

Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität
niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Paderborn

genehmigte
Dissertation

von
Dipl.-Ing. Uwe Ahrens
aus Dannenberg (Elbe)

Tag des Kolloquiums: 24.03.2003
Referent: Prof. Dr.-Ing. Hans Jürgen Maier
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Detlef Löhe

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Paderborn (ehemals Fachgebiet Werkstoffwissenschaften der Universität-Gesamthochschule Paderborn).

Ich danke allen, die durch ihre Unterstützung zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. H.J. Maier für die Möglichkeit zur Durchführung der Arbeit, für die vielfältige Unterstützung sowie für die Übernahme des Hauptreferats.

Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Löhe danke ich für das ständige Interesse am Fortgang der Arbeit, für die kritische Durchsicht des Manuskriptes und für die Übernahme des Korreferats.

Herrn Dr.-Ing. Gerhard Besserdich gilt mein Dank für die Anregung dieser Arbeit sowie für die Förderung durch regelmäßige, konstruktive Diskussionen.

Weiterhin bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Werkstoffkunde für die freundschaftliche Zusammenarbeit. Besonders meinen Kollegen Dr. Gerhard Biallas, Kristina Duschik, Barbara Flöing-Hering, Sabrina Kapla und Anja Puda gilt mein spezieller Dank für die unzähligen fachlichen Hilfestellungen, insbesondere in der Metallographie und der Mikroskopie.

Meinen Eltern Lothar und Ingrid Ahrens danke ich ganz besonders herzlich für die Förderung meines beruflichen Werdeganges.

Schließlich gilt mein besonderer Dank meiner Frau Kathrin für ihr Verständnis, ihre Hilfe und ihre stählerne Geduld.

Paderborn, im August 2003

Uwe Ahrens

Liste der Vorveröffentlichungen

1. *Ahrens, U., Maier, H.J.*: Spannungsabhängiges Umwandlungsverhalten niedrig legierter Stähle. Berichtsband der AWT/ATTT-Tagung: Gefüge und daraus resultierende Eigenschaften, Aachen (2000), S. 41 – 47
2. *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Spannungsabhängiges bainitisches und martensitisches Umwandlungsverhalten eines niedrig legierten Stahls. *HTM* **55** (2000) 6, 329 – 338
3. *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Effect of stress on the bainitic and martensitic phase transformation behaviour of a low alloy tool steel. In: *Miannay, D., Costa, P., Francois, D., Pineau, A.* (Hrsg.): Advances in mechanical behaviour, plasticity and damage, Euromat 2000, Vol. 2, Elsevier, Oxford (2000), S. 817 – 822
4. *Ahrens, U., Maier, H.J.*: Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits niedrig legierter Stähle. In: *Lange, G., Pohl, M.* (Hrsg.): Schadensanalyse und Schadensvermeidung, Werkstoffprüfung 2001, Wiley-VCH, Weinheim (2001), S. 239 – 245
5. *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Sind aufwändige Experimente zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von Stählen noch zeitgemäß? *HTM* **57** (2002) 2, 99 – 105
6. *Maier, H.J., Ahrens, U.*: Isothermal bainitic transformation in low alloy steels: Factors limiting prediction of the resulting material's properties. *Z. Metallkd.* **93** (2002) 7, 712 – 718
7. *Ahrens, U., Maier, H.J., Maksoud, A.El.M.*: Plastic deformation – a limiting factor in modelling phase transformation behaviour of low alloy steel. Tagungsband, 2nd International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation, Nancy (2003), in Druck

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung / Zielsetzung	1
2 Grundlagen	3
2.1 Einfluss von Werkstoffeigenschaften auf das Wärmebehandlungsergebnis	3
2.2 Phasenumwandlung unter der Wirkung von Spannungen und pl. Verformungen	4
2.2.1 Spannungsabhängige Umwandlung in der Martensitstufe	6
2.2.2 Spannungsabhängige Umwandlung in der Bainitstufe	9
2.2.3 Spannungsabhängige Umwandlung in der Perlitstufe	10
2.3 Umwandlungsplastizität	11
3 Experimentelles	14
3.1 Werkstoff und Probenform	14
3.2 Versuchsstände	15
3.3 Versuchsablauf	18
3.4 Bestimmung des Restaustenitgehaltes	21
3.5 Lichtmikroskopie	22
3.6 Rasterelektronenmikroskopie (REM)	22
3.7 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)	23
4 Ergebnisse	24
4.1 Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits	24
4.1.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C	26
4.1.2 Stahl mit 1,0 Ma.-% C	27
4.1.3 Abhängigkeit der mech. Eigenschaften des Austenits vom Kohlenstoffgehalt	29
4.1.4 Verifizierung	30
4.2 ZTU-Verhalten ohne äußere Belastung	31
4.2.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C	31
4.2.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C	32
4.2.3 Verifizierung	33
4.3 Lastabhängiges ZTU-Verhalten	34
4.3.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C	36
4.3.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C	44
4.4 Umwandlungsplastizität	47
4.4.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C	48
4.4.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C	59

4.4.3 Verifizierung	61
4.5 Mechanische Eigenschaften der umgewandelten Gefüge	63
4.5.1 Spannungs-Dehnungs-Verhalten	63
4.5.2 Härte	64
4.6 Metallographische Untersuchungen	65
4.6.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C	65
4.6.2 Stahl mit 1,0 Ma.-% C	69
5 Diskussion	71
5.1 Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits	71
5.2 ZTU-Verhalten	72
5.3 Umwandlungsplastizität	76
a) Einfluss der Fließspannung	76
b) Einfluss des Spannungsvorzeichens	77
c) Einfluss plastischer Verformungen	78
6 Zusammenfassung	81
7 Literatur	84

Nomenklatur

B	Bainit
B_S	Bainit-Starttemperatur
E	Elastizitätsmodul
F	Kraft
G	Gibbssche freie Enthalpie
K	Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität, spannungs-unterstützt
k	Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität, dehnungs-unterstützt
M	Martensit
M_d	höchste Bildungstemperatur des Martensits
M_f	Martensit-Finishtemperatur
M_S	Martensit-Starttemperatur, ohne äußere Belastung
M'_S	Martensit-Starttemperatur, belastungsabhängig
P	Perlit
R	R -Faktor zur röntgenographischen Phasenanalyse
R_{eS}	Werkstoffwiderstand gegen einsetzende plastische Verformung
$R_{p0,01}$	Werkstoffwiderstand gegen eine plastische Dehnung von 0,01%
$R_{p0,1}$	Werkstoffwiderstand gegen eine plastische Dehnung von 0,1%
T	Temperatur
T_0	Gleichgewichts-Temperatur
t	Zeit
U_{mech}	Energieterm zur mechanischen Triebkraft einer Phasenumwandlung
V	Volumen
w	umgewandelter Volumenanteil
β	thermischer Volumenausdehnungskoeffizient
γ_0	Scherung in der Habitusebene
ϵ_0	Dehnung normal zur Habitusebene
ϵ_L	Längsdehnung
ϵ_{pl}	plastische Dehnung
ϵ_R	Radial- bzw. Querdehnung
ϵ_t	Gesamtdehnung
ϵ_{UP}	umwandlungsplastische Dehnung
$\dot{\epsilon}$	Dehnrage
θ	Winkel zwischen der Belastungsrichtung und der Normalen der Habitusebene
θ_0	Beugungswinkel
σ	wahre Spannung
σ_F	Fließspannung
σ_N	Normalspannung
σ_n	Nennspannung
σ_y	kritische Spannung
τ	Schubspannung
φ_t	wahre Dehnung

1 Einleitung / Zielsetzung

Die bei der Abschreckung von niedrig legierten Stählen aus dem austenitischen Zustand auftretenden Phasenumwandlungen sind mit Volumenvergrößerungen, die den thermisch bedingten Schrumpfungen entgegenwirken, und Wärmetönungen, die die lokale Temperaturentwicklung beeinflussen, verbunden. Die hierdurch entstehenden zeit- und temperaturabhängigen Spannungs- und Verformungsverteilungen sind für das nach dem Temperatenausgleich vorliegende spezielle Wärmebehandlungsergebnis von entscheidender Bedeutung. In Anlehnung an verschiedene Autoren [1-3] gibt Bild 1.1 einen Überblick über die bestehenden Einflussgrößen, Wechselwirkungen und resultierenden Eigenschaften bei der Wärmebehandlung von Bauteilen aus Stahl. In Abhängigkeit des Abschreckprozesses, der Werkstoffeigenschaften und der Bauteilgeometrie spielen in diesem Zusammenhang die Wechselwirkungen zwischen den örtlich und zeitlich auftretenden Temperatur-, Spannungs-, Verformungs- und Gefügeentwicklungen eine herausragende Rolle, wobei insbesondere die Wirkung von Spannungen und Verformungen auf die Phasenumwandlung in den letzten Jahren auf zunehmendes Interesse gestoßen ist.

Da die am Ende der Wärmebehandlung vorliegende Gefüge- Eigenspannungs- und Verzugsverteilungen die Gebrauchseigenschaften eines Stahlbauteils bestimmen, ergibt sich neben der grundlagenorientierten Betrachtung zum verbesserten Verständnis der in Bild 1.1 dargestellten Wechselwirkungen auch eine große wirtschaftliche Bedeutung. So verursacht die Hartbearbeitung zur Korrektur der wärmebehandlungsbedingten Maß- und Formänderungen immer wieder erhebliche Kosten, die beispielsweise für Großserienbauteile der Antriebstechnik bis zu 30% der gesamten Fertigungskosten betragen können [4,5]. Da im Vorfeld einer Wärmebehandlung die Gefahren von ungünstigen Gefügen, Verzügen und Rissen oft lediglich durch Erfahrungswerte abgeschätzt werden, ist – insbesondere bei wesentlichen Änderungen der Bauteilgeometrie – eine unvorhersehbar große Abweichung zwischen den gewünschten und resultierenden Eigenschaften unvermeidbar.

Im Gegensatz hierzu bietet die numerische Simulation die Möglichkeit, vertiefte Einblicke in die ablaufenden Vorgänge zu gewinnen. Dadurch können beispielsweise unvorteilhafte Eigenspannungs- und Verzugsverteilungen vorhergesagt und somit Ausschüsse sowie kostenintensive Hartbearbeitungen vermieden werden. Allerdings setzt die Simulation der sich ergebenden Werkstoff- und Bauteileigenschaften nicht nur ein tiefgreifendes Verständnis, sondern auch eine hinreichend genaue Modellierung der ablaufenden Prozesse sowie die Kenntnis der erforderlichen Werkstoff-, Prozess- und Phasenumwandlungsdaten voraus [6,7]. Vom materialkundlichen Blickwinkel aus betrachtet, zeigen die derzeit oftmals

noch unbefriedigenden Übereinstimmungen zwischen rechnerisch und real ermittelten Gefüge-, Eigenspannungs- und Verzugsverteilungen, dass die bisher bestehenden Modelle und Eingangsdaten die tatsächlich vorliegenden Verhältnisse insbesondere in bezug auf das Warmfestigkeits- und Umwandlungsverhalten des Werkstoffs nicht hinreichend gut beschreiben.

Ziel der Arbeit war es, den Einfluss unterschiedlicher Belastungen auf das Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Verhalten und die Umwandlungsplastizität im oben beschriebenen Feld der Wechselwirkungen zwischen der Temperatur, der Phasenumwandlung sowie den Spannungen und Verformungen zu untersuchen. Um hierbei eindeutig zwischen spannungs- und dehnungs-induzierten Effekten unterscheiden zu können, war es in einem ersten Schritt notwendig, das mechanische Verhalten des unterkühlten Austenits vor Umwandlungsbeginn zu ermitteln.

Ausgewählte Experimente wurden an aufgekohlten Proben des für die Untersuchungen verwendeten Stahls wiederholt, um den Einfluss unterschiedlicher Kohlenstoffkonzentrationen auf das Umwandlungsverhalten, auf die umwandlungsplastischen Dehnungen und auf die mechanischen Kennwerte des unterkühlten Austenits zu bestimmen. Alle Experimente wurden in speziellen, neu entwickelten Prüfapparaturen durchgeführt. Das sich aufgrund unterschiedlicher Umwandlungsbedingungen ergebende Gefüge des Werkstoffs wurde mittels Licht- und Elektronenmikroskopie untersucht.

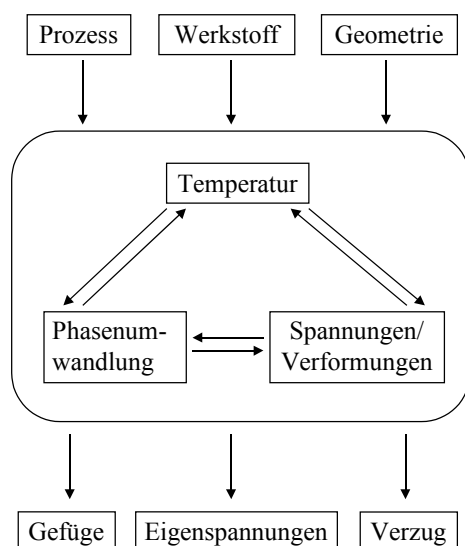


Bild 1.1: Einflussgrößen, Teilprozesse mit Wechselwirkungen und resultierende Eigenschaften bei der Wärmebehandlung von Stahlbauteilen, nach [1-3].

2 Grundlagen

2.1 Einfluss von Werkstoffeigenschaften auf das Wärmebehandlungsergebnis

Bei der Abschreckung von Stahlbauteilen aus dem austenitischen Zustand entwickelt sich zwischen Rand und Kern ein Temperaturgradient, der in Abhängigkeit einer Vielzahl von Einflussgrößen besonders zu Beginn der Abschreckung mehrere hundert Kelvin betragen kann [8,9]. Durch die damit verbundene ortsabhängige Volumenänderung werden im Bauteil Spannungen hervorgerufen, die bereits kurz nach Beginn der Abschreckung die besonders bei hohen Temperaturen noch sehr geringe Fließgrenze des Austenits erreichen können [10]. Sobald die aus den lokalen Spannungskomponenten berechneten Vergleichsspannungen die bei der jeweils vorliegenden Temperatur gültigen Fließspannungen überschreiten, entstehen lokal relativ komplexe und unübersichtliche Spannungs- und Verformungsverteilungen, die bei Überschreiten kritischer Werte sogar zu Rissbildung oder zum Bruch führen können. Der Temperatur- und Werkstoffabhängigkeit der Streckgrenze und des Verfestigungsverhaltens des Austenits kommt somit bei der schnellen Abkühlung von Bauteilen eine zentrale Bedeutung für die sich einstellenden Spannungs- und Verformungsbeträge zu [11,12]. Das Ausmaß der plastischen Verformung des Austenits, die bei einer üblichen Wärmebehandlung mehrere Zehntelprozent betragen kann [2,13], ist des weiteren insbesondere auch von der Wärmeleitfähigkeit und dem Wärmeausdehnungskoeffizient abhängig.

Bei der weiteren Abkühlung und einsetzender Umwandlung treten infolge der umwandlungsbedingten Volumenvergrößerungen weitere Spannungen und plastische Dehnungen auf, die sich den thermisch bedingten Spannungen und Dehnungen überlagern und somit zu ständig wechselnden Spannungszuständen während der Abkühlung führen. Je nachdem, ob die Umwandlungsspannungen die thermischen Spannungen verstärken oder ihnen entgegenwirken, ergibt sich in Abhängigkeit vom Umwandlungsverhalten des Stahls jeweils eine charakteristische Maß- und Formänderungsverteilung [14-16]. Des weiteren treten bei Phasenumwandlungen unter inneren oder äußeren Spannungen sog. umwandlungsplastische Dehnungen auf, die die thermischen und umwandlungsbedingten plastischen Dehnungen verändern und entsprechend ihrem Ausmaß auch für die Eigenspannungs- und Verzugsverteilung mehr oder weniger stark ins Gewicht fallen [1,17].

Das Umwandlungsverhalten des Stahls bestimmt also nicht nur die Gefügezusammensetzung, sondern auch die Eigenspannungs- und Verzugsverteilung nach dem Temperatúrausgleich am Ende der Abschreckung. Die durch die schnelle Abkühlung und die Umwandlung hervorgerufenen Spannungen und plastischen Verformungen beeinflussen wiederum die Umwandlung selbst, und zwar in allen drei Umwandlungsstufen, nämlich der Perlit-, Bainit-

und Martensitbildung [18-21]. Somit wirken sich auch die Streckgrenze und das Verfestigungsverhalten des Austenits auf die Gefügebildung in Bauteilen aus.

Insbesondere in größeren Bauteilen wird das Umwandlungsverhalten auch durch die umwandlungsbedingte Wärmetönung beeinflusst, während die durch die elastisch-plastische Verformung hervorgerufene Wärme eine untergeordnete Rolle spielt, z.B. [1]. Die – aus dem Blickwinkel der Werkstoffparameter gesehen – größte Wirkung auf das Wärmebehandlungsergebnis erzielen also das Umwandlungsverhalten, das Ausmaß und der Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen sowie das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenits. Allerdings gibt es aufgrund vielseitiger experimenteller Probleme in der Literatur keine verlässlichen Angaben über die mechanischen Eigenschaften von zur Wärmebehandlung bestimmten Stählen im austenitischen Zustand. Daher ist es üblich, das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenits im Temperaturbereich zwischen der Austenitisierungstemperatur und der Martensit-Starttempertaur anhand von Daten, die an hochlegierten austenitischen Stählen gemessen wurden [22-24], abzuschätzen. Damit entstehen Ungenauigkeiten, die einen großen Beitrag zu Abweichungen zwischen gemessenen und berechneten Eigenspannungs- und Verzugsverteilungen eines Bauteils liefern können.

Da auf den Gebieten des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens und der Umwandlungsplastizität bereits grundlegende Erkenntnisse gewonnen werden konnten, wird im folgenden auf diese beiden Gebiete näher eingegangen. Es muss jedoch an dieser Stelle darauf hingewiesen werden, dass weitere Prozessparameter, wie z.B. der Wärmeübergang, eine entscheidende Rolle zur Ausbildung der Gefüge-, Eigenspannungs- und Verzugsverteilung spielen [25-28], im weiteren Verlauf dieser Arbeit aber nicht weiter betrachtet werden.

2.2 Phasenumwandlung unter der Wirkung von Spannungen und plastischen Verformungen

Das Umwandlungsverhalten von Stählen während der Abkühlung wird, wie in Kapitel 2.1 bereits erwähnt, in allen drei Umwandlungsstufen durch aufgeprägte Spannungen und/oder Verformungen beeinflusst. Dieser Effekt ist bereits seit vielen Jahren auch in anderen Systemen bekannt [29-31] und findet seine technische Anwendung beispielsweise auch in der spannungsinduzierten thermoelastischen Martensitbildung in Formgedächtnislegierungen [32,33]. Auf dem Gebiet der Stahlanwendung wird die dehnungsinduzierte Umwandlung seit längerem beispielsweise bei den so genannten TRIP-Stählen (TRIP: transformation-induced plasticity) [34,35] oder zur Festigkeitssteigerung austenitischer Stähle [36] ausgenutzt. Aufgrund dieser technischen Bedeutung besteht neben einem grundlagenorientierten auch ein

großes wirtschaftliches Interesse zur Erforschung der spannungs- und dehnungsinduzierten Phasenumwandlung, wodurch der Effekt bei einigen wenigen Legierungen sehr breit untersucht wurde [37].

Mit dem Bestreben, Wärmebehandlungsprozesse durch numerische Methoden zu simulieren, ist in den letzten Jahren ein weiteres praxisrelevantes Feld hinzugekommen. Allerdings gibt es auf dem Gebiet der spannungs- und verformungsabhängigen Phasenumwandlung in Bauteilen während einer Abschreck-Wärmebehandlung nur sehr wenig Erfahrung, da aufgrund der meist vergleichsweise geringen Umwandlungsträgheit der zur Wärmebehandlung bestimmten Stähle der experimentelle Aufwand zur Erfassung des Umwandlungs- und Verformungsverhaltens sehr groß ist. Das hat u.a. zur Folge, dass die Kinetik der Phasenumwandlung in technischen Bauteilen weitestgehend unbekannt ist, da qualitative Darstellungen des Wechselspiels zwischen dem Umwandlungsverhalten mit den Spannungen und Verformungen für eine genügend genaue Beschreibung der ablaufenden Vorgänge nicht ausreichend sind [2]. So gelten beispielsweise kontinuierliche ZTU-Schaubilder lediglich für einen bestimmten, bei der Messung zugrunde gelegten Temperatur-Zeit-Verlauf [8], der in der Regel nicht mit Temperatur-Zeit-Verläufen im Inneren von Werkstücken übereinstimmt. Für Berechnungen des Umwandlungsverhaltens von Stählen während eines beliebigen Abkühlverlaufs ist es daher erforderlich, den Zeit-Temperatur-Verlauf in isotherme und isochrone Stufen zu unterteilen und somit die kontinuierliche Umwandlung wie eine isotherme Umwandlung in kurzen Zeitschritten bei gestuft fallender Temperatur zu behandeln [38-40]. Zur mathematischen Beschreibung des isothermen Umwandlungsverlaufs in der Perlit und Bainitstufe hat sich hierbei der Ansatz

$$w = 1 - \exp[-(b \cdot t^n)] \quad (2.1)$$

bewährt [41], wobei w der umgewandelte Phasenanteil und t die Umwandlungszeit bedeuten. Die Parameter b und n sowie deren Temperaturabhängigkeit werden durch Polynomansätze beschrieben [42]. Diese Art der Berechnung erfordert für jeden isothermen Umwandlungsschritt die Festlegung von so genannten fiktiven Inkubationszeiten, die die bereits umgewandelten Gefügeanteile der vorausgegangenen Umwandlungsschritte mit berücksichtigen. Der Einfluss des Spannungszustandes auf das ZTU-Verhalten bleibt hierbei aber genau so wie in herkömmlichen Diagrammen völlig unberücksichtigt, auch wenn in einigen Fällen bereits erste empirische Ansätze zur Berücksichtigung des Spannungszustandes in Modelle zur Beschreibung der Umwandlung eingeflossen sind [43,44]. Da die Wirkung von Spannungen und plastischen Dehnungen des Austenits auf das Umwandlungsverhalten in den drei Umwandlungsstufen von Stählen aufgrund verschiedener

Ursachen unterschiedlich stark ausgeprägt ist, wird im folgenden die Darstellung des Kenntnisstandes in die Bereiche der Martensit-, Bainit- und Perlitbildung unterteilt.

2.2.1 Spannungsabhängige Umwandlung in der Martensitstufe

In Bild 2.1 ist die Temperaturabhängigkeit der freien Gibbschen Enthalpie G für Austenit und Martensit schematisch dargestellt. Die Temperatur T_0 kennzeichnet die Gleichgewichtstemperatur der Phasen γ und α' . Zur Einleitung der martensitischen Umwandlung während der raschen Abkühlung ist allerdings ein Mindestmaß an Unterkühlung notwendig, um die erforderliche Energie zur Überwindung der Umwandlungsbarrieren bereitzustellen. Diese Energie ΔG_{erf} zur Bildung neuer Grenzflächen, Gitterfehler und elastischer Verzerrungen steht erstmalig bei der Temperatur M_S , der Martensit-Starttemperatur, zur Verfügung. Wird während der Abkühlung bei der Temperatur T_1 zwischen T_0 und M_S eine mechanische Spannung σ aufgeprägt, so steht zusätzlich zur chemischen Triebkraft, die durch die Enthalpiedifferenz $\Delta G(T_1)$ geliefert wird, eine mechanische Triebkraft $U(\sigma)$ zur Verfügung. Für den Fall, dass die Summe aus der chemischen und der mechanischen Triebkraft bei T_1 der zur Martensitbildung erforderlichen Triebkraft entspricht, ist $U(\sigma)$ gerade die kritische mechanische Triebkraft $U_{\text{krit}}(T_1)$ zur Einleitung der martensitischen Umwandlung bei der Temperatur T_1 [45]. Unterstellt man, wie in den Bildern 2.1 und 2.2 dargestellt, einen linearen Zusammenhang zwischen der Temperatur und der Differenz ΔG der freien Gibbschen Enthalpie der Phasen γ und α' , so kann angenommen werden, dass die kritische Spannung σ_y zur Bereitstellung der kritischen mechanischen Triebkraft $U_{\text{krit}}(T)$ linear mit steigender Temperatur oberhalb der Martensit-Starttemperatur zunimmt. Bei der Temperatur M_S^σ erreicht diese kritische Spannung gerade die Fließgrenze des Austenits.

Für den Fall, dass zur Aufbringung von $U_{\text{krit}}(T)$ eine Spannung nötig ist, die die Fließgrenze des Austenits bei der Temperatur T überschreitet, spricht man von dehnungsinduzierter Martensitbildung. Da eine plastische Verformung des Austenits oberhalb von M_S^σ mit der Bildung neuer Keime einen weiteren Beitrag zur Unterstützung der martensitischen Umwandlung liefert [45], besteht oberhalb von M_S^σ kein linearer Zusammenhang zwischen der Temperatur und der zur Einleitung der martensitischen Umwandlung erforderlichen, kritischen Spannung. Oberhalb der Temperatur M_d ist keine martensitische Umwandlung möglich. In Bild 2.2 sind diese Zusammenhänge schematisch zusammengefasst.

Seit den grundlegenden Arbeiten von Patel und Cohen [20] sowie Fisher und Turnbull [21] aus dem Jahr 1953 befassten sich eine Vielzahl von Veröffentlichungen mit der Veränderung des Martensitpunktes in Abhängigkeit von der Art und Höhe der aufgeprägten Spannung. Demzufolge hemmt hydrostatischer Druck die Martensitbildung [20,46], während ein- und zweiachsige Spannungen die spannungsabhängige Martensit-Starttemperatur M'_S linear erhöhen [20,47,48]. Für unterstützende Spannungszustände beträgt die Änderung $\frac{dM'_S}{d\sigma}$ in Abhängigkeit von der Legierung ca. 0,06...0,17 K/MPa, während für hydrostatische Druckspannungszustände $\frac{dM'_S}{d\sigma} \approx -0,06 \cdot \text{K/MPa}$ angegeben wird. Erfolgt die Belastung nach Umwandlungsbeginn, also unterhalb der M_S -Temperatur, so resultiert dadurch eine schlagartige Steigerung des Martensitgehalts. Durch Versuche an einer Keilzugprobe ermittelte Bhadeshia [49] eine lineare Steigerung dieses so genannten Burst-Martensits mit zunehmender Spannung.

Die durch aufgeprägte Spannungen bewirkte Unterstützung der martensitischen Phasenumwandlung ist zum überwiegenden Teil auf die Wirkung von Schubspannungen zurückzuführen, da die Bildung einer Martensitplatte mit einer großen Scherung γ_0 parallel zur Habitusebene und einer vergleichsweise kleinen Dilatation ε_0 senkrecht zur Habitusebene verbunden ist. Der Energieterm U_{mech} , der die mechanische Triebkraft zur spannungsabhängigen Phasenumwandlung liefert, errechnet sich durch die Gleichung [20]

$$U_{\text{mech}} = \tau \cdot \gamma_0 + \sigma_N \cdot \varepsilon_0 \quad (2.2)$$

wobei τ die in der Habitusebene wirkende Schubspannung und σ_N die senkrecht zur Habitusebene wirkende Normalspannung ist.

Bei der Belastung einer Probe mit der Axialspannung σ werden diejenigen Martensitvarianten begünstigt, deren Orientierung zur Spannungsachse ein Maximum an mechanischer Triebkraft erzielen. Definiert man einen Winkel θ als Winkel zwischen der Belastungsrichtung und der Normalen der Habitusebene, so ergibt sich für den Maximalwert des Energieterms $U_{\text{mech}}^{\text{max}}$ in Abhängigkeit vom Vorzeichen der Axialspannung der Ausdruck [20]

$$U_{\text{mech}}^{\text{max}} = \frac{1}{2} \sigma \cdot [\gamma_0 \sin 2\theta \pm \varepsilon_0 (1 + \cos 2\theta)] \quad (2.3)$$

Für bekannte Werte der Scherung γ_0 und Dilatation ε_0 einer martensitischen Umwandlung lassen sich die Orientierungen der durch die aufgeprägte Spannung am meisten begünstigten Martensitvarianten errechnen. Bei reiner Gitterscherung ohne Dilatationsanteil würde sich

$U_{\text{mech}}^{\text{max}}$ demnach bei dem Winkel $\theta = 45^\circ$ ergeben. Bei realen Umwandlungen, wie z.B. bei Fe-Ni-Legierungen, beträgt der bevorzugte Winkel zwischen der Axialspannung und der Habitusebene $39,5^\circ$ für Zugspannungen und $50,5^\circ$ für Druckspannungen [20]. Hierdurch ergibt sich bei martensitischer Umwandlung unter äußeren Spannungen eine gegenüber der beanspruchungsfreien Umwandlung veränderte Orientierungsverteilung der Martensitplatten [50].

Analog zur Erhöhung der Martensit-Starttemperatur erzielen äußere Spannungen – mit Ausnahme von hydrostatischen Druckspannungen – auch eine Beschleunigung der Umwandlungskinetik während der weiteren Abkühlung [47], wirken sich unterstützend auf die isotherme Martensitbildung aus [51] und beeinflussen die Karbidausscheidung während des Anlassens, so dass bestimmte Karbidvarianten bevorzugt gebildet werden [52]. Führt die äußere Belastung zu einer plastischen Verformung des Austenits, so muss die sich im Austenit ergebende Versetzungsanordnung in den Martensitkristall überführt werden. Bei verhältnismäßig kleinen plastischen Dehnungen und dementsprechend relativ wenig Gitterstörungen im Austenit ist die Aufnahme in das Martensit-Gitter noch möglich, während das Wachstum des Martensitkristalls bei größeren plastischen Verformungen lediglich bis an die Grenzen der nun zahlreich vorhandenen Gitterstörungen erfolgen kann. Somit wird die martensitische Umwandlung durch starke plastische Verformungen trotz einer starken Erhöhung der Keimzahl behindert [53]. Der verbleibende Austenit wird mechanisch stabilisiert und dadurch der Umwandlungsgrad vermindert [51].

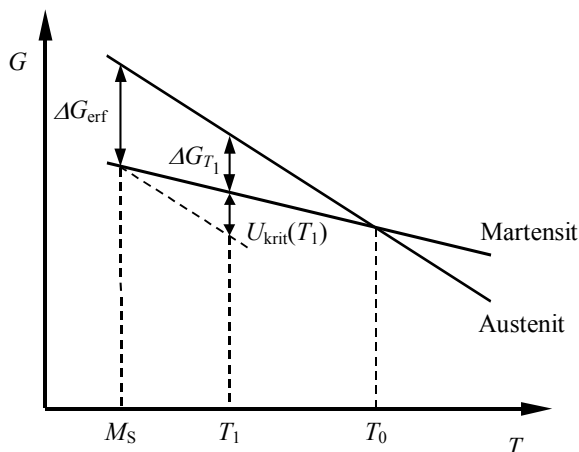


Bild 2.1: Schematische Darstellung der freien Gibbschen Enthalpie G von Martensit und Austenit in Abhängigkeit von der Temperatur T , nach [45].

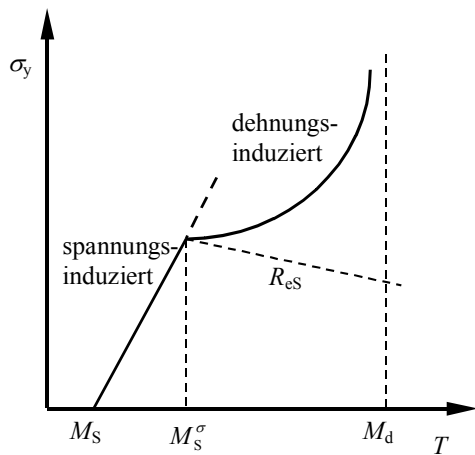


Bild 2.2: Schematische Darstellung der kritischen Spannung σ_y zur Einleitung der martensitischen Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur T , nach [45].

2.2.2 Spannungsabhängige Umwandlung in der Bainitstufe

Aufgrund der im Vergleich zu Experimenten während der martensitischen Umwandlung hohen Anforderungen an den Versuchsaufbau gibt es vergleichsweise wenige Arbeiten auf dem Gebiet der spannungsabhängigen Umwandlung in der Bainit- und Perlitstufe. Eine weitere Schwierigkeit resultiert aus der Bewertung der veröffentlichten Messergebnisse, da meistens entweder der Umwandlungsfortschritt nicht ermittelt wurde oder der Belastungszustand in engen Grenzen lag. Dennoch geht aus den Arbeiten eindeutig hervor, dass auch bei der teilweise diffusionsgesteuerten, bainitischen Umwandlung das Umwandlungsverhalten durch aufgeprägte Spannungen deutlich verändert wird [54-56]. Dadurch, dass die bainitische Umwandlung in einem ersten Schritt mit einer martensitähnlichen Gitterscherung zur Bildung des bainitschen Ferrits beginnt, gelten die in Kapitel 2.2.1 für Martensit beschriebenen Zusammenhänge zwischen den aufgeprägten Spannungszuständen und der Beeinflussung des Umwandlungsverhaltens auch für die Bainitstufe [57]. Analog zur Erhöhung der M_S -Temperatur wird demnach auch die höchste Bildungstemperatur des Bainits, die B_S -Temperatur, durch aufgeprägte ein- und zweiachsige Spannungszustände erhöht und durch hydrostatischen Druck vermindert [57]. Bei einachsigen Spannungen werden durch die zusätzliche treibende Kraft der Beginn und das Ende isothermer Umwandlungen zu kürzeren Zeiten verschoben, wobei insbesondere zu Beginn der Umwandlung sogar bei sehr niedrigen Spannungen die Umwandlungskinetik beschleunigt wird [58].

Wird der Austenit plastisch verformt, so ist die Wirkung auf das Umwandlungsverhalten von der Temperatur bei der Verformung abhängig. So wird die anschließende Phasenumwandlung bei plastischen Verformungen im metastabilen Zustand des Austenits stärker beeinflusst als

bei plastischen Verformungen bei Austenitisierungstemperatur [59]. Des Weiteren ist der Betrag der Verformung für die Wirkung auf das Umwandlungsverhalten entscheidend. Bei verhältnismäßig kleinen plastischen Dehnungen überwiegt die Unterstützung durch die Erleichterung der heterogenen Keimbildung, während bei relativ großen Verformungen die Versetzungsanordnung nicht in den Ferrit-Kristall integriert werden kann und somit die Bainitbildung behindert wird [60-61]. Diese mechanische Stabilisierung des Austenits drückt sich bei isothermer Umwandlung durch einen verminderten Umwandlungsgrad [61] und bei kontinuierlicher Umwandlung durch einen zu größeren Unterkühlungen verschobenen Umwandlungsbeginn aus [62]. Dadurch, dass auch bei großer plastischer Verformung die Inkubationszeit der isothermen Umwandlung verkürzt und die Umwandlungsrate zunächst erhöht wird, bevor eine deutliche Verlangsamung der Reaktion zu beobachten ist, kann der Einfluss von Spannungen und plastischen Verformungen auf das Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe oft nur qualitativ beschrieben werden und erfordert demnach weitere Forschungsarbeit [63]. Eine weitere Schwierigkeit besteht in der Modellierung der Karbidausscheidung während der Umwandlung, die – auch ohne die Wirkung äußerer Spannungen – entscheidend für die Kinetik der bainitischen Umwandlung ist [64]. Der Einfluss von Spannungen und plastischen Verformungen auf die Mikrostruktur wirkt sich in einer Verfeinerung des Gefüges sowie in einer Vorzugsorientierung der Platten und der Karbide des bainitischen Ferrits aus [57].

2.2.3 Spannungsabhängige Umwandlung in der Perlitstufe

Auch bei der diffusionsgesteuerten Doppelreaktion der Perlitbildung bewirken aufgeprägte einachsige Spannungen eine deutliche Veränderung des isothermen oder des kontinuierlichen Umwandlungsverhaltens [18,65,66], wobei durch Nocke *et al.* [65] bei sämtlichen isothermen Umwandlungstemperaturen ein linearer Zusammenhang zwischen der Verkürzung der Inkubationszeit und der aufgeprägten Spannung angegeben wird. Da das Wachstum von Perlitkolonien im Anschluss an eine heterogene Keimbildung erfolgt, erzielen insbesondere plastische Verformungen des Austenits durch die Erhöhung der Keimzahl sowie durch eine gesteigerte Keimbildungsrate vornehmlich zum Anfang eine starke Beschleunigung der perlitischen Umwandlung [67]. Im fortgeschrittenen Stadium der Umwandlung ist die Steigerung der Umwandlungskinetik dann auf die im verformten Gefüge gespeicherte Energie zurückzuführen [68]. Aufgrund der wirkenden Spannung wird der kritische Keimradius reduziert, wodurch das Gefüge feiner wird und der Lamellenabstand abnimmt [18].

2.3 Umwandlungsplastizität

Die Umwandlungsplastizität 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 wurde erstmals 1937 durch Wassermann [69] beschrieben und tritt bei Stählen sowohl bei kontinuierlicher als auch isothermer Umwandlung in allen Umwandlungsstufen auf. Darüber hinaus spielen umwandlungsplastische Dehnungen auch bei Phasenumwandlungen in anderen Systemen eine wichtige Rolle [70,71] und werden – wie in Kapitel 2.2 bereits erwähnt – technisch bei Formgedächtnislegierungen oder bei den so genannten TRIP-Stählen genutzt. Eine umfassende Zusammenfassung über die Thematik geben Mitter [17] sowie Fischer *et al.* [35,72]. Im folgenden werden allerdings ausschließlich Stähle betrachtet.

Die Ursachen der umwandlungsplastischen Dehnungen liegen in der Volumen- und Formänderung eines Kristalls während der Phasenumwandlung, bei der sich die weichere an der Umwandlung beteiligten Phase an die Umgebung der härteren Phase anpassen muss. Dadurch entstehen in der Umgebung der Umwandlungsfront komplizierte Eigenspannungszustände, die oftmals auch ohne die Wirkung äußerer Spannungen lokal zu plastischen Dehnungen führen können. Durch das Aufbringen einer äußeren Lastspannung wird der Eigenspannungszustand beeinflusst, so dass eine plastische Verformung in Belastungsrichtung entweder initiiert oder verstärkt wird und nach außen gemessen werden kann, z.B. [35,72].

Bei der ferritischen und perlitischen Umwandlung ist ausschließlich dieser so genannte Anpassungs- oder Greenwood-Johnson-Effekt [70] zu unterstellen, während sich bei der martensitischen und bainitischen Umwandlung zusätzlich zur Volumenänderung eine Formänderung infolge Scherung der umgewandelten Region einstellt. Aufgrund der aufgeprägten Belastung wird die Bildung von Martensit- oder Bainitplatten in einigen, energetisch günstig orientierten Richtungen bevorzugt, so dass sich – im Gegensatz zu vielkristallinen Werkstoffen bei lastfreier Umwandlung – die von Scherumwandlungen erzeugten unterschiedlichen Dehnungen senkrecht bzw. quer zur Habitusebene im Mittel nicht eliminieren und nach außen eine anisotrope, also umwandlungsplastische Dehnung messbar wird. Dieser Effekt der nicht zufälligen Orientierungsverteilung wurde zuerst von Magee [50] an Martensit beschrieben und wird daher Orientierungs- oder Magee-Effekt genannt. Der Anteil des jeweiligen Effektes an der gesamten umwandlungsplastischen

Dehnung ist von der Umwandlungsart, der Höhe der Belastung und vom bereits umgewandelten Phasenanteil abhängig [73,74].

Bei einer Belastung durch einachsige konstante Spannungen σ , die im Vergleich zur Austenit-Fließgrenze σ_F klein sind, lassen sich die während der Umwandlung auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen ε_{UP} in Belastungsrichtung durch die einfache Beziehung

$$\varepsilon_{UP} = K \cdot \sigma \cdot f(w) \quad (2.4)$$

beschreiben. Der Proportionalitätsfaktor $K = \left. \frac{d\varepsilon_{UP}}{d\sigma} \right|_{\sigma \rightarrow 0}$ wird i.a. als Materialumwandlungs-

konstante bezeichnet und ist neben der Legierung, der Umwandlungstemperatur und der Umwandlungsart auch von der Art der Spannung abhängig [47]. Die Funktion $f(w)$ beschreibt die Abhängigkeit der umwandlungsplastischen Dehnung vom umgewandelten Phasenanteil w . Entgegen früherer Annahmen, z.B. [75], ist mittlerweile unstrittig, dass es sich bei $f(w)$ um keine lineare Funktion handeln kann. In der Literatur werden für die Berechnung der Konstanten K sowie für die Funktion $f(w)$ von verschiedenen Autoren unterschiedliche Vorschläge genannt. So wird für den K -Wert eine Berechnungsvorschrift nach dem Muster

$$K = c \cdot \frac{1}{\sigma_F} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V} \right) \quad (2.5)$$

vorgeschlagen, wobei der Faktor c im Bereich von 0,25 bis 0,83 angegeben wird [70,76,77]. Für die Funktion $f(w)$ gibt es eine Vielzahl von Vorschlägen, die Besserdich [1] zusammenfasst. Am weitesten verbreitet sind jedoch die Modelle von Leblond *et al.* [77]

$$f(w) = [1 - \ln(w)] \cdot w \quad (2.6)$$

sowie von Denis *et al.* [3]

$$f(w) = w \cdot (2 - w) \quad (2.7)$$

Für größere konstante Spannungen, die die Fließgrenze des Austenits erreichen oder sogar überschreiten, besteht zwischen der aufgeprägten Lastspannung und dem Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen nach abgeschlossener Umwandlung kein linearer Zusammenhang mehr. Diese Abweichung muss bei der Berechnung der umwandlungsplastischen Dehnungen unter der Wirkung von hohen Spannungen berücksichtigt werden, z.B. [35,72].

Mittlerweile beschreiben neuere Modelle die zeitliche Änderung der umwandlungsplastischen Dehnungen $\dot{\varepsilon}_{UP}$ in linearer Abhängigkeit vom Spannungszustand [72], der sich aus einer

Kombination von inneren und äußeren Spannungen zusammensetzt. Dass der Kenntnisstand über die Umwandlungsplastizität allerdings längst noch nicht zur Modellierung komplexer Belastungen ausreicht, zeigen einfache Experimente mit einer Probenentlastung während der Phasenumwandlung, bei denen ein gewisser Teil der bereits gebildeten umwandlungsplastischen Dehnungen wieder zurückgebildet wird [78]. Für diese Rückverformung gibt es mehrere Erklärungsansätze. Videau *et al.* [47] gehen von der Wirkung innerer Spannungen aus, die durch die anfänglich von außen belastete Umwandlung und der damit verbundenen Umwandlungsplastizität im Gefüge entstehen und nach Entlastung auf den noch nicht umgewandelten Austenit Spannungen mit entgegengesetztem Vorzeichen ausüben. Im weiteren Verlauf der Umwandlung führt dieser Eigenspannungszustand – ähnlich wie beim Bauschinger-Effekt – zu entgegengesetztem plastischen Fließen, das nach außen als rückläufige umwandlungsplastische Dehnung messbar wird. Im Gegensatz dazu führen Fischer *et al.* [78] die Rückverformung allein auf die durch den Eigenspannungszustand veränderte Variantenauswahl zurück, so dass nach Entlastung im weiteren Verlauf der Umwandlung eine Art Anpassung der neu gebildeten Varianten an die vorher gebildeten Varianten erfolgt und letztlich die rückläufige Formveränderung bewirkt.

3 Experimentelles

3.1 Werkstoff und Probenform

Der für die Untersuchungen verwendete Werkstoff war ein hinreichend umwandlungsträger und bei Abkühlung auf Raumtemperatur vollständig umwandelnder Stahl aus der Produktion der Thyssen-Krupp Stahl AG mit der in Tabelle 3.1 angegebenen chemischen Zusammensetzung.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des Versuchsstahls.

Element	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si
Ma.-%	0,39	1,97	1,43	0,17	0,24	0,29

Dieser niedrig legierte Kaltarbeitsstahl (Werkstoff-Nummer 1.2312) ist zur verzugsarmen Fertigung von Werkzeugen und Formen gut geeignet [79] und wurde im vergüteten Zustand (Härte 310 HV30) angeliefert.

Zur Beurteilung des Einflusses der Kohlenstoffkonzentration auf das spannungsabhängige Umwandlungsverhalten, auf die umwandlungsplastischen Dehnungen sowie auf die mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits wurden ausgewählte Experimente mit verändertem Kohlenstoffgehalt wiederholt. Zu diesem Zweck wurden einige Proben auf 1,0 Ma.-% C im gesamten Volumen aufgekocht¹, ohne dass die Konzentration der übrigen Legierungselemente verändert wurde. Die homogene Aufkohlung im gesamten Volumen des Messbereichs war nur deshalb möglich, da als Proben lange, dünnwandige Hohlproben mit 1 mm Wandstärke verwendet wurden, siehe Bilder 3.1 und 3.2. Als Probenform für die Zugversuche am unterkühlten Austenit vor Umwandlungsbeginn sowie für isotherme Umwandlungen unter konstanten Dehnraten und im Anschluss an aufgeprägte plastische Verformungen wurde eine im Vergleich zu Bild 3.1 leicht modifizierte Probengeometrie mit einer Gesamtlänge von 150 mm und einer entsprechend längeren parallelen, zylindrischen Länge von 108 mm verwendet.

¹ Besonderer Dank gilt in diesem Zusammenhang Herrn Dr.-Ing. Gerhard Besserlich für die Aufkohlung der Proben.

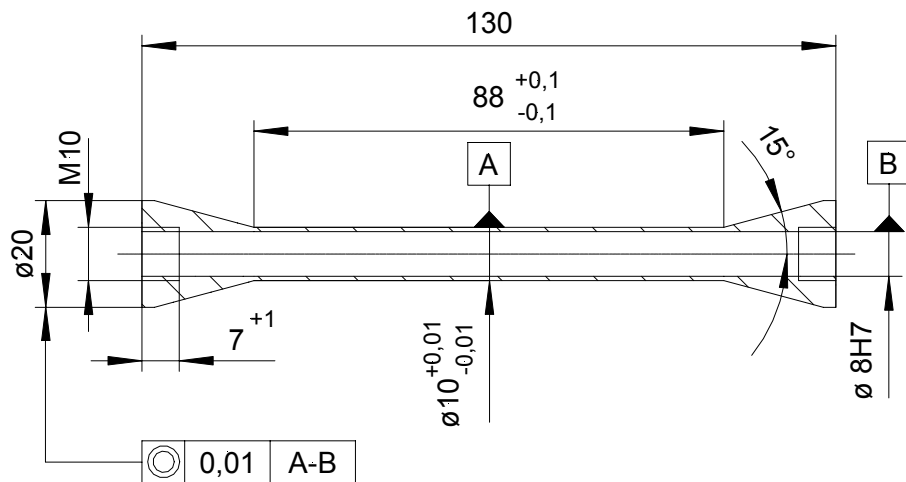


Bild 3.1: Probengeometrie für Umwandlungen unter Zugspannungen.

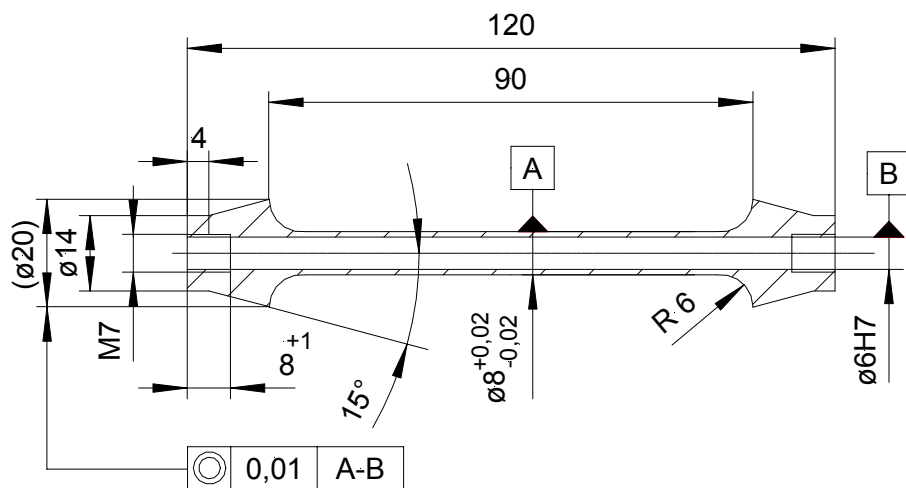


Bild 3.2: Probengeometrie für Umwandlungen unter Druckspannungen.

3.2 Versuchsstände

Die grundlegende Prinzipskizze für die beiden im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Versuchsstände zeigt Bild 3.3. Die Austenitisierung der Proben erfolgte bei beiden Apparaturen konduktiv mittels regelbaren Gleichstromquellen mit maximalen Stromstärken von 0,6 bzw. 1,0 kA. Als Abkühlmedium für die ebenfalls regelbaren Gasabschreckvorrichtungen, die aus jeweils 16 auf die Probe gerichteten Flachstrahldüsen aufgebaut waren, wurde Stickstoff eingesetzt. Zur Abschreckung auf Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur konnte in die Gaszuführung der Abschreckvorrichtungen eine Kühlschleife aus Kupfer installiert werden, die, in ein Dewargefäß mit flüssigem Stickstoff getaucht, das durchströmende Gas stark abkühlt, bevor es auf die Probe strömt.

Die Temperatur wurde über Pyrometer und – für die Abschreckung auf niedrigere Temperaturen unterhalb des Messbereichs der Pyrometer – über ein angeschweißtes Ni/Cr-

Ni-Thermoelement gemessen. Die Längs- und die Querdehnung wurden über zwei Hochtemperatur-Extensometer sowie die Kraft über in den Laststrang eingebaute Kraftmessdosen gemessen. Aus den Messwerten der Längsdehnung ε_L , der Radialdehnung ε_R und der Kraft F wurden unter Berücksichtigung der Probengeometrie die Nennspannung σ_n , die wahre Spannung σ , die Gesamtdehnung ε_t und die wahre Dehnung φ_t berechnet. Die Volumenänderung $\Delta V/V$ wurde durch

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 + \varepsilon_L) \cdot (1 + \varepsilon_R)^2 - 1 \quad (3.1)$$

und die umwandlungsplastische Dehnung in Belastungsrichtung ε_{UP} durch

$$\varepsilon_{UP} = \varepsilon_L - \frac{\Delta V}{3V} \approx \frac{2}{3}(\varepsilon_L - \varepsilon_R) \quad (3.2)$$

berechnet.

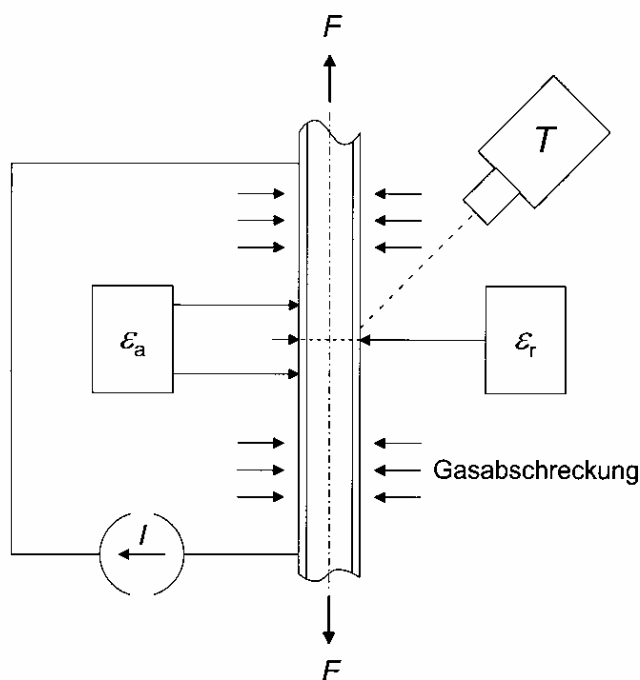


Bild 3.3: Schematischer Versuchsaufbau der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Versuchsstände zur Ermittlung des beanspruchungsabhängigen ZTU-Verhaltens und der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits.

Zur Erfassung des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens und der umwandlungsplastischen Dehnungen wurde ein spezielles Dilatometer konstruiert. Mit dieser Weiterentwicklung eines am Institut für Werkstoffkunde 1 der Universität Karlsruhe bestehenden Versuchsstandes [1] ist es möglich, während einer kontinuierlichen oder auch

isothermen Phasenumwandlung einachsige Druck- oder Zugspannungen bis maximal ± 200 MPa aufzuprägen. In Bild 3.4 ist eine Gesamtansicht des Versuchsstandes als Anordnung für einachsige Zugbelastungen skizziert. Die Probenbelastung erfolgt hierbei über den axial geführten Laststrang und den Hebel durch das Absenken von Gewichten, die auf einem beidseitig wirkenden Pneumatikzylinder mit elektrisch schaltendem Ventil aufliegen. Durch Umsetzen des Hebelaufagers kann die Belastungsart zwischen Zug- und Druckbelastung variiert werden. Weiterhin bietet der Versuchsstand die Möglichkeit, zweiachsige Spannungszustände durch gleichzeitig wirkende Zug- und Torsionsbeanspruchung mit in weiten Grenzen einstellbaren Vergleichsspannungen aufzuprägen. Hierzu ist es allerdings notwendig, an der durch ein Axiallager drehbaren oberen Probeneinspannung einen weiteren Hebel zu befestigen sowie weitere absenkbar Gewichte anzubringen. Diese Vorrichtung ist aber zur verbesserten Übersichtlichkeit in Bild 3.4 nicht mit dargestellt.

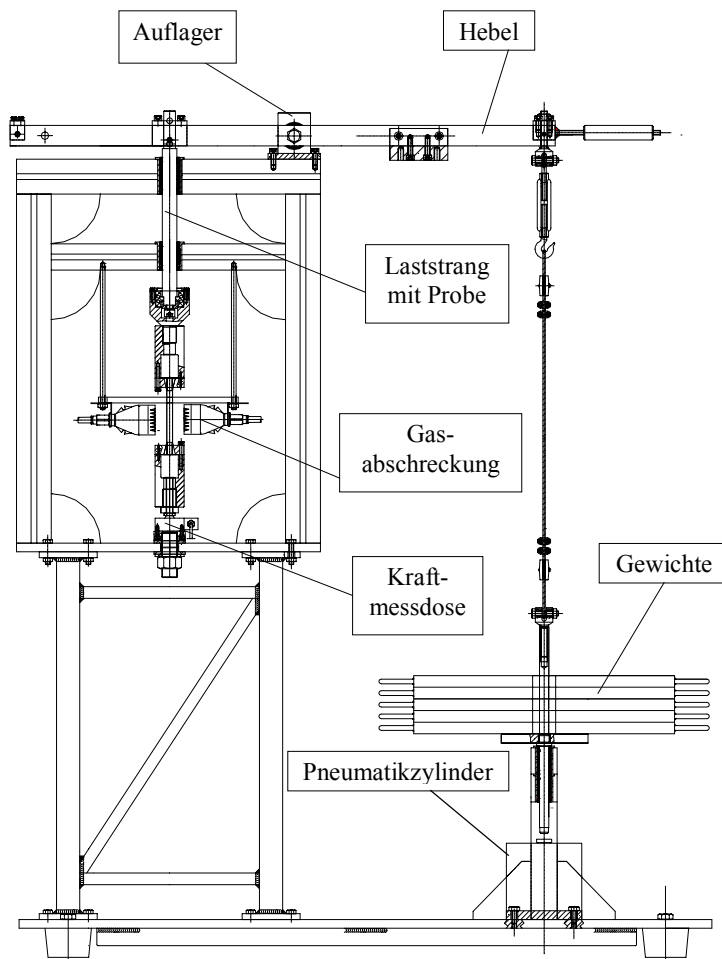


Bild 3.4: Prinzipskizze des Belastungsdilatometers. Die Darstellung zeigt die Anordnung für Zugbelastungen. Temperatur- und Dehnungsmessung sind nicht dargestellt.

Zur Erfassung des Umwandlungsverhaltens im Anschluss an eine plastische Verformung sowie unter aufgeprägten, konstanten Dehnraten wurde eine um eine Aufheiz- und eine Abschreckvorrichtung erweiterte Universalprüfmaschine vom Typ Zwick 1488 eingesetzt. Des weiteren wurde der Versuchsstand zur Ermittlung des mechanischen Verhaltens des unterkühlten Austenits vor Umwandlungsbeginn eingesetzt. Eine Photographie des Probenraums dieses Versuchsstandes zeigt Bild 3.5. Neben der Probe (1) sind in Bildmitte deutlich die Stromzuführung (2) zur Erwärmung, die Gasabschreckvorrichtung mit Flachstrahldüsen (3) zur Abkühlung sowie im Vordergrund das wassergekühlte Hochtemperatur-Extensometer (4) zur Messung der Probenquerdehnung zu erkennen.

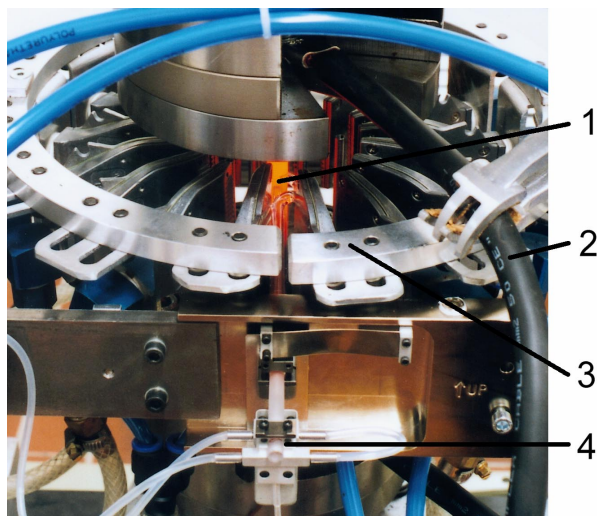


Bild 3.5: Photographie des Probenraums in der Universalprüfmaschine mit Dilatometer. Erkennbar sind die Probe (1), die Stromzuführung (2), das Gasdüsenfeld (3) sowie das Extensometer für die Messung der Querdehnung (4).

3.3 Versuchsablauf

Zur Erfassung des Umwandlungsverhaltens oder auch der mechanischen Eigenschaften vor Umwandlungsbeginn wurden die Proben zunächst 15 Minuten bei 860° C austenitisiert (aufgeheizt in 3 Minuten). Bei martensitischer Umwandlung erfolgte die Abschreckung bei dem Stahl mit 0,4 Ma.-% C bis auf Raumtemperatur und bei dem aufgekohlten Stahl mit 1,0 Ma.-% C bis auf -20° C. Bei isothermer bainitischer oder perlitischer Umwandlung bzw. bei den Zugversuchen vor Umwandlungsbeginn wurde nach der Austenitisierung auf eine in weiten Grenzen einstellbare Temperatur abgekühlt, die bis zum Versuchsende konstant gehalten wurde. Zur Minimierung der Abkühlspannungen und eventuell auftretender plastischer Verformung des Austenits wurden alle Proben bis 740° C zunächst an ruhender Luft, danach aber mit geregelter Gasabschreckung abgeschreckt. Der axiale Temperaturgradient in der Probenmesslänge von 16 mm betrug während der Austenitisierung

maximal 6° C. Im Falle konstanter Belastungen während der Umwandlung erfolgte die Belastung stoßfrei bei einer Temperatur ca. 40° C oberhalb der M_S -Temperatur bzw. unmittelbar nach Erreichen der isothermen Umwandlungstemperatur. In anderen Fällen wurden die Proben unmittelbar nach dem Abschrecken auf Umwandlungstemperatur um einen einstellbaren Verformungsgrad mit hoher Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ plastisch verformt und anschließend sofort wieder entlastet, wobei die Zeitspanne der Be- und Entlastung grundsätzlich weniger als 4 Sekunden betrug. Erwähnenswert ist hierbei, dass im Gegensatz zu vielen Arbeiten über das Umwandlungsverhalten im Anschluss an plastische Verformungen (z.B. [61]) der Probenmessbereich homogen verformt werden konnte.

Bei Versuchen mit aufgeprägten, konstanten Dehnrates zwischen $6,67 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ und $5,0 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ während der Phasenumwandlung setzte die Belastung ebenfalls unmittelbar nach Erreichen der isothermen Umwandlungstemperatur ein, wobei – wie auch bei den Experimenten im Anschluss an plastische Verformungen – die Umwandlungstemperatur deutlich unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Austenits lag [80].

Zur Beurteilung des Umwandlungsverhaltens und des Verlaufs der umwandlungsplastischen Dehnungen bei wechselnden Lasten, wie sie beispielsweise bei der Wärmebehandlung realer Bauteile auftreten, wurde bei einigen Versuchen die Probe während der Umwandlung wieder entlastet.

Die Zugversuche am unterkühlten Austenit im metastabilen Zustand wurden bei konstanter Traversengeschwindigkeit durchgeführt. Die Anfangs-Dehnrates während der elastischen Verformung betrug hierbei $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Somit wurden die in der Norm für Zugversuche bei erhöhter Temperatur DIN EN 10002-5 (1991) [81] definierten Grenzen von zulässigen Beanspruchungsgeschwindigkeiten ($0,001 \cdot \text{min}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 0,005 \cdot \text{min}^{-1}$) zur Bestimmung von Streck- und Dehngrenzen bei erhöhter Temperatur eingehalten. Der Temperaturbereich, in dem die Zugversuche am unterkühlten Austenit vor Umwandlungsbeginn durchgeführt wurden, erstreckte sich bei dem Stahl mit 0,4 Ma.-% C von 350 bis 650° C und bei dem aufgekohlten Stahl mit 1,0 Ma.-% C von 300 bis 550° C. Versuche bei niedrigerer Temperatur waren aufgrund einsetzender martensitischer Umwandlung nicht möglich. Die obere Temperatur-Grenze ergab sich durch – insbesondere beim aufgekohlten Stahl – rasch einsetzende Perlitbildung.

Die Bilder 3.6 bis 3.9 zeigen die Versuchsabläufe ab Austenitisierung in Abhängigkeit von der Versuchszeit für Experimente zur Erfassung des Umwandlungsverhaltens während oder nach einer äußeren Belastung. So veranschaulichen die Bilder 3.6 und 3.7 den Temperatur-, Nennspannungs-, und Volumenänderungsverlauf für Versuche mit konstanter Belastung

während der kontinuierlichen (Bild 3.6) und der isothermen (Bild 3.7) Umwandlung. In den Bildern 3.8 und 3.9 sind Experimente mit aufgeprägter plastischer Verformung vor Umwandlungsbeginn (Bild 3.8) sowie mit konstanter Dehnrage (Bild 3.9) während der isothermen Umwandlung dargestellt.

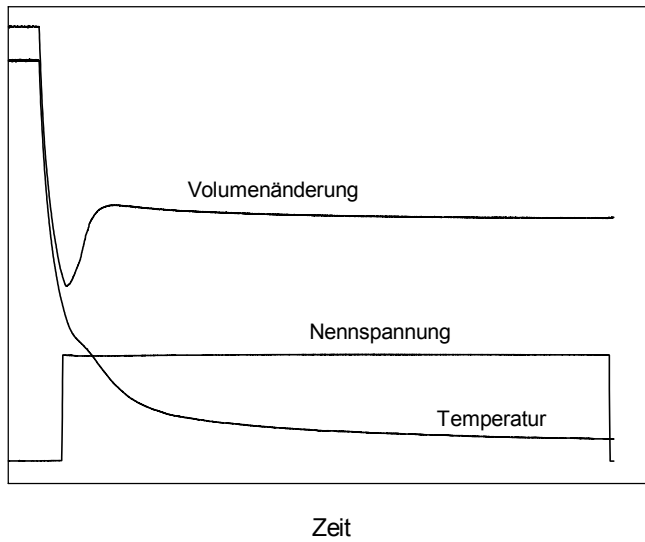


Bild 3.6: Versuchsablauf zur Ermittlung des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens bei kontinuierlicher Umwandlung.

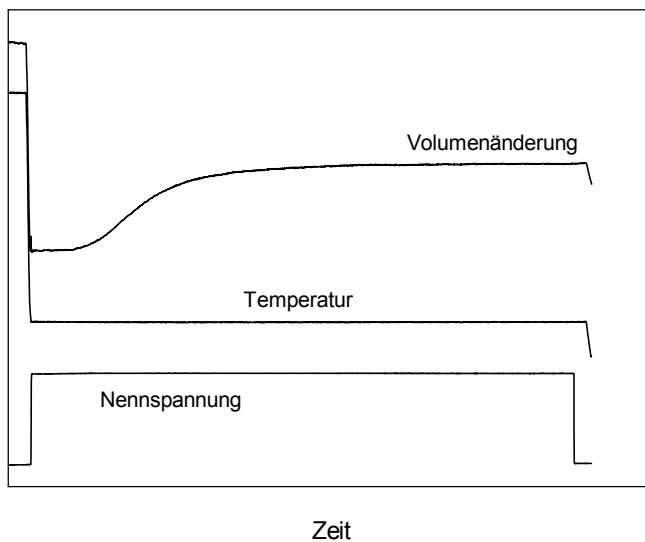


Bild 3.7: Versuchsablauf zur Ermittlung des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens bei isothermer Umwandlung.

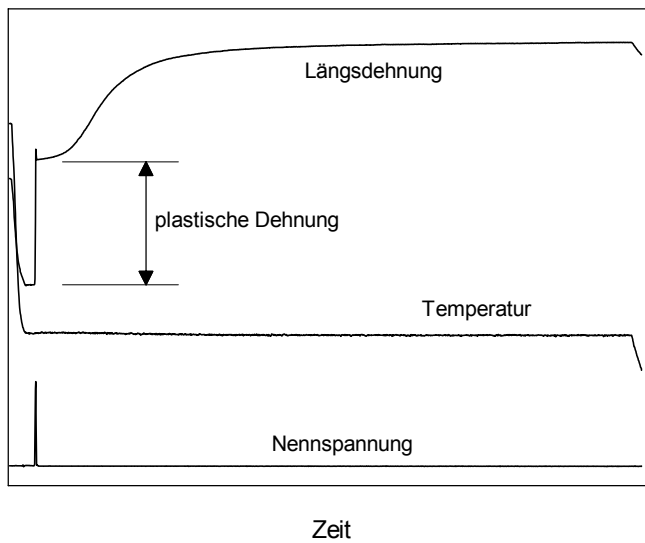


Bild 3.8: Versuchsablauf zur Ermittlung des isothermen Umwandlungsverhaltens im Anschluss an plastische Verformungen des Austenits vor Umwandlungsbeginn.

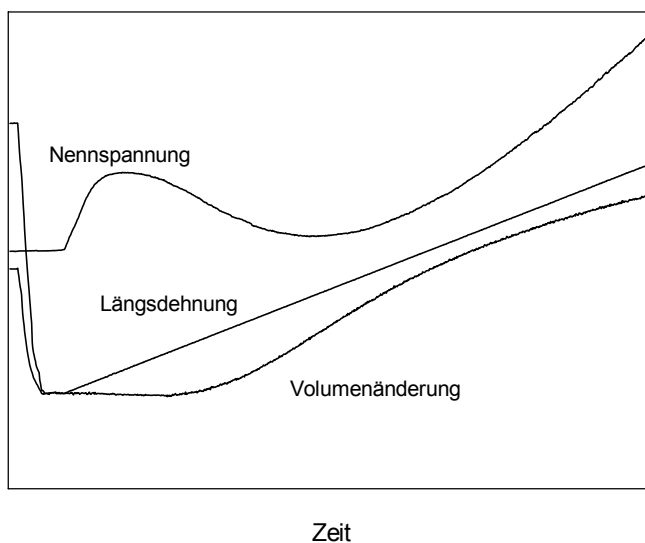


Bild 3.9: Versuchsablauf zur Ermittlung des isothermen Umwandlungsverhaltens während aufgeprägter Dehnungen mit konstanter Dehnrage.

3.4 Bestimmung des Restaustenitgehaltes

Zur Messung des Restaustenitgehaltes der unter verschiedenen Bedingungen wärmebehandelten Proben wurden aus der Mitte des Probenmessbereichs Segmente mit einer Fläche von ca. $0,8 \times 1,0 \text{ cm}^2$ herausgetrennt. Zur Vermeidung von Messfehlern infolge verformungsinduzierter Phasenumwandlung während der Probenpräparation wurde von der Segment-Oberfläche vor der Messung mindestens 0,1 mm elektrolytisch abgetragen. Hierzu wurde ein alkoholischer Elektrolyt mit 5% Perchlorsäure bei -15° C und 30 V Spannung

verwendet. Der Restaustenitgehalt wurde durch Röntgendiffraktometrie mit Mo-K α Strahlung ermittelt², wobei die in der Tabelle 3.2 angegebenen Gitterebenen mit den entsprechenden R-Faktoren vermessen wurden.

Tabelle 3.2: Vermessene Gitterebenen und R-Faktoren zur Bestimmung des Restaustenitgehaltes wärmebehandelter Proben.

Austenit	R-Faktoren	$2\theta_0$
{200}	624	22,700
{220}	388	32,440
{311}	428	38,230
Ferrit/Martensit	R-Faktoren	$2\theta_0$
{200}	262	28,838
{211}	524	35,220
{321}	183	55,300

Für den aufgekohlten und somit karbidreichen Stahl wurden die Messwerte jeweils nach Ansätzen von Schwendemann [82] berechnet, bei denen der {211}-Peak, der aufgrund einer Überlagerung der {211}-Interferenz des Ferrits/Martensits mit einem Karbid-Reflex zu großen Standardabweichungen führt, unberücksichtigt bleibt.

3.5 Lichtmikroskopie

Zur Beurteilung der unter verschiedenen Bedingungen wärmebehandelten Proben durch ein Lichtmikroskop (Zeiss Axiophot) wurden sowohl in Längs- bzw. Belastungsrichtung als auch senkrecht dazu in Querrichtung Schliffe angefertigt, die jeweils einen repräsentativen Bereich des Probenmessbereichs zeigen. Zur Kontrastierung wurden verschiedene Ätzmittel eingesetzt, und zwar zur Beurteilung der Struktur 3%-ige HNO₃, zur Unterscheidung einzelner Gefügebestandteile Beraha 1 [83], zur Größenbestimmung der ehemaligen Austenitkörner ein Gemisch aus gesättigter wässriger Pikrinsäurelösung, 0,1% Salzsäure und Entspannungsmittel [83].

3.6 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Die zur lichtmikroskopischen Untersuchung angefertigten Längs- und Querschliffe wurden zur Beurteilung der mikrostrukturellen Veränderungen der umgewandelten Gefüge zusätzlich

² Besonderer Dank gilt in diesem Zusammenhang Herrn Dr.-Ing. Wolfgang Zinn (Institut für Werkstofftechnik der Universität Kassel) für die Messung des Restaustenitgehaltes.

im Rasterelektronenmikroskop (Philips XL 40 ESEM) untersucht. Hierzu wurden die Proben mit 3%-iger HNO_3 unmittelbar vor der Untersuchung tiefgeätzt und mit einer dünnen Goldschicht besputtert.

3.7 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Die Entnahme eines Probensegmentes für die Untersuchungen am Transmissionselektronenmikroskop (Philips CM 200) erfolgte aus der Mitte des Probenmessbereichs parallel zur Belastungsrichtung. Danach wurde das entnommene Probensegment der Größe von ca. $5 \times 5 \text{ mm}^2$ auf eine Dicke von ca. $150 \mu\text{m}$ geschliffen. Aus diesem Plättchen wurde eine Scheibe mit einem Durchmesser von 3 mm gestanzt, die anschließend beidseitig so lange elektrolytisch gedünnt wurde, bis es in einigen Bereichen durchstrahlbar war. Die besten Ergebnisse bezüglich der Durchstrahlbarkeit wurden unter Verwendung des Elektrolyten Ethanol mit 5% Perchlorsäure bei -15°C und 30 V Spannung erzielt. Falls es zur Verbesserung der Probenqualität nötig war, konnten die Proben für den letzten Materialabtrag noch in einer Ionenätzenanlage unter Verwendung von Argon-Ionen abschließend poliert werden.

4 Ergebnisse

4.1 Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits

Da die Umwandlung des Austenits in Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit mit einer deutlich ausgeprägten Volumenänderung verbunden ist und ein Zugversuch ohne Phasenumwandlung im Vergleich hierzu näherungsweise unter Volumenkonstanz abläuft, kann durch die experimentelle Erfassung der Volumenänderung $\Delta V/V$ der Zeitpunkt einsetzender Umwandlung relativ genau bestimmt werden. Daher können die Folgen einer beginnenden Phasenumwandlung auf den Verlauf der Zugkurven des Austenits bis zu dem Zeitpunkt des anhand der Messdaten ermittelten Beginns der Phasenumwandlung unberücksichtigt bleiben.

Die Bilder 4.1 und 4.2 veranschaulichen den Einfluss einsetzender Umwandlung auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten durch die Darstellung verschiedener Messwerte in Abhängigkeit von der Zeit von Zugversuchen, die bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt wurden und bei denen der Beginn der isothermen Umwandlung sehr stark differiert. Wie an dem Verlauf der Volumenänderung zu erkennen ist, können bei dem in Bild 4.1 dargestellten Zugversuch keine Rückschlüsse auf eine beginnende Umwandlung gezogen werden. Offensichtlich ist der Austenit bei der Prüftemperatur von 550°C so stabil, dass weder durch Spannungen noch durch plastische Verformungen von ca. 1,5 % die isotherme Phasenumwandlung in der dargestellten Zeitspanne induziert werden kann. Bei dem in Bild 4.2 dargestellten Versuch bei der Prüftemperatur von 600°C ist jedoch bereits ab ca. 15 Sekunden nach Versuchsstart eine deutliche Volumenänderung feststellbar, die eindeutig auf einsetzende perlitische Umwandlung zurückzuführen ist. Der drastische Einfluss beginnender Umwandlung auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten wird nun deutlich, wenn man den im Vergleich zum Versuch bei 550°C stärkeren Anstieg der Nennspannung bei dem Versuch bei 600°C nach einsetzender Perlitumwandlung betrachtet. In Abhängigkeit vom umgewandelten Volumen steigt die Nennspannung trotz gleicher Traversengeschwindigkeit und höherer Temperatur in Bild 4.2 aufgrund von Verfestigungseffekten durch die neu gebildete Phase erheblich schneller an als bei dem in Bild 4.1 dargestellten Versuch, obwohl im Vergleich zu dem Versuch bei 550°C eine weniger stark ausgeprägte Verfestigung erwartet worden wäre.

Durch Zugversuche, die im Anschluss an die vollständig abgelaufene, isotherme Umwandlung bei Umwandlungstemperatur durchgeführt wurden, konnte das mechanische Verhalten des entstandenen Gefüges bei Umwandlungstemperatur ermittelt werden, vgl. Kapitel 4.5.1. So ist beispielsweise beim Stahl mit 0,4 Ma.-% C die 0,01% Dehngrenze $R_{p0,01}$ des perlitischen Gefüges bei 595°C mit $R_{p0,01} = 170\text{ MPa}$ mehr als doppelt so groß wie die des Austenits bei 600°C . Dieser Unterschied der 0,01% Dehngrenzen ist bei der

Umwandlungstemperatur von 350° C noch deutlicher ausgeprägt. So ergibt sich bei dem bei 350° C isotherm gebildeten, bainitischen Gefüge eine mit $R_{p0,01} = 500$ MPa mehr als drei Mal so große 0,01% Dehngrenze wie beim Austenit bei derselben Prüftemperatur von 350° C. Diese großen Streckgrenzenunterschiede sind für den oben beschriebenen und in den Bildern 4.1 u. 4.2 dargestellten drastischen Einfluss der beginnenden Phasenumwandlung auf die Zugverfestigungskurven hauptsächlich verantwortlich und machen deutlich, dass zur Ermittlung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des unterkühlten Austenits die Messung des während des Zugversuchs umgewandelten Volumenanteils unbedingt erforderlich ist.

Aufgrund dieses relativ hohen experimentellen Aufwands sind in der Literatur nur sehr selten mechanische Kennwerte angegeben, die zudem im allgemeinen auf Druckversuchen basieren [43]. Ein weiterer wichtiger Grund für die bestehenden Schwierigkeiten bei der Durchführung derartiger Experimente ist, dass insbesondere bei praxisrelevanten, ölhärtenden niedrig legierten Stählen die für einen Zugversuch zur Verfügung stehende Zeit – nämlich die Inkubationszeit der isothermen Phasenumwandlung – i.d.R. sehr gering ist. Des weiteren wird diese Inkubationszeit häufig durch die während des Zugversuchs aufgeprägten Spannungen und Verformungen weiter verkürzt, so dass sich die effektive Inkubationszeit, wie in Bild 4.3 schematisch dargestellt, von Δt auf Δt^* verkürzt. Für viele niedrig legierte Stähle beträgt dieses Δt^* nur wenige Sekunden. Im folgenden werden allerdings ausschließlich Zugkurven betrachtet, bei denen einsetzende Phasenumwandlung ausgeschlossen werden konnte.

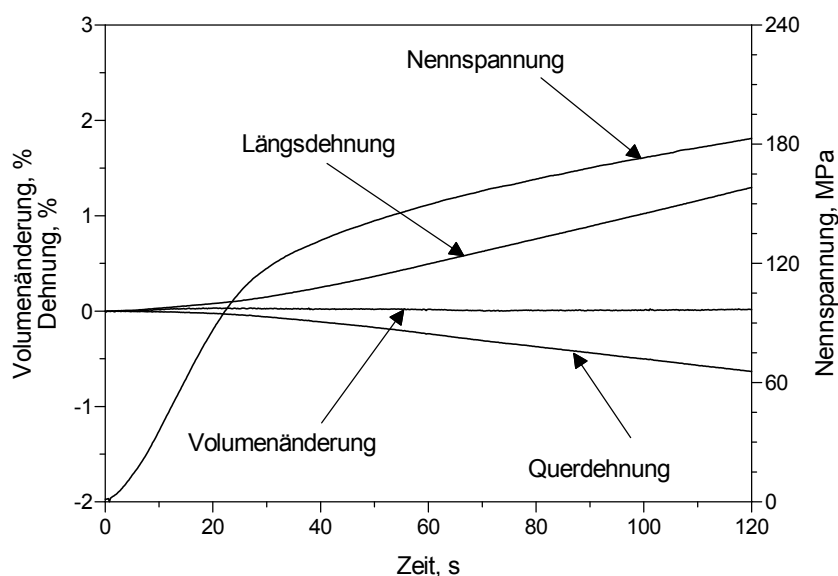


Bild 4.1: Zugversuch vor einsetzender Austenitumwandlung im umwandlungsträgen Temperaturbereich, Temperatur $T = 550^{\circ} \text{C}$, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

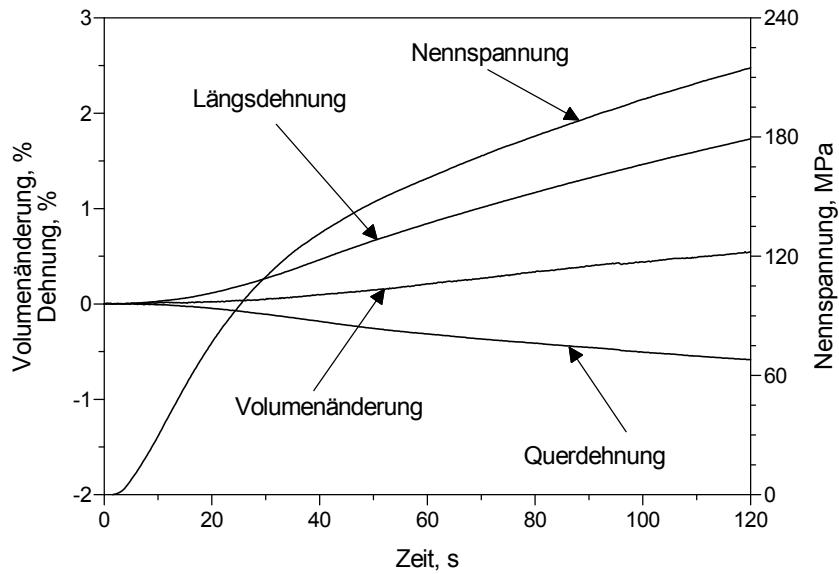


Bild 4.2: Zugversuch bei einsetzender Austenitumwandlung, Temperatur $T = 600^{\circ}\text{C}$, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

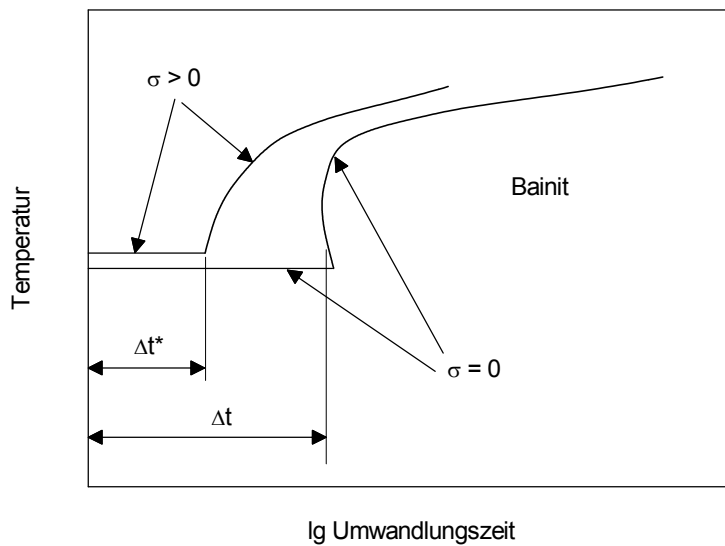


Bild 4.3: Schematisches ZTU-Diagramm zur Verdeutlichung des Effektes von Spannungen auf die Phasenumwandlung. Δt^* kennzeichnet die verfügbare Zeit zur Durchführung eines Zugversuchs im austenitischen Zustand vor einsetzender Phasenumwandlung.

4.1.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C

In Bild 4.4 sind die Zugverfestigungskurven des unterkühlten Austenits für den niedrig legierten Stahl mit 0,4 Ma.-% C für verschiedene Temperaturen dargestellt. Wie erwartet steigen sowohl die Elastizitätsmoduln als auch die Dehngrenzen – bei jeweils gleicher plastischen Verformung – mit fallender Prüftemperatur an. Bild 4.5 zeigt diesen Sachverhalt beispielhaft anhand des Verlaufs des Elastizitätsmoduls und der 0,1 % Dehngrenze $R_{p0,1}$ in

Abhängigkeit von der Temperatur. Bemerkenswert und nicht erwartet ist der starke Verlust an Festigkeit mit steigender Temperatur. So bewirkt eine Temperaturerhöhung um 300° C einen Abfall der 0,1% Dehngrenze um ca. 50%.

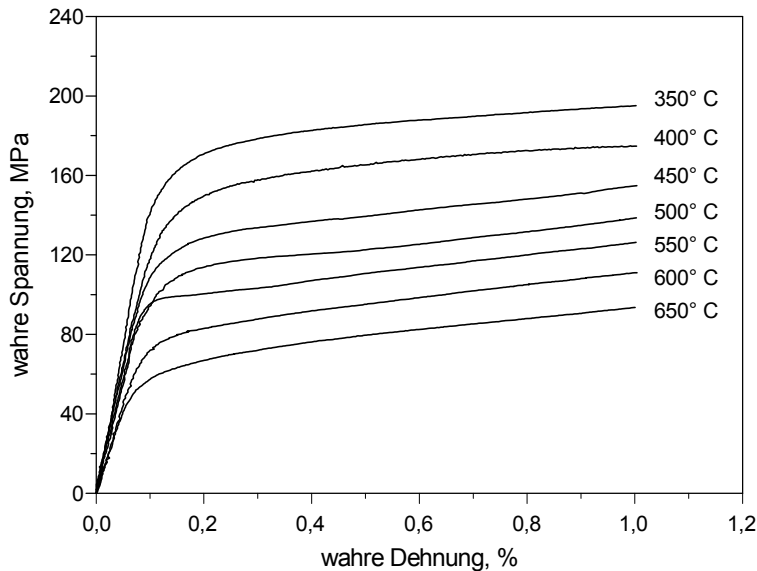


Bild 4.4: Zugverfestigungskurven des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

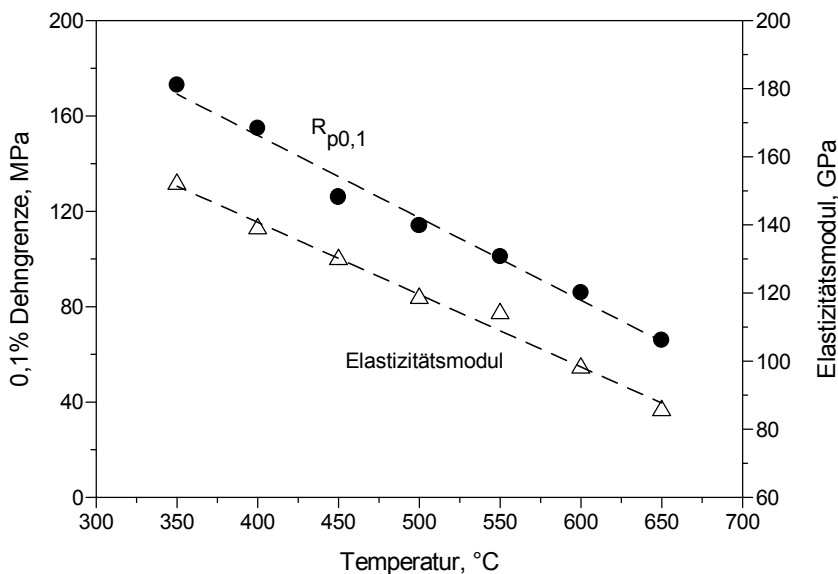


Bild 4.5: $R_{p0,1}$ und Elastizitätsmodul des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

4.1.2 Stahl mit 1,0 Ma.-% C

Durch die Erhöhung der Kohlenstoffkonzentration des Stahls auf 1,0 Ma.-% C infolge eines Aufkohlungsprozesses konnte der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die mechanischen Eigenschaften des Austenits untersucht werden. Aufgrund der niedrigeren M_S -Temperatur

(165° C anstatt 315° C im Fall des Stahls mit 0,4 Ma.-% C) konnte der Bereich der Zugversuche zu tieferen Temperaturen erweitert werden, ohne dass Martensitbildung einsetzte. Um einen Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das mechanische Verhalten auszuschließen, wurden die aufgekohlten Proben bei denselben Bedingungen austenitisiert wie die nicht-aufgekohlten Proben (15 Minuten bei 860° C, aufgeheizt in 3 Minuten). Auch die Versuchsparameter wie Probengeometrie oder Spannungsanstiegsgeschwindigkeit im elastischen Bereich blieben unverändert. Die ermittelten Zugverfestigungskurven des unterkühlten Austenits für den aufgekohlten Stahl sind in Bild 4.6 dargestellt. Die Temperaturabhängigkeit der 0,1% Dehngrenze $R_{p0,1}$ und des Elastizitätsmoduls zeigt Bild 4.7. Wie bei dem nicht aufgekohlten Stahl mit 0,4 Ma.-% C bewirkt auch bei dem aufgekohlten Stahl eine Temperaturerhöhung um 300° C einen Abfall der 0,1% Dehngrenze um ca. 50%. Der Elastizitätsmodul ist wie erwartet nur geringfügig vom Kohlenstoffgehalt abhängig und somit für beide Stähle bei jeweils gleicher Versuchstemperatur in etwa identisch, wobei der Zahlenwert aufgrund der höheren Fließgrenze der aufgekohlten Proben beim Stahl mit 1,0 Ma.-% C mit höherer Genauigkeit ermittelt werden konnte.

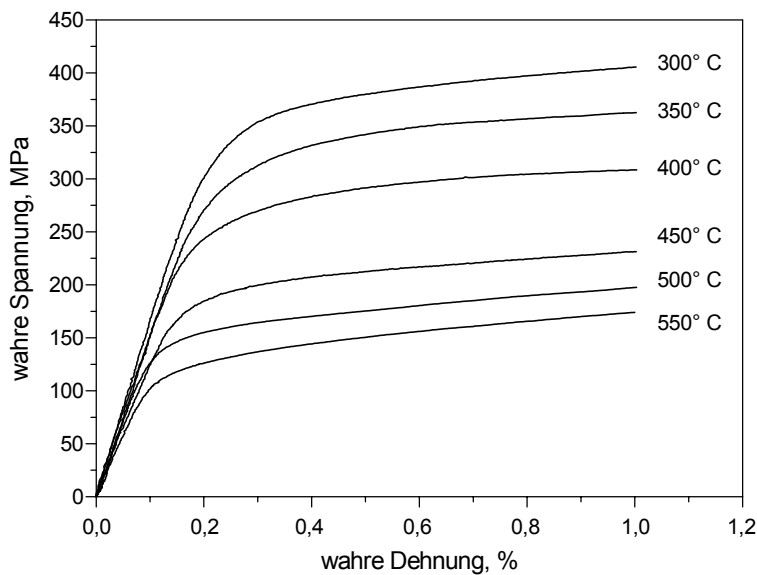


Bild 4.6: Zugverfestigungskurven des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

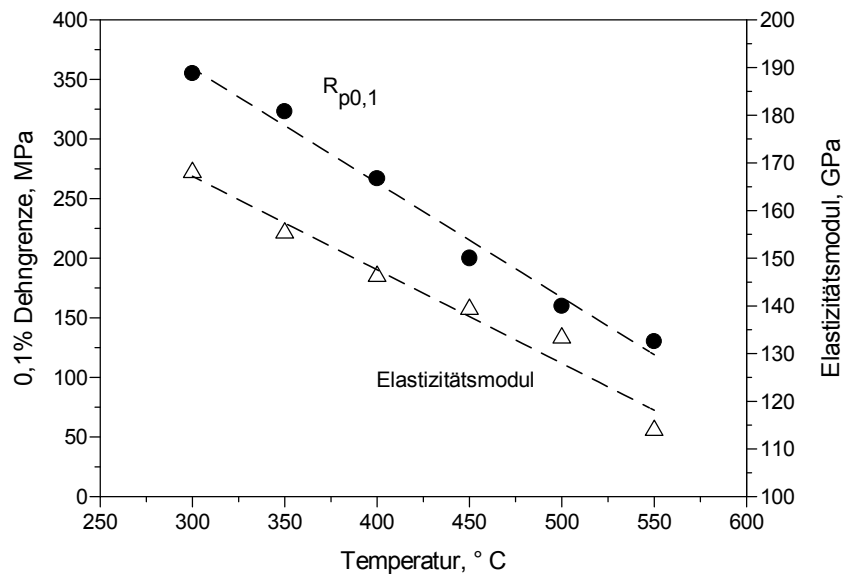


Bild 4.7: $R_{p0,1}$ und Elastizitätsmodul des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

4.1.3 Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften des Austenits vom Kohlenstoffgehalt

Eine zusammenfassende Darstellung der temperaturabhängigen Dehngrenzen $R_{p0,1}$ und $R_{p0,01}$ zeigt Bild 4.8. So ist die Austenit-Fließspannung des aufgekohlten Stahls mit 1,0 Ma.-% C im Temperaturbereich zwischen 300° C und 400° C etwa doppelt so groß wie die Fließspannung des nicht-aufgekohlten Stahls mit 0,4 Ma.-% C. Des weiteren ist in Bild 4.8 eine erheblich größere Verfestigung des aufgekohlten Stahls mit steigender plastischer Dehnung zu erkennen, was an der – besonders bei relativ niedrigen Temperaturen – viel größeren Differenz der 0,01% und 0,1% Dehngrenzen deutlich wird. Bei höherer Temperatur nimmt diese Differenz aufgrund der erheblich größeren Entfestigung, wie z.B. die erhöhte Versetzungsbeweglichkeit, wieder entsprechend ab.

Ein relevanter Einfluss unterschiedlicher Korngrößen auf die mechanischen Eigenschaften konnte demgegenüber ausgeschlossen werden. Wie Bild 4.9 veranschaulicht, resultierte durch den Aufkohlungsprozess und die nachfolgenden Wärmebehandlungen (Normalglühen, Weichglühen) eine nur geringfügige Kornfeinung des Austenits. Die Korngrößenbestimmung gemäß DIN 50601 [84] ergab eine, dem durchschnittlichen Korndurchmesser entsprechende, mittlere Schnittlänge $L_S = 13,5 \mu\text{m}$ bei dem nicht aufgekohlten Stahl (Bild 4.9a) und eine mittlere Schnittlänge $L_S = 11,5 \mu\text{m}$ bei dem aufgekohlten Stahl (Bild 4.9b).

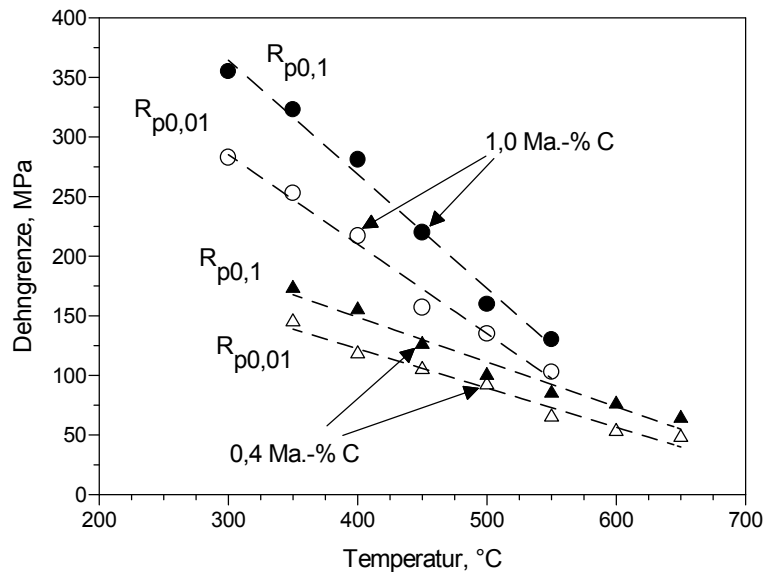
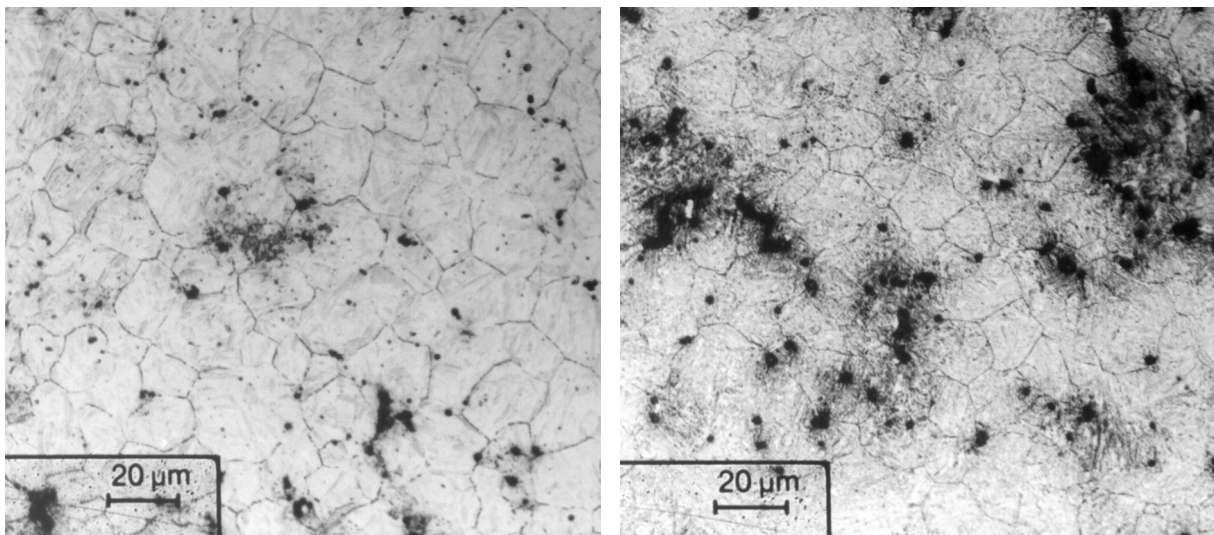


Bild 4.8: $R_{p0,01}$ und $R_{p0,1}$ des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur und des Kohlenstoffgehalts.



a)

b)

Bild 4.9: Ehemalige Korngrenzen des Austenits (Ätzung siehe Kapitel 3.4.2). Die Korngröße des nicht-aufgekohlten Stahls a) entspricht in etwa der Korngröße des aufgekohlten Stahls b).

4.1.4 Verifizierung

Zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit der mechanischen Kennwerte des unterkühlten Austenits wurden mehrere Zugversuche bei den gleichen Versuchsbedingungen durchgeführt. Die Ergebnisse der insgesamt 3 Versuche an dem aufgekohlten Stahl bei einer Prüftemperatur von 300° C sind in Bild 4.10 dargestellt. Die aus den Zugkurven ermittelten Werte für den Elastizitätsmodul und die 0,1% Dehngrenze differieren nur wenig. Da zudem auch der weitere

Verlauf der Zugverfestigungskurven durch die Wiederholung von Versuchen bei 300° C sehr gut nachgebildet werden konnte, wurde von der gleichen guten Reproduzierbarkeit auch bei sämtlichen anderen Prüftemperaturen ausgegangen.

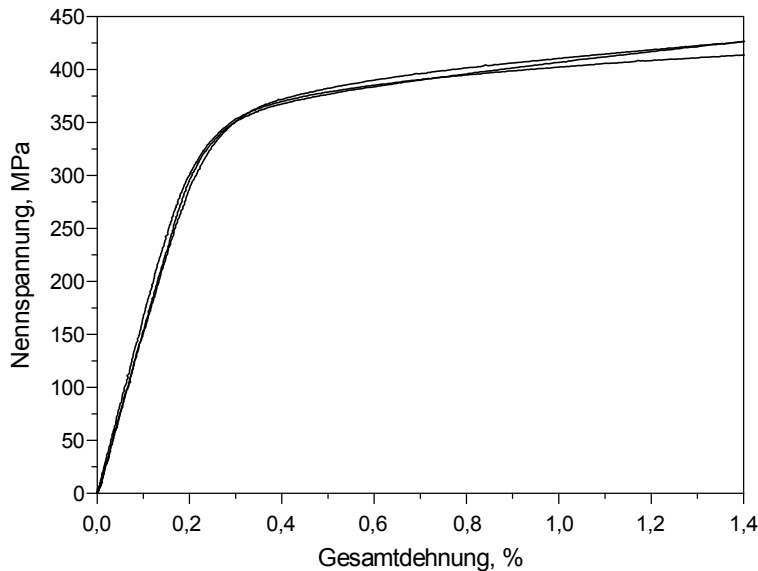


Bild 4.10: Zugverfestigungskurven des unterkühlten Austenits bei den gleichen Bedingungen zur Verdeutlichung der sehr guten Reproduzierbarkeit der Messergebnisse. Temperatur $T = 300^{\circ}\text{C}$, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

4.2 ZTU-Verhalten ohne äußere Belastung

4.2.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C

Das in einem Salzbad-Dilatometer (Aufbau siehe [34]) im Temperaturbereich von 300 bis 550° C ermittelte isotherme ZTU-Diagramm des Stahls mit 0,4 Ma.-% C zeigt Bild 4.11. Abweichend von Bild 3.1 aus Kapitel 3.1 wurden hierzu zylindrische Proben der Länge 25 mm und 5 mm Durchmesser verwendet. Der Bereich der Bainitbildung des Versuchsstahls erstreckt sich nach Bild 4.11 von der in einem Abschreckdilatometer gemessenen Martensit-Starttemperatur von 315° C bis etwa 440° C. Die anhand der chemischen Analyse nach dem gebräuchlichen Ansatz von Steven und Haynes [85] errechnete Bainit-Starttemperatur B_S liegt bei 442° C und stimmt somit gut mit der im Salzbad ermittelten oberen Bildungstemperatur des Bainits überein. Bei Temperaturen oberhalb von 400° C läuft die isotherme Umwandlung in der Bainitstufe nicht mehr vollständig ab und kommt bereits nach einem kleinen umgewandelten Volumenanteil zum Stillstand. Dieses Phänomen der unvollständigen Umwandlung in der oberen Bainitstufe resultiert aus der Diffusion des Kohlenstoffs in den noch nicht umgewandelten Austenit, der daraufhin stabilisiert wird und nicht mehr weiter

bainitisch umwandelt [57,63]. Durch den Siliziumgehalt des Stahls wird dieser Effekt sogar noch verstärkt, da Silizium in Zementit praktisch unlöslich ist und somit die Zementitausscheidung stark behindert wird.

Wie weiterhin in Bild 4.11 zu erkennen ist, ergibt sich oberhalb der Bainitstufe ein ausgeprägter umwandlungsträger Bereich, in dem auch nach mehreren Stunden Haltedauer keine Umwandlung einsetzt. Aufgrund der begrenzten Einsatztemperatur des zur Ermittlung des ZTU-Verhaltens verwendeten Salzes konnten im Salzbad-Dilatometer lediglich Versuche bis maximal 550° C durchgeführt werden.

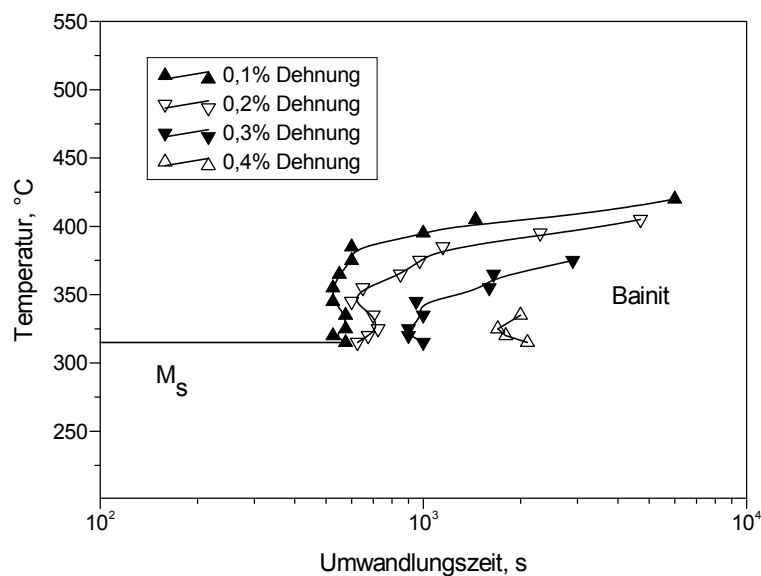


Bild 4.11: Isothermes ZTU-Diagramm des Versuchsstahls mit 0,4 Ma.-% C. Dargestellt sind die umwandlungsbedingten Dehnungen in Probenlängsrichtung. Austenitisierungstemperatur: 900° C, Haltedauer: 30 Minuten.

4.2.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C

Zur Ermittlung des isothermen ZTU-Diagramms wurden aufgekohlte Proben gemäß Bild 3.1 aus Kapitel 3.1 verwendet, die ohne äußere Lasten im Belastungsdilatometer isotherm umgewandelt wurden. Der untersuchte Temperaturbereich erstreckte sich von der dilatometrisch ermittelten M_S -Temperatur von 165° C bis 500° C. Das Ergebnis dieser Untersuchungen ist als isothermes ZTU-Diagramm für die Bainitstufe in Bild 4.12 dargestellt. Bei Temperaturen kurz oberhalb der M_S -Temperatur und kurz unterhalb des umwandlungsträgen Bereichs unterhalb der Perlitstufe beträgt die Inkubationszeit bis Umwandlungsbeginn mehrere Stunden. Demgegenüber ist bei 400° C die Inkubationszeit mit nur wenigen Minuten relativ kurz. Wie bei dem nicht aufgekohlten Stahl war das ZTU-Verhalten in der Perlitstufe nicht Gegenstand der Untersuchungen. Durch Zugversuche am

unterkühlten Austenit vor Umwandlungsbeginn wurde allerdings festgestellt, dass die isotherme perlitische Umwandlung bei 600° C sehr rasch nach Erreichen der Umwandlungstemperatur einsetzt.

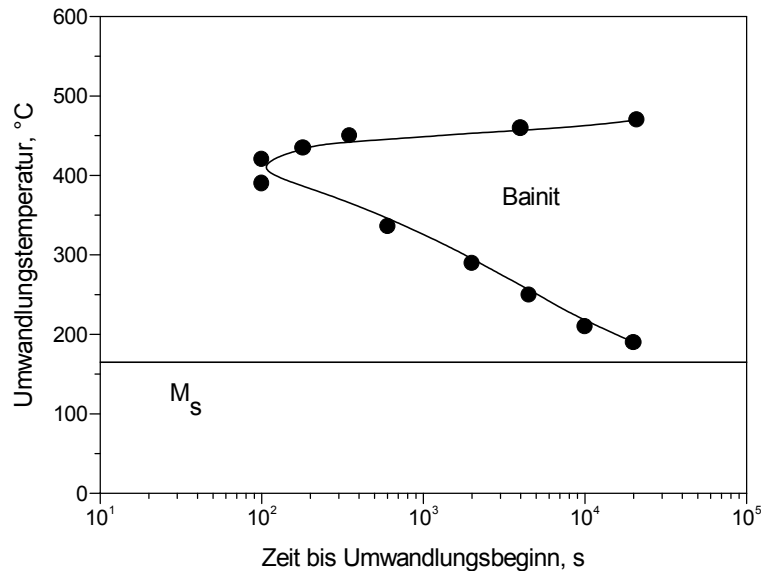


Bild 4.12: Isothermes ZTU-Diagramm des aufgekohlten Versuchsstahls mit 1,0 Ma.-% C. Dargestellt ist der temperaturabhängige Umwandlungsbeginn. Austenitisierungsbedingungen: 860° C, Haltedauer: 20 Minuten.

4.2.3 Verifizierung

Zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit und der Vergleichbarkeit der an unterschiedlichen Versuchsständen gemessenen Umwandlungsverläufe wurden mehrere Proben unter denselben Bedingungen, aber an drei unterschiedlichen Versuchsständen – nämlich dem Salzbad-Dilatometer, dem Belastungsdilatometer und dem Dilatometer der Universal-Prüfmaschine – umgewandelt. Der Vergleich der insgesamt 4 ermittelten Umwandlungsverläufe am Stahl mit 0,4 Ma.-% C bei 335° C ist in Bild 4.13 dargestellt. Auch wenn das Mess-Signal des Salzbad-Dilatometers infolge einer größeren Empfindlichkeit auf Umgebungseinflüsse deutlich mehr rauscht als das Signal der anderen Dilatometer, wird durch Bild 4.13 deutlich, dass die an den unterschiedlichen Versuchsständen ermittelten Umwandlungsverläufe trotz unterschiedlicher Probengeometrie sehr gut übereinstimmen. Weiterhin wird durch die Darstellung in Bild 4.13 die sehr gute Reproduzierbarkeit der Mess-Ergebnisse veranschaulicht. Aufgrund dieser sehr guten Übereinstimmung wurde auf die Überprüfung der Reproduzierbarkeit bei veränderter Umwandlungstemperatur oder beim aufgekohlten Stahl verzichtet.

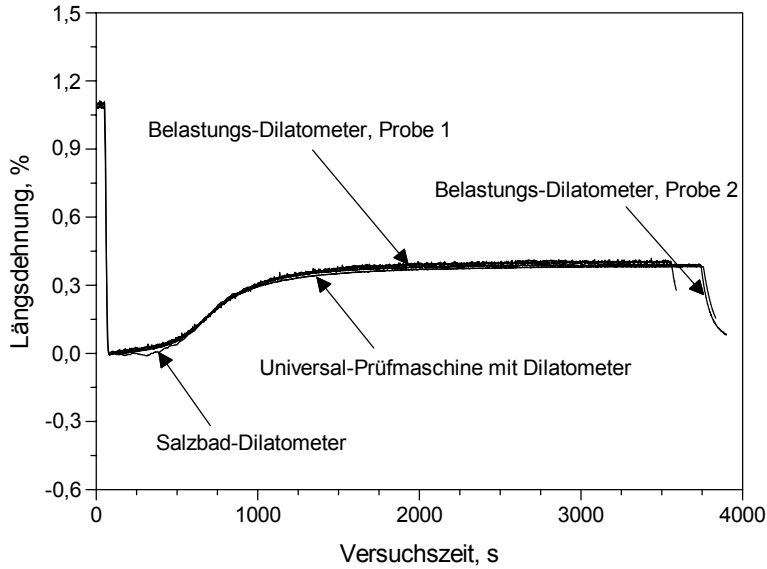


Bild 4.13: Darstellung des Verlaufs der Proben-Längsdehnung bei mehreren Versuchen unter gleichen Umwandlungsbedingungen. Die Messergebnisse wurden an 3 verschiedenen Versuchsständen ermittelt und verdeutlichen die sehr gute Wiederholbarkeit der Versuche zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens. Isotherme Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

4.3 Lastabhängiges ZTU-Verhalten

Bei vollständiger isothermer Umwandlung lässt sich der zum Zeitpunkt t umgewandelte Phasenanteil $w(t)$ aus der auf 1 normierten Volumenänderung $\frac{\Delta V}{V}(t \rightarrow \infty)$ durch

$$w(t) = \frac{\Delta V}{V}(t) / \frac{\Delta V}{V}(t \rightarrow \infty) \quad (4.1)$$

berechnen. Zur Ermittlung des während einer kontinuierlichen Umwandlung gebildeten Phasenanteils in Abhängigkeit von der Temperatur T müssen die phasenabhängigen Volumenausdehnungskoeffizienten β_F für ferritische Phasen und β_A für Austenit bekannt sein.

Mit Hilfe der thermischen Volumenänderung $(\Delta V/V)_F = \beta_F \cdot \Delta T$ für ferritische Phasen bzw.

$(\Delta V/V)_A = \beta_A \cdot \Delta T$ für Austenit und der gemessenen Volumenänderung $\Delta V/V(T)$ lässt sich

dann der kontinuierlich umgewandelte Phasenanteil ferritischer Phasen $w_F(T)$ entsprechend dem Hebelgesetz

$$w_F(T) = \frac{\Delta V/V(T) - (\Delta V/V)_A}{(\Delta V/V)_F - (\Delta V/V)_A} \quad (4.2)$$

berechnen. Zur Veranschaulichung dieser Methode dient Bild 4.14.

Bei der Ermittlung des umgewandelten Phasenanteils ist allerdings zu berücksichtigen, dass der in den Gleichungen (4.1) und (4.2) unterstellte lineare Zusammenhang zwischen der Volumenänderung und dem umgewandelten Phasenanteil nicht streng erfüllt ist, da einerseits die thermische Ausdehnung keine lineare Funktion der Temperatur ist und andererseits der thermische Ausdehnungskoeffizient durch Ausscheidung von Karbiden oder Zementit leicht verändert wird [86]. Daher ist die Berechnung des umgewandelten Phasenanteils mittels dilatometrisch erfasster Messdaten grundsätzlich mit einem kleinen Fehler verbunden. Alternative Methoden zur Bestimmung des umgewandelten Phasenanteils stellen Messungen des elektrischen Widerstands oder der magnetischen Eigenschaften dar. Aber auch diese Messgrößen sind neben dem umgewandelten Phasenanteil sehr empfindlich von mehreren anderen veränderlichen Einflussgrößen, wie beispielsweise der Temperatur, der Geometrie und dem Karbid- bzw. Zementitgehalt, abhängig [86] und daher auch mit einem Fehler behaftet. Nachdem im Rahmen dieser Arbeit einige Umwandlungs-Versuche an neu entwickelten Aufbauten zur Messung des elektrischen Widerstands oder zur Messung der Induktivität einer um die Proben-Messlänge installierten Spule durchgeführt wurden, stellte sich heraus, dass – zumindest für die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit – aufgrund der erheblich besseren Reproduzierbarkeit die Messung der relativen Volumenänderung $\Delta V/V$ zur Ermittlung des Phasenanteils am besten geeignet war.

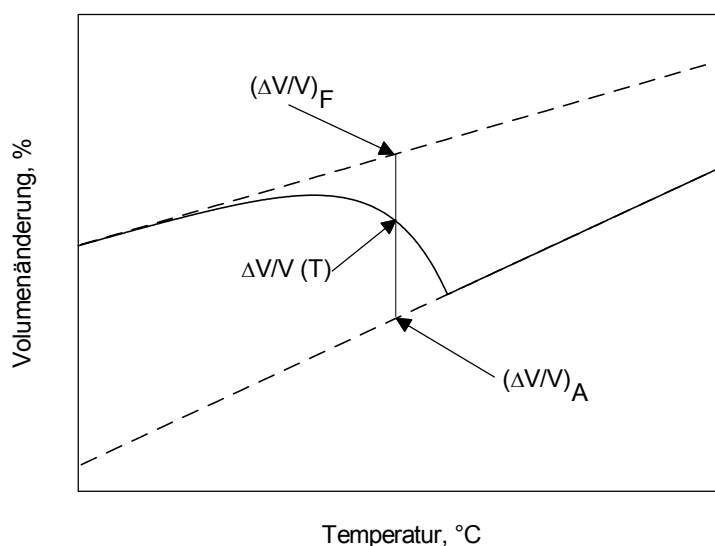


Bild 4.14: Prinzip zur Berechnung des kontinuierlich umgewandelten Phasenanteils.

4.3.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C

a) Bainitische Umwandlung unter konstanten Spannungen

Das isotherme bainitische Umwandlungsverhalten des Versuchsstahls wird durch aufgeprägte einachsige Spannungen deutlich verändert. Sowohl der Beginn als auch das Ende der Umwandlung werden zu kürzeren Zeiten verschoben. Bild 4.15 veranschaulicht diesen Sachverhalt anhand der Darstellung des umgewandelten Phasenanteils $w(t)$ über der Umwandlungszeit für isotherme Umwandlungen bei 335° C unter einachsigen Zugspannungen. Besonders bemerkenswert ist in Bild 4.15, dass nach identischer Umwandlungszeit der maximale Unterschied des bereits umgewandelten Phasenanteils zwischen der unbelastet und der mit 139 MPa belasteten Probe ca. 55% beträgt. An dieser Stelle sei nochmals darauf hingewiesen, dass bei einer Belastung mit 139 MPa noch nicht die experimentell ermittelte Dehngrenze $R_{p0,01}$ des unterkühlten Austenits bei 335° C erreicht wird, so dass die Beschleunigung der Umwandlung als spannungsinduziert anzusehen ist (vgl. Kapitel 4.1.1). Dieser Einfluss auf die Umwandlungskinetik ist aufgrund der bei einer plastischen Verformung erhöhten Keimzahl noch deutlich ausgeprägter, so dass bei der aufgeprägten Zugspannung von 187 MPa die Phasenumwandlung nur wenige Sekunden nach der Probenbelastung einsetzt und mit großer Umwandlungsrate fortschreitet. Im Vergleich zu Belastungen unterhalb der 0,01% Dehngrenze nimmt der maximale Unterschied des bereits umgewandelten Phasenanteils nach gleicher Umwandlungszeit nochmals deutlich zu und beträgt über 75% (in Bild 4.15 durch den Doppelpfeil gekennzeichnet).

Wie in Bild 4.16 dargestellt ist, führen auch Druckspannungen zu einem früheren Umwandlungsbeginn und –ende. Im Vergleich zu den Versuchen mit aufgeprägten Zugspannungen mit in etwa gleichem Betrag ist dieser Effekt allerdings etwas weniger stark ausgeprägt (vgl. Bild 4.15). Jedoch beträgt auch bei den durchgeführten Versuchen unter aufgeprägten Druckspannungen der maximale Unterschied des zu gleichen Umwandlungszeiten vorliegenden Bainitanteils noch etwa 35 % (in Bild 4.16 gekennzeichnet durch den Doppelpfeil).

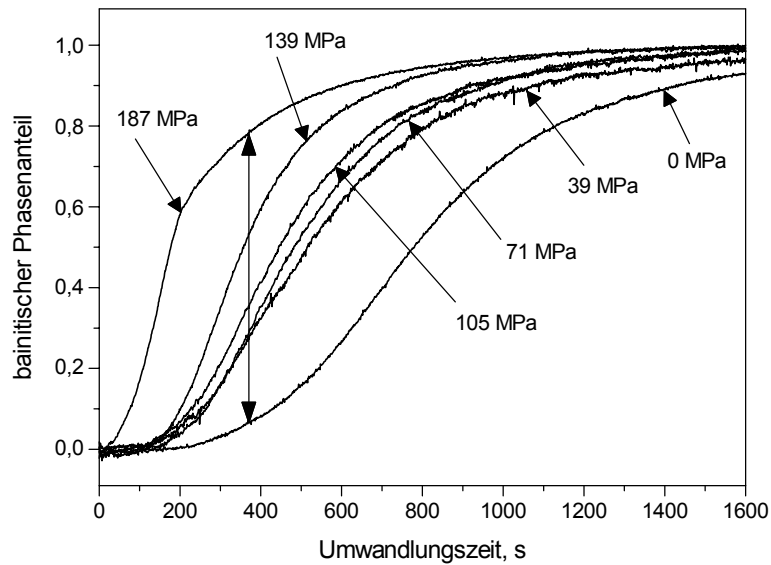


Bild: 4.15: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene einachsige Zugspannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C isotherme Umwandlung bei 335° C.

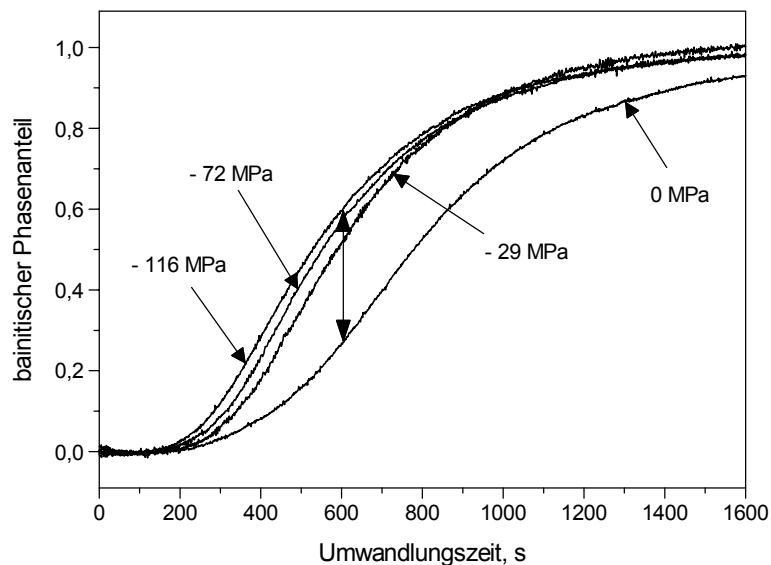


Bild 4.16: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene einachsige Druckspannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

Wie einachsige Spannungen erzielen auch zweiachsige Belastungszustände prinzipiell den gleichen Effekt und bewirken eine Umwandlungsbeschleunigung. Bild 4.17 veranschaulicht diesen Sachverhalt durch die Darstellung des isotherm umgewandelten Phasenanteils über der Umwandlungszeit für verschiedene Belastungszustände. Diese Ergebnisse verdeutlichen, dass die Beschleunigung der bainitischen Umwandlung zum überwiegenden Teil auf die Wirkung

von Schubspannungen zurückzuführen ist, vgl. Kapitel 2.2. Die zweiachsigen Spannungszustände wurden durch gleichzeitig wirkende Zug- und Torsionsspannungen aufgeprägt, wobei die in Bild 4.17 verwendete Vergleichsspannung σ_v nach *von Mises* berechnet wurde.

Liegt die isotherme Umwandlungstemperatur deutlich höher als die M_S -Temperatur, so ist der Effekt der Umwandlungsbeschleunigung bei diesem Stahl zwar immer noch deutlich hervorstechend, aber im Vergleich zu den Versuchen kurz oberhalb der M_S -Temperatur etwas weniger stark ausgeprägt. Bild 4.18 zeigt diesen Sachverhalt am Beispiel der Versuchsreihe bei einer Umwandlungstemperatur von 365°C . Versuchsreihen bei noch höheren Temperaturen als 365°C wurden aufgrund der unvollständigen Umwandlung nicht durchgeführt. Die röntgenographisch ermittelten Restaustenitgehalte, die an den isotherm bei 335°C und 365°C umgewandelten Proben bestimmt wurden, lagen wie bei den martensitisch umgewandelten Proben unterhalb der Nachweisgrenze.

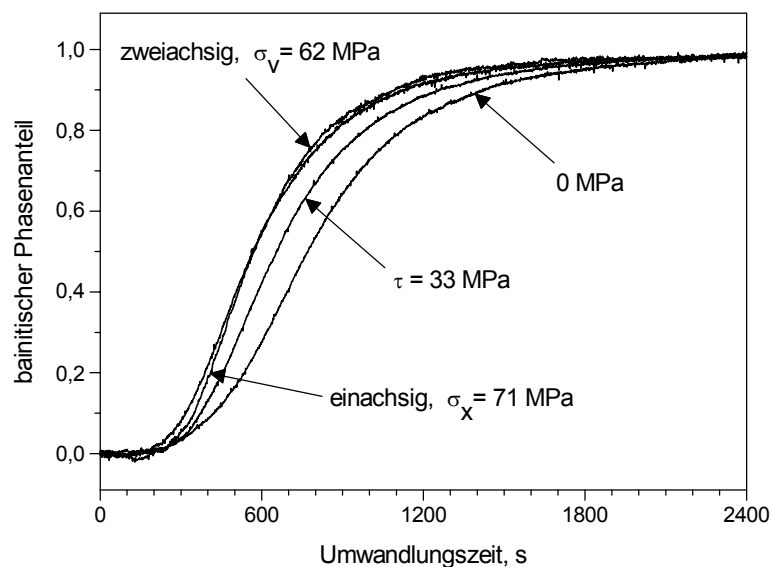


Bild 4.17: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene ein- und zweiachsige Spannungszustände, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335°C .

Dass bei diesem Stahl auch die kontinuierliche Umwandlung in der Bainitstufe durch aufgeprägte Spannungen beschleunigt wird, zeigt Bild 4.19 durch die Darstellung des umgewandelten bainitischen und martensitischen Phasenanteils in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Zugspannungen. Die Temperaturführung war bei den in Bild 4.19 gezeigten Versuchen so, dass die Proben zunächst von der Austenitisierungstemperatur unbelastet auf 400°C abgeschreckt wurden und danach unter Belastung und mit einer

Geschwindigkeit von 5° C pro Minute durch die Bainitstufe hindurch auf 300° C abgekühlt wurden. Ab 300° C folgte dann schließlich zur Einleitung der martensitischen Umwandlung die Abschreckung auf Raumtemperatur. Durch die während der bainitischen Umwandlung erfolgende Anreicherung des Kohlenstoffs im noch nicht umgewandelten Austenit sinkt die M_S -Temperatur, wie in Bild 4.19 zu erkennen ist, in Abhängigkeit vom gebildeten Bainitanteil auf Werte zwischen 250 und 230° C.

Besonders bemerkenswert ist in Bild 4.19, dass bei der am niedrigsten und am höchsten belasteten Probe trotz identischer Temperaturführung der umgewandelte Bainitanteil um ca. 12% differiert. Da am Ende der Abkühlung das Gefüge ausschließlich aus Martensit und Bainit besteht, differiert der Martensitanteil entsprechend auch um ca. 12%. Durch die am Ende der kontinuierlichen Abkühlung vorliegenden unterschiedlichen Gefügezusammensetzungen ergeben sich entsprechend unterschiedliche mechanische Eigenschaften. So liegt z.B. die Makrohärte bei der unter der äußeren Spannung von 123 MPa umgewandelten Probe mit 490 HV um ca. 30 HV niedriger als die unbelastet umgewandelte Probe.

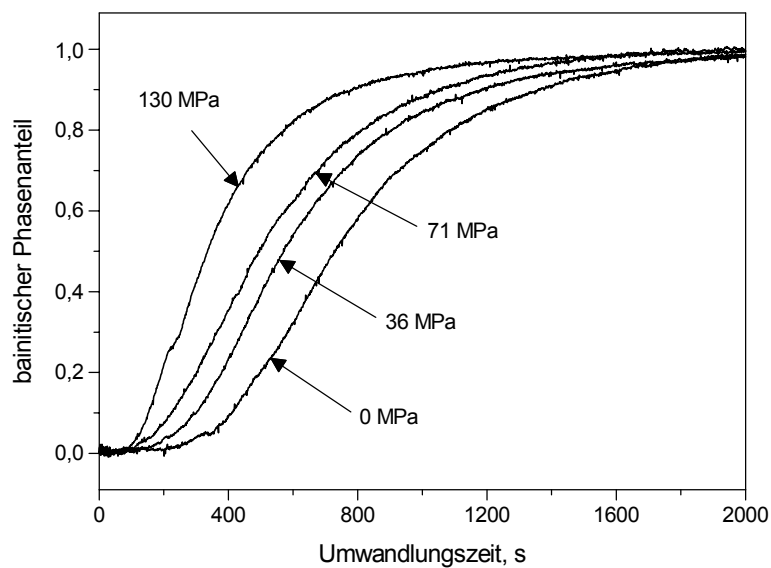


Bild 4.18: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene einachsige Zugspannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 365° C.

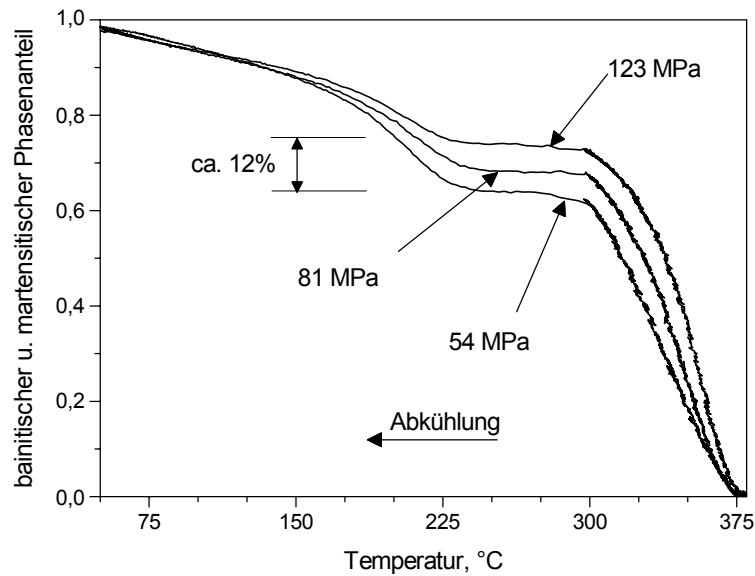


Bild 4.19: Bainitischer und martensitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene einachsige Zugspannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, kontinuierliche Umwandlung.

b) Bainitische Umwandlung im Anschluß an plastische Verformungen

Wie bereits in Bild 4.14 am Umwandlungsverlauf der mit 187 MPa oberhalb der 0,01% Dehngrenze des unterkühlten Austenits bei 335° C belasten Probe zu erkennen ist, führen plastische Verformungen zusätzlich zu einer signifikanten Beschleunigung der Umwandlung, vgl. Kapitel 2.2. Um das Ausmaß dieses Einflusses zu untersuchen, wurden bei verschiedenen Proben unterschiedlich große plastische Verformungen mit einer Dehnrage von $\dot{\epsilon} \approx 2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ unmittelbar vor Umwandlungsbeginn aufgebracht. Im Anschluss an die Verformung wurde die Probe sofort wieder entlastet und ohne weitere äußere Belastung isotherm bei 335° C umgewandelt (vgl. Bild 3.8).

In Bild 4.20 sind die Umwandlungsverläufe nach unterschiedlich großer plastischer Vorverformung des Austenits in Zugrichtung dargestellt. Bemerkenswert ist der in Bild 4.20 veranschaulichte drastische Effekt der durch die plastische Dehnung erhöhten Keimdichte. So wird die Umwandlungsrate so stark beschleunigt, dass der maximale Unterschied zwischen der unverformten und der um 1,25% plastisch verformten Probe ca. 70% beträgt (in Bild 4.20 gekennzeichnet durch den Doppelpfeil). Selbst eine sehr geringe plastische Verformung von nur wenigen Zehntel-Prozent, die bei Abschreck-Wärmebehandlungen üblicherweise auftritt [2,13], bewirkt noch eine signifikante Verschiebung des Umwandlungsbeginns und -endes zu kürzeren Zeiten. Analog zur Aufprägung konstanter Spannungen während der Umwandlung ist der Effekt von plastischen Dehnungen in Zugrichtung auf das Umwandlungsverhalten

unerwartet deutlich stärker ausgeprägt als der Effekt von plastischen Dehnungen in Druckrichtung. In Bild 4.21 wird dies durch die Darstellung des umgewandelten, bainitischen Phasenanteils in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit von Proben verdeutlicht, die um den gleichen Betrag in Zug- bzw. Druckrichtung plastisch vorverformt wurden. Im Vergleich zur unverformten Probe ergibt sich für die Zugverformung eine stärkere Beschleunigung der Phasenumwandlung als für die Druckverformung.

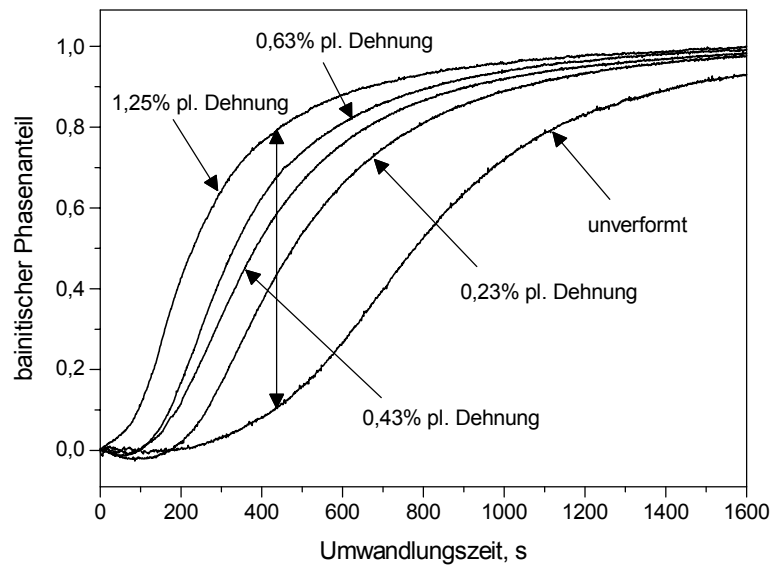


Bild 4.20: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene plastische Verformungsgrade vor Umwandlungsbeginn, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

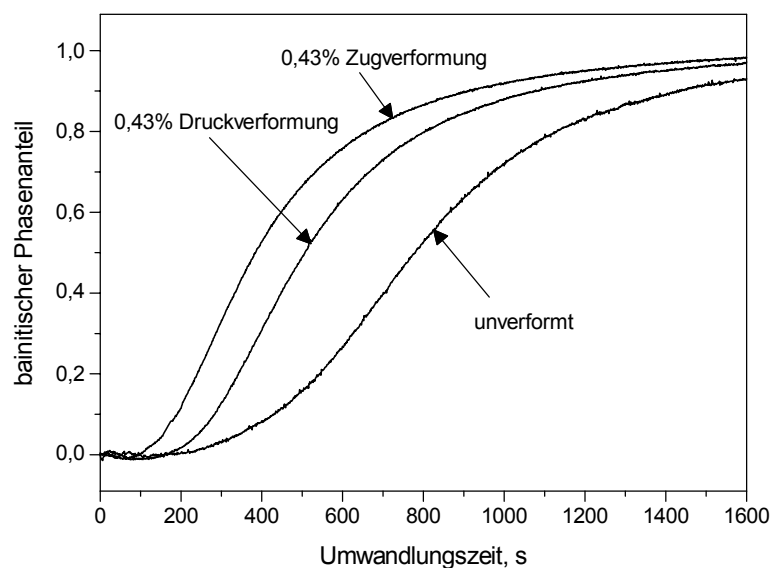


Bild 4.21: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für betragsmäßig gleiche plastische Verformungsgrade in Zug- bzw. Druckrichtung vor Umwandlungsbeginn, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

c) Bainitische Umwandlung unter aufgeprägten, konstanten Dehnraten

Da das bainitische Umwandlungsverhalten durch aufgeprägte Spannungen und Verformungen (vgl. Bilder 4.15 und 4.20) stark beschleunigt wird, wurde erwartet, dass auch die Rate einer während der Phasenumwandlung aufgeprägten Dehnung die Umwandlungskinetik beeinflusst. Um diese Vermutung zu überprüfen, wurden Versuche während der isothermen Umwandlung bei 335°C unter aufgeprägten, konstanten Dehnraten in Probenlängsrichtung zwischen $6,7 \cdot 10^{-6} \cdot \text{s}^{-1}$ und $5,0 \cdot 10^{-5} \cdot \text{s}^{-1}$ durchgeführt. In Bild 4.22 sind die Versuchsergebnisse dargestellt, die verdeutlichen, dass mit steigender Dehnrate und der damit verbundenen erhöhten Keimbildungsrate erwartungsgemäß der Beginn der Umwandlung zu immer kürzeren Zeiten verschoben und der Umwandlungsverlauf beschleunigt wird. Da insbesondere bei den Versuchen mit relativ großen Dehnraten die Spannung aufgrund der Phasenumwandlung und den damit verbundenen Verfestigungsmechanismen sehr stark anstieg, mussten einige Versuche abgebrochen werden, bevor die Umwandlung abgeschlossen war. Zur verbesserten Vergleichbarkeit der verschiedenen Versuche sind daher in Bild 4.22 sämtliche Kurven lediglich bis zu demselben Umwandlungsgrad von 85% dargestellt.

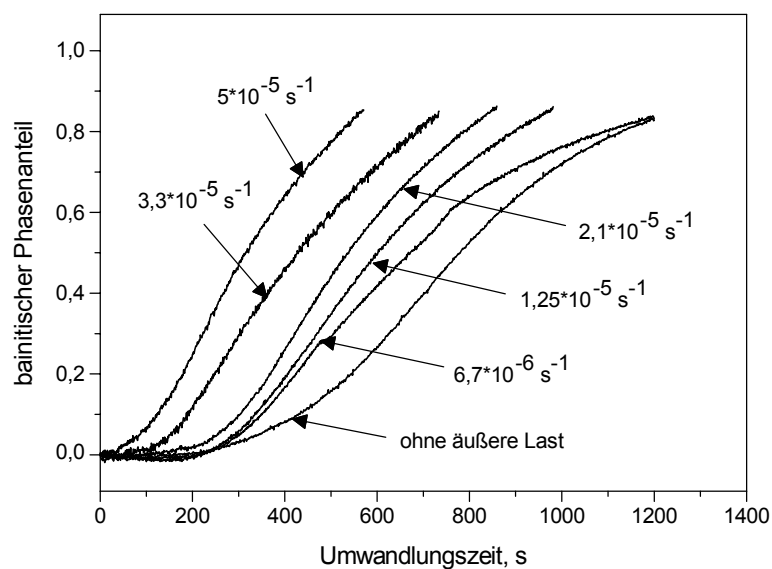


Bild 4.22: : Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene Dehnraten, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335°C .

d) Perlitische Umwandlung unter konstanten Spannungen

Auch das isotherme perlitische Umwandlungsverhalten des Versuchsstahls wird durch aufgeprägte einachsige Spannungen verändert. Sowohl der Beginn als auch das Ende der Umwandlung werden zu kürzeren Zeiten verschoben. Allerdings ist dieser Effekt zumindest

bei der gewählten Umwandlungstemperatur von 595° C nicht stark ausgeprägt. Bild 4.23 veranschaulicht diesen Sachverhalt anhand der Darstellung des umgewandelten Phasenanteils $w(t)$ über der Umwandlungszeit. Während die Belastung mit 71 MPa gerade noch unterhalb der Fließgrenze des unterkühlten Austenits bei 595° C lag, wurde der Probenmessbereich bei der Belastung mit 85 MPa um 0,15% plastisch verformt (vgl. Bild 4.4). Eine deutliche Beschleunigung der Umwandlung bewirken offensichtlich erst größere Nennspannungen deutlich oberhalb der Fließgrenze des Austenits bei 595° C. Dieser Effekt auf die Umwandlungskinetik resultiert, wie in Kapitel 2.2.3 beschrieben, aus einer erhöhten Keimdichte und einer gesteigerten Keimbildungsrate.

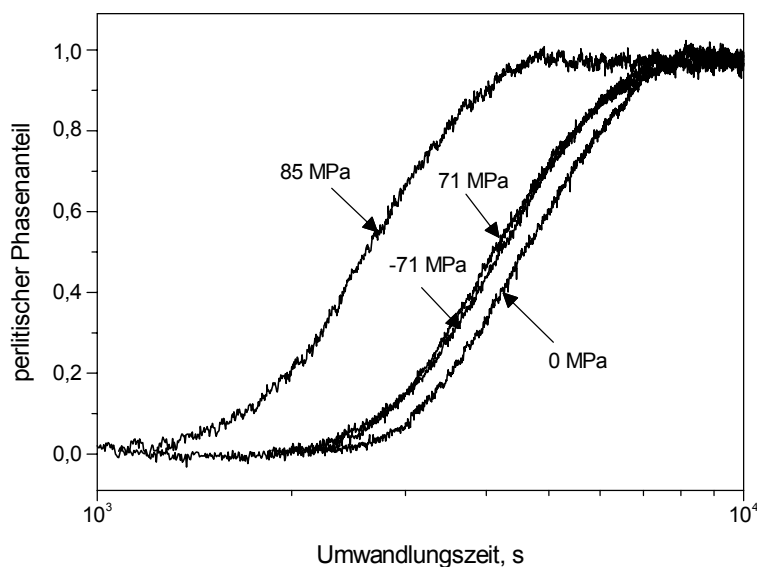


Bild 4.23: Perlitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für unterschiedliche Spannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 595° C.

e) Martensitische Umwandlung unter konstanten Spannungen

Die Martensit-Starttemperatur wird aufgrund der zusätzlich aufgebrachten treibenden Kraft mit zunehmendem Spannungsbetrag erhöht (vgl. Kapitel 2.2.1) und liegt bei aufgeprägten Spannungen von 182 MPa ca. 15° C höher als bei einer Umwandlung ohne äußere Last. Bild 4.24 zeigt diesen Effekt durch die Darstellung des martensitischen Phasenanteils in Abhängigkeit von der Temperatur. Da die Änderung der Martensit-Starttemperatur für Spannungen unterhalb der Fließgrenze des Austenits linear mit der aufgeprägten Zugspannung zunimmt (vgl. Kapitel 2.2.1), errechnet sich die Änderung der spannungsabhängigen Martensit-Starttemperatur M'_s zu $\frac{dM'_s}{d\sigma} \approx 8,2 \cdot 10^{-2} \frac{\text{K}}{\text{MPa}}$. Weiterhin

wird durch Bild 4.24 verdeutlicht, dass durch die aufgeprägte Zugspannung der Verlauf der

martensitischen Umwandlung auch unterhalb der Martensit-Starttemperatur zu höheren Temperaturen verschoben wird. Der maximale Unterschied des bei gleichen Temperaturen vorliegenden, bereits martensitisch umgewandelten Phasenanteils beträgt ca. 14% (in Bild 4.24 gekennzeichnet durch den Doppelpfeil).

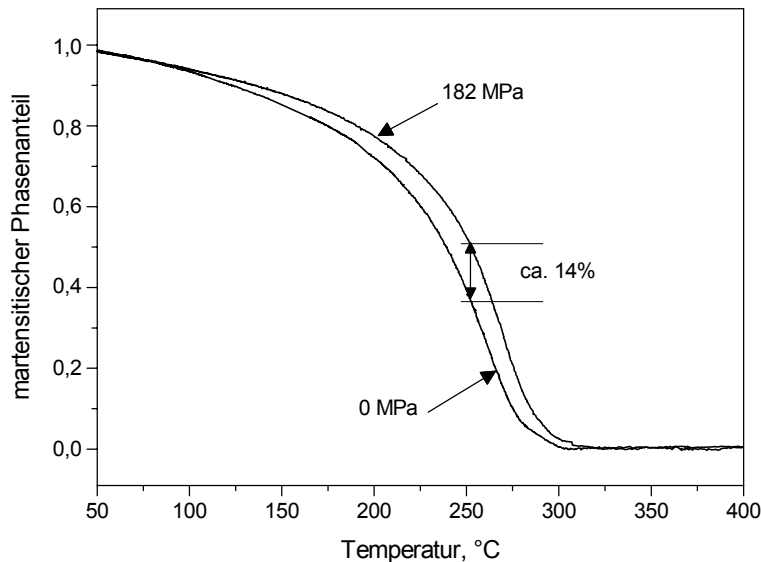


Bild 4.24: Änderung der Martensit-Starttemperatur durch aufgeprägte Spannungen sowie martensitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Temperatur für zwei einachsige Zugspannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, martensitische Umwandlung.

4.3.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C

a) Bainitische Umwandlung unter konstanten Spannungen

Im Gegensatz zum nicht-aufgekohten Stahl mit 0,4 Ma.-% C ist der Einfluss aufgeprägter konstanter Spannungen auf das isotherme bainitische Umwandlungsverhalten beim aufgekohten Stahl zumindest bei der gewählten Umwandlungstemperatur von 335° C nicht deutlich ausgeprägt. Lediglich bei der höchsten untersuchten Zugspannung von 180 MPa ist eine deutliche Beschleunigung der Umwandlung zu erkennen, siehe Bild 4.25. Bei kleineren Spannungsbeträgen war kein eindeutiger Trend feststellbar. Da die Fließgrenze des unterkühlten Austenits des aufgekohten Stahls bei der Umwandlungstemperatur von 335° C deutlich höher ist als die größte aufgeprägte Zugspannung (vgl. Kapitel 4.1.2), ist der in Bild 4.25 dargestellte Effekt der Umwandlungsbeschleunigung rein spannungs-induziert.

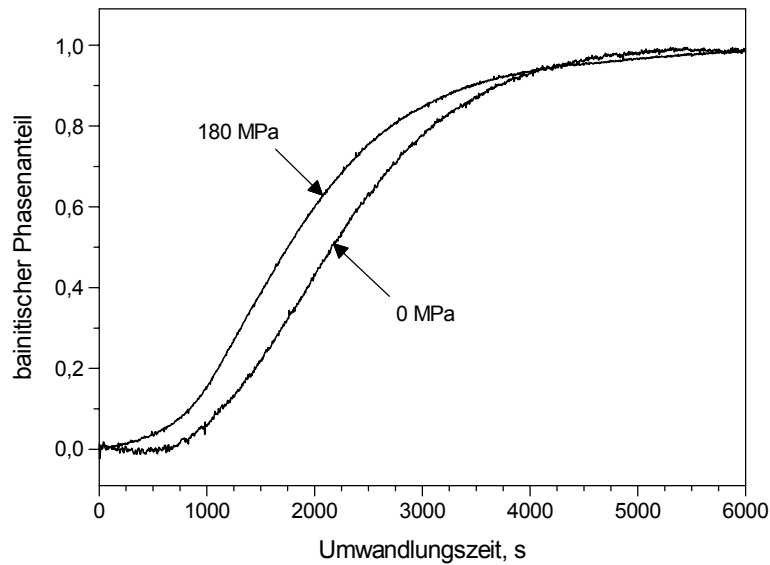


Bild 4.25: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für zwei deutlich unterschiedliche einachsige Zugspannungen, aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

b) Bainitische Umwandlung unter aufgeprägten, konstanten Dehnraten

Im Vergleich zu aufgeprägten, konstanten Spannungen, die die Fließgrenze des unterkühlten Austenits bei Umwandlungstemperatur nicht überschreiten, bewirken Spannungen mit plastischen Dehnungen bei der Umwandlungstemperatur von 335° C eine deutliche Verkürzung der Inkubationszeit bis Umwandlungsbeginn sowie eine Vergrößerung der Umwandlungsrate. Bild 4.26 verdeutlicht diesen Sachverhalt durch die Darstellung des umgewandelten Phasenanteils in Abhängigkeit von der Zeit für unterschiedlich große Dehnraten zwischen $1,6 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ und $3,3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Da wie bei den Versuchen mit dem nicht-aufgekohlten Stahl die Spannung aufgrund von Verfestigungsmechanismen sehr stark anstieg, mussten alle Versuche auch beim aufgekohlten Stahl vor Umwandlungsende abgebrochen werden. Bedingt durch die größere Festigkeit des aufgekohlten Stahls, konnte im Vergleich zum nicht-aufgekohlten Stahl allerdings nur ein erheblich geringerer Bainitanteil gebildet werden, bevor die Prüfkraft die experimentelle Grenze erreichte.

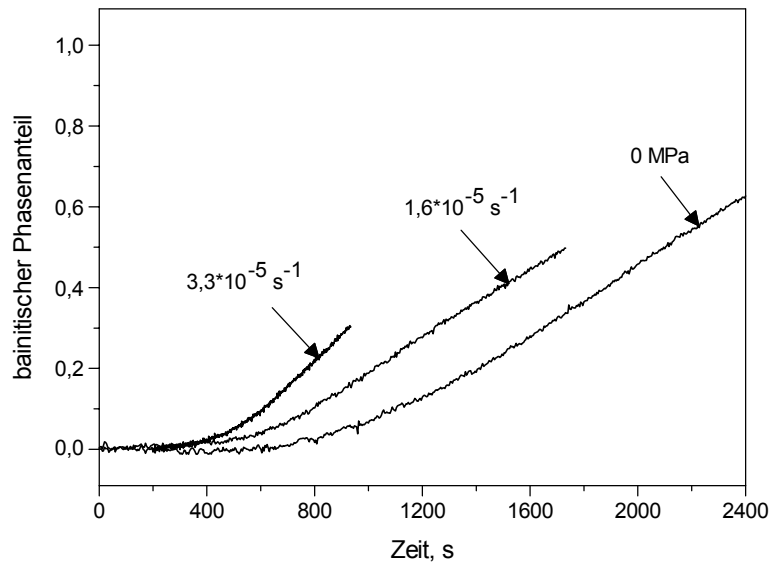


Bild 4.26: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene Dehnraten, aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

c) Martensitische Umwandlung unter konstanten Spannungen

Auch die Martensit-Starttemperatur des aufgekohlten Stahls wird aufgrund der zusätzlich aufgebracht treibenden Kraft mit zunehmendem Spannungsbetrag erhöht und liegt bei aufgeprägten Spannungen von 140 MPa um ca. 11° C höher als bei einer Umwandlung ohne äußere Last, siehe Bild 4.27. Somit errechnet sich die Linearitätskonstante zur Änderung der spannungsabhängigen Martensit-Starttemperatur des aufgekohlten Stahls zu $\frac{dM'_s}{d\sigma} \approx 7,8 \cdot 10^{-2} \frac{\text{K}}{\text{MPa}}$. In Bild 4.27 ist die Volumenänderung $\Delta V/V$ in Abhängigkeit von der

Temperatur dargestellt. Da nach der Abschreckung der aufgekohlten Proben auf -20° C noch ein Restaustenitgehalt von 16±3 % [87] vorlag, kann aus dem Verlauf der Volumenänderung nur mit großen Unsicherheiten der Verlauf des umgewandelten Phasenanteils ermittelt werden. Jedoch lässt sich an Bild 4.27 neben der Erhöhung der Martensit-Starttemperatur auch die spannungsunterstützte martensitische Umwandlung beim aufgekohlten Stahl ablesen. So ist der Verlauf der Volumenänderung der spannungsbeeinflussten Umwandlung unterhalb der Martensit-Starttemperatur im Vergleich zur lastfreien Umwandlung zu höheren Temperaturen verschoben. Dieser Unterschied des $\Delta V/V$ -Verlaufs ist eindeutig auf eine Beschleunigung der Phasenumwandlung durch die aufgeprägte Spannung zurückzuführen.

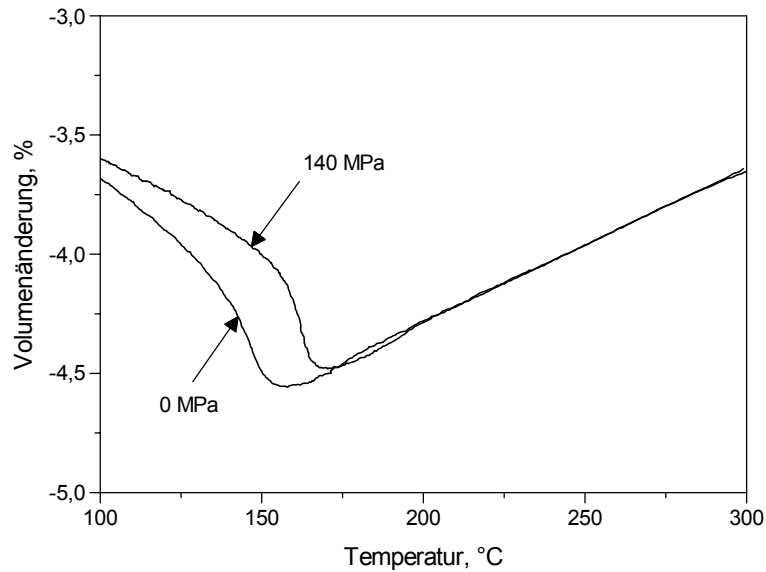


Bild 4.27: Änderung der Martensit-Starttemperatur durch aufgeprägte Spannungen sowie Volumenänderung in Abhängigkeit von der Temperatur für zwei deutlich unterschiedliche einachsige Zugspannungen, aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C, martensitische Umwandlung.

4.4 Umwandlungsplastizität

Die Umwandlungsplastizität beschreibt die bei Phasenumwandlungen auftretenden plastischen Verformungen, die auch dann zu beobachten sind, wenn die wirkende Lastspannung, die aufgrund von thermischen und/oder mechanischen Lasten wirkt, kleiner als die Fließspannung der weicheren Phase ist. Anschaulich lässt sich die Umwandlungsplastizität durch die Ausbildung der anisotropen Dehnungen in Belastungs- bzw. Längsrichtung, ε_L , und quer dazu, ε_R , beschreiben. Bild 4.28 zeigt beispielhaft diese Anisotropie durch die Darstellung der Längs- und Querdehnungen in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit im Falle einer unbelasteten und einer mit 140 MPa belasteten isothermen Umwandlung bei 335° C des aufgekohlten Stahls mit 1,0 Ma.-% C. Die Messungen zeigen, dass der Verlauf der Längs- und der Querdehnung im unbelasteten Fall gleich ist, während sich im belasteten Fall eine Dehnungs-Anisotropie ausbildet. Die umwandlungsplastische Dehnung ε_{UP} ist direkt proportional zur Anisotropie im Verlauf der Umwandlung und berechnet sich gemäß der Gleichung 3.2.

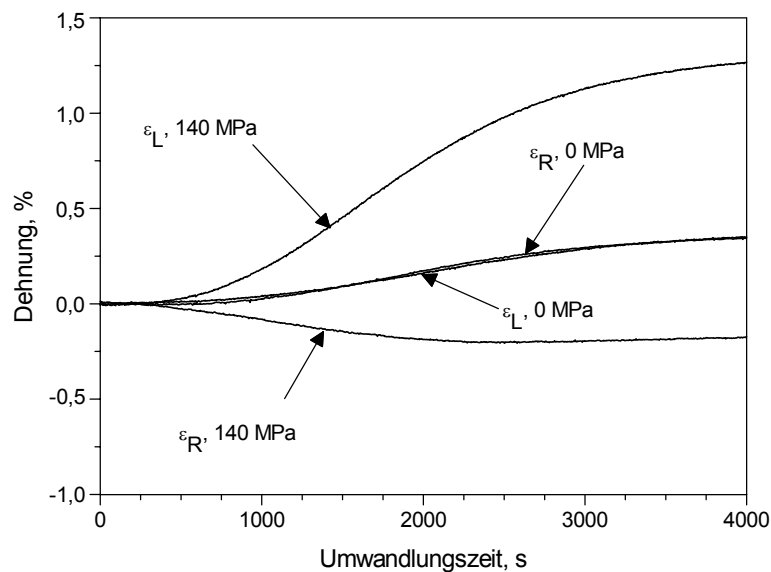


Bild 4.28: Verlauf der Längs- und Querdehnung ohne und mit äußerer Belastung zur Verdeutlichung der anisotropen, umwandlungsplastischen Dehnung. Stahl mit 1,0 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

4.4.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C

a) Isotherme Umwandlung in der Bainit- und der Perlitstufe

Repräsentativ für alle Versuchsreihen bei isothermer Umwandlung sind in den Bildern 4.29 und 4.30 die Verläufe der Längs- bzw. Querdehnungen in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für unterschiedliche konstante Spannungen während der bainitischen Umwandlung bei 335° C dargestellt. Während bei spannungsfreier Umwandlung der Verlauf der Quer- und Längsdehnung gleich ausgebildet war, zeigte sich infolge der in Kapitel 2.3 erläuterten Gründe bei allen Versuchen mit äußeren Spannungen eine von der Höhe des Nennspannungsbetrages abhängige Anisotropie, so dass bei hohen Nennspannungsbeträgen das Vorzeichen der Quer- und Längsdehnung nach abgeschlossener Umwandlung verschieden war. Das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen läßt sich nach abgeschlossener Umwandlung aus den Werten der Längsdehnung gemäß der Gleichung

$$\varepsilon_{UP} = \varepsilon_L(T, \sigma) - \varepsilon_L(T, \sigma = 0) \quad (4.3)$$

ermitteln und ist sowohl von der Umwandlungsart als auch von der Umwandlungstemperatur abhängig. Bild 4.31 veranschaulicht diesen Sachverhalt durch die Darstellung des Ausmaßes der Umwandlungsplastizität in Abhängigkeit von der wirkenden Nennspannung für unterschiedliche Umwandlungsbedingungen. Wie in Bild 4.31 verdeutlicht, steigt für kleine Nennspannungen das Ausmaß der Umwandlungsplastizität mit zunehmendem

Nennspannungsbetrag in guter Näherung linear. Als Steigungen $K = \left. \frac{d\varepsilon_{UP}}{d\sigma} \right|_{\sigma \rightarrow 0}$ wurden für die

bainitische Umwandlung bei 335°C $K_{B/335^\circ\text{C}}^{0,4\%C} = 5,2 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ und bei 365°C

$K_{B/365^\circ\text{C}}^{0,4\%C} = 5,3 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ ermittelt. Bei der isothermen perlitischen Umwandlung bei 595°C

wurde $K_{P/595^\circ\text{C}}^{0,4\%C} = 8,2 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ bestimmt. Bei größeren Nennspannungsbeträgen steigt das

Ausmaß der Umwandlungsplastizität überproportional, was insbesondere bei hohen Temperaturen und großen Spannungen u.a. mit einsetzendem Kriechen erklärt werden kann.

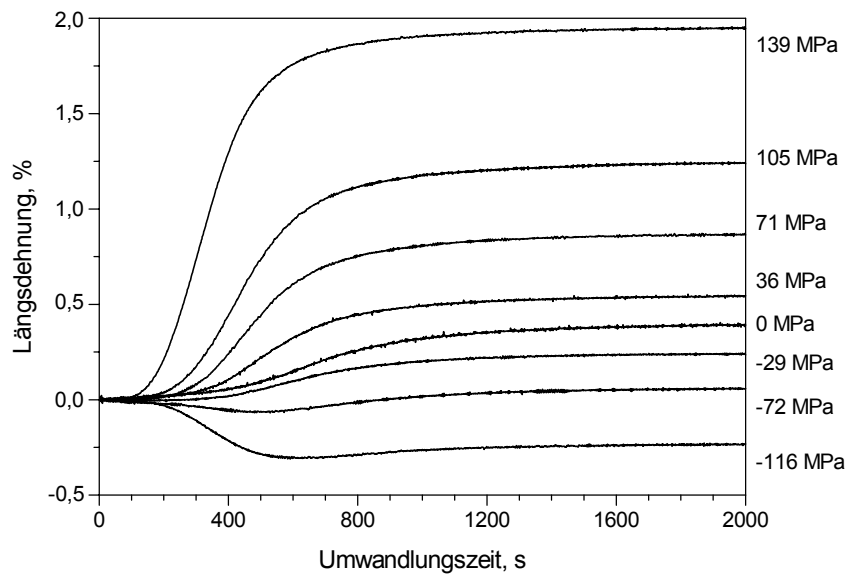


Bild 4.29: Längsdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene aufgeprägte Spannungen, isotherme Umwandlung bei 335°C , Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

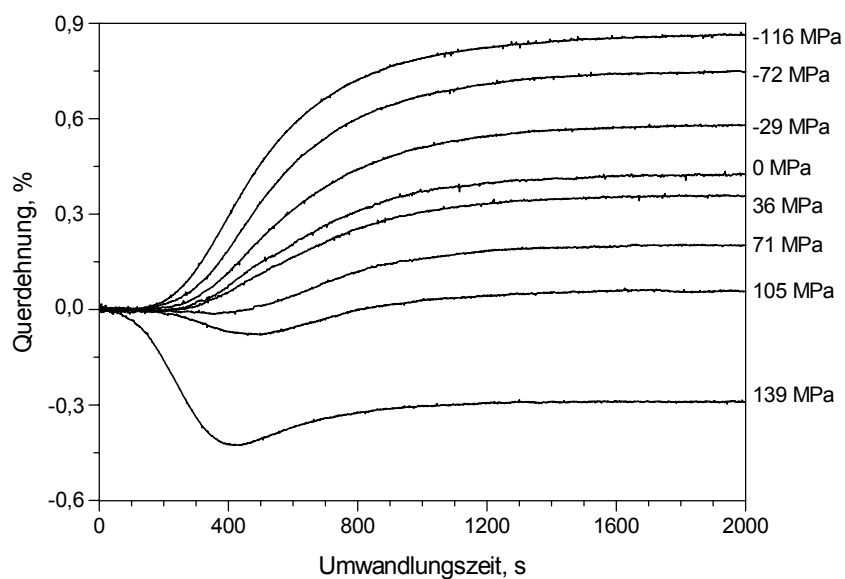


Bild 4.30: Querdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für verschiedene aufgeprägte Spannungen, isotherme Umwandlung bei 335°C , Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

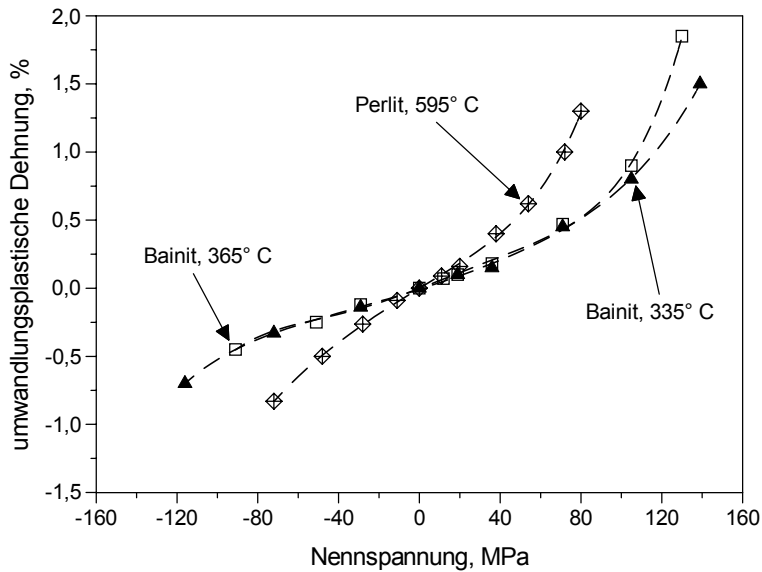


Bild 4.31: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit von der aufgeprägten Spannung und der isothermen Umwandlungsart, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

Den durch die simultane Aufzeichnung der Quer- und Längsdehnung ermittelbaren Verlauf der Umwandlungsplastizität in Abhängigkeit des bainitischen Phasenanteils für einige spannungsbeeinflusste, isotherme Umwandlungen bei 335° C zeigt Bild 4.32. Wie in Bild 4.32 deutlich zu erkennen ist, steigt die umwandlungsplastische Dehnung nichtlinear mit fortschreitender Umwandlung. Durch die Berechnung der auf 1 als Maximalwert normierten umwandlungsplastischen Dehnung erhält man den in Bild 4.33 dargestellten und für alle Spannungen in etwa gleichen Verlauf der normierten Umwandlungsplastizität in Abhängigkeit vom umgewandelten Volumenanteil. Da das Normieren auf den Wert 1 zur Verstärkung kleinerer Messfehler führen kann, ist in Bild 4.33 neben den Messwert-Kurven der Verlauf der Mittelwert-Kurve mit eingezeichnet. Diese Mittelwertkurve ergibt sich aus den Mittelwerten der 6 Messwert-Kurven an insgesamt 21 Stützstellen. Wie anhand der Mittelwert-Kurve in Bild 4.33 verdeutlicht wird, wird der größte Teil der zu erwartenden umwandlungsplastischen Dehnung zu Beginn der Umwandlung gebildet. So liegt nach einem umgewandelten Volumenanteil von nur 25% bereits ca. 50% der gesamten, bis Umwandlungsende gebildeten umwandlungsplastischen Dehnung vor.

Durch die Beschreibung der in Bild 4.33 dargestellten Mittelwert-Kurve mittels einer Funktion $f(w)$ und unter Berücksichtigung der Gleichung 2.4 ist es möglich, den Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen ϵ_{UP} in Abhängigkeit vom umgewandelten Phasenanteil w für eine beliebige Spannung σ zu berechnen, sofern das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen bzw. die Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität

K bekannt ist. Als Funktionen $f(w)$ gibt es in der Literatur mehrere Vorschläge, die allerdings aus Versuchen bei martensitischer Umwandlung entwickelt wurden, vgl. Kapitel 2.3. In Bild 4.34 ist der Vergleich der aus den Messwerten ermittelten Mittelwert-Kurve mit dem Modell von Leblond *et al.* [77] (Gleichung 2.6) sowie mit dem Modell von Denis *et al.* [3] (Gleichung 2.7) dargestellt. Wie Bild 4.34 deutlich zeigt, liefert die Funktion der Gleichung 2.7 von Denis *et al.* eine sehr gute Annäherung an die Mittelwertkurve und wird somit als die für die Beschreibung der umwandlungsplastischen Dehnungen bei isothermer Umwandlung günstigere Funktion bestimmt.

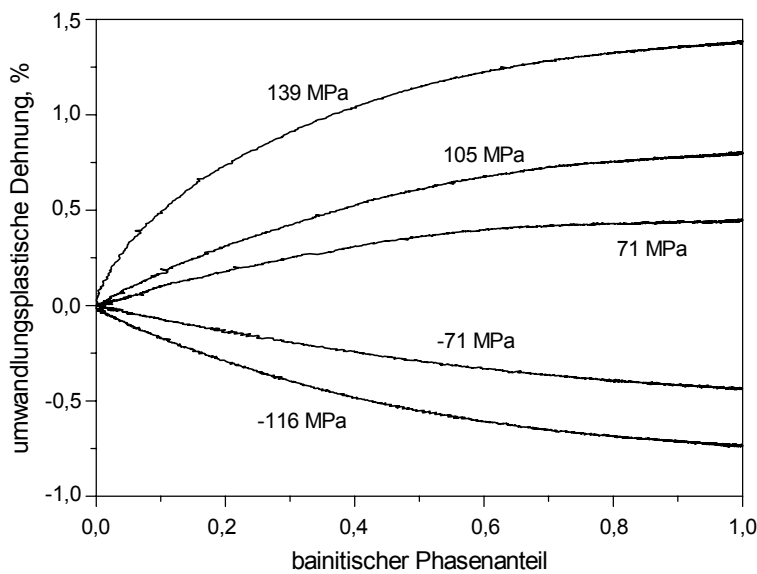


Bild 4.32: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit vom bainitischen Phasenanteil bei isothermer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

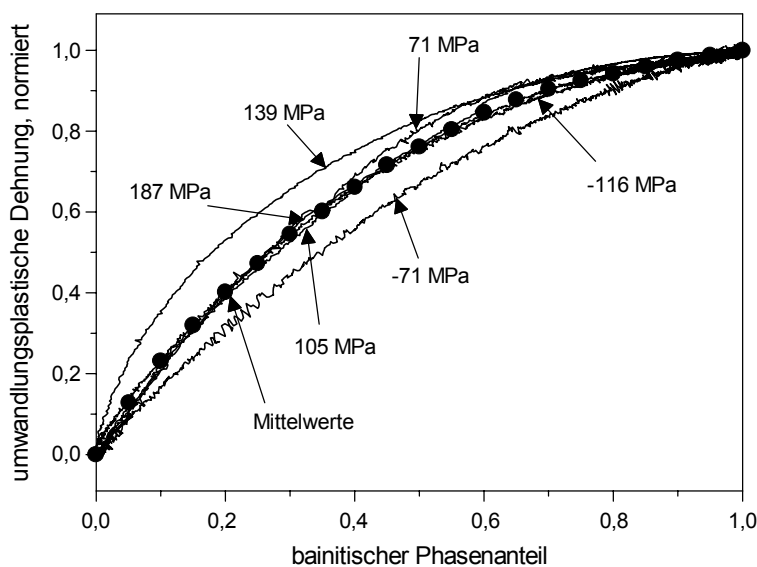


Bild 4.33: Verlauf der normierten umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom bainitischen Phasenanteil bei isothermer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

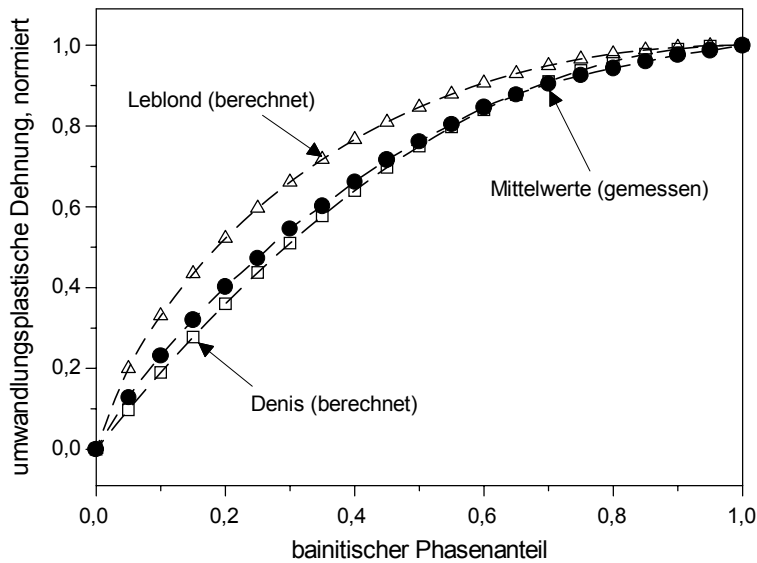


Bild 4.34: Verlauf der normierten umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom bainitischen Phasenanteil bei isothermer Umwandlung bei 335° C. Vergleich der gemessenen Werte mit den Modellen von Leblond *et al.* [77] und Denis *et al.* [3], Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

b) Kontinuierliche Umwandlung in der Martensitstufe

Wie bei der isothermen Umwandlung, zeigte sich auch bei der kontinuierlichen Umwandlung in der Martensitstufe infolge der in Kapitel 2.3 erläuterten Gründe bei allen Versuchen mit äußeren Spannungen eine von der Höhe des Nennspannungsbetrages abhängige Anisotropie der Dehnungen in Längs- und Querrichtung. Bild 4.35 veranschaulicht diesen Sachverhalt durch die Darstellung des Längs- und der Querdehnungsverläufe als Funktion der Temperatur für Versuche mit unterschiedlich großen Nennspannungen. Das nach abgeschlossener Umwandlung vorliegende Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen wird durch den Verlauf der Längsdehnung während der Abkühlung auf Raumtemperatur in Bild 4.36 illustriert und ist in Bild 4.37 in Abhängigkeit von der Nennspannung dargestellt. Als Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität wurde für die martensitische Umwandlung

$$K_M^{0,4\%C} = 5,0 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N} \text{ ermittelt.}$$

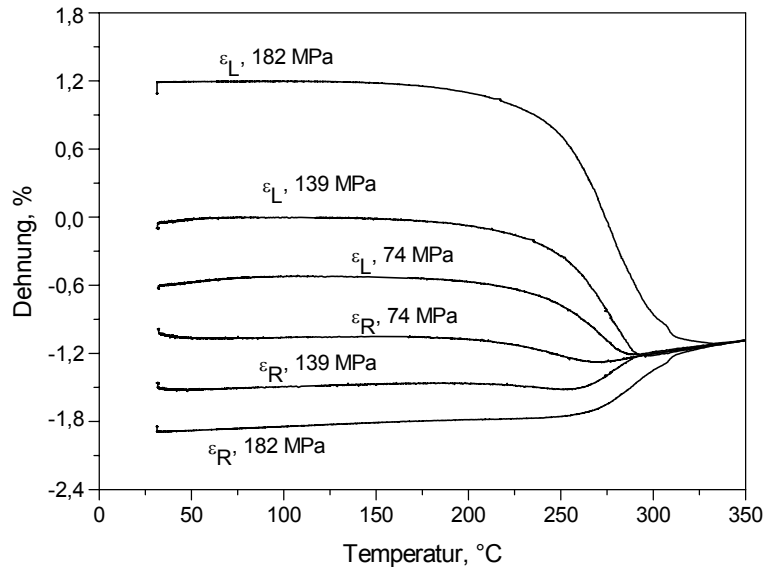


Bild 4.35: Verlauf der Längsdehnung und der Querdehnung bei martensitischer Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur für unterschiedlich große aufgeprägte Spannungen, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

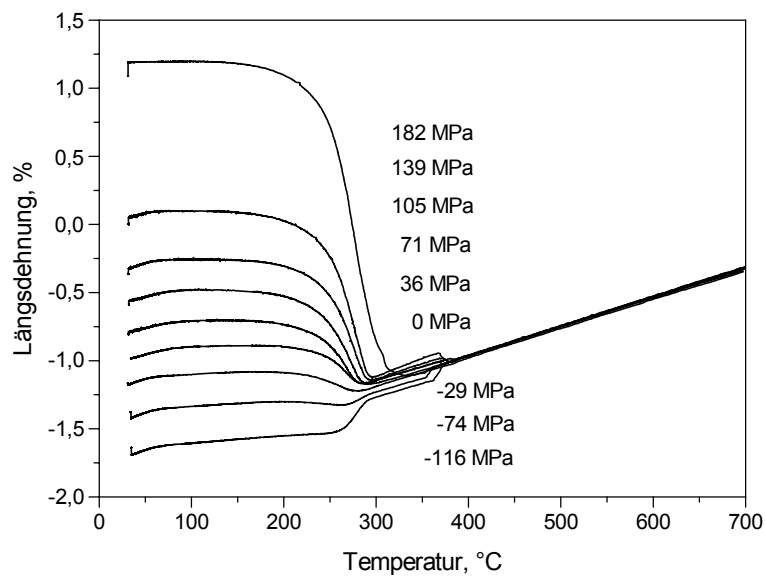


Bild 4.36: Längsdehnungsverlauf in Abhängigkeit von der Temperatur für unterschiedlich große Spannungen, martensitische Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

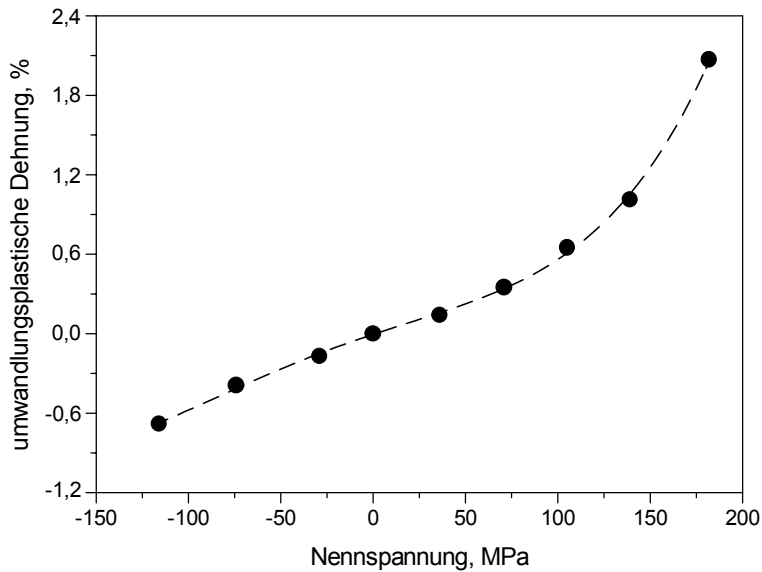


Bild 4.37: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit von der Nennspannung bei martensitischer Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

Den Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit fallender Temperatur zeigt Bild 4.38. Wie bei der isothermen Umwandlung, steigt auch bei der martensitischen Umwandlung die umwandlungsplastische Dehnung nichtlinear mit zunehmendem Umwandlungsgrad an. Durch die Normierung der umwandlungsplastischen Dehnung auf den Wert 1 als Maximalwert erhält man den in Bild 4.39 gezeigten Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom umgewandelten Phasenanteil. Weiterhin ist in Bild 4.39 der Verlauf der Mittelwert-Kurve, die sich aus den Mittelwerten der 6 Messwert-Kurven an insgesamt 17 Stützstellen ergibt, mit eingezeichnet. Wie anhand der Mittelwert-Kurve in Bild 4.39 verdeutlicht wird, wird auch bei der martensitischen Umwandlung der größte Teil der zu erwartenden umwandlungsplastischen Dehnung zu Beginn der Umwandlung gebildet. So liegt nach einem umgewandelten Volumenanteil von nur 20% bereits über die Hälfte der gesamten, bis Umwandlungsende gebildeten umwandlungsplastischen Dehnung vor. Allerdings ist die Streubreite der aus den Messwerten ermittelten Kurven bei der martensitischen Umwandlung in Bild 4.39 größer als die Streubreite der Kurven bei der bainitischen Umwandlung in Bild 4.33.

In Bild 4.40 ist wiederum der Vergleich der aus den Messwerten ermittelten Mittelwert-Kurve mit dem Modell von Leblond *et al.* [77] (Gleichung 2.6) sowie mit dem Modell von Denis *et al.* [3] (Gleichung 2.7) dargestellt. Im Gegensatz zur isothermen, bainitischen Umwandlung stimmen die gemessenen Werte wahrscheinlich aufgrund der relativ großen Streuung nicht so überaus gut mit den durch das Modell von Denis *et al.* berechneten Werten überein. Dagegen

ist besonders zu Beginn der Umwandlung eine gute Übereinstimmung mit dem Modell von Leblond *et al.* auffällig. Da sich die Mittelwertkurve aber mit zunehmendem Umwandlungsgrad wieder an die mit dem Modell von Denis *et al.* berechnete Kurve annähert, ist eine abschließende Aussage über den genauen Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen nicht sinnvoll.

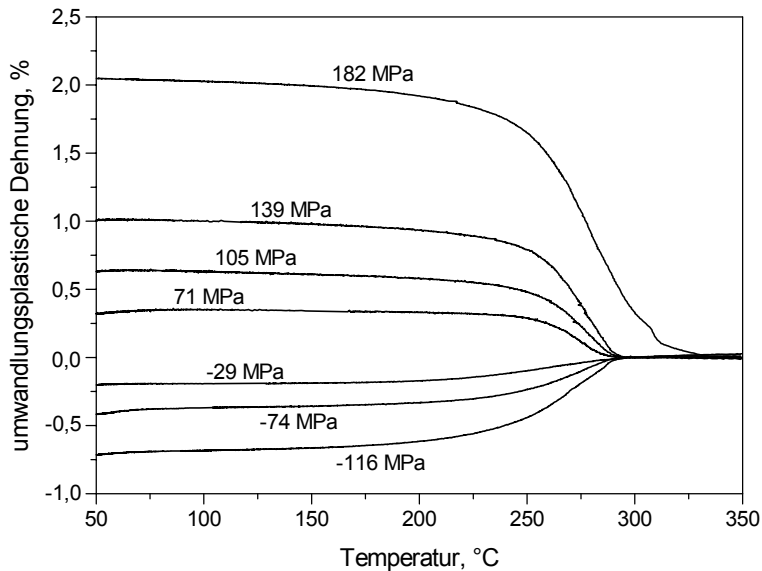


Bild 4.38: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Spannungen bei martensitischer Umwandlung, Stahl mit 0,4% Ma.-% C.

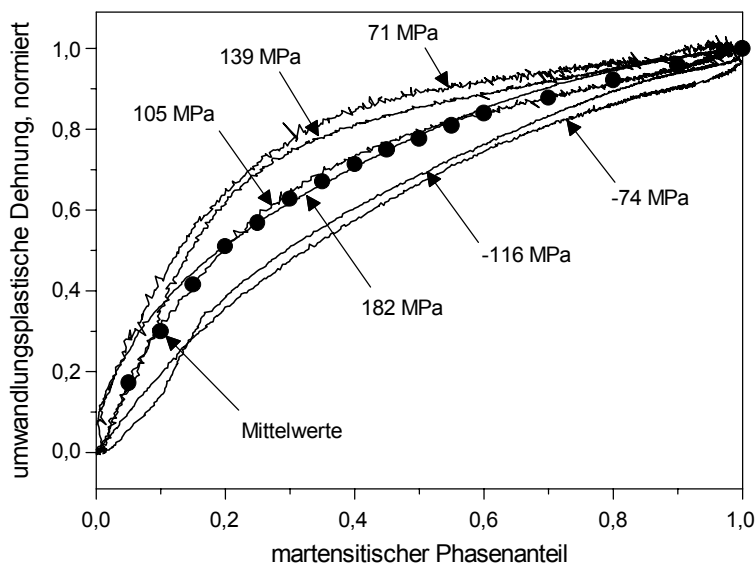


Bild 4.39: Verlauf der normierten umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit vom martensitischen Phasenanteil, Stahl mit 0,4 Ma.-% C. Die Symbole markieren den Verlauf der Mittelwert-Kurve.

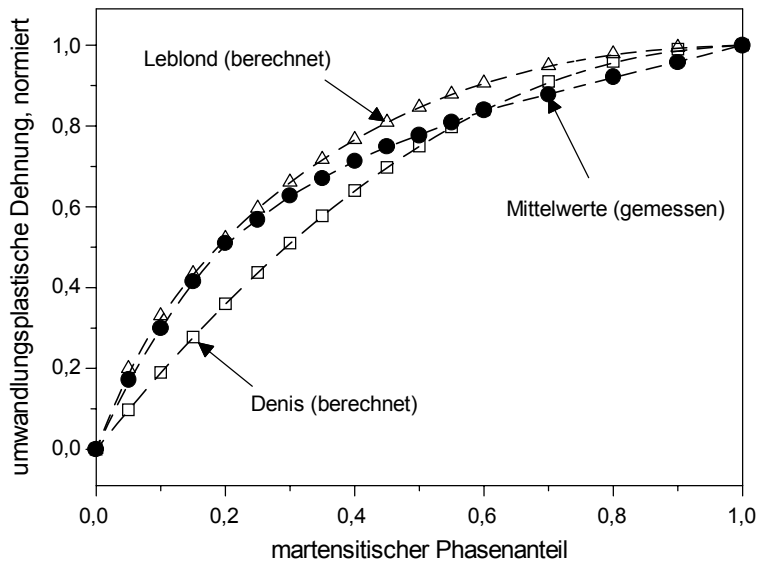


Bild 4.40: Verlauf der normierten umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom martensitischen Phasenanteil. Vergleich der gemessenen Werte mit den Modellen von Leblond *et al.* [77] und Denis *et al.* [3], Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

c) Einfluss veränderlicher Spannungszustände

Die Abschreck-Wärmebehandlung von Stahlbauteilen geht in der Realität mit stark veränderlichen, zeit- und temperaturabhängigen Spannungsverteilungen im Bauteil einher, so dass – insbesondere in Oberflächennähe – das Spannungsvorzeichen im Verlauf der Abkühlung mehrmals von Zug- auf Druckspannung wechselt. Auch während einer thermomechanischen Wärmebehandlung, bei der der Werkstoff vor der Phasenumwandlung plastisch verformt wird, treten gravierende Änderungen des Spannungszustandes aufgrund wechselnder mechanischer und thermischer Belastungen auf. Die Auswirkungen derartiger, nicht konstanter Werkstoffbelastungen auf die umwandlungsplastischen Dehnungen wurden im Rahmen dieser Arbeit einerseits durch die Entlastung von Proben während der Phasenumwandlung und andererseits durch Umwandlungen nach einer plastischen Verformung nachgebildet.

So zeigt Bild 4.41 durch die Darstellung der umwandlungsplastischen Dehnung ε_{UP} in Abhängigkeit von der Temperatur bei martensitischer Umwandlung, dass trotz Entlastung kurz unterhalb der Martensit-Starttemperatur mit fortschreitender Unterkühlung der Wert der umwandlungsplastischen Dehnung nicht konstant bleibt, sondern rückläufig ist. Das Ausmaß der Rückverformung beträgt bei diesem Versuch an dem nicht-aufgekohlten Stahl ca. 0,08%. Hierdurch wird deutlich, dass umwandlungsplastische Dehnungen nicht als irreversibel angesehen werden können. Der gleiche Sachverhalt gilt auch für die isotherme Umwandlung.

In Bild 4.42 ist die Rückverformung der umwandlungsplastischen Dehnung für die isotherme, bainitische Umwandlung bei 335° C des nicht-aufgekohlten Stahls nach Entlastung von 88 auf 0 MPa in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit dargestellt. Auch hier ist das Ausmaß der Rückverformung nach Entlastung erheblich und beträgt über 0,1%.

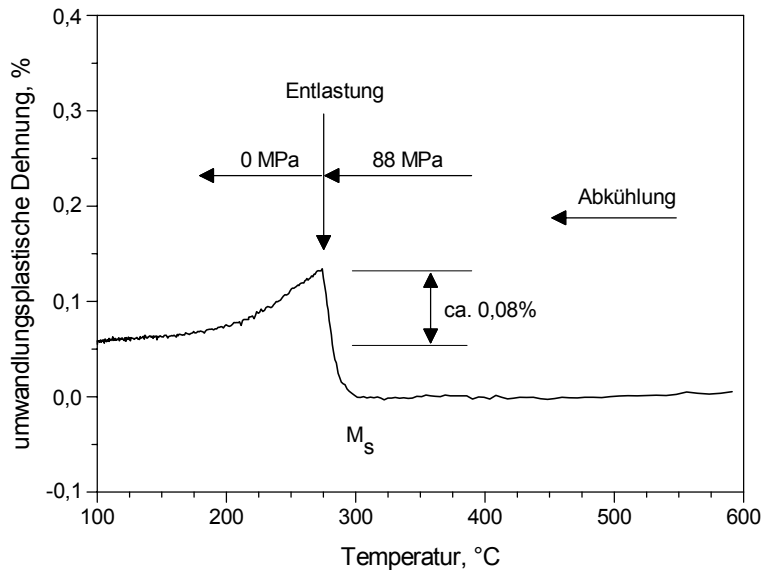


Bild 4.41: Rückverformung nach Entlastung bei martensitischer Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

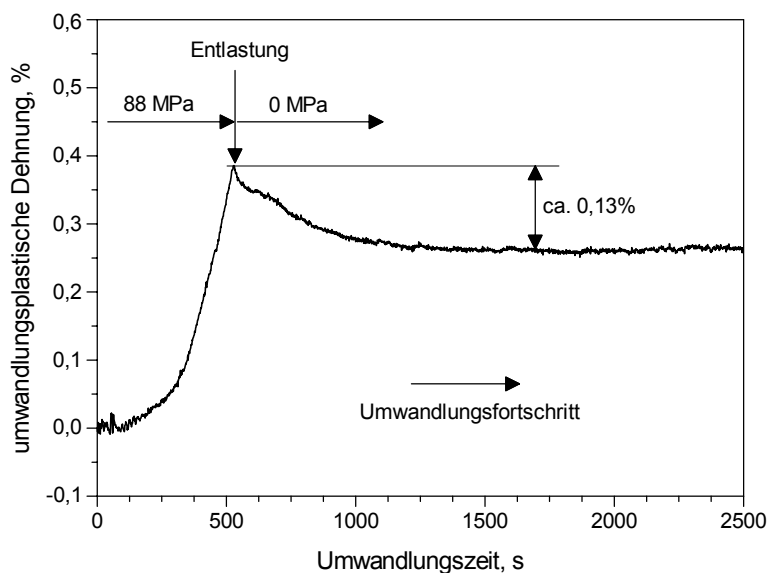


Bild 4.42: Rückverformung nach Entlastung bei isothermer, bainitischer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

Auch plastische Verformungen unmittelbar vor Umwandlungsbeginn haben einen drastischen Einfluss auf die Dehnungen für den anschließenden unbelasteten Umwandlungsverlauf. Bild 4.43 verdeutlicht diese Tatsache durch die Darstellung der Längsdehnung in Abhängigkeit

von der Umwandlungszeit für die isotherme Bainitumwandlung bei 335° C des nicht-aufgekohlten Stahls. So steigt die nach abgeschlossener Umwandlung vorliegende Längsdehnung mit zunehmendem plastischen Zug-Verformungsgrad stark an, so dass eine deutliche Verlängerung der Probe in axialer Richtung zu beobachten ist. An dieser Stelle sei nochmals darauf hingewiesen, dass das Aufprägen der plastischen Verformung innerhalb von nur wenigen Sekunden erfolgte und dass während der später einsetzenden Phasenumwandlung keine weitere äußere Belastung der Probe erfolgte (vgl. Bild 3.8). Bei der Umwandlung im Anschluss an eine Verformung in Druckrichtung ergibt sich demgegenüber eine mit steigendem Verformungsgrad immer kleiner werdende Längsdehnung nach abgeschlossener Umwandlung.

In Bild 4.44 ist die nach abgeschlossener Umwandlung gemessene Proben-Längsdehnung als Funktion des Verformungsgrades vor Umwandlungsbeginn dargestellt. Auffällig ist in Bild 4.44, dass bei kleinen plastischen Verformungen sowohl in Zug- als auch Druckrichtung ein näherungsweise linearer Zusammenhang zwischen der Längsdehnung und der plastischen Verformung besteht. Bei größeren plastischen Verformungsbeträgen scheint sich demgegenüber ein bestimmter Grenzwert einzustellen, der auch durch noch größere Verformungen nicht überschritten wird.

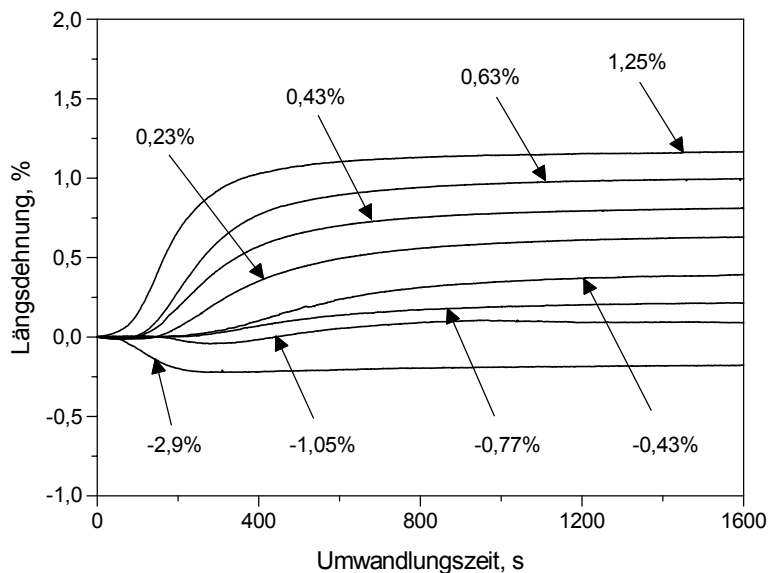


Bild 4.43: : Längsdehnungsverlauf in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für unterschiedlich große plastische Verformungen vor Umwandlungsbeginn, isotherme Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

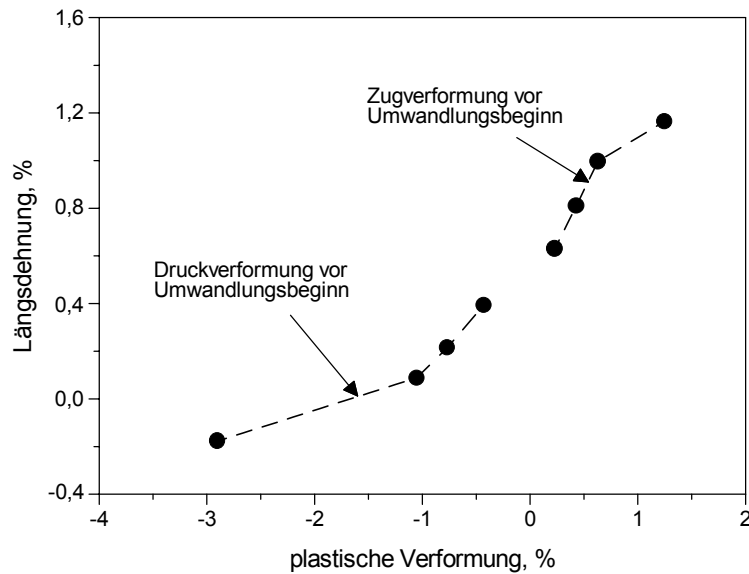


Bild 4.44: Längsdehnung nach abgeschlossener Umwandlung in Abhängigkeit von der plastischen Verformung vor Umwandlungsbeginn für die isotherme bainitische Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

4.4.2 Aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C

a) Isotherme Umwandlung in der Bainitstufe

Die Bilder 4.45 bzw. 4.46 zeigen durch die Darstellung der Längsdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bzw. der nach Umwandlungsende vorliegenden umwandlungsplastischen Dehnung als Funktion der Nennspannung die Ergebnisse der isothermen Versuche bei dem aufgekohlten Stahl. Analog zum nicht aufgekohlten Stahl steigt für kleine Nennspannungen das Ausmaß der Umwandlungsplastizität mit zunehmendem Nennspannungsbetrag in guter Näherung linear (Bild 4.46) und ist für Zug- bzw. Druckspannungen gleich. Als Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität wurde für die bainitische Umwandlung bei 335° C $K_{B/335^{\circ}C}^{1,0\%C} = 5,7 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ ermittelt.

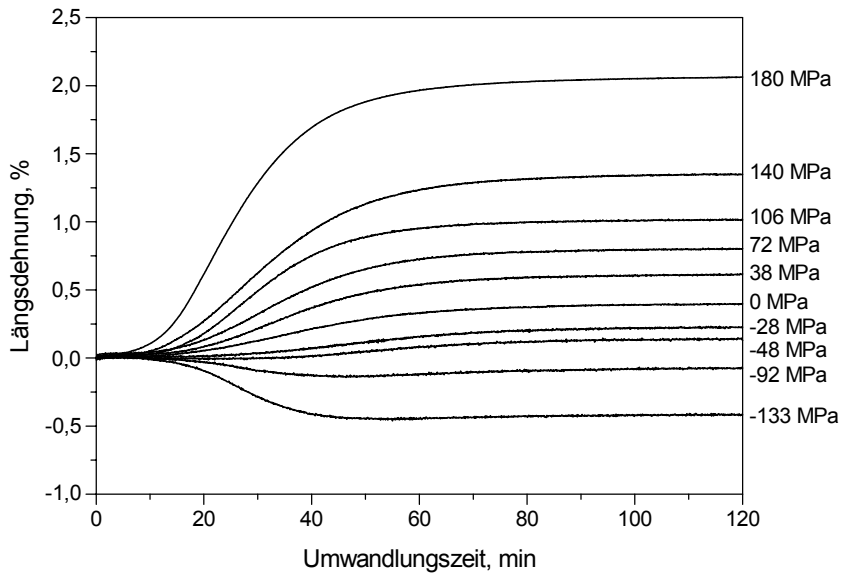


Bild 4.45: Verlauf der Längsdehnung in Abhängigkeit von der aufgeprägten Spannung, Stahl mit 1,0 Ma.-% C, isotherme Umwandlung bei 335° C.

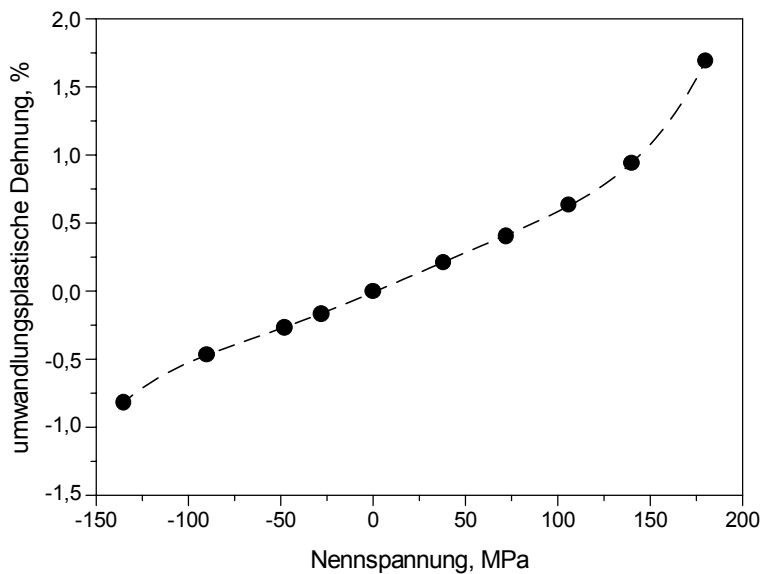


Bild 4.46: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit von der Nennspannung bei isothermer, bainitischer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

b) Kontinuierliche Umwandlung in der Martensitstufe

Das nach der Abkühlung auf -20° C vorliegende Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen wird durch den Verlauf der Längsdehnung in Bild 4.47 illustriert und ist in Bild 4.48 in Abhängigkeit von der aufgeprägten Spannung dargestellt. Auffällig ist das in Bild 4.48 veranschaulichte, stark unterschiedliche Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen für Umwandlungen unter Zug- bzw. Druckspannungen. Für eine Abkühlung auf -20° C wurde als Materialkonstante zur Umwandlungsplastizität für die martensitische

Umwandlung unter Zugbelastung $K_{M,Zug}^{1,0\%C} = 8,6 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ ermittelt. Für die martensitische Umwandlung unter Druckbelastung wurde $K_{M,Druck}^{1,0\%C} = 4,1 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ bestimmt.

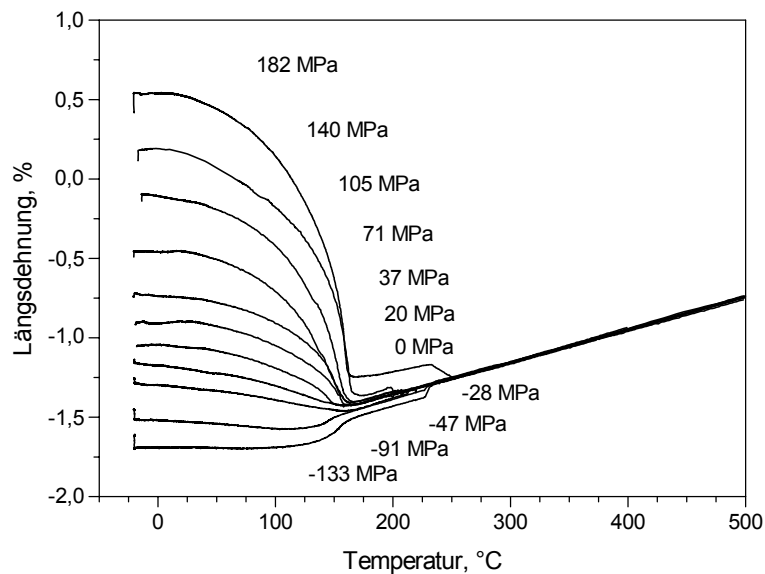


Bild 4.47: Längsdehnungsverlauf in Abhängigkeit von der Temperatur für unterschiedlich große Spannungen, martensitische Umwandlung, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

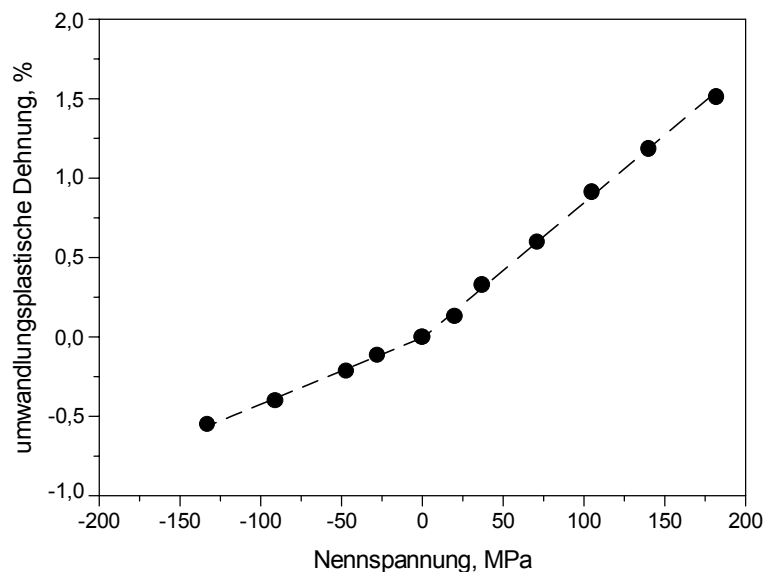


Bild 4.48: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit von der Nennspannung bei martensitischer Umwandlung, Stahl mit 1,0 Ma.-% C.

4.4.3 Verifizierung

Zur Überprüfung der Wiederholbarkeit der Messwerte zur Umwandlungsplastizität wurden sowohl bei der isothermen bainitischen als auch bei der kontinuierlichen martensitischen Umwandlung jeweils 3 Versuche unter identischen Bedingungen durchgeführt. Die Bilder

4.49 bzw. 4.50 verdeutlichen durch die Darstellung der Längsdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bzw. der Temperatur die sehr gute Übereinstimmung der Dehnungsverläufe bei einer aufgeprägten Spannung von 71 MPa und veranschaulichen eine dementsprechend gute Reproduzierbarkeit der Messwerte zur Umwandlungsplastizität.

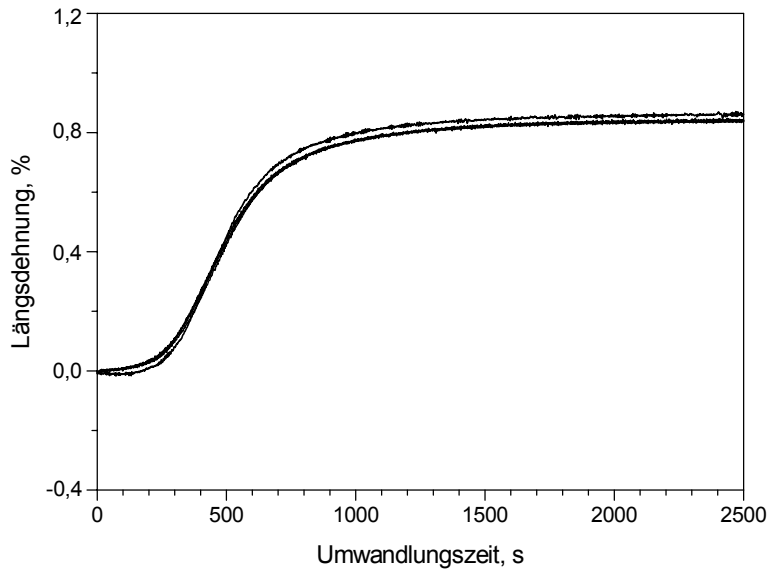


Bild 4.49: Verlauf der Längsdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bei mehreren Versuchen unter den gleichen Bedingungen. Isotherme, bainitische Umwandlung bei 335° C, 71 MPa, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

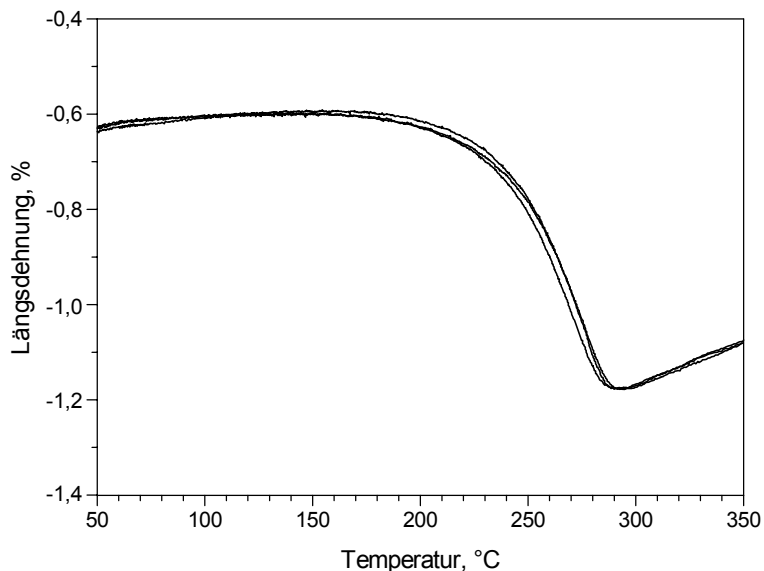


Bild 4.50: Verlauf der Längsdehnung in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit bei mehreren Versuchen unter den gleichen Bedingungen. Martensitische Umwandlung, 71 MPa, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

4.5 Mechanische Eigenschaften der umgewandelten Gefüge

4.5.1 Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Um einen Überblick über die Änderung der mechanischen Werkstoffeigenschaften durch die Phasenumwandlung zu erhalten, wurden nach abgeschlossener Umwandlung Zugversuche durchgeführt. Bei isothermer Umwandlung wurden diese Versuche bei Umwandlungstemperatur durchgeführt, so dass Umwandlungs- und Prüftemperatur identisch waren. Bei den martensitisch umgewandelten Proben erfolgte der Zugversuch bei Raumtemperatur. Bild 4.51 zeigt die Zugverfestigungskurven des nicht-aufgekohlten Stahls mit 0,4 Ma.-% C für das martensitische, bainitische und perlitische Gefüge. Im Vergleich zu den Spannungs-Dehnungs-Kurven des unterkühlten Austenit vor Umwandlungsbeginn (vgl. Bild 4.4) ergibt sich eine erhebliche, umwandlungsbedingte Erhöhung der 0,1% Dehngrenze um ca. 460% für das bainitische Gefüge sowie von ca. 320% im Falle des perlitischen Gefüges.

Des Weiteren wurden bei Raumtemperatur Zugversuche an Proben durchgeführt, die unter der Wirkung verschieden großer Spannungen umgewandelt wurden. Hierbei ergaben sich im Rahmen der Messgenauigkeit jeweils sehr ähnliche Spannungs-Dehnungs-Kurven, so dass die während der Phasenumwandlung aufgeprägten Spannungen auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des resultierenden Gefüges bei Raumtemperatur keinen wesentlichen Einfluss zeigten.

Als einzige Ausnahme erwies sich der Vergleich der Zugkurven bei der kontinuierlichen Bainitumwandlung mit anschließender Martensitbildung. Da sich bei dieser Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der aufgeprägten Spannung unterschiedlich hohe Verhältnisse des Bainit- und Martensitgehaltes ergaben (vgl. Kapitel 4.3.1 bzw. Bild 4.19), wurde hierbei ein Einfluss der während der Umwandlung aufgeprägten Spannung auf das mechanische Verhalten erwartet. Bild 4.52 zeigt diesen Einfluss anhand der Raumtemperatur-Zugkurven für Proben, die bei kontinuierlich fallender Temperatur unter der Wirkung unterschiedlich hoher Spannungen zunächst bainitisch und anschließend martensitisch umgewandelt wurden. Wie aus Bild 4.52 hervorgeht, verringert sich erwartungsgemäß mit steigender Spannung während der Umwandlung – und damit mit steigendem Bainitgehalt – die Streckgrenze des resultierenden Gefüges aus Bainit und Martensit.

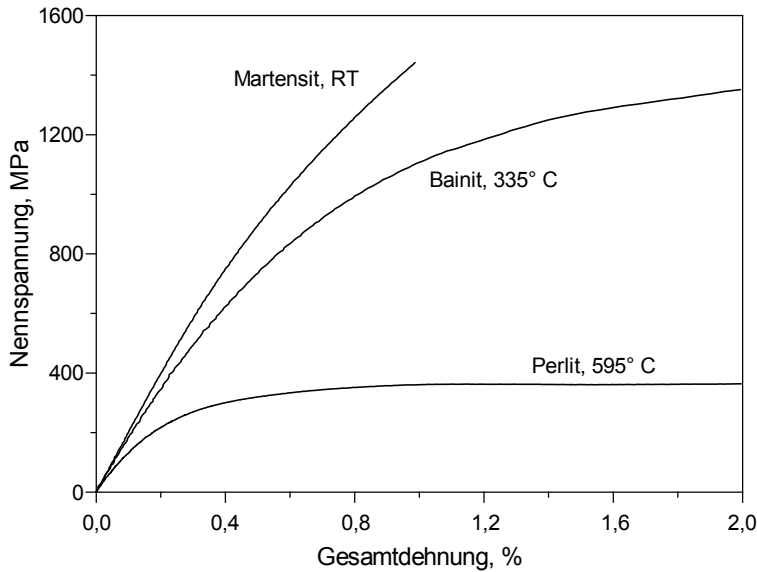


Bild 4.51: Zugverfestigungskurven für Martensit bei Raumtemperatur (RT), für Bainit bei 335° C und für Perlit bei 595° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

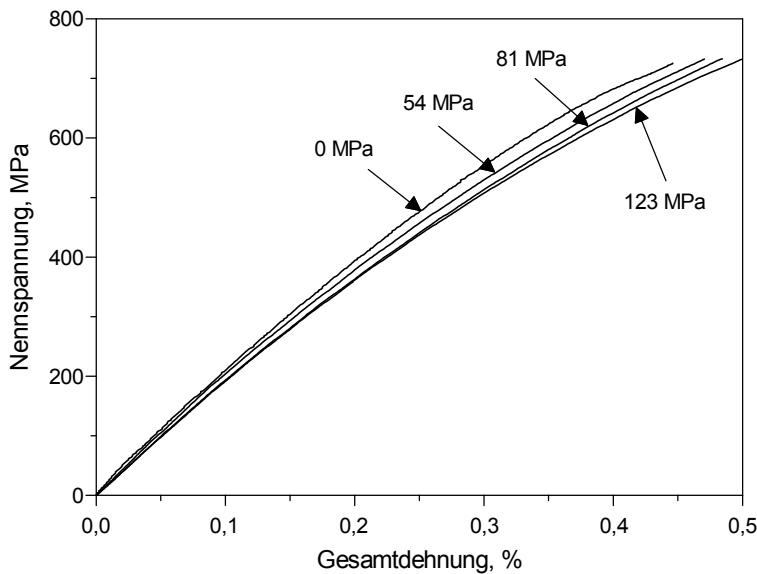


Bild 4.52: Zugverfestigungskurven der bei unterschiedlichen Lastspannungen kontinuierlich in der Bainit- und Martensitstufe umgewandelten Proben, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

4.5.2 Härte

Analog zu den Zugversuchen stellte sich – mit Ausnahme der gekoppelten, kontinuierlichen Bainit- und Martensitumwandlung – auch bei der Härtemessung kein wesentlicher Einfluss der während der Umwandlung wirkenden Spannung auf die Härte heraus. In Tabelle 1 ist eine Übersicht über die ermittelten Härtewerte für verschiedene Umwandlungsarten unter unterschiedlichen äußeren Spannungen gegeben. Die in Tabelle 4.1 angegebenen Werte stellen jeweils den Mittelwert aus mehreren Messungen dar.

Tabelle 4.1: Vickershärte bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Gefüge- und Umwandlungsart sowie von der aufgeprägten Spannung.

Gefüge	Umwandlungsart	aufgeprägte Spannung	Härte
Martensit, 0,4 % C	kontinuierlich	0 MPa	610 HV1
		105 MPa	619 HV1
Bainit, 0,4 % C	isotherm, 335° C	0 MPa	472 HV1
		105 MPa	470 HV1
Perlit, 0,4 % C	isotherm, 595° C	0 MPa	305 HV1
		85 MPa	326 HV1
Bainit/Martensit, 0,4 % C	kontinuierlich	0 MPa	519 HV30
		123 MPa	490 HV30
Martensit, 1,0 % C	kontinuierlich	0 MPa	858 HV1
		140 MPa	865 HV1
Bainit, 1,0 % C	isotherm, 335° C	0 MPa	480 HV1
		140 MPa	502 HV1

4.6 Metallographische Untersuchungen

Aus den Proben-Messlängen der unter verschiedenen Bedingungen umgewandelten Proben wurden kleine Bereiche in Längs- und Querrichtung herausgetrennt und zur Beurteilung der vorliegenden Mikrostrukturen zur weitergehenden mikroskopischen Untersuchung entsprechend präpariert. Da im Lichtmikroskop der Einfluss von Spannungen oder plastischer Verformung während bzw. vor der Phasenumwandlung auf das Gefüge nicht erkennbar war, wurden sämtliche Proben sowohl im Rasterelektronenmikroskop (REM) als auch im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) untersucht.

4.6.1 Stahl mit 0,4 Ma.-% C

a) REM

Aufgrund der wirkenden äußeren Spannung und der damit verbundenen Erleichterung des Keimwachstums stellte sich im REM sowohl das martensitische als auch das bainitische Gefüge der belastet umgewandelten Proben etwas feiner dar als das Gefüge der unbelastet umgewandelten Proben. Im Falle einer plastischen Verformungen vor der isothermen bainitischen Umwandlung war dieser Effekt der Gefügefeynung aufgrund der Erhöhung der Keimstellenzahl noch deutlicher erkennbar. Die Bilder 4.53 und 4.54 zeigen diesen Sachverhalt am Beispiel des isotherm bei 335° C gebildeten Bainits (Bild 4.53a bis c) und des Martensits (Bild 4.54a und b) für unterschiedliche Umwandlungsbedingungen. Zu beachten ist, dass die in den Bildern 4.53b und 4.54b zwar geringe, aber dennoch erkennbare

Gefügefönerung durch aufgeprägter Spannungen erfolgte, die kleiner waren als die 0,01% Dehngrenze des unterkühlten Austenits bei Umwandlungstemperatur. Es sei nochmals betont, dass das verfeinerte Gefüge in Bild 4.53c das Resultat von lediglich 1,25% plastischer Dehnung vor Umwandlungsbeginn ist, so dass zusammenfassend ein nicht unerheblicher Einfluss aufgeprägter Spannungen bzw. plastischer Verformungen auf die Feinheit des Gefüges zu beobachten war. Des weiteren ist in den Bildern 4.53 und 4.54 im jeweiligen Vergleich zu den unbelasteten/unverformten Proben eine Vorzugsorientierung der Platten in den belasteten/verformten Proben zu erkennen. Diese veränderte Orientierungsverteilung der Platten basiert auf der Ausrichtung des Gefüges in bezug auf die Belastungsrichtung, so dass die Bildung bestimmter kristallographischer Varianten von Martensit- oder Bainit-Platten in den Richtungen größter Schubspannungen bevorzugt wird (vgl. Kapitel 2.2.1 und 2.2.2).

Bei der isothermen, perlitischen Umwandlung wurde im REM eine noch geringere Wirkung von aufgeprägten Spannungen auf die Gefügefönerung als bei der bainitischen und martensitischen Umwandlung festgestellt. Jedoch wurde eine deutlich geringere Anzahl von Zementit-Varianten beobachtet. So sind bei der in Bild 4.55 dargestellten Gefügestruktur einer belastet umgewandelten Probe im wesentlichen nur 2 Orientierungen der Zementit-Kristalle zu erkennen, während bei unbelastet umgewandelten Proben deutlich mehr Varianten zu beobachten waren.

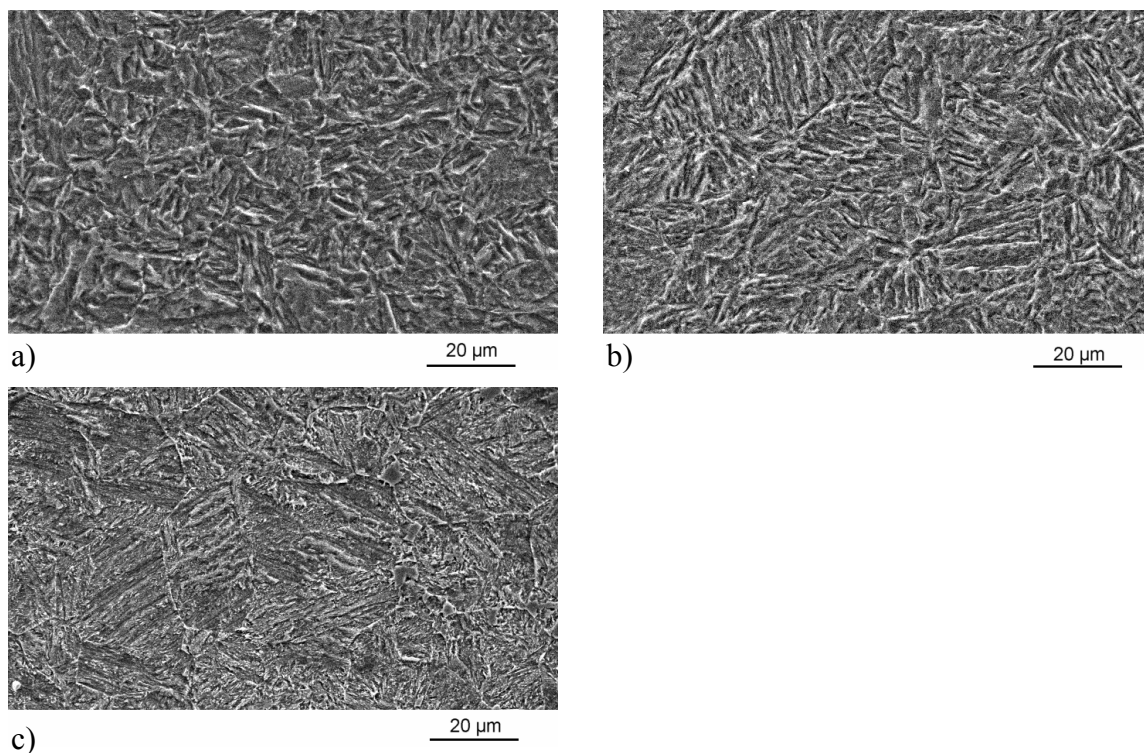


Bild 4.53: Bainitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C. a) ohne äußere Belastung, b) 140 MPa während der Umwandlung, c) 1,25% plastische Verformung vor Umwandlungsbeginn, REM-Aufnahmen.

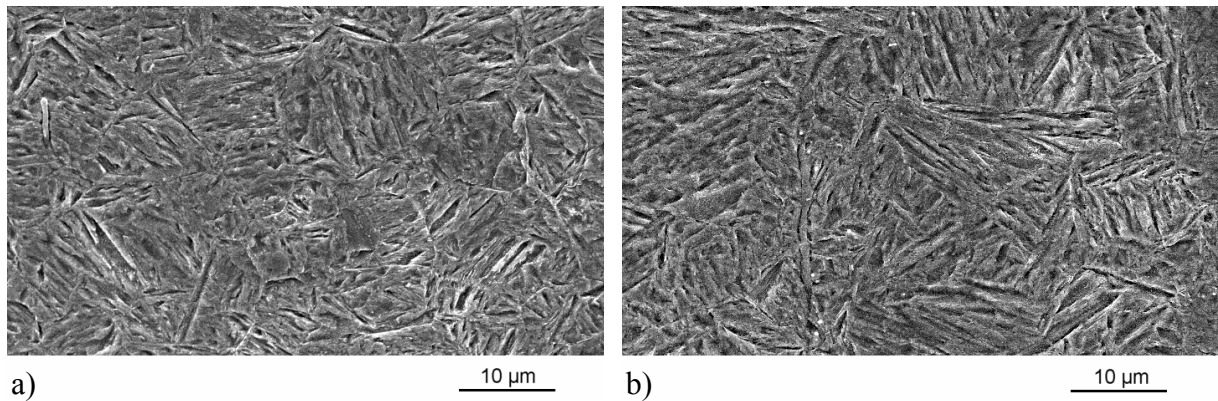


Bild 4.54: Martensitisches Gefüge nach kontinuierlicher Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C. a) ohne äußere Belastung, b) 140 MPa während der Umwandlung, REM-Aufnahmen

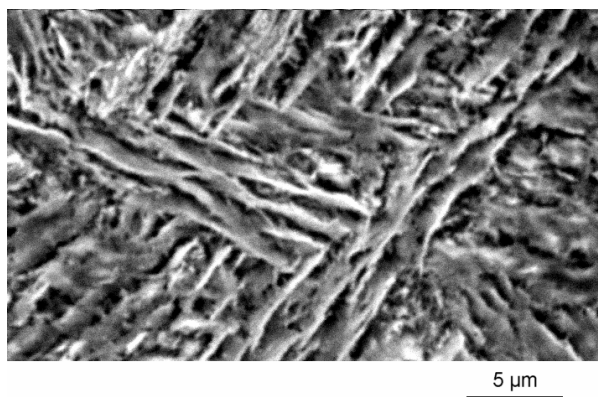


Bild 4.55: Perlitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 595° C, 85 MPa während der Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, REM-Aufnahme. Die Belastungsrichtung ist vertikal.

b) TEM

Bei den belastet umgewandelten Proben zeigte sich eine deutlich verstärkte Ausrichtung der Martensit-Kristallite in bezug auf die Belastungsrichtung, so dass insgesamt weniger Martensit-Varianten zu erkennen waren, die überwiegend in bestimmten Winkeln von ca. 60 bzw. 120° zueinander angeordnet waren (Bild 4.56). Wenngleich die Änderung der Orientierungsverteilung der Martensit-Kristallite durch äußere Spannungen den Erwartungen entspricht, ist aufgrund des geringen im TEM untersuchbaren Probenvolumens eine quantitative Bewertung dieses Effektes nur mit erheblichem Aufwand möglich und konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht erbracht werden.

Die Untersuchung der bainitischen Proben ergab die gleichen Sachverhalte wie bei den martensitischen Proben. Bild 4.57 zeigt die Mikrostruktur einer unter einer äußeren Spannung umgewandelten Probe mit einer in weiten Bereichen parallelen Ausrichtung der Bainit-Platten und den für den unteren Bainit typischen Karbidausscheidungen innerhalb der ferritischen

Einheiten. Da die Karbidbildung innerhalb einer Bainit-Platte grundsätzlich bevorzugt in einem 60° -Winkel zur Platten- bzw. Nadel-Längsachse abläuft [57], gibt es in bezug auf die Orientierung der Karbide innerhalb einer Bainit-Platte keine Unterschiede zwischen belastet und unbelastet umgewandelten Proben.

In Bild 4.58 ist die bereits im REM beobachtete bevorzugte Orientierung der Zementitbildung bei der spannungsbeeinflussten perlitischen Umwandlung dargestellt. Während bei der lastfrei umgewandelten Probe in Bild 4.58a keine ausgeprägte Vorzugsorientierung der Zementit-Lamellen festzustellen ist, ist die Anzahl der unter der Wirkung einer äußeren Spannung gebildeten Zementitvarianten erheblich reduziert. Eine deutliche Verfeinerung der Mikrostruktur durch die Wirkung einer äußeren Spannung war allerdings auch im TEM nicht erkennbar.

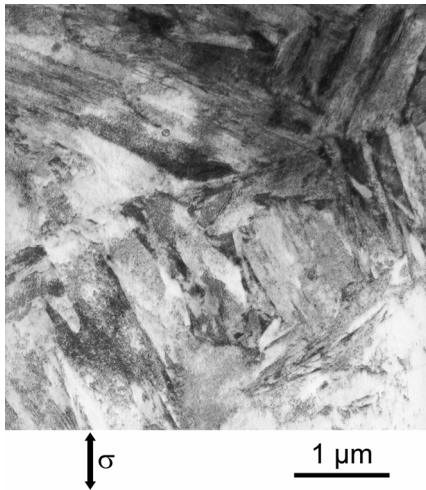


Bild 4.56: Martensitisches Gefüge, Stahl mit 0,4 Ma.-% C, 140 MPa während der Umwandlung, TEM Hellfeld-Aufnahme.

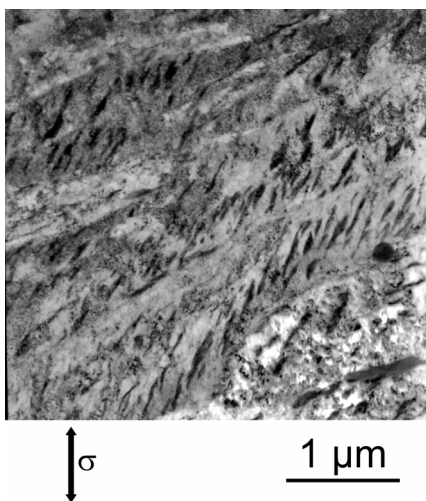


Bild 4.57: Bainitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 335° C, 140 MPa während der Umwandlung, Stahl mit 0,4 Ma.-% C. TEM Hellfeld-Aufnahme.

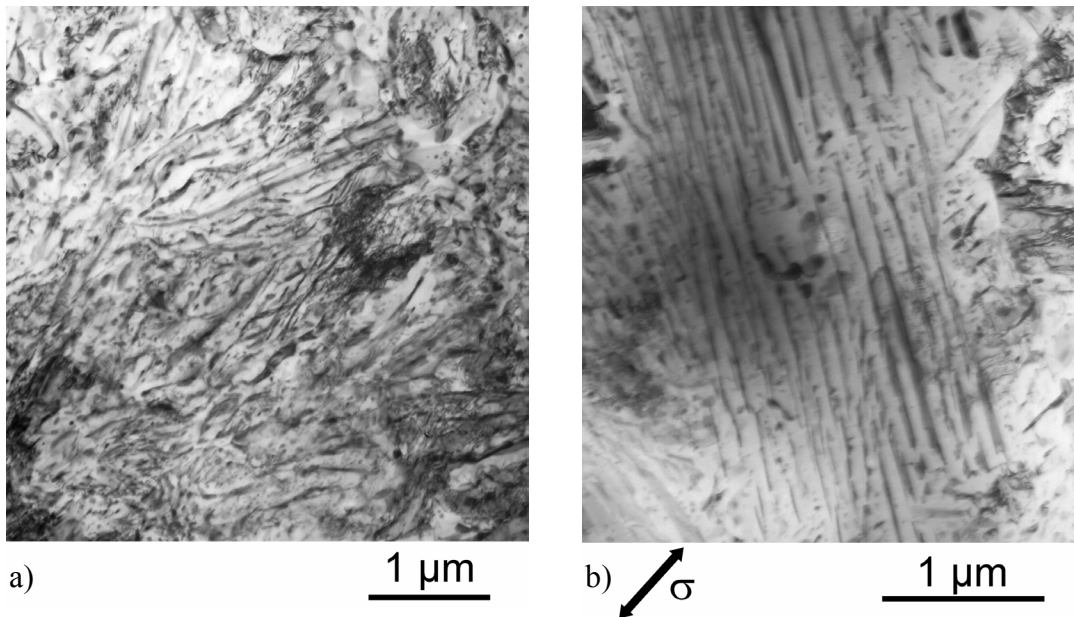


Bild 4.58: Perlitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 595° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C. a) ohne äußere Belastung, b) 85 MPa während der Umwandlung. TEM Hellfeld-Aufnahmen.

4.6.2 Stahl mit 1,0 Ma.-% C

a) REM

Wie bereits beim nicht-aufgekohlten Stahl zu beobachten war, ergab sich auch beim aufgekohlten Stahl eine Verfeinerung des Gefüges. Bild 4.59 zeigt durch den Vergleich der lastfrei umgewandelten Probe (Bild 4.59a) mit einer unter der Wirkung einer äußeren Spannung umgewandelten Probe (Bild 4.59b), dass dieser Effekt offensichtlich beim aufgekohlten Stahl noch stärker ausgeprägt ist als beim nicht-aufgekohlten Stahl (vgl. Bild 4.53). Zu beachten sind die unterschiedlichen Maßstäbe der Bilder 4.59a und b. Außerdem ist es wichtig hervorzuheben, dass die äußere Spannung der in Bild 4.59b dargestellten Probe deutlich unterhalb der Fließgrenze des unterkühlten Austenits bei Umwandlungstemperatur lag. Somit ist der Effekt der Gefügefinesung und die in Bild 4.59b deutlich erkennbare bevorzugte Ausrichtung der Bainit-Platten eindeutig auf die Wirkung elastischer Lastspannungen zurückzuführen.

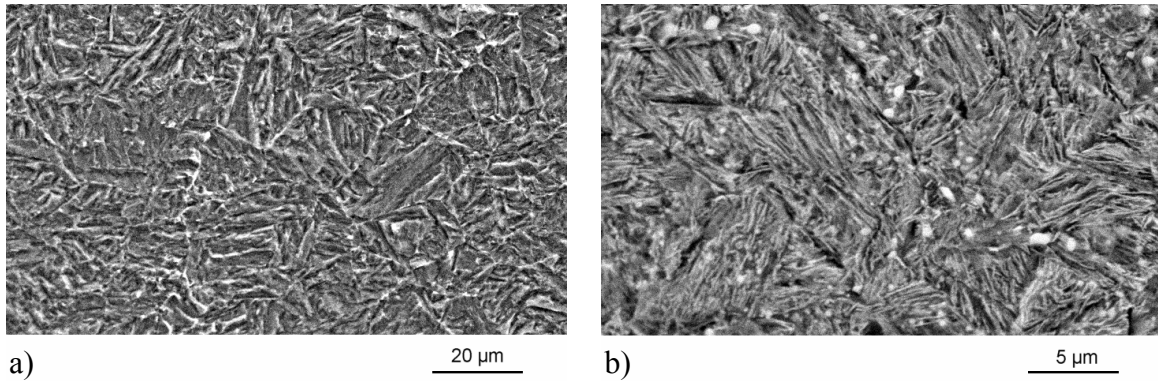


Bild 4.59: Bainitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 335° C, aufgekohlter Stahl mit 1,0 Ma.-% C. a) ohne äußere Belastung, b) 140 MPa während der Umwandlung. REM-Aufnahmen. Die Belastungsrichtung ist vertikal.

b) TEM

Beim aufgekohlten Stahl ergaben sich in bezug auf den Spannungseinfluss auf die Mikrostruktur die gleichen Erkenntnisse wie beim nicht-aufgekohlten Stahl. Sowohl bei der martensitischen als auch der bainitischen Umwandlung war der Effekt der durch die aufgeprägten, rein elastischen Spannungen begünstigten Auswahl der Martensit-Varianten zu erkennen. Unterschiede zum nicht-aufgekohlten Stahl ergaben sich lediglich aufgrund der veränderten chemischen Zusammensetzung, wie z.B. ein erhöhter Karbidgehalt sowie Zwillingsbildung und Restaustenit beim Martensit. Beispielhaft für die spannungsabhängige Begünstigung bestimmter Orientierungen der Bainit- und Martensitplatten zeigt Bild 4.60 das bainitische Gefüge mit deutlich erkennbarer Ausrichtung der Mikrostruktur bezüglich der Belastungsrichtung.

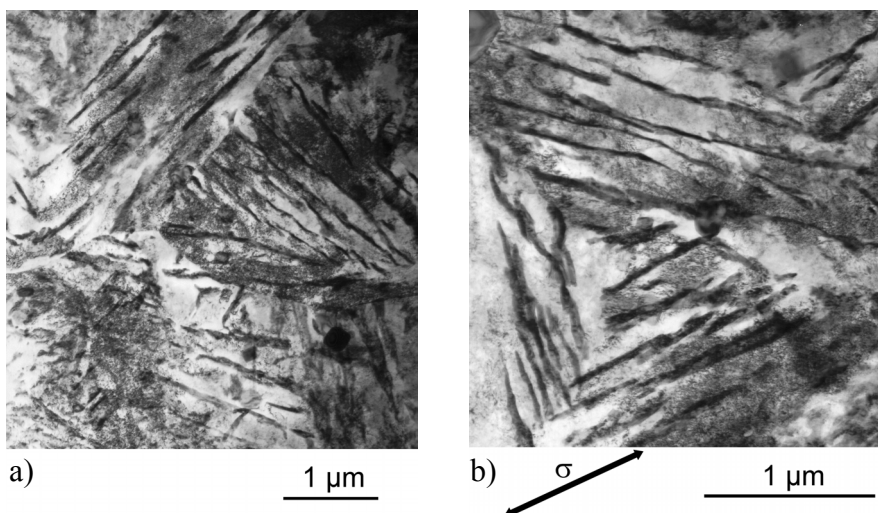


Bild 4.60: Bainitisches Gefüge nach isothermer Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 1,0 Ma.-% C. a) ohne Belastung, b) 140 MPa während der Umwandlung. TEM Hellfeld-Aufnahmen.

5 Diskussion

5.1 Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits

Bild 4.8 spiegelt den großen Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die mechanischen Eigenschaften wider. Während der Elastizitätsmodul, dessen Größe im wesentlichen auf der Höhe der atomaren Bindungskräfte beruht, erwartungsgemäß nur wenig vom Kohlenstoffgehalt abhängt, sind bei der 0,01% und der 0,1% Dehngrenze deutliche Unterschiede feststellbar. Dieser große Unterschied ist in erster Linie auf die erhöhte Mischkristallverfestigung durch den gesteigerten Anteil an interstitiell gelösten Kohlenstoffatomen im Gitter des Austenits zurückzuführen. Einen weiteren Verfestigungseffekt bewirkt der größere Anteil an Karbiden, die entweder bei den eingestellten Austenitisierungsbedingungen nicht aufgelöst wurden oder sich während der Abkühlung vor dem Beginn des Zugversuchs aus dem Austenit gebildet haben. Der Nachweis derartiger Karbide erfolgte mittels elektronenmikroskopischer Untersuchungen, bei denen kugelige Karbide identifiziert wurden, die sich in ihrer Größe und Form deutlich von den Karbiden etwa bei der Bainitbildung unterscheiden. Die genaue Höhe des tatsächlichen, während des Austenitisierens gelösten Kohlenstoffgehalts konnte allerdings nicht bestimmt werden. Die hierfür nötigen Gleichgewichts- oder ZTA-Diagramme für die untersuchte Stahlzusammensetzung stehen leider nicht zur Verfügung. Auch der Umweg über die Messung der M_S -Temperatur und der daraus berechenbaren Kohlenstoffkonzentration führt aufgrund der Vielzahl von unterschiedlichen Berechnungsansätzen in der Literatur zu keinen befriedigenden Ergebnissen [88]. Somit läßt sich lediglich vermuten, dass bei dem Stahl mit 0,4 Ma.-% C wahrscheinlich sämtlicher Kohlenstoff vor Beginn der Zugversuche im Austenit gelöst war, bei dem Stahl mit 1,0 Ma.-% C aber ein geringer Teil von Kohlenstoff in Karbiden gebunden war. Durch diese Unsicherheit ist man folglich nicht in der Lage, den gesamten Verfestigungseffekt durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes in die Einzeleffekte der Mischkristallverfestigung und der Ausscheidungsverfestigung quantitativ aufzuteilen. Demgegenüber kann allerdings die drastische Steigerung der Streckgrenze beim aufgekohlten Stahl aufgrund eines erheblich größeren Anteils von Korngrenzenverfestigung ausgeschlossen werden, da die Korngrößen des nicht-aufgekohlten und des aufgekohlten Stahls mit 13,5 bzw. 11,5 μm in etwa gleich sind (vgl. Bild 4.9) und somit nur kleine Festigkeitsunterschiede bewirken. Durch die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit zum mechanischen Verhalten des Austenits im unterkühlten, metastabilen Zustand vor Umwandlungsbeginn liegen erstmals verlässliche Daten über das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Austenits für zwei praxisrelevante niedrig legierte Stähle vor. Hierdurch kann

die bis dato erfolgte grobe Abschätzung der temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften anhand von Daten, die an hochlegierten austenitischen Stählen gemessen wurden [22-24], überprüft werden. Ein Vergleich dieser Werte mit ermittelten Daten für $R_{p0,1}$ und den E-Modul legt die Abweichung der in der Vergangenheit getroffenen Abschätzungen offen. So ist der Elastizitätsmodul hochlegierter austenitischer Stähle im relevanten Temperaturbereich in Abhängigkeit von der Temperatur ca. 10 bis 40 GPa höher, und $R_{p0,1}$ wird z.B. bei dem Stahl mit 0,4 Ma.-% drastisch überschätzt. Besonders die letztgenannte Unsicherheit in bezug auf den Spannungs-Dehnungs-Verlauf des unterkühlten Austenits im elastisch-plastischen Bereich der Zugkurve führt zu Ungenauigkeiten bei der Berechnung von Wärmebehandlungsprozessen an Stahlbauteilen und kann letztlich zu relativ großen Fehlern insbesondere bei der Eigenspannungs- und Verzugsberechnung führen.

5.2 ZTU-Verhalten

Durch die in den Bildern 4.15 bis 4.19 veranschaulichte Beschleunigung der Phasenumwandlung in Abhängigkeit vom wirkenden ein- bzw. zweiachsigen Spannungszustand wird deutlich, dass herkömmliche ZTU-Diagramme, die i.d.R. an relativ kleinen Proben ermittelt werden, bei denen die Bedingungen in bezug auf den wirkenden Spannungszustand nicht mit denen in technischen Bauteilen vergleichbar sind, zur Beschreibung der Phasenumwandlungen während einer Abschreck-Wärmebehandlung nur bedingt auf technische Bauteile übertragbar sind. Des weiteren liefern bereits verhältnismäßig kleine plastische Verformungen einen weiteren Beitrag zur deutlichen Veränderung des Umwandlungsverhaltens (vgl. Bild 4.20), der in herkömmlichen ZTU-Diagrammen ebenfalls unberücksichtigt bleibt. Die bei einer Abschreckung tatsächlich vorliegende Beanspruchung, nämlich eine plastische Verformung vor Umwandlungsbeginn gekoppelt mit Lastspannungen während der Umwandlung, führt darüber hinaus zu einer weiteren, extrem starken Beschleunigung des Umwandlungsverhaltens. In Bild 5.1 ist das Ergebnis dieser Beanspruchungs-Kombination aus einer plastischen Vorverformung mit einer zusätzlich während der Umwandlung aufgeprägten konstanten Spannung im Vergleich zu anderen Umwandlungsverläufen dargestellt. Wie aus Bild 5.1 ersichtlich, stimmt der Umwandlungsverlauf der praxisrelevant belasteten Probe mit dem Umwandlungsverlauf der unbelasteten Probe in keiner Weise überein. Da der maximale Unterschied des zu gleichen Zeiten umgewandelten Anteils über 72% beträgt (in Bild 5.1 durch den Doppelpfeil gekennzeichnet), ist mit der Übertragung von Daten aus herkömmlichen ZTU-Diagrammen auf Abschreckwärmebehandlungen bei technischen Bauteilen ein großer Fehler verbunden.

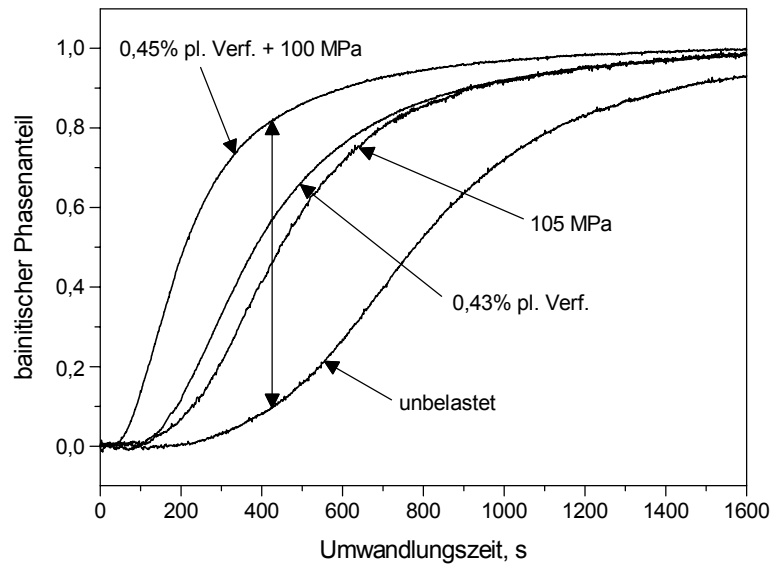


Bild 5.1: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der wirkenden Beanspruchung, isotherme Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

Sofern das Umwandlungsverhalten des Stahls durch den wirkenden Spannungszustand deutlich verändert wird, ist daher eine Darstellung des ZTU-Verhaltens in einem beanspruchungsabhängigen Diagramm, wie es in Bild 5.2 für die beiden Spannungen 0 und 105 MPa sowie für einen umgewandelten Anteil von 30% beispielhaft gezeigt ist, notwendig. Um das Umwandlungs-Verhalten für gegebene Anwendungen noch besser abschätzen zu können, wäre zusätzlich die Darstellung der Wirkung von üblichen plastischen Verformungen während des Abschreckens (in Bild 5.2 durch das Kreuz gekennzeichnet) sowie von kombinierten Belastungen aus plastischer Verformung und einer aufgeprägten Spannung (in Bild 5.2 durch den Stern gekennzeichnet) zu empfehlen. Wenn die in Bild 5.1 und 5.2 dargestellten Auswirkungen von Spannungen und Verformungen auf das ZTU-Verhalten bereits bei der Werkstoffauswahl während der Entwicklungsphase eines Bauteils berücksichtigt würden, könnten die in der Praxis immer wieder anzutreffenden Probleme bei der Wärmebehandlung von dickwandigen Bauteilen vermieden werden, bei denen oftmals in bestimmten Abständen zur Oberfläche aufgrund spannungs- und verformungsunterstützter Umwandlung ein zu hoher Bainitanteil und somit ein weiches Gefüge als durch herkömmliche ZTU-Diagramme erwartet vorliegt. In diesem Zusammenhang sei nochmals darauf hingewiesen, dass die in der Praxis auftretenden mehrachsigen Spannungszustände das ZTU-Verhalten in etwa demselben Rahmen beeinflussen wie einachsige Spannungszustände, wenn die einachsige Spannung der aus den einzelnen Spannungs-Komponenten berechneten Vergleichsspannung entspricht (vgl. Kapitel 4.3.1). Allerdings existieren zur Zeit nur sehr

wenige spannungsabhängige ZTU-Diagramme, die das Umwandlungsverhalten von Stählen für verschiedene Spannungszustände beschreiben. Demgegenüber gibt es aber mittlerweile eine Vielzahl von Arbeiten über Phasenumwandlungen unter von außen aufgeprägten Lasten, die die mit fortschreitender Umwandlung zu beobachtenden umwandlungsplastischen Dehnungen untersuchen, vgl. Kapitel 2.3. Hierbei wird jedoch in den meisten Fällen lediglich die Dehnung in Belastungsrichtung erfasst, wodurch es aufgrund einer Überlagerung von umwandlungsplastischen Dehnungen mit den umwandlungsbedingten Dehnungen unmöglich wird, den Umwandlungsverlauf zu ermitteln. Um Aussagen über den bereits umgewandelten Volumenanteil in Abhängigkeit von der Zeit bei isothermer Umwandlung bzw. von der Temperatur bei kontinuierlicher Umwandlung treffen zu können, ist es daher notwendig, auch die Dehnungen quer zur Belastungsrichtung und somit die relative Volumenänderung des Probenmessbereichs mit zu erfassen. Ohne diese direkte Messung des Umwandlungsverlaufs müßte für die Berechnung des umgewandelten Phasenanteils eine allgemein gültige Funktion für $f(w)$ in Gleichung 2.4 zur Beschreibung der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit vom Umwandlungsfortschritt zu Grunde gelegt werden. Da es einerseits für eine solche Funktion in der Literatur sehr viele Vorschläge gibt (vgl. Kapitel 2.3) und andererseits die im Rahmen dieser Arbeit in Kapitel 4.4 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass diese Funktion auch von der Umwandlungsart abhängt, ist die Bestimmung des Umwandlungsverlaufs durch die Dehnungsmessung in lediglich einer Richtung mit großen Unsicherheiten verbunden. Im Umkehrschluss ist dementsprechend auch die Bestimmung der umwandlungsplastischen Dehnungen durch Messung der Dehnung in Belastungsrichtung äußerst unsicher, da in allen drei Umwandlungsstufen der Umwandlungsverlauf durch aufgeprägte Spannungen verändert wird und somit allgemeine Formulierungen des Umwandlungsfortschritts, wie z.B. die von Koistinen und Marburger [89] bei der martensitischen Umwandlung oder Avrami [90] oder Hunkel [91] bei isothermer Umwandlung, nicht gelten (vgl. Kapitel 4.3).

Die Erstellung spannungsabhängiger ZTU-Diagramme stellt aber relativ hohe Anforderungen an den experimentellen Aufbau und ist dementsprechend aufwendig, zumal die Wirkung aufgeprägter Spannungen temperaturabhängig und dadurch nur schwierig abzuschätzen ist. So stellt beispielsweise der Vergleich der Bilder 4.15 und 4.18 dar, dass die zum Erreichen eines bestimmten Umwandlungsgrades (z.B. 40%) durch gleich große äußere Spannungen (z.B. 71 MPa) bewirkte Zeitverkürzung bei 335° C etwas größer ist als bei 365° C. Da aber mit sinkender isothermer Umwandlungstemperatur die treibende chemische Kraft aufgrund der größeren Unterkühlung ansteigt, wurde erwartet, dass der Einfluss der zusätzlichen treibenden

mechanischen Kraft mit sinkender Umwandlungstemperatur fallen würde. Aber auch von anderen Autoren [58] wurde bei Umwandlungen nahe der M_S -Temperatur eine derartige Beschleunigung der Umwandlungskinetik beobachtet. Dieser auch ohne äußere Lasten auftretende Effekt wird i.a. auf die Entstehung isothermen Martensits zurückgeführt, dessen Bildung durch die von der Bainitumwandlung erzeugten Spannungen ausgelöst wird. Auch das isotherme ZTU-Diagramm des in dieser Arbeit untersuchten nicht-aufgekohlten Stahls (vgl. Bild 4.11) lässt kurz oberhalb der M_S -Temperatur eine im Vergleich zu etwas höheren Temperaturen geringere Umwandlungsdauer für die erste Hälfte der Umwandlung erkennen, so dass der bei 335° C ermittelte größere Einfluss von aufgeprägten Spannungen im Gegensatz zu 365° C plausibel wird.

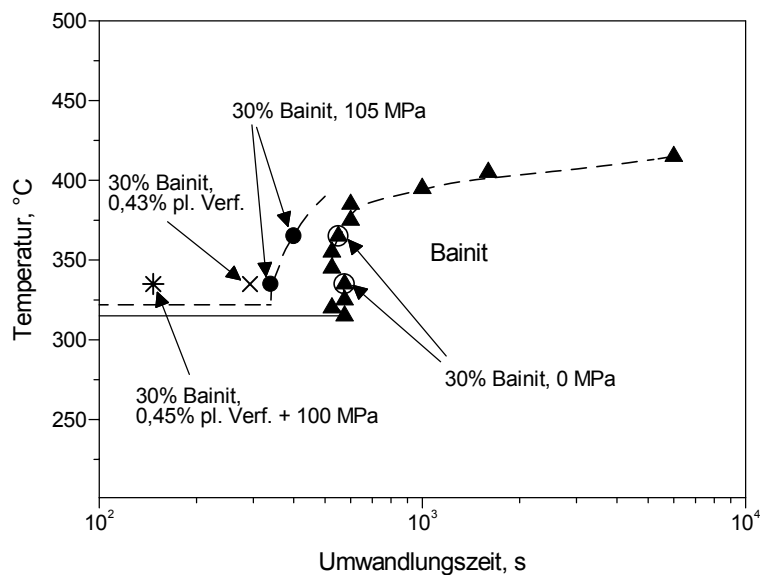


Bild 5.2: Beanspruchungsabhängiges isothermes ZTU-Diagramm, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

Des weiteren ist die Wirkung aufgeprägter Spannungen nicht nur von der Umwandlungstemperatur, sondern auch vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Wie die Bilder 4.15 und 4.25 verdeutlichen, haben trotz gleicher Umwandlungstemperatur von 335° C bei dem aufgekohlten Stahl erst erheblich größere Spannungen einen nennenswerten Einfluss auf das Umwandlungsverhalten, obwohl bei beiden Stählen die Umwandlung ohne äußere Belastung bei 335° C nach ungefähr der gleichen Inkubationszeit einsetzt (vgl. Bilder 4.11 und 4.12). Ein möglicher Erklärungsansatz hierfür ist, dass beim aufgekohlten Stahl – im Gegensatz zum nicht-aufgekohlten Stahl – aufgrund der deutlich niedrigeren Martensit-Starttemperatur die Bildung isothermen Martensits bei 335° C nicht durch beginnende Bainitumwandlung ausgelöst werden kann.

5.3 Umwandlungsplastizität

a) Einfluss der Fließspannung

Eine Annahme, die in den derzeit gebräuchlichen Modellen zur Umwandlungsplastizität getroffen wird, besagt, dass der K -Wert zur Umwandlungsplastizität näherungsweise umgekehrt proportional zur Fließspannung der weicheren an der Umwandlung beteiligten Phase ist (vgl. Kapitel 2.3, Gleichung 2.5). Im Falle der Wärmebehandlung von Stählen bedeutet dies, dass mit sinkender Fließspannung des Austenits das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen ansteigen müsste. Wie aus Bild 4.8 hervorgeht, ist die Austenit-Fließspannung des aufgekohlten Stahls mit 1,0 Ma.-% C aufgrund von Mischkristallverfestigung und Verfestigung durch Ausscheidung von Karbiden im Temperaturbereich zwischen 300° C und 400° C etwa doppelt so groß wie die Fließspannung des nicht-aufgekohlten Stahls mit 0,4 Ma.-% C. Bei allgemeiner Gültigkeit der Annahmen zur Abhängigkeit des K -Wertes der Umwandlungsplastizität von der Fließspannung der weicheren Phase müsste somit der K -Wert des nicht-aufgekohlten Stahls bei einer isothermen Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 300° C und 400° C etwa doppelt so groß sein wie der K -Wert des aufgekohlten Stahls. Bild 5.3 zeigt im Gegensatz dazu aber durch die Darstellung des Ausmaßes der Umwandlungsplastizität in Abhängigkeit von der Nennspannung bei isothermer bainitischer Umwandlung bei 335° C, dass die umwandlungsplastischen Dehnungen trotz stark unterschiedlicher Fließspannungen bei 335° C nach abgeschlossener Umwandlung in etwa das gleiche Ausmaß annehmen (vgl. Bilder 4.31 und 4.46). Noch deutlicher fällt der Vergleich bei der martensitischen Umwandlung aus, bei der der K -Wert des aufgekohlten Stahls in Zugrichtung trotz erheblich höherer Streckgrenze des Austenits deutlich größer ist als der K -Wert des nicht-aufgekohlten Stahls (vgl. Bilder 4.37 und 4.48). Damit ist eindeutig gezeigt, dass sich zur experimentellen Ermittlung des K -Wertes aufgrund der Ungültigkeit vieler Modelle derzeit keine Alternative bietet.

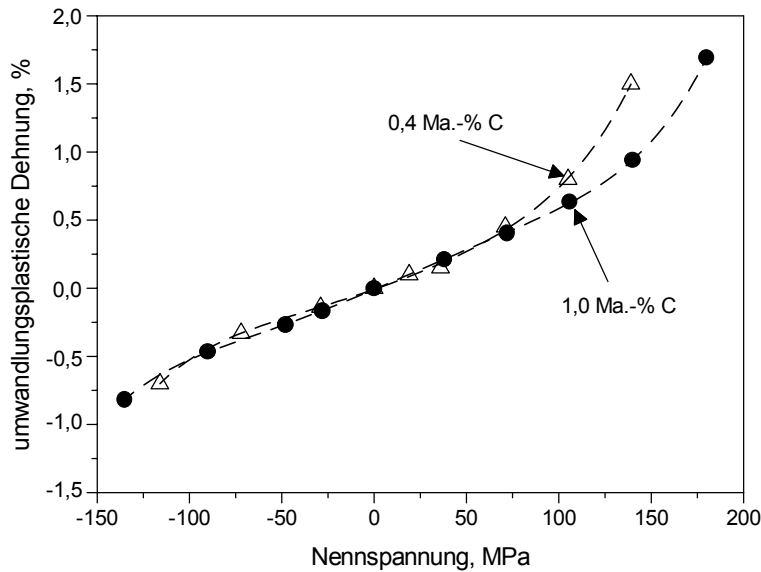


Bild 5.3: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit von der aufgeprägten Nennspannung für den aufgekohlten und den nicht-aufgekohlten Stahl, isotherme bainitische Umwandlung bei 335° C.

b) Einfluss des Spannungsvorzeichens

Das in Bild 4.48 veranschaulichte stark unterschiedlich große Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen für Zug- und Druckspannungen während der martensitischen Umwandlung bei dem aufgekohlten Stahl mit 1,0 Ma.-% C ist bei dem nicht-aufgekohlten Stahl mit 0,4 Ma.-% C nicht zu beobachten (vgl. Bild 4.37). Der gleiche Effekt wurde bereits an 3 Stählen mit gestuften Kohlenstoffgehalten (20NiCrMo4-3-5, 50NiCrMo4-3-5 und 80 NiCrMo4-3-5) festgestellt [92], wobei mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt die Differenz der K -Werte für Zug- und Druckspannungen größer wurde. Der Grund hierfür liegt wahrscheinlich in der unterschiedlichen Martensitmorphologie in Abhängigkeit von der Kohlenstoffkonzentration und den damit verbundenen unterschiedlichen Auswirkungen auf die umwandlungsplastischen Dehnungen. Während Stähle mit niedrigen gelösten C-Gehalten Massivmartensit bilden, steigt bei Stählen mit zunehmenden gelösten C-Gehalten der Anteil von Martensit-Platten, so dass der von Magee [50] beschriebene Effekt der spannungsrichtungsabhängigen Änderung der Orientierungsverteilung der Platten verstärkt auftritt. Am Ende der Umwandlung resultiert unter der Wirkung von Druckspannungen eine im Gegensatz zu Zugspannungen veränderte Orientierungsverteilung der Martensitplatten, so dass sich nach außen mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt eine entsprechend unterschiedliche anisotrope, umwandlungsplastische Dehnung der vom Spannungsbetrag abhängigen umwandlungsplastischen Dehnung aufgrund von Anpassungseffekten [70] des Austenits

überlagert. Der direkte Nachweis dieser Annahme mittels Elektronenmikroskopie steht allerdings noch aus, da das im TEM untersuchbare Probenvolumen hierfür zu klein ist. Da aber in keinem der gebräuchlichen Modelle zur Berechnung der Materialkonstante K zur Umwandlungsplastizität (vgl. Kapitel 2.3) zwischen Zugspannungen und Druckspannungen unterschieden und somit die Annahme aufgestellt wird, dass das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnung vom Betrag der wirkenden Lastspannung abhängig ist, bleibt dieser wichtige Einfluss der Mikrostruktur bislang leider völlig unberücksichtigt und erfordert weitere Forschungsarbeit. In diesem Zusammenhang ist darüber hinaus auch noch völlig unklar, weshalb der Effekt des Spannungsvorzeichens auf das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen nicht im Falle der isothermen Umwandlung in der unteren Bainitstufe des aufgekohlten Stahls zu beobachten ist (vgl. Bild 4.46), obwohl die Bildung des unteren Bainits mit einer martensitähnlichen Gitterscherung beginnt. Möglicherweise spielt hierbei die deutlich größere Umwandlungstemperatur bei der Bainitbildung eine wichtige Rolle.

c) Einfluss plastischer Verformungen

Außer den Ergebnissen in der vorliegenden Arbeit liegen bislang keine weiteren Untersuchungen auf dem Gebiet der Umwandlungsplastizität im Anschluss an eine plastische Vorverformung des Austenits vor. Neben der Ermittlung des mechanischen Verhaltens des unterkühlten Austenits [93] befassen sich alle bisherigen Arbeiten mit der Beeinflussung der Phasenumwandlung durch plastische Dehnungen, z.B. [61,68], durch während der Phasenumwandlung aufgeprägte Spannungen, z.B. [53-56] u. [94-97], oder durch aufgeprägte Dehnraten [67,98]. Des Weiteren sind einige der bisher existierenden experimentellen Ergebnisse in ihrer Aussagefähigkeit begrenzt, da aufgrund der Lastaufbringung kein homogener verformter Bereich innerhalb der Messstrecke erzeugt [61] oder der Umwandlungsverlauf nicht ermittelt werden konnte [68]. Aufgrund dieser Beschränkungen existieren zur Zeit keine Modelle, die die umwandlungsplastischen Dehnungen im Anschluss an eine plastische Verformung beschreiben.

Wie in Bild 4.44 gezeigt ist, ergibt sich für kleine plastische Dehnungen vor Umwandlungsbeginn – ähnlich wie für konstante Spannungen während der Umwandlung – ein näherungsweise linearer Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen als Funktion der plastischen Verformung. Bei größeren plastischen Verformungen scheint demgegenüber eine Art Sättigung vorzuliegen. Dieser Effekt, der in Bild 5.4 durch die Darstellung der umwandlungsplastischen Dehnungen nach Umwandlungsende in Abhängigkeit vom

Verformungsgrad vor Umwandlungsbeginn veranschaulicht wird, deutet stark auf die mit ansteigendem plastischen Verformungsgrad zunehmende Ausrichtung des Gefüges mit einer sich immer weiter anpassenden Orientierungsverteilung der Platten hin (vgl. Bild 4.53). Dadurch wird die Wirkung einer Vorzugsorientierung auf die Umwandlungsdehnungen außerordentlich eindrucksvoll belegt. Bei genügend großen Verformungsgraden ist der Anteil an ausgerichteten Platten maximal und kann auch durch noch größere Verformungsgrade nicht mehr gesteigert werden. Da eine positive plastische Dehnung vor Umwandlungsbeginn auch eine positive umwandlungsplastische Dehnung bewirkt, kann dieser Effekt nicht mit den Mechanismen des Bauschinger-Effekts erklärt werden, wie es Videau *et al.* noch für die Begründung der Rückverformung nach einer Proben-Entlastung während der Umwandlung vorgeschlagen haben (vgl. Kapitel 2.3).

Ähnlich wie bei der Umwandlung unter konstanten Spannungen, lässt sich das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen ε_{UP} in Proben-Längsrichtung, die sich während der Phasenumwandlung infolge von kleinen plastischen Dehnungen ε_{pl} vor Umwandlungsbeginn entwickeln, durch die Beziehung

$$\varepsilon_{UP} = k \cdot \varepsilon_{pl} \quad (5.1)$$

beschreiben. Als Linearitätskonstante $k = \left. \frac{d\varepsilon_{UP}}{d\varepsilon_{pl}} \right|_{\varepsilon_{pl} \rightarrow 0}$ zur Umwandlungsplastizität im

Anschluss an eine plastische Zug-Verformung wurde bei der isothermen bainitischen Umwandlung bei 335° C $k_{B/335^{\circ}C}^{0,4\%C} = 0,98$ bestimmt. Somit bewirken kleinere plastische Vorverformungen des Austenits in Zugrichtung eine fast ebenso große – aber bislang unberücksichtigte – umwandlungsplastische Dehnung in gleicher Richtung. So verursacht beispielsweise eine bei Abschreck-Prozessen vorkommende plastische Verformung des Austenits vor Umwandlungsbeginn von nur 0,5% das gleiche Ausmaß an umwandlungsplastischer Dehnung wie 100 MPa konstanter Spannung während der Umwandlung. Durch diesen Vergleich wird der drastische Einfluss von plastischen Verformungen auf das Ausmaß der Umwandlungsplastizität gezeigt und damit verdeutlicht, dass die zur Zeit verwendeten Modelle zur Berechnung von Härteverzügen diesen außerordentlich wichtigen Punkt zu Unrecht vernachlässigen.

Für plastische Druck-Verformungen lässt sich der k -Faktor nur schwierig ermitteln, da die ε_{UP} - ε_{pl} -Kurve nicht durch den Nullpunkt verläuft, siehe Bild 5.4. Der Grund dieses Offsets sowie der genaue Verlauf der ε_{UP} - ε_{pl} -Kurve im Bereich zwischen 0 und -0,43% plastische

Verformung sind derzeit leider noch unklar und sollten in anschließenden Arbeiten Gegenstand der Untersuchungen werden.

Die besonders praxisrelevante Belastung, die sich aus einer Kombination von plastischen Verformungen vor Umwandlungsbeginn und aufgeprägten Spannungen während der Umwandlung ergibt, führt nach ersten Erkenntnissen im Rahmen dieser Arbeit zu unerwartet großen umwandlungsplastischen Dehnungen. So ist die rein rechnerische Addition der einzelnen Beiträge zur Umwandlungsplastizität für plastische Dehnungen vor der Umwandlung sowie konstanten Spannungen während der Umwandlung nicht möglich. Die in Bild 5.1 dargestellte Belastung aus 0,45% plastischer Verformung des Austenits und einer konstanten Lastspannung von 100 MPa bewirkt eine gemessene, gesamte umwandlungsplastische Dehnung von $\varepsilon_{UP} = 1,68\%$. Die additive Berechnung der einzelnen Beiträge zur umwandlungsplastischen Dehnung für die vorliegende Belastung gemäß $\varepsilon_{UP} = 0,45\% \cdot 0,98 + 100 \cdot \text{MPa} \cdot 5,2 \cdot 10^{-3} \cdot \text{MPa}^{-1} = 0,96\%$ ergibt demgegenüber einen kleineren Wert und würde damit die tatsächlich auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen erheblich unterschätzen. Eine weitere Schwierigkeit zur Interpretation und Modellierung der Umwandlungsplastizität in technischen Bauteilen ergibt sich, wenn mit steigenden Temperaturen die Rekristallisation des Austenits vor oder während der Umwandlung einsetzt. Da aber zur Umwandlungsplastizität an kombiniert belasteten Proben bislang keine weiteren Erkenntnisse vorliegen, sind weiterführende Untersuchungen auf diesem, durch die vorliegende Arbeit angeregten Gebiet erforderlich, um neue Erkenntnisse zur verbesserten Vorhersage von Wärmebehandlungsergebnissen gewinnen zu können.

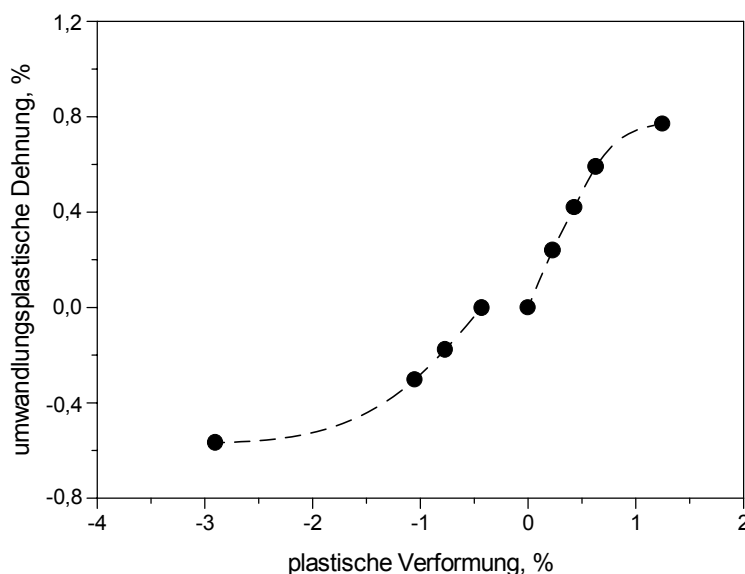


Bild 5.4: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnung in Abhängigkeit vom plastischen Vorverformungsgrad, isotherme Umwandlung bei 335° C, Stahl mit 0,4 Ma.-% C.

6 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit hat das Ziel, den Einfluss unterschiedlicher Belastungszustände auf das Umwandlungsverhalten und die umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt niedrig legierter Stähle experimentell zu erfassen. Hierdurch sollen neue Erkenntnisse zum erweiterten Verständnis der während einer Phasenumwandlung unter äußeren Lasten ablaufenden Vorgänge gewonnen werden, um in einem weiteren Schritt eine verbesserte Vorhersage von Wärmebehandlungsergebnissen in technischen Bauteilen – wie z.B. die Gefüge-, Eigenspannungs- und Verzugsverteilungen – zu ermöglichen. Zu diesem Zweck wurden Proben mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten in speziell konstruierten Prüfständen mit konstanten, äußeren Spannungen während der Umwandlung belastet. Um hierbei eindeutig zwischen spannungs- und dehnungsinduzierten Effekten unterscheiden zu können, war es in einem ersten Schritt notwendig, das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des unterkühlten Austenits vor Umwandlungsbeginn zu ermitteln. Des Weiteren wurde das Umwandlungsverhalten im Anschluss an eine plastische Verformung des Austenits und während aufgeprägter, konstanter Dehnraten untersucht.

Die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse zeigen, dass zur verbesserten Beschreibung der während einer praxisrelevanten Abschreckwärmebehandlung ablaufenden Vorgänge eine Überarbeitung vieler Modelle in bezug auf das Umwandlungsverhalten und in bezug auf die umwandlungsplastischen Dehnungen erforderlich ist, und lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Die Phasenumwandlung der untersuchten Stähle wird in allen Umwandlungsstufen durch aufgeprägte Zug- oder Druckspannungen teilweise erheblich beeinflusst. Dieser Effekt ist auch dann noch deutlich ausgeprägt, wenn der Betrag der aufgeprägten Spannung kleiner ist als die Streckgrenze des Austenits bei Umwandlungstemperatur.
- Der Einfluss aufgeprägter Spannungen auf das Umwandlungsverhalten der untersuchten Stähle ist stark schubspannungskontrolliert, so dass aufgeprägte ein- oder zweiachsige Spannungszustände im Prinzip die gleiche Wirkung erzielen.
- Bei Abschreck-Wärmebehandlungen üblicherweise auftretende plastische Dehnungen des Austenits vor Umwandlungsbeginn bewirken eine noch stärkere Beschleunigung des Umwandlungsverlaufs als elastische Spannungen während der Umwandlung. Kombinierte Belastungen aus plastischen Verformungen und konstanten Spannungen erzielen die größte Beeinflussung des Umwandlungsverhaltens.

- Herkömmliche ZTU-Diagramme sind aufgrund der in technischen Bauteilen wirkenden Abschreck- und Umwandlungsspannungen nur bedingt auf technische Bauteile übertragbar, sofern das Umwandlungsverhalten des Stahls durch den wirkenden Spannungszustand beeinflussbar ist. Um für solche Stähle das Umwandlungsverhalten für gegebene Anwendungen hinreichend genau abschätzen zu können, wird die Darstellung des ZTU-Verhaltens in einem beanspruchungsabhängigen ZTU-Diagramm empfohlen.
- Die Formulierung eines allgemein gültigen Modells zur Beschreibung der Umwandlungsplastizität ist derzeit noch nicht möglich. Insbesondere in bezug auf den Einfluss des Kohlenstoffgehaltes, auf die Differenz der K -Werte für Zug- und Druckspannungen bei Stählen mit Plattenmartensit sowie auf den Einfluss der Rückverformung bei veränderlichen Spannungszuständen besteht noch erheblicher Klärungsbedarf. Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse, dass sowohl plastische Vorverformungen des Austenits als auch kombinierte Belastungen aus plastischen Vorverformungen und konstanten Spannungen während der Umwandlung die umwandlungsplastischen Dehnungen unerwartet stark vergrößern.
- Das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen ist – zumindest für die untersuchten Stähle – unabhängig von der Fließspannung der weicheren Phase. Damit hat die Fließspannung des Austenits nicht die allgemein vorausgesetzte, näherungsweise umgekehrt proportionale Auswirkung auf die Größe des K -Wertes zur Umwandlungsplastizität.
- Die gemessenen, temperaturabhängigen Fließspannungen des unterkühlten Austenits im metastabilen Zustand sind stark vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Das ermittelte Spannungs-Dehnungs-Verhalten unterscheidet sich deutlich von den mechanischen Kennwerten hochlegierter austenitischer Stähle. Daher ist die bisher erfolgte Abschätzung der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits anhand von Daten, die an austenitischen Stählen gemessen wurden, mit einem großen Fehler verbunden.
- Die Gefüge der unter verschiedenen Belastungszuständen umgewandelten Proben sind im Lichtmikroskop nicht voneinander unterscheidbar. Mittels elektronenoptischer Methoden sind allerdings in Abhängigkeit von der Belastung deutliche Unterschiede in der Gefügeausbildung erkennbar. Unter Last umgewandelte Proben weisen ein feineres Gefüge auf, und durch die Änderung der Orientierungsverteilung der bainitischen und martensitischen Kristallite ergibt sich eine Ausrichtung des Gefüges in bezug auf die Belastungsrichtung. Diese Ausrichtung war sowohl bei rein elastischer als auch bei

elastisch-plastischer Beanspruchung während der Umwandlung sowie bei plastischer Verformung des Austenits vor Umwandlungsbeginn zu beobachten.

- Sofern sich aufgrund der wirkenden Belastung eine gegenüber der unbelasteten Umwandlung veränderte Gefügeverteilung ergibt, bewirkt die Belastung auch eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften nach abgeschlossener Umwandlung. So war es im Laborversuch problemlos möglich, trotz gleicher Temperaturführung während der Abkühlung unterschiedliche Gefügezusammensetzungen mit dementsprechend unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften zu erzeugen.
- Die im Rahmen dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse liefern Erklärungsansätze für bestimmte in der Praxis häufig anzutreffenden Probleme bei der Abschreck-Wärmebehandlung von Bauteilen. So führen plastische Vorverformungen des Austenits während der Abschreckung zu unerwartet großen, das Verzugsproblem besonders bei relativ dünnwandigen und somit verzugempfindlichen Bauteilen verstärkenden umwandlungsplastischen Dehnungen. Bei relativ dickwandigen Bauteilen hingegen oder bei härtbaren Halbzeugen, die während des Abschreckens umgeformt werden, beeinflussen die wirkenden Spannungen und plastischen Verformungen das Umwandlungsverhalten so stark, dass am Ende der Wärmebehandlung ein weicherer Gefüge als durch das herkömmliche ZTU-Diagramm erwartet vorliegen kann und somit unter Umständen die erforderliche Beanspruchbarkeit des Bauteils nicht sichergestellt ist.

7 Literatur

- [1] *Besserdich, G.*: Untersuchungen zur Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Abschrecken von Zylindern aus den Stählen 42 CrMo 4 und Ck 45 unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität. Dissertation, Universität Karlsruhe (1993)
- [2] *Hougardy, H.P., Wildau, M.*: Berechnung der Wärmebehandlung von Stählen – Umwandlungsverhalten, Spannungen, Verzug. *Stahl und Eisen*, **105** (1985), 1289 – 1296
- [3] *Denis, S., Simon, A., Beck, G.*: 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 Oberursel (1983), S. 211 – 238
- [4] *Heeß, K.* (Hrsg.): *Maß- und Formänderungen infolge Wärmebehandlung: Grundlagen – Ursachen – Praxisbeispiele*. Expert-Verlag, Renningen-Malmsheim (1997)
- [5] *Hoferer, M., Lübben, T., Majorek, A., Thoden, D., Zoch, H.-W.*: Grundlagen der Maß- und Formänderungsentstehung bei der Wärmebehandlung. *HTM* **51** (1996), 365 – 372
- [6] *Yu, H.-J., Schröder, R., Graja, P., Besserdich, G., Majorek, A., Hoferer, M.*: Zur Modellierung und Simulation der Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. *HTM* **51** (1996), 48 – 55
- [7] *Ehlers, M., Müller, H., Löhe, D.*: Simulation der Spannungs-, Eigenspannungs- und Verzugsausbildung bei der Stahlhärtung. *HTM* **54** (1999), 208 – 214
- [8] *Wever, F., Rose, A.*: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Teil 1*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1961)
- [9] *Hougardy, H.P.*: *Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle – Eine Einführung*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1990)
- [10] *Macherauch, E., Löhe, D.*: Wärmebehandlung der Metalle. In: *Spur, G., Stöferle, T.* (Hrsg.): *Handbuch der Fertigungstechnik, Band 4/2, Wärmebehandeln*, S. 585 – 648, Carl Hanser Verlag, München, Wien (1987)
- [11] *Wildau, M.*: *Zum Einfluß der Werkstoffeigenschaften auf Spannungen, Eigenspannungen und Maßänderungen von Werkstücken aus Stahl*. Dissertation, RWTH Aachen (1986)
- [12] *Besserdich, G., Scholtes, B., Müller, H., Macherauch, E.*: Consequences of transformation plasticity on the development of residual stresses and distortions during martensitic hardening of SAE4140 steel cylinders. *Steel research* **65** (1994), 41 – 46
- [13] *Berns, H.*: *Stahlkunde für Ingenieure*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg (1993)
- [14] *Berns, H.*: Verzug von Stählen infolge von Wärmebehandlung. *Werkstofftechnik* **8** (1977), 149 – 157

- [15] *Wyss, U.*: Die wichtigsten Gesetzmäßigkeiten des Verzugs bei der Wärmebehandlung von Stählen. In: *Benninghoff, H.* (Hrsg.): Wärmebehandlung der Bau- und Werkzeugstähle. BAZ Buchverlag, Basel (1978)
- [16] *Wildau, M., Hougardy, H.P.*: Einfluß der Einhärtetiefe auf Spannungen und Maßänderungen zylindrischer Körper aus Stahl. *HTM* **42** (1987), 261 – 266
- [17] *Mitter, W.*: Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische Reihe 7, Geb. Bornträger Verlag, Berlin, Stuttgart (1987)
- [18] *Kehl, G.L., Bhattacharyya, S.*: The influence of tensile stress on the isothermal decomposition of austenite to ferrite and pearlite. *Transactions of the ASM* **48** (1956), 234 – 248
- [19] *Bhadeshia, H.K.D.H., David, S.A., Vitek, J.M., Reed, R.W.*: Stress induced transformation to bainite in Fe-Cr-Mo-C pressure vessel steel. *Mat. Sci. Tec.* **7** (1991), 686 – 698
- [20] *Patel, J.R., Cohen, M.*: Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta Metall.* **1** (1953), 531 – 538
- [21] *Fisher, J.C., Turnball, D.*: Influence of stress on martensitic nucleation. *Acta Metall.* **1** (1953), 310 – 314
- [22] *Richter, F.*: Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von 52 Eisenwerkstoffen. *Stahleisen-Sonderberichte*, Heft 8, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1973)
- [23] *Richter, F.*: Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit. *Stahleisen-Sonderberichte*, Heft 10, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1973)
- [24] *Doege, E., Meyer-Nolkemper, H., Saeed, I.*: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe. Hanser Verlag, München (1986)
- [25] *Majorek, A.*: Der Einfluß des Wärmeübergangs auf die Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Abschrecken von Stahlzylindern in verdampfenden Flüssigkeiten. Dissertation, Universität Karlsruhe (1995)
- [26] *Ehlers, M., Müller, H., Löhe, D.*: Verzugs-, Spannungs- und Eigenspannungsbildung beim Tauchkühlen abgesetzter Stahlzylinder – Simulation und Experiment. In: *Aurich, D., Kloos, K.-H., Lange, G., Macherauch, E.* (Hrsg.): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung. S. 70 – 82, Forschungsbericht der Deutschen Forschungsgemeinschaft, Wiley-VCH, Weinheim (1999)
- [27] *Kübler, R., Müller, H., Löhe, D.*: Einfluß des Wärmeübergangs beim Gasabschrecken austenitisierter Stahlzylinder auf die Spannungs-, Eigenspannungs- und Verzugsausbildung. In: *Aurich, D., Kloos, K.-H., Lange, G., Macherauch, E.* (Hrsg.): Eigenspannungen und Verzug durch Wärmeeinwirkung. S. 83 – 97, Forschungsbericht der Deutschen Forschungsgemeinschaft, Wiley-VCH, Weinheim (1999)
- [28] *Altena, H., Stolar, P., Jurci, P., Klima, F., Pavlu, J.*: Einfluss der Abschreckparameter auf die Maß- und Formänderung von Zahnrädern bei Gas- und Ölabschreckung. *HTM* **55** (2000), 312 – 324

- [29] *Sauthoff, G.*: Analysis of the stress orienting of alpha double prime precipitates in Fe-N alloys. *Acta Metall.* **29** (1981), 637 – 642
- [30] *Sauthoff, G., Speller, W.*: Kinetics of sigma phase precipitation in Fe-Cr-Si alloys. II. Rates of precipitation. *Z. Metallkd.* **72** (1981), 462 – 468
- [31] *Sauthoff, G.*: Influence of stresses on precipitation. *J. Phys.* IV **6** (1996), 87 – 97
- [32] *Hornbogen, E.*: Legierungen mit Formgedächtnis. Rheinisch-Westfälische Akademie der Wissenschaften, Nr. 388, Westdeutscher Verlag, Opladen (1991)
- [33] *Gall, K., Sehitoglu, H., Maier, H.J., Jacobus, K.*: Stress-induced martensitic phase transformations in polycrystalline CuZnAl shape memory alloys under different stress states. *Met. Trans.* **29A** (1998), 765 – 773
- [34] *Lünenbürger, A.*: Zum Umwandlungs- und Verformungsverhalten bainitisch-austenitischer Siliziumstähle. Dissertation, Universität Karlsruhe (1991)
- [35] *Fischer, F.D., Sun, Q.-P., Tanaka, K.*: Transformation-induced plasticity (TRIP). *ASME Appl. Mech. Rev.* **49** (1996), 317 – 364
- [36] *Maier, H.J., Donth, B., Bayerlein, M., Mughrabi, H., Meier, B., Kesten, M.*: Optimierte Festigkeitssteigerung eines metastabilen austenitischen Stahles durch wechselverformungsinduzierte Martensitumwandlung bei tiefen Temperaturen. *Z. Metallkd.* **84** (1993), 820 – 826
- [37] *Weiß, A., Eckstein, H.-J.*: Der Einfluß äußerer Spannungen auf die spannungs- und verformungsinduzierte Martensitbildung in austenitischen und austenitisch-ferritischen Cr-Ni-Stählen. *Neue Hütte* **37** (1992), 438 – 444
- [38] *Denis, S., Simon, A., Sjöström, S.*: Coupled temperature, phase transformation, stress calculation model for quenching of steels. Example of use. In: *Hauk, V., Hougardy, H.P., Macherauch, E.* (Hrsg.): *Residual Stresses, Measurement, Calculation, Evaluation*. DGM Oberursel (1990), S. 99 – 104
- [39] *Leblond, J.B., Devaux, J.*: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of grain size. *Acta Metall.* **32** (1984), 137 – 146
- [40] *Braz Fernandes, F.M.*: Modelisation et Calcul de L'Evolution de la Temperature et de la Microstructure au Cours du Refroidissement continu des Aciers. These Docteur des Sciences Physiques, Inst. National Polytechnique de Lorraine (1985)
- [41] *Hougardy, H.P.*: *Werkstoffkunde Stahl, Band 1 – Grundlagen*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1984)
- [42] *Tzitzelkov, I.*: Eine mathematische Methode zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens eutektoidischer Stähle. Dissertation, Universität Aachen (1973)
- [43] *Rees, G.I., Shipway, P.H.*: Modelling transformation plasticity during the growth of bainite under stress. *Mat. Sci. Eng.* **A223** (1997), 168 – 178

- [44] *Denis, S.*: Considering stress-phase transformation interactions in the calculation of heat treatment residual stresses. Courses and Lectures – Mechanics of solids with phase changes, Nr. 368, Int. Centre for mechanical science, Wien (1997), S. 293 – 317
- [45] *Tamura, I.*: *Martensitic transformation and mechanical effects*. In: *Olson, G.B., Owen, W.S.* (Hrsg.): Martensite, S. 227 – 242, ASM international (1992)
- [46] *Radcliffe, S.V., Schatz, M.*: The effect of high pressure on the martensitic reaction in iron-carbon alloys. *Acta Metall.* **10** (1962), 201 – 207
- [47] *Videau, J.-C., Cailletaud, G., Pineau, A.*: Experimental study of the transformation-induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel. *J. Phys. IV* **6** (1996), C1 465 – C1 474
- [48] *Hornbogen, E.*: Bemerkungen zur Martensitumwandlung von Eisenlegierungen. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* **43** (1972), 307 – 313
- [49] *Bhadeshia, H.K.D.H.*: An aspect of the nucleation of burst martensite. *J. Met. Sci.* **17** (1982), 383 – 386
- [50] *Magee, C.L.*: Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni. Ph. D. Dissert., Carnegie Mellon Univ., Pittsburg (1966)
- [51] *Raghavan, V.*: Kinetics of martensitic transformations. In: *Olson, G.B., Owen, W.S.* (Hrsg.): Martensite, S. 197 – 225, ASM international (1992)
- [52] *Stewart, J.W., Thomson, R.C., Bhadeshia, H.K.D.H.*: Cementite precipitation during tempering of martensite under the influence of an externally applied stress. *J. Met. Sci.* **29** (1994), 6079 – 6084
- [53] *Andersson, M., Stalmans, R., Ågren, J.*: The influence of external stresses on the transformation behaviour in a Fe-Mn-Si alloy. *J. Phys. IV* **7** (1997), C5 411 – C5 416
- [54] *Bhattacharyya, S., Kehl, G.L.*: Isothermal transformation of austenite under externally applied tensile stress. *Transactions of the ASM* **47** (1955), 351 – 379
- [55] *Matsuzaki, A., Bhadeshia, H.K.D.H., Harada, H.*: Stress affected bainitic transformation in a Fe-C-Si-Mn alloy. *Acta Metall.* **42** (1994), 1081 – 1090
- [56] *Chang, L.C., Bhadeshia, H.K.D.H.*: Stress-affected transformation to lower bainite. *J. Mat. Sci.* **31** (1996), 2145 – 2148
- [57] *Bhadeshia, H.K.D.H.*: *Bainite in steels – transformations, microstructure and properties*. 2. Auflage, IOM Communications, London (2001)
- [58] *Shipway, P.H., Bhadeshia, H.K.D.H.*: The effect of small stresses on the kinetics of the bainite transformation. *Mater. Sci. Eng.* **201** (1995), 143 – 149
- [59] *Umemoto, M., Bando, S., Tamura, I.*: Morphology and transformation kinetics of bainite in Fe-Ni-C and Fe-Ni-Cr-C alloys. *Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformation*, Nara, Japan (1986), S. 595 – 600
- [60] *Yang, J.R., Huang, C.Y., Hisieh, W.H., Chiou, C.S.*: Mechanical stabilisation for bainitic reaction in a Fe-Mn-Si-C bainitic Steel. *J. Phys. IV* **5** (1995), C8 497 – C8 502

- [61] *Shipway, P.H., Bhadeshia, H.K.D.H.*: Mechanical stabilisation of bainite. *Mater. Sci. Tech.* **11** (1995), 1116 – 1128
- [62] *Davenport, A.T.*: The hot deformation of austenite. *Ballance, J.B.* (Hrsg.), S. 517 – 536, TMS-AIME, New York (1977)
- [63] *Bhadeshia, H.K.D.H.*: The bainite transformation: unresolved issues. *Mater. Sci. Eng.* **A273-275** (1999), 58 – 66
- [64] *Quidort, D., Brechet, Y.J.M.*: Isothermal growth kinetics of bainite in 0.5% C steels. *Acta Mater.* **49** (2001), 4161 – 4170
- [65] *Nocke, G., Jänsch, E., Lenk, P.*: Untersuchungen zum Spannungseinfluß auf das isotherme Umwandlungsverhalten des übereutektoiden Stahls UR38CrMoV21.14. *Neue Hütte* **21** (1976), 468 – 473
- [66] *Denis, S., Gautier, E., Simon, A., Beck, G.*: Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling. *Acta Metall.* **35** (1987), 1621 – 1632
- [67] *Gautier, E.*: Interactions between stress and diffusive phase transformations with plasticity. *Courses and Lectures – Mechanics of solids with phase changes*, Nr. 127, Int. Centre for Mechanical science, Wien (1997), S. 105 – 120
- [68] *Davenport, S.B., Hanlon, D.N., van der Zwaag, S.*: On the effect of fully reversed deformation to ferrite phase transformation in C-Mn steel. *Scripta Mat.* **46** (2002), 413 – 417
- [69] *Wassermann, G.*: Untersuchungen an einer Eisen-Nickel Legierung über die Verformbarkeit während der γ - α -Umwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* **10** (1937), 477 – 480
- [70] *Greenwood, G.W., Johnson, R. H.*: The deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proc. Roy. Soc.* **283 A** (1965), 403 – 423
- [71] *Frechin, S., Gourgues, A.T., Forgeron, T., Brachet, J.C., Pineau, A.*: Transformation induced plasticity in Zircaloy-4. In: *Miannay, D., Costa, P., Francois, D., Pineau, A.*: Advances in mechanical behaviour, plasticity and damage, *Euromat 2000*, Vol. 2, Elsevier, Oxford (2000), S. 829 – 834
- [72] *Fischer, F.D., Oberaigner, E.R., Tanaka, K., Nishimura, F.*: Transformation-induced plasticity – revised and updated formulation. *Int. J. Solids Structures* **35** (1998), 2209 – 2227
- [73] *Marketz, F., Fischer, F.D., Tanaka, K.*: Micromechanics of transformation-induced plasticity and variant coalescence. *J. Phys. IV* **6** (1996), C1 445 – C1 454
- [74] *Fischer, F.D., Reisner, G., Werner, E., Tanaka, K., Cailletaud, G., Antretter, T.*: A new view on transformation-induced plasticity (TRIP). *Int. J. of Plasticity* **16** (2000), 723 – 748
- [75] *De Jong, M., Rathenau, G. W.*: Mechanical properties of an iron-carbon alloy during allotropic transformation. *Acta Metall.* **9** (1961), 714 – 720

- [76] *Abrassart, F.*: 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)
- [77] *Leblond, J.B., Devaux, J., Devaux, J. C.*: Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases. *Intern. J. Plasticity* **5** (1989), 551 – 572
- [78] *Fischer, F.D., Antretter, T., Azzouz, F., Cailletaud, G., Pineau, A., Tanaka, K., Nagayama, K.*: The role of backstress in phase transforming steels. *Archives of Mechanics* **52** (2000), 569 – 588
- [79] *Wegst, C.W.*: Stahlschlüssel. 18. Auflage, Verlag Stahlschlüssel Wegst, Marbach (1998)
- [80] *Plaul, H.-U., Grimm, W., Chatterjee-Fischer, R.*: Wärmebehandlung von Stählen. In: *Spur, G., Stöferle, T.* (Hrsg.): Handbuch der Fertigungstechnik, Band 4/2, Wärmebehandeln, S. 715 – 921, Carl Hanser Verlag, München, Wien (1987)
- [81] *DIN EN 10002-5*: Zugversuch. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1991)
- [82] *Schwendemann, H.*: Die Thermische Restaustenitstabilisierung bei den Stählen 100Cr6 und X210Cr12. Dissertation, Universität Karlsruhe (1983)
- [83] *Petzow, G.*: Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen. 6. Auflage, Gebrüder Bornträger Verlag, Berlin, Stuttgart (1994)
- [84] *DIN 50601*: Ermittlung der Ferrit- oder Austenit-Korngröße von Stahl und Eisenwerkstoffen. Deutsches Institut für Normung e.V., Berlin (1985)
- [85] *Steven, W., Haynes, A.G.*: The temperature of formation of martensite and bainite in low alloy steel. *J. Iron Steel Inst.* **183** (1956), 349 – 359
- [86] *Kop, T.A., Sietsma, S., van der Zwaag, S.*: Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels. *J. Mat. Sci.* **36** (2001), 519 – 526
- [87] *Zinn, W.*: private Mitteilungen, (2001).
- [88] *Wang, P.J., van der Wolk, J., van der Zwaag, S.*: Determination of martensite start temperature in engineering steels – part I. Empirical relations describing the effect of steel chemistry. *Mater. Trans.* **41** (2000), 761 – 768
- [89] *Koistinen, D.P., Marburger, R. E.*: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metall.* **7** (1959), 59 – 60
- [90] *Avrami, M.*: Kinetics of phase change. II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei. *J. Chem. Phys.* **8** (1949), 212 – 224
- [91] *Hunkel, M., Lübken, T., Hoffmann, F., Mayr, P.*: Modellierung der bainitischen und perlitischen Umwandlung bei Stählen. *HTM* **54** (1999), 365 – 372

- [92] *Besserdich, G.*: Simulation of steel hardening in connection with the development of residual stresses and distortions. Vortragsmanuskript zur internationalen Tagung der ASM „Materials solution conference“, Indianapolis, USA (1997)
- [93] *Ahrens, U., Maier, H.J.*: Mechanisches Verhalten des unterkühlten Austenits niedrig legierter Stähle. In: *Lange, G., Pohl, M.* (Hrsg.): Schadensanalyse und Schadensvermeidung, Werkstoffprüfung 2001, Wiley-VCH, Weinheim (2001), S. 239 – 245
- [94] *Ahrens, U., Maier, H.J.*: Spannungsabhängiges Umwandlungsverhalten niedrig legierter Stähle. Berichtsband der AWT/ATTT-Tagung: Gefüge und daraus resultierende Eigenschaften, Aachen (2000), S. 41 – 47
- [95] *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Spannungsabhängiges bainitisches und martensitisches Umwandlungsverhalten eines niedrig legierten Stahls. *HTM* **55** (2000), 329 – 338
- [96] *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Effect of stress on the bainitic and martensitic phase transformation behaviour of a low alloy tool steel. In: *Miannay, D., Costa, P., Francois, D., Pineau, A.* (Hrsg.): Advances in mechanical behaviour, plasticity and damage, Euromat 2000, Vol. 2, Elsevier, Oxford (2000), S. 817 – 822
- [97] *Ahrens, U., Besserdich, G., Maier, H.J.*: Sind aufwändige Experimente zur Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von Stählen noch zeitgemäß? *HTM* **57** (2002), 99 – 105
- [98] *Maier, H.J., Ahrens, U.*: Isothermal bainitic transformation in low alloy steels: Factors limiting prediction of the resulting material's properties. *Z. Metallkd.* **93** (2002), 712 – 718