

**Experimentelle Untersuchungen des
beanspruchungsabhängigen Umwandlungsverhaltens
und der Umwandlungsplastizität
des Stahls 51CrV4
in Anlehnung an einen thermo-mechanisch gekoppelten
Umformprozess**

zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau

der Universität Paderborn

genehmigte
DISSERTATION

von

Dipl.-Ing. Sergej Tschumak
aus Novopokrovskij (Russland)

Tag des Kolloquiums: 14. Dezember 2012

Referent: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes

Zusammenfassung

In der vorgelegten Dissertation wurden die temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften des stabilen bzw. unterkühlten Austenits eines niedrig legierten Stahls 51 CrV4 (1.8159) ermittelt. Zusätzlich wurde die Abhängigkeit der Umwandlungskinetik des Werkstoffs in der Perlit- und Bainitstufe von den Austenitisierungsbedingungen, einachsigen Spannungen und plastischen Verformungen des unterkühlten bzw. stabilen Austenits untersucht. Weiterhin wurde die Auswirkung der oben genannten Parameter auf die Umwandlungsplastizität untersucht. Für die Untersuchungen der Zusammenhänge zwischen den lokalen Umwandlungsdehnungen und der dabei entstehenden Mikrostruktur wurde eine Kombination aus zweidimensionaler Dehnungsmessung auf Basis Digitaler Bildkorrelation und EBSD eingesetzt.

Mechanische Eigenschaften des stabilen und unterkühlten Austenits sind von der Austenitisierungs- und Prüftemperatur abhängig. Die Austenitisierungsdauer spielt dabei eine untergeordnete Rolle. Die Auswirkungen der umwandlungsüberlagerten äußeren Beanspruchungen sind in der Perlit- und Bainitstufe unterschiedlich. So wird die Kinetik der isothermen perlitischen Umwandlung durch eine einachsige Zugspannung verzögert. Die Kinetik der bainitischen Umwandlung hingegen wird durch die äußeren Beanspruchungen beschleunigt. Diese beeinflussen auch die Umwandlungsplastizität. Zweidimensionale Dehnungsmessungen belegen, dass die Bereiche, die große Umwandlungsdehnungen während der spannungsüberlagerten Umwandlung zeigen, auf einige wenige ehemalige Austenitkörner begrenzt sind.

Abstract

The present study shows mechanical properties of stable and supercooled austenite of commercial heat-treatable low alloy 51 CrV4 steel. Furthermore, the role of austenitization and external loads on the kinetics of the perlitic and bainitic phase transformation were investigated. The corresponding changes in the microstructures were analyzed. Specifically, isothermal austenite-to-bainite phase transformations were characterized by the combination of in-situ digital image correlation (DIC) and electron backscatter diffraction (EBSD).

The mechanical properties of stable and supercooled austenite depend on the prior austenitization temperature. The time of the austenitization has only minor influence on the austenite properties. External loading always accelerates the isothermal bainitic transformation, whereas even small stresses resulted in a delay of the isothermal perlite formation. The superimposed load can lead to transformation plasticity. Combined DIC and EBSD investigations revealed that on the microstructural scale large transformation plasticity strains are concentrated on a few austenite grains only.

Vorveröffentlichungen

Zeitschriften

H.J. Maier, S. Tschumak, U. Weidig, K. Steinhoff; Functional gradation of low alloy steel by differentially controlled phase transformation, *Steel Research International*, 79 (2008) 2, 105-110

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*, Vol. 40A, (2009), 1355-1366

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc; Pre-deformation-transformation plasticity relationship during martensitic transformation, *Materials Science and Engineering A*, A527 (2010), 625-633

H.-G. Lambers, B. Gorny, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc; Crack growth behavior of low-alloy bainitic 51CrV4 steel, *Procedia Engineering*, 2 (2010), 1373-1382

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier; On the effect of plasticity on the kinetics of the isothermal bainitic transformation, *International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP)*, 5 (2010), 328-337

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc; On the bainitic and martensitic phase transformation behavior and the mechanical properties of low alloy 51CrV4 steel, *International Journal of Structural Changes in Solids*, 3 (2011), 15-27

M.C. Uslu, D. Canadinc, H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier; Modeling the role of external stresses on the austenite-to-bainite phase transformation in 51CrV4 steel, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 19 (2011), 045007

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc; Evolution of transformation plasticity during bainitic transformation, *International Journal of Materials Research*, 102 (2011), 1152-1163

R. Mahnken, A. Schneidt, S. Tschumak, H.J. Maier; On the Simulation of Austenite to Bainite Phase Transformation, *Computational Materials Science*, 50 (2011), 1823-1829

Konferenzbeiträge

H.J. Maier, S. Tschumak; Phasenumwandlung in niedriglegierten Stählen: Mikrostruktur-entwicklung und mechanische Eigenschaften in thermo-mechanisch gekoppelten Systemen, in: *Moderne thermomechanische Prozessstrategien in der Stahlfabrikation* (K. Steinhoff, Stahlinstitut VDEh, Hrsg.), Moderne thermomechanische Prozessstrategien in der Stahlfabrikation, Düsseldorf, (2007), 4-11

H.J. Maier, S. Tschumak; Effect of Stress on the Bainitic and Perlitic Transformation in 51CrV4 Steel, in: *New Developments in Forging Technology* (M. Liewald, Hrsg.), MAT INFO, Frankfurt, (2007), 69-80

H.J. Maier, S. Tschumak; Spannungsabhängiges Phasenumwandlungsverhalten des Stahls 51CrV4 in der Bainit- und Perlitstufe, in: *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung* (M. Liewald, Hrsg.), MAT INFO, Frankfurt, (2007), 71-82

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier; On the effect of plasticity on the kinetics of the isothermal bainitic transformation, in: *2nd International Conference on Distortion Engineering* (H.-W. Zoch, Th. Lübben, Hrsg.), IDE 2008, Bremen (2008), 347-354

H.-G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc; Tensile properties of 51 CrV 4 steel in martensitic, bainitic and austenitic state, in *2nd International Conference on HOT SHEET METAL FORMING OF HIGH PERFORMANCE STEEL* (M. Oldenburg, K. Steinhoff, B. Plakash, Hrsg.), CHS² Lulea, (2009), 77-86

in monografischen Reihen

H.J. Maier, S. Tschumak, H.-G. Lambers, D. Canadinc; Dynamic Microstructural Changes in Thermo-Mechanically Coupled Processes-Part I. In: K. Steinhoff, H. J. Maier, D. (Hrsg.); *Functionally Graded Materials in Industrial Mass Production*. Auerbach: Verlag Wissenschaftliche Scripten, (2009), 191-202

H.J. Maier, H.-G. Lambers, S. Tschumak; Dynamic Microstructural Changes in Thermo-Mechanically Coupled Processes-Part II. In: K. Steinhoff, H. J. Maier, D. (Hrsg.); *Functionally Graded Materials in Industrial Mass Production*. Auerbach: Verlag Wissenschaftliche Scripten, (2009), 203-210

Inhaltsverzeichnis

1	Motivation und Ziele	1
2	Grundlagen.....	3
2.1	Mechanische Eigenschaften der für den Prozess relevanten Phasen	4
2.2	Phasenumwandlung unter Einwirkung externer Beanspruchungen.....	4
2.2.1	Isotherme Umwandlung in der Perlitstufe	6
2.2.2	Isotherme Umwandlung in der Bainitstufe	6
2.3	Umwandlungsplastizität.....	7
3	Experimentelle Details	11
3.1	Werkstoff und Probenformen.....	11
3.2	Versuchsstände	16
3.2.1	Belastungsdilatometer	16
3.2.2	Belastungsdilatometer für Versuche mit höherer Dynamik	17
3.2.3	Versuchsstand für die mechanische Prüfung des Austenit/Bainit Mischgefüges	17
3.2.4	Belastungsdilatometer und digitale Bildkorrelation	18
3.3	Versuchsbeschreibungen.....	23
3.3.1	Austenitisierung.....	23
3.3.2	Isotherme Umwandlung in der Bainitstufe.....	24
3.3.3	Digitale Bildkorrelation (DIC)	25
3.3.4	Lichtmikroskopie.....	26
3.3.5	Rasterelektronenmikroskopie (REM), und Electron Backscatter Diffraction (EBSD).....	27
3.3.6	Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)	27
3.3.7	Energy Dispersive X-ray spectroscopy (EDX)	27
3.4	Massivumformprozess in SFB/TRR 30	27
4	Experimentelle Ergebnisse.....	31
4.1	Abhängigkeit des mechanischen Verhaltens des Austenits von der Temperatur ..	31
4.2	Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten (ZTU) in der Perlitstufe	38
4.3	Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten (ZTU) in der Bainitstufe ...	39
4.3.1	Abhängigkeit von der Austenitisierung	39

4.3.2	Abhängigkeit der Umwandlungskinetik von der chemischen Zusammensetzung	45
4.4	Umwandlungsplastizität.....	46
4.4.1	Rückverformungseffekte	50
4.5	Digitale Bildkorrelation	53
5	Diskussion und Ausblick.....	63
5.1	Mechanisches Verhalten des stabilen und unterkühlten Austenits	63
5.2	Mechanisches Verhalten des Perlits.....	65
5.3	ZTU Verhalten	65
5.3.1	Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlung Verhalten in der Perlitstufe.....	65
5.3.2	Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe.....	68
5.4	Umwandlungsplastizität.....	71
5.5	Messungen der lokalen Dehnungen während der isothermenbainitischen Umwandlung mittels digitaler Bildkorrelation	75
6	Zusammenfassung	79
7	Anhang.....	83
A.	Verwendete Symbole	83
B.	Verwendete Abkürzungen.....	84
C.	Firmenverzeichnis / Bezugsquellen	84
8	Literaturverzeichnis	85

1 Motivation und Ziele

Ein idealer Fertigungsprozess hat die Aufgabe, ein für die jeweilige Anwendung optimiertes Bauteil, z.B. eine Getriebewelle, möglichst wirtschaftlich zu erzeugen. So ein Bauteil wird durch ein Zusammenspiel zwischen Werkstoffeigenschaften und Geometrie des Werkstücks definiert. Die Parameter beeinflussen sich gegenseitig und müssen deswegen im Verbund betrachtet werden. Gerade bei Stahlwerkstoffen kann durch eine geeignete Wärmebehandlung ein breites Spektrum an Mikrostrukturen und damit an mechanischen Eigenschaften eingestellt werden. Die dafür notwendige Wärmebehandlung ist aber mit einer Phasenumwandlung - und damit mit einer Volumenänderung - verbunden. Eine ungeeignete Wärmebehandlung kann zu einer ungleichmäßigen Volumenänderung und damit zu einer Veränderung der Geometrie führen. Andererseits führt eine für die Wärmebehandlung ungeeignete Bauteilgeometrie zwangsläufig zu einem mangelhaften Ergebnis der Wärmebehandlung. Die Einstellung der Werkstückgeometrie nach der Wärmebehandlung ist in meisten Fällen aufgrund des Werkzeugverschleißes unwirtschaftlich.

Eine Kombination aus einem Warmumformprozess und einer Wärmebehandlung ist ein thermo-mechanisch gekoppelter Prozess. Dieser kann sehr wirtschaftlich gestaltet werden, da die Geometrie und die Mikrostruktur in nur einem Prozessschritt mit einer einmaligen Wärmezufuhr eingestellt werden. Der thermo-mechanisch gekoppelte Prozess bietet aber noch mehr Vorteile gegenüber den konventionellen Wärmebehandlungen. Die Kombination aus mechanischen und thermischen Beanspruchungen des Werkstoffs während der Umwandlung führt zur einer Änderung des Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhaltens (ZTU) des Werkstoffs [1, 2] und kann zu einer gezielten Einstellung der Mikrostruktur ausgenutzt werden. Treten mechanische Beanspruchungen lokal auf, wird ein homogener Werkstoff bei einem identischen Temperatur-Zeitverlauf ein lokal unterschiedliches ZTU-Verhalten zeigen, was zu Unterschieden in der Mikrostruktur, und damit in den mechanischen Eigenschaften führt. Ein idealer thermo-mechanischer Prozess nutzt die Umformprozesswärme und -beanspruchungen, um die Mikrostruktur lokal in Abhängigkeit der Konstruktionsanforderungen einzustellen, um insbesondere solche maßgeschneiderten Mikrostrukturen lokal zu erzeugen, die mit einer konventionellen Wärmebehandlung nicht möglich sind.

Angeichts der Anzahl der Parameter, die einen solchen Prozess beeinflussen, ist für die Gestaltung des Prozesses ein physikalisch fundiertes Modell erforderlich. Dieses sollte nicht nur den kompletten Prozess kontinuierlich beschreiben, sondern auch die lokalen Entwicklungen der Mikrostruktur in Abhängigkeit von externen Einflüssen korrekt wiedergeben. Die für die Entwicklung eines derartigen Modells notwendige Datenbasis

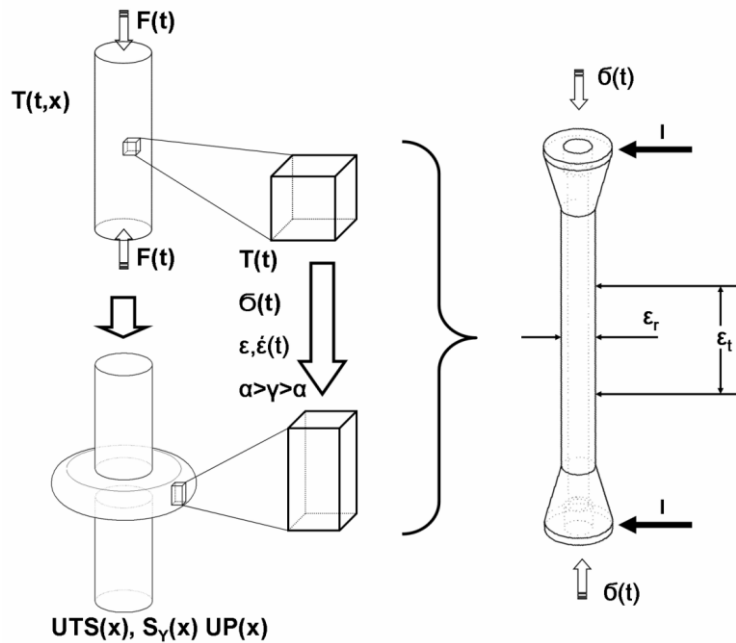


Abbildung 1.1 Schematische Darstellung der experimentellen Vorgehensweise. In Anlehnung an ein Massivumformverfahren mit zeitlich und örtlich variabler Temperaturführung wird ein Volumenelement des massiv umgeformten Bauteils durch eine Hohlprobe nachgebildet, um den Einfluss der zeitlich veränderlichen Größen wie Temperatur ($T(t)$), Dehnung ($\varepsilon(t)$), Dehnrates ($\dot{\varepsilon}(t)$) und Spannung ($\sigma(t)$) auf die Phasenumwandlung zu untersuchen [3].

war vor der Durchführung der Messungen in dieser Dissertation nicht vorhanden. Diese Arbeit sollte somit die ersten experimentellen Untersuchungen und die Erklärungsansätze für das beanspruchungsabhängige Umwandlungsverhalten in der Bainit- und Perlitstufe eines niedrig legierten Federstahls (51CrV4) liefern.

Das Ziel der Arbeit war es, für die Gestaltung des thermo-mechanisch gekoppelten Prozesses wichtigen Parameter zu identifizieren und deren physikalische Ursachen zu klären. Dafür wurde das Verhalten charakteristischer Volumenelemente aus einem thermo-mechanisch gekoppelten Prozess, der im Rahmen der Sonderforschungsbereichs SFB/TRR 30 entwickelt wird, unter Laborbedingungen nachgebildet und untersucht. In Abbildung 1.1 ist der Zusammenhang zwischen dem Prozess und den Laborexperimenten schematisch dargestellt. Für diese Untersuchungen wurden die im Vorfeld identifizierten Volumenelemente durch eine Hohlprobe abgebildet. Diese dünnwandige, präzise gefertigte Probe erlaubte eine homogene Einstellung der Temperatur- und Belastungsgrößen, um eine höhere Messgenauigkeit erreichen zu können.

2 Grundlagen

Die mikrostrukturbasierte Modellierung technischer Umformprozesse wurde in den letzten Jahren wesentlich verbessert. Mittlerweile können für ausgewählte Werkstoffe Gefügekenngößen wie Texturausbildung oder Entwicklung der Versetzungsdichten während eines Umformprozesses mit hoher Genauigkeit berechnet werden [4-6]. Diese Art der Modellierung ist bisher aber auf die Werkstoffe begrenzt, die keine Phasenumwandlung während des Prozesses aufweisen. Die Simulation eines Warmumformprozesses von Stahlwerkstoffen wird durch die ablaufende Phasenumwandlung erschwert. Diese ist die Grundlage der meisten Wärmebehandlungsprozesse und ist mit einer Volumenänderung verbunden. Eine inhomogene Volumenänderung infolge eines Temperatur - oder Belastungsgradienten führt zwangsweise zum Verzug des Bauteils. Die bisherigen Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der Wärmebehandlung hatten demzufolge das Ziel den Verzug zu minimieren [1, 7-9].

Der Fokus der Forschung im Rahmen des Sonderforschungsbereich SFB/Transregio 30 liegt auf der gezielten Beeinflussung der Mikrostruktur durch hohe Temperatur- und Beanspruchungsgradienten. Diese wird durch eine Kombination aus Warmumformung und Wärmebehandlung, also einen thermo-mechanisch gekoppelten Prozess, erreicht. Um die Vorteile dieser Prozessführung nutzen zu können, müssen gleichzeitig der Umformprozess und die Phasenumwandlung simuliert werden können. Durch die gegenseitige Abhängigkeit der Teilprozesse wird die Modellierung erheblich komplexer.

Für eine Simulation, die sowohl die Umformung als auch das durch die Phasenumwandlung entstehendes Gefüge abbilden kann, ist eine mikrostrukturell korrekte Beschreibung aller Materialumwandlungsvorgänge in Abhängigkeit von der thermo-mechanischen Belastung des Werkstoffs als Datenbasis notwendig. Hinzu kommt, dass für die Simulation des Umformprozesses die temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften der beteiligten Phasen notwendig sind. Diese waren vor der Durchführung der Messungen nicht vorhanden und mussten für die Simulation abgeschätzt werden.

Diese Arbeit soll nun die benötigten experimentellen Daten und die physikalischen Zusammenhänge für die Modellierung des thermo-mechanischen Prozess im Rahmen des SFB/Transregio 30 zur Verfügung stellen.

In diesem Kapitel wird die Vorgehensweise bei der Ermittlung mechanischer Eigenschaften des unterkühlten Austenits sowie das aktuelle Wissen über die Phasenumwandlung der niedrig legierten Stähle mit und ohne externer mechanischer Beanspruchungen zusammengefasst. Desweiteren werden die ausgewählten Modellierungsansätze der Phasenumwandlung und der Umwandlungsplastizität vorgestellt.

2.1 Mechanische Eigenschaften der für den Prozess relevanten Phasen

Für den ersten Schritt des Prozesses, die Umformung, sind die mechanischen Eigenschaften des Gefüges besonders wichtig. Da es sich dabei um eine anfangs freie Umformung handelt, müssen bei der Simulation alle beteiligten Phasen berücksichtigt werden. Der Temperatur- und Austenitisierungsprozess-Abhängigkeit der Streckgrenze und den Verfestigungsverhalten des Austenits kommt somit eine zentrale Rolle zu. Dabei kann das Ausmaß der plastischen Verformungen mehrere hundert Prozent betragen. Allerdings ist die experimentelle Ermittlung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des unterkühlten Austenits in niedrig legierten Stählen aufgrund kurzer Stabilitätszeiten und der daraus resultierenden für die Versuchsdurchführung sehr begrenzten Zeitfenster nur bedingt möglich. Daher werden diese Daten in der Regel aus Messungen an hochlegierten austenitischen Stählen abgeschätzt [10-11], was Ungenauigkeiten und Differenzen zwischen gemessenen und modellierten Daten zur Folge hat [1]. Da in der Literatur keine verlässlichen Angaben zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Austenits des niedrig legierten Stahls 51CrV4 zu finden sind, wurden diese im Rahmen dieser Arbeit ermittelt, um eine solide Grundlage für die Simulation des Prozesses zu gewährleisten. Dabei wurde der Schwerpunkt der Untersuchungen auf die Abhängigkeit der Eigenschaften von den Austenitisierungsbedingungen gelegt, da diese bei einem thermo-mechanischen Prozess lokal sehr unterschiedlich sind.

Ein weiteres an der Umformung beteiligtes Gefüge ist das Perlitgefüge aus dem Randbereich des Halbzeuges, der während des Aufheizens die Austenitisierungstemperatur nicht erreicht. Dieses Gefüge weist auch bei 600 °C eine deutlich höhere Festigkeit als der unterkühlte Austenit auf. Aufgrund der Festigkeitsunterschiede wird perlitisches Gefüge während freier Umformung kaum verformt. Somit spielt die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Werte für den Umformprozess keine Rolle und wird im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet.

2.2 Phasenumwandlung unter Einwirkung externer Beanspruchungen

Die Umwandlung von Stählen kann in allen drei Umwandlungsstufen durch eine externe Beanspruchung beeinflusst werden. Dieser Effekt findet bereits seine technischen Anwendungen zum Beispiel bei Formgedächtnislegierungen [13-15], TRIP-Stählen (Transformation Induced Plasticity) [13, 14, 16] oder in der Festigkeitssteigerung der austenitischen Stähle [17]. Bei niedrig legierten Stählen reichen zwar die mechanischen Beanspruchungen nicht aus, um die Phasenumwandlung auszulösen, sie beeinflussen jedoch die Umwandlung in allen drei Umwandlungsstufen, nämlich der Perlit-, Bainit- und Martenstitbildung. Insbesondere die im Umformprozess auftretenden Kombinationen aus hohen elastisch-plastischen Verformungen haben einen großen Einfluss auf die Kinetik der Phasenumwandlung, die entstehende Mikrostruktur, die Maßhaltigkeit und die mechanischen Eigenschaften des Erzeugnisses [1, 18-21].

Mit dem Bestreben, thermo-mechanische Prozesse mittels numerischer Methoden zu modellieren, ist auch die Notwendigkeit verlässlicher experimenteller Daten entstanden. So gelten die verfügbaren ZTU-Diagrammen lediglich für kleine Proben, die frei von externen Beanspruchungen umwandeln. Für die Modellierung der thermo-mechanischen Prozesse sind aber kontinuierliche ZTU-Schaubilder notwendig, die das Umwandlungsverhalten des Werkstoffs in Abhängigkeit von der Temperatur, Temperaturänderung und der externen Lasten wiedergeben. Diese erhält man durch eine Kombination der isothermen Umwandlung bei unterschiedlichen Temperaturen.

Zur mathematischen Beschreibung der isothermen Umwandlung in der Perlit- und Bainitstufe hat sich der Ansatz der Jonson-Mehl-Avrami-Gleichung (JMA)

$$w(t) = 1 - \exp(-b * t^n) \quad (2.1)$$

bewährt [22-24]. Dabei ist w der umgewandelte Phasenanteil und t die Umwandlungszeit. Die Variablen b und n werden durch Polynomansätze beschrieben. Bei der Berechnung des Umwandlungsfortschrittes werden für jeden isothermen Umwandlungsschritt so genannte fiktive Inkubationszeiten festgelegt, die die umgewandelten Gefügeanteile aus der Vorentwicklung mitberücksichtigen. Damit lässt sich die isotherme Umwandlung ohne äußeren Einfluss relativ gut beschreiben. Für die Modellierung einer kontinuierlichen Umwandlung muss eine Anpassung des Modells Vorgenommen werden. Für die Berechnung der Gefügeanteile während einer kontinuierlichen Abkühlung wird die Addition einzelner isotherm gebildeter Anteile, die wiederum mit der JMA-Gleichung

$$w_i = 1 - \exp(-b_i \cdot t_i^{n_i}) \quad (2.2)$$

berechnet werden, vorgenommen. Da die Werkstoffparameter b und n temperaturabhängig sind, muss diese Abhängigkeit mitberücksichtigt werden. Die Berechnung erfolgt dabei nach dem folgenden Muster. Beim Beginn der Umwandlung bei der Temperatur T_i wird der Anteil des umgewandelten Gefüges in dem Punkt P_i berechnet. Mit der Änderung der Temperatur T_{i+1} muss die JMA-Gleichung angepasst werden, wobei eine äquivalente Haltedauer τ_i bestimmt werden muss. Diese berücksichtigt den Anteil des bereits umgewandelten Gefüges zum Zeitpunkt t_i . Die fiktive Inkubationszeit t^* bei der Temperatur T_{i+1} kann mit der Formel

$$t^* = \tau_i + \Delta t_{i+1} \quad (2.3)$$

berechnet werden. Dabei ist Δt_{i+1} die Haltedauer bei der Temperatur T_{i+1} . Die äquivalente Haltedauer τ_i wird aus den Werten w_i , b_{i+1} und n_{i+1} berechnet. Die zum Zeitpunkt T_{i+1} entstandenen Gefügemengen lassen sich näherungsweise nach der Gleichung

$$w_{i+1} = 1 - \exp(b_{i+1} * t^{i+1}) \quad (2.4)$$

berechnen. Diese Gleichung berücksichtigt den Anteil des noch für die Umwandlung zur Verfügung stehenden Gefüges und kann zur Berechnung kontinuierlicher ZTU-Diagrammen eingesetzt werden, setzt aber die Verfügbarkeit der Werkstoffparameter auf jedem Temperaturniveau voraus. Weiterhin wird bei dieser Vorgehensweise der Einfluss der äußeren Belastungen auf das Umwandlungsverhalten nicht berücksichtigt. Die Ansätze der Modellierung der spannungsabhängigen Umwandlungsverhalten sind in [1, 2, 20, 24, 25] beschrieben. Ein phänomenologisches Model, das im Rahmen des Sonderforschungsbereiches entwickelt wurde, ist in [26] detailliert beschrieben. Ein weiteres Model, das in Kooperation zwischen dem Lehrstuhl für Werkstoffkunde (Paderborn) und der Advanced Material Group, Koc University (Istanbul, Turkey) entwickelt wurde, ist in [27] dargestellt.

2.2.1 Isotherme Umwandlung in der Perlitstufe

Mit einer hinreichenden Unterkühlung des Halbzeugs während des Umformprozesses beginnt auch die temperatur- und/oder belastungsabhängige Umwandlung des Werkstoffs in einen stabileren Zustand. Ein perlitisches Gefüge, das bei der isothermen Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 290 °C und 560 °C gebildet wird, entsteht durch einen eutektoiden Zerfall der γ -Mischkristalle in Ferrit (α) und Zementit (Fe_3C). Da diese Reaktion im festen Zustand abläuft, müssen Kohlenstoff und Eisen durch Diffusion transportiert werden. Bei dieser diffusionsgesteuerten Reaktion beeinflussen die aufgeprägten Spannungen bzw. Verformungen das ZTU-Verhalten des Werkstoffs maßgeblich [1, 28]. Das Wachstum der Perlitbereiche erfolgt im Anschluss an eine heterogene Keimbildung und ist deswegen abhängig von der Keimstellendichte. Wird diese durch Spannungen und/oder Verformungen erhöht, beschleunigt sich auch die Kinetik der Umwandlung [1, 29, 30]. Außerdem führen Vorverformungen des unterkühlten Austenits zu einer merklichen Verfeinerung des resultierenden Gefüges während der perlitischen Umwandlung [29].

2.2.2 Isotherme Umwandlung in der Bainitstufe

Die Untersuchungen des Umwandlungsverhaltens mit überlagerten äußeren Beanspruchungen sind experimentell sehr aufwändig. Das gilt besonders für die niedrig legierten Stähle, da die Phasenumwandlung sehr schnell einsetzt. Dementsprechend liegen bisher nur sehr wenige detaillierte Untersuchungen vor, die das Umwandlungsverhalten mit und ohne äußere Beanspruchungen beschreiben [1, 20, 31, 32]. Desweiteren wird bei der konventionellen Wärmebehandlung angestrebt, den Verzug im Bauteil zu minimieren, d. h. die Temperatur- und Spannungsgradienten möglichst niedrig zu halten [1, 7, 8, 33]. Für diese Fälle beschränkt man sich auf den Bereich sehr niedriger Spannungen, bzw. Verformungen. Im Unterschied dazu werden bei thermo-mechanischen Prozessen gezielt hohe Temperatur- und Beanspruchungsgradienten eingestellt, um die Einflüsse hoher Spannungen und massiver Plastizität auf die Gefügeausbildung zu nutzen. Dabei stehen besonders durch den Herstellungsprozess entstehende massive Verformungen aber auch daraus resultierende Spannungen und ihre Einflüsse auf die Mikrostruktur im Mittelpunkt.

In der vorliegenden Arbeit werden erste Ergebnisse des Einflusses von Spannungen und plastischen Vorverformungen des unterkühlten Austenits auf das Umwandlungsverhalten in der Bainit- und Perlitstufe im untersuchten Werkstoff 51 CrV4 vorgestellt.

2.3 Umwandlungsplastizität

Die Umwandlungsplastizität wurde erstmals 1937 durch G. Wassermann an einer Eisen-Nickel Legierung beobachtet [34]. Das Phänomen beschreibt die bei Phasenumwandlungen auftretenden plastischen Verformungen, die auch dann zu beobachten sind, wenn die wirkende Spannung, die aufgrund von thermischen und/oder mechanischen Beanspruchungen wirkt, kleiner als die Fließspannung der weicheren Phase ist. Dieser Effekt, der bei Stählen sowohl bei isothermer als auch bei kontinuierlicher Umwandlung in allen Umwandlungsstufen beobachtet wird, wird für die Anwendungen der Formgedächtnislegierungen und auch bei den TRIP-Stählen technisch genutzt. Die Ursachen der umwandlungsplastischen Dehnungen liegen in der Volumen- und Formänderungen des Eisenkristalls während der Phasenumwandlung. Bei der Umwandlung in der Bainit- und Martensitstufe können die umwandlungsplastischen Dehnungen durch zwei unterschiedliche Effekte hervorgerufen werden.

Der Greenwood-Johnson-Effekt [35] besagt, dass durch die Volumen- und Formänderung eines Kristalls während der Phasenumwandlung in der Umgebung der Umwandlungsfront komplizierte Eigenspannungszustände entstehen, die lokal zu plastischen Dehnungen führen können. Dabei muss die weichere Phase des Materials sich an die härtere Phase anpassen. Die Aufbringung einer äußeren Spannung beeinflusst die Eigenspannungszustände, was zu einer Initiierung bzw. Verstärkung der plastischen Verformung in Belastungsrichtung führt. Diese kann anschließend von außen gemessen werden [35-37].

Ein anderer Effekt, der die Umwandlungsplastizität - besonders bei der bainitischen bzw. martensitischen Phasenumwandlung - hervorrufen kann, wurde durch Magee [38] an Martensit beschrieben. Der Magee-Effekt besagt, dass aufgrund der aufgeprägten Belastung die Bildung von Bainit- und Martensitplatten in den energetisch günstig orientierten Richtungen bevorzugt wird. Demzufolge werden die von Scherumwandlungen erzeugten unterschiedlichen Dehnungen nicht eliminiert, was bei einem vielkristallinen Werkstoff in Abwesenheit der äußeren Belastung der Fall wäre, sondern weisen eine Anisotropie der Dehnungen auf und können gemessen werden. Der Effekt der nicht zufälligen Orientierungsverteilung kann auch durch die Messungen der Mikrotextur nachgewiesen werden [1, 39]. Der Anteil des jeweiligen Effektes an der gesamten umwandlungsplastischen Dehnung ist von der chemischen Zusammensetzung, der Umwandlungsart, der Höhe und der Richtung der Belastung und von dem bereits umgewandelten Phasenanteil abhängig [31, 40, 41].

Die Beschreibung der Umwandlungsplastizität, die durch eine elastische Beanspruchung des Werkstoffs während der Umwandlung entsteht, kann allgemein durch die folgende Funktion erfolgen [42]:

$$\varepsilon_{UP} = K \cdot \sigma \cdot f(w) \quad (2.5)$$

Dabei ist K eine Materialumwandlungskonstante, die neben der Legierung und der Umwandlungstemperatur auch von der Höhe und der Richtung der Belastung abhängig ist. Die Funktion $f(w)$ beschreibt die Abhängigkeit der Umwandlungsplastischen Dehnungen vom umgewandelten Phasenanteil w . σ ist eine einachsige konstante Spannung, die klein im Vergleich zur Austenitfließgrenze ist.

In der Literatur sind mehrere Modelle für die Ermittlung der Konstante K zu finden. Die drei wichtigsten sind:

Das Modell nach Greenwood and Johnson [43]:

$$K = \frac{5}{6} \cdot \frac{1}{R_p} \cdot \frac{\Delta V}{V} \quad (2.6)$$

Das Modell nach Leblond [44]:

$$K = \frac{2}{3} \cdot \frac{1}{R_p} \cdot \frac{\Delta V}{V} \quad (2.7)$$

Nach Abrassart [45]:

$$K = \frac{1}{4} \cdot \frac{1}{R_p} \cdot \frac{\Delta V}{V} \quad (2.8)$$

Zusammenfassend kann die Berechnung des K -Faktors nach dem folgenden Muster erfolgen [1, 41]:

$$K = c \cdot \frac{1}{\sigma_F} \cdot \frac{\Delta V}{V} \quad (2.9)$$

wobei σ_F die Fließspannung des Austenits ist und $\frac{\Delta V}{V}$ die Volumenänderung während der Phasenumwandlung beschreibt. Für die Funktion $f(w)$, die die Abhängigkeit der umwandlungsplastischen Dehnung vom umgewandelten Phasenanteil w beschreibt, existieren ebenso viele Beschreibungsansätze z.B. von Abrassart [45], Dasalos [46], Sjöström [46] oder Fischer [31]. Am weitesten verbreitet sind jedoch die Modelle von Denis [48]

$$f(w) = [1 - \ln(w)] \cdot w \quad (2.10)$$

und Leblond [44]

$$f(w) = w(2 - w). \quad (2.11)$$

Für die Modellierung des thermo-mechanisch gekoppelten Prozesses, bei dem im Bauteil ein mehrachsiger, zeitabhängiger Spannungszustand vorliegt, sind dementsprechend komplexere Modellierungsmethoden notwendig. Das Modell, das die zeitliche Änderung der umwandlungsplastischen Dehnungen in linearer Abhängigkeit vom Spannungszustand, der sich aus einer Kombination von inneren und äußeren Spannungen zusammensetzt, berücksichtigt, ist z.B. bei Fischer et al. beschrieben [49]. Die Modellierung der Umwandlungsplastizität bleibt jedoch schwierig. So zeigen die Versuche mit der Entlastung der Proben während der Phasenumwandlung, dass ein gewisser Teil der bereits gebildeten umwandlungsplastischen Dehnung wieder zurückgebildet wird [1, 32, 42]. Für dieses Verhalten des Materials gibt es Erklärungsansätze. So gehen Fischer et al. [32] davon aus, dass nach der Entlastung die neu gebildeten Varianten an die vorher gebildeten Varianten angepasst werden, was letztendlich die rückläufige Formänderung bewirkt. Damit ist der Effekt allein auf die durch die Eigenspannung veränderte Variantenauswahl zurückzuführen. Im Gegensatz dazu gehen Videau et al. davon aus, dass der Effekt der Rückverformung durch das Fließen des noch nicht umgewandelten Austenit unter der Einwirkung der Umwandlungsspannungen hervorgerufen wird [42].

3 Experimentelle Details

3.1 Werkstoff und Probenformen

Für die Untersuchungen wurde der niedriglegierte Stahl 51CrV4 (Werkstoff-Nummer 1.8159) verwendet. Dieser Federstahl wurde von dem Einheitslieferanten des SFB/TRR 30, Firma HMC H. Mayer & CO, Düsseldorf, als Stangenmaterial (\varnothing 25mm, Länge 3000mm) im geglühten Zustand mit der Härte 200-215 HV 1, und einer Zugfestigkeit zwischen 727-739 MPa bezogen. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs, die an mehreren Proben mittels Spektralanalyse bestimmt wurde, ist in der Tabelle 3.1 angegeben. Die scheinbare Korngröße, ermittelt nach „DIN EN ISO 643: Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße“, betrug im Auslieferungszustand 15 μm . Abbildung 3.1 zeigt a) eine lichtmikroskopische sowie b) eine transmissionselektronenmikroskopische Aufnahmen des perlitischen Gefüges des Materials im Auslieferungszustand. Die beiden Aufnahmen zeigen exemplarisch, dass das Gefüge auf der Makro- und Mikroebene der Probe weitestgehend isotrop und homogen ist. Die Homogenität/Isotropie des Gefüges ist wichtig, um die Umwandlungseffekte infolge der Vorgeschichte des Werkstoffs auszuschließen. Im Kern des Halbzeuges teilweise vorhandene Seigerungen/Zeiligkeit können durch entsprechend angepasste Lage der Proben im Halbzeug vernachlässigt werden.

Tabelle 3.1 Chemische Zusammensetzung des Versuchswerkstoffs. Angegeben sind jeweils minimale und maximale Werte der Probenanalysen.

Element	C	Cr	Mn	S	Pb	Si	Cu
Ma.-%	0,5 0,5	0,99 1,07	0,84 0,91	0,005 0,014	0,003 0,005	0,23 0,28	0,22 0,23
Element	Al	Ni	Mo	Nb	Ti	P	Fe
Ma.-%	0,01 0,026	0,7 0,7	0,03 0,03	0,06 0,08	0 0,015	0,002 0,015	Rest

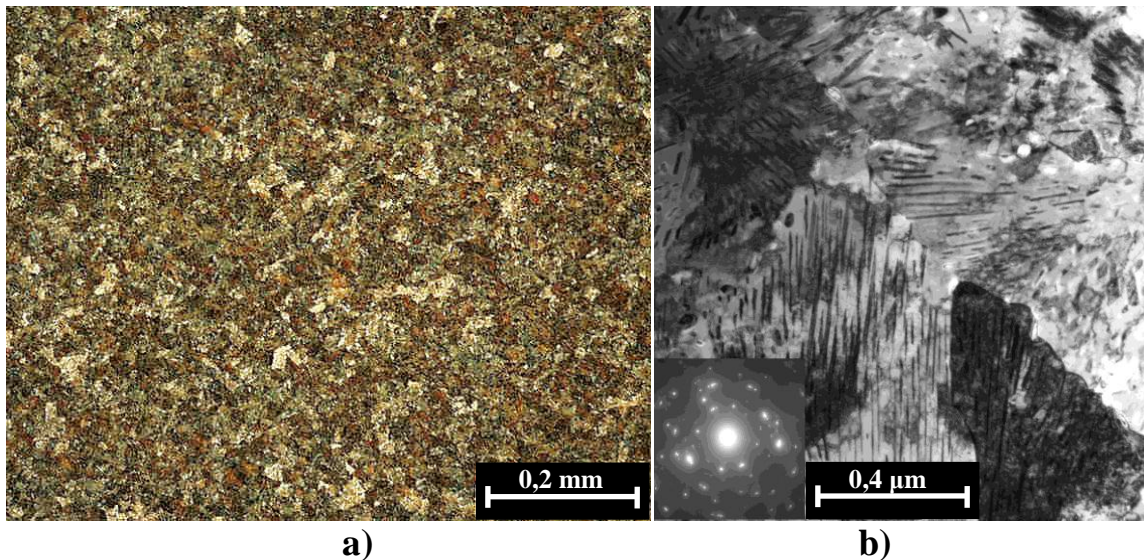


Abbildung 3.1 Gefüge des Stahls im Auslieferungszustand, a) lichtmikroskopische Aufnahme, b) transmissionselektronenmikroskopische Aufnahme.

Für Zugversuche am unterkühlten Austenit vor Umwandlungsbeginn sowie für isotherme Umwandlungsversuche mit und ohne externe Belastung wurden präzise gefertigte, dünnwandige Hohlproben verwendet. Abbildung 3.2 zeigt eine Umwandlungsprobe mit 10 mm Außendurchmesser und einer Gesamtlänge von 130 mm. Um die Temperaturgradienten in axialer und radialer Richtung in der Messlänge zu reduzieren, wurde eine Wandstärke von 1 mm gewählt und auf die Einhaltung entsprechend enger Toleranzen geachtet. In Verbindung mit einer konduktiven Heizung konnte so eine Minimierung der Temperaturgradienten auf 4 Kelvin in der Messlänge von 16 mm erreicht werden. Die Probenfertigung wurde von der Firma PFT (Präzisions-Fertigungstechnik GmbH) Erwitte durchgeführt.

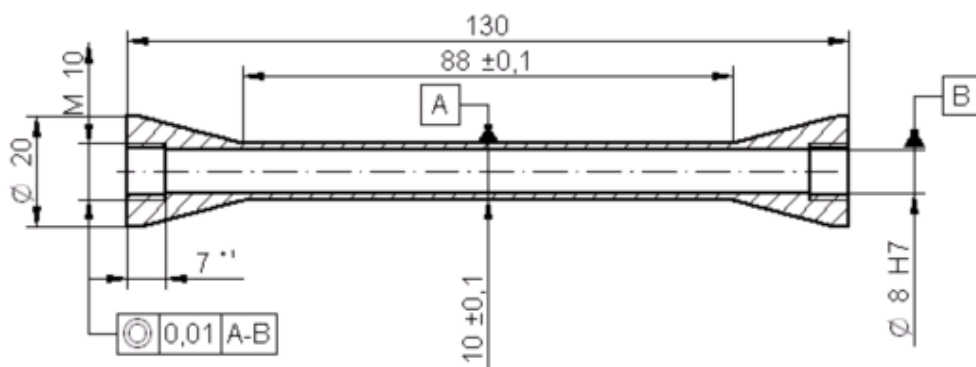


Abbildung 3.2 Dünnwandige Hohlprobe für die Untersuchung des lastabhängigen Umwandlungsverhaltens [1].

Für die Ermittlung der Zugfestigkeit wurden die umgewandelten Hohlproben nachträglich bearbeitet. Die Anpassung war notwendig, da der Messbereich nach der Umwandlung ein bainitisches oder martensitisches Gefüge aufwies und damit eine wesentlich höhere Zugfestigkeit besaß als der nicht umgewandelte Rest der Probe. Um die Zugversuche zu ermöglichen, wurde daher der Querschnitt der Probe in der Messlänge reduziert. Für die Berechnung des notwendigen Querschnittes des Messbereichs, wurden die Härten der unterschiedlichen Gefüge gemessen und mit der Näherungsformel

$$R_m \approx 3,5 \cdot HV \quad (3.1)$$

in Zugfestigkeit umgerechnet. Die so berechnete Zugfestigkeit betrug in der Messlänge etwa 1500 MPa und in dem nicht umgewandelten perlitischen Bereich etwa 700 MPa. Diese Werte wurden in Formel (3.2) eingesetzt und damit der maximale Querschnitt der Messlänge berechnet.

$$A_m = \frac{\sigma_p \cdot A_p}{\sigma_B} \quad (3.2)$$

Dabei sind A_m der maximale Querschnitt in der Messlänge, σ_B die Zugfestigkeit des bainitischen Gefüges, A_p der Querschnitt der Probe und σ_p die Zugfestigkeit des perlitischen Gefüges. Da die zugrunde gelegten Werte mittels einer Näherungsformel berechnet wurden, wurde zusätzlich ein Sicherheitsfaktor 2 in die Rechnung einbezogen. Damit betrug der erforderliche Querschnitt der Messlänge etwa $7,5 \text{ mm}^2$. Durch eine Verjüngung der Proben mittels einer Drahterodiermaschine entstand eine Doppelzugprobe (Abbildung 3.4). Der dabei entstandene Querschnitt setzte sich zusammen aus zwei Flächen, deren Geometrie in Abbildung 3.3 dargestellt ist. Die Breite des Teilquerschnittes x wurde mit der Formel (3.3) ermittelt und betrug 3 mm bei einer Teilfläche von $3,059 \text{ mm}^2$.

$$A = \int_{-\frac{x}{2}}^{\frac{x}{2}} (\sqrt{5^2 - x^2} - \sqrt{4^2 - x^2}) dx \quad (3.3)$$

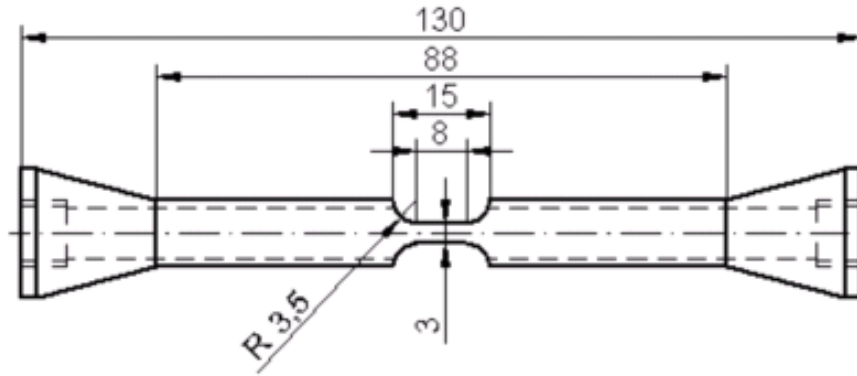


Abbildung 3.4 Modifizierte Doppelzugprobe für die Ermittlung der Zugfestigkeit des erzeugten Gefüges.

Zur Beurteilung der flächigen Verteilung der Umwandlungsdehnungen mittels Digitaler Bildkorrelation (Digital Image Correlation, DIC) wurden Flachproben verwendet. Dies war notwendig, um größere Bereiche der Probe mit einem Lichtmikroskop, das systembedingt kleine Schärfentiefe aufweist, abbilden zu können. Bei der Auswertung der Bilder mittels DIC ist für die Genauigkeit der Messung die Schärfe des Bildes ausschlaggebend. Um gleichzeitig eine rasche Abkühlung und eine homogene Temperaturverteilung zu ermöglichen wurde die Probendicke auf ein Millimeter reduziert und die Messlänge auf 55 mm verlängert. Eine mechanische Beeinflussung des Ausgangsgefüges konnte durch Drahterodieren und nachträgliches Schleifen und Polieren der Probenlänge ausgeschlossen werden. Letzteres erlaubte zudem eine ebene Oberfläche, die wiederum vorteilhaft für die optischen Messungen war. Eine Fertigungszeichnung der Probe ist in Abbildung 3.5 dargestellt.

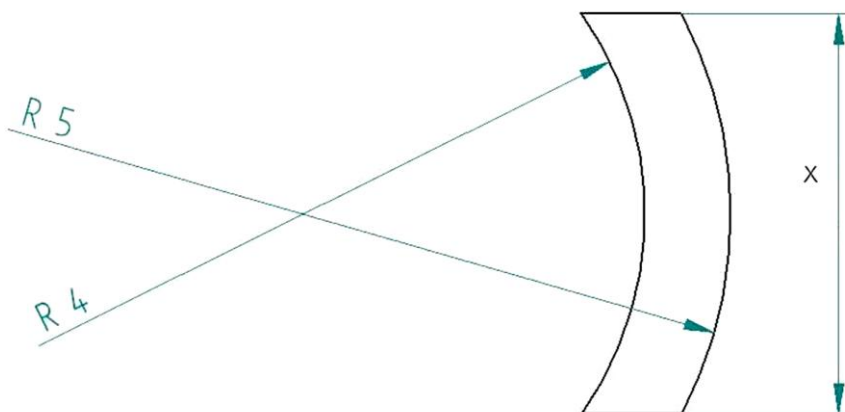


Abbildung 3.3 Teilquerschnitt der Probe nach dem Erodieren.

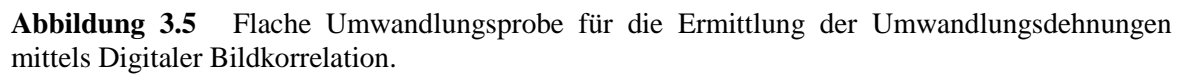


Abbildung 3.6 Flach-Rundprobe Mischgefüge.

3.2 Versuchsstände

3.2.1 Belastungsdilatometer

Für die Untersuchung des belastungsabhängigen Umwandlungsverhaltens wurden speziell aufgebaute Belastungsdilatometer verwendet. Der Versuchsstand wurde auf der Basis einer elektromechanischen Universalprüfmaschine Typ Zwick 1488 realisiert. Eine schematische Darstellung des Versuchstandes ist in Abbildung 3.7 skizziert. Mit Hilfe dieses Versuchstandes war es möglich, während einer kontinuierlichen oder isothermen Phasenumwandlung einachsige Zug- oder Druckbelastungen aufzuprägen. Die Aufheizung der Proben erfolgte konduktiv mittels einer regelbaren Gleichstromquelle Typ ESS-1000 der Firma LAMBDA EMI (5) mit einer maximalen Stromstärke von 1000 A. Die Abkühlung erfolgte ebenfalls geregelt mittels 16, 8 oder 4 auf die Probe gerichteten Flachstrahldüsen. Als Abkühlmedium wurde in Abhängigkeit von den Versuchsanforderungen Stickstoff, Argon oder Druckluft eingesetzt. Die Temperaturmessung wurde in Abhängigkeit vom Temperaturbereich über ein Strahlungs-pyrometer, Typ INFRATHERM IP 120 der Firma IMPAC Electronic GmbH (3), mit einem Grundmessbereich von 160 bis 1200 °C oder ein angeschweißtes NiCr/Ni-Thermoelement durchgeführt. Das Thermoelement in der Hohlprobe (4) hatte keinen direkten Kontakt zur Probe und ermöglichte eine Überprüfung des Pyrometers im stationären Zustand. Das Zusammenspiel zwischen der Temperaturmessung, Heizungs-

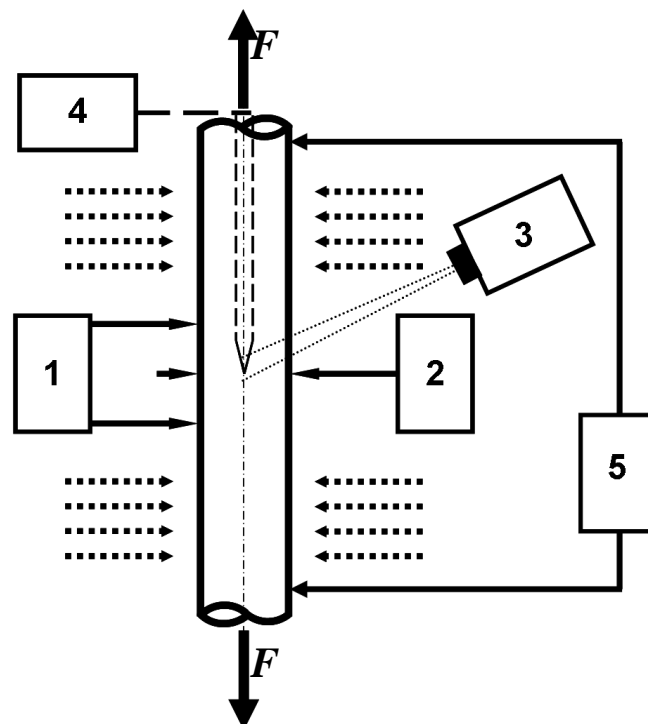


Abbildung 3.7 Schematische Darstellung des Versuchstandes; 1: Längsdehnungsaufnehmer, 2: Querdehnungsaufnehmer, 3: Pyrometer, 4: Thermoelement, 5: konduktive Heizung, Gasabschreckung und Kraft angedeutet.

und Kühlungsregelung wurde durch einen Sollwertprogrammregler 2604 der Firma EUROTHERM realisiert. Die aufgezwungene mechanische Belastung der Proben wurde über eine in den Laststrang eingebaute Kraftmessdose der Typenreihe Z 12 aus dem Hause HBM mit einem Messbereich von ± 50 kN gemessen. Die Messung der Längsdehnung erfolgte mittels eines Extensometers WAD 88008 der Firma WAZAU (1), das durch U. Ahrens [1] zu einem Hochtemperaturextensometer so umgebaut wurde, dass der Abstand zur Probe 160 mm betrug. Zur Messung der Probenquerdehnung wurde ein wassergekühltes Hochtemperaturextensometer 632.61-F-01 der Firma MTS (2) eingesetzt. Beide Extensometer wurden in regelmäßigen Abständen überprüft. Für schnelle, versuchsnahe Überprüfung der Extensometer wurde ein Messstand auf Basis eines kapazitiven Sensors und eines Messverstärkers aus dem Hause HBM mit einer Auflösung von $0,5 \mu\text{m}$ konstruiert.

Aus den Messwerten der Längsdehnung ε_L und der Querdehnung ε_R wurden die Gesamtdehnung ε_t , die wahre Dehnung φ_t , die Volumenänderung $\frac{\Delta V}{V}$ durch

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 + \varepsilon_L) \cdot (1 + \varepsilon_R)^2 - 1 \quad (3.4)$$

und die umwandlungsplastische Dehnung in Belastungsrichtung ε_{UP} durch

$$\varepsilon_{UP} = \varepsilon_L - \frac{\Delta V}{V} \approx \frac{2}{3}(\varepsilon_L - \varepsilon_R) \quad (3.5)$$

berechnet. Die Nennspannung σ_t und die wahre Spannung σ wurden aus den Messwerten der Kraftmessdose unter der Berücksichtigung der Probengeometrie berechnet.

3.2.2 Belastungsdilatometer für Versuche mit höherer Dynamik

Für die Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften des Austenits bzw. für die Untersuchungen des Umwandlungsverhaltens des im austenitischen Zustand vorverformten Werkstoffs war eine höhere Dynamik der Prüfmaschine erforderlich. Aus diesem Grund wurde ein zweites Belastungsdilatometer auf der Basis einer servo-hydraulischen Prüfmaschine vom Typ MTS 858 Table Top System aufgebaut. Das Wirkprinzip des Prüfstandes ist identisch mit dem Belastungsdilatometer „Zwick“. Es wurden, mit Ausnahme der im Laststrang eingebauten MTS-Kraftmessdose mit einem Messbereich ± 15 kN, baugleiche Sensoren und Stromquellen verwendet.

3.2.3 Versuchstand für die mechanische Prüfung des Austenit/Bainit Mischgefüges

Aufgrund der steigenden Festigkeit des Gefüges mit steigendem Bainitanteil mussten das Belastungsdilatometer für Versuche mit höherer Dynamik und die Probengeometrie für die geänderte Versuchsführung angepasst werden. Die Probengeometrie ist im Kapitel 3.1 beschrieben. Da aber ab einem bestimmten Austenit/Bainit-Verhältnis die Festigkeit des Probenschafts niedriger als die Festigkeit der Messlänge war, mussten bestimmte Bereiche

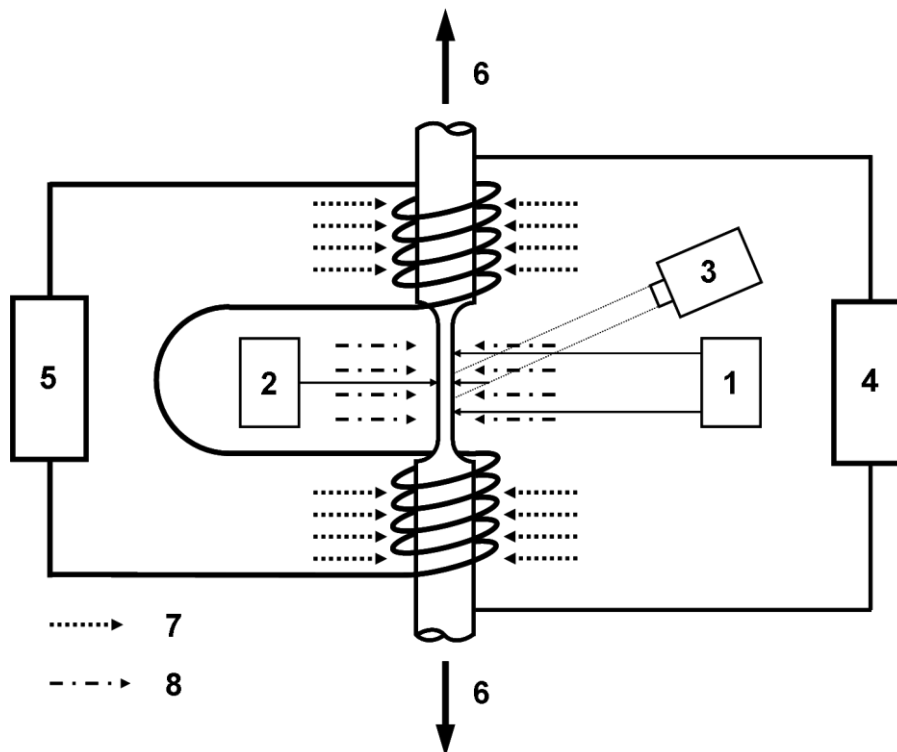


Abbildung 3.8 Schematische Darstellung des Versuchstandes „Mischgefüge“:

1: Längsdehnungsaufnehmer, 2: Querdehnungsaufnehmer, 3: Strahlungs-pyrometer, 4: konduktive Heizung, 5: Hochfrequenzgenerator, 6: Kraft, 7: Kühlgas Messlänge, 8: Kühlgas Probenschaft.

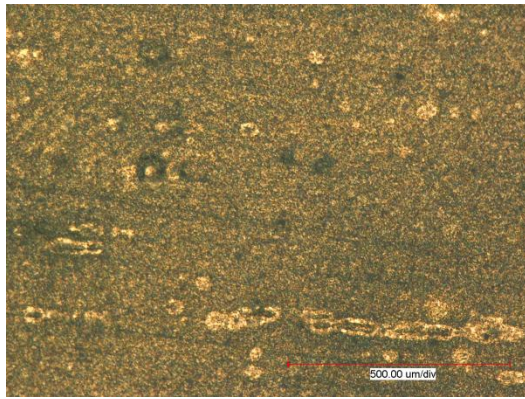
der Probe außerhalb der Messlänge während des Versuchs zusätzlich gehärtet werden. Um eine zusätzliche Härtung der Probe in den Übergangsbereichen zu ermöglichen, wurde der bestehende Versuchsstand „MTS“ erweitert. Die Grundeinheit bestand aus Längs- (1) und Querdehnungsaufnehmern (2), einem Strahlungs-pyrometer (3), einer regelbaren Gasabschreckung mit Flachdüsen (8) und einer regelbaren Gleichstromquelle (4), montiert auf der Prüfmaschine vom Typ MTS 858 Table Top System. Die Erweiterung bestand aus einer zweiten Heizungseinheit auf der Basis des Hochfrequenzgenerators der Firma Hüttinger Elektronik GMBH von Typ 5,0/300 (5) mit einer doppelten Spule (Eigenentwicklung) und einer zweiten Gasabschreckvorrichtung (7) mit Flachdüsen im Übergangsbereich. Eine schematische Darstellung des erweiterten Versuchsstandes ist in der Abbildung 3.8 skizziert. Die durch (6) angedeutete Kraft wurde durch eine servo-hydraulische Universalprüfmaschine vom Typ MTS 858 erzeugt.

3.2.4 Belastungsdilatometer und digitale Bildkorrelation

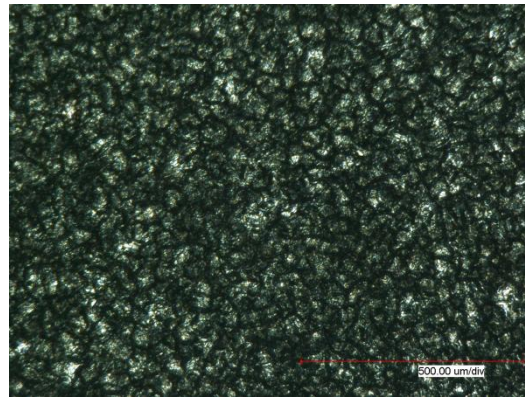
Um die flächigen Verteilungen der Umwandlungsdehnungen zu untersuchen, wurde ein Verfahren der digitalen Bildkorrelation eingesetzt. Das Verfahren ist eine berührungslos arbeitende optische Methode, mit welcher lokale Dehnungen an der Oberfläche ermittelt werden können. Beim Vergleichen der Aufnahmen eines unverformten und verformten Zustandes werden durch eine Software die Verschiebungen einzelner Punkte auf der Oberfläche detektiert und daraus die Dehnungen errechnet. Demzufolge werden bei dem Verfahren ganz besondere Anforderungen an die Oberfläche

gestellt. Diese sollte ein feines, unregelmäßiges, Punktemuster aufweisen. Weiterhin sollte dieses einen genügend großen Kontrast zur Probenoberfläche besitzen, deren optische Werte sich während der ganzen Versuchsdauer nicht ändern. Die Zufälligkeit des Musters ist für die spätere Auswertung sehr wichtig, da bei einem regelmäßigen Muster die Verschiebungen um ein Vielfaches des Gitterabstandes nicht erkannt werden. Im Allgemeinen kann ein Punktemuster durch unterschiedliche Oberflächenbeschichtungen, Ätzungen, Sandstrahlen etc. erzeugt werden. Eine besondere Herausforderung war es, ein Punktemuster zu realisieren, das bei der Austenitisierungstemperaturen von mehr als 1000 °C seine optischen Eigenschaften nicht ändert. Versuche eine geeignete Probenbeschichtung zu finden, die einerseits die Oberfläche von der Hochtemperaturoxidation während der Austenitisierung schützt, andererseits aber die Dehnungen an der Oberfläche nicht verhindert bzw. verfälscht, waren nicht erfolgreich. Auch Versuche die Probenoberfläche während des Austenitisieren mit einem Schutzmantel aus Stickstoff/Argon durch die Abkühl Düsen zu schützen waren nicht zielführend. Abbildung 3.9 zeigt eine Auswahl der Oberflächen vor und nach dem Austenitisieren.

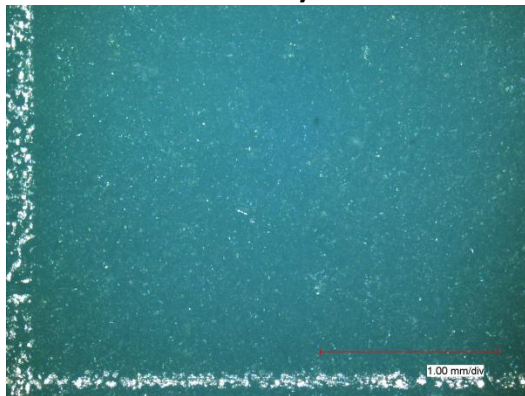
Eine logische Folge aus den Versuchen war es, den Prüfstand so zu ändern, dass die Versuche unter einer Schutzatmosphäre durchgeführt werden konnten. Eine Prinzipskizze des Versuchsstandes ist in Abbildung 3.10 und ein Ausschnitt aus dem Arbeitsraum des Dilatometers in Abbildung 3.11 dargestellt. Als Maßnahme gegen Hochtemperaturkorrosion der Oberfläche wurde eine gasdichte Kammer um die Probe angefertigt. Diese wurde während des Versuchs so mit Argon gespült, dass in der Kammer ständig ein Überdruck von etwa 0,2 Bar aufrechterhalten wurde. Damit wurde sichergestellt, dass kein Sauerstoff von außen eindringen konnte. Die Aufheizung der Probe erfolge konduktiv (3). Die Abkühlung wurde mit durch die Flachdüsen einströmendem Argon-Gas realisiert. Das Strahlungs-pyrometer der Firma IMPAC (2) wurde in die Schutzvorrichtung integriert. Das Kernstück der Messtechnik, ein digitales Mikroskop VHX der Firma KEYENCE (1) mit dem Objektiv VH-Z50 mit einer Brennweite von 80 mm wurde durch einen entspiegelten Polfilter von dem Schutzgas getrennt. Zur Auswertung der Messdaten wurde die VIC-2D Software der Firma LIMESS Messtechnik GmbH eingesetzt. Für die Ermittlung der Verschiebungen an der Oberfläche teilt die Software den Bildbereich in Subsets (quadratische Bereiche). Diese richten sich nach dem Oberflächenmuster und müssen vom Bediener vorgegeben werden. Dabei muss ein gutes Mittel der Größe des Subsets ermittelt werden. Dies muss einerseits genügend charakteristische Punkte beinhalten, um eine sichere Korrelation zu gewährleisten. Andererseits sollte das Subset möglichst klein sein, um eine hohe Auflösung erzielen zu können. Im weiteren Verlauf muss eine Subset-Schrittweite, die Stepsize, vorgegeben werden. Die Stepsize gibt die Größe an, um die Subsets während der Berechnung verschoben werden.



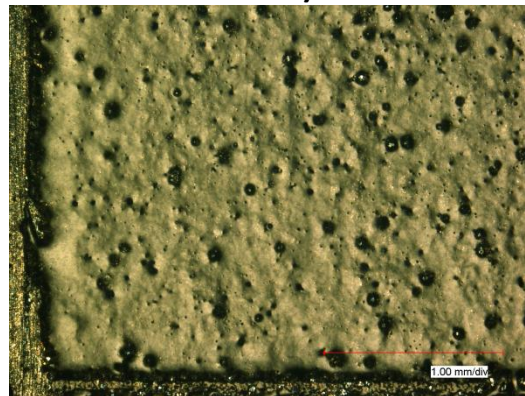
1a)



1b)



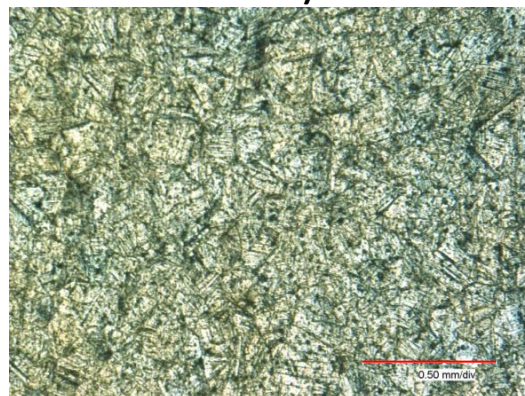
2a)



2b)



3a)



3b)

Abbildung 3.9 Beispiele für Oberflächen a) vor und b) nach der Austenitisierung 1) elektrochemische Palladiumbeschichtung, 2) sandgestrahlt und brüniert, 3) polierte Oberfläche ohne zusätzliche Schichten.

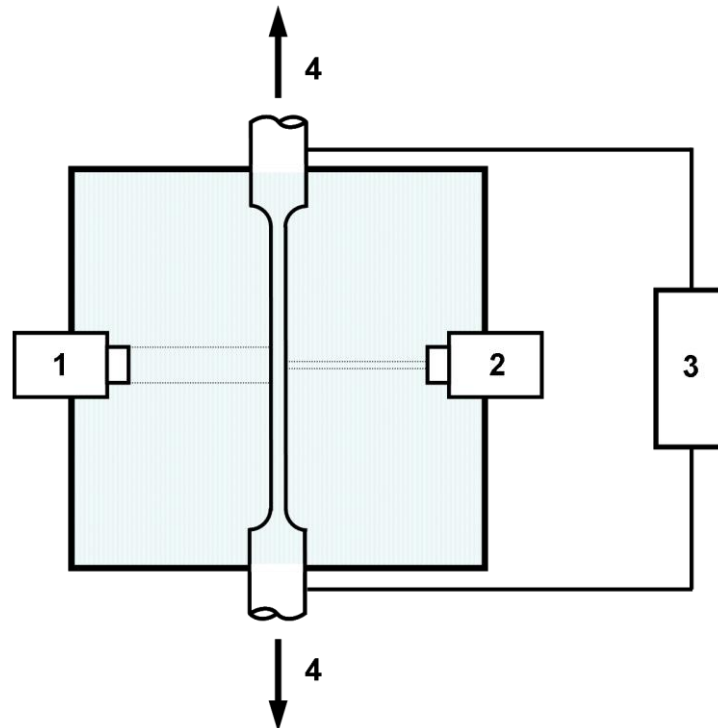


Abbildung 3.10 Schematische Darstellung des Versuchsstandes „DIC“; 1: Digitalmikroskop, 2: Strahlungs-pyrometer, 3: Konduktive Heizung, 4: Kraft, Argonschutzatmosphäre durch Schraffierung angedeutet.



Abbildung 3.11 Ausschnitt aus dem Arbeitsraum des modifizierten Belastungsdilatometers.

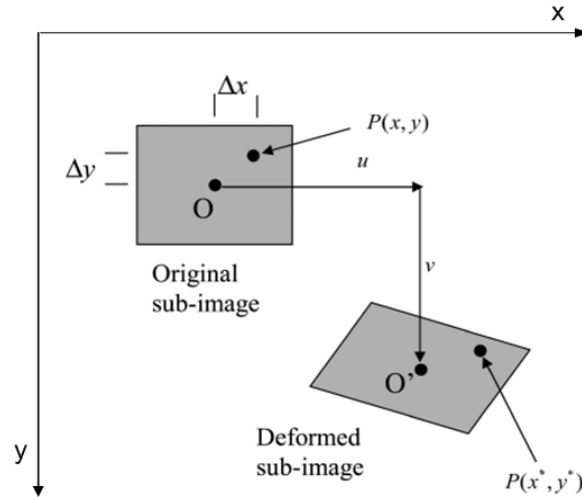


Abbildung 3.12 Schematische Darstellung einer Verschiebung [50].

Mit der Verkleinerung des Stepsizes steigt die Auflösung des Verfahrens, aber auch der Rechenaufwand. Die Berechnung der Verschiebung erfolgt nach dem folgenden Schema: Durch eine Verformung wird der Punkt O (Abbildung 3.12) um folgende Koordinaten verschoben

$$\begin{aligned} x^* &= x + u \\ y^* &= y + v \end{aligned} \quad (3.6)$$

Aufgrund der gleichen Verformung ergeben sich die Koordinaten eines exzentrischen Punktes P zu

$$\begin{aligned} x^* &= x + u + \frac{\partial u}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial u}{\partial y} \Delta y \\ y^* &= y + v + \frac{\partial v}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial v}{\partial y} \Delta y \end{aligned} \quad (3.7)$$

u und v beschreiben die Verschiebung des Punktes P in die x- und y-Richtung, die Ableitungsquotienten beschreiben die Dehnungen und Verzerrungen des Subsets, Δx und Δy beschreiben die Abstände des Punktes P zu O.

Die Berechnung der Dehnungen aus den ermittelten Verschiebungen und Verzerrungen folgt nach den folgenden Beziehungen [51]:

$$\begin{aligned} \epsilon_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\frac{\partial u^2}{\partial x} + \frac{\partial v^2}{\partial x} \right] \\ \epsilon_{yy} &= \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2} \left[\frac{\partial u^2}{\partial y} + \frac{\partial v^2}{\partial y} \right] \\ \epsilon_{xy} &= \frac{1}{2} \left[\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right] + \frac{1}{2} \left[\frac{\partial u \partial u}{\partial x \partial y} + \frac{\partial v \partial v}{\partial x \partial y} \right] \end{aligned} \quad (3.8)$$

Für eine optimale Korrelation wird das aufgenommene Bildmaterial durch das DIC-Software optimiert. Dies ist notwendig, weil während eines Versuches die

Grauwertintensitäten in einem Subset sich ändern können. Solche Intensitätsänderungen entstehen vor allem durch das Verschieben eines Punktes über die Subsetgrenze und müssen berücksichtigt werden. Der Cross Correlation Koeffizient r_{ij} berücksichtigt die Grauwertintensitäten und stellt somit eine Verbindung eines Subsets im unverformten und verformten Zustand her [50]:

$$r_{ij} \left(u, v, \frac{\partial u}{\partial x}, \frac{\partial u}{\partial y}, \frac{\partial v}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y} \right) = 1 - \frac{\sum_i \sum_j [F(x_i, y_j) - \bar{F}] [G(x_i^*, y_j^* - \bar{G})]}{\sqrt{\sum_i \sum_j [(F(x_i, y_j) - \bar{F})^2] \sum_i \sum_j [(G(x_i^*, y_j^* - \bar{G})^2]}} \quad (3.9)$$

Dabei ist $F(x_i, y_j)$ die Grauwertintensität der Referenzaufnahme und $G(x_i^*, y_j^*)$ ist der Grauwert nach der Verschiebung. Bei einer exakten Bestimmung der Verschiebungen und Verzerrungen würde der Cross Correlation Koeffizient einen Wert von Null annehmen. Durch die Interpolationen der Grauwertintensitäten bleibt aber der Cross Correlation Koeffizient immer größer Null. Daher ist das Ziel der Versuchs- bzw. Auswertungsoptimierung diesen zu minimieren. Das kann durch eine Kombination aus einer verbesserten Probenoberfläche mit dem entsprechenden Muster und durch unterschiedliche Verfahrensroutinen wie Correlation Coefficient Curve-fitting, Coarse-fine, Newton-Raphson erreicht werden [51-53].

3.3 Versuchsbeschreibungen

3.3.1 Austenitisierung

Jeder isotherme Umwandlungsversuch beginnt mit einer vollständigen oder Teil-Austenitisierung der Probe. In dieser Arbeit wurden drei verschiedene Austenitisierungsstrategien verfolgt. Die erste Austenitisierungsmethode wurde dem Atlas für Wärmebehandlung der Stähle [54] entnommen. Dieser empfiehlt für den Werkstoff 50CrV4 eine isotherme Austenitisierung bei 880 °C für 5 Minuten und eine Aufheizzeit von 2 Minuten. Die beiden anderen Austenitisierungsstrategien sind in Anlehnung an den realen Prozess im SFB/TRR 30 gewählt worden, um die Austenitisierungen in den verschiedenen Bereichen des Demonstrators realitätsnah abbilden zu können. Dabei entspricht die Aufheizrate dem realen Prozess und durch die isotherme Haltezeit wird die Transportzeit von der Aufheizeinheit in die Presse nachgebildet. In beiden Fällen wurden die Proben innerhalb von 15 Sekunden auf die Haltetemperatur aufgeheizt. Die Haltezeit betrug in beiden Fällen 10 Sekunden. Die isothermen Austenitisierungstemperaturen betrugen dabei 1050 und 1200 °C. In Abbildung 3.13 ist ein Vergleich der drei Austenitisierungen dargestellt. Die wenigen Ausnahmen bei den Austenitisierungen der Proben werden an den jeweiligen Stellen separat beschrieben.

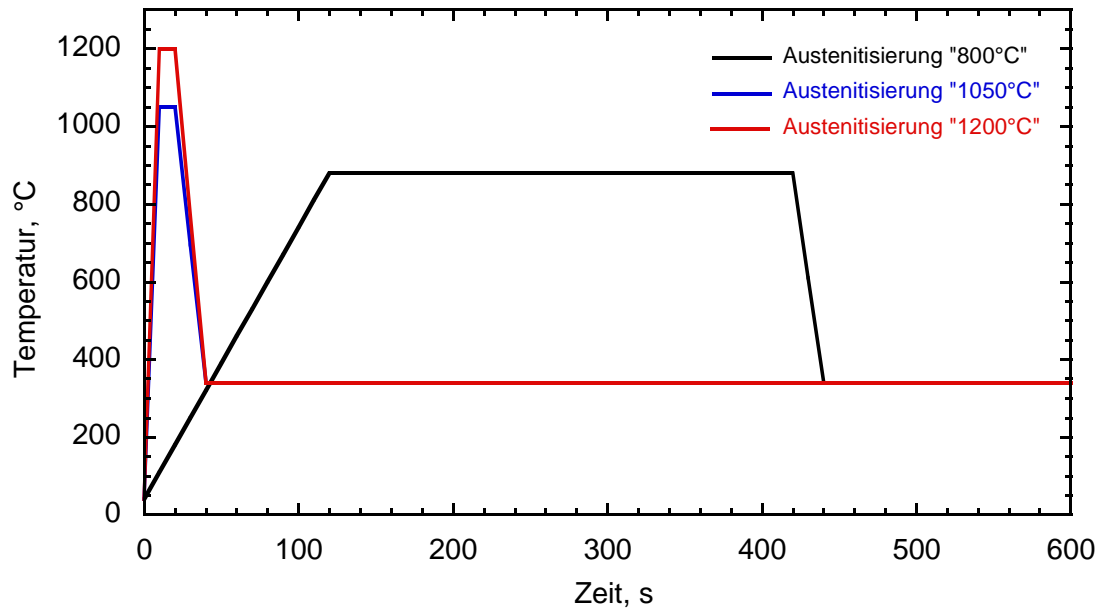


Abbildung 3.13 Vergleich verschiedener Austenitisierungsbedingungen. „880 °C“: Aufgeheizt in 2 Minuten auf 880 °C, isotherme Austenitisierung für 5 Minuten. „1050 °C“: Aufgeheizt in 15 Sekunden auf 1050 °C, isotherme Austenitisierung für 10 Sekunden. „1200 °C“: Aufgeheizt in 10 Sekunden auf 1200 °C, isotherme Austenitisierung für 10 Sekunden. Die Abkühlphase war bei allen Proben mit 17 Sekunden gleich.

3.3.2 Isotherme Umwandlung in der Bainitstufe

Alle isothermen Umwandlungsversuche in der Bainitstufe wurden nach dem folgenden Muster durchgeführt. Die Proben wurden, wie oben beschrieben, austenitisiert, auf die isotherme Umwandlungstemperatur mittels eines Gasmediums abgeschreckt und bei dieser Temperatur gehalten. Die Umwandlung erfolgte dann in Abhängigkeit von der jeweiligen Aufgabe unter verschiedenen Beanspruchungen der Probe. In Abbildung 3.14 ist eine Übersicht über die verschiedenen Versuchsarten dargestellt. Die erste Reihe der Versuche diente dazu, den Einfluss der überlagerten Spannungen auf die isotherme Umwandlung zu untersuchen. Dabei wurden die Höhe und das Vorzeichen der Spannungen variiert. Die Spannung wurde erst beim Erreichen der Umwandlungstemperatur, aber vor der einsetzenden Umwandlung aufgebracht. In Abbildung 3.14 ist dieser Fall mit der Linie „Umwandlung überlagert mit Zugspannung“ dargestellt. Um den Einfluss der Vorverformung des unterkühlten Austenits auf die isotherme Umwandlung zu untersuchen, wurden die Proben beim Erreichen der vorgegebenen Temperatur, in der Regel der Umwandlungstemperatur, auf den vorgegebenen Betrag plastisch verformt und sofort wieder entlastet, so dass die Umwandlung spannungslos verlief. Die simultane Messung der Längs- und Querdehnung stellte sicher, dass die Verformung vor dem Einsetzen der Umwandlung abgeschlossen war. Abbildung 3.14 ist diese Versuchsart mit dem Verlauf „Vorverformt, Umwandlung spannungsfrei“ dargestellt. Eine weitere Möglichkeit, die Umwandlung zu beeinflussen, war es, die beiden Beanspruchungen zu kombinieren. Bei

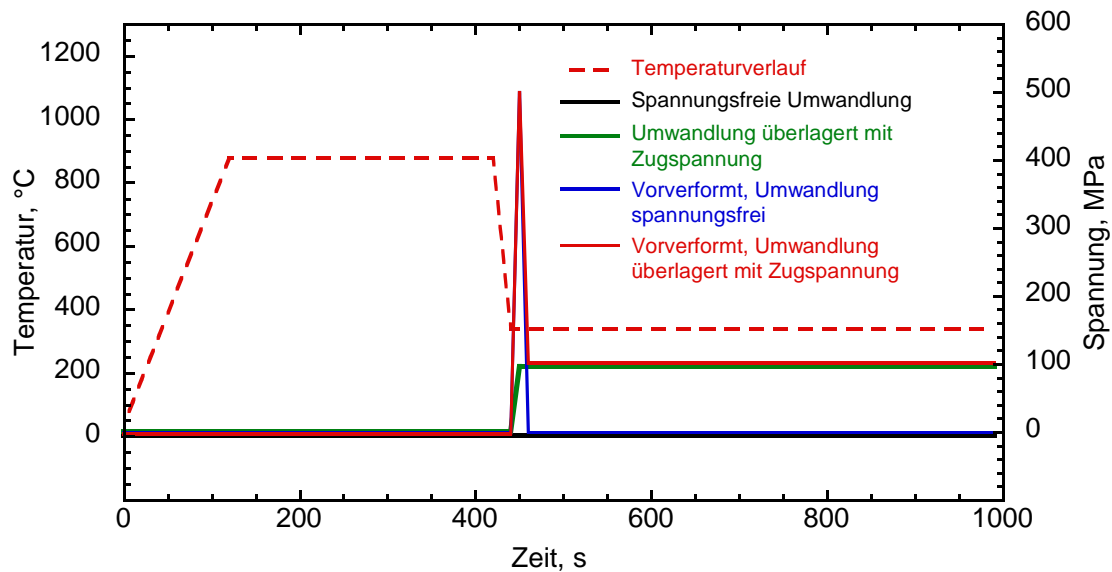


Abbildung 3.14 Prinzipielle Beschreibung der Umwandlungsversuche mit einer überlagerten Beanspruchung der Probe während der isothermen bainitischen Umwandlung.

dieser Versuchsführung wurden die Proben beim Erreichen der Umwandlungstemperatur erst vorverformt und dann auf die geforderte Spannung entlastet, so dass die Umwandlung spannungsüberlagert erfolgte. In der Abbildung 3.14 ist dieser Versuchsverlauf mit der Kurve „Vorverformt“, Umwandlung überlagert mit Zugspannung“ dargestellt.

3.3.3 Digitale Bildkorrelation (DIC)

Für Experimente mit Einsatz digitaler Bildkorrelation wurden die Proben vorgedreht, drahterodiert und anschließend mechanisch mit bis zu 4000-er Schleifpapier geschliffen. Anschließend wurden die Messflächen mit dem für die Auswertung notwendigen Punktemuster versehen. Die Vorarbeiten haben gezeigt, dass für eine erfolgreiche Auswertung ein dichtes Punktemuster mit einer zufälligen Verteilung von möglichst kleinen Punkten/Partikeln, die wegen einer vorgehenden Austenitisierung bei 1000 °C temperaturbeständig sein müssen, unverzichtbar ist. Die weiteren Anforderungen an die Partikeln sind eine gute zeit- und temperaturunabhängige Haftung an der Oberfläche und gleichbleibende optische Eigenschaften. Eine Versuchsreihe hat gezeigt, dass die Präparationsmethode mit dem Siliziumdioxid-Pulver für diese Zwecke am geeignetsten ist. Dafür wurde das SiO_2 -Pulver mit einer Partikelgröße zwischen 10 und 20 nm in Ethanol mit Hilfe eines Ultraschallbades dispergiert und anschließend mittels eines Airbrushverfahrens auf eine mit Aceton vorgereinigte Probe aus einem Abstand von etwa 10 mm aufgetragen. Nach einer sorgfältigen Prüfung des Punktemusters wurden die Proben in den Versuchsstand „DIC“ eingebaut. Abbildung 3.15 zeigt einen Probenausschnitt mit dem Punktemuster vor und nach dem Versuch.

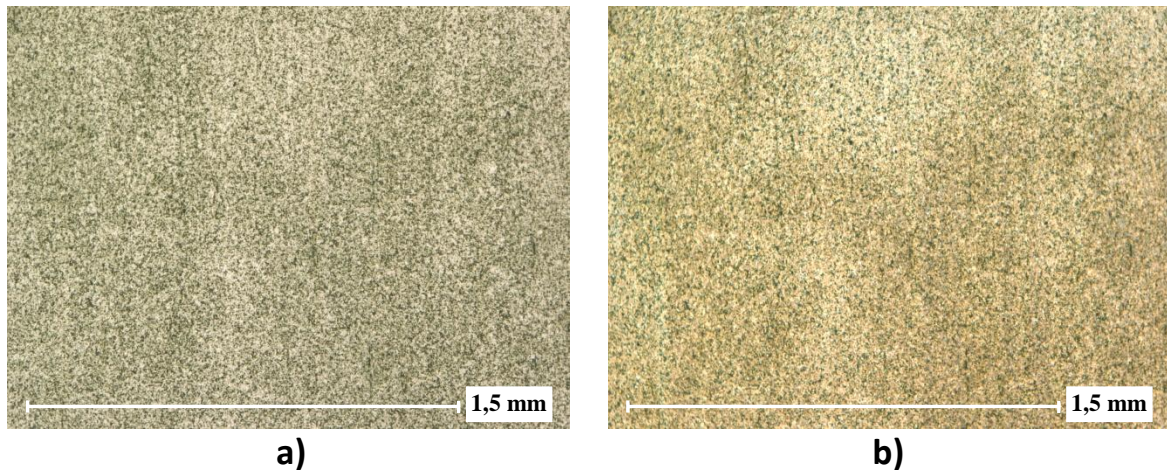


Abbildung 3.15 Versuchsprobe mit dem Punktemuster a) vor und b) nach dem Versuch.

Für die Auswertung der lokalen Verteilung der Umwandlungsdehnungen im Material in Abhängigkeit von der äußeren Belastung wurde ein Ausschnitt in der Mitte der Probe in der Größe von $1,8 \times 1,5$ mm in einem Zeitabstand von 15 Sekunden aufgenommen. Die Vergrößerung des Mikroskops wurde für alle Versuche bei 150-fach festgehalten. Die Vorversuche haben gezeigt, dass bei den Vergrößerungen kleiner 100-fach die Bilderzerrungen durch die Randbereiche der Linsen zu einer Verfälschung der Auswertung führen können. Bei Vergrößerungen größer 200-fach wandert das Betrachtungsfenster durch die umwandlungsplastischen Dehnungen aus dem Sichtfeld des Mikroskops. Alle hier gezeigten Proben wurden in 2 Minuten auf eine Austenitisierungstemperatur von 1050 °C induktiv aufgeheizt, 30 Sekunden bei der Temperatur austenitisiert und anschließend in 14 bis 16 Sekunden auf eine isotherme Umwandlungstemperatur von 340 °C abgekühlt. Die darauffolgende bainitische Umwandlung erfolgte isotherm mit oder ohne überlagerte äußere Zugspannung.

3.3.4 Lichtmikroskopie

Für eine grundlegende Charakterisierung der Proben im Auslieferungszustand und der unter verschiedenen Bedingungen wärmebehandelten Proben wurde ein Lichtmikroskop der Firma Zeiss, Modell Axiophot, verwendet. Die zu untersuchenden Schliffe wurden dabei in der Abhängigkeit von der Aufgabe mit den folgenden Ätzmitteln vorbehandelt: Zur Beurteilung der Ferritkorngrenzen wurde eine 3%-ige HNO_3 -Lösung (Nital) und zum Sichtbarmachen der ehemaligen Austenitkorngrenzen im Bainit und Martensit eine wässrige 1%-ige Pikrinsäurelösung mit Entspannungsmittel eingesetzt. Die Bestimmung der scheinbaren Korngröße erfolgte nach DIN EN ISO 643:2003 „Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße“.

3.3.5 Rasterelektronenmikroskopie (REM), und Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Zur Beurteilung der mikrostrukturellen Veränderungen der umgewandelten Gefüge wurde zusätzlich zum Lichtmikroskop ein Rasterelektronenmikroskop vom Typ Philips XL 40 ESEM eingesetzt. Dabei wurde unter anderem der im System integrierte Rückstreu-Detektor für Untersuchungen der Kornmorphologie verwendet. Gleichzeitig ermöglichte die EBSD-Einheit eine Analyse der Mikrotextur. Für beide Untersuchungsarten wurden die Proben mit einem Elektrolyt aus Ethanol mit 5% Perchlorsäure bei -25 °C und einer Zellspannung von 30 V elektroliert.

3.3.6 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Für die Untersuchungen der Mikrostruktur auf der Korn- und/oder Lamellenebene wurde das Transmissionselektronenmikroskop Philips CM 200 eingesetzt. Die Entnahme der Proben aus der Wand der Hohlproben erfolgte so, dass die Belastungsachse in der Folienebene lag. Aus dem so entnommenen und auf eine Dicke von ca. 150 µm geschliffenen Segment wurde eine Scheibe mit einem Durchmesser von 3 mm gestanzt. Diese wurde anschließend elektrolytisch im Düsenstrahlverfahren gedünnt. Dabei wurde ein Elektrolyt aus Ethanol mit 5% Perchlorsäure bei -40 °C und einer Zellspannung von 30 V eingesetzt.

3.3.7 Energy Dispersive X-ray spectroscopy (EDX)

Für die Untersuchungen lokaler chemischer Zusammensetzungen des Gefüges wurde eine EDX-Einheit der Fa. Philips mit einem gekühlten Si(Li)-Detektor am REM bzw. TEM eingesetzt.

Die Standardverfahren der Werkstoffprüfung wie Härtemessung, Zugversuch, Schleifen und Polieren etc., werden in dieser Arbeit nicht beschrieben.

3.4 Massivumformprozess in SFB/TRR 30

Bevor mit der Fertigung von warm umgeformten Bauteilen begonnen werden kann, muss die Auslegung des Umformbauteils vorgenommen werden. Dies erfordert einen frühen Einsatz einer physikalisch korrekten Simulationsmethode, die alle Schritte des Prozesses korrekt abbildet und eine Optimierung des Prozesses bezüglich der Endigenschaften des Produkts erlaubt. Eine weitere Besonderheit der thermomechanischen Prozessführung besteht darin, dass durch die gezielte Ausnutzung der Umformvorgänge eine simultane Beeinflussung der Mikrostruktur ausgenutzt werden kann. Ziel dieser Arbeit ist es, die Schlüsselfaktoren des Prozesses zu identifizieren, diese physikalisch korrekt zu beschreiben und die Interaktionen zwischen den Einzelnen Schlüsselfaktoren zu untersuchen. In Abbildung 3.16 ist die Umformsimulationspyramide nach Winter [55] dargestellt.

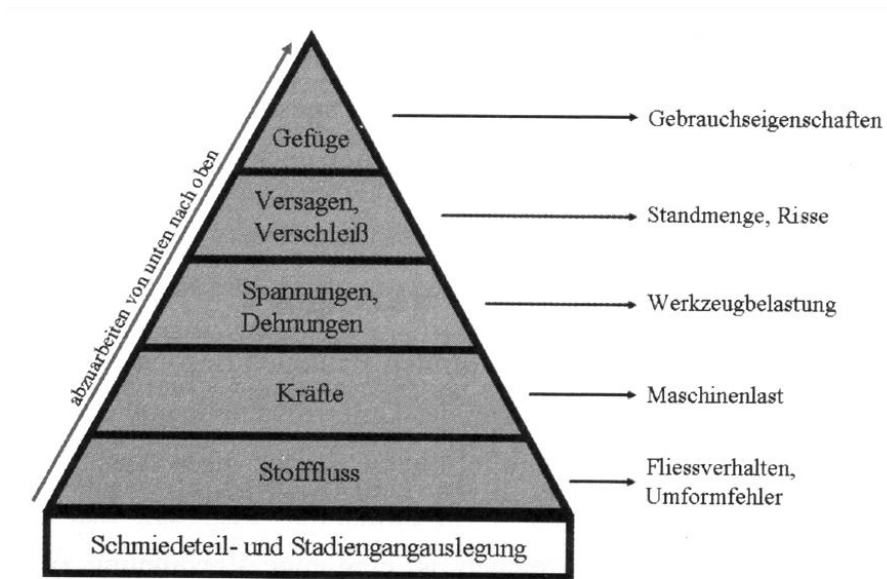


Abbildung 3.16 Umformsimulationspyramide [55].

Diese Abbildung fasst die wesentlichen Einflussfaktoren der Warmumformung zusammen, ermöglicht aber keine umfassende Beschreibung einer thermo-mechanischen Prozessführung, da die Interaktionen verschiedener Parameter untereinander nicht berücksichtigt werden. Die im Transregio TRR 30 angestrebte Vorgehensweise sieht eine Simulationsrichtung von Endprodukteigenschaften über die erforderliche Mikrostruktur zur gezielten Prozessführung vor.

In Abbildung 3.17 ist die Herstellung des Demonstrators „Flanschwellen“ dargestellt. Der Prozess kann vereinfacht in drei Schritte unterteilt werden: Erwärmen → Umformen → Abkühlen.

Die Erwärmung des Werkstoffs und die damit verbundene Änderung der Gitterstruktur erfolgten lokal, was zur starken Gradierung des Halbzeugs bereits in der Austenitisierungs-/Erwärmungsphase führt. Abbildung 3.17 a) zeigt schematisch die Temperaturverteilung im Halbzeug während des Erwärmungsschritts des Halbzeugs auf 1200 °C. Für die mechanische Umformung des Halbzeugs spielen die Festigkeitskennwerte des Materials eine wesentliche Rolle. Diese sind sowohl von der Temperatur als auch von der Gitterstruktur abhängig. Die A_{c1} -Temperatur des Werkstoffs liegt zwischen 720 und 735 °C [54]. Demzufolge erfolgt bei den Temperaturen unterhalb dieser Linie keine Umwandlung des Stahls und die mechanischen Eigenschaften können mit einem relativ geringen Aufwand in einem Zugversuch ermittelt werden. Die A_{c3} -Temperatur des Werkstoffs liegt zwischen 760 und 780 °C [54]. Im Bereich zwischen den beiden Linien liegt eine zeit- und temperaturabhängige Mischung aus α - und γ -Eisen vor. Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs in diesem Bereich wurden nicht ermittelt, da erst eine Wissensbasis über die mechanischen Eigenschaften und das Umwandlungsverhalten reiner Phasen untersucht werden muss, bevor mit der Untersuchung von Dualphasen begonnen werden kann. Oberhalb der A_{c3} -Linie liegt im Material reine Austenitphase vor mit oder ohne Karbide in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen.

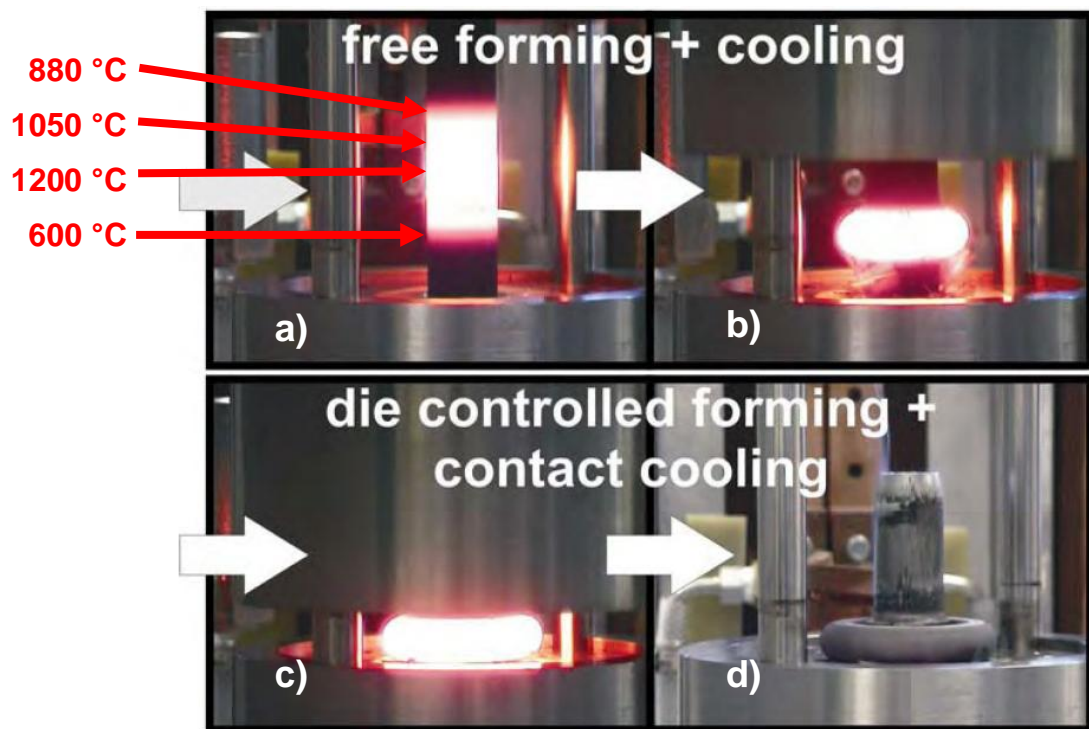


Abbildung 3.17 Massivumformprozess im SFB/TRR 30 [21].

4 Experimentelle Ergebnisse

4.1 Abhängigkeit des mechanischen Verhaltens des Austenits von der Temperatur

Nach dem Aufheizen liegt im Werkstück ein stabiler Austenit in dem Temperaturfenster zwischen 780 und 1200 °C vor. Die Abhängigkeit der Festigkeit des Gefüges von der Temperatur ist in der Abbildung 4.1 dargestellt. Wie man aus dem Diagramm entnehmen kann, liegt die Zugfestigkeit des stabilen Austenits, welcher in 10 Sekunden bei 1200 °C entstanden ist, bei etwa 20 MPa. Dagegen ist die Zugfestigkeit des Austenits nach einem 5-minütigen Austenitisieren bei 880 °C deutlich höher als 90 MPa. Auffällig ist auch die Verfestigung der oberen Kurve in Vergleich mit den beiden Austenitisierungen bei den höheren Temperaturen.

Dieser Unterschied im Spannungs-Dehnungs-Verhalten kommt durch ein Zusammenspiel mehrerer Faktoren zustande. Einerseits ist die Zugfestigkeit des Gefüges von der Temperatur abhängig, andererseits von der Korngröße. Eine weitere Einflussgröße auf die Festigkeit des Gefüges sind die während der Austenitisierung nicht aufgelösten

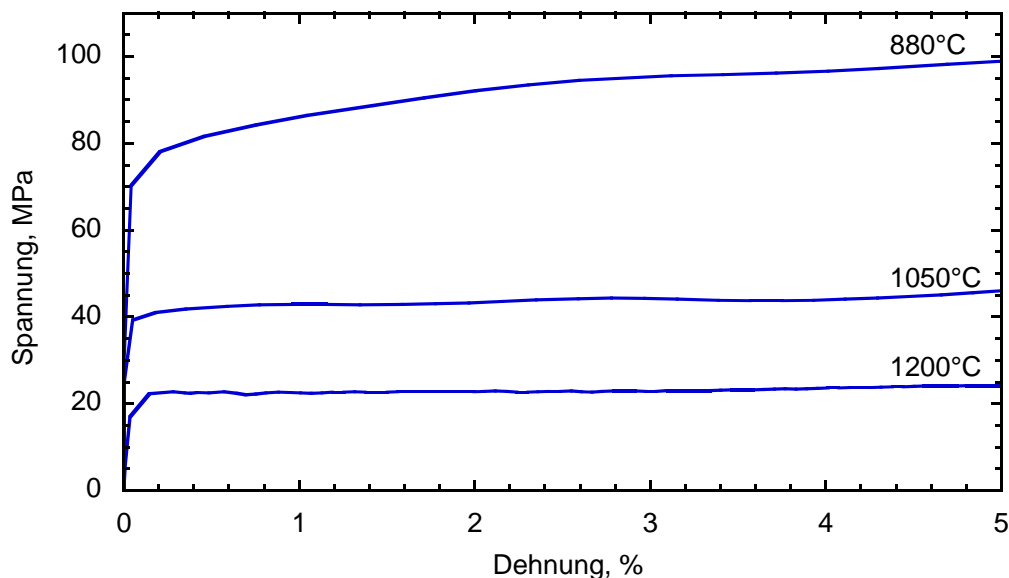


Abbildung 4.1 Spannungs-Dehnungs-Verhalten des stabilen Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur. „880 °C“ aufgeheizt in 2 Minuten, isotherme Austenitisierung 5 Minuten. „1200 °C“ aufgeheizt in 15 Sekunden, isotherme Austenitisierung 10 Sekunden [3].

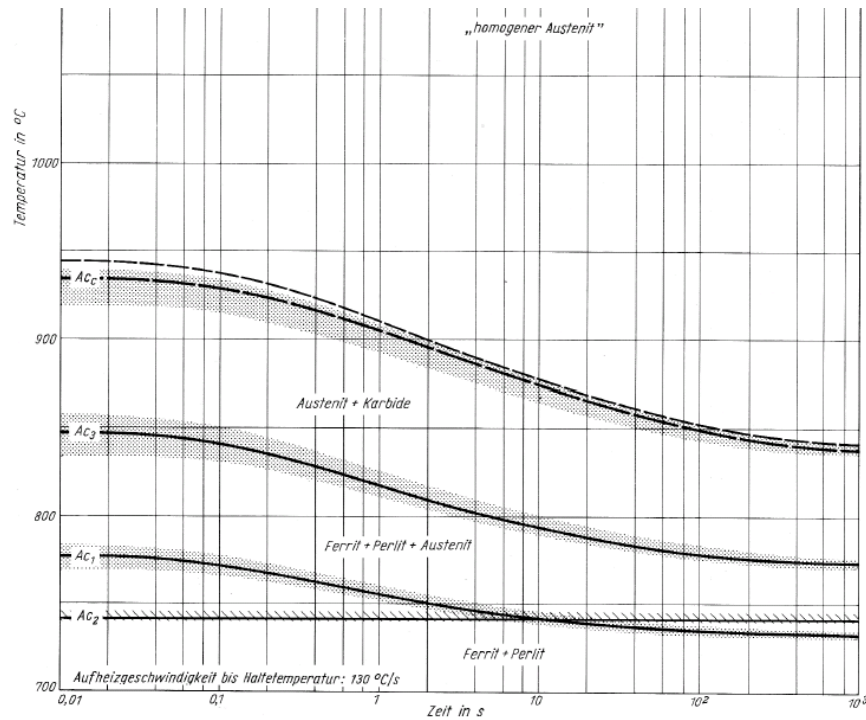


Abbildung 4.2 Isothermes Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild (Ausschnitt) [54].

Karbide. In Abbildung 4.2 ist ein Ausschnitt aus dem Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild (ZTA) dargestellt [54]. Laut diesem Schaubild dürfen nach 20 Sekunden bei 880 °C keine Fe_3C Karbide im Gefüge vorliegen. Abbildung 4.3 a) zeigt aber eine transmissionselektronenmikroskopische (TEM) -Aufnahme eines martensitischen Gefüges, was nach der Austenitisierung bei 880 °C für 5 Minuten entstanden ist. In der Mitte der

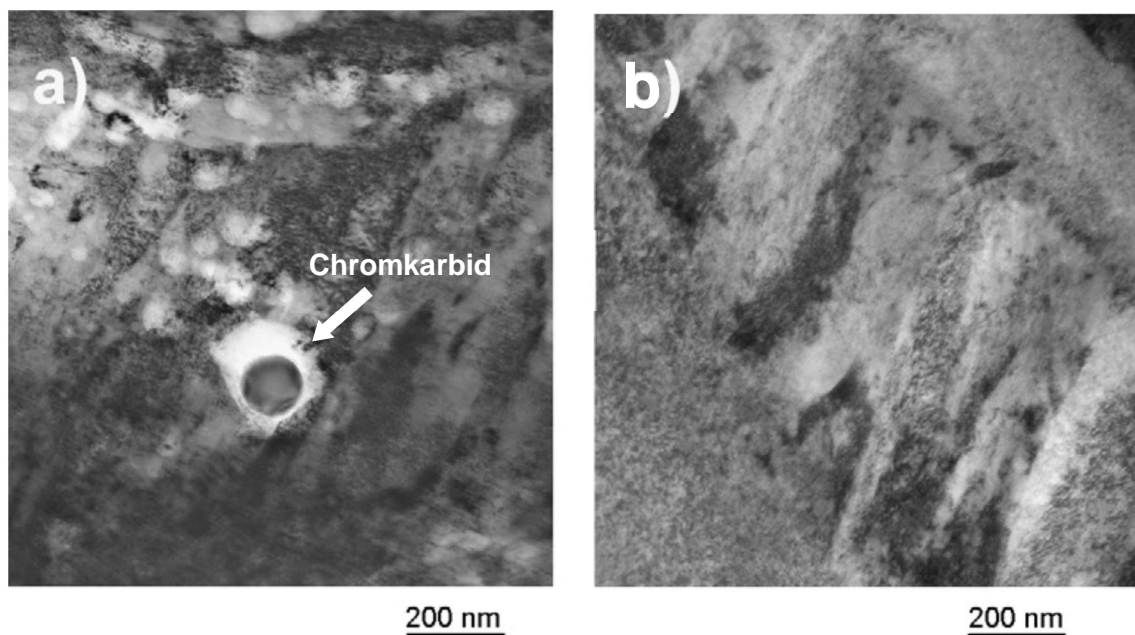


Abbildung 4.3 Transmissionselektronische Aufnahme eines Martensitgefüges austenitisiert für a) 5 Minuten bei 880 °C und b) 10 Sekunden bei 1200 °C [19].

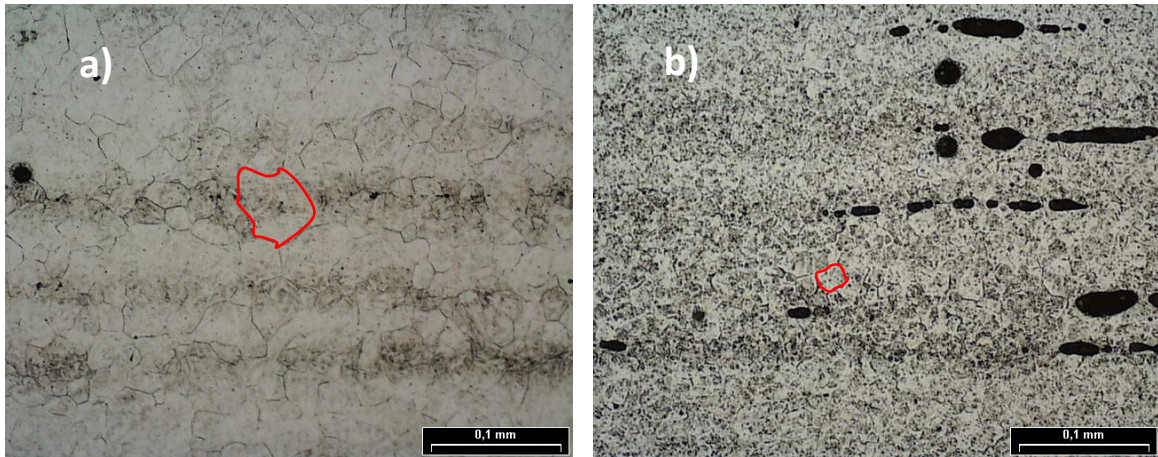


Abbildung 4.4 Lichtmikroskopische Aufnahmen von 51CrV 4. a) Austenitisiert für 10 s bei 1200 °C, Korngröße 44 µm, b) für 5 min bei 880 °C Korngröße 16 µm.

Abbildung ist ein rundes Karbidteilchen mit einem Durchmesser von etwa 100 nm deutlich zu sehen. Es handelt sich dabei um Cr-Karbide, die eine wesentlich höhere Temperaturbeständigkeit aufweisen als die Eisenkarbide und zu einer Festigkeitssteigerung des Gefüges führen. Eine EDX-Analyse des Teilchens lieferte einen 8-fachen Chromgehalt gegenüber der Matrix. Dagegen zeigt die Abbildung 4.3 b) ein Gefüge, das in 10 Sekunden bei 1200 °C entstanden ist. Dieses Gefüge enthält keine Karbide. Diese Ergebnisse wurden an allen untersuchten Proben bestätigt.

Eine weitere Einflussgröße auf die Festigkeit des Gefüges ist die Austenitkorngröße. Nach der Hall-Petch-Gleichung ist die Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung gleich

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{D}}. \quad (4.1)$$

Dabei ist σ_0 die kritische Normalspannung des Einkristalls, welche zur Verformung notwendig wäre, k_y wird als Hall-Petch-Konstante bezeichnet und D ist der Korndurchmesser. In Abbildung 4.4 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der ehemaligen Austenitkorngrenzen nach zwei verschiedenen Austenitisierungen dargestellt. Nach der isothermen Austenitisierung bei 1200 °C innerhalb von nur 10 Sekunden ist ein Gefüge mit dem mittleren Korndurchmesser von 44 µm entstanden (Abbildung 4.4 a)). Ein hingegen in 5 Minuten isothermer Austenitisierung bei 880 °C entstandenes Gefüge weist eine mittlere Korngröße von 16 µm auf (Abbildung 4.4 b)). In beiden Aufnahmen ist jeweils ein Korn exemplarisch rot markiert. Die Auswertung der Aufnahmen wurde nach DIN EN ISO 643 vorgenommen. Wie man der Auswertung entnehmen kann, hat die Austenitisierungstemperatur einen wesentlich größeren Einfluss auf die Korngröße des Austenits als die Austenitisierungsdauer. Dies wird auch im ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild in Abbildung 4.2 [54] deutlich.

Noch eine weitere Einflussgröße auf die Festigkeit des Gefüges ist die Temperatur. In Abbildung 4.5 ist das Spannungs-Dehnungs-Diagramm des unterkühlten Austenits bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Im Rahmen der Vorbereitung auf die eigentlichen

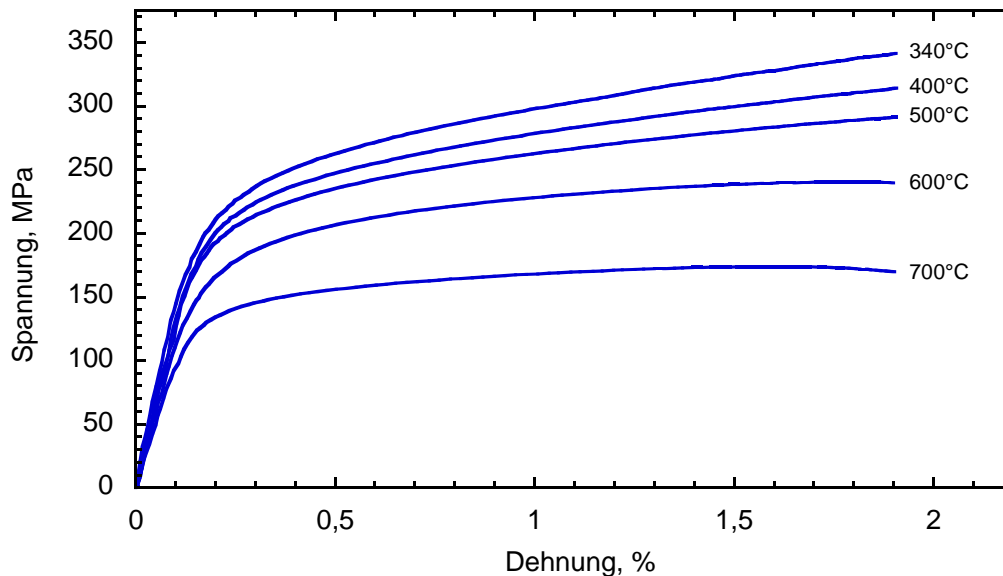


Abbildung 4.5 Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenit in Abhängigkeit von der Temperatur bei der Austenitkorngröße von 16 µm. Isotherme Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C.

Versuche wurden die Proben in 2 Minuten auf 880 °C aufgeheizt, für 5 Minuten bei 880 °C isotherm austenitisiert und mit 50 K/s auf die vorgegebene Temperatur abgekühlt. Anschließend erfolgte ein Zugversuch bei konstanter Temperatur mit einer Abzugsrate von 0,2 mm/s. Die Abzugsrate wurde bewusst hoch gewählt, um den Zugversuch noch vor dem Einsetzen der Umwandlung durchführen zu können. Die mittlere Korngröße nach dem Austenitisieren betrug 16 µm. Die Umwandlung des Werkstoffs während der Zugversuche konnte durch eine simultane Messung der Längs- und Querdehnung ausgeschlossen werden. Wie erwartet, steigen sowohl die Elastizitätsmodulen als auch die Dehngrenzen mit fallender Prüftemperatur an. So bewirkt eine Temperaturerhöhung um 360 °C einen Abfall der Zugfestigkeit um mehr als 50 %. In der gleichen Größenordnung liegt auch die Absenkung der Dehngrenze. Abbildung 4.6 zeigt die Abhängigkeit der $R_{p0,2}$ -Grenze und des E-Moduls von der Temperatur.

Mit der steigenden Austenitisierungstemperatur steigt auch die Korngröße des Austenits, der Einfluss der Prüftemperatur auf das Spannungs-Dehnungsverhalten wird aber geringer. Abbildung 4.7 zeigt ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm des unterkühlten Austenits nach einer isothermen Austenitisierung bei 1200 °C für 10 Sekunden. Die mittlere Korngröße lag bei 44 µm. Wie man dem Diagramm entnehmen kann, ist der Einfluss der Temperatur auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten in diesem Fall wesentlich geringer als bei der Austenitisierung bei den tieferen Temperaturen. Die mittlere Korngröße lag bei 44 µm. Wie man dem Diagramm entnehmen kann, ist der Einfluss der Temperatur auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten in diesem Fall wesentlich geringer als bei der Austenitisierung bei den tieferen Temperaturen. Aus dem Vergleich der Abbildung 4.5 mit der Abbildung 4.7 wird deutlich, dass die absoluten Werte für die Zugfestigkeit bzw. Streckgrenze des unterkühlten Austenits mit steigender Austenitisierungstemperatur verringert werden.

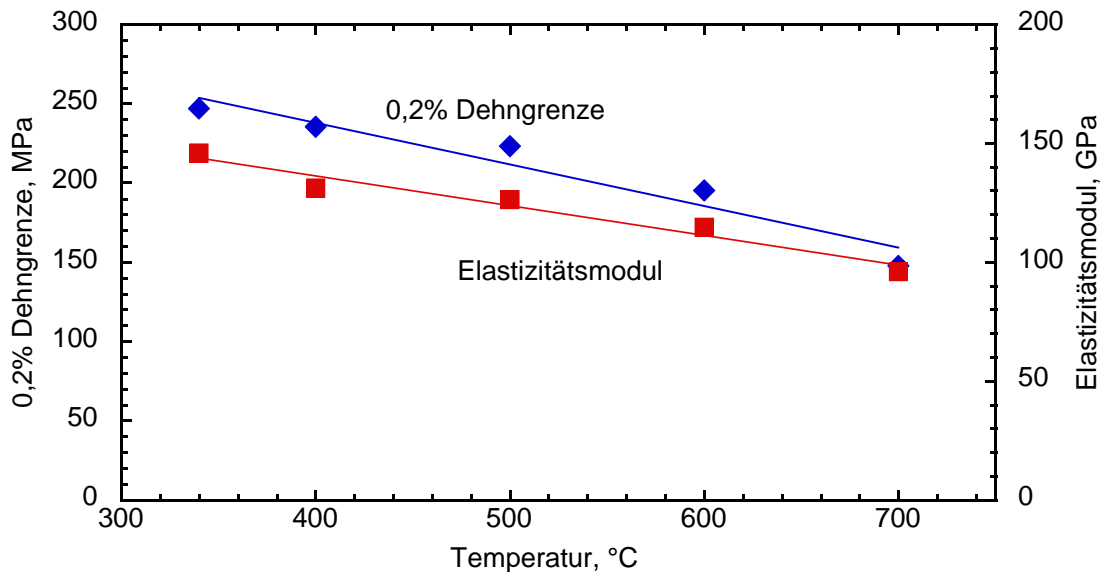


Abbildung 4.6 Abhängigkeit der $R_{p0,2}$ -Werte und des E-Moduls (gemessen mit einem Hochtemperaturextensometer) des unterkühlten Austenits von der Temperatur. Isotherme Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C.

Da die Versuche bei den jeweils gleichen Temperaturen durchgeführt wurden, was durch gleiche E-Module indirekt bestätigt wurde, ist der Einfluss der Versuchstemperatur auf die Ergebnisse auszuschließen. Demzufolge sind die Festigkeitsunterschiede in diesem Fall allein durch die Austenitkorngröße und Chromkarbide im Gefüge zu erklären.

Die Erkenntnisse aus den vorgestellten Experimenten sind in erster Linie für die Modellierung des Umformprozesses, aber auch für die Modellierung des im thermomechanischen Prozess entstehenden Gefüges relevant. Aus der starken Temperaturgradierung beim Austenitisieren des Werkstücks resultiert eine starke

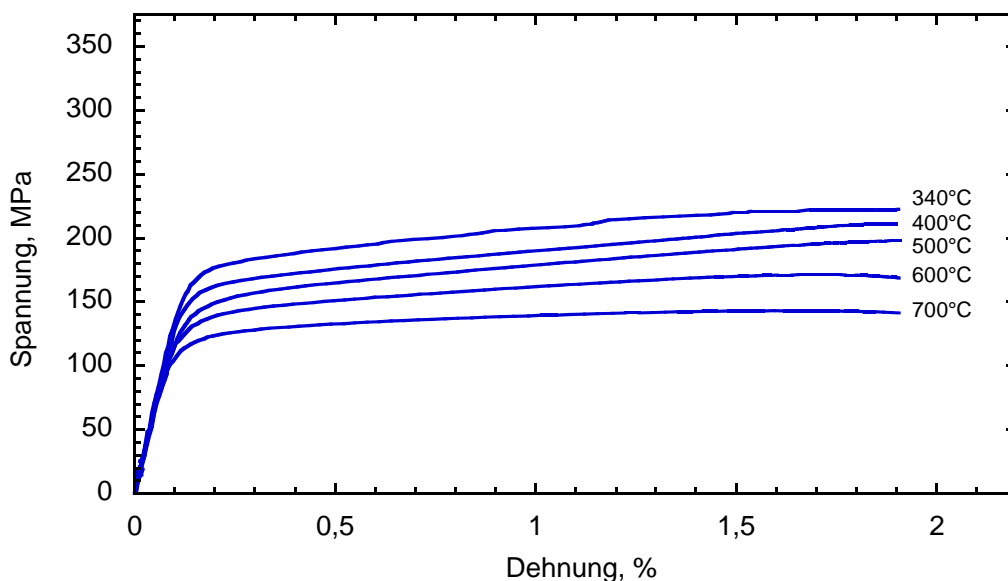


Abbildung 4.7 Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenit in Abhängigkeit von der Temperatur bei der Austenitkorngröße von 44 μm . Isotherme Austenitisierung für 10 s bei 1200 °C.

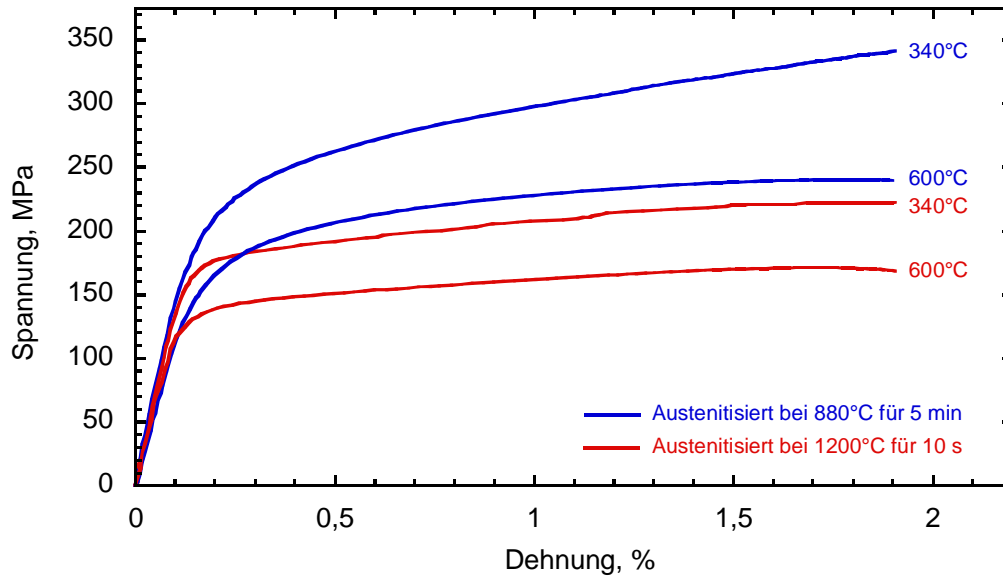


Abbildung 4.8 Abhängigkeit des mechanischen Verhaltens des unterkühlten Austenits von der Korngröße (Austenitisierungsbedingungen) [3].

Gradierung in der Festigkeit des entstehenden Austenits, die im Bereich des stabilen Austenits zwischen 20 und 100 MPa liegen kann. Diese Gradierung bleibt auch im unterkühlten Austenit erhalten, so dass die resultierende Festigkeit des Gefüges bei 340 °C zwischen 180 und 300 MPa liegen kann. Mit der einsetzenden Umwandlung steigen auch die Festigkeitswerte deutlich an.

Ein weiteres, am Umformprozess beteiligtes Gefüge ist das Perlitgefüge. Dieses liegt in den Bereichen des Umformstückes, die während des Aufheizvorgangs die Austenitisierungstemperatur nicht erreicht haben, vor. Abbildung 4.9 zeigt die Temperaturverteilungen während des Umformvorgangs. Bei dem betrachteten Umformprozess erfolgen die ersten Umformschritte durch freie Umformung, demzufolge ist die dabei entstehende Geometrie von den Festigkeiten der einzelnen Bereiche abhängig. Für die Zugversuche wurden die Proben für 5 Minuten bei 880 °C austenitisiert und anschließend bei 600 °C isotherm umgewandelt, um rein bainitisches Gefüge zu garantieren. Dabei wurden Proben erzeugt, die sowohl durch freie wie auch

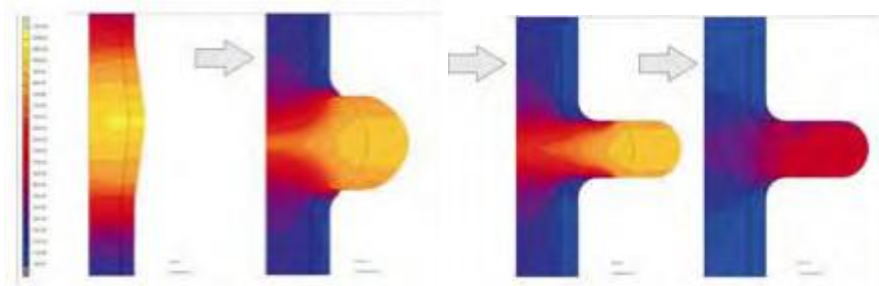


Abbildung 4.9 Temperaturverteilungen während des betrachteten Umformprozesses [21].

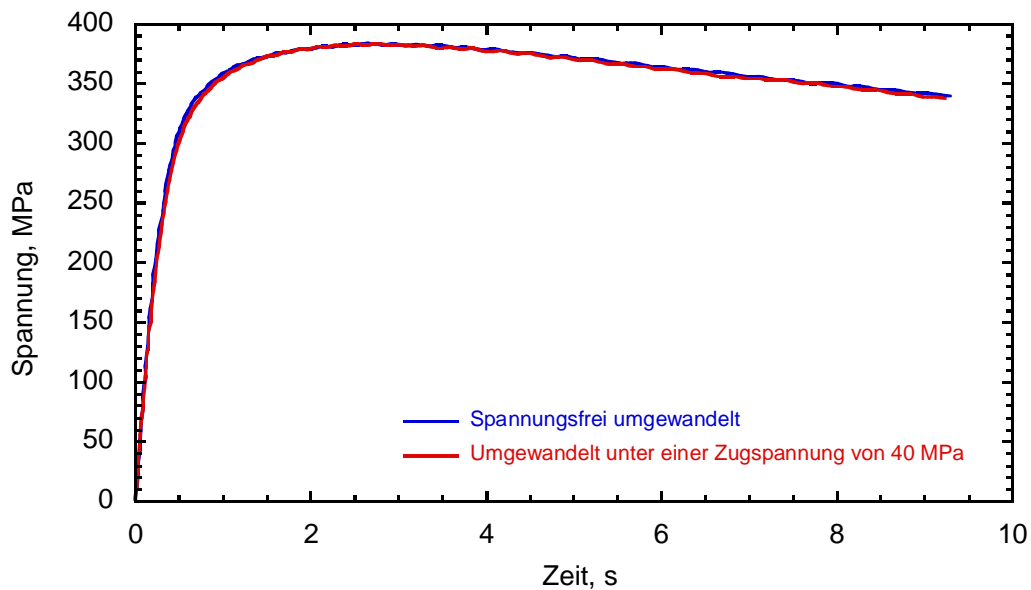


Abbildung 4.10 Spannungs-Dehnungs-Verhalten des bei 600 °C isotherm spannungsfrei bzw. bei $\sigma = 40$ MPa umgewandelten Perlits, Versuchstemperatur 600 °C [56].

spannungsüberlagerte Umwandlung entstanden. Damit wurde auch ein möglicher Fertigungseinfluss auf die Halbzeuge mitberücksichtigt. Die erzeugten Proben wurden anschließend bei 600 °C in einem Hochtemperaturzugversuch geprüft.

Abbildung 4.10 zeigt zwei charakteristische Verläufe der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei 600 °C. Wie man der Abbildung entnehmen kann, liefert der Zugversuch gleiche Festigkeitswerte für ein Gefüge, das isotherm und spannungsfrei entstanden ist, und eins, das während der Umwandlung mit 40 MPa Zugspannung überlagert wurde. Demzufolge liegt die Zugfestigkeit des Perlits bei 600 °C knapp unterhalb von 400 MPa und ist bei der isothermen Umwandlung unabhängig von der äußeren elastischen Belastung während der Umwandlung. Da die Festigkeiten des Perlits bei 600 °C um 150 bis 250 MPa wesentlich höher als die Festigkeiten des unterkühlten Austenits bei dieser Temperatur ist, wird er während einer freien Umformung kaum verformt. Somit wurde an dieser Stelle auf weitere Untersuchungen verzichtet.

4.2 Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandungsverhalten (ZTU) in der Perlitstufe

Mit der Absenkung der Temperatur des Werkstücks während bzw. nach dem Umformprozess beginnt die Umwandlung des Austenits in Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit. Bei der isothermen Umwandlung ist das resultierende Gefüge abhängig von der Umwandlungstemperatur. Der Beginn der Umwandlung ist abhängig von der Temperatur, der chemischen Zusammensetzung, aber auch von der äußeren Belastung des Materials. Spannungen unterhalb der Fließgrenze des Austenits können den Beginn der Umwandlung verzögern oder beschleunigen. Die Phasenumwandlung ist mit einer Volumenänderung verbunden, was eine Detektion des Umwandlungsfortschritts ermöglicht.

Abbildung 4.11 zeigt den Verlauf der normierten Volumenänderung über der Zeit infolge einer perlitischen Umwandlung bei einer isothermen Temperatur von 550 °C. Da am Ende der Umwandlung 100% Perlit vorliegt, ist in der Abbildung der Perlitanteil über der Zeit aufgetragen. Für die Überprüfung des Einflusses überlagerter Spannungen auf die Umwandlung wurde in einem weiteren Versuch die Probe nach dem Erreichen der Umwandlungstemperatur mit einer Zugspannung von 50 MPa beaufschlagt. Wie in der Abbildung 4.11 zu erkennen ist, wird die perlitische Umwandlung durch eine überlagerte Zugspannung nicht beschleunigt, sondern erkennbar verzögert.

In einem weiteren Experiment wurde die isotherme Umwandlungstemperatur auf 600 °C erhöht. Die in Abbildung 4.12 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass die perlitische Umwandlung bei 600 °C deutlich schneller erfolgt als bei 550 °C. Aber auch hier verzögert die überlagerte Zugspannung die Umwandlung.

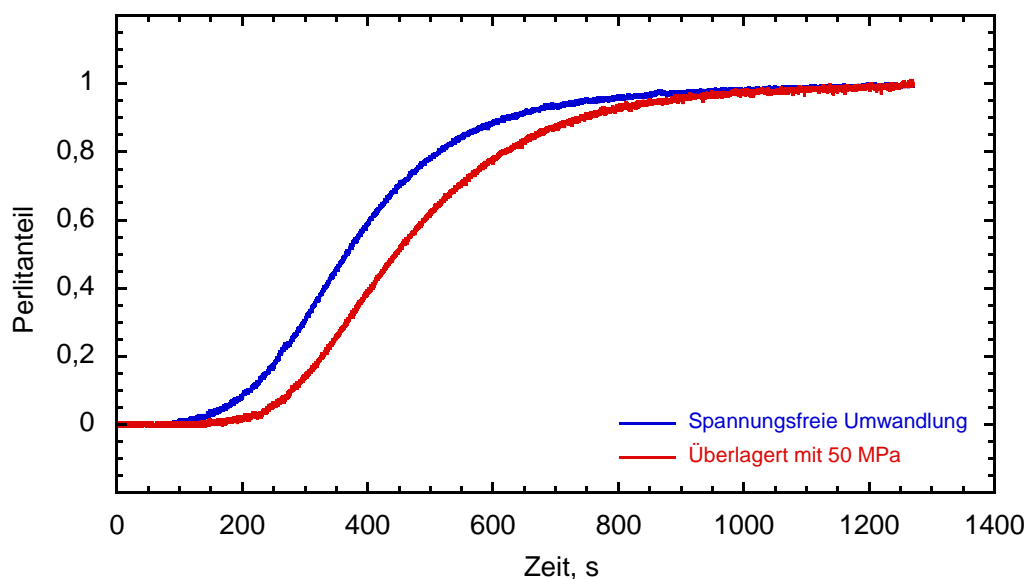


Abbildung 4.11 Zeitliche Entwicklung des Perlitanteils für $T = 550\text{ °C}$ bei spannungsfreier Umwandlung sowie bei $\sigma = 50\text{ MPa}$ [56].

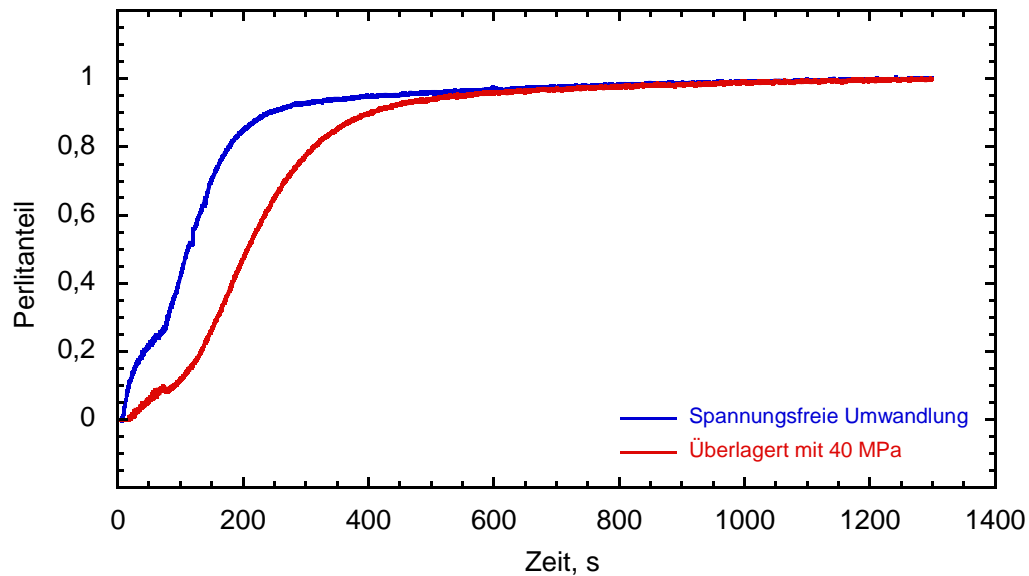


Abbildung 4.12 Verlauf der normierten Volumendehnung des bei 600 °C isotherm spannungsfrei bzw. bei $\sigma = 40$ MPa umgewandelten Perlits [56].

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass der Startpunkt der isothermen Umwandlung in der Perlitstufe von der Umwandlungstemperatur und von der überlagerten äußeren Belastung abhängig ist, wobei die überlagerten Zugspannungen den Startpunkt der Umwandlung erkennbar nach hinten verschieben und auch teilweise die weitere Kinetik verlangsamen.

4.3 Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandungsverhalten (ZTU) in der Bainitstufe

4.3.1 Abhängigkeit von der Austenitisierung

Die vorhergehende Austenitisierung beeinflusst auch die Umwandlung in der Bainitstufe. In Abbildung 4.13 sind die Bainitanteile in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bei der isothermen Umwandlung bei 340 °C für drei verschiedene Austenitisierungen aufgetragen. Eine Reihe der Proben wurde für 5 Minuten bei 880 °C, die andere bei 1050 °C für 10 Sekunden und die nächste bei 1200 °C für 10 Sekunden austenitisiert. Um den Einfluss des Schutzgases auszuschließen, wurden bei den Temperaturen von 880 und 1050 °C identische Versuche mit Stickstoff und Argon durchgeführt. Aus dem direkten Vergleich ist zu erkennen, dass die Austenitisierung bei höheren Temperaturen zu einer deutlichen Verzögerung des Umwandlungsstartpunktes, aber auch zu einer Verlangsamung der Umwandlungskinetik führt. So ist die Umwandlung der Proben, die bei 880 °C austenitisiert wurden, nach etwa 170 Sekunden vollständig abgeschlossen, während die Umwandlung der bei 1050 °C austenitisierten Proben in dieser Zeit bis etwa 50 % Bainit fortgeschritten ist. Die Umwandlung der Proben, die bei 1200 °C

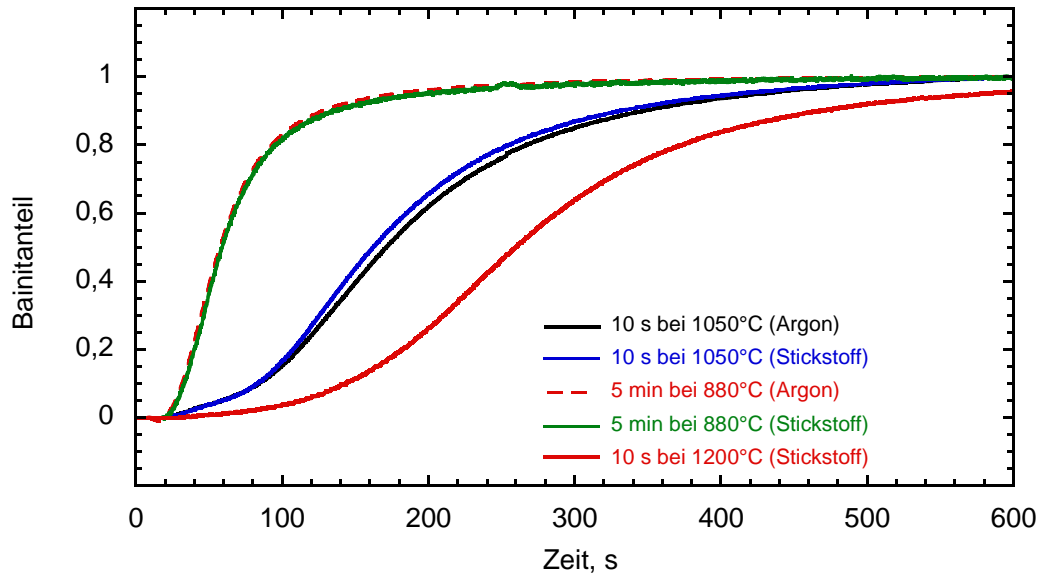


Abbildung 4.13 Einfluss der Austenitisierung und des Schutzgases auf die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung bei $T = 340\text{ °C}$ [18].

austenitisiert wurden, liegt zu diesem Zeitpunkt noch unter 20%. Dem Diagramm ist auch zu entnehmen, dass die Schutzgasart keine Auswirkung auf die Umwandlung des Werkstoffs hat.

Eine weitere Möglichkeit den Umwandlungsprozess zu beeinflussen, ist die mechanische Beanspruchung während der Umwandlung. Die einachsige Zugspannung während der Umwandlung beeinflusst beispielweise den Startpunkt und die weitere Kinetik der Umwandlung nicht nur bei der perlitischen, sondern auch bei der bainitischen Umwandlung. In der Abbildung 4.14 ist der Bainitanteil in Abhängigkeit von der Zeit während der isothermen Umwandlung bei 340 °C aufgetragen. In dieser Versuchsreihe wurden die Proben beim Erreichen der Umwandlungstemperatur mit einer Zugspannung von 0, 50 bzw. 100 MPa belastet. Die vorhergehende Austenitisierung erfolgte isotherm bei 880 °C für 5 Minuten. Die in Abbildung 4.14 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass im Unterschied zur perlitischen Umwandlung die Kinetik der Phasenumwandlung beschleunigt und der Umwandlungsstartpunkt zu früheren Zeiten verschoben wird. In einer weiteren Versuchsreihe wurden die Proben für 10 Sekunden bei 1050 °C isotherm austenitisiert. Die entsprechenden Messkurven in Abbildung 4.15 zeigen, dass in diesem Fall die Wirkung der einachsigen Zugspannung auf die Umwandlungskinetik und auf den Startpunkt der Umwandlung noch deutlicher ausgeprägt ist.

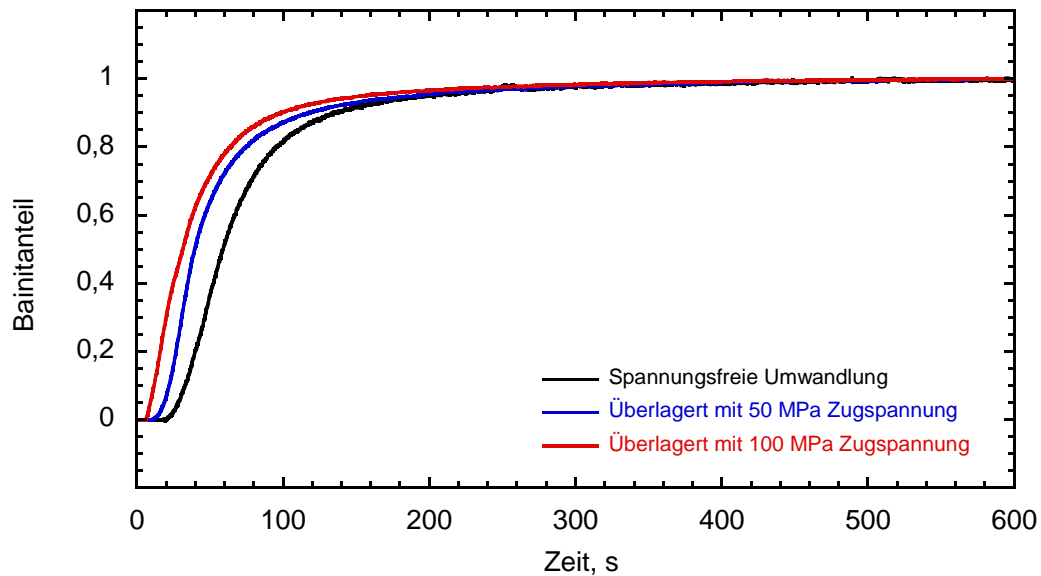


Abbildung 4.14 Einfluss aufgeprägter Zugspannungen auf das Umwandlungsverhalten des Stahls 51CrV4 bei 340 °C. Austenitisiert 5 Minuten bei 880 °C [18].

Um mögliche für den Prozess relevante Parameter zu charakterisieren, wurden die Proben für die nächste Versuchsreihe für 10 Sekunden bei 1200 °C austenitisiert und während der Umwandlung mit einer einachsigen Zug- bzw. Druckspannung belastet. Wie Abbildung 4.16 belegt, wird mit der steigenden Austenitisierungstemperatur nicht nur der Umwandlungsstart zu einem späteren Zeitpunkt verschoben, sondern auch die Umwandlungskinetik insgesamt deutlich verzögert. Der Einfluss der äußeren Belastung

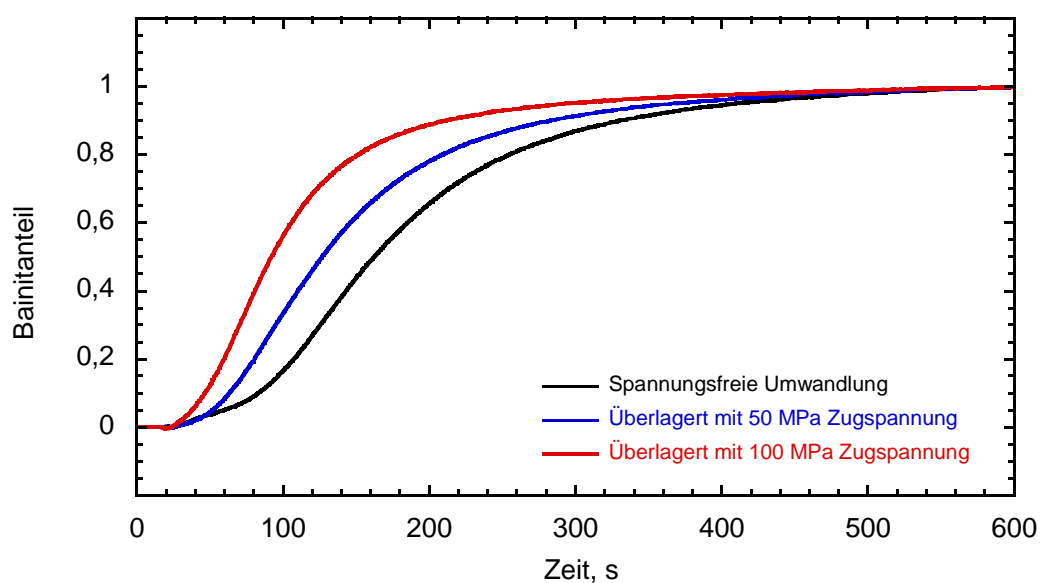


Abbildung 4.15 Einfluss aufgeprägter Zugspannungen auf das isotherme Umwandlungsverhalten des Stahls 51CrV4 bei 340 °C. Austenitisiert für 10 Sekunden bei 1050 °C [18].

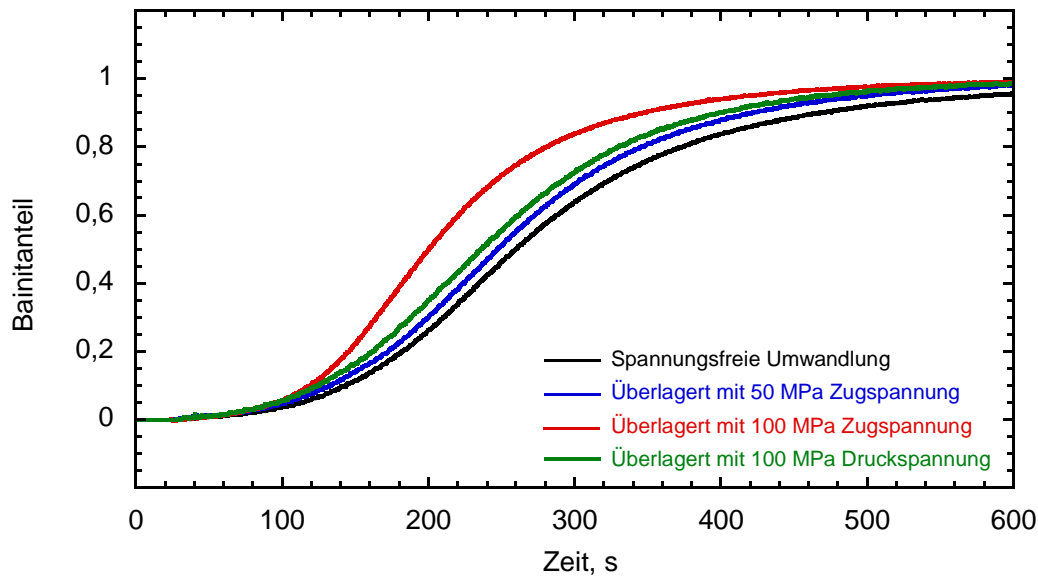


Abbildung 4.16 Einfluss aufgeprägter einachsiger Spannungen auf das Umwandlungsverhalten des Stahls 51CrV4 bei 340 °C. Austenitisiert für 10 Sekunden bei 1200 °C.

wird größer. Weiterhin kann aus dem Diagramm entnommen werden, dass die einachsige Druckbelastung auch zu einer Beschleunigung der Umwandlungskinetik mit einer Verschiebung des Startpunktes zu früheren Zeiten führt. Die Auswirkungen sind aber deutlich geringer als bei der Zugspannung mit dem gleichen Betrag. Nach 250 Sekunden Umwandlungszeit liegt zum Beispiel der Unterschied in dem bainitischen Anteil des Gefüges in den Proben, die mit 100 bzw. -100 MPa belastet wurden, bei etwa 20%.

Ein Umformprozess wird durch plastische Verformungen des Materials realisiert. Deswegen wurde eine weitere Versuchsreihe, die einen Einfluss plastischer Verformungen auf das Umwandlungsverhalten aufzeigen sollte, durchgeführt. Dabei wurde für alle drei ausgewählten Temperaturen folgende Versuchsführung angewendet: Die Proben wurden bei der vorgegebenen Temperatur isotherm austenitisiert und mit etwa 50 K/s auf die Umwandlungstemperatur abgekühlt. Beim Erreichen der Umwandlungstemperatur wurde die Probe mit einer Dehnrates von 0,2 mm/s verformt und sofort entlastet. Die darauffolgende isotherme Umwandlung erfolgte frei von der äußeren Belastung. In Abbildung 4.18 sind die Ergebnisse der Umwandlungsversuche nach einer Austenitisierung bei 880 °C dargestellt. Diese zeigen deutlich, dass die plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits die Umwandlungskinetik noch stärker als Spannungen, die unter der Streckgrenze des Austenits liegen, beeinflusst. Dieser Trend setzt sich auch bei den anderen Temperaturen fort. Abbildung 4.17 zeigt die isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1050 °C. Diese dokumentiert, dass mit der steigenden Austenitisierungstemperatur auch der Einfluss der Vorverformung des unterkühlten Austenits größer wird. Der Startpunkt der Umwandlung wird zu einem früheren Punkt verschoben, aber auch die Umwandlungskinetik wird auch insgesamt deutlich beschleunigt.

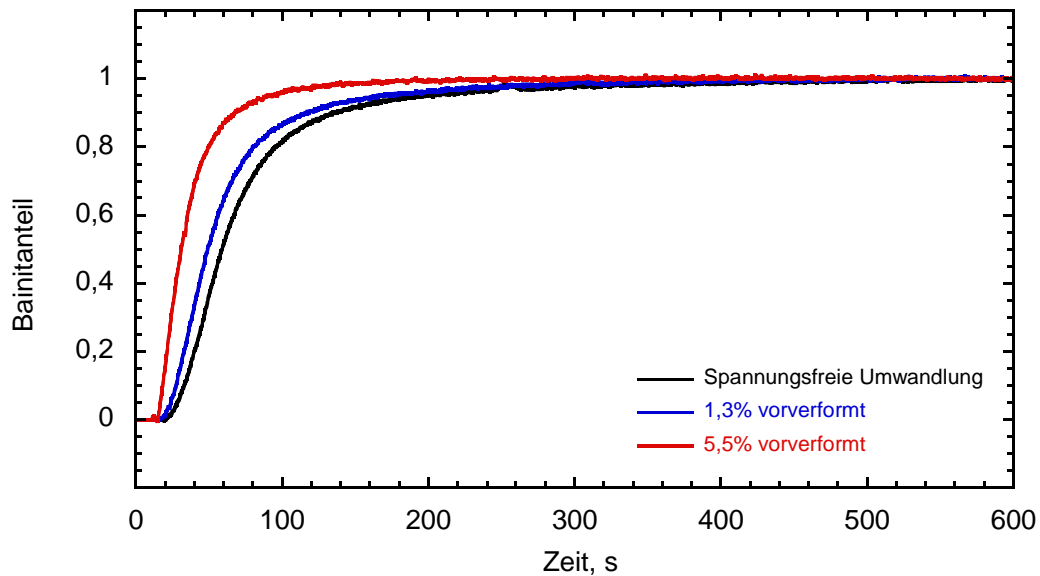


Abbildung 4.18 Einfluss der einachsigen Vorverformung auf die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C. Austenitisierung: 5 Minuten bei 880 °C, isotherme Umwandlung spannungsfrei [18].

In Abbildung 4.19 sind die Ergebnisse der Versuche nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 Sekunden zusammengefasst. Auch hier führt die Vorverformung des unterkühlten Austenits zu einer Beschleunigung und zu einem früheren Startpunkt der Umwandlung. Dabei steigt der Einfluss mit steigender Vorverformung.

Eine massive Umformung ruft eine Kombination aus plastischen und elastischen Verformungen hervor. In Abbildung 4.20 sind deswegen die Umwandlungskurven nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 Sekunden mit verschiedenen Einflussfaktoren

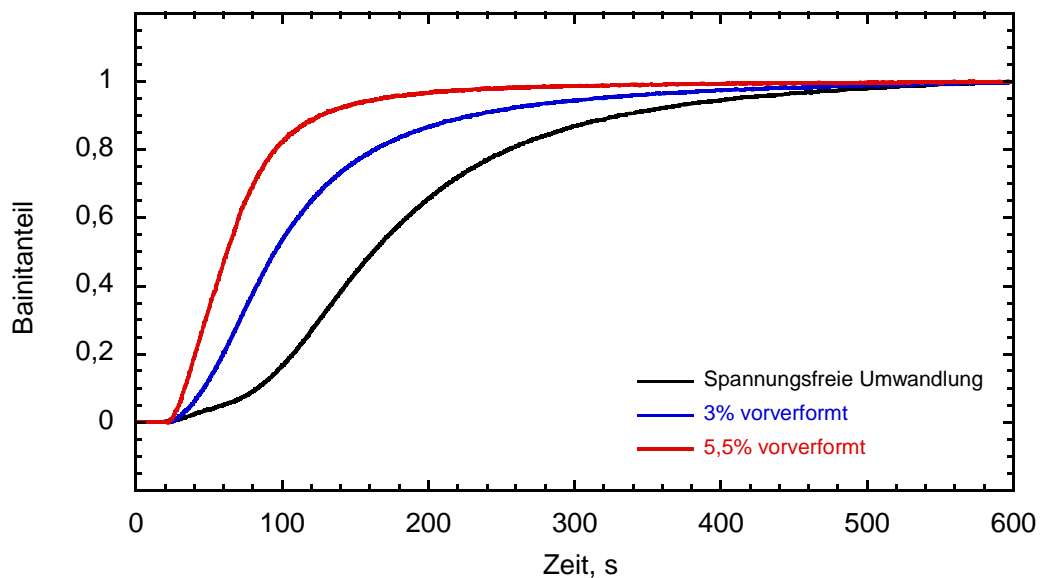


Abbildung 4.17 Einfluss der einachsigen Vorverformung auf die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C. Austenitisierung: 10 s bei 1050 °C, isotherme Umwandlung spannungsfrei [18].

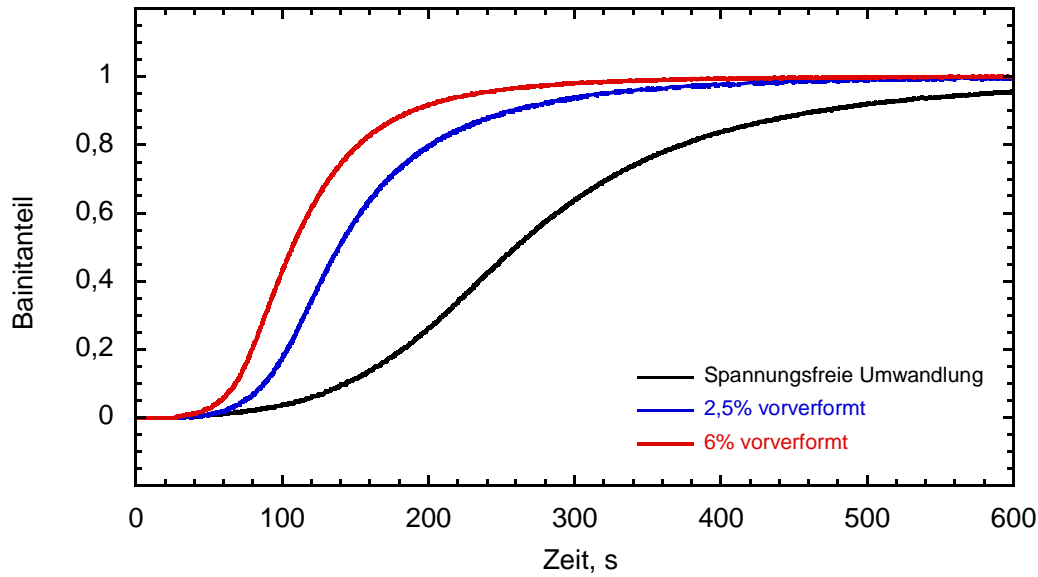


Abbildung 4.19 Einfluss einachsiger Vorverformung auf die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C. Austenitisierung: 10 s bei 1200 °C, isotherme Umwandlung spannungsfrei.

zusammengestellt. Dieses Verhalten ist typisch auch für andere hier behandelte Austenitisierungstemperaturen. Hier ist ganz deutlich zu sehen, dass die Vorverformung einen wesentlich größeren Einfluss auf den Startpunkt aber auch auf die Kinetik der Umwandlung insgesamt hat. Die Kombination aus Vorverformung und Zugspannung verschiebt zwar nicht mehr den Startpunkt, beschleunigt die weitere Umwandlungskinetik aber zusätzlich.

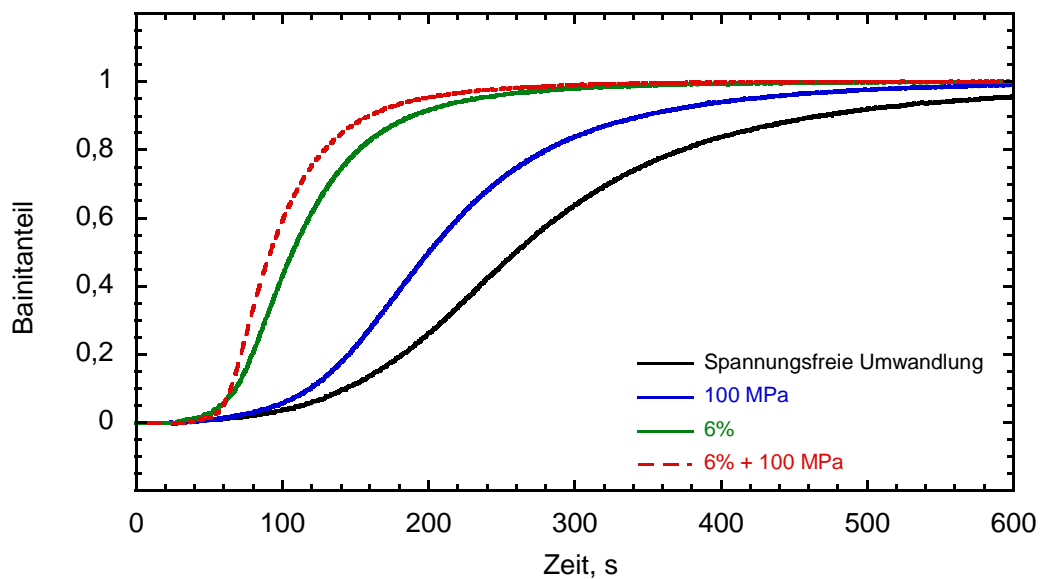


Abbildung 4.20 Einfluss einachsiger Vorverformung auf die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C. Austenitisierung: 10 Sekunden bei 1200 °C, isotherme Umwandlung spannungsfrei verglichen mit isothermer Umwandlung mit überlagerter Spannung von 100 MPa.

4.3.2 Abhängigkeit der Umwandlungskinetik von der chemischen Zusammensetzung

In dieser Arbeit wurde das ZTU-Verhalten des Stahls 51CrV4 untersucht. Die ermittelten Einflussgrößen sind auch für die anderen niedriglegierten Stähle relevant, unterscheiden sich aber in der Auswirkung auf das ZTU-Verhalten. Als Beispiel ist in Abbildung 4.21 ein Vergleich des Umwandlungsverhaltens in der Bainitstufe zwischen dem hier untersuchten Stahl 51CrV4 und dem deutlich umwandlungsträgeren Stahl 40CrMnMoS 8 6 dargestellt. Aus dem Vergleich ist gut zu erkennen, dass bei 51CrV4 die Kinetik der isothermen Bainitbildung durch die externe Spannung im Vergleich viel geringer beschleunigt wird, während bei dem Stahl 40CrMnMoS 8 6 ein viel ausgeprägter Spannungseffekt zu beobachten ist. Dieser Effekt ist auf die Erhöhung der Triebkraft für die Umwandlung und auf die Bildung zusätzlicher Keimstellen zurückzuführen. Beim 51CrV4 ist die Triebkraft durch die Unterkühlung bereits so groß, dass sie zusätzliche Erhöhung durch die äußeren Spannungen, bzw. zusätzliche Keimbildung die Umwandlung weniger deutlich beschleunigen.

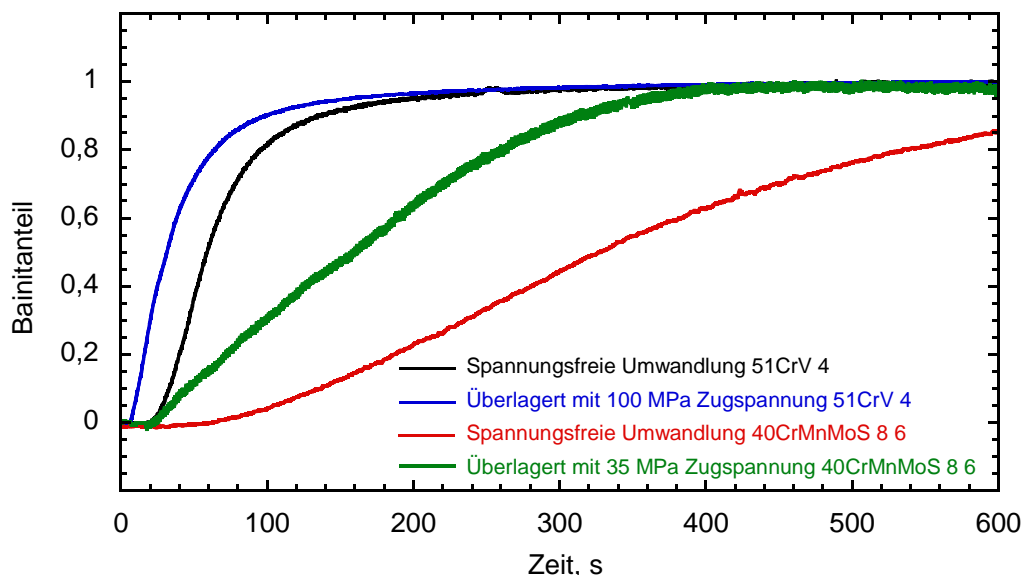


Abbildung 4.21 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Umwandlungskinetik. Zum Vergleich ist der Umwandlungsfortschritt mit und ohne externe Spannung von den Werkstoffen 51CrV4 und deutlich umwandlungsträgeren 40 CrMnMoS 8 6 aufgetragen. Austenitisierungstemperatur 880 °C, Umwandlungstemperatur 340 °C [1, 57].

4.4 Umwandlungsplastizität

Die während der Phasenumwandlungen auftretenden plastischen Verformungen, die auch bei den Spannungen deutlich unterhalb der Fließspannung der weicheren Phase zu beobachten sind, werden als Umwandlungsplastizität bezeichnet. Mit einer simultanen Messung der Längs- und Querdehnung kann die Umwandlungsplastizität, die proportional zur Anisotropie der beiden Dehnungen ist, gemäß der Gleichung 3.5 berechnet werden. Eine anschauliche Darstellung des Effektes der Umwandlungsplastizität ist in Abbildung 4.22 dargestellt. Aus dem Verlauf der Dehnungen ist ersichtlich, dass eine mit 100 MPa Zugspannung belastete Hohlprobe im Laufe der isothermen bainitischen Umwandlung überproportional länger und dünner wird, obwohl die Streckgrenze des unterkühlten Austenits deutlich über 150 MPa liegt. Um dieses Phänomen zu untersuchen, wurden mehrere Versuche unter Variation verschiedener Parameter durchgeführt. Als wesentliche Einflussgrößen wurden mechanische Größen (Spannung, Verformung, Eigenspannungen) aber auch Austenitisierungsbedingungen (Temperatur, Zeit) und Umwandlungstemperatur identifiziert.

Die Abhängigkeit der Umwandlungsplastizität von den einachsigen äußeren Spannungen während der isothermen bainitischen Umwandlung ist in Abbildung 4.24 dargestellt. Für diese Versuchsreihe wurden die Proben bei 880 °C für 5 Minuten austenitisiert und anschließend in 15 Sekunden auf die Umwandlungstemperatur von 340 °C abgekühlt. Die Spannung wurde zum Zeitpunkt des Erreichens der Umwandlungstemperatur aufgebracht. Die spannungsfrei umgewandelten Proben zeigen keine Umwandlungsplastizität. Hingegen weisen die Proben, die unter einer Last umgewandelt wurden, eine deutlich ausgeprägte Umwandlungsplastizität auf, die mit der steigenden Spannung auch größer wird. Die Ursachen der Umwandlungsplastizität liegen in der Ausrichtung der Mikrostruktur in Anhänglichkeit von der äußeren Belastung.

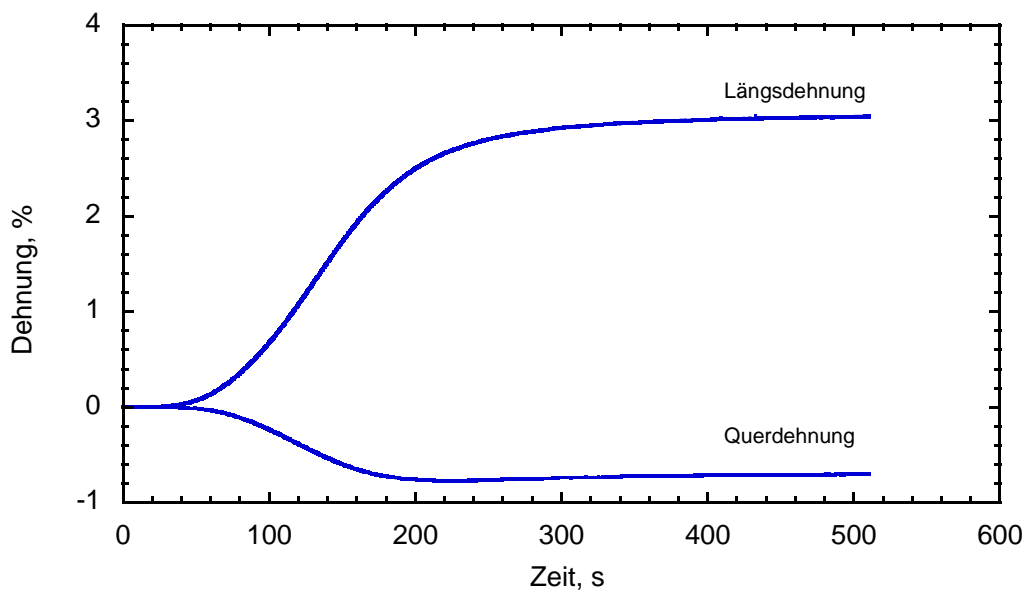


Abbildung 4.22 Längs- und Querdehnung über der Zeit. Isotherme bainitische Umwandlung unter einer Zugspannung von 140 MPa nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1200 °C, aufgeheizt in 15 Sekunden.

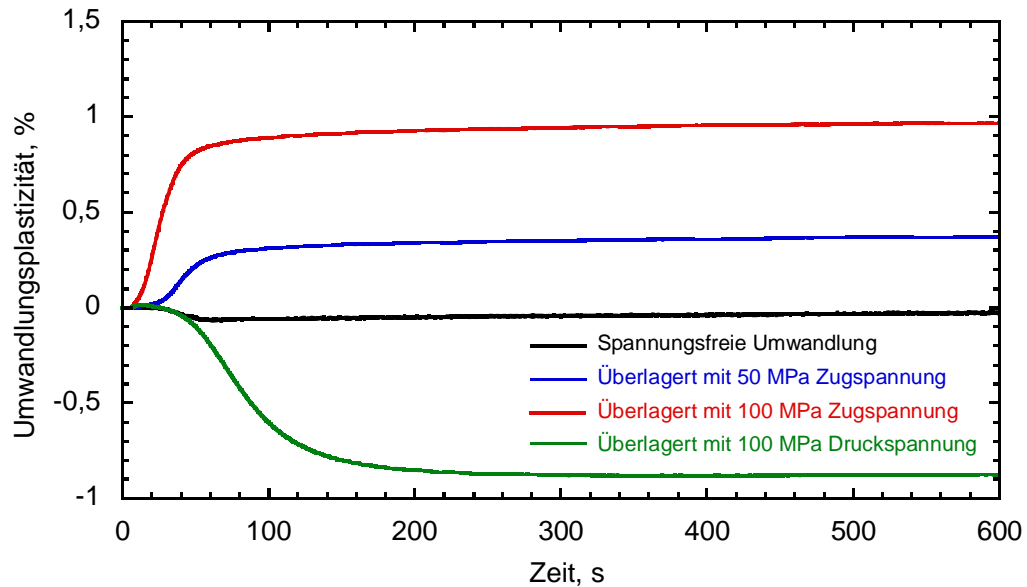


Abbildung 4.24 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten Spannung. Isotherme bainitische Umwandlung nach einer Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C, aufgeheizt in 2 Minuten [18].

Abbildung 4.23 zeigt TEM-Helfeldaufnahmen der bei 340 °C umgewandelten Proben bei a) einer spannungsfreien Umwandlung bzw. b) einer Umwandlung bei $\sigma = 100$ MPa. Die Ausrichtung der Mikrostruktur ist bei b) deutlich erkennbar.

Die nächste Versuchserie dokumentiert den Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Umwandlungsplastizität bei sonst gleichen Umwandlungsbedingungen. Für diese Versuchsreihe wurden die Proben in 15 Sekunden auf eine Austenitisierungstemperatur von 1050 °C aufgeheizt, bei dieser Temperatur für 10 Sekunden austenitisiert und anschließend in 15 Sekunden auf die Umwandlungstemperatur von 340 °C abgekühlt. Die

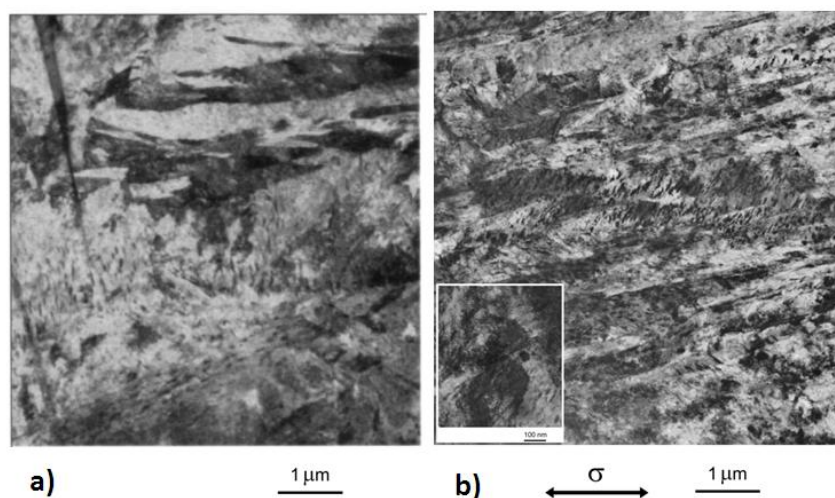


Abbildung 4.23 TEM-Helfeldaufnahmen der bei 340 °C umgewandelten Proben. a) spannungsfreie Umwandlung, b) Umwandlung bei $\sigma = 100$ MPa .

Aufheizzeit und die Austenitisierungstemperatur wurden dabei in der Anlehnung an den Umformprozess im SFB/TRR 30 ausgewählt. In Abbildung 4.25 ist die Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von den äußeren Spannungen aufgetragen. Ein direkter Vergleich der beiden Diagramme aus Abbildung 4.24 und Abbildung 4.25 belegt, dass mit steigender Austenitisierungstemperatur und der damit verbundenen Vergrößerung der Austenitkorngröße eine Steigerung der Umwandlungsplastizität verbunden ist. So liegt die Umwandlungsplastizität bei einer überlagerten Spannung von 100 MPa nach einer Austenitisierung bei 880 °C bei etwa 1% und nach einer Austenitisierung bei 1050 °C bereits bei über 1,2%.

Bei einem Umformprozess treten nicht nur Spannungen im elastischen Bereich, sondern vielmehr plastische Verformungen des Materials auf. Eine weitere Versuchsreihe war notwendig, um den Einfluss der plastischen Verformungen auf die Umwandlungsplastizität und damit auf die Maßhaltigkeit von Bauteilen zu untersuchen. Dabei wurden sowohl der Einfluss der plastischen Verformungen des stabilen Austenits als auch der Einfluss der Verformung des unterkühlten Austenits auf die Umwandlungsplastizität untersucht. In Abbildung 4.27 ist die Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der Vorverformung dargestellt. Der Austenitisierungsprozess und die Abkühlung waren identisch mit denen aus Abbildung 4.24. Bei den Experimenten mit der Verformung des stabilen Austenits wurde die Verformung kurz vor der Abkühlphase abgeschlossen. Die Verformung des unterkühlten Austenits startete beim Erreichen der Umwandlungstemperatur und wurde mit einer Dehnrate von 0,2 mm/s durchgeführt, um die Verformung vor dem Beginn der bainitischen Umwandlung abzuschließen. Die darauf folgende isotherme Umwandlung erfolgte lastfrei. Wie diese Ergebnisse belegen, hat eine Vorverformung des stabilen Austenits keinen

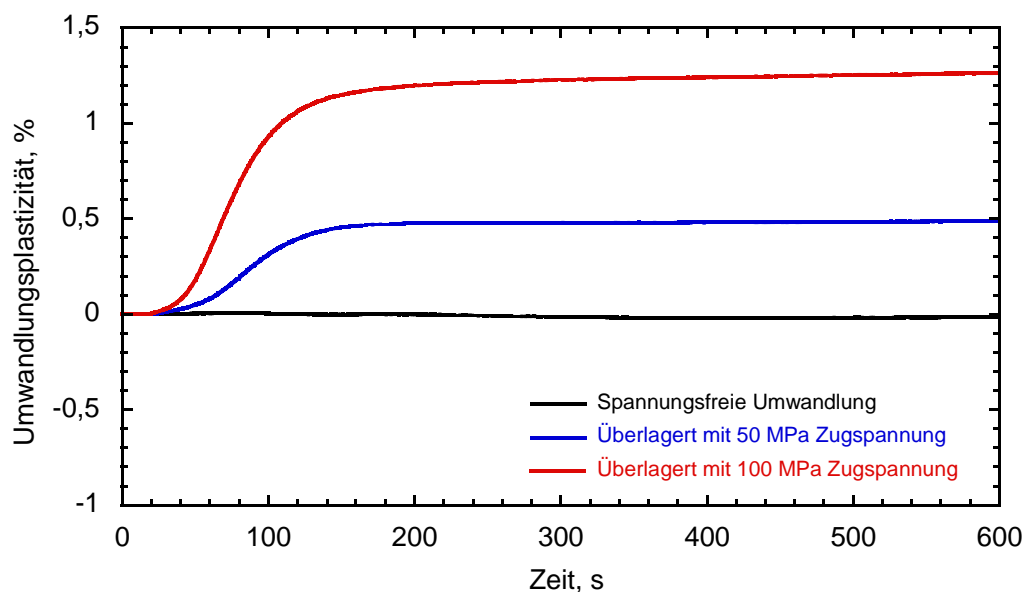


Abbildung 4.25 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten Spannung. Isotherme bainitische Umwandlung nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1050 °C, aufgeheizt in 15 Sekunden [18].

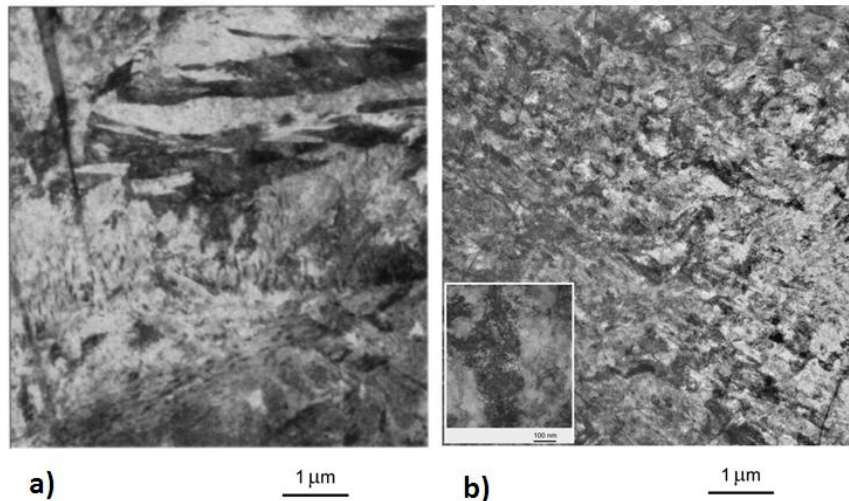


Abbildung 4.26 TEM-Helfeldaufnahmen der bei 340 °C umgewandelten Proben. a) spannungsfreie Umwandlung, b) Umwandlung nach einer 9%-gen Vorverformung des unterkühlten Austenits bei 340 °C .

Einfluss auf die Umwandlungsplastizität. Im Gegensatz dazu ist die Umwandlungsplastizität sehr stark von der Verformung des unterkühlten Austenits abhängig. So reichen schon 5,5% plastischer Verformung des Austenits bei 340 °C, um eine Umwandlungsplastizität von 1,25% hervorzurufen. Die in Abbildung 4.26 dargestellten TEM-Aufnahmen zeigen die Unterschiede in der Mikrostruktur zwischen einer spannungsfreien und einer nach der Vorverformung des unterkühlten Austenits ablaufenden Umwandlung.

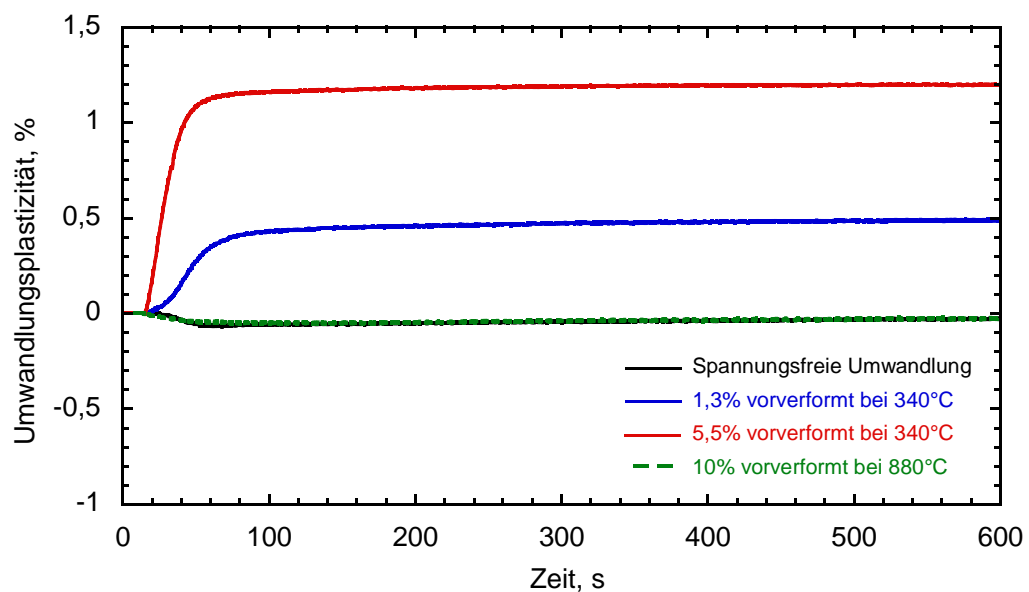


Abbildung 4.27 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der Vorverformung. Isotherme bainitische Umwandlung nach einer Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C, aufgeheizt in 2 Minuten [18].

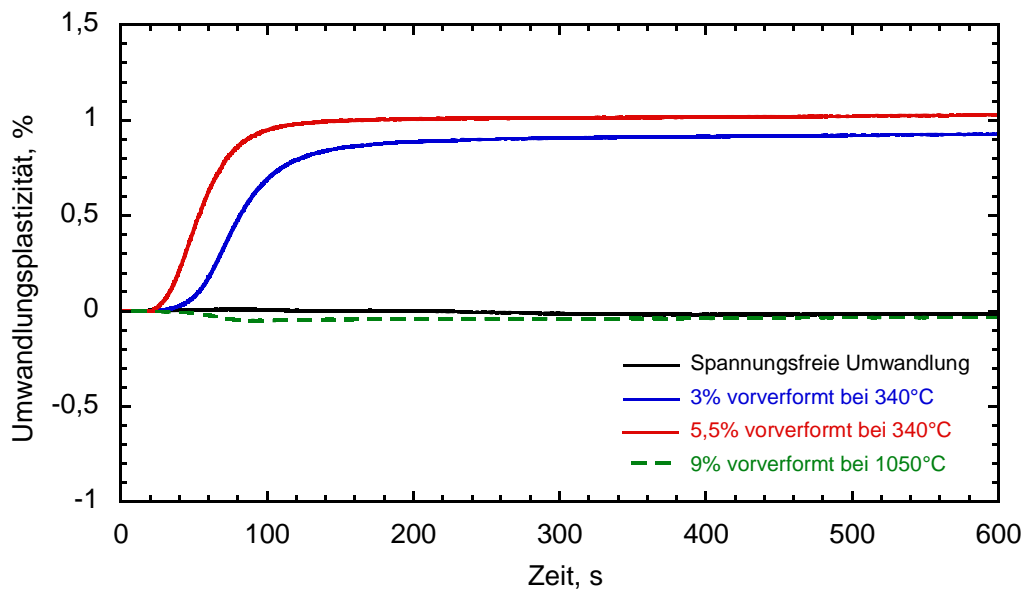


Abbildung 4.28 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der Vorverformung. Isotherme bainitische Umwandlung nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1050 °C, aufgeheizt in 15 Sekunden [18].

Im nächsten Schritt wurde die Abhängigkeit der Umwandlungsplastizität von der Austenitisierungstemperatur untersucht. Dabei wurden die gleichen Austenitisierungsbedingungen wie in dem Versuch aus der Abbildung 4.25 gewählt. Abbildung 4.28 zeigt die Umwandlungsplastizität über der Umwandlungszeit in Abhängigkeit von der Vorverformung des stabilen bzw. unterkühlten Austenits nach einer Austenitisierung bei 1050 °C. Aus dem Vergleich der Abbildung 4.28 mit Abbildung 4.27 wird deutlich, dass die Verformung des stabilen Austenits keinen Einfluss auf die Umwandlungsplastizität hat und von der Austenitisierungstemperatur unabhängig ist. Die Verformung des unterkühlten Austenits, die bei 340 °C erfolgte, hat auch bei diesen Austenitisierungsbedingungen einen wesentlichen Einfluss auf die Umwandlungsplastizität. So ruft eine 5,5%-ige Verformung des unterkühlten Austenits eine Umwandlungsplastizität von 1% hervor.

4.4.1 Rückverformungseffekte

Der thermo-mechanische Umformprozess von Stahlbauteilen geht mit stark veränderlichen zeit-, orts-, und temperaturabhängigen Spannungs- und Verformungsverteilungen im Bauteil einher. Die Auswirkungen derartiger nicht konstanter Werkstoffbelastungen auf die umwandlungsplastischen Dehnungen wurden durch die Entlastung der Proben während der Phasenumwandlung nachgebildet. In Abbildung 4.29 ist die Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten Spannung aufgetragen. In der ersten Versuchsserie wurden die Proben für 5 Minuten bei 880 °C austenitisiert und bei 340 °C isotherm gehalten. Nach dem Erreichen des 50%-igen Umwandlungsfortschrittes wurde die Zugspannung auf null reduziert, so dass die weitere Umwandlung frei von äußeren Lasten erfolgte. Die Zeitpunkte der jeweiligen Entlastung

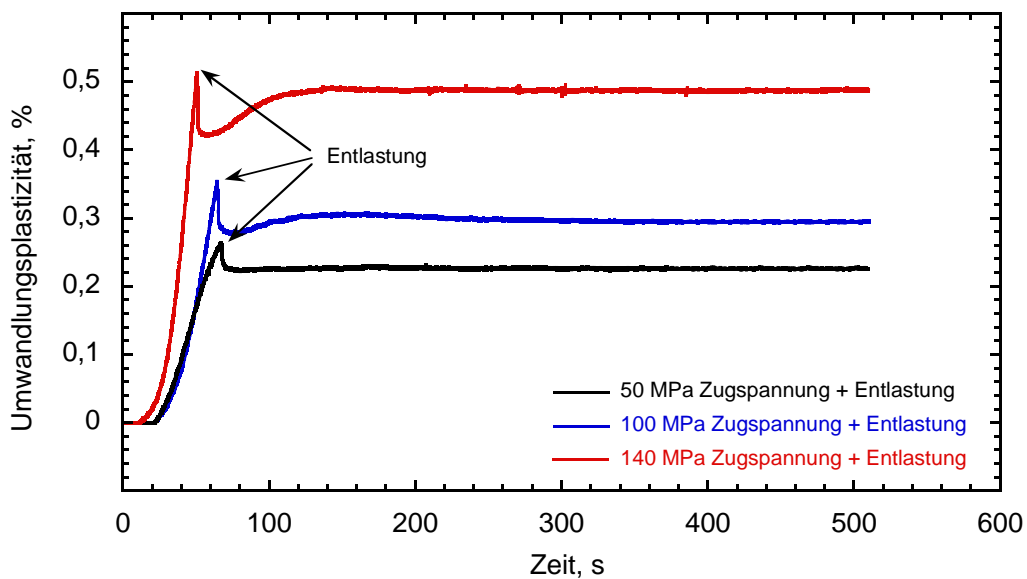


Abbildung 4.29 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten, zeitlich veränderlichen Zugspannung. Isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C, aufgeheizt in 2 Minuten.

wurden in den Vorversuchen ermittelt. Wie Abbildung 4.29 entnommen werden kann, haben die überlagerten Spannungen - trotz der Entlastung - einen erheblichen Einfluss auf die Umwandlungsplastizität, die zudem auch von der Höhe der Spannung abhängig ist. So geht bei der „50 MPa“-Probe die Umwandlungsplastizität mit der Entlastung um etwa 0,05 % zurück und verharrt auf diesem Niveau. Bei der „140 MPa“-Probe geht die Umwandlungsplastizität im Gegensatz dazu zwar in dem Moment der Entlastung um etwa 0,1 % zurück, steigt aber mit der vorschreitenden Umwandlung wieder um etwa den gleichen Wert. Dieses Verhalten ist u.a. auf die während der Umwandlung gespeicherten elastischen Spannungen, die das weitere Umwandlungsverhalten beeinflussen, zurückzuführen. Um dieses Verhalten des Materials näher zu untersuchen und die Ergebnisse auf den Umformprozess im SFB/TRR 30 zu übertragen, wurden weitere Umwandlungsproben bei 1200 °C für 10 Sekunden austenitisiert und mit der Zug- bzw. Druckspannung belastet. In Abbildung 4.30 ist die Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der äußeren Belastung aufgetragen. Die gestrichelten Linien zeigen die Entwicklung der Umwandlungsplastizität unter einer konstanten Last von 140 bzw. -140 MPa. Die durchgezogenen Linien zeigen die Ergebnisse aus den Experimenten, bei denen die Proben mit der gleichen Spannung beansprucht wurden, die aber bei Erreichen des 50%-igen Bainitanteil so entlastet wurden, dass die restliche Umwandlung spannungslos ablief.

In Abbildung 4.32 ist ein Ausschnitt aus dem Druckbereich der Abbildung 4.30 dargestellt. In der Vergrößerung ist gut sichtbar, dass die mit der Druckspannung belastete

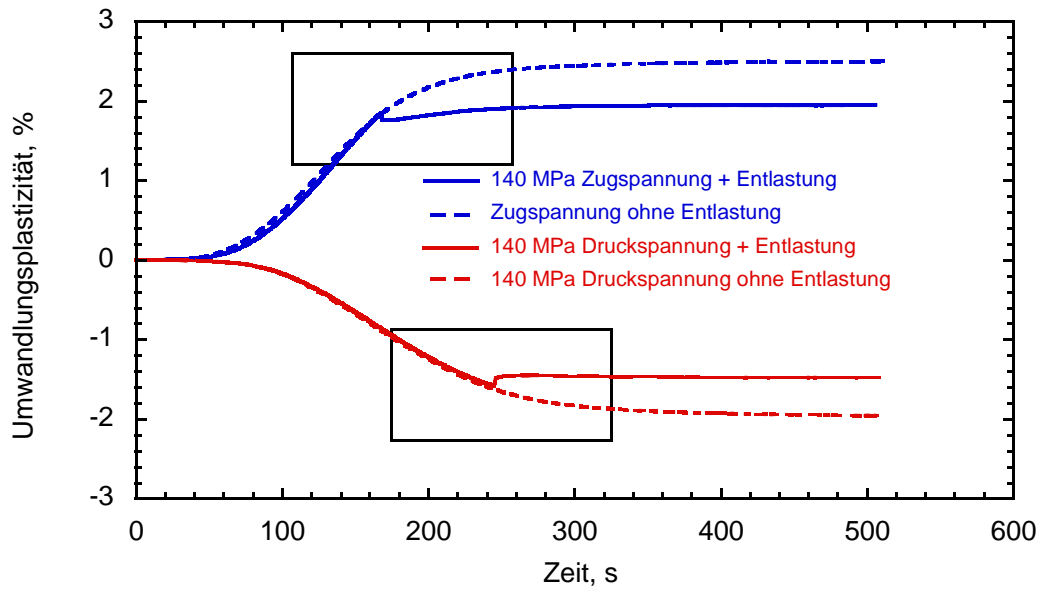


Abbildung 4.30 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten, zeitlich veränderlichen Zug- und Druckspannung. Isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1200 °C, aufgeheizt in 15 Sekunden.

Probe eine ganz andere Entwicklung der Umwandlungsplastizität zeigt. Aus der Kombinationen der Abbildung 4.30 und der Abbildung 4.32 lässt sich ableiten, dass der Betrag der Umwandlungsplastizität im Druckbereich kleiner als im Zugbereich ausfällt. Ein weiterer Unterschied zum Zugbereich ist, dass während der Entlastung der Probe die Umwandlungsplastizität zurück geht und danach sich nur unwesentlich (um etwa 0,02%) weiterentwickelt.

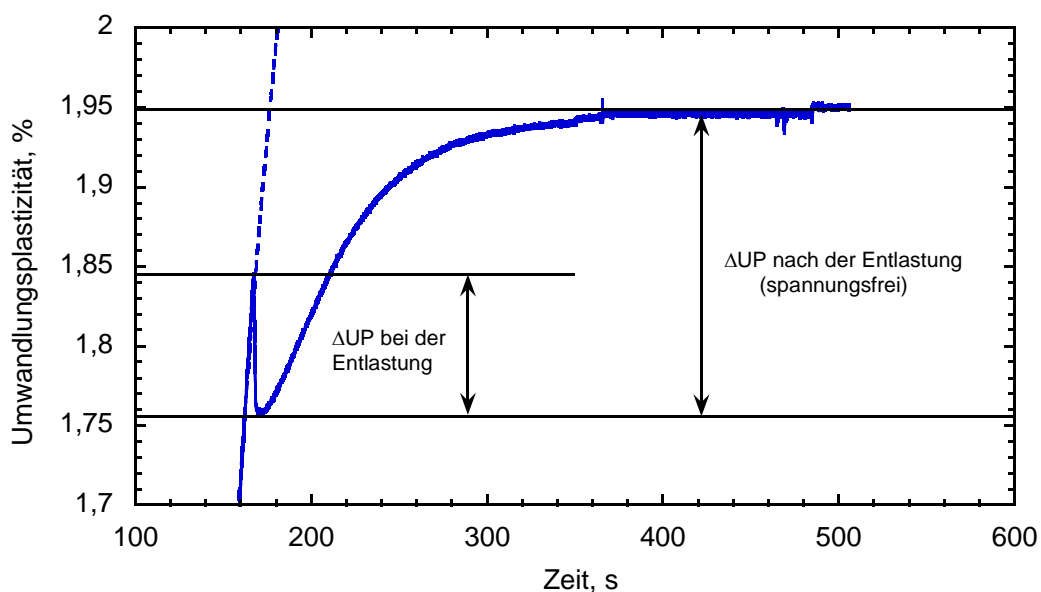


Abbildung 4.31 Ausschnitt aus der Abbildung 4.30, Zugbereich.

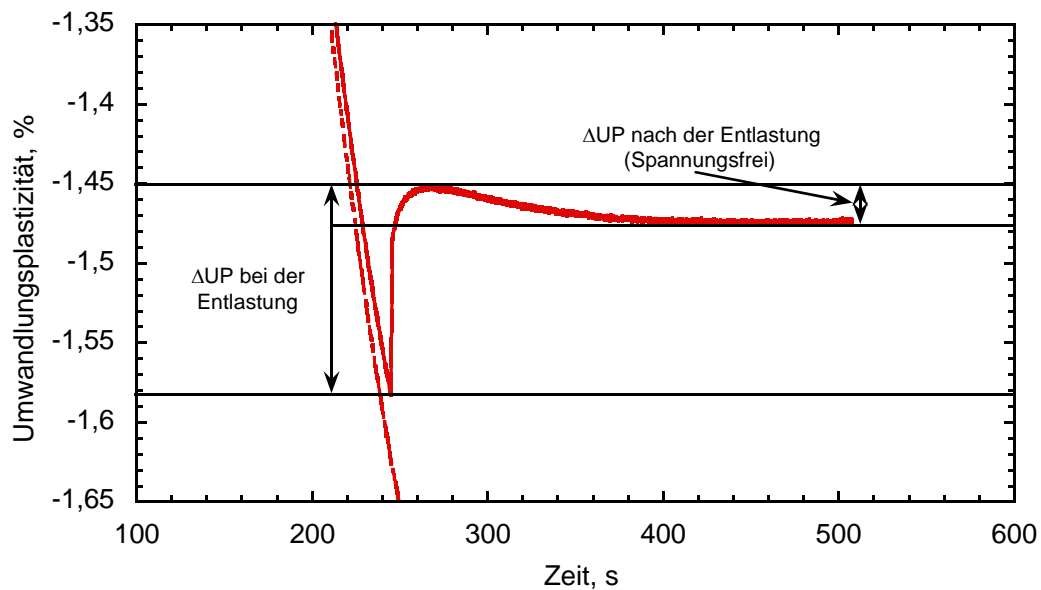


Abbildung 4.32 Ausschnitt aus der Abbildung 4.30, Druckbereich.

4.5 Digitale Bildkorrelation

Das Ziel der Experimente mit der optischen Dehnungsauswertung war es, mithilfe der digitalen Bildkorrelation die lokalen Dehnungsentwicklungen während der freien und spannungsüberlagerten bainitischen Phasenumwandlung zu dokumentieren, um diese später mit der entstandenen Mikrostruktur zu korrelieren. Für die Untersuchung der Machbarkeit wurden die Ergebnisse von einer freien isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C mit den Ergebnissen der Umwandlung, die mit 50 MPa Zugspannung überlagert wurde, verglichen. Die Probenform, Probenpräparation und die Versuchsdurchführung wurden im Kapitel 0 beschrieben.

In Abbildung 4.33 a) ist die Probenoberfläche der Probe mit dem Messfeld (grün) für die nachträgliche Auswertung der Dehnungsverteilung vor dem Beginn der spannungslosen Umwandlungen dargestellt. Abbildung 4.33 b) zeigt die Oberfläche einer anderen Probe vor dem Umwandlungsbeginn, die während der Umwandlung mit einer äußeren Spannung überlagert wurde. Wie man den Abbildungen entnehmen kann, sind die Auswertungsfelder gleich groß. Die Dehnung zum Zeitpunkt 0 s wurde als eine gleichmäßige Dehnung von 0 % festgesetzt, da die Probe in dem Moment eine annähernd homogene Temperatur aufweist und die Umwandlung noch nicht begonnen hat. Die Richtigkeit der Annahmen wurde durch den Vergleich der globalen Längsdehnungen, ermittelt mit DIC, und den mit dem Extensometer ermittelten Längsdehnungen (Abbildung 4.36) bestätigt.

In Abbildung 4.34 a) und b) sind die gleichen Probenausschnitte nach einer Umwandlungszeit von 150 Sekunden dargestellt. Aus dem direkten Vergleich der spannungslos umgewandelten Probe a) und der Probe mit überlagerter Zugspannung von

50 MPa b) wird deutlich, dass in der gleicher Zeit die Längsdehnungsentwicklung in den beiden Fällen unterschiedlich ist. Die spanungslose Umwandlung a) weist eine homogenere Verteilung der Umwandlungsdehnung auf und die Dehnungszunahme ist im Mittel niedriger als im Falle der spannungsüberlagerten Umwandlung. Somit bestätigen die Messungen mit DIC die mit den Hohlproben ermittelten Ergebnisse. Auffällig ist, dass die lokale Dehnungsverteilung in der spannungsüberlagerten Probe b) wesentlich inhomogener ist. Dabei weisen die Werte der Umwandlungsdehnung sowohl positive wie auch negative Werte auf. Dieser Trend wird mit fortlaufender Zeit verstärkt. Abbildung 4.35 zeigt die lokalen Verteilungen der Umwandlungsdehnung aus der gleichen Experimenten nach 300 s Umwandlung. Zu diesem Zeitpunkt sind die Proben fast vollständig umgewandelt. Die Unterschiede in der Gesamtdehnung und in der Dehnungsverteilung in beiden Referenzproben sind eindeutig. Hiermit liefern die Messungen mit der DIC-Methode eine Bestätigung der Annahme, dass die externen Spannungen zu einer Auswahl günstig orientierter Varianten im Bainit führen. Dies führt wiederum dazu, dass die günstig orientierten Bereiche auf Kosten der ungünstig orientierten Bereiche wachsen, was lokal in einer erheblichen Dehnungszunahme bzw. Abnahme resultiert.

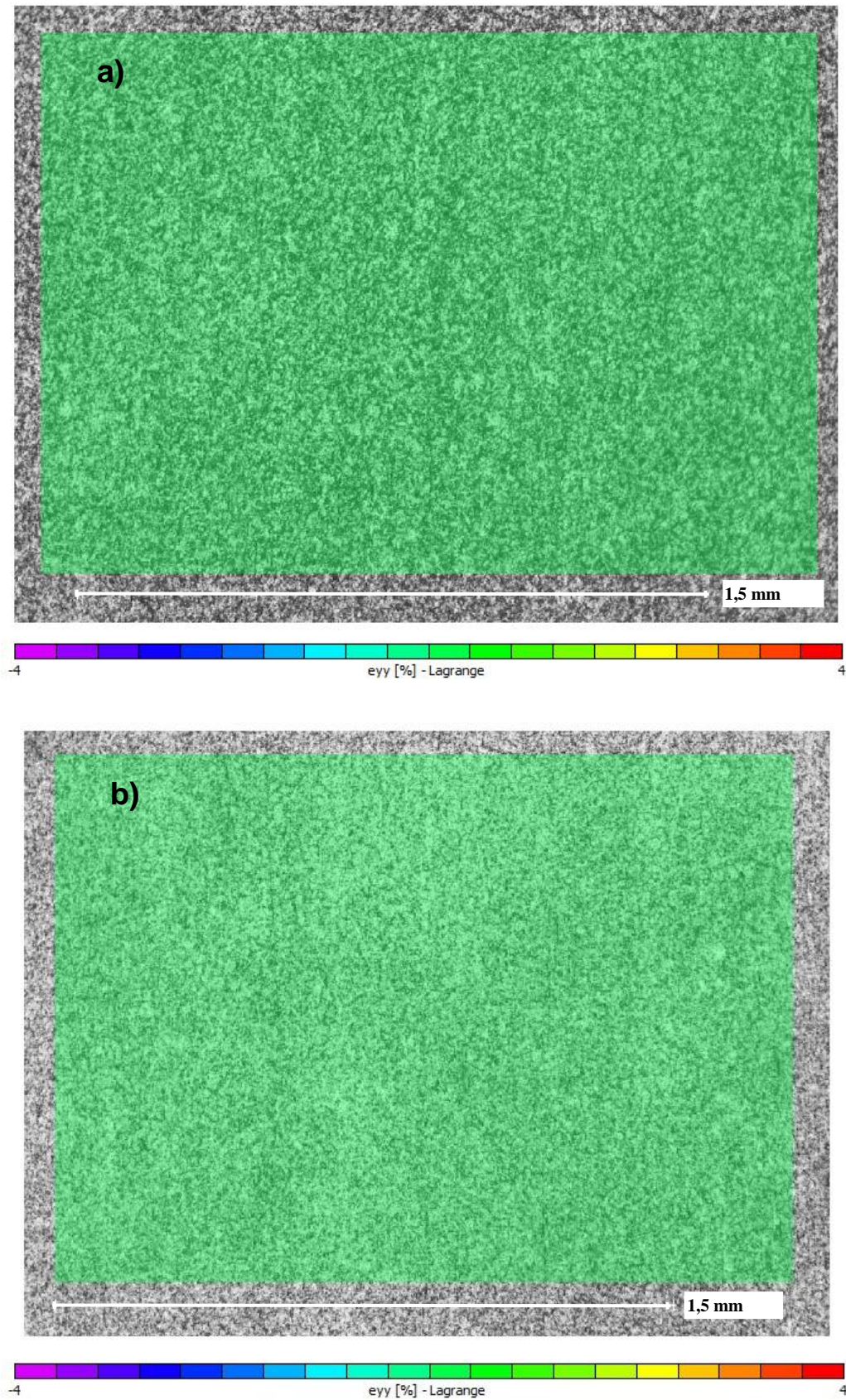


Abbildung 4.33 Dehnungsverteilung unmittelbar vor Beginn der Umwandlung. Längsdehnung: a) 0 MPa, b) 50 MPa.

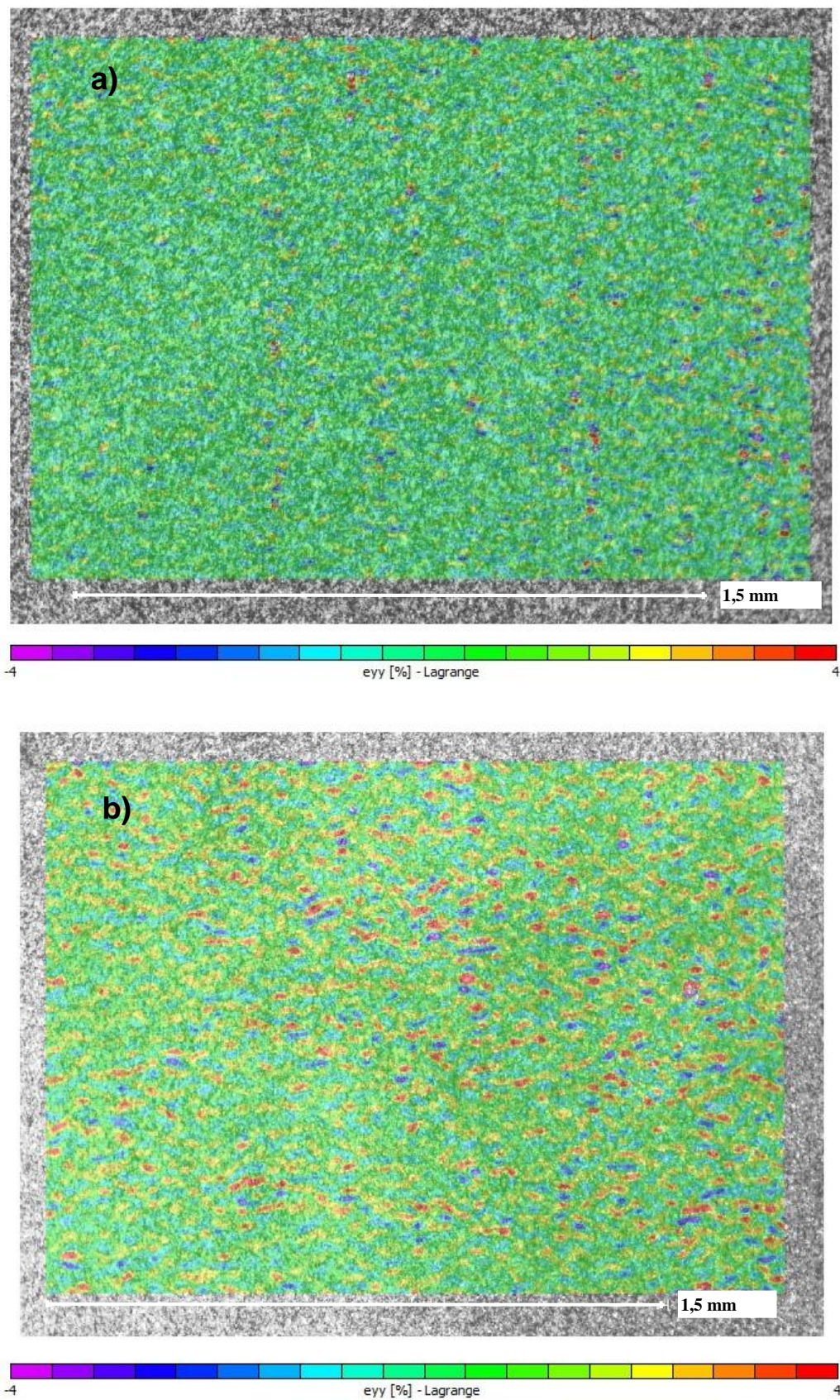


Abbildung 4.34 Umwandlungsvorschrift nach 150 Sekunden. a) 0 MPa, b) 50 MPa.

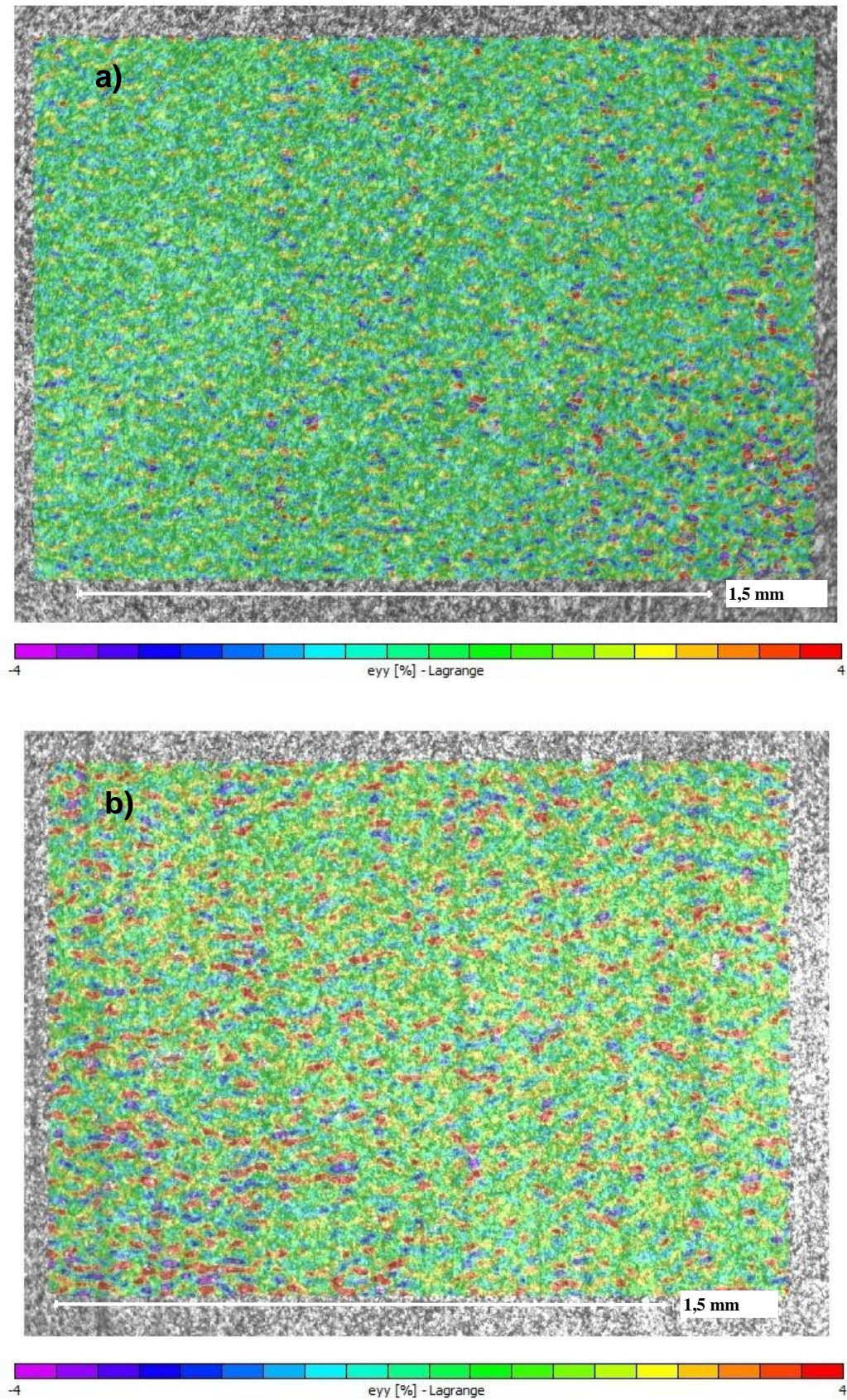


Abbildung 4.35 Umwandlungsvorschrift nach 300 Sekunden. a) 0 MPa, b) 50 MPa.

Um die Richtigkeit der ermittelten Umwandlungsdehnungen zu überprüfen, wurden diese mit den Umwandlungsdehnungen aus den Experimenten mit den Hohlproben verglichen. Abbildung 4.36 a) und b) zeigen jeweils die Flächen in den Proben, über die die Umwandlungsdehnungen gemittelt wurden. Abbildung 4.36 c) zeigt einen Vergleich der Umwandlungsdehnungen in der Längsrichtung zwischen den Flach- und den Hohlproben. Die durchgezogenen Linien dokumentieren jeweils die Entwicklungen der Umwandlungsdehnung, die an Hohlproben ermittelt wurden. Die Proben wurden jeweils für 10 Sekunden bei 1050 °C austenitisiert und anschließend mit einer Zugspannung von 50 MPa bzw. lastfrei bei einer Temperatur von 340 °C isotherm umgewandelt. Die Austenitisierung der Flachproben für DIC-Experimente erfolgte bei einer Temperatur von 1000 °C, um die Oxidation der Probenoberflächen möglichst gering zu halten. Die Austenitisierungszeit wurde hingegen auf 30 Sekunden erhöht, um annähernd gleich große Austenitkörner zu erhalten und damit den Einfluss der Korngröße auf die

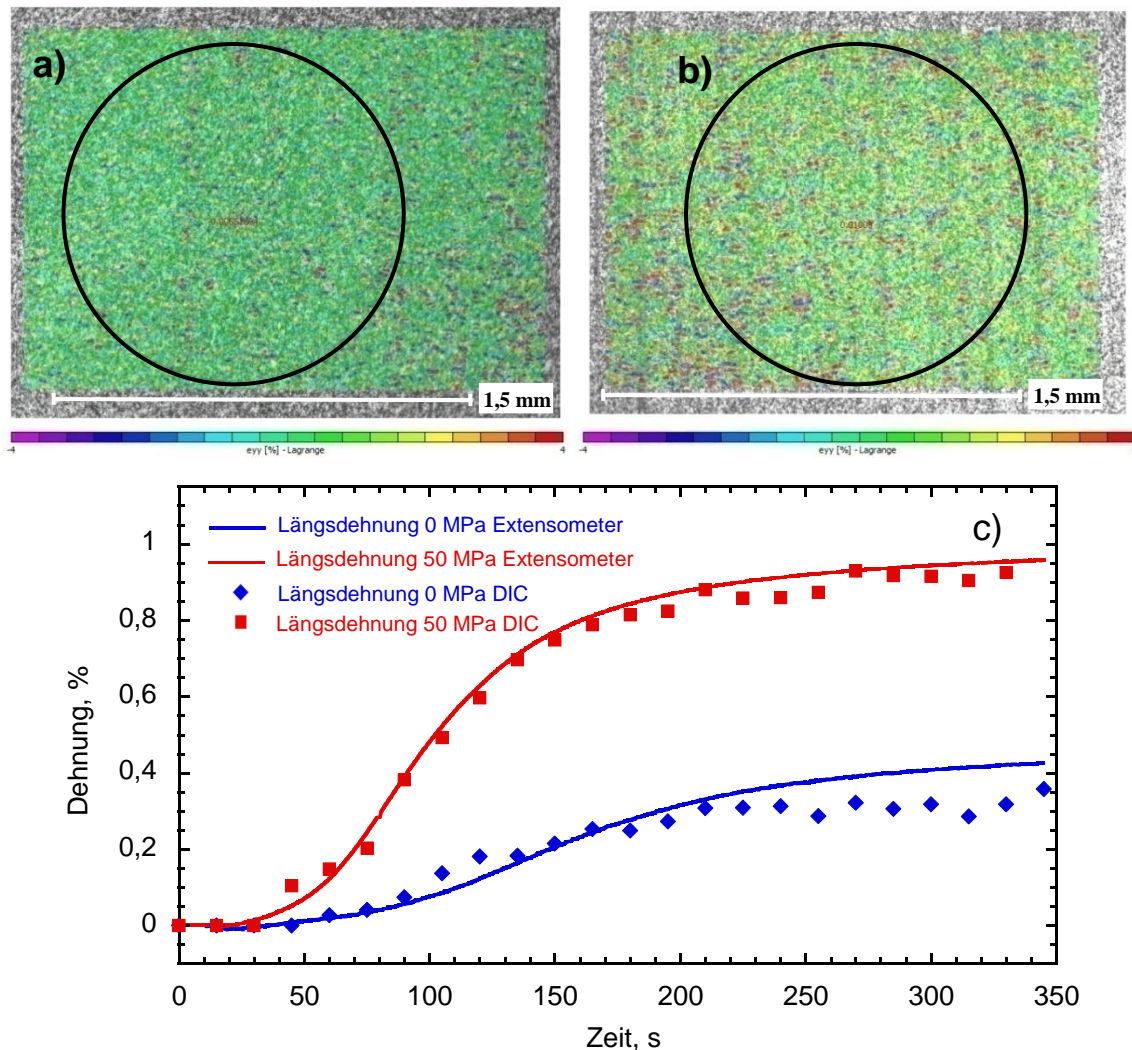


Abbildung 4.36 Die Aufnahmen a) und b) zeigen die Flächen aus denen die globalen Dehnungen ermittelt wurden. a) freie Umwandlung, b) eine Umwandlung die mit 50 MPa Zugspannung überlagert wurde. Graph c) zeigt einen Vergleich zwischen den DIC- und Extensometerdaten.

Phasenumwandlung auszuschließen. Dehnungswerte aus den DIC Experimenten sind als Punkte eingetragen, da die Dehnungswerte mit einem Zeitintervall von 15 Sekunden aufgenommen wurden. Abbildung 4.36 c) dokumentiert, dass die mit unterschiedlichen Verfahren ermittelten Umwandlungsverläufe trotz unterschiedlicher Probengeometrie sehr gut übereinstimmen. Mit dieser Versuchsreihe wurde bestätigt, dass die Dehnungsmessung mittels DIC auch für die Messungen der Umwandlungsdehnungen geeignet ist.

Das primäre Ziel der Dehnungsmessung mittels DIC-Verfahren war die Messung lokaler Dehnungsunterschiede, so dass eine Korrelation zwischen lokalen Dehnungen und der resultierenden Mikrostruktur ermöglicht wird. Zur Ermittlung der Korngrößen- und Mikrostrukturentwicklung hat sich in den Vorversuchen das EBSD-Verfahren bewährt. In Abbildung 4.37 ist ein Vergleich zwischen einer DIC- und einer EBSD-Messung bei einer Probe, die lastfrei umgewandelt wurde, dargestellt. Der rote Rahmen im DIC-Bild zeigt nur die Größe und nicht die Position der EBSD-Aufnahme, die systembedingt nur $70 \times 70 \mu\text{m}^2$ groß ist. Ein direkter Vergleich der Oberflächen mittels beider Methoden war nicht möglich, da die EBSD-Messmethode eine elektropolierte Oberfläche erfordert, was zu einem Abtrag der obersten Schicht führt. Deswegen kann an dieser Stelle nur ein indirekter Vergleich durchgeführt werden. Bei einer genauen Betrachtung der EBSD-Aufnahme (Abbildung 4.37 b)) sind die ehemaligen Austenitkörner sichtbar. Ein Korn in der Mitte ist zur Verdeutlichung schwarz umrandet. Die in dem ehemaligen Austenitkorn entstandenen Bainitvarianten zeigen ähnliche Orientierungen der Mikrostruktur, die man an der Einfärbung dieses Bereiches erkennt. Die scheinbare Größe des Kornes hat etwa die gleiche Dimension wie die Bereiche der Dehnungslokalisierung in der DIC-Auswertung (Abbildung 4.37 a)). Damit bestätigt sich die Annahme, dass die Orientierung des Austenits einen großen Einfluss auf die Auswahl der Bainitvarianten während der Phasenumwandlung hat.

In Abbildung 4.38 c) ist ein Vergleich lokaler Dehnungen nach einer Umwandlungszeit von 300 Sekunden in Längsrichtung der Probe entlang einer horizontalen Linie dargestellt. Die Lage der Linien auf den Proben ist in Abbildung 4.38 a), spannungslos umgewandelt, und in der Abbildung 4.38 b), umgewandelt unter einer Zugspannung von 50 MPa, dokumentiert. In einem direkten Vergleich ist deutlich zu sehen, dass die unter Spannung umgewandelte Probe sowohl eine größere Gesamtdehnung als auch eine stärkere Differenz zwischen der maximalen und minimalen lokaler Dehnung aufweist. Diese Messungen belegen damit die Annahme, dass die während der Umwandlung aufgeprägte Spannung bevorzugt zu Bildung von Bainitplatten führt, die in energetisch günstig orientierten Richtungen entstehen. Gleichzeitig wird die Umwandlung in energetisch ungünstig orientierten Richtungen verhindert bzw. verlangsamt, was zu einer Volumenzunahme in der Längsrichtung und der daraus resultierenden Umwandlungsplastizität führt.

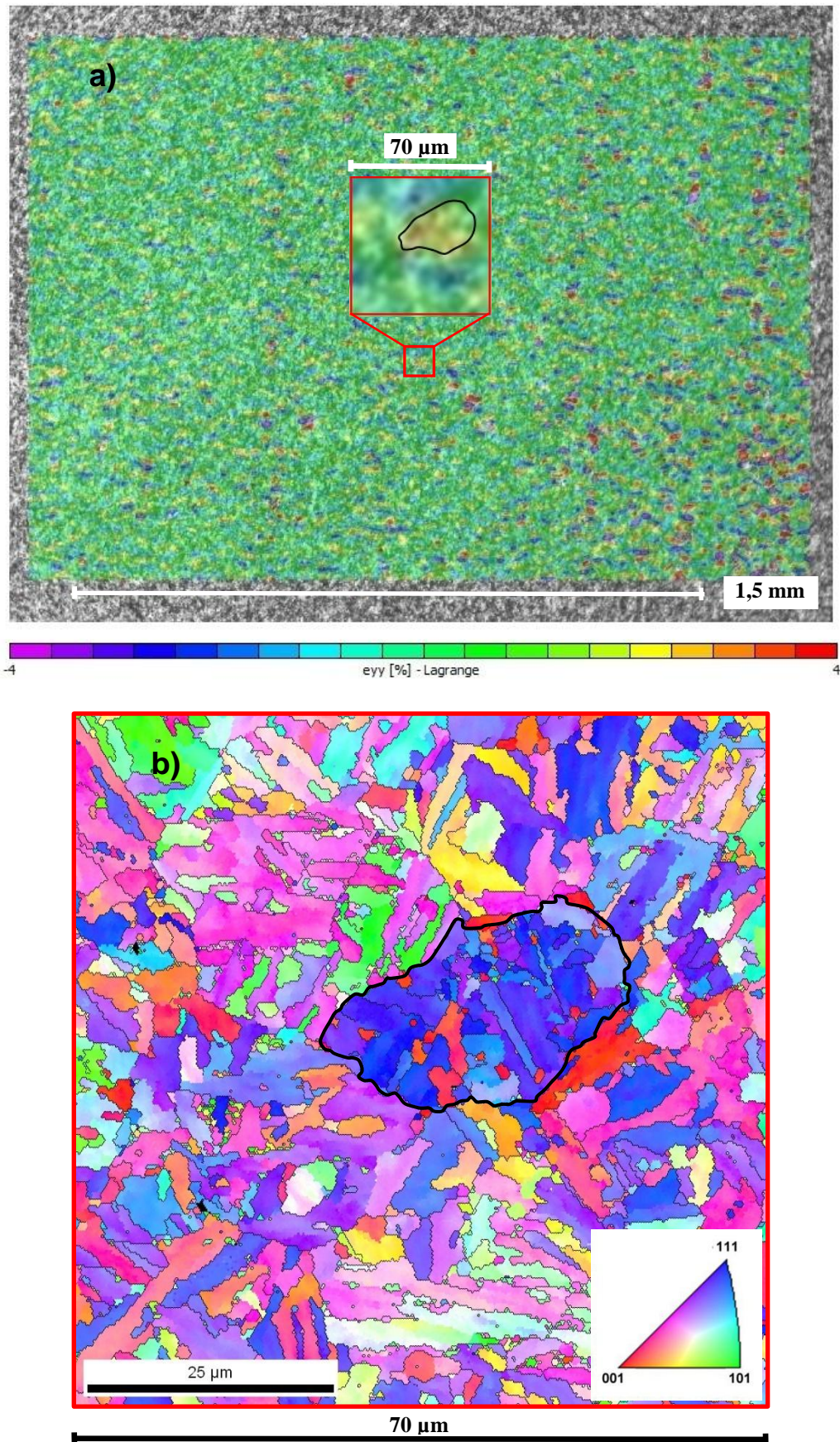


Abbildung 4.37 Vergleich a) DIC und b) EBSD bei 0MPa.

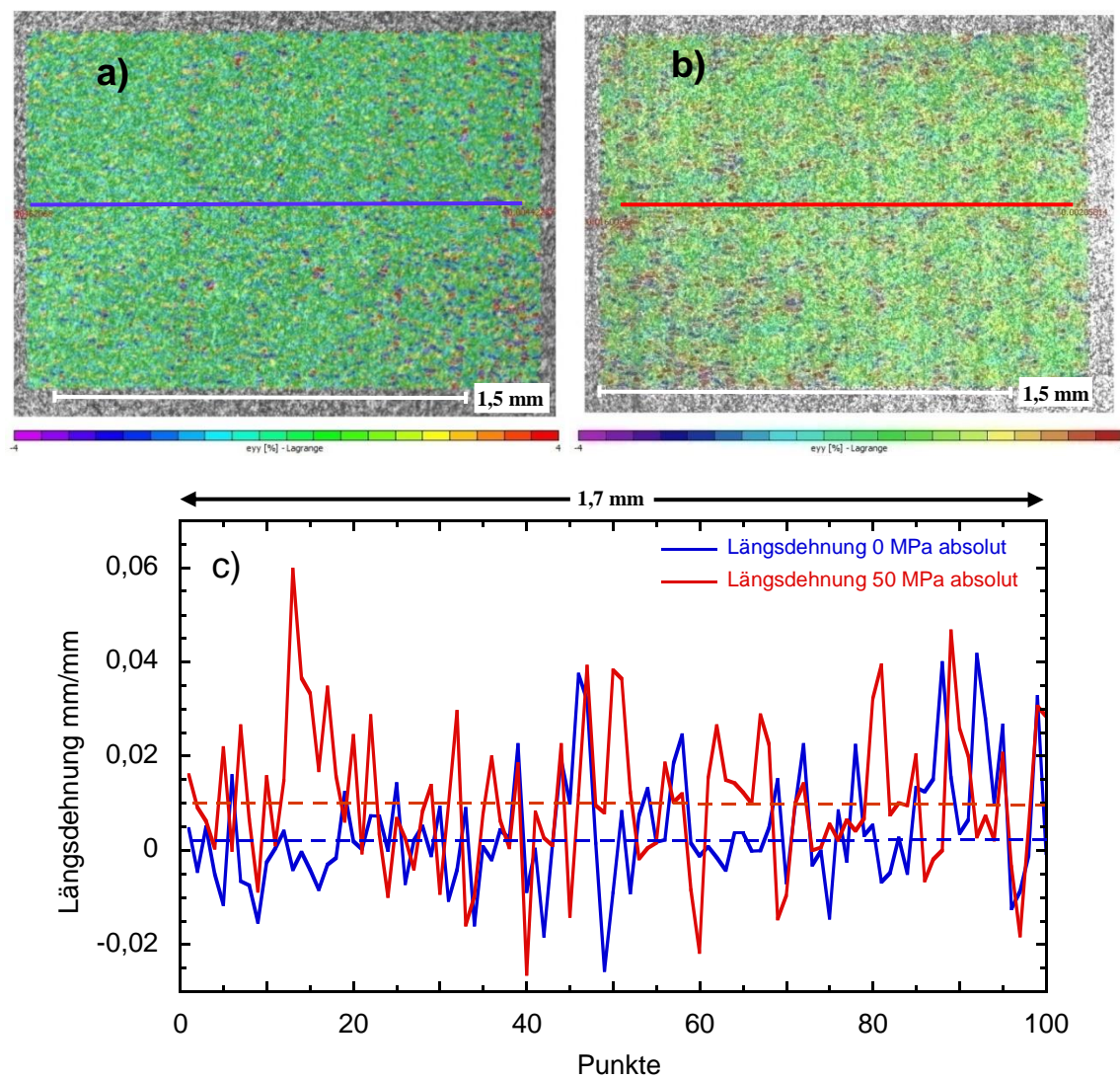


Abbildung 4.38 Aufnahmen a) und b) zeigen die Flächen, aus denen die lokalen Längsdehnungen (vertikal) Dehnungen entlang eingezeichneten Linien ermittelt wurden. a) freie Umwandlung, b) eine Umwandlung, die mit 50 MPa Zugspannung überlagert wurde. Graph c) zeigt einen Vergleich der lokalen Dehnungen (durchgezogene Linien), die Durchschnittswerte sind jeweils gestrichelt dargestellt.

5 Diskussion und Ausblick

5.1 Mechanisches Verhalten des stabilen und unterkühlten Austenits

Die Austenitisierungs- und Prüftemperatur haben einen großen Einfluss auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des stabilen Austenits, was Abbildung 4.1 bestätigt. Da die Zugversuche bei der isothermen Austenitisierungstemperatur im Anschluss an die Austenitisierung durchgeführt wurden, sind die Prüftemperaturen unterschiedlich. Mit der steigenden Temperatur wird die Höhe der atomaren Bindungskräfte herabgesetzt, was sich in der sinkenden Festigkeit des Austenits widerspiegelt. In Abbildung 4.5 ist der Einfluss der Temperatur auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten bei sonst gleichen Bedingungen dargestellt. Beim Vergleich mit der Abbildung 4.7 wird deutlich, dass in Abhängigkeit von den Austenitisierungsbedingungen die Prüftemperatur einen unterschiedlich starken Einfluss auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten hat. Demzufolge muss es auch andere Faktoren geben, die das mechanische Verhalten von dem stabilen bzw. unterkühlten Austenit beeinflussen.

Um den Einfluss der Prüftemperatur auszuschließen und die gesuchten Einflussfaktoren zu identifizieren, wurden unterschiedlich austenitisierte Proben bei jeweils gleichen Temperaturen getestet. Ein Vergleich der Abbildung 4.5 mit Abbildung 4.7 ist in Abbildung 4.8 dargestellt. Diese bestätigt einerseits, dass die Temperatur einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit hat, zeigt aber, dass die Unterschiede im Spannungs-Dehnungs-Verhalten nicht allein auf die Temperaturunterschiede zurückzuführen sind. Die großen Unterschiede im mechanischen Verhalten sind in erster Linie auf zwei weitere Verfestigungsmechanismen zurückzuführen.

Die Austenitisierungstemperatur und -dauer sind entscheidend für die Homogenität und Korngröße des entstehenden Austenits. Abbildung 4.3 bestätigt, dass die Proben, die bei 880 °C austenitisiert wurden, trotz einer 5-minütigen Austenitisierung Cr-Karbide aufweisen, die einerseits zur Teilchenverfestigung des Gefüges führen, andererseits den Kohlenstoff binden, was zur Verminderung der Mischkristallverfestigung führt. Die genaue Höhe des tatsächlichen, während des Austenitisierens gelösten Kohlenstoffgehalts konnte allerdings nicht experimentell bestimmt werden. Die Anwesenheit der Karbide nach der Austenitisierung bei 880 °C wurde mittels eines Transmissionselektronenmikroskops nachgewiesen. Diese Methode erlaubt jedoch keine quantitative Aussage über die Volumen- oder Massenanteile bzw. die Gleichmäßigkeit der Verteilung der Karbide in größeren Volumenbereichen.

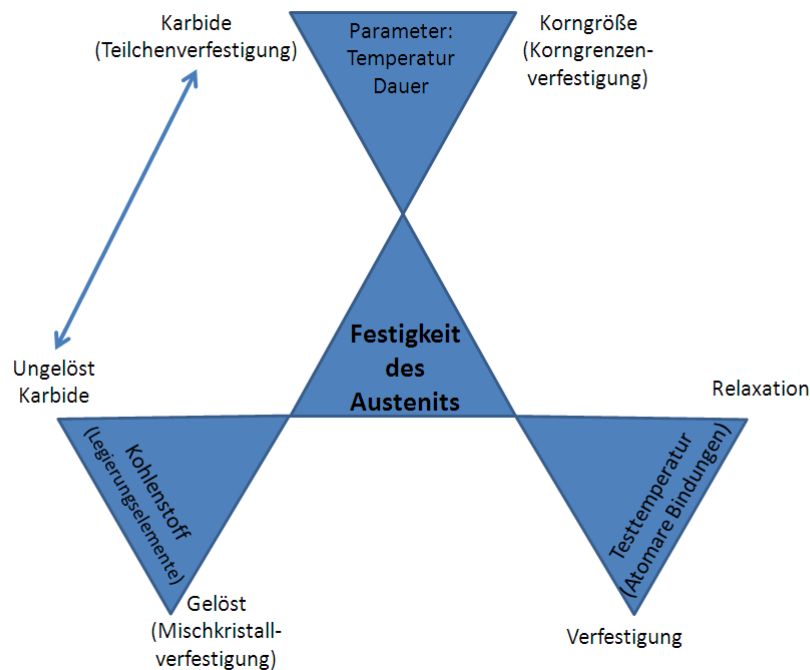


Abbildung 5.1 Zusammenfassung der ermittelten Einflussfaktoren, die die mechanische Eigenschaften des stabilen bzw. unterkühlten Austenits beeinflussen.

Einen weiteren Verfestigungseffekt bewirken die Unterschiede in der Korngröße des entstandenen Austenits. Abbildung 4.4 belegt, dass die mittlere Korngröße des Austenits nach einer 5-minütigen Austenitisierung bei 880 °C bei etwa 16 µm liegt, nach einer 10-sekundigen Austenitisierung bei 1200 °C hingegen bei etwa 44 µm. Die genaue Höhe des Festigkeitsabfalls durch die Kornvergrößerung bei höheren Austenitisierungstemperaturen konnte allerdings nicht bestimmt werden. Die Bestimmung der für die Berechnung nach der Hall-Petch-Beziehung notwendigen Konstanten für den stabilen bzw. unterkühlten Austenit benötigt zusätzliche, maßgeschneiderte Experimente. Die durch die Versuche identifizierten Einflussparameter sind in Abbildung 5.1 zusammengefasst. Weiterhin, kann mithilfe der gewonnenen experimentellen Daten die bisherigen an den austenitischen Stählen gemessene Daten [10-12] ersetzt werden und die vorhandenen Daten [1] erweitert werden. Dies führt zur Verbesserungen der Modellierung.

5.2 Mechanisches Verhalten des Perlits

Bei der Massivumformung eines partiell erwärmten Werkstücks entstehen auch Bereiche des nicht austenitisierten Werkstoffs, die eine Temperatur bis zu 700 °C aufweisen. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten dieser Zonen muss bei der Simulation des Umformprozesses, besonders bei der freien Umformung, mitberücksichtigt werden. Das mechanische Verhalten des Perlitgefüges bei Raumtemperatur ist bekannt und wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht. Um das mechanische Verhalten des reinen Perlits bei erhöhten Temperaturen zu untersuchen, wurde das perlitische Gefüge nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 Minuten durch isotherme Umwandlung bei 600 bzw. 550 °C erzeugt. Dabei wurden einige Proben während der Umwandlung mit einer externen Zugspannung von 40 MPa beansprucht, um im Hinblick auf die Vorhersage der späteren Bauteileigenschaften den Einfluss der während der Herstellung auftretenden Spannungen und Dehnungen auf das resultierende mechanische Verhalten zu untersuchen. Abbildung 4.10 dokumentiert das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des perlitischen Gefüges bei 600 °C. Obwohl bei der spannungsbeeinflussten perlitischen Umwandlung die Zementitbildung eine bevorzugte Orientierung aufweist [1], ist das makroskopische Spannungs-Dehnungs-Verhalten bei den Proben, die mit und ohne Spannungsüberlagerung umgewandelt wurden, identisch. Das Ausbleiben eines entsprechenden Effekts ist durch die unveränderten Mikrostrukturgrößen wie Versetzungsdichten und Karbidgrößen zu erklären. Da die überlagerten Spannungen keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Perlits haben und die Festigkeit des Gefüges bei 600 °C die doppelte Festigkeit des unterkühlten Austenits bei dieser Temperatur aufweist, wurde an dieser Stelle auf weitere Experimente verzichtet.

5.3 ZTU Verhalten

5.3.1 Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandlung Verhalten in der Perlitstufe

Aus dem Vergleich der Abbildung 4.11 und Abbildung 4.12 ist deutlich zu sehen, dass die isotherme Umwandlungstemperatur einen großen Einfluss auf die Umwandlungskinetik hat. So verläuft die Umwandlung bei 600 °C wesentlich schneller als bei 550 °C. Diese Tatsache ist auf das Zusammenspiel zwischen der chemischen Triebkraft durch eine Unterkühlung und die diffusionsgesteuerte Beweglichkeit der chemischen Elemente zurückzuführen, was in Lage und Form der „Perlitnase“ im ZTU-Diagramm wiedergegeben wird. Weiterhin zeigt sich, dass bei der perlitischen Umwandlung von 51CrV4 bereits niedrige Beanspruchungen zu einer deutlichen Verzögerung der Umwandlung führen. Im Unterscheid hierzu wurde beim umwandlungsträgeren Stahl 40CrMnMoS 8 6 bei ähnlichen Bedingungen eine leichte Beschleunigung der Perlitumwandlung festgestellt [1]. Für diese Unterschiede bei der Umwandlung in der Perlitstufe liegen bisher keine zufriedenstellenden Erklärungsansätze vor.

Perlitisches Gefüge entsteht durch den diskontinuierlichen eutektoiden Zerfall des Austenits in ein lamellares Kristallgemisch aus Ferrit und Zementit

(intermetallische Phase Fe_3C). Dabei erfolgt die Keimbildung im Austenit durch thermisch aktivierte Konzentrationsschwankungen. Da die Kohlenstoffkonzentration in Korngrenzen und an den Versetzungen aus energetischen Gründen erhöht ist, bilden sich dort die ersten Zementitkeime. Diese entziehen aus der unmittelbaren Nähe den Kohlenstoff, was zur Kohlenstoffverarmung nahliegender Bereiche und zur Entstehung der Ferritkeime führt, die wiederum den Kohlenstoff in den benachbarten Austenit drücken, sodass dort erneut Zementitkeimbildung einsetzt. Ist eine Perlitzelle gebildet, wächst diese senkrecht zu den Lammellenenden, wobei der Kohlenstoff in der Grenzfläche Austenit/Perlit zu den Zementitlamellen diffundiert (Abbildung 5.2) [58].

Aus der Beschreibung der Perlitbildung folgt, dass die Wachstumsrichtungen der Perlitphase statistisch verteilt sind. Dabei hängt die Kinetik der Umwandlung nur von der Beweglichkeit der Elemente und der Unterkühlung ab. Durch die Einwirkung der äußeren Belastung (Zugspannung) wird das Austenitgitter elastisch verspannt, was zur Änderung der Gitterabstände führt und damit die Kohlenstoffdiffusion in bestimmte Richtungen erschwert. Damit bleibt das umzuwandelnde Volumen konstant bei gleichzeitiger Verringerung der bevorzugten Wachstumsrichtungen des Perlitgefüges. Da die Gitterverzerrung die Diffusion nicht oder nicht genauso stark beschleunigt, wird die Kinetik der Umwandlung verzögert. Dabei sind die Auswirkungen der Gitterverzerrung umso größer, je größer die „natürliche“ Kinetik der Umwandlung ist. Ein Vergleich der Abbildung 4.11 und Abbildung 4.12 bestätigt diese Annahme. Ein weiteres Argument liefern die Aufnahmen von U. Ahrens [1] (Abbildung 5.3), die belegen, dass die spannungsüberlagerte Umwandlung in der Perlitstufe zu einer Ausrichtung der Perlitplatten führt. Die simultanen Messungen der Längs- und Querdehnungen bestätigen diese Beschreibung zusätzlich. In Abbildung 5.4 ist ein Vergleich der Längs- und Querdehnungen während der isothermen perlitischen Umwandlung dargestellt. Die unter der Einwirkung von Zugspannung umgewandelte Probe zeigt eindeutige Umwandlungsplastizität.

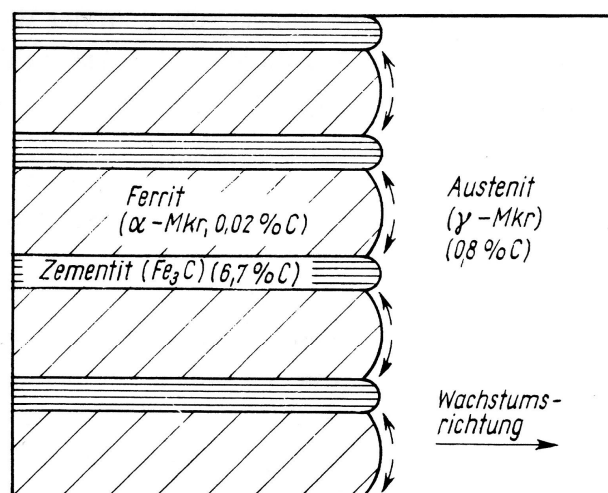


Abbildung 5.2 Schematische Darstellung der Wachstumsfront des Perlits. Die kurzen Pfeile zeigen die Richtung der Kohlenstoffdiffusion in der Grenzfläche an [58].

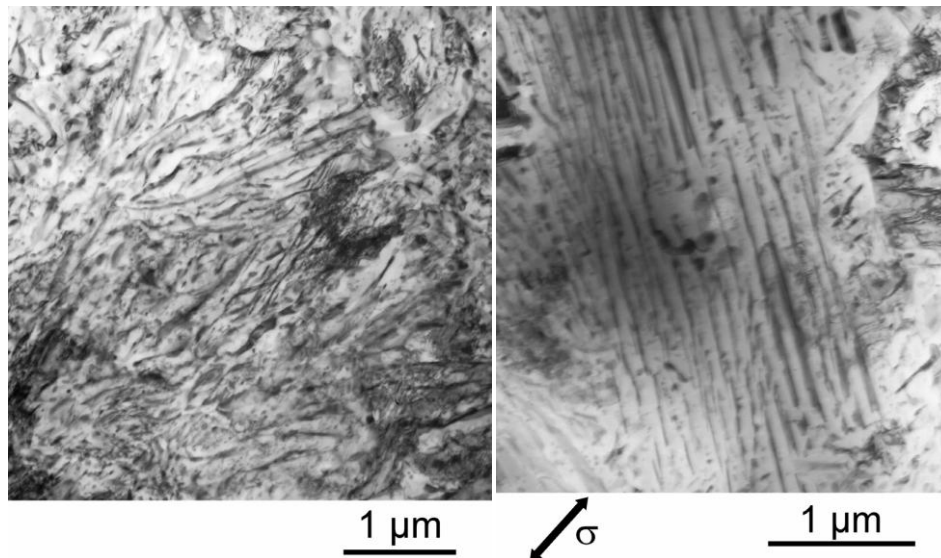


Abbildung 5.3 Perlitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 595° C, Stahl mit 0,4 Ma.-%C. a) ohne äußere Belastung, b) 85 MPa während der Umwandlung. TEM-Hellfeld-Aufnahmen. U. Ahrens [1].

Der oben erwähnte Unterschied zu der Umwandlungskinetik des Stahls 40CrMnMoS 8 6 [1] kann durch seine Umwandlungsträgheit erklärt werden. Es ist möglich, dass die Gitterverzerrungen die Diffusion in den bevorzugten Richtungen begünstigen, gleichzeitig aber die ohnehin langsame Diffusion in den anderen Richtungen noch mehr verlangsamen.

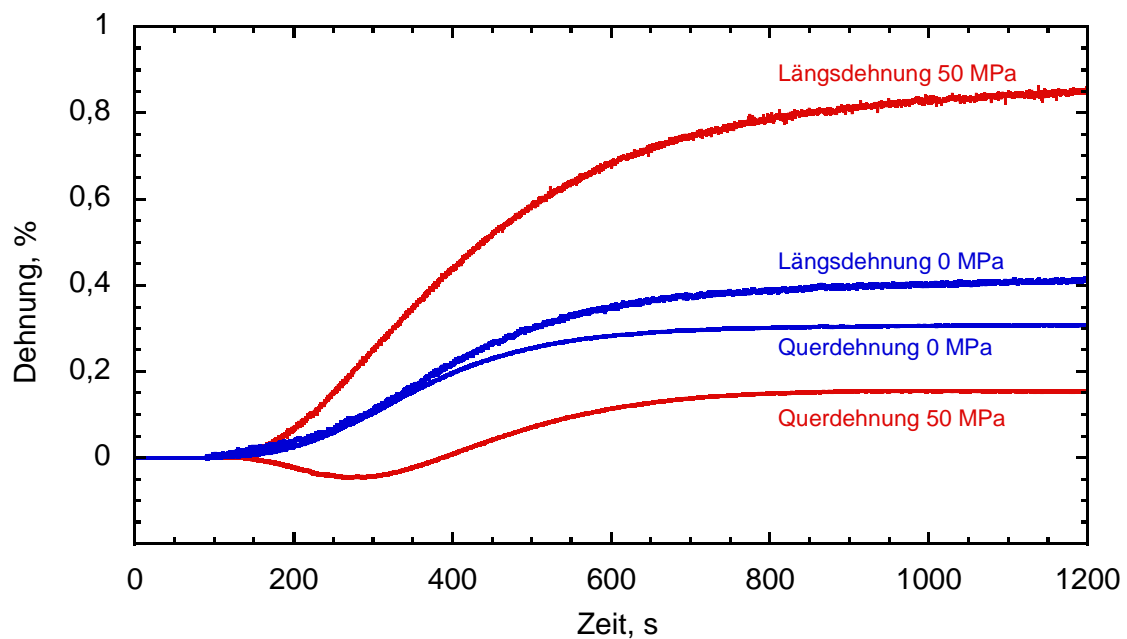


Abbildung 5.4 Vergleich der Umwandlungsdehnungen einer lastfreien bzw. spannungsüberlagerten isothermen perlitischen Umwandlung bei 550 °C.

5.3.2 Isothermes Zeit-Temperatur-Umwandungsverhalten in der Bainitstufe

Die isotherme Phasenumwandlung des untersuchten Stahls in der Bainitstufe wird durch das Zusammenspiel mehrerer Faktoren beeinflusst. Diese Faktoren wurden auch teilweise für die anderen Stahlsorten in den früheren Arbeiten identifiziert wie z.B in [1]. Ein wesentlicher Einflussfaktor ist die der Umwandlung vorhergehende Austenitisierung des Werkstoffs [18].

In Abbildung 4.13 ist der Bainitanteil über der Zeit in Abhängigkeit von der vorhergehenden Austenitisierung aufgetragen. Die Umwandlung erfolgte frei von externen Beanspruchungen bei einer isothermen Temperatur von 340 °C. Die Verläufe belegen eindeutig, dass mit der steigenden Austenitisierungstemperatur die Kinetik der Phasenumwandlung deutlich verzögert wird. Dabei spielt die Austenitisierungszeit eine untergeordnete Rolle. Diese Tatsache kann folgende Ursachen haben. Die bei der Austenitisierung bei 1200 °C entstandenen Austenitkörner weisen eine mittlere Korngröße von 44 µm auf. Die nach der Austenitisierung bei 880 °C entstandenen Austenitkörner hingegen sind im Mittel nur 16 µm groß (Abbildung 4.4). Demzufolge weist ein in 5 Minuten bei 880 °C entstandenes Gefüge eine wesentlich höhere Dichte der Keimstellen (Korngrenzen) auf, welche die nachfolgende Phasenumwandlung beschleunigen [59]. Damit sind aber die Unterschiede in der Umwandlungskinetik zwischen der 5-minütigen Austenitisierung bei 880 °C und der 10-sekundigen Austenitisierung bei 1050 °C nicht zu erklären, da die Austenitkorngröße in beiden Fällen bei etwa 16 µm liegt [18]. Eine mögliche Erklärung dafür liefert Abbildung 4.3 a). Die deutlich zu sehenden Cromkarbide beweisen, dass bei einer 5-minütigen Austenitisierung bei 880 °C nicht alle Karbide aufgelöst werden. Diese stellen zusätzliche Keime dar, was die nachfolgende Phasenumwandlung zusätzlich beschleunigt. Der nächste zu berücksichtigende Faktor ist der Gehalt des Kohlenstoffs und der Legierungselemente im Gefüge. Mit steigender Austenitisierungstemperatur steigt die Triebkraft zur Auflösung der Karbide sowie Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs und der Legierungselemente. Demzufolge steigt der Gehalt des Kohlenstoffs und der Legierungselemente, hauptsächlich von Crom, im Gefüge, was wiederum zur Verzögerung der Kinetik der Umwandlung mit steigender Austenitisierungstemperatur führt [18, 60].

Der der Austenitisierung folgende Umformprozess beinhaltet elastische und plastische Beanspruchung des Werkstoffs, was wiederum die ansetzende Umwandlung in der Bainitstufe beeinflusst. Abbildung 4.14, Abbildung 4.15 und Abbildung 4.16 dokumentieren den Einfluss der während der Umwandlung aufgeprägten einachsigen Spannungen auf das isotherme Umwandlungsverhalten des untersuchten Werkstoffs in der Bainitstufe. Diese belegen, dass die Kinetik der bainitischen Umwandlung durch die aufgeprägten äußeren Spannungen, die deutlich niedriger als die Elastizitätsgrenze des unterkühlten Austenits sind, deutlich beschleunigt wird. Dieser Effekt, der mit der Höhe der aufgebrachten Spannung ansteigt, ist auf die Erhöhung der Triebkräfte für die Umwandlung und die Bildung zusätzlicher Keimstellen zurückzuführen [61, 62]. Aus dem Vergleich der Umwandlungen nach den unterschiedlichen Austenitisierungen wird deutlich, dass der Einfluss der Spannungen, die während der Phasenumwandlung auf die

Probe wirken, mit zunehmender Austenitisierungstemperatur immer größer wird. Dieser Effekt, der im Hinblick auf die Modellierung des Umwandlungsverhaltens von Bedeutung ist, kann durch das geänderte Verhältnis zwischen den für die Umwandlung notwendigen chemischen (Unterkühlung) und mechanischen (einachsige Spannung) Triebkräften erklärt werden. Nach der Austenitisierung bei 880 °C ist die chemische Triebkraft durch die Unterkühlung bei 340 °C bereits so groß, dass die Umwandlung auch ohne äußere Spannung bereits nach etwa 17 Sekunden einsetzt (Abbildung 4.13). Daher führt die zusätzliche Energie durch die aufgebrachten Spannungen nur zu einer kleineren Beschleunigung der Umwandlungskinetik. Nach einer Austenitisierung bei 1200 °C ist die Umwandlung im spannungsfreien Zustand deutlich langsamer (Abbildung 4.13), was auf eine niedrigere Triebkraft durch die bei 340 °C vorhandene Unterkühlung hinweist. Demzufolge haben die überlagerten elastischen Spannungen, die eine zusätzliche Energie liefern, einen größeren Einfluss auf die Kinetik der Phasenumwandlung.

Eine weitere Möglichkeit, die bainitische Umwandlung zu beeinflussen, ist die Vorverformung des unterkühlten Austenits, die zur plastischen Verformung der Austenitkörner und damit zur Erhöhung der Keimstellendichte im unterkühlten Austenit führt [63]. In Abbildung 4.18, Abbildung 4.17 und Abbildung 4.19 ist der Einfluss der Vorverformung des unterkühlten Austenits bei 340 °C nach drei verschiedenen Austenitisierungen zusammengefasst. Die Diagramme belegen, dass für alle drei Austenitisierungen folgendes gilt: Die plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits beschleunigt die Kinetik der bainitischen Umwandlung noch mehr als die Spannungen, obwohl die Umwandlung spannungsfrei abläuft. Eine beschleunigte Kinetik wird beobachtet, wenn die Triebkraft für die Umwandlung erhöht ist oder zusätzliche Keimstellen gebildet werden [61, 62]. Da die plastische Vorverformung einen deutlich größeren Effekt als eine während der Umwandlung aufgeprägte Spannung hat (Abbildung 4.20), scheint hier der Einfluss der Keimstellendichte zu überwiegen. Diese Tatsache wird auch dadurch bestätigt, dass mit der steigenden Austenitisierungstemperatur der Einfluss der Vorverformung auf die Kinetik der Phasenumwandlung zunimmt. Mit der steigenden Austenitisierungstemperatur steigt auch die mittlere Korngröße des Austenits und die Eisen- und Chromkarbide werden zunehmend aufgelöst, was eine Reduzierung der Keimstellendichte nach sich zieht. Die Vorverformung des Austenits führt zur Erhöhung der Keimstellendichte im unterkühlten Austenit [63]. Die erhöhte Keimstellendichte führt wiederum zu einer Beschleunigung der Umwandlungskinetik. Dabei spielt die durch die Vorverformung im Gefüge gespeicherte elastische Energie eine untergeordnete Rolle.

Während einer Warmmassivumformung treten nicht nur Spannungen oder plastische Verformungen des unterkühlten Austenits auf, sondern vielmehr die Kombination aus den beiden Beanspruchungen. Abbildung 4.21 fasst die Auswirkungen verschiedener Beanspruchungen des unterkühlten Austenits auf die Kinetik der Phasenumwandlung zusammen. Daraus kann auch die Abhängigkeit der Kinetikbeschleunigung von den verschiedenen Beanspruchungen abgeleitet werden. Weiterhin ist ersichtlich, dass die nach der Vorverformung aufgebrachte Spannung von 100 MPa die Umwandlungskinetik nur noch unwesentlich beschleunigt und keine Verschiebung des Startpunktes der Umwandlung erzwingen kann. Demzufolge überwiegt auch hier der Einfluss der Keimstellendichte. Durch die in Abbildung 4.20 veranschaulichte Beschleunigung der

bainitischen Phasenumwandlung in Abhängigkeit von der wirkenden einachsigen Beanspruchung wird deutlich, dass herkömmliche ZTU-Diagramme, die an kleinen lastfreien Proben ermittelt wurden, nur bedingt auf die Prozesse der thermo-mechanischen Fertigung übertragbar sind.

Des Weiteren wird durch diese Diagramme der Einfluss der fertigungsgerechten Austenitisierung, teilweise bei extrem hohen Temperaturen (1200 °C) und kürzeren Austenitisierungszeiten, auch nicht berücksichtigt. Aus Abbildung 4.20 ist ersichtlich, dass der Umwandlungsverlauf der prozessrelevant (Vorverformung+Spannung) belasteten Probe mit der Umwandlung der unbelasteten Probe in keiner Weise übereinstimmt. Der maximale Unterschied des zu der gleichen Zeit umgewandelten Bainitanteils liegt in diesem Fall bei etwa 80%. Demzufolge wäre eine direkte Verwendung der Daten aus herkömmlichen ZTU-Diagrammen für die Modellierung des Herstellungsprozesses mit einem entsprechend großen Fehler verbunden. Im Umkehrschluss sind für eine korrekte Prozessmodellierung die beanspruchungsabhängigen ZTU-Diagramme zwingend erforderlich.

Die Erstellung solcher Diagramme stellt aber relativ hohe Anforderungen an den experimentellen Aufbau, unter anderem an die Messtechnik, und ist dementsprechend aufwändig, zumal die Wirkung der mechanischen Beanspruchung von den Austenitisierungsbedingungen und der Umwandlungstemperatur abhängig ist, was eine Abschätzung erschwert. Die hier vorgestellten Ergebnisse liefern jeweils den Start- und Endpunkt der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C für die unterschiedlichen Austenitisierungen und Belastungsfälle.

Die Wirkung der aufgeprägten Beanspruchungen ist aber auch von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs abhängig. Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff stammte aus einer Charge, um die Reproduzierbarkeit des Umwandlungsverhaltens des Materials zu gewährleisten. Um die Umwandlungsunterschiede deutlich zu machen, wird an dieser Stelle ein Vergleich mit einem deutlich umwandlungsträgeren Stahl, 40CrMnMoS 8 6 [1], angestellt. Abbildung 4.21 zeigt Unterschiede im beanspruchungsabhängigen Umwandlungsverhalten zwischen den Werkstoffen 51CrV4 und 40CrMnMoS 8 6. Aus der Abbildung ist gut zu erkennen, dass bei dem umwandlungsträgeren Werkstoff bereits kleine Spannungen zu einer deutlichen Beschleunigung der Umwandlungskinetik führen. Insbesondere wird auch der Startpunkt der Umwandlung zu einem deutlich früheren Startpunkt verschoben.

Demzufolge müssen bei der Modellierung der Umwandlung in den thermo-mechanisch gekoppelten Prozessen mehrere, sich gegenseitig beeinflussende Parameter berücksichtigt werden. Abbildung 5.5 fasst die wesentlichen Einflussfaktoren zusammen, die das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten eines niedriglegierten Stahls beeinflussen.

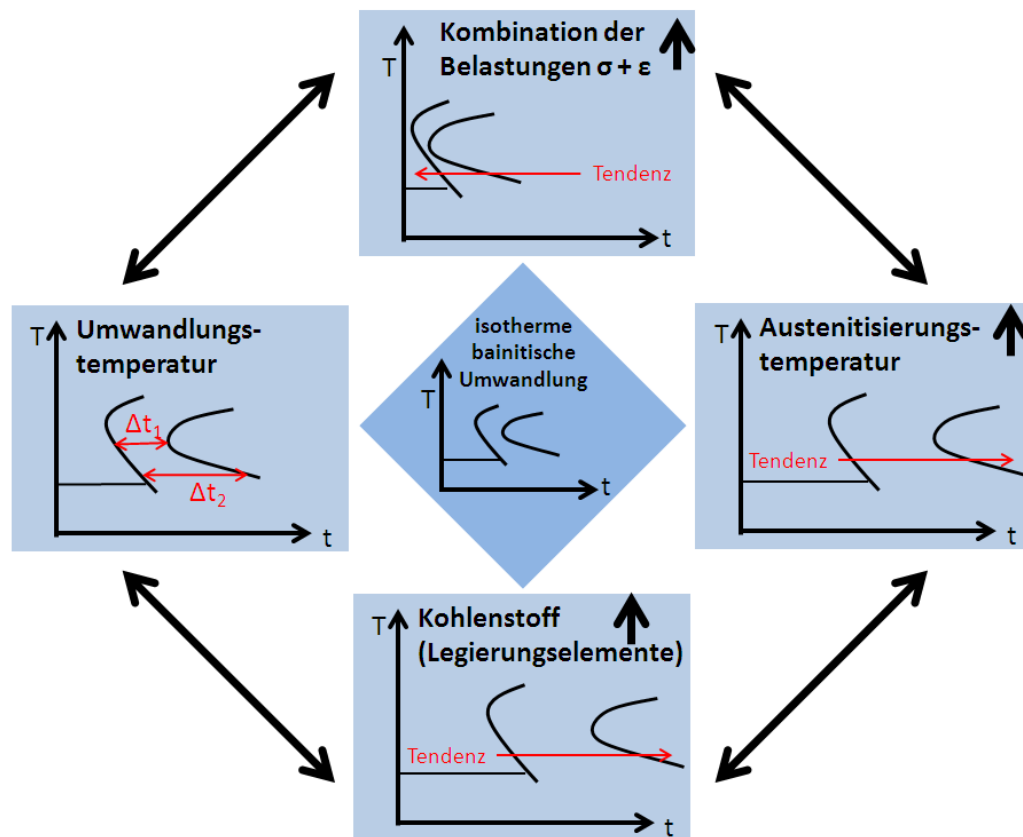


Abbildung 5.5 Zusammenfassung der Einflussfaktoren, die das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten eines niedriglegierten Stahls beeinflussen.

5.4 Umwandlungsplastizität

In den verbreiteten Modellen zur Modellierung der Umwandlungsplastizität ist der K-Faktor näherungsweise umgekehrt proportional zu der Fließspannung des unterkühlten Austenits. Demzufolge müsste das Ausmaß der Umwandlungsplastizität mit sinkender Fließspannung des Austenits, in dem Falle mit der steigenden Austenitisierungstemperatur, ansteigen. Abbildung 4.24 und Abbildung 4.25 belegen, dass bei der gleichen überlagerten Spannung während der Umwandlung und der gleichen Umwandlungstemperatur die Proben, die bei höheren Temperatur austenitisiert wurden, auch höhere Werte der umwandlungsplastischen Dehnungen aufweisen. Abbildung 4.8 belegt, dass die höhere Austenitisierungstemperatur zur Verringerung der Fließspannung des unterkühlten Austenits führt, was den oben beschriebenen Effekt hervorruft, da der K-Faktor umgekehrt proportional zu der Elastizitätsgrenze der weichen Phase ist [41]. Die ermittelten Daten liefern experimentelle Grundlagen zur Berechnung des K-Faktors für die durch die elastischen Spannungen hervorgerufenen umwandlungsplastischen Dehnungen für die prozessrelevanten Temperaturen. Dabei belegt Abbildung 4.24, dass bei dem untersuchten Werkstoff das Spannungsvorzeichen keine Auswirkung auf den Betrag der Umwandlungsplastizität hat. Der gleiche Effekt wurde von U. Ahrens [1] am Stahl 40CrMnMoS 8 6 festgestellt. Die Umwandlung mit einer überlagerten Druckspannung

verläuft zwar langsamer, führt jedoch zur gleichen Umwandlungsplastizität. Eine weitere für die Prozessmodellierung wichtige Frage ist die Entwicklung der Umwandlungsplastizität im Anschluss an eine plastische Vorverformung des Austenits. Abbildung 4.27 und Abbildung 4.28 belegen, dass die Vorverformungen des stabilen Austenits bei der Austenitisierungstemperatur, zumindest bei den in dieser Arbeit untersuchten Temperaturen, keinen Einfluss auf die umwandlungsplastischen Dehnungen aufweisen. Demzufolge kann die Vorverformung des stabilen Austenits bei der Modellierung der Umwandlungsplastizität vernachlässigt werden. Die kleinen plastischen Verformungen des unterkühlten Austenits hingegen führen bei der Umwandlungstemperatur zu einer deutlichen Entwicklung der Umwandlungsplastizität. Aus dem Vergleich der Abbildung 4.27 und Abbildung 4.28 ist deutlich zu erkennen, dass mit der steigenden Austenitisierungstemperatur der Einfluss der Vorverformung des unterkühlten Austenits auf die Umwandlungsplastizität geringer wird. Dies bestätigt die Annahme, dass die Umwandlungsplastizität im Wesentlichen durch eine Kombination aus äußeren und inneren Spannungen, die das Umklappen des Gitters während der bainitischen Umwandlung maßgeblich beeinflussen, hervorgerufen wird [49]. Diese Annahme erklärt auch die Steigerung der Umwandlungsplastizität im Falle der überlagerten äußeren Spannungen mit der steigenden Austenitisierungstemperatur, die zur Vergrößerung der Austenitkörner führt und damit ein ungehindertes Wachstum der bevorzugten Umwandlungsvarianten erlaubt. Da mit der steigenden Austenitisierungstemperatur eine Verringerung der Festigkeit des unterkühlten Austenits verbunden ist (vgl. Abbildung 4.8), sind auch die gespeicherten inneren Spannungen im Gefüge geringer, was zu einer kleineren Umwandlungsplastizität führt.

Für die Simulation der Umwandlungsplastizität während eines thermo-mechanischen Prozesses muss aber die Kombination aus plastischer Vorverformung und überlagerten Spannungen berücksichtigt werden. In Abbildung 5.6 ist ein direkter Vergleich der Verläufe der umwandlungsplastischen Dehnungen nach einer Vorverformung von 5,5%, mit überlagerter Zugspannung von 100 MPa, sowie nach einer Vorverformung von 6% und überlagerter Zugspannung von 100 MPa dargestellt. Wie man der Abbildung entnehmen kann, können in dem Fall die umwandlungsplastischen Dehnungen nach einer Vorverformung und im Falle der Spannungsüberlagerung einfach addiert werden, um den Wert der umwandlungsplastischen Dehnungen aus dem Kombinationsversuch zu erhalten. Dies gilt jedoch nicht für jede Kombination aus Vorverformung des unterkühlten Austenits mit anschließender spannungsüberlagerten Umwandlung. In den Arbeiten von U. Ahrens [1] und H.-G. Lambers [64] ist dokumentiert, dass bei kleineren plastischen Vorverformungen des unterkühlten Austenits und anschließender spannungsüberlagerten Umwandlung die umwandlungsplastischen Dehnungen wesentlich größer sind als die einfache Addition aus den separaten Versuchen ergeben würde. Desweiteren ist die Umwandlungsplastizität auch von der Austenitisierungstemperatur, Umwandlungstemperatur und von der Kombination der Belastungen abhängig. Demzufolge sind diese Effekte bei der Modellierung der thermo-mechanisch gekoppelten Prozesse zu berücksichtigen.

Dass die Modellierung der Umwandlungsplastizität in einem Umformprozess extrem schwierig ist, zeigen bereits Experimente mit einer Probenentlastung während der

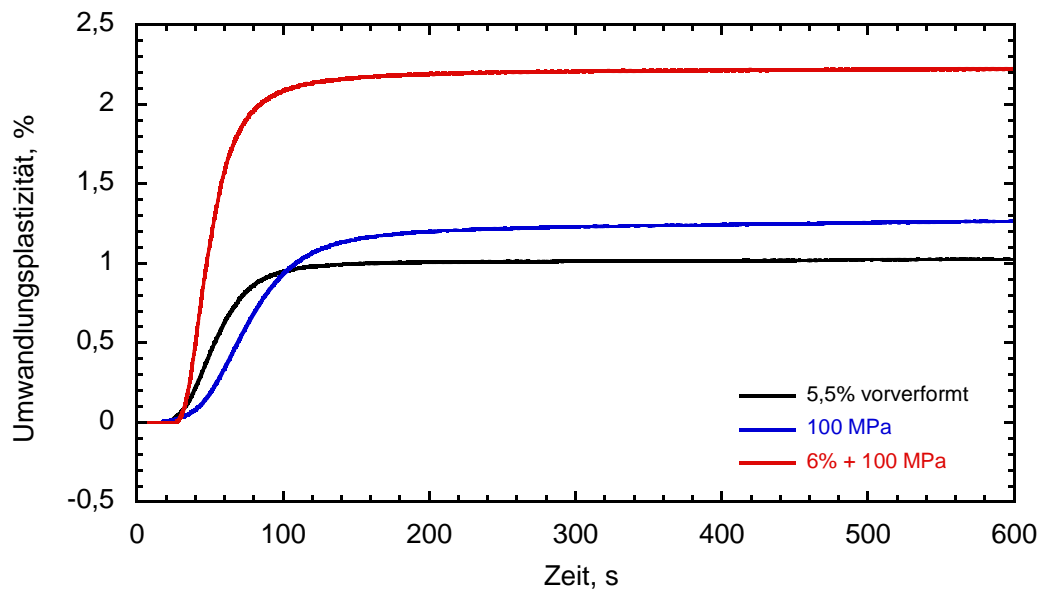


Abbildung 5.6 Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von der überlagerten Spannung, Vorverformung und Kombination aus Spannung und Vorverformung. Isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung für 10 Sekunden bei 1050 °C, aufgeheizt in 15 Sekunden.

Phasenumwandlung. Diese sollen einen nicht konstanten Belastungszustand während des Prozesses nachbilden. In Abbildung 4.29 sind die Entwicklungen der umwandlungsplastischen Dehnungen nach der Entlastung für verschiedene Zugspannungen dargestellt. In Abbildung 5.7 ist eine Vergrößerung des Bereiches dargestellt, in dem die Proben entlastet wurden. Hier ist deutlich zu erkennen, dass nach der Entlastung der Proben bei allen Spannungsniveaus ein Teil der bereits gebildeten umwandlungsplastischen Dehnungen zurückgebildet wird (für die „100 MPa-Probe“ eingezeichnet). Für diese Rückverformung der plastischen Dehnungen gibt es mehrere Erklärungsansätze [32, 42]. Auffallend in dieser Darstellung ist es, dass mit der steigenden Spannung der Effekt der Rückverformung schnell von den einsetzenden umwandlungsplastischen Dehnungen wettgemacht wird. So ist der Anstieg der Umwandlungsplastischen Dehnungen bei der „50 MPa-Probe“ nach der Rückverformung kaum messbar. Im Gegensatz dazu geht bei der mit 140 MPa belasteten Probe die umwandlungsplastische Dehnung nach der Entlastung auch um etwa 0,01% zurück, steigt aber während der Umwandlung fast auf den Wert vor der Entlastung wieder.

Da die Größe der Rückverformung bei allen drei Spannungsniveaus etwa den gleichen Betrag aufweist, ist diese von dem Zustand des Gefüges (Temperatur, Korngröße, Anteil der umgewandelten Phase) abhängig. Die Zunahme der umwandlungsplastischen Dehnungen nach der Entlastung hingegen ist von den während der Umwandlung überlagerten Spannungen abhängig und steigt mit steigender Spannung. Diese Tatsache deutet auf die gespeicherten Eigenspannungen in der Probe hin, die während der Umwandlung mit überlagerten Spannungen entstanden sind und für eine messbare Umwandlungsplastizität sorgen.

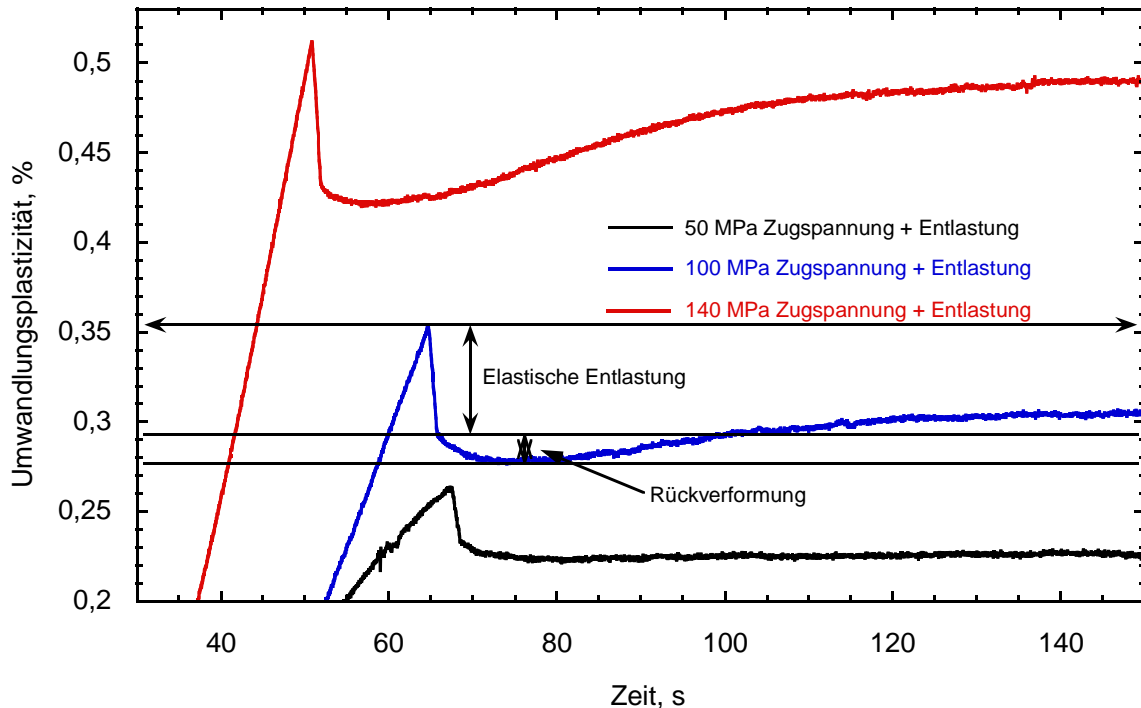


Abbildung 5.7 Ein Ausschnitt aus der Abbildung 4.29, der Bereich der Rückverformung wurde vergrößert. Umwandlungsplastizität über der Zeit in Abhängigkeit von überlagerten, zeitlich veränderlichen Zugspannung. Isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung für 5 Minuten bei 880 °C, aufgeheizt in 2 Minuten.

Da eine positive umwandlungsplastische Dehnung während der Umwandlung im belasteten Zustand zu einer positiven Umwandlungsplastizität nach der Entlastung führt, kann dieser Effekt nicht mit dem Bauschinger-Effekt erklärt werden und muss durch die bevorzugten Umwandlungsrichtungen in der Mikrostruktur hervorgerufen werden. So verursachen positive Spannungen, die in der ersten Phase der Umwandlung wirken, auch nach dem Entlasten des Werkstücks weitere positive umwandlungsplastische Dehnungen. Bei höheren Austenitisierungstemperaturen wird dieser Trend verstärkt. Abbildung 4.30 zeigt einen Vergleich der umwandlungsplastischen Dehnungen mit und ohne Entlastung für Zug- und Druckspannungen nach einer Austenitisierung bei 1200 °C. Daraus ist zu entnehmen, dass die gesamten plastischen Dehnungen bei einer entlasteten Probe zwar kleiner als bei einer Probe, die nicht entlastet wurde, ausfallen, aber am Ende der Umwandlung deutlich größer sind, als zum Zeitpunkt der Entlastung. So ist der Rückverformungseffekt im Falle der überlagerten Zugspannung kaum messbar, dafür steigt aber die umwandlungsplastische Dehnung trotz der Entlastung um etwa 0,2% (Abbildung 4.31). Bei der Probe, die bei 880 °C austenitisiert wurde, betrug die nachträgliche Steigerung der Dehnung nur etwa 0,07%. Dieses Verhalten kann nicht auf den Druckbereich übertragen werden. Aus Abbildung 4.32 ist deutlich zu erkennen, dass die umwandlungsplastische Dehnung nach der Entlastung um etwa 0,03% rückgebildet wird. Danach nimmt die Umwandlungsplastizität zwar mit der fortschreitenden Umwandlung zu,

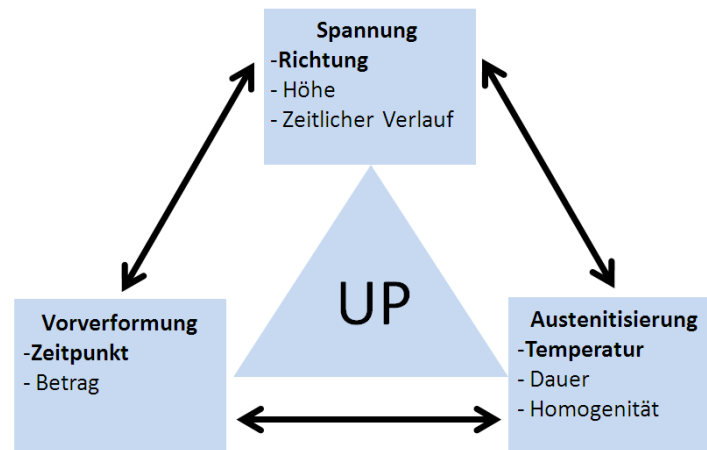


Abbildung 5.8 Einflussfaktoren, die das Umwandlungsplastizität des untersuchten Stahls.

bleibt aber deutlich unter dem vor der Entlastung erreichten Niveau. Die Schwierigkeit der Interpretation der Umwandlungsplastizität in technischen Bauteilen ergibt sich aus der Interaktion verschiedener Einflussfaktoren. Diese sind in Abbildung 5.8 zusammengefasst. Andererseits, ergeben sich durch die gegenseitigen Wechselwirkungen der zusammengefasten Faktoren neue Möglichkeiten der Prozessgestaltung. Da die Richtung der Umwandlungsplastizität durch die Richtung der Beanspruchung beeinflussbar ist, kann durch eine geschickte Prozessführung die plastische Dehnung infolge der Phasenumwandlung minimiert bzw. unterdrückt werden.

5.5 Messungen der lokalen Dehnungen während der isothermen bainitischen Umwandlung mittels digitaler Bildkorrelation

Das Umwandlungsverhalten des Stahls wird durch die lokalen Änderungen der Mikrostruktur hervorgerufen. Die dabei entstehenden Volumenänderungen können an der Probenoberfläche als zweidimensionale Dehnungen detektiert werden. Für diese Aufgabe wurde eine berührungslos arbeitende optische Methode der Digitalen Bildkorrelation eingesetzt. Die örtliche Auflösung dieses Verfahrens hängt von mehreren Faktoren ab [52, 53]. Einige wichtige Einflussfaktoren sind in Abbildung 5.9 zusammengefasst.

Die ersten Ergebnisse, die in Abbildung 4.33, Abbildung 4.34 und Abbildung 4.35 dargestellt sind, dokumentieren den Umwandlungsfortschritt einer unbelasteten und einer mit 50 MPa Zugspannung belasteten Proben. Den Abbildungen ist zu entnehmen, dass die Oberfläche und das Punktemuster während der Umwandlung stabil blieben. Diese Bilder wurden nachträglich mit dem Programm VIC2D ausgewertet. Dabei wurde der komplette Messbereich korreliert, was die Eignung der Oberfläche-Punktemuster-Kombination bestätigt. Um die Eignung dieser Methode zur Messung der Dehnungen während der Phasenumwandlung zu überprüfen, wurden die über die gesamte Messlänge ermittelten Längs- und Querdehnungen mit den mittels Extensometer ermittelten Daten verglichen

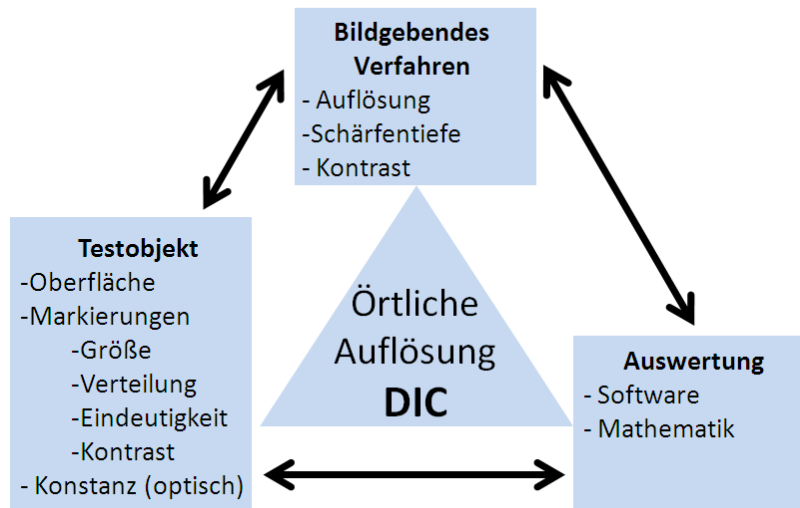


Abbildung 5.9 Faktoren, die die örtliche Auflösung des DIC-Verfahrens limitieren.

(Abbildung 4.36). Die beiden Messmethoden lieferten sehr ähnliche Ergebnisse. Damit ist bestätigt, dass die DIC-Messmethode grundsätzlich geeignet ist, um die Umwandlungsdehnungen zu messen. Der Hauptvorteil der Methode liegt aber in der Messung der lokalen Dehnungen und der Möglichkeit, diese mit den benachbarten Regionen direkt zu vergleichen. Aus dem direkten Vergleich der Messdaten in Abbildung 4.35 geht deutlich hervor, dass die unter einer Zugspannung umgewandelte Probe einen deutlich inhomogeneren Zustand der lokalen Umwandlungsdehnungen aufweist als die Probe, die lastfrei umgewandelt wurde. Die Auswertung der Dehnungen entlang einer horizontalen Linie (Abbildung 4.38) bestätigt, dass bei der unter externer Last umgewandelten Probe sowohl die Maximal- wie auch Minimalwerte deutlich größer sind als bei der Probe, die der lastfreien Umwandlung unterzogen wurde. Diese Auswertung bestätigt noch einmal, dass die aufgeprägten Spannungen zu einer Selektion der sich während der Umwandlung bildenden Bainitvarianten führen.

Die Größenordnung der Bereiche, die die Extremwerte aufweisen, liegt im Bereich zwischen 15 und 75 μm . Die Austenitkorngröße nach der Austenitisierung bei 1000 $^{\circ}\text{C}$ liegt zwischen 15 und 17 μm . Demzufolge entstehen diese Bereiche sowohl aus den einzelnen ehemaligen Austenitkörnern, als auch aus einigen benachbarten Austenitkornverbunden, die bereits vor der Umwandlung eine ähnliche Gitterorientierung aufweisen. Wie in der EBSD-Aufnahme (Abbildung 4.37) zu sehen ist, weisen diese Bereiche eine ähnliche, aber nicht dieselbe Orientierungen der Mikrostruktur auf.

Für das Klären der Ursachen des Rückverformungseffektes muss die Versuchsführung weiter optimiert werden. Dabei sollen die Auflösung der DIC-Messmethode, die grundsätzlich für die Messung lokaler Dehnungen geeignet ist, wie folgt weiter verbessert werden: Da die mechanische Oberflächenpräparation an ihre Grenzen stößt, muss die Rauigkeit der Probenoberfläche evtl. durch Elektropolieren weiter reduziert werden. Das Punktemuster muss in bezüglich der Partikelverteilung und Partikelgröße weiter verbessert werden. Dazu sind evtl. andere Methoden wie z. B. auftragen eines Musters mittels Focused Ionen Beam (FIB) besser geeignet. Und nicht zuletzt muss die Auflösung des

bildgebenden Verfahrens optimiert werden. Die Lichtmikroskopie ist an dieser Stelle scheint wegen der zu geringen Auflösung weniger geeignet zu sein [65]. Eine Kombination aus Belastungsdilatometer, Rasterelektronenmikroskop und EBSD-Detektor würde eine direkte Korrelation zwischen der Umwandlungsdehnungen und der Mikrostruktur ermöglichen.

Andererseits kann durch eine geeignete Austenitisierung und/oder Werkstoff die Korngröße des Austenits vergrößert werden, was wiederum zu geringeren Anforderungen an die Messtechnik führen würde.

Ein weiteres mögliches Einsatzgebiet dieser Messmethode ist die Messung der Dehnungen in inhomogen aufgeheizten Proben, die den realen Prozess wesentlich näher abbilden. Abbildung 5.10 zeigt das Schema eines sich im Aufbau befindendes Versuchsstandes, der für die Untersuchungen der inhomogenen (gradierten) Wärmebehandlung eingesetzt werden soll. Das in a) angezeichnete Mikroskop (2) ist (noch) nicht integriert.

Zusammenfassend können die Ergebnisse der Arbeit folgender maßen interpretiert werden: Die im Herstellungsprozess entstehende Mikrostruktur kann in allen drei Prozessstufen Aufheizen-Umformen-Abkühlen beeinflusst werden. Dabei kann durch eine geschickte Prozessführung eine gewisse Optimierung der Bauteileigenschaften realisiert werden. Dies setzt eine korrekte, durchgehende Simulation des Prozesses voraus.

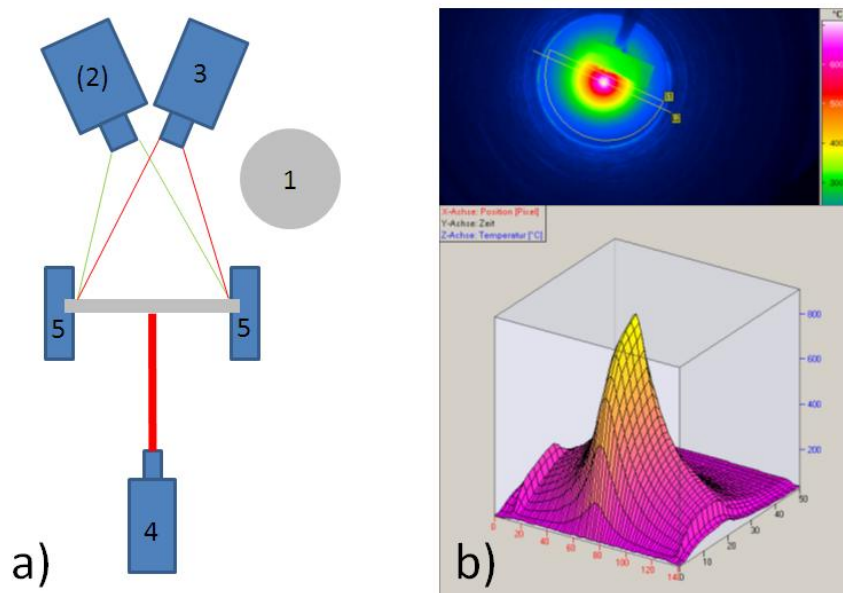


Abbildung 5.10 a) Schematische Darstellung eines Versuchsstandes, der die Umwandlungsdehnungen infolge einer inhomogenen Aufheizung und Abkühlung detektiert. 1) Kreisrunde Probe, 2) Mikroskop (noch nicht integriert), 3) Wärmebildkamera, 4) Laser (Heizung), 5) Kühlung.

b) Wärmebild und die entsprechende Temperaturverteilung in einer dünnen runden Probe.

6 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit dokumentiert den Einfluss der unterschiedlichen Beanspruchungen auf das Umwandlungsverhalten und die Umwandlungsplastizität des niedriglegierten Stahls 51CrV4 (1.8159) in Abhängigkeit von der vorhergehenden Austenitisierung. Durch eine systematische Untersuchung wurden weitreichende Erkenntnisse über die Einflussgrößen der Phasenumwandlung gewonnen. Diese werden unter anderem in einem weiteren Schritt für ein physikalisch fundiertes Modell des thermomechanisch gekoppelten Prozesses gebraucht, um eine verbesserte Modellierung zu ermöglichen.

Um den Prozess möglichst realitätsnah zu simulieren, wurden die Proben bei drei verschiedenen Temperaturen austenitisiert und in speziell entwickelten Prüfständen mit den prozessrelevanten Belastungen während der Umwandlung beaufschlagt. Für eine eindeutige Differenzierung zwischen spannungs- und dehnungsinduzierten Effekten wurde im ersten Schritt das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenits für alle relevanten Temperaturen ermittelt. Das Umwandlungsverhalten des Werkstoffs im Anschluss an eine Vorverformung des stabilen und unterkühlten Austenits wurde systematisch untersucht, ebenso die Auswirkung der äußeren Beanspruchung während der Umwandlung auf die Umwandlungsplastizität. Dabei wurde die Bedeutung der veränderlichen Belastung, die zu den Rückverformungseffekten führen kann, mitberücksichtigt. Die experimentellen Daten wurden bereits für die Optimierung des Umformprozesses in dem Teilprojekt A1 in Rahmen des SFB/TRR 30 verwendet.

Ein Teil der in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse wurden bereits im Rahmen einer Kooperation mit dem Lehrstuhl für Technische Mechanik (LTM Universität Paderborn) für die Entwicklung eines phänomenologischen Modells zur Beschreibung bainitischen Phasenumwandlung verwendet [26]. Die Modellierung weiterer Phasen befindet sich im Entwicklungsstadium. Weiterhin flossen die experimentellen Daten in die Entwicklung eines mikrostrukturell basierten Modells ein, das im Rahmen einer Kooperation des Lehrstuhls für Werkstoffkunde mit Prof. Canadinc (Koc University, Istanbul, Turkey) entwickelt wurde [27].

Um die Umwandlungsvorgänge in der Mikrostruktur besser zu verstehen, wurde ein Prüfstand aufgebaut, der eine zwei-dimensionale Messung der Umwandlungsdehnungen bei den prozessrelevanten Temperaturen und Beanspruchungen ermöglicht. Bei den Auswertungen der Messungen wurde eine Software der Firma Limes Messtechnik GmbH eingesetzt.

Die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse zeigen, dass bei der Betrachtung der belastungsabhängigen Phasenumwandlungen eines niedrig legierten Stahls folgende Punkte mitberücksichtigt werden müssen:

- Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des stabilen Austenits bei der jeweiligen Austenitisierungstemperatur ist sehr stark temperaturabhängig und kann bei den untersuchten prozessrelevanten Temperaturen einen vierfachen Unterschied in der Zugfestigkeit aufweisen.
- Das gemessene temperaturabhängige Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Unterkühlten Austenits ist sehr stark von der Temperatur, Korngröße, Anwesenheit/Abwesenheit der Karbide im Gefüge und damit von der Austenitisierungstemperatur abhängig. Die Austenitisierungszeit spielt dabei eine untergeordnete Rolle.
- Die isotherme Perlitumwandlung des untersuchten Werkstoffs bei untersuchten Temperaturen wird durch die einachsigen Zugspannungen verlangsamt. Diese Tatsache widerspricht den Ergebnissen früherer Untersuchungen [1] an einem anderen niedriglegierten Stahl. Demzufolge ist die Kinetik der Perlitumwandlung nicht nur von der äußeren Belastung, sondern auch von der chemischen Zusammensetzung abhängig. Die Einflussgrößen wurden identifiziert und der Sachverhalt konnte geklärt werden. Demzufolge führen bei dem untersuchten umwandlungsfreudigen Stahl die elastischen Verspannungen des Kristallgitters zu einer Erschwerung der Kohlenstoffdiffusion in bestimmten Richtungen.
- Mit der steigenden Austenitisierungstemperatur wird die Kinetik der isothermen bainitischen Umwandlung deutlich verzögert und der Effekt der Kinetikbeschleunigung durch die während der Umwandlung aufgeprägten äußeren Spannungen deutlich verstärkt.
- Plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits bewirkt eine deutliche Beschleunigung der Umwandlung. Diese ist noch wesentlich stärker ausgeprägt als die Beschleunigung durch die elastischen Spannungen. Die Verformung des stabilen Austenits bei der Austenitisierungstemperatur hingegen hat keinen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten des Werkstoffs.
- Die während der Umwandlung aufgeprägten elastischen Spannungen führen zu einer Entstehung umwandlungsplastischer Dehnungen auch dann, wenn die Spannungen deutlich unter der Elastizitätsgrenze des unterkühlten Austenits liegen. Die Vorverformung des unterkühlten Austenits führt auch zu einer Entstehung der umwandlungsplastischen Dehnungen. Die Vorverformung des stabilen Austenits bei der Austenitisierungstemperatur hingegen hat kein Einfluss auf die umwandlungsplastischen Dehnungen. Die Höhe der während der Umwandlung entstehenden plastischen Dehnungen ist von der Austenitisierungstemperatur, Höhe und Richtung der aufgeprägten Spannung, Vorverformungstemperatur des unterkühlten Austenits, Vorverformungsbetrag des unterkühlten Austenits und des zeitlichen Verlaufs der äußeren Beanspruchung abhängig.
- Die herkömmlichen ZTU-Diagramme sind für die Beschreibung und Modellierung einer lastabhängigen Umwandlung des untersuchten Werkstoffs nicht geeignet. Um

das Umwandlungsverhalten des Werkstoffs in einem thermo-mechanischen Prozess hinreichend genau beschreiben zu können, sind beanspruchungsabhängige ZTU-Diagramme notwendig. Die vorliegende Arbeit liefert erste Abhängigkeiten des Umwandlungsverhaltens des Werkstoffs 51CrV4 in der Perlit- und Bainitstufe. Die Erstellung eines belastungsabhängigen Diagramms ist jedoch mit einem erheblichen experimentellen Aufwand verbunden.

- Das im Rahmen dieser Arbeit aufgebaute „DIC-Belastungsdilatometer“ hat zweidimensionale Messungen der Umwandlungsdehnungen während der isothermen bainitischen Umwandlung ermöglicht. Diese Messungen haben gezeigt, dass die Bereiche, die einen auffallend großen Betrag der Umwandlungsdehnungen während einer spannungsüberlagerten Umwandlung aufweisen, auf einige wenige ehemalige Austenitkörner bzw. Verbunde aus einigen ehemaligen Austenitkörnern begrenzt sind. Die abschließenden EBSD-Messungen haben bestätigt, dass diese eine gleiche bzw. ähnliche Orientierung des Kristallgitters aufweisen.

7 Anhang

A. Verwendete Symbole

Symbol	Beschreibung	Einheit
A_{c1}	untere Umwandlungspunkt der alpha-gamma-Umwandlung	°C
A_{c3}	obere Umwandlungspunkt der alpha-gamma-Umwandlung	°C
A_m	maximale Probenquerschnitt	mm ²
b	Werkstoffkonstante JMA - Gleichung	-
D	Korndurchmesser Hall-Petch-Gleichung	m
ε_L	Längsdehnung	%
ε_R	Querdehnung	%
ε_t	Gesamtdehnung	%
ε_{UP}	umwandlungsplastische Dehnung in Belastungsrichtung	%
F	Kraft	N
K	Materialkonstante (Umwandlungsplastizität)	-
k_y	Hall-Petch-Konstante	-
n	Werkstoffkonstante JMA - Gleichung	-
R_m	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	0,2% - Dehngrenze	MPa
σ	einachsige Spannung	MPa
σ_0	kritische Normalspannung	MPa
σ_F	Fließspannung	MPa
σ_t	Nennspannung	MPa
t	Umwandlungszeit	s
t^*	fiktive Inkubationszeit JMA - Gleichung	s
V	Volumen	mm ³
$\Delta V/V$	Volumenänderung	-
$w(t)$	zum Zeitpunkt t bereits umgewandelter Phasenanteil	-

B. Verwendete Abkürzungen

BSE	Back Scattered Elektrons
DIC	Digital Image Correlation
DIN	Deutsche Industrie-Norm
EBS	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy Dispersive X-ray spectroscopy
FIB	Focused Ion Beam
HV	Vickershärte
ISO	Internationalen Organisation für Standardisierungen
JMA	Jonson-Mehl-Avrami (Gleichung)
LM	Lichtmikroskopie
REM	Rasterelektronenmikroskopie
SFB/TR	Sonderforschungsbereich/Transregio
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TRIP	TRansformation Induced Plasticity
ZTA-Schaubild	Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubild
ZTU-Schaubild	Zeit-Temperatur-Umwandlung-Schaubild

C. Firmenverzeichnis / Bezugsquellen

Firma	Anschrift	Leistung
HMC H. Mayer & Co. PFT Präzisionsfertigungstechnik GmbH	Düsseldorf Erwitte	Lieferant für Federstahl Probenfertigung

8 Literaturverzeichnis

1. **U. Ahrens;** Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalt. *Dissertation*. Universität Paderborn (2003).
2. **M. Wolf, M. Böhm, S. Dachkovski, G. Löwisch;** Zur makroskopischen Modellierung von spannungsabhängigen Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität bei Stählen und ihrer experimentellen Untersuchung in einfachen Versuchen. *Berichte aus der Technomathematik*. Bremen (2003).
3. **H.J. Maier, S. Tschumak, H.G. Lambers, D. Canadinc;** Dynamic Microstructural Changes in Thermo-Mechanically Coupled Processes - Part I. In: *Steinhoff, K.; Maier, H.J.; Biermann, D.(Hrsg.): Funktionally graded materials in industrial mass production*. Auerbach: Verlag Wissenschaftliche Skripten, 191-202 (2009).
4. **L. Neumann, H. Aretz, R. Kopp, M. Goerdeler, M. Crumbach, G. Gottstein;** Integrative Finite Element Simulation of the Rolling of Alloys with Coupled Dislocation Density and Texture models. *Zeitschrift für Metallkunde*. 94, 593-598 (2003).
5. **G. Gottstein, R. Sebald;** Modelling of Recrystallisation Textures. *Journal of Materials Processing Technology*. 117, 282-287 (2001).
6. **F. Roters, D. Raabe, G. Gottstein;** Work Hardening in Heterogeneous Alloys-a Microstructural Approach Based on Three Internal State Variables. *Acta Materialia*. 48, 4181-4189 (2000).
7. **J. Wej, O. Kessler, M. Hunkel, F. Hoffman, P. Mayr;** Anisotropic Phase Transformation Strain in Forged D2 Tool Steel. *Material Science and Technology*. 20, 909-914 (2004).
8. **M. Wolf, M. Böhm, G. Löwisch, A. Schmidt;** Modelling and Testing of Transformation-Induced Plasticity and Stress-Dependent Phase Transformation in Steel via Simple Experiments. *Computational Materials Science*. 32, 604-610 (2005).
9. **SFB 570 "Distortion Engineering"**. Bremen .
10. **E. Doege, H. Meyer-Nolkemper, I. Saeed;** Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe. *Hanser Verlag*. München (1986).
11. **Richter, F;** Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. *Stahleisen-Sonderberichte*, Verlag Stahleisen. Heft 8, Düsseldorf (1973).
12. **Richter, F;** Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturbeständigkeit. *Stahleisen-Sonderberichte*, Verlag Stahleisen. Heft 10, Düsseldorf (1973).
13. **Gottstein, G;** Physikalische Grundlagen der Materialkunde. *Springer-Verlag*. 397-400 (1998).

14. **E. Hornbogen**; Werkstoffe: Aufbau und eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen. 6. Auflage. 198-203 (1994).
15. **P. Haasen**; Physikalische Metallkunde. Springer-Verlag. 2. Auflage (1984).
16. **R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer**; Phase Transformations in Materials. VCH. Volume 5 (1991).
17. **H.J. Maier, B. Donth, M. Bayerlein, H. Mughrabi, B. Meier, M. Kesten**; Optimierte Festigkeitssteigerung eines Metastabilen austenitischen Stahles durch wechselverformungsinduzierte Martensitbildung bei tiefen Temperaturen. *Zeitschrift für Metallkunde*. 84, 317-364 (1996).
18. **H.G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc**; Role of Auatenisation and Pre - Deformation on the Kinetics of the Isothermal Bainitic Transformation. *Metallurgical and Materials Translations A*. 40A, 1355-1366 (2009).
19. **H.G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier, D. Canadinc**; Pre-Deformation - Transformation Plastisity Relationship during Martensitic Transformation. *Materials Science Engineering A*. A527, 625-633 (2010).
20. **U. Ahrens, G. Besserdich, H.J. Maier**; Sind aufwändige Experimente zur Beschreibung der Phasenumwandlung von Stählen noch Zeitgemäß? *HTM*. 57, 99-105 (2002).
21. **U. Weidig, K. Hübner, K. Steinhoff**; Bulk Steel Products with Functionally Graded Properties Produced by Differential Thermo-mechanical Processing. *steel research int*. 79. 1, 59-65 (2008).
22. **H.K.D.H. Bhadeshia**; Bainite in Steels. *IOM*. 2nd Edition (2001).
23. **H.P. Hougardy**; Werkstoffkunde Stahl, Band 1-Grundlagen. Verlag Stahleisen. (1973).
24. **M. Böhm, S. Dachkovski, M. Hunkel, T. Lübben, M. Wolf**; Übersicht über einige makroskopische Modelle für Phasenumwandlungen im Stahl. *Berichte für Technomathematik*. Bremen (2003).
25. **T. Inoue**; Macro-, Meso-, and Micro-scopic Metallo-thermo-mechanics - Application to Phase Transformation Incorporating Process Simulation. *Materials Science Research International*. 10, 1-11 (2004).
26. **R. Mahnken, A. Schneidt, S. Tschumak, H.J. Maier**; On the simulation of austenite to bainite phase transformation. *Computational Materials Science*. 50, 1823-1829 (2011).
27. **M.C. Uslu, D. Canadinc, H.G. Lambers, S. Tschumak, H.J. Maier**; Modeling the Rolle of External Stresses on the Austenite-to-Bainite Phase Transformation in 51CrV4 Steel. *Modelling and Simulation in the Materials Science and Engineering*. 19, 045007 (2011).
28. **S. Denis, E. Gautier, A. Simon, G. Beck**; Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling. *Acta Metallurgica*. 35, 1621-1632 (1987).
29. **М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина**; Термомеханическая Обработка Стали. *Металлургия*. 359-411 (1983).
30. **В.А. Займовский, С.И. Каратушин, О.В. Самедов**; Влияние структурных и фазовых превращений на свойства сталей и сплавов. *Пермь*. 47-50 (1972).

31. **F.D. Fischer, G. Reisner, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud, T. Antretter;** A new view on transformation induced plasticity (TRIP). *International Journal of Plasticity*. 16, 723-748 (2000).
32. **F.D. Fischer, T. Antretter, F. Azzouz, G. Cailletaud, A. Pineau, K. Tanaka, K. Nagayama;** The role of backstress in phase transforming steels. *Archives of Mechanics*. 52, 569-588 (2000).
33. **M. Ehlers, H. Müller, D. Löhe;** Simulation der Spannungs- Eigenspannungs- und Verzugsausbildung bei der Stahlhärtung. *HTM*. 54, 208-214 (1999).
34. **G. Wassermann;** Untersuchungen an einer Eisen-Nickel Legierung über die Verformbarkeit während der Gamma-Alpha-Umwandlung. *Archiv für das Eisen hüttenwesen*. 10, 477-480 (1937).
35. **G.W. Greenwood, R.H. Johnson;** The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformation. *Mathematical and Physical Science A*. No. 1934, 283, 403-423 (1965).
36. **L. Taleb, S. Petit;** New investigation on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity. *International Journal of Plasticity*. 22, 110-130 (2006).
37. **L. Taleb, N. Cavallo, F. Waeckel;** Experimental analysis of transformation plasticity. *International Journal of Plasticity*. 17, 1-20 (2001).
38. **C.L. Magee;** Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31-Ni. *Dissertation*. Carnegie Mellon University Pittsburg (1966).
39. **S. Kundu, K. Hase, H.K.D.H. Bhadeshia;** Crystallographic Texture of Stress-Affected Bainite. *Proceeding of The Royal Society A*. 463, 2309-2328 (2007).
40. **H.K.D.H. Bhadeshia, S.A. David, J.M. Vitek, R.W. Reed;** Stress induced transformation to bainite in Fe-Cr-Mo-C pressure vessel steel. *Materials Science and Technology*. 7, 668-698 (1991).
41. **M. Dalgic, A. Irretir, H.W. Zoch, G. Löwisch;** Transformation plasticity at different phase transformation of a through hardening bearing steel. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*. No. 1, 3, 49-64 (2008).
42. **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 IV*. 6, C1, 456-474 (1996).
43. **G.W. Greenwood, R.H. Johnson;** The Deformation of Metals Under Small Stresses During Phase Transformation, , *Mathematical and Physical Science A* No.: 1934, Vol 283, 403-423 (1965)
44. **J.B. Leblond, J. Devaux, J.C. Devaux;** Mathematical modelling of Transformation plasticity in Steel I. Case of ideal-plastic phases. *International Journal of Plasticity*. 5, 551-572 (1989).
45. **F. Abrassart;** Influence des Transformations Martensitiques sur les Propriétés Mécaniques des Alliages du Système Fe-Ni-Cr-C. *These Docteur des Sciences Physiques*. Université de Nancy I (1972).
46. **Y. Dasalos;** Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier. *IRSID Report*. A533, 95349401 MET 44 (1981).

47. **S. Sjöström**; The calculation of phase transformation and residual stresses resulting from quenching of steel, in R.W. Lewis and Morgan (Eds.): Numerical Method in Thermal Problems. *Swansea, UK, Pineridge Press*. 1189-1202 (1985).
48. **S. Denis, A. Simon, G. Beck**; Analysis of the thermomechanical behaviour of steel during martensitic quenching and calculation of internal stresses. In: Macherauch, E., Hauk, V.; (Hrsg.): Eigenspannungen, Entstehung-Messung-Bewertung. *DGM*. 211-238, Oberusel (1983).
49. **F.D. Fischer, E.R. Oberaigner, K. Tanaka, F. Nishimura**; Transformation induced Plasticity - revised and updated Formulation. *Int. J. Solids Structures*. No. 18, 2209-2227 (1998).
50. **M. S. Kirugulige, H.V. Tippur, T.S. Denney**; Measurement of transient deformations using digital image correlation method and high-speed photography: application to dynamic fracture. *Optical Society of America, Vol 46*, (2007).
51. **J. Abanto-Bueno, J. Lambros**; Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69 1698-1711 (2002).
52. **M.A. Sutton, J.J. Orteu, H.W. Schreiner**; Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. *Springer Verlag*. Berlin (2009).
53. **M.A. Sutton, S.R. McNeill, J.D. Helm, Y.J. Chao**; Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision. *Applied Physics, Springer Verlag*. 77, Berlin (2009).
54. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. *Verlag Stahleisen*. Band I, II-113 D und E, Düsseldorf (1961).
55. **M. Winter**; Wirtschaftlich Virtuell Kaltmassivumformen. In: *VDI-Gesellschaft Produktionstechnik (Hrsg.): Wirtschaftlich Kaltmassivumformen*. Düsseldorf (2003).
56. **H.J. Maier, S. Tschumak**; Effect of Stress on the Bainitic und Pearlitic Transformation in 51CrV4 Steel. In: *Liewald, M. (Hrsg.): New Developments in Forging Technology, MAT INFO*. 69-80, Frankfurt (2007).
57. **H.J. Maier, S. Tschumak**; Phasenumwandlung in niedriglegierten Stählen: Mikrostrukturentwicklung und mechanische Eigenschaften in thermo-mechanisch gekoppelten Systemen. In: *Steinhoff, K.; Stahlinstitut (Hrsg.): Moderne thermomechanische Prozessstrategien in der Stahlumformung, VDEh*. 4-11, Düsseldorf (2007).
58. **W. Schatt, H. Worch**; *Werkstoffwissenschaft*. Dresden : WILEY-VCH, 2002. 3-527-30535-1.
59. **A. Matsuzaki, H.K.D.H. Bhadeshia**; Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels. *Materials Science and Technology*. 15, 516-522 (1999).
60. **J. Wang, P.J. Van der Volk, S. Van der Zwaag**; Effects of Carbon Concentration and Cooling Rate on Continuous Cooling Transformations Predicted by Artificial Neural Network. *ISIJ International*. 39, 1038-1046 (1999).
61. **H.J. Maier, U. Ahrens**; Isothermal Bainitic Transformation in Low Alloy Steels: Factors Limiting Prediction of the Resulting Material's Properties. *Zeitschrift für Metallkunde*. 712-718 (2002).

62. **A. Matsuzaki, H.K.D.H. Bhadeshia, H. Harada:** Stress Affected Bainitic Transformation in a Fe-C-Si-Mn Alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*. 42, 1081-1090 (1994).
63. **C.C. Liu, K.F. Yao, Z. Liu;** Quantitative research on effects of stresses and strain on bainitic transformation kinetics and transformation plasticity. *Materials Science and Technology*. 16, 643-647 (2000).
64. **Lambers, H.-G;** Einfluss thermo-mechanisch gekoppelter Prozesse auf das Umwandlungsverhalten und die mechanischen Eigenschaften des niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls. *Dissertation* Universität Paderborn (2011).
65. **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, 100-108 (2012).

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Paderborn. Gefördert wurde das Forschungsvorhaben durch die DFG im Rahmen des Teilprojekts B3 „Dynamische Mikrostrukturänderungen in thermo-mechanisch gekoppelten Prozessen“ des Sonderforschungsbereichs Transregio 30 (SFB/TR TRR 30) „Prozessintegrierte Herstellung funktional gradierter Strukturen auf der Grundlage thermo-mechanisch gekoppelter Phänomene“.

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen bedanken, die zum Zustandekommen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. H.J. Maier für die ständige Unterstützung durch Diskussionen, Ideen und Anregungen, die meinen beruflichen Werdegang positiv beeinflusst haben. Weiterhin möchte ich mich für die - an manchen Stellen notwendige Motivation - sowie für die Übernahme des Hauptreferats bedanken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. B. Scholtes danke ich für die Übernahme des Korreferates.

Weiterhin bedanke ich mich sehr herzlich bei allen Mitgliedern des LWK-Teams für eine harmonische, stets positive Arbeitsatmosphäre und die tatkräftige Unterstützung in jeder Situation.

Ein Dank gilt zudem der Zentralwerkstatt der Fakultät und besonders Herrn J. Schäfers, der mich ständig mit Rat und Tat unterstützt hat.

Schließlich gilt mein besonderer Dank Herrn Dr.-Ing T. Niendorf für die langjährige, konstruktive Zusammenarbeit und für die kritische Durchsicht des Manuskriptes.