden.

Abb. 8-41 soll beispielhaft an einer Zugbeanspruchung mit Entlastung und nachfolgender Lastumkehr zeigen, welche (gegenseitigen) Abhängigkeiten die in dieser Arbeit verwendeten Bauschingerkenngrößen besitzen. So hat üblicherweise ein bei Lastumkehr auftretender niedriger Tangentenmodul T eine niedrige Stauchgrenze R_d zur Folge. Jedoch besteht keine unmittelbare Abhängigkeit zur Höhe der bei Entlastung auftretenden plastischen Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$*, siehe Abb. 8-41a. Auch zwischen der Festigkeit des Materials und der auftretenden plastischen Rückverformung muss kein Zusammenhang bestehen, wie Abb. 8-41b darstellt. Entscheidenden Einfluss hat vielmehr die Charakteristik der Entlastungkurve.

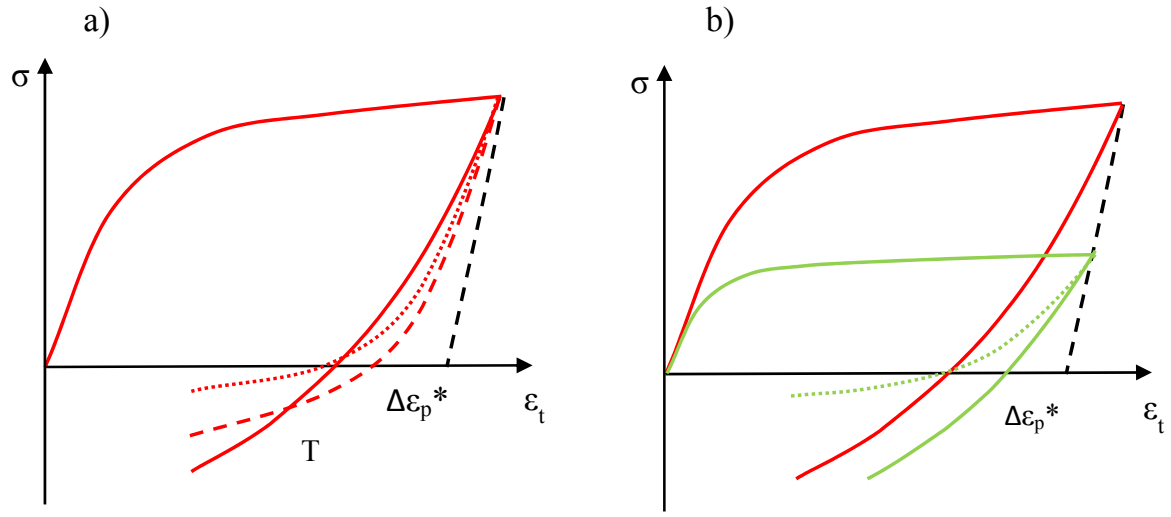


Abb. 8-41: Schematische Darstellung möglicher Einflussfaktoren und Abhängigkeiten auf die in dieser Arbeit verwendeten Bauschingerkenngrößen Tangentenmodul T und plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p^*$.

Die dritte verwendete Kenngröße, die bezogene Fließgrenze, ist hingegen eine rein festigkeitsbezogene Kenngröße, die weder vom Tangentenmodul T noch der plastischen Rückverformung anhängt, sondern lediglich die Fließgrenze nach Lastumkehr mit der Maximalspannung des vorausgegangenen Zyklus in ursprünglicher Beanspruchungsrichtung in ein Verhältnis setzt. Bei der Interpretation sollte daher sehr genau beachtet werden, welcher Abschnitt der Verformungskurve von welchem Kennwert repräsentiert wird. Da die einzelnen Elemente des Bauschingereffekts aus den oben genannten Gründen nicht über eine einzige Kenngröße beschrieben werden können, ist auch nicht davon auszugehen, dass alle Kenngrößen hinsichtlich der untersuchten Wärmebehandlungszustände dieselbe Tendenz zeigen.

Ein weiteres Problem stellt die Verwendung der fiktiven Randspannung dar, die in Kap. 8.1.1 erörtert wurde. Diese führt dazu, dass die Spannungswerte bei Biegebeanspruchung deutlich höher ermittelt werden, als sie tatsächlich sind. Eine mögliche Abhilfe bietet die Verwendung der bezogenen Kennwerte, wie beispielsweise die bezogene (Biege-) Stauchgrenze, da so ansatzweise ein Ausgleich geschaffen werden kann. Auf der anderen Seite kann aber auch eine Kenngröße wie der Tangentenmodul, der unmittelbar nach Lastumkehr ermittelt wird, wo die Abweichung zwischen Nennspannung und fiktiver Randspannung deutlich geringer ist, für einen Vergleich der Höhe des Bauschingereffekts dienen (vgl. Abb. 8-2).

Um den Bauschingereffekt quantitativ bewerten zu können, ist es daher ratsam, vorher zu definieren, welcher Teil des Bauschingereffekts als der „wichtigste“ angesehen wird.

8.6.1.2 Form der Entlastungskurven

Die nichtlineare Entlastungsphase ist, wie in Kap. 2.6.1 beschrieben, ebenfalls Teil des Bauschingereffekts. Die Entlastungskurven von homogener sowie inhomogener Beanspruchung unterscheiden sich stark voneinander. Dargestellt ist in Abb. 8-42 ein Zustand mit ca. 0,75–0,8% bleibender Vorverformung, der im weiteren Verlauf auf ca. 2,7–3% bleibende Randdehnung gebogen und danach entlastet wird. Bei Biegeverformung tritt das Phänomen auf, dass die Entlastungskurve direkt zu Beginn der Entlastung keinen linearen Verlauf sondern eine Krümmung aufweist. Der bei Vorverformung gemessene Elastizitätsmodul von 210GPa (gestrichelte Linie) kann somit erst bei niedrigeren Spannungen als Tangente an die Kurve angelegt werden (siehe Pfeil), wodurch sich kleinere Werte für die plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$* ergeben. Die genaue Ursache hierfür kann im Rahmen der Arbeit nicht geklärt werden. Schäfer [176] legt in seinen Untersuchungen dar, dass eine rollengelagerte Biegevorrichtung in seinem Fall genau dieses Problem gelöst habe. Die in der vorliegenden Arbeit verwendete 4-Punkt-Biegevorrichtung war allerdings nadelgelagert, so dass eine gerundete Kurve eigentlich nicht hätte auftreten dürfen. Ein möglicher Unterschied kann jedoch die Höhe der aufgebrachten Kräfte sein. Schäfer verwendet in seiner Arbeit zwar massivere Proben, aber dafür größere Auflagerabstände und keine hochfesten Wärmebehandlungszustände, so dass von niedrigeren Kräften ausgegangen werden kann. Eine weitere mögliche Ursache könnte auch eine elastische Verformung der Biegevorrichtung, insbesondere der in der Mitte frei schwebenden Auflagerrollen, sein.

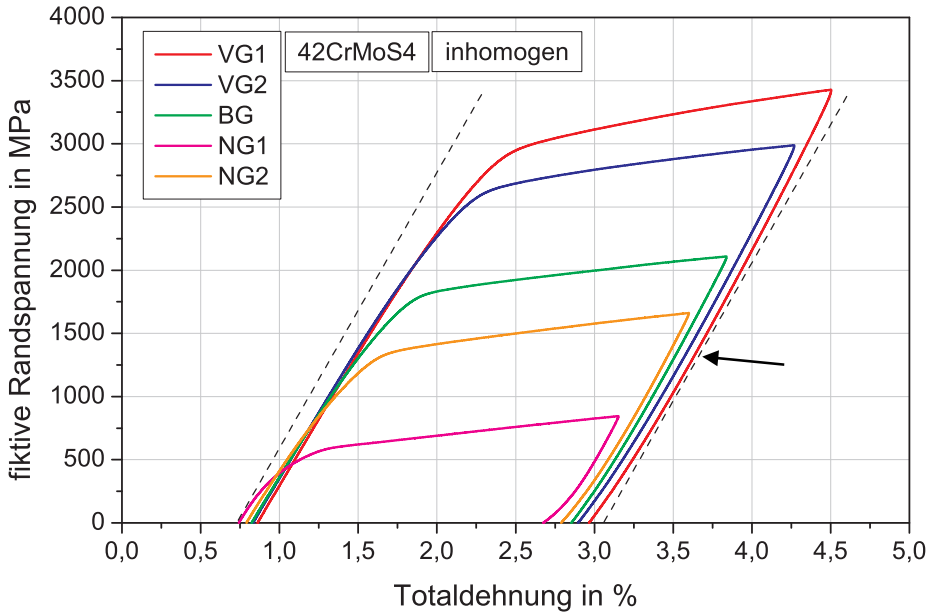


Abb. 8-42: Entlastungskurve der Biegebeanspruchung von 42CrMoS4 (Zugseite), ca.0,75% bleibende Vorverformung bei Zyklusbeginn. Die gestichelten parallelen Linien charakterisieren den Elastizitätsmodul von 210GPa. Der Pfeil markiert näherungsweise die Stelle, an der die Tangente an den Kurven anliegt.

Bei homogener Beanspruchung erscheint dieses Phänomen nicht, siehe Abb. 8-43, jedoch entspricht hier die Entlastungkurve nur in einem sehr kleinen Bereich unmittelbar nach Lastumkehr dem Elastizitätsmodul von 210GPa (siehe Pfeil). Die plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$* fällt somit deutlich größer als bei Biegebeanspruchung aus.

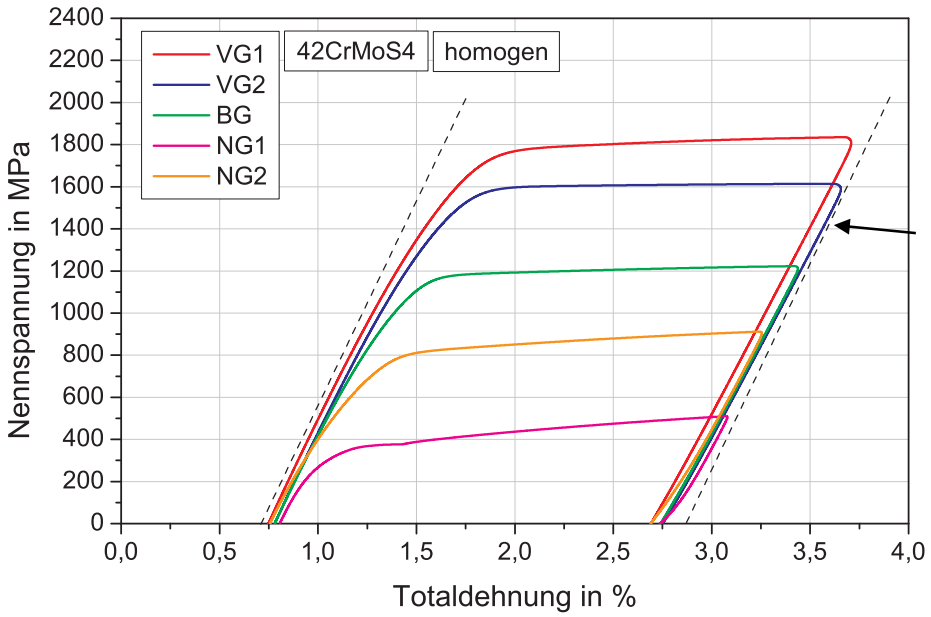


Abb. 8-43: Entlastungskurve der homogenen Beanspruchung von 42CrMoS4, ca. 0,75% Vorverformung bei Zyklusbeginn. Die gestichelten parallelen Linien charakterisieren den Elastizitätsmodul von 210GPa. Der Pfeil markiert näherungsweise die Stelle, an der die Tangente an den Kurven anliegt.

Daher ist bei einem Vergleich des Kennwerts bei verschiedenen Beanspruchungsarten nur unter Vorbehalt möglich.

8.6.2 Einfluss von Gefüge und Mikrostruktur auf den Bauschingereffekt

Der Einfluss von Gefüge und Mikrostruktur auf die Höhe des vorliegenden Bauschingereffekts wird anhand der in Kap. 5.1 und Kap. 6.1 ausgewerteten Bauschingerkenngrößen ermittelt. Um eine Vergleichbarkeit von homogener und inhomogener Beanspruchung zu ermöglichen, wird nachfolgend für die Biegebeanspruchung nur die Zugseite des Balkens betrachtet, damit stets eine „Zugvorverformung mit Lastumkehr“ betrachtet werden kann, um Einflüsse des SD-Effekts zu minimieren. Da im Rahmen dieser Arbeit für die Bewertung des Bauschingereffekts die Entwicklung von insgesamt 80 Messkurven verglichen werden müssen (zwei Stähle mit je fünf Wärmebehandlungszuständen, zwei Beanspruchungsarten sowie vier Bauschingerkenngrößen) wird schnell klar, dass dies nur in einem reduzierten Umfang möglich ist. Da der Bauschingereffekt mit zunehmender plastischer Verformung anwächst, werden für einen Vergleich zwei Zustände mit fortgeschrittener plastischer Verformung betrachtet: Für 42CrMoS4 be-

trägt die plastische/ bleibende Verformung 2,5%, für 100Cr6 nur 1,4%. Dies hat zwar zur Folge, dass der hochfeste Zustand VG1 von 100Cr6 diese Dehnung gar nicht erreicht, aber nur so kann die inhomogene Lüdersdehnung der normalisierten Zustände mit Dehnungen >1% überwunden werden. Der restaustenithaltige Zustand VG1 von 100Cr6 ist daher in separaten Diagrammen dargestellt. Diese stellen besser skalierte Ausschnittsvergrößerungen der in Kap. 6.1 gezeigten Entwicklungen der Bauschingerkennwerte dar. Zudem sind für die inhomogene Beanspruchung Zug- und Druckseite der Biegebalken abgebildet.

8.6.2.1 Stauch- und Biegestauchgrenzen

Die nach Lastumkehr auftretenden Beträge der 0,1%-Stauch- bzw. Biegestauchgrenzen sind in Abb. 8-44 für die Wärmebehandlungszustände der untersuchten Stähle unter homogener sowie inhomogener Beanspruchung abgebildet. Für 42CrMoS4 liegt ein Verformungszustand von 2,5% plastischer / bleibender Dehnung vor, für 100Cr6 sind es 1,4% plastische / bleibende Dehnung.

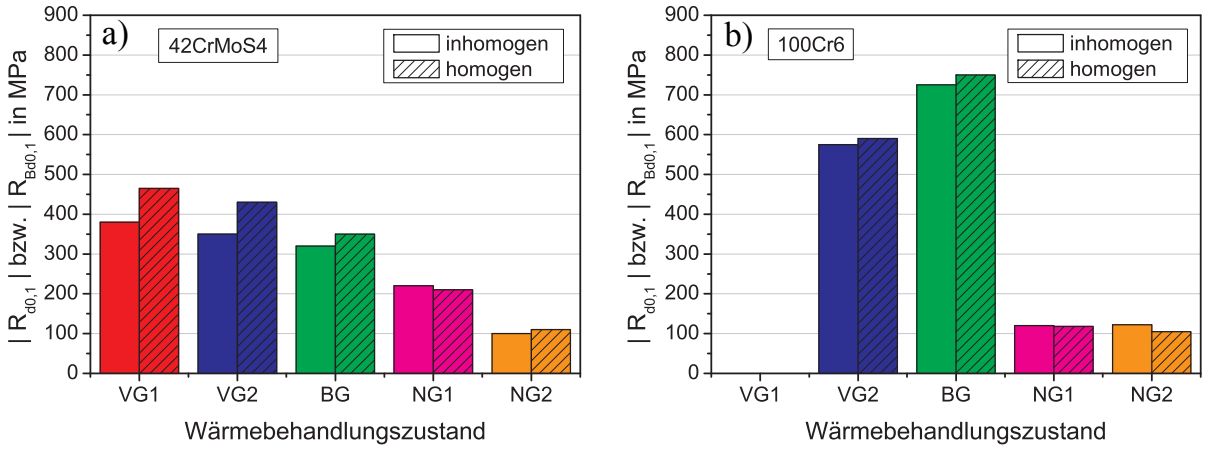


Abb. 8-44: Einfluss der Mikrostruktur auf die Stauchgrenze $|R_{d0,1}|$ und die Biegestauchgrenze $|R_{Bd0,1}|$ von a) 42CrMoS4 bei 2,5% plastischer/ bleibender Verformung und b) 100Cr6 bei 1,4% plastischer/ bleibender Verformung (inhomogene Beanspruchung: Zugseite).

In Abb. 8-44a zeigt sich für 42CrMoS4 sowohl für homogene als auch für inhomogene Beanspruchung eine deutliche Korrelation zwischen der Werkstofffestigkeit und der vorliegenden (Biege-) Stauchgrenze nach Lastumkehr. Eine hohe Dehngrenze nach Beanspruchung führt offenbar auch nach Lastumkehr zu einer hohen Stauchgrenze der homogenen Verformung. Bis auf den normalisierten, mehrphasigen Zustand NG1 sind die Stauchgrenzen dabei merklich höher als die Biegestauchgrenzen. Mit abnehmender Festigkeit scheint der Unterschied zwischen homogener und inhomogener Beanspruchung abzunehmen, so dass die Unterschiede in den normalisierten Zuständen marginal sind.

Für 100Cr6 ist in Abb. 8-44b kein ganz so klares Bild erkennbar. Obwohl der bainitische Zustand BG eine etwas geringere Festigkeit als der Vergütungszustand VG2 aufweist, liegt die (Biege-) Stauchgrenze nach Lastumkehr bei diesem etwas höher. Die beiden normalisierten Zustände liegen auf deutlich tieferem Niveau auf nahezu gleicher Höhe. Während sich bei den hochfesten Zuständen VG2 und BG unter inhomogener Beanspruchung geringfügig niedrigere Werte ergeben, tritt im Zustand NG1 kein Unterschied auf, im Zustand NG2 überwiegt die inhomogene Beanspruchung leicht.

Für den restaustenithaltigen Zustand VG1 muss auf eine in Abb. 8-45 dargestellte geringere Verformung zurückgegriffen werden.

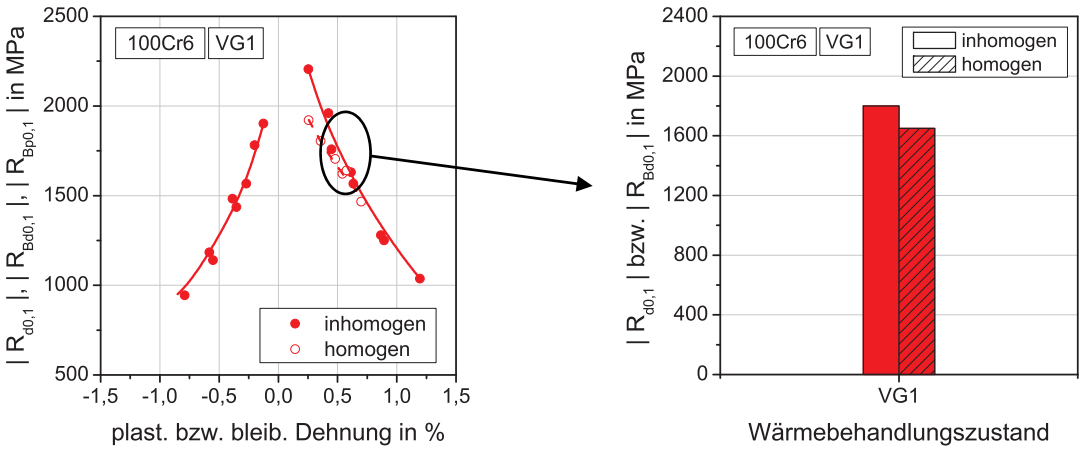


Abb. 8-45: Einfluss der Mikrostruktur auf die Stauchgrenze $|R_{d0,1}|$ und die Biegestauchgrenze $|R_{Bd0,1}|$ des Zustands VG1 von 100Cr6 bei 0,5% plastischer bzw. bleibender Verformung.

Für den Zustand VG1 von 100Cr6 liegt bei 0,5% bleibender Dehnung eine leicht höhere Biegestauchgrenze als die Stauchgrenze vor, was mit den übrigen hochfesten Zuständen nicht übereinstimmt. Der Unterschied ist aber nicht sehr groß und scheint sich mit zunehmender Verformung ohnehin zu verringern. Auf der Druckseite liegt die Biegedehngrenze fast 30% niedriger als die Biegestauchgrenze auf der Zugseite, was auf den Einfluss der Restaustenitumwandlung zurückzuführen ist.

8.6.2.2 Bezogene Stauch- und Biegestauchgrenzen

Die nach Lastumkehr auftretenden Beträge der bezogenen 0,1%-Stauch- bzw. Biegestauchgrenzen sind in Abb. 8-46 für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 bei 2,5% bzw. 1,4% bleibender plastischer/ bleibender Dehnung dargestellt. Ein großer Kennwert bedeutet dabei eine hohe Stauchgrenze nach Lastumkehr in Bezug auf die zuvor in ursprünglicher Richtung erreichte Spannung σ_{max}.

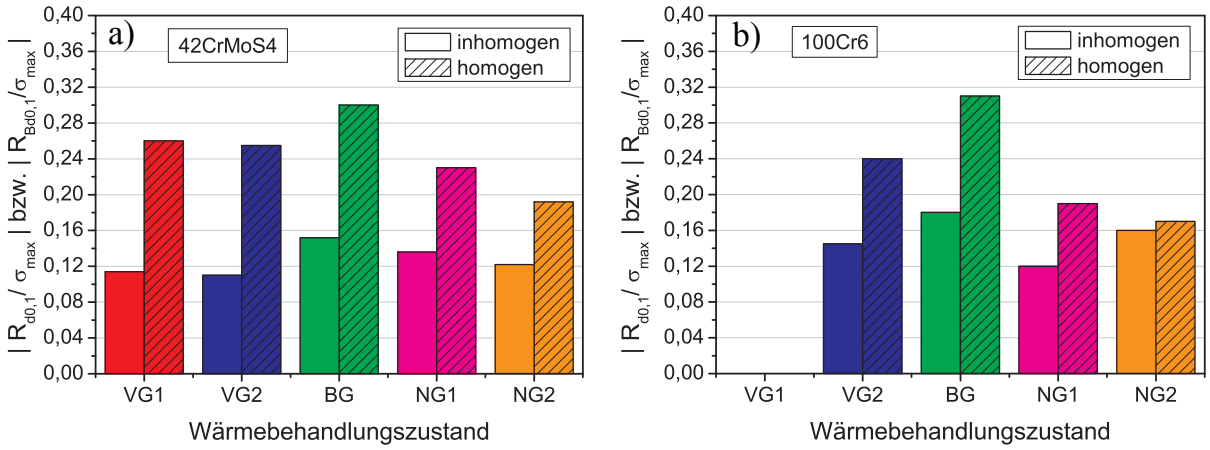


Abb. 8-46: Einfluss der Mikrostruktur auf die bezogene Stauchgrenze $R_{d0,1}/\sigma_{max}$ und die bezogene Biegestauchgrenze $R_{d0,1}/\sigma_{max}$ von a) 42CrMoS4 bei 2,5% plastischer/ bleibender Verformung und b) 100Cr6 bei 1,4% plastischer/ bleibender Verformung (inhomogene Beanspruchung: Zugseite).

In Abb. 8-46a kann für 42CrMoS4 die zuvor in Abb. 8-44a beobachtete Korrelation zwischen Werkstofffestigkeit und der Höhe der bezogenen (Biege-) Stauchgrenze nicht beobachtet werden. In allen Wärmebehandlungszuständen sind die Stauchgrenzen markant größer als die Biegestauchgrenzen bei inhomogener Beanspruchung. Die größten Werte der bezogenen Fließgrenze weist sowohl für homogene als auch für inhomogene Beanspruchung der bainitische Zustand BG auf. Unter inhomogener Beanspruchung weisen die beiden Vergütungszustände VG1 und VG2 die geringsten Werte der bezogenen Biegestauchgrenze auf. Unter homogener Beanspruchung zeigt der weiche lamellare Zustand NG2 die niedrigste bezogene Stauchgrenze.

In Abb. 8-46b liegen für 100Cr6 – ebenso wie für 42CrMoS4 – die bezogenen Biegestauchgrenzen deutlich niedriger als die Stauchgrenzen. Sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung weist der bainitische Zustand BG von 100Cr6 die höchste bezogene Stauch- bzw. Biegestauchgrenze auf. Die niedrigsten Kennwerte unter inhomogener Beanspruchung zeigt auch hier der lamellare ferritisch-perlitische Zustand NG2, unter homogener Beanspruchung der Zustand NG1. Trotz der Ähnlichkeit der mechanischen Kennwerte der Zustände NG1 und NG2 unterscheiden sich die Werte der bezogenen Fließgrenze hier sehr stark.

Die bezogene Fließgrenze des restaustenithaltigen Zustands VG1 muss aus Abb. 8-47 für geringere Verformungen abgelesen werden.

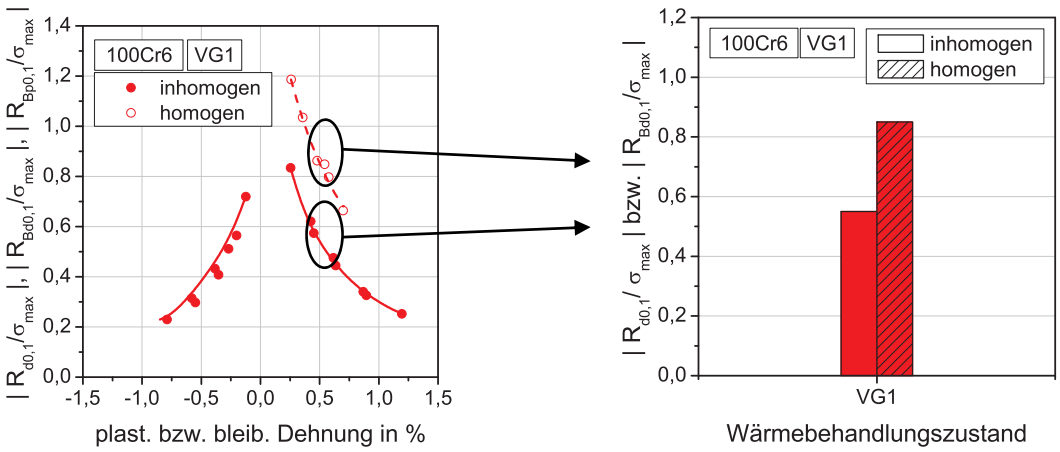


Abb. 8-47: Bezogene Stauchgrenze $|R_{d0,1}/\sigma_{max}|$ und die bezogene Biegestauchgrenze $|R_{d0,1}/\sigma_{max}|$ des Zustands VG1 von 100Cr6 bei 0,5% plastischer bzw. bleibender Verformung.

Bei 0,5% plastischer bzw. bleibender Verformung ist die bezogene Stauchgrenze der homogenen Verformung ebenso größer als die bezogene Biegestauchgrenze, was in Übereinstimmung mit den übrigen Wärmebehandlungszuständen steht und den bei Biegung größeren Bauschingereffekt unterstreicht. Die Biegedehngrenze liegt bei 0,5% bleibender Verformung betraglich niedriger als die entsprechende Biegestauchgrenze, was mit der unter Zugbeanspruchung einsetzenden Restaustenitumwandlung in Verbindung gebracht werden kann.

Allgemein gesehen liegt die bei inhomogener Beanspruchung auftretende bezogene Biegestauchgrenze etwas niedriger als die bei homogener Beanspruchung ermittelte bezogene Stauchgrenze. Innerhalb einer Beanspruchungsart sind die Unterschiede zwischen den einzelnen Wärmebehandlungszuständen aber gar nicht so groß. Durch die Verwendung der bezogenen Kenngrößen wird gerade für die Biegebeanspruchung der Einfluss der fiktiven Randspannung minimiert, so dass sich die Ergebnisse mit den Nennspannungen der homogenen Verformung besser ins Verhältnis bringen lassen.

8.6.2.3 Tangentenmoduln

Die nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduln sind in Abb. 8-48 für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 bei 2,5% bzw. 1,4% bleibender plastischer/ bleibender Dehnung dargestellt.

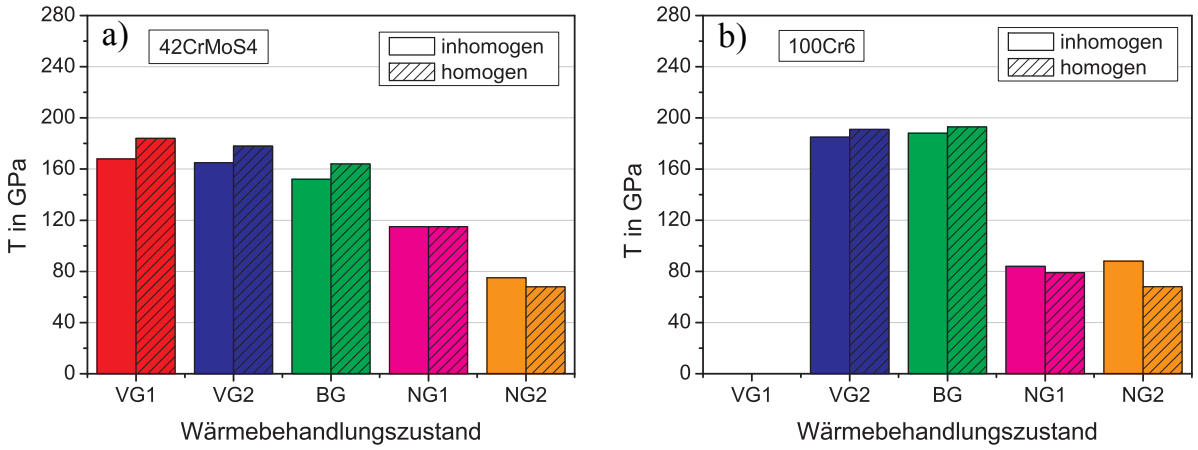


Abb. 8-48: Einfluss der Mikrostruktur auf die Tangentenmoduln T von a) 42CrMoS4 bei 2,5% plastischer/ bleibender Verformung und b) 100Cr6 bei 1,4% plastischer/ bleibender Verformung unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite)

In Abb. 8-48a kann für 42CrMoS4 sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung ein abnehmender Tangentenmodul mit sinkender Werkstofffestigkeit beobachtet werden. Den höchsten Tangentenmodul weisen die Vergütungszustände VG1 und VG2 auf, den geringsten Tangentenmodul der weiche lamellare Zustand NG2. Bis auf den Zustand NG1, bei dem homogene und inhomogene Beanspruchung die gleichen Werte zeigen, und den Zustand NG2 treten bei homogener Beanspruchung höhere Tangentenmoduln als bei inhomogener Beanspruchung auf.

In Abb. 8-48b liegen für 100Cr6 die Tangentenmoduln der hochfesten Zustände VG1 und BG sowie der normalisierten Zustände NG1 und NG2 jeweils auf einem ähnlichen Niveau. Wie beim 42CrMoS4 zeigt sich auch hier, dass die hochfesten Zustände nach Lastumkehr einen höheren Tangentenmodul als die weichen Zustände aufweisen, so dass die Spannung-Dehnung-Kurve dort weinger gekrümmt verläuft. Ebenso ist der Tangentenmodul bei den höherfesten Zuständen unter homogener Beanspruchung größer als unter inhomogener Beanspruchung.

Die Höhe des Tangentenmoduls des hochfesten Zustandes VG1 von 100Cr6 ist bei geringeren Verformungen in Abb. 8-49 dargestellt.

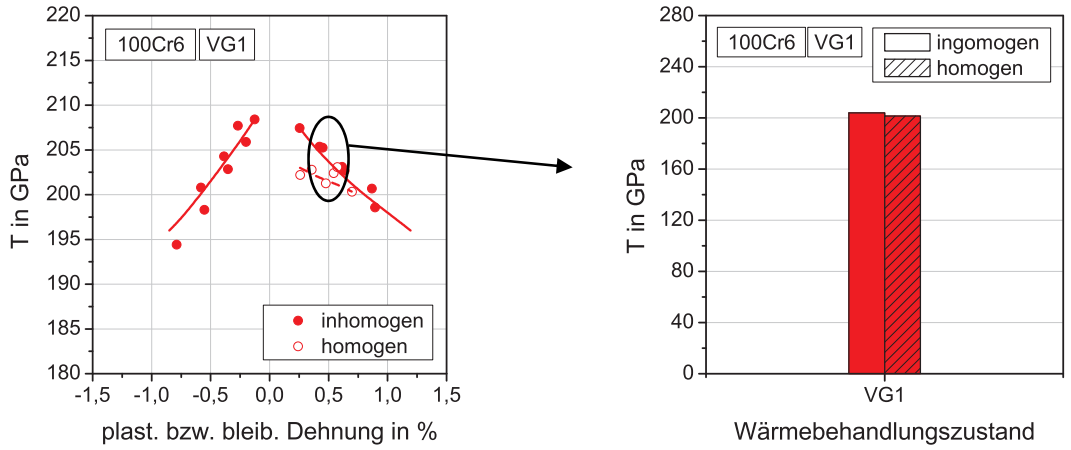


Abb. 8-49: Tangentenmoduln T des Zustands VG1 von 100Cr6 bei 0,5% plastischer bzw. bleibender Verformung.

Bei 0,5% plastischer/ bleibender Dehnung tritt unter inhomogener Beanspruchung ein geringfügig höherer Tangentenmodul auf, was nicht in Übereinstimmung mit den übrigen Wärmebehandlungszuständen steht. Da die Abweichung jedoch nur ca. 3GPa beträgt, kann der Unterschied fast vernachlässigt werden. Die Restaustenitumwandlung hat scheinbar keinen Einfluss auf die Höhe des Tangentenmoduls nach Lastumkehr, wie an der Entwicklung von Biegedehn- und Biegestauchgrenze zu erkennen ist.

8.6.2.4 Plastische Rückverformungen

Die nach Entlastung vorliegenden Beträge der plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ sind in Abb. 8-50 für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 und 100Cr6 bei 2,5% bzw. 1,4% bleibender plastischer/ bleibender Dehnung dargestellt.

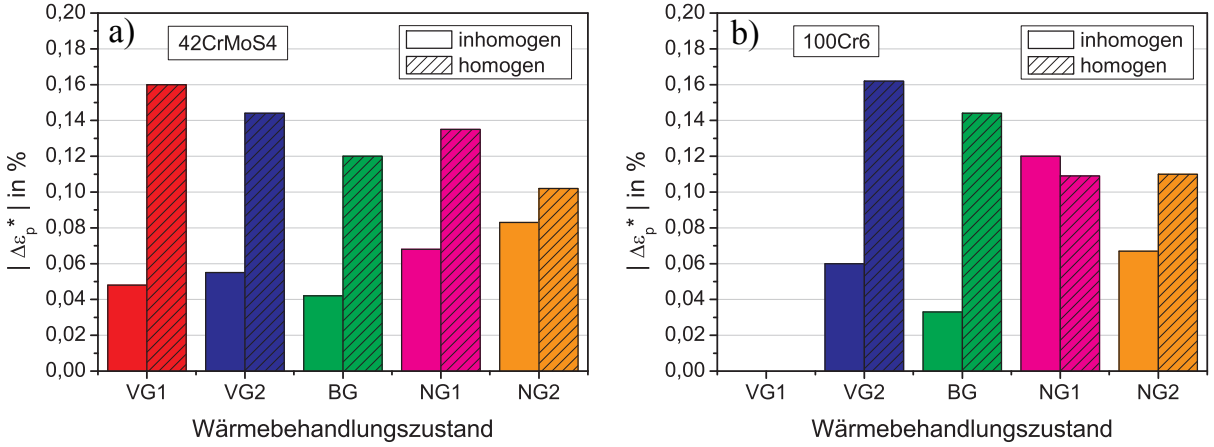


Abb. 8-50: Einfluss der Mikrostruktur auf die plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p^*$ von a) 42CrMoS4 bei 2,5% plastischer/ bleibender Verformung und b) 100Cr6 bei 1,4% plastischer/ bleibender Verformung unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite).

In Abb. 8-50a sind bei 42CrMoS4 für homogene Beanspruchung durchweg größere plastische Rückverformungen als unter inhomogener Beanspruchung erkennbar. Dieses Phänomen hängt mit der Form der Entlastungkurve sowie der angewendeten Auswertemethode zusammen, siehe Kap. 8.6.1.2, und erschwert die Vergleichbarkeit der Ergebnisse sehr. Tendenziell scheint bei 42CrMoS4 unter homogener Beanspruchung eine abnehmende Werkstofffestigkeit auch eine abnehmende Höhe der plastischen Rückverformung zu bewirken. Eine Ausnahme bildet jedoch der normalisierte Zustand NG1, der durch seine Mehrphasigkeit offensichtlich überdurchschnittlich hohe Rückspannungen entwickelt. Dies steht in Übereinstimmung zu Abb. 5-12, wo der Zustand NG1 fast ebenso hohe (Mikro-) Eigenspannungen wie der deutlich festere bainitische Zustand BG aufweist. Somit scheinen neben dem Einfluss der wärmebehandlungsbedingten Werkstofffestigkeit auch besonders die sich im mehrphasigen Gefüge aufbauenden phasenspezifischen Mikroeigenspannungen einen Einfluss auf das Rücklaufen der Versetzungen zu besitzen, wie es Scholtes [91] festgestellt hat. Unter inhomogener Beanspruchung werden geringere plastische Rückverformungen nach Entlastung verzeichnet und somit auch ein geringerer Bauschingereffekt. Interessanterweise zeigt sich unter Biegebeanspruchung fast ein umgekehrter Einfluss der Werkstofffestigkeit, denn mit sinkender Festigkeit ist dort eher ein Anstieg der plastischen Rückverformung und damit auch ein steigender Bauschingereffekt erkennbar. Eine direkte Abhängigkeit zwischen den erreichten fiktiven Randspannungen und der Höhe der auftretenden plastischen Rückverformung ist im Vergleich mit Abb. 8-42 nicht ersichtlich. Die bei Biegebeanspruchung zusätzlich auftretenden Makroeigenspannungen bewirken offensichtlich in den Zuständen mit geringerer Versetzungsdichte ein einfacheres Rückbewegen von Versetzungen. Der bainitische Zustand BG weist unter inhomogener Verformung den niedrigsten und unter homogener Verformung einen immerhin niedrigen Wert für die plastische Rückverformung auf, und zeigt somit auch hier einen eher schwachen Bauschingereffekt.

In Abb. 8-50b scheint sich bei 100Cr6 unter homogener Beanspruchung – ebenso wie bei 42CrMoS4 – der Einfluss der Werkstofffestigkeit bei der Höhe der plastischen Rückverformung widerzuspiegeln. Auch die sehr ähnlichen mechanischen Eigenschaften der Zustände NG1 und NG2 spiegeln sich hier wider. Unter inhomogener Beanspruchung liegen deutlich niedrigere plastische Rückverformungen vor, was auf die Auswertemethode zurückzuführen ist (vgl. Kap. 8.6.1.2). Unter inhomogener Beanspruchung weist der bainitische Zustand BG die niedrigsten Werte für die plastische Rückverformung auf, jedoch gilt dies nicht für die homogene Beanspruchung. Ungewöhnlich hoch sind dafür bei inhomogener Beanspruchung die plastischen Rückverformungswerte für den normalisierten, mehrphasigen Zustand NG1, siehe hierzu auch Abb. 6-7. Ein mehrphasiger Zustand scheint im Zusammenwirken mit Makroeigenspannungen zu besonders hohen plastischen Rückverformungen zu führen, während eine lamellare Struktur diesen Effekt wieder reduziert.

Die plastische Rückverformung des Zustands VG1 von 100Cr6 kann an Abb. 8-51 abgelesen werden.

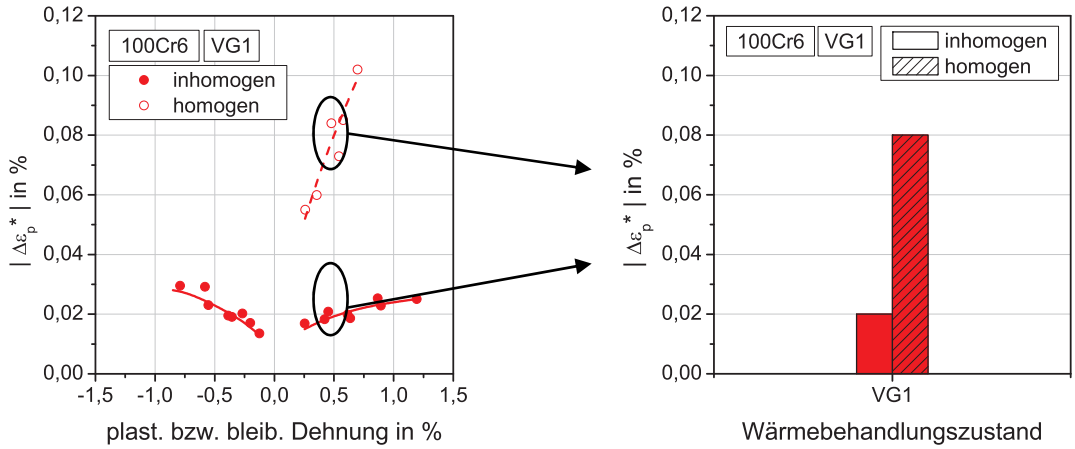


Abb. 8-51: Plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$ des Zustands VG1 von 100Cr6 bei 0,5% plastischer bzw. bleibender Verformung.*

Bei 0,5% plastischer / bleibender Verformung ist die bleibende Rückverformung unter homogener Beanspruchung erheblich höher, als unter inhomogener Beanspruchung, was in Übereinstimmung mit Abb. 8-50b steht und ebenfalls mit der charakteristischen Form der Entlastungkurve zu tun hat. Eine Auswirkung des Restaustenits auf die Höhe der sich ergebenden plastischen Rückverformung scheint sich in Abb. 8-51 nicht zu zeigen, da sich Zug- und Druckseite des Biegebalkens ähnlich verhalten.

Somit bleibt erkennbar, dass bei der Höhe der plastischen Rückverformung $|\Delta\varepsilon_p^*|$ offensichtlich ein Festigkeitseinfluss vorliegt, der jedoch durch Mikrostrukturen, wie insbesondere eine mehrphasige oder lamellare Struktur, noch erhöht werden kann. Die Bewertung der Wirkung von Makroeigenspannungen auf die Höhe der plastischen Rückverformung wird durch die Form der Entlastungkurve erschwert.

8.6.3 Einfluss der Vorverformung auf den Bauschingereffekt

Nach den ersten Erkenntnissen von Bauschinger [67] bedarf das Auftreten eines Bauschingereffekts eine plastische Verformung mit nachfolgender Lastumkehr. Ungenau beschrieben ist jedoch, in welcher Art und Weise der Bauschingereffekt mit dem Überschreiten der Dehngrenze bei der Vorverformung einsetzt. Woolley beschreibt diese Übergangsphase in [78] derart, dass nach sehr geringen plastischen Vorverformungen kein nennenswerter Bauschingereffekt messbar sei. Daher scheint es keinen scharfen Beginn des Bauschingereffekts zu geben, sondern ein kontinuierliches Einsetzen mit dem Überschreiten der Dehngrenze, wie auch Abb. 8-52 belegt.

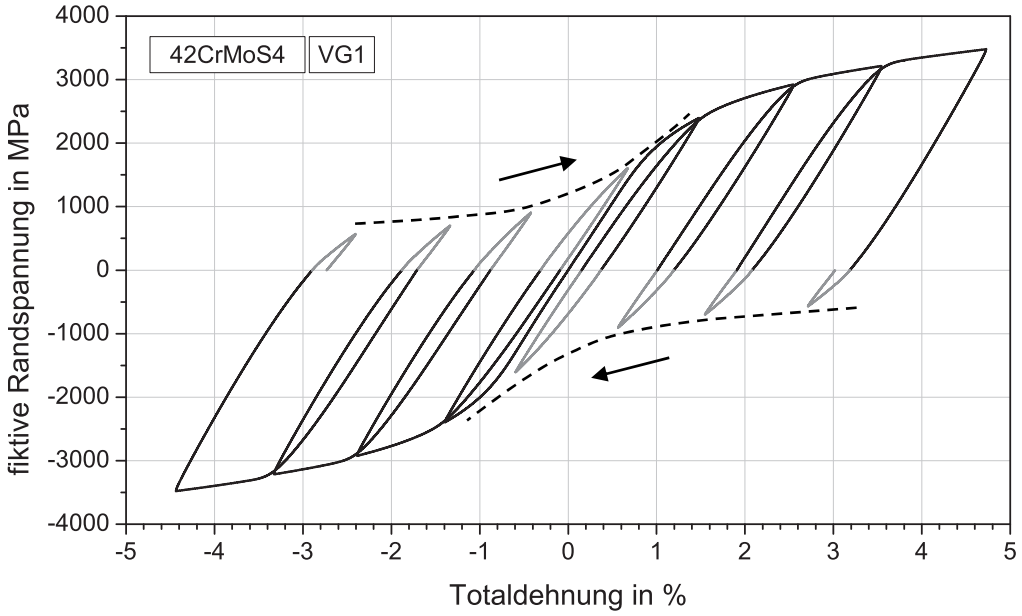


Abb. 8-52: Annäherung der nach Lastumkehr erreichten 0,2%-Fließgrenzen an die natürliche Dehn- bzw. Stauchgrenze der unverformten Proben bei kleinen plastischen Vorverformungen unter inhomogener Beanspruchung des Zustands VG1 von 42CrMoS4.

Folgt man der Entwicklung der Spannung-Dehnung Kurven einer Biegebeanspruchung in Abb. 8-52 in betragsmäßig abnehmender x-Richtung, so erkennt man, dass sich die nach Lastumkehr angefahrenen Biegegrenzen (hier: $R_{p0,2}$ und $R_{d0,2}$) den Spannung-Dehnung-Verläufen der entgegengesetzten Beanspruchungsrichtung annähern. Eine plastische Vorverformung der Höhe „Null“ würde nach Lastumkehr also die natürliche Fließgrenze der entgegengesetzten Lastrichtung bewirken und es würde folgerichtig auch kein Bauschingereffekt auftreten. Demzufolge streben die in Kap. 5.1 und 6.1 dargestellten Bauschingerkenngrößen mit betraglich abnehmender plastischer Verformung dem Wert des unverformten Zustands zu, der bei der bezogenen Fließgrenze ≈1, der plastischen Rückverformung ≈0 und dem Tangentenmodul ≈210GPa beträgt, so dass kein Bauschingereffekt erkennbar ist. Die Untersuchungen dieser Arbeit bestätigen somit die Aussage von Woolley.

Da eine plastische Verformung die Grundvoraussetzung eines Biegerichtvorgangs ist, stellt der Bauschingereffekt somit beim Richten eine nicht zu vernachlässigende Größe dar. Wie aus Abb. 5-1 bis Abb. 5-10 sowie Abb. 6-1 bis Abb. 6-10 hervorgeht, ist nach Lastumkehr mit steigender plastischer Vorverformung ein anwachsender Bauschingereffekt zu verzeichnen, was viele Untersuchungen [68, 69, 79, 82, 88, 96] bestätigen.

Die Biegebeanspruchung ermöglicht dabei je nach Wahl der Seite des Biegebalkens das gleichzeitige Betrachten von sowohl Zug-Druck als auch Druck-Zug Beanspruchung. Mit Ausnahme der plastischen Rückverformung, bei der unter Zugbeanspruchung geringere Werte als unter Druckbeanspruchung auftreten, zeigen die Bauschingerkenn-

größen keinen großen Unterschied hinsichtlich eines Einflusses der Beanspruchungsrichtung bei Biegung.

8.6.4 Einfluss der Beanspruchungsart auf den Bauschingereffekt

Wie die Ergebnisse aus Kap. 5.1.2 und 6.1.2 zeigen, tritt auch unter inhomogener Beanspruchung ein Bauschingereffekt auf, der sich auf das Verformungsverhalten in ähnlicher Weise wie unter homogener Beanspruchung auswirkt. Schon in der Entlastungsphase wird ein nichtlineares Verhalten beobachtet, das zur plastischen Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$* führt. Nach Lastumkehr ist bei beiden Beanspruchungsarten eine Fließgrenze von „Null“ zu beobachten, die bei einsetzender Last sofort plastische Deformationen des Werkstoffs hervorruft. Der Tangentenmodul T sowie die Stauchgrenze R_d und Biegegrenzen R_B nehmen nach Lastumkehr mit steigender Vorverformung kontinuierlich ab.

Bei dem Vergleich der homogenen mit der inhomogenen Beanspruchung über Spannungskennwerte stellt sich das Problem, dass die bei Biegebeanspruchung verwendete fiktive Randspannung nach Abb. 8-1 verfahrensbedingt größer als die Nennspannung der homogenen Beanspruchung ist und daher ein einfacher betragsmäßiger Vergleich nicht sinnvoll erscheint. Ein Vergleich ist nur über solche Kenngrößen sinnvoll, bei denen die fiktive Spannung keine (allzu großen) Auswirkungen zeigt. Die plastische Rückverformung $\Delta\varepsilon_p$* wäre hierzu ideal, doch wirft die unterschiedliche Charakteristik der Entlastungkurve (vgl. Kap. 8.6.1.2) Zweifel an der Vergleichbarkeit der Ergebnisse auf. Daher sind die bezogenen Stauchgrenzen sowie die bezogenen Biegestauchgrenzen in Abhängigkeit der plastischen / bleibenden Dehnung in Abb. 8-53 (42CrMoS4) und Abb. 8-54 (100Cr6) aufgetragen. Aus Gründen der Vergleichbarkeit wird für die inhomogene Beanspruchung nur die Zugseite des Biegebalkens betrachtet.

Bei allen Wärmebehandlungszuständen von 42CrMoS4 und 100Cr6 ist zu erkennen, dass bei gleich großer Verformung die bezogene Stauchgrenze stets größere Werte als die bezogene Biegestauchgrenze aufweist. Mit abnehmender Werkstofffestigkeit werden die Unterschiede zwischen den Beanspruchungsarten geringer. Da nach Lastumkehr eine niedrige Stauch- bzw. Biegestauchgrenze einen großen Bauschingereffekt bedeutet, ist der Bauschingereffekt bei inhomogener Beanspruchung tendenziell stärker ausgeprägt. Dieses Ergebnis steht in Übereinstimmung mit den Untersuchungsergebnissen von Scholtes [91], wo auch mit weiteren Bauschingerkenngrößen ein größerer Bauschingereffekt bei inhomogener Beanspruchung gefunden wurde. Da ein wesentlicher Unterschied zwischen homogener und inhomogener Beanspruchung die Ausbildung von Makroeigenspannungen ist, scheint der vorliegende Unterschied weniger auf mikrostrukturelle Ursachen zurückzuführen zu sein, sondern eher auf die Ausbildung von unterschiedlichen Eigenspannungsstrukturen. Scholtes [91] und Zöltzer [168] nennen die bei Biegebeanspruchung zusätzlich zu den Mikroeigenspannungen auftretenden

Makroeigenspannungen als wesentlichen Grund für den bei inhomogener Verformung größeren Bauschingereffekt.

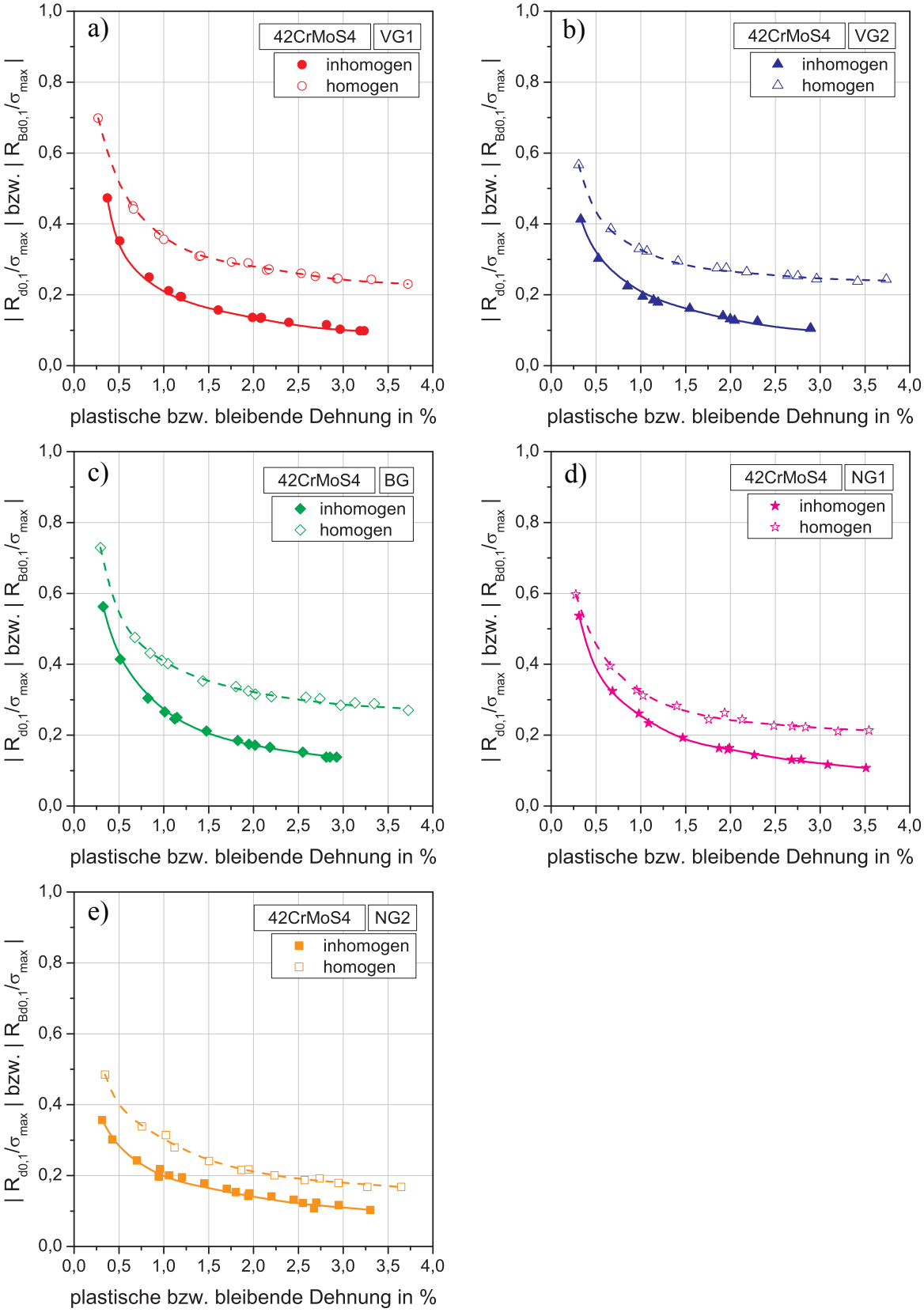


Abb. 8-53: Vergleich der bezogenen Stauchgrenzen $R_{d0,1}/\sigma_{max}$ und der bezogenen Biegestauchgrenze $R_{Bd0,1}/\sigma_{max}$ für 42CrMoS4 nach homogener und inhomogener Beanspruchung.

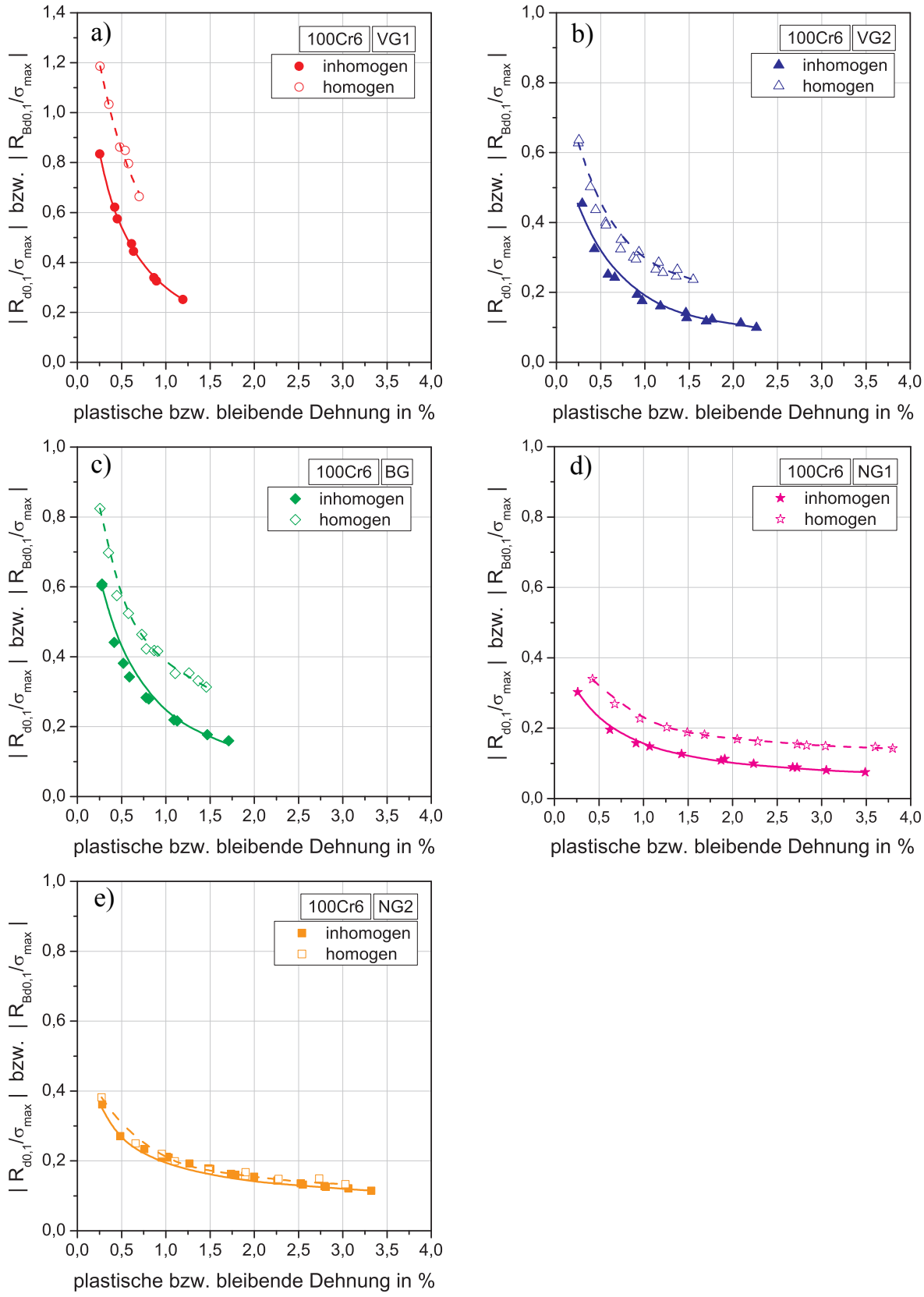


Abb. 8-54: Vergleich der bezogenen Stauchgrenzen $R_{d0,1}/\sigma_{max}$ und der bezogenen Biegestauchgrenze $R_{Bd0,1}/\sigma_{max}$ für 100Cr6 nach homogener und inhomogener Beanspruchung.

Die Entwicklung der unmittelbar nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduln in Abhängigkeit der plastischen / bleibenden Verformung ist für die Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 (Abb. 8-55) und von 100Cr6 (Abb. 8-56) für homogene und inhomogene Beanspruchung dargestellt.

Auch für die höherfesten Zustände VG1, VG2 und BG von 42CrMoS4 zeigt sich in Abb. 8-55, dass die Tangentenmoduln der inhomogenen Beanspruchung niedriger als die der homogenen Beanspruchung liegen. Bei dem normalisierten, mehrphasigen Zustand NG1 sowie dem weichen lamellaren Zustand NG2 ist die Lage jedoch umgekehrt.

In Abb. 8-56 ist für 100Cr6 kein ganz so deutliches Bild wie für 42CrMoS4 erkennbar. Lediglich am Vergütungszustand VG2 ist erkennbar, dass der Tangentenmodul der inhomogenen Beanspruchung niedriger als der der homogenen Beanspruchung ist. Im restaustenithaltigen Zustand VG1, dem bainitischen Zustand BG sowie dem normalisierten Zustand NG1 hängen die Tangentenmoduln praktisch nicht von der Beanspruchungsart ab. Beim Zustand NG2 zeigen sich hingegen deutlich größere Werte für die inhomogene Beanspruchung, genau wie bei 42CrMoS4.

Eine Beurteilung der Höhe des Bauschingereffekts ist auf Basis des Tangentenmoduls nach Lastumkehr nicht eindeutig. Bei den höherfesten Zuständen scheinen tendenziell bei inhomogener Beanspruchung die geringeren Tangentenmoduln aufzutreten, bei den normalisierten Zuständen hingegen unter homogener Beanspruchung. Vermutlich spielen auch die sich entwickelnden Eigenspannungen eine große Rolle. Liegen hohe Makroeigenspannungen wie bei den höherfesten Zuständen vor, scheint dies zu niedrigeren bezogenen (Biege-) Stauchgrenzen zu führen. Bei den lamellaren Zuständen liegen durch die geringere Festigkeit deutlich weniger Makroeigenspannungen, aber durch die Mehrphasigkeit vergleichsweise hohe Mikroeigenspannungen vor, siehe Abb. 8-62. Daher scheinen sich die weicheren Zustände durch das „Fehlen“ von hohen Makroeigenspannungen nach Lastumkehr einfacher rückverformen zu lassen.

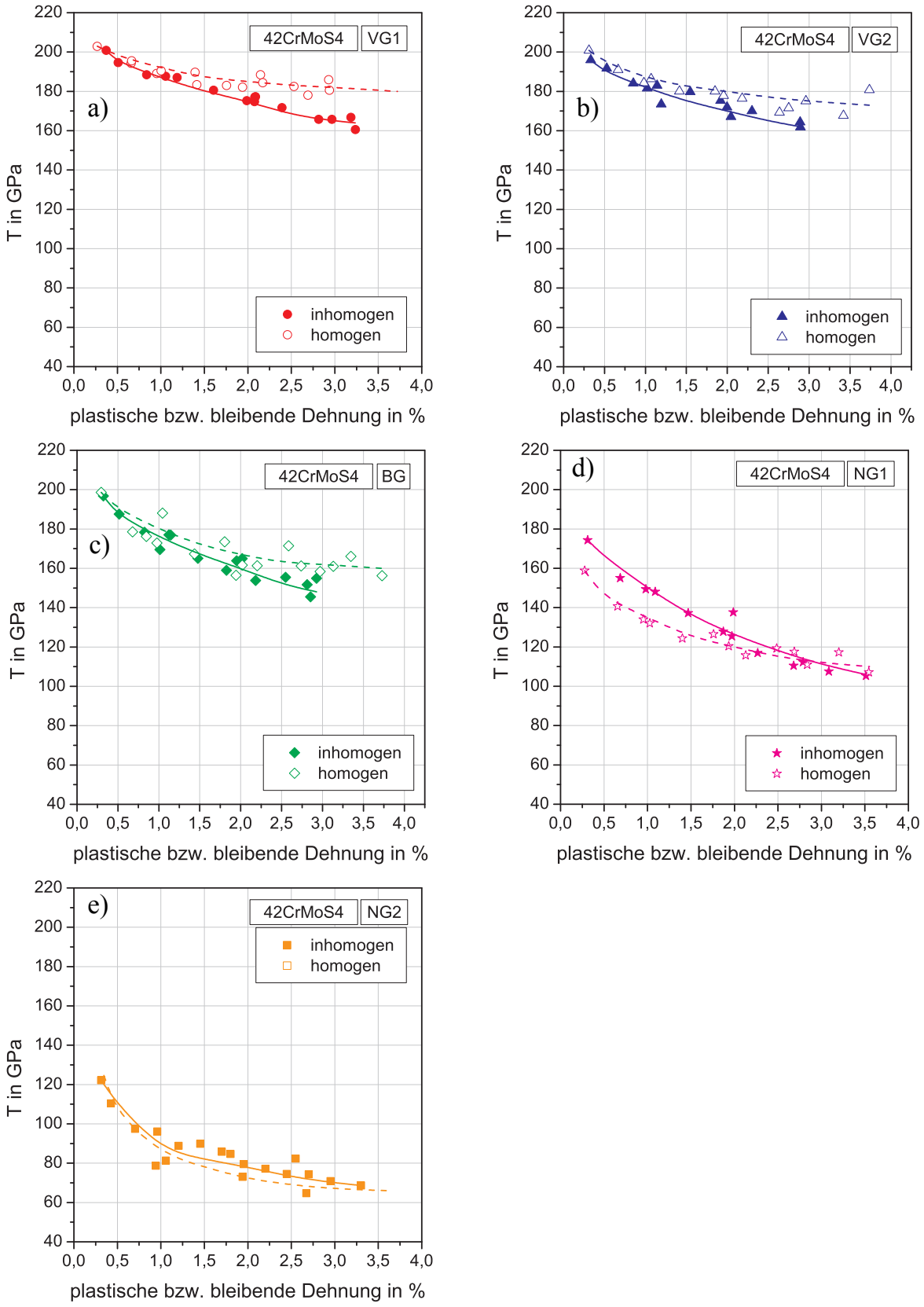


Abb. 8-55: Vergleich der Tangentenmoduln T für 42CrMoS4 nach homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite).

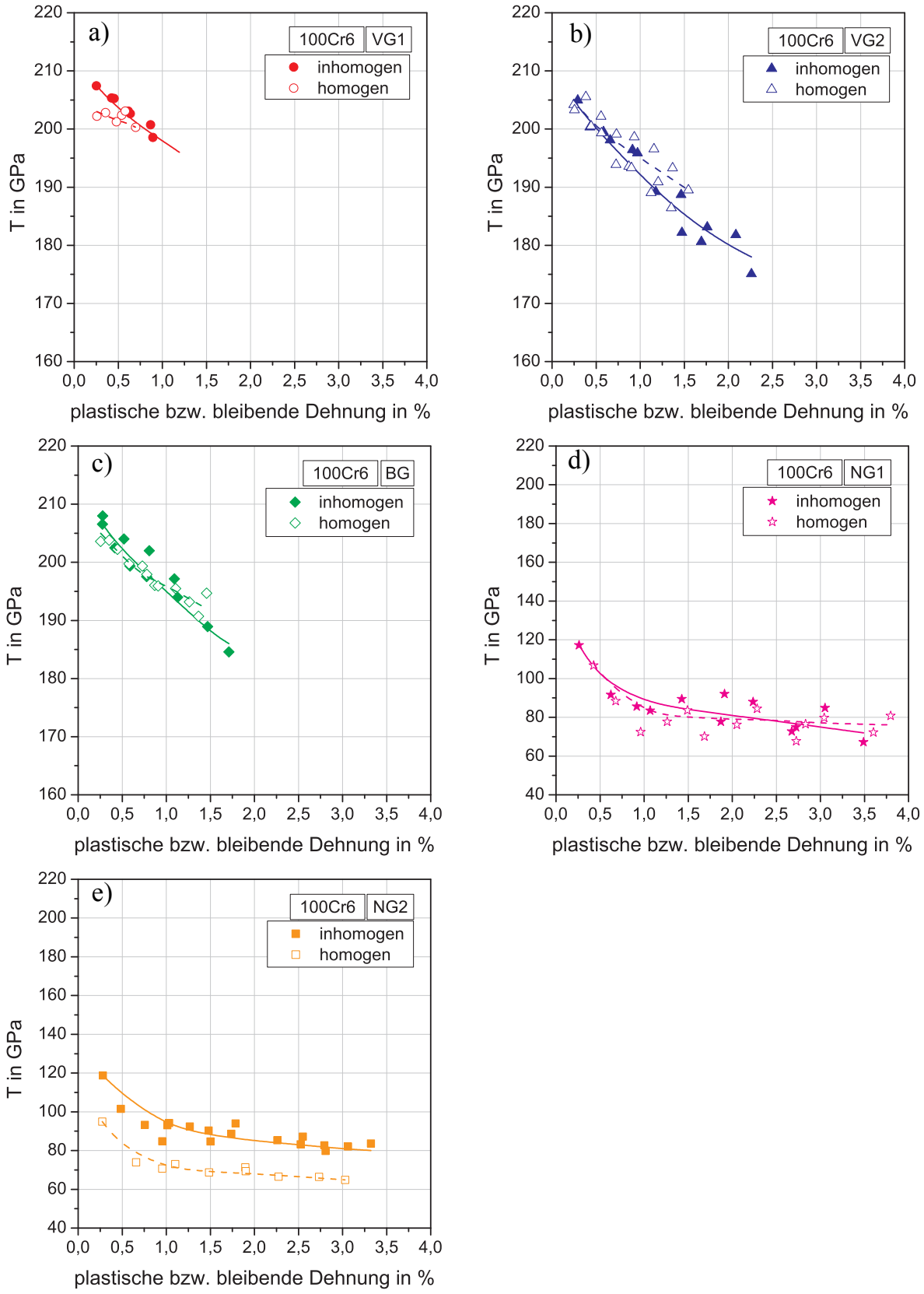


Abb. 8-56: Vergleich der Tangentenmoduln T für 100Cr6 unter homogener und inhomogener Beanspruchung (Zugseite).

8.6.5 Einfluss der Verformungsrichtung auf den Bauschingereffekt

Wie sich bei den Untersuchungen herausstellte, liegt bei homogener Druck-Zug und Zug-Druck-Beanspruchung offensichtlich nicht dasselbe Verformungsverhalten vor, da es zu einer Überlagerung von SD-Effekt und Bauschingereffekt kommt.

Um das Verformungsverhalten von der Seite des Bauschingereffekts beurteilen zu können, sind nachfolgend die Bauschingerkenngrößen bei 2,5% plastischer Dehnung für Zug-Druck-Beanspruchung sowie bei 2,5% plastischer Stauchung bei Druck-Zug-Beanspruchung gegenübergestellt.

In Abb. 8-57 sind die 0,1%-Dehn- bzw. Stauchgrenzen der verschiedenen Wärmebehandlungszustände von 42CrMoS4 für Druck-Zug- und Zug-Druck-Beanspruchung aufgetragen.

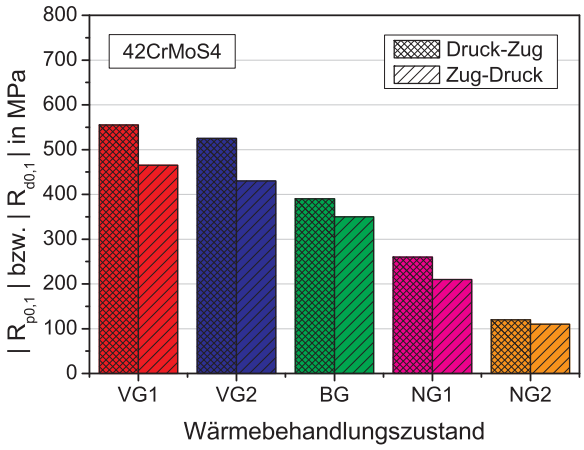


Abb. 8-57: Vergleich der nach Lastumkehr auftretenden Dehn- bzw. Stauchgrenzen unter homogener Druck- bzw. Zugverformung von 42CrMoS4.

Man erkennt gut, dass sowohl unter Druck-Zug- als auch unter Zug-Druck-Beanspruchung mit steigender Festigkeit die nach Lastumkehr ermittelte Fließgrenze absinkt. Diese liegt bei allen Wärmebehandlungszuständen unter Zugbeanspruchung höher als bei Druckbeanspruchung, was im Widerspruch zum SD-Effekt steht.

Abb. 8-58 zeigt die bezogenen 0,1%-Dehn- bzw. Stauchgrenzen für Druck-Zug- sowie Zug-Druck-Beanspruchung.

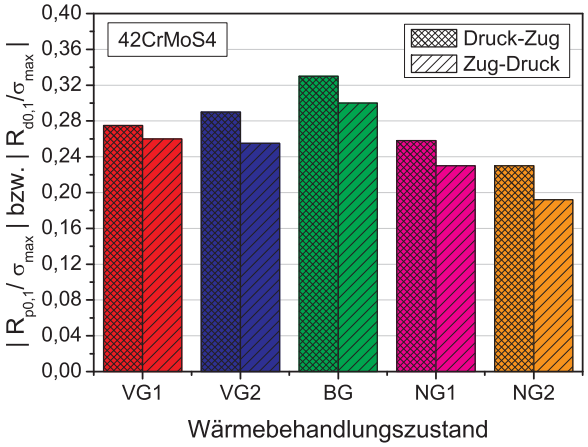


Abb. 8-58: Vergleich der nach Lastumkehr auftretenden bezogenen Dehn- bzw. Stauchgrenzen unter homogener Druck- bzw. Zugverformung von 42CrMoS4.

Die „verfestigungsbereinigten“ Kurven zeigen die Auswirkungen der verschiedenen Mikrostrukturen deutlich. Die größten Werte weisen jeweils die bainitischen Zustände BG auf, die geringsten die normalisierten, lamellaren Zustände NG2. Eine absinkende bezogene Fließgrenze liegt somit in der Reihenfolge BG < VG2 < VG1 < NG1 < NG2 vor. Ebenso lassen sich bei den bezogenen Dehngrenzen der Druck-Zug-Beanspruchung höhere Werte als bei den bezogenen Stauchgrenzen der Zug-Druck Beanspruchung beobachten.

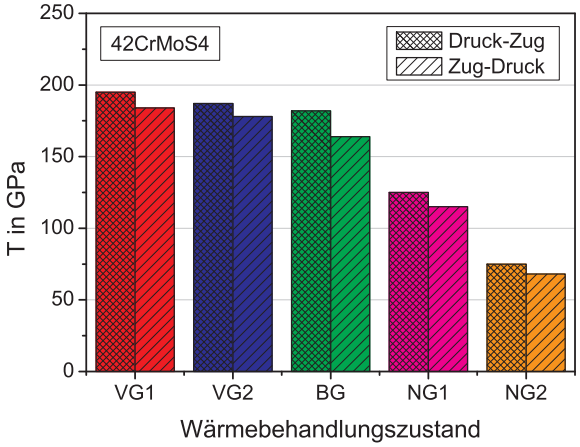


Abb. 8-59: Vergleich der nach Lastumkehr auftretenden Tangentenmoduln unter homogener Druck- bzw. Zugverformung von 42CrMoS4.

Mit sinkender Werkstofffestigkeit ist in Abb. 8-59 ebenso ein Absinken des Tangentenmoduls zu beobachten. Bei Druck-Zug-Beanspruchung liegen bei allen Wärmebehandlungszuständen geringfügig höhere Werte als bei Zug-Druck vor, so dass die eine etwas steilere Verfestigungskurve nach Lastumkehr vorliegt, die zu höheren Spannungen führt, vgl. Abb. 8-57.

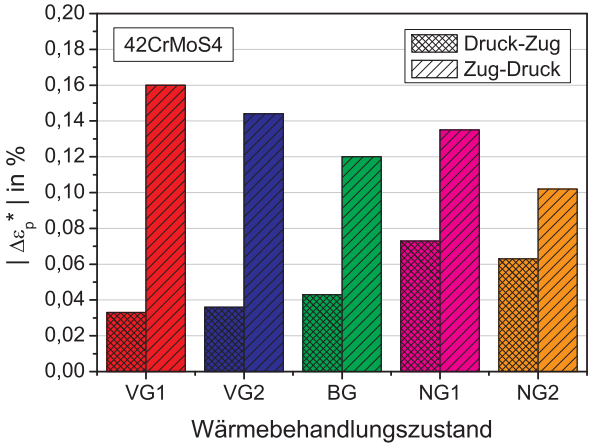


Abb. 8-60: Vergleich der plastischen Rückverformung nach Entlastung von homogener Druck- bzw. Zugverformung von 42CrMoS4.

Die in Abb. 8-60 dargestellte plastische Rückverformung zeigt bei beiden Beanspruchungsrichtungen ein gegensätzliches Verhalten. Bei Zug-Druck-Beanspruchung kann mit steigender Festigkeit ein Anstieg der plastischen Rückverformung beobachtet werden, bei Druck-Zug-Beanspruchung hingegen eine Reduzierung. Der normalisierte Zustand NG1 zeigt überdurchschnittlich hohe Werte, was auf die Mehrphasigkeit zurückzuführen sein wird. Aus den Kennwerten kann man schließen, dass das Entlastungverhalten der beiden Beanspruchungsrichtungen sehr unterschiedlich verläuft, ähnlich wie im Vergleich von homogener und inhomogener Beanspruchung in Abb. 8-50.

8.6.6 Bleibende Entfestigung

Sowohl unter homogener Beanspruchung (Abb. 5-11 und Abb. 6-11), als auch unter inhomogener Beanspruchung (Abb. 5-14 und Abb. 6-14) wurde anhand der Verformungskurven festgestellt, dass die bei der größten Vorverformung erreichte Spannung σ_{maxV} nach einer Rückverformung um den gleichen Dehnungsbetrag betragsmäßig nicht mehr erreicht wird, sondern ein niedrigerer Betrag für σ_{maxR} vorliegt. Dieses Verhalten wird im Zusammenhang mit dem Bauschingereffekt gesehen und als „bleibende Entfestigung“ bezeichnet.

Nachfolgend sind die bleibenden Entfestigungen nach einer plastischen Verformung von ±2,1% für den 42CrMoS4 sowie je nach Wärmebehandlungszustand zwischen ±0,5% und ±2,1% für den 100Cr6 für homogene Beanspruchung (Abb. 8-61) und inhomogene Beanspruchung (Abb. 8-62) abgebildet. Für den Zustand NG2 von 42CrMoS4 wurde keine vollständige Rückverformung durchgeführt, weshalb die bleibende Entfestigung nicht ermittelt werden konnte. Unter inhomogener Beanspruchung konnte für den Zustand VG1 von 100Cr6 keine Rückbiegung erfolgen, da die Proben schon bei geringen Verformungen brachen, so dass auch hier keine bleibende Entfestigung ermittelt werden konnte.

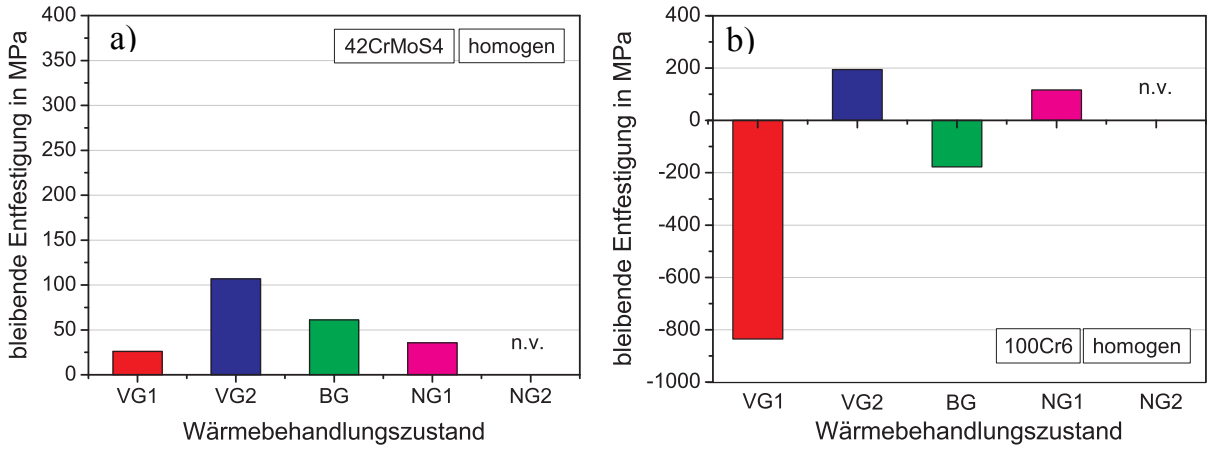


Abb. 8-61: Bleibende Entfestigung nach Vor- und Rückverformung der Wärmebehandlungszustände von a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 bei homogener Beanspruchung.

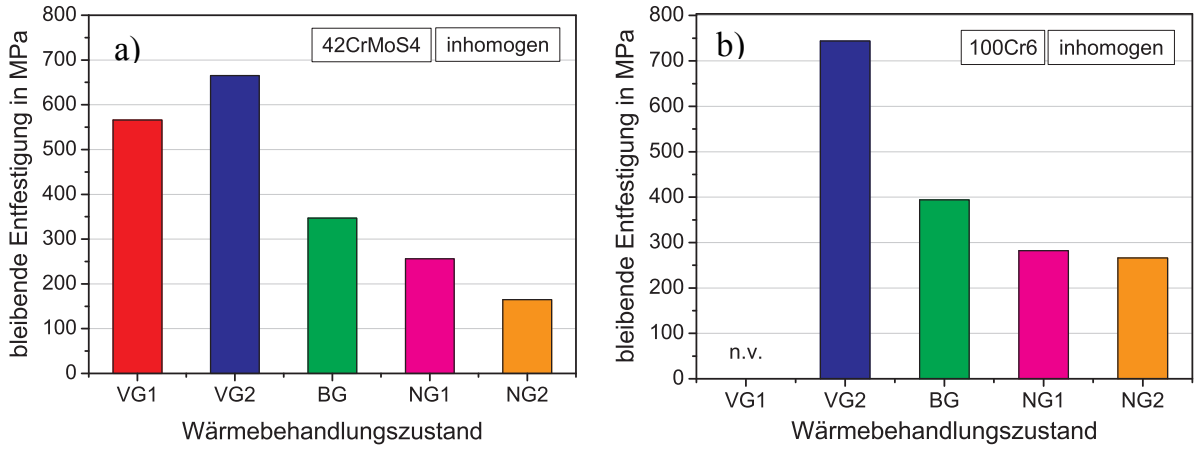


Abb. 8-62: Bleibende Entfestigung nach Vor- und Rückverformung der Wärmebehandlungszustände von a) 42CrMoS4 und b) 100Cr6 bei Biegebeanspruchung.

Mit Ausnahme des Zustands VG1 ist für 42CrMoS4 unter homogener und inhomogener Beanspruchung eine mit abnehmender Werkstofffestigkeit fallende permanente Entfestigung erkennbar. Hierbei ist jedoch zu beobachten, dass unter homogener Beanspruchung erheblich niedrigere Werte auftreten.

Auch für 100Cr6 zeigt sich ein ähnliches Bild unter inhomogener Beanspruchung. Unter homogener Beanspruchung hingegen weisen die Zustände VG1 und BG keine Entfestigung, sondern eine Verfestigung auf. Im Fall des restaustenithaltigen Zustands VG1 ist dies auf die Restaustenitumwandlung unter Zugverformung zurückzuführen, was in Kap. 8.5 näher untersucht wird.

8.6.7 Wechselwirkungen der Einflussgrößen

Bei den Untersuchungen dieser Arbeit zeigte sich, dass bei identischen Wärmebehandlungszuständen die Eigenspannungen unter homogener Beanspruchung stets niedriger

als unter inhomogener Beanspruchung sind, siehe Kap. 8.2.1. Die unterschiedliche Eigenspannungsentwicklung ist nach Scholtes [91] und Zöltzer [168] auf die Entwicklung von Mikro- und Makroeigenspannungen zurückzuführen, siehe Kap. 2.6.2.

Wie sich bei inhomogener Verformung beim Vergleich der in den Randebenen sowie im Probeninneren auftretenden Eigenspannungen in Kap. 8.2.7 zeigt, ist die Entstehung des dreifachen Nulldurchgangs auf das Wirken von Makroeigenspannungen zurückzuführen. Nach Lastumkehr ändern sich die Eigenspannungen in den Randebenen deutlich stärker als an den inneren Maxima, wie Abb. 8-18 und Abb. 8-19 zu erkennen ist. Dies steht vermutlich in Zusammenhang mit dem nach Lastumkehr auftretenden Bauschingereffekt, der ebenfalls in den Randebenen am größten ist, da dort bei Vorverformung die größten Vorverformungen auftreten. Somit ist eine Trennung der Auswirkungen von Makroeigenspannungen und Bauschingereffekt nur schwer möglich. Da aber in diesem Zusammenhang auch die Wirkung der Mikroeigenspannungen nicht zu vernachlässigen ist und bei Rückbiegung mit den Auswirkungen des SD-Effekts zu rechnen ist, kann mit den vorhandenen Ergebnisse hinsichtlich der Mikrostruktureinflüsse keine genaue Differenzierung erfolgen.

Da sich die Auswertung der Bauschingerkenngrößen für die beim Biegerichten auftretende Biegebeanspruchung als hoch komplex herausstellte, wurde versucht, zumindest auf Basis der homogenen Verformung eine Bewertung zu ermöglichen. Hierbei stellt sich jedoch das Problem, dass selbst beim Fehlen von Makroeigenspannungen schon eine kaum zu interpretierende Wechselwirkung zwischen SD-Effekt und Bauschingereffekt auftritt. Theoretisch würde man für eine Zug-Druck-Beanspruchung zwei konkurrierende Effekte erwarten: Der Bauschingereffekt bewirkt nach Lastumkehr eine betragliche Verringerung der Stauchgrenze, der SD-Effekt hingegen eine betragliche Erhöhung, da unter Druck bekanntlich höhere Festigkeiten als unter Zugbeanspruchung auftreten. Wird die Beanspruchungsrichtung in Druck-Zug geändert, müssten sich nach dieser Theorie sowohl durch den SD-Effekt, als auch durch den Bauschingereffekt eine betragliche Verringerung der Dehngrenzen nach Lastumkehr ergeben. Genau dies ist aber nach Kap. 8.1.3 nicht der Fall, denn die nach Lastumkehr vorliegenden Dehngrenzen sind betragsmäßig größer als die nach Zug-Druck Beanspruchung. Dementsprechend werden trotz der betraglich größeren σ_{max} Werte der Vorverformung auch höhere bezogene Dehngrenzen und damit ein geringerer Bauschingereffekt gemessen.

Da es somit nicht möglich ist, selbst bei einer „einfachen“ Beanspruchung wie der Zug-Druck Beanspruchung diese beiden Effekte voneinander zu trennen, wird dies bei der deutlich komplizierteren Biegebeanspruchung, bei der zudem noch fiktive Spannungen verwendet werden, mit den zur Verfügung stehenden Ergebnisse wohl kaum möglich sein. Daher kann nicht genau ermittelt werden, wie groß der Anteil des SD-Effekts an den gemessenen Bauschingerkenngrößen ist.

8.6.8 Fazit Bauschingereffekt

- Ohne plastische Vorverformung tritt nach Lastumkehr kein Bauschingereffekt auf. Nach Überschreiten der Streck- bzw. Dehngrenze setzt der Bauschingereffekt kontinuierlich ein und vergrößert sich mit zunehmender plastischer Verformung schnell. Bei höheren Verformungen >1% nimmt er hingegen nur noch langsam zu.
- Der Bauschingereffekt tritt sowohl bei homogener als auch bei inhomogener Beanspruchung auf. Dabei ist er bei inhomogener Beanspruchung stärker als bei homogener Beanspruchung ausgeprägt, was vermutlich auf das Wirken von Makroeigenspannungen zurückzuführen ist. Bei homogener Beanspruchung ist der Bauschingereffekt zudem unter Zug-Druck-Beanspruchung geringfügig größer als unter Druck-Zug.
- Nach Lastumkehr ist eine bleibende Entfestigung zu beobachten, die bei Biegebeanspruchung deutlich ausgeprägter als bei homogener Beanspruchung ist. Mit sinkender Werkstofffestigkeit sinkt auch die Höhe der bleibenden Entfestigung. Liegt eine Restaustenitumwandlung vor, kommt es durch den dadurch verursachten SD-Effekt sogar zu einer bleibenden Verfestigung.
- Der bainitische Gefügezustand von 42CrMoS4 weist anhand der bezogenen (Biege-) Stauchgrenze sowie der plastischen Rückverformung einen vergleichsweise schwachen Bauschingereffekt auf, der geringer als der der vergüteten bzw. normalisierten Zustände ist.
- Die lamellaren bzw. mehrphasigen normalisierten Werkstoffzustände besitzen für ihre Festigkeit eine hohe plastische Rückverformung, was auf die vergleichsweise hohen ausbildbaren Mikroeigenspannungen zurückzuführen sein könnte.
- Die in vielen Fällen in der Literatur beobachtete Korrelation zwischen Festigkeit und Höhe des Bauschingereffekts kann nicht allgemein bestätigt werden. Je nachdem, welche Kenngrößen zur Charakterisierung des Bauschingereffekts herangezogen werden und welche Werkstoffzustände miteinander verglichen werden, ist ein solches Ergebnis jedoch durchaus erkennbar. Insbesondere die nach Lastumkehr auftretende Stauchgrenze sowie der Tangentenmodul zeigen in vielen Zuständen eine markante Korrelation zur Werkstofffestigkeit, die bezogene Stauchgrenze hingegen nicht.
- Da der Bauschingereffekt das gesamte Verformungsverhalten des Materials beeinflusst, sind mehrere Kenngrößen notwendig, um die einzelnen Auswirkungen beschreiben zu können. Dabei bewerten die verschiedenen Kenngrößen die Höhe des Bauschingereffekts in Abhängigkeit der Mikrostruktur unterschiedlich und nicht immer widerspruchsfrei.

- Die Bewertung des Bauschingereffekts wird durch den bei der Änderung der Beanspruchungsrichtung zwangsläufig auftretenden SD-Effekt verkompliziert. Unter homogener Beanspruchung wurde herausgefunden, so dass es zwischen Bauschingereffekt und SD-Effekt offensichtlich zu Wechselwirkungen kommt, so dass man – zumindest bei geringen Rückverformungen – nicht von einer einfachen Addition der Effekte ausgehen kann.
- Die Verwendung der fiktiven Randspannung erschwert ein direktes Vergleichen von spannungsbezogenen Bauschingerkenngrößen, so dass die Verwendung von bezogenen Kenngrößen vorteilhaft ist. Ein weiteres Problem stellt die Vielzahl von Bauschingerkennwerten dar, die nicht vereinheitlich sind. Da somit jeder Autor seine eigenen Kennwerte definieren kann, der Bauschingereffekt aber in vielen Bereichen der Verformungskurve sichtbar ist, kann es leicht zu unterschiedlichen oder widersprüchlichen Ergebnissen hinsichtlich der Höhe des Bauschingereffekts kommen.
- Die unterschiedliche Form der Entlastungskurve erschwert die Bewertung der plastischen Rückverformung. Solange die genauen Einflussgrößen nicht bekannt sind, ist ein direkter Vergleich der Beanspruchungsarten nur schwer möglich.

8.7 Betrachtung möglicher Fehlereinflüsse

8.7.1 Messstelle der Eigenspannungsmessung

Die 4-Punkt-Biegung verursacht im Bereich zwischen den mittleren Auflagerrollen ein konstantes Biegemoment im Biegebalken. Somit sollte in dem gesamten Bereich die dort auftretende Randdehnung des Biegebalkens gleich sein. Da die Eigenspannungsmesspunkte z.T. außermittig gelegt wurden, siehe Abb. 4-6, wurde geprüft, ob in dem Bereich der gleichen Verformung auch konstante Eigenspannungen vorlagen.

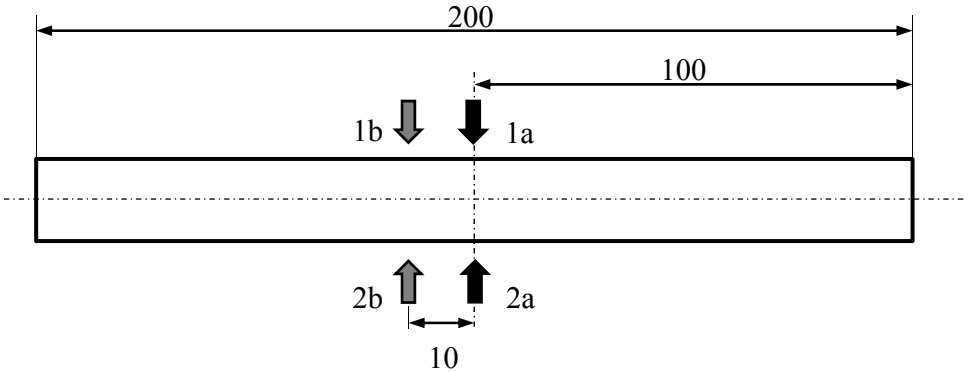


Abb. 8-63: Lage der mittigen und außermittigen Messstellen (Pfeile) zur Eigenspannungsmessung auf den Randebenen des Biegebalkens.

Dazu wurden die Randeigenspannungen eines Biegebalkens des Zustands BG von 42CrMoS4 in Probenmitte (1a, 2a) sowie 10mm zur Seite hin versetzt (1b, 2b) ermittelt. Die Messstellen auf Zug- und Druckseite des Biegebalkens sind schematisch in Abb. 8-63 dargestellt. Der verwendete Versuchsaufbau entspricht dabei dem der übrigen Versuche.

In Abb. 8-64 sind die an den vier Stellen gemessenen Eigenspannungswerte für unterschiedliche Randdehnungsbeträge dargestellt. Da die Eigenspannungen an den beiden Messpunkten jeder Seite jeweils sehr ähnliche Werte zeigen, scheint kein systematischer Fehler vorzuliegen, sondern lediglich eine verfahrensbedingte Streuung. Die Methode der außermittigen Messung ist somit verifiziert.

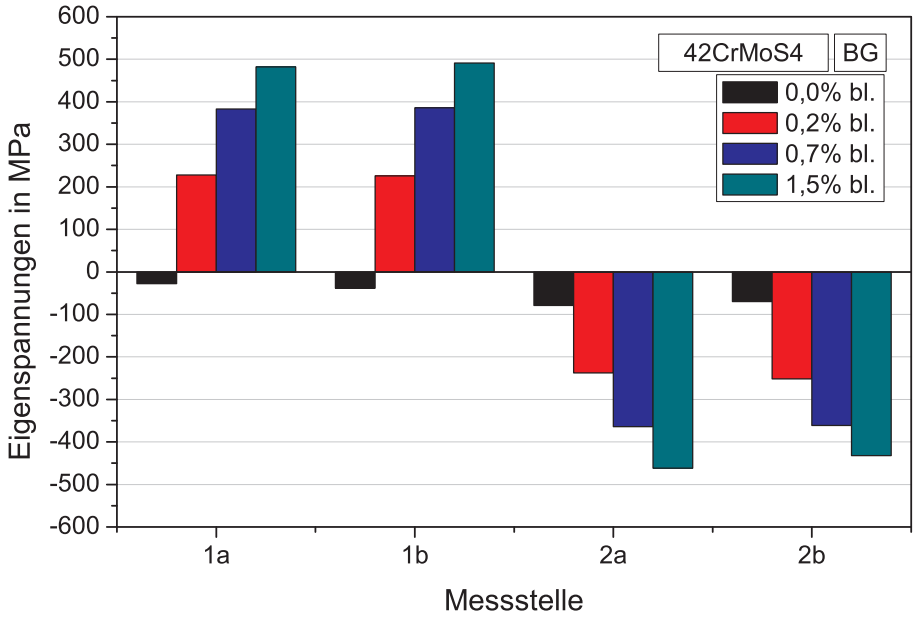


Abb. 8-64: Eigenspannungen des Zustands BG von 42CrMoS4 an den Messstellen 1a und 1b sowie 2a und 2b in verschiedenen bleibenden Verformungsstadien.

8.7.2 Genauigkeit der DMS-Messung bei Lastumkehr

Bei der Auswertung der Verformungskurven zeigte sich, dass trotz des Versuches, nach Lastumkehr möglichst gleichgroße Randdehnungsbeträge wie bei Vorverformung anzufahren, dies nicht möglich war, da die beiden Randebenen unterschiedliche Dehnungswerte zeigten. Da die Ursache zunächst unbekannt war, wurde überprüft, ob die Lastumkehr dafür verantwortlich sein könnte, so dass die DMS keine korrekten Dehnungswerte (mehr) lieferten.

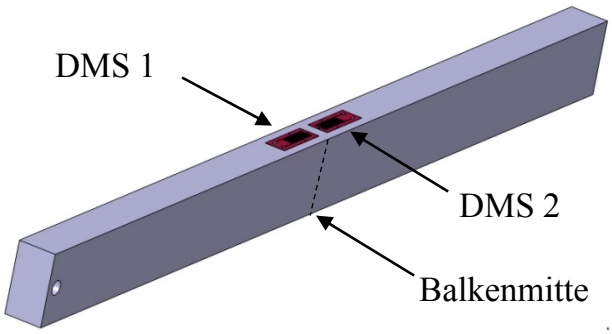


Abb. 8-65: Applikation der DMS zur Überprüfung des Einflusses einer Lastumkehr auf die Genauigkeit der Messergebnisse.

Daher wurde ein DMS (DMS 1) auf einer Biegeprobe des Zustands NG1 von 100Cr6 auf der Zugseite neben der Probenmitte appliziert und bis ca. 2% bleibende Randdehnung verformt. Danach wurde auf derselben Oberflächenseite spiegelbildlich gegenüber der Probenmitte ein weiterer DMS (DMS 2) appliziert, und in vier Schritten mit je 0,5% bleibender Dehnung 0,5% Schritten rückverformt. Zwischen jedem Zyklus wurden die DMS abgeglichen, genau wie es bei den ursprünglichen Hysteresen der Fall war.

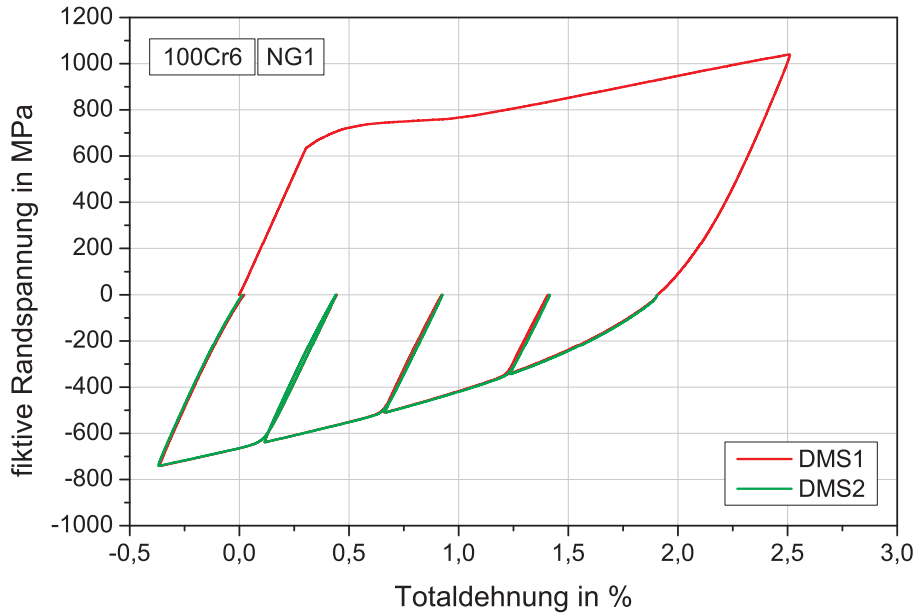


Abb. 8-66: Spannung-Totaldehnung-Kurve einer Probe des Zustands NG1 von 42CrMo4 mit zwei in unterschiedlichen Verformungsstadien applizierten DMS.

Für den DMS 1 stellen die Rückverformungen somit eine echte „Rückverformung“ dar, während diese für den DMS 2 eine „Vorverformung“ sind. Es zeigt sich, dass beide DMS nahezu gleiche Dehnungswerte liefern. Die minimalen Abweichungen der Deh-

nungen sind wahrscheinlich auf leichte Fluchtungsfehler bei der Applikation der DMS zurückzuführen. Somit ist das unterschiedliche Verformungsverhalten auf Zug- und Druckseite der Biegebalken nicht auf einen Messfehler zurückzuführen, sondern dem Material- bzw. Probenverhalten zuzuschreiben.

8.7.3 Applikation und Messung mit Dehnungsmessstreifen

Die Dehnungsmessung mit Dehnmessstreifen ist zwar eine aufwändige und durch den „Einweg-Charakter“ der DMS auch nicht ganz billige Methode, um lokal Dehnungen zu erfassen, jedoch konnte durch die eingeschränkte Zugänglichkeit der Messstellen in dieser Arbeit keine bessere Methode gefunden werden. Bei der großen Menge der applizierten DMS kam es gelegentlich vor, dass sich ein DMS von der Probenoberfläche ablöste, was die Messung unbrauchbar machte. Seitens des Herstellers TML [175] wird für den verwendeten Klebstoff eine maximale Dehnung von <4% empfohlen. Mit zunehmendem Alter der Klebeverbindung werden sogar nur Dehnungen von <2,5% empfohlen. Sollte es bei größeren Werten zu plötzlichen erkennbaren Abweichungen von der Linearität kommen, war dies auf Ablösungsvorgänge der DMS vom Untergrund zurückzuführen.

Bei der Durchführung der Untersuchungen dieser Arbeit konnten die beschriebenen Ablösevorgänge selbst bei fast 5% Totaldehnung nur äußerst selten beobachtet wer. Da die bei Ablösung auftretenden Knicke in den Messkurven deutlich erkennbar waren, wurden die entsprechenden Versuche nicht in die Auswertung miteinbezogen. Dennoch sollten die Totaldehnungen >3% kritisch betrachtet werden.

8.7.4 Präzision von Proben und Prüfmaschinen

Nach Kügler [118] ist es in der Praxis kaum möglich, eine Probe einer vollkommen einaxialen und damit biegemomentfreien homogenen Beanspruchung zu unterziehen. Daher ist in der Praxis der einaxiale Versuch stets mit sehr geringen Biegeanteilen überlagert. Gründe für das Auftreten der Biegebeanspruchung hierfür können die Probengeometrie sowie die Ausrichtung oder die Verformung von Maschine und Spannzeug unter Last sein, was sich jedoch – je nach Maschine – mehr oder weniger gut korrigieren lässt.

Nach dem Spannen der Zug-Druck-Proben mit ihren Passschäften wurde festgestellt, dass beim Anfahren des Formschlusses insbesondere bei den hochfesten Proben vereinzelt hohe Kräfte von bis zu 3kN auftraten, weshalb in diesen Fällen von einer Auswertung der Probe abgesehen wurde. Obwohl die Toleranzen der Passungen eingehalten wurden, kann hier ein fertigungstechnisches Problem vorliegen. Da die Zentrierbohrungen der Rundproben schon vor der Wärmebehandlung eingebracht wurden, kann ein Spannen der nach der Wärmebehandlung „krumm“ vorliegenden Proben dazu führen, dass diese elastisch „gerade“ gebogen werden. Erfolgt in diesem Zustand eine Endbe-

arbeitung, liegen die Proben danach weiterhin „krumm“ vor. Daher ist zu prüfen, ob die Zentrierbohrungen nicht erst nach der Wärmebehandlung eingearbeitet werden können.

Des Weiteren ist es möglich, dass es durch die Krümmung des Biegebalkens unter Lasteinwirkung zu Reibungskräften an den Auflagerrollen und damit zu homogenen Verformungsanteilen bei der Biegeverformung kommt. Ebenso kann es durch ein ungleichmäßiges Aufsetzen des zweiten Rollenpaares vorübergehend zu einer asymmetrischen 3-Punkt-Biegung kommen. Die Folge ist in allen Fällen ein komplizierter, sich in den Proben einstellender Spannungszustand, der keineswegs normgerecht ist.

8.7.5 Oberflächenbeschaffenheit hochfester Proben

Bei der Eigenspannungsmessung an den harten Zuständen am 100Cr6 brachen die Biegebalken schon bei Verformungen von teilweise <0,1% plastischer Verformung, obwohl die gleichen Wärmebehandlungszustände bei den Bauschinger-Versuchen je nach Zustand 0,5-2% plastische Verformung erreichten. Schnell zeigte sich, dass die beim elektrochemischen Abtragen nicht vermeidbaren Kerben am Rand des Abtragpunktes wohl dazu führten, dass die Proben so schnell versagten. Daher wurden die harten Proben im Polierbad hängend vollflächig elektropoliert. Dies rief zwar keine Kerben an den Oberflächen hervor, ließ die Proben jedoch leicht ballig werden, da die Abtragung an den Kanten größer war, so dass die Auflage nicht mehr optimal war und als Konsequenz eine Überlagerung der Biegeverformung mit Torsion stattgefunden haben könnte. Weitergehende Untersuchungen hierzu wurden nicht durchgeführt.

9 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde das Verformungsverhalten der beiden Stähle 42CrMoS4 und 100Cr6 in hochfesten vergüteten, bainitischen sowie normalisierten Wärmebehandlungszuständen unter homogener und inhomogener Beanspruchung untersucht. Im Hinblick auf die plastische Verformung bei Biegerichtprozessen wurde besonders der nach Lastumkehr auftretende Bauschingereffekt anhand verschiedener Bauschingerkenngrößen charakterisiert. Da der Bauschingereffekt in engem Zusammenhang mit dem Auftreten von Eigenspannungen steht, wurden sowohl für homogene als auch für inhomogene Beanspruchung röntgenografische Eigenspannungsmessungen durchgeführt, um die mikrostrukturellen Veränderungen bei der Verformung erfassen zu können. Zusätzlich wurden weitere Faktoren wie die Restaustenitumwandlung oder der SD-Effekt betrachtet und bewertet.

Die wichtigsten Ergebnisse dieser Arbeit sind:

- Nach einer überelastischen Zugverformung bilden sich in der Ferrit- bzw. Martensitphase Druckeigenspannungen aus, nach einer Druckbeanspruchung hingegen Zugeigenspannungen. Schon nach geringen plastischen Verformungen entwickeln sich hohe Eigenspannungsbeträge, die mit zunehmender Verformung nicht mehr ganz so schnell, aber trotz alledem stetig anwachsen. Die Höhe der sich entwickelnden phasenspezifischen Eigenspannungen hängt stark von dem Verfestigungsverhalten des Materials ab.
- Bei inhomogener Beanspruchung entwickeln sich betragsmäßig höhere Eigenspannungen als bei homogener Beanspruchung. Grund hierfür sind die sich zusätzlich zu den phasenspezifischen Mikroeigenspannungen ausbildenden Makroeigenspannungen. Die Anteile von Mikro- und Makroeigenspannungen werden sowohl von der Festigkeit des Werkstoffs als auch von der Mikrostruktur beeinflusst. Mehrphasige Gefüge begünstigen das Entstehen von Mikroeigenspannungen.
- Unter inhomogener Beanspruchung bildet sich entlang der Biegehöhe ein Eigenspannungszustand mit dreifachem Nulldurchgang aus, der sich aus der Überlagerung von Mikro- und Makroeigenspannungen zusammensetzt. Dabei treten Eigenspannungsmaxima sowohl an den Randebenen als auch im Inneren nahe der neutralen Ebene auf. Die inneren Maxima bestehen hauptsächlich aus Makroeigenspannungen. Mit zunehmender plastischer Verformung wandern sie ins Probeninnere hinein. Die in den Randebenen vorliegenden Eigenspannungsmaxima bestehen aus einer Überlagerung von Mikro- und Makroeigenspannungsbeträgen gleichen Vorzeichens. Die Randeigenspannungen besitzen ein den inneren Eigenspannungsmaxima entgegengesetztes Vorzeichen. Wie die verschiedenen Wärmebehandlungszustände zeigen, müssen die am Rand sowie im Inneren vorliegenden Eigenspannungsmaxima für ein Momentengleichgewicht nicht zwangsläufig die gleichen Maximalbeträge besitzen.

- Nach Lastumkehr findet ein rascher Abbau der bei Vorverformung aufgebauten Eigenspannungen statt. Bei inhomogener Verformung ist ein schnelleres Absinken als bei homogener Verformung zu erkennen. Dies ist auf das Auftreten des Bauschingereffekts, die Überlagerung von Last- und Eigenspannungen gleichen Vorzeichens sowie das Wirken von Makroeigenspannungen zurückzuführen so dass es vorübergehend zu einem Eigenspannungsverlauf mit fünffachem Nulldurchgang entlang der Biegehöhe kommt.
- Es können beim Biegerichten Verformungszustände auftreten, die am Rand eigenspannungsfrei zu sein scheinen, weil sich dort die vorliegenden Mikro- und Makroeigenspannungsbeträge durch ein entgegengesetztes Vorzeichen aufheben. Ungeachtet dessen können im Inneren trotz alledem hohe (Makro-) Eigenspannungen vorliegen.
- Ein anfangs eigenspannungsarmes Bauteil besitzt nach einem Biegerichtvorgang durch die inhomogene Spannungs- und Dehnungsverteilung über dem Bauteilquerschnitt einen komplizierten Eigenspannungszustand. Die Einstellung eines eigenspannungsarmen Zustands ist somit nicht mehr möglich.
- Die Integralbreiten sind ein Maß für die vorliegenden inhomogenen Mikroeigenspannungen (Eigenspannungen III. Art). Mit zunehmender Festigkeit steigt auch die Integralbreite der Werkstoffe sehr stark an. Ein geringes Absinken der Integralbreiten nach Lastumkehr ist wahrscheinlich auf Versetzungsannihilation zurückzuführen und wird in engem Zusammenhang mit dem Bauschingereffekt gesehen.
- Die FE-Simulation einer Biegebeanspruchung mit Hilfe von Daten aus Zug- sowie Druckbeanspruchungen zeigt bei ähnlichen plastischen bzw. bleibenden Dehnungswerten eine recht gute Übereinstimmung hinsichtlich der notwendigen Kraft sowie der ermittelten Makroeigenspannungsverteilung entlang der Beigehöhe mit dem dreifachen Nulldurchgang. Dieser ist darauf zurückzuführen, dass nach einer Biegebeanspruchung neben einer plastischen Verformung durch die Ausbildung von Makroeigenspannungen auch stets eine elastische Verformung zurückbleibt.
- Sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung ist das Auftreten eines SD-Effekts zu beobachten, da die Streckgrenze unter Zugbeanspruchung betragsmäßig höher als die Stauchgrenze unter Druckbeanspruchung liegt. Die Höhe des SD-Effekts ist bei homogener Beanspruchung mit ca. 10% größer als bei inhomogener Beanspruchung mit ca. 5%. In hochfesten Zuständen tritt dabei tendenziell ein größerer SD-Effekt als in weichen Zuständen auf. In bainitischen Zuständen ist praktisch kein SD-Effekt erkennbar.
- Das Auftreten einer Restaustenitumwandlung unter Zugbeanspruchung führt zu einem sehr großen SD-Effekt und zu sehr niedrigen Eigenspannungen in der Ferrit- / Martensitphase. Ebenso führt eine an normalisierten Stählen auftretende Lüdersdeh-

nung zu einem SD-Effekt, da die Länge der Lüdersdehnung unter Zugbeanspruchung größer als unter Druckbeanspruchung ist.

- Bei Biegeverformung tritt eine Querschnittsänderung des Biegebalkens auf, die bei allen Wärmebehandlungszuständen gleich groß ist. Auf der Zugseite wird dieser dünner, auf der Druckseite breiter. Die Folge ist eine Verschiebung der neutralen Faser entlang der Biegehöhe in Richtung der druckbeanspruchten Probenseite. Da die Änderung der Breite auf Zug- und Druckseite betragsmäßig ungleich erfolgt, ist ein Einfluss des SD-Effekts und die damit verbundenen unterschiedlichen Festigkeiten des Materials unter Zug- und Druckbeanspruchung wahrscheinlich.
- Bei Biegeverformung tritt bei Vor- und Rückbiegung das Phänomen auf, dass sich durch den SD-Effekt unterschiedlich große Randdehnungen auf der Zug- und Druckseite der Biegebalken ergeben. Unter Zugbeanspruchung sind diese betragsmäßig stets größer als unter Druckbeanspruchung.
- Nach einer überelastischen Verformung mit nachfolgender Lastumkehr tritt sowohl bei hochfesten als auch bei weichen Stählen ein Bauschingereffekt auf. Dieser setzt mit dem Überschreiten der Dehngrenze in Vorverformungsrichtung kontinuierlich ein und vergrößert sich mit zunehmender plastischer Vorverformung schnell. Bei größeren plastischen Verformungen >1% nimmt er hingegen nur noch langsam zu.
- Nach Lastumkehr ist eine bleibende Entfestigung zu beobachten, die bei Biegung deutlich ausgeprägter als bei homogener Beanspruchung ist und tendenziell mit der Werkstofffestigkeit korreliert.
- Ein Bauschingereffekt ist sowohl unter homogener als auch unter inhomogener Beanspruchung erkennbar. Die stärkere Ausprägung des Bauschingereffekts unter inhomogener Beanspruchung geht vermutlich auf das Wirken von Makroeigenspannungen zurück.
- Bei homogener Beanspruchung wurde das Auftreten eines Bauschingereffekts sowohl bei Zug-Druck-, als auch bei Druck-Zug-Beanspruchung festgestellt. Der anhand der Bauschingerkenngrößen unter Zug-Druck gemessene Bauschingereffekt war dabei stets etwas größer als der unter Druck-Zug. Bei der Untersuchung der Richtungsabhängigkeit wurde eine Wechselwirkung des Bauschingereffekts mit dem SD-Effekt festgestellt. Eine einfache Addition der beiden Effekte ist offensichtlich nicht möglich.
- Da sich der Bauschingereffekt auf das gesamte Verformungsverhalten auswirkt, ist eine Bestimmung über eine einzelne Kenngröße nicht möglich. Die zur Charakterisierung verwendeten Kenngrößen sind, insbesondere in Hinsicht auf den Einfluss der Mikrostruktur, nicht immer widerspruchsfrei.
- Die bezogenen Fließgrenzen sowie die plastische Rückverformung zeigen, dass der bainitische Zustand von 42CrMoS4 einen geringeren Bauschingereffekt als die ver-

güteten oder die normalisierten Zustände besitzt. Die normalisierten, lamellaren Werkstoffzustände besitzen für ihre Festigkeit eine hohe plastische Rückverformung, was auf die vergleichsweise hohen ausbildbaren Mikroeigenspannungen zurückzuführen ist.

- Die in der Literatur oft beobachtete Korrelation zwischen der Werkstofffestigkeit und der Höhe des Bauschingereffekts kann anhand der in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnisse nicht allgemein bestätigt werden. Je nachdem, welche Kenngrößen zur Charakterisierung des Bauschingereffekts herangezogen werden und welche Werkstoffzustände miteinander verglichen werden, ist eine Festigkeitsabhängigkeit jedoch erkennbar. Die Freiheit der Definition der Bauschingerkenngrößen erschwert einen Vergleich zusätzlich.

10 Quellen

[1] H. Schumann: *Metallografie*. 13. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1991)

[2] *Bravaisgitter*, www.sprott.net/science/physik/taschenbuch/daten/kap_25/node8.htm, abgerufen am 14.06.2011

[3] O. Vöhringer, E. Macherauch: *Struktur und mechanische Eigenschaften von Martensit*. HTM 32 (1977) 4, 153–166

[4] H. Föll: *Einführung in die Materialwissenschaft*. Hyperscript, Universität Kiel (2008)

[5] H. Berns, W. Theisen: *Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen*. 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg (2006)

[6] F. Haider: *Materialphysik I*. Vorlesungsskript, Universität Augsburg (2000)

[7] G. Gottstein: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 3. Auflage, Springer Verlag (2007)

[8] E. Macherauch, O. Vöhringer: *Verformungsverhalten gehärteter Stähle*. HTM 41 (1986) 2, 71–91

[9] H.-J. Eckstein (Hrsg.): *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl*. 2. Auflage, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1987)

[10] W. Seidel, F. Hahn: *Werkstofftechnik*. 8. Auflage, Hanser Verlag, München (2010)

[11] W. Bergmann: *Werkstofftechnik 1*. 4. Auflage, Hanser Verlag, München Wien (2002)

[12] E. Hornbogen, H. Warlimont: *Metallkunde.* 3. Auflage, Springer Verlag , Berlin, Heidelberg (1996)

[13] H.-J. Bargel, G. Schulze: *Werkstoffkunde.* 7. Auflage, Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York (2000)

[14] ASM Handbook, *Heat Treating*. Vol. 4 (1991)

[15] R.C. Hibbeler: *Technische Mechanik 2 – Festigkeitslehre*. 5. Auflage, Pearson Studium, München (2006)

[16] R. Bürgel: *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik, Band 1*. 1. Auflage, Vieweg Verlag, Wiesbaden (2005)

[17] W. Dahl, R. Kopp, O. Pawelski: *Umformtechnik - Plastomechanik und Werkstoffkunde*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1993)

[18] B. Heine: *Werkstoffprüfung*. 1. Auflage, Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag, München Wien (2003)

[19] R. Kopp, H. Wiegels: *Einführung in die Umformtechnik*. 2. Auflage, Verlag Mainz, Aachen (1999)

[20] E. Siebel, A. Pomp: *Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von Metallen durch den Stauchversuch*. Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1927) Bd. 9, 157–171

[21] DIN 50106:1978-12, *Prüfung metallischer Werkstoffe – Druckversuch*. Beuth Verlag, Berlin

[22] R. Chait: *Factor Influencing the Strength Differential of High Strength Steels*. Metallurgical Transactions, Vol. 3 (1972) 2, 365–371

[23] S.P.F.C. Jaspers, J.H. Dauteznberg: *Material behaviour in conditions similar to metal cutting: flow stress in the primary shear zone*. Journal of Materials Processing Technology 122 (2002), 322–330

[24] E. Macherauch: *Neuere Untersuchungen zur Ausbildung und Auswirkung von Eigenspannungen in metallischen Werkstoffen*. Z. Werkstofftech. 10 (1979), 97–111

[25] A. Krisch, U. Gramberg: *Spannungen und Formänderungen bei der plastischen Biegung von Stäben mit Rechteckquerschnitt*. Archiv für das Eisenhüttenwesen 43 (1972) 9, 667–674

[26] A. Böge: *Technische Mechanik*. 27. Auflage, Vieweg Verlag, Wiesbaden (2006)

[27] DIN EN 10052:1994-01, *Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen*. Beuth Verlag, Berlin

[28] DIN 17014:1976-05, *Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen*. Beuth Verlag, Berlin

[29] K. Heeß.: *Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung von Stählen*. 3. Auflage, expert Verlag, Renningen (1997)

[30] B. Clausen, F. Frerichs, T. Kohlhoff, Th. Lübben, C. Prinz, R. Rentsch, J. Sölter, H. Surm, D. Stöbener, D. Klein: *Identfication of process parameters affecting distortion of disks from gear manufacture, Part I: casting forming and maching*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 40 (2009) 5-6, 354-360, DOI: 10.1002/mawe.200900459

[31] T. Kohlhoff, C. Prinz, R. Rentsch, H. Surm: *Influnce of manufacturing parameters on gear distortion*. Mat.-wiss. U. Werkstofftech. 43 (2012) 1-2, 84–90, DOI: 10.1002/mawe.201100893

[32] J. Volkmuth, F. Hengerer: *Einfluß des Ausgangsmaterials auf den Verzug bei der Wärmebehandlung von Massenteilen*. HTM Härterei-Techn. Mitt. 44 (1989) 2, 89–94

[33] C.M. Bergström, L.-E. Larsson, T. Tewin: *Reduzierung des Verzugs beim Einsatzhärten*. HTM 43 (1988) 1, 36–40

[34] M. Dijkman, G. Goch: *Distortion compensation strategies in the production process of bearing rings*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 40 (2009) No. 5–6, 443–447

[35] P. Jurčui, P Stolaŕ. P. Št'astný, J.Podkovičák, H. Altena: *Investigation of distortion behavior of machine components due to carburizing and quenching*. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 63 (2008) 1, 27–33

[36] H.-W. Zoch: *Distortion engineering: vision or ready to application?*. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 40 (2009) 5–6, 342–348, DOI: 10.1002/mawe.200900457

[37] M. Hunkel, Th. Lübben, E. Hoffmann, P. Mayr, H.-W. Zoch: *Simulation der Eigenspannungen von Bauteilen aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6 bei der Wärmebehandlung.* HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 59 (2004) 4, 262–261

[38] J. Volkmuth: *Eigenspannungen und Verzug.* HTM 51 (1996) 3, 145-154

[39] H. Berns: *Verzug von Stählen infolge von Wärmebehandlung.* Z. Werkstofftech. 8 (1977), 149–157

[40] P. Rossow: *Verzug bei der Wärmebehandlung*. ZwF 73 (1978) 9, 478-481

[41] S. Gunnarson: *Einfluß der Stranggußform auf den Verzug eines einsatzgehärteten Tellerrades aus Stahl*. HTM 46 (1991 4, 216–220

[42] F. Frerichs, Th. Lübben, F. Hoffmann, H.-W. Zoch, M. Wolff: *Unvermeidbare Maßänderung durch thermische Spannungen*. HTM Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 62 (2007) 5, 229–235

[43] B. Clausen, F. Frerichs, T. Kohlhoff, Th. Lübben, C. Prinz, R. Rentsch, J. Sölter, H. Surm, D. Stöbener, D. Klein: *Identfication of process parameters affecting distortion of disks from gear manufacture, Part II: heating, carburizing, quenching*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 40 (2009) 5–6, 361–367, DOI: 10.1002/mawe.200900460

[44] F. Frerichs, Th. Lübben, F. Hoffmann, H.-W. Zoch: *Distortion of conical formed bearing rings made of SAE 52100*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 40 (2009), No.5–6, 402–407

[45] T. Lübben. H. Bomas, H.P. Hougardy, P. Mayr: *Beschreibung der Abschreckwirkung flüssiger Abschreckmittel am Beispiel zweier Härteöle (1. Teil)*. HTM 46 (1991) 1, 24–34

[46] C. Bahnsen, C. Clausen, F. Hoffmann, P. Mayr, H.-W. Zoch: *Influence of carburising on distortion behaviour*. Tagungsband 1st. International Conference of Distortion Engineering, Bremen (2005), 235–242

[47] T. Pretorius, G. Habedank, J. Woitschig, F. Vollertsen: *Thermal Generation of Residual Stress Fields for Purpose of Distortion Minimization*. Tagungsband 1st. International Conference of Distortion Engineering, Bremen (2005), 381–388

[48] C. Franz, G. Besserdich, V. Schulze, H. Müller, D. Löhe: *Influence of transformation plasticity on residual stresses and distortion due to the heat treatment of steels with different carbon content*. Materials Science Forum 490–491 (2005), 47–52, DOI: 10.428/www.scientific.net/MSF.490-491.47

[49] G. Besserdich, B. Scholtes, H. Müller, E. Macherauch: *Consequences of transformation plasticity on the development of residual stresses and distortion during martensitic hardening of SAE 4140 steel cylinders*. steel research 65 (1994) 1, 41–46

[50] P. Lamesle, E. Vareilles, M. Aldanondo: *Towards a KBS for a qualitative distortion prediction for heat treatments*. Tagungsband 1st. International Conference of Distortion Engineering, Bremen (2005), 39–47

[51] D.S. MacKenzie, Z. Li, B.L. Ferguson: *Effect of quenchant flow on the distortion of carburized automotive pinion gears*. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 63 (2008) 1, 15–21

[52] M. Paul, W. Vogel: *Richten einsatzgehärteter Bauteile*. HTM Härterei-Techn. Mitt. 45 (1990) 2, 90–97

[53] M. Mitze: *Richten wärmebehandelter Bauteile*. HTM J. Heat Treatm. Mat. 65 (2010) 2, 110–117

[54] M. Randelius, J. Åslund, S. Hosseini: *Straigtening of case hardenend bars before or after tempering*. VBCentrum Report (Swerea KIMAB), VBC-R-2008-001 (2008)

[55] I. Pfeiffer, H. Weber: *Einfluss des Richtens auf das mechanische Verhalten von Federlegierungen.* Z. Werkstofftechn. 11 (1980), 319–324

[56] J. Åslund, S. Hosseini, S Haglund: *Influence of straightening on fatigue properties*. VBCentrum Report (Swerea KIMAB), VBC-R-2009-004 (2009)

[57] R. Pfeiffer: *Die Richten und Umformen mit der Flamme*. DVS-Verlag, Düsseldorf, 2. Auflage (1989)

[58] M. Kornmeier, B. Scholtes: *Zur Ermittlung verformungsbedingter Makro- und Mikroeigenspannungen durch mechanische und röntgenographische Eigenspannungsanalysen*. Mat.-wiss. und Werkstofftechnik 29 (1998), 635–642

[59] M. Belassel, J.L. Lebrun, S. Denis, E. Gautier, J.P. Bettembourg: *Effect of Thermal and Mechanical Loading on the Generation of Macro and Micro Stresses in Eutectoid Steel*. Proceedings of the Fourth International Conference on Residual Stresses, Baltimore, Soc for Exp. Mechanics, Bethel (1994), 341–401

[60] T. Hanabusa, H. Fujiwara, M. Nishida: *Residual Stress Development in Steels after Tensile deformation*. In: G: Beck, S. Denis, A. Simon (Eds.), Proceedings of ICRS2, 23-25. Nov. 1988, Nancy, France, Elsevier Applied Science, London New York (1989), 555–560

[61] M. Hunkel, S. Schüttenberg, F. Frerichs, U. Fritsching, H.-W. Zoch: *Verzugskompensation mittels Gasabschreckung in flexiblen Düsenfeldern, Teil 2*. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 59 (2004) 5, 351–357

[62] E. Macherauch, H. Wohlfahrt, U. Wolfstieg: *Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen*. HTM 28 (1973) 3, 201–211

[63] B. Scholtes: *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen – Ursachen Ermittlung und Bewertung*. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1990

[64] B. Eigenmann, E. Macherauch: *Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen, Teil 1*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 26 (1995), 148–160

[65] Schutzrecht EP 0 842 720 B1 (20.5.1998), Volkswagen Aktiengesellschaft Wolfsburg , Pr.: DE 19647228 15.11.1996 – *Verfahren zur Herstellung einer Schraubenfeder.*

[66] E. Macherauch, H.-W. Zoch: *Praktikum in Werkstoffkunde*, 11. Auflage, Vieweg + Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden (2011)

[67] J. Bauschinger: Mittheilung XV: *Über die Veränderung der Elasticitätsgrenze und der Festigkeit des Eisens und Stahls durch Strecken und Quetschen und Abkühlen und durch oftmal wiederholte Beanspruchung*. Mittheilungen aus dem mechanisch-technischem Laboratorium der K. technischen Hochschule in München, Heft 13 (1886)

[68] G. Sachs, H. Shoji: *Zug-Druckversuche an Messingkristallen (Bauschingereffekt)*. Mitteilung aus dem Kaiser Wilhelm–Institut für Metallforschung (1927)

[69] A. Abel, H. Muir: *The Bauschinger effect and discontinuous yielding*. Philosophical Magazine 26 (1972) 2, 489–504

[70] B. Scholtes, O. Vöhringer, E. Machrauch: *Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten von normalgeglühtem Stahl Ck 45*. steel research 56 (1985), No. 3, 157–162

[71] B. Scholtes, O. Vöhringer: *Untersuchungen zum Bauschingereffekt von Ck 45 in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen*. HTM 41 (1986) 5, 347–354

[72] B. Scholtes, O. Vöhringer, E. Macherauch: *Bauschinger Effect and Buckling Behavior of the Pressure Vessel Steel 20MnMoNi 5 5*. Ferritic Steels in Nuclear Technologies, ed. by J.W. Davies and D.J. Michel, AIME TMS STP (1983), 45–50

[73] M.E. Kassner, P. Geantil, L.E. Levine, B.C. Larson: *Backstress, the Bauschinger Effect and Cyclic Deformation*. Materials Science Forum Vols. 604-605 (2009) 39–51, DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.604-605.39

[74] M. Buciumeanu, L. Palaghian, A.S Miranda, F.S. Silva: *Fatigue life predictions including the Bauschinger effect*. International Journal of Fatigue 33 (2011) ,145–152

[75] H. Mughrabi: *Hundert Jahre Bauschinger-Effekt*. Z. Metallkde., 77 (1986) 11, 703-707

[76] S.F. Corbin, D.S. Wilkinson, J.D. Embury: *The Bauschinger effect in a particulate reinforced Al alloy*. Materials Science and Engineering A207 (1996), 1–11

[77] D. Kiener, C. Motz, W. Grosinger, D. Weygand, R. Pippan: *Cyclic response of copper single crystal micro-beams*. Script Materialia 63 (2010), 500–503

[78] R.L. Woolley: *The Bauschinger Effect in some Face-centered and Body-centered Cubic Metals*. Phil. Mag. Vol. 44 (1953), 597–618

[79] M. Schlimmer: *Zur Formulierung des Bauschinger-Effekts*. Z. Werkstofftech. 14 (1983), 130–135, DOI: 10.1002/mawe.19830140410

[80] Y. Xiang, JJ. Vlassak: *Bauschinger effect in thin metal films*. Scripta Materialia 53 (2003), 177–182

[81] W. Schmidt, W. Heimann: *Einfluß einer Wärmebehandlung auf den Bauschinger-Effekt und das Kriechverhalten bei Raumtemperatur bei dem hochfesten austenitischen Stahl X 3 CrNiMoNbN 23 17 nach vorangegangenem Kaltrecken*. Arch. Eisenhüttenwes. 47 (1976) 12, 741–744

[82] S.S. Yun, Y.W. Chang: *Influence of Bauschinger Effect on Yield Strength after Pipe Forming*. Materials Science Forum Vols. 475–479 (2005), 4103–4108, DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.475.479.4103

[83] A.G. Kostryzhev, M. Strangwood, C.L. Davis: *Influence of microalloying precipitates on Bauschinger effect during UOE forming of line pipe steels*. Materials technology Vol. 22, 3 (2007), 166–172, DOI: 10.1179/175355507X236650

[84] R. Sowerby, D.K. Uko, Y. Tomita: *A Review of Certain Aspects of the Bauschinger Effect in Metals*. Materials Science and Engineering 41 (1979), 43–58

[85] M. Ring, W. Dahl: *Bauschinger effect in high-strength tensile bolts*. steel research 64 (1993) No. 10, 522–525

[86] N. Chawla, B. Jester, D.T. Vonk: *Bauschinger effect in porous sintered steels*. Materials Science and Engineering A346 (2003), 266–272

[87] J.-T. Gau, G.L. Kinzel: *An experimental investigation of the influence of the Bauschinger effect on springback predictions*. Journal of Materials Processing Technology 108 (2001), 369–375

[88] K. Han, C.J. van Tyne, B.S. Levy: *Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, Sept. (2005), 2379–2384

[89] L. Geng, Y. Shen, R.H. Wagoner: *Anisotropic hardening equations derived from reverse bend testing*. International Journal of Plasticity 18 (2002), 743–767

[90] M. Schröter: *Johann Bauschinger (Nachruf)*. Bericht über die Königliche Technische Hochschule in München für das Studienjahr 1892–93 (1983)

[91] B. Scholtes: *Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten technisch wichtiger Vielkristalle*. Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1980)

[92] T. Kishi, T. Tanabe: *The Bauschinger effect and its role in mechanical anisotropy*. J. Mech. Phys. Solids 21 (1973), 303–315

[93] M. Choteau, P. Quaegebeur, S. Degallaix: *Modelling the Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation*. Mechanics of Materials 37 (2005), 1143–-1152

[94] E. Heyn: *Eine Theorie der „Verfestigung" von metallischen Stoffen infolge Kaltreckens*. Festschrift der Kaiser-Wilhelm-Gesellschaft zur Förderung der Wissenschaften zu Ihrem zehnjährigen Jubiläum, Springer, Berlin (1921)

[95] G. Masing: *Zur Heynschen Theorie der Verfestigung der Metalle durch verborgen elastische Spannungen*. Mitteilungen aus dem Forschungslaboratorium Siemensstadt (1923), 231–239

[96] B. Scholtes, O. Vöhringer: *Untersuchungen zum Bauschingereffekt an Kupfer und homogenen Kupferlegierungen*. Z. Metallkde., Bd. 77 (1986) H.9, 595–602

[97] H. Margolin, F. Hazaveh, H. Yaguchi: *The Grain Boundary Contribution to the Bauschinger Effect*. Sripta Metallurgica, Vol. 12 (1978), 1141–1145

[98] E. Orowan: *Causes and Effects of Internal Stresses*. Proceedings of the Symposium on Internal Stresses and Fatigue in Metals, 1958, ed. by G. Rassweiler, W. Grube. Detroit, Mich. USA, Elsevier, Amsterdam, (1959), 59–80

[99] L.M. Brown: *Orowan's explanantion of the Bauschinger effect*. Scripta Metallurgica, Vol. 11 (1977), 127–131

[100] W.S. Owen, J.V. Carisella: *The role of dislocation substructure in the monotonic and cyclic yield and strain hardening of steels*. Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behavior of Materials (1976), Boston, Mass. USA

[101] D.V. Wilson, G.R. Ogram: *Directionality of yield point in strain aged steels*. Journal of The Iron and Steel Institute, (1968) 9, 911–920

[102] I. Gokyu, T. Kishi: *The Bauschinger effect of polycrystals*. The thirteenth Japan Congress on Materials Research, 1970, 125–128

[103] T. Hasegawa, Y. Yakou, S. Karashima: *Deformation and Dislocation Structures upon Stress Reversal in Polycrystalline Aluminium*. Materials Science and Engineering, 20 (1975) 267–276

[104] L. Zhonghua, G. Haicheng: *Bauschinger Effect and Residual stresses in Two Ductile-Phase Steels: Part I. The Influence of Phase Stresses on the Bauschinger Effect*. Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, (1990), 717–724

[105] E. Demir; D. Raabe: *Mechanical and microstructural single-crystal Bauschinger effects: Observation of reversible plasticity in copper during bending*. Acta Materialia 58 (2010), 6055-6063

[106] H. Fischmeister, B. Karlsson: *Plastizitätseigenschaften grob-zweiphasiger Werkstoffe*. Z. Metallkde 68 (1977) 5, 311–327

[107] H. Mughrabi: *Deformation-induced long-range internal stresses and lattice misorientations and the role of geometrically necessary dislocations*. Philosophical Magazine 86 (2006) 25-26, 4037–4054

[108] H. Mughrabi: *Dual role of deformation-induced geoemtrically necessary dislocations with respect to lattice plane misorientations and/or long-range internal stresses*. Acta Materialia 54 (2006), 3417–3427

[109] P.J. Guruprasad, W.J. Carter, A.A Benzerga: *A discrete dislocation analysis of the Bauschinger effect in microcrystals*. Acta Materialia 56 (2008), 5477–5491

[110] C.-C Li, J.D. Flasck, J.A. Yaker, W.C. Leslie: *On Minimizing the Bauschinger Effect in Steels by Dynamic Strain Aging*. Metallurgical Transactions A, Vol. 9A (1978) 1, 85–89

[111] A. Aran, M. Demirkol: *Effect of Heat Treatment on the Bauschinger Effect for a medium Carbon Steel*. Materials Science and Engineering 47 (1981), 89–92

[112] R.C. Daniel, G.T. Horne: *The Bauschinger Effect and Cyclic Hardening in Copper*. Metallurgical Transactions, Vol. 2 (1971), 1161–1172

[113] S. Hashimoto, S. Miura, T. Yagi: *Decrease in Dislocation Density during Reverse Deformation in silver single crystals by etch-pit method*. Scripta Metallurgica Vol. 10 (1976), 823–827

[114] D.V. Wilson: *Reversible work hardening in alloys of cubic metals*. Acta Metallurgica 13 (1965) 7, 807–814

[115] T. Kishi, H. Tankana, R. Horiuchi, Y. Obata, K. Aoki: *Acoustic Emission Peak of Bauschinger Effect*. Scripta Metallurgics, Vol. 9 (1975), 1023–1026

[116] S. Queyreau, B. Devincre: *Bauschinger effect in precipitation-strengthened materials: A dislocation dynamics investigation*. Philosophical Magazine Letters, 89 (2009) 7, 419–430

[117] D. Endemann, E. Hanke: *Der Bauschinger Effekt bei gehärtetem Werkzeugstahl*. Draht Fachzeitschrift Coburg, 21. Jg. (1970), Nr. 10, 751–766

[118] J. Kügler: *Untersuchungen zum Bauschinger-Effekt unlegierter Stähle und zu seinem Erholungsverhalten*. Dissertation, RWTH Aachen (1965)

[119] T. Manninen, P. Myllykoski, T. Taulavuori, A.S Korhonen: *Large-strain Bauschinger effect in austenitic stainless steel sheet*. Materials Science and Engineering A 499 (2009), 333–336

[120] S.N. Buckley, K.M. Entwistle: *The Bauschinger effect in super-pure aluminium single crystals and polycrystals*. Acta Metallurgica 4 (1956) 7, 352–361

[121] J.B. Jordon, M.F. Horstemeyer, K. Solanki, Y. Xue: *Damage and stress state influence on the Bauschinger effect in aluminum alloys*. Mechanics of Materials 39 (2007), 920–931

[122] J.D. Atkinson, L.M. Brown, W.M. Stobbs: *The work-hardening of copper-silica: IV. The Bauschinger effect and plastic relaxation*. Philosophical Magazine, 30 (1974) 6, 1247–1280, DOI: 10.1080/14786437408207280

[123] U. Noster, B. Scholtes: *Bauschingereffekt und mechanische Zwillingsbildung der Magnesiumlegierung AZ31*. HTM 58 (2003) 5 235–240

[124] H. Hoff, G. Fischer: *Beobachtungen über den Bauschinger-Effekt an weichen und mittelharten Stählen*. Stahl und Eisen 78 (1958) 19, 1313–1320

[125] N. Eder: *Untersuchungen des Bauschinger-Effektes an thermodynamisch gewalzten Grobblechen unterschiedlicher Wärmebehandlungszustände*. Dissertation TU Wien (2011)

[126] F. Hahn: *Untersuchung des zyklisch plastischen Werkstoffverhaltens unter umformnahen Bedingungen*. Dr.-Ing. Dissertation TU Chemnitz (2003)

[127] G.C. Rauch, W.C. Leslie: *The Extent and Nature of the Strength-Differential Effect in Steels*. Metallurgical Transactions, Vol. 3 (1972) 2, 373–385

[128] A.P. Singh, K.A. Padmanabhan, G.N. Pandey, G.M.D. Murthy, S. Jha: *Strength Differential effect in four commercial steels*. Journal of Materials Science 35 (2000), 1379–1388

[129] J.P. Hirth, M. Cohen: *On the Strength-Differential Phenomenon in Hardened Steel*. Metallurgical Transactions, Vol. 1 (1970) 1, 3–8

[130] D. Kalish, H.J. Rack: *The Strength Differential in a Maraging Steel*. Metallurgical Transactions, 3 (1972) 8, 2289–2290

[131] F.B. Fletcher, M. Cohen, J.P. Hirth: *Temperature Dependence of the Strength-Differential Effect in Hardened Steels*. Metallurgical Transactions, Vol. 5 (1974) 4, 905–908

[132] W.C Leslie, R.J. Sober: *The Strength of Ferrite and of Martensite as Functions of Composition, Temperature and Strain Rate*. Transactions of the ASM, Vol. 60 (1967), 459–484

[133] G.C. Rauch, R.L. Daga, S.V. Radcliffe, R.J. Sober, W.C. Leslie: *Volume Expansion, Pressure Effects, and the Strength Differential in As-Quenched Iron-Carbon Martensite*. Metallurgical Transactions A, Vol. 6A (1975) 12, 2279–2287

[134] R. Chait: *The Strength Differential of Steel and Ti-Alloys as influenced by Test Temperature and Microstructure*. Scripta Meallurgica, Vol. 7 (1973), 351-354

[135] M.D. Merz: *Strength Differential Effect in α-Pu, Metallurgical Transactions*. Vol. 4 (1973) 4, 1186–1188

[136] W.C. Leslie: *The Physical Metallurgy of Steels – Materials Science and Engineering Series*. Hemisphere Publishing Corporation, Washington, McGraw-Hill Book Company, New York (1981)

[137] D.F. Watt, M. Jain: *Effect of martensite morphology on the strength differential effect in dual phase steels*. Scripta Metallurgica, Vol. 18 (1984), 1379–1382

[138] W.A. Spitzig, R.J. Sober, O. Richmond: *Pressure dependence of yielding and associated volume expansion in tempered martensite*. Acta Metallurgica, 23 (1975) 7, 885–893

[139] J.R. Dryden, D.F. Watt: *Dependence of the strength differential effect in dual phase steel upon the martensite morphology*. Scripta Metallurgica, Vol. 20 (1986), 1727–1731

[140] U. Noster: *Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasi-statischen Beanspruchungen im Temperaturbereich 20C-300°C*. Dissertation, Universität Kassel (2003)

[141] P. Rupp, E. Wellisch: *Beständigkeit von Martensit und Restaustenit in gehärtetem Wälzlagerstahl und Möglichkeiten ihrer Beseitigung*. Archiv für das Eisenhüttenwesen 36 (1965) 2, 125–132

[142] W. Laux: *Restaustenit in gehärteten Stählen – ein neues Problem?*. Tagungsband 86, Härtereitechnik 1987, herausgeg. Kammer der Technik Suhl (1987), 47–73

[143] J. Buckstegge, K.-H. Bleses, H. Preisendanz: *Über die röntgenographische Bestimmung des Restaustenitgehaltes von Stählen mittels der Untersuchung mehrphasiger Pulvergemische*. Thyssen Edelst. Techn. Ber. 6 (1980) 2, 143–154

[144] D. Liedtke: *Merkblatt 450 – Wärmebehandlung von Stahl - Härten Anlassen, Vergüten, Bainitisieren*. Ausgabe 2005, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf (2005)

[145] H. Schwendemann: *Die Thermische Restaustenitstabilisierung bei den Stählen 100Cr6 und X210Cr12*. Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1983)

[146] J.R.C. Guimarães, V.P Verneck: *The Effect of Strain Rate Grain Size and Temperature on the Yield Stress of a Metastable Austenite*. Materials Science and Engineering, 34 (1978), 87–90

[147] D. Meyer, F. Hoffmann, E. Brinksmeier: *Kryogenes Festwalzen metastabiler Austenite*. HTM J. Heat Treatm. Mat. 65 (2010) 6, 313–320

[148] M. Cohen: *Retained Austenite*. Trans. of the ASM 41 (1949), 35–96

[149] G. Bierwirth: *Restaustenit in gehärtetem Einsatzschichten des Stahls 25 Mo Cr 4*. Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik (1964) 4, 104–112

[150] E. Hornbogen: *Bemerkungen zur Martensittemperatur von Eisenlegierungen*. Archiv für das Eisenhüttenwesen 43 (1972) 4, 307–313

[151] W. Laux, I. Hielscher: *Der Einfluß des Werkstückdurchmessers auf die Restaustenitverteilung über den Querschnitt bei der Härtung von Kaltarbeitsstählen*. ASUG-Mitt. 6 (1969) 1, 49–59

[152] D.P. Koistinen, R.E. Marburger: *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. Acta Metallurgica, 7 (1959), 59–60

[153] G. Liebmann: *Zur thermischen Restaustenitstabilisierung beim Kaltarbeitsstahl 100Cr6*. Tagungsband 21. Härtereitechn. Fachtagung, herausgeg. Kammer der Technik Suhl (1987), 91–106

[154] R.J. Bartels: *Einfluß des Restaustenits auf das Verformungsverhalten gehärteter Stähle*. Fortschrittsberichte VDI Reihe 5 Nr. 162, VDI-Verlag Düsseldorf (1989)

[155] S. Ehrlich-Aull: *Zügiges und zyklisches Verformungs- und Umwandlungsverhalten von gehärteten und restaustenitbehafteten Werkstoffzuständen der Stähle X210Cr12 und 100Cr6*. Reihe 5 Nr. 393 (1995), VDI Verlag, Düsseldorf

[156] G.B. Olson, M. Cohen: *Stress-Assisted Isothermal Martensitic Transformation: Application to TRIP Steels*. Metallurgical Transactions A 13A (1982) 11, 1907–1914

[157] DIN 50125:2004-01, *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*. Beuth Verlag, Berlin

[158] T. Emde: *Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, der Dehnrate und der Temperatur*. Dr.-Ing. Dissertation RWTH Aachen, Verlagshaus Mainz GmbH (2009)

[159] DIN EN ISO 7438:2005-10, *Metallische Werkstoffe – Biegeversuch*. Beuth Verlag, Berlin

[160] DIN EN 658-3:2002-11, *Mechanische Eigenschaften von keramischen Verbundwerkstoffen bei Raumtemperatur, Teil 3: Bestimmung der Biegefestigkeit*. Beuth Verlag, Berlin

[161] *Preusser Messtechnik*, http://www.dms-technik.de, abgerufen am 27.4.2012

[162] *TML Precise and Flexible Strain Gauges*. Tokyo Sokki Kenkyojo Co. Ltd., Tokyo, Japan

[163] DIN EN 15305:2008, *Zerstörungsfreie Prüfung – Röntgendiffraktometrisches Prüfverfahren zur Ermittlung der Eigenspannungen*. Beuth-Verlag, Berlin

[164] G. Petzow: *Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen*. 6. Auflage, Gebrüder Borntraeger, Berlin Stuttgart (1994)

[165] B. Eigenmann, E. Macherauch: *Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen, Teil 2*. Mat.-wiss. u. Werkstofftechn. 26 (1995), 199–216

[166] W. Domke: *Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung*. 10. Auflage, Girardet Verlag Düsseldorf (1986)

[167] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 1. Auflage, B.G. Teubner Verlag, Wiesbaden (2003)

[168] G. Zöltzer: *Einfluß von Mikro- und Makroeigenspannungen auf das Deformationsverhalten bauteilähnlicher Proben*. Dr.-Ing. Dissertation, Universität Kassel, kassel university press (2001)

[169] G. Faninger, V. Hauk: *Verformungseigenspannungen*. HTM 31 (1976) 1/2, 72–78

[170] T. Hanabusa, J. Fukura, H. Fujiwara: *X-Ray Stress Measurement on the Cementite Phase in Steels*. Bulletin of JSME, 12 (1969) 53, 931–939

[171] K. van Acker, J. Root, P. van Houtte, E. Aernoudt: *Neutron diffraction measurement of the residual stress in the cementite and ferrite phases of cold-drawn steel wires*. Acta mater., Vol. 44, (1996) 10, 4039–4049

[172] P. van Houtte, K. van Acker, J. Root: *Residual stress determination in the cementite and ferrite phases of high carbon steel*. Textures and Microstructures, Vol. 33 (1999), 187–206

[173] M. Kornmeier: *Analyse von Abschreck- und Verformungseigenspannungen mittels Bohrloch- und Röntgenverfahren*. Dr.-Ing. Dissertation, Universität Kassel (1998)

[174] E. Ratte, B. Priyantoro, H.E.S. Atmadja: *Auswirkungen der Berücksichtigung lokaler Größen des E-Moduls im Hinblick auf die verbesserte Auslegung umgeformter Karosserieblechstrukturen aus Stahl*. Hrsg.: Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V., FAT Schriftenreihe 216, Frankfurt/ Main (2008)

[175] *TML Strain Gauge Performance Characteristics*. Tokyo Sokki Kenkyojo Co. Ltd., Tokyo, Japan

[176] R. Schäfer: *Zum Verformungsverhalten metallischer Werkstoffe bei überelastischer Biegebeanspruchung*. Dr.-Ing. Dissertation, Universität Karlsruhe (1985)

[177] B. Liščić: *Der Wärmeentzug beim Härten*. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 62 (2007) 6, 250–259

[178] J. Volkmuth, F. Hengerer, J. Wünning: *Erfahrungen mit Einzel-Gasabschreckung von Ringen aus durchhärtbarem Wälzlagerstahl*. HTM 56 (2001) 3, 179–184

11 Anhang

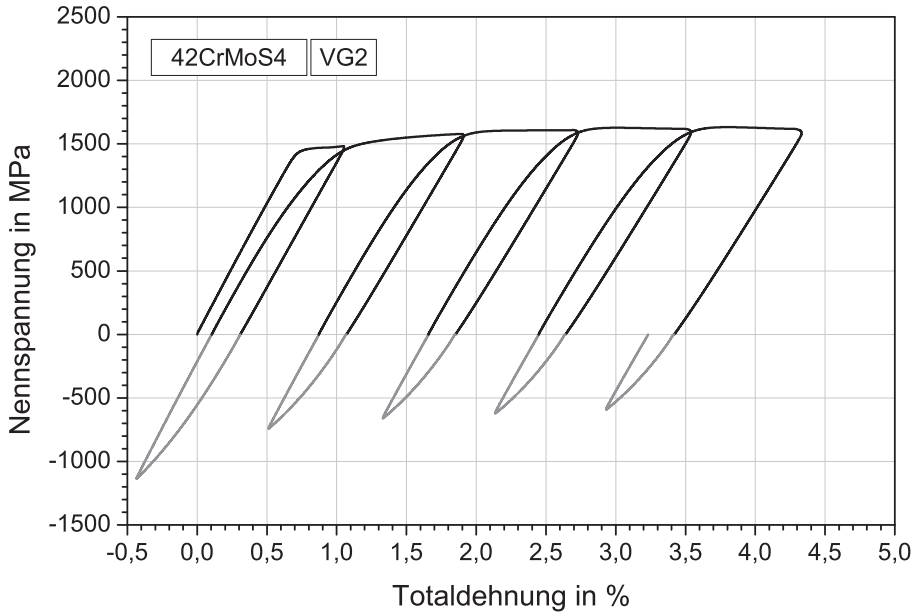


Abb. 11-1: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands VG2 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

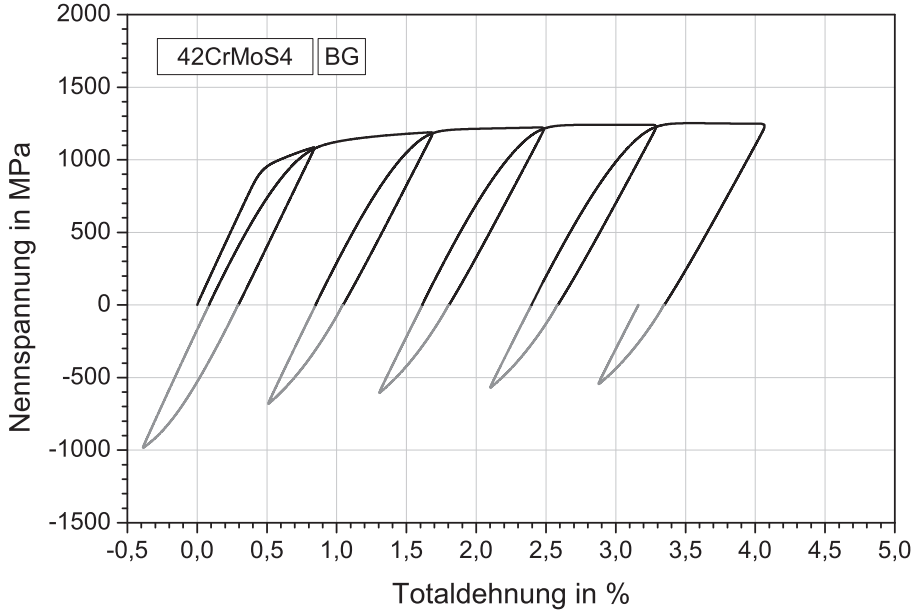


Abb. 11-2: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands BG von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

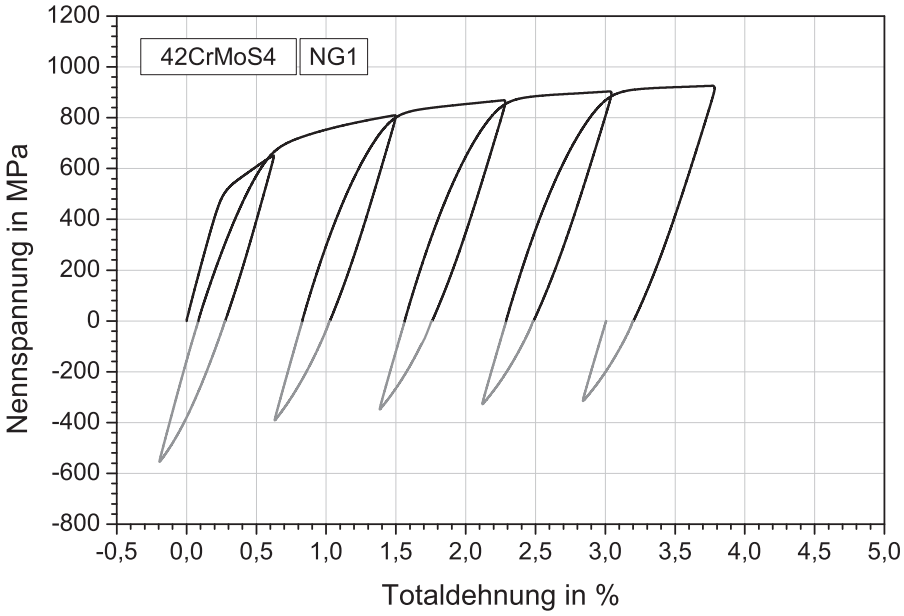


Abb. 11-3: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

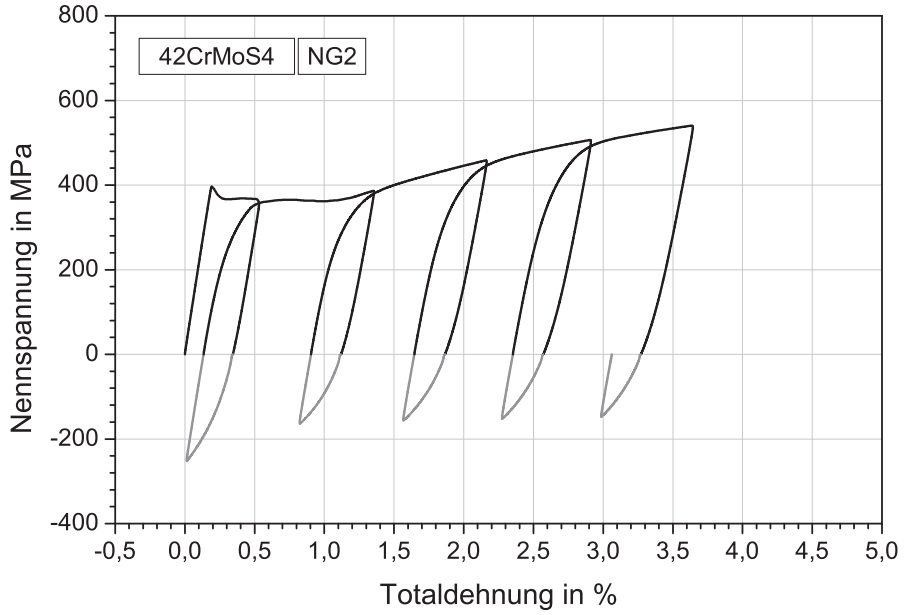


Abb. 11-4: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

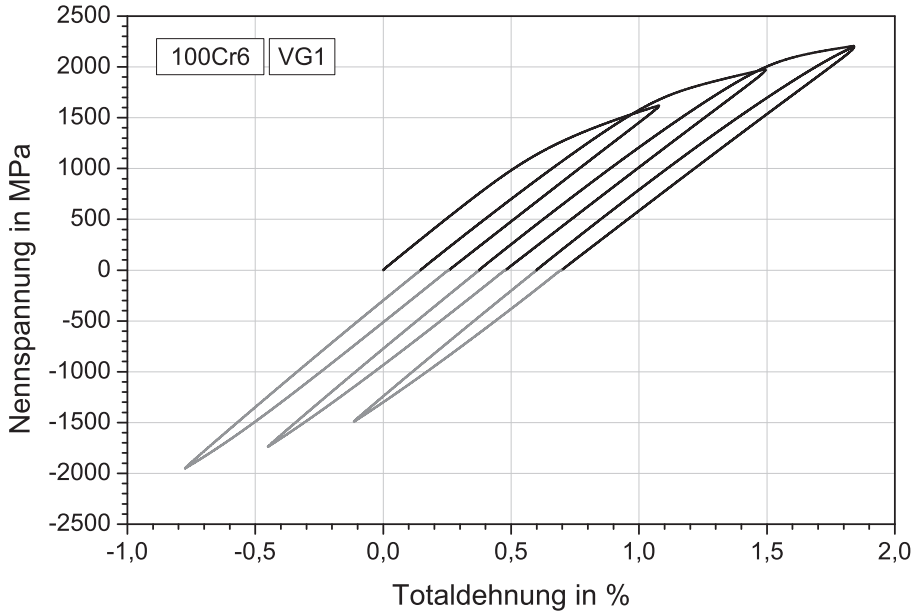


Abb. 11-5: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands VG1 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

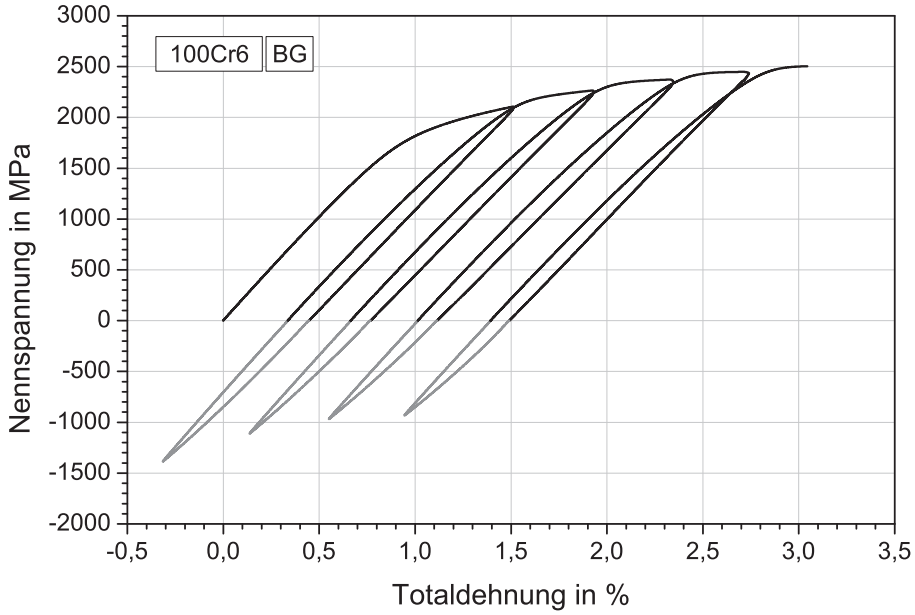


Abb. 11-6: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands BG von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

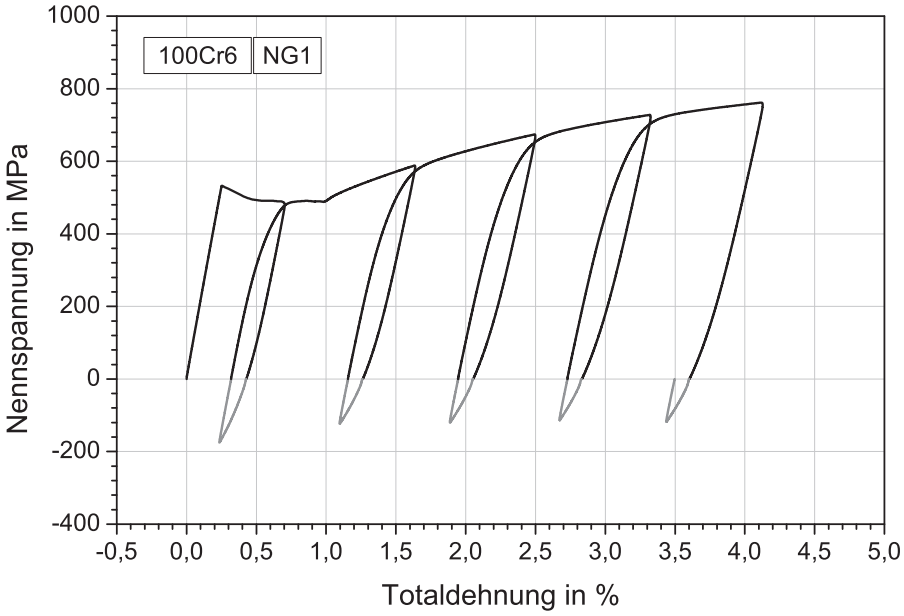


Abb. 11-7: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

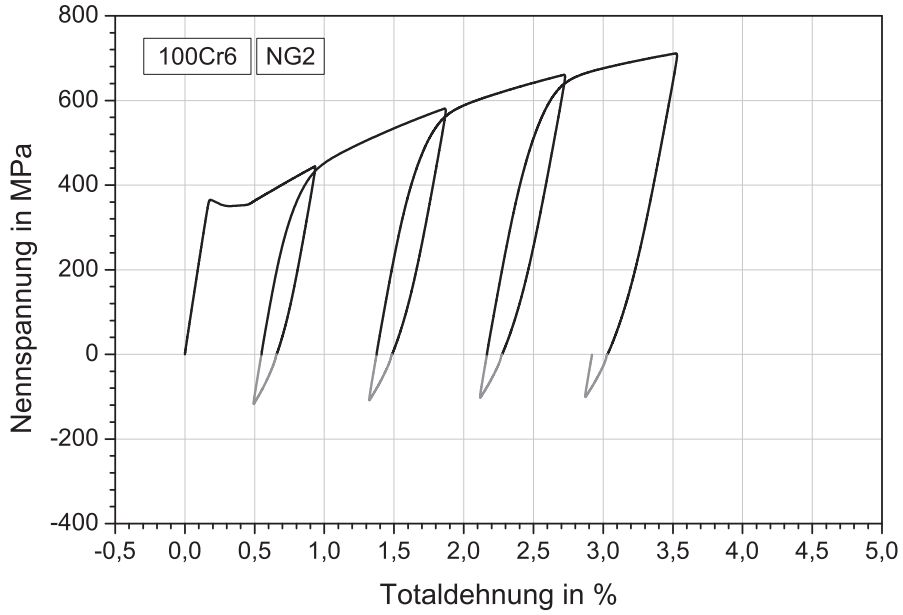


Abb. 11-8: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

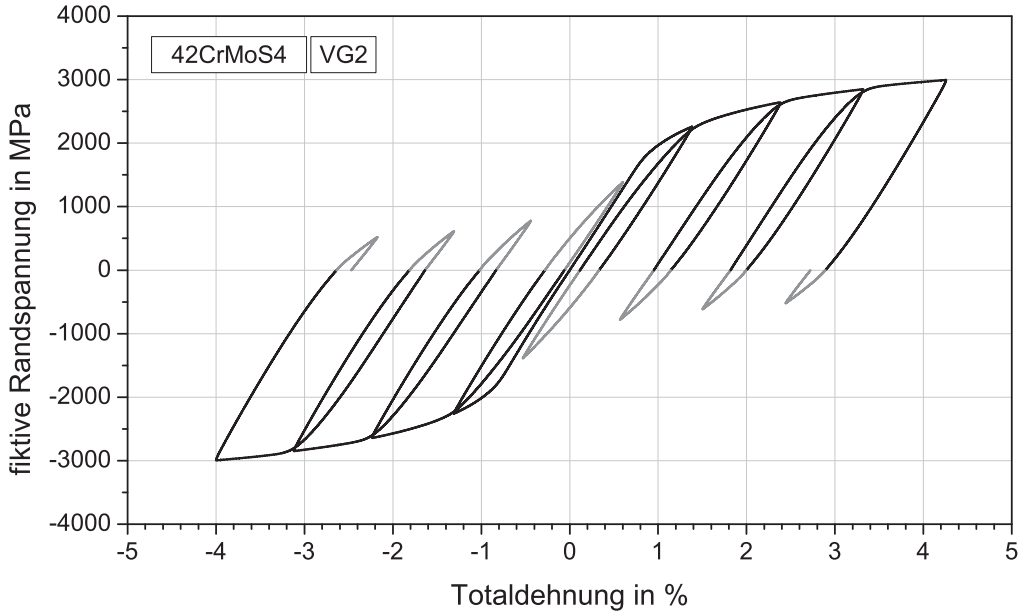


Abb. 11-9: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands VG2 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschinger-kenngrößen.

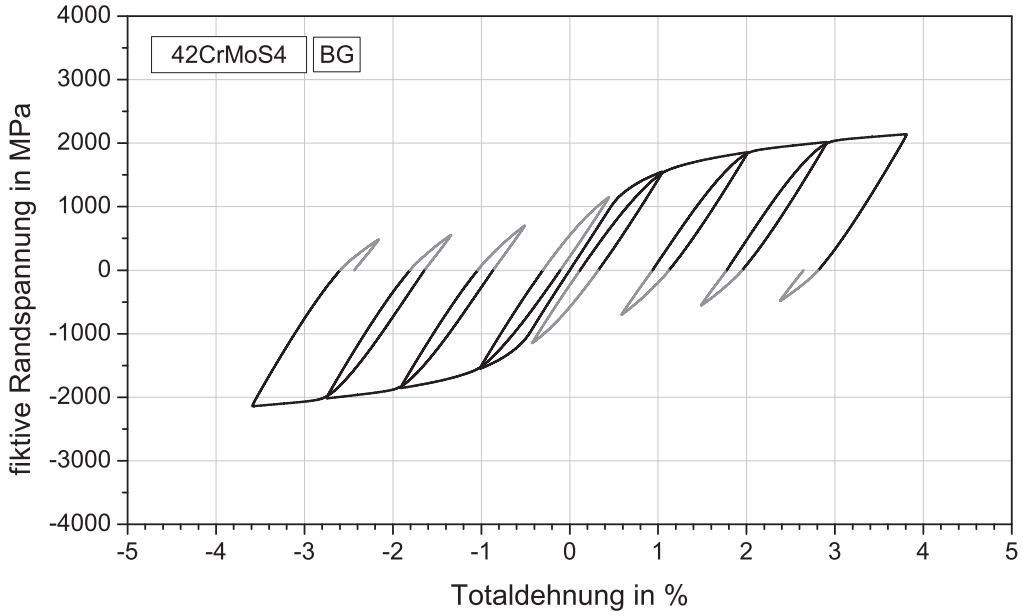


Abb. 11-10: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands BG von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschinger-kenngrößen.

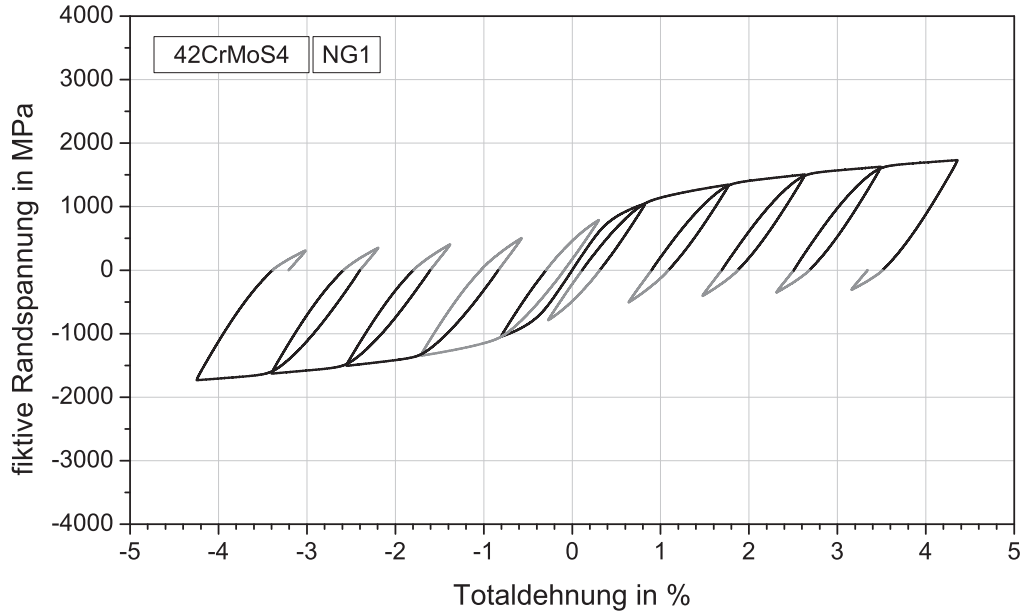


Abb. 11-11: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

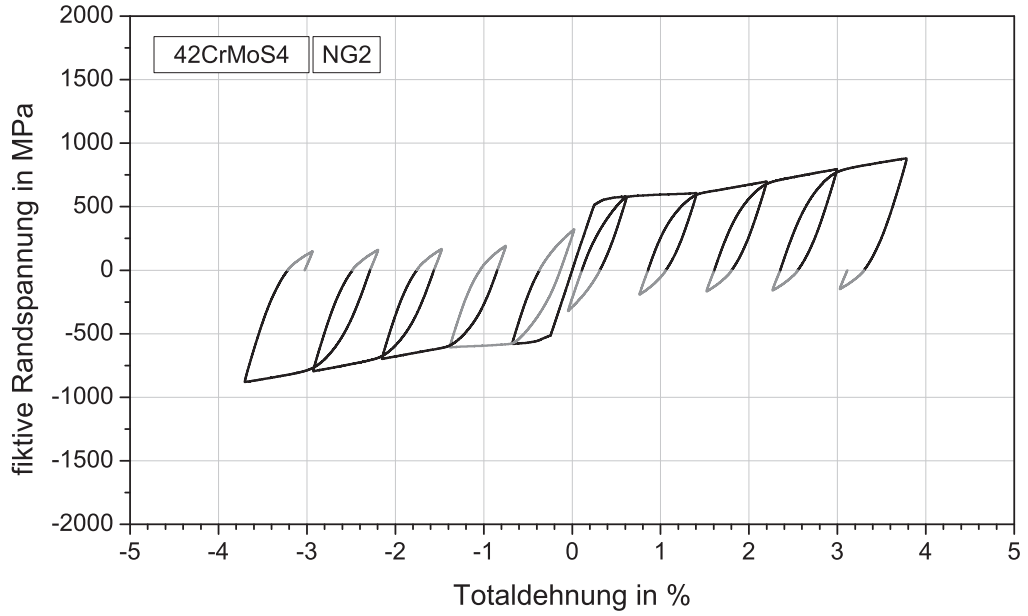


Abb. 11-12: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

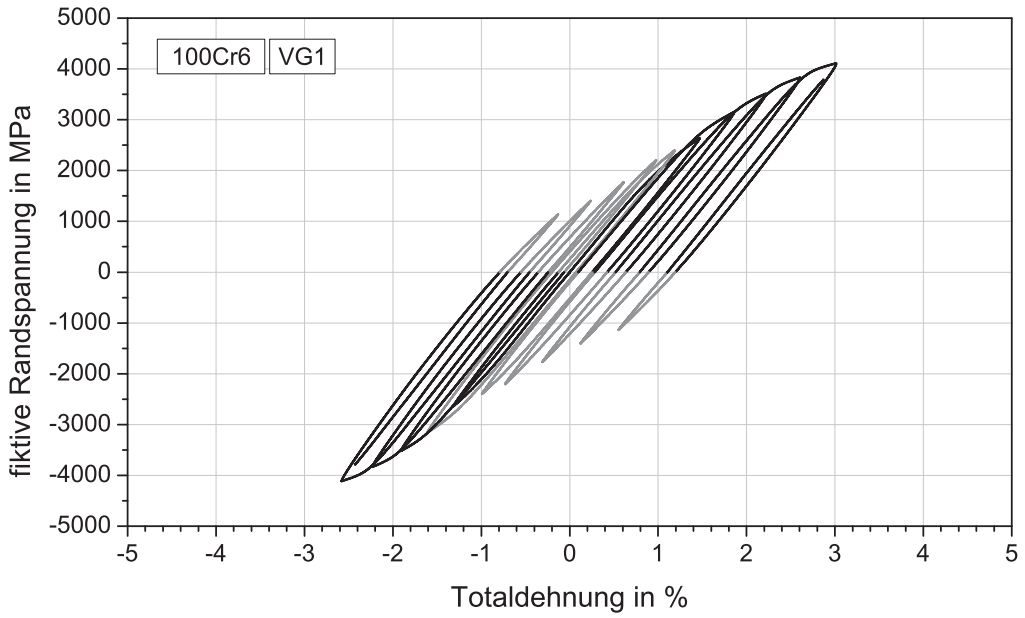


Abb. 11-13: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands VG1 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

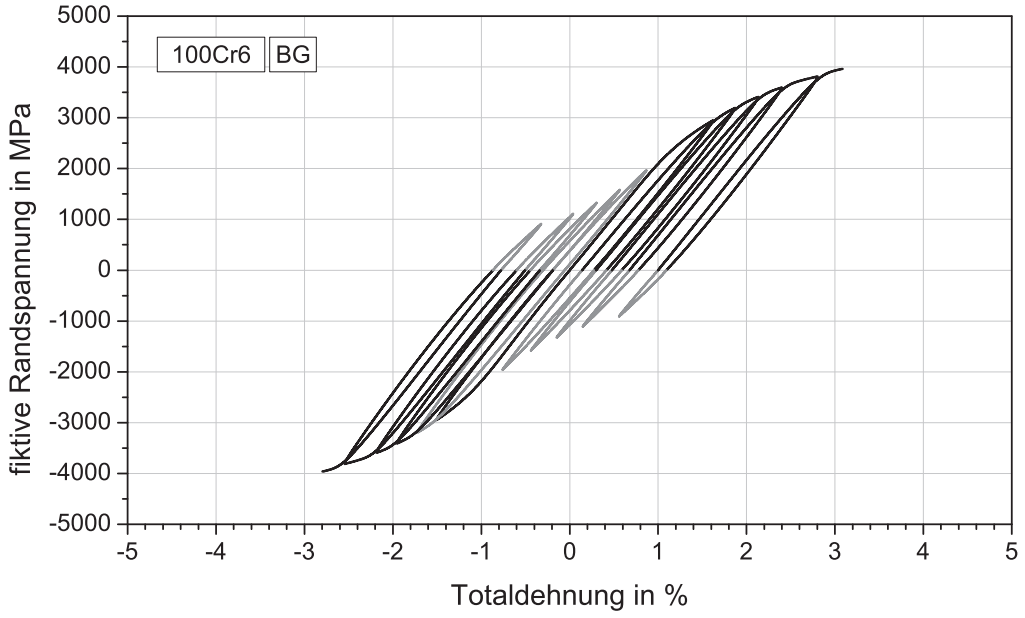


Abb. 11-14: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands BG von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

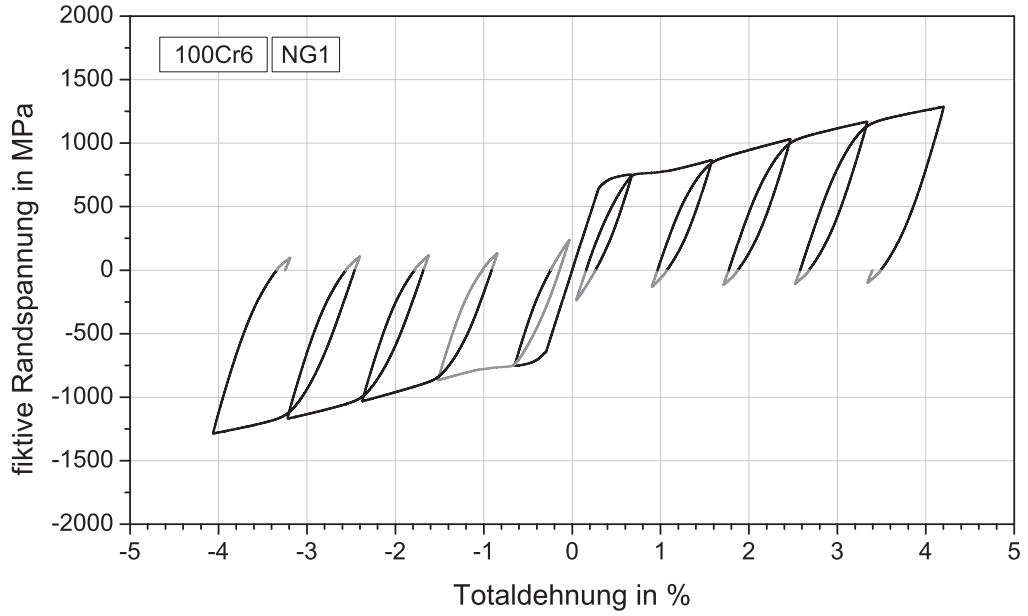


Abb. 11-15: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

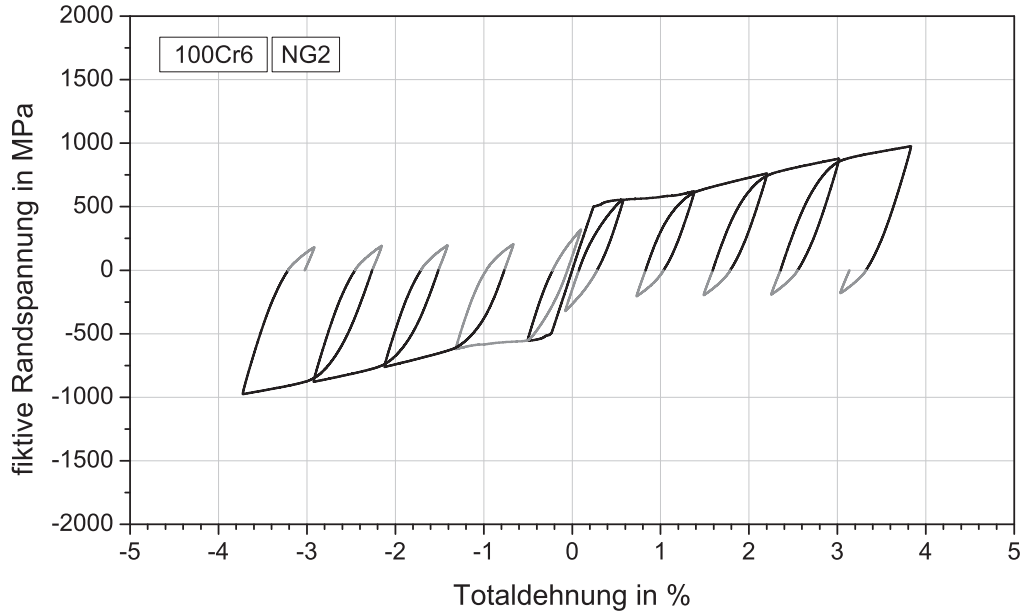


Abb. 11-16: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehrungen zur Ermittlung der Bauschingerkenngrößen.

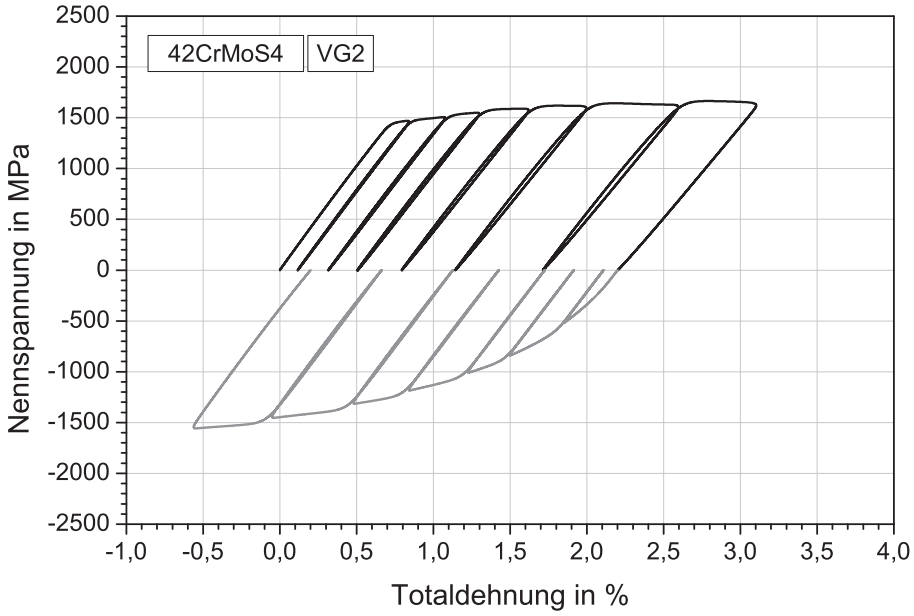


Abb. 11-17: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands VG2 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

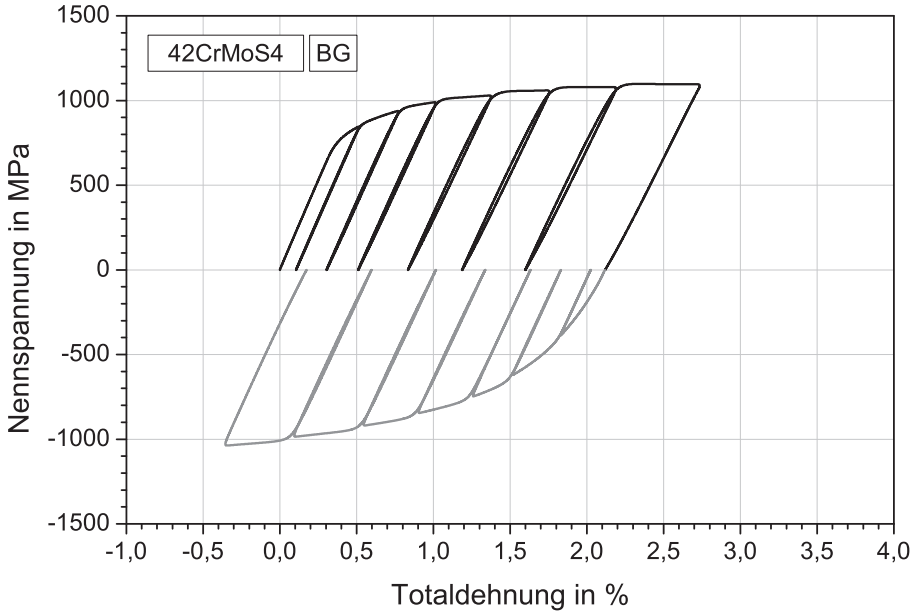


Abb. 11-18: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands BG von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

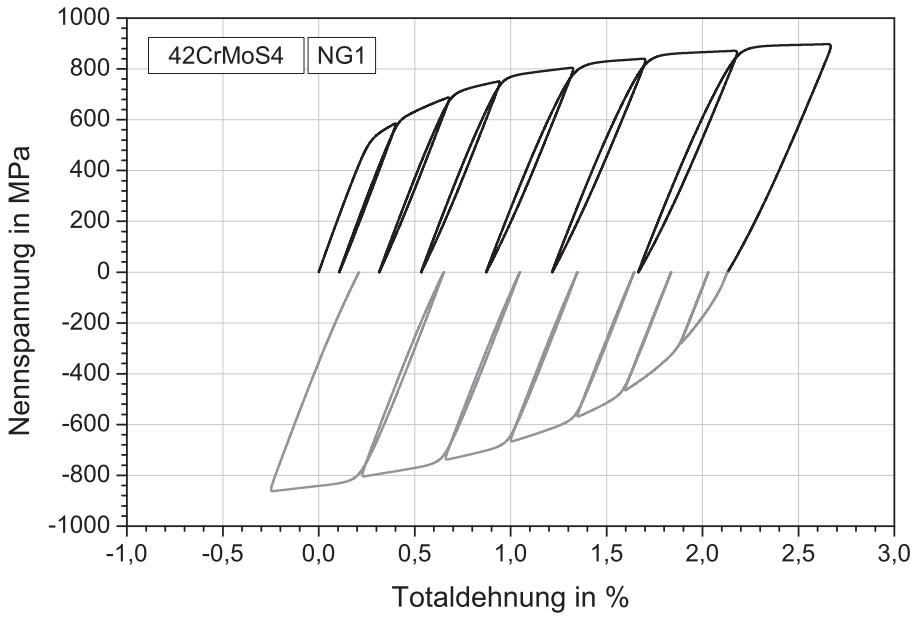


Abb. 11-19: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 42CrMoS4 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

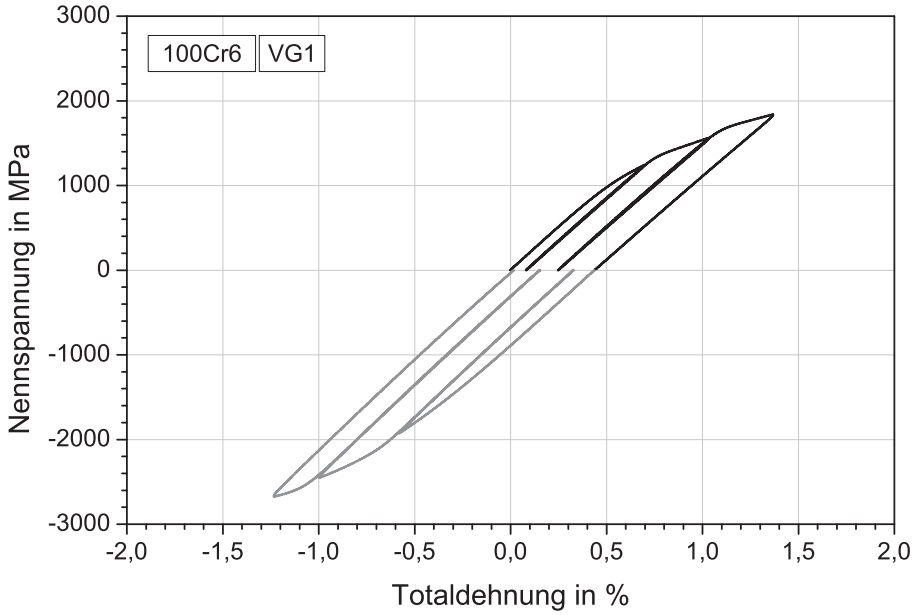


Abb. 11-20: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands VG1 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

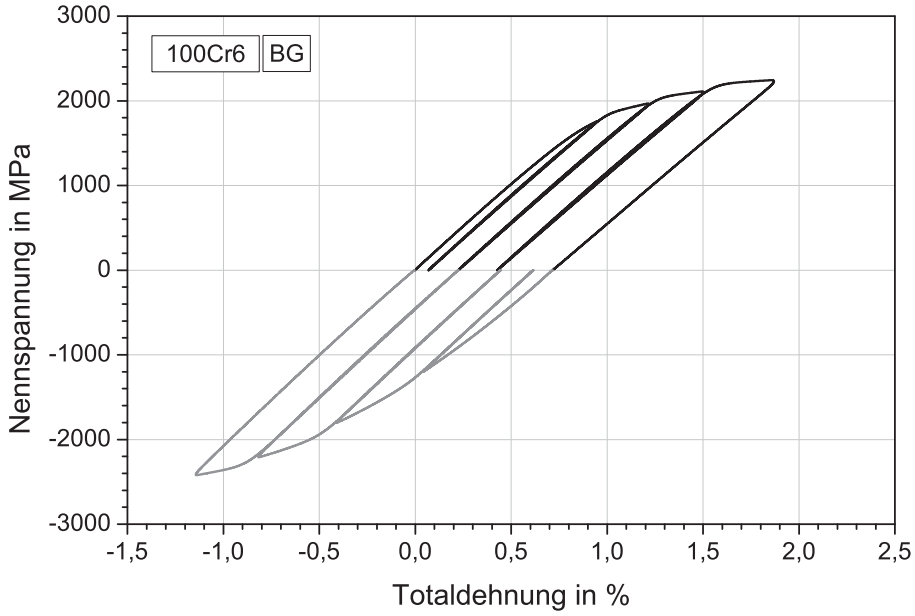


Abb. 11-21: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands BG von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

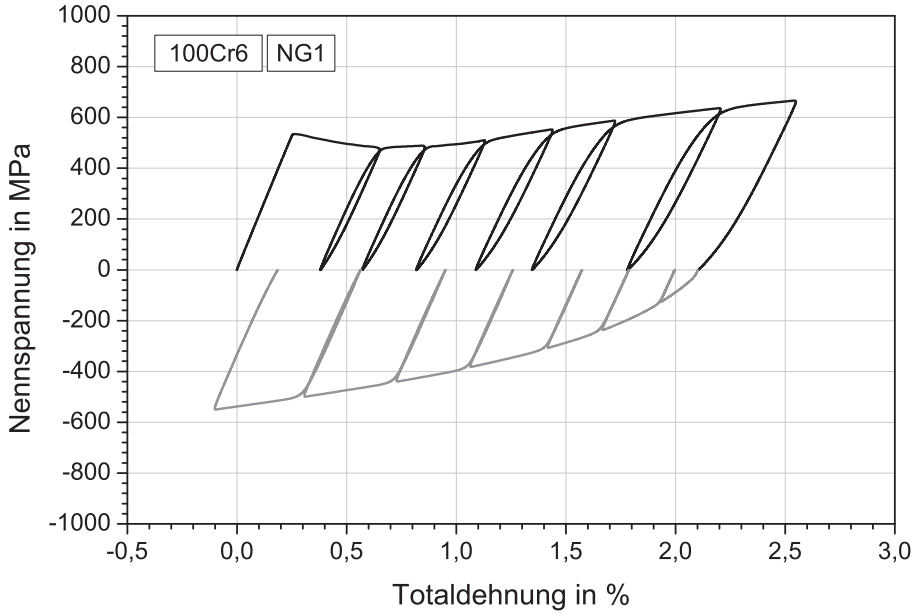


Abb. 11-22: Nennspannung-Totaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 100Cr6 bei homogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

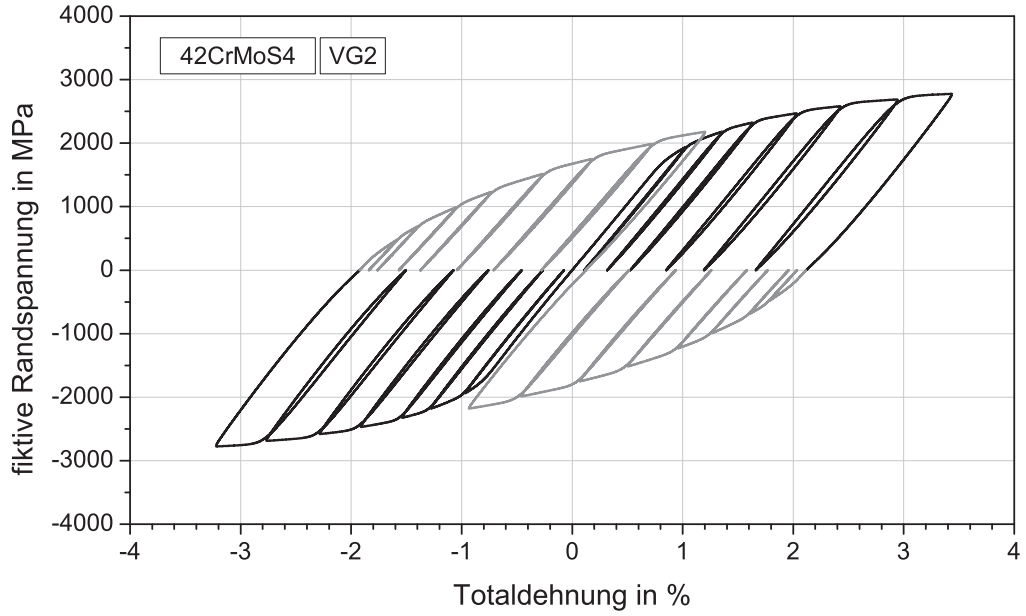


Abb. 11-23: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands VG2 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

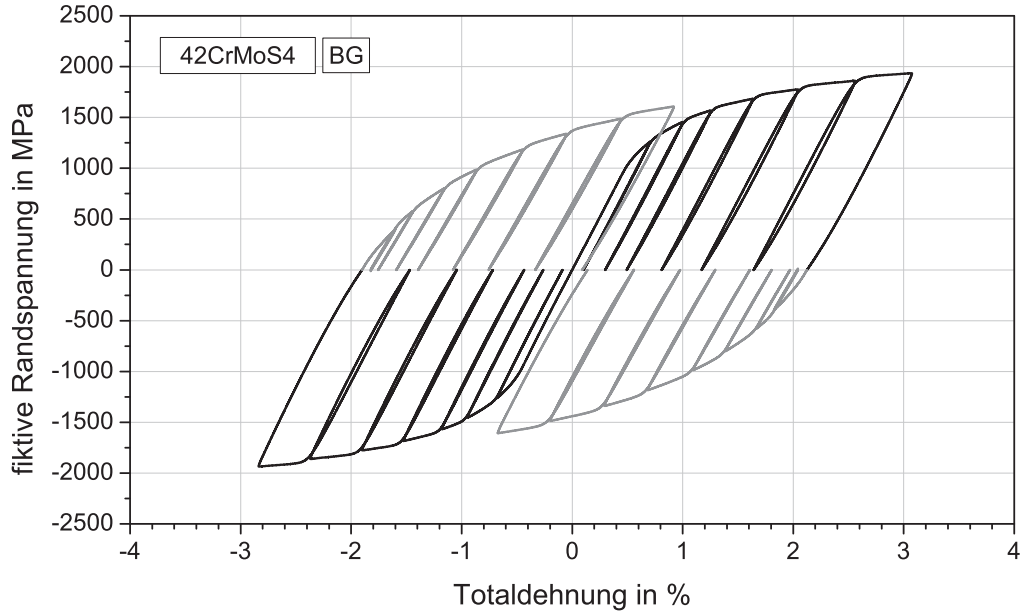


Abb. 11-24: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands BG von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

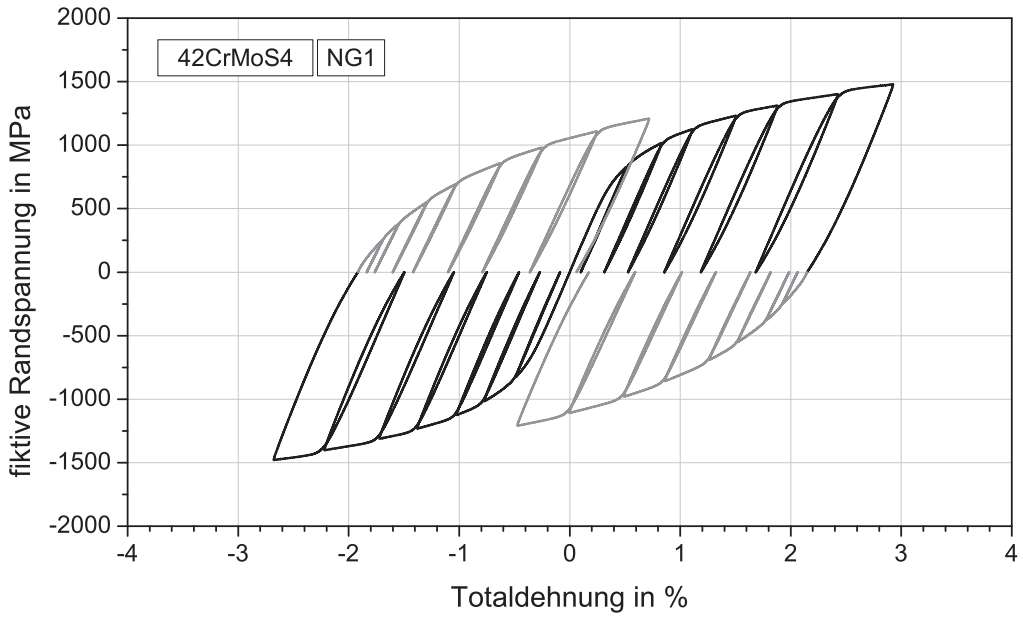


Abb. 11-25: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

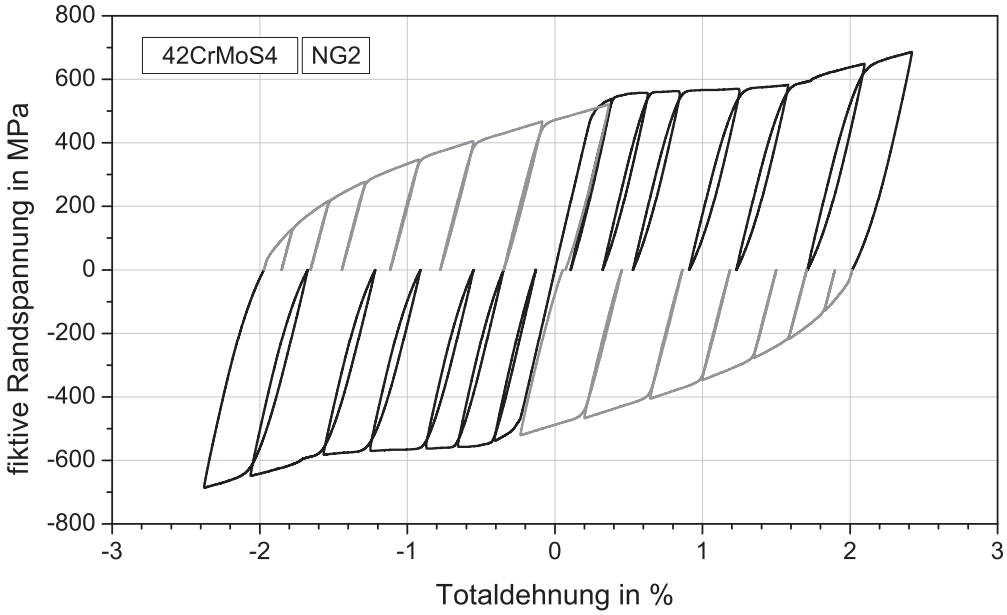


Abb. 11-26: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 42CrMoS4 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

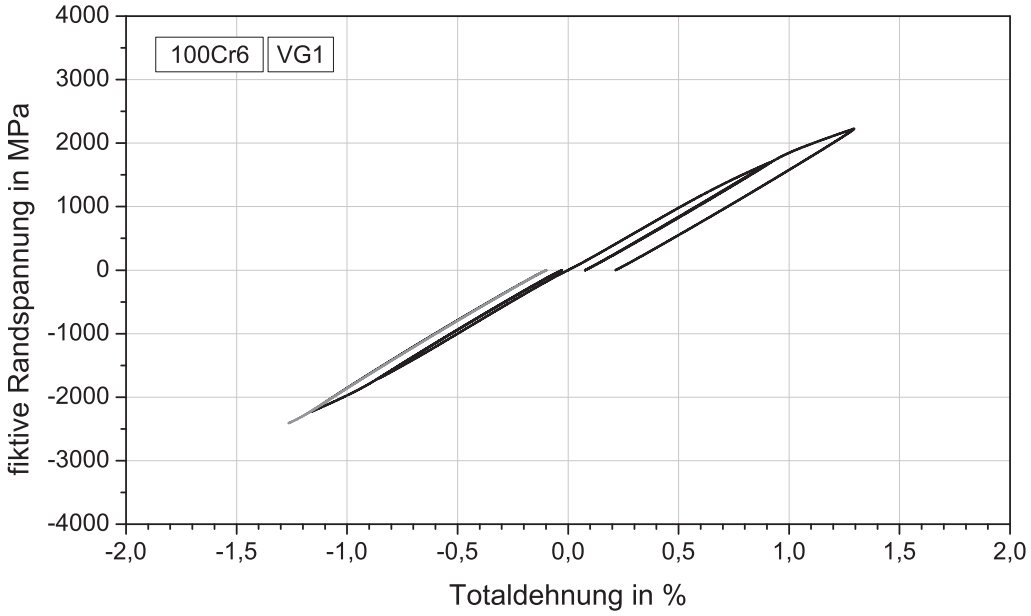


Abb. 11-27: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands VG1 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

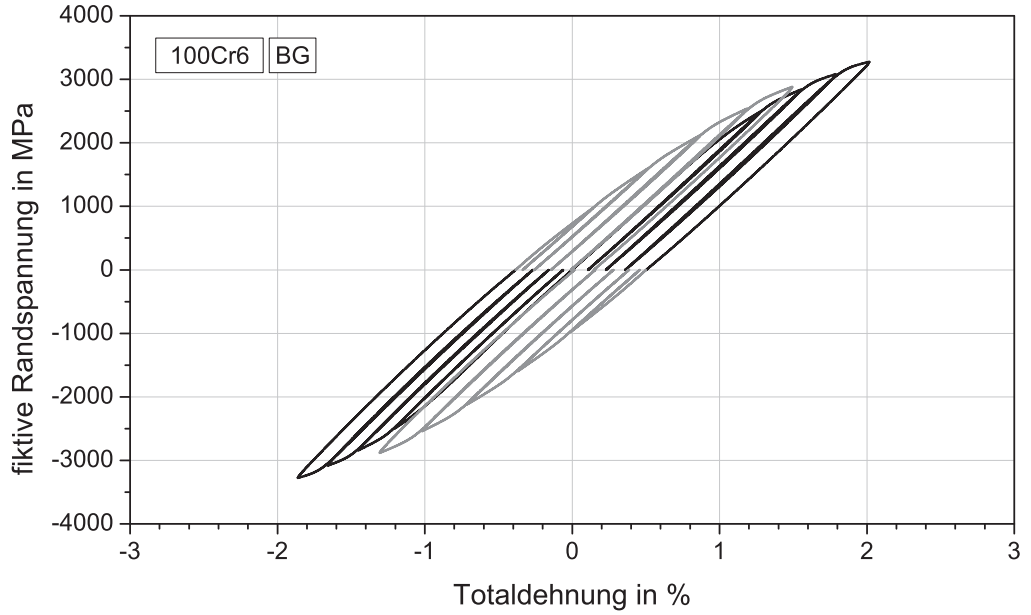


Abb. 11-28 Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands BG von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen..

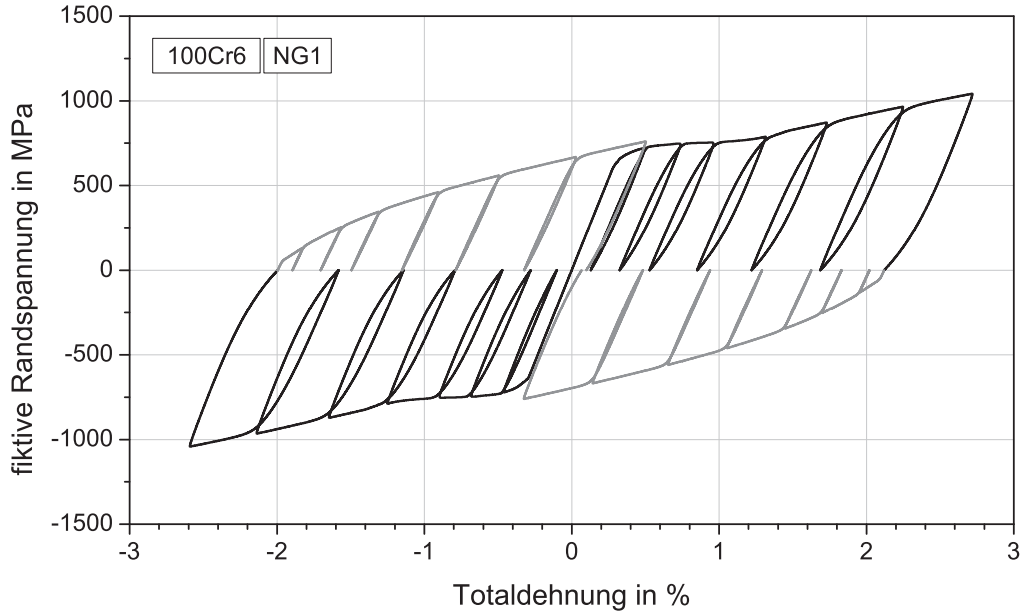


Abb. 11-29: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG1 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen.

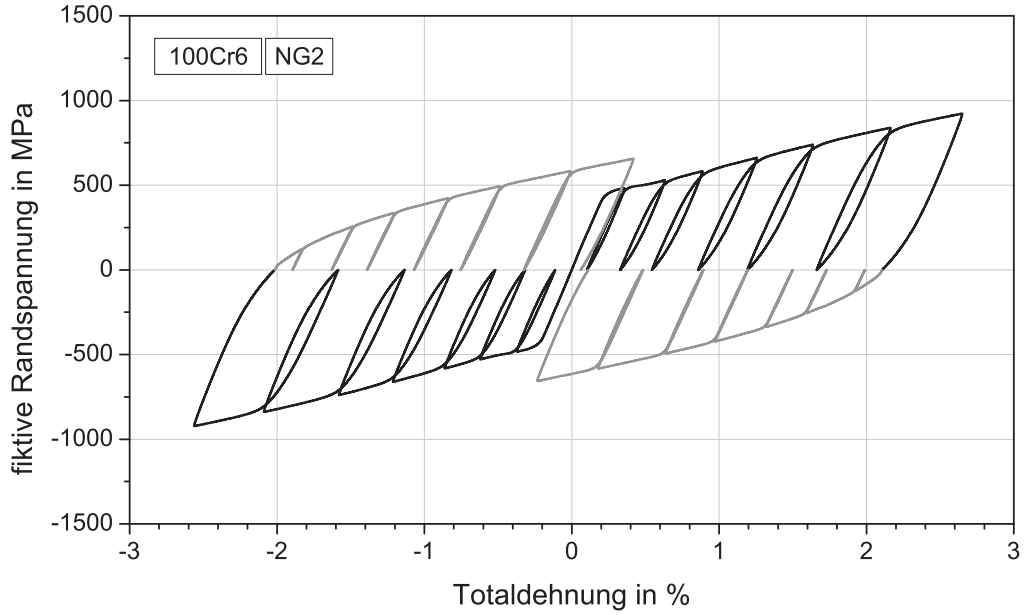


Abb. 11-30: Randspannung-Randtotaldehnung-Kurve des Zustands NG2 von 100Cr6 bei inhomogener Beanspruchung mit Lastumkehr zur Ermittlung der Eigenspannungen..

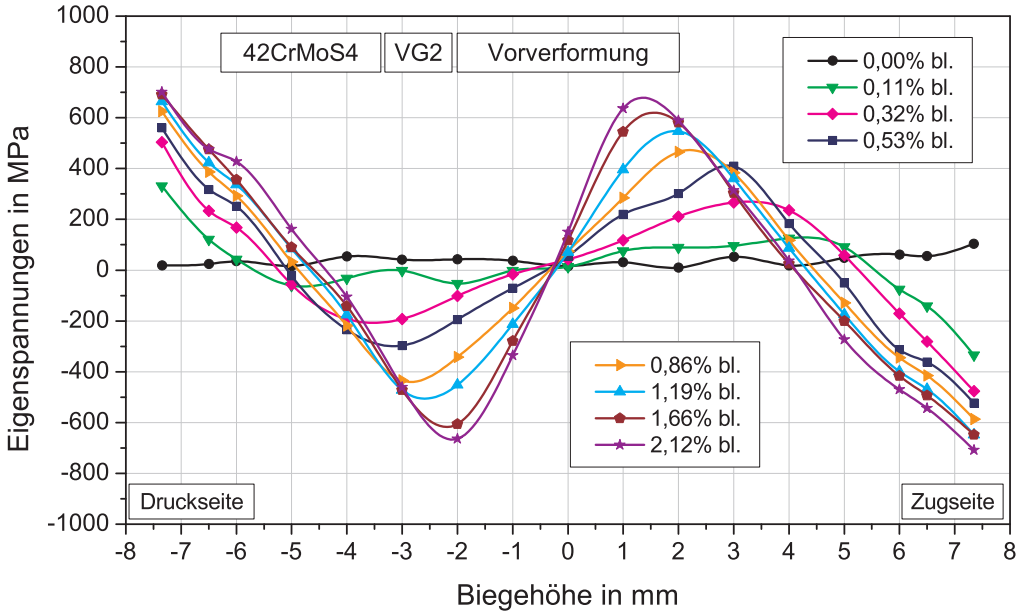


Abb. 11-31: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

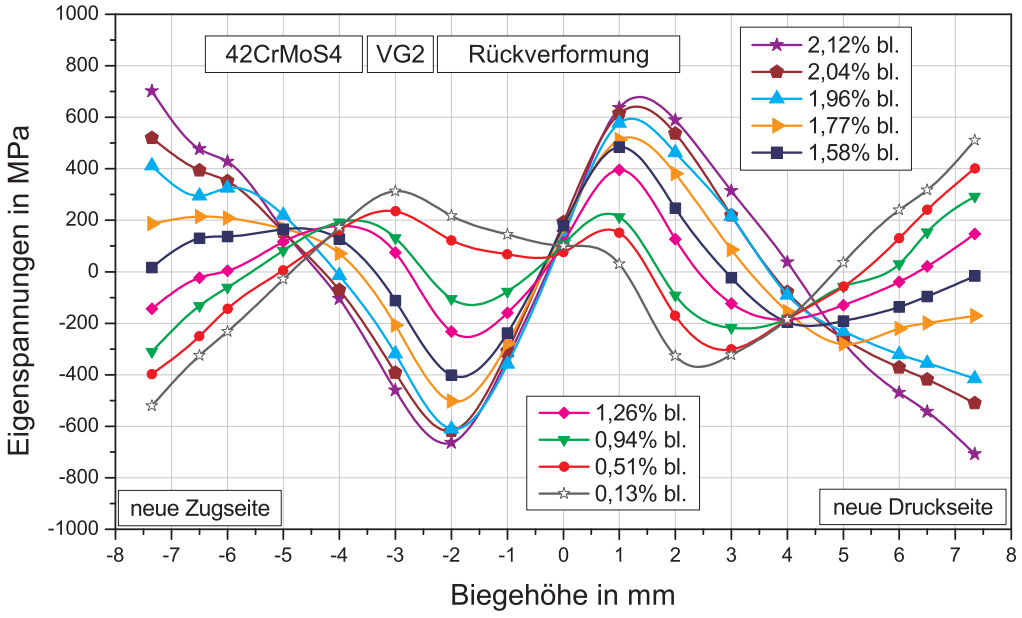


Abb. 11-32: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands VG2 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

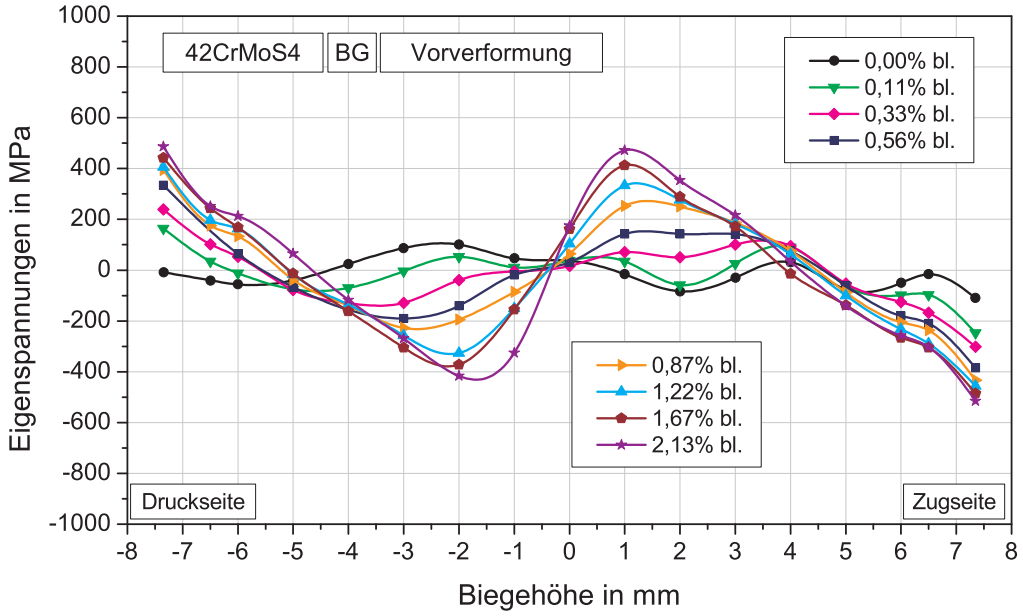


Abb. 11-33: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands BG von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

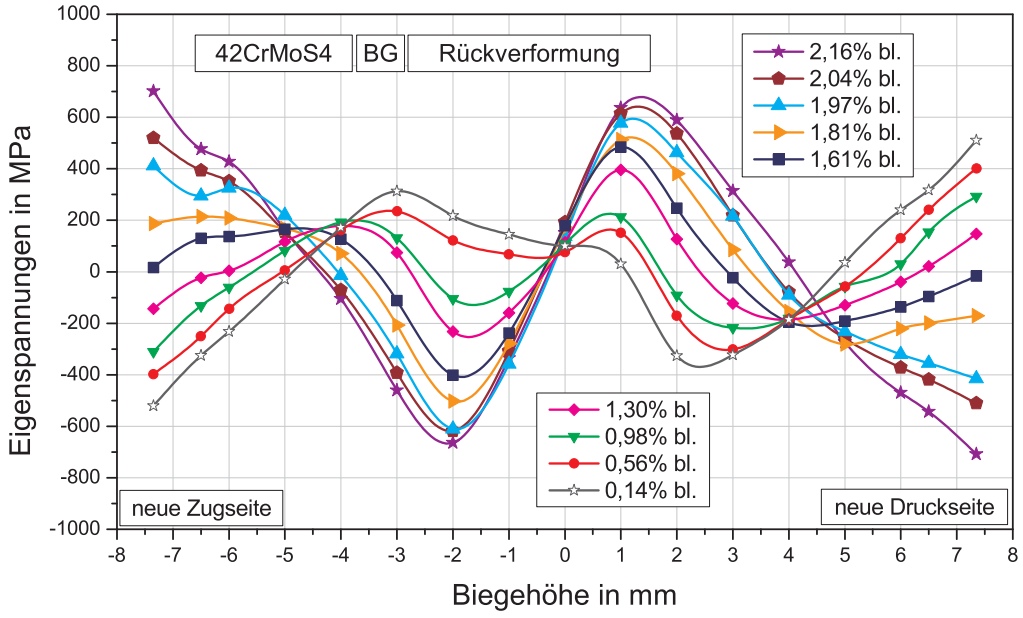


Abb. 11-34: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands BG von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

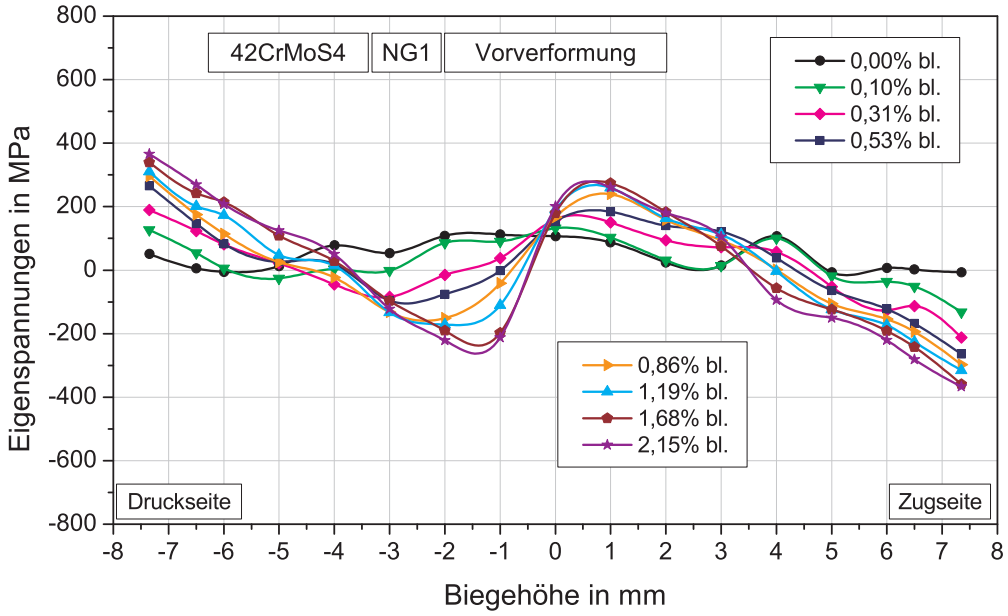


Abb. 11-35: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands NG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

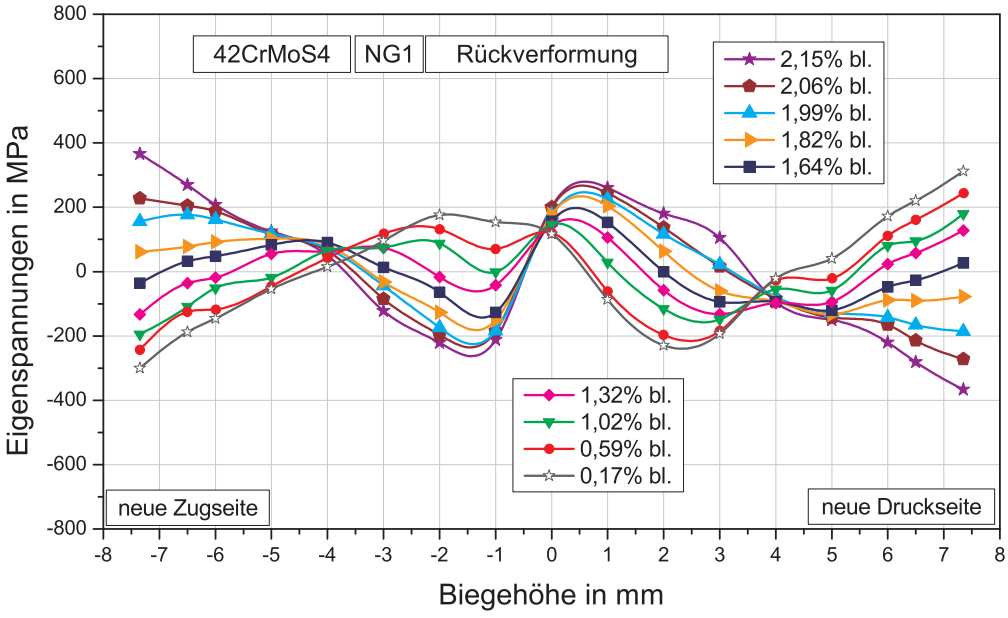


Abb. 11-36: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands NG1 von 42CrMoS4 nach Biegebeanspruchung.

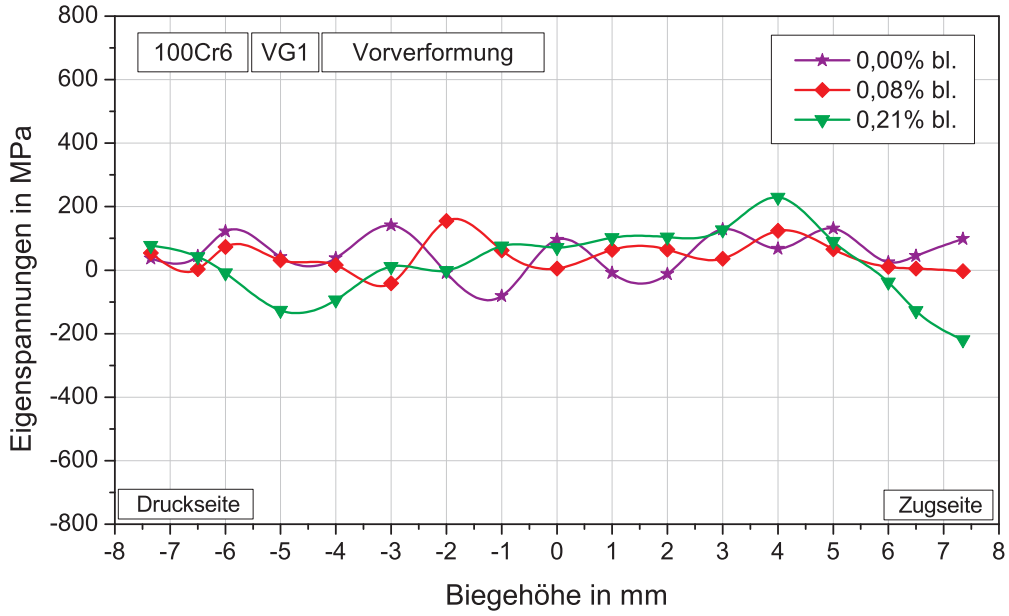


Abb. 11-37: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands VG1 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

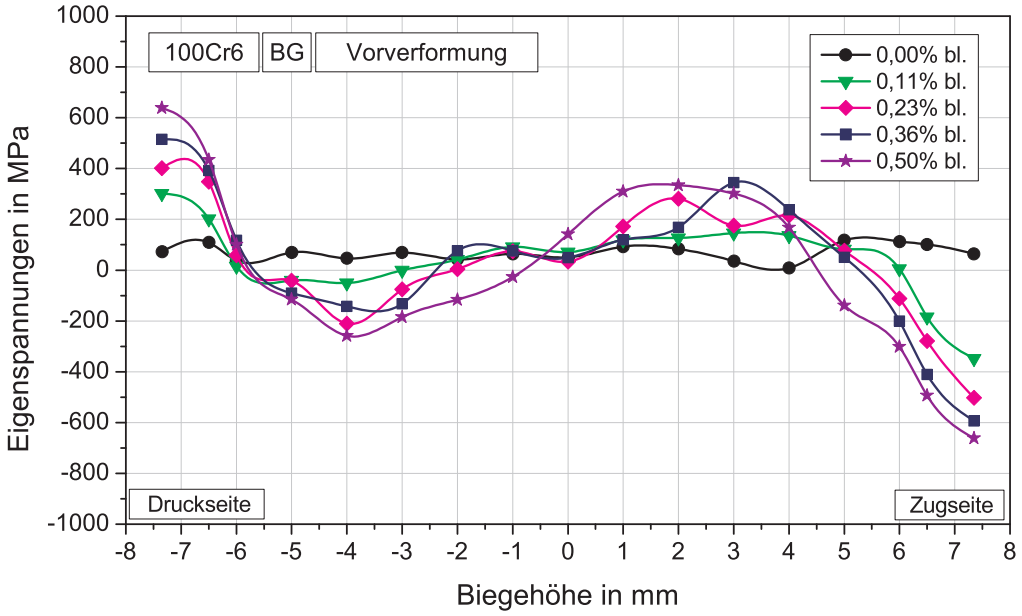


Abb. 11-38: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands BG von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

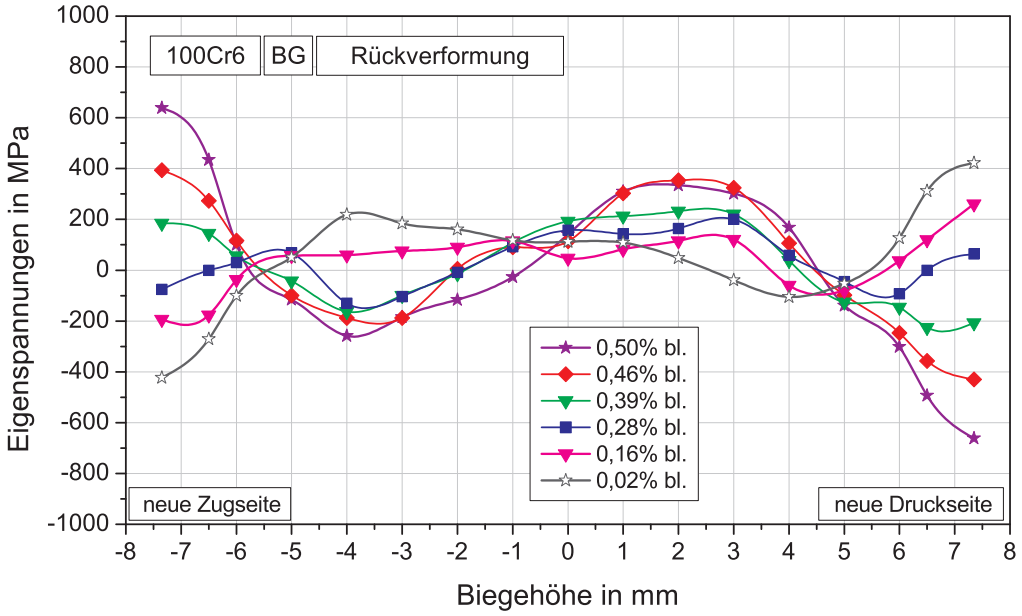


Abb. 11-39: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands BG von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

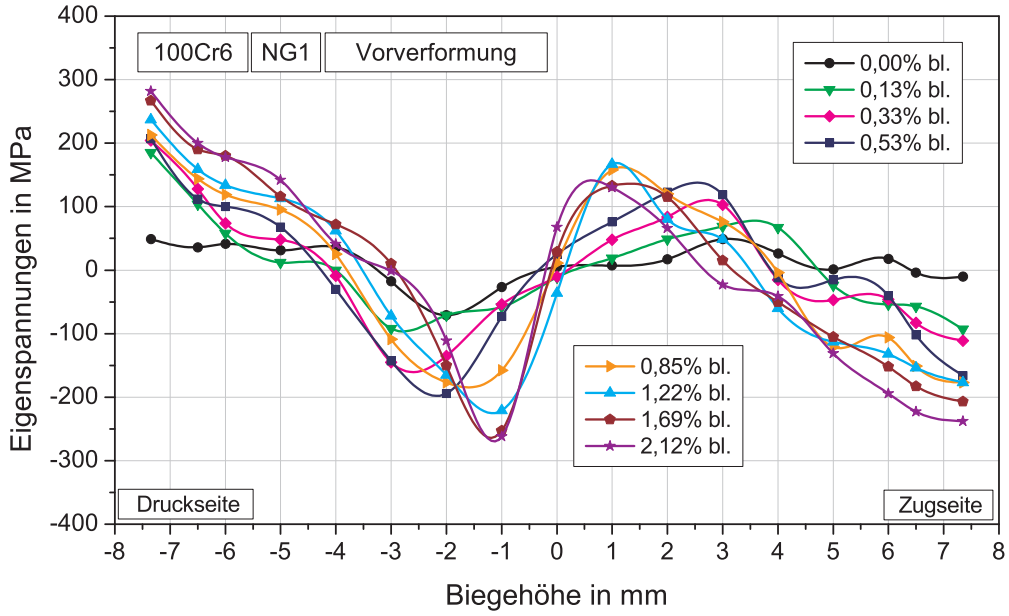


Abb. 11-40: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Vorverformung des Wärmebehandlungszustands NG1 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

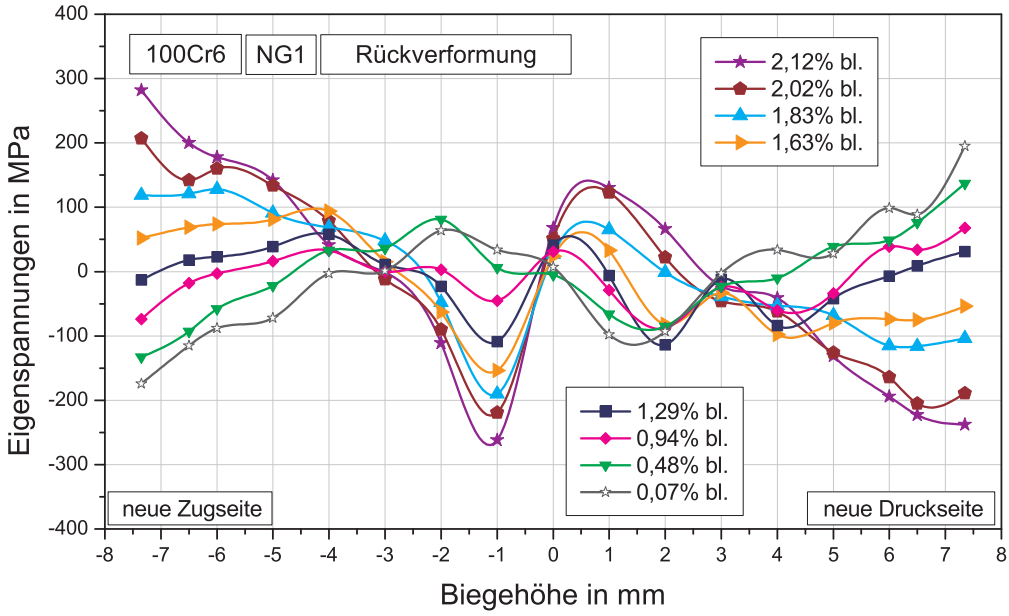


Abb. 11-41: Entwicklung der Eigenspannungen entlang der Biegehöhe für verschiedene Verformungsstadien der Rückverformung des Wärmebehandlungszustands NG1 von 100Cr6 nach Biegebeanspruchung.

Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstofftechnik – Metallische Werkstoffe der Universität Kassel.

Meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes, danke ich ganz besonders herzlich für die Ermöglichung dieser Arbeit und die Übernahme des Hauptreferats. Die gemeinsamen Diskussionen und sein fachlicher Rat sind mir eine große Hilfe bei der Durchführung der Experimente und der Erstellung dieser Arbeit gewesen. Ebenso ermöglichte die eigenständige Arbeitsplanung eine angenehme Arbeitsatmosphäre am Institut.

Für die Übernahme des Korreferats danke ich Herrn o. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. H. P. Degischer, der meine doch recht umfangreiche Arbeit durchgearbeitet hat und für meine Disputation durch halb Europa gereist ist.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-P. Heim und Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Rienäcker danke ich als Mitglieder meiner Prüfungskommission für ihr Interesse an meiner Arbeit.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinen Studien- und Diplomarbeitern, insbesondere bei Herrn C. Löber und Herrn B. Büchling, die mit großer Ausdauer und guten Ideen den Schwierigkeiten bei der Verformung harter Proben getrotzt und wertevolle Erkenntnisse für das Projekt gewonnen haben. Meinen studentischen Hilfskräften, insbesondere Herrn M. Gebel und Herrn T. Mischkalla, danke ich für die Geduld bei der oft monotonen und zeitintensiven Probenvorbereitung, die Rückholung auf den Boden der Tatsachen und die Erprobung der Messtechnik.

Ein besonderer Dank gebührt meinen Kolleginnen, Kollegen und Freunden am Institut für die gute Zusammenarbeit und das gute Klima. Herrn A. Nau danke ich für die Unterstützung bei der FE-Simulation. Ebenso bedanke ich mich bei unseren Technikern C. Franz und A. Schwagerus für die guten Ideen, die Hilfe bei der Konstruktion von Prüfvorrichtungen sowie dem Umrüsten und Instandsetzen von Maschinen.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG danke ich herzlich für die finanzielle Förderung des Projekts.

Zusammenfassend kann ich sagen, dass es eine interessante und lehrreiche Zeit am Institut gewesen ist. Aber man soll ja schließlich gehen, wenn’s am schönsten ist….

In der Reihe

Forschungsberichte
aus dem



Institut für Werkstofftechnik
Metallische Werkstoffe

der UNIKASSEL VERSITÄT

ist bisher erschienen:

Stefan Jägg	Rissspitzennahe Eigenspannungen und Ermüdungsrissausbreitung des Stahls S690QL1 bei unterschiedlichen Beanspruchungsmoden
Martin Kornmeier	Analyse von Abschreck- und Verformungseigenspannungen mittels Bohrloch- und Röntgenverfahren
Igor Altenberger	Mikrostrukturelle Untersuchung mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe
Gerd Zöltzer	Einfluss von Mikro- und Makroeigenspannungen auf das Deformationsverhalten bauteilähnlicher Proben
Ulf Noster	Zum Verformungsverhalten der Magnesiumbasislegierungen AZ31 und AZ91 bei zyklischen und quasistatischen Beanspruchungen im Temperaturbereich von 20-300°C
Jens Gibmeier	Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen
Juijerm Pathiphan	Fatigue behaviour and residual stress stability of deeprolled aluminium alloys AA5083 and AA6110 at elevated temperature
Martin Krauß	Zur thermischen Ermüdung der Magnesiumbasislegierung AZ31 und AZ91

Enrique Garcia-Sobolevski	Residual Stress Analysis of Components with Real Geometries Using the Incremental Hole Drilling Technique and a Differential Evaluation Method
Ivan Nikitin	Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25-600°C durch mechanische Randschichtverfestigungsverfahren
Thorsten Manns	Analyse oberflächennaher Eigenspannungszustände mittels komplementärer Beugungsverfahren
Anis Cherif	Analyse und Beurteilung gekoppelter thermisch-mechanischer Prozesse zur Randschichtverfestigung
Bernhard Stange	Positionsgenaue Herstellung einer Fügeverbindung aus Stahl und Spärogussvierkantprofilen
Klaus Timmermann	Zur Schädigungsentwicklung bei der Korrosionsermüdung von Aluminiumbasislegierungen mit definierten fertigungsbedingten Randschichtzuständen

ISBN 978-3-86219-514-5