

**Einfluss mechanischer Belastung auf das scherungsdominierte
Phasenumwandlungsverhalten in niedrig legiertem Stahl – In-situ
Charakterisierung von Variantenauswahl und -wachstum**

zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)
der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Paderborn

genehmigte
DISSERTATION

von
Dipl.-Ing. Martin Joachim Holzweißig
aus *Paderborn*

Tag des Kolloquiums: 17. Februar 2014
Referent: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper

Im Gedenken an Dr. Wolfgang Nübling

Kurzzusammenfassung / Abstract

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss von der Phasenumwandlung überlagerten Belastungen auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug auf makro- und mesoskopischer Ebene während der Austenit-zu-Bainit und der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen bestimmt. Anhand der ermittelten Ergebnisse konnten eine Reihe von Optimierungsvorschlägen für thermo-mechanisch gekoppelte Massivumformprozesse zur Herstellung von funktional gradierten Strukturen aus niedrig legiertem Stahl und für die Modellierung dieser erarbeitet werden.

Es wurde festgestellt, dass überlagerte Spannungen die Kinetik der betrachteten scherungsdominierten Phasenumwandlungen maßgeblich beeinflussen. So läuft durch überlagerte Spannungen die bainitische Phasenumwandlung beschleunigt ab und die Martensit-Starttemperatur wird zu höheren Werten verschoben. Gleichzeitig führen die Spannungen bei den Austenit-zu-Bainit und den Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen zu einer anisotropen Volumenzunahme die im Bauteil zu Verzug führt, die als umwandlungsplastische Dehnung bezeichnet wird. Die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung konnte im Rahmen dieser Arbeit auch auf mesoskopischer Ebene in Form von Dehnungsfeldern beobachtet werden, wobei eine Korrelation der Dehnungsfelder mit den Kristallorientierungen der entstandenen Mikrostruktur möglich war, wenn der Phasenumwandlung eine Spannung überlagert wurde.

In the context of this work, the influence of stress superimposed to isothermal austenite-to-bainite and austenite-to-martensite phase transformations on the kinetics and the evolution of transformation induced distortion was investigated. Thereby, the kinetics as well as the evolution of distortion was examined at both the macro- as well as the mesoscopic level. The results determined within this work allowed for deriving several recommendations for the optimization of thermo-mechanically coupled massive forming processes for the production of functionally graded structures made from low alloy steel as well as for modeling of these processes.

In particular it was found, that stress superimposed to phase transformations influences the transformation kinetics significantly. In detail the total phase transformation time for the bainitic phase transformation was shortened and the martensite-start-temperature was higher, when a stress was superimposed. At the same time, stress leads to an anisotropic volume change which causes distortion in the product, which is called transformation plasticity strain. Thereby, the evolution of transformation plasticity strain could be determined at the macro- and at the mesoscopic level. For the latter case the strain distribution could be correlated with the crystal orientations of the resulting microstructure, when the phase transformation was superimposed by a stress.

Liste der Vorveröffentlichungen

M. Holzweissig, H.-G. Lambers, H.J. Maier: Bainitic transformation under compressive stresses in low alloy 51CrV4 steel. In: M. Oldenburg, K. Steinhoff, B. Prakash, Hrsg. Proceedings 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel (2011) 519-526.

M.J. Holzweissig, H.-G. Lambers, H.J. Maier: Phase transformation kinetics of a low alloy 51CrV4 steel in the bainitic-martensitic regime. In: H.-W. Zoch, T. Lübben, Hrsg. Proceedings 3rd International Conference on Distortion Engineering (2011) 369-377.

H.-G. Lambers, M. Holzweissig, B. Schramm, H.A. Richard, H.J. Maier: Crack growth behaviour in functional graded work pieces. In: G. Hirt, A.E. Tekkaya, Hrsg. Steel Research International, Special Edition: 10th International Conference on Technology of Plasticity (2011) 1060-1065.

M.J. Holzweissig, D. Canadinc, H.J. Maier: In-situ characterization of transformation plasticity during an isothermal austenite-to-bainite phase transformation. Materials Characterization 65 (2012) 100-108.

M.J. Holzweissig, D. Canadinc, H.J. Maier: In situ characterization of backstress effects on the austenite-to-bainite phase transformation. Scripta Materialia 67 (2012) 368-371.

M.J. Holzweissig, D. Canadinc, H.J. Maier: In-situ Characterization of Solid-to-Solid Phase transformations in Steel by Digital Image Correlation. In: H.-P. Heim, D. Biermann, H.J. Maier, Hrsg. Proceedings 1st International Conference on Thermo-Mechanically Graded Materials (2012) 49-54.

M.J. Holzweissig, M.C. Uslu, H.-G. Lambers, D. Canadinc, H.J. Maier: A comparative analysis of austenite-to-martensite and austenite-to-bainite phase transformation kinetics in steels. Materials Research Letters 1 (2013) 141-147.

M.J. Holzweissig, P. Kanagarajah, H.J. Maier: Digital image correlation at high temperatures for fatigue and phase transformation studies. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, in Druck.

M.J. Holzweissig, D. Canadinc, H.J. Maier: Computation of parent austenite grain orientation from product grain orientation upon displacive phase transformations. Eingereicht bei Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering Juni 2013.

Formelzeichen

a	Gitterkonstante des Martensits
a_0	Gitterkonstante des Austenits
B_s	Bainit-Start-Temperatur
c	Gitterkonstante des Martensits
c	Faktor der Greenwood-Johnson Konstante
G	Gibbsche-Enthalpie
M_f	Martensit-Finish-Temperatur
M_s	Martensit-Start-Temperatur
$M_{s\sigma}$	Martensit-Start-Temperatur bei Spannungsüberlagerung
P	Mittelpunkt eines Subsets für die DIC-Berechnung
R_e	Streckgrenze
P'	Mittelpunkt eines Subsets nach der Verschiebung für die DIC-Berechnung
Q'	Beliebiger Punkt eines Subsets nach der Verschiebung für die DIC-Berechnung
T_h	Grenztemperatur für scherungsdominierte Phasenumwandlungen
T_0	Gleichgewichtstemperatur
T_I	Umwandlungstemperatur
U_{krit}	Mechanische Triebkraft
$w(t)$	Phasenanteil in Abhängigkeit der Zeit
$w(T)$	Phasenanteil in Abhängigkeit der Temperatur
W_s	Widmannstätten-Ferrit-Start-Temperatur
α	Ferrit-Phase
γ	Austenit-Phase
ΔG_{erf}	Erforderliche Gibbsche-Enthalpie-Differenz
ΔG_{T1}	Erforderliche Gibbsche-Enthalpie-Differenz mit mechanischer Belastung
$\Delta V/V$	Volumenänderung
$[\Delta V/V]_A$	Volumenänderung der Austenitphase
$[\Delta V/V]_M$	Volumenänderung der Tieftemperaturphase
ε_l	Längsdehnung
ε_q	Querdehnung
ε_{TP}	Umwandlungsplastische Dehnung
κ	Greenwood-Johnson-Konstante
σ	Spannung
σ_F	Fließgrenze des unterkühlten Austenits

Inhaltsverzeichnis

1	Motivation und Zielsetzung.....	1
2	Theoretische Grundlagen.....	5
2.1	Festkörperphasenumwandlung in Stahl.....	5
2.1.1	Diffusionsdominierte Phasenumwandlung.....	7
2.1.2	Scherungsdominierte Phasenumwandlung.....	8
2.2	Lastabhängige Effekte auf Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen.....	17
2.2.1	Phasenumwandlungskinetik.....	17
2.2.2	Umwandlungsplastische Dehnungen.....	19
3	Experimentelle Methoden.....	22
3.1	Werkstoffe.....	22
3.2	Probengeometrien.....	23
3.3	Prüfsysteme.....	25
3.4	Temperatur-Zeit- und Belastungs-Zeit-Pfade.....	31
4	Ergebnisse und Diskussion.....	34
4.1	Charakterisierung des Austenits.....	34
4.2	Makroskopische Charakterisierung des Einflusses von Belastungen auf scherungsdominierte Phasenumwandlungen.....	37
4.3	Mesoskopische Charakterisierung des Einflusses von Belastungen auf scherungsdominierte Phasenumwandlungen.....	51
4.4	Validierung der mesoskopischen Ergebnisse.....	65
4.5	Korrelation der Mikrostruktur und der umwandlungsplastischen Dehnungen.....	67
4.6	Berechnung der Austenitorientierung anhand von Bainit- und Martensitorientierungen.....	76
5	Rückschlüsse für thermo-mechanisch gekoppelte Fertigungsprozesse und deren Modellierung .	83
6	Zusammenfassung und Ausblick.....	85
9	Literatur.....	93
	Lebenslauf.....	105

1 Motivation und Zielsetzung

Gegenwärtig nehmen bei der Herstellung industrieller Komponenten, die im höchsten Maße kostenorientiert ist, die Anforderungen an die verarbeiteten Werkstoffe stetig zu. In dem sich ergebenden Spannungsfeld aus werkstoffspezifischen Eigenschaften und Kosten, haben Stahlwerkstoffe nach wie vor eine herausragende Stellung, aufgrund ihrer hohen Flexibilität hinsichtlich der Einstellbarkeit der mechanischen Eigenschaften. Dies zeigt sich insbesondere in den Bereichen bewegter Massen, z.B. im Automobilbau, wo der Nachfrage nach immer festeren, leichteren und kostengünstig herzustellenden Komponenten u.a. durch den Einsatz von hochfesten Stählen Rechnung getragen wird. Allerdings stoßen konventionelle Fertigungsverfahren mittlerweile immer mehr an ihre Grenzen. Folglich werden stetig innovative Fertigungsverfahren entwickelt, mitunter zur Herstellung an die äußere Belastung angepasster Strukturen [1–4]. Ein Beispiel für die Entwicklung solcher Fertigungsverfahren ist das Presshärten, bei dem aus einem hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften zunächst homogenen Stahlwerkstoff eine funktional gradierte Struktur durch die Anpassung der lokalen Temperatur-Belastungs-Zeit-Pfade hergestellt werden kann. Mittlerweile ist das Presshärten ein etabliertes Fertigungsverfahren und wird für die Herstellung von gradierten B-Säulen im Automobil serienmäßig eingesetzt. Durch die Einstellung einer angelassenen martensitischen Mikrostruktur weist die Mittelregion der B-Säule eine hohe Festigkeit auf. Zudem haben die Anbindungsstellen zur Karosserie eine hohe Bruchdehnung, z.B. durch die Einstellung einer ferritisch-perlitischen Mikrostruktur (Abbildung 1-1). Dieses Fertigungsverfahren findet zur Zeit allerdings nur für Blechwerkstoffe in der Serienproduktion Einsatz [2,3]. Die Erweiterung dieses Verfahrens auf Massivumformprozesse hat sich u.a. der Sonderforschungsbereich Transregio 30 (SFB TR 30) zum Ziel gesetzt. Hinsichtlich der Massivumformung besteht dabei die Vision, eine Komponente des Antriebsstranges im Automobil, z.B. eine Nockenwelle, mit an die äußere Belastung angepassten mechanischen Eigenschaften, ohne anschließende kostenintensive Wärmebehandlung, in einem Produktionsschritt herzustellen.

Das Verfahren zur Herstellung endkonturnaher, funktional gradierter Strukturen im Massivumformprozess, auf Grundlage thermo-mechanisch gekoppelter Phänomene, ist in Abbildung 1-2 dargestellt.

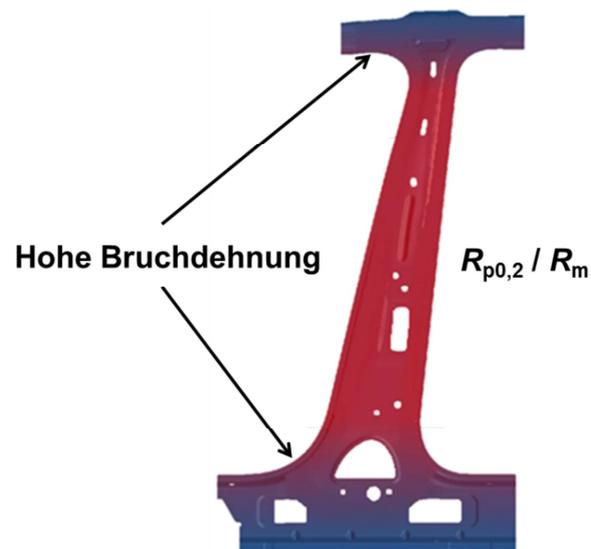


Abbildung 1-1: Funktional-gradierte B-Säule zum Einsatz im Automobil [5].

Dabei wird eine Welle aus niedrig legiertem Stahl zunächst mittig mittels induktiver Heizung auf eine Temperatur oberhalb der Austenit-Start-Temperatur erwärmt. Nach dem Transfer der Welle von der Heizvorrichtung zur Presse, wird die Welle zunächst frei verformt und später, durch den Kontakt mit dem Gesenk, gesenkkontrolliert verformt. Durch gezielte Veränderung des Heizprozesses, z.B. durch eine stärkere Erwärmung einer Seite der Welle, und der verwendeten Gesenkform ist die Herstellung verschiedener Bauteilgeometrien realisierbar, beispielsweise symmetrische (Abbildung 1-2) oder asymmetrische Flanschwellen [1,5–9]. Auf Grundlage der während des Massivumformprozesses vorliegenden Temperatur- und Belastungsgradienten im Bauteil, ergibt sich in niedrig legiertem Stahl eine gradierte Mikrostruktur, welche sich in einer Härteverteilung über den Querschnitt der thermo-mechanisch umgeformten Flanschwellen manifestiert (Abbildung 1-3). Dabei weisen die hohen Härtewerte (> 600 HV1) im Randbereich des Flansches auf eine martensitische Mikrostruktur, die mittleren Härtewerte ($400 - 600$ HV1) auf eine bainitische oder bainitisch-martensitische Mikrostruktur und die niedrigeren Härtewerte (< 400 HV1) im Inneren des Flansches auf eine ferritsch-perlitische Mikrostruktur hin. Parallel zu den Mikrostrukturgradienten entsteht, infolge der auftretenden Temperatur- und Belastungsgradienten im Stahl, häufig phasenumwandlungsinduzierter Verzug [10–15].

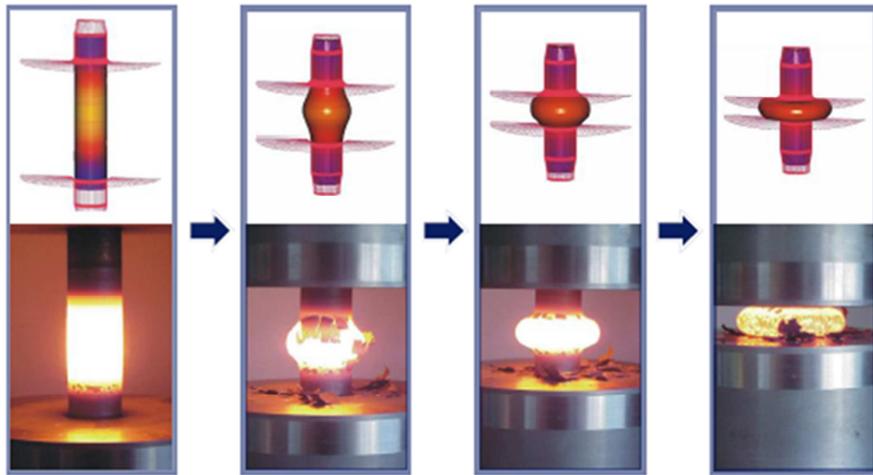


Abbildung 1-2: Thermo-mechanisch gekoppelte Umformung einer Welle für die Herstellung einer Flanschswelle [9].

Bezüglich der Mikrostrukturentwicklung im Bauteil während des thermo-mechanisch gekoppelten Massivumformprozesses wird der ferritisch-perlitische Bereich der Welle zwar stark verformt, unterliegt allerdings keiner Phasenumwandlung. Im Gegensatz dazu durchlaufen die entstehenden martensitischen und bainitischen Bereiche Phasenumwandlungen, bei denen Belastungen überlagert sind [16–18]. Dementsprechend sind hinsichtlich der Phasenumwandlung ausschließlich die Austenit-zu-Martensit und die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen im betrachteten Massivumformprozess von Relevanz, die sich ihrerseits unter dem Oberbegriff der displacive (engl.) Phasenumwandlung zusammenfassen lassen [19].

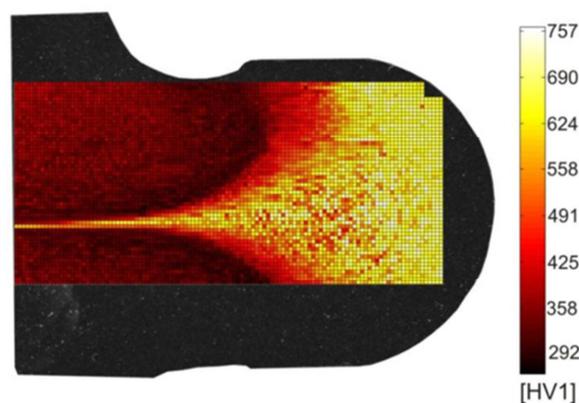


Abbildung 1-3: Härteverteilung in einer thermo-mechanisch umgeformten Flanschswelle [8].

Vor dem Hintergrund der Optimierung der Mikrostrukturverteilung über den Querschnitt des im thermo-mechanisch gekoppelten Massivumformprozess hergestellten Flansches bei gleichzeitiger Minimierung des Verzugs, wie auch vor dem Hintergrund der Modellierung der Mikrostrukturentwicklung während des untersuchten Massivumformprozesses, ist die Zielsetzung dieser Dissertation, den Einfluss von der Phasenumwandlung überlagerten Belastungen

auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von Verzug zu untersuchen. Zu diesem Zweck sollte im Rahmen der vorliegenden Arbeit das Umwandlungsverhalten einzelner Volumenelemente, die innerhalb der Flanschwellen eine homogene Mikrostruktur aufweisen, sowohl auf makroskopischer, d.h. bezüglich vieler Körner, als auch auf mesoskopischer Ebene, d.h. bezüglich einzelner Körner, charakterisiert werden. Dabei sollten die Erkenntnisse, die auf makroskopischer Ebene ermittelt wurden, zur Optimierung der Mikrostrukturverteilung und zur Minimierung des Verzugs im Produkt dienen und die Erkenntnisse, die auf mesoskopischer Ebene ermittelt wurden, in die Modellierung der Mikrostrukturentwicklung ab der Kornebene, auf Basis des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens einfließen. Zusätzlich sollten, da sich der Belastungszustand in den einzelnen Volumenelementen während des Prozesses ändert, Entlastungsversuche durchgeführt werden in denen der Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik und die Verzugsentwicklung untersucht wird. Des Weiteren sollte der Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Phasenumwandlungsverhalten genauer betrachtet werden, um den Effekt von Seigerungen im Halbzeug auf das Endprodukt abschätzen zu können. Auf dieser Motivation basierend wurden die, für diese Dissertation relevanten, forschungsleitenden Fragen formuliert:

1. Inwiefern haben der Phasenumwandlung überlagerte Belastungen einen Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug auf makro- und mesoskopischer Ebene?
2. Lassen sich die auf mesoskopischer Ebene beobachteten Dehnungs- bzw. Verzugsmaxima und –minima, mit der Mikrostruktur korrelieren?
3. Welche Rückschlüsse lassen die gewonnenen Erkenntnisse für thermo-mechanisch gekoppelte Herstellungsprozesse von funktional gradierten Strukturen aus niedrig legiertem Stahl zu und welche Rückschlüsse lassen sich für die Modellierung von Phasenumwandlungen in diesen Herstellungsprozessen ziehen?

2 Theoretische Grundlagen

In diesem Kapitel sollen die für das Verständnis dieser Arbeit wichtigen theoretischen Grundlagen beschrieben werden. Dabei wird zuerst auf die Festkörperphasenumwandlungen in Stahl eingegangen, aus welchen die gradierten Eigenschaften in thermo-mechanisch gekoppelten Prozessen resultieren, wobei diese Prozesse in diffusionsdominierte und scherungsdominierte Phasenumwandlungen unterteilt werden. Des Weiteren sollen in diesem Kapitel die lastabhängigen Effekte in martensitischen und bainitischen Phasenumwandlungen in Stahl beschrieben werden, wobei eine Unterteilung der Effekte nach Phasenumwandlungskinetik und Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen erfolgt.

2.1 Festkörperphasenumwandlung in Stahl

Die Festkörperphasenumwandlung in Stahl beschreibt im Allgemeinen den Übergang einer oder mehrerer Phasen in eine oder mehrere andere Phasen. Diese Phasenänderungen können in Umwandlungs- und Ausscheidungsprozesse eingeteilt werden, wobei die Umwandlungsprozesse einen Übergang einer instabilen Gitterstruktur in eine metastabile oder stabile Gitterstruktur beschreiben. Die Ausscheidungsprozesse hingegen beschreiben die Ausscheidung einer oder mehrerer Phasen durch Diffusion aus dem übersättigten Mischkristall.

Die Stabilität der Phasen im Festkörper wird durch die chemische Zusammensetzung und die Temperatur bestimmt und kann in Zustandsdiagrammen dargestellt werden, deren prominentester Vertreter das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD) ist. Das EKD zeigt die Phasenänderungen einer Zweikomponentenlegierung aus Eisen und Kohlenstoff unter der Randbedingung, dass die Abkühlrate sehr langsam ist und damit ist eine vollständige Diffusion aller Atome möglich. Die Darstellung des Zustandsdiagrammes erfolgt dabei entweder in phasenmäßiger Betrachtung oder in gefügemäßiger Betrachtung. Des Weiteren kann das EKD noch in das stabile Eisen-Graphit- (Fe-C) und das metastabile Eisen-Zementit-Diagramm (Fe-Fe₃C) unterteilt werden. Der maximale Kohlenstoffanteil im Eisen im EKD beträgt 6,67 Ma.-% und entspricht genau 100 % Zementit. Charakteristische Punkte im EKD sind der eutektische, der eutektoide und der peritektische Punkt, bei denen jeweils drei Phasen gleichzeitig vorliegen.

Der technisch relevante Bereich des EKD erstreckt sich von Kohlenstoffgehalten von 0,2 Ma.-%, die zum Härten mindestens notwendig sind, bis zu 2,06 Ma.-%. In diesem Bereich

wandelt das kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen (Austenit) bei abnehmender Temperatur in kubisch-raumzentriertes (krz) α -Eisen (Ferrit) und Fe_3C um. Dabei stellt der Austenit die Hochtemperaturphase und der Ferrit die Tieftemperaturphase dar. Am eutektoiden Punkt (0,8 Ma.-% Kohlenstoff und 723 °C) wandelt γ -Eisen bei langsamer Abkühlung in genau 100 % Perlit, d.h. α -Eisen mit streifenförmig angeordnetem Fe_3C , um. Bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten ist der Anteil des Ferrits höher und bei größeren Kohlenstoffanteilen scheidet sich Sekundärzementit (Ausscheidung von Fe_3C im Austenit), bevorzugt an den Korngrenzen, aus.

Vor dem Hintergrund, dass das EKD nur für das Zweikomponentensystem Eisen und Kohlenstoff und außerdem nur bei sehr langsamer Abkühlung gilt, ist die Anwendbarkeit für thermomechanisch gekoppelte Produktionsprozesse zur Einstellung funktional gradierter Strukturen an Stahl begrenzt. Für solche Prozesse bietet sich die Verwendung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) an, die das zeitabhängige Festkörperphasenumwandlungsverhalten von jeweils einer chemischen Zusammensetzung eines Stahls gefügemäßig beschreiben [20]. Das in den ZTU-Diagrammen beschriebene Umwandlungsverhalten wird im Allgemeinen im Dilatometerversuch bestimmt, wobei die Umwandlungen durch Längenänderung von Proben sehr geringer Masse gemessen werden, wodurch alle Temperaturbewegungen nahezu trägheitslos erfolgen. Die ZTU-Diagramme können in zwei Kategorien unterteilt werden, in kontinuierliche und isotherme. In kontinuierlichen ZTU-Diagrammen wird das Umwandlungsverhalten für kontinuierliche Abkühlung von der Austenitierungstemperatur angegeben. Isotherme ZTU-Diagramme zeigen das Umwandlungsverhalten bei konstanten Haltetemperaturen nach schnellem Abschrecken von der Austenitierungstemperatur. Im speziellen wird im ZTU-Diagramm davon ausgegangen, dass die austenitische kfz-Struktur in eine krz-Struktur umwandelt. Vor dieser Umwandlung muss allerdings der untersuchte Stahl erst einmal austenitisiert werden, d.h. ein zumeist ferritisch-perlitisches Grundgefüge wird in die Austenitphase überführt. Zur Beschreibung der Auswirkung der Austenitierungsbehandlung können sogenannte Zeit-Temperatur-Austenitierungs-Diagramme (ZTA-Diagramme) verwendet werden. Dabei kann eine Einteilung der Diagramme analog zu den ZTU-Diagrammen in kontinuierliche und isotherme erfolgen [20]. Entscheidend ist, dass über die Wahl der Austenitierungstemperatur und der –haltezeit eine gezielte Beeinflussung der Austenitkorngröße möglich ist, die dann wiederum einen Einfluss auf das Phasenumwandlungsverhalten zurück in die krz-Struktur hat [20–23]. Dies ist dadurch bedingt, dass die Austenitkorngröße das Fließverhalten des Austenits sowohl im stabilen als auch im unterkühlten Zustand beeinflusst und dass die Korngrenzen als Keimstellen für sich entwickelnde Strukturen dienen können, wobei kleinere Körner mehr Keimstellen haben als größere Körner [24–

31]. Im Anschluss an die Austenitisierungsbehandlung kann die Phasenumwandlung der kfz-Struktur in die krz-Struktur abhängig von der Umwandlungstemperatur in diffusionsdominierte- (engl. reconstructive) und scherungsdominierte-Prozesse (engl. displacive) eingeteilt werden (Abbildung 2-1) [19].

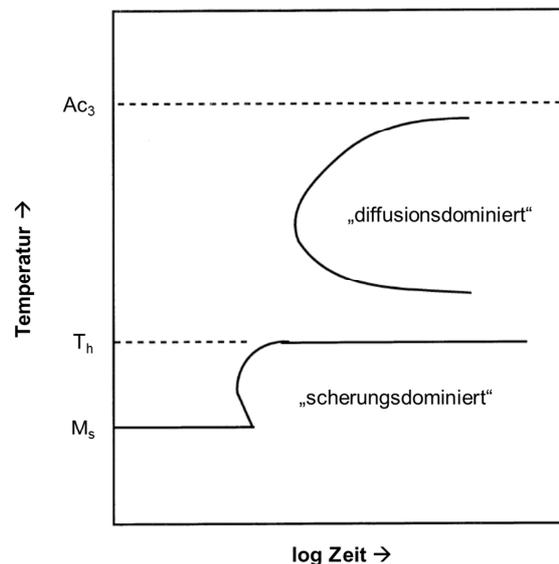


Abbildung 2-1: Schematische Einteilung der Art der Phasenumwandlung in einem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild an Stahl nach Bhadeshia [19].

2.1.1 Diffusionsdominierte Phasenumwandlung

Bei Temperaturen $T \geq 850$ K dominiert bei Stählen der diffusionsdominierte Phasenumwandlungsprozess, für den die Diffusion aller Atome, sowohl während der Keimbildung als auch während des Wachstums der Tieftemperaturphase, charakteristisch ist. Die charakteristische C-Form der „Umwandlungsnase“ der diffusionsdominierten Phasenumwandlung ergibt sich aus den gegenläufig zueinander ansteigenden Triebkräften der Unterkühlung und der Diffusion. Bei niedrigen Temperaturen nimmt das Umwandlungsbestreben zu, aber die Diffusion ist gering und bei hohen Temperaturen ist das Umwandlungsbestreben gering, aber das Diffusionsvermögen ist hoch. Die Gefüge, die typischerweise durch den diffusionsdominierten Prozess gebildet werden können, sind Ferrit und Perlit, wobei die krz-Gitterstruktur des Ferrit kaum Kohlenstoff lösen kann (maximale Löslichkeit 0,02 Ma.-% Kohlenstoff bei 723 °C). Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften zeigt der Ferrit eine niedrige Festigkeit und eine gute Verformbarkeit. Der Perlit zeigt höhere Festigkeiten als der Ferrit, die sich aus der Morphologie des Perlits ergeben. Er besteht, anders als der Ferrit, nicht nur aus einer Phase, sondern aus Ferrit und Zementit, die sich zueinander in Lamellenform anordnen. Die jeweilige

Lamellenbreite ergibt sich dabei aus der Umwandlungstemperatur, wobei niedrigere Umwandlungstemperaturen zu feinstreifigeren Lamellen führen, bedingt durch die kürzeren Diffusionswege des Kohlenstoffs. Dieser feinstreifige Perlit weist hohe Festigkeitswerte auf. Hinsichtlich der mesoskopischen Struktur des Perlits wird nicht von Perlitkörnern sondern von Perlitkolonien gesprochen, da Perlit aus zwei verschiedenen Phasen besteht [19,32,33].

2.1.2 Scherungsdominierte Phasenumwandlung

Für die scherungsdominierten Phasenumwandlungsprozesse ist eine Gitterverformung mit großer Scherkomponente charakteristisch. Dabei ist aufgrund der niedrigen Temperatur die Diffusion von Eisen und ähnlich großen Atomen, die als Substitutionsatome auf den Gitterplätzen vorliegen, nicht möglich, wohingegen kleine Atome, die als interstitielle Atome vorliegen, z.B. Kohlenstoff, noch diffundieren können. Die Gefüge, die durch die scherungsdominierte Umwandlung gebildet werden können, sind, mit abnehmender Bildungstemperatur aufgezählt, Widmannstätten-Ferrit (tritt allerdings nicht bei allen Stählen auf), Bainit und Martensit. Dabei kann der Kohlenstoff beim Widmannstätten-Ferrit sowohl während der Keimbildung als auch beim Wachstum, beim Bainit nur während der Keimbildung und beim Martensit gar nicht diffundieren [19,34–37].

Die unter dem Obergriff scherungsdominierten Phasenumwandlungen zusammengefassten Austenit-zu-Widmannstätten-Ferrit, Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Umwandlungen zeigen viele Gemeinsamkeiten die zunächst in diesem Kapitel beschrieben werden. Allerdings gibt es auch einige Unterschiede zwischen diesen Phasenumwandlungen, die in den nachfolgenden Abschnitten Martensit und Bainit beschrieben werden sollen. Die scherungsdominierten Phasenumwandlungen treten bei ausreichend hohen Abkühlraten auf, wenn die „Umwandlungsnase“ der diffusionsdominierten Phasenumwandlung umgangen wird. Dabei ist für die Umwandlung vom Austenit zu den Tieftemperaturgefügen die Unterkühlung maßgeblich, um die erforderliche Gibbsche-Enthalpie-Differenz (ΔG_{erf}) zu erreichen, welche in Abbildung 2-2 am Beispiel des Martensits veranschaulicht ist. Aus der für die Phasenumwandlung benötigten Gibbsche-Enthalpie-Differenz ergeben sich die Martensit-Start-Temperatur (M_s), die Bainit-Start-Temperatur (B_s) und bei manchen Stählen die Widmannstätten-Ferrit-Start-Temperatur (W_s) bei denen die Phasenumwandlungen einsetzen. Die jeweils benötigte Gibbschen-Enthalpie-Differenz, die eine chemische Triebkraft darstellt, kann durch eine der Phasenumwandlung überlagerte mechanische Belastung (U_{krit}), zu kleineren Gibbschen-Enthalpie-Differenzen (ΔG_{TI}) verschoben werden, woraus dann höhere Um-

wandlungstemperaturen (T_1) resultieren. In diesem Zusammenhang kann allerdings, selbst bei sehr hohen mechanischen Belastungen, die Umwandlung nicht bei der Gleichgewichtstemperatur T_0 erfolgen, da eine Gibbsche-Enthalpie-Differenz zur Bildung neuer Grenzflächen zwingend erforderlich ist [19,38,39].

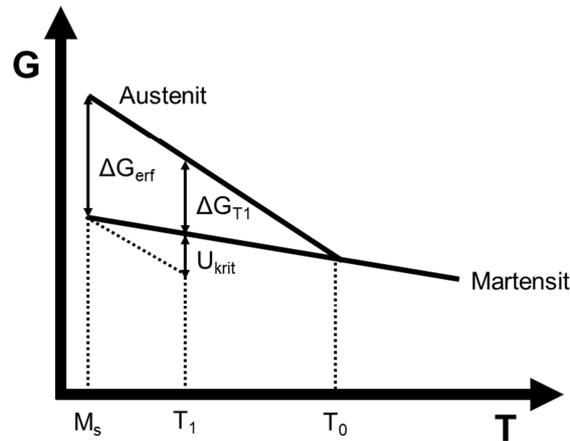


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung der freien Gibbschen-Enthalpie (G) in Abhängigkeit von der Temperatur (T) nach Tamura [38].

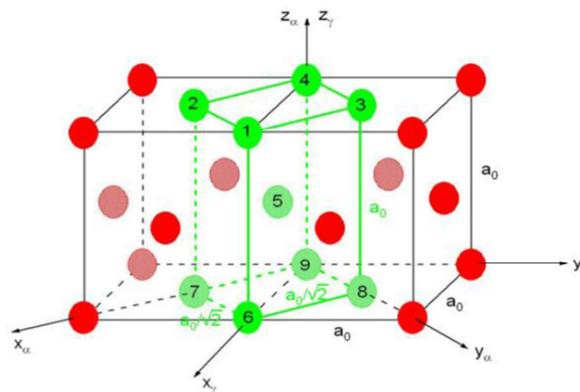


Abbildung 2-3: Modellvorstellung der Phasenumwandlung von Austenit-zu-Martensit nach Bain und Dunkirk [40].

Für die formale Beschreibung der scherungsdominierten Festkörperphasenumwandlungen gibt es verschiedene Modelle. Die meisten davon wurden ursprünglich für die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung entwickelt. Sie lassen sich allerdings auch für die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung anwenden.

Das erste Modell zur formalen Beschreibung der Phasenumwandlung geht auf Bain und Dunkirk [40] zurück, wobei beide davon ausgingen, dass die Umwandlung vom kfz-Gitter ins krz-Gitter mit minimaler Verformung einhergeht. Die minimale Verformung ergibt sich wenn davon ausgegangen wird, dass eine krz-Struktur schon an der Grenzfläche zwischen zwei kfz-

Strukturen vorhanden ist, siehe Abbildung 2-3. Um allerdings ein „korrektes“ krz-Gitter, mit den richtigen Gitterparametern, zu erhalten, muss die im kfz-Gitter vorhandene krz-Struktur in zwei Raumrichtungen gestreckt und in eine Raumrichtung gestaucht werden. Dementsprechend kann eine resultierende Martensit- oder Bainit-Orientierung aus drei verschiedenen Austenit-Orientierungen entstehen. Im Bain-Modell wird davon ausgegangen, dass die kristallographische Richtungsannahme $[\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma} // [100]_{\alpha}$ bezüglich der Kristallebenen $(001)_{\gamma} // (001)_{\alpha}$ gilt. Die entsprechende Bain-Verformungsmatrix ist:

$$U = \begin{pmatrix} \frac{\sqrt{2}a}{a_0} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\sqrt{2}a}{a_0} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c}{a_0} \end{pmatrix}$$

Dabei beschreibt a_0 die Gitterkonstante des Austenits und a und c beschreiben die Gitterkonstanten des Martensits oder des Bainits. Um alle drei möglichen Varianten zu erhalten, kann sich die Komponente, die die Stauchung beschreibt ($\frac{c}{a_0}$), auf allen drei Plätzen der Matrixdiagonalen befinden. Die jeweils zwei anderen Komponenten, die die Streckung beschreiben ($\frac{\sqrt{2}a}{a_0}$), befinden sich dann auf den übrigen Plätzen der Matrixdiagonalen [40,41].

Bei Röntgenbeugungsmessungen an Eisen-Nickel-Legierungen vor und nach der Phasenumwandlung stellte sich später heraus, dass die Phasenumwandlung neben der Deviationskomponente zusätzlich noch eine Scherkomponente aufweisen kann. Folglich entwickelten sich die Theorien nach Kurdjumov-Sachs (K-S) [42] und nach Nishiyama-Wassermann (N-W) [43,44], siehe dazu Abbildung 2-4. Bei der N-W Orientierungsbeziehung wird davon ausgegangen, dass vor und nach der Phasenumwandlung für die Kristallebenen $(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha}$ gilt und dass für die Kristallrichtungen z.B. $[\bar{1}01]_{\gamma} // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\alpha}$ gilt, so dass es zu einer Scherung kommt, die einer Drehung von $9^{\circ}44'$ um die $[100]_{\alpha}$ -Achse entspricht. Je paralleler Ebenen-Beziehung kann diese Scherung in vier verschiedene Richtungen erfolgen und folglich, bei drei möglichen parallelen Ebenen-Beziehungen, kann eine Martensit- oder Bainit-Orientierung aus zwölf verschiedenen Austenitorientierungen resultieren. Dies entspricht einer Vervierfachung der Variantenvielfalt im Vergleich zur Theorie nach Bain und Dunkirk [40,45]. Die K-S Orientierungsbeziehung ergänzt die N-W Orientierungsbeziehung um eine weitere Drehung von $5^{\circ}16'$ um die $[011]_{\alpha}$ -Achse, so dass bei $(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha}$ z.B. $[\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma} // [11\bar{1}]_{\alpha}$ gilt. Diese Drehung kann in zwei Richtungen erfolgen und entsprechend sind

24 Varianten möglich, was einer weiteren Zunahme der Variantenvielfalt für die Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entspricht.

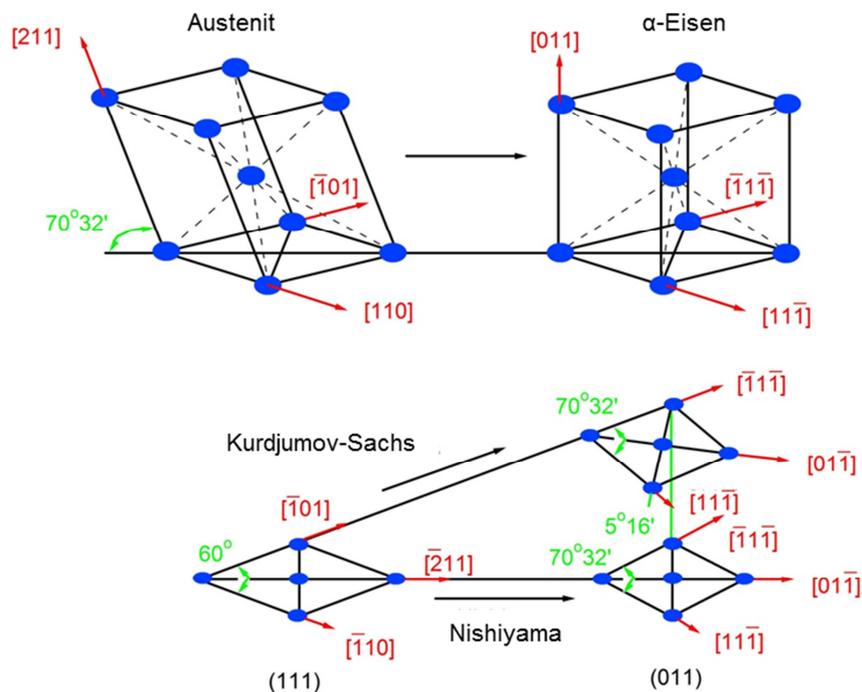


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der Modellvorstellungen der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung nach Kurdjumov-Sachs [42] und Nishiyama [43] bzw. Wassermann [44].

Welche Orientierungsbeziehung, d.h. N-W oder K-S, in welchem Stahl vorliegt, ist abhängig von der Legierungszusammensetzung und insbesondere vom Kohlenstoffgehalt. Der Kohlenstoffgehalt hat außerdem einen Einfluss auf die resultierende Martensit- und Bainitmorphologie, aufgrund der Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie und der Streckgrenze des unterkühlten Austenits vom Kohlenstoffgehalt. Dabei tritt die N-W Orientierungsbeziehung vornehmlich bei Kohlenstoffanteilen $> 0,6$ Ma.-% auf, wobei eine plattenförmige Morphologie beobachtet wird. Die K-S Orientierungsbeziehung hingegen tritt vornehmlich bei Kohlenstoffanteilen $< 0,6$ Ma.-% auf, wodurch sich eher eine lanzettenförmige Morphologie ausbildet [35,46,47].

Zu den Orientierungsbeziehungen nach N-W und K-S ist anzumerken, dass sie immer nur Näherungslösungen darstellen, denn die tatsächlich in der Röntgenbeugung beobachteten Orientierungsbeziehungen sind irrationaler Natur, d.h. nicht durch reelle Zahlen zu beschreiben [19,35,36,46,48]. Zusätzlich ist zu beachten, dass für die Phasenumwandlung von Austenit-zu-Martensit oder Bainit theoretisch eine gemeinsame Grenzlinie benötigt wird, um welche die Rotation um eine Achse (RB) geschehen kann. Diese Grenzlinie muss während der Pha-

senumwandlung unverzerrt bleiben, damit diese stattfinden kann. Sie wird als invariante Habituslinie bezeichnet. In der Praxis wird allerdings meist eine invariante Habitussebene beobachtet. Um die Irrationalität der Orientierungsbeziehungen sowie das Auftreten einer Habitussebene anstatt einer –linie zu erklären, wurden phänomenologische Theorien für die Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Umwandlung entwickelt. Eine dieser Theorien ist in Abbildung 2-5 am Beispiel des Martensits dargestellt [19,35,41,49].

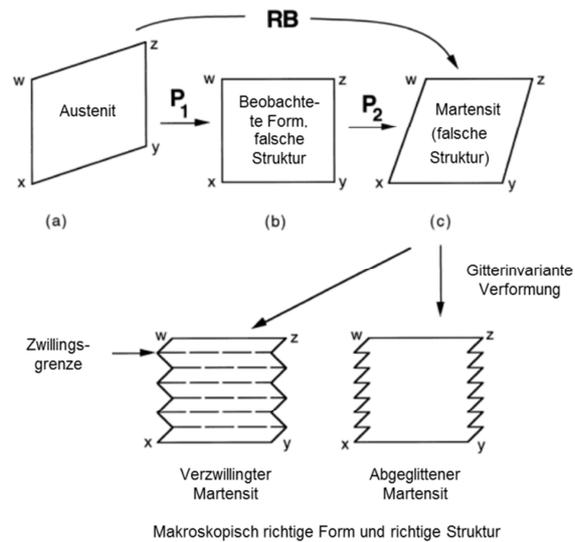


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der phänomenologischen Theorie der Martensitbildung nach Bhadeshia [19].

Die wesentliche Aussage dieser Theorie ist, dass eine gitterinvariante Verformung auftritt durch Bildung von Substrukturen im Martensit oder Bainit durch Verzwillingung oder Abgleiten, infolge der Reduzierung der Verzerrungsenergie. Folglich tritt keine einfache Rotation (RB) um eine Habituslinie auf, sondern eine Scherung entlang einer Habitussebene. Die irrationalen Orientierungsbeziehungen ergeben sich aus den sich bildenden verzwilligten oder abgeglittenen Strukturen, die keine glatte Oberfläche haben und dementsprechend keine rationale, sondern eine irrationale Ebene darstellen [19,35,48].

Martensit

Die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung tritt ein, wenn die Abkühlraten hoch genug sind, um die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung zu vermeiden. Dabei tritt bei Erreichen von M_s ein weitgehend diffusionsloser Umklappprozess vom austenitischen kfz-Gitter in das kohlenstoffübersättigte tetragonalverzerrte kubisch-raumzentrierte-Gitter (trz) auf [37,40,42–

44]. Die Phasenumwandlung ist mit dem Erreichen der Martensit-Finish-Temperatur (M_f), einem Temperaturniveau unterhalb von M_s , abgeschlossen. Dabei wird, z.B. bei Koistinen und Marburger [50], davon ausgegangen, dass zwischen dem martensitischen Phasenanteil und der Unterkühlung ein linearer Zusammenhang besteht. M_s , M_f als auch die kritische Abkühlrate, um gerade noch 100 % Martensit zu erhalten, werden durch die Legierungszusammensetzung des jeweiligen Stahls beeinflusst. So nehmen M_s und M_f mit steigendem gelöstem Kohlenstoffgehalt ab, so dass ab Kohlenstoffgehalten $> 0,6$ Ma.-% bei Raumtemperatur Restaustenit im Gefüge verbleibt [32,35,36,46,51]. Des Weiteren stabilisieren z.B. die Legierungselemente Chrom (Cr), Molybdän (Mo) sowie Vanadium (V) die ferritische Phase und z.B. die Legierungselemente Nickel (Ni) und Mangan (Mn) die austenitische Phase.

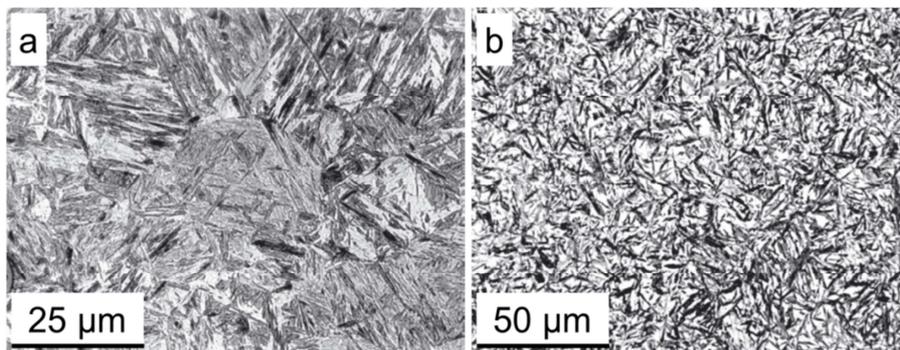


Abbildung 2-6: Verschiedene Ausprägungen von Martensit als Platten (a) und Lanzetten (b) nach Bargel [32].

Die resultierende Martensitmorphologie hängt vor allem vom gelösten Kohlenstoffgehalt im Austenitgefüge ab, da er die Stapelfehlerenergie und die Streckgrenze des unterkühlten Austenits bestimmt. Das Wachstum des Martensits beginnt üblicherweise an den Austenitkorn Grenzen oder anderen gestörten Bereichen, und verläuft schnell (Schallgeschwindigkeit des jeweiligen Stahls) bis zu einem Hindernis, z.B. einer weiteren Korngrenze oder schon entstandenem Martensit. Dabei bildet sich bei Kohlenstoffgehalten $> 0,6$ Ma.-% vornehmlich Plattenmartensit aus, meist unter Zurückbleiben von Restaustenit bei Raumtemperatur (Abbildung 2-6 a). Bei Kohlenstoffgehalten $< 0,6$ Ma.-% bildet sich vornehmlich Lanzettenmartensit aus (Abbildung 2-6 b). Plattenmartensit entsteht bei relativ hoher Stapelfehlerenergie und Streckgrenze des unterkühlten Austenits aus, wohingegen lanzettenförmiger Martensit bei niedriger Stapelfehlerenergie und Streckgrenze des unterkühlten Austenits entsteht [32,35]. Eine allgemein zutreffende Zuordnung, welche Orientierungsbeziehung sich bei welcher Martensitmorphologie anwenden lässt, ist nur schwer möglich. Jedoch hat es sich für den überwiegenden Teil der Fälle etabliert, die K-S Beziehung für lanzettenförmigen Martensit und die N-W Beziehung für plattenförmigen Martensit anzuwenden [40,42–44].

Die mechanischen Eigenschaften des eingestellten martensitischen Gefüges sind maßgeblich vom Kohlenstoffgehalt bestimmt. So nehmen die Härte und damit auch die Festigkeit, aber auch die Sprödigkeit mit steigendem Kohlenstoffgehalt, infolge der zunehmenden tetragonalen Gitterverzerrung im Martensit, zu. Dies gilt allerdings nur solange wie kein Restaustenit bei Raumtemperatur vorliegt (bis 0,6 Ma-% C) [35,36,46]. Um die mechanischen Eigenschaften, insbesondere aber die Duktilität des Martensits zu verbessern, kann dieser angelassen werden, wodurch das verzerrte Gitter entspannt und sich Karbide ausbilden. Mit steigender Anlasstemperatur nimmt die Duktilität zu und die Festigkeit/Härte ab [32,36].

Bainit

Die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung tritt in einem Temperaturbereich oberhalb der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung und unterhalb der Bildungstemperaturen von Wittmanstätten-Ferrit, Perlit und Ferrit auf. Deshalb wird der Bainit auch häufig als Zwischenstufengefüge bezeichnet. Der Umklappprozess vom austenitischen kfz-Gitter in das tetragonalverzerrte krz-Gitter erfolgt, wie bei der martensitischen Phasenumwandlung, nach dem Prinzip der scherungsdominierten Phasenumwandlung [19,40,42–44]. Die Bainitbildung ist, anders als die Martensitbildung, nicht ausschließlich von der Unterkühlung abhängig, sondern sie folgt auch einer zeitabhängigen Komponente, was vor allem dadurch deutlich wird, dass 100 % Bainit nur in einem isothermen Prozess eingestellt werden kann. B_s , also die Temperatur bei der sich zuerst Bainit bildet, ist analog zu M_s von der Legierungszusammensetzung des jeweiligen Stahls abhängig und lässt sich mittels empirisch ermittelter Gleichungen bestimmen, siehe dazu [52,53]. Die Zugabe von Legierungselementen mit großem Atomradius führt zu einer Erschwerung der Diffusion, wodurch die zeitabhängige Phasenumwandlung zu längeren Zeiten verschoben werden kann [36,37]. Für die Modellierung der Ausbildung des bainitischen Phasenanteils werden zumeist Modelle, die ursprünglich für die martensitische Phasenumwandlung entwickelt wurden, übernommen [19,54,55].

Die resultierenden Bainitmorphologien stehen in Abhängigkeit zu den Abkühlbedingungen und der Umwandlungstemperatur. So bildet sich bei kontinuierlicher Abkühlung körnig strukturierter Bainit aus. Im Gegensatz dazu entsteht bei isothermer Phasenumwandlung, unterhalb von B_s und oberhalb von M_s , überwiegend lanzettenartiger Bainit [19,32]. Der lanzettenartige Bainit lässt sich wiederum in sogenannten oberen Bainit, der sich im oberen Temperaturbe-

reich der isothermen Phasenumwandlung bildet, und in unteren Bainit, der sich entsprechend im unteren Temperaturbereich bildet, unterteilen (Abbildung 2-7).

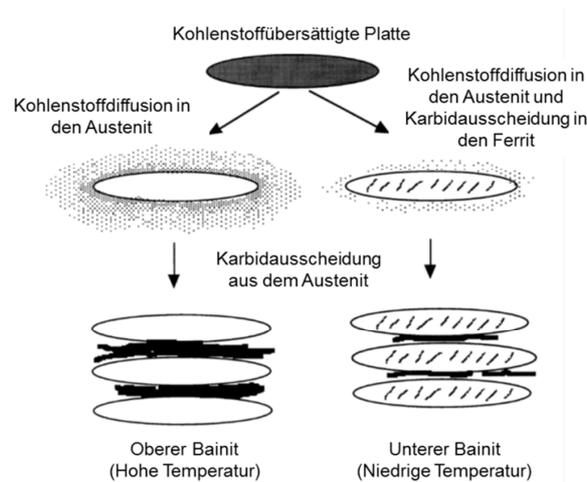


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Kohlenstoffdiffusion und der Karbidausscheidung bei oberem und unterem Bainit nach Takahashi und Bhadeshia [56].

Unabhängig von der Umwandlungstemperatur wandelt der Austenit bei der Bildung des lanzettenartigen Bainits zuerst in tetragonalverzerrten kohlenstoffübersättigten Ferrit um. Beim oberen Bainit kann dann der zwangsgelöste Kohlenstoff aus dem übersättigten Ferrit in den umgebenden Austenit aufgrund der guten Diffusionsbedingungen, infolge der relativ hohen Temperaturen, diffundieren. Der ausdiffundierte Kohlenstoff bildet dann in den Bereichen zwischen den bainitischen Ferritstrukturen breite Karbide. Zusätzlich kann der hohe Anteil des ausdiffundierenden Kohlenstoffes im Austenit zu Restaustenit führen. Beim unteren Bainit kann hingegen, aufgrund der schlechteren Diffusionsbedingungen, infolge der niedrigeren Umwandlungstemperaturen, nicht so viel Kohlenstoff aus dem übersättigten Ferrit ausdiffundieren. Aus dem ausdiffundierten Kohlenstoff bilden sich dann zwischen den bainitischen Ferriteinheiten vergleichsweise schmale Karbide aus. Zusätzlich bilden sich beim unteren Bainit innerhalb der Ferriteinheiten feine Karbide in einem Winkel von ca. 60° zur Hauptachse der Ferriteinheiten aus, da die Ferriteinheiten weiterhin kohlenstoffübersättigt sind [19,54,56–58]. Durch den ausdiffundierenden Kohlenstoff entspannt das Gitter, so dass mit zunehmender Umwandlungstemperatur die Tetragonalität des krz-Gitters abnimmt.

Das Wachstum von Bainit verläuft, anders als beim Martensit, nicht durch rasch wachsende Platten oder Lanzetten, die zum Teil die Länge ganzer Austenitkörner haben, sondern während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bilden sich, ausgehend von den Austenitkornengrenzen, Ferriteinheiten in Form von Platten oder Lanzetten aus die durch Verzerrung der umgebenden Matrix nur wenig wachsen können. Die Anzahl dieser Ferriteinheiten nimmt in

Länge und Breite mit dem Wachstum der übergeordneten Bainitbündel, die diese Untereinheiten vereinen, zu (Abbildung 2-8). Nach der Bildung der Ferriteinheiten beginnt die Diffusion des Kohlenstoffs, die damit zeitlich gesehen während oder kurz nach der Keimbildung stattfindet [19,59,60].

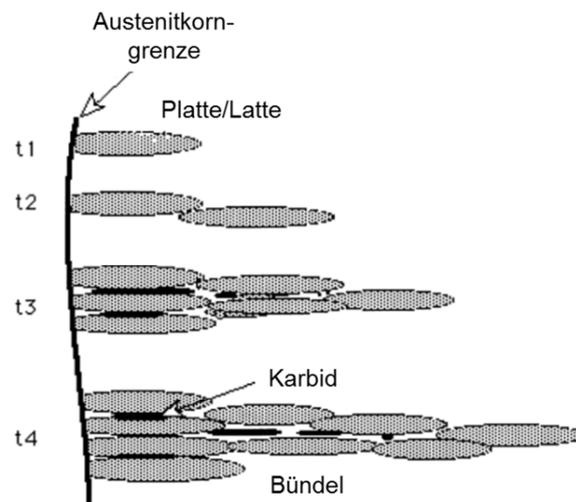


Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der Bildung und des Wachstums von Bainitbündeln nach Bhadeshia [19].

Die für die verschiedenen Bainitmorphologien geltenden kristallographischen Orientierungsbeziehungen, trifft im Prinzip das Gleiche wie bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung zu. Eine allgemeingültige Aussage ist nicht möglich, aber in den meisten Fällen hat es sich als zutreffend erwiesen, die K-S Beziehung für lanzettenförmige Ferriteinheiten und die N-W Beziehung für plattenförmige Ferriteinheiten des Bainits anzuwenden [19,42–44].

Die mechanischen Eigenschaften des eingestellten Bainits hängen in besonderem Maße vom Kohlenstoffgehalt und von der Bainitmorphologie ab. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt steigen die Härte und die Festigkeit im Bainit an. Allerdings ist bei zu hohen Kohlenstoffgehalten (verglichen mit dem Martensit sind absolut niedrigere Kohlenstoffgehalte erforderlich) mit Restaustenit im Gefüge zu rechnen, was die Festigkeit vermindert. Beim oberen Bainit liegen aufgrund der breiten Karbide tendenziell niedrigere Härte-/Festigkeitswerte im Vergleich zum unteren Bainit vor, bei dem die vielen feinen Karbide für hervorragende Härte-/Festigkeitskennwerte sorgen. Beiden Bainitmorphologien ist eine gute Duktilität gemein [19,61–63].

2.2 Lastabhängige Effekte auf Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen

Bei der Betrachtung von lastabhängigen Effekten auf Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen in Stahl gibt es zwei wesentliche Effekte, die beide im folgenden Kapitel beschrieben werden sollen. So kommt es zum einen durch überlagerte Spannung zu einer Veränderung der Phasenumwandlungskinetik und zum anderen bilden sich umwandlungsplastische Dehnungen aus.

2.2.1 Phasenumwandlungskinetik

Die Phasenumwandlungskinetik bei den scherdominierten Phasenumwandlungen ist anhand des Zusammenhanges zwischen der freien Gibbschen-Enthalpie und der Temperatur abschätzbar. Eine der Phasenumwandlung überlagerte Last, z.B. eine Spannung, kann in diesem Zusammenhang eine zusätzliche mechanische Triebkraft zur Verfügung stellen, so dass die Start-Temperaturen M_s und B_s zu höheren Temperaturen verschoben werden [19,38]. Der Einfluss von verschiedenen Spannungszuständen auf B_s ist in Abbildung 2-9 dargestellt.

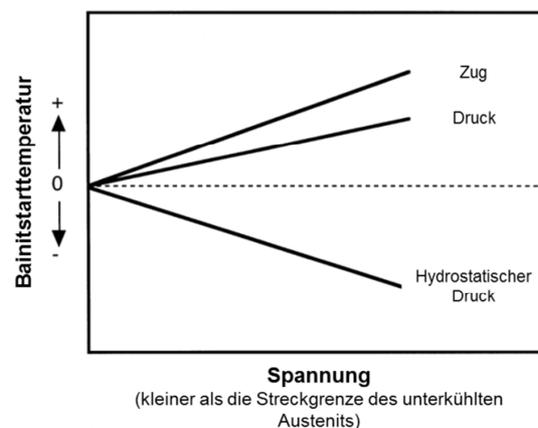


Abbildung 2-9: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen der Bainit-Start-Temperatur und des der Phasenumwandlung überlagerten Spannungszustandes nach Bhadeshia [19].

Der Effekt der Erhöhung der Start-Temperaturen durch eine Spannungsüberlagerung kann bei den Phasenumwandlungen, solange die Spannungen kleiner sind als die Streckgrenze des unterkühlten Austenits, auf eine Variantenauswahl zurückgeführt werden. Dabei wachsen bevorzugt die Varianten, die günstig orientiert zum überlagerten Spannungsfeld liegen und damit weniger Energie aus der Gibbschen-Enthalpie-Differenz zum Wachstum benötigen [64]. Im Allgemeinen nehmen sowohl M_s als auch B_s bei überlagerter Zugspannung infolge der

Aktivierung der mit der Phasenumwandlung assoziierten Scher- und Normalspannungskomponente stärker zu als bei Druckspannung. Bei einer Druckspannungsüberlagerung wird nur die Scherspannungskomponente aktiviert und die Normalspannungskomponente fällt negativ aus, weshalb in diesem Fall die Phasenumwandlungen bei niedrigeren Temperaturen beginnen [19,65]. Einen Sonderfall stellt in diesem Zusammenhang die Überlagerung eines hydrostatischen Druckes dar, wobei die mit der Phasenumwandlung assoziierten Scher- und Normalspannungskomponenten negativ ausfallen, was zu einer Hemmung der Phasenumwandlung und somit zu sinkenden M_s und B_s führt [19]. Neben M_s und B_s beeinflussen Spannungen auch das isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungsverhalten, wobei die Phasenumwandlungen aufgrund des energetisch bevorzugten Variantenwachstums in Richtung des überlagerten Spannungsfeldes beschleunigt ablaufen [17,31,64,66–70].

Darüber hinaus wurde festgestellt, dass neben den überlagerten Spannungen auch Verformungen des unterkühlten Austenits einen Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik haben. So induzieren kleine Verformungen des unterkühlten Austenits wenige Gitterfehler die ihrerseits zusätzliche Keimstellen darstellen und somit die Phasenumwandlung beschleunigen [21,64,71,72]. Große Verformungen des unterkühlten austenitischen Gitters induzieren viele Gitterfehler und führen zu einem stabilisierten Austenitgitter, wobei die Gitterfehler vor allem die Scherkomponenten der Phasenumwandlung behindern und damit die Phasenumwandlung verzögern [19,35,46].

Aufgrund der im Vorigen beschriebenen Zusammenhänge ist für Fertigungsprozesse, die Spannungen oder Verformungen in Bauteile einbringen und bei denen Phasenumwandlungen auftreten, der Einsatz von herkömmlichen ZTU-Diagrammen nicht zielführend, da diese keine lastabhängigen Effekte berücksichtigen. Vielmehr wäre es für die exakte Vorhersage der in den Fertigungsprozessen eingestellten Gefüge notwendig, für jeden Belastungsfall ein eigenes ZTU-Diagramm zu erstellen oder, um den experimentellen Aufwand zu reduzieren, Modelle zur Beschreibung der Phasenumwandlungskinetik in Abhängigkeit von der Belastung aufzustellen. Sowohl für die Aufnahme der ZTU-Diagramme als auch für die Ermittlung der Eingangsdaten für die Modelle werden Belastungsdilatometer verwendet, die die phasenumwandlungsinduzierten Längen- oder Volumenänderungen ($\Delta V/V$) messen. Anhand dieser Daten kann dann, unter Zuhilfenahme von Gleichung 1 für isotherme und Gleichung 2 für kontinuierliche Phasenumwandlungen, eine Aussage über die jeweils vorliegenden Phasenanteile ($w(t)$ und $w(T)$) in Abhängigkeit der Zeit (t) oder der Temperatur (T) getroffen werden. Bei den kontinuierlichen Phasenumwandlungen stehen $[(\Delta V/V)]_A$ für die thermische Volumenän-

derung der Austenitphase und $[(\Delta V/V)]_M$ für die thermische Volumenänderung der Martensitphase. Beide Komponenten können aus dem näherungsweise linearen Zusammenhang von Temperaturänderung ΔT und dem jeweiligen Volumenausdehnungskoeffizient bestimmt werden. Die gemessene Volumenänderung kann ihrerseits aus den während der Phasenumwandlung gemessenen Längs- (ε_l) und Querdehnungen (ε_q) aus Gleichung 3 ermittelt werden. Die Reproduzierbarkeit der mittels Belastungsdilatometer ermittelten Ergebnisse konnte in diversen Arbeiten nachgewiesen werden z.B. [21,22,31,64,73].

$$w(t) = \frac{\Delta V}{V}(t) / \frac{\Delta V}{V}(t \rightarrow \infty) \quad (1)$$

$$w(T) = \frac{\frac{\Delta V}{V}(T) - [\frac{\Delta V}{V}(T)]_A}{[\frac{\Delta V}{V}(T)]_M - [\frac{\Delta V}{V}(T)]_A} \quad (2)$$

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 + \varepsilon_l)(1 + \varepsilon_q)^2 - 1 \quad (3)$$

2.2.2 Umwandlungsplastische Dehnungen

Die mit den Phasenumwandlungen von Stählen einhergehende Volumenänderung ist, wenn weder Spannung noch Verformungen auf die Phasenumwandlung wirken, in einem texturfreien Vielkristall isotrop, d.h. in alle Raumrichtungen gleich groß. Allerdings ist bekannt, dass diese Volumenänderung eine anisotrope Komponente erhält, wenn der Phasenumwandlung eine Belastung überlagert bzw. vorgelagert wird. In diesem Zusammenhang konnte bisher gezeigt werden, dass die anisotrope Volumenänderung auftritt, welche auch als umwandlungsplastische Dehnung bezeichnet wird, wenn eine Spannung die Phasenumwandlung überlagert [19,21,31,68,70,71,74–77]. Zusätzlich konnte gezeigt werden, dass Verformungen des unterkühlten Austenits ebenfalls zur Ausbildung von umwandlungsplastischen Dehnungen führen können, da die verformungsinduzierten Keimstellen im Gitter des unterkühlten Austenits ihrerseits von Spannungsfeldern umgeben sind [21,31,71,75,76,78–80].

Das Auftreten dieser anisotropen umwandlungsplastischen Dehnungen wird in der Literatur anhand der Ansätze von Magee [81] und Greenwood-Johnson [82] erklärt. Dem Magee Ansatz folgend wachsen in den scherdominierten Phasenumwandlungen bevorzugt die Varianten, die günstig orientiert zur Richtung des Spannungsfeldes liegen, infolge der zusätzlichen mechanischen Triebkraft, die durch das Spannungsfeld zur Verfügung gestellt wird und der

dadurch geringeren Energie, die aus der Gibbschen-Enthalpie-Differenz zur Umwandlung der Varianten notwendig ist. Im Gegensatz dazu, können die Varianten, die nicht günstig orientiert zur Richtung des Spannungsfeldes liegen, schlechter wachsen, weil sie keine zusätzliche mechanische Triebkraft zum Wachstum haben und entsprechend die volle Energie aus der Gibbschen-Enthalpie-Differenz benötigen [38,64,66,83]. Dem Greenwood-Johnson Ansatz folgend kommt es bei der mit der Phasenumwandlung assoziierten Volumenänderung zur Verformung des weicheren Austenits, wobei diese Verformung eine bevorzugte Richtung, aufgrund der überlagerten Spannungen hat [74,82,84]. Welcher dieser beiden Effekte jeweils wirksam ist, also Magee oder Greenwood-Johnson, ist von verschiedenen Faktoren wie der Umwandlungstemperatur, dem überlagerten Spannungsniveau, dem bereits umgewandelten Phasenanteil und dem Typ der Phasenumwandlung abhängig [84,85]. Die Beurteilung, welcher der beiden Prozesse jeweils aktiv war, beschränkte sich dabei bislang auf die Beurteilung der makroskopischen Dehnungsentwicklungen und die Interpretation der resultierenden Mikrostrukturen, so dass eine Beurteilung der während der Phasenumwandlung aktiven Prozesse bisher nicht möglich war. Zur Beurteilung welcher der Prozesse bei den jeweiligen Umwandlungen aktiv ist, sollte eine in-situ Untersuchung der mesoskopischen Dehnungsentwicklung während der Phasenumwandlung und ein Abgleich mit der resultierenden Mikrostruktur durchgeführt werden.

Zwischen der überlagerten Spannung und der umwandlungsplastischen Dehnung besteht für kleine Spannungen näherungsweise ein linearer Zusammenhang. Dieser wird durch die Greenwood-Johnson Konstante κ beschrieben und ist abhängig von der überlagerten Spannung während der Phasenumwandlung, der chemischen Zusammensetzung des Stahls, der Umwandlungstemperatur und dem Typ der Phasenumwandlung, siehe Gleichung 4 [79,82,86–89]:

$$\kappa = c \frac{1}{\sigma_F} \frac{\Delta V}{V} \quad (4)$$

Dabei repräsentiert $\Delta V/V$ die Volumenänderung infolge der Phasenumwandlung, σ_F die Streckgrenze des unterkühlten Austenits und c beschreibt einen werkstoff-, temperatur- und umwandlungsabhängigen Faktor, wobei für c in der Literatur Werte zwischen 0,25 und 0,83 angegeben werden [82,90]. Der durch Greenwood-Johnson postulierte lineare Zusammenhang zwischen Spannung und umwandlungsplastischer Dehnung trifft ab einem Spannungsniveau das größer als die Hälfte der 0,2 % Dehngrenze des unterkühlten Austenits ist nicht mehr zu. Ab dieser Spannung wird eine stärkere Zunahme der umwandlungsplastischen Dehnung in

Abhängigkeit der Spannung beobachtet, die sich auf auftretende Kriecheffekte zurückführen lässt [31,91]. Die umwandlungsplastische Dehnung ε_{TP} kann aus der Greenwood-Johnson Konstante κ , der überlagerten Spannung und dem bereits umgewandelten Phasenanteil $w(t)$, anhand von Gleichung 5, bestimmt werden:

$$\varepsilon_{TP} = \kappa \sigma w(t) \quad (5)$$

Diese Gleichung gilt allerdings nur für den Bereich des linearen Zusammenhanges zwischen überlagerter Spannung und umwandlungsplastischer Dehnung. Bei größeren Spannungen, bzw. Verformungen des unterkühlten Austenits, muss die Nichtlinearität des Zusammenhanges berücksichtigt werden [92]. Alternativ zu diesem Ansatz zur Berechnung der umwandlungsplastischen Dehnungen hat es sich als nützlich erwiesen, ε_{TP} direkt aus der Veränderung von Längs- (ε_l) und Querdehnung (ε_q) während der Phasenumwandlung nach Gleichung 6 zu ermitteln, wie es in vielen Arbeiten z. B. von Ahrens und Lambers et al. verwendet wird [21,30,31,73,93–95]:

$$\varepsilon_{TP} = \varepsilon_l(t) - \frac{\Delta V}{3V}(t) \approx \frac{2}{3}(\varepsilon_l(t) - \varepsilon_q(t)) \quad (6)$$

Es muss jedoch darauf hingewiesen werden, dass diese Gleichung nur gilt, wenn die mit der betrachteten Phasenumwandlung einhergehende Volumenänderung bei fehlender Lastüberlagerung isotrop ist und wenn keine nennenswerte Karbidbildung auftritt.

3 Experimentelle Methoden

In diesem Kapitel sollen die in dieser Arbeit verwendeten experimentellen Methoden und die sich daraus ergebenden Randbedingungen erläutert werden. Im Speziellen werden die untersuchten Stahlwerkstoffe, die verwendeten Probengeometrien sowie Prüfeinrichtungen und die genutzten Temperatur-Zeit- und Belastungs-Zeit-Pfade vorgestellt.

3.1 Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei verschiedene niedrig legierte Stähle untersucht, ein 40CrMnMoS 8-6 Werkzeugstahl (1.2312) und ein 51CrV4 (1.8159) Federstahl. Der primär untersuchte Stahlwerkstoff war der vollständig umwandelnde niedriglegierte 40CrMnMoS 8-6. Es wurden zwei verschiedene Stähle untersucht um die Abhängigkeit der Phasenumwandlungskinetik von der chemischen Zusammensetzung abschätzen zu können. Dadurch konnte dann der Einfluss von Seigerungen auf das Phasenumwandlungsverhalten beurteilt werden. Die chemische Zusammensetzung des untersuchten Werkzeugstahls kann Tabelle 1 entnommen werden und wurde an mehreren Proben ermittelt. Hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung konnten nur marginale Unterschiede beobachtet werden, was wichtig ist, da bereits kleinste Unterschiede der chemischen Zusammensetzung das Phasenumwandlungsverhalten beeinflussen können [20].

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des niedrig legierten 40CrMnMoS 8-6 Werkzeugstahls. Die Werte wurden an mehreren Proben ermittelt und stellen minimale und maximale Werte dar [96].

Element	C	Cr	Mn	S	Pb
Masseanteil	0.33	1.71	1.42	0.055	0.003
in %	0.34	1.75	1.45	0.062	0.004
Element	Si	Ni	Mo	Nb	Fe
Masseanteil	0.27	0.10	0.13	0.002	Rest
in %	0.28	0.11	0.14	0.004	

Im Ausgangszustand lag der Werkzeugstahl als Stangenmaterial vor und wies eine durchschnittlichen Korngröße von ca. 3 μm (Abbildung 3-1 a) mit ferritisch-perlitischem Gefüge (Abbildung 3-1 b) bei einer Ausgangshärte von ca. 300 HV_{0,1} auf. Zusätzlich hatte der Werkzeugstahl im Ausgangsgefüge streifenförmige Verunreinigungen auf Basis von Mangan-

Schwefel-Verbindungen (Abbildung 3-1 b). Alle Proben, die im Rahmen dieser Arbeit aus dem Werkzeugstahl gefertigt wurden, stammten aus einer Werkstoffcharge, um eine Streuung der Ergebnisse, aufgrund abweichender chemischer Zusammensetzung, zu minimieren.

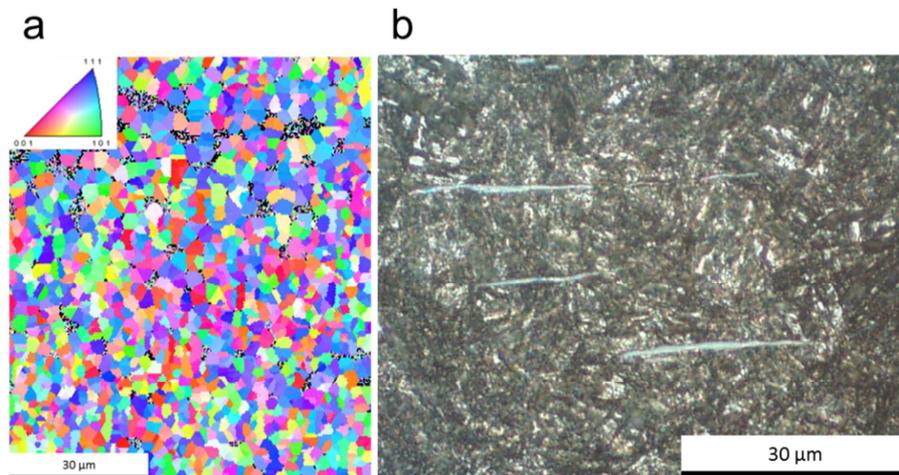


Abbildung 3-1: Mikrostruktur des untersuchten Werkzeugstahls im Anlieferungszustand mit farbkodierter Orientierungsdarstellung der Körner (a) und lichtmikroskopische Darstellung des Gefüges mit Mangansulfiden (b).

Die chemische Zusammensetzung des untersuchten 51CrV4 Federstahls ist in Tabelle 2 aufgeführt und weist nur geringe Unterschiede in der Zusammensetzung auf. Auch die Proben dieses Materials wurden aus einer Materialcharge gefertigt, wobei das Ausgangsgefüge eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur und eine Härte von ca. 210 HV_{0,1} aufwies.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des niedrig legierten 51CrV4 Federstahls. Die Werte wurden an mehreren Proben ermittelt und stellen minimale und maximale Werte dar [21].

Element	C	Cr	Mn	S	Pb
Masseanteil	0.48	0.88	0.72	0.018	0.004
in %	0.48	0.94	0.77	0.021	0.010
Element	Si	Ni	Mo	Nb	Fe
Masseanteil	0.26	0.09	0.02	0.001	Rest
in %	0.30	0.10	0.02	0.002	

3.2 Probengeometrien

Zur Untersuchung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens auf makro- und mesoskopischer Ebene kam die in Abbildung 3-2 dargestellte Flachprobengeometrie zum Einsatz. Die Außenkontur der Flachproben wurde durch Feindreihen und die flache Messlänge wurde mittels Drahterodieren hergestellt. Bezüglich der Messlänge waren nur geringe Fertigungsto-

leranzen (Parallelität $\pm 0,01$) zulässig, um Temperaturgradienten während der Versuche infolge veränderlicher Materialdicke zu minimieren. Zur Anbindung der Proben an die servohydraulischen Prüfmaschinen wurden in diese zentriert Bohrungen eingebracht, in die zusätzlich ein Gewinde geschnitten wurde. In diese Bohrungen konnten dann Stifte eingeschraubt werden, mit denen die Proben eingespannt wurden. Zur Messung der Dehnungsverteilung auf mesoskopischer Ebene mussten vor den Versuchen die im Experiment zu betrachtenden Oberflächen zuerst geschliffen und dann, um eine optisch glatte Oberfläche zu erreichen, poliert werden. Dies geschah unter Verwendung einer Diamant-Polier-Suspension mit einer durchschnittlichen Korngröße von $0,25 \mu\text{m}$.

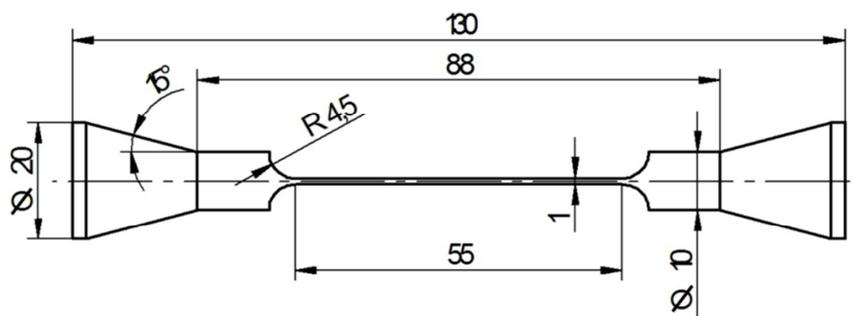


Abbildung 3-2: Geometrie der untersuchten Flachproben [73].

Zur Ermittlung des lastabhängigen makroskopischen Phasenumwandlungsverhaltens in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung wurde, neben der Flachprobengeometrie, eine Hohlprobengeometrie verwendet, die in Abbildung 3-3 dargestellt ist. Dabei wurde die Außenkontur, wie auch bei den Flachproben, mittels Feindreihen hergestellt. Die durchgehende Bohrung wurde mittels Tiefbohren hergestellt, wobei enge Fertigungstoleranzen einzuhalten waren (Abbildung 3-3), um Temperaturgradienten über die Messlänge der Probe während der Versuche weitgehend zu minimieren. In die Enden der Proben wurde ein Gewinde geschnitten, um eine Anbindung mit Hilfe von Gewindestiften an die servohydraulischen Prüfeinrichtungen zu ermöglichen. Hinsichtlich der unterschiedlichen Probengeometrien ist anzumerken, dass ähnliche Ergebnisse unter Verwendung beider Geometrien zu erwarten waren, solange die Temperaturgradienten gering sind [73,97].

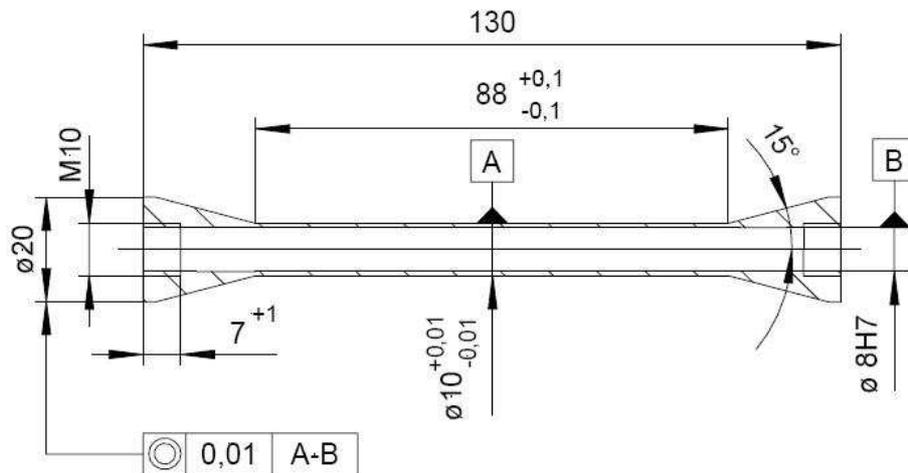


Abbildung 3-3: Geometrie der untersuchten Hohlproben [31].

3.3 Prüfsysteme

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Prüf- und Analyseinrichtungen verwendet, die an dieser Stelle vorgestellt werden sollen. Im Einzelnen wurden ein Belastungsdilatometer, ein Rasterelektronenmikroskop, ein Transmissionselektronenmikroskop, ein Auflichtmikroskop, die lokale Dehnungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation und Härteprüfsysteme verwendet.

Belastungsdilatometer

Für die Ermittlung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhalten wurde ein Belastungsdilatometer, das im Rahmen der Dissertation von Hans-Gerd Lambers [98] aufgebaut wurde, verwendet. Zur Messung der Dehnungen auf mesoskopischer Ebene wurde das Belastungsdilatometer erweitert. Das Belastungsdilatometer ist in Abbildung 3-4 schematisch dargestellt. Es wurde eine servohydraulische Prüfmaschine vom Typ MTS 858 mit einer Kammer um die Proben ausgestattet, in der durch eingebrachte gleichverteilte Düsen ein Stickstoffüberdruck während der Phasenumwandlungsexperimente herrschte. Auf diese Weise wurde die Oxidation der Proben während der Versuche verhindert. Des Weiteren war das Belastungsdilatometer mit einer konduktiven Heizung auf Basis einer regelbaren Gleichstromquelle (max. Stromstärke 600 A) zur Erwärmung der Proben ausgestattet, wobei die Regelung über ein Pyrometer in Verbindung mit einem Eurothermregler stattfand. Dabei konnten Aufheizraten von bis zu 80 K/s erreicht werden. Zur Abkühlung der Proben wurde im Falle der Flachproben die

Heizleistung reduziert, wodurch Abkühlraten von 70 K/s erreicht werden konnten. Bei den untersuchten Hohlproben wurde zusätzlich noch ein komprimierter Stickstoffstrom auf die Proben geleitet, wodurch auch bei diesen Proben Abkühlraten von 70 K/s realisiert wurden. Zusätzlich zur Messung der Temperatur mittels Pyrometer wurde der Temperaturverlauf bei den Flachproben über ein in der Messlänge aufgeschweißtes und bei den Hohlproben über ein in die Bohrung eingelassenes Thermoelement (Typ K) gemessen. Das lastabhängige Phasenumwandlungsverhalten auf makroskopischer Ebene wurde am Belastungsdilatometer während der Phasenumwandlungen über die Entwicklung der Längs- (ϵ_l) und Querdehnung (ϵ_q) mit zwei in die Kammer eingebrachten Hochtemperaturrextensometern gemessen. Zur Messung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens auf mesoskopischer Ebene wurde, anstatt der Extensometer, ein Digitalmikroskop in die Kammer eingebracht. Durch dieses konnten in der Mitte der flachen Messlänge der Probengeometrien, Aufnahmen der Probenoberfläche gemacht werden, aus welchen dann mittels digitaler Bildkorrelation (DIC) Längs- und Querdehnungen ermittelt wurden. Die Vergrößerung des Digitalmikroskops, orientierte sich an der Austenitkorngröße, die durch die Austenitisierungsbehandlung eingestellt wurde.

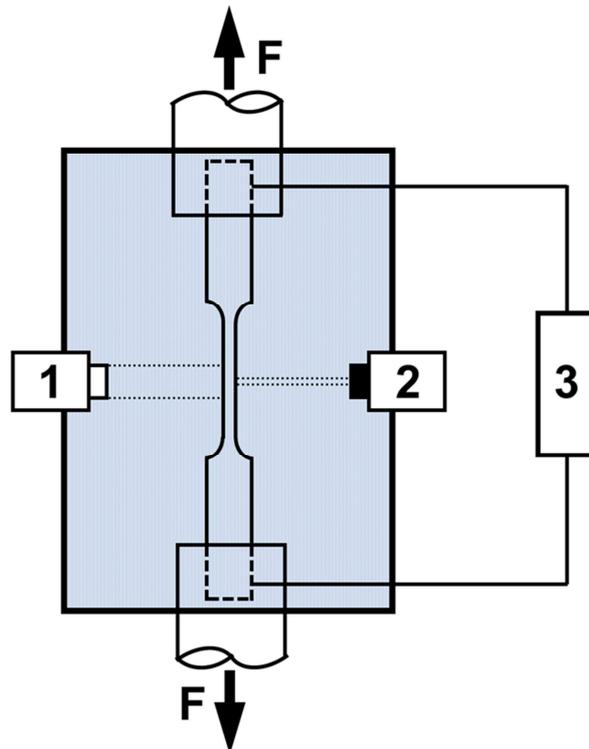


Abbildung 3-4: Schematische Darstellung des experimentellen Aufbaus für die in-situ Phasenumwandlungsversuche. Um die Probe ist eine Kammer installiert, in der Stickstoffüberdruck herrscht, um die Oxidation der Probe zu vermeiden. Zusätzlich sind noch Kamera (1), Pyrometer (2) und konduktive Heizung (3) dargestellt. Die verwendeten Längs- und Querdehnungsaufnehmer sind der Übersicht wegen nicht dargestellt [96].

Die Phasenumwandlungskinetik wurde für die Austenit-zu-Martensit Umwandlung mittels Gleichung 2 und für die Austenit-zu-Bainit Umwandlung mittels Gleichung 1 bestimmt. Die phasenumwandlungsinduzierte Volumenänderung konnte dabei aus den im Versuch gemessenen Größen der Längs- und Querdehnung anhand von Gleichung 3 ermittelt werden. Zusätzlich konnte anhand von Gleichung 6 durch die Messung der Längs- und Querdehnung die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen in Belastungsrichtung bestimmt werden.

Um die Effekte der Umwandlungskinetik und die umwandlungsplastischen Dehnungen innerhalb der einzelnen Versuchsreihen sinnvoll miteinander vergleichen zu können, mussten die gemessenen Dehnungen zu geeigneten Zeitpunkten genullt werden. Bei den martensitischen Phasenumwandlungen wurden die zwei gemessenen Dehnungskomponenten jeweils bei einer Temperatur ca. 10 °C oberhalb von M_s (der spannungsüberlagerten Phasenumwandlung) auf Null gesetzt. Bei der bainitischen Phasenumwandlung wurden beide Dehnungskomponenten auf Null gesetzt, sobald die isotherme Haltetemperatur erreicht wurde, wobei die Last bereits aufgebracht war.

Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Für die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, wurde ein REM vom Typ Phillips XL 40 ESEM TMP eingesetzt. Es verfügte zur Analyse von Oberflächen über einen Sekundärelektronendetektor, zur Überprüfung der (lokalen) chemischen Zusammensetzung über einen energiedispersiven Detektor (EDX), zur Ermittlung von Kornmorphologien über einen Rückstreuetelektronendetektor (BSE) und zur Bestimmung von Kristallorientierungen über einen EBSD-Detektor (engl. Electron Backscatter Diffraction). Die Beschleunigungsspannung wurde am REM, je nach Anwendung, zwischen 10 kV und 30 kV variiert, jedoch betrug die Beschleunigungsspannung für die meisten Anwendungen im Rahmen dieser Arbeit 20 kV.

Für die EBSD Messungen mussten die Oberflächen der zu untersuchenden Proben elektroplattiert werden, um eine weitgehend verformungsfreie Oberfläche zu erhalten. Das Elektroplattieren fand, unter Verwendung einer 5%-igen Perchlorsäure, die in Ethanol gelöst war, bei einer Spannung von 20 V bei -25 °C für 5 s statt. Die EBSD-Messungen wurden meist auf einer Fläche von 150 µm x 150 µm durchgeführt, wobei der Messabstand (Stepsize) zwischen zwei Messpunkten mit 0,7 µm gewählt wurde. Dies geschah vor dem Hintergrund,

dass die einzelnen ferritischen Platten des Bainits eine Breite von etwa $1\ \mu\text{m}$ haben und somit konnten alle Platten aufgelöst werden [19]. Die Darstellung der Ergebnisse der EBSD-Messungen (Orientierungsdarstellung und Inverse Polfigur) erfolgt in dieser Arbeit stets in Belastungsrichtung.

Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Für die TEM-Untersuchungen ist ein TEM vom Typ Phillips CM200/STEM mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV eingesetzt worden, das zur Überprüfung der (lokalen) chemischen Zusammensetzung über einen energiedispersiven Detektor (EDX) verfügt. Die TEM wurde zur Bestimmung der mikrostrukturellen Unterschiede zwischen den eingestellten martensitischen und bainitischen Gefügen verwendet. Zu diesem Zweck wurden aus den zu untersuchenden Proben mittig in den Messlängen Streifen entnommen, die dann bis auf eine Dicke von in etwa $150\ \mu\text{m}$ mechanisch geschliffen wurden. Anschließend wurden die Streifen elektrolytisch, unter Verwendung einer in Ethanol gelösten 5%-igen Perchlorsäure, bei einer Spannung von 30 V bei $-40\ ^\circ\text{C}$ beidseitig solange gedünnt, bis durchstrahlbare Bereiche entstanden.

Auflichtmikroskope

Für die lichtmikroskopischen Aufnahmen, die zur Berechnung der lokalen Dehnungsverteilung auf mesoskopischer Ebene mittels DIC dienen, wurde ein digitales Auflichtmikroskop der Firma Keyence genutzt. Mit dem verwendeten Mikroskop konnten Aufnahmen bei Vergrößerungen zwischen 50- und 500-fach mit bis zu 4800×3600 Pixel gemacht werden, wobei der Arbeitsabstand 85 mm betrug.

Außerdem wurde zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße und der in den Phasenumwandlungsexperimenten entstandenen Gefüge ein herkömmliches Auflichtmikroskop mit Vergrößerungen zwischen 10- und 200-fach verwendet. Zur Sichtbarmachung der ehemaligen Austenitkorn Grenzen wurden die untersuchten Proben unter Verwendung einer an Pikrinsäure gesättigten wässrigen Lösung mit einem Zusatz von 0,1%-iger Salzsäure ätzpoliert. Zur Bestimmung der entstandenen martensitischen und bainitischen Gefüge-Morphologie wurden die Proben, unter Verwendung einer 3%-igen Salpetersäure, gelöst in Ethanol, geätzt.

Lokale Dehnungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation (engl. Digital Image Correlation (DIC))

Mit der digitalen Bildkorrelation können lokale Dehnungsverteilungen aus der Verschiebung von vorzugsweise stochastisch verteilten Mustern zueinander, während einer auftretenden Verformung, berechnet werden. Dabei ist wichtig, dass diese Muster über die Versuchsdauer stabil sind, d.h. sich bezüglich ihrer Kontraste oder ihrer Größe nicht verändern. In dieser Arbeit wurde als Korrelationsmuster auf den zuvor polierten Probenoberflächen, während des Abschreckens bzw. zu Anfang der Phasenumwandlung, entstehender Martensit und Bainit genutzt.

Zur Ermittlung der Verschiebungen und zur anschließenden Berechnung der Dehnungsfelder muss die zu untersuchende Probenoberfläche zunächst in quadratische Bildbereiche (Subsets) eingeteilt werden, wobei jedem dieser Subsets ein Mittelpunkt (P) zugeordnet werden muss. Des Weiteren ist für die Dehnungsermittlung mittels DIC noch die Stepsize erforderlich, welches das Ausmaß der Überlappung der einzelnen Subsets beschreibt. Über einen Abgleich der Helligkeitsverteilungen dieser Subsets im unverformten und im verformten Zustand kann dann die Verschiebung der Mittelpunkte P zu P' für den zweidimensionalen Fall ermittelt werden, wie in Abbildung 3-5 dargestellt. Dies kann z.B. über die Methode der kleinsten Fehlerquadrate [99] oder über die Ermittlung und Maximierung des Cross-Correlation-Koeffizienten [100] geschehen.

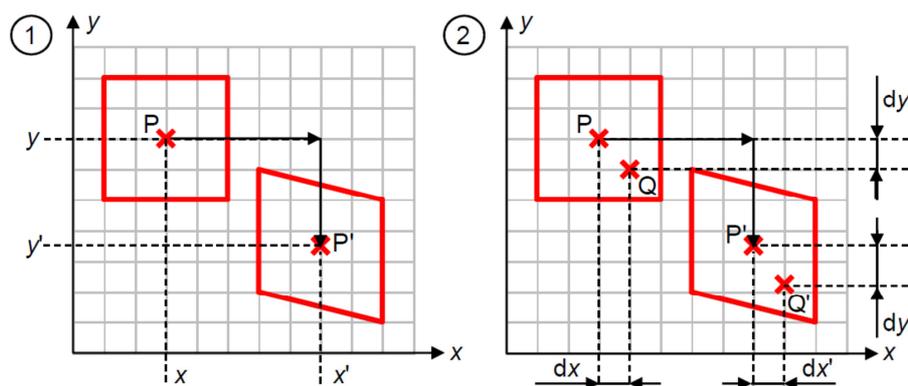


Abbildung 3-5: Methode der DIC-Verfahren zur Ermittlung der Verschiebung (1) und der Dehnung (2) in einem Subset [101].

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Methode der kleinsten Fehlerquadrate verwendet. Die Dehnungen lassen sich mittels des DIC-Verfahrens durch die Änderungen des Abstandes für

jeden Punkt Q' zum Mittelpunkt P' eines Subsets im Vergleich zum unverformten Zustand berechnen [102]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Verschiebungs- und Dehnungsberechnung die Software „Vic-2D“ des Herstellers Limes-Messtechnik verwendet.

Neben der Erfassung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens auf makro- und mesoskopischen Ebene war ein weiteres Ziel dieser Dissertation die mesoskopisch beobachteten Dehnungsverteilungen mit der Mikrostruktur, die im Rahmen dieser Arbeit mit dem EBSD-Verfahren bestimmt wurde, zu korrelieren. Zur Erreichung dieses Ziels gibt es grundsätzlich, wie in Abbildung 3-6 dargestellt, zwei Ansätze [103].

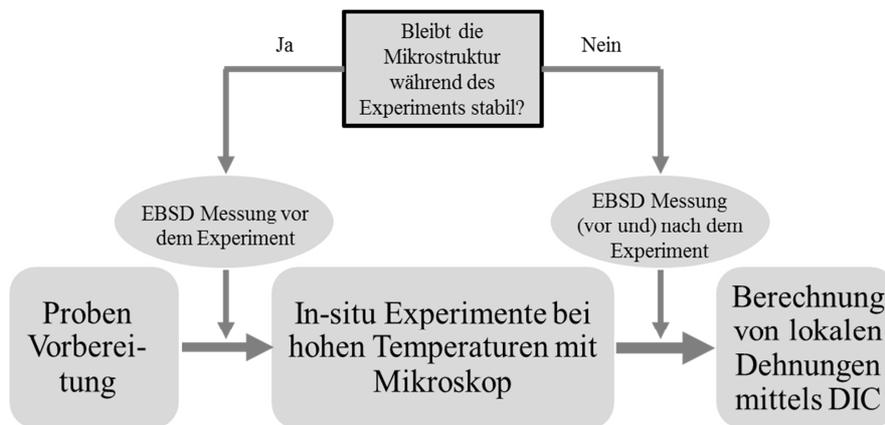


Abbildung 3-6: Vorgehensweise zum Vergleich von lokalen Dehnungsfeldern gemessen mittels DIC mit Mikrostrukturen detektiert mittels EBSD nach [103].

Dem ersten Ansatz folgend wird die Mikrostruktur vor dem Experiment mittels EBSD gemessen. Die Korrelation der Mikrostruktur und der sich in den Versuchen ergebenden Dehnungsverteilung kann dann, nachdem der Versuch abgeschlossen ist, geschehen. Dieser Ansatz ist allerdings nur zu verwenden, wenn die Mikrostruktur während des Versuches stabil ist, was auch der wesentliche Nachteil dieses Ansatzes ist. Dem zweiten Ansatz folgend bei dem davon ausgegangen wird, dass sich die Mikrostruktur, z.B. durch Phasenumwandlung, während der Versuchslaufzeit verändert, wird diese erst nach Beendigung der Experimente gemessen und auch dann mit den gemessenen Dehnungsverteilungen korreliert. Der Nachteil dieses Ansatzes besteht darin, dass durch die Vorbereitung für das EBSD-Verfahren, mittels Elektropolieren, Material von der Oberfläche abgetragen wird. Dadurch wird dann auch die Korrelation der Mikrostruktur mit den mittels DIC ermittelten Dehnungsfeldern erschwert. Im Rahmen dieser Arbeit konnte nur der Zweite Ansatz zum Einsatz kommen, da sich die Mikrostruktur infolge der untersuchten Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen veränderte.

Zur Ermittlung der Umwandlungsdehnungen mittels DIC ist der Vergleich der Muster vor Beginn oder zu Anfang und zu Ende der Phasenumwandlung aus demselben Bereich notwendig. Aufgrund der kurzen Umwandlungsdauer bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung bietet sich dieser Ansatz an. Bei den isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen kann, aufgrund der längeren Umwandlungszeiten, ein häufigerer Vergleich der Muster erfolgen um die Entwicklung der Umwandlungsdehnungen genauer betrachten zu können. Deshalb wurde bei den bainitischen Phasenumwandlungen nach Umwandlungsbeginn alle 30 s ein Bild der Musterverteilung aufgenommen und die Umwandlungsdehnungen ermittelt. Die Genauigkeit der mittels DIC ermittelten Umwandlungsdehnungen hängt von der Vergrößerung der verwendeten Bildquelle und der gewählten Subsetgröße ab, da die Dehnungen über den Subset gemittelt werden. Außerdem ist es wichtig zu erwähnen, dass die DIC-Untersuchungen immer nur in einem kleinen Bereich stattfinden können, abhängig von der Vergrößerung der verwendeten Bildquelle, weshalb die gewonnenen Ergebnisse immer anfällig gegenüber Versuchsrandbedingungen, wie z.B. Temperaturgradienten, sind. Aus diesem Grund sollten die mittels DIC gewonnenen Ergebnisse durch einen Vergleich mit Messergebnissen von der makroskopischen Ebene kritisch reflektiert werden.

Härtemessung

Härtemessungen wurden sowohl am Ausgangsmaterial als auch an den in den Phasenumwandlungsexperimenten eingestellten martensitischen und bainitischen Gefügen durchgeführt. Beim Ausgangsmaterial wurden dazu Scheiben vom Stangenmaterial abgetrennt. Aus den umgewandelten Flachproben wurde jeweils die flache Messlänge zur Härtemessung entnommen. Für die Messungen wurden die Oberflächen aller Proben bis zu einer Körnung von 5 μm mechanisch geschliffen und anschließend die Härtemessungen nach dem Vickersverfahren, meistens mit Mikroprüflasten von 0,9807 N (HV0,1), durchgeführt.

3.4 Temperatur-Zeit- und Belastungs-Zeit-Pfade

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Temperatur-Zeit-Pfade (Abbildung 3-7), die an den im SFB TR 30 betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Massivumformprozess angelehnt waren, sollten zur Einstellung martensitischer und bainitischer Mikrostrukturen dienen. Dazu wurden die Proben zunächst innerhalb von 15 s von Raumtemperatur auf eine Austenitierungstemperatur von 1200 °C aufgeheizt. Dort wurde die Temperatur für 10 s gehalten.

Diese Austenitisierungstemperatur wurde gewählt, um möglichst große Austenitkörner einzustellen, was insbesondere im Hinblick auf die mesoskopische Dehnungsmessung während der Phasenumwandlung sinnvoll erschien [19,22,32,35]. Bei der folgenden Abschreckung in den metastabilen unterkühlten Austenit wurde darauf geachtet, dass die Abschreckrate mit 70 K/s hoch genug war, um unbeabsichtigte diffusionsdominierte Phasenumwandlungen zu vermeiden.

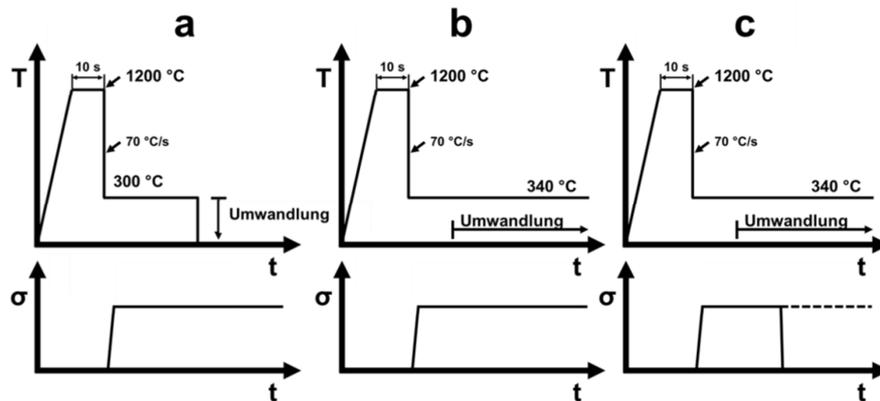


Abbildung 3-7: Untersuchte Temperatur-Zeit-Pfade und Belastungs-Zeit-Pfade für die spannungsüberlagerte Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung (a), die spannungsüberlagerte Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung (b) und für die Entlastungsversuche während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung (c), nach [96].

Die Abschreckung erfolgte für die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung zunächst bis auf 300 °C (Abbildung 3-7 a), was für die untersuchten Stähle einem Temperaturniveau etwas unterhalb der M_s entspricht. Im Hinblick auf die besonderen Anforderungen der mesoskopischen Dehnungsmessung mittels DIC musste diese Temperatur zur Ausbildung eines korrelierbaren Oberflächenmusters auf den Probenoberflächen für 60 s isotherm gehalten werden. Im Anschluss wurden die Proben bei einer Rate von 15 K/s auf Raumtemperatur abgeschreckt. Dabei wandelte sich der unterkühlte Austenit in Martensit um. Anzumerken ist hier, dass nach Unterschreiten von M_s die Temperatur für Diffusion zu niedrig ist und daher ist die martensitische Phasenumwandlung nur von der Unterkühlung abhängig [35,36,40,46]. Bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung erfolgte die Abschreckung auf die isotherme Halte-temperatur 340 °C, wodurch unterer Bainit eingestellt wurde (Abbildung 3-7 b und c). Das korrelierbare Muster auf den Probenoberflächen bildete sich bei der bainitischen Phasenumwandlung während des Abschreckens auf die isotherme Haltetemperatur und zu Beginn der Phasenumwandlung.

Um den Einfluss von überlagerten Belastungen auf die untersuchten Phasenumwandlungen zu ermitteln, sollten die Phasenumwandlungen sowohl ohne, als auch mit überlagerten Spannungen durchgeführt werden. Die zu überlagernden Spannungen wurden im Rahmen des Versuchsprogrammes durch Zugversuche am unterkühlten Austenit bei verschiedenen Temperaturen (300, 340 und 400 °C) ermittelt, siehe dazu Kapitel 4.1. Dazu wurden, nachdem die jeweilige Prüftemperatur erreicht wurde, die Proben axial bei einer Dehnrates von $0,02 \text{ s}^{-1}$ bis auf $\epsilon = 5 \%$ vorverformt. Die jeweils zu überlagernde Spannung sollte bei den Austenit-zu-Martensit und den Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungsversuchen vor dem Einsetzen der Umwandlung aufgebracht werden, siehe Abbildung 3-7 a und b. Zur Untersuchung des Rückverformungseffektes während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung sollten Entlastungsversuche durchgeführt werden. Dazu wurden den Phasenumwandlungen zunächst verschiedene Spannungen überlagert, welche dann auf 0 MPa reduziert wurden, nachdem sich 50 % der maximal erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnung entwickelt hatten, siehe Abbildung 3-7 c. Die maximal erreichbaren Werte umwandlungsplastischer Dehnung wurden in den vollständig unter Spannung durchgeführten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen ermittelt.

4 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel sollen ausgehend von der Charakterisierung des Austenits die Belastungen festgelegt werden, um anschließend den Einfluss dieser auf das Phasenumwandlungsverhalten auf verschiedenen Betrachtungsebenen zu ermitteln. Außerdem werden im Rahmen dieses Kapitels eine Validierung der Ergebnisse der verschiedenen Betrachtungsebenen (makro- und mesoskopisch) sowie eine Korrelation der Mikrostruktur und der umwandlungsplastischen Dehnungen erfolgen. Abschließend wird eine Berechnung der Austenitorientierung anhand der Martensit- und Bainitorientierungen zur Bestimmung der Effektivität der Variantenauswahl vorgenommen werden.

4.1 Charakterisierung des Austenits

Das technisch relevante Phasenumwandlungsverhalten in Stahl, d.h. vom Austenit zu den verschiedenen möglichen Tieftemperaturstrukturen, ist abhängig von der vorausgegangen Austenitisierungsbehandlung. Diese beeinflusst u.a. die Austenitkorngröße und die mechanischen Eigenschaften des Austenits sowohl im stabilen, als auch im unterkühlten Zustand [19–21,32,35,36]. Folglich mussten die den Phasenumwandlungen überlagerten Belastungen (Kapitel 3.4), die kleiner der Streckgrenze (R_e) bei der jeweiligen Temperatur sein sollten, in Zugversuchen am unterkühlten Austenit ermittelt werden.

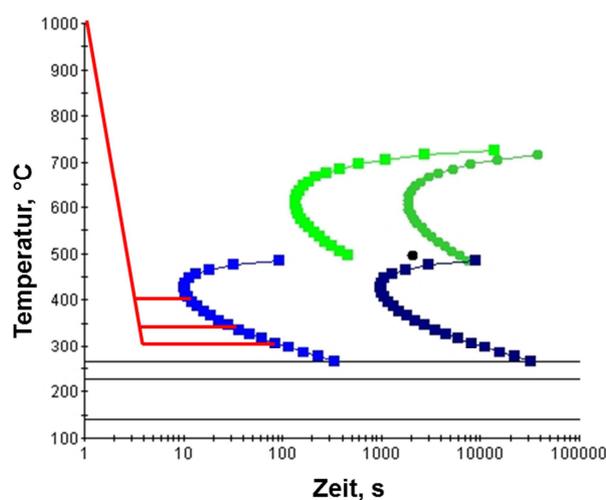


Abbildung 4-1: Mittels JMatPro 5.0 errechnetes Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des untersuchten 40CrMnMoS 8-6 Stahl nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s mit den Temperatur-Zeit-Pfaden die für die Zugversuche am unterkühlten Austenit verwendet wurden.

Für die Zugversuche am unterkühlten Austenit mussten die Proben sehr schnell auf die Prüftemperatur abgekühlt und geprüft werden, da der untersuchte Stahl im relevanten Temperaturbereich schnell umwandelt, wie in Abbildung 4-1 zu erkennen ist. Beispielsweise beträgt das Zeitfenster für die Zugversuche am unterkühlten Austenit bei 400 °C nur 10 s. Über die Zugversuche hinaus musste zur Ermittlung des mesoskopischen Phasenumwandlungsverhaltens die Austenitkorngröße, die durch die verwendete Austenitisierungsbehandlung eingestellt wird, bestimmt werden.

Die Ergebnisse der Zugversuche zur Ermittlung der Streckgrenze am unterkühlten Austenit am 40CrMnMoS 8-6 bei 300, 340 und 400 °C sind in Abbildung 4-2 dargestellt. Es ist deutlich, dass sowohl R_e als auch die Fließspannung mit abnehmender Prüftemperatur ansteigen.

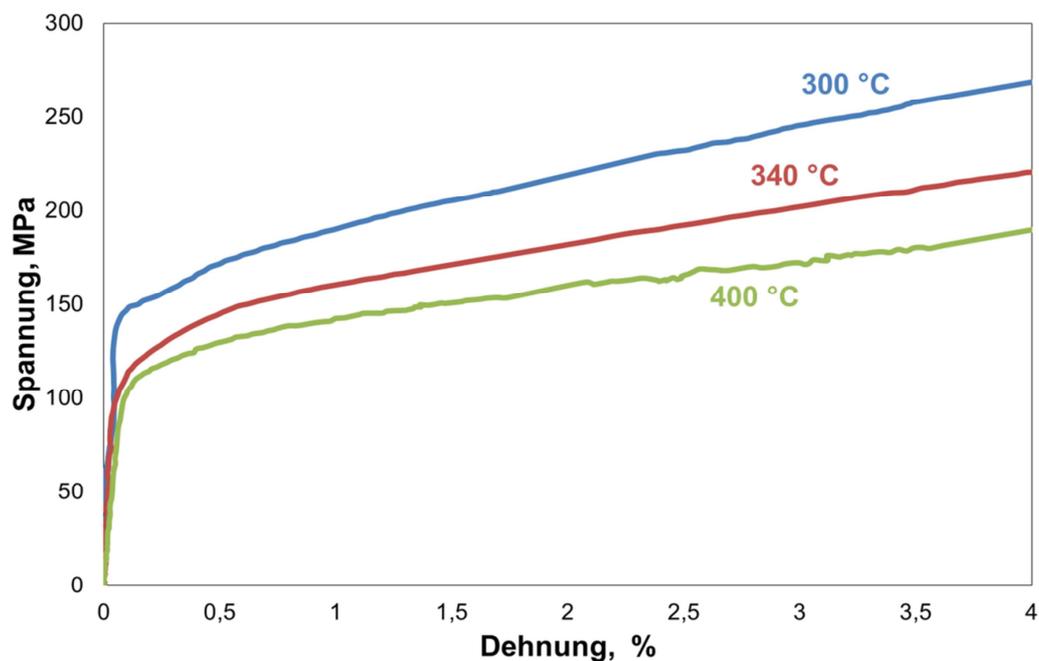


Abbildung 4-2: Spannung-Dehnung-Verhalten des unterkühlten Austenits bei verschiedenen Temperaturen an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Die 300 und 340 °C Kurven sind aus [105].

So liegt die Streckgrenze bei 400 °C bei ca. 110 MPa, bei 340 °C bei ca. 120 MPa und bei 300 °C in etwa bei 140 MPa. Die Zunahme von R_e und der Fließspannung bei abnehmender Temperatur lassen sich durch eine sinkende Versetzungsbeweglichkeit mit abnehmender Temperatur begründen, wodurch der unterkühlte Austenit stärker verfestigen kann [31,32,98,104]. Hinsichtlich der Versuchsführung war insbesondere die Versuchstemperatur von 300 °C kritisch, da diese in etwa der M_s für den untersuchten Werkzeugstahl entspricht. Folglich ist davon auszugehen, dass sich zum Zeitpunkt des Zugversuches bereits erster Mar-

tensit in der Mikrostruktur befand. Daher ist anzunehmen, dass die eigentliche Streckgrenze des unterkühlten Austenits bei 300 °C niedriger ist als die hier ermittelte. Für die spannungsüberlagerten Phasenumwandlungsversuche erschien es den Ergebnissen der Zugversuche folgend nunmehr sinnvoll, den Austenit-zu-Martensit und den Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen eine Zugspannung von maximal 100 MPa zu überlagern. In diesem Zusammenhang erschien es außerdem notwendig, die Spannungen bei einer Temperatur von 380 °C aufzubringen, also etwas unterhalb von 400 °C, um keine ungewollte Verformung durch die Lastaufbringung in die Mikrostrukturen zu induzieren.

Um das mesoskopische lastabhängige Phasenumwandlungsverhalten zu ermitteln, musste vor den Experimenten die Austenitkorngröße, die sich infolge der verwendeten Austenitisierungsbehandlung einstellt, ermittelt werden. Dazu wurden sowohl eine vollständig zu Bainit als auch eine vollständig zu Martensit umgewandelte Probe ätzpoliert, wodurch in beiden Gefügen eine ehemalige Austenitkorngröße von etwa 30 µm ermittelt werden konnte. Beispielhaft sind in Abbildung 4-3 die ehemaligen Austenitkorngrenzen der vollständig zu Bainit umgewandelten Probe dargestellt. Die Art der Phasenumwandlung nach der Austenitisierung hat keinen Einfluss auf die Austenitkorngröße, da die wesentlichen Einflussfaktoren auf die Austenitkorngröße die Austenitisierungstemperatur und die Haltezeit sind [20,21,27,32,36]. Aufgrund der beobachteten Korngröße von 30 µm wurde die Vergrößerung am Digitalmikroskop zur Bestimmung des mesoskopischen Phasenumwandlungsverhaltens auf 250-fach eingestellt, wodurch es möglich war, DIC mit an die Korngröße angepasster Auflösung durchzuführen.

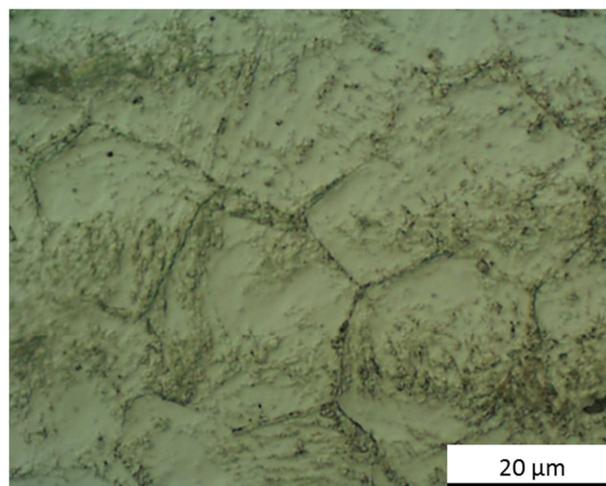


Abbildung 4-3: Lichtmikroskopische Aufnahme der ehemaligen Austenitkorngrenzen an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s, an einer Probe die anschließend vollständig zu Bainit umgewandelt wurde.

4.2 Makroskopische Charakterisierung des Einflusses von Belastungen auf scherungsdominierte Phasenumwandlungen

In diesem Kapitel werden die Längs- und Querdehnungsentwicklung, die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen, die sich aus den Größen der Längs- und Querdehnung anhand von Gleichung 6 bestimmen ließen, in spannungsüberlagerten scherungsdominierten Phasenumwandlungen beschrieben und diskutiert. In diesem Zusammenhang erfolgt auch ein Vergleich der Entwicklungskinetiken umwandlungsplastischer Dehnungen zwischen der Austenit-zu-Bainit und der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung an zwei verschiedenen Stählen. Des Weiteren wird die Dehnungsentwicklung in Entlastungsversuchen bei Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen beschrieben und diskutiert.

Bainit

Die Längs- und Querdehnungsentwicklung während der mit 0, 50 und 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C sind in Abbildung 4-4 dargestellt. Die Längs- und Querdehnungskomponenten verlaufen, wenn der Umwandlung keine Spannung überlagert ist, beinahe parallel bis zu einem Maximalwert von 0,45 %. Offensichtlich verläuft die Volumenzunahme in Folge der Phasenumwandlung isotrop was bedeutet, dass die Temperaturführung bei den Phasenumwandlungsversuchen sehr gut funktioniert. Wenn der bainitischen Phasenumwandlung hingegen eine Zugspannung überlagert ist, erhöht sich der Anteil der Längsdehnung an der Volumenzunahme im Vergleich zur Querdehnung, wobei dieser Effekt mit höherer Spannung zunimmt. So führen Spannungen von 50 MPa und 100 MPa jeweils zu maximalen Längsdehnungswerten von 1,1 % und 1,6 % und zu maximalen Querdehnungswerten von 0,4 % und 0,2 %. Darüber hinaus scheinen sich zu Beginn der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung negative Querdehnungswerte zu entwickeln, wenn der Umwandlung eine Spannung von 100 MPa überlagert wird.

Anhand der im Versuch ermittelten Längs- und Querdehnungsverläufe wurde die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen für die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bestimmt (Abbildung 4-5). Dabei wurde festgestellt, dass sich keine umwandlungsplastische Dehnung entwickelt, wenn der Phasenumwandlung keine Spannung überlagert wird. Wird der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung hingegen eine Spannung überlagert, entwickeln sich umwandlungsplastische Dehnungen, wobei deren Betrag mit zunehmender überlagerter Span-

nung zunimmt. So führt eine der Phasenumwandlung überlagerte Spannung von 50 MPa zu einer maximalen umwandlungsplastischen Dehnung von etwa 0,5 % und eine Spannung von 100 MPa zu einer maximalen umwandlungsplastischen Dehnung von 0,9 %.

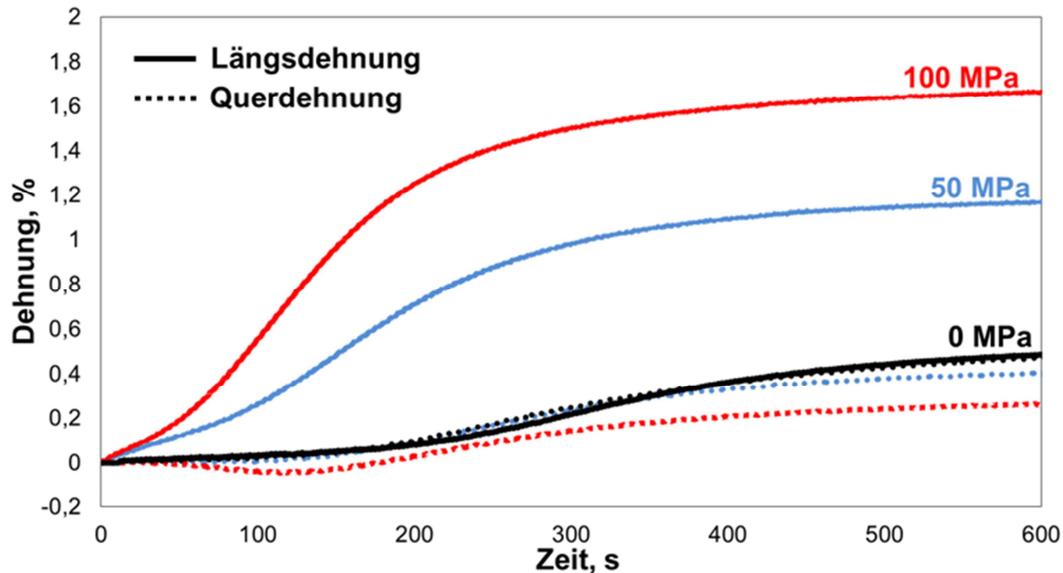


Abbildung 4-4: Dehnungsentwicklung in Abhängigkeit von der Zeit für isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei verschiedenen Spannungszuständen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [96].

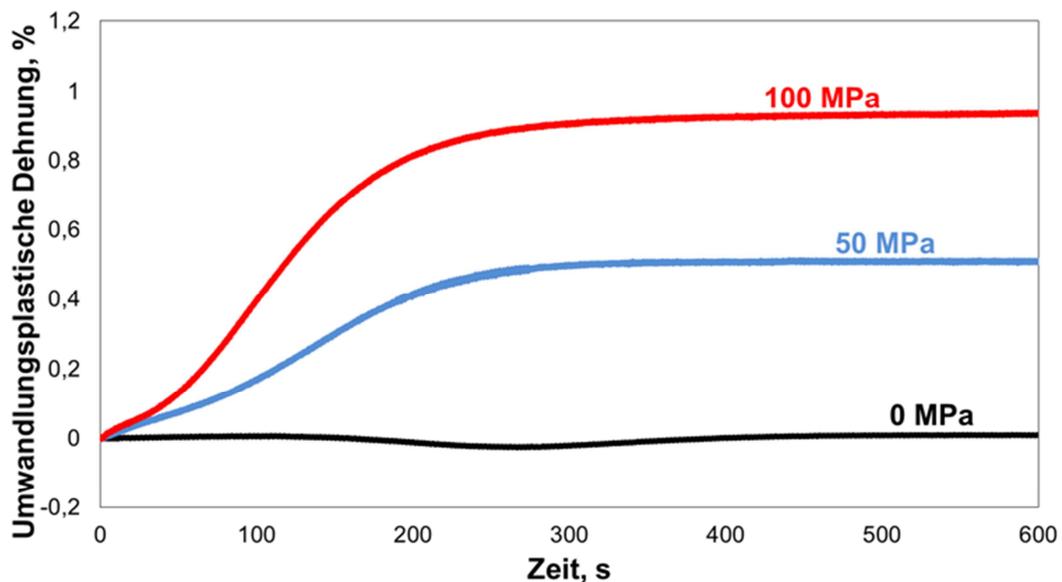


Abbildung 4-5: Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in Abhängigkeit von der Zeit für isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei verschiedenen Spannungszuständen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [96].

Die stärkere Zunahme der Längs- im Vergleich zur Querdehnung und die damit einhergehende Entwicklung von umwandlungsplastischen Dehnungen lässt sich bei den spannungsüberla-

gerten, isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen durch zwei potentielle Effekte erklären. Beide Effekte können eine gerichtete Verformung der schwächeren Austenitphase durch das Wachstum der Bainitphase in Richtung der überlagerten Spannung und/oder eine Variantenauswahl während der Phasenumwandlung sein. Allerdings ist anhand der Messdaten keine Aussage darüber möglich, welcher der beiden Effekte dominierend ist. Hinsichtlich der Variantenauswahl würden dann insbesondere diese Varianten entstehen und wachsen, die in Belastungsrichtung orientiert sind, da durch die Spannung eine zusätzliche Triebkraft für diese Varianten zur Verfügung steht [63,66,81,82,84,106–109]. Besonders deutlich wird dies zu Beginn der mit 100 MPa überlagerten bainitischen Phasenumwandlung, wobei sich zunächst negative Querdehnungswerte entwickeln. Hier scheinen vornehmlich die Varianten zu wachsen, die in Belastungsrichtung liegen und somit für eine starke Zunahme in der Längsdehnungskomponente und eine Abnahme in der Querdehnungskomponente sorgen. Bei 50 MPa überlagerter Spannung erscheint die Variantenauswahl nicht ganz so ausgeprägt, weshalb auch mehr Varianten wachsen können, die quer zu Belastungsrichtung liegen, was sich in niedrigeren Längs- und höheren Querdehnungswerten manifestiert [63,108,109].

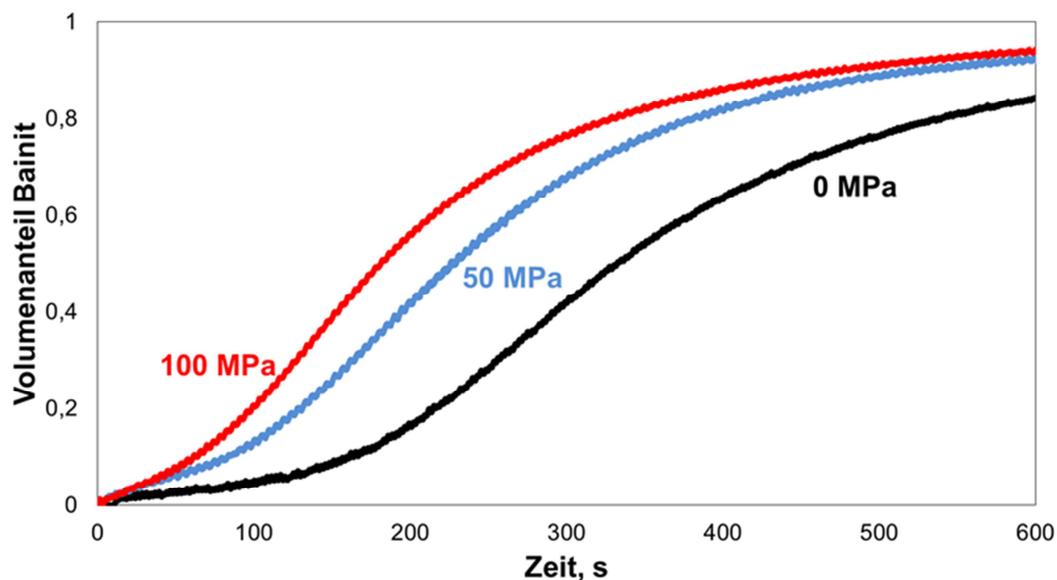


Abbildung 4-6: Volumenanteilentwicklung von Bainit in Abhängigkeit von der Zeit für isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei verschiedenen Spannungszuständen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [96].

Der Einfluss von Spannungen auf die Phasenumwandlungskinetik während der isothermen Austenit-zu-Bainit Umwandlung kann aus Abbildung 4-6 abgelesen werden, welche die Entwicklung des Volumenanteils an Bainit in Abhängigkeit zur Zeit darstellt. In dieser Darstellung ist zu erkennen, dass die Volumenentwicklung mit überlagerter Spannung zu kleineren Zeiten verschoben wird, wobei dieser Beschleunigungseffekt mit höheren Spannungen zu-

nimmt. So liegt ein Volumenanteil von 50 % Bainit bei 0 MPa überlagerter Spannung nach ca. 320 s, bei 50 MPa nach ca. 220 s und bei 100 MPa Spannung nach ca. 180 s vor. Demnach kann durch eine Spannungsüberlagerung von 100 MPa während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung die Entwicklungszeit zur Einstellung von 50 Vol.-% Bainit im untersuchten Werkzeugstahl um 140 s, d.h. um etwa 40 %, verkürzt werden.

Der in den Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen beobachtete Beschleunigungseffekt lässt sich auf eine zusätzliche mechanische Triebkraft infolge der Spannungsüberlagerung für die Phasenumwandlung zurückführen, wobei diese Triebkraft die zur Umwandlung benötigte Enthalpie-Differenz reduziert [38,39,66,68]. Zusätzlich kann eine auftretende Variantenauswahl bei Spannungsüberlagerung zur Beschleunigung der bainitischen Phasenumwandlung führen, da bevorzugt viele Bainitvarianten in Belastungsrichtung wachsen und nur wenige quer dazu. Das Wachstum der Varianten in Belastungsrichtung wird dabei nur wenig durch querwachsende Varianten gestört und kann damit schneller ablaufen, verglichen mit dem Zustand, wenn alle Varianten wachsen können und sich somit beim Wachstum gegenseitig behindern. Letzteres ist der Fall, wenn der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung keine Spannung überlagert ist [19,21,66,68,93,95,110].

Martensit

Die makroskopische Dehnungsentwicklung und die Phasenumwandlungskinetik der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung unter 0 MPa und 100 MPa überlagerter Spannung nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s sind in Abbildung 4-7 dargestellt. In Hinsicht auf die Dehnungsentwicklung ist hier zu erkennen, dass sich die Längs- und Querdehnungskomponenten nahezu parallel zueinander entwickeln (Mittelwert $0,215 \% \pm 0,015 \%$) wenn der Phasenumwandlung keine Spannung überlagert ist. Diese Abweichungen ergeben sich aus dem Temperaturgradienten über die Messlänge während des Abschreckens der Probe, wobei die Querdehnungsmessung, aufgrund der kleineren Messbasis, weniger durch den Gradienten beeinflusst wird als die Längsdehnungsmessung. Im Gegensatz dazu konnte ein stärkerer Anstieg der Längsdehnung (in Richtung der Belastung) auf einen Wert von ca. 0,52 % im Vergleich zur Querdehnung (ca. 0,09 %) beobachtet werden, wenn der Phasenumwandlung eine Zugspannung von 100 MPa überlagert wurde. Darüber hinaus ist auffällig, dass die Zunahme der Längs- und Querdehnung die den Beginn der martensitischen Phasenumwandlung anzeigen, bei der mit Spannung überlagerten Umwandlung bei höheren Temperatu-

ren beginnt (M_s ca. 295 °C) als bei der Phasenumwandlung, die nicht spannungsüberlagert (M_s ca. 285 °C) verläuft.

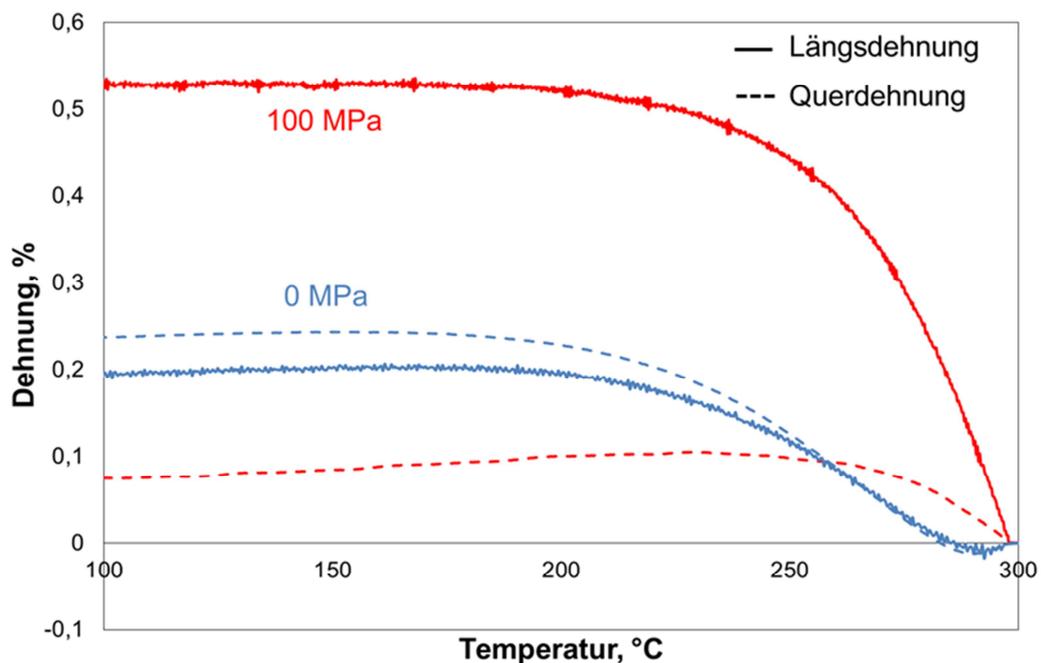


Abbildung 4-7: Dehnungsentwicklung in Abhängigkeit der Temperatur für Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen bei verschiedenen Spannungszuständen am 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [111,112].

Aus der Längs- und Querdehnungsentwicklung während der martensitischen Phasenumwandlung, konnte die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnung ermittelt werden, siehe Abbildung 4-8. So führt eine Spannung von 100 MPa, die während der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung überlagert wird, zu einer maximalen umwandlungsplastischen Dehnung von etwa 0,3 % zum Ende der Phasenumwandlung. Hingegen entwickelt sich bei der nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung eine sehr kleine negative umwandlungsplastische Dehnung (0,03 %). Prinzipiell sollte die umwandlungsplastische Dehnung in der nicht spannungsüberlagerten Phasenumwandlung 0 % sein, jedoch führt der unvermeidbare Temperaturgradient beim Abschrecken der Probe zur Messung geringer umwandlungsplastischer Dehnung. Verglichen mit dem Hauptmesseffektes, also 0,3 % umwandlungsplastische Dehnung, ist der Temperaturgradient allerdings noch akzeptabel, da der Faktor zwischen dem Hauptmesseffekt und dem Temperaturgradienten 10 beträgt.

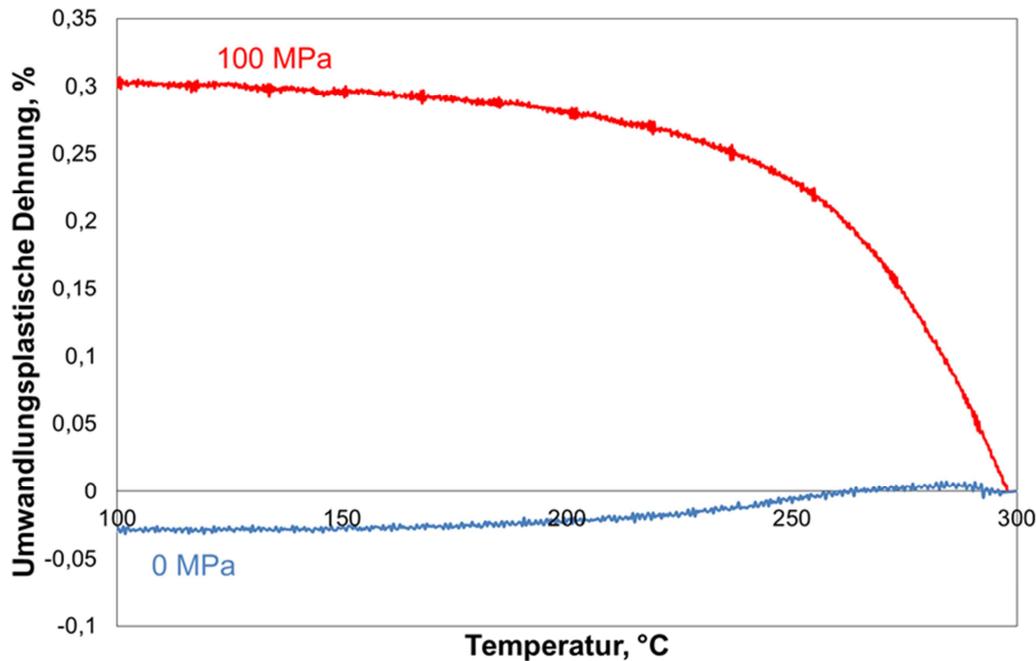


Abbildung 4-8: Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in Abhängigkeit der Temperatur für Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen bei verschiedenen Spannungszuständen am 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [111,112].

Der unterschiedliche Dehnungsverlauf bei den ohne und mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen lässt sich wie folgt erklären. Ist der martensitischen Phasenumwandlung keine Spannung überlagert, so erfolgt die Volumenzunahme in Folge der unterschiedlichen Raumerfüllungen des kfz- und des trz-Gitters isotrop, das heißt in alle Raumrichtungen zu gleich großen Teilen. Somit entsteht auch keine umwandlungsplastische Dehnung [35,36,46,77,80,82]. Wird der martensitischen Umwandlung hingegen eine Spannung überlagert, steht eine zusätzliche mechanische Triebkraft zur Verfügung, wodurch die Varianten die in Belastungsrichtung liegen entsprechend des Magee Ansatzes [81] bevorzugt wachsen können. Diesbezüglich wird auf Kapitel 4.5 verwiesen, in dem dieses Verhalten belegt wird. Im Gegensatz dazu wachsen nur wenige Varianten senkrecht zur Belastungsrichtung, da diese Varianten keine zusätzliche mechanische Triebkraft zum Wachstum haben und entsprechend die gesamte Energie zur Umwandlung aus der Gibbschen-Enthalpie-Differenz benötigen. Infolge der Variantenauswahl nimmt dann die Längsdehnungskomponente stärker zu als die Querdehnungskomponente und es entsteht die beobachtete umwandlungsplastische Dehnung [71,78,80,81,91,113–115]. Alternativ oder auch überlagert dazu kann ein zweiter Effekt gemäß Greenwood-Johnson [82,84] auftreten, denn durch die überlagerte Spannung kann eine gerichtete Verformung der Mikrostruktur in Belastungsrichtung erfolgen. Im Speziellen kann bei der Umwandlung des Austenits in den Martensit die schwächere Phase des

Austenits bevorzugt in Belastungsrichtung verformt werden, wodurch der Martensit bevorzugt in die Belastungsrichtung wächst. Welcher der beiden Effekte dominiert, lässt sich allerdings anhand der makroskopisch ermittelten Dehnungswerte nicht feststellen.

Die höheren M_s Werte für die mit Spannung überlagerte Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, im Vergleich zur nicht spannungsüberlagerten Phasenumwandlung lassen sich auf die zusätzliche mechanische Triebkraft durch die Spannung zurückführen, wodurch die benötigte Enthalpie-Differenz aus der Unterkühlung zur Umwandlung vom Austenit in den Martensit geringer wird. Damit kann die Phasenumwandlung bei höheren Temperaturen beginnen [38,39,116].

Vergleich Bainit und Martensit

Die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei einer der Phasenumwandlung überlagerten Spannung von jeweils 100 MPa in den Stählen 40CrMnMoS 8-6 und 51CrV4¹, in Abhängigkeit vom martensitischen und bainitischen Volumenanteil sind in Abbildung 4-9 dargestellt. Zum Vergleich der Kinetiken der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen während der Austenit-zu-Martensit und der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen sind in Abbildung 4-9 a die umwandlungsplastischen Dehnungen auf ihren jeweiligen Maximalwert normiert worden. In Abbildung 4-9 b sind die Absolutwerte umwandlungsplastischer Dehnung angegeben, wodurch die Effektivität der für die Bildung umwandlungsplastischer Dehnung verantwortlichen Prozesse herausgestellt werden soll. Die Phasenumwandlungsexperimente am 40CrMnMoS 8-6 wurden an Flachproben und die Experimente am 51CrV4 wurden an Hohlproben durchgeführt. Von beiden Probengeometrien sind gleichartige Ergebnisse zu erwarten, solange die Temperaturgradienten über die Messlänge der Proben klein blieben, wie von Inoue und Wang [97] gezeigt wurde.

Hinsichtlich der Entwicklungskinetik umwandlungsplastischer Dehnungen in Abhängigkeit vom Volumenanteil der zu entwickelnden Phase zeichnet sich für beide untersuchten Stähle bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung ein annähernd linearer Verlauf ab. Im Gegensatz dazu zeigt sich bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei beiden Stählen ein

¹ Wie vorige Untersuchungen an derselben Materialcharge des 51CrV4 von Lambers et al. [30] und Maier et al. [117] bereits zeigten, lag die Streckgrenze des unterkühlten Austenits, oberhalb von 100 MPa.

nicht linearer Verlauf, wobei sich zu Anfang der Umwandlung die umwandlungsplastischen Dehnungen deutlich ausbilden.

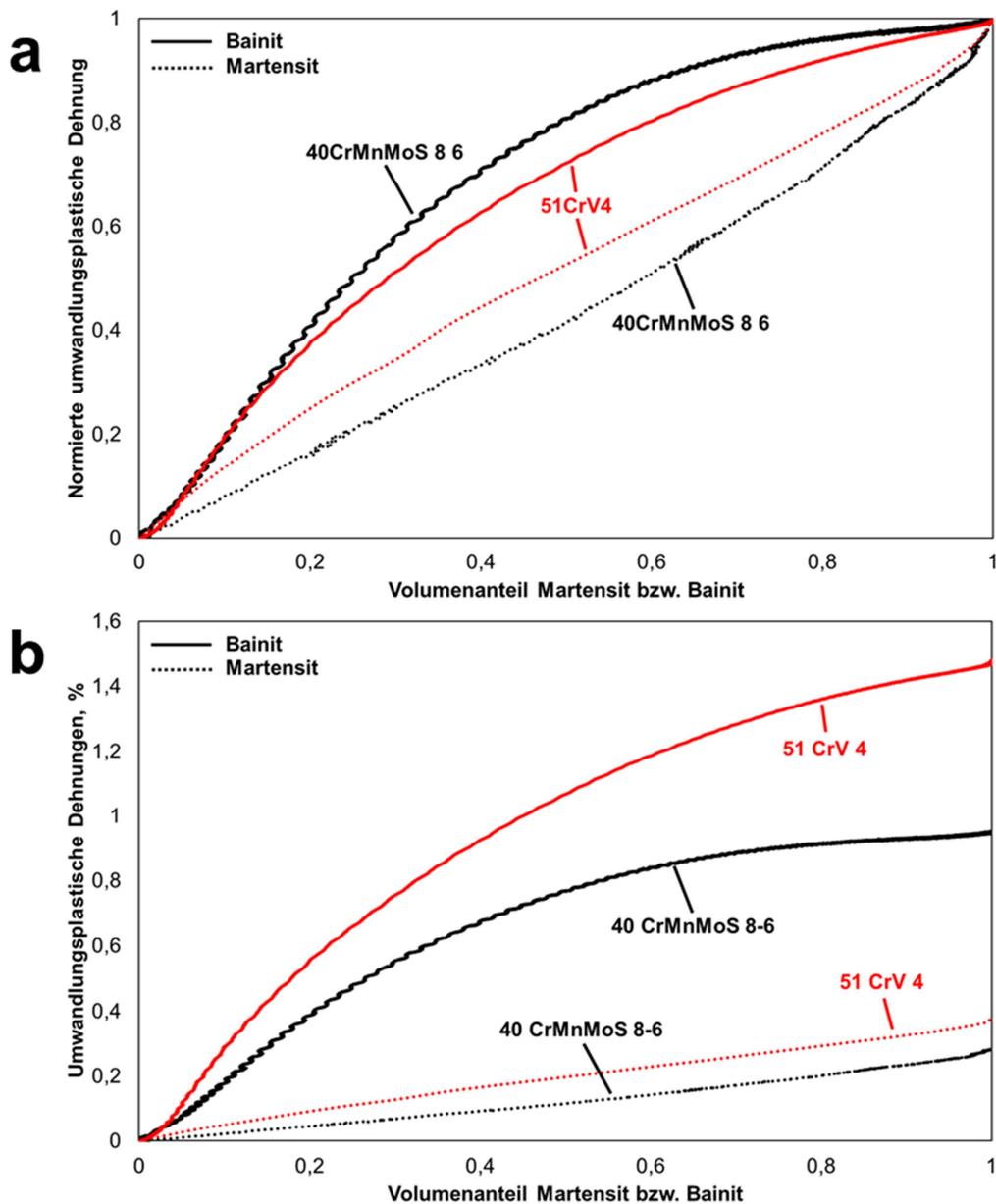


Abbildung 4-9: Normierte (a) und absolute (b) Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom Volumenanteil für die Austenit-zu-Martensit und die isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 und 51CrV4 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [118].

Daran anschließend flacht die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen ab. Im Vergleich der Stähle miteinander zeigt sich, dass die Entwicklungskinetiken umwandlungsplastischer Dehnungen der martensitischen und der bainitischen Phasenumwandlung im Fall des untersuchten 40CrMnMoS 8-6 Werkzeugstahls weiter auseinander liegen als im Fall des niedrig legierten 51CrV4 Stahls. Hinsichtlich der sich ergebenden Absolutwerte umwand-

lungspastischer Dehnungen entwickelten sich im Werkzeugstahl vergleichsweise niedrigere Werte, 0,3 % bei der martensitischen und 0,9 % bei der bainitischen Phasenumwandlung als beim niedrig legierten Federstahl, wo sich Werte von 0,4 % bei der martensitischen und von 1,4 % bei der bainitischen Phasenumwandlung ergaben.

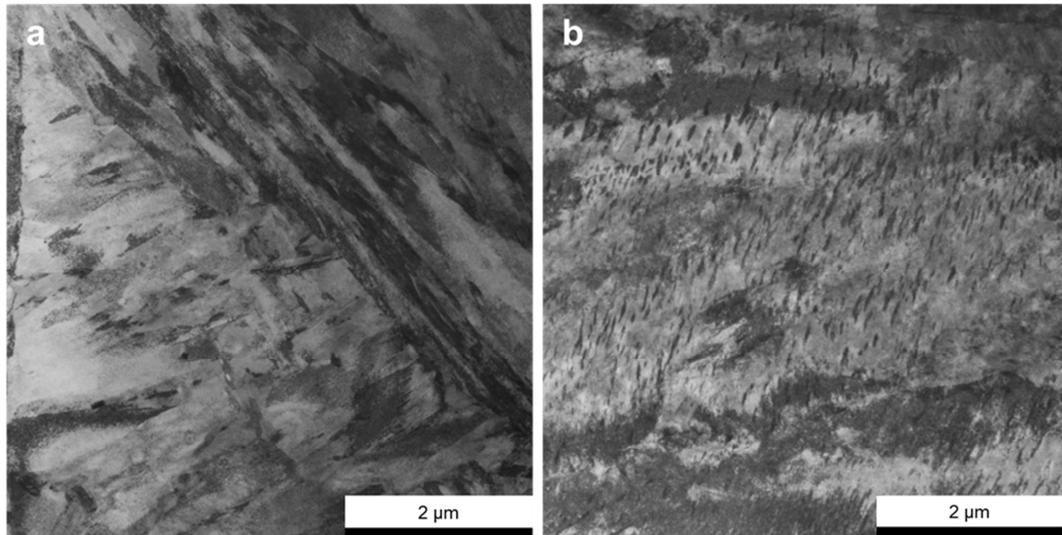


Abbildung 4-10: TEM Aufnahmen der eingestellten Martensit (a) und Bainit (b) Mikrostruktur, die jeweils mit einer überlagerten Spannung von 100 MPa in 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s umgewandelt wurden [118].

Die im Versuch an beiden untersuchten Stählen beobachtete lineare Zunahme umwandlungsplastischer Dehnung in Abhängigkeit vom Volumenanteil bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, kann auf eine gleichbleibende Effektivität der spannungsinduzierten Variantenwahl zurückgeführt werden [13,14,81]. Während der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung wachsen die ersten Platten oder Lanzetten des Martensits - zumeist von den Korngrenzen aus - schnell durch das Austenitkorn und zwar bevorzugt in Richtung der Belastung. Dabei beginnt das Wachstum der ersten Varianten in den Austenitkörnern in Abhängigkeit von der Orientierung des jeweiligen Austenitkorns zum überlagerten Spannungsfeld, wobei das Wachstum bei günstig orientierten Körnern zu Beginn und bei ungünstig orientierten Körner zu Ende der Phasenumwandlung stattfindet. Dadurch erfolgt ein konstant anhaltendes bevorzugtes Wachstum von Varianten in Belastungsrichtung während der gesamten Phasenumwandlung [35,46]. Die folgenden Platten oder Lanzetten wachsen hingegen senkrecht zu den ersten und zwar fast unabhängig von der überlagerten Belastung, infolge des Wachstums der ersten Martensitvarianten und der damit einhergehenden Verformung des unterkühlten Austenits durch die unterschiedliche Raumerfüllung des kfz- und des trz-Gitters [35,82]. Des Weiteren konnte anhand der TEM-Aufnahme der eingestellten martensitischen

Mikrostruktur (Abbildung 4-10 a) festgestellt werden, dass während der Phasenumwandlung keine Kohlenstoffdiffusion stattfindet.

Aufgrund der niedrigen Temperaturen bei denen die martensitische Phasenumwandlung abläuft ist davon auszugehen, dass die mit den Verformungen der Mikrostruktur einhergehenden Versetzungen, die aufgrund der Umwandlung des Martensits entstehen, sich während der Phasenumwandlung nicht durch thermisch aktivierte Prozesse abbauen können. Folglich beeinflussen diese Versetzungen das Wachstum weiterer Varianten massiv. Bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung wachsen die ersten Bainitbündel, analog zur Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, ausgehend von den Austenitkorn Grenzen durch das Korn. Dabei entstehen auch verformungsinduzierte Versetzungen um die Bainitbündel, infolge der unterschiedlichen Raumerfüllung des kfz- und des krz-Gitters. Diese können allerdings durch thermisch aktivierte Prozesse abgebaut werden, deren Auftreten durch die Bildung von Zementit mittels Kohlenstoffdiffusion im resultierenden Gefüge, was erst bei höheren Temperaturen abläuft, angezeigt wird (Abbildung 4-10 b). In Folge dessen wird das Wachstum weiterer Bainitbündel nicht so stark von Versetzungen beeinflusst wie bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung. Zusätzlich zu diesem Effekt erfolgt bei fortschreitender Phasenumwandlung weiterhin das bevorzugte Wachstum von Bainitbündeln in immer mehr Austenitkörnern, abhängig von der Orientierung. Somit nimmt die Triebkraft zum Wachstum bevorzugt in Belastungsrichtung orientierter Bainitbündel zu Anfang der Phasenumwandlung zu [19,59,60]. Diese Triebkraft nimmt allerdings im Verlauf der Phasenumwandlung durch eine gegenseitige Behinderung des Bainitbündelwachstums ab und daher zeigt die Entwicklungskinetik umwandlungsplastischer Dehnungen einen nicht linearen Verlauf.

Die absolut höheren Beträge umwandlungsplastischer Dehnung, die während der spannungsüberlagerten Austenit-zu-Bainit im Vergleich zur mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung entstehen, lassen sich durch zwei Effekte begründen. Zum einen scheint die Variantenauswahl während der martensitischen Phasenumwandlung, die auf die überlagerte Spannung zurückzuführen ist, nur zu Anfang der Umwandlung in den einzelnen Körnern zu dominieren. Im Anschluss scheinen nämlich die durch die ersten Martensitvarianten entstehenden Versetzungsstrukturen, die die gewachsenen Platten oder Lanzetten umgeben, das weitere Wachstum des Martensits zu bestimmen [35,46,82]. Hingegen bauen sich die Versetzungsstrukturen die die Bainitbündel umgeben während der Phasenumwandlung durch thermisch aktivierten Prozesse ab, wodurch die Variantenauswahl für eine vergleichsweise längere Zeit der dominierende Effekt bleibt [19,59,60]. Zum anderen können die höhe-

ren Absolutwerte der umwandlungsplastischen Dehnung bei der Austenit-zu-Bainit im Vergleich zur Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung auf ein niedrigeres Verhältnis der Streckgrenze des unterkühlten Austenits zur wirkenden Spannung zurückgeführt werden. Dieses Verhältnis beträgt bei der bainitischen Phasenumwandlung konstant 1,5 für den Federstahl und 1,1 für den Werkzeugstahl. Bei der martensitischen Phasenumwandlung beträgt das Verhältnis zu Beginn der Phasenumwandlung 1,8 für den Federstahl und 1,4 für den Werkzeugstahl, wobei dieses Verhältnis mit zunehmender Unterkühlung ansteigt. Dem entsprechend ist das Verhältnis der mechanischen zur chemischen Triebkraft für die Variantenauswahl bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung höher als bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, was zu höheren umwandlungsplastischen Dehnungswerten bei der bainitischen Phasenumwandlung führt [63,106,119,120].

Der deutlichere Unterschied der Entwicklungskinetiken umwandlungsplastischer Dehnungen zwischen der Austenit-zu-Bainit und der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung beim Werkzeugstahl im Vergleich zum niedrig legierten Federstahl zeigt, dass das Wachstum bevorzugter Varianten im Werkzeugstahl stärker ausgeprägt ist. Dieses kann auf den höheren Anteil an Legierungselementen im Werkzeugstahl zurückgeführt werden, wobei insbesondere Chrom, Mangan und Molybdän zu nennen sind, die die Phasenumwandlung verzögern. Dadurch haben die thermisch aktivierten Prozesse bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung am Werkzeugstahl mehr Zeit um die Versetzungsstrukturen um die Bainitbündel aufzulösen, wodurch die Variantenauswahl an diesem Stahl effektiver wird [32,36]. Die höheren Absolutwerte umwandlungsplastischer Dehnung, die sowohl bei der Austenit-zu-Martensit als auch bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung im 51CrV4 im Vergleich zum 40CrMnMoS 8-6 beobachtet werden, lassen sich vermutlich auf den höheren Kohlenstoffgehalt im Federstahl zurückführen der die, während der Phasenumwandlung entstehende Gitterverzerrung in Form der Tetragonalität des α' -Gitters massiv beeinflusst. Folglich wird die Volumenänderung durch die Phasenumwandlung größer, wenn der gelöste Kohlenstoffgehalt im Gefüge höher wird. Entsprechend wird auch die anisotrope Komponente der Volumenänderung (umwandlungsplastische Dehnung) größer, wenn den entsprechenden Phasenumwandlungen Spannungen überlagert sind [19,35,36,46].

Entlastungsversuche

Bei den Entlastungsversuchen, zur Untersuchung des Einflusses veränderlicher Belastungszustände auf das Phasenumwandlungsverhalten, sollte eine Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung spannungsüberlagert unter 50 MPa und 100 MPa durchgeführt werden bis sich 50 % der maximal möglichen umwandlungsplastischen Dehnung entwickelt hat. Anschließend sollte die Last auf 0 MPa reduziert werden. Zu diesem Zweck wurden zuerst isotherme Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen durchgeführt, die komplett spannungsüberlagert abliefen, aus denen dann, anhand der sich entwickelnden umwandlungsplastischen Dehnungen, die Zeitpunkte der Entlastung abgeschätzt werden konnten². Aus dieser Vorgehensweise ergab sich für die mit 50 MPa überlagerte bainitische Phasenumwandlung ein Entlastungszeitpunkt von 160 s und für die mit 100 MPa überlagerte bainitische Phasenumwandlung ein Entlastungszeitpunkt von 75 s nach Lastaufbringung.

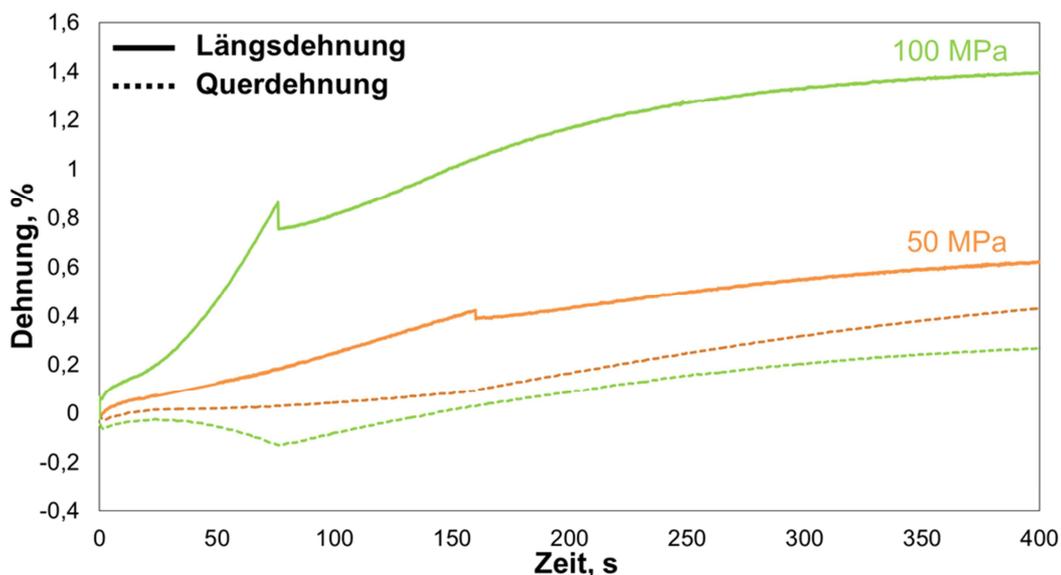


Abbildung 4-11: Dehnungsentwicklung in Abhängigkeit von der Zeit für die mit 50 MPa und 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Die Spannungen wurden auf 0 MPa reduziert, nachdem sich 50 % der absolut erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnungen entwickelt haben [121,122].

Die Entwicklung der Längs- und Querdehnungskomponenten während der Entlastungsversuche bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung sind in Abbildung 4-11 dargestellt. Für beide überlagerte Belastungen nimmt für die Zeit der Spannungsüberlagerung während der

² Prinzipiell hätten die Maximalwerte umwandlungsplastischer Dehnung, die sich in den mit 50 MPa und 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen entwickeln, aus den vorangegangenen Versuchsserien entnommen werden können. Um allerdings die Variation der Versuchsparameter zwischen den Versuchsserien zu minimieren, wurden diese Versuche direkt vor den Entlastungsversuchen abermals durchgeführt.

Phasenumwandlung die Längsdehnungskomponente stärker zu als die Querdehnungskomponente, wobei dieser Effekt mit zunehmendem Spannungsbetrag stärker wird. Nach der Entlastung können für die überlagerten Spannungen unterschiedliche Dehnungsentwicklungen beobachtet werden. Im Falle von 50 MPa überlagerter Spannung nimmt nach der Entlastung die Querdehnungskomponente stärker zu als die Längsdehnungskomponente. Im Falle des Phasenumwandlungsexperimentes, das mit 100 MPa überlagert war, nimmt die Längsdehnungskomponente nach der Entlastung weiterhin stärker zu als die Querdehnungskomponente, wobei dieser Effekt allerdings weniger stark ausgeprägt ist als vor der Entlastung.

Die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnung bei den Entlastungsversuchen während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen ist in Abbildung 4-12 dargestellt. Zu Anfang der Phasenumwandlungen, d.h. während eine Spannung überlagert ist, ist bei beiden überlagerten Spannungen eine Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen zu erkennen, wobei der Betrag mit höherer überlagerter Spannung zunimmt.

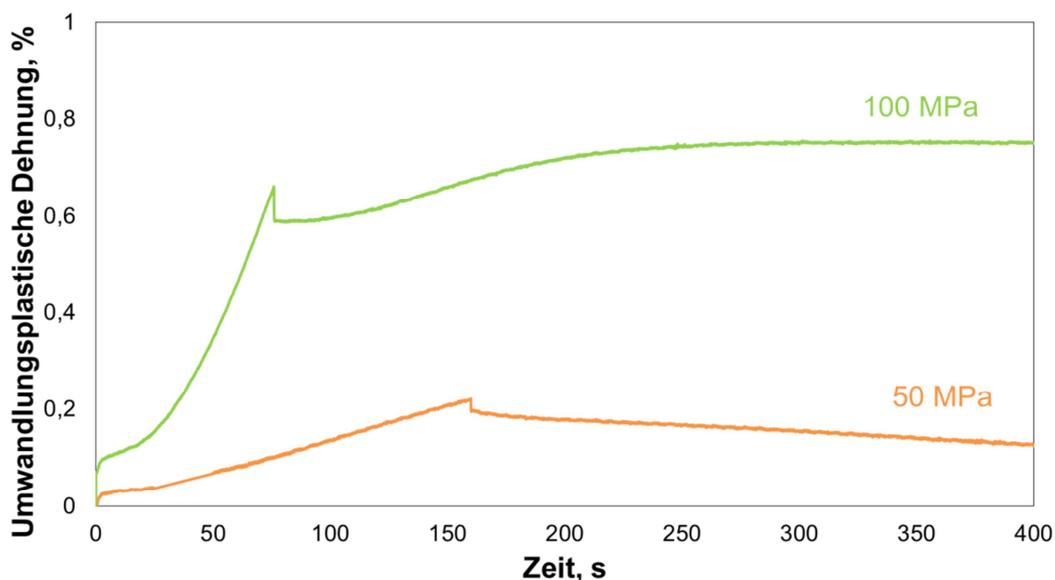


Abbildung 4-12: Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in Abhängigkeit von der Zeit für die mit 50 MPa und 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Die Spannungen wurden auf 0 MPa reduziert, nachdem sich 50 % der absolut erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnungen entwickelt haben [121,122].

Nach der Spannungsreduktion nimmt die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen bei den ehemals überlagerten Spannungen einen unterschiedlichen Verlauf. Im Fall der ehemals überlagerten Spannung von 100 MPa ist nach der Spannungsreduktion, nach einem kurzen Stillstand, eine weitere Zunahme umwandlungsplastischer Dehnung zu beobachten, wobei diese Zunahme nicht mehr so deutlich ausfällt wie im spannungsüberlagerten Fall. Zum

Ende der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung beträgt die umwandlungsplastische Dehnung in etwa 0,75 %, wovon sich ca. 0,15 % nach der Spannungsreduzierung ausgebildet haben. Im Fall der ehemals überlagerten Spannung von 50 MPa während der bainitischen Phasenumwandlung ist nach der Spannungsreduktion ein stetiger Abfall der umwandlungsplastischen Dehnung zu beobachten. Die Ursache hierfür ist in der stärkeren Zunahme der Querdehnung im Vergleich zur Längsdehnung zu finden. Im betrachteten Fall hat sich bis zum Zeitpunkt der Spannungsreduzierung eine umwandlungsplastische Dehnung von ca. 0,2 % ausgebildet, die sich während der weiteren Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung in etwa halbiert.

Bis zur Spannungsreduzierung lässt sich für die beiden überlagerten Spannungen die unterschiedliche Entwicklung von Längs- und Querdehnung in den isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen auf die gleiche Weise erklären wie beim komplett unter Spannung umgewandelten Bainit. Dies soll daher hier nicht erneut diskutiert werden (siehe Kapitel 4.2 Bainit). Hingegen sollen die nach der Entlastung auftretenden Effekte beschrieben werden. In diesem Zusammenhang stellt, nach der Entlastung von 100 MPa auf 0 MPa, die weiterhin stärkere Zunahme der Längs- im Vergleich zur Querdehnung einen Nachverformungseffekt der umwandlungsplastischen Dehnung dar [122]. Dabei kann der Nachverformungseffekt auf gerichtete Eigenspannungen, die während der mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entstanden sind, zurückgeführt werden, wodurch eine Variantenauswahl anhand des von Magee beschriebenen Prozesses auftritt [30,66,71,95,123]. Die Entstehung der Eigenspannungen könnte nach dem Greenwood-Johnson Prozess verlaufen, bei dem die entstehende Bainitphase bevorzugt in Belastungsrichtung wächst. Das Wachstum führt wiederum zu Verformungen des Austenitgitters, woraus dann die gerichteten Eigenspannungen resultieren [82,84]. Hingegen stellt, nach der Entlastung von 50 MPa auf 0 MPa, die auftretende stärkere Entwicklung der Quer- im Vergleich zur Längsdehnung einen Rückverformungseffekt der umwandlungsplastischen Dehnung dar. Für den Rückverformungseffekt könnte ein bevorzugtes Wachstum der Varianten senkrecht zur Belastungsrichtung verantwortlich sein. Dabei scheinen entweder, wie beim Nachverformungseffekt beobachtet, keine Eigenspannungen aufzutreten oder diese sind so klein, dass sie keine bevorzugte Volumenzunahme in Belastungsrichtung durch Variantenauswahl fördern. Die tatsächlich bei der Rückverformung auftretenden Prozesse können allerdings anhand der an dieser Stelle vorgestellten makroskopischen Messdaten nicht ermittelt werden. Deshalb ist für die Bestimmung der für die Rückverformung verantwortlichen Prozesse eine Identifizierung der Prozesse auf mesoskopischer Ebene notwendig.

4.3 Mesoskopische Charakterisierung des Einflusses von Belastungen auf scherungsdominierte Phasenumwandlungen

In diesem Abschnitt sollen die auf mesoskopischer Ebene ermittelte Entwicklung der Längs- und Querdehnung wie auch die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in den untersuchten spannungsüberlagerten Austenit-zu-Martensit und Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen dargestellt und diskutiert werden. Darüber hinaus soll der in den Entlastungsversuchen beobachtete Rückverformungseffekt der umwandlungsplastischen Dehnung bei den Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen auf mesoskopischer Ebene untersucht werden, um die verantwortlichen mikrostrukturellen Prozesse zu identifizieren. Die Längs- und Querdehnung ließen sich direkt aus den DIC Auswertungen bestimmen, wobei ε_{yy} die Längsdehnung und ε_{xx} die Querdehnung ist. Die Werte der lokalen umwandlungsplastischen Dehnungen ließen sich aus den im Versuch ermittelten Längs- und Querdehnungsfeldern anhand von Gleichung 6 bestimmen. Die Skalierung der lokal vorliegenden Dehnungswerte wurde in den Abbildungen jeweils an die maximal und minimal beobachteten Werte im Messbereich angepasst, so dass diese direkt in den Abbildungen zu erkennen sind. Zum Vergleich der auf mesoskopischer Ebene gemessenen Dehnungen untereinander und mit den makroskopisch aufgenommenen Werten zur Überprüfung des Verfahrens, wurden diese über die untersuchte Fläche mit der Software „Vic-2D“ gemittelt. In den unternommenen Phasenumwandlungsexperimenten betrug die Vergrößerung des Digitalmikroskops 250x. Bei dieser Vergrößerung wurden die mittels DIC berechneten Dehnungen über die Korngröße gemittelt, wodurch es nicht möglich war die Dehnungen einzelner Bainit- und Martensitlanzetten zu ermitteln.

Bainit

In diesem Abschnitt sollen die in den isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungsexperimenten auf mesoskopischer Ebene ermittelten umwandlungsplastischen, Längs- und Querdehnungsentwicklungen, die ohne und mit 50 MPa und 100 MPa überlagerter Spannung durchgeführt wurden, vorgestellt werden. Zur Berechnung der Dehnungen mittels DIC wurde die Subsetgröße 60 x 60 Pixel gewählt, was in etwa der mittleren Austenitkorngröße entspricht. Die Stepsize betrug 4 Pixel. Die Aufnahmen wurden mit 4800 x 3600 Pixel gemacht. In den Abbildungen, die die Dehnungsentwicklungen während der bainitischen Phasenum-

wandlung wiedergeben, sind diese jeweils zu verschiedenen Zeitpunkten der Phasenumwandlung berechnet und dargestellt worden. Diesbezüglich beschreibt der Zeitpunkt 0 s den Moment, an dem die isotherme Haltetemperatur erreicht und die Belastung (wenn überlagert) aufgebracht wurde und dient als Referenzzustand für die Dehnungsentwicklungen. Dieser Zeitpunkt weist daher jeweils Dehnungswerte von 0 % auf. Die weiteren, in den Abbildungen dargestellten Zeitpunkte (60 s, 120 s und 480 s), sind durch die Zeit gekennzeichnet, zu der die jeweiligen Dehnungsverteilungen berechnet wurden. Die jeweils letzte dargestellte Dehnungsverteilung wurde bei 480 s aufgenommen, weil sich zu diesem Zeitpunkt bei allen überlagerten Spannungszuständen makroskopisch eine Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen eingestellt hatte.

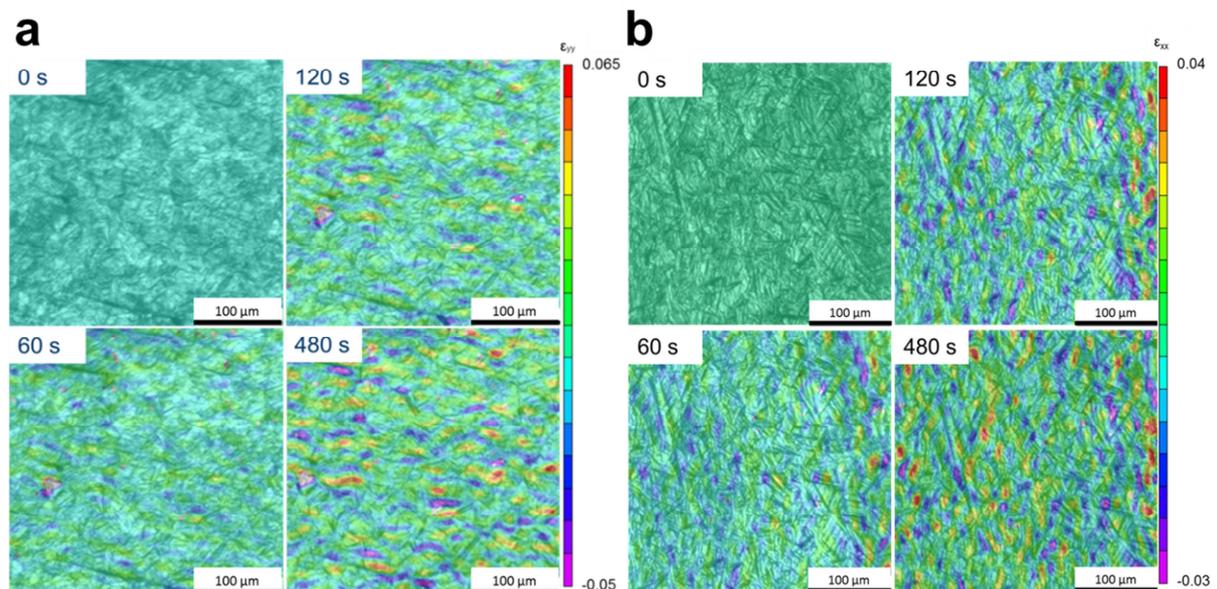


Abbildung 4-13: Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) bei einer isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C, die ohne überlagerte Spannung durchgeführt wurde, zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [124].

In Abbildung 4-13 (a) ist die lokale Längsdehnungsentwicklung während der nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung dargestellt. Bei Betrachtung der Dehnungsverteilung fällt auf, dass sich die Längsdehnungskomponente während der bainitischen Phasenumwandlung über die betrachtete Fläche gemittelt mit zunehmender Phasenumwandlungszeit hin zu leicht positiven Werten entwickelt. Dabei treten lokale Variationen der Längsdehnung auf, die mit fortschreitender Umwandlungszeit zunehmen und schließlich nach 480 s zwischen 6,5 % und -5 % variieren. Die lokale Querdehnungsentwicklung während der nicht spannungsüberlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung ist in Abbildung 4-13 (b)

angeführt. Während der bainitischen Phasenumwandlung entwickeln sich gemittelt über die gemessene Fläche insgesamt leicht positive Querdehnungswerte, wobei diese Werte lokal variieren und schließlich nach 480 s zwischen 4 % und -3 % liegen.

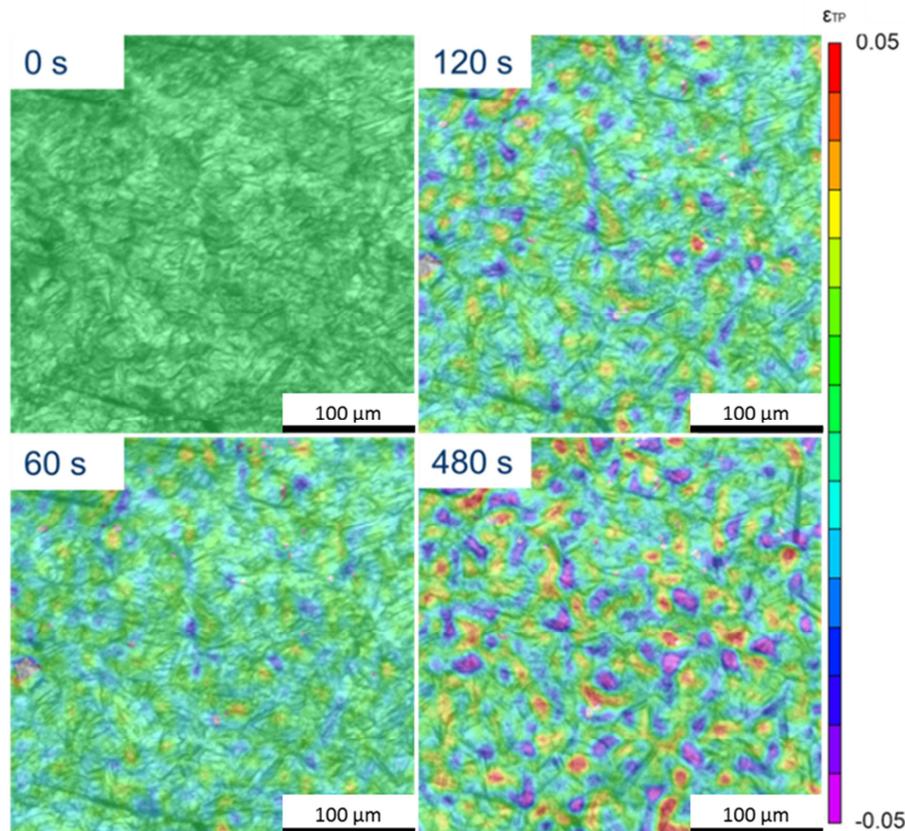


Abbildung 4-14: Lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei der isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C, die ohne überlagerte Spannung durchgeführt wurde, zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [96].

Die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen während einer spannungslosen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung, die auf mesoskopischer Ebene gemessen wurden, ist in Abbildung 4-14 dargestellt. Es bilden sich während der bainitischen Phasenumwandlung lokal Bereiche hoher und niedriger umwandlungsplastischer Dehnungen aus, wobei die lokalen Werte umwandlungsplastischer Dehnung nach 480 s zwischen -5 % und 5 % differieren. Die über die gemessene Fläche gemittelten umwandlungsplastischen Dehnungen liegen bei ungefähr 0 %.

Bei den nicht spannungsüberlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen können alle theoretisch möglichen Bainitvarianten entstehen. Entsprechend sollte sich eine homogene Längs- und Querdehnungszunahme ergeben, aufgrund der Volumenzunahme durch die Phasenumwandlung. Folglich sollten sich lokal keine umwandlungsplastischen Dehnungen aus-

bilden [81,82]. In diesem Zusammenhang fällt allerdings auf, dass bei der nicht spannungsüberlagerten bainitischen Phasenumwandlung lokale Dehnungsmaxima und –minima auftreten die mit ca. 30 μm in etwa die Größe der ehemaligen Austenitkorngröße haben, was darauf hindeutet, dass kornorientierungsabhängige Effekte auftreten, die sich über den gesamten Messbereich ausgleichen. Kornorientierungsabhängige Effekte können z.B. ein Wachstum der Bainitvarianten in Abhängigkeit der Austenitorientierung sein. Entsprechend lassen sich auf makroskopischer Ebene keine umwandlungsplastischen Dehnungen messen [63,66,83,96,107,109].

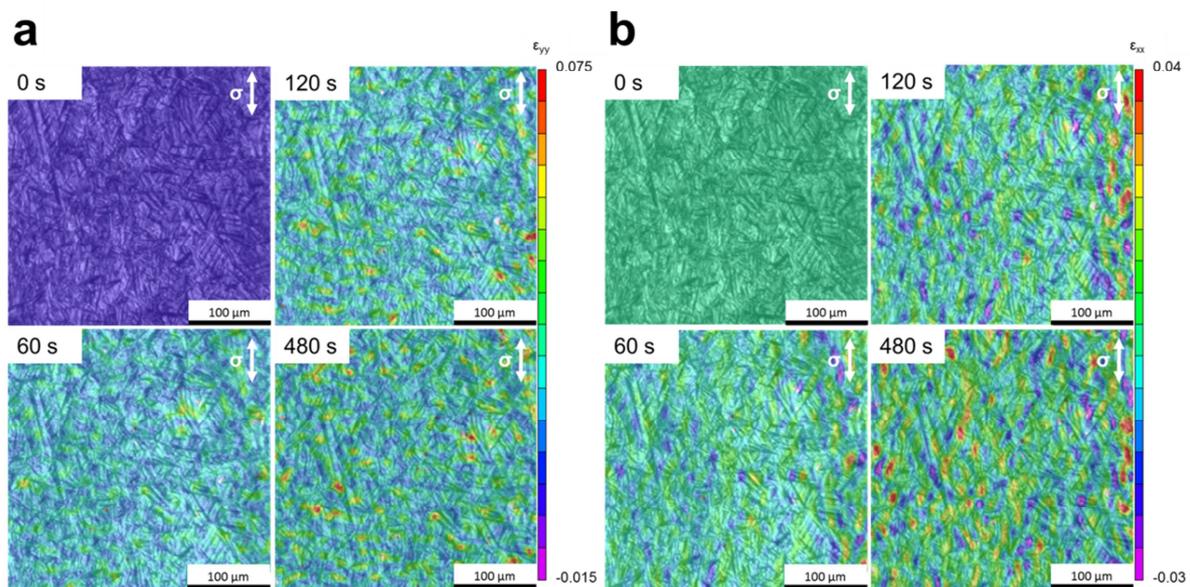


Abbildung 4-15: Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) bei einer isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C unter 50 MPa überlagerter Spannung zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [124].

In Abbildung 4-15 (a) ist die lokale Entwicklung der Längsdehnungskomponente und in Abbildung 4-15 (b) die lokale Entwicklung der Querdehnungskomponente, beides auf mesoskopischer Ebene bei einer isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung gemessen, die mit einer Spannung von 50 MPa durchgeführt wurde, abgebildet. Bei der betrachteten bainitischen Phasenumwandlung entwickeln sich insgesamt, über die gemessene Fläche gemittelt, positive Längsdehnungswerte, wobei sich lokale Dehnungsmaxima von bis zu 7,5 % und lokale Dehnungsminima von bis zu -1 % nach 480 s Umwandlungszeit ausgebildet haben. In Hinsicht auf die Querdehnungskomponente entwickeln sich während der bainitischen Phasenumwandlung leicht positive Werte, wobei diese lokal stark zwischen 4 % und -3 % nach 480 s Umwandlungszeit differieren.

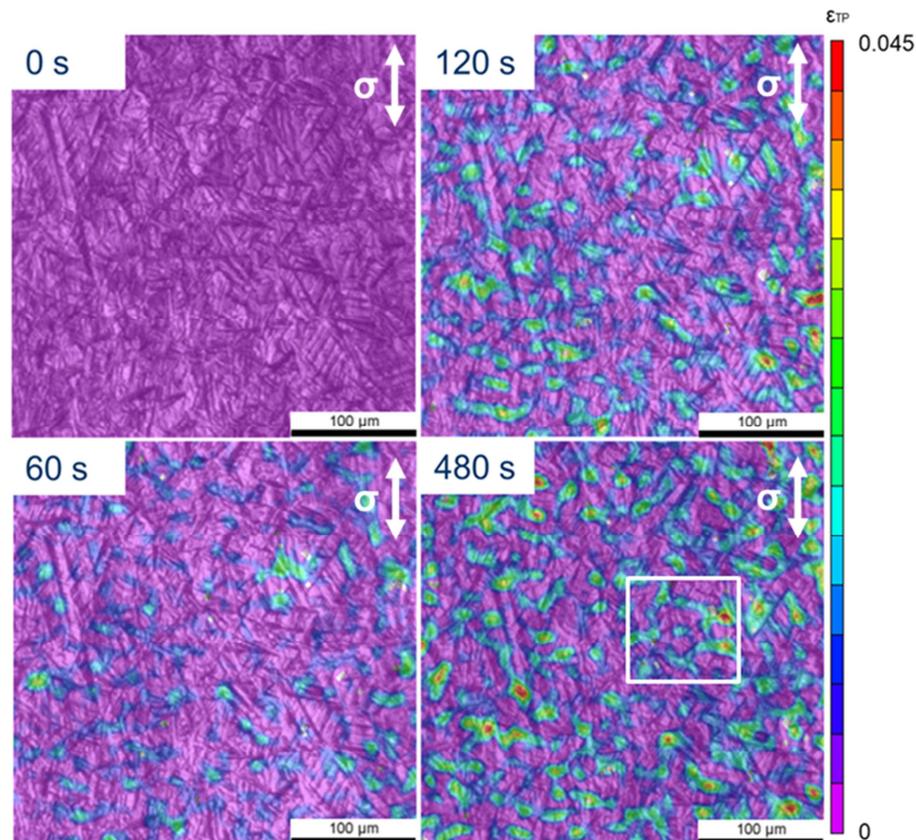


Abbildung 4-16: Lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei der isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C die mit 50 MPa überlagerter Spannung durchgeführt wurden zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Nach abgeschlossener Phasenumwandlung wurde an der Stelle des weißen Rechteckes eine EBSD-Messung durchgeführt [96].

Abbildung 4-16 stellt die lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei der mit 50 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung dar. Auffallend dabei ist, dass weite Bereiche der untersuchten Fläche umwandlungsplastische Dehnungswerte von 0 % aufweisen, wohingegen einige Bereiche höhere umwandlungsplastische Dehnungswerte von bis zu 4,5 % zeigen. Gemittelt über die untersuchte Fläche ergeben sich insgesamt positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung. Das in Abbildung 4-16 eingezeichnete weiße Rechteck stellt den Bereich dar, in dem die Kristallorientierung der eingestellten Strukturen nach abgeschlossener Phasenumwandlung mittels EBSD gemessen wurde, vergleiche Abbildung 4-25.

Die Abbildung 4-17 (a) zeigt die lokale Entwicklung der Längsdehnungskomponente und Abbildung 4-17 (b) zeigt die lokale Entwicklung der Querdehnungskomponente, beide auf mesoskopischer Ebene gemessen, während einer mit 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C. Bei genauerer Betrachtung der Längsdeh-

nungsentwicklung fällt auf, dass sich während der bainitischen Phasenumwandlung, gemittelt über den untersuchten Bereich, insgesamt positive Längsdehnungswerte ergeben, die lokal jedoch stark variieren. Dabei liegen die lokalen Dehnungsmaxima und –minima mit zunehmender Umwandlungsdauer immer weiter auseinander, wobei sich nach 480 s Werte zwischen 6 % und -1,5 % ergeben. Die lokale Querdehnungsentwicklung zeigt, gemittelt über die untersuchte Fläche, eine leicht positive Entwicklung im Verlauf der Umwandlung. Dabei treten auch lokale Dehnungsmaxima und –minima auf, deren jeweiliger Wert mit fortlaufender Umwandlung zunimmt und schließlich nach 480 s zwischen 4,5 % und -4,5 % liegt.

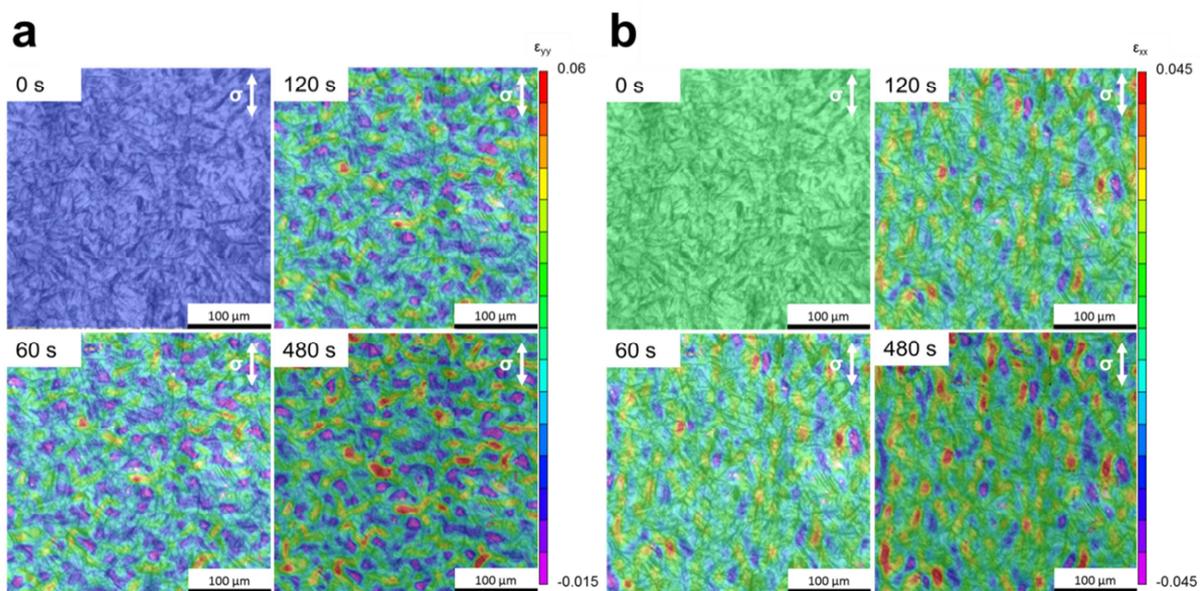


Abbildung 4-17: Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) bei einer isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C unter 100 MPa überlagerter Spannung zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [124].

In Abbildung 4-18 ist die lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen während der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung dargestellt. Wie auch schon bei der mit 50 MPa überlagerten bainitischen Phasenumwandlung beobachtet, bilden sich in weiten Bereichen der untersuchten Fläche keine umwandlungsplastischen Dehnungen bei der Spannungsüberlagerung aus. Allerdings entwickeln sich in einigen Bereichen positive umwandlungsplastische Dehnungen von bis zu 4,5 % nach 480 s Umwandlungszeit aus. Dabei ergeben die gemittelten umwandlungsplastischen Dehnungen über den kompletten Untersuchungsbereich deutlich positive Werte, infolge der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung. Verglichen zu der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung in der mit 50 MPa überlagerten bainitischen Phasenumwandlung, erscheinen die Berei-

che positiver umwandlungsplastischer Dehnungen in der mit 100 MPa überlagerten bainitischen Phasenumwandlung homogener und größer.

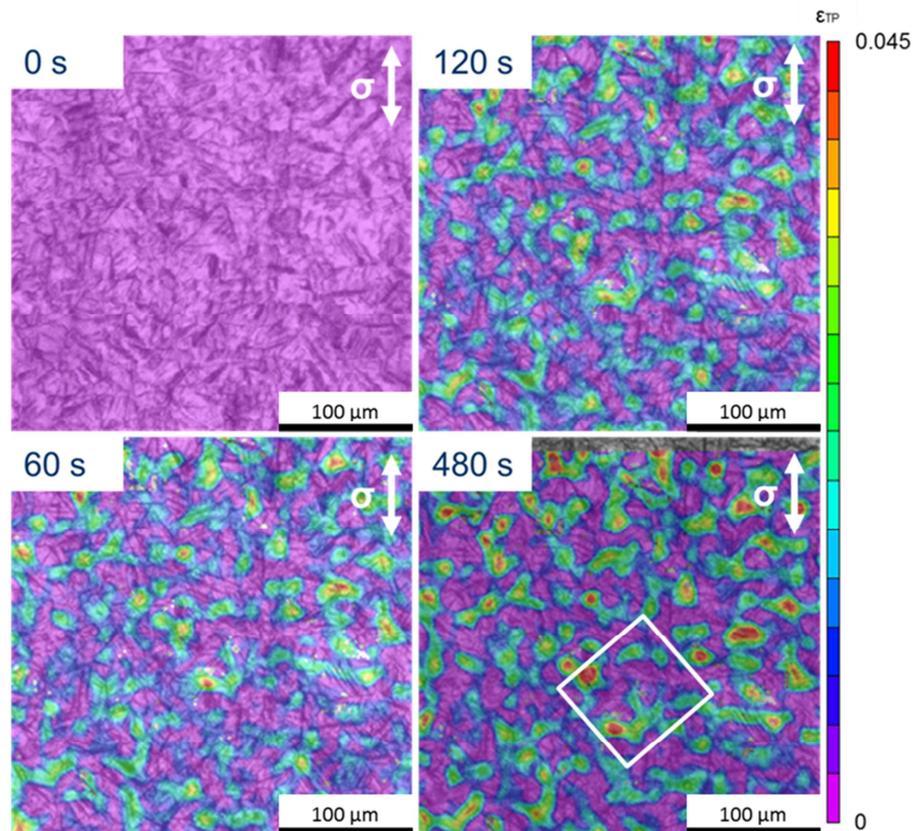


Abbildung 4-18: Lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei der isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C, die mit 100 MPa überlagerter Spannung durchgeführt wurde, zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Nach abgeschlossener Phasenumwandlung wurde an der Stelle des weißen Rechteckes eine EBSD-Messung durchgeführt [96].

Hierher rühren auch die absolut höheren Werte umwandlungsplastischer Dehnung im untersuchten Bereich bei letzterer Phasenumwandlung. In dem in Abbildung 4-18 zu erkennenden weißen Rechteck wurden nach abgeschlossener Phasenumwandlung die kristallographischen Orientierungen der eingestellten bainitischen Strukturen mittels EBSD gemessen, vergleiche Abbildung 4-26. Der Messbereich erscheint in dem vorliegenden Fall gekippt, was auf eine um die optische Achse rotierte Ausrichtung des Digitalmikroskops während des Phasenumwandlungsexperiments zurückzuführen ist.

Die in den spannungsüberlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen auf mesoskopischer Ebene festgestellten lokalen Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungsvariationen weisen, wie auch bei den nicht mit Spannung überlagerten Phasenumwandlungen, auf kornorientierungsabhängige Effekte auf Kornebene hin. An dieser Stelle sei angemerkt, dass

die durch die verwendete Austenitisierungsbehandlung eingestellte Korngröße (ca. 30 μm) und die Ausmaße der lokalen Dehnungsfelder übereinstimmen. Bei den mit 50 MPa und 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen findet ein bevorzugtes Wachstum von Bainit in Belastungsrichtung statt, in dessen Folge sich die vielen lokalen Dehnungsmaxima und -minima und die auf makroskopischer Ebene beobachteten umwandlungsplastischen Dehnungen ergeben. Diese lassen sich vermutlich auf eine Variantenauswahl nach Magee [81] oder eine gerichtete Verformung des unterkühlten Austenits nach Greenwood-Johnson [82] zurückführen, wobei ein Zusammenhang zwischen der Kristallorientierung des Austenits und dem Wachstum der bainitischen Strukturen existiert [19,40,63,66,83,96,107,109]. Dies wird insbesondere durch die lokalisierte Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen deutlich, da einige Austenitkornorientierungen höhere umwandlungsplastische Dehnungen ausbilden als andere, wodurch ein Abgleich der lokal vorhandenen umwandlungsplastischen Dehnungen mit den Kristallorientierungen sinnvoll erscheint. Durch diesen Abgleich wird es dann auch möglich sein den Beitrag des Magee [81] und des Greenwood-Johnson [82] Effektes an der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung für den untersuchten Fall zu bestimmen und es kann festgestellt werden, ob einige Kristallorientierungen eine stärker Affinität zur Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnungen haben als andere. Diesbezüglich würde das Vorliegen einer spezifischen Bainitvariante in Bereichen hoher lokaler umwandlungsplastischer Dehnung dafür sprechen, dass der Magee Effekt [81] dominiert. Eine genauere Klärung dieses Zusammenhangs soll im Rahmen der Korrelation der lokalen Dehnungen mit den Kristallorientierungen der bainitischen Mikrostrukturen in Kapitel 4.5 erfolgen.

Martensit

In diesem Abschnitt werden die ermittelten mesoskopischen umwandlungsplastischen, Längs- und Querdehnungsentwicklungen aus den ohne und mit 100 MPa überlagerter Spannung durchgeführten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungsexperimenten vorgestellt. Für die Berechnung der Dehnungsfelder mittels DIC wurde ein Subset von 60 x 60 Pixel gewählt was in etwa den Abmessungen der mittleren Austenitkorngröße entspricht. Die Aufnahmen wurden mit 4800 x 3600 Pixel gemacht. Die gewählte Stepsize betrug bei den unternommenen Berechnungen 4 Pixel. In den Abbildungen ist bei den Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen mit (1) jeweils der Zeitpunkt gekennzeichnet, bei dem die isotherme Haltetemperatur von 300 °C erreicht und die Spannung (wenn überlagert) aufgebracht wurde. Er dient als Re-

ferenzzustand für die Dehnungsentwicklung und zeigt daher jeweils Dehnungswerte von 0 %. Die isotherme Haltetemperatur entspricht in etwa M_s ($\sigma = 0$ MPa) oder liegt etwas unterhalb $M_{s\sigma}$ ($\sigma = 100$ MPa). Mit (2) wird in den Abbildungen jeweils die mittels DIC berechnete Entwicklung der Dehnungskomponenten nach der abgeschlossenen martensitischen Phasenumwandlung gekennzeichnet.

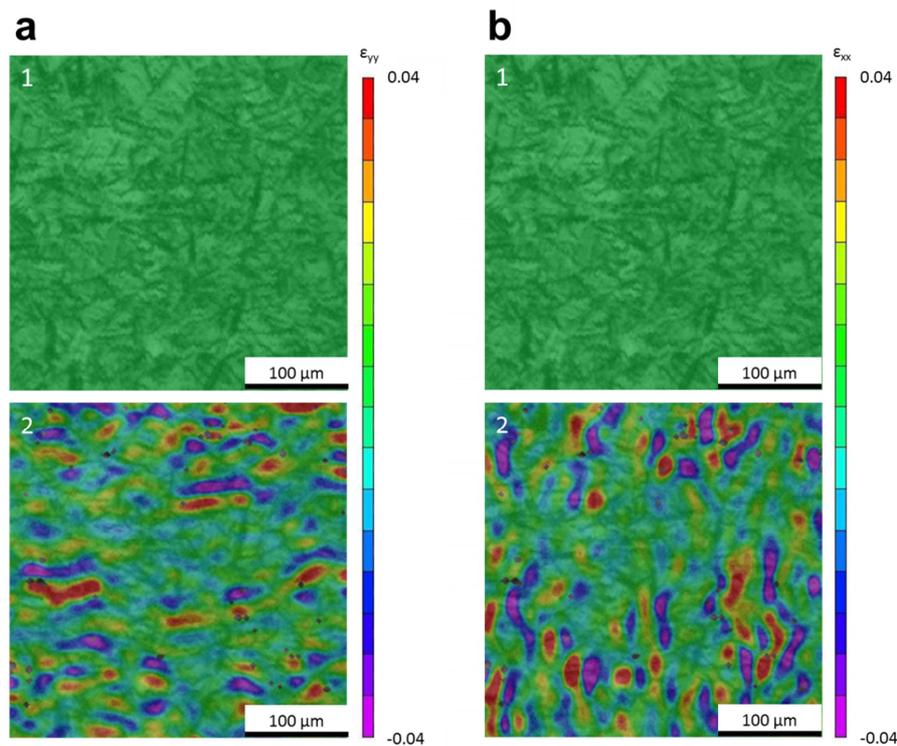


Abbildung 4-19: Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) bei einer Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, die ohne überlagerte Spannung durchgeführt wurde, jeweils bei verschiedenen Temperaturen (1 bei 300 °C und 2 bei Raumtemperatur) an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [111].

Die Entwicklung der lokalen Dehnung bei der nicht spannungsüberlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung ist in Abbildung 4-19, für die Längs- (a) und für die Querdehnungskomponente (b), dargestellt. Dabei konnten in der Mikrostruktur lokal variierende Werte von Längs- und Querdehnung beobachtet werden, wobei die Werte für beide Dehnungskomponenten zwischen -4 % und 4 % liegen. Wenn die Dehnungskomponenten über die gemessene Fläche gemittelt werden, zeigen die Längs- und Querdehnung leicht positive Werte.

Die Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung ist in Abbildung 4-20 dargestellt. Hinsichtlich der lokalen Dehnungsverteilungen nach der Phasenumwandlung ist dabei auffäl-

lig, dass die Längsdehnung gemittelt über den dargestellten Bereich deutlich höhere Werte annimmt als die Querdehnung, die einen gemittelten Wert von etwa 0 % zeigt. Diesbezüglich variieren die Werte bei der Längsdehnungsverteilung in der Mikrostruktur zwischen 2 % und -0,5 % und bei der Querdehnungsverteilung zwischen 1,5 % und -1,5 %.

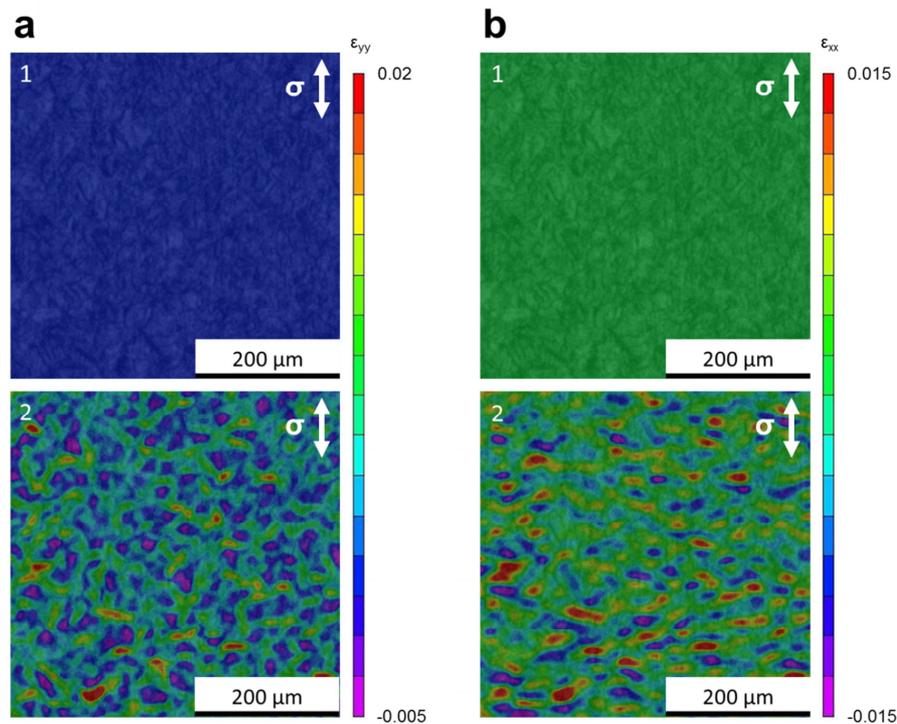


Abbildung 4-20: Entwicklung der lokalen Längs- (a) und Querdehnungsverteilung (b) bei einer Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung unter 100 MPa überlagerter Spannung, jeweils bei verschiedenen Temperaturen (1 bei 300 °C und 2 bei Raumtemperatur) an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [111].

Die mesoskopische Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung ist in Abbildung 4-21 dargestellt, wobei in der Darstellung nach ohne (a) und mit Spannung (b) umgewandelt unterschieden wird. Bei Betrachtung der Verteilung der umwandlungsplastischen Dehnungen nach der nicht spannungsüberlagerten martensitischen Phasenumwandlung fällt auf, dass die lokalen Werte umwandlungsplastischer Dehnung zwischen 4 % und -4 % variieren. Die entsprechenden über die untersuchte Fläche gemittelten Werte, liegen in etwa bei 0 % umwandlungsplastischer Dehnung. Demgegenüber entwickeln sich in der spannungsüberlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung (gemittelt über den untersuchten Bereich). Die lokalen Werte liegen hier zwischen 0 % und 1,5 %, wobei weite Bereich keine umwandlungsplastische Dehnung zeigen. Im Anschluss an den mit 100 MPa überlagerten martensitischen Phasenumwandlungsversuch wurde im Be-

reich des weißen Rechteckes, der in Abbildung 4-21 eingezeichnet ist, die Kristallorientierungen des martensitischen Gefüges mittels EBSD gemessen, vergleiche Abbildung 4-28.

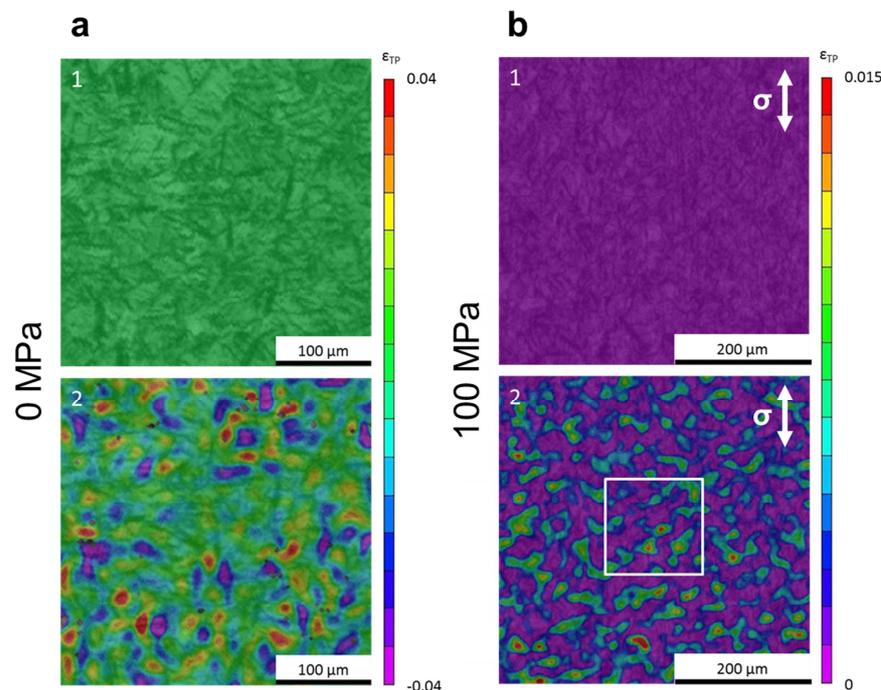


Abbildung 4-21: Lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei den Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen unter 0 MPa (a) und 100 MPa (b) überlagerter Spannung, jeweils bei verschiedenen Temperaturen (1 bei 300 °C und 2 bei Raumtemperatur) an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [111,112]. Nach abgeschlossener Phasenumwandlung wurde in b an der Stelle des weißen Rechteckes eine EBSD-Messung durchgeführt.

Aus den festgestellten Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungslokalisierungen sowohl in den spannungsüberlagerten als auch in den nicht spannungsüberlagerten Phasenumwandlungsexperimenten, bei denen die Dehnungsmessung auf mesoskopischer Ebene durchgeführt wurde, lässt sich schließen, dass während der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung kornorientierungsabhängige Effekte auftreten, wie sie auch schon bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung beobachtet wurden. Die durch die Austenitisierungsbehandlung eingestellte mittlere Korngröße beträgt ca. 30 μm , was auch in etwa der Größe der gemessenen lokalen Dehnungsfelder entspricht. Im Falle der nicht spannungsüberlagerten Phasenumwandlung können dem Ansatz von Magee [81] und Greenwood-Johnson [82] folgend alle theoretisch möglichen Martensitvarianten entstehen. Dadurch sollte eine homogene Längs- und Querdehnungsverteilung und keine umwandlungsplastischen Dehnungen resultieren. Dieses Verhalten ist eine Folge des Auftretens aller möglichen Varianten wodurch eine isotrope Volumenzunahme bei der Umwandlung des kfz- in das trz-Gitter auftritt. Allerdings weisen

die lokalen Dehnungsmaxima und –minima, die bei der nicht spannungsüberlagerten martensitischen Phasenumwandlung beobachtet wurden, daraufhin hin, dass kornorientierungsabhängige Effekte in diesen Bereichen auftreten. Diese Effekte scheinen dabei aber nur lokal begrenzt aufzutreten und sich vielmehr über den gesamten Messbereich auszugleichen, wodurch in den Phasenumwandlungsexperimenten, bei denen die Messung der Dehnungen auf makroskopischer Ebene erfolgt, keine umwandlungsplastischen Dehnungen zu beobachten sind [74,78,112,119]. Im Fall der spannungsüberlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung scheint ein bevorzugtes Wachstum des Martensits in Belastungsrichtung, infolge einer Variantenauswahl nach Magee [81] oder einer gerichteten Verformung des unterkühlten Austenits nach Greenwood-Johnson [82], stattzufinden, wodurch sich die vielen lokalen Dehnungsmaxima und –minima und die makroskopisch beobachteten umwandlungsplastischen Dehnungen ergeben. Insbesondere scheint das lokale Wachstum des Martensits abhängig von der Kristallorientierung des Austenits, wobei hinsichtlich der Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen einige Austenitkornorientierungen eine höhere Affinität zur Bildung dieser Dehnung zu haben scheinen als andere, weshalb sich lokal Dehnungsmaxima ausbilden [40,75,81,82,112,114]. In diesem Zusammenhang erscheint es sinnvoll eine Korrelation der lokal vorhandenen umwandlungsplastischen Dehnungen mit den Kristallorientierungen des unter Spannung eingestellten Martensits vorzunehmen. Dadurch könnte dann festgestellt werden, welchen Anteil die Effekte nach Magee [81] und Greenwood-Johnson [82] an der Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnung für den untersuchten Fall haben und ob einige Kristallorientierungen eine höhere Affinität zur Bildung von umwandlungsplastischen Dehnungen haben als andere. Wenn der Magee Effekt [81] bei der untersuchten Phasenumwandlung dominiert, sollten spezifische Martensitvarianten in Bereichen hoher lokaler umwandlungsplastischer Dehnung zu beobachten sein. Die Klärung dieser Punkte soll in Kapitel 4.5 erfolgen.

Entlastungsversuche

Die in dem durchgeführten Entlastungsversuch ermittelte Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung, die auf mesoskopischer Ebene gemessen wurde, soll an dieser Stelle vorgestellt und diskutiert werden. Dies soll mit der Zielsetzung geschehen, die für den Rückverformungseffekt verantwortlichen mikrostrukturellen Prozesse zu identifizieren. Die Berechnung der Dehnung mittels DIC erfolgte mit der Subsetgröße 60 x 60 Pixel, was in etwa der Korngröße entspricht und der Step size 4 Pixel. Die Aufnahmen wurden mit 4800 x 3600 Pixel in

Anlehnung an die beiden vorhergehenden Versuchsreihen gewählt. In dem vorzustellenden Versuch wurde die der Phasenumwandlung überlagerte Spannung von 50 MPa auf 0 MPa reduziert, nachdem sich 50 % der in diesem Spannungszustand maximal erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnung entwickelt hatten. Dazu wurde vor dem Entlastungsversuch die maximal erreichbare umwandlungsplastische Dehnung während einer mit 50 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung separat ermittelt.

In Abbildung 4-22 ist die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnung während des Entlastungsversuchs dargestellt, wobei 1 den Zeitpunkt zeigt, an dem die isotherme Haltetemperatur erreicht und die Spannung von 50 MPa aufgebracht wurde. Dieser Zeitpunkt dient für die DIC-Untersuchungen als Referenzzustand für die Dehnungsentwicklung und zeigt daher umwandlungsplastische Dehnungswerte von 0 %. Der Zeitpunkt 2 zeigt einen Moment kurz vor der Spannungsreduzierung, Zeitpunkt 3 den Moment kurz nach der Spannungsreduktion und Zeitpunkt 4 zeigt den Moment, an dem die bainitische Phasenumwandlung abgeschlossen ist. Bei Betrachtung der Ergebnisse fällt auf, dass bis zur Spannungsreduktion positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung, gemittelt über den untersuchten Bereich, entstehen. Dabei treten lokale Dehnungsmaxima von bis zu 4 % und Dehnungsminima von bis zu -2 % auf. Direkt anschließend an die Spannungsreduzierung bildeten sich stärkere umwandlungsplastische Dehnungsmaxima und -minima aus, die zwischen 4,5 % und -3 % liegen. Insgesamt, d.h. über die gemessene Fläche gemittelt, nehmen die umwandlungsplastischen Dehnungen infolge der Spannungsreduktion ab. Im weiteren Phasenumwandlungsverlauf nahm die umwandlungsplastische Dehnung, über die untersuchte Fläche gemittelt, weiter ab, was mit dem Rückverformungseffekt übereinstimmt, der in dem Entlastungsversuch mit makroskopisch gemessener Dehnung beobachtet wurde (siehe dazu Kapitel 4.2). Nach abgeschlossener Phasenumwandlung haben sich lokale umwandlungsplastische Dehnungsminima, mit Werten bis zu -5,5 %, direkt neben den Dehnungsmaxima, die Werte bis zu 5,5 % annehmen, ausgebildet. Im Anschluss an die hier betrachtete Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung wurde die kristallographische Orientierung der bainitischen Mikrostruktur mittels EBSD in dem Bereich des weißen Rechteckes, der in Abbildung 4-22 markiert ist, gemessen, vergleiche Abbildung 4-29.

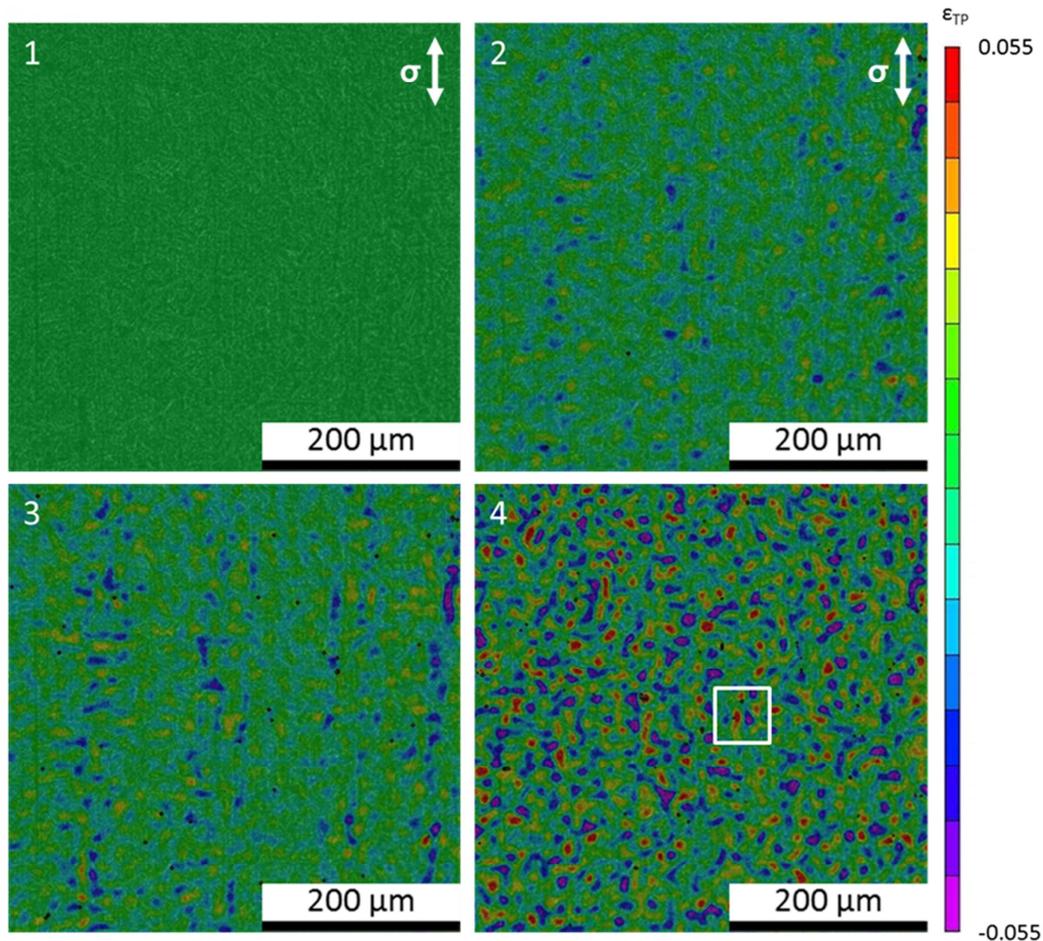


Abbildung 4-22: Lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei der isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitierung bei 1200 °C für 10 s zu verschiedenen Zeitpunkten der Umwandlung. (1) vor dem Beginn der Phasenumwandlung, (2) kurz vor der Spannungsreduzierung, (3) kurz nach der Spannungsreduzierung und (4) nach der Phasenumwandlung. Nach abgeschlossener Phasenumwandlung wurde an der Stelle des weißen Rechteckes eine EBSD-Messung durchgeführt [121,122].

Die während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bis zur Spannungsreduzierung auftretenden, Variationen der lokalen umwandlungsplastischen Dehnung lassen sich, analog zur komplett unter Spannung zu Bainit umgewandelten Probe, auf kornorientierungsabhängige Effekte in Folge eines bevorzugten Wachstum des Bainits in Belastungsrichtung zurückführen. Dies soll an dieser Stelle nicht erneut thematisiert werden [96,103,122]. Die nach der Spannungsreduktion beobachtete Ausbildung lokaler Minima lässt sich als ein bevorzugtes Wachstum von Bainitvarianten senkrecht zur Belastungsrichtung interpretieren. Diese bilden sich bevorzugt neben Bereichen aus, die bis zum Zeitpunkt der Spannungsreduktion ein bevorzugtes Variantenwachstum in Belastungsrichtung gezeigt haben. Neben den Bereichen, die explizite Maxima und Minima umwandlungsplastischer Dehnung aufweisen, zeigen andere Bereiche der Probe keine oder nur sehr geringe Entwicklungen umwandlungsplastischer Deh-

nung, was ein weiteres Indiz für einen Zusammenhang der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung und der Austenitorientierung darstellt [19,40,63,66,81–83,96,107,109]. Die Überprüfung ob das Bainitvariantenwachstum tatsächlich senkrecht zur Belastungsrichtung erfolgt nachdem die Spannung reduziert wurde und die Untersuchung der sich verändernden Variantenauswahl infolge der Spannungsreduktion soll im Kapitel 4.5 erfolgen. In diesem Kapitel wird die im Entlastungsversuch entstandene bainitischen Mikrostruktur und die dazugehörigen umwandlungsplastischen Dehnungsfelder gegenübergestellt.

4.4 Validierung der mesoskopischen Ergebnisse

In diesem Kapitel soll die Validierung der Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungsentwicklungen, die auf mesoskopischer Ebene ermittelt wurden, erfolgen. Dazu wurde ein Abgleich dieser mit den Dehnungsentwicklungen, die auf makroskopischer Ebene gemessen wurden, durchgeführt. Dabei kann ein sinnvoller Vergleich der makro- und mesoskopischen Dehnungsentwicklungen nur erfolgen, wenn die letzteren über die gemessene Fläche gemittelt werden. Bei den vorgenommenen Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen wurden die jeweiligen Dehnungswerte zuerst bei 300 °C, also in etwa bei der M_s genullt. Anschließend wurden die bei Raumtemperatur resultierenden Dehnungswerte, die auf den beiden Betrachtungsebenen ermittelt wurden, miteinander verglichen. Zur Validierung der auf mesoskopischer Ebene gemessenen Dehnungswerte, die sich in den untersuchten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen sowohl in den komplett mit Spannung überlagerten als auch in den Entlastungsversuchen entwickeln, wurde ein Vergleich dieser Dehnungswerte mit den Dehnungswerten, die auf makroskopischer Ebene ermittelt wurden, vorgenommen. Dabei wurden die jeweiligen Längs-, Quer- und damit auch die umwandlungsplastischen Dehnungskomponenten nach Erreichen der isothermen Umwandlungstemperatur und nach der Aufbringung der Spannungen genullt. Anschließend wurden die, während der bainitischen Phasenumwandlungen auf den unterschiedlichen Betrachtungsebenen gemessenen Dehnungswerte alle 100 s verglichen.

Ein solcher Vergleich ist in Abbildung 4-23 beispielhaft für eine mit 50 MPa überlagerte Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung dargestellt. In dieser Abbildung ist zu erkennen, dass die Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungswerte, die auf makroskopischer und auf mesoskopischer Ebene ermittelt wurden, zu den untersuchten Zeitpunkten eine gute Übereinstimmung zueinander zeigen.

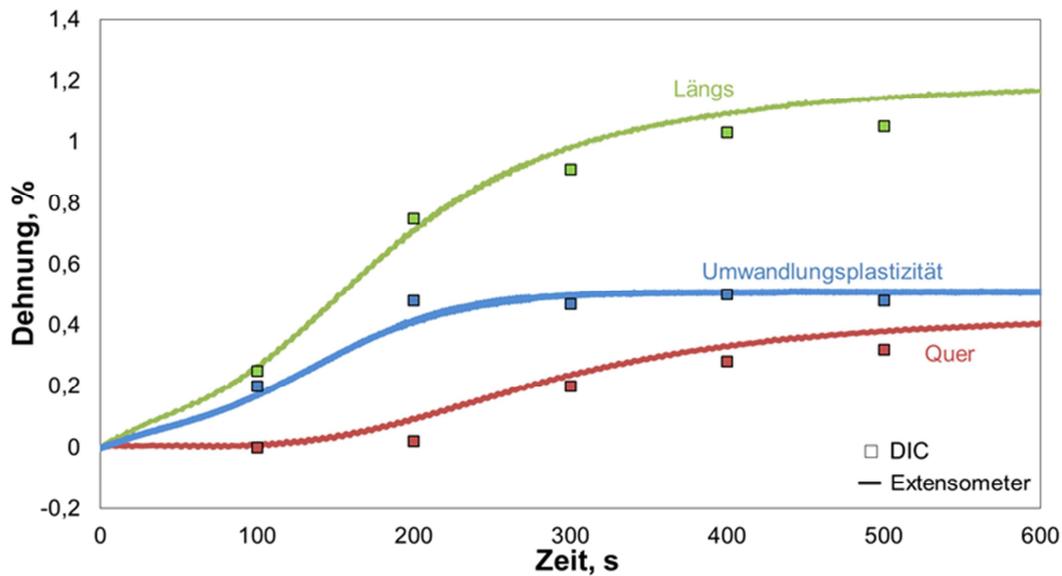


Abbildung 4-23: Vergleich der Entwicklung der Längs-, Quer- und der umwandlungsplastischen Dehnung durch DIC (mesoskopisch) und Extensometer (makroskopisch) gemessen in Abhängigkeit der Zeit bei einer mit 50 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s [103].

Allgemein konnten bei den untersuchten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen Abweichungen der einzelnen Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungskomponenten, die jeweils auf makroskopischer und auf mesoskopischer Ebene (also unterschiedlich große Flächen) ermittelt wurden, zwischen -0,05 % und 0,1 % festgestellt werden. Bei den komplett unter Spannung, d.h. unter 50 MPa und unter 100 MPa, durchgeführten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen zeigte der Vergleich der Dehnungskomponenten, die in unterschiedlichen großen Flächen ermittelt wurden, Abweichungen zwischen -0,1 % und 0,2 %. Des Weiteren zeigte der Abgleich der Dehnungskomponenten bei den Entlastungsversuchen, die während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung durchgeführt wurden, eine Abweichung zwischen -0,05 % und 0,1 %. In jedem der betrachteten Fälle zeigt somit der Vergleich der makro- und mesoskopischen Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungsentwicklungen eine gute Übereinstimmungen, wobei jedoch gewisse Abweichungen der Messergebnisse zueinander auftraten. Diese Abweichungen lassen sich auf den eingeschränkten Betrachtungsbereich bei den Messungen auf mesoskopischer Ebene zurückführen. Dieser Betrachtungsbereich war, bei den in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnissen, auf eine Fläche von 500 μm x 500 μm begrenzt, aufgrund der bei allen Versuchen verwendeten Vergrößerung von 250x. Dieser Bereich war damit kleiner als der Messbereich bei den Versuchen auf makroskopischer Ebene, wo die Messlänge 12 mm für die Längsdehnungsmessung und 10 mm für die Querdehnungsmessung betrug. Darüber hinaus lag der Messbereich bei den mesoskopi-

schen Dehnungsmessungen zentral auf den Flachproben. Aufgrund beider vorgenannter Aspekte wird der mesoskopische Messbereich weniger durch phasenumwandlungsbestimmende Randbedingungen, wie etwa Temperaturgradienten und Probengeometrieabweichungen, beeinflusst, woraus die beobachteten Abweichungen resultieren [96,103,112,122].

4.5 Korrelation der Mikrostruktur und der umwandlungsplastischen Dehnungen

In diesem Abschnitt soll eine mikrostrukturelle Charakterisierung der eingestellten bainitischen und martensitischen Gefüge erfolgen. Des Weiteren soll eine Gegenüberstellung der mesoskopisch gemessenen umwandlungsplastischen Dehnungsfelder und der lokal vorliegenden Mikrostruktur erfolgen. Um diese Ziele zu erreichen, wurden nach den abgeschlossenen Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen jeweils in einem Bereich, in dem auch die lokalen Dehnungsentwicklungen gemessen wurden, EBSD Messungen zur Ermittlung der Kristallorientierungen der eingestellten bainitischen und martensitischen Gefüge auf einer Fläche von $150\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$ durchgeführt. Als Step size zwischen zwei Messpunkten wurde $0,7\ \mu\text{m}$ gewählt. Um eine weitergehende Charakterisierung des Grundzustandes der eingestellten Gefüge zu erreichen, wurden die entsprechenden Proben zusätzlich zur EBSD-Untersuchung noch mittels Lichtmikroskopie und TEM untersucht.

Bainit

Die Mikrostruktur die in einer nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung eingestellt wurde ist in Abbildung 4-24 dargestellt. Diese Abbildung ist unterteilt in eine lichtmikroskopische Aufnahme des angeätzten Gefüges (a), eine Aufnahme der kristallographischen Orientierung, die mittels EBSD ermittelt wurde (b) und eine TEM-Aufnahme der Mikrostruktur (c). In der lichtmikroskopischen Aufnahme des angeätzten Gefüges sind zwei verschiedene Bereiche zu erkennen. Zum einen sind lanzettenförmige Strukturen zu erkennen, was für eine bainitische Mikrostruktur spricht. Zum anderen sind weiße Bereiche zu erkennen, die eine niedrigere Härte aufweisen als die umgebenden bainitischen Strukturen, weshalb die Vermutung nahe liegt, dass in diesen Bereichen Restaustenit vorliegt. Dieser Restaustenit kann durch Kohlenstoffdiffusion aus den bainitischen Ferriteinheiten während der Phasenumwandlung in den umgebenden unterkühlten Austenit resultieren, wenn dadurch der lokal vorliegende kritische Kohlenstoffgehalt für die γ -zu- α Phasenumwandlung

bei Raumtemperatur überschritten wird [19]. In der EBSD Aufnahme lässt sich erkennen, dass die Bainitlanzeten in vielen kristallographischen Orientierungen vorliegen. Folglich sind bei der Phasenumwandlung viele der energetisch möglichen Varianten entstanden und es hat keine oder kaum Variantenauswahl während der nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung stattgefunden. Die entstandenen bainitischen Ferritlanzeten (Bündel) haben infolge der nicht spannungsüberlagerten Phasenumwandlung eine Breite zwischen 1 μm und 5 μm . Des Weiteren ist in der TEM-Aufnahme der bainitischen Mikrostruktur feiner Zementit zu erkennen, der sich in einem Winkel von ca. 60° zur Hauptachse der ferritischen Einheiten des Bainits ausgebildet hat. Offensichtlich tritt während oder direkt nach der Phasenumwandlung der Untereinheiten des Bainits Kohlenstoffdiffusion auf. Die eingestellte Bainitmorphologie entspricht dem für unteren Bainit erwarteten Gefüge [19,27,58].

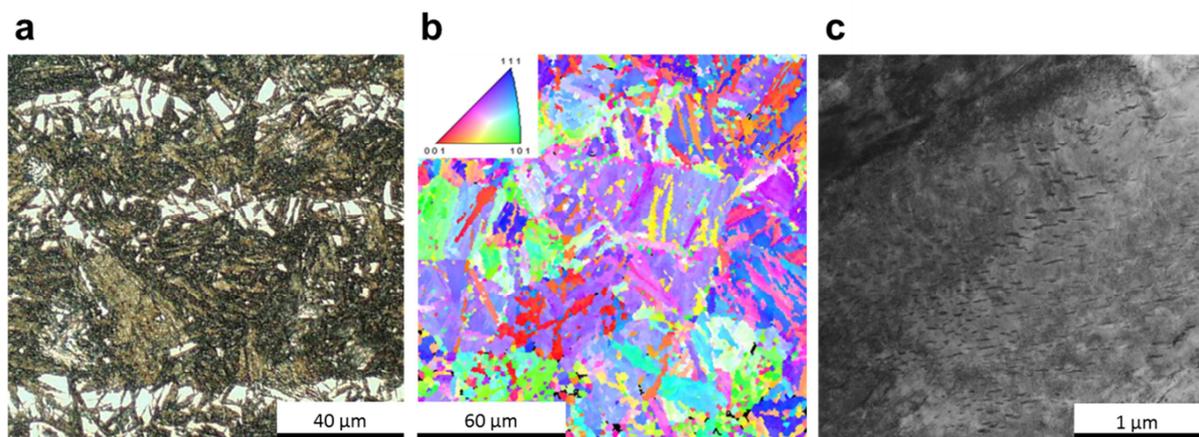


Abbildung 4-24: Lichtmikroskopische (a), EBSD (b) und TEM (c) Aufnahmen von ohne äußere Spannung bei 340°C isotherm umgewandelten bainitischen Gefügen an 40CrMnMoS 8-6, nach einer Austenitisierung bei 1200°C für 10 s.

Die Gegenüberstellung der mesoskopischen Verteilung umwandlungsplastischer Dehnung nach der abgeschlossenen mit 50 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung und der mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der eingestellten bainitischen Mikrostruktur aus demselben Bereich, ist in Abbildung 4-25 dargestellt. In dieser Korrelationsdarstellung wurden die Bereiche, die lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, sowohl in der Darstellung der Dehnungsfelder (b) als auch in der Darstellung der kristallographischen Orientierung der bainitischen Mikrostruktur (a) markiert. Bei vergleichender Betrachtung dieser Korrelation, insbesondere aber in den umrandeten Bereichen, fällt auf, dass die nahe $[101]$ orientierten Bereiche (grün) am Ende der bainitischen Phasenumwandlung hohe umwandlungsplastische Dehnungen aufweisen. In diesen Bereichen, die in

etwa die Größe der durch die Austenitisierungsbehandlung eingestellten Austenitkörner haben, ist nur wenig anders orientierter Bainit zu erkennen. Hingegen zeigen die nahe [001] und [111] orientierten Bereiche nur geringe oder keine umwandlungsplastische Dehnungen, wobei in diesen Bereichen Bainitvarianten in vielen verschiedenen Orientierungen vorliegen.

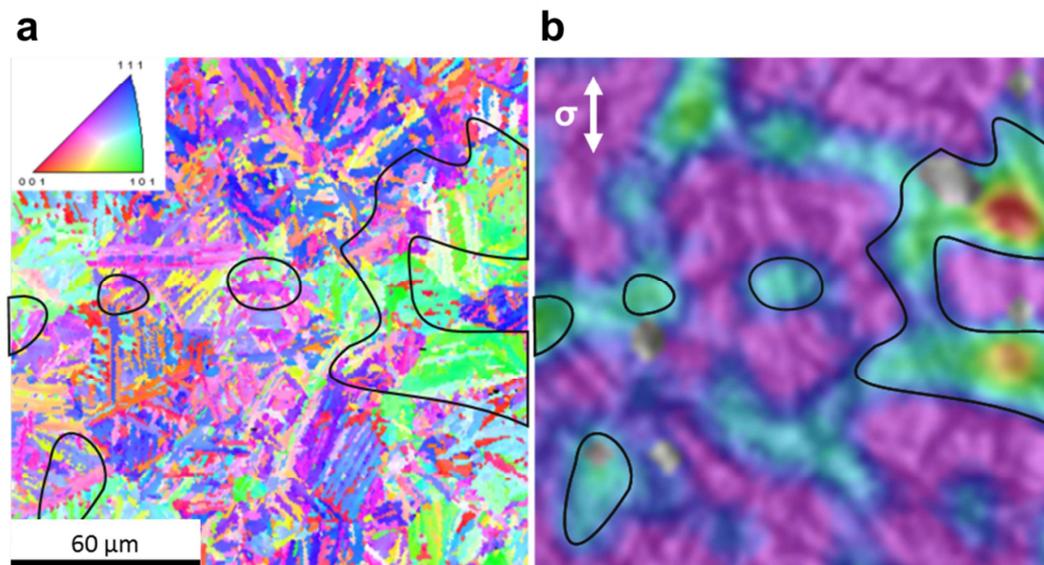


Abbildung 4-25: Korrelation der mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der Mikrostruktur (a) mit den dazugehörigen lokalen umwandlungsplastischen Dehnungen (b) aus Abb. 4-16 (weißes Rechteck), die sich während der mit 50 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entwickelt haben. Die Probe wurde vor der Phasenumwandlung bei 1200 °C für 10 s austenitisiert [103].

In Abbildung 4-26 ist die Korrelation der kristallographischen Orientierungen der Mikrostruktur (a), die mittels EBSD ermittelt wurde, und der mesoskopischen Verteilung umwandlungsplastischer Dehnungen (b) aus demselben Bereich, die sich infolge der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entwickelt haben, dargestellt. Auch in dieser Abbildung wurden die Bereiche die lokal hohe Werte umwandlungsplastischer Dehnung zeigen, sowohl in der Darstellung der Mikrostruktur als auch in der Darstellung der Dehnungsverteilung markiert. Bei vergleichender Betrachtung dieser markierten Bereiche fällt auf, dass die Bereiche lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, die nahe der [101]-Richtung orientiert sind und nur wenig verschieden orientierte Bainitvarianten zeigen. Diese Bereiche, die größer sind als die mittlere Korngröße (30 µm), die durch die verwendete Austenitisierungsbehandlung eingestellt wird. In den Bereichen, die lokal wenig oder keine umwandlungsplastische Dehnung zeigen, haben sich bei der Phasenumwandlung Bainitlanzetten in viele verschiedene kristallographische Orientierungen, aber bevorzugt in der Nähe der [001]- und [111]-Richtung, ausgebildet. Diese Erkenntnisse stimmen mit den Ergebnissen, die

bei der unter 50 MPa umgewandelten bainitischen Mikrostruktur ermittelt wurden, überein. In Hinsicht auf die Bainitmorphologie erscheinen die unter 100 MPa umgewandelten bainitischen Lanzetten größer als die ohne und unter 50 MPa Spannung umgewandelten bainitischen Lanzetten.

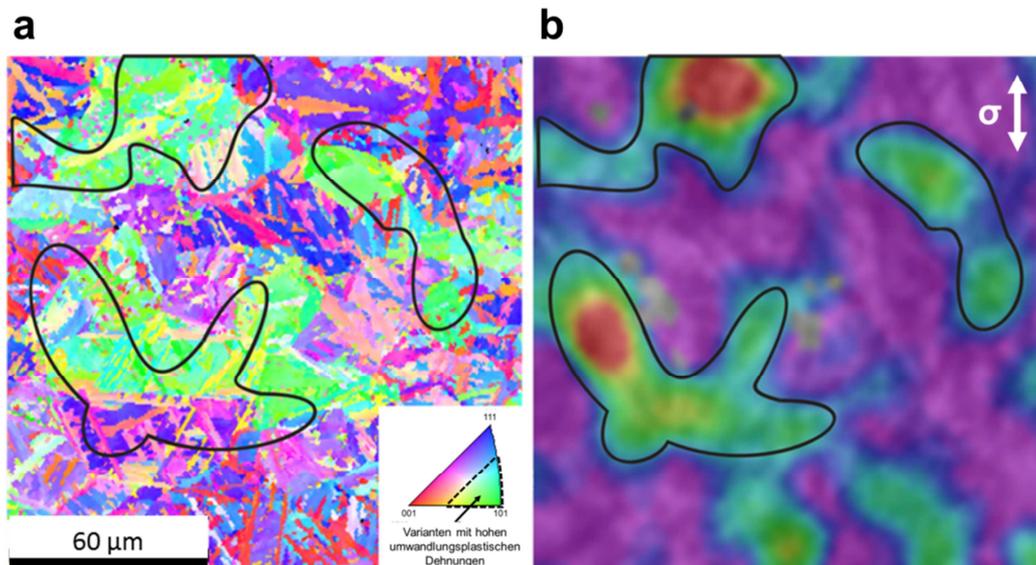


Abbildung 4-26: Korrelation der mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der Mikrostruktur (a) mit den dazugehörigen lokalen umwandlungsplastischen Dehnungen (b) aus Abb. 4-18 (weißes Rechteck), die sich während der mit 100 MPa überlagerten isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entwickelt haben. Die Probe wurde vor der Phasenumwandlung bei 1200 °C für 10 s austenitisiert [96].

Ausgehend von den Ergebnissen, die sich aus der Korrelation der bainitischen Mikrostrukturen mit der mesoskopischen Verteilung umwandlungsplastischer Dehnung, die sich während der mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen entwickeln, ergeben, tritt in den Bereichen, die lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, eine ausgeprägte Variantenauswahl nach Magee [81] auf. Dabei entstehen und wachsen vornehmlich die Varianten, die in der Nähe der [101]-Richtung orientiert sind, da diese in Richtung des überlagerten Spannungsfeldes liegenden Bainitvarianten innerhalb eines günstig orientierten Austenitkornes eine zusätzliche Triebkraftanteil zum Wachstum haben. Somit reduziert sich für diese Varianten die zur Umwandlung benötigte Enthalpie-Differenz [38,39,66,68]. Aufgrund dieser Variantenauswahl interagieren die bevorzugten Bainitorientierungen folglich nur wenig mit anderen Varianten, werden beim Wachstum nur wenig behindert und können dementsprechend durch das komplette Austenitkorn wachsen. In Folge dessen wandelt sich das Austenitgitter innerhalb eines günstig orientierten Kornes bevorzugt in eine kristallographische Richtung um, wodurch die charakteristische Volumenzunahme der γ -zu- α Phasenumwandlung anisotrop verläuft, was mit der Entstehung hoher lokaler umwandlungsplasti-

scher Dehnungen einhergeht. Dieser beobachtete Effekt der Variantenauswahl scheint dabei mit zunehmender überlagerter Spannung zuzunehmen, wodurch das Wachstum einer stetig kleiner werdenden Anzahl von Varianten bevorzugt wird. Auf diese Weise nimmt die auf mesoskopischer und makroskopischer Ebene gemessene anisotrope Komponente der Volumenzunahme, die sich als umwandlungsplastische Dehnung zeigt, zu. Hingegen wachsen in den Bereichen, die lokal niedrige oder keine umwandlungsplastischen Dehnungen zeigen, viele Bainitvarianten, weshalb keine oder nur wenig Variantenauswahl auftritt. Dabei sind die beobachteten Varianten in den Regionen niedriger umwandlungsplastischer Dehnungen bevorzugt nahe der [001]- und [111]-Richtung orientiert. Folglich können die vielen wachsenden Bainitvarianten miteinander interagieren, wodurch das gegenseitige Wachstum behindert wird und die Volumenzunahme infolge der Phasenumwandlung isotrop verläuft [96,122].

Beim Vergleich der bainitischen Lanzettenstrukturen, die sich während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen ausbilden, lässt sich mit steigender überlagerter Spannung eine Vergrößerung der Lanzetten in Breitenrichtung feststellen. Diese Breitenzunahme der Lanzetten resultiert aus der auftretenden Variantenauswahl, wodurch die Bainitlanzetten nicht nur in Längsrichtung weiter wachsen können, sondern auch in Breitenrichtung, da sie beim Wachstum wenig durch andere Varianten behindert werden [95,120,125]. Im Hinblick auf die Variantenauswahl ist zu beachten, dass die kristallographischen Orientierungen der entstehenden Bainitlanzetten von der Orientierung der zu Grunde liegenden Austenitkörner abhängen [42–44,48]. Um also die Effektivität der Variantenauswahl während der untersuchten Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung beurteilen zu können, soll im Kapitel 4.6 die Austenitorientierung anhand der resultierenden Bainitorientierungen in Bereichen hoher umwandlungsplastischer Dehnungen bestimmt werden.

Martensit

Das Gefüge, das in der nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung eingestellt wurde, ist in Abbildung 4-27 dargestellt. In dieser Abbildung sind in (a) eine lichtmikroskopische Aufnahme des angeätzten Gefüges, in (b) eine Darstellung der Kristallorientierungen, die mittels EBSD ermittelt wurden und in (c) eine TEM-Aufnahme der Mikrostruktur zu sehen. In der lichtmikroskopischen Aufnahme ist zu erkennen, dass das martensitische Gefüge aus relativ feinen Strukturen besteht, was sich auch anhand der EBSD Aufnahme bestätigen lässt, die eine Lanzettenbreite beim Martensit von ca. 1 μm zeigt. In der

EBSD Aufnahme lässt sich außerdem erkennen, dass bei der nicht mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung viele verschiedene Varianten entstanden sind, was durch die vielen kristallographischen Orientierungen der martensitischen Lanzetten deutlich wird. Die TEM Aufnahme zeigt lanzettenartige martensitische Strukturen, die sich in etwa mit einem Winkel von 60° zueinander anordnen. Des Weiteren zeigt die TEM Aufnahme keinen Zementit, wodurch eine Kohlenstoffdiffusion, insbesondere infolge der Haltezeit bei 300°C , ausgeschlossen werden kann.

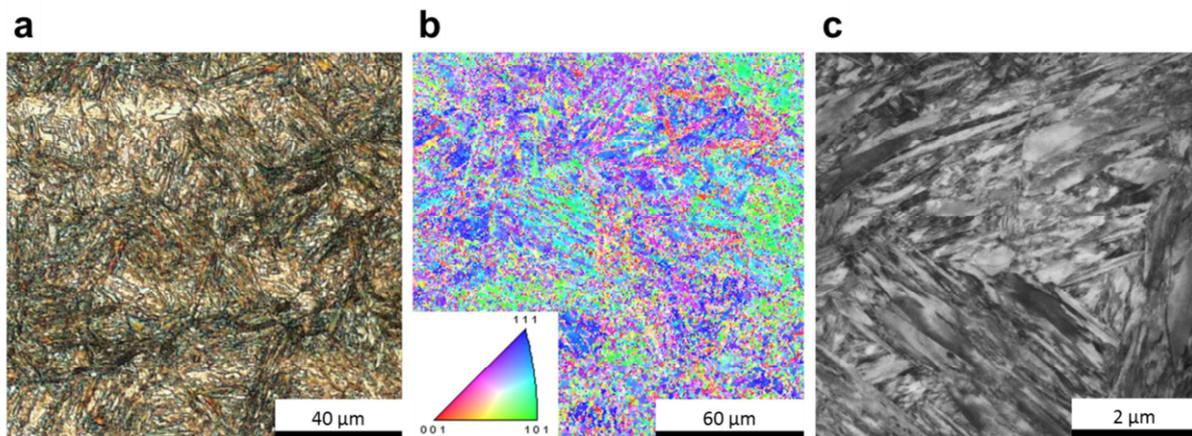


Abbildung 4-27: Lichtmikroskopische (a), EBSD (b) und TEM (c) Aufnahmen von ohne Spannung umgewandelten martensitischen Gefügen an 40CrMnMoS 8-6 nach einer Austenitisierung bei 1200°C für 10 s. Die EBSD Aufnahme wurde aus [111] entnommen.

Eine Gegenüberstellung der mesoskopischen umwandlungsplastischen Dehnungsverteilung die sich in der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung ergibt und der dazugehörigen mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der eingestellten martensitischen Mikrostruktur ist in Abbildung 4-28 dargestellt. In dieser Darstellung sind die Bereiche, die hohe lokale umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, sowohl in der Darstellung der Dehnungsverteilung (b) als auch in der Darstellung der kristallographischen Orientierung der eingestellten martensitischen Mikrostruktur (a) markiert worden. Bei genauer Betrachtung des Vergleiches der kristallographischen Orientierung des Martensits und der Verteilung der umwandlungsplastischen Dehnung fällt auf, dass der im Bereich der [101]-Richtung orientierte Martensit hohe umwandlungsplastische Dehnungen während der Phasenumwandlung entwickelt. Dabei ist in diesen Bereichen ersichtlich, dass sich nur wenig anders orientierte Martensitlanzetten ausgebildet haben. Die Bereiche hoher lokaler umwandlungsplastischer Dehnung haben dabei in etwa die Größe der ehemaligen Austenitkörner. Im Gegensatz dazu scheinen sich in den Bereichen, in denen viele verschieden orientierte Martensitlanzetten zu erkennen sind, keine oder nur kleine umwandlungsplastische Dehnungen zu

entwickeln. Diese Bereiche zeigen Martensit, der vornehmlich im Bereich der [001] und [111] Orientierung liegt. Im Vergleich zu der martensitischen Mikrostruktur, die ohne überlagerte Spannung eingestellt wurde, erscheinen die Lanzetten aus der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung größer.

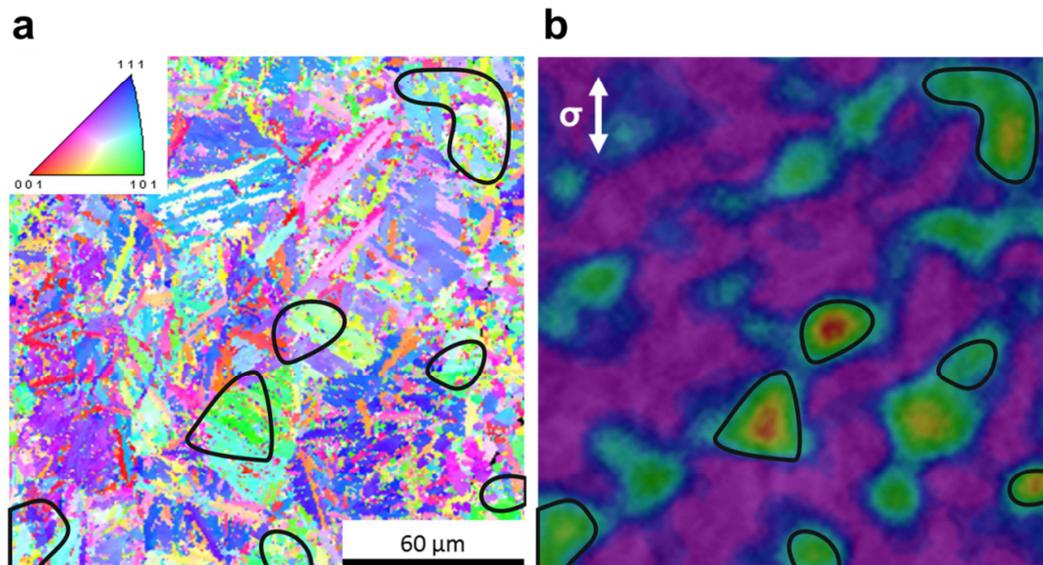


Abbildung 4-28: Korrelation der mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der Mikrostruktur (a) und den dazugehörigen lokalen umwandlungsplastischen Dehnungen (b) aus Abb. 4-21 (weißes Rechteck), die sich während der mit 100 MPa überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung entwickelt haben. Die Probe wurde vor der Phasenumwandlung bei 1200 °C für 10 s austenitisiert [111,112].

Bei der mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung tritt in den Bereichen, die lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, eine ausgeprägte Variantenauswahl nach Magee [81] auf, wobei bevorzugt die Varianten entstehen und wachsen, die nach der martensitischen Phasenumwandlung in der Nähe der [101]-Richtung (grün) orientiert sind. Diese wenigen Martensitvarianten wachsen, bei günstig orientierten Austenitkörnern, in Belastungsrichtung innerhalb eines Austenitkornes, da deren Wachstum durch den zusätzlichen Triebkraftanteil, infolge des überlagerten Spannungsfeldes, energetisch bevorzugt ist. Folglich interagieren diese Varianten beim Wachstum nur wenig mit anderen Varianten, so dass das Wachstum nur wenig oder gar nicht behindert wird. Entsprechend können diese Varianten durch das ganze Austenitkorn wachsen, woraus wiederum eine anisotrope Volumenänderung resultiert, die sich durch hohe mesoskopische umwandlungsplastische Dehnungen äußert. Hingegen tritt in den Bereichen, die lokal niedrige umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, keine oder nur wenig Variantenauswahl stattzufinden, wodurch die vielen beobachteten Martensitvarianten wachsen, die nach der martensitischen Phasenumwandlung bevorzugt in der Nähe der [001]- und [111]-Richtung (rot bzw. blau) orientiert sind. Dabei

können die vielen wachsenden Varianten innerhalb eines Austenitkornes interagieren bzw. sich gegenseitig beim Wachstum behindern, wodurch die Volumenzunahme aufgrund der Phasenumwandlung isotrop verläuft und nur wenig umwandlungsplastische Dehnung resultiert [112].

Hinsichtlich des Vergleiches der Lanzettenstrukturen, die in den ohne und mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen entstehen, fällt auf, dass die überlagerte Spannung zu breiteren Lanzetten führt. Diese resultieren aus der Variantenauswahl, da durch die überlagerte Spannung das Wachstum weniger Varianten, insbesondere in Belastungsrichtung, gefördert wird, welche entsprechend wenig im Wachstum behindert werden und folglich in ihren Ausmaßen länger und breiter werden als wenn viele Varianten miteinander interagieren [95,112,120,126,127]. In Bezug auf die Variantenauswahl ist zu beachten, dass die kristallographischen Orientierungen der entstehenden Martensitlanzetten in einem direkten Zusammenhang mit der Austenitorientierung stehen [42–44]. Deshalb soll die Austenitorientierung anhand der Martensitorientierungen in Bereichen hoher umwandlungsplastischer Dehnungen in Kapitel 4.6 bestimmt werden, um die Effektivität der Variantenauswahl beurteilen zu können.

Entlastungsversuche

In Abbildung 4-29 ist die Entwicklung der mesoskopisch gemessenen umwandlungsplastischen Dehnung (a) und die schematische Darstellung der Mikrostruktur (b) während der Entlastungsversuche bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung, jeweils kurz vor der Spannungsreduzierung und am Ende der Umwandlung, dargestellt. Die Entlastung von 50 MPa auf 0 MPa fand statt, nachdem sich 50 % des maximal möglichen Wertes umwandlungsplastischer Dehnung entwickelt hatten. Zusätzlich sind in (c) die mittels des EBSD-Verfahrens ermittelten kristallographischen Orientierungen der eingestellten bainitischen Mikrostruktur nach abgeschlossener Phasenumwandlung aus demselben Bereich angeführt.

Während der bainitischen Phasenumwandlung entwickeln sich bis zum Zeitpunkt der Spannungsreduzierung lokal positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung, während andere Bereiche Dehnungswerte von etwa 0 % zeigen. In den Bereichen, in denen sich zunächst positive umwandlungsplastische Dehnungswerte entwickelt haben, liegen nach abgeschlossener bainitischer Phasenumwandlung wenige unterschiedlich orientierte Bainitvarianten vor, die insbesondere in [101]-Richtung liegen. Anschließend an die Spannungsreduzierung nimmt die

umwandlungsplastische Dehnung in den Bereichen, die vor der Reduzierung positive Werte dieser Dehnung gezeigt haben, weiter zu. Gleichzeitig entwickeln sich allerdings in den noch nicht umgewandelten Bereichen negative umwandlungsplastische Dehnungen, angrenzend an die Bereiche, die positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung zeigen. Die Bereiche in denen sich nach der Spannungsreduktion negative umwandlungsplastische Dehnungswerte entwickeln, zeigen nach abgeschlossener Phasenumwandlung Bainit, der in den kristallographischen Richtungen [001] und [111] orientiert ist.

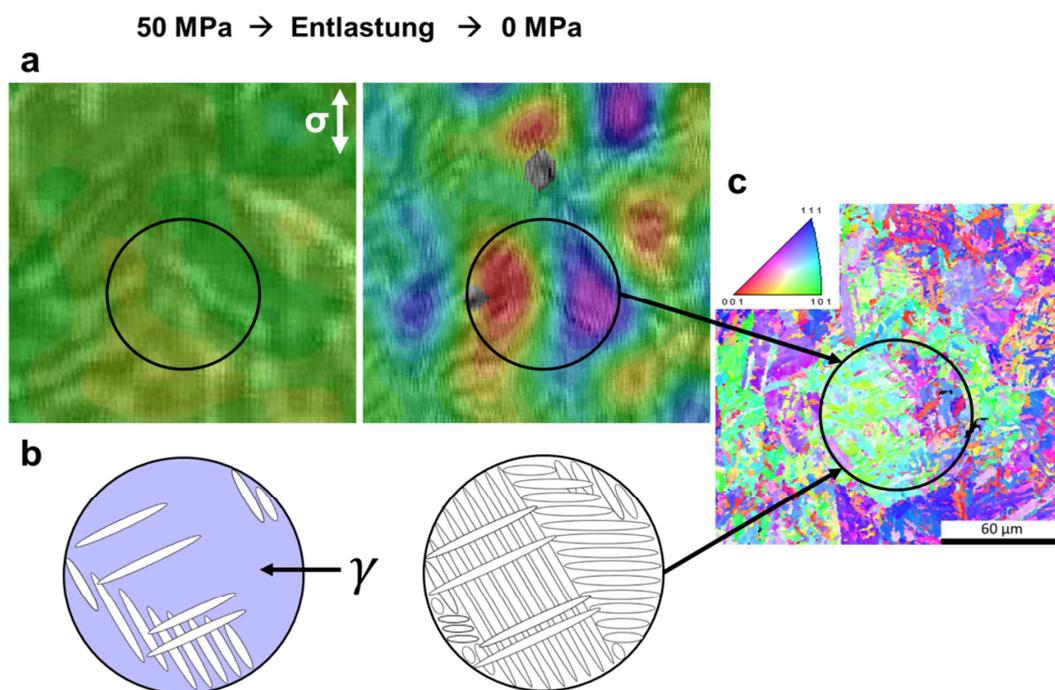


Abbildung 4-29: Korrelation der lokalen umwandlungsplastischen Dehnungen (a) aus Abb. 4-22 (weißes Rechteck) mit den mittels EBSD ermittelten kristallographischen Orientierungen der Mikrostruktur (c) der gleichen Stelle, während des Entlastungsversuchs bei isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung bei 340 °C, kurz vor und nach der Entlastung. Zusätzlich sind in (b) schematische Darstellungen der Mikrostrukturen kurz vor und nach der Entlastung dargestellt. Die Probe wurde vor der Phasenumwandlung bei 1200 °C für 10 s austenitisiert [121,122].

Anhand der positiven Werte umwandlungsplastischer Dehnung, die in der DIC-Aufnahme kurz vor der Entlastung zu erkennen sind und der wenigen kristallographischen Varianten, die zu beobachten sind lässt sich erkennen, dass die der Phasenumwandlung überlagerte Spannung von 50 MPa zu einer Variantenauswahl nach Magee [81] führt. Dabei wachsen zunächst vornehmlich die Bainitvarianten, die in der Nähe der [101]-Richtung orientiert sind, da diese energetisch günstig zu dem überlagerten Spannungsfeld orientiert sind und damit einen zusätzlichen Triebkraftanteil zum Wachstum haben [96,103,112,122]. Die während der mit Spannung überlagerten bainitischen Phasenumwandlung entstandenen und gewachsenen be-

vorzugten Varianten, infolge derer sich lokal positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung entwickelt haben, wachsen nach der Spannungsreduzierung weiter, bis zum Erreichen eines Hindernisses, z.B. einer Korngrenze [19,35,36,46]. Dementsprechend entwickeln sich in diesen Bereichen die umwandlungsplastischen Dehnungen zu positiveren Werten, selbst nach der Spannungsreduzierung. In den bis zur Spannungsreduzierung nicht umgewandelten Bereichen, die eine unterkühlte austenitische Mikrostruktur aufweisen, entstehen und wachsen nach der Reduzierung die Bainitlanzetten insbesondere senkrecht zu den vormals energetisch bevorzugten Varianten in [001]- und [111]-Richtung. Folglich entwickeln sich in diesen Bereichen negative Werte umwandlungsplastischer Dehnung. Dabei ist nach der Spannungsreduzierung, gemittelt über die untersuchte Fläche, die Abnahme der umwandlungsplastischen Dehnung stärker als die Zunahme der umwandlungsplastischen Dehnung, wodurch makroskopisch ein Rückverformungseffekt beobachtet werden kann [122]. Im Kapitel 4.6 soll zur Beurteilung der Effektivität der Variantenauswahl während der betrachteten Entlastungsversuche bei der isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung die Austenitorientierung, anhand der resultierenden Bainitorientierungen, in Bereichen, die positive umwandlungsplastische Dehnungen aufweisen, ermittelt werden.

Bei allen zuvor betrachteten Vergleichen der lokalen Verteilung umwandlungsplastischer Dehnung und den in [101]-Richtung orientierten Bainit- und Martensitvarianten stimmten diese nicht immer exakt miteinander überein. Diese Unterschiede lassen sich auf das, für das EBSD-Verfahren notwendige, Elektropolieren der Probenoberflächen zurückführen. Durch das Elektropolieren wird Material von der Probenoberfläche abgetragen, weshalb die aufgenommenen Dehnungsfelder und die mittels EBSD bestimmte Orientierungsverteilung der Bainit- oder Martensitlanzetten im untersuchten Bereich nicht vollständig übereinstimmen können.

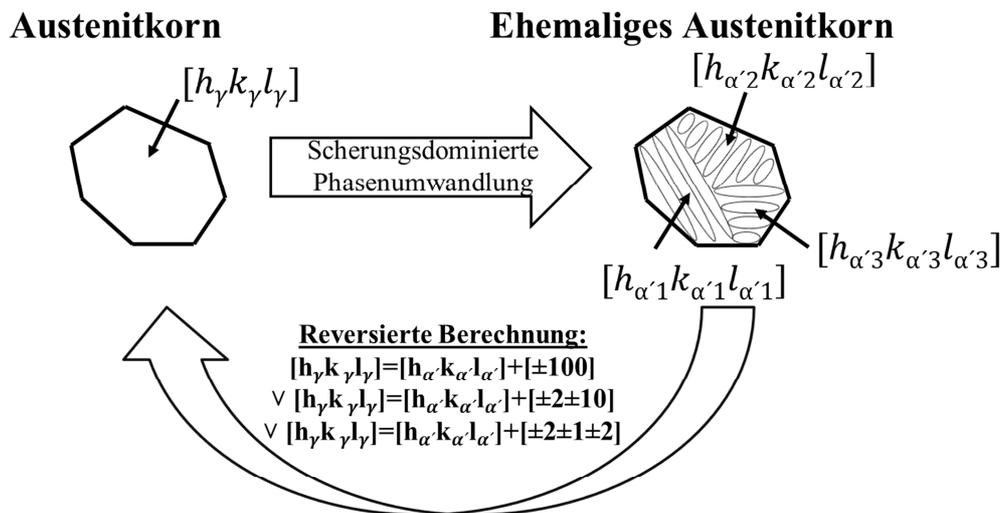
4.6 Berechnung der Austenitorientierung anhand von Bainit- und Martensitorientierungen

In diesem Kapitel soll eine Methode zur Berechnung der Austenitkristallorientierung anhand der in den scherdominierten Phasenumwandlungen entstandenen Bainit- und Martensitkristallorientierungen vorgestellt werden. Ziel war es eine im Vergleich zu in der Literatur vorhandenen Berechnungsmethoden wie der von Miyamoto et al. [128,129], Blaineau et al. [130] und Germain et al. [131] mathematisch vereinfachte, aber effektive Methode zu entwi-

ckeln [105]. Dazu sollte die Kurdjumov-Sachs Orientierungsbeziehung [42], die die Phasenumwandlungsprozesse am untersuchten 40CrMnMoS 8-6 aufgrund des Kohlenstoffgehaltes und der entstehenden Lanzettenstrukturen am besten beschreibt, reversiert angewendet werden. Die K-S Orientierungsbeziehung beschreibt die Austenit-zu-Bainit und die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung durch einen Schermechanismus entlang vier möglicher paralleler Ebenen, $(111)_\gamma // (011)_\alpha$, $(\bar{1}11)_\gamma // (011)_\alpha$, $(1\bar{1}1)_\gamma // (011)_\alpha$ und $(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma // (011)_\alpha$ die jeweils im Austenit parallel zum Bainit/Martensit sind (Abbildung 2-4). Darüber hinaus sind pro paralleler Ebenen-Beziehung noch sechs parallele Richtungen möglich, z.B. $[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, $[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$, $[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, $[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$, $[0\bar{1}1]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$ und $[0\bar{1}1]_\gamma // [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$ für die $(111)_\gamma // (011)_\alpha$ Ebenen-Beziehung [42]. Anhand dieser parallelen Ebenen- und Richtungs-Beziehungen können die Orientierungen des Austenits oder des Bainits/Martensits aus dem jeweils anderen berechnet werden. Dazu werden aus den parallelen Richtungen aller möglichen parallelen Ebenen-Beziehungen die Verschiebungsvektoren zwischen Austenit und Bainit/Martensit berechnet, wobei die Verschiebungsvektoren die Scherung beschreiben. Die so erhaltenen Verschiebungsvektoren decken alle 24 kristallographisch möglichen Varianten, die durch die K-S Orientierungsbeziehung beschrieben werden, ab und sind $[\pm 100]$, $[\pm 2\pm 10]$ und $[\pm 2\pm 1\pm 2]$. Dabei können die Werte innerhalb eines Vektors beliebig vertauscht werden, z.B. ist der dritte Vektor äquivalent zu $[\pm 1\pm 2\pm 2]$. Zur Veranschaulichung dieser Berechnungsmethode sollen an dieser Stelle Beispiele angeführt werden. So beschreibt z.B. der Verschiebungsvektor $[0\bar{2}1]$ die Verschiebung durch die Phasenumwandlung entlang der parallelen Richtungen $[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, der Verschiebungsvektor $[00\bar{1}]$ die Verschiebung entlang der parallelen Richtungen $[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$ und der Verschiebungsvektor $[\bar{1}2\bar{2}]$ die Verschiebung infolge der Umwandlung entlang der parallelen Richtungen $[0\bar{1}1]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$.

Anhand der drei bestimmten zulässigen Verschiebungsvektoren ist es nunmehr möglich aus den beobachteten kristallographischen Orientierungen des resultierenden Bainits oder des Martensits die Orientierung des Austenits innerhalb eines ehemaligen Austenitkornes zu ermitteln. Die entsprechende Vorgehensweise ist in Abbildung 4-30 veranschaulicht. Dabei wurde jeweils ein Bereich ausgewählt, der bei der Phasenumwandlung eine starke lokale Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung zeigte und der in etwa der Größe der Austenitkörner entspricht. Diese Berechnungsmethode wurde zuerst auf die mit 100 MPa überlagerte Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung, dann auf die mit 100 MPa überlagerte Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung und abschließend auf den Entlastungsversuch bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung angewendet. Dabei erfolgte die Entlastung von 50 MPa auf 0

MPa, nachdem sich 50 % der maximal erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnung entwickelt hatten.



(Es gilt zu beachten, dass die Werte innerhalb der einzelnen Verschiebungsvektoren beliebig getauscht werden können und dass innerhalb eines ehemaligen Austenitkornes alle beobachteten Orientierungen des Bainits oder des Martensits mit der Austenitorientierung durch einen der drei Verschiebungsvektor repräsentiert sein müssen)

Abbildung 4-30: Schematische Darstellung der reversierten Berechnung zur Bestimmung der Austenitorientierung anhand, der Bainit- und Martensitorientierungen innerhalb eines Austenitkornes, durch die Verwendung von Verschiebungsvektoren, die sich aus dem Kurdjumov-Sachs Orientierungszusammenhang ergeben [105].

Die Berechnungsmethode wurde zuerst auf die mit 100 MPa überlagerte Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung angewendet. In Abbildung 4-31 wurden zu diesem Zweck die kristallographischen Orientierungen des Bainits aus Abbildung 4-26 innerhalb eines ehemaligen Austenitkornes markiert (links), das lokal hohe umwandlungsplastische Dehnung zeigte, und in eine inverse Polfigur (rechts) übertragen. In der inversen Polfigur ist zu erkennen, dass der Bainit nach der Phasenumwandlung vorzugsweise nahe der [102]-, [101]- und [313]-Richtung orientiert ist. Beim Bainit tritt eine Variantenauswahl nach Magee, infolge der Spannungsüberlagerung, in dem untersuchten ehemaligen Austenitkorn auf durch die sich die Anzahl der Bainitvarianten von 24 gemäß der K-S Orientierungsbeziehung möglichen auf die drei beobachteten reduziert [63,66,83,96,107,108,133].

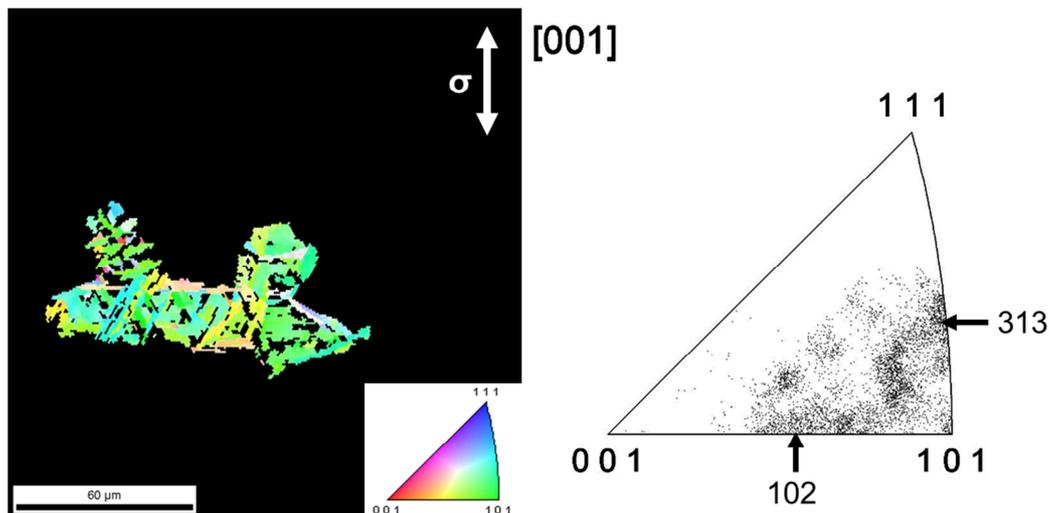


Abbildung 4-31: EBSD Orientierungsaufnahme (a) und die dazugehörige inverse Polfigur (b) von einem ehemaligem Austenitkorn, das mit einer überlagerten Spannung von 100 MPa zu Bainit umgewandelt wurde [105].

Die Indizes, die den zugrunde liegenden Austenit beschreiben, können nun anhand der Annahme, dass nur Verschiebungen von maximal ± 2 zulässig sind, auf $h = 1,2,3$, $k = \bar{1}, 0,1,2$ und $l = 1,2,3$ abgeschätzt werden. Durch den Abgleich der Indizes zur Beschreibung des zugrundeliegenden Austenits und der Verschiebungsvektoren ergeben sich drei mathematisch mögliche Kristallorientierungen für den Austenit: [101], [121] und [103]. Bei genauerer Betrachtung der Positionierung der möglichen Austenitorientierungen innerhalb der inversen Polfigur fällt auf, dass die [101] Orientierung inmitten der gemessenen Bainitorientierungen liegt. Demgegenüber liegen die [121] und [103] Orientierungen außerhalb der gemessenen Bainitorientierungen. Somit wäre die bainitische Phasenumwandlung mit großen Verschiebungen verbunden und folglich erscheint eine Austenitorientierung in [101]-Richtung wahrscheinlicher [105].

In Abbildung 4-32 sind die kristallographischen Orientierungen des unter 100 MPa umgewandelten Martensits innerhalb eines ehemaligen Austenitkorns als Orientierungsaufnahme des Korns (links) und innerhalb einer inversen Polfigur (rechts) dargestellt. In dem dargestellten ehemaligen Austenitkorn entwickelten sich während der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung lokal hohe Werte umwandlungsplastischer Dehnung, vergleiche dazu Abbildung 4-28. Bei der Betrachtung der entsprechenden inversen Polfigur fällt auf, dass vornehmlich drei Martensitvarianten vorliegen, die nahe der [313]-, [101]- und [102]-Richtung orientiert sind. Aus den wenigen vorliegenden Martensitvarianten innerhalb dieses ehemaligen Austenitkorns lässt sich schließen, dass die Variantenauswahl nach Magee dort sehr ausgeprägt

war. Zur Veranschaulichung sei hier erwähnt, dass sich offensichtlich von den 24 möglichen nur drei Varianten ausbilden [42,81,112,115,132].

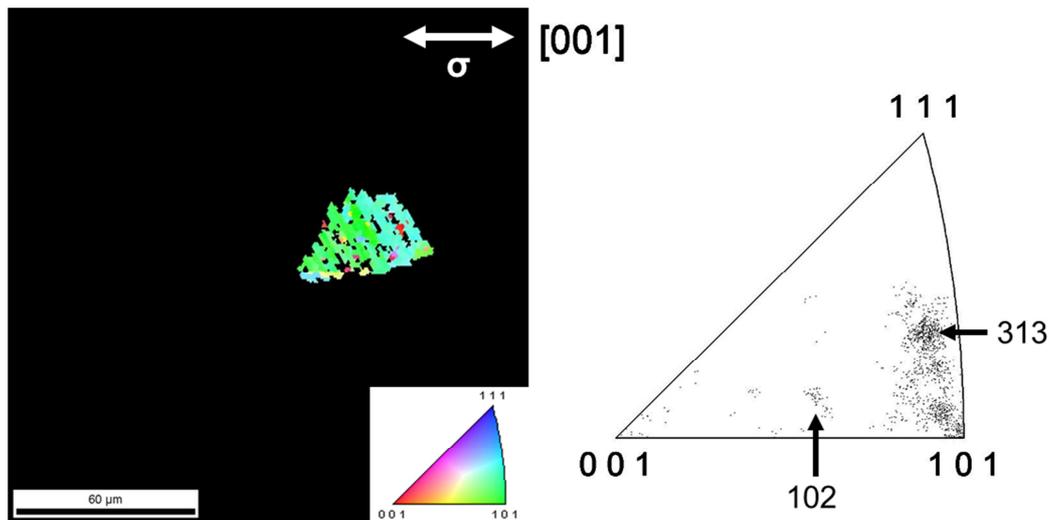


Abbildung 4-32: EBSD Orientierungsaufnahme (a) und die dazugehörige inverse Polfigur (b) eines ehemaligen Austenitkorns, das mit einer überlagerten Spannung von 100 MPa zu Martensit umgewandelt wurde [105].

Entsprechend der sich aus den zulässigen Verschiebungsvektoren dieser Methode ergebenden maximalen Verschiebung von ± 2 können die einzelnen Indizes des Vektors, der die zugrundeliegende Austenitorientierung beschreibt, $h = 1,2,3$, $k = \bar{1}, 0,1,2$ und $l = 1,2,3$ sein. Anhand eines Abgleiches der Indizes zur Beschreibung der Austenitorientierung und der möglichen Verschiebungsvektoren, laut der K-S Orientierungsbeziehung, sind mathematisch für den Austenit nur die Orientierungen [101], [121] und [103] möglich. In diesem Zusammenhang liegen die Orientierungen [121] und [103] innerhalb der inversen Polfigur, jedoch weit von den Orientierungen des in der Phasenumwandlung entstandenen Martensits entfernt, so dass die martensitische Phasenumwandlung mit hohen Verschiebungen verbunden wäre. Aus diesem Grund ist eine [101] Orientierung des Austenits am wahrscheinlichsten [105].

Die Bainitvarianten, die sich innerhalb eines ehemaligen Austenitkorns während des Entlastungsversuches bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung entwickelt haben, sind als Orientierungsdarstellung (links) und in einer inversen Polfigur (rechts) in Abbildung 4-33 gezeigt. Dabei hat sich in dem betrachteten ehemaligen Austenitkorn lokal ein hoher Wert umwandlungsplastischer Dehnung entwickelt, vergleiche dazu Abbildung 4-29. In der inversen Polfigur zeigt sich, dass bei der bainitischen Phasenumwandlung insbesondere die in der Nähe der [313]-, [314]-, [305]-, und [415]-Richtung orientierten Bainitvarianten entstehen. Diese wenigen beobachteten Bainitvarianten, die innerhalb dieses ehemaligen Austenitkorns

auftraten, deuten auf eine Variantenauswahl nach Magee in diesem Korn hin [63,66,81,83,96,107,108,133].

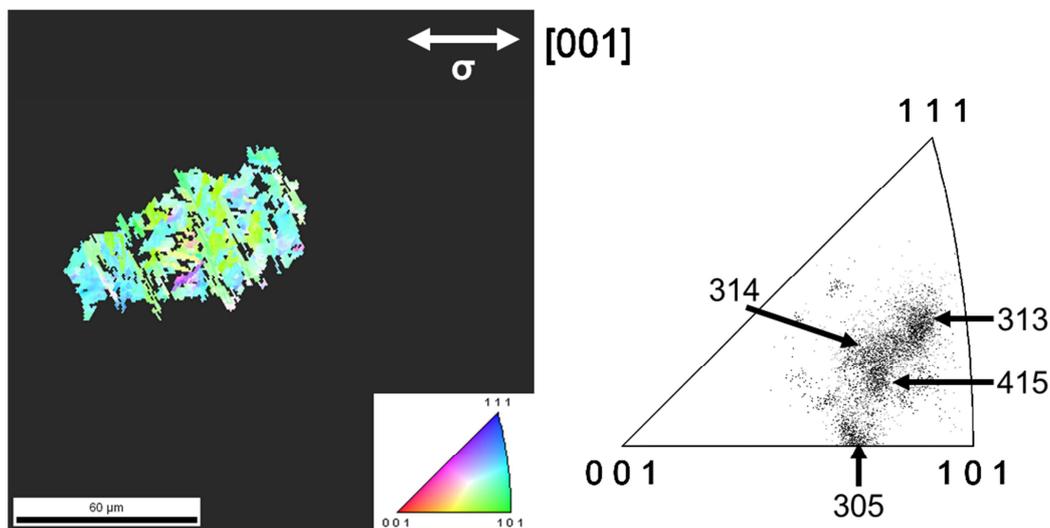


Abbildung 4-33: EBSD Orientierungsaufnahme (a) und die dazugehörige inverse Polfigur (b) von einem ehemaligem Austenitkorn, das mit einer überlagerten Spannung von 50 MPa zu Bainit umgewandelt wurde. Die Spannung von 50 MPa wurde während der Phasenumwandlung auf 0 MPa reduziert [105].

Anhand der gemessenen kristallographischen Orientierungen des Bainits, die während des Entlastungsversuches entstanden sind, konnten die Indizes des Vektors, der den zugrundeliegenden Austenit beschreibt, auf $h = 2,3,4,5$, $k = \bar{1}, 0,1,2$ und $l = 3,4,5$ eingegrenzt werden. Beim folgenden Abgleich der Indizes zur Beschreibung des Austenits und der laut der K-S Orientierungsbeziehung zulässigen Verschiebungsvektoren ist die einzig mathematisch mögliche Austenitorientierung [313]. Die Lage dieser Orientierung stimmt gut mit dem gemessenen Bainitorientierungen überein, wodurch die Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung nur mit geringen Verschiebungen verbunden ist [105].

Bei genauer Betrachtung aller in diesem Kapitel vorgestellten Ergebnisse lässt sich feststellen, dass die mit Spannung überlagerten Phasenumwandlungen der Körner, die lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungswerte aufweisen, vorzugsweise über kleine Verschiebungen der Orientierung innerhalb der inversen Polfiguren ablaufen, siehe dazu Abbildung 4-32 bis Abbildung 4-33. Zusätzlich fällt in den betrachteten Körnern auf, dass sowohl die resultierenden Bainit- und Martensitvarianten, als auch der zugrunde liegende Austenit in der Nähe der $[101]$ -Richtung orientiert sind, was für die bevorzugte Lage dieser Orientierung für die Variantenauswahl bei einer Spannungsüberlagerung während der Phasenumwandlung, entsprechend des Magee Ansatzes [81], spricht. Folglich scheint der Greenwood-Johnson Effekt für

die untersuchten Fälle nur wenig zur Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnung in den mit Spannung überlagerten scherungsdominierten Phasenumwandlungen beizutragen. Dies bedeutet, dass die Entstehung und das Wachstum der Bainit- und Martensitvarianten u.a. von der Austenitorientierung und dem überlagerten Spannungsfeld abhängt. Im Falle der in [101]-Richtung orientierten Varianten wurde bei den untersuchten mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen kleine Orientierungsverschiebungen zwischen der zugrundeliegenden und der resultierenden Phase beobachtet [21,22,81,83,96,112,122]. Diesbezüglich sei darauf hingewiesen, dass die resultierenden Bainit- und Martensitorientierungen nicht exakt mit den expliziten Orientierungen, die sich aus der K-S Theorie ergeben, übereinstimmen. Die beobachteten Orientierungen sind vielmehr zwischen den Orientierungen gestreut, die sich aus der Theorie ergeben. Dieses Verhalten resultiert zum einen aus einer Interaktion der einzelnen Bainit- und Martensitvarianten beim Wachstum miteinander, wodurch die theoretischen und die gemessenen Orientierungen voneinander abweichen [19,35,36,46]. Zum anderen stellt die K-S Orientierungsbeziehung nur eine Näherungslösung dar, weil der eigentliche Orientierungszusammenhang bei den scherungsdominierten Phasenumwandlungen irrationaler Natur ist. Folglich können die gemessenen Punkte nicht exakt mit den theoretischen Werten aus der K-S Orientierungsbeziehung übereinstimmen [48].

Die hier vorgeschlagene Berechnungsmethode zur Bestimmung der vor der Phasenumwandlung vorhandenen Austenitorientierung aus den resultierenden Orientierungen, ist hinsichtlich der Eindeutigkeit und der genauen Orientierung des Austenits nicht ganz so exakt wie die Berechnungsmethode von Miyamoto et al. [128,129] oder Germain et al. [131]. Allerdings ist die vorgeschlagene Methode, im Vergleich zu anderen Berechnungsmethoden [48,128–131,134], mathematisch einfacher, wodurch weniger Rechenaufwand nötig ist und eine einfachere Implementierung in Berechnungsprogramme erfolgen kann, was den wesentlichen Vorteil darstellt. Ein weiterer Vorteil dieser Methode ist, dass sie sowohl auf die Austenit-zu-Bainit, als auch auf die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung angewendet werden kann solange Variantenauswahl stattfindet, während die Anwendbarkeit der meisten Berechnungsmethoden in der Literatur auf eine spezifische Art von Phasenumwandlung begrenzt ist [48,128,130,134].

5 Rückschlüsse für thermo-mechanisch gekoppelte Fertigungsprozesse und deren Modellierung

In diesem Kapitel sollen auf Grundlage der in dieser Dissertation erarbeiteten Ergebnisse zum Einfluss von der Phasenumwandlung überlagerten Belastungen auf scherungsdominierte Phasenumwandlungen, Rückschlüsse zur Optimierung von endkonturnahen Produkten aus niedrig legiertem Stahl gezogen werden, die mittels thermo-mechanisch gekoppelter Prozesse hergestellt wurden. In diesem Zusammenhang sollen außerdem noch Vorschläge für eine verbesserte Modellierung der scherungsdominierten Phasenumwandlungen in diesen Herstellprozessen gemacht werden. Folgende Rückschlüsse bzw. Vorschläge konnten erarbeitet werden:

- Die chemische Zusammensetzung hat einen wesentlichen Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von Verzug in Form von umwandlungsplastischen Dehnungen. Infolge dessen führen lokale Variationen der chemischen Zusammensetzung zur lokalen Veränderung der Phasenumwandlungsprodukte und zu einer inhomogenen Verteilung von Verzug, wodurch sich die Herstellung endkonturnaher Bauteile schwierig gestaltet. Daher sollten lokale Unterschiede der chemischen Zusammensetzung im Halbzeug soweit möglich, etwa durch langes Diffusionsglühen, beseitigt werden.
- Durch eine der Austenit-zu-Bainit und der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen überlagerte mechanische Spannung kann der Phasenumwandlungsprozess zu kürzeren Umwandlungszeiten bzw. zu höheren Temperaturen verschoben werden, wobei der jeweilige Effekt mit zunehmender überlagerter Spannung stärker wird. Dementsprechend kann die Zeit zur Einstellung der gewünschten bainitischen und/oder martensitischen Gefüge im thermo-mechanisch gekoppelten Prozess durch die Überlagerung einer Spannung nach der Formgebung, etwa durch ein nachgelagertes Zuhalten der Presse, verkürzt werden.
- Allerdings führt eine den scherungsdominierten Phasenumwandlungen überlagerte Spannung zur Ausbildung von Verzug in Form von umwandlungsplastischer Dehnung der mit höherer Spannung zunimmt. Folglich ist, wenn der Phasenumwandlung Spannungen überlagert werden sollen, eine Abwägung zwischen verkürzter Herstellzeit und resultierendem Verzug erforderlich.
- Im Hinblick auf die Modellierung der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei veränderlichen Spannungszuständen während der Austenit-zu-Bainit Phasen-

umwandlungen gilt es auftretende Rück- und Nachverformungseffekte zu berücksichtigen. In diesem Zusammenhang führt die Reduzierung von überlagerten Spannungen während der Phasenumwandlung, die knapp unterhalb der Streckgrenze des unterkühlten Austenits bei der Umwandlungstemperatur liegen, zu einer Nachverformung umwandlungsplastischer Dehnung. Dies bedeutet, dass nach einer Spannungsreduzierung auf 0 MPa der Wert umwandlungsplastischer Dehnung weiter zunimmt. Bei Reduzierung von Spannungen, die in etwa halb so groß sind wie die Streckgrenze des unterkühlten Austenits bei der Umwandlungstemperatur auf den lastfreien Zustand während der Phasenumwandlung, tritt ein Rückverformungseffekt auf. Das bedeutet, dass der Wert umwandlungsplastischer Dehnung nach der Spannungsreduzierung, während der weiteren Phasenumwandlung abnimmt.

- Zur Verkürzung der Herstellzeit bei gleichzeitiger Minimierung des Verzuges von Produkten aus Stahl, die in dem betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Prozess hergestellt werden, ist es denkbar, den Rückverformungseffekt gezielt zu nutzen. Dazu könnte die Presse nach der eigentlichen Formgebung für eine Zeit mit einer Kraft zugehalten werden, wodurch in das Bauteil eine Spannung eingebracht wird. Diese Spannung sollte idealerweise in etwa der Hälfte der Streckgrenze des unterkühlten Austenits bei der jeweils vorliegenden Temperatur entsprechen. Die Zeitspanne für den die Presse mit der entsprechenden Kraft zugehalten werden soll, sollte dabei in etwa der Hälfte der Phasenumwandlungszeit in dem Produkt entsprechen.
- Die Entwicklungskinetik umwandlungsplastischer Dehnung in Abhängigkeit vom bereits umgewandelten Volumenanteil ist für die mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen verschieden und muss folglich durch verschiedenartige Modellierungsansätze abgebildet werden. Während sich für die martensitische Phasenumwandlung ein linearer Ansatz anbietet, muss für die bainitische Phasenumwandlung ein nichtlinearer Ansatz gewählt werden.
- Für die Modellierung von Umwandlungseffekten auf Kornebene, die bei den mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen auftreten, sind die Kristallorientierungen des (unterkühlten) Austenits in die Berechnungen mit einzubeziehen. Dabei haben insbesondere in Hinsicht auf die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen, die Austenitkörner, die nahe der [101]-Richtung (Belastungsrichtung) orientiert sind, eine hohe Affinität zur Bildung dieser Dehnungen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die Zielsetzung dieser Dissertation bestand darin den Einfluss von der Phasenumwandlung überlagerten Belastungen auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug zu untersuchen. Diesbezüglich galt es die Prozesse, die die scherungsdominierten Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Entwicklungen, während eines thermo-mechanisch gekoppelten Massivumformprozesses zur Herstellung funktional gradierter Produkte, beeinflussen, sowohl auf makroskopischer, d.h. bezüglich vieler Körner, als auch auf mesoskopischer Ebene, d.h. bezüglich einzelner Körner, zu erfassen. Anhand der Erkenntnisse, die auf makroskopischer Ebene ermittelt wurden, sollten dann Vorschläge zur Optimierung der Mikrostrukturverteilung und zur Minimierung des Verzugs im Produkt formuliert werden. Anhand der auf mesoskopischer Ebene ermittelten Erkenntnisse, sollten Vorschläge für passgenaue Modelle, ansetzend auf der Kornebene, zur Vorhersage der Mikrostrukturentwicklung erarbeitet werden. Auf dieser Motivation aufbauend, ergaben sich die forschungsleitenden Fragen dieser Dissertation:

1. Inwiefern haben der Phasenumwandlung überlagerte Belastungen einen Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug auf makro- und mesoskopischer Ebene?
2. Lassen sich die auf mesoskopischer Ebene beobachteten Dehnungs- bzw. Verzugsmaxima und –minima, mit der Mikrostruktur korrelieren?
3. Welche Rückschlüsse lassen die gewonnenen Erkenntnisse für thermo-mechanisch gekoppelte Herstellungsprozesse von funktional gradierten Strukturen aus niedrig legiertem Stahl zu und welche Rückschlüsse lassen sich für die Modellierung von Phasenumwandlungen in diesen Herstellungsprozessen ziehen?

Zur Beantwortung dieser Fragestellungen wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit der Einfluss von verschiedenen überlagerten Spannungen auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von Verzug untersucht. Neben konstanten Spannungen wurde in diesem Zusammenhang, da sich während eines Massivumformprozesses der Belastungszustand ändert, auch der Einfluss von während der Phasenumwandlung veränderlichen Spannungen untersucht. Zudem wurde der Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf das Phasenumwandlungsverhalten genauer betrachtet, um den Effekt von Seigerungen im Halbzeug auf das Pro-

dukt abschätzen zu können. Anhand der angestellten Untersuchungen lassen sich die forschungsleitenden Fragen nunmehr wie folgt beantworten.

Zu Frage 1: Der Phasenumwandlung überlagerte Belastungen in Form von Spannungen beeinflussen maßgeblich die Kinetik scherungsdominierter Phasenumwandlungsprozesse, wie auch die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug in der Ausprägung umwandlungsplastischer Dehnungen sowohl auf makro- als auch auf mesoskopischer Ebene. Im Einzelnen lässt sich die Einflussnahme von Spannungen auf Phasenumwandlungsprozesse durch folgende Stichpunkte zusammenfassen:

- Bei den isothermen Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlungen führen überlagerte Spannungen zu einem beschleunigten Ablauf der Phasenumwandlung, verglichen mit den bainitischen Phasenumwandlungen, die ohne externe Belastung ablaufen, wobei mit höherem überlagertem Spannungsbetrag eine stärkere Beschleunigung beobachtet wird. Dieser Beschleunigungseffekt lässt sich auf einen zusätzlichen mechanischen Triebkraftanteil für die Phasenumwandlung durch die überlagerten Spannungen zurückführen, wobei dieser die zur Umwandlung benötigte Enthalpie-Differenz reduziert. Zusätzlich führt eine auftretende Variantenauswahl, infolge der überlagerten Spannung, zur Beschleunigung der Phasenumwandlung da bevorzugt die Bainitvarianten wachsen, die in Belastungsrichtung orientiert sind und nur wenige, die senkrecht dazu orientiert sind. Das bedeutet wiederum, dass das Wachstum der Varianten in Belastungsrichtung nur wenig durch senkrecht wachsende Varianten behindert wird und dadurch beschleunigt ablaufen kann.
- Bei den Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen führen überlagerte Spannungen zu einer Verschiebung der Martensit-Start-Temperatur zu höheren Werten, verglichen mit den Phasenumwandlungen, denen keine externe Belastung überlagert ist. Dieses Verhalten lässt sich auf den zusätzlichen mechanischen Triebkraftanteil durch das überlagerte Spannungsfeld zurückführen, wodurch die benötigte Enthalpie-Differenz zur Umwandlung vom Austenit in den Martensit geringer wird und damit bei höheren Temperaturen ablaufen kann.
- Auf der makroskopischen Ebene betrachtet, führt eine Spannung, sowohl bei der Austenit-zu-Bainit als auch der Austenit-zu-Martensit Umwandlung, zu einer anisotropen Volumenzunahme, die als umwandlungsplastische Dehnung bezeichnet wird. Die

Vorzugrichtung dieser ist bei überlagerter Zugspannung in Belastungsrichtung orientiert. Die mikrostrukturellen Gründe dafür können eine gerichtete Verformung der Austenitphase und ein damit einhergehendes Wachstum der Bainit- oder Martensitphase in Richtung der Verformung während der Phasenumwandlung und/oder eine Variantenauswahl sein. Laut den ermittelten Ergebnissen dominiert letzterer Effekt für den untersuchten Fall. Bei der Variantenauswahl wachsen dann insbesondere die Varianten, die in Belastungsrichtung orientiert sind, da durch die Spannung ein zusätzlicher Triebkraftanteil für diese Varianten zur Verfügung steht.

- Auf der mesoskopischen Ebene betrachtet, lassen sich bei den untersuchten Austenit-zu-Bainit und den Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen, sowohl in den mit Spannung überlagerten als auch in den nicht mit Spannung überlagerten Phasenumwandlungen, Längs-, Quer- und umwandlungsplastische Dehnungslokalisierungen feststellen. Diese haben in etwa die Größe der durch die verwendete Austenitisierungsbehandlung eingestellten Körner. In diesem Zusammenhang wurden die lokalen Dehnungsverteilungen mit höheren überlagerten Spannungswerten homogener, wobei ein immer stärkeres bevorzugtes Wachstum des Bainits oder Martensits in Belastungsrichtung stattfindet. Dieses bevorzugte Wachstum lässt sich wiederum auf eine Variantenauswahl zurückführen. Diesbezüglich existiert ein Zusammenhang zwischen der Kristallorientierung des Austenits und dem Wachstum der bainitischen oder martensitischen Strukturen.
- Beim makroskopischen Vergleich der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in Abhängigkeit vom Volumenanteil der jeweiligen Tieftemperaturphase bei den mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen konnten Unterschiede in der Kinetik beobachtet werden. Bei der martensitischen Phasenumwandlung konnte eine lineare Zunahme umwandlungsplastischer Dehnung in Abhängigkeit des martensitischen Volumenanteils beobachtet werden, was auf eine gleichbleibende Effektivität der Variantenauswahl zurückgeführt werden kann. Hingegen zeigt die Kinetik der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnung in Abhängigkeit vom bainitischen Volumenanteil einen deutlich nichtlinearen Charakter, aufgrund einer zu Anfang der Umwandlung zunehmenden Triebkraft. Dies resultiert aus dem Abbau von Versetzungen um die Bainitbündel durch thermisch aktivierte Prozesse. Diese Triebkraft nimmt allerdings im Verlauf der bainitischen Phasenumwandlung ab durch eine gegenseitige Behinderung des Bainitbündelwachstums, woraus der nichtlineare Verlauf resultiert.

- Bei betragsmäßig gleichem Spannungsniveau entwickeln sich in der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung makroskopisch absolut höhere Beträge umwandlungsplastischer Dehnung, als in der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung. Dieses Verhalten lässt sich durch ein niedrigeres Verhältnis der Streckgrenze des unterkühlten Austenits zur wirkenden Spannung bei der bainitischen im Vergleich zur martensitischen Phasenumwandlung begründen. Folglich ist das für die Variantenauswahl entscheidende Verhältnis der mechanischen zur chemischen Triebkraft bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung höher, als bei der Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung, was wiederum zu dem beobachteten Verhalten führt.
- Sowohl die makroskopische Entwicklungskinetik, als auch der resultierende Betrag umwandlungsplastischer Dehnungen ist bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Stahls. So führt ein höherer Anteil an den Legierungselementen Chrom, Mangan und Molybdän zu einer Verzögerung der Phasenumwandlung. Infolgedessen haben die Prozesse bei der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung mehr Zeit die Versetzungen um die Bainitbündel aufzulösen, wodurch länger Variantenauswahl stattfinden kann und somit höhere Werte umwandlungsplastischer Dehnung resultieren. Zudem beeinflusst der gelöste Kohlenstoffgehalt in der Mikrostruktur, der während der scherungsdominierten Phasenumwandlungen die Gitterverzerrung bestimmt, die resultierenden Werte umwandlungsplastischer Dehnung insofern, dass die anisotrope Komponente der Volumenänderung größer wird, wenn der Kohlenstoffgehalt zunimmt.
- Die Reduzierung der Spannungen während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung kann zu zwei unterschiedlichen Effekten, die auf mesoskopischer Ebene beobachtet wurden, bei der weiteren Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen führen, wobei das Auftreten des jeweiligen Effektes von der Höhe der vormals überlagerten Spannung abhängt. So führt eine Reduzierung von 50 MPa, was im betrachteten Fall in etwa der Hälfte der Streckgrenze des unterkühlten Austenits entspricht, auf 0 MPa, zu einer Rückverformung umwandlungsplastischer Dehnung. Hingegen führt die Reduzierung von 100 MPa auf 0 MPa, zu einer Nachverformung umwandlungsplastischer Dehnung. In diesem Zusammenhang lässt sich der Rückverformungseffekt auf ein bevorzugtes Wachstum der Bainitvarianten senkrecht zur Belastungsrichtung im Anschluss an die Spannungsreduzierung zurückführen. Der Nachverformungseffekt kann für den untersuchten Fall auf gerichtete Eigenspannungen zurückgeführt werden, die während der mit Spannung überlagerten Phasenumwandlung entstanden sind,

wodurch auch nach der Spannungsreduzierung eine Variantenauswahl stattfinden kann.

- Der Vergleich der makro- und mesoskopischen Längs-, Quer- und umwandlungsplastischen Dehnungsentwicklungen zeigt bei den untersuchten Phasenumwandlungen eine gute Übereinstimmung bei einer maximalen Abweichung von $-0,1\%$ bis $0,2\%$ der Dehnungswerte zueinander. Die beobachteten Abweichungen lassen sich auf den eingeschränkten Betrachtungsbereich bei den Messungen auf mesoskopischer Ebene zurückführen, weshalb der mesoskopische Messbereich in einem geringerem Maße durch phasenumwandlungsbestimmende Randbedingungen wie Temperaturgradienten und Probengeometrie, beeinflusst wird als der makroskopische Messbereich.

Zu Frage 2: Die auf mesoskopischer Ebene gemessenen Dehnungs-, Verzugsmaxima und –minima lassen sich mit der Mikrostruktur korrelieren, wenn den betrachteten Phasenumwandlungen eine Spannung überlagert ist. Im Speziellen lassen sich anhand der gewonnenen Erkenntnisse diesbezüglich folgende Aussagen treffen:

- Bei den mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlungen findet in den Bereichen, die lokal hohe umwandlungsplastische Dehnungen zeigen, eine ausgeprägte Variantenauswahl innerhalb günstig orientierter Austenitkörner statt. Dabei entstehen und wachsen aufgrund der günstigen Lage dieser zum überlagerten Spannungsfeld bevorzugt die Varianten, die in der Nähe der [101]-Richtung orientiert sind. Diese wenigen Varianten interagieren folglich beim Wachstum nur wenig mit anderen Varianten. Dementsprechend resultieren hohe lokale umwandlungsplastische Dehnungen. Der Effekt der Variantenauswahl nimmt in diesem Zusammenhang mit zunehmender überlagerter Spannung zu, wodurch das Wachstum einer kleiner werdenden Anzahl von Varianten bevorzugt wird und die gemessenen umwandlungsplastischen Dehnungen ebenfalls zunehmen. Hingegen findet in den Bereichen, die lokal niedrige oder keine umwandlungsplastische Dehnung zeigen, keine oder nur wenig Variantenauswahl statt, wodurch viele Varianten entstehen und wachsen können, die bevorzugt in der Nähe der [001]- und [111]-Richtung orientiert sind. Diese vielen Varianten interagieren bzw. behindern sich gegenseitig beim Wachstum, wodurch keine oder nur wenig umwandlungsplastische Dehnung resultiert.

- Die in den bainitischen und martensitischen Phasenumwandlungen entstehenden Lanzettenstrukturen werden mit steigenden Spannungen in der Breite größer. Die Zunahme der Breite resultiert aus der auftretenden Variantenauswahl. Durch die überlagerten Spannungen wird das Wachstum weniger Varianten gefördert. Diese interagieren beim Wachstum wenig mit anderen Varianten und dadurch können diese Lanzetten breiter werden.
- Bei den Entlastungsversuchen während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung tritt bis zum Zeitpunkt der Spannungsreduktion Variantenauswahl auf, wodurch sich zunächst positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung entwickeln. Nach der Reduktion von 50 MPa überlagerter Spannung, welche stattfand nachdem sich 50 % der maximal erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnung entwickelt hatten, wuchsen die bereits entstandenen Varianten bis zum Erreichen eines Hindernisses weiter. Dadurch entwickeln sich lokal weiterhin positive Werte umwandlungsplastischer Dehnung. In den bis zum Zeitpunkt der Spannungsreduzierung noch nicht umgewandelten Bereichen entstehen und wachsen dann insbesondere die Bainitvarianten, die in [001]- und [111]-Richtung orientiert sind, wobei diese senkrecht zu den vormals energetisch bevorzugten Varianten ([101]-Richtung) orientiert sind. In Folge dessen entwickeln sich in diesen Bereichen negative Werte umwandlungsplastischer Dehnung, wodurch der makroskopische Rückverformungseffekt beobachtet wird, da die lokale Abnahme der umwandlungsplastischen Dehnung insgesamt stärker ist als die Zunahme.
- Die zugrundeliegenden Austenitorientierungen haben einen starken Einfluss auf die Entwicklung von umwandlungsplastischen Dehnungen in den mit Spannung überlagerten scherungsdominierten Phasenumwandlungen. Anhand einer selbstentwickelten Methode zur Berechnung der Austenitkristallorientierungen, ausgehend von den Bainit- oder Martensitkristallorientierungen, konnte gezeigt werden, dass die Phasenumwandlung der Austenitkörner, die lokal eine starke Entwicklung umwandlungsplastische Dehnung zeigen, vorzugsweise über geringe Orientierungsverschiebungen innerhalb der inversen Polfiguren geschieht. Diesbezüglich sind sowohl die resultierenden Bainit- oder Martensitvarianten, als auch der zugrunde liegende Austenit in der Nähe der [101]-Richtung orientiert, was für die bevorzugte Lage dieser Orientierung für die Variantenauswahl entsprechend des Magee Ansatzes, spricht.

Zu Frage 3: Anhand der in der vorliegenden Arbeit erarbeiteten Erkenntnisse, lassen sich einige Rückschlüsse für thermo-mechanisch gekoppelte Herstellprozesse von funktional gradierten Strukturen und für die Modellierung von scherungsdominierten Phasenumwandlungen in diesen Herstellprozessen ziehen. Diese lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Da die chemische Zusammensetzung einen wesentlichen Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik und die Entwicklung von phasenumwandlungsinduziertem Verzug hat, sollten lokale Variationen der chemischen Zusammensetzung im Halbzeug, soweit möglich, vor dem Schmiedeprozess ausgeglichen werden.
- Durch eine überlagerte Spannung kann die Zeit zur Einstellung der gewünschten bainitischen und martensitischen Gefüge am Bauteil verkürzt werden. Diese Spannungen führen allerdings zu umwandlungsplastischen Dehnungen.
- Die bei den Entlastungsversuchen während der Austenit-zu-Bainit Phasenumwandlung festgestellten Rück- und Nachverformungseffekte gilt es bei der Modellierung zu berücksichtigen.
- Zur Verkürzung der Herstellzeit bei gleichzeitiger Minimierung des Verzuges wäre eine gezielte Nutzung des Rückverformungseffektes denkbar.
- Die Entwicklungskinetik umwandlungsplastischer Dehnung ist für die mit Spannung überlagerten Austenit-zu-Bainit und die Austenit-zu-Martensit Phasenumwandlung verschieden und muss folglich durch verschiedenartige Modellierungsansätze abgebildet werden.
- Für die Modellierung von Phasenumwandlungseffekten auf der Kornebene sind die Kristallorientierungen des (unterkühlten) Austenits in die Berechnung mit einzubeziehen. Dabei haben in [101]-Richtung orientierte Austenitkörner eine hohe Affinität zur Bildung umwandlungsplastischer Dehnungen.

Mit den in dieser Dissertation ermittelten Ergebnissen war es möglich, eine Vielzahl von Optimierungsvorschlägen für den thermo-mechanisch gekoppelten Massivumformprozess zur Herstellung von funktional gradierten Strukturen aus niedrig legiertem Stahl und deren Modellierung zu erarbeiten. Zur weiteren Verbesserung der funktional gradierten Strukturen und der Modellierung der Mikrostrukturentwicklung in diesen, erscheint es sinnvoll, noch weitere Aspekte genauer zu betrachten. So wäre es interessant den Einfluss von großen Verformungen, wie sie in Massivumformprozessen üblicherweise auftreten, und die Auswirkungen von kontinuierlichen Abkühlpfaden auf das makro- und mesoskopische Phasenumwandlungsverhalten zu untersuchen. Außerdem wäre zur Verbesserung der Endprodukte eine Untersuchung

der inhomogenen Mikrostrukturentwicklung zielführend, da in weiten Bereichen der untersuchten Flanschelle nach dem Herstellprozess inhomogene Mikrostrukturen vorliegen. Zu diesem Zweck wäre es möglich, eine keilförmige Probengeometrie einzusetzen, in der die Temperatur in Richtung des breiten Endes zunehmen sollte, um eine inhomogene Gefügeverteilung bei vergleichbarem Spannungs- oder Verformungszustand einzustellen.

9 Literatur

- [1] U. Weidig, K. Hübner, K. Steinhoff: Bulk Steel Products with Functionally Graded Properties Produced by Differential Thermo-mechanical Processing, *Materials Technology*, 79 (2008) 59–65.
- [2] R. Neugebauer, F. Schieck, S. Polster, A. Mosel, A. Rautenstrauch, J. Schönherr, N. Pierschel: Presshardening — An innovative and challenging technology, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12 (2012) 113–118.
- [3] H. Karbasian, A. Tekkaya: A review on hot stamping, *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 2103–2118.
- [4] K. Steinhoff, U. Weidig, A. Borowikow, H.-H. Becker: Tailored X - Maßgeschneiderte Produkte brauchen maßgeschneiderte Fertigungsprozesse, *Umformtechnik im Spannungsfeld zwischen Plastomechanik und Werkstoff*, Kassel (2008).
- [5] K. Steinhoff, M. Maikranz-Valentin, N. Saba, U. Weidig: Position and Time dependent Thermo-Mechanical Treatment of Sheet Steel for Light Weight Structures. In: R. Kawalla (Hrsg.) *Metform 2009 - Herstellung und Weiterverarbeitung von Flachprodukten* (2009) 130–144.
- [6] U. Weidig, N. Saba, K. Steinhoff: Functional gradation by differential thermo-mechanical treatment, *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 4 (2009) 649–663.
- [7] N. Saba, U. Weidig, K. Steinhoff: Funktionale Gradierung durch differenzielle thermo-mechanische Prozessführung, *Sächsische Fachtagung Umformtechnik SFU* 14 (2007).
- [8] N. Saba: Untersuchung der plastischen Formgebung unter Einfluss örtlich und zeitlich veränderlicher Temperatur- und Spannungszustände, *Dissertation*, Universität Kassel (2011).
- [9] K. Steinhoff, U. Weidig, B. Scholtes, W. Zinn: Innovative flexible metal forming processes based on hybrid thermo mechanical interaction, *Steel Research International* 76 (2005) 154–159.

- [10] F. Frerichs, T. Lübben, F. Hoffmann, H.-W. Zoch: Numerical Analysis of Distortion due to inhomogeneous Distribution of Martensite start Temperature within SAE 52100 Bearing rings, *Materials Technology* 78 (2007) 560–565.
- [11] M. Hunkel, F. Frerichs, C. Prinz, H. Surm, F. Hoffmann, H.-W. Zoch: Size Change due to Anisotropic Dilation Behavior of a Low Alloy SAE 5120 Steel, *Materials Technology* 78 (2007) 48–51.
- [12] C. Prinz, B. Clausen, F. Hoffmann, R. Kohlmann, H.-W. Zoch: Metallurgical influence on distortion of the case-hardening steel 20MnCr5, *Materwissenschaften und Werkstofftechnik* 37 (2006) 29–33.
- [13] J. Wei, O. Kessler, Hunkel M., Hoffmann F., Mayr P.: Anisotropic Distortion of tool steel D2 and M3 during Gas Quenching and Tempering, *Steel Research International* 75 (2004) 759–765.
- [14] J. Wei, O. Kessler, M. Hunkel, F. Hoffmann, P. Mayr: Anisotropic phase transformation strain in forged D2 tool steel, *Materials Science and Technology* 20 (2004) 909–914.
- [15] E. P. Silva, M. C. L. Pacheco P., M. A. Savi: On the thermo-mechanical coupling in austenite-martensite phase transformation related to the quenching process, *Journal of Solids and Structures* 41 (2004) 1139–1155.
- [16] H. J. Maier, S. Tschumak, U. Weidig, K. Steinhoff: Functional Gradation of Low Alloy Steel by Differentially Controlled Phase Transformation, *Steel Research International* 2 (2008) 105–110.
- [17] H. J. Maier, S. Tschumak, H.-G. Lambers, D. Canadinc: Dynamic microstructural changes in thermo-mechanically coupled processes, *Functionally Graded Materials in Industrial Mass Production* (2009) 191–202.
- [18] A. Brückner-Foit, F. Zeismann, B. Bode, Y. Xue: Fatigue cracks in a thermal-mechanically processed high-strength steel, *Procedia Engineering* 2 (2010) 2075–2084.
- [19] H. K. D. H. Bhadeshia: *Bainite in Steels - Transformations, Microstructure and Properties*; 2te Aufl., IOM Communications, London (2001).
- [20] F. Wever, A. Rose, W. Peter, W. Strassburg, L. Rademacher: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1961).

- [21] H.-G. Lambers, S. Tschumak, H. J. Maier, D. Canadinc: Role of austenitization and pre-deformation on the kinetics of the isothermal bainitic transformation, *Metallurgical and Materials Transactions A* 40 (2009) 1355–1366.
- [22] H.-G. Lambers, S. Tschumak, H. Maier, D. Canadinc: Pre-deformation–transformation plasticity relationship during martensitic transformation, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 625–633.
- [23] S.-J. Lee, Y.-K. Lee: Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels, *Materials and Design* 29 (2008) 1840–1844.
- [24] M. Umemoto, K. Horiuchi, Tamura I.: Transformation Kinetics of Bainite during Isothermal Holding and Continuous Cooling, *Transactions ISU* 22 (1982) 854–861.
- [25] G. I. Rees, H. K. D. H. Bhadeshia: Bainite transformation kinetics Part1, *Materials Science and Technology* 2 (1992) 985–993.
- [26] S.-J. Lee, Y.-K. Lee: Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel, *Materials Science Forum* 475-479 (2005) 3169–3172.
- [27] S.-J. Lee, J.-S. Park, Y.-K. Lee: Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel, *Scripta Materialia* 59 (2008) 87–90.
- [28] P. Jacques: Experimental investigations of the influence of the austenite grain size on the mechanism of the bainite transformation in steels, *Journal de Physique IV* 112 (2003) 297–300.
- [29] J. Z. Zhao, Z. Jin: Isothermal decomposition of supercooled austenite in steel, *Materials Science and Technology* 8 (1992) 1004–1010.
- [30] H.-G. Lambers, H. J. Maier, D. Canadinc: Dimensional stability of 51CrV4 steel during bainitic phase transformation under tensile and compressive stresses, *AIST Steel Properties & Applications Conference Proceedings* (2010) 801–810.
- [31] U. Ahrens: Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten, *Dissertation*, Universität Paderborn (2003).
- [32] H.-J. Bargel: *Werkstoffkunde*; 9te Aufl., Springer, Berlin (2005).

- [33] C. K. Yao, X. Y. Men: Transformation to pearlite from hot-deformed and austenitized austenite, *Materials Chemistry and Physics*, 15 (1987) 451–457.
- [34] H. K. D. H. Bhadeshia: Martensite and Bainite in Steels Transformation Mechanism + Mechanical Properties, *Journal de Physique IV* 7 (1997) 367–376.
- [35] Z. Nishiyama: Martensitic transformation, Academic Press, New York (1978).
- [36] R. Cahn, P. Haasen: *Physical metallurgy*; 4te Aufl., North-Holland, Amsterdam (1996).
- [37] H. Bhadeshia: Carbon in cubic and tetragonal ferrite, *Philosophical Magazine* (2013) in Druck.
- [38] I. Tamura: Martensitic transformation and mechanical effects, In: Olson, G.B; Owen, W.S. (Hrsg.): *Martensite*, ASM International (1992) 227–242.
- [39] V. Sagaradze, V. Danilchenko, P. L'Heritier, V. Shabashov: The structure and properties of Fe-Ni alloys with a nanocrystalline austenite formed under different conditions of γ - α - γ transformations, *Materials Science and Engineering A* 337 (2002) 146–159.
- [40] E. Bain, N. Dunkirk: The nature of martensite, *Transactions of the American Institute of mining and metallurgical engineers*, 70 (1924) 25–46.
- [41] H. K. D. H. Bhadeshia: *Geometry of Crystals*, 2te Aufl., IOM Communications, London (1987).
- [42] G. Kurdjumov, G. Sachs: Über den Mechanismus der Stahlhärtung, *Zeitschrift für Physik* 64 (1930) 325–343.
- [43] Z. Nishiyama: X-ray investigation on the mechanism of the transformation from face-centered cubic lattice to body-centered cubic lattice, *Science Reports of the Tohoku University* 23 (1934) 637–664.
- [44] G. Wassermann: NN, *Archiv Eisenhüttenwesen* 16 (1933) 347.
- [45] E. Bain, N. Dunkirk: The nature of Martensite, *Transactions of the American Institute of mining and metallurgical engineers*, 1299 (1924) 1–11.

- [46] M. Cohen, G. B. Olson, W. S. Owen: *Martensite - A tribute to Morris Cohen*, ASM International, New York (1992).
- [47] J.-H. Jun, C.-S. Choi: Variation of stacking fault energy with austenite grain size and its effect on the M_s temperature of $\gamma \rightarrow \alpha$ martensitic transformation in Fe–Mn alloy, *Materials Science and Engineering A257* (1998) 353–356.
- [48] K. Knowles, D. Smith, W. Clark: On the use of geometric parameters in the theory of interphase boundaries, *Scripta Metallurgica* 16 (1982) 413–416.
- [49] M. Cherkaoui, A. Soulami, A. Zeghloul, M. Khaleel: A phenomenological dislocation theory for martensitic transformation in ductile materials: From micro- to macroscopic description, *Philosophical Magazine*, 80 (2008) 3479–3512.
- [50] D. Koistinen, R. 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.
- [51] T. Y. Hsu: An approximate approach for the calculation of M_s in iron-base alloys, *Journal of Materials Science* 20 (1985) 23–31.
- [52] W. Steven, A. Haynes: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel, *Journal of The Iron and Steel Institute* 183 (1956) 349–359.
- [53] Y.-K. Lee: Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels, *Materials Science Letters* 21 (2002) 1253–1255.
- [54] M. Azuma, N. Fujita, M. Takahashi, T. Senuma, D. Quidort, T. Lung: Modelling upper and lower bainite transformation in steels, *ISIJ International* 45 (2005) 221–228.
- [55] D. Quidort, Y. Brechet: A Model of Isothermal and non-isothermal Transformation kinetics of bainite in 0.5% C Steels, *ISIJ International* 42 (2002) 1010–1017.
- [56] M. Takahashi, H. Bhadeshia: Model for transition from upper to lower bainite, *Materials Science and Technology* 6 (1990) 592–603.
- [57] H. K. D. H. Bhadeshia, D. V. Edmonds: The mechanism of bainite formations in steels, *Acta Metallurgica* 28 (1979) 1265–1273.

- [58] H. K. D. H. Bhadeshia: The lower bainite transformation and the significance of carbide precipitation, *Acta Metallurgica* 28 (1979) 1103–1114.
- [59] H. K. D. H. Bhadeshia: Diffusion-controlled growth of ferrite plates in plain-carbon steels, *Material Science and Technology* 1 (1985) 497–504.
- [60] E. Pereloma, I. Timokhina, M. Miller, P. Hodgson: Three-dimensional atom probe analysis of solute distribution in thermomechanically processed TRIP steels, *Acta Materialia* 55 (2007) 2587–2598.
- [61] A. Abdollah-Zadeh, A. Salemi, H. Assadi: Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite-bainite-martensite microstructure, *Materials Science and Engineering A*, 483-484 (2008) 325–328.
- [62] R. Bakhtiari, A. Ekrami: The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase steel, *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 159–165.
- [63] T. J. Su, E. Aeby-Gautier, S. Denis: Morphology changes in bainite formed under stress, *Scripta Materialia* 54 (2006) 2185–2189.
- [64] A. Matsuzaki, H. K. D. H. Bhadeshia, H. Harada: Stress affected bainitic transformation in a Fe-C-Si-Mn Alloy, *Acta Metallurgica* 42 (1994) 1081–1090.
- [65] J. R. Patel, M. Cohen: Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation, *Acta Metallurgica* 1 (1953) 531–538.
- [66] H. K. D. H. Bhadeshia: Effect of stress & strain on the formation of bainite in steels, Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge (1996) 543–556.
- [67] H. J. Maier, U. Ahrens: Isothermal bainitic transformation in low alloy steel: factors limiting prediction of the resulting materials properties, *Metallkunde* 93 (2002) 712–718.
- [68] P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia: The effect of small stresses on the kinetics of the bainite transformation, *Materials Science and Engineering A* 201 (1995) 143–149.
- [69] T. J. Su, Aeby-Gautier E., Denis S., M. Veaux, Archambault P., V. Brien: Effect of tensile stresses on bainitic isothermal transformation, *Journal de Physique* (2003) 293–296.

- [70] M. Veaux, S. Denis, Archambault P., J. C. Loin, J. P. Hoin, E. Aeby-Gautier: Bainitic transformation under stress in medium alloyed steels, *Journal de Physique* 11 (2001) 181–188.
- [71] H.-G. Lambers, S. Tschumak, H. Maier, D. Canadinc.: Pre-deformation-transformation plasticity relationship during martensitic transformation, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 625–633.
- [72] S. B. Singh, H. K. D. H. Bhadeshia: Quantitative evidence for mechanical stabilisation of bainite, *Materials Science and Technology* 12 (1996) 610–612.
- [73] S. Tschumak: Experimentelle Untersuchungen des beanspruchungsabhängigen Umwandlungsverhaltens und der Umwandlungsplastizität des Stahls 51CrV4 in Anlehnung an einen thermo-mechanisch gekoppelten Umformprozess, Dissertation, Universität Paderborn (2012).
- [74] L. Taleb, S. Petit: New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity, *International Journal of Plasticity* 22 (2005) 110–130.
- [75] S. Chatterjee, H. K. D. H. Bhadeshia: Transformation induced plasticity assisted steels: stress or strain affected martensitic transformation, *Materials Science and Technology* 23 (2007) 1101–1104.
- [76] C. C. Liu, K. F. Yao, Z. Liu: Quantitative research on effects of stresses and strains on bainitic transformation kinetics and transformation plasticity, *Materials Science and Technology* 16 (2000) 643–647.
- [77] B. Wynne, B. Hutchinson, L. Ryde: Effect of stress on transformation plasticity and texture in a tool steel, *Scripta Materialia* 57 (2007) 473–476.
- [78] S. Grostabussiat, L. Taleb, J. F. Jullien, F. Sidoroff: Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys, *Journal de Physique* 11 (2001) 173–180.
- [79] J. C. Videau, G. Cailletaud, A. Pineau: Experimental study of the Transformation - Induced Plasticity in a Cr-Ni- Mo- Al-Ti Steel, *Journal de Physique* (1996) 465–474.
- [80] G. Besserdich, B. Scholtes, H. Mueller, E. Macherauch: Consequences of transformation plasticity on the development of residual stresses and distortions during martensitic hardening of SAE 4140 steel cylinders, *Steel Research International* 65 (1994) 41–46.

- [81] C. L. Magee: Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31Ni, PhD Thesis, Carnegie Mellon University Pittsburgh (1966).
- [82] G. W. Greenwood, R. H. Johnson: The Deformation of Metals under Small Stresses During Phase Transformations, Proceedings of The Royal Society - Mathematical, Physical and Engineering Sciences 283 (1965) 403–422.
- [83] S. Kundu, K. Hase, H. Bhadeshia: Crystallographic texture of stress-affected bainite, Proceedings of The Royal Society A 463 (2007) 2309–2328.
- [84] L. Taleb, F. Sidoroff: A micromechanical modeling of the Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity, International Journal of Plasticity 19 (2003) 1821–1842.
- [85] M. Dalgic, G. Löwisch: Transformation plasticity at different phase transformations of bearing steel, Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 37 (2006) 122–127.
- [86] F. D. FISCHER, G. R. Reisne, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud, T. Antretter: A new view on transformation induced plasticity (TRIP), International Journal of Plasticity 16 (2000) 723–748.
- [87] M. Wolff, M. Boehm: Phasenumwandlungen und Umwandlungsplastizität bei Stählen im Konzept der Thermoelasto-Plastizität, Berichte aus der Technomathematik, Zentrum für Technomathematik, Universität Bremen (2005).
- [88] M. Wolff, M. Boehm, G. Löwisch, M. Dalgic, J. Rath: TRIP and phase evolution for the pearlitic transformation of the steel 100Cr6 under step-wise loads, Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 37 (2006) 128–133.
- [89] J. B. Leblond, J. Devaux, J. C. Devaux: Mathematical Modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal Plastic Phase, International Journal of Plasticity 5 (1989) 551–572.
- [90] J. B. Leblond: Mathematical-Modeling of Transformation Plasticity, International Journal of Plasticity 5 (1989) 573–591.
- [91] L. Taleb, N. Cavallo, F. Waeckel: Experimental analysis of transformation plasticity, International Journal of Plasticity 17 (2001) 1–20.

- [92] F. Fischer, E. Oberaigner, K. Tanaka, F. Nishimura: Transformation-induced plasticity - revised and updated formulation, *International Journal of Solids and Structures* 35 (1998) 2209–2227.
- [93] U. Ahrens, G. Besserdich, H. J. Maier: Spannungsabhängiges bainitisches und martensitisches Umwandlungsverhalten eines niedrig legierten Stahls, *HTM* 55 (2000) 329–338.
- [94] U. Ahrens, A. E. M. Maksound, H. J. Maier: Stress affected transformation in low alloy steels- factors limiting prediction of plastic strains, *Journal de Physique IV* 120 (2004) 615–623.
- [95] H.-G. Lambers, D. Canadinc, H. Maier: Evolution of transformation plasticity in austenite-to-bainite phase transformation: A multi parameter problem, *Materials Science and Engineering A* 541 (2012) 73–80.
- [96] M. Holzweissig, D. Canadinc, H. Maier: In-situ characterization of transformation plasticity during an isothermal austenite-to-bainite phase transformation, *Material Characterization* 65 (2012) 100–108.
- [97] T. Inoue, Z. Wang: Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phase transformations, *Materials Science and Technology* 10 (1984) 845–850.
- [98] H.-G. Lambers: Einfluss thermo-mechanisch gekoppelter Prozesse auf das Umwandlungsverhalten und die mechanischen Eigenschaften des niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls, *Dissertation, Universität Paderborn* (2011).
- [99] A. Grün: Adaptive least squares correlation: a powerful image matching technique, *South African Journal of Photogrammetry, Remote Sensing and Cartography* 14 (1985) 175–187.
- [100] E. Franke, D. Wenzel, D. Davidson: Measurement of Microdisplacements by machine vision photogrammetry (DISMAP), *Review of Scientific Instruments* 62 (1991) 1270–1279.
- [101] M. Sutton, S. McNeill, J. Helm, Y. Chao: Advances in Two-Dimensional and Three Dimensional Computer Vision, *Topics in Applied Physics* 77 (2000) 323–372.
- [102] M. Sadd: *Elasticity: Theory, Applications and Numerics*; 1te Aufl., Academic Press, Burlington (2009).

- [103] M. J. Holzweissig, P. Kanagarajah, H. J. Maier: Digital image correlation at high temperatures for fatigue and phase transformation studies, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* (2013) in Druck.
- [104] S. Tschumak: Spannungsinduzierte Phasenumwandlung in einem niedriglegierten Stahl, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Diplomarbeit, Universität Paderborn (2006).
- [105] M. J. Holzweissig, D. Canadinc, H. J. Maier: Computation of parent austenite grain orientation from product grain orientations upon displacive phase transformations, *Computational Materials Science* (2013) eingereicht.
- [106] S. Kundu, K. Hase, K. D. H. Bhadeshia H.: Crystallographic Texture of Stress Affected Bainite, *Proceedings of the Royal Society A* 463 (2007) 2309-2328.
- [107] L. C. Chang, H. K. D. H. Bhadeshia: Stress-affected transformation to lower bainite, *Journal of Materials Science* 31 (1996) 2145–2148.
- [108] G. I. Rees, P. H. Shipway: Modelling transformation plasticity during the growth of bainite under stress, *Materials Science and Engineering A* 223 (1997) 168–178.
- [109] H. N. Han, D.-W. Suh: A model for transformation plasticity during bainite transformation of steel under external stress, *Acta Materialia* 51 (2003) 4907–4917.
- [110] U. Ahrens, H. J. Maier: Spannungsabhängiges Umwandlungsverhalten niedriglegierter Stähle, *Berichtsbund Gefüge und daraus resultierende Bauteileigenschaften* (2000) 41–47.
- [111] C. Dickgreber: In-Situ Charakterisierung der Martensitumwandlung in einem Werkzeugstahl, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Bachelorarbeit, Universität Paderborn (2012).
- [112] M. J. Holzweissig, D. Canadinc, H. J. Maier: In-situ characterization of solid-to-solid phase transformations in steel by digital image correlation, *Proceedings 1st International Conference on Thermo-Mechanically Graded Materials* (2012) 39–44.
- [113] M. Cherkaoui, M. Berveiller: Mechanics of Materials Undergoing Martensitic Phase Change: A Micro-Macro Approach for Transformation Induced Plasticity, *Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik* 80 (2000) 219–232.

- [114] C. C. Liu, K. F. Yao, Z. Liu, X. J. Xu: Models for transformation plasticity in loaded steels subjected to bainitic and martensitic transformation, *Materials Science and Technology* 17 (2001) 983–987.
- [115] P. S. Bate, B. W. Hutchinson: Imposed stress and variant selection: the role of symmetry and initial texture, *Journal of Applied Crystallography* 41 (2007) 210–213.
- [116] H.-S. Yang, H. K. D. H. Bhadeshia: Uncertainties in dilatometric determination of martensite start temperature, *Materials Science and Technology* 23 (2007) 556–560.
- [117] H. J. Maier, S. Tschumak, H.-G. Lambers, D. Canadinc: Dynamic microstructural changes in thermo-mechanically coupled processes, *Functionally graded materials in industrial mass production* (2009) 191–202.
- [118] M. J. Holzweissig, M. C. Uslu, H.-G. Lambers, D. Canadinc, H. J. Maier: A comparative analysis of austenite-to-martensite and austenite-to-bainite phase transformation kinetics in steels, *Materials Research Letters* 1 (2013) 141–147.
- [119] Z. Hong-Zhuang, S.-J. Lee, Y.-K. Lee, L. I. Xiang-Hua, W. Guedong: Effects of Applied Stresses on Martensite Transformation in AISI4340 Steel, *Journal of Iron and Steel Research, International* 14 (2007) 63–67.
- [120] J. R. C. Guimaraes: Stress assisted martensite: Pre-strain, grain-size and strain-rate effects, *Materials Science and Engineering A* 475 (2007) 343–347.
- [121] M. E. Aydinöz: In-Situ Charakterisierung des Rückverformungseffektes in einem Werkzeugstahl, *Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Studienarbeit, Universität Paderborn* (2012).
- [122] M. J. Holzweissig, D. Canadinc, H. J. Maier: In situ characterization of backstress effects on the austenite-to-bainite phase transformation, *Scripta Materialia* 67 (2012) 368–371.
- [123] R. H. Larn, J. R. Yang: The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steels, *Materials Science and Engineering A* 278 (2000) 278–291.
- [124] F. F. Menne: Lokale Dehnungs- und Umwandlungsplastizitätsentwicklung in der Bainitstufe in einem niedrig legiertem Stahl, *Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Bachelorarbeit, Universität Paderborn* (2011).

- [125] D. C. Zeng, Y. H. Tan, G. W. Qiao, Y. C. Chuang: The nature of Martensitic Morphologies in medium and high carbon Steels, *Metallkunde* 85 (1994) 203–206.
- [126] A. F. Gourgues, H. W. Flowers, T. C. Lindley: Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures, *Materials Science and Technology* 16 (2000) 26–40.
- [127] T. Antretter, F. Fischer, T. Lube, K. Tanaka, G. Cailletaud: The thermo-mechanical response to a general loading path of a martensitically transforming steel, *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* 13 (2002) 811–815.
- [128] G. Miyamoto, N. Iwata, N. Takayama, T. Furuhashi: Mapping the parent austenite orientation reconstructed from the orientation of martensite by EBSD and its application to austempered martensite, *Acta Materialia* 58 (2010) 6393–6403.
- [129] G. Miyamoto, N. Takayama, T. Furuhashi: Accurate measurement of the orientation relationship of lath martensite and bainite by electron backscatter diffraction analysis, *Scripta Materialia* 60 (2009) 1113–1116.
- [130] P. Blaineau, L. Germain, M. Humbert, N. Gey: A new approach to calculate the γ orientation maps in steels, *Diffusion and Defect Data Pt.B: Solid State Phenomena* 160 (2010) 203–210.
- [131] L. Germain, N. Gey, R. Mercier, P. Blaineau, M. Humbert: An advanced approach to reconstructing parent orientation maps in the case of approximate orientation relations: Application to steels, *Acta Materialia* 60 (2012) 4551–4562.
- [132] Y. D. Wang, D. W. Brown, H. Choo, P. K. Liaw, D. Y. Cong, M. L. Benson, L. Zuo: Experimental evidence of stress-field-induced selection of variants in Ni-Mn-Ga ferromagnetic shape-memory alloys, *Physical Review B* 75 (2007) 174404-1-174404-5.
- [133] K. Hase, C. Garcia-Mateo, H. K. D. H. Bhadeshia: Bainite formation influenced by large stress, *Materials Science and Technology* 20 (2004) 1499–1505.
- [134] C. Cayron, B. Artaud, L. Briottet: Reconstruction of parent grains from EBSD data, *Materials Characterization* 57 (2006) 386–401.

Lebenslauf

Name	Martin Joachim Holzweißig
Geburtsdatum	15.09.1984
Geburtsort	Paderborn
08.1994 bis 06.2001	Gesamtschule Paderborn-Elsen
07.2001 bis 02.2002	Union High School in Tulsa, Oklahoma, USA
02.2002 bis 07.2004	Gesamtschule Paderborn-Elsen
07.2004	Schulabschluss: Abitur
07.2004 bis 03.2005	Zivildienst bei der Caritas, Paderborn
10.2005 bis 06.2010	Diplomstudiengang Maschinenbau (Diplom II), Universität Paderborn
10.2009 bis 03.2010	Diplomand in Zusammenarbeit mit der Daimler AG im Bereich Produktions- und Werkstofftechnik, Stuttgart
06.2010	Universitätsabschluss: Diplom-Ingenieur Maschinenbau (Diplom II)
Seit 06.2010	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Universität Paderborn
