

***Einfluss thermo-mechanisch gekoppelter Prozesse auf das
Umwandlungsverhalten und die mechanischen
Eigenschaften des niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls***

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

genehmigte
DISSERTATION

von
Dipl.-Wirt.-Ing. Hans-Gerd Lambers
aus *Nordhorn*

Tag des Kolloquiums: 07. Juli 2011

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

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

Inhaltsverzeichnis

1	Hintergrund und Zielsetzung	1
2	Theoretische Grundlagen	5
2.1	Phasenumwandlung in Stählen	5
2.2	Lastabhängige Phasenumwandlungskinetik.....	14
2.3	Umwandlungsplastizität bei Stählen	17
2.4	Ermüdungsversuche im HCF Bereich	21
2.5	Rissfortschrittsverhalten	25
3	Experimentelle Details.....	29
3.1	Werkstoff und Probengeometrie	29
3.2	Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade.....	34
3.3	Verwendete Prüfeinrichtungen	40
3.4	Verwendete Mikroskopsysteme.....	48
4	Ergebnisse	51
4.1	Mechanische Eigenschaften des unterkühlten Austenits.....	51
4.2	Einfluss der Austenitisierungsbehandlung auf die Umwandlungskinetik	54
4.3	Einfluss des Spannungszustandes auf die Umwandlungskinetik in der Bainitstufe.....	61
4.4	Umwandlungsplastizität.....	67
4.4.1	Umwandlungsplastizität in der Bainitstufe.....	67
4.4.2	Umwandlungsplastizität in der Martensitstufe	87
4.5	Umwandlungsverhalten in der Bainit-Martensitstufe.....	94
4.6	Mechanische Eigenschaften der resultierenden Gefüge	102
4.6.1	Monotone Eigenschaften der resultierenden Gefüge.....	102
4.6.2	Zyklisches Verhalten der resultierenden Gefüge	108
5	Diskussion	138
5.1	Einflüsse auf die Umwandlungskinetik	138
5.2	Umwandlungsplastische Dehnungen	145
5.3	Mechanische Eigenschaften der resultierenden Gefüge	155
5.4	Schlussfolgerungen für den betrachteten Schmiedeprozess.....	158
6	Zusammenfassung und Ausblick.....	166
7	Kurzzusammenfassung/Summary.....	171
8	Literaturverzeichnis	173
9	Anhang.....	183

Formelzeichen

Phasenumwandlung

B_S	Bainit-Starttemperatur
B_S^{\setminus}	belastungsabhängige Bainit-Starttemperatur
B_d	höchste Bildungstemperatur des Bainits
β	thermischer Volumenausdehnungskoeffizient
c	Vorfaktor zur Bestimmung des Greenwood-Johnson-Faktors
ϵ_L	Längsdehnung
ϵ_Q	Querdehnung
ϵ_0	Dehnung senkrecht zur Habitusebene
ϵ_{el}	elastische Dehnung
ϵ_{pl}	plastische Dehnung
ϵ_{th}	thermische Dehnung
ϵ_{tr}	umwandlungsbedingte Dehnung
ϵ_{tp}	umwandlungsplastische Dehnung
F	Kraft
G	Gibbs-Energie
K	Greenwood-Johnson-Faktor
M_S	Martensit-Starttemperatur
M_S^{\setminus}	belastungsabhängige Martensit-Starttemperatur
M_f	Martensitendtemperatur
M_d	höchste Bildungstemperatur des Martensits
σ_{PH}	erreichte Spannung bei Vorverformungsversuchen
σ_{TP}	überlagertes Spannungsniveau bei spannungsüberlagerter Umwandlung
T_0	Gleichgewichtstemperatur
U_{krit}	benötigte mechanische Energie zur Einstellung einer martensitischen Phasenumwandlung bei einer Temperatur T oberhalb M
V	Volumen
$\Delta V/V$	Volumenänderung
T	Temperatur
T^*	Vorverformungstemperatur
$w(t)$	zum Zeitpunkt t bereits umgewandelter Phasenanteil
γ_0	Scherung in der Habitusebene
Θ	Beugungswinkel

Mechanische Eigenschaften

A, B und F	Parameter zur Auswertung des Treppenstufenverfahrens
a	Risslänge
b	Ermüdungsfestigkeitsexponent
C	Koeffizient der Paris-Erdogan-Gleichung
d	Stufenbreite beim Treppenstufenverfahren
I	Stromstärke
K	Spannungsintensitätsfaktor
K_{max}	maximaler Spannungsintensitätsfaktor
ΔK	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_C	kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
$\Delta K_C(\text{ESZ})$	kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor (Ebener Dehnungszustand)
$\Delta K_C(\text{ESZ})$	kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor (Ebener Spannungszustand)
ΔK_{eff}	effektiver zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_{th}	Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
k	Varianz der Durchläufer und Brüche im Treppenstufenverfahren
m	Exponent der Paris-Erdogan-Gleichung
N	Schwingspielzahl
N_B	Bruchschwingspielzahl
$P_{\bar{u}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit
R_D	Dauerfestigkeit
R_e	Streckgrenze
$R_{p0,01}$	0,01% Dehngrenze
$R_{p0,2}$	0,2% Dehngrenze
σ	Spannung
σ_F	Fließgrenze des unterkühlten Austenits
σ_A	Spannungsamplitude
σ_B	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient
U	Spannung
U_0	Ausgangsspannung
x_0	unterste belegte Treppenstufe beim Treppenstufenverfahren
\bar{x}	Mittelwert der Dauerfestigkeit

1 Hintergrund und Zielsetzung

Stahlwerkstoffe bieten die Möglichkeit mechanische Eigenschaften in einem weiten Duktilitäts- und Festigkeitsbereich durch einfache Variation des Temperatur-Zeit-Pfades im Herstellungsprozess gezielt einzustellen und sind somit nach wie vor für viele Anwendungen im Automobil- und Maschinenbau das Material der Wahl. Vor dem Hintergrund der stetig steigenden Nachfrage nach immer leichteren, energie- und kostengünstig herzustellenden Bauteilen müssen jedoch fortlaufend neue Materialgütern und Fertigungsverfahren entwickelt werden um wettbewerbsfähig zu bleiben.

Bei der Entwicklung neuartiger, ressourcenschonender Fertigungsverfahren wurde in den letzten Jahren zunehmend die Erforschung von Prozessen zur Herstellung funktional gradierter Bauteile vorangetrieben. Die funktionale Gradierung des Bauteils, d.h. die zielgerichtete Einstellung der lokalen Eigenschaften an das im Einsatz auftretende Belastungsprofil, kann dabei auf vielfältige Art und Weise erreicht werden. So ist die Kombination von Materialien mit vollständig unterschiedlichen Steifigkeits-, Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften, wie beispielsweise Metall und Keramik [Pra98] genauso möglich wie die Verwendung mehrerer unterschiedlicher Stahlgüten in maßgeschneiderten Platinen, den sogenannten „tailored blanks“. Bei dem letzteren Ansatz kann durch eine Variation des lokalen Querschnitts die funktionale Gradierung weiter verstärkt werden [Pal01]. Zudem kann durch eine Anpassung der lokalen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade und der damit einhergehenden Variation der lokalen Mikrostruktur [Ste05] eine funktionale Gradierung erreicht werden. Dieses Vorgehen wird bereits im industriellen Maßstab bei der Herstellung von Automobil-B-Säulen verwendet [Paa08], ist aber nicht nur auf Anwendungen in der Blechbauteilfertigung begrenzt. Vielmehr zeigt auch der im Sonderforschungsbereich Transregio 30 (SFB/TR TRR 30) untersuchte Massivumformprozess das Potential, maßgeschneiderte Eigenschaften bereits im Herstellungsprozess einzustellen, sodass insgesamt weniger Nacharbeit und keine zusätzlichen, kostenintensiven Wärmebehandlungen mehr notwendig sind. In Abbildung 1-1 sind die einzelnen Schritte des im Teilprojekt A1 des SFB/TR TRR 30 betrachteten thermo-mechanischen Schmiedeprozesses dargestellt. Nach dem induktiven Aufheizen und dem Transfer in die Presse folgt zunächst eine Freiform- und dann eine gesenkkontrollierte Verformungssequenz. Durch Variation des

Aufheizvorgangs, des verwendeten Gesenks und der Abkühlgeschwindigkeit sind am Ende des Prozesses zahlreiche Bauteilgeometrien möglich. So können neben der hier dargestellten symmetrischen auch asymmetrische Flanschwellen und Doppelflanschwellen hergestellt werden [Ste05, Wei08].

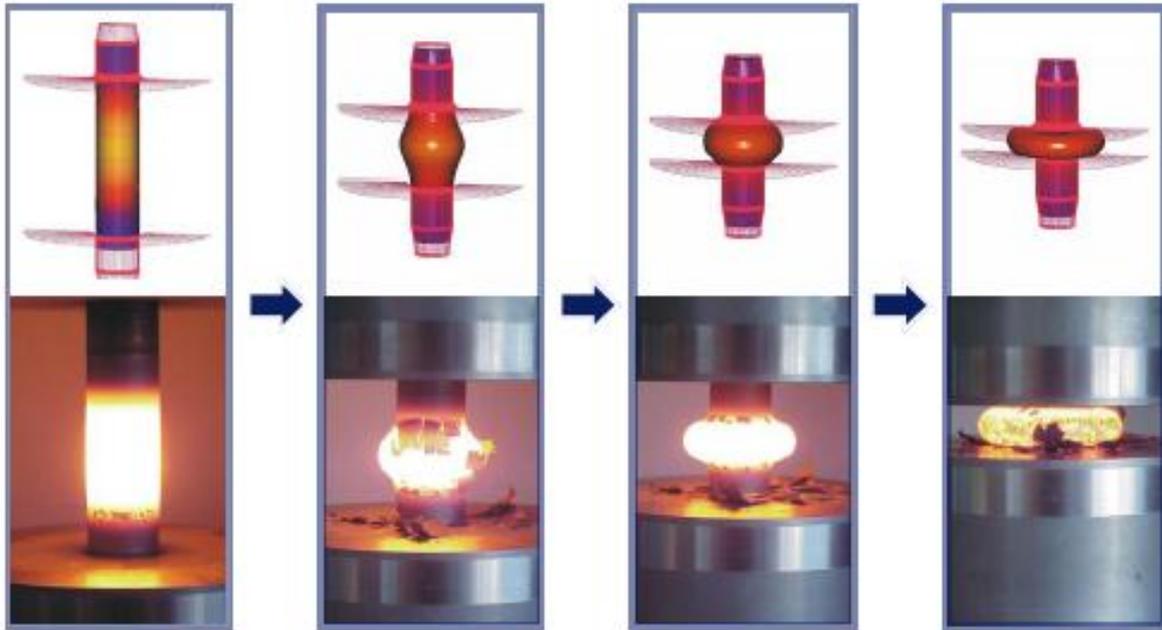


Abbildung 1-1: Darstellung des betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozesses, nach [Ste05, Wei08]

Die im Schmiedeprozess örtlich eingestellten Temperatur-, Spannungs- und Dehnungszustände bestimmen aber nicht nur die Geometrie des Bauteils, sondern beeinflussen auch massiv die sich lokal einstellende Mikrostruktur. In Abbildung 1-2 ist die nach dem Schmiedeprozess resultierende Gefügeverteilung im Querschnitt der als „Standardwelle“ definierten symmetrischen Flanschwelle dargestellt. Deutlich sind drei unterschiedliche Bereiche erkennbar, in denen entweder eine martensitische (rotmarkierter Bereich), eine ferritisch-perlitische (blaumarkierter Bereich) oder eine gradierte Übergangsmikrostruktur bestehend aus Bainit, Martensit und stark verformtem Perlit und Ferrit (grünmarkierter Bereich) vorliegt.

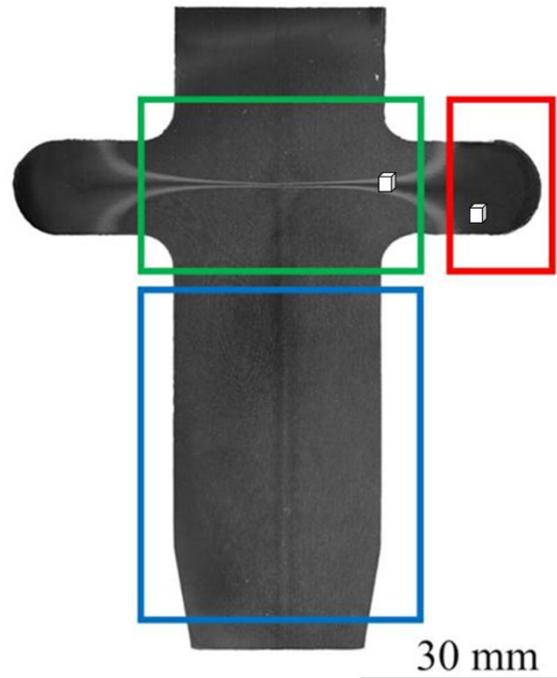


Abbildung 1-2: Gefügeverteilung im Querschnitt einer thermo-mechanisch gefertigten Flanschelle, nach [Brü10]

Um ausgehend von dieser ersten Gefügeverteilung, die unter schwingender Belastung zu einem frühen Ausfall des Bauteils führen würde (martensitische Mikrostruktur im Innern der Welle) [Ric09], eine optimierte Gefügestruktur einstellen zu können, müssen die Einflüsse verschiedener Parameter auf das Phasenumwandlungsverhalten sehr genau bekannt sein. Dabei ist neben der mit der Phasenumwandlung einhergehenden, möglicherweise gerichteten Volumenänderung, auch mit Änderungen in der Umwandlungskinetik durch Variation von lokaler Austenitisierungsbehandlung und des während der Umwandlung vorliegenden Spannungszustandes zu rechnen. Für die Modellierung des thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozesses ist es daher unerlässlich, den Einfluss jedes einzelnen Parameters auf die Umwandlungskinetiken, die Maßhaltigkeiten und die mechanischen Eigenschaften der resultierenden Gefüge genauestens zu ermitteln.

In der hier vorliegenden Dissertation, die im Rahmen des Teilprojektes B3 des SFB/TR TRR 30 „Prozessintegrierte Herstellung funktional gradierter Strukturen auf der Grundlage thermo-mechanisch gekoppelter Phänomene“ (detaillierte Informationen z.B. unter www.transregio-30.com) entstanden ist, sollte daher der Einfluss der Austenitisierungsbehandlung, des Spannungszustandes und des

Vorverformungsgrades auf das Umwandlungsverhalten eines niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls in der Bainit- und Martensitstufe ermittelt und die monotonen und zyklischen Eigenschaften der resultierenden Gefüge bestimmt werden. Dafür wurden lokal in einem kleinen Volumenelement (vgl. Abbildung 1-2) vorliegende thermo-mechanische Belastungen mit speziell entwickelten Proben nachempfunden. Die Austenitisierungstemperaturen und -zeiten sowie die mechanischen Beanspruchungen orientierten sich dabei an den im Prozess vorliegenden Größen (Teilprojekt A1 des SFB/TR TRR 30). Aufbauend auf diesen Erkenntnissen sollten in einem zweiten Schritt optimierte Zeit-Temperatur-Deformations-Pfade entwickelt werden, die auch in einer möglichst kurzen Prozessdauer zu Mikrostrukturen mit sehr guten mechanischen Eigenschaften führen.

Die hierbei gewonnenen Ergebnisse flossen dann direkt in die Modelle der simulierenden Projektpartner ein und dienten dem herstellenden Teilprojekt A1 als wichtige Eingangsgrößen zur Optimierung des Schmiedeprozesses.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Phasenumwandlung in Stählen

Unter einer Phasenumwandlung wird der Übergang von einer (oder mehreren) Ausgangsphase(n) zu einer oder mehreren neuen Phase(n) verstanden, wobei letztlich die freie Enthalpie reduziert wird. Je nach Temperatur, Druck und Zusammensetzung sind unterschiedliche Phasen stabil, getrennt werden diese Bereiche in einem Zustandsdiagramm durch sogenannte Phasengrenzlinien. Wird, z.B. durch Absenkung der Temperatur, eine Phasengrenzlinie überschritten, wird dies in der jeweiligen Abkühlkurve durch einen entstehenden Knick- oder Haltepunkt deutlich. Ein Haltepunkt liegt jeweils vor, wenn in der reduzierten Gibb'schen Phasenregel (Druck = konstant):

$$F^* = K - P + 1 \qquad \text{Gleichung 2-1}$$

der Freiheitsgrad F^* null beträgt. K steht dabei für die im System vorhandenen Komponenten und P für die im jeweiligen Punkt vorliegenden Phasen. Erst wenn die isotherm an diesem Punkt ablaufenden Phasenumwandlungen vollständig abgeschlossen sind, kann eine weitere Temperaturvariation erfolgen. Eine Änderung von Temperatur oder Zusammensetzung führt in diesem Fall somit sofort zu einer Änderung der Anzahl der vorliegenden Phasen. Wenn F^* größer als null ist, z.B. im Falle eines Knickpunktes, können die Zusammensetzung und/oder die Temperatur in einem gewissen Bereich variiert werden, ohne dass sich die Anzahl der Phasen unmittelbar ändert. Die Umwandlung erfolgt hierbei also nicht bei einer festen Temperatur und Zusammensetzung, sondern in einem Temperatur- und/oder Zusammensetzungsintervall. Mithilfe der durch die Abkühlkurven ermittelten Knick- und Haltepunkte können dann Phasendiagramme erstellt werden.

Ein typisches Beispiel für ein Phasendiagramm ist das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild (EKS), das drei charakteristische Haltepunkte, den peritektischen, den eutektischen und den eutektoiden Punkt, aufweist. Während am peritektischen und eutektischen Punkt jeweils eine schmelzflüssige Phase beteiligt ist, findet am eutektoiden Punkt eine Umwandlung von einem festen zu einem anderen festen Aggregatzustand statt. Dabei wandelt das kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen in kubisch-raumzentriertes (krz) α -Eisen und Fe_3C um. Neben dieser phasenmäßigen erlaubt das EKS auch

eine gefügemäßige Betrachtung. In dem für Schmiedestähle relevanten Kohlenstoffbereich bis 2,06 Ma.-% Kohlenstoff wandelt sich der Austenit (γ) hierbei entweder zu Ferrit (α), Perlit (α und Fe_3C) oder Perlit mit Sekundärzementit (Fe_3C) um.

Die für die Erstellung der Phasendiagramme notwendige „unendliche“ Abkühldauer wird allerdings den in technischen Anwendungen vorherrschenden Abkühlbedingungen häufig nicht gerecht. Daher wurden für viele industriell genutzte Stähle zeitabhängige Umwandelungsschaubilder ermittelt [Wev61], die das dann vorliegende Umwandlungsverhalten im thermodynamischen Ungleichgewicht charakterisieren. Hierbei wird zwischen isothermen und kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU-Diagramm) unterschieden, wobei jedes Diagramm streng genommen nur für die verwendete Schmelze und die vorliegenden Abkühlbedingungen gilt. Vor allem eine Änderung der im Stahl gelösten Legierungselemente kann die Umwandlungsstart- und endpunkte (isothermes ZTU-Diagramm) oder die Umwandlungsstart- und -endtemperaturen (kontinuierliches ZTU-Diagramm) stark beeinflussen [Wev61]. In Abbildung 2-1 ist ein isothermes ZTU-Diagramm des untereutektoiden 51 CrV 4 Stahls dargestellt.

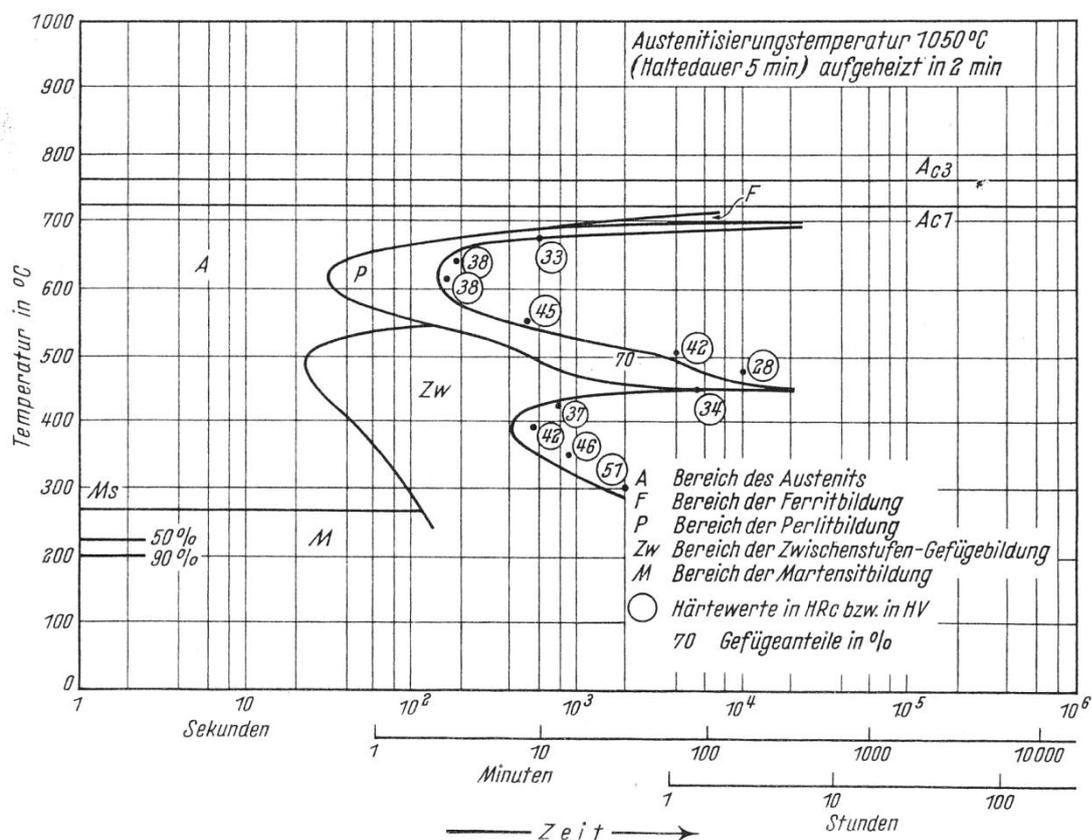


Abbildung 2-1: Isothermes ZTU-Diagramm eines untereutektoiden 51 CrV 4 Stahls [Wev61]

Je nach Abkühlbedingungen können bei diesem Stahl zusätzlich zu den bereits aus dem EKS bekannten Gefügen Ferrit und Perlit auch Bainit oder Martensit aus dem Austenit entstehen. Da die Abkühlraten im betrachteten Schmiedeprozess so hoch waren [Wei07, Wei08], dass kaum eine Umwandlung von Austenit zu Ferrit oder Perlit möglich war, wurde die Umwandlung von Austenit zu Ferrit oder Perlit im Rahmen dieser Arbeit nicht näher betrachtet. Vielmehr standen die Umwandlungen in der Martensit-, Bainit- oder Bainit-Martensitstufe sowie die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der resultierenden Gefüge im Fokus der Untersuchungen. Da das vor dem Abkühlvorgang vorliegende austenitische Gefüge durch eine Variation der Aufheizbedingungen beeinflusst werden kann [Ros56, Ros57] und so ein großer Einfluss auf das Umwandlungsverhalten und die resultierenden mechanischen Eigenschaften zu erwarten ist [Wev61], sollen im Folgenden die für den betrachteten Schmiedeprozess relevanten Gefüge kurz erläutert werden.

Austenit

Das austenitische Gefüge (kfz), das auch als Hochtemperaturphase bezeichnet wird, entsteht bei untereutektoiden Stählen aus dem ferritisch-perlitischen Gefüge (krz) beim Erwärmen auf eine Temperatur im $(\alpha + \gamma)$ Bereich, wobei die Bereichsgrenzen von der Zusammensetzung, der Aufheizrate und der Haltezeit abhängen. Da die im EKS angegebenen Phasengrenzlinien nur für moderate Aufheizraten und extrem lange Haltezeiten gelten, die den in technischen Prozessen vorliegenden Bedingungen nicht gerecht werden, sind für diverse Stahlgüten sogenannte Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder (ZTA-Diagramme) ermittelt worden [Wev61]. Aus diesen ZTA-Diagrammen, die sich analog zu den ZTU-Diagrammen in isotherme und kontinuierliche aufteilen lassen, kann beispielsweise die für eine bestimmte Aufheizrate benötigte Temperatur zur Einstellung eines homogenen Austenits bestimmt werden (kontinuierliches ZTA-Diagramm) [Wev61]. Werden eine Austenitisierungstemperatur und eine Aufheizrate vorgegeben, kann über ein isothermes ZTA-Diagramm die benötigte Haltezeit zur Einstellung des gewünschten austenitischen Zustandes bestimmt werden. Zudem sind über die gewählten Austenitisierungstemperaturen und Haltezeiten die sich einstellenden Austenitkorngrößen beeinflussbar. Für viele technische Anwendungen ist ein gleichmäßiges austenitisches Gefüge von Interesse, um während der

anschließenden Abkühlung möglichst homogene Gefüge zu erhalten. Im Gegensatz dazu werden beim untersuchten thermo-mechanischen Schmiedeprozess unterschiedliche Austenitisierungsbedingungen eingestellt. Dies führt nicht nur zu lokal unterschiedlichen Austenitisierungsgraden und Austenitkorngrößen, sondern auch zu Unterschieden im lokalen Fließverhalten. Während die Erkenntnisse zum Warmfließverhalten des stabilen Austenits (Temperaturen oberhalb der A_3 -Linie) vielfach aus der Literatur entnommen werden können [Hag90], liegen Daten zum Fließverhalten des unterkühlten Austenits (Temperaturen unterhalb der A_1 -Linie) zumeist nicht vor. In [Ahr03] konnte gezeigt werden, dass eine Abschätzung des Fließverhaltens des unterkühlten Austenits aus an stabilen austenitischen Stählen gewonnenen Daten zu großen Fehlern führen kann. Da aber diese metastabile Phase während der Verformungssequenz des Prozesses vorliegt, ist eine experimentelle Ermittlung des Spannung-Dehnung-Verhaltens des unterkühlten Austenits für eine exakte Prozesssimulation zwingend notwendig.

Martensit

Das martensitische Gefüge entsteht bei ausreichend hohen Abkühlraten durch ein diffusionsloses, spontanes Umklappen des austenitischen fcc Gitters in ein tetragonal verzerrtes, raumzentriertes Gitter beginnend mit dem Unterschreiten der Martensitstarttemperatur M_s . Dieser Vorgang ist gekennzeichnet durch eine kooperative Scherbewegung der Atome, wobei sich jedes einzelne Atom nur minimal bewegt [Nis78]. Die sogenannte Habitusebene, an der die Scherung während der Umwandlung stattfindet, ist eine invariante Ebene, die im gesamten Scherprozess nicht verzerrt wird [Nis78]. Aus einem austenitischen Gitter, das eine höhere Symmetrie aufweist als das martensitische Gitter [Ots98], können bis zu 24 verschiedene Habitusebenen hervorgehen, sodass insgesamt 24 mögliche Martensitvarianten unterschieden werden können [Fun87]. Da die bainitische Umwandlung ebenfalls mit einer Scherung beginnt, kann auch beim Bainit zwischen verschiedenen Bainitvarianten unterschieden werden [Bha01].

Damit die Umwandlung von Austenit zu Martensit einsetzen kann, ist neben einer ausreichend hohen Abkühlrate auch ein gewisser Grad an Unterkühlung notwendig (Abbildung 2-2). Erst wenn nach Unterschreiten der Gleichgewichtstemperatur T_0 die benötigte Energie ΔG_{eff} zur Bildung neuer Grenzflächen und Behebung von

Gitterstörungen zur Verfügung steht, kann ein spontanes Umklappen des austenitischen Gitters ab T_0 ermöglicht werden.

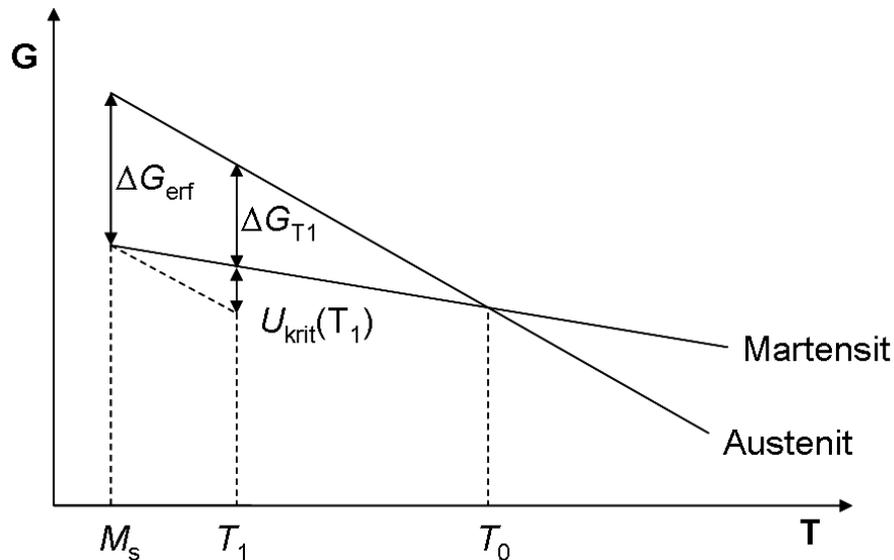


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung der Gibbs-Energie G in Abhängigkeit von der Temperatur T , nach [Tam92]

Um ein Einsetzen einer martensitischen Phasenumwandlung bereits bei einer höheren Temperatur zu ermöglichen, muss zusätzlich zur temperaturabhängigen chemischen Triebkraft $\Delta G(T)$ eine ausreichend hohe mechanische Triebkraft $U_{\text{krit}}(T)$ aufgeprägt werden [Tam92]. Auf den Einfluss von veränderlichen Spannungszuständen auf das Umwandlungsverhalten wird in den Kapiteln 2.2 und 2.3 ausführlich eingegangen.

Die M_s Temperatur, die Struktur des Martensits sowie die sich einstellende Gitterverzerrung hängt maßgeblich von dem Kohlenstoffgehalt des jeweiligen Stahls ab. Während bei niedrigen Kohlenstoffgehalten und hohen Temperaturen knapp unterhalb von M_s vornehmlich Lanzettenmartensit (engl. lath martensite) gebildet wird, kommt es bei sehr hohen Kohlenstoffgehalten und niedrigeren Umwandlungstemperaturen zumeist zur Bildung von sogenanntem Plattenmartensit (engl. plate martensite). Bei mittleren Kohlenstoffgehalten (etwa 0,5 bis 1,0 Ma.-%) können beide Arten parallel entstehen [Bar08, Zha95]. Zudem fallen die M_s Temperatur und die Martensitendtemperatur (engl. martensite finish temperature, M_f) mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt [Bar08, Bor95, Zha95]. Ab einem Kohlenstoffgehalt größer als 0,6 Ma.-% kann Restaustenit im martensitischen Gefüge verbleiben. Dieser ist deutlich weicher als das martensitische Gefüge, sodass die

erreichbaren Härten mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ohne zusätzliche Maßnahmen nicht weiter steigen [Bar08].

Während die Abkühlrate die M_s Temperatur kaum verändert [Rag92, Wan99], hat die vorherige Austenitisierungsbehandlung einen großen Einfluss auf den Start der martensitischen Umwandlung. Durch Variation von Austenitisierungstemperatur und Haltezeit kann dabei nicht nur die Austenitkorngröße, sondern auch die im Austenit gelöste Menge an Kohlenstoff gezielt eingestellt werden. Da der im Austenit gelöste Anteil an Kohlenstoff und nicht die nominelle Zusammensetzung des Stahls für den Start der martensitischen Umwandlung verantwortlich zeichnet [Ros57], können sich je nach Wärmebehandlungsparametern unterschiedliche M_s Temperaturen ergeben. Wenn es nach vollständiger Auflösung des Kohlenstoffs im Austenit zudem zu einem Wachstum der Austenitkörner kommt, sind weitere Verschiebungen der M_s Temperatur möglich. So wurde vielfach ein Anstieg der M_s Temperatur mit steigender Austenitkorngröße beobachtet [Gar08, Lee05, Mey54, Ume74, Yan09]. Da die ermittelten Umwandlungstemperaturen sehr stark vom Auflösungsvermögen des verwendeten Messsystems abhängen, wird empfohlen, die Sensitivität des Systems mit anzugeben [Yan07].

Typischerweise erfolgt die Lanzettenmartensitbildung nicht schlagartig (engl. burst martensite), sondern schrittweise annähernd der klassischen Koistinen-Marburger Gleichung folgend [Koi59]. Wird bei der Abkühlung nach Unterschreiten von M_s das Material dann bei isothermen Bedingungen gehalten, so führt dies im Allgemeinen nicht zur weiteren Bildung von Martensit, da die für die Bildung neuer Grenzflächen und Beseitigung von Gitterfehlern benötigte weitere Unterkühlung ausbleibt. Allerdings konnte in [Tal02] gezeigt werden, dass dies für einen Druckbehälter Stahl (16MND5) nicht gilt. Zudem beeinflusst die Abkühlrate maßgeblich die sich einstellende Gefügestruktur. So erhöht sich beispielsweise der Restaustenitanteil, wenn als Abschreckmedium anstelle von Wasser Öl verwendet wird [Rag92]. Darüber hinaus können sich bei langsamerer Abkühlung kurz nach Unterschreiten der M_s Temperatur aufgrund der höheren Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs im Ferritgitter Karbide bilden.

Bainit

Das bainitische Gefüge entsteht bei der Abkühlung in einem Temperaturbereich, der zwischen dem der Perlit- und der Martensitbildung liegt, sodass es auch als

Zwischenstufengefüge bezeichnet wird. Unter bestimmten Voraussetzungen ist eine Bainitbildung sogar bis in den Bereich unterhalb M_s möglich [Bha01]. Die Temperatur bei der es erstmals zur Bainitbildung kommen kann, wird als Bainitstarttemperatur B_s bezeichnet. Für die Bestimmung von B_s in Abhängigkeit von der Zusammensetzung existieren in der Literatur eine Reihe von empirischen Gleichungen [Le02, St56]. In [Le02] wird beispielsweise folgender Zusammenhang für die Ermittlung der zusammensetzungsabhängigen B_s Temperatur angegeben:

$$B_s(^{\circ}\text{C})=745-110\text{C}-59\text{Mn}-39\text{Ni}-68\text{Cr}-106\text{Mo}+17\text{MnNi}+6\text{Cr}^2+29\text{Mo}^2 \quad \text{Gleichung 2-2}$$

Dabei stehen die chemischen Symbole hinter den Zahlen für die jeweils im Austenit gelösten Anteile des Elements in Masseprozent, wobei diese Werte gegebenenfalls quadriert werden müssen (Cr^2 und Mo^2).

Je nach Zusammensetzung, Abkühlrate und Umwandlungstemperatur können sich unterschiedliche Bainitstrukturen entwickeln. Um eine ferritische oder perlitische Umwandlung vor Erreichen der B_s Temperatur zu vermeiden, muss eine ausreichend hohe Abkühlrate von der Austenitisierungstemperatur zur bainitischen Umwandlungstemperatur gewählt werden. Während der körnige Bainit fast ausschließlich bei kontinuierlicher Abkühlung entsteht, bildet sich der nadelige Bainit sowohl bei isothermer als auch kontinuierlicher Umwandlung [Bar08]. Je nach Umwandlungstemperatur lässt sich der nadelige Bainit dann weiter in den oberen und den unteren Bainit unterteilen. Anders als bei der martensitischen Phasenumwandlung treten bei der bainitischen Umwandlung neben Umklappprozessen auch Diffusionsvorgänge auf, sodass das Wachstum des bainitischen Gefüges deutlich langsamer abläuft als das des martensitischen Gefüges [VDE84]. Charakteristisch für den nadeligen Bainit sind lange Ferritnadeln (engl. sheaves), die durch Karbide, Restaustenit oder Martensit voneinander getrennt und wiederum durch ferritische, lattenförmige Untereinheiten (engl. sub-unit) aufgebaut sind [Bha01] (vgl. Abbildung 2-3).

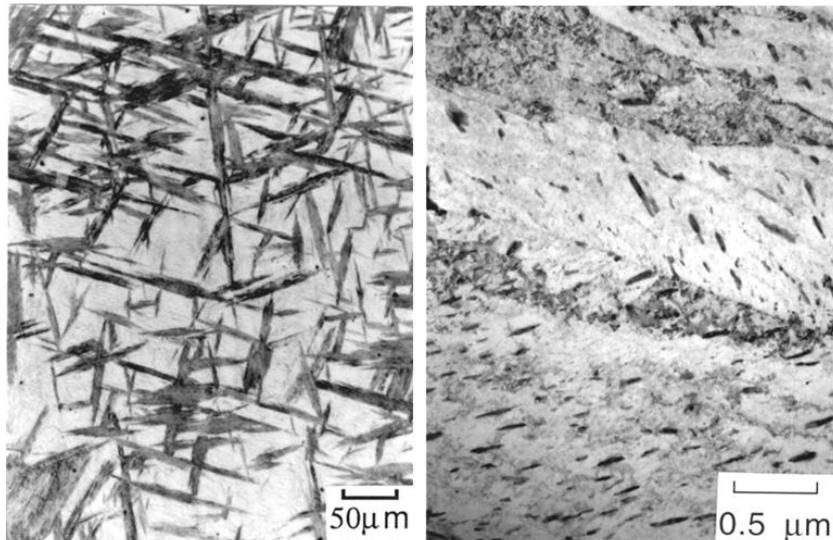


Abbildung 2-3: Darstellung des unteren Bainit, links: Lichtmikroskopische Aufnahme von Bainitnadeln in einer teilweise umgewandelten Fe-C-Cr Legierung, rechts: TEM Aufnahme ferritischer Untereinheiten in den einzelnen Bainitnadeln [Bha01]

Nach Unterschreiten der B_s Temperatur startet die Umwandlung ausgehend von Austenitkorngrenzen mit Keimbildung und Wachstum einer Untereinheit. Bei diesem Umklappprozess bleibt der Kohlenstoff zunächst im tetragonal verzerrten ferritischen Gitter zwangsgelöst. Wenn die Umwandlungstemperatur hoch und somit die Diffusionsfähigkeit groß ist, diffundiert dieser dann vollständig in den noch nicht umgewandelten Austenit. Bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen hingegen verbleibt ein Teil des Kohlenstoffs im bainitischen Ferrit und bildet dort Karbide. An der Spitze der Bainituntereinheit kann es dann zu einer autokatalytischen Keimbildung und anschließendem Wachstum einer neuen Untereinheit kommen, wobei Austenitkorngrenzen und bereits bestehende Nadeln das Wachstum begrenzen [Bha97, Heh70, Ree92, Ree92 b]. Da bei beiden Arten die Diffusion des Eisens vollständig gehemmt ist, resultieren die für die Unterscheidung des oberen und unteren Bainits genutzten Erscheinungsformen einzig aus der unterschiedlichen Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs. Typisch für den unteren Bainit sind fein verteilte Karbide innerhalb der bainitischen Ferrit-Matrix, die sich zumeist in einem Winkel von $50-60^\circ$ zur Hauptachse der Ferritnadeln anordnen. Zwischen den einzelnen Ferritnadeln können vereinzelt gröbere Karbide entstehen, die sich aus lokal an Kohlenstoffübersättigtem Austenit bilden können.

Abbildung 2-4 gibt die für die Entstehung von oberem und unterem Bainit typischen Vorgänge schematisch wieder.

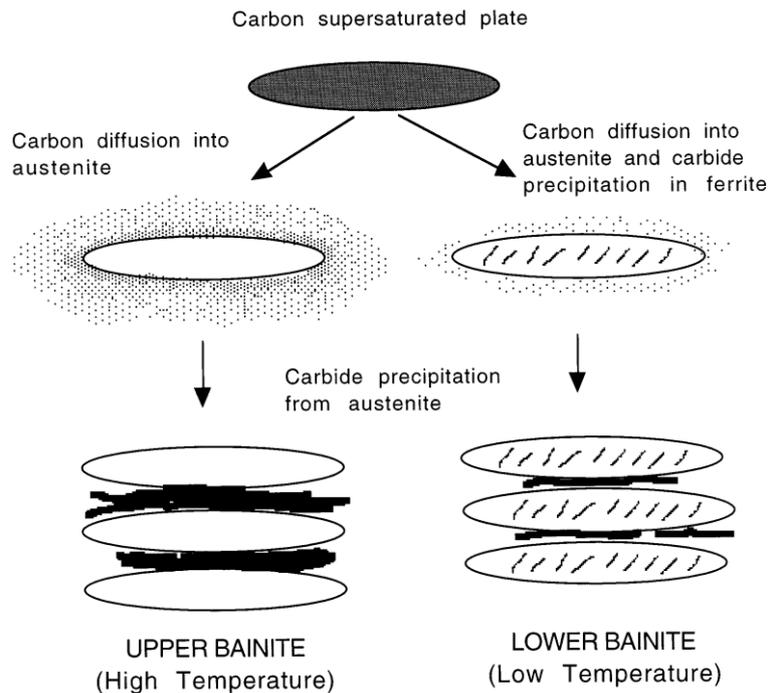


Abbildung 2-4: Grafische Darstellung der bei der Bildung von unterem und oberem Bainit ablaufenden Vorgänge [Bha99]

Vor allem aufgrund der fein verteilten Karbide im bainitischen Ferritgitter zeichnet sich der untere Bainit durch hervorragende mechanische Eigenschaften (hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität) aus. Beim oberen Bainit hingegen fehlen die fein verteilten Karbide in der Ferrit-Matrix. Vielmehr bilden sich aus dem übersättigten Austenit sehr grobe Karbide zwischen den einzelnen Ferritnadeln, sodass eine dem perlitischen Gefüge ähnliche Mikrostruktur entsteht. Schlechtere mechanische Eigenschaften sind die Folge [Bar08]. Bei Temperaturen knapp unterhalb der B_s Temperatur kann es zudem zum Phänomen der sogenannten „unvollständigen Bainitbildung“ (engl.: incomplete reaction phenomenon) kommen, bei der auch bei sehr langen isothermen Haltezeiten keine 100%-ige Bainitbildung erreicht wird [Heh70]. Erklärt wird dies u.a. mit der zunehmend gehemmten Karbidbildung mit steigender Temperatur und der damit einhergehenden Erhöhung des Kohlenstoffgehalts im Austenit. Wenn die Kohlenstoffkonzentration einen kritischen Wert erreicht ist eine diffusionslose Bildung des bainitischen Ferrits nicht mehr möglich. Vielmehr kommt es zu einer Stabilisierung des austenitischen Gefüges [Bha79, Ree92].

2.2 Lastabhängige Phasenumwandlungskinetik

In Herstellungsprozessen von Stahlbauteilen können bereits während der Erwärmungssequenz des Rohlings deutliche Temperaturgradienten zwischen Rand und Kernbereich auftreten, die sich dann im nachgelagerten Verformungs- und Abkühlungsschritt zum fertigen Bauteil noch weiter vergrößern können. Durch die mit den Temperaturgradienten einhergehenden lokalen Volumenunterschiede entstehen Spannungen, die im Einzelfall sogar die Fließgrenze des unterkühlten Austenits überschreiten können. Diese örtlich sehr komplexen Spannungszustände überlagern dann die im weiteren Abkühlprozess auftretenden Phasenumwandlungen und beeinflussen damit maßgeblich die Umwandlungskinetik. Eine Bestimmung der resultierenden Gefüge über die spannungslos ermittelten kontinuierlichen ZTU-Diagramme ist somit nicht zielführend. Vielmehr werden für die Modellierung des Prozesses Daten benötigt, die es erlauben den Einfluss verschiedener Spannungszustände auf das Umwandlungsverhalten der einzelnen Phasen zu ermitteln. Aus diesen zumeist isotherm ermittelten Daten kann dann unter Verwendung von kleinen Temperaturstufen und kurzen isothermen Haltezeiten das Umwandlungsverhalten bei kontinuierlicher Abkühlung in einer Simulation annähernd bestimmt werden [Den87, Den92, Leb84]. Zur Ermittlung des lastabhängigen Umwandlungsverhaltens werden häufig Belastungsdilatometer verwendet, die die mit der Phasenumwandlung einhergehende Volumenänderung detektieren [Ahr02, Mat94]. Auch die Verwendung von Messapparaturen zur Detektion einer elektrischen Widerstandsänderung [Ank66] oder einer Änderung der magnetischen Eigenschaften [Cec56] ist möglich. In [Ahr03] konnte gezeigt werden, dass die Verwendung eines Belastungsdilatometers zu gut reproduzierbaren Ergebnissen führte, zumindest für das ermittelte lastabhängige Phasenumwandlungsverhalten eines niedriglegierten Stahls. Auf den Aufbau einer Apparatur zur Messung einer elektrischen Widerstandsänderung oder einer magnetischen Eigenschaftsänderung als Indikator für das Einsetzen einer Phasenumwandlung ist daher im Rahmen dieser Arbeit verzichtet worden.

Schon Spannungsüberlagerungen, die niedriger als die Fließspannung des unterkühlten Austenits sind, führen zu einer deutlichen Veränderung des Umwandlungsverhaltens. So wurde im Falle der martensitischen Phasenumwandlung, die mit einer relativ großen Scherung γ_0 parallel und einer

deutlich kleineren Dilatation ϵ_0 senkrecht zur Habitusebene einhergeht, ein Anstieg der M_s Temperatur mit steigendem überlagertem Spannungsniveau festgestellt [Pat53]. Die zusätzlich zur Verfügung stehende mechanische Energie bewirkt, dass unter Ausnutzung des Schubspannungsanteils bestimmte Martensitvarianten bevorzugt gebildet werden. Unter der Wirkung von Spannungen entstehen somit nicht alle möglichen, sondern nur diejenigen Martensitvarianten die günstig zum wirkenden Spannungsfeld orientiert sind. Bei ausreichend hohen elastischen Spannungen, die bei Stählen aufgrund der relativ niedrigen Streckgrenze R_e des unterkühlten Austenits nicht erreicht werden können, ist sogar die Entwicklung nur einer einzigen günstig orientierten Variante möglich [Mat94]. Unter Vernachlässigung des Dilatationsanteils bilden sich bevorzugt Varianten aus, deren Habitusebenen in einem 45° Winkel zur Hauptspannungsachse des überlagerten Spannungsfeldes orientiert sind. In realen Gefügen ist der beobachtete Winkel nicht exakt 45° , da der Verschiebungsvektor der invarianten Ebene aufgrund der Volumenänderung nicht vollständig parallel zur Habitusebene verläuft [Bha96, Pat53]. Da auch die bainitische Phasenumwandlung mit einem Umklappen des austenitischen Gitters startet, gelten die soeben beschriebenen Zusammenhänge häufig auch beim Bainit. Generell steigen die spannungsabhängige Martensitstarttemperatur M_s^* und die spannungsabhängige Bainitstarttemperatur B_s^* linear mit steigendem Spannungsniveau bis zur Erreichung der Fließspannung des unterkühlten Austenits an. Dies gilt sowohl für überlagerte Zug- als auch Druckspannungen, wobei die Steigerungsrate bei Zugspannungen größer ist. Bei überlagerten Zugspannungen sind sowohl die die Umwandlung begleitende Scher- als auch die Normalkomponente positiv, sodass die zusätzlich zur Verfügung stehende Energie maximiert wird. Da die Scherkomponente auch bei überlagerten Druckspannungen positiv und deutlich größer als die in diesem Falle negative Normalkomponente ist, steht auch hier eine zusätzliche die Umwandlung begünstigende Energie bereit, die allerdings kleiner ausfällt als im Falle überlagerter Zugspannungen [Bha01, Pat53]. Wird die Umwandlung hingegen mit einem hydrostatischen Druck überlagert, kommt es mit steigendem Druck zu einem linearen Abfall der M_s^* bzw. der B_s^* Temperatur. Hierbei wird die positive Wirkung der Scherkomponente unterdrückt, sodass es durch die wirkende negative Normalkomponente zu einer Umwandlungshemmung kommt [Bha01, Pat53]. Abbildung 2-5 gibt den Zusammenhang zwischen B_s^* Temperatur und überlagerter Spannung schematisch wieder.

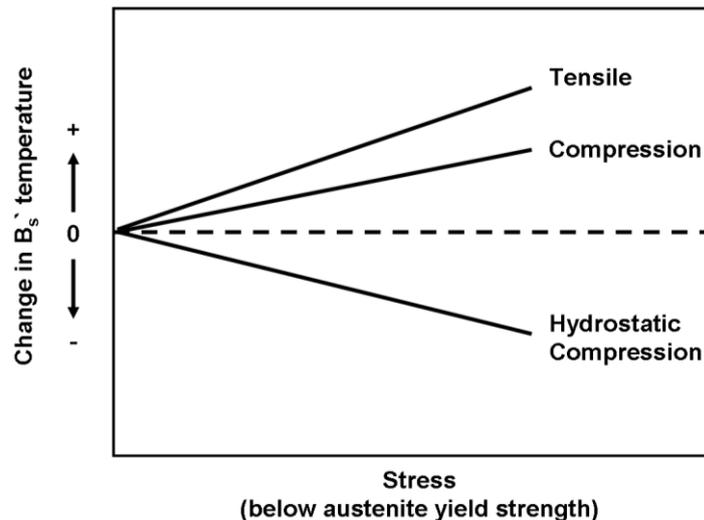


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Bainitstarttemperatur und Art und Höhe der während der Phasenumwandlung überlagerten Spannung, nach [Bha01]

Von dehnungsinduzierter Bainit- bzw. Martensitbildung wird gesprochen, wenn für die Ermöglichung einer bainitischen bzw. martensitischen Umwandlung bei einer bestimmten Temperatur das Aufprägen einer externen Spannung U_{krit} größer der Fließspannung des unterkühlten Austenits erforderlich ist. Bei kleinen plastischen Verformungen des metastabilen Austenits entstehen neue Keimstellen, die die bainitische bzw. martensitische Phasenumwandlung weiter begünstigen können. Ein linearer Zusammenhang zwischen aufgeprägten Spannungen und B_s' bzw. M_s' Temperatur besteht für überlagerte Spannungen größer der Fließgrenze des unterkühlten Austenits somit nicht mehr. Oberhalb einer bestimmten Temperatur, B_d im Falle einer bainitischen und M_d bei martensitischer Umwandlung, ist auch durch sehr große plastische Verformungen keine Umwandlung mehr möglich [Bha01, Nis78].

Neben den Umwandlungsstarttemperaturen beeinflussen überlagerte Spannungen auch das weitere isotherme bainitische Umwandlungsverhalten [Ahr02, Bha91, Bha01, Cha96, Liu01, Mai02, Mat94, Shi95]. Schon die Überlagerung kleiner Spannungen während der Phasenumwandlung, niedriger als die Fließspannung des Austenits, führt zu einer deutlichen Beschleunigung der isothermen bainitischen Umwandlungskinetik, sodass die Phasenumwandlung früher einsetzt und das Ende der Umwandlung zu früheren Zeiten verschoben wird [Ahr03, Bha01, Mai02, Mai08, Mat94, Shi95, Su03, Vea01].

Wenn die überlagerte Spannung die Fließgrenze des unterkühlten Austenits überschreitet, werden aufgrund der plastischen Verformung neue Keimstellen induziert [Ahr03, Bha01, Sin96]. Während bei kleinen plastischen Verformungen nur wenige Gitterdefekte entstehen, die relativ einfach in das bainitische oder martensitische Gitter integriert werden können, ist die Vielzahl an Gitterfehlern, die bei hohen plastischen Verformungen gebildet wird, nur schwer in das neue Gitter zu überführen [Bha99, Bha01]. Vielmehr kommt es zu einer Stabilisierung des austenitischen Gitters, sodass trotz erhöhter Keimstellendichte die Scherung des Gitters behindert und der Umwandlungsgrad reduziert wird [Bha01, Lar00, Sin96, Shi95 b]. Die für die Stabilisierung des Austenits benötigten Verformungsgrade können dabei sehr groß werden [Ch06], sodass eine 15%-ige Druckverformung des Austenits noch zu einer deutlichen Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlung führen kann [Gon10]. Mikrostrukturelle Untersuchungen zeigten hierbei, dass dies mit der Bildung nur weniger Varianten einherging, deren Habitusebenen zudem den bei der Vorverformung des Austenits aktiven Gleitebenen entsprachen [Gon10].

2.3 Umwandlungsplastizität bei Stählen

Während des gesamten Schmiedeprozesses treten lokal unterschiedliche Dehnungen auf, die entweder elastisch (ε_{el}), plastisch (ε_{pl}) oder auch thermisch (ε_{th}) sein können. Kommt es im Prozess zu einer spannungsüberlagerten Phasenumwandlung, treten zusätzlich zu den Umwandlungsdehnungen (ε_{tr}) auch sogenannte umwandlungsplastische Dehnungen (ε_{tp}) auf. Dieser anisotrope Teil der plastischen die Umwandlung begleitenden Dehnungen ist bereits bei der Überlagerung kleiner Spannungen, die deutlich niedriger als die Fließspannung des unterkühlten Austenits sind, zu beobachten [Ahr03, Bha01, Den85, Fis00, Leb89, Shi95, Tal02, Tal03, Vea01]. Insgesamt ergibt sich somit für die lokal entstehenden Dehnungen im Prozess folgender Zusammenhang [Bes93, Sjö85, Vea04]:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{tr} + \varepsilon_{tp} \quad \text{Gleichung 2-3}$$

Die Bildung umwandlungsplastischer Dehnungen ist dabei nicht nur auf permanent wirkende innere oder äußere Spannungen beschränkt. Auch die bei einer plastischen Verformung induzierten Keimstellen und inneren Spannungen können die Entstehung umwandlungsplastischer Dehnungen begünstigen [Ahr03, Gro01, Vid96].

Zur Erklärung der umwandlungsplastischen Dehnungen werden in der Literatur zwei Ansätze angeführt, der Greenwood-Johnson- [Gre65] und der Magee-Effekt [Mag66]. Beim Greenwood-Johnson-Effekt wird die Bildung der umwandlungsplastischen Dehnungen auf eine lokale plastische Verformung der weicheren Phase zurückgeführt. Aufgrund der mit der Phasenumwandlung einhergehenden Form- und Volumenänderung des Kristallgitters entstehen innere Spannungen, die durch zusätzliche äußere Spannungen weiter verstärkt werden können. Wird dabei lokal die Fließgrenze der weicheren Phase, d.h. beim Stahl des unterkühlten Austenits, überschritten, führt dies zu einer plastischen Verformung der metastabilen Phase. Die Bildung der neuen, härteren Phase erfolgt somit auf Kosten einer plastischen Verformung des unterkühlten Austenits entlang bevorzugter Richtungen, was makroskopisch mit der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen einhergeht [Gre65, Tal06]. Da sich die weichere, austenitische Phase dabei an die sich neu bildende, härtere Phase anpassen muss, wird dieser Effekt auch als Anpassungseffekt bezeichnet.

Der Magee-Ansatz erklärt die bei spannungsüberlagerten martensitischen Phasenumwandlungen auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen mit einer Ausrichtung der Martensitvarianten. Durch die zusätzlich zur Verfügung stehende Energie wachsen vornehmlich die Varianten, deren Habitusebenen günstig zur Hauptachse des wirkenden Spannungsfeldes orientiert sind. Varianten deren Habitusebenen ungünstig orientiert sind werden nicht gebildet, sodass die Entstehung umwandlungsplastischer Dehnungen auf eine Variantenauswahl zurückgeführt wird [Bha96, Kun07, Mag66, Mat94]. Dieser Ansatz, der ursprünglich für die martensitische Phasenumwandlung entwickelt und später auch für die bainitische übernommen wurde, wird daher auch als Orientierungseffekt bezeichnet.

Während für das lastabhängige Umwandlungsverhalten in den diffusionskontrollierten Umwandlungsstufen, wie beispielsweise der Ferrit- und der Perlitstufe, der Greenwood-Johnson-Effekt maßgeblich verantwortlich zeichnet, ist in der Bainit- und Martensitstufe zunehmend auch der Magee-Effekt wirksam. Generell können beide Mechanismen zeitgleich aktiv sein, wobei der dominierende Effekt von der Umwandlungstemperatur, der überlagerten Spannung, dem bereits umgewandelten Phasenanteil und der Umwandlungsstufe abhängt [Dal08, Mar96, Tal03].

Mit steigendem überlagerten Spannungsniveau nimmt die am Ende der Umwandlung vorliegende umwandlungsplastische Dehnung zunächst linear zu. Ab einem bestimmten Spannungsniveau, in [Tal01] wird eine Spannung größer der Hälfte der 0,2%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$) des unterkühlten Austenit genannt, kommt es dann zu einer überproportionalen Steigerung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigender überlagerter Spannung. Dies wurde vor allem bei höheren Temperaturen mit einsetzendem Kriechen erklärt [Ahr03, Tal01].

Die Steigung des linearen Bereichs in der Auftragung der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung mit steigendem überlagerten Spannungsniveau, die u.a. als Greenwood-Johnson Konstante K bezeichnet wird [Fis00, Wol05, Wol06], hängt neben dem Spannungsvorzeichen und der chemischen Zusammensetzung auch von der Art der Umwandlung und der Umwandlungstemperatur ab [Dal08, Vid96]. Zur Berechnung von K existieren in der Literatur eine Reihe von Ansätzen, die wie folgt zusammengefasst werden können:

$$K = c \cdot \frac{1}{\sigma_F} \cdot \left(\frac{\Delta V}{V} \right) \quad \text{Gleichung 2-4}$$

Neben der mit der Phasenumwandlung einhergehenden Volumenänderung $\Delta V/V$, gehen in die Gleichung die Fließgrenze des unterkühlten Austenits σ_F sowie ein Vorfaktor c in die Gleichung ein. Das σ_F wird in der Literatur häufig nicht weiter spezifiziert [Dal08], sodass die Verwendung der konventionellen 0,2%-Dehngrenze als auch der Streckgrenze (R_e bzw. $R_{p0,01}$) zur Bestimmung von K möglich erscheint. Für c werden in der Literatur Werte zwischen 0,25 und 0,83 vorgeschlagen [Gre65, Den85, Leb89], wobei in neueren experimentellen Studien auch deutlich höhere und sich zudem mit der Temperatur und der Umwandlungsart verändernde Werte für c bestimmt wurden [Dal08]. Des Weiteren konnte anhand zweier Werkzeugstähle (40CrMnMoS8-6 und 100CrMnMoS8-6), die sich einzig im Kohlenstoffgehalt unterschieden, gezeigt werden, dass trotz deutlich unterschiedlicher 0,01%- und 0,1%-Dehngrenzen des unterkühlten Austenits sehr ähnliche Werte für K bei bainitischer Umwandlung vorlagen [Ahr03]. Die für die Bestimmung des Parameters K relevanten Einflussgrößen sind daher nicht abschließend geklärt.

Neben den Formulierungen zur Bestimmung der Konstante K gibt es in der Literatur auch eine Reihe von Ansätzen zur Beschreibung der Funktion $f(w)$, die einen Zusammenhang zwischen umwandlungsplastischen Dehnungen und bereits umgewandelten Phasenanteilen ermöglicht. Ein linearer Zusammenhang liegt hierbei

nicht vor, vielmehr wurden für diffusionsgesteuerte (DT) oder martensitische Umwandlungen (MT) verschiedene Ansätze entwickelt. Teilweise sind die Formulierungen auch für beide Umwandlungstypen nutzbar.

$$f(w) = w \cdot (2 - w) \quad \text{DT, MT} \quad [\text{Den85}] \quad \text{Gleichung 2-5}$$

$$f(w) = [1 - \ln(w)] \cdot w \quad \text{DT, MT} \quad [\text{Leb89}] \quad \text{Gleichung 2-6}$$

$$f(w) = \ln\left(1 + \frac{w}{a}\right) \cdot w \quad \text{DT(mit } w \leq a) \quad [\text{Fis90}] \quad \text{Gleichung 2-7}$$

Durch die Verwendung eines Fittingparameters (α) erlaubt der letzte Ansatz eine Anpassung an experimentell ermittelte Kurven. Der Parameter w beschreibt den Anteil der neu gebildeten Phase und liegt zwischen null und eins. Die Funktion $f(w)$ nimmt zudem definitionsgemäß bei $w=0$ einen Wert von Null und bei $w=1$ einen Wert von 1 an. Diese und weitere Modelle werden beispielsweise in [Bes93, Fis96] detailliert beschrieben.

Sind der für die vorliegende Umwandlung relevante Parameter K und die Funktion $f(w)$ bekannt, kann die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnung ε_{tp} in Probenlängsachse für kleine überlagerte einachsige Spannungen wie folgt bestimmt werden.

$$\varepsilon_{tp} = K \cdot \sigma \cdot f(w) \quad \text{Gleichung 2-8}$$

Werden größere Spannungen überlagert, muss die dann vorliegende Nicht-Linearität zwischen umwandlungsplastischen Dehnungen und überlagertem Spannungsniveau, wie es bereits in einigen Modellen geschieht, berücksichtigt werden [Fis96, Fis98].

Auch wenn der unterkühlte Austenit plastisch vorverformt wurde und die anschließende Umwandlung dann spannungslos erfolgte, konnte ein linearer Anstieg der resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Vorverformungsgrad festgestellt werden, jedoch nur bei sehr kleinen plastischen Vorverformungen. Bei etwas größeren plastischen Dehnungen scheint es zu einer Sättigung der erreichbaren umwandlungsplastischen Dehnungen zu kommen [Ahr03, Ahr04]. Da im betrachteten Schmiedeprozess deutlich größere plastische Dehnungen auftreten, war zu klären, ob ein Sättigungsbereich besteht und es ab einem bestimmten Vorverformungsgrad zu einer Stabilisierung des Austenits kommt und somit zu reduzierten Umwandlungsgraden und umwandlungsplastischen Dehnungen.

Zudem ist der Einfluss einer kombinierten Belastung aus plastischer Verformung und überlagerter Spannung auf die Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnungen

nicht abschließend geklärt. Eine einfache Addition der in Einzelexperimenten ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen zur Bestimmung des Wertes in einem kombinierten Experiment scheint nach [Ahr03] nicht generell möglich.

2.4 Ermüdungsversuche im HCF Bereich

Durch Variation des lokalen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfades im Prozess können örtlich unterschiedliche Gefüge und damit Materialeigenschaften eingestellt werden. Für eine gezielte Optimierung der lokalen Eigenschaften sind allerdings nicht nur Daten zum lastabhängigen Phasenumwandlungsverhalten, sondern auch Erkenntnisse zum mechanischen Verhalten der verschiedenen resultierenden Gefüge unverzichtbar. Erst durch die Kombination der Erkenntnisse können dann die für einen bestimmten Anwendungsfall sinnvollen Gefügeverteilungen bestimmt und die dafür benötigten lokalen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade ermittelt werden.

Dabei kann eine Optimierung des Prozesses unter verschiedenen Gesichtspunkten erfolgen. Neben einer Minimierung des Verzuges kann beispielsweise auch die lokale Härteverteilung als ein mögliches Qualitätskriterium herangezogen werden. Wird das spätere Bauteil schwingend belastet, ist eine Optimierung der Gefüge hinsichtlich ihres Ermüdungsverhaltens sinnvoll.

Da die im betrachteten Schmiedeprozess herstellbaren Bauteile vor allem mit einer zyklischen Belastung belegt sein werden, sollen im Folgenden die im Rahmen dieser Dissertation verwendeten Konzepte zur Ermittlung des Ermüdungsverhaltens näher erläutert werden. Dabei werden in diesem Kapitel zunächst die Verfahren zur Bestimmung der Lebensdauern an anrissfreien Probengeometrien vorgestellt. Im Kapitel 2.5 liegt der Fokus dann auf den Verfahren zur Ermittlung des Rissfortschrittverhaltens an rissbehafteten Probengeometrien.

Für eine sichere Auslegung technischer Bauteile ist es zwingend notwendig, die sich bei bestimmten Belastungen einstellenden Lebensdauern zu kennen. Wird ein Bauteil im späteren Einsatz schwingend beansprucht, reichen die im Zugversuch ermittelten Daten für die Auslegung nicht mehr aus. Vielmehr versagen die Bauteile aufgrund von Mikroplastizitäten bereits bei Spannungsamplituden σ_A , die deutlich niedriger als die Streckgrenze R_e des vorliegenden Gefüges sein können. Um die Lebensdauer bei schwingender Belastung im Zeitfestigkeitsbereich (HCF, engl.: High Cycle Fatigue) zu charakterisieren hat sich die Darstellungsform nach Wöhler

bewährt [Bar08, Hai06, Ric09 b]. In diesem Diagramm ist der Zusammenhang zwischen aufgeprägter Spannungsamplitude und der ertragbaren Zyklenzahl bis zum Versagen (Bruch, Erreichen einer definierten Anrisslänge oder Durchläufer), der sogenannten Schwingenspielzahl N , zumeist doppeltlogarithmisch aufgetragen (vgl. Abbildung 2-6).

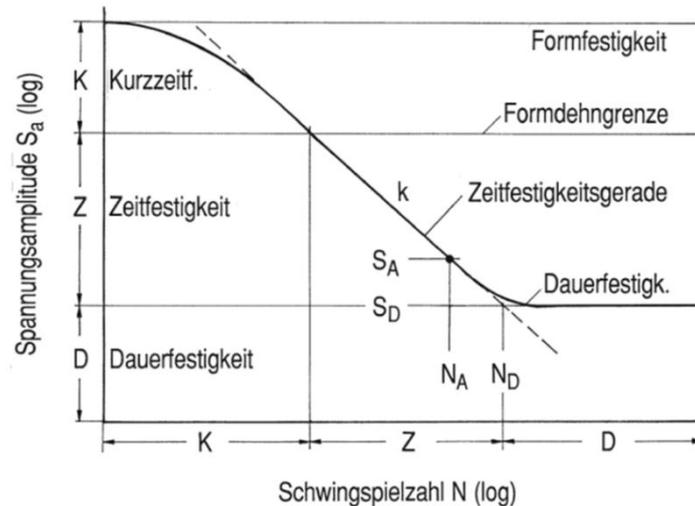


Abbildung 2-6: Dauerfestigkeitsschaubild nach Wöhler [Hai06].

Im Kurzzeitfestigkeitsbereich (LCF, engl. low cycle fatigue) treten aufgrund der hohen Amplituden in jedem Zyklus hohe plastische Verformungen auf, sodass der Bruch bereits bei Zyklenzahlen kleiner als 10^4 einsetzt. Zur Charakterisierung der Schädigungsgrößen in diesem Bereich existieren zahlreiche weitere Konzepte, auf die an dieser Stelle nicht näher eingegangen werden soll. Eine Zusammenfassung der im LCF Bereich verwendeten Ansätze findet sich z.B. in [Chr91].

Der Zusammenhang zwischen σ_A und N kann im zweiten Bereich, dem Zeitfestigkeitsbereich über die Basquin-Gleichung mathematisch beschrieben werden:

$$\sigma_A = \sigma'_B \cdot (2N)^b \quad \text{Gleichung 2-9}$$

In diesem für Zyklenzahlen von 10^4 bis zu einer bestimmten Grenzwahrschwingenspielzahl gültigen Bereich beschreibt b den Ermüdungsfestigkeitsexponenten und σ'_B den Ermüdungsfestigkeitskoeffizienten. Bei Stählen wird die Grenzwahrschwingenspielzahl häufig bei einer Zyklenzahl von 2×10^6 festgesetzt [Hai06, Rad07, Rös08, Tau71, VDE84].

Oberhalb von 2×10^6 Zyklen ergibt sich dann bei Stahlwerkstoffen ein horizontales Auslaufen der Wöhler-Linie, das den Dauerfestigkeitsbereich kennzeichnet. Die Dauerfestigkeit R_D stellt dabei eine Spannungsamplitude dar, die dauerhaft ohne

Einsetzen eines Bruches ertragen werden kann. Ein derartiger Dauerfestigkeitsbereich existiert bei den meisten anderen Werkstoffen, wie z.B. bei Aluminiumlegierungen nicht, sodass häufig bei einer Zyklenzahl von 1×10^7 oder 1×10^8 eine technische Dauerfestigkeit definiert wird [Ost07].

Im relativ neuen Feld der VHCF (engl. very high cycle fatigue) Forschung konnte gezeigt werden, dass bei sehr hohen Zyklenzahlen ($>10^8$) und kleinen Amplituden, niedriger als R_D , auch bei Stählen noch ein Bruch erfolgen kann. Anders als im HCF Bereich geht die Schädigung dabei zumeist nicht von der Oberfläche, sondern von inneren Defekten (engl. fish eyes) aus [Ni99, Mug02]. Im Rahmen der vorliegenden Dissertation beschränken sich die Untersuchungen allerdings auf die Bestimmung konventioneller Wöhler-Linien (maximale Zyklenzahl 2×10^6), die für die Auslegung vieler Bauteile aus Stahl verwendet werden [Tau71, VDE84].

Zusätzlich zur Zusammensetzung und dem Gefügestand wird die Lage der Wöhler-Linien durch zahlreiche weitere Parameter beeinflusst. So können die dauerhaft ertragbaren Spannungsamplituden beispielsweise durch Variation des Eigenspannungszustandes (Druck oder Zugeigenspannungen), äußere oder innere Kerben, das Umgebungsmedium oder eine Mittelspannung zu deutlich größeren oder auch kleineren Werten verschoben werden [Hai06, Rad07, Rös06, Tau71, VDE84].

Aufgrund der hohen Streuung, die bei der Ermittlung der Ermüdungslebensdauern auf einem Lasthorizont auftreten kann [Hai06], müssen für die Bestimmung einer statistisch abgesicherten Wöhler-Linie auf jedem Lasthorizont sehr viele Versuche durchgeführt werden. Erst die Vielzahl der Versuche erlaubt es statistisch abgesicherte Überlebenswahrscheinlichkeiten ($P_{\bar{u}}$) bei einem vorgegebenen Belastungshorizont zu bestimmen. Häufig wird neben der typischen 50% Überlebenswahrscheinlichkeitskurve auch eine Kurve für eine 10%-ige oder 90%-ige Überlebenswahrscheinlichkeit angegeben [Hai06]. Vor allem im Bereich der Dauerfestigkeit können die Überlebenswahrscheinlichkeiten durch Versuche auf fein abgestuften Lasthorizonten nur durch einen enormen experimentellen Aufwand bestimmt werden. Um heutigen zeit- und kostenorientierten Ansprüchen gerecht zu werden, sind eine Reihe von Versuchsplanungs- und Auswertemethoden entwickelt worden, die es trotz deutlich reduzierter Probenanzahl erlauben Dauerfestigkeitswerte mit statistisch abgesicherten Überlebenswahrscheinlichkeiten zu bestimmen.

Im Folgenden soll das im Rahmen der vorliegenden Dissertation verwendete Treppenstufenverfahren zur Ermittlung der Dauerfestigkeit kurz erläutert werden. Eine detaillierte Beschreibung weiterer Auswerteverfahren, wie des Probit-Verfahrens, des Abgrenzungsverfahrens oder des arcsin-Verfahrens findet sich beispielsweise in [Rad07].

Beim Treppenstufenverfahren, das erstmals in [Dix48] zur statistischen Absicherung bei streuenden Messdaten vorgeschlagen wurde, werden zunächst ein Ausgangsniveau und ein fester Stufensprung d festgelegt. Sind für die Ermittlung der Dauerfestigkeit keine Vorversuche durchgeführt worden, sollte eine Spannungsamplitude als Ausgangswert gewählt werden, die größer als die erwartete Dauerfestigkeit ist. Dieses Vorgehen ermöglicht es zusätzliche Datenpunkte im Zeitfestigkeitsbereich der Wöhler-Linie zu ermitteln. Setzt bis zum Erreichen einer vorzugebenden Grenzwahrscheinlichkeit, hier 2×10^6 Zyklen, kein Bruch ein, wird die Probe als Durchläufer bezeichnet und die Spannungsamplitude im nächsten Versuch um den zuvor festgelegten Stufensprung d erhöht. Versagt die Probe jedoch vor Erreichen der Grenzwahrscheinlichkeit, wird die Spannungsamplitude des nächsten Versuches um d reduziert.

Während in [Dix48] nur das „weniger oft eingetretene Ereignis“ zur Auswertung genutzt wird, konnte in [Hüc83] gezeigt werden, dass die IABG Methode (IABG: Industrieanlagen Betriebsgesellschaft mbH), bei der sowohl Durchläufer als auch Brüche, sowie ein fiktiver Versuch am Ende der Messreihe zur Auswertung genutzt werden, eine verbesserte statistische Aussagefähigkeit bei verringerter Probenzahl ermöglicht. Der fiktive Versuch beschreibt dabei einen zusätzlichen Datenpunkt, der sich aus dem letzten realen Versuch ergibt und die als nächste zu wählende Spannungsstufe beschreibt.

Im Rahmen der vorliegenden Dissertation sind daher alle Versuche mit dem in [Hüc83] angegebenen Verfahren, unter der Annahme einer normalverteilten Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{U}}$, ausgewertet worden. Auf eine detaillierte Übersicht der verwendeten Formeln soll an dieser Stelle verzichtet und auf die Literatur verwiesen werden [Hüc83]. Einzig das Vorgehen zur Abschätzung des Mittelwertes der Dauerfestigkeit \bar{x} ($P_{\bar{U}} = 50\%$) und der Varianz k soll kurz vorgestellt werden.

Für die Abschätzung von \bar{x} gilt folgender Zusammenhang:

$$\bar{x} = x_0 + d \cdot \frac{A}{F} \qquad \text{Gleichung 2-10}$$

x_0 stellt dabei die unterste belegte Treppenstufe, d.h. die niedrigste im Treppenstufenverfahren verwendete Spannungsamplitude σ_A , dar.

Die Varianz k bestimmt sich wie folgt:

$$k = \frac{F \cdot B - A^2}{F^2} \quad \text{Gleichung 2-11}$$

Die Parameter A , B und F können mit nachfolgendem Auswerteschema nach [Hüc83] ermittelt werden (Tabelle 2-1).

Tabelle 2-1: Auswerteschema des Treppenstufenverfahrens nach[Hüc83]

i	f_i	$i \cdot f_i$	$i^2 \cdot f_i$
n			
2			
1			
0			
Σ			
=	F	A	B

Dabei steht das i für die fortlaufende Nummer der verwendeten Spannungsstufen, ausgehend von der niedrigsten ($i=0$) bis hin zur höchsten ($i=n$) verwendeten Spannungsamplitude. In der Spalte f_i wird jeweils die Anzahl der bei der Stufe i durchgeführten Versuche (inklusive fiktivem Versuch) eingetragen. Die Summe der Spalte f_i ergibt dann den Wert für den Parameter F . Für die Bestimmung der Parameter A und B werden analog die Summen der Spalten $i \cdot f_i$ bzw. $i^2 \cdot f_i$ gebildet.

2.5 Rissfortschrittsverhalten

Für die Auslegung rissbehafteter Bauteile sind die an anrissfreien Proben ermittelten Dauerfestigkeitswerte nicht geeignet. Vielmehr müssen Konzepte, die das Rissfortschrittsverhalten unter zyklischer Belastung berücksichtigen, für die Festlegung sinnvoller Wartungsintervalle genutzt werden.

Liegt lokal ein Riss, d.h. eine flächige Trennung des Materials, vor, so kommt es zu einer Veränderung des Spannungsfeldes im Vergleich zum anrissfreien Zustand. Speziell vor der Risspitze können so Spannungskonzentrationen auftreten, die bei Überschreiten eines kritischen materialspezifischen Wertes zum weiteren Wachstum des Risses bis hin zum Bruch der Probe oder des Bauteils führen können. Zur

Beschreibung des Spannungsfeldes vor der Risspitze bei zyklischer Belastung wird in der linear elastischen Bruchmechanik [Par61, Par63, Ric09 b, Sur98] der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK genutzt, der über folgenden Zusammenhang bestimmt werden kann:

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y(a, w) \quad \text{Gleichung 2-12}$$

Dabei beschreiben $\Delta\sigma$ die wirkende Spannungsschwingbreite, a die aktuelle Risslänge und $Y(a, w)$ einen von der Risslänge und -geometrie abhängigen Faktor. Für die im Rahmen dieser Dissertation verwendeten Compact-Tension- (CT) Proben lässt sich $Y(a, w)$ wie folgt bestimmen [nach Ric09 b, Mur87]:

$$Y(a, w) = \frac{2 + \frac{a}{w}}{\left(1 - \frac{a}{w}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left(0,866 + 4,64 \cdot \frac{a}{w} - 13,32 \cdot \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{a}{w}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{a}{w}\right)^4\right) \cdot \frac{a - w}{\sqrt{\pi \cdot a \cdot w}}$$

Gleichung 2-13

Der Faktor $Y(a, w)$ ist dabei neben der Risslänge a auch von der Probenbreite w abhängig (vgl. Abbildung 2-7). Die Differenz zwischen w und a wird auch als Ligament bezeichnet.

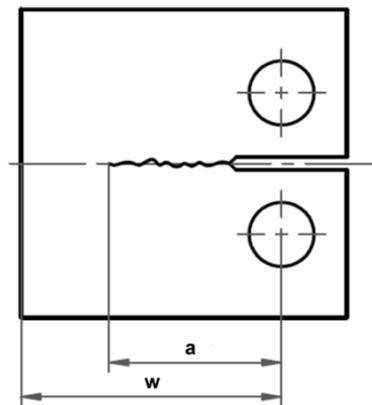


Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der verwendeten Probengeometrie

Des Weiteren werden in der Bruchmechanik verschiedene Belastungsmodi unterschieden, die entweder eine Normalbelastung (Modus I), eine Längsschubbelastung (Modus II) oder eine Querschubbeanspruchung (Modus III) vor der Risspitze beschreiben und somit die Versagensarten und Lebensdauern beeinflussen können [Gro07, Sch80]. Die Belastung nach Modus I stellt dabei den kritischsten Lastfall dar [Hai06], sodass im Rahmen dieser Dissertation das Rissausbreitungsverhalten nur für diese Belastungsart ermittelt wurde.

Zur Beschreibung des Risswachstums wird der materialabhängige Rissfortschritt pro Zyklus da/dN über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK aufgetragen. Wie Abbildung 2-8 verdeutlicht kann der Verlauf der Rissfortschrittskurve in drei charakteristische Bereiche unterteilt werden.

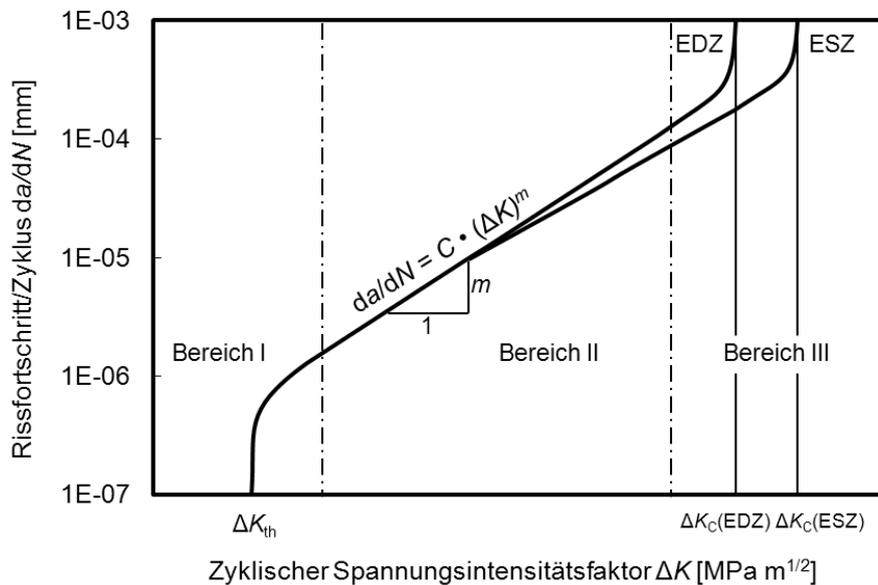


Abbildung 2-8: Ermüdungsrissausbreitungskurve nach [Ric09 b]

Im Bereich I, bei dem der Rissfortschritt pro Zyklus sehr niedrig ist, kann ein Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} ermittelt werden, unterhalb dem kein Langrisswachstum mehr stattfindet. Definiert ist ΔK_{th} für ein da/dN von 10^{-10} m/Zyklus. Im mittleren Bereich II der Rissfortschrittskurve liegt bei doppelt logarithmischer Auftragung der Datenpunkte ein linearer Zusammenhang zwischen dem Rissfortschritt pro Zyklus und dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor vor, der mit der Paris-Erdogan-Gleichung [Par61, Par63] mathematisch beschrieben werden kann:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K) = C \cdot (\Delta K)^m \quad \text{Gleichung 2-14}$$

C und m sind dabei materialspezifische Parameter, die für die Bestimmung der Restlebensdauern zyklisch beanspruchter, rissbehafteter Bauteile wichtige Kenngrößen darstellen.

Im dritten Bereich der Rissfortschrittskurve, der durch ein hohes Risswachstum pro Zyklus gekennzeichnet wird, kommt es nach Überschreiten eines kritischen zyklischen Spannungsintensitätsfaktors (ΔK_c) zu instabiler Rissausbreitung und somit einem schlagartigen Versagen der Probe. Liegt ein ebener Spannungszustand (ESZ)

in der Probe vor, so ist der ermittelte kritische Wert ($\Delta K_c(\text{ESZ})$) höher als bei einem ebenen Dehnungszustand (EDZ) in der Probe ($\Delta K_c(\text{EDZ})$). Da der EDZ einen kritischeren Zustand beschreibt, wird für eine Auslegung gegen instabile Rissausbreitung unter zyklischer Belastung zumeist ein $\Delta K_c(\text{EDZ})$ verwendet.

Viele Parameter können die Lage der Rissfortschrittskurve beeinflussen. So wurde häufig eine Verschiebung von ΔK_{th} zu niedrigeren Werten festgestellt, wenn das R-Verhältnis erhöht wurde [Ben79, Che08, Rit77]. Erklärt wird dieses Verhalten mit Riss-schließeffekten, die bei kleinen R-Verhältnissen ($R < 0,5$) auftreten können. Liegen Riss-schließeffekte vor, so ist der für die Rissausbreitung entscheidende effektive zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff} kleiner als der gemessene zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK . Damit liegt bei kleinen R-Verhältnissen effektiv eine geringere Belastung vor, was letztlich bei nominell gleichem ΔK zu niedrigeren Rissfortschrittsraten führt. Bei hohen R-Verhältnissen bei reiner Zugbelastung treten kaum noch Riss-schließeffekte auf, sodass das ermittelte ΔK fast dem ΔK_{eff} entspricht [Kar98]. Bei gleichem ΔK treten somit bei höherem R-Verhältnis effektiv höhere Belastungen auf, die zu einem beschleunigten Rissfortschritt pro Zyklus im Threshold-Bereich führen. Im Bereich II der Rissfortschrittskurve nähern sich die bei verschiedenen R-Verhältnissen ermittelten da/dN Werte dann wieder an, da aufgrund der deutlich erhöhten Belastungsamplituden Riss-schließeffekte in diesem Bereich kaum noch zum Tragen kommen. Allerdings setzt bei höheren R-Verhältnissen instabiles Risswachstum bereits bei einem kleineren ΔK_c ein, da hier der maximale Spannungsintensitätsfaktor K_{max} bei gleichem ΔK höher ist als bei einem niedrigeren R-Verhältnis.

Zudem beeinflussen die Mikrostruktur oder das Umgebungsmedium die Lage der Rissfortschrittskurve [Rit77, Sch80, Sur98], häufig jedoch nur in den Bereichen I und III der Kurve. Der Rissfortschritt pro Zyklus bei mittleren Spannungsintensitätsfaktoren ist hingegen nahezu unabhängig von den genannten Parametern. Hier wird das Rissausbreitungsverhalten vornehmlich durch den E-Modul des Werkstoffs beeinflusst [Rit77].

Häufig tritt bei Stählen in den Bereichen I und II der Rissfortschrittskurven ein transkristallines Risswachstum auf. Dabei wächst der Riss entlang bevorzugter Gleitsysteme durch mehrere (ehemalige Austenit-) Körner [Spe77]. Bei höheren zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren können dann häufig zusätzlich interkristalline Bruchanteile beobachtet werden [Spe77].

3 Experimentelle Details

3.1 Werkstoff und Probengeometrie

Der im Rahmen dieser Arbeit verwendete Werkstoff war ein niedriglegierter 51 CrV 4 Stahl (Werkstoffnummer: 1.8159), der in einem ferritisch-perlitischen Ausgangszustand mit einer Härte von 200-215 HV1 angeliefert wurde. Da bereits leichte Änderungen der chemischen Zusammensetzung einen großen Einfluss auf das Phasenumwandlungsverhalten haben können [Wev61], wurden innerhalb einer Versuchsreihe nur Proben aus einer identischen Produktionscharge verwendet. Nur so war eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse untereinander möglich. Die chemische Zusammensetzung der Proben aus der ersten Produktionscharge ist in Tabelle 3-1 dargestellt. Angegeben sind jeweils die minimalen und maximalen Elementanteile, die bei der Messung an verschiedenen Umwandlungsproben ermittelt wurden.

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung der Proben aus der ersten Produktionscharge. Die angegebenen Werte geben jeweils die an mehreren Proben ermittelten minimalen und maximalen Elementanteile wieder [ScB08].

Element	C	Cr	Mn	S	Pb	Si	Cu
Ma.-%	0.48	0.88	0.72	0.018	0.004	0.26	0.17
	0.48	0.94	0.77	0.021	0.010	0.30	0.19
Element	Al	Ni	Mo	Nb	Ti	P	Fe
Ma.-%	0.007	0.09	0.02	0.001	0.011	0.017	Rest
	0.009	0.10	0.02	0.002	0.014	0.021	

Für die Untersuchungen zum Phasenumwandlungsverhalten in der Martensitstufe kamen Proben aus einer anderen Produktionscharge zum Einsatz, die einen leicht erhöhten Kohlenstoff-, Mangan- und Chromgehalt aufwiesen [Lam10].

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits und des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens kamen Hohlproben zum Einsatz, die aus dem gelieferten, 3 m langen (\varnothing 25 mm) Stangenmaterial gemäß Abbildung 3-1 gefertigt wurden. Erst die geringe Wandstärke von 1 mm in Kombination mit den sehr engen Fertigungstoleranzen erlaubte es, das Verhalten

spezifischer Volumenelemente des betrachteten Schmiedeprozesses nachzuempfinden.

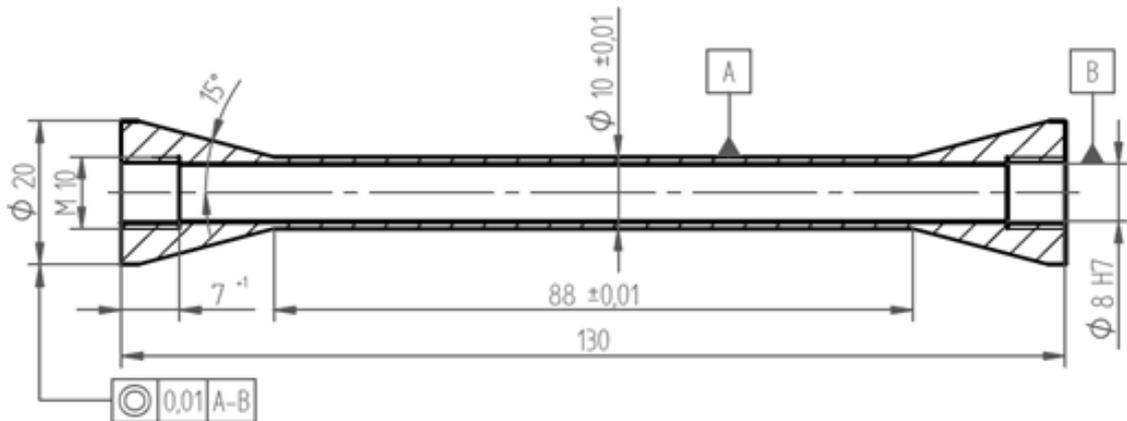


Abbildung 3-1: Geometrie der Hohlproben [Ahr03]

Zur Bestimmung des Spannung-Dehnung-Verhaltens, der resultierenden bainitischen, martensitischen und bainitisch-martensitischen Gefüge musste der Querschnitt der Hohlproben in der Messlänge gemäß Abbildung 3-2 reduziert werden. Nur durch die Verjüngung des Querschnitts konnte ein Versagen der sich einstellenden, deutlich festeren Gefüge in der Messlänge sichergestellt werden.

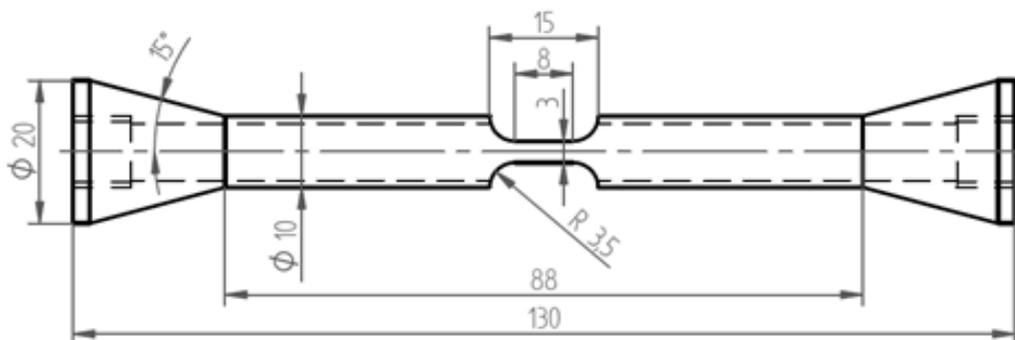


Abbildung 3-2: Geometrie der im Querschnitt verjüngten Hohlproben

Zur Unterstützung der Arbeiten der Projektpartner im SFB/TR TRR 30, in denen das Rissinitiierungs- und Risswachstumsverhalten von direkt aus der Flanschelle entnommenen Gefügen ermittelt wird [Be08, Brü10, Ric09], wurde im Rahmen dieser Dissertation das Ermüdungs- und Risswachstumsverhalten von gezielt eingestellten Gefügen bestimmt. Neben der Einstellung gezielter Gefüge erlaubte eine weitere verwendete Probengeometrie (Abbildung 3-3) auch die Überlagerung einer Spannung während der Umwandlung, sodass zudem der Einfluss einer gerichteten

Umwandlung auf das Ermüdungs- und Rissausbreitungsverhalten untersucht werden konnte.

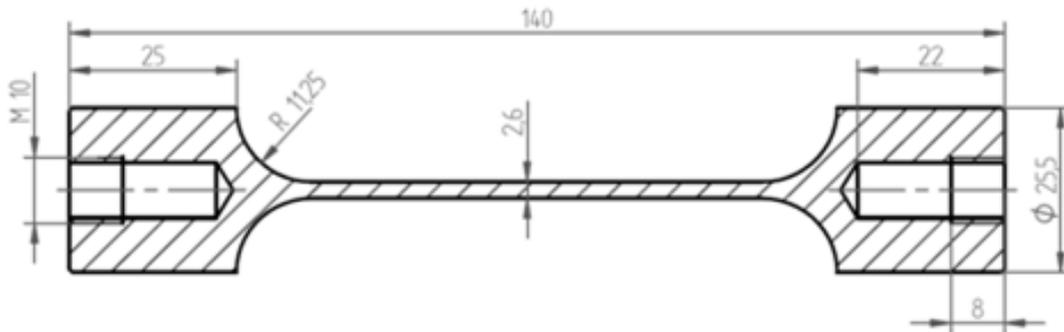


Abbildung 3-3: Geometrie der Flachproben zur gezielten Einstellung verschiedener, im Anschluss an die Phasenumwandlung zu ermüdender Mikrostrukturen

Um das Ermüdungsverhalten und die bruchmechanischen Eigenschaften der gezielt eingestellten Gefüge ermitteln zu können, wurden aus der Messlänge der Flachproben (Abbildung 3-3) verschiedene Probengeometrien herausgerodiert. Die Geometrien der Proben waren dabei an die geltenden Normen [z.B. ASTM08] angelehnt, jedoch miniaturisiert dargestellt. Es wurden Probengeometrien gewählt, die eine maximale Ausnutzung des umgewandelten Gefüges ermöglichten und in den zur Verfügung stehenden Prüfeinrichtungen eingespannt und untersucht werden konnten.

Die für die Ermittlung des Rissinitiierungs- und des Rissausbreitungsverhaltens verwendeten Probengeometrien sind in Abbildung 3-4 dargestellt. Zur Ermittlung des Ermüdungsverhaltens im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich der gezielt eingestellten Gefüge wurden zwei verschiedene Probengeometrien, die sogenannten R 2 und R 20 Proben mit Kerbradien von 2 und 20 mm, verwendet (Abbildung 3-4 a). Die R 20 Proben können dabei als nahezu ungekerbt (Kerbfaktor α : 1,04) und die R 2 Proben als deutlich gekerbt angesehen werden (Kerbfaktor α : 1,33) [Nie10], sodass durch die Verwendung dieser beiden Geometrien die Kerbempfindlichkeit des bainitischen Gefüges ermittelt werden kann. Für die Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens wurden die in Abbildung 3-4 b) dargestellten CT- Proben verwendet.

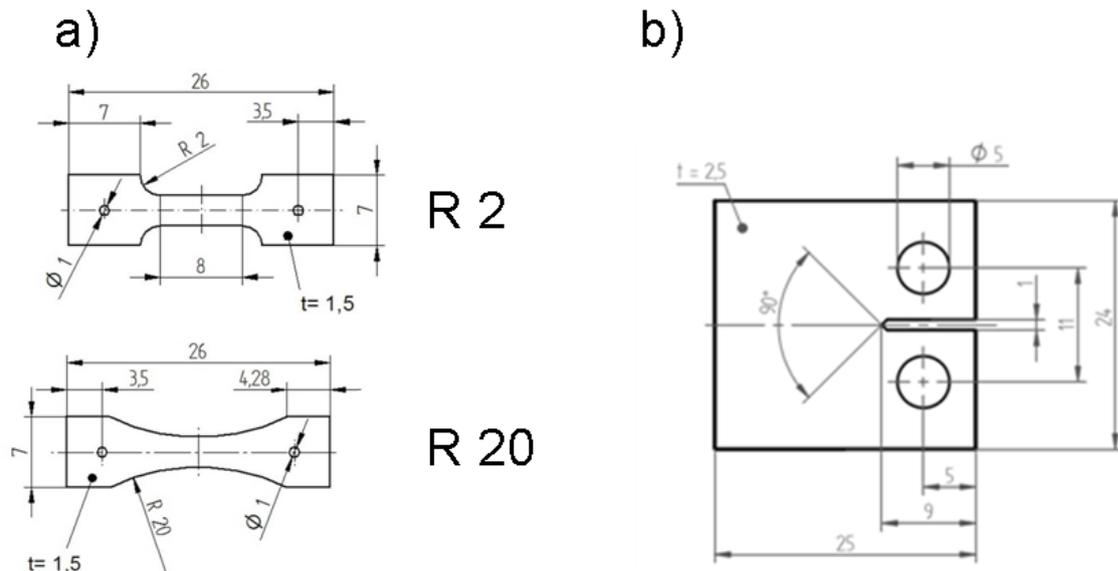


Abbildung 3-4: Geometrie der aus den Flachproben herausgerodierten a) Ermüdungsproben und b) CT-Proben

Die gewählte Geometrie der Umwandlungsproben erlaubte es, Ermüdungs- und bruchmechanische Proben mit gezielt eingestellten Mikrostrukturen entweder senkrecht oder parallel zur Belastungsachse des vorherigen Umwandlungsversuches zu entnehmen (Abbildung 3-5 und Abbildung 3-6). Um die richtungsabhängigen Ergebnisse zum Ermüdungsverhalten mit denen zum bruchmechanischen Verhalten zu vergleichen, wurden jeweils Probenbezeichnungen gewählt, die sich auf die Hauptbelastungsachse des vorherigen Phasenumwandlungsversuches bezogen. Die Proben bei denen das Risswachstum parallel zu dieser Achse erfolgte, werden im Folgenden als „0° Proben“ (Abbildung 3-5 a und Abbildung 3-6 a) und diejenigen, bei denen die Rissausbreitung senkrecht zur Belastungsachse des Phasenumwandlungsversuches erfolgte, als „90° Proben“ (Abbildung 3-5 b und Abbildung 3-6 b) bezeichnet.

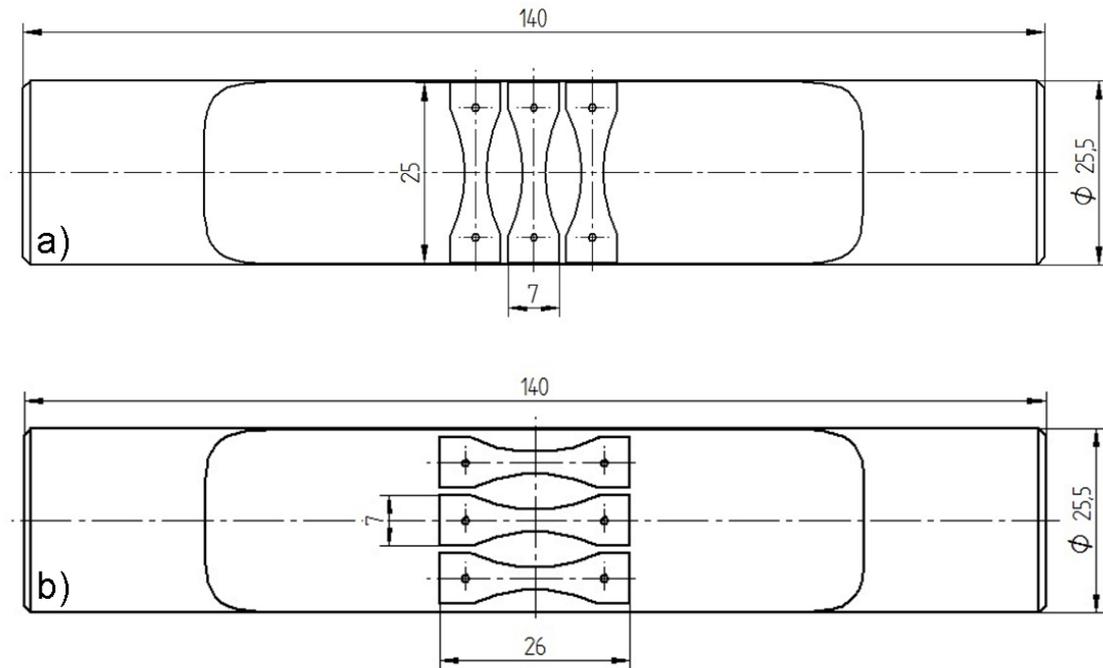


Abbildung 3-5: Entnahmeplan der Ermüdungsproben, a) 0° Proben und b) 90° Proben

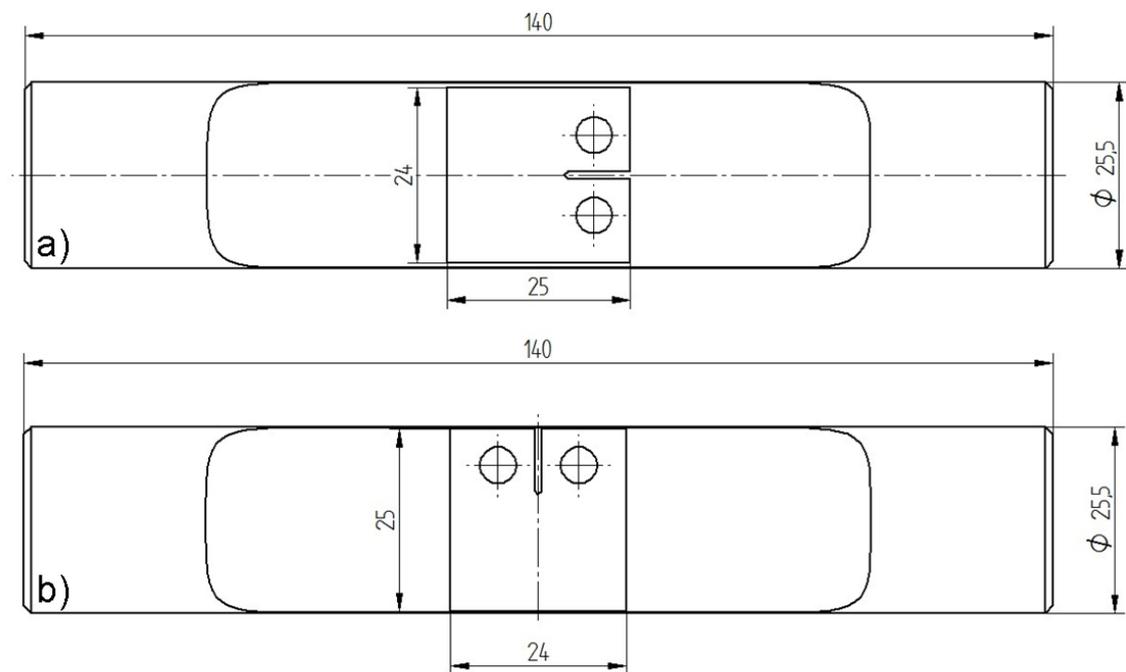


Abbildung 3-6: Entnahmeplan der CT-Proben, a) 0° Proben und b) 90° Proben

3.2 Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss diverser Austenitisierungsbedingungen auf das anschließende Umwandlungsverhalten untersucht. Die erste Austenitisierungsbehandlung orientierte sich dabei an dem für die Erstellung von ZTU-Diagrammen typischen Temperatur-Zeit-Pfad, der eine Austenitisierung der Proben bei 880 °C für 5 min (aufgeheizt in 2 min) vorsieht [Wev61]. Um den Einfluss der lokal im Schmiedeprozess auftretenden Austenitisierungsbedingungen auf das anschließende Phasenumwandlungsverhalten untersuchen zu können, wurden für die weiteren Austenitisierungsbehandlungen Temperatur-Zeit-Pfade gewählt, die den im Prozess auftretenden lokalen Bedingungen nachempfunden waren [Mai08, Ste09, Wei07]. Hierbei wurden Temperaturen von 1050 oder 1200 °C in 15 s erreicht und für 10 s konstant gehalten.

Für die Untersuchungen des mechanischen Verhaltens des unterkühlten Austenits wurden die Proben anschließend auf eine vorgegebene, isotherme Haltetemperatur oberhalb M_s abgeschreckt. Die dabei gewählten Abkühlraten waren hoch genug, um ungewollte ferritisch-perlitische Umwandlungen während des Abkühlens zu vermeiden. Da das zeitliche Fenster zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits vor Einsetzen der Phasenumwandlung sehr klein war (Abbildung 3-7), wurden für die Zugversuche relativ hohe Dehnraten verwendet (siehe auch Kapitel 3.3). Diese waren höher als in der Norm für Hochtemperaturzugversuche empfohlen [DIN92].

Um das Umwandlungsverhalten in der Bainit- und der Bainit-Martensitstufe zu untersuchen, wurden die Proben im Anschluss an die Austenitisierungsbehandlung ebenfalls auf eine isotherme Umwandlungstemperatur oberhalb M_s abgeschreckt. Diese Temperatur wurde für eine bestimmte Zeit konstant gehalten, sodass über die Variation der Haltezeit unterschiedliche Bainitanteile eingestellt werden konnten (Abbildung 3-7 a und b). Für die Phasenumwandlungsversuche in der Bainitstufe wurde eine isotherme Haltezeit von 30 min gewählt. Die lange Haltezeit stellte sicher, dass der unterkühlte Austenit vollständig zu Bainit umgewandelt war, ehe die Proben anschließend auf Raumtemperatur (RT) abgekühlt wurden. Die isothermen Haltezeiten bei den Versuchen zur Bestimmung des Phasenumwandlungsverhaltens in der Bainit-Martensitstufe waren deutlich kürzer und wurden so gewählt, dass sich nach dem Abschrecken bis auf RT Bainitanteile von 30%, 60% oder 75% einstellten.

Um den Einfluss eines „Selbstanlasseffektes“, d.h. ein sehr langsames Abkühlen der Wellen nach dem Schmiedeprozess aufgrund der im Bauteil vorhandenen Restwärme, zu simulieren, wurden ausgewählte Proben anschließend bei 200 °C für 10 min angelassen.

Für die Untersuchungen zum Phasenumwandlungsverhalten in der Martensitstufe wurden Proben kontinuierlich bis auf RT abgeschreckt (Abbildung 3-7 c). Die Abkühlrate war mit 70 K s^{-1} zunächst so gewählt, dass bis M_s keine Umwandlung einsetzen konnte. Erst nach dem Erreichen von M_s wurde die Abkühlrate auf 15 K s^{-1} reduziert, um Temperaturgradienten während der Umwandlung minimal zu halten.

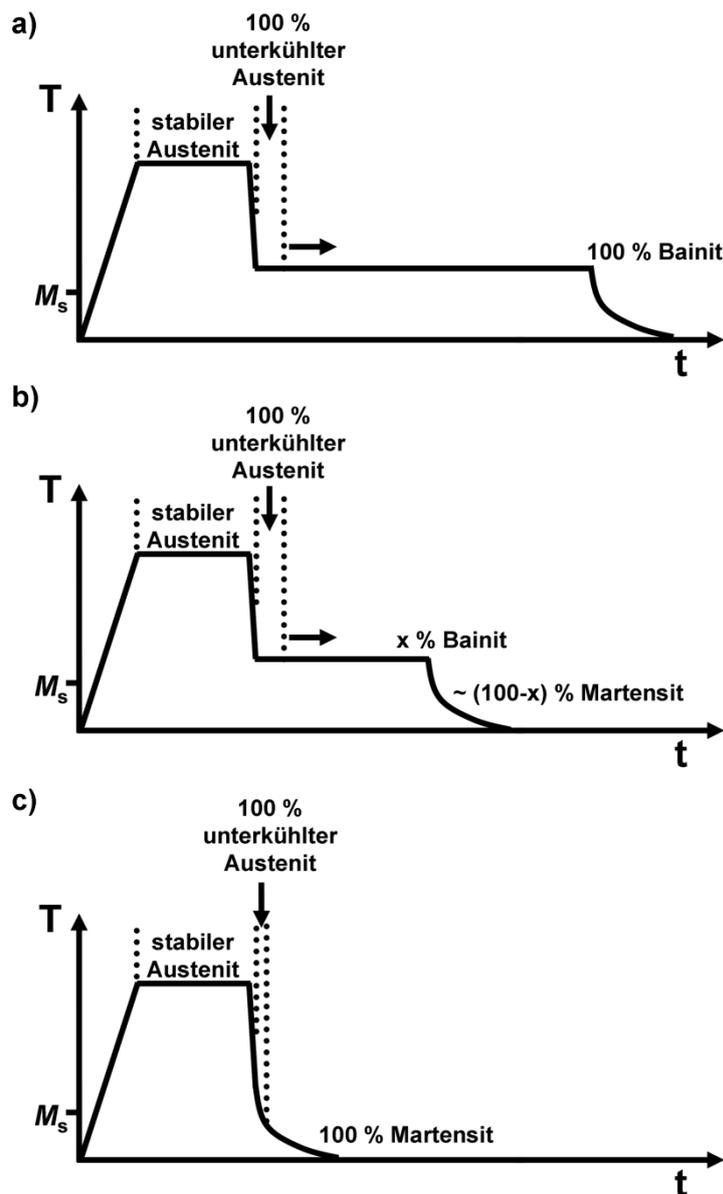


Abbildung 3-7: Schematische Temperatur-Zeit-Pfad zur Ermittlung des Phasenumwandlungsverhaltens in der a) Bainitstufe, b) Bainit-Martensitstufe und c) Martensitstufe

Neben den Austenitisierungsbedingungen haben auch die während der Phasenumwandlung vorliegenden Spannungszustände einen erheblichen Einfluss auf das Phasenumwandlungsverhalten. Da im betrachteten Schmiedeprozess nicht nur Spannungen, sondern auch Vorverformungen oder eine Kombination aus Vorverformungen und Spannungen lokal auftreten, war es wichtig, den Einfluss jeder einzelnen Größe auf das Umwandlungsverhalten separat zu ermitteln. In Abbildung 3-8 und Abbildung 3-9 sind die für die Bestimmung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens in der Bainitstufe verwendeten Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade schematisch dargestellt. Dabei kann zwischen dem Einfluss einer Belastung des unterkühlten Austenits (Abbildung 3-8) sowie einer Belastung des stabilen Austenits (Abbildung 3-9) auf das anschließende Umwandlungsverhalten in der Bainitstufe unterschieden werden.

Für die Ermittlung des Einflusses einer plastischen Vorverformung des unterkühlten Austenits auf das bainitische Phasenumwandlungsverhalten wurden die Proben nach Erreichen der Umwandlungstemperatur bis zu einer vorgegebenen Dehnung mit einer hohen Dehnrates von etwa $0,02 \text{ s}^{-1}$ verformt und anschließend sofort entlastet, sodass die eigentliche Phasenumwandlung ohne eine Überlagerung äußerer Spannungen stattfand (Abbildung 3-8 a). Zur Ermittlung des Einflusses einer während der bainitischen Phasenumwandlung überlagerten Spannung auf das Umwandlungsverhalten wurde nach Erreichen der vorgegebenen Umwandlungstemperatur eine Spannung aufgeprägt und diese während der gesamten Phasenumwandlung konstant gehalten (Abbildung 3-8 b). Der Versuchsablauf gemäß Abbildung 3-8 c verbindet den Einfluss einer Vorverformung des unterkühlten Austenits mit dem einer permanent während der Umwandlung wirkenden Spannung, sodass der Einfluss dieser kombinierten Belastung auf das Phasenumwandlungsverhalten ermittelt werden konnte.

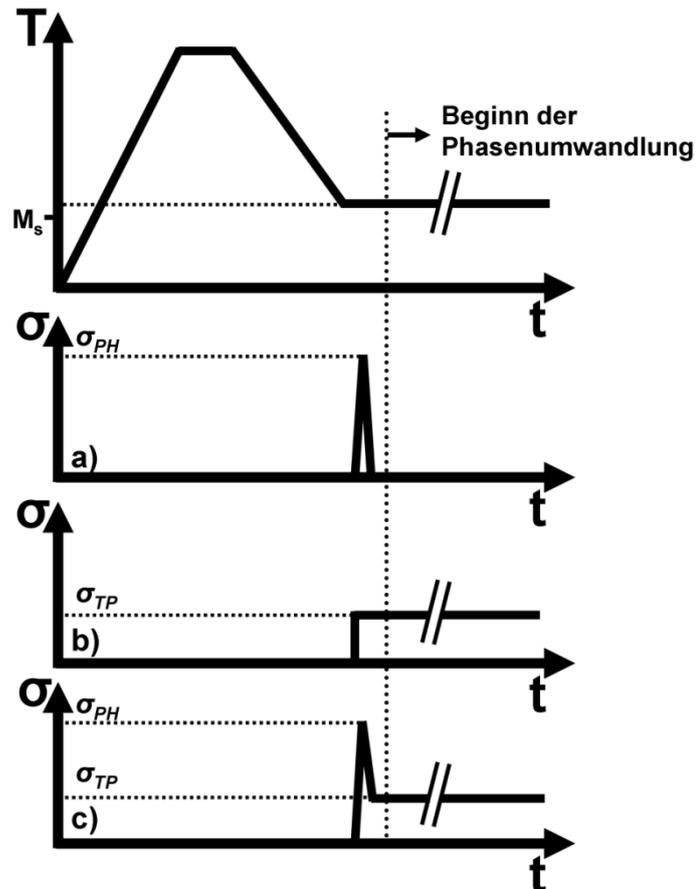


Abbildung 3-8: Schematische Darstellung der untersuchten Temperatur-Zeit und Spannung-Zeit Pfade in der Bainitstufe, a) Experiment mit Vorverformung des unterkühlten Austenits (σ_{PH}), b) Experiment mit Überlagerung einer Spannung σ_{TP} kleiner der Fließgrenze des unterkühlten Austenits während der bainitischen Umwandlung und c) Kombination aus a) und b). Die Bezeichnung der Spannungen orientiert sich an [Gro01]

Im Gegensatz zur Belastung des unterkühlten Austenits erfolgte die Belastung des stabilen Austenits nicht bei der Umwandlungs- sondern bei der jeweiligen Austenitierungstemperatur am Ende der Austenitierungssequenz. Aufgrund der sehr niedrigen Streckgrenze des Austenits bei der Austenitierungstemperatur, konnten in den kombinierten Versuchen (Abbildung 3-9 b) nur niedrige Spannungen überlagert werden, sodass primär der Einfluss einer plastischen Vorverformung des stabilen Austenits auf das anschließende isotherme bainitische Phasenumwandlungsverhalten untersucht wurde (Abbildung 3-9 a).

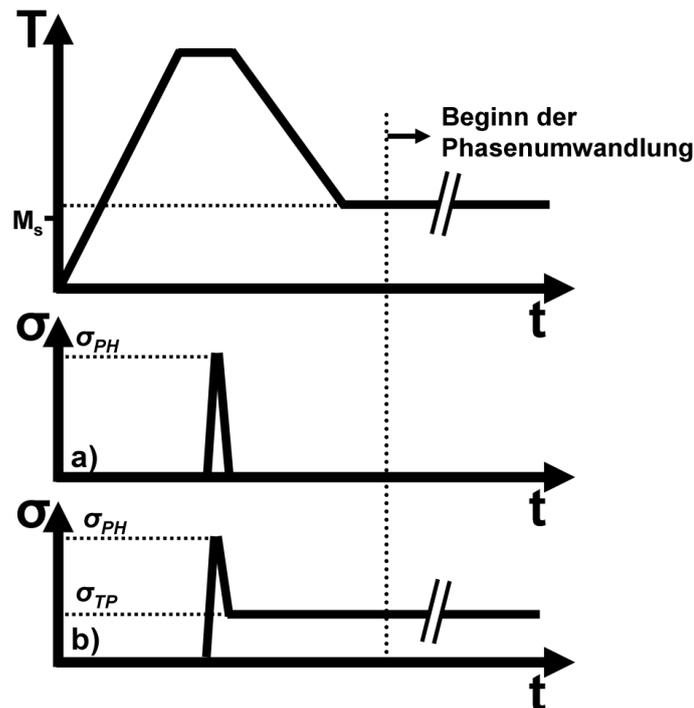


Abbildung 3-9: Schematische Darstellung der untersuchten Temperatur-Zeit und Spannung-Zeit Pfade in der Bainitstufe, a) Experiment mit Vorverformung des stabilen Austenits (σ_{PH}) und b) Experiment mit Vorverformung des stabilen Austenits (σ_{PH}) und Überlagerung einer Spannung σ_{TP} kleiner der Fließgrenze des unterkühlten Austenits während der isothermen bainitischen Umwandlung. Die Bezeichnung der Spannungen orientiert sich an [Gro01]

Auch für die Ermittlung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens in der Martensitstufe wurden die drei Belastungszustände Vorverformung, permanent überlagerte Spannung sowie eine Kombination aus Vorverformung und überlagerter Spannung verwendet. Zur Bestimmung des Einflusses einer plastischen Vorverformung auf das Umwandlungsverhalten in der Martensitstufe wurden die Proben während des Abkühlens bei 400 °C plastisch verformt und anschließend sofort entlastet, sodass die Martensitbildung von keiner äußeren Spannung überlagert war (Abbildung 3-10 a). Um den Einfluss äußerer, permanent überlagerter Spannungen auf das martensitische Phasenumwandlungsverhalten zu ermitteln, wurden bei 380 °C Spannungen aufgeprägt und während der weiteren Abkühlsequenz konstant gehalten (Abbildung 3-10 b). Abbildung 3-10 c zeigt schematisch das Vorgehen zur Bestimmung des Einflusses einer kombinierten Belastung auf das Umwandlungsverhalten in der Martensitstufe.

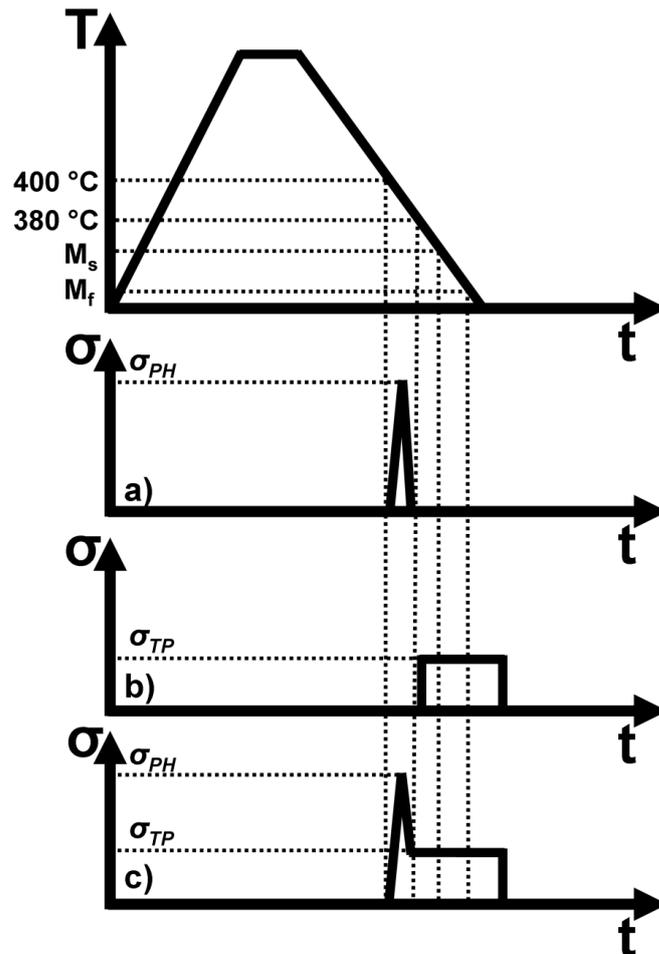


Abbildung 3-10: Schematische Darstellung der untersuchten Temperatur-Zeit und Spannung-Zeit Pfade in der Martensitstufe, a) Experiment mit Vorverformung des unterkühlten Austenits (σ_{PH}), b) Experiment mit Überlagerung einer Spannung σ_{TP} kleiner der Fließgrenze des unterkühlten Austenits während der martensitischen Umwandlung und c) Kombination aus a) und b). Die Bezeichnung der Spannungen orientiert sich an [Gro01]

Da die Umwandlungsproben, die für die spätere Entnahme von Ermüdungs- und CT-Proben verwendet wurden, einen deutlich größeren Querschnitt aufwiesen als die für die Ermittlung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens verwendeten Hohlproben, wurden die Aufheizrate sowie die Haltedauer verändert. Nur so konnte eine gleichmäßige Austenitisierung ermöglicht werden. Um die Ergebnisse der anschließenden Ermüdungsuntersuchungen der bainitisch und der bainitisch-martensitisch umgewandelten Proben vergleichen zu können, wurden alle Proben in einer Minute auf 1050 °C erhitzt und für 2 min austenitisiert. Die Einstellung der bainitischen Phasenanteile erfolgte dann jeweils isotherm bei 340 °C.

3.3 Verwendete Prüfeinrichtungen

In diesem Kapitel sollen die verwendeten Prüfeinrichtungen genauer vorgestellt werden, wobei auf eine detaillierte Beschreibung der theoretischen Grundlagen der einzelnen Systeme verzichtet wird. Vielmehr sollen die für die Ermittlung des lastabhängigen Umwandlungsverhaltens und der mechanischen Eigenschaften genutzten Versuchsaufbauten näher erläutert und der jeweilige Versuchsablauf beschrieben werden.

Belastungsdilatometer

Zur Untersuchung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens wurden zwei Belastungsdilatometer verwendet, wobei der erste Prüfstand in einer vorangegangenen Arbeit aufgebaut [Ahr03] und somit zu Beginn der vorliegenden Arbeit bereits zur Verfügung stand. Die mit dem ersten Prüfstand, eine um eine Heiz- und Kühleinrichtung erweiterte elektromechanische Universalprüfmaschine vom Typ Zwick 1488, erreichbaren Regeldynamiken reichten nicht aus, um die im realen Schmiedeprozess auftretenden Dehnraten nachzuempfinden. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit ein zweites Belastungsdilatometer aufgebaut. Die Funktionsweise dieses Prüfstandes war analog zum ersten, allerdings erlaubte die zur Verfügung stehende servohydraulische Prüfmaschine vom Typ MTS 858 deutlich höhere Regeldynamiken.

Abbildung 3-11 zeigt eine Aufnahme des neu aufgebauten Belastungsdilatometers, mit dem die meisten Versuche im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden. Einzig für Versuche bei denen die Regeldynamik eine untergeordnete Rolle spielte, wie beispielsweise bei der Bestimmung des Phasenumwandlungsverhaltens unter einer konstanten Spannung, kam vereinzelt der erste Prüfstand zum Einsatz.

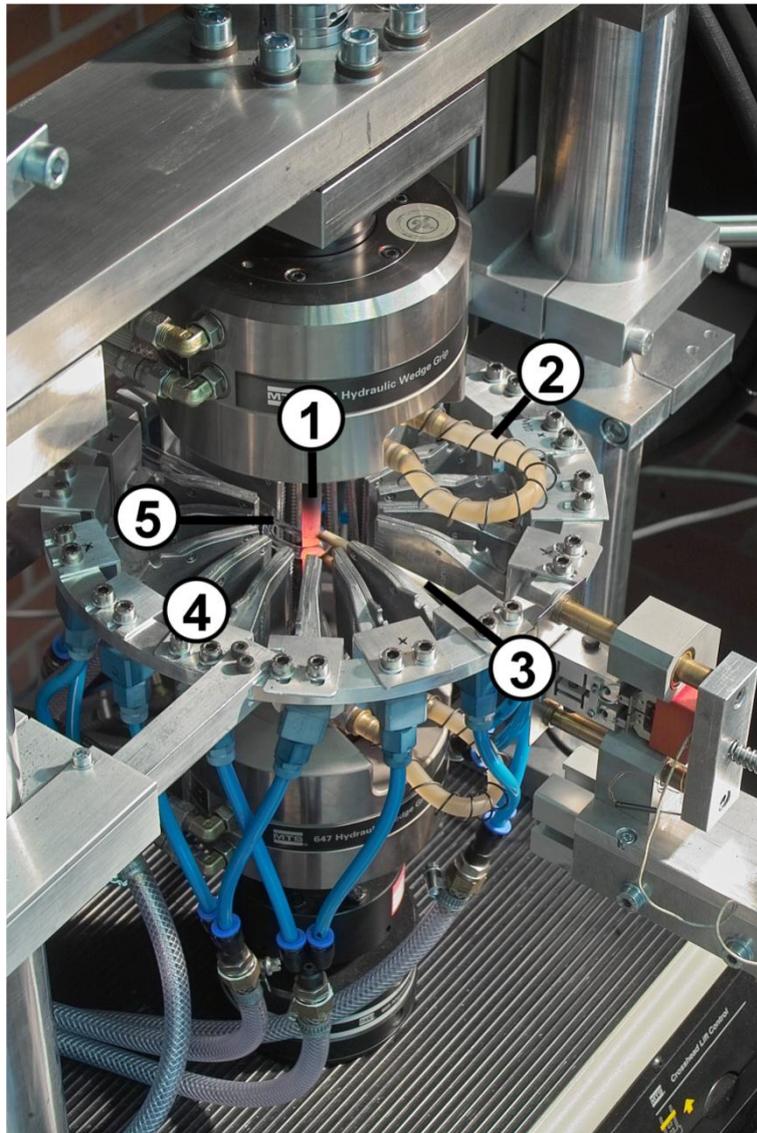


Abbildung 3-11: Aufnahme des verwendeten Belastungsdilatometers, 1 Probe, 2 Kühlung der Spannbacken, 3 Längsdehnungsaufnehmer, 4 Gasdüsenfeld und 5 Querdehnungsaufnehmer

Abbildung 3-12 zeigt schematisch das Funktionsprinzip der beiden genutzten belastungsdilatometrischen Versuchseinrichtungen. Die Probenerwärmung erfolgte jeweils konduktiv mittels einer regelbarer Gleichstromquelle, die eine maximale Stromstärke von 600 bzw. 1000 A ermöglichte. Geregelt wurde die Temperatur über einen Eurotherm Regler, der die mit einem Pyrometer gemessene Oberflächentemperatur auf der Probenmitte zur Regelung nutzte. Die erreichten Austenitisierungstemperaturen wurden zusätzlich durch ein mittig im Inneren der Hohlprobe angebrachtes Thermoelement überprüft. Um die Proben während der Austenitisierung vor Oxidation zu schützen, strömte während der Erwärmung Stickstoff durch die gleichmäßig um die Probe verteilten Flachstrahldüsen. Für die

anschließende Abkühlung wurde dann ein regelbarer, komprimierter Luftstrom gezielt über die Düsen auf die Probe geleitet, sodass, je nach Versuchsreihe (vgl. Kapitel 3.2), Abkühlraten von bis zu 70 K s^{-1} erreicht werden konnten. Auch während der Abkühlung erfolgte die Temperaturregelung über das Pyrometer, wobei für die Temperaturmessung im Bereich unterhalb des Einsatzbereiches des Pyrometers (Abkühlung bis in die Martensitstufe) ein zusätzliches Thermoelement (Typ K) in der Messlänge der Probe angeschweißt wurde. Während des gesamten Versuchsablaufes wurde unter Verwendung von zwei Hochtemperaturextensometern die Längsdehnung (ε_L) und die Querdehnung (ε_Q) und mittels einer sich im Laststrang befindlichen Kraftmessdose die Kraft F bestimmt.

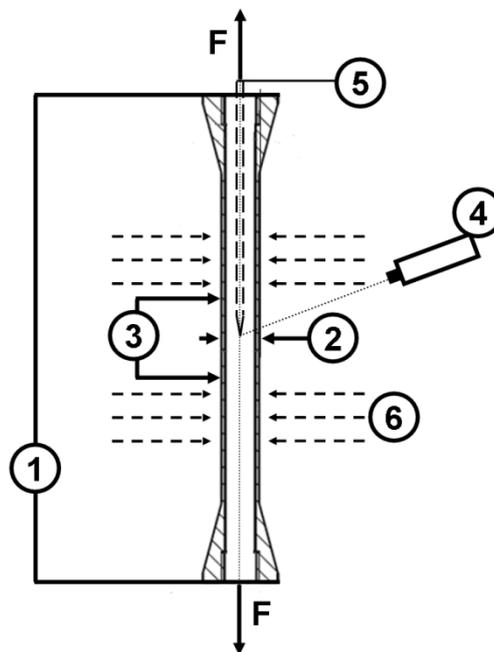


Abbildung 3-12: Schematische Darstellung des Funktionsprinzips der verwendeten Belastungsdilatometer. 1 konduktive Heizung, 2 Querdehnungsaufnehmer, 3 Längsdehnungsaufnehmer, 4 Pyrometer, 5 Thermoelement und 6 Gasdüsenfeld

Durch die simultane Aufnahme von Längs- und Querdehnungen konnten sowohl die umwandlungsplastische Dehnung ε_{TP} in Belastungsrichtung

$$\varepsilon_{TP}(t) = \varepsilon_L(t) - \frac{\Delta V}{3V}(t) \approx \frac{2}{3}(\varepsilon_L(t) - \varepsilon_Q(t)) \quad \text{Gleichung 3-1}$$

als auch die mit einer Phasenumwandlung einhergehende relative Volumenänderung

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 + \varepsilon_L) \cdot (1 + \varepsilon_Q)^2 - 1 \quad \text{Gleichung 3-2}$$

bestimmt werden.

Da das Einsetzen einer Phasenumwandlung während eines Zugversuches mit einer Änderung des relativen Volumens (Volumenkonstanz ist bei einem Zugversuch ohne Phasenumwandlung annähernd gegeben) einhergeht, konnte dies mit den erfassten Daten detektiert werden. Abbildung 3-13 zeigt am Beispiel eines Zugversuches am unterkühlten Austenit bei 340 °C (austenitisiert bei 1200 °C für 10 s) mit einer relativ niedrigen Abzugsrate von $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, dass eine Phasenumwandlung nicht schon während des Zugversuches, sondern erst nach einer weiteren Haltezeit von ca. 20 s einsetzte. Im Rahmen dieser Arbeit sind alle weiteren Zugversuche mit einer deutlich höheren Dehnrates von $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ durchgeführt worden, sodass es auch hier nicht zu dem Einsetzen einer Phasenumwandlung während der Zugversuche am unterkühlten Austenit kam.

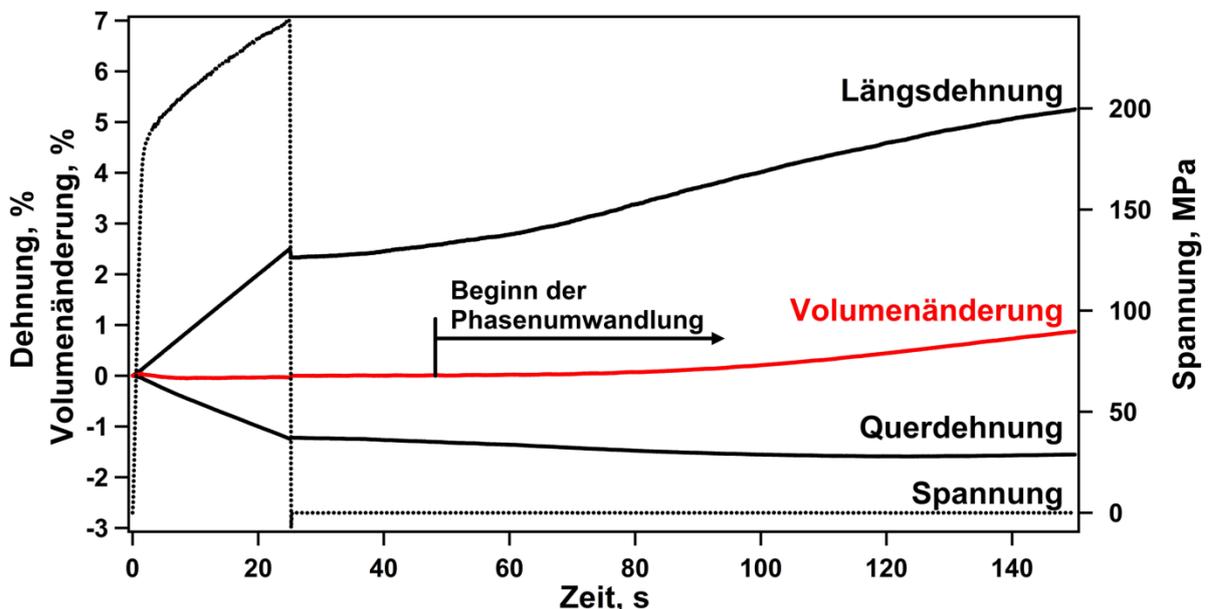


Abbildung 3-13. Zeitliche Entwicklung der Längsdehnung, der Querdehnung, der Spannung, sowie der Volumenänderung während und nach einem Zugversuch des unterkühlten Austenit bei 340 °C, nach [Lam11]

Um die Ergebnisse der lastabhängigen Phasenumwandlungsversuche miteinander vergleichen zu können, wurde die Zeit, unabhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach Unterschreiten der A_3 -Linie beim Kühlen (770 °C) als null definiert (vgl. Abbildung 3-14 a). Zudem wurden die Dehnungen, im Falle einer bainitischen oder bainitisch-martensitischen Phasenumwandlung, nach Stabilisierung der isothermen Umwandlungstemperatur und dem Aufprägen einer konstanten Spannung gleich null gesetzt (Abbildung 3-14 a). Für die Versuchsreihen, bei denen eine plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits vorgesehen

war, erfolgte die Nullsetzung der Dehnungen nach dem jeweiligen Entlasten der Proben (Abbildung 3-14 b).

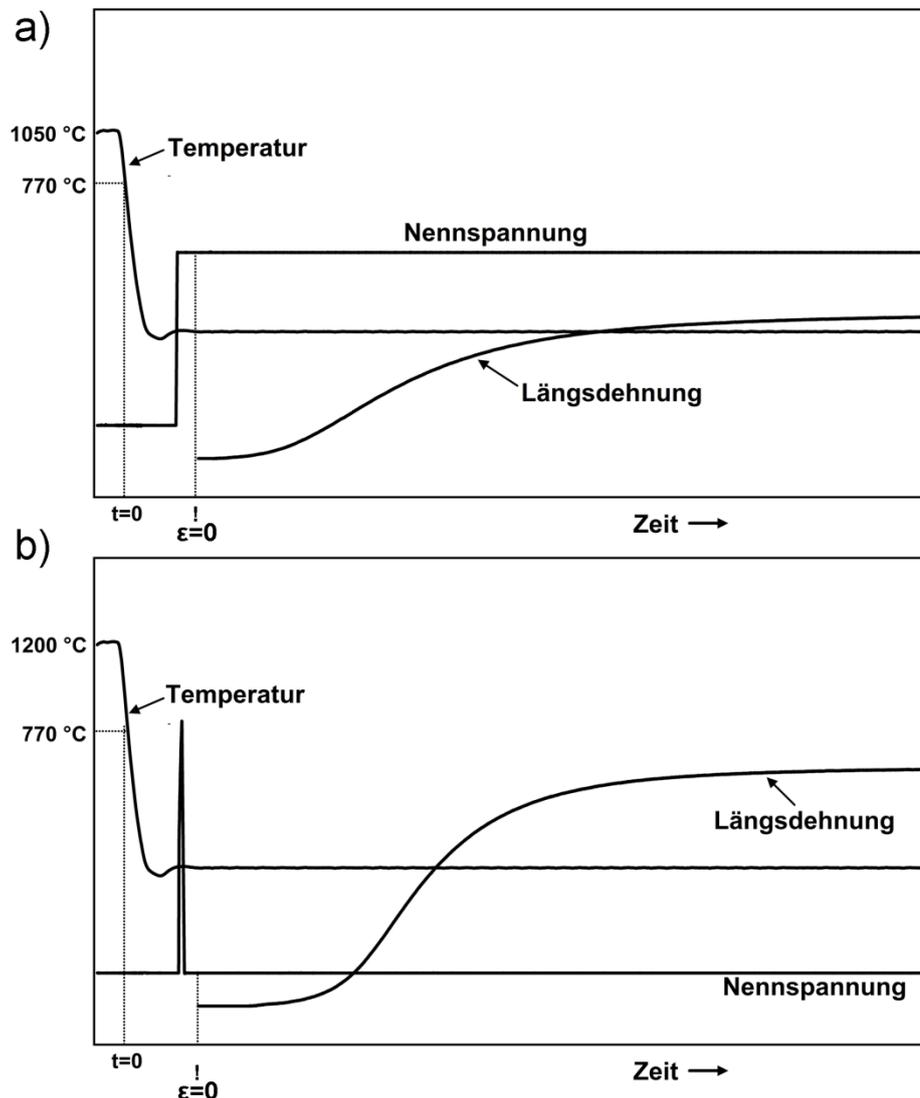


Abbildung 3-14: Schematische Darstellung zur Erläuterung des Vorgehens bei der Versuchsauswertung. a) spannungsüberlagerte isotherme bainitische Umwandlung, b) Verformung des unterkühlten Austenits unmittelbar vor der isothermen bainitischen Phasenumwandlung

Ein ähnliches Vorgehen wurde auch für die Versuche zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens in der Martensitstufe gewählt. Allerdings wurden die Dehnungen nicht direkt nach der Belastungssequenz, sondern erst bei Erreichen einer vorgegebenen Temperatur genullt, um die Ergebnisse unabhängig von den thermischen und den bei der Belastung auftretenden Dehnungen zu machen (Abbildung 3-15).

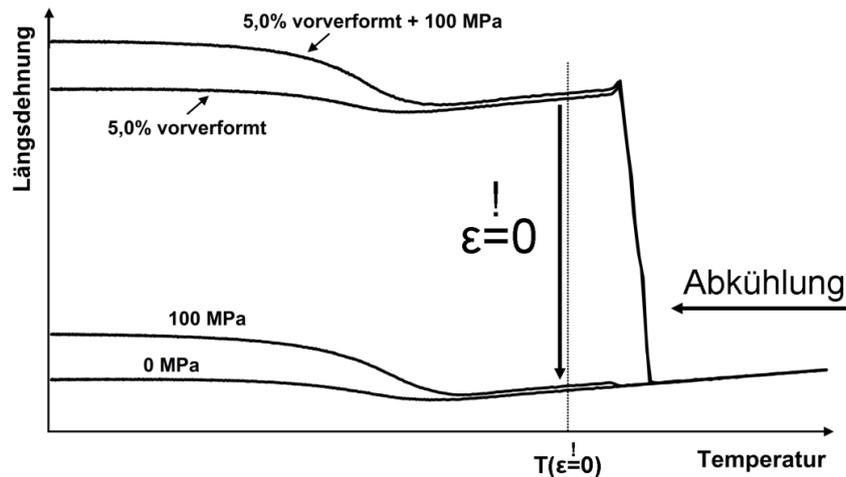


Abbildung 3-15: Schematische Darstellung zur Erläuterung des Vorgehens bei der Versuchsauswertung, lastabhängige martensitische Umwandlung

In dem neu konzipierten Belastungsdilatometer wurden zudem die Phasenumwandlungsversuche zur Einstellung gezielter Mikrostrukturen durchgeführt. Die dafür verwendete Probengeometrie (Abbildung 3-3) wies allerdings einen deutlich größeren Querschnitt auf als die für die Bestimmung des lastabhängigen Phasenumwandlungsverhaltens verwendeten Hohlproben. Daher mussten für diese Versuchsreihen die beiden zur Verfügung stehenden Stromquellen parallel geschaltet werden, um die Austenitisierungstemperatur erreichen zu können. Während der anschließenden Abkühlung zur isothermen Haltetemperatur, wurde dann eine der beiden Gleichstromquellen ausgeschaltet, sodass die Temperatur während der isothermen bainitischen Haltezeit, analog zu den Versuchen mit den Hohlproben, nur noch über eine Gleichstromquelle geregelt wurde.

Bestimmung monotoner und zyklischer Eigenschaften

Auch für die Bestimmung der monotonen und zyklischen Eigenschaften der gezielt eingestellten Mikrostrukturen wurden servohydraulische Prüfmaschinen verwendet. Neben der bereits für die Phasenumwandlungsversuche genutzten Prüfmaschine vom Typ MTS 858 kam eine zweite Prüfmaschine vom Typ MTS 810 zum Einsatz, die deutlich höhere Prüfkräfte erlaubte und somit vor allem für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der gezielt eingestellten bainitischen und martensitischen Gefüge genutzt wurde. Zur Bestimmung der Dehnungen bei den Zugversuchen kam ein Miniaturextensometer zum Einsatz, das eine Messlänge von 3 mm und einen Messbereich von $\pm 8\%$ aufwies. Alle Raumtemperatur-Zugversuche wurden mit einer Abzugsrate von $2 \times 10^{-3} \text{ mm s}^{-1}$ durchgeführt.

Die verwendeten Ermüdungsproben (vgl. Abbildung 3-4) wurden für die Versuche mithilfe von Halbschalen zu Rundproben ergänzt. Das R-Verhältnis betrug in allen Ermüdungsversuchen $R=-1$, wobei die Versuchsfrequenz je nach Prüfmaschine zwischen 20 Hz (MTS 858) und 25 Hz (MTS 810) variierte.

Prüfstand für bruchmechanische Untersuchungen

Für die Ermittlung der bruchmechanischen Eigenschaften gezielt eingestellter Gefüge wurden miniaturisierte CT-Proben verwendet (vgl. Kapitel 3.1, Abbildung 3-4 b und Abbildung 3-6). Die Geometrie der Proben orientierte sich dabei an den in der geltenden ASTM Norm geforderten Abmessungen [AST08], wobei das für die Bestimmung von kritischen Rissausbreitungsfaktoren geforderte Dickenkriterium nicht erfüllt wurde. Daher sind die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Rissausbreitungskurven jeweils nur bis zum Ende des Paris-Bereiches (vgl. Abbildung 2-8), dem Bereich in dem die Annahmen der linear elastischen Bruchmechanik für die verwendete Probengeometrie noch anwendbar sind, dargestellt.

Auch für die Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens kam die servohydraulische Prüfmaschine vom Typ MTS 858 zum Einsatz. Für die Bestimmung der aktuellen Risslänge nach dem Elektro-Potentialverfahren [San06, Sch80] stand zudem ein Voltmeter mit Nanovoltauflösung und eine Konstantstromquelle, die eine maximale Stromstärke I von 10 A ermöglichte, zur Verfügung. Bei diesem Verfahren wird ausgenutzt, dass der Restquerschnitt einer Probe beim Wachstum eines Risses reduziert und der elektrische Widerstand der Probe somit erhöht wird. Durch die Einstellung einer konstanten Stromstärke in den CT-Proben kann so das sich ändernde Potential über der Risspitze zur Bestimmung der aktuellen Risslänge a verwendet werden. Hierfür wurde zunächst ein Kalibrierversuch durchgeführt, mit dem aus der vorliegenden Spannung U die Risslänge a über ein Polynom 4.ten Grades approximiert werden konnte. Die vorliegende Spannung wurde dabei auf die Ausgangsspannung U_0 und die Risslänge auf die Probenbreite w normiert. Folgendes Polynom wurde im Rahmen der vorliegenden Dissertation verwendet, wobei das x für den Quotienten aus U zu U_0 steht:

$$\frac{a}{w} = -0,0004101 \cdot x^4 + 0,0412867 \cdot x^3 - 0,303016 \cdot x^2 + 0,922984 \cdot x - 0,465918$$

Gleichung 3-3

Die Berechnung der aktuellen Risslänge erfolgte dann mit einem in LabView implementierten Programm, das zudem den für die Bestimmung des aktuellen K Wertes benötigten Geometriefaktor berechnete. Die Regelung der Versuche erfolgte in ΔK Regelung über die servohydraulische Prüfmaschine. Der ΔK -Wert wurde dabei bis zum Erreichen einer vorgegebenen Risslänge konstant gehalten und dann entweder stufenweise erhöht (Versuche zur Bestimmung der Rissfortschrittsrate im „oberen Ast“) oder stufenweise abgesenkt (Versuche zur Bestimmung von ΔK_{th}). Die Versuchsfrequenz betrug in allen Versuchen 20 Hz bei R-Verhältnissen von $R=0,1$ und $R=0,5$.

Härtemessung

Die Härte der resultierenden Gefüge wurde an den zur Reduktion des Querschnittes der Hohlproben herauserodierten Halbschalen bestimmt. Dafür wurden diese in Kunstharz eingebettet und mechanisch bis zu einer Körnung von $5\ \mu\text{m}$ geschliffen, um dann mithilfe eines Vickers-Mikrohärteprüfers die Härtewerte zu bestimmen. Die Prüflast betrug in den meisten Fällen 10 N, sodass Härtewerte entsprechend HV1 bestimmt wurden.

Röntgendiffraktometrie

Für die Ermittlung der globalen Texturen der bainitischen Proben und der Phasenanteile in den bainitisch-martensitischen Proben wurde ein Röntgendiffraktometer (XRD) der Firma Phillips verwendet, das mit einer Kupferröhre ausgestattet war. Betrieben wurde das XRD mit 45 kV und 40 mA.

Zur Bestimmung der globalen Texturen der unter verschiedenen Spannungszuständen zu Bainit umgewandelten Proben wurden die Ebenen des $\alpha\text{-Fe}$ $\{110\}$ ($2\ \Theta: 44,530^\circ$), $\{200\}$ ($2\ \Theta: 64,550^\circ$) und $\{211\}$ ($2\ \Theta: 82,320^\circ$) verwendet. Die anschließende Auswertung erfolgte mit der freizugänglichen Software „popLA“ [Kal91].

Für die Überprüfung des gezielt eingestellten bainitischen Phasenanteils wurden an spannungslos umgewandelten Mischgefügen jeweils die maximal auftretenden Intensitäten an der $\{110\}$ Ebene bestimmt und mit den an vollständig bainitischen und martensitischen Proben ermittelten Werten verglichen und in Beziehung gesetzt. Die so ermittelten Werte erlauben es, den für die Einstellung eines bestimmten bainitischen Phasenanteils gewählten Prozess zu überprüfen. Aufgrund der bei

spannungsüberlagerten Umwandlungen auftretenden Vorzugsrichtungen und den damit verbundenen stärkeren Texturen, war eine Überprüfung der ermittelten Bainitanteile mittels XRD hier nicht möglich.

3.4 Verwendete Mikroskopsysteme

Im Folgenden werden die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Mikroskopsysteme vorgestellt. Da die Funktionsweise der einzelnen Systeme als bekannt vorausgesetzt wird, soll hier vor allem auf die für die jeweilige Analysemethode notwendige Probenpräparation eingegangen werden. Zudem wird das Vorgehen zur Ermittlung lokaler Dehnungen näher erläutert werden.

Auflichtmikroskopie und DIC

Mit den zur Verfügung stehenden Auflichtmikroskopen wurde die Mikrostruktur der resultierenden Gefüge untersucht. Besonderes Augenmerk lag dabei auf der Ermittlung der ehemaligen Austenitkorngrößen in Abhängigkeit von der jeweiligen Austenitisierungsbehandlung. Um diese in den entstehenden Gefügen wieder sichtbar zu machen, wurde eine Ätzlösung bestehend aus gesättigter wässriger Pikrinsäure, 0,1%-iger Salzsäure und einem Entspannungsmittel [Pet94] verwendet. Zudem wurde ein Auflichtmikroskop der Firma Keyence genutzt (Arbeitsabstand 85 mm, Auflösung 1400 x 1200 Pixel), um Rückschlüsse auf die lokale Dehnungsentwicklung bei zyklischer Belastung zu ermöglichen. Vorbereitend für diese Untersuchungen mussten die Proben zunächst elektropoliert (vgl. Kapitel 3-4 Abschnitt Rasterelektronenmikroskopie) und dann mit einem zufälligen, mikroskaligen Punktemuster versehen werden. Hierfür wurden feinste, in Isopropanol gelöste Silizumoxidpartikel verwendet, die mit einem handelsüblichen Airbrush-System auf die Probenoberfläche aufgebracht wurden. Zur Ermittlung der lokalen Dehnungsentwicklung wurden die zyklischen Versuche dann zu vorgegebenen Zeitpunkten unterbrochen, um unter einer konstanten Last eine Aufnahme der Probenoberfläche zu machen. Nach der Aufnahme wurde die zyklische Belastung fortgeführt. Die so gewonnenen Aufnahmen wurden dann im Anschluss unter Verwendung der Software „Vic-2D“ der Firma Limes-Messtechnik mit den Aufnahmen des Ausgangszustands verglichen und in Beziehung gesetzt. Erst durch die Verwendung des mikroskaligen Punktemusters auf den elektropolierten Flächen

konnte dabei die Entwicklung lokaler Verschiebungsfelder einzelner markanter Punkte ermittelt und letztlich die lokale Dehnungsverteilung bestimmt werden (Details zur Auswertung finden sich z.B. in [Aba02]).

Im Rahmen der bruchmechanischen Untersuchungen wurde dieses Verfahren beispielsweise für die Ermittlung der Rissöffnung und der monotonen plastischen Zone verwendet. Zur Einstellung des benötigten Bildbereichs und somit der zu wählenden Vergrößerung wurden die Formeln aus [Che08] genutzt. Demnach ergab sich eine zu wählende Vergrößerung von $V=500$, was der höchst möglichen Einstellung des Mikroskops entsprach.

Bei den Ermüdungsversuchen an bainitischen Mikrostrukturen wurde dieses Verfahren genutzt, um mögliche Rissinitiiierungspunkte frühzeitig zu detektieren. Da dies über die komplette Probenbreite geschehen sollte, wurde hierfür eine deutlich niedrigere Vergrößerung von $V=100$ gewählt.

Rasterelektronenmikroskop (REM)

Neben dem Sekundärelektronendetektor (SE), der zumeist für die Analyse der Bruchflächen der ermüdeten Mikrostrukturen verwendet wurde, verfügte das genutzte REM über einen energiedispersiven Detektor (EDX), einen Rückstreudetektor (BSE) und eine Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Einheit. Je nach verwendetem Detektor betrug die Beschleunigungsspannung des REM zwischen 10 und 30 kV, wobei für die meisten Anwendungen 20 kV gewählt wurde.

Ergänzend zu den Bruchflächenanalysen mit dem SE Detektor, für die keine Probenpräparation vorgesehen werden musste, wurde die chemische Zusammensetzung lokaler Inhomogenitäten und Einschlüsse mit einem EDX Detektor ermittelt. Für die EBSD Untersuchungen wurden die Proben nach dem mechanischen Schleifen mit einer 5%-igen Perchlorsäure (gelöst in Ethanol) bei einer Spannung von 30 V bei -25 °C elektroliert, um eine ebene, verformungsfreie Oberfläche zu erhalten und so optimale Beugungsbedingungen zu ermöglichen. Da die martensitischen Mikrostrukturen sehr hohe Versetzungsdichten aufwiesen, die die EBSD Messungen stark beeinträchtigten, konnten zufriedenstellende Ergebnisse nur an bainitischen Gefügen ermittelt werden. Hierbei wurde zumeist eine Fläche von $350 \times 175\ \mu\text{m}^2$ (ermöglicht einen ersten Vergleich mit mittels XRD ermittelten globalen Texturen) oder von $70 \times 70\ \mu\text{m}^2$ (Ermittlung lokaler Texturen) abgerastert. Die Messpunkte waren hexagonal verteilt, sodass der Abstand zwischen zwei

Messpunkten immer 1,25 μm bei den größeren und 0,25 μm bei den kleineren Flächen betrug.

Laser-Konfokalmikroskop (CLSM)

Mit dem Laser-Konfokalmikroskop wurde die Bruchflächentopographie an einigen gezielt ausgewählten CT-Proben untersucht. Diese Untersuchungen stellen somit eine Ergänzung zu den Bruchflächenanalysen im REM dar. Es wurde ein violetter Laser mit einer Wellenlänge von 408 nm verwendet.

Transmissionselektronenmikroskop (TEM)

Für die Bestimmung von etwaigen Restkarbiden, die während der Austenitisierungssequenz nicht aufgelöst werden konnten, sowie zur Ermittlung von Vorzugsrichtungen im Gefüge nach lastabhängigen Phasenumwandlungen wurden in Ergänzung zu den Arbeiten am REM (inklusive EBSD) TEM Untersuchungen an ausgewählten Proben durchgeführt. Für die Untersuchungen wurden die für die Reduktion des Querschnittes der Zugproben direkt aus der Mitte der Messlänge heraserodierten Halbschalen genutzt und zunächst mechanisch auf eine Dicke von ca. 150 μm geschliffen. Im Anschluss daran wurden die Proben mit einer 5%-igen Perchlorsäure (gelöst in Ethanol) bei einer Spannung von 30 V bei -40 °C beidseitig elektrolytisch gedünnt, bis an einigen Stellen ein durchstrahlbarer Bereich entstand. Das zur Verfügung stehende TEM wurde mit einer Beschleunigungsspannung von 200 kV betrieben.

4 Ergebnisse

4.1 Mechanische Eigenschaften des unterkühlten Austenits

Die im betrachteten Schmiedeprozess verwendeten Erwärmungsstrategien führen nicht nur zu lokal unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen, sondern beeinflussen auch die während der anschließenden Abkühlung örtlich vorliegenden Temperaturen. Die Hauptverformungssequenz, die hier etwa 30 s dauert [Wei08], findet somit in einem weiten Temperaturbereich (etwa 400-1200 °C) statt, sodass für die Modellierung des Prozesses die Kenntnis der temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften der vorliegenden Gefüge zwingend erforderlich ist. Neben dem temperaturabhängigen Spannung-Dehnung-Verhalten des stabilen Austenits (Temperatur > A_3 Linie), auf das hier nicht näher eingegangen und auf die Literatur verwiesen werden soll [Hag90, Mai09], ist vor allem das temperaturabhängige mechanische Verhalten des metastabilen unterkühlten Austenits (Temperatur < A_1 Linie) von Interesse. Abbildung 4-1 zeigt das wahre Spannung-wahre Dehnung-Verhalten des unterkühlten Austenits im Temperaturbereich von 340 bis 700 °C. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden. Wie erwartet steigt die 0,2%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits mit fallender Temperatur an. Während bei 340 °C ein Wert von 195 MPa ermittelt wurde, betrug die 0,2%-Dehngrenze bei 700 °C nur noch 130 MPa. Zudem ist jeweils nur ein leicht verfestigendes Verhalten zu beobachten.

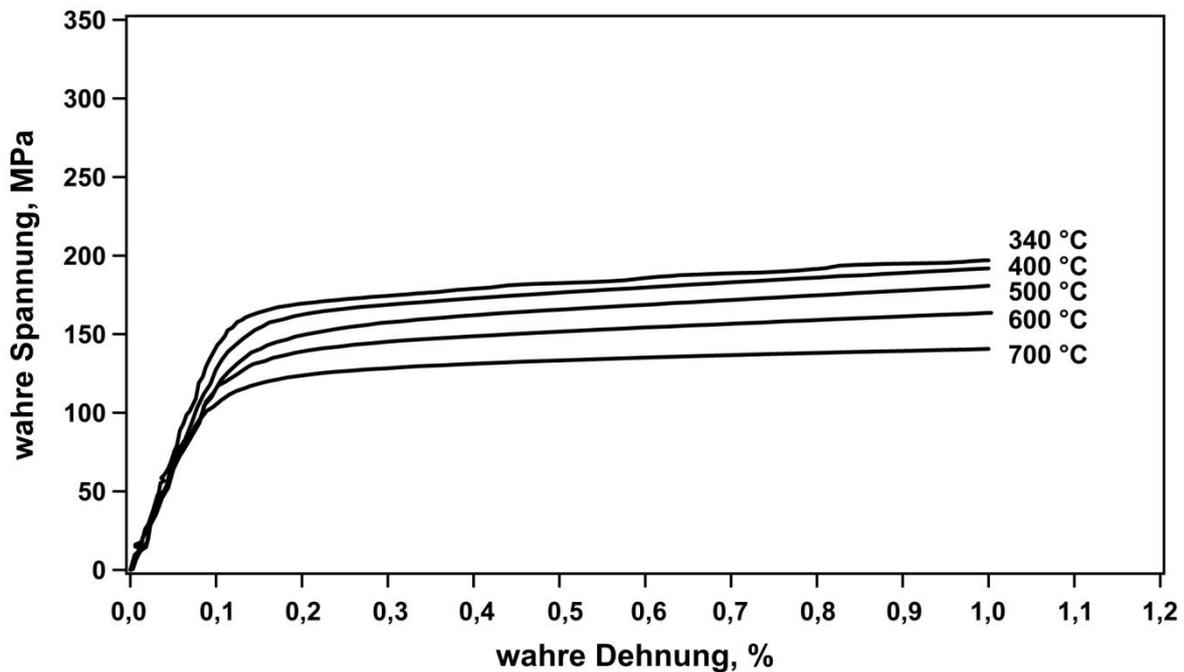


Abbildung 4-1: Wahre Spannung-wahre Dehnung-Verhalten des unterkühlten Austenits bei verschiedenen Temperaturen. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Lam10 b]

Zur Bestimmung des Einflusses der im Prozess örtlich verschiedenen Austenitisierungsbedingungen auf das mechanische Verhalten des unterkühlten Austenits sind zusätzliche Zugversuche nach einer Wärmebehandlung bei 880 °C für 5 min bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt worden. Auf eine Darstellung der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits bei 400, 500 und 700 °C [Lam10 b] wird an dieser Stelle verzichtet, vielmehr ist in Abbildung 4-2 ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften des unterkühlten Austenits bei 340 °C und 600 °C in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung dargestellt. Deutlich zu erkennen ist, dass die 0,2%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits bei beiden dargestellten Versuchstemperaturen nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min deutlich höher ist als nach einer vorherigen Wärmebehandlung bei 1200 °C für 10 s. Auch das Verfestigungsverhalten, insbesondere bei 340 °C, ist deutlich ausgeprägter, wenn die Proben bei 880 °C für 5 min austenitisiert wurden.

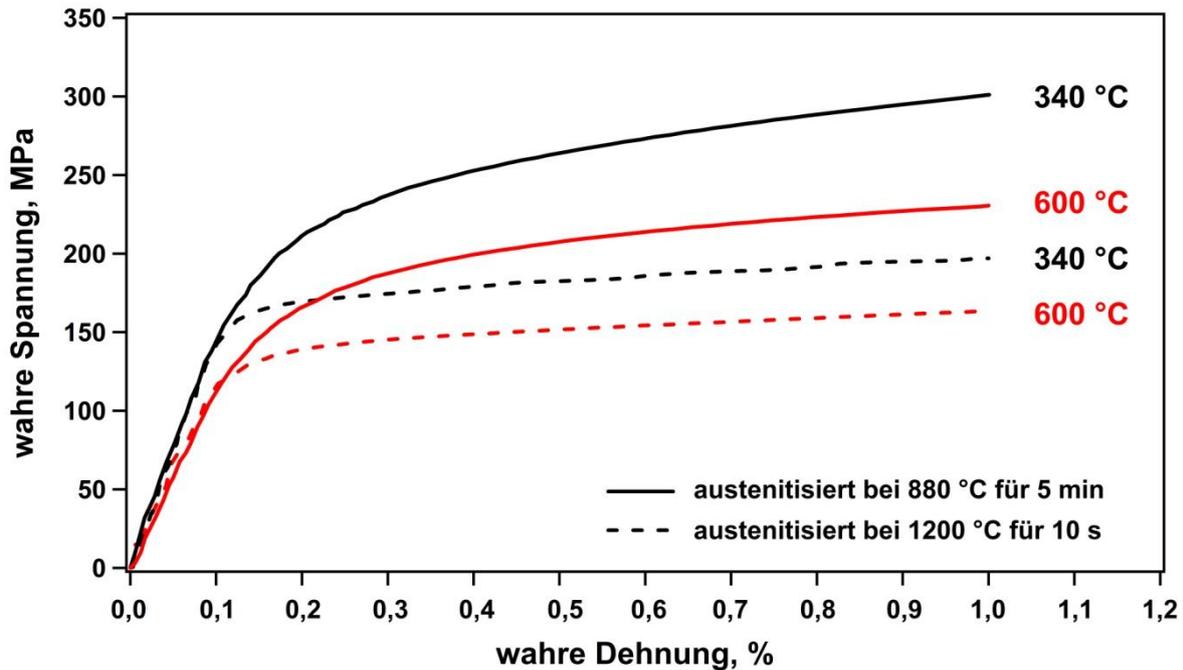


Abbildung 4-2: Wahre Spannung-wahre Dehnung-Verhalten des unterkühlten Austenits bei 340 °C und 600 °C in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach [Mai09]

Werden die ermittelten Dehngrenzen ($R_{p0,01}$ bzw. $R_{p0,2}$) über die Versuchstemperaturen aufgetragen, so ergeben sich annähernd lineare Zusammenhänge. Während die 0,01%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits im untersuchten Temperaturbereich nur leicht von der Austenitisierungsbehandlung abhängt, sind deutlich größere Unterschiede bei der 0,2%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits sichtbar (Abbildung 4-3). Die Differenz zwischen 0,2%- und 0,01%-Dehngrenze ist nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min deutlich größer, was für ein erhöhtes Verfestigungsvermögen des unterkühlten Austenits nach dieser Wärmebehandlung spricht. Erst bei höheren Versuchstemperaturen gleichen sich die Differenzen wieder an, was mit größerer Entfestigung aufgrund erhöhter Versetzungsbeweglichkeit erklärt wurde [Ahr03].

Durch die Variation der Wärmebehandlung kann sich nicht nur das Karbidauflösungsverhalten, sondern auch die sich einstellende Austenitkorngröße ändern. Während eine Änderung der Austenitkorngröße vornehmlich zu einer Variation der Streckgrenze nach der Hall-Petch-Beziehung führt, beeinflussen vorhandene Karbide sowohl die Streckgrenze als auch das Verfestigungsverhalten. Im Kapitel 4.2 wird auf den Einfluss der Austenitisierungsbehandlung auf das

Karbidauflösungsverhalten und die sich dabei einstellenden Austenitkorngrößen näher eingegangen werden.

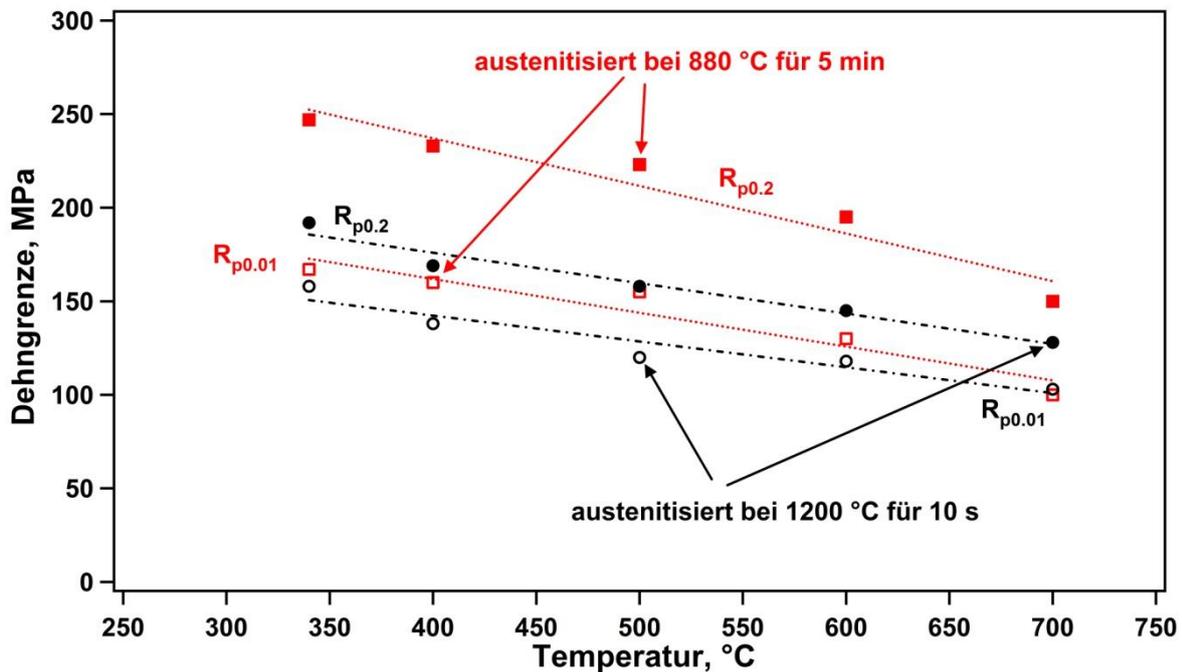


Abbildung 4-3: $R_{p0,01}$ und $R_{p0,2}$ des unterkühlten Austenits in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur und der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach [Lam11 b]

4.2 Einfluss der Austenitisierungsbehandlung auf die Umwandlungskinetik

Zur Ermittlung des Einflusses lokal variierender Austenitisierungsbedingungen auf die nachgelagerte Phasenumwandlungskinetik wurden spannungslose Phasenumwandlungsversuche mit den in Kapitel 3.1 vorgestellten Probengeometrien in der Bainit- und der Martensitstufe im Anschluss an drei verschiedene Austenitisierungsbehandlungen durchgeführt. Um die zeitliche Entwicklung des isothermen bainitischen Phasenanteils bestimmen und die Ergebnisse untereinander vergleichen zu können, wurden die zu einem bestimmten Zeitpunkt t ermittelten Volumenänderungen $\Delta V/V(t)$ auf die am Ende der Umwandlung vorliegende Volumenänderungen $\Delta V/V(t \rightarrow \infty)$ normiert. Dieses Vorgehen unterstellt eine vollständige bainitische Umwandlung am Ende der isothermen Haltezeit. Aufgrund der hohen Anteile an Cr und Mn im untersuchten Stahl kommt es anstelle einer Kohlenstoffanreicherung im Austenit zur Karbidausscheidung. Das Gefüge am Ende der Umwandlung besteht somit aus ferritischem Bainit und Karbiden, wobei die

Karbide weniger als 10% des Gesamtvolumens ausmachen [Azu05, Koz08, Tak04]. Aus Gründen der Vereinfachung werden ferritischer Bainit und Karbide daher nicht separat sondern zusammen betrachtet, sodass nur zwischen den beiden Phasen Austenit und Bainit unterschieden wird. Der zum Zeitpunkt t umgewandelte Bainitanteil $w(t)$ lässt sich unter diesen Gegebenheiten dann mit folgendem Zusammenhang bestimmen:

$$w(t) = \frac{\frac{\Delta V}{V}(t)}{\frac{\Delta V}{V}(t \rightarrow \infty)} \quad \text{Gleichung 4-1}$$

Abbildung 4-4 zeigt die Entwicklung des bainitischen Phasenanteils über die Zeit bei einer Umwandlungstemperatur von 340 °C in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung. Gut zu erkennen ist, dass Beginn und Ende der Phasenumwandlung zu deutlich früheren Zeiten verschoben wurden, wenn die Austenitisierung bei 880 °C für 5 min anstatt bei 1050 °C für 10 s durchgeführt wurde. Findet die Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s statt, sind die Start- und Endzeitpunkte der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C im Vergleich zu den beiden anderen Austenitisierungsbehandlungen zu noch späteren Zeiten verschoben.

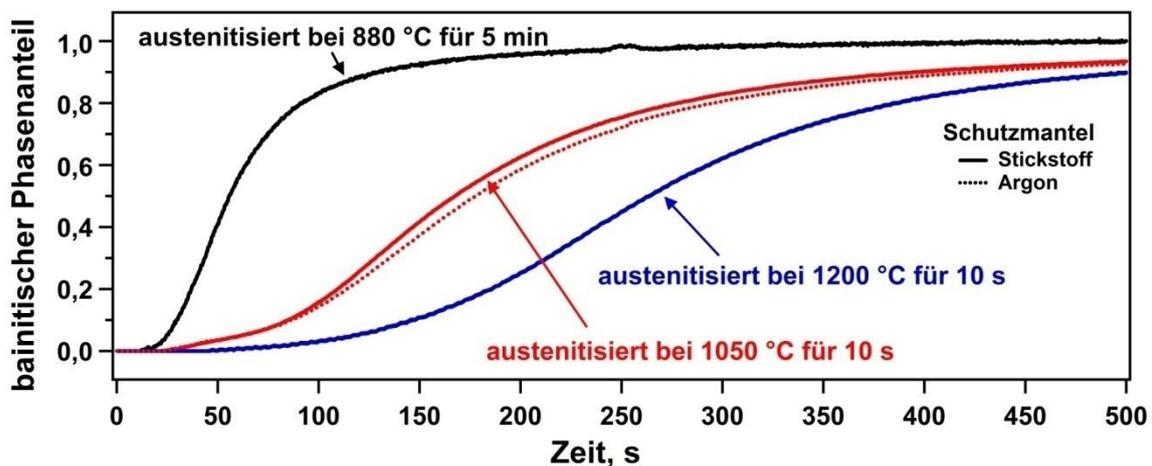


Abbildung 4-4: Einfluss der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und des Umgebungsmediums auf die spannungslose, isotherme bainitische Phasenumwandlungskinetik bei 340 °C, nach [Lam09, Lam11, Mai09]

Verschiedene Gründe können in Betracht gezogen werden, um die beobachtete Änderung der Phasenumwandlungskinetik zu erklären, wie etwa eine Randschichtentkohlung, eine Aufstickung, eine unvollständige Karbidauflösung während der Austenitisierung oder auch eine Änderung der Austenitkorngröße.

Wie aus Abbildung 4-4 eindeutig hervorgeht, hat die Verwendung von Argon anstelle von Stickstoff als Schutzgas keinen nennenswerten Einfluss auf die Entwicklung des bainitischen Phasenanteils über die Zeit. Eine Aufstickung der bei hohen Temperaturen unter einem Stickstoffmantel austenitisierten Proben kann somit als Ursache für die Verschiebung der Umwandlungsstart- und -endpunkte ausgeschlossen werden.

Abbildung 4-5 zeigt die Entwicklung der Härte über die Probendicke für zwei Proben, die bei 880 °C für 5 min bzw. 1050 °C für 10 s austenitisiert und anschließend bei 340 °C vollständig zu Bainit umgewandelt wurden.

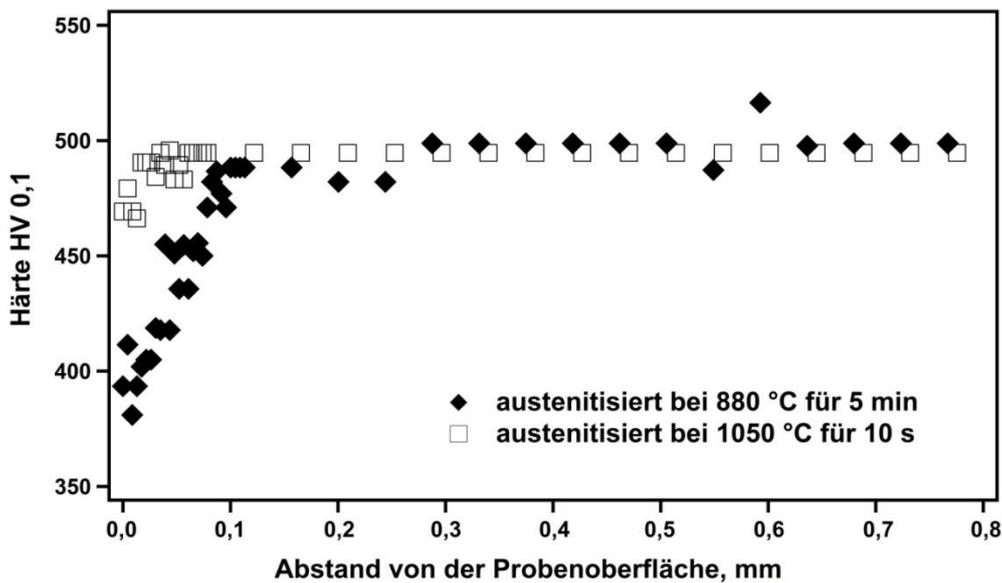


Abbildung 4-5: Entwicklung der Härte über die Probendicke bainitischer Gefüge in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach [Lam09].

Beide vollständig zu Bainit umgewandelten Proben weisen über die Probendicke eine annähernd konstante Härte von 500 HV_{0,1} auf. Einzig bei der Probe, die bei 880 °C für 5 min austenitisiert wurde, ist ein Abfall der Härte in einer ca. 0,1 mm breiten Randschicht festzustellen. Die in dieser Randschicht mittels Spektroskopie bestimmte Kohlenstoffkonzentration war mit 0,42 Ma.-% etwas kleiner als die in der bei 1050 °C austenitisierten Probe ermittelte (0,48 Ma.-% C) [Grü08]. Da der Entkohlungsbereich im Vergleich zur Dicke der Probe relativ klein ist, sollte dies nur einen untergeordneten Einfluss auf die Phasenumwandlungskinetik haben. Selbst wenn die im Randbereich ermittelte Kohlenstoffkonzentration der bei 880 °C für 5 min austenitisierten Probe in der gesamten Probe vorliegen würde, hätte dies einen geringeren Einfluss auf die Umwandlungskinetik als beobachtet, wie eine Simulation

mit der Software JMatPro zeigen konnte [Lam09]. Entkohlungseffekte werden daher als vernachlässigbar angesehen.

Abbildung 4-6 zeigt die durch Ätzung (vgl. Kapitel 3.4) sichtbar gewordenen ehemaligen Austenitkorngrenzen in Abhängigkeit von der jeweiligen Austenitisierungsbehandlung. Die anschließende Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngößen nach [DIN03] ergab, dass eine Austenitisierung bei 880 °C für 5 min zur gleichen Austenitkorngöße ($\approx 16 \mu\text{m}$) führte wie eine Behandlung bei 1050 °C für 10 s. Wurde die Austenitisierungsbehandlung hingegen bei 1200 °C für 10 s durchgeführt, stellte sich eine deutlich größere Austenitkorngöße von 44 μm ein. Austenitkorngrenzen stellen potentielle Keimstellen für die bainitsche Phasenumwandlung dar [Ree92], sodass mit einer Reduktion der Austenitkorngöße die Zahl der möglichen Keimstellen erhöht wird. Die Verschiebung der Start- und Endpunkte der bainitischen Phasenumwandlung zu kürzeren Zeiten, wenn die Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s anstatt bei 1200 °C für 10 s durchgeführt wird, kann somit durch die veränderte Austenitkorngöße erklärt werden. Da die Austenitkorngöße nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s der nach einer Behandlung bei 880 °C für 5 min entspricht, ist das unterschiedliche Umwandlungsverhalten nach diesen beiden Austenitisierungsbehandlungen mit der Austenitkorngöße allein allerdings nicht zu erklären.

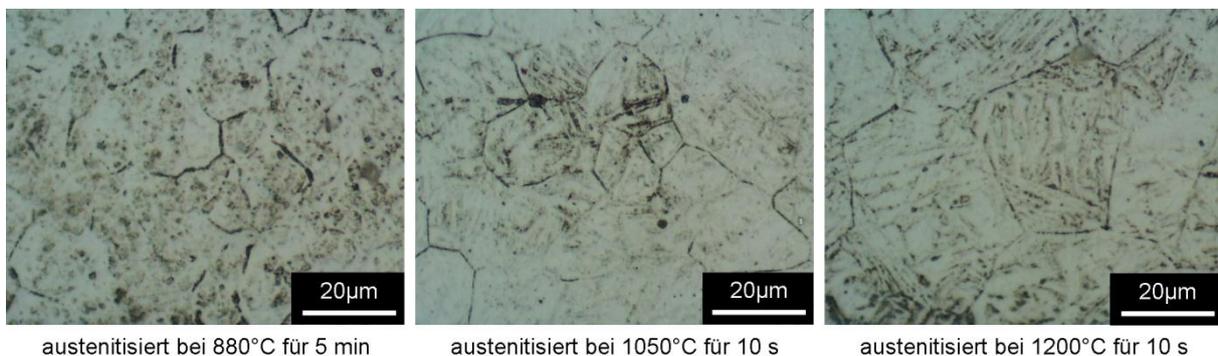


Abbildung 4-6: Lichtmikroskopische Aufnahmen zur Ermittlung der ehemaligen Austenitkorngößen, nach [Lam09, Lam10]

Da die im Austenit gelöste Menge an Kohlenstoff und nicht die durchschnittliche Kohlenstoffkonzentration der Probe für die Phasenumwandlungskinetik verantwortlich ist, kann auch eine unvollständige Karbidauflösung während der Austenitisierung das anschließende Phasenumwandlungsverhalten beeinflussen. Um zu ermitteln, ob die Austenitisierungsbehandlungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s ausreichend waren, um den Kohlenstoff gleichmäßig im Austenit zu verteilen

und alle Karbide aufzulösen, wurden TEM Untersuchungen durchgeführt. Wie Abbildung 4-7 a eindeutig zeigt, war die Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min nicht ausreichend um alle Karbide vollständig aufzulösen. Eine Messung der Zusammensetzung mit einer im TEM verfügbaren EDX-Einheit bestätigte, dass die Chromkonzentration in den Karbiden im Vergleich zur Matrix etwa acht Mal größer war, sodass es sich bei den nicht gelösten Karbiden vornehmlich um Chromkarbide handelte. Nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s konnten keine Chromkarbide festgestellt werden, einzig die für den unteren Bainit typischen fein verteilten und in einem bevorzugten Winkel zur ferritischen Bainitmatrix orientierten Karbide sind sichtbar (Abbildung 4-7 b). Die unvollständige Karbidauflösung während der Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min scheint demnach für die im Vergleich zum Umwandlungsverhalten nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s deutlich beschleunigte Kinetik verantwortlich zu sein.

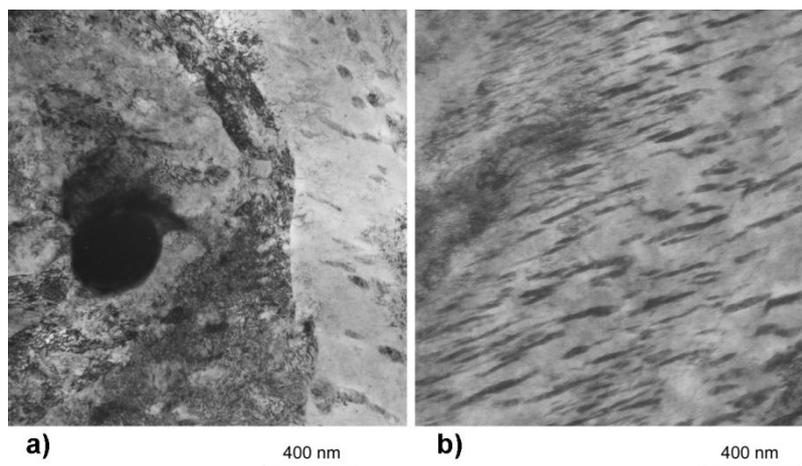


Abbildung 4-7: TEM Hellfeldaufnahmen bei 340 °C isotherm zu Bainit umgewandelter Gefüge, a) zuvor austenitisiert bei 880 °C für 5 min, b) zuvor austenitisiert bei 1050 °C für 10 s, nach [Lam09]

Da für die Untersuchungen des Umwandlungsverhaltens in der Martensitstufe eine neue Probencharge mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt verwendet wurde, war eine Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s nicht länger ausreichend, um alle Karbide vollständig auflösen zu können. Um auch bei der martensitischen Phasenumwandlung zwischen dem Einfluss von Austenitkorngröße und Restkarbiden auf das spannungslose Umwandlungsverhalten unterscheiden zu können, wurde daher die Haltezeit bei 1050 °C von 10 s auf 60 s erhöht. Diese Maßnahme führte zu einem moderaten Anstieg der Austenitkorngröße auf 22 µm [Lam10] und erlaubte die vollständige Auflösung der Karbide während der

Austenitisierungsphase (Abbildung 4-8 b). Während die Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s auch bei dem erhöhten Kohlenstoffgehalt der Proben immer noch ausreichend war um alle Karbide zu lösen (Abbildung 4-8 c), genügte die Austenitisierung bei 880 °C für 5 min wie schon bei der ersten Materialcharge nicht, um den Kohlenstoff gleichmäßig im Austenit zu verteilen (Abbildung 4-8 a).

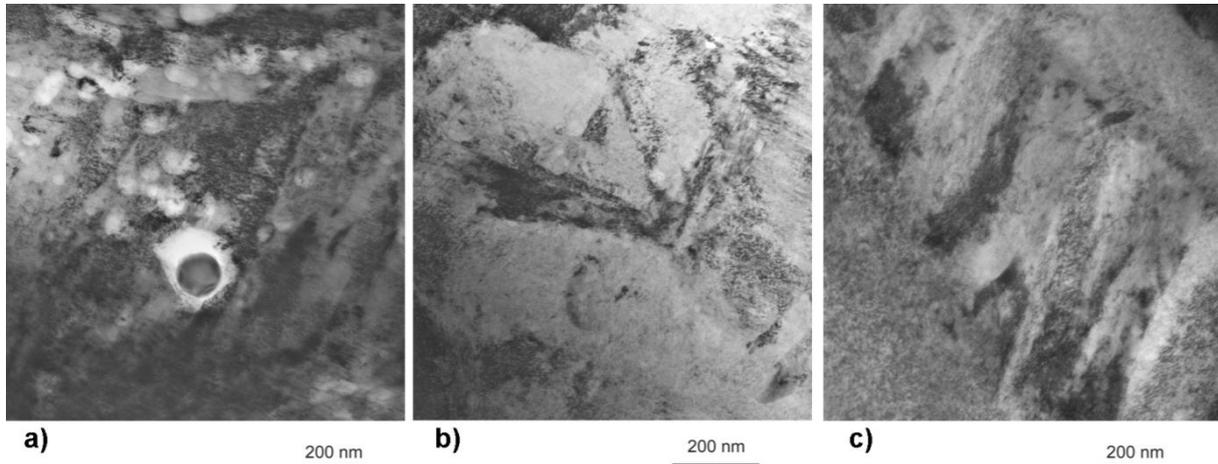


Abbildung 4-8: TEM Hellfeldaufnahmen kontinuierlich zu Martensit umgewandelter Gefüge. Die Proben wurden zuvor austenitisiert bei a) 880 °C für 5 min, b) 1050 °C für 60 s und c) 1200 °C für 10 s [Lam10]

Um den Einfluss der Austenitisierungsbehandlung auf den Start und die Entwicklung der martensitischen Phasenumwandlung ermitteln zu können, müssen neben der Volumenänderung $\Delta V/V(T)$ auch die thermischen Volumenausdehnungskoeffizienten der austenitischen (β_A) und der martensitischen Phase (β_M) bestimmt werden. Wenn nur zwei Phasen an der Umwandlung beteiligt sind [Kop01], wie hier die austenitische und die martensitische Phase, kann der temperaturabhängige martensitische Phasenanteil $w_M(T)$ über ein Hebelgesetz wie folgt bestimmt werden:

$$w_M(T) = \frac{\frac{\Delta V}{V}(T) - \left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_A}{\left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_M - \left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_A} \quad \text{Gleichung 4-2}$$

Dabei beschreiben $(\Delta V/V(T))_A$ die thermische Volumenänderung der austenitischen und $(\Delta V/V(T))_M$ die thermische Volumenänderung der martensitischen Phase, die mithilfe eines linearen Zusammenhanges aus Temperaturänderung ΔT und dem jeweiligen Volumenausdehnungskoeffizient bestimmt werden können. Da der lineare Zusammenhang sowie die Konstanz der Volumenausdehnungskoeffizienten aufgrund von Kohlenstoffanreicherungen im Austenit oder Karbidausscheidungen nicht im gesamten Temperaturbereich gelten, ist auch die Auswertung

kontinuierlicher Phasenumwandlungsversuche immer mit einem kleinen, tolerierbaren Fehler verbunden [Ahr03].

Abbildung 4-9 zeigt die Entwicklung des martensitischen Phasenanteils über die Temperatur in Abhängigkeit von der jeweiligen Austenitisierungsbehandlung. Kleine ehemalige Austenitkörner ($\approx 16 \mu\text{m}$) mit Restkarbiden (a) kennzeichnen die Entwicklung des martensitischen Phasenanteils, die sich nach einer Austenitisierung bei $880 \text{ }^\circ\text{C}$ für 5 min ergab. Kleine ehemalige Austenitkörner ($\approx 22 \mu\text{m}$) ohne Restkarbide markieren den Verlauf nach einer Austenitisierung bei $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ für 60 s (b) und große ($\approx 44 \mu\text{m}$) die Entwicklung nach einer Austenitisierungsbehandlung bei $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ für 10 s (c).

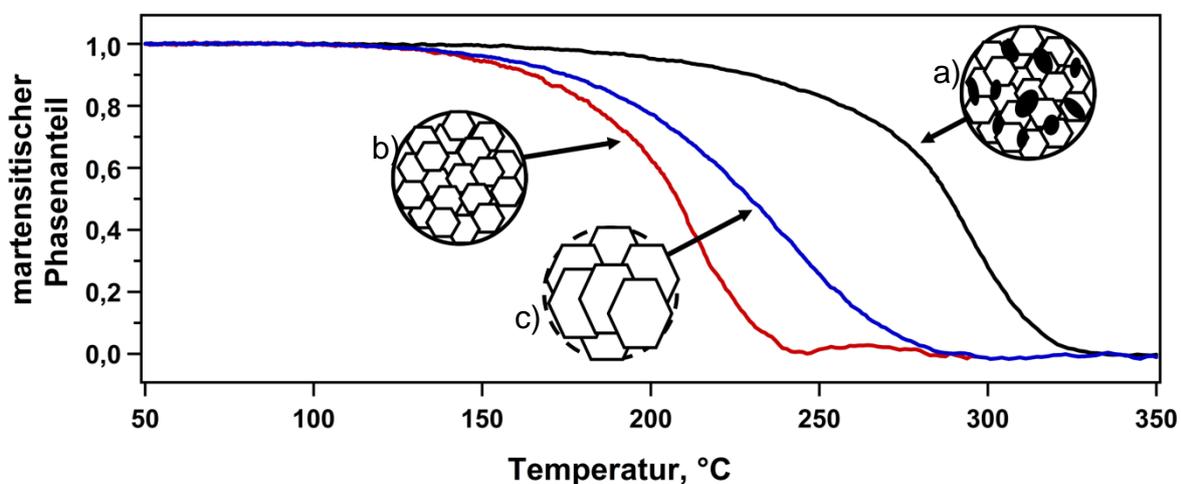


Abbildung 4-9: Martensitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Temperatur bei spannungsloser Umwandlung. Die vorherige Austenitisierung fand bei a) $880 \text{ }^\circ\text{C}$ für 5 min, b) $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ für 60 s und c) $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ für 10 s statt, nach [Lam10]

Es wird deutlich, dass der bei einer Temperatur T vorliegende Martensitanteil sehr stark von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängt. Während nach einer Austenitisierung bei $880 \text{ }^\circ\text{C}$ für 5 min die martensitische Phasenumwandlung bei $250 \text{ }^\circ\text{C}$ schon zu 85% abgeschlossen war, lagen bei derselben Temperatur nach einer Austenitisierung bei $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ für 10 s nur etwa 30% Martensit vor. Bei $250 \text{ }^\circ\text{C}$ konnte nach einer Austenitisierungsbehandlung bei $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ für 60 s noch gar kein Martensit detektiert werden. Durch Variation der Austenitisierungsbedingungen kann somit nicht nur der bei der Temperatur T vorliegende Martensitanteil, sondern auch die M_s Temperatur in einem weiten Bereich gezielt eingestellt werden. Die höchste M_s Temperatur wurde an Proben gemessen, die nach der Austenitisierung kleine Austenitkörner mit nicht gelösten Restkarbiden aufwiesen (austenitisiert bei $880 \text{ }^\circ\text{C}$

für 5 min). Wenn alle Karbide während der Austenitisierung gelöst wurden, stieg die M_s Temperatur, wie erwartet, mit steigender Austenitkorngröße an. In Tabelle 4-1 sind die ermittelten M_s Temperaturen in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung angegeben.

Tabelle 4-1: Ermittelte Austenitkorngrößen, Restkarbide und M_s Temperaturen in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung

Austenitisierung bei	Austenitkorngröße (μm)	Restkarbide vorhanden ?	M_s Temperatur ($^{\circ}\text{C}$)
880 $^{\circ}\text{C}$ für 5 min	16	ja	330
1050 $^{\circ}\text{C}$ für 60 s	22	nein	250
1200 $^{\circ}\text{C}$ für 10 s	44	nein	280

Zudem hat die vorherige Austenitisierungsbehandlung einen großen Einfluss auf die Steigung der Martensitanteil-Temperatur-Kurve, vor allem zu Beginn der martensitischen Phasenumwandlung. Während eine sehr ähnliche Steigung der Kurven nach Austenitisierungen bei 880 $^{\circ}\text{C}$ für 5 min bzw. 1050 $^{\circ}\text{C}$ für 60 s festgestellt wurde, führte eine Austenitisierung bei 1200 $^{\circ}\text{C}$ für 10 s zu einer deutlich niedrigeren Steigung.

4.3 Einfluss des Spannungszustandes auf die Umwandlungskinetik in der Bainitstufe

Im betrachteten Schmiedeprozess treten neben lokal unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen auch örtlich verschiedene Spannungszustände auf, die das nachfolgende Umwandlungsverhalten maßgeblich beeinflussen können. So führt die Überlagerung einer kleinen Spannung, niedriger als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits, bereits zu einer leichten Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. In Abbildung 4-10 ist die Entwicklung des bainitischen Phasenanteils über die Zeit bei 340 $^{\circ}\text{C}$ unter der Wirkung verschiedener Spannungsniveaus dargestellt, wobei alle Proben zuvor bei 1200 $^{\circ}\text{C}$ für 10 s austenitisiert wurden.

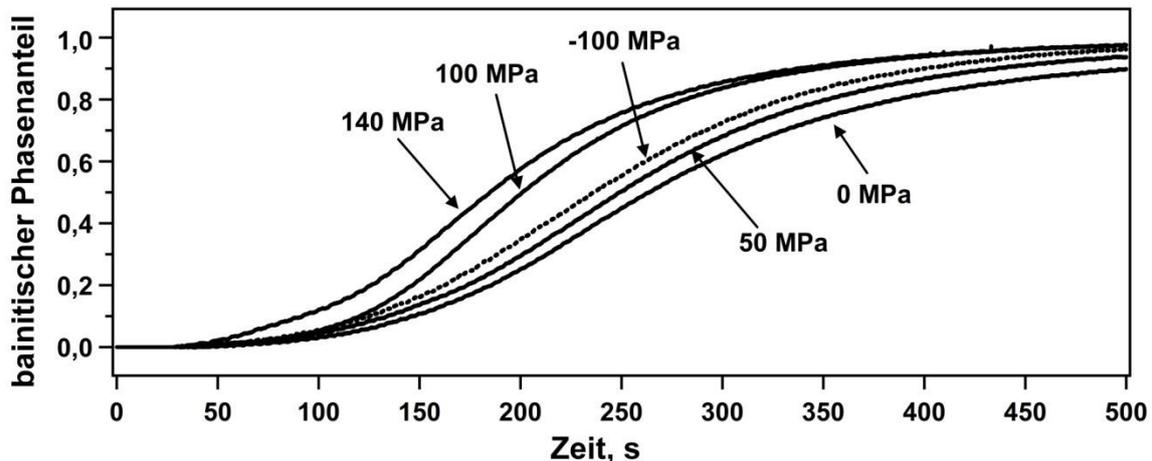


Abbildung 4-10: Einfluss einer überlagerten einachsigen Spannung auf den Verlauf des bainitischen Phasenanteils mit der Zeit bei 340 °C. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden, nach [Lam11 b, Usl11]

Mit steigendem überlagerten Zugspannungsniveau verschoben sich die Start- und Endzeitpunkte der Umwandlung zu immer kürzeren Zeiten. So verkürzte sich die Zeit zur Erreichung eines Bainitanteils von beispielsweise 60% um etwa 90 s, wenn die Umwandlung unter der Wirkung einer Zugspannung von 140 MPa und nicht spannungslos erfolgte. Da die überlagerte Nennspannung von 140 MPa kleiner als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits bei dieser Temperatur war (vgl. Abbildung 4-3), wurden während der Umwandlung keine neuen Keimstellen eingebracht¹. Demnach ist die Beschleunigung der Umwandlungskinetik in diesem Fall allein auf eine erhöhte mechanische Triebkraft zurückzuführen.

Nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min bzw. 1050 °C für 10 s konnte auch eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Umwandlungskinetik bei 340 °C unter der Wirkung äußerer Zugspannungen festgestellt werden [Lam09]. Wenn anstelle einer Zugspannung eine Druckspannung überlagert wurde, führte diese ebenfalls zu einer Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. Allerdings fiel die Beschleunigung der Umwandlung bei Überlagerung einer betragsmäßig gleich großen Druckspannung deutlich kleiner aus als unter der Wirkung einer Zugspannung (Abbildung 4-10). Dieses Verhalten wurde im Anschluss an alle Austenitisierungsbehandlungen beobachtet. Abbildung 4-11 gibt diesen Zusammenhang am Beispiel einer überlagerten Zug- bzw. Druckspannung von 140 MPa während der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C wieder.

¹ Eine mögliche, lokale Überschreitung der Streckgrenze des unterkühlten Austenits, z.B. an Korngrenzen oder Karbiden und die damit verbundene örtliche Steigerung der Keimstellendichte soll hier nicht betrachtet werden.

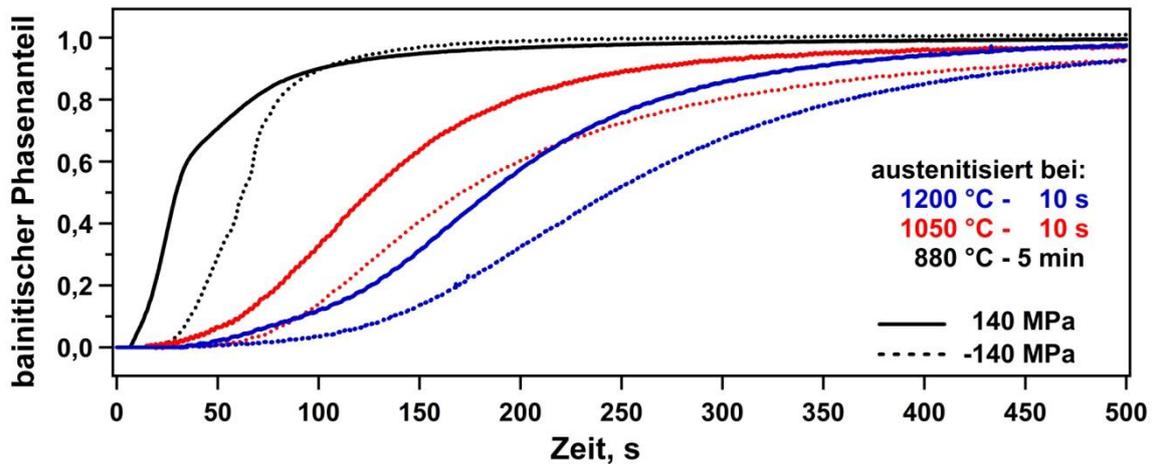


Abbildung 4-11: Verlauf des isothermen bainitischen Phasenanteils bei 340 °C in Abhängigkeit von der Austenitisierungsbehandlung und dem Spannungsvorzeichen, nach [Lam11 b]

Eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Umwandlungskinetik unter der Wirkung äußerer Zugspannungen wurde nicht nur bei einer Umwandlungstemperatur von 340 °C, sondern auch bei einer höheren Temperatur von 450 °C beobachtet. Aufgrund des C-förmigen Verlaufs der bainitischen Umwandlungslinie verlief die spannungslose Umwandlung bei 450 °C bereits deutlich schneller als eine bainitische Umwandlung bei 340 °C oder 400 °C unter der Wirkung einer Spannung von 100 MPa. Wenn die isotherme bainitische Phasenumwandlung bei 450 °C ebenfalls mit einer Zugspannung von 100 MPa überlagert wurde, war eine zusätzliche Beschleunigung der Kinetik festzustellen (Abbildung 4-12).

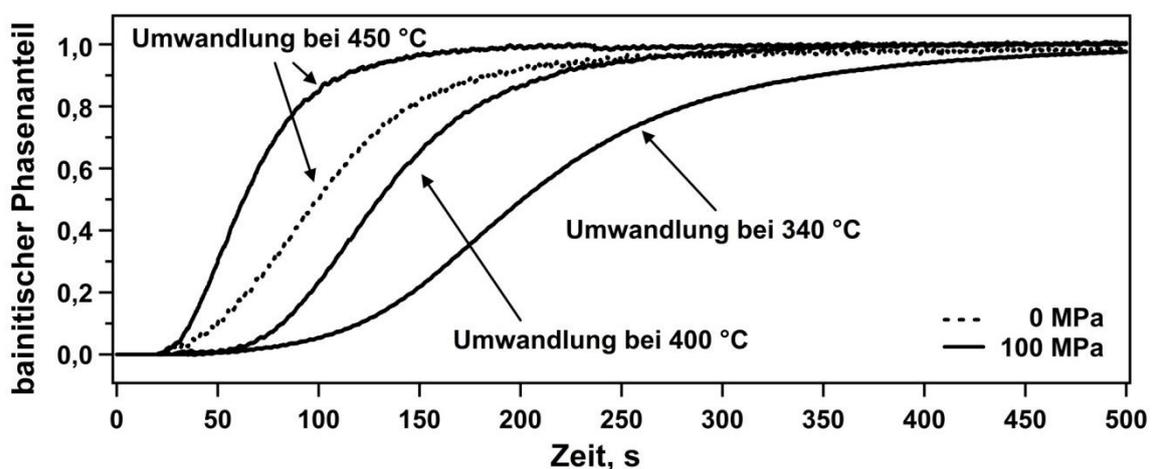


Abbildung 4-12: Bainitischer Phasenanteil in Abhängigkeit von der Zeit für verschiedene isotherme Umwandlungstemperaturen und überlagerte Spannungszustände. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert.

Nicht nur permanent wirkende Spannungen, sondern auch plastische Vorverformungen können die isotherme bainitische Phasenumwandlungskinetik beeinflussen. Da die Verformungssequenz im betrachteten Schmiedeprozess in einem weiten Temperaturbereich erfolgt [Wei07, Wei08], wurden Vorverformungen bei verschiedenen Temperaturen aufgeprägt. Dieses Vorgehen ermöglichte es neben dem Einfluss einer plastischen Vorverformung auch den Einfluss der Vorverformungstemperatur T^* auf die isotherme bainitische Umwandlungskinetik zu ermitteln (vgl. Abbildung 4-13 und Abbildung 4-15).

Wenn die Vorverformung bei einer isothermen Umwandlungstemperatur stattfand, war dies mit einer deutlichen Beschleunigung der bainitischen Phasenumwandlung verbunden. Wie Abbildung 4-13 verdeutlicht, führte dabei bereits eine relativ kleine Vorverformung des unterkühlten Austenits von 1,5% zu einer großen Verschiebung der Start- und Endzeitpunkte der Umwandlung zu kürzeren Zeiten. Durch Erhöhung des Vorverformungsgrades wurde die Umwandlung weiter beschleunigt. Im Vergleich zu einer spannungsüberlagerten Umwandlung unter 140 MPa Zugspannung (Abbildung 4-10) stellte sich durch eine plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits und der damit verbundenen Erhöhung der Keimstellendichte [Bha01] schon deutlich früher ein vollständig bainitisches Gefüge ein. So war die benötigte isotherme Haltezeit zur Einstellung eines vollständigen bainitischen Gefüges nach einer plastischen Vorverformung von 1,5% etwa 140 s kürzer als bei Überlagerung einer Zugspannung von 140 MPa während der Umwandlung.

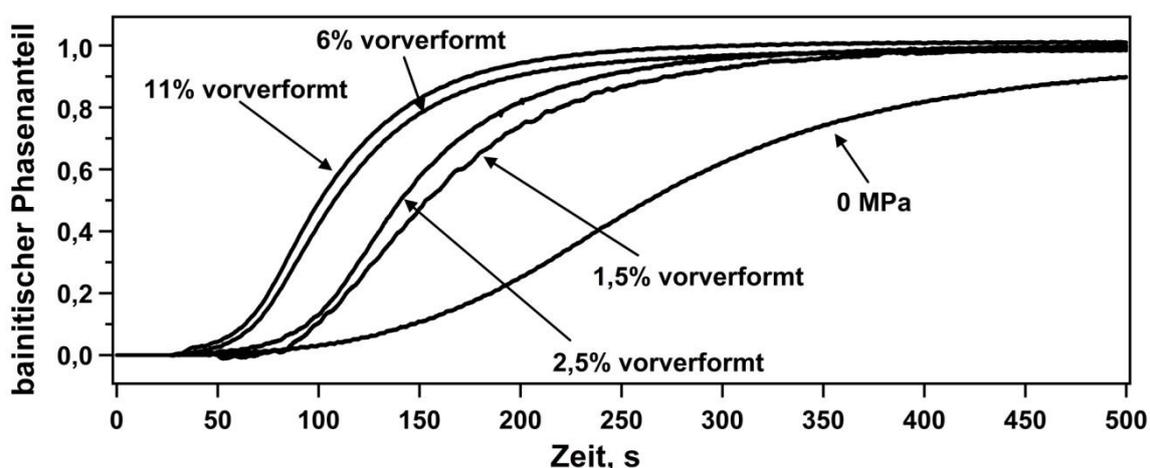


Abbildung 4-13: Verlauf des isothermen bainitischen Phasenanteils mit der Zeit bei 340 °C nach verschiedenen plastischen Vorverformungsgraden des unterkühlten Austenits. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert. Verlauf der 0 MPa und der 1,5% plastisch vorverformten Probe, nach [Lam11 c]

Auch nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1050 °C für 10 s führte eine plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits von 5,5% zu einer stärkeren Beschleunigung der bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C als eine permanent während der Umwandlung überlagerte Spannung von 100 MPa [Lam09]. Da die spannungslose isotherme bainitische Phasenumwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min sehr schnell erfolgte, hatten plastische Vorverformungen und überlagerte Spannungen jeweils nur eine geringe Auswirkung auf die Umwandlungskinetik in der Bainitstufe [Lam09, Lam10 c].

Wenn nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s zusätzlich zur plastischen Vorverformung bei 340 °C eine Spannung von 100 MPa permanent während der Phasenumwandlung überlagert wurde, führte dies zu einer zusätzlichen Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlung (Abbildung 4-14). Nach einer 6%-igen Vorverformung und einer zusätzlich überlagerten Spannung von 100 MPa waren beispielsweise bereits nach 150 s fast 90% des unterkühlten Austenits zu Bainit umgewandelt, während zum gleichen Zeitpunkt bei spannungsloser Umwandlung erst 10% Bainitanteil vorlag.

Die Ergebnisse zeigen sehr deutlich, dass durch Variation des lokal vorliegenden Spannungszustandes der zum Zeitpunkt t vorliegende Bainitanteil massiv beeinflusst werden kann, was für eine gezielte Einstellung lokaler Gefüge genutzt werden könnte.

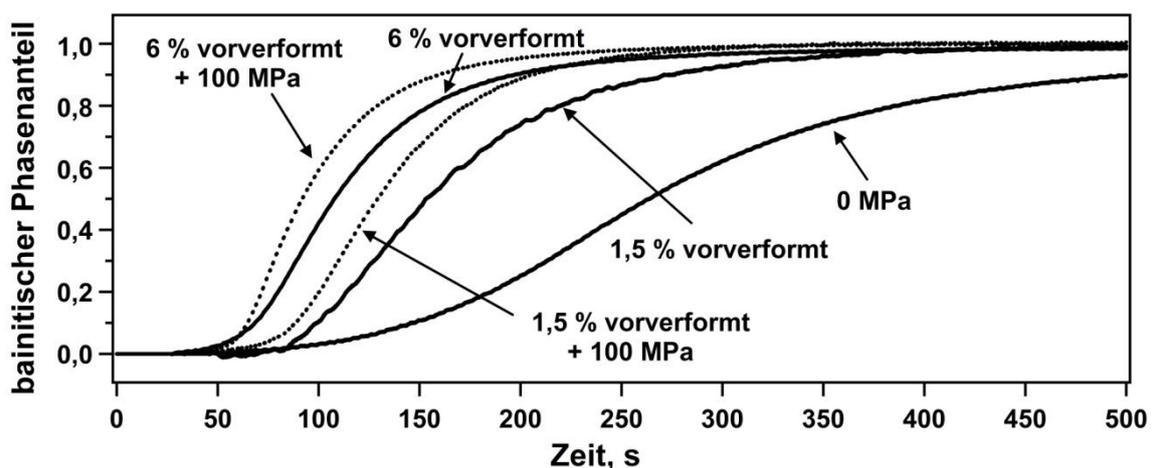


Abbildung 4-14: Einfluss einer kombinierten Belastung aus plastischer Vorverformung des unterkühlten Austenits und Spannungsüberlagerung während der Bainitbildung auf den Verlauf des isothermen bainitischen Phasenanteils mit der Zeit bei 340 °C. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert. Verlauf der 0 MPa und der 1,5% plastisch vorverformten (mit und ohne 100 MPa) Probe, nach [Lam11 c]

Für die Ermittlung des Einflusses einer Vorverformung bei hohen Temperaturen auf die Kinetik der isothermen bainitischen Phasenumwandlung wurden am Ende der Austenitisierungsbehandlungen bei 880 °C für 5 min bzw. 1050 °C für 10 s plastische Vorverformungen aufgeprägt. In Abbildung 4-15 ist deutlich zu erkennen, dass die Aufprägung einer 10%-igen Verformung bei 880 °C zu keiner Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C führte, vielmehr wurde eine leichte Verschiebung des Umwandlungsendpunktes zu einem späteren Zeitpunkt beobachtet (Abbildung 4-15 a).

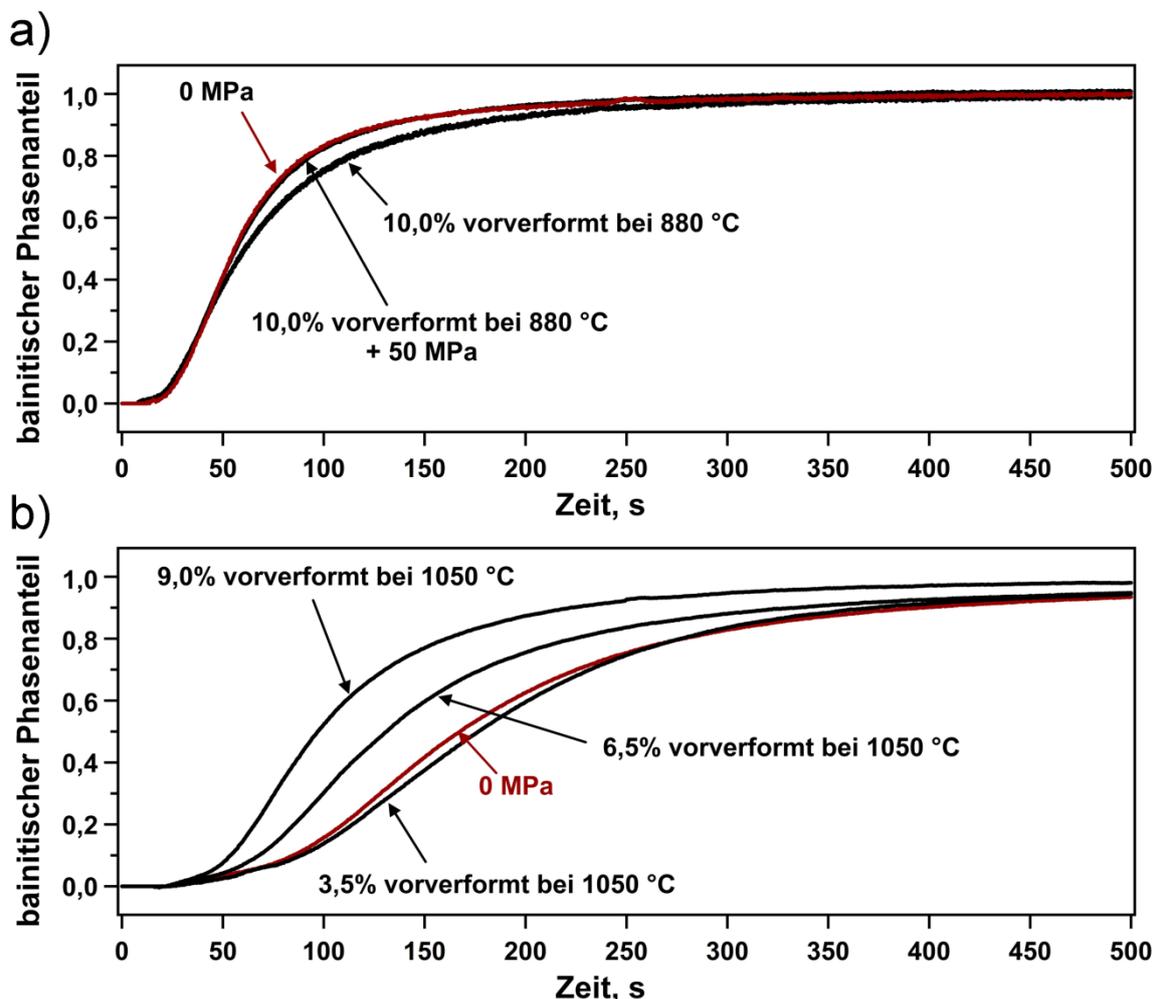


Abbildung 4-15: Verlauf des bainitischen Phasenanteils mit der Zeit bei 340 °C nach vorheriger plastischer Verformung des stabilen Austenits bei der Austenitisierungstemperatur. Die Austenitisierung der Proben erfolgte bei a) 880 °C für 5 min oder b) 1050 °C für 10 s, nach [Lam09, Lam10 c]

Auch eine zusätzlich überlagerte Spannung von 50 MPa beschleunigte die Umwandlung nicht. Wenn die Proben jedoch bei 1050 °C für 10 s austenitisiert und vorverformt wurden, konnte ein beschleunigender Einfluss auf die nachfolgende

bainitische Phasenumwandlung bei 340 °C festgestellt werden, allerdings erst ab einem Vorverformungsgrad größer als 3,5% (Abbildung 4-15 b).

Es ist somit kein allgemeingültiger Einfluss einer Verformung bei hoher Temperatur auf die bainitische Phasenumwandlungskinetik festzustellen, vielmehr muss die jeweilige Austenitisierungsbehandlung und die damit verbundene Zahl der bereits vorhandenen Keimstellen berücksichtigt werden.

4.4 Umwandlungsplastizität

Durch eine Variation des Spannungszustandes wird nicht nur die Phasenumwandlungskinetik, sondern auch die Maßhaltigkeit stark beeinflusst. Vor allem umwandlungsplastische Dehnungen dienen als ein Kriterium für die Maßhaltigkeit, sodass im Folgenden der Einfluss verschiedener Spannungszustände auf die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen in der Bainitstufe (Kapitel 4.4.1) und der Martensitstufe (Kapitel 4.4.2) vorgestellt werden soll.

4.4.1 Umwandlungsplastizität in der Bainitstufe

a) Umwandlungsplastizität unter der Wirkung permanenter Spannungen

Lief die Phasenumwandlung ohne die Wirkung äußerer Spannungen ab, so war die zeitliche Entwicklung von Längs- und Querdehnung während der isothermen bainitischen Umwandlung fast identisch (Abbildung 4-16). Die Volumenzunahme erfolgte somit isotrop ohne maßgebliche Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen. Wenn hingegen eine Spannung von 140 MPa im Anschluss an eine Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s bei 340 °C aufgeprägt und während der folgenden Umwandlung konstant gehalten wurde, führte dies zu deutlich unterschiedlichen Verläufen der Längs- und der Querdehnung während der isothermen Bainitbildung. Die Volumenzunahme war somit anisotrop, was umwandlungsplastische Dehnungen bedingte.

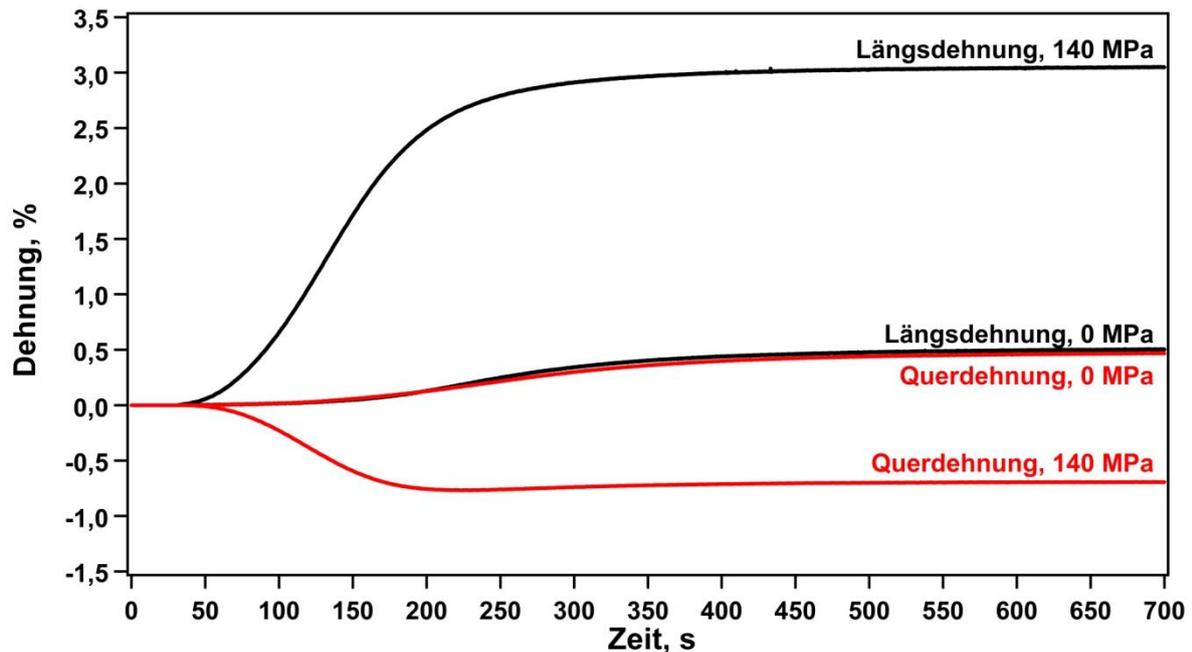


Abbildung 4-16: Einfluss des überlagerten Spannungszustandes während der Umwandlung auf den Verlauf der Längs- und Querdehnungen mit der Zeit während einer isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden, nach [Lam11]

Mit steigendem Spannungsniveau stiegen die am Ende der isothermen bainitischen Phasenumwandlung vorliegenden Längsdehnungen an, wie Abbildung 4-17 a am Verlauf der Längsdehnungen mit der Zeit während einer isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C unter der Wirkung unterschiedlicher Spannungen verdeutlicht. Dabei erhöhte sich die am Ende der Umwandlung vorliegende Längsdehnung von -1,4% auf +3,0%, wenn anstatt einer Druck- eine Zugspannung von 140 MPa die Umwandlung überlagerte. Analog reduzierten sich die am Ende der Umwandlung vorliegenden Querdehnungen mit zunehmendem überlagertem Spannungsniveau (Abbildung 4-17 b), wobei das Ausmaß der Querdehnungen, bei betragsmäßig gleich hohem überlagertem Spannungsniveau, generell kleiner war als bei den Längsdehnungen. So wurde bei einer überlagerten Druckspannung 140 MPa die höchste ($\epsilon_{Q, \max} = 1,6\%$) und bei einer überlagerten Zugspannung von 140 MPa die niedrigste ($\epsilon_{Q, \max} = -0,7\%$) Querdehnung am Ende der Umwandlung ermittelt.

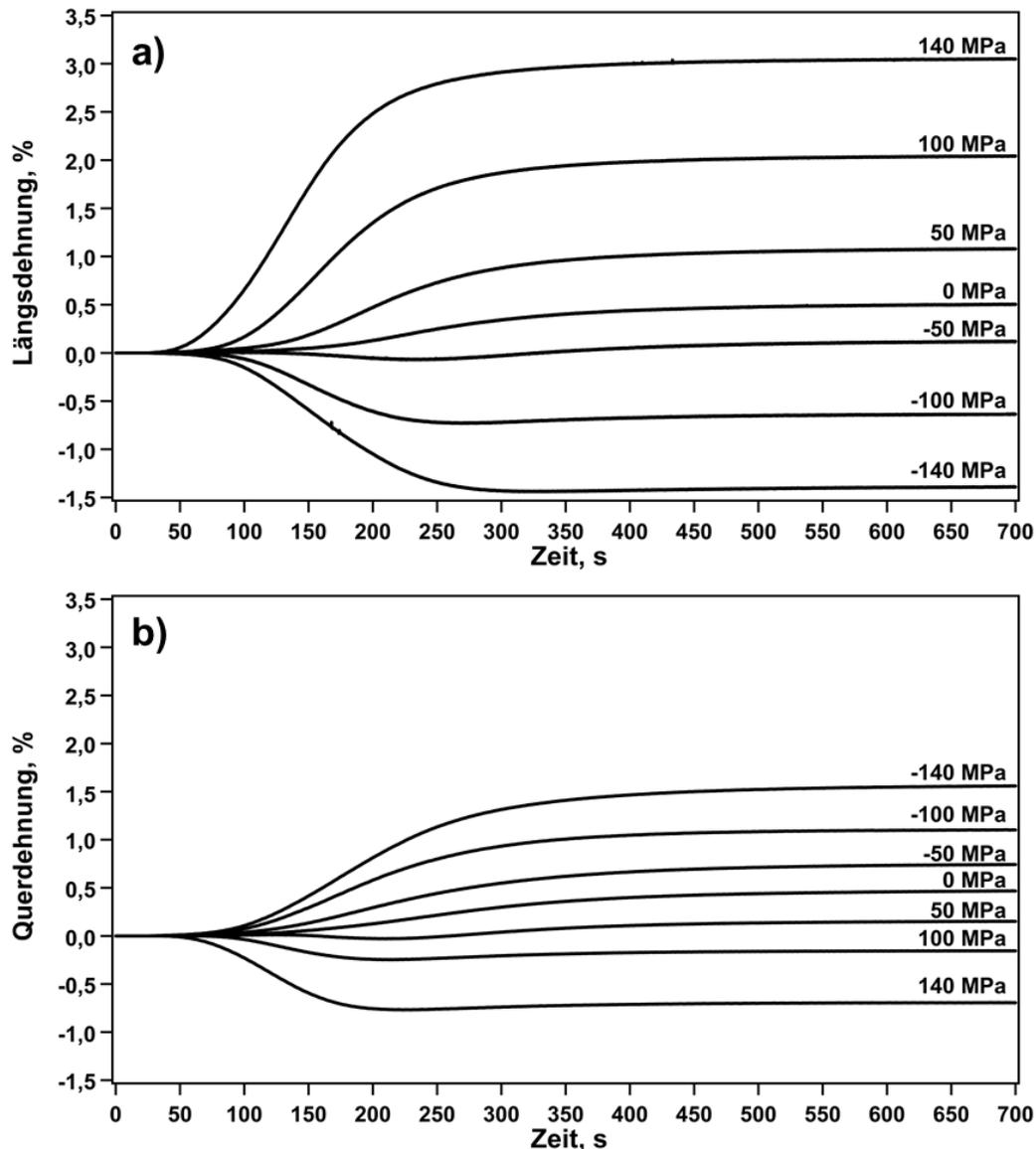


Abbildung 4-17: Einfluss des Spannungszustandes auf den Verlauf der a) Längsdehnungen und b) Querdehnungen mit der Zeit während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Lam11 b]

Mithilfe der ermittelten Längs- und Querdehnungsverläufe konnte unter Verwendung der Gleichungen 3-1 und 3-2 die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen über dem Bainitanteil bestimmt werden (Abbildung 4-18). Da die maximal überlagerte Nennspannung von 140 MPa kleiner als die Streckgrenze (hier $R_{p0,01}$) des unterkühlten Austenits war, sind die ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen allein spannungsinduziert. Abbildung 4-18 zeigt, dass mit steigendem überlagertem Spannungszustand auch die am Ende der Umwandlung vorliegenden umwandlungsplastischen Dehnungen anstiegen. Allerdings waren die resultierenden

umwandlungsplastischen Dehnungen unter Zug- und Druckbelastung während der Phasenumwandlung nicht symmetrisch. Vielmehr waren die nominellen Werte unter einer Zugspannung höher als unter einer betragsmäßig gleich großen Druckspannung.

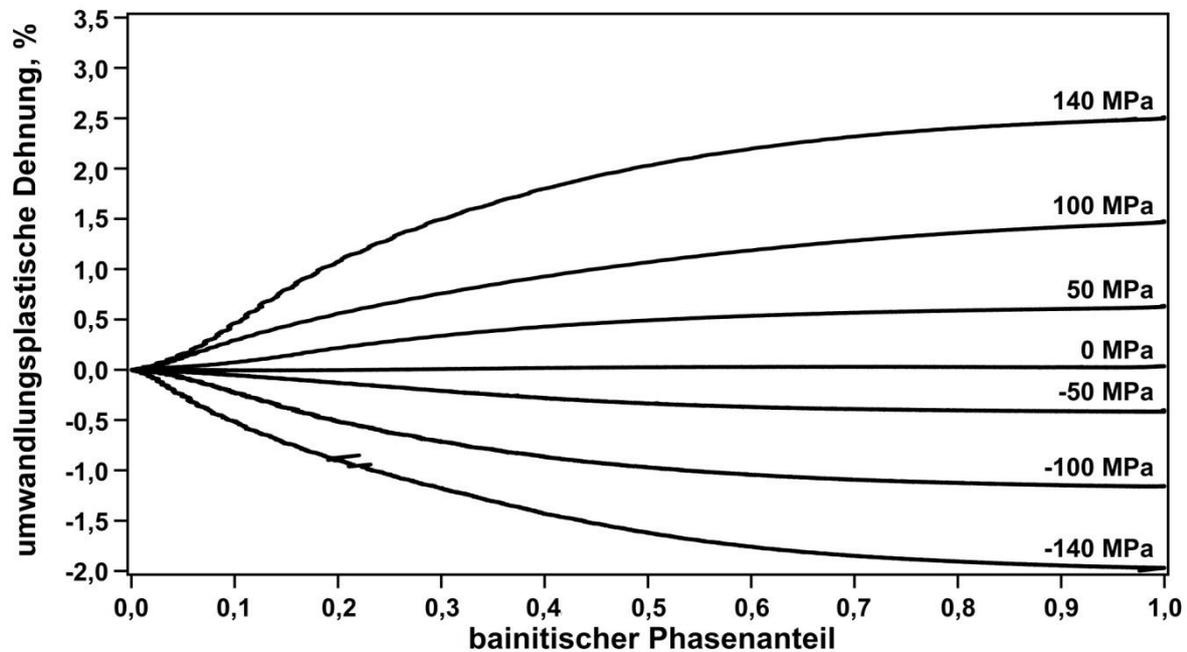


Abbildung 4-18: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen in Abhängigkeit vom bainitischen Phasenanteil und dem überlagerten Spannungszustand bei isothermer Umwandlung bei 340 °C. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Lam10 b, Lam11 b, Lam11 c]

Auch nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min stiegen die Längsdehnungen bzw. fielen die Querdehnungen am Ende der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C mit steigendem überlagertem Spannungsniveau [Lam10 b]. Die Differenz zwischen den Dehnungen war jedoch jeweils kleiner als nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s, wie Abbildung 4-19 am Beispiel einer überlagerten Spannung von 100 MPa zeigt.

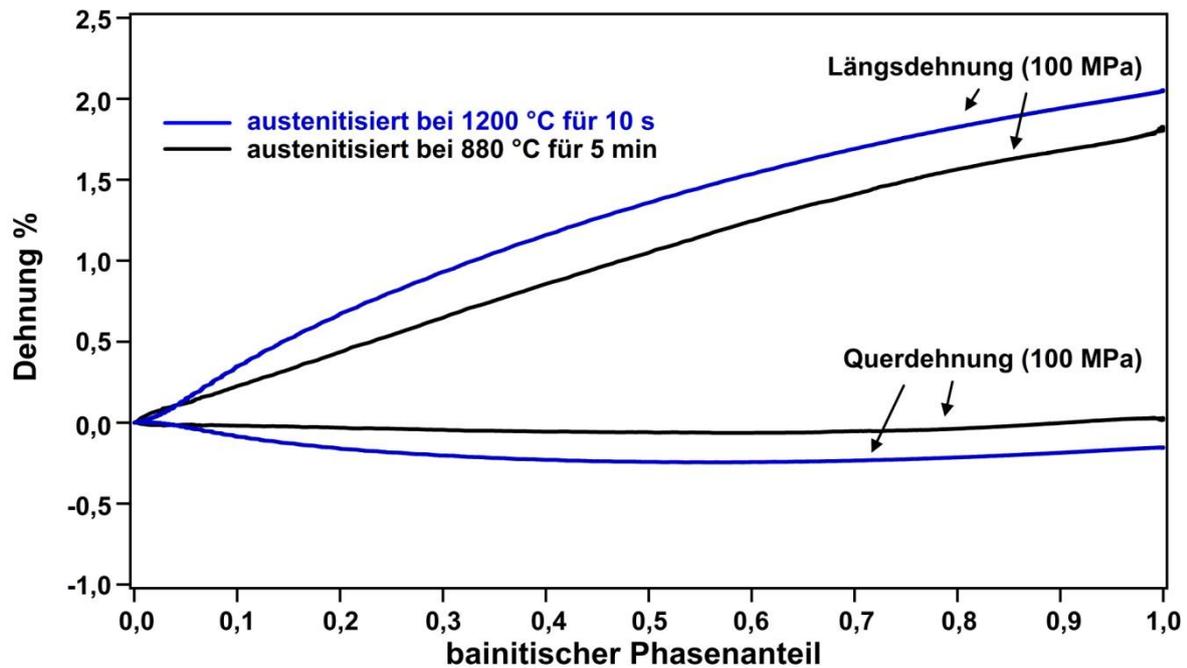


Abbildung 4-19: Einfluss der Austenitisierungsbehandlung auf die Entwicklung der Längs- und Querdehnungen mit dem Bainitanteil bei einer isothermen bainitischen Phasenumwandlung unter 100 MPa, nach [Lam10 b]

Da die Veränderung der Austenitisierungsbehandlung nicht nur die Austenitkorngröße sondern auch das Karbidauflösungsverhalten sowie die Dehngrenzen des unterkühlten Austenits (vgl. Abbildung 4-2) beeinflusst, wurden weitere Experimente durchgeführt, um den maßgeblichen Mechanismus für die unterschiedliche Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen über dem Bainitanteil zu bestimmen. Wie bereits in Kapitel 4.2 gezeigt, führte eine Austenitisierungsbehandlung bei 1050 °C für 10 s zur selben Austenitkorngröße von 16 µm wie die Behandlung bei 880 °C für 5 min. Allerdings konnten mit der Wärmebehandlung bei 1050 °C für 10 s die Karbide vollständig im Austenit gelöst werden, sodass durch die Verwendung dieser Austenitisierungsbehandlung eindeutig zwischen dem Effekt von Austenitkorngröße und Karbiden auf die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen unterschieden werden kann. Wie Abbildung 4-20 deutlich zeigt, war die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min oder 1050 °C für 10 s für verschiedene überlagerte Spannungen sehr ähnlich. Ein Einfluss der bei 880 °C für 5 min nicht gelösten Karbide kann demnach ausgeschlossen werden. Vielmehr scheint die Austenitkorngröße der entscheidende Parameter für das Ausmaß der

umwandlungsplastischen Dehnungen während der isothermen Bainitbildung bei der Temperatur T zu sein. Diese Annahme wird bestärkt, wenn in den Gleichungen zur Bestimmung des K -Wertes $R_{p0,2}$ als Wert für die Fließgrenze des unterkühlten Austenits verwendet wird. Da das $R_{p0,2}$ des unterkühlten Austenits bei 340 °C nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s 15 MPa kleiner als nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min war [Lam10 b], hätten nach Gleichungen 2-4 und 2-10, in denen σ_F eine entscheidende Rolle zur Bestimmung der umwandlungsplastischen Dehnungen spielt, unterschiedliche Werte vorliegen müssen. Wird allerdings die 0,01%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits bei 340 °C, die nur leicht durch die Austenitisierungsbehandlung beeinflusst wird (vgl. Abbildung 4-2), zur Bestimmung von K genutzt, können die beobachteten ähnlichen Verläufe nach Austenitisierungen bei 1050 °C für 10 s und 880 °C für 5 min erklärt werden. Aufgrund des kaum von der Austenitisierungsbehandlung abhängigen $R_{p0,01}$ hätten dann allerdings auch nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s ähnliche umwandlungsplastische Dehnungen vorliegen müssen. Da dies nicht der Fall war, scheinen sowohl die Austenitkorngröße als auch die Fließgrenze des unterkühlten Austenits das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen bei der Temperatur T zu beeinflussen.

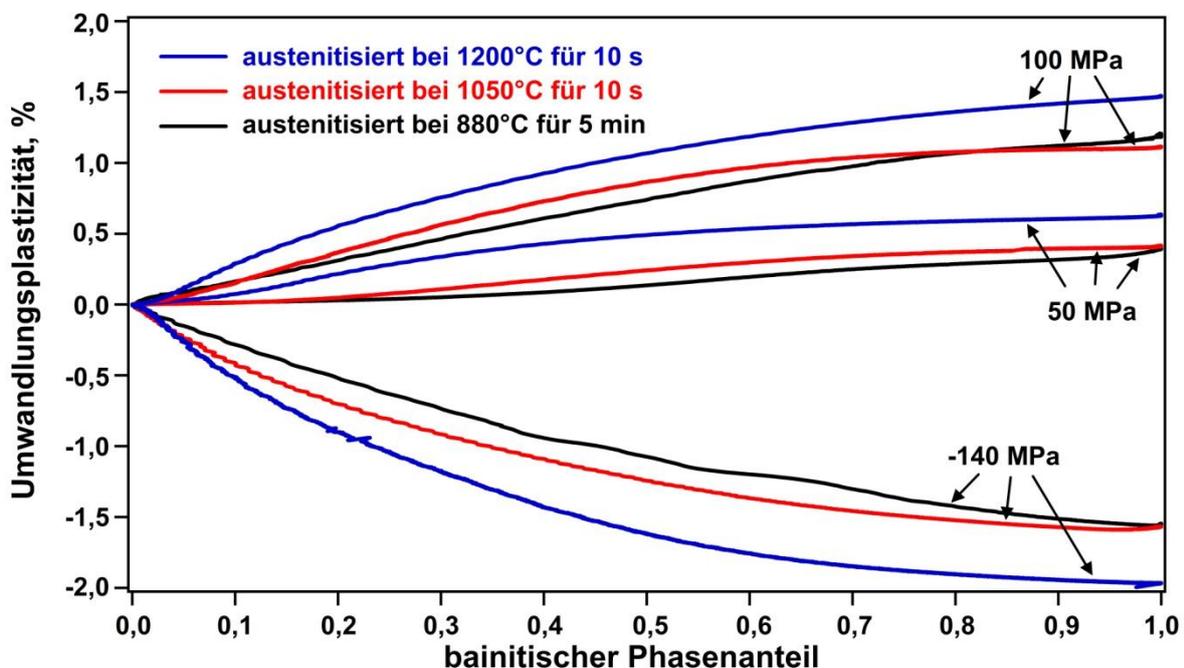


Abbildung 4-20: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnung mit dem Bainitanteil bei 340 °C in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und dem während der Umwandlung überlagerten Spannungszustand, nach [Lam10 b, Lam11 c]

In Abbildung 4-21 sind die ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C über der jeweils während der Umwandlung wirkenden Spannung dargestellt. Unabhängig von den nominell höheren Werten nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s, auf die zuvor bereits eingegangen wurde, folgen alle Kurven einem sehr ähnlichen Trend. So ist für kleine überlagerte Spannungsniveaus ein linearer Zusammenhang zwischen umwandlungsplastischen Dehnungen und steigender Zug- bzw. Druckspannung festzustellen. Wird ein kritisches Spannungsniveau überschritten, so führt dies zu einer Abweichung vom linearen Verlauf der Kurve. Zudem ist unabhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung eine leichte Asymmetrie zwischen Druck- und Zugbeanspruchung, vor allem im Bereich großer überlagerter Spannungen, festzustellen. Bei kleinen überlagerten Spannungen ist diese weniger stark ausgeprägt, sodass ausschließlich nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s ein deutlicher Unterschied zwischen Zug- und Druckbeanspruchung festzustellen ist (vgl. auch Tabelle 4-2).

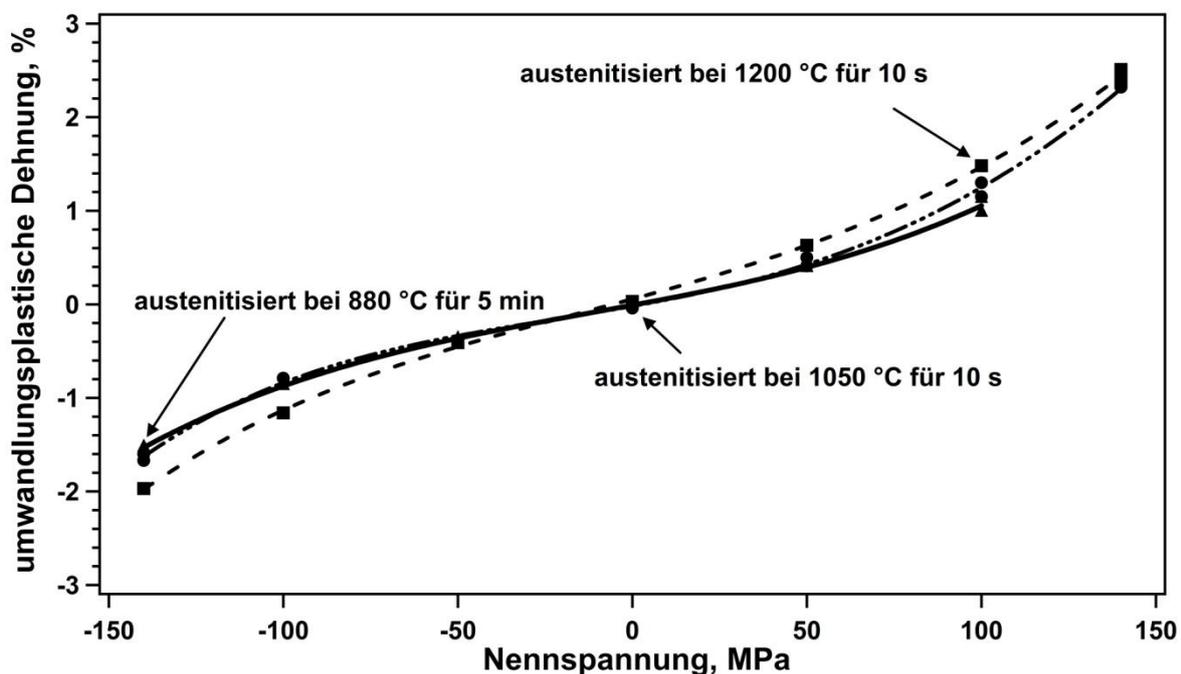


Abbildung 4-21: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung in Abhängigkeit vom dem während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C überlagerten Nennspannungsniveau, nach [Lam11 b]

Die umwandlungsplastische Dehnung am Ende der isothermen bainitischen Umwandlung ist nicht nur abhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, sondern auch von der Umwandlungstemperatur. Abbildung 4-22 gibt den Verlauf

umwandlungsplastischer Dehnungen mit der Zeit während isothermer bainitischer Umwandlungen bei 340, 400 und 450 °C nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s für überlagerte Spannungsniveaus von 50 und 100 MPa wieder. Mit steigender Umwandlungstemperatur reduzieren sich die bei gleichem Spannungsniveau einstellenden umwandlungsplastischen Dehnungen, sodass auch in der Darstellung der umwandlungsplastischen Dehnungen über der Nennspannung-Kurve unterschiedliche Verläufe ermittelt werden konnten (Abbildung 4-23).

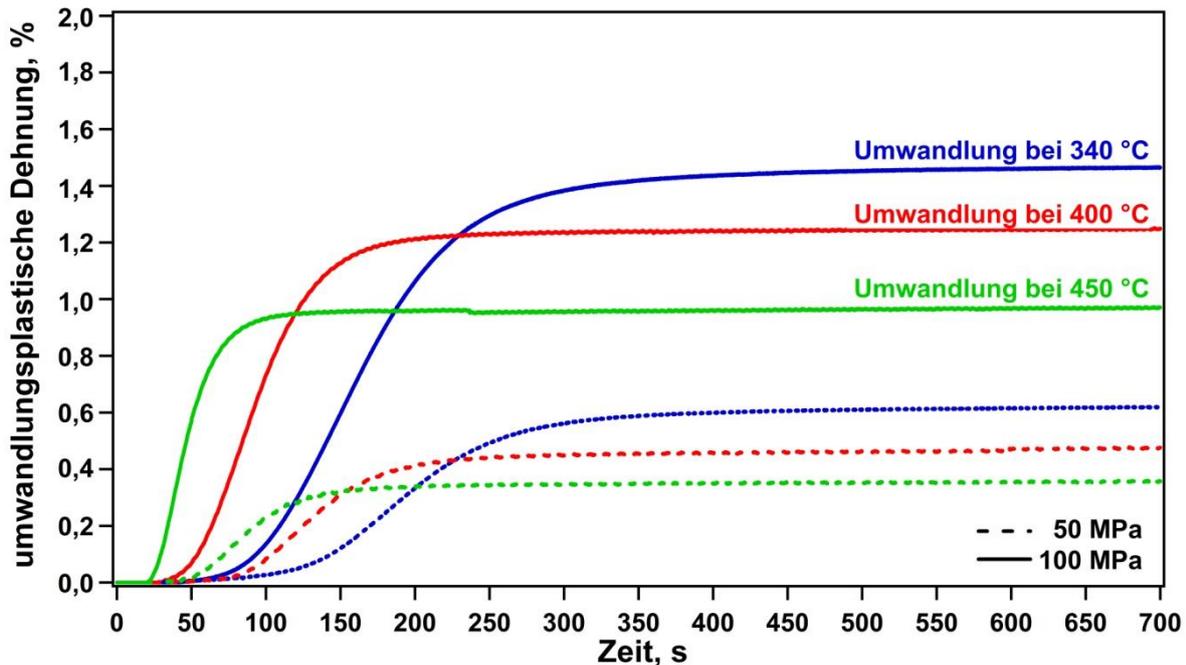


Abbildung 4-22: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Zeit in Abhängigkeit von der isothermen bainitischen Umwandlungstemperatur und dem während der Umwandlung überlagerten Spannungsniveau

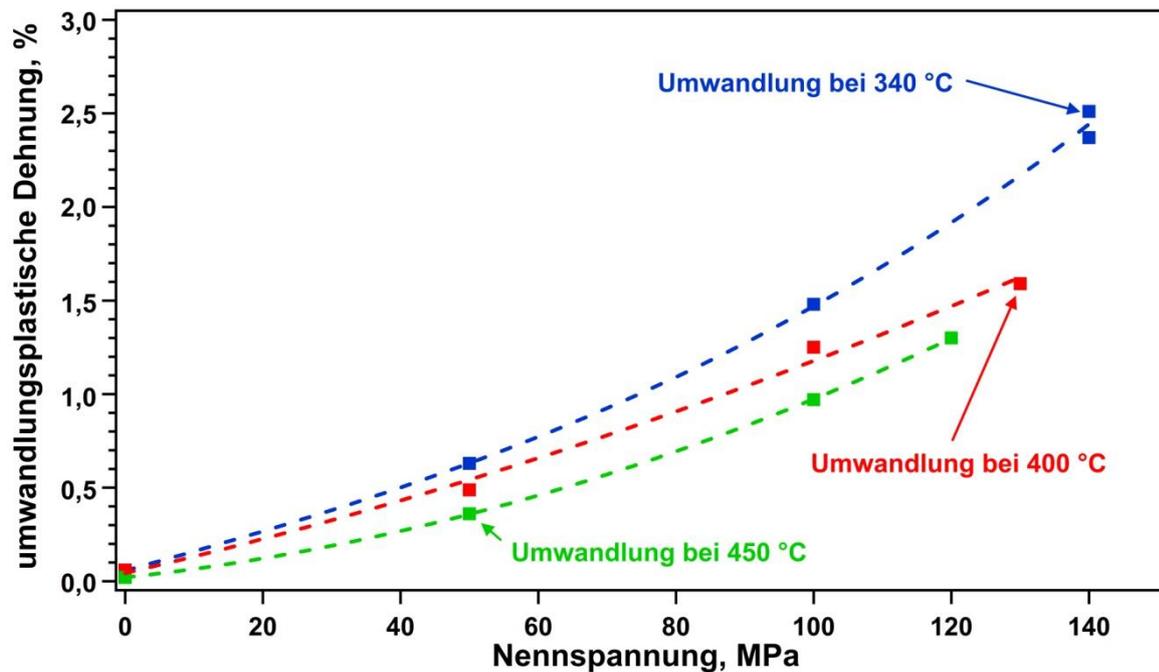


Abbildung 4-23: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung in Abhängigkeit von dem während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei der jeweiligen Umwandlungstemperatur überlagerten Nennspannungsniveau

Der Greenwood-Johnson-Parameter K ist somit keine Konstante, sondern vielmehr eine von der Umwandlungstemperatur, dem Spannungsvorzeichen und der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängige Größe. Tabelle 4-2 fasst die ermittelten K Faktoren für einachsige überlagerte Zug- und Druckspannungen zusammen.

Tabelle 4-2: Darstellung der ermittelten Greenwood-Johnson-Parameter K

Austenitisierungsbehandlung	Umwandlungstemperatur (°C)	Belastungsart	Greenwood-Johnson-Parameter $K(10^{-5} \text{ MPa})$
880 °C für 5 min	340	Zug	7,8
880 °C für 5 min	340	Druck	-7,4
1050 °C für 10 s	340	Zug	8,2
1050 °C für 10 s	340	Druck	-7,8
1200 °C für 10 s	340	Zug	12,6
1200 °C für 10 s	340	Druck	-8,0
1200 °C für 10 s	400	Zug	9,6
1200 °C für 10 s	450	Zug	7,2

b) Umwandlungsplastizität nach plastischer Verformung

Auch nach einer plastischen Vorverformung des unterkühlten Austenits und einer anschließend spannungsfreien Umwandlung traten umwandlungsplastische Dehnungen auf, wie Abbildung 4-24 zeigt. Dargestellt ist die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Bainitanteil für verschiedene Vorverformungsgrade nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s und einer Umwandlungstemperatur von 340 °C. Bereits bei einer kleinen plastischen Vorverformung von 1,5% traten umwandlungsplastische Dehnungen in Höhe von 0,9% auf, einem Wert der sich auch bei einer permanent überlagerten Spannung von etwa 75 MPa ergeben würde (vgl. Abbildung 4-21). Wird die plastische Vorverformung von 1,5% auf 2,5% erhöht, so ist analog zu den spannungsabhängigen Phasenumwandlungen, ein Anstieg der umwandlungsplastischen Dehnung am Ende der Umwandlung mit steigendem Vorverformungsgrad festzustellen. Wenn der Wert der plastischen Vorverformung auf über 3% erhöht wurde, war kein zusätzlicher Anstieg der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung mehr zu erkennen, vielmehr scheint ein Sättigungsniveau erreicht zu sein.

Wurde nach einer plastischen Vorverformung jedoch eine zusätzliche Spannung von 100 MPa während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung überlagert, so führte dies zu einer weiteren Steigung der umwandlungsplastischen Dehnungen. Der Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen über dem Bainitanteil, sowie die maximal ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung scheinen für diesen kombinierten Belastungszustand aber unabhängig von dem plastischen Vorverformungsgrad zu sein. So führte bereits eine kleine plastische Vorverformung von 1,5% in Kombination mit einer überlagerten Spannung von 100 MPa zu ähnlichen umwandlungsplastischen Dehnungen wie eine Vorverformung von 6% und gleichem überlagertem Spannungsniveau. Ein Anstieg der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Vorverformungsgrad ist bei einer kombinierten Vorverformung-Spannung-Belastung somit nicht festzustellen, vielmehr scheint bereits bei kleinen plastischen Vorverformungen eine Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen erreicht zu sein.

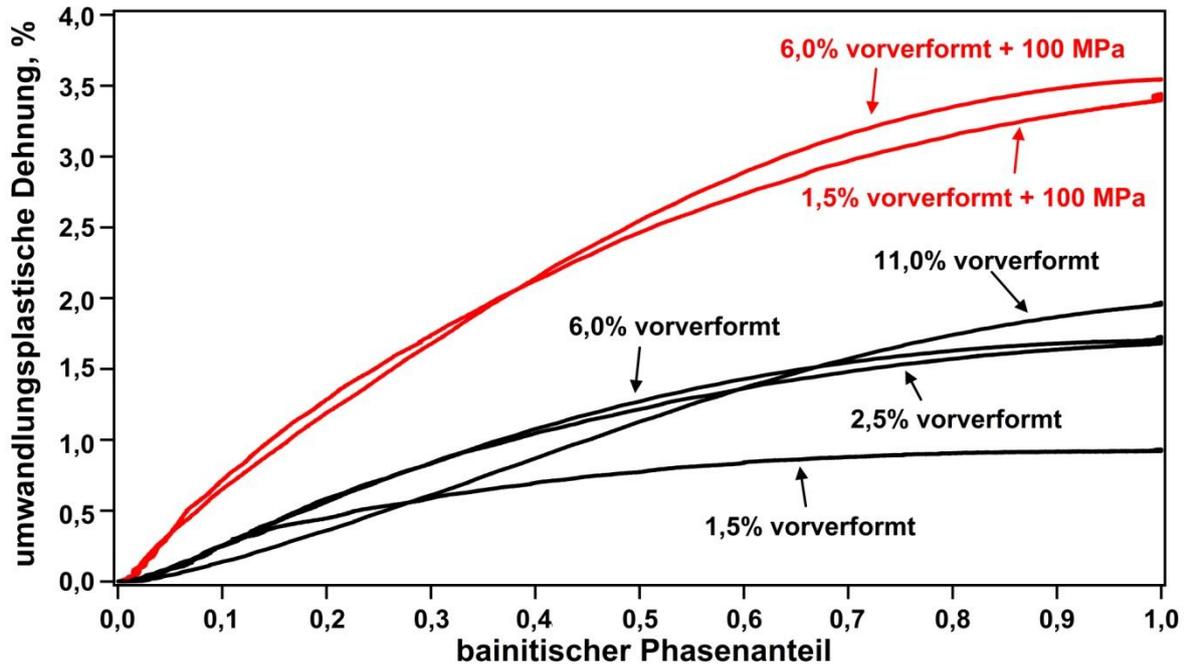


Abbildung 4-24: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem isotherm bei 340 °C gebildeten Bainitanteil in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad des unterkühlten Austenits und dem während der Phasenumwandlung wirkenden Spannungsniveau, nach [Lam11 b, Lam11 c]

Auch die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen nach einer plastischen Vorverformung des unterkühlten Austenits ist abhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung (Abbildung 4-25). Während der Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Bainitanteil, sowie der sich einstellende maximale Wert am Ende der Umwandlung nach Austenitisierungsbehandlungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s ähnlich war, traten große Unterschiede nach einer Wärmebehandlung bei 1200 °C für 10 s auf. Hier wurden bei ähnlichem Vorverformungsniveau deutlich größere umwandlungsplastische Dehnungen festgestellt.

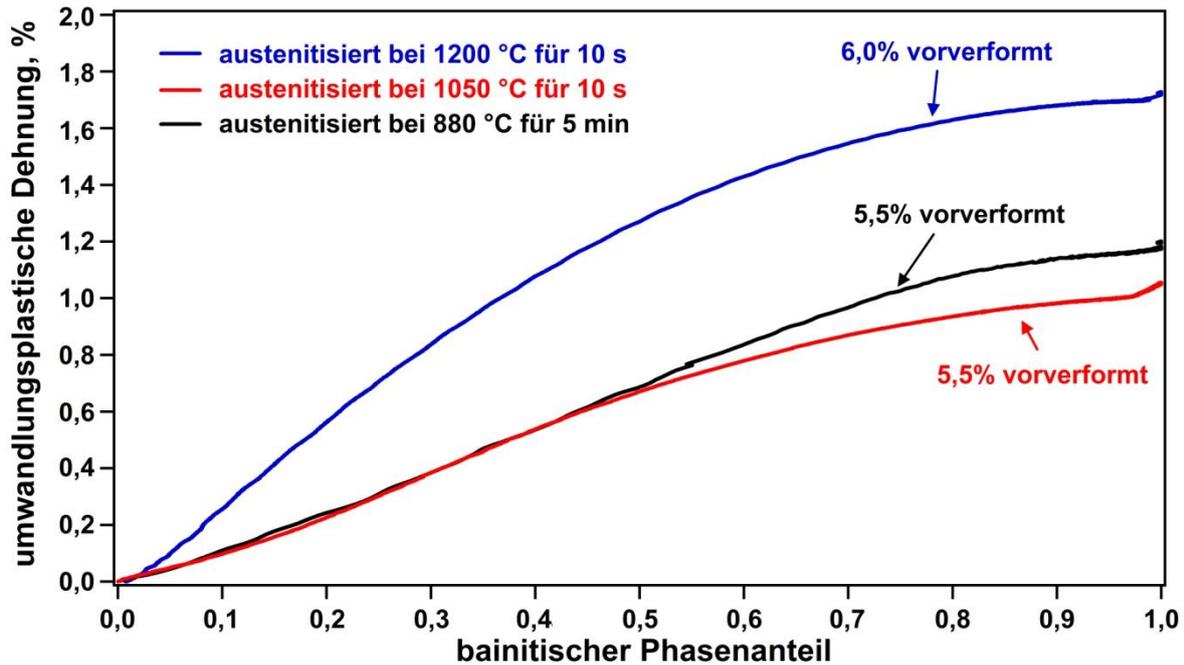


Abbildung 4-25: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem isotherm bei 340 °C gebildeten Bainitanteil in Abhängigkeit vom Vorverformungsgrad des unterkühlten Austenits und der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach [Lam09, Lam11 b]

Abbildung 4-26 fasst die für verschiedene plastische Vorverformungen und Austenitisierungsbehandlungen am Ende der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen zusammen. Mit steigender plastischer Vorverformung steigen die umwandlungsplastischen Dehnungen zunächst an, um dann nach einer plastischen Vorverformung von etwa 3%, unabhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, in einen Sättigungsbereich überzugehen. Allerdings ist das Sättigungsniveau nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s deutlich höher als nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min oder 1050 °C für 10 s. Aus den beiden letztgenannten Austenitisierungsbehandlungen resultiert jeweils ein sehr ähnliches Sättigungsniveau. Da die Austenitkorngröße nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s deutlich größer war als nach den Wärmebehandlungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s, scheint auch im Falle plastischer Vorverformungen die Austenitkorngröße die maximal auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen maßgeblich zu beeinflussen.

Wurde im Anschluss an die plastische Vorverformung zudem eine Spannung von 100 MPa überlagert, so setzte die Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen bereits bei einer sehr kleinen plastischen Vorverformung ein (hier: 1,5%).

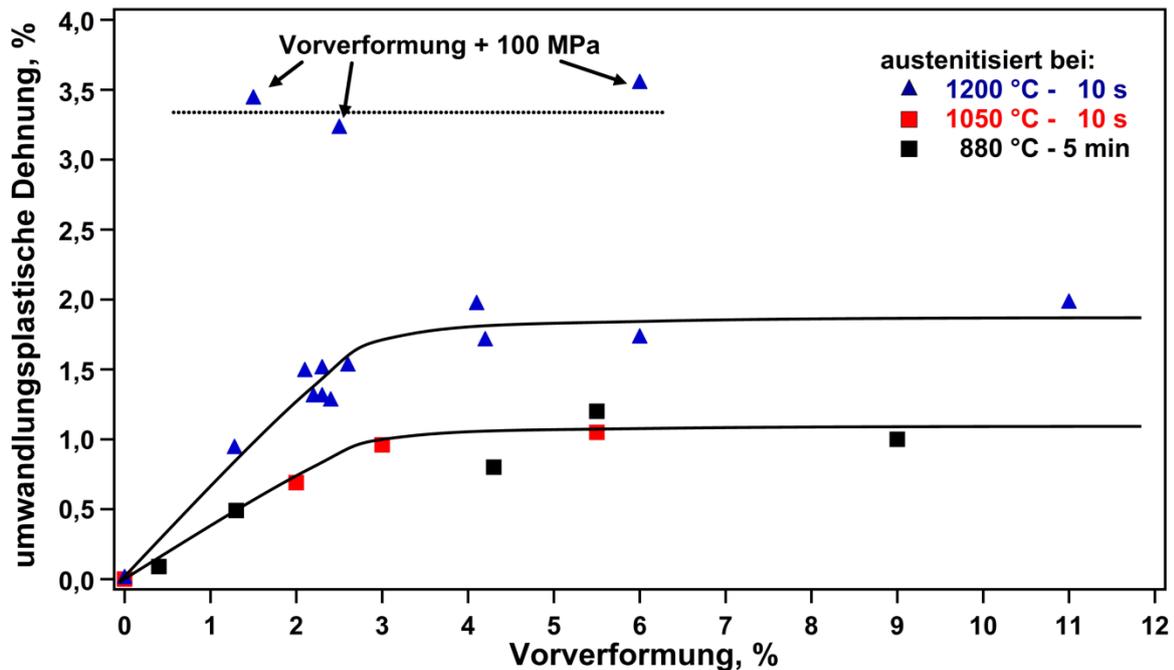


Abbildung 4-26: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C in Abhängigkeit vom Verformungsgrad des unterkühlten Austenits sowie der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, nach [Lam11 b]

Wenn die Vorverformung nicht bei der isothermen Umwandlungstemperatur, sondern bereits bei der Austenitisierungstemperatur aufgeprägt wurde und die Abkühlung sowie die anschließende isotherme bainitische Umwandlung bei 340 °C dann spannungslos erfolgten, war kein Anstieg der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Bainitanteil festzustellen (Abbildung 4-27). Vielmehr erfolgte die Volumenzunahme nach einer plastischen Verformung von 6,5% bei der Austenitisierungstemperatur von 1050 °C isotrop ohne Auftreten umwandlungsplastischer Dehnungen. Die Spannungsfelder um die eingebrachten zusätzlichen Keimstellen, die für eine Beschleunigung der Kinetik der isothermen bainitischen Phasenumwandlung (vgl. Abbildung 4-15 b) sorgten, scheinen nach der Abkühlung nicht mehr gerichtet zu sein. Wenn die Vorverformung allerdings erst bei der isothermen Umwandlungstemperatur von 340 °C aufgeprägt wurde, führte dies nicht nur zu einer Beschleunigung der Kinetik [Lam09, Lam10 c], sondern auch zur Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnungen (Abbildung 4-27). Die Spannungsfelder um die Keimstellen haben somit auch Vorzugsrichtungen, sodass es zu einer anisotropen Volumenzunahme kommen konnte.

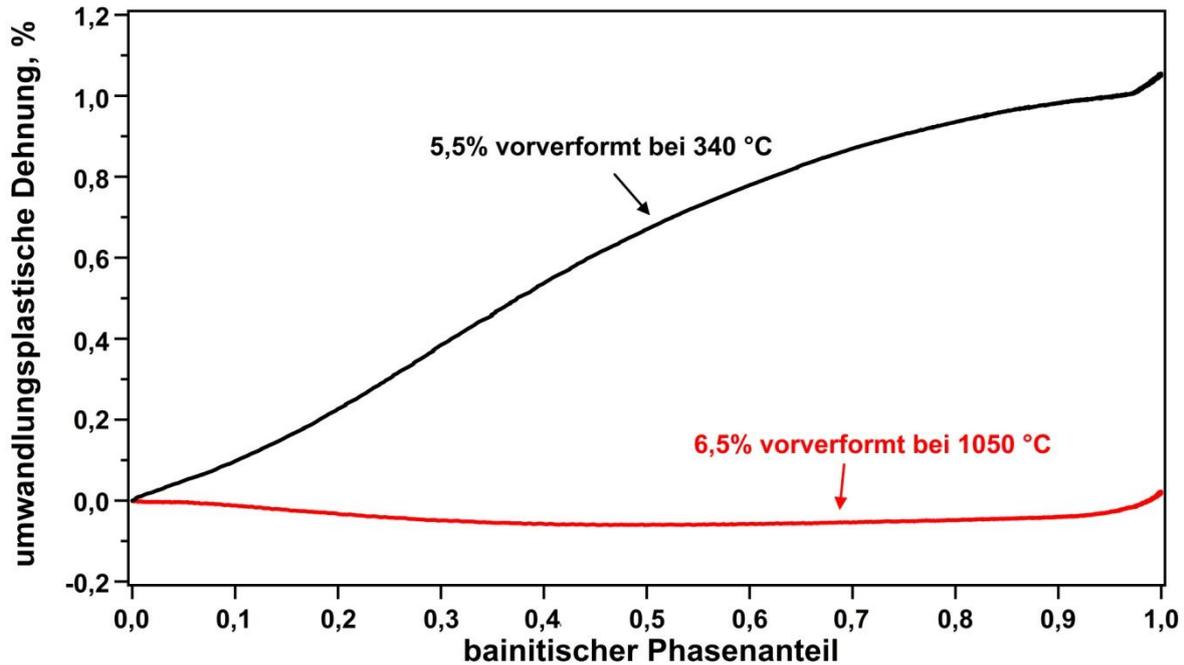


Abbildung 4-27: Einfluss der Verformungstemperatur auf die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem Bainitanteil bei isothermer Umwandlung bei 340 °C. Alle Proben sind zuvor bei 1050 °C für 10 s austenitisiert worden, nach [Lam11 c]

In Abbildung 4-28 sind die resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung für verschiedene überlagerte Spannungen sowie Vorverformungen (+100 MPa während der Umwandlung) dargestellt, sodass eine Korrelation des Einflusses von Spannungen und einer kombinierten Belastung (Vorverformung + 100 MPa) auf die Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnungen möglich wird. Da die Austenitisierungsbehandlungen bei 1050 °C für 10 s und 880 °C für 5 min zur selben Austenitkorngröße führten, die nach den bisherigen Ergebnisse einen deutlichen Einfluss auf die Ausbildung der umwandlungsplastischen Dehnungen hat, sind in Abbildung 4-28 die Ergebnisse im Anschluss an diese beiden Wärmebehandlungen unter der Bezeichnung AGS (austenite grain size) 16 μm zusammengefasst. AGS 44 μm kennzeichnet die ermittelten Werte nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Zudem sind die Ergebnisse aus einer früheren Arbeit an einem anderen niedriglegierten Stahl mit einer Austenitkorngröße von 13,5 μm [Ahr03] dargestellt. Wird auch hier bereits bei kleinen plastischen Vorverformungen eine Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen in einem kombinierten Experiment angenommen (vgl. Abbildung 4-26), so kann mit dem zur Verfügung stehenden Messpunkt aus dem kombinierten Experiment eine Korrelation mit den Ergebnissen aus den spannungsüberlagerten Versuchen erfolgen. So führte

die Vorverformung plus anschließende Überlagerung von 100 MPa in allen Fällen zu umwandlungsplastischen Dehnungen, die sich auch bei einer permanenten Überlagerung einer Spannung in Höhe der jeweiligen 0,01%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits einstellen würden. Dies impliziert, dass die Überlagerung von inneren und einer äußeren Spannung von 100 MPa maximal zu einem Spannungsniveau führen kann, dass der jeweiligen Fließgrenze des unterkühlten Austenits entspricht. Zudem konnte bei gleicher Belastung eine Erhöhung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigender Austenitkorngroße festgestellt werden.

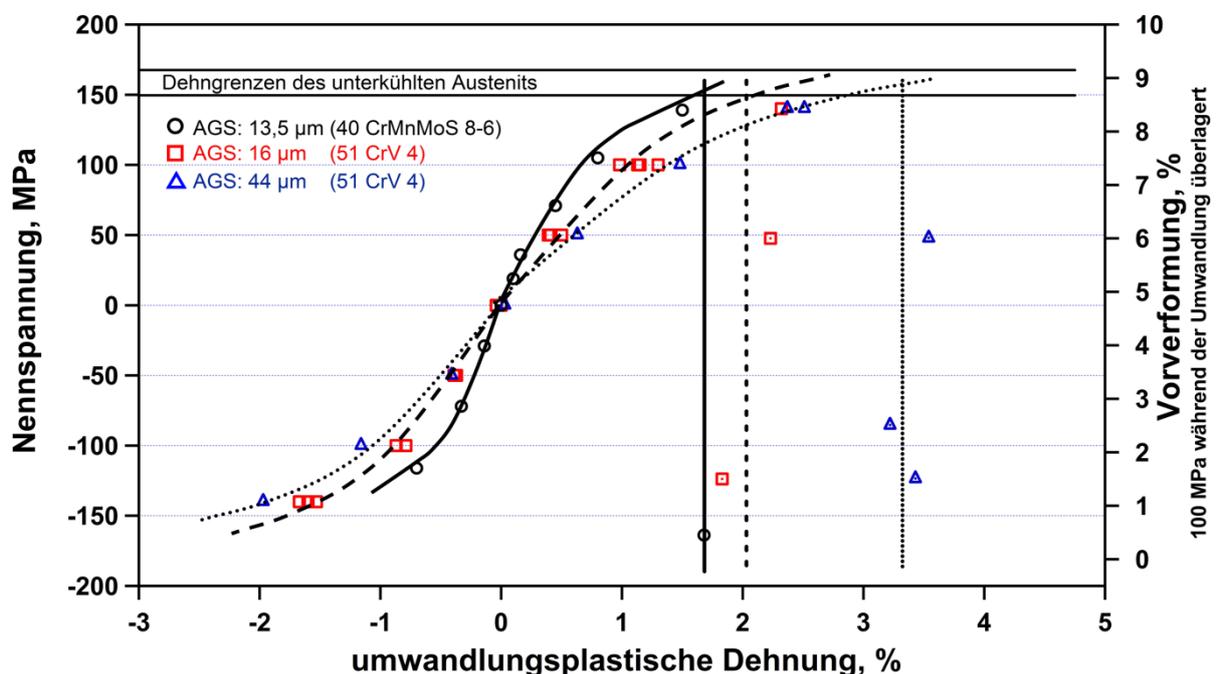


Abbildung 4-28: Darstellung der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der isothermen bainitischen Umwandlung in Abhängigkeit vom überlagerten Spannungsniveau, dem Vorverformungsgrad des unterkühlten Austenits (+100 MPa während der Umwandlung überlagert) und der ehemaligen Austenitkorngroße, nach [Lam11 b]. Daten für 40 CrMnMoS 8-6 aus [Ahr03]

Um zu klären ob die jeweilige 0,01%-Dehngrenze die maximalen umwandlungsplastischen Dehnungen in einem kombinierten Experiment bestimmt, wurden weitere Untersuchungen nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s durchgeführt. Da eine weitere Steigerung der plastischen Vorverformung zu keiner Erhöhung der umwandlungsplastischen Dehnungen führen würde (vgl. Abbildung 4-26), wurde auch für die weiteren Versuche ein Vorverformungsgrad von 6% gewählt und das überlagerte Spannungsniveau variiert. Wie Abbildung 4-29 zeigt, ist

der Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Bainitanteil, sowie das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der bainitischen Umwandlung bei 340 °C nach einer Vorverformung von 6% und überlagerten Spannungen von 100 bzw. 140 MPa sehr ähnlich. Wenn die überlagerte Spannung jedoch größer als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits ($R_{p0,01}$: 155 MPa) war, traten deutlich größere Dehnungen auf. Eine eindeutige Trennung zwischen plastischen und umwandlungsplastischen Dehnungen ist dann aber nicht mehr möglich.

Folglich werden die maximalen umwandlungsplastischen Dehnungen in einem Experiment, das Vorverformung und die Überlagerung einer permanent wirkenden Spannung während der Umwandlung kombiniert, durch die 0,01%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits begrenzt, solange keine Spannung größer als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits im Anschluss an die Vorverformung aufgeprägt wird.

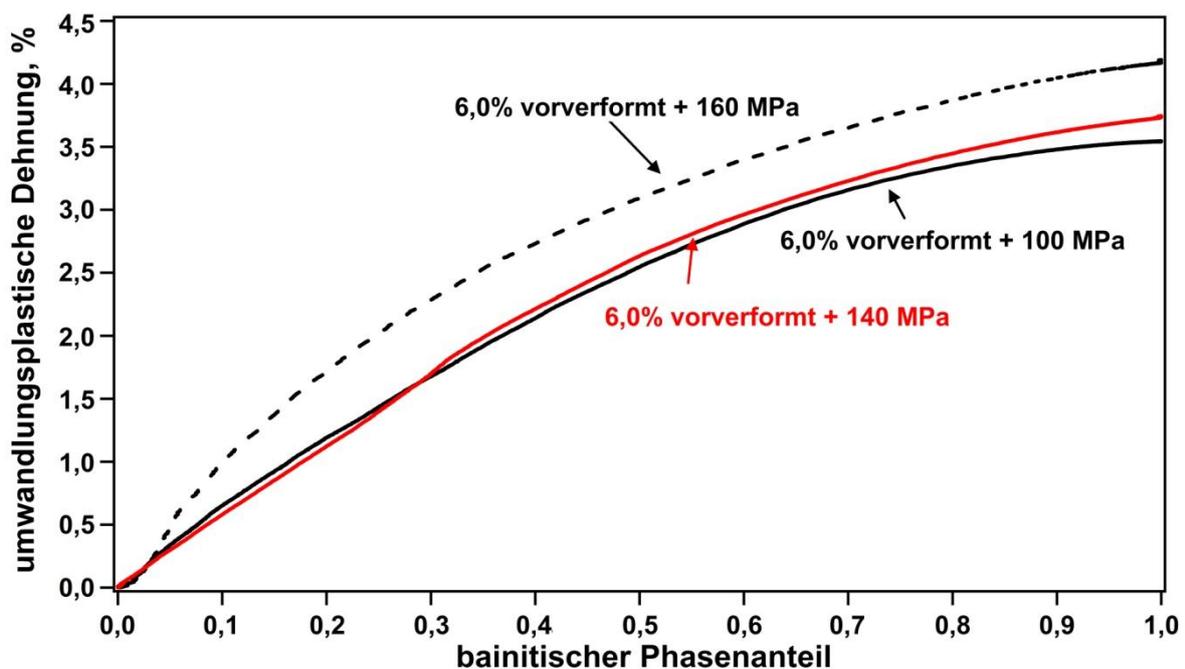


Abbildung 4-29: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem bainitischen Phasenanteil bei 340 °C für verschiedene überlagerte Spannungsniveaus nach einer plastischen Vorverformung des unterkühlten Austenits von 6%. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Lam11 b]

c) Korrelation Umwandlungsplastizität – Mikrostruktur

Für die Erklärung umwandlungsplastischer Dehnungen werden generell zwei verschiedene Ansätze herangezogen, der Greenwood-Johnson- [Gre65] und der

Magee-Mechanismus [Mag66]. Während nach dem Greenwood-Johnson-Ansatz eine Verformung der weicheren Phase aufgrund von Mikroplastizitäten für die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen verantwortlich ist, begründet der Magee-Ansatz die anisotrope Volumenänderung mit der Bildung weniger, günstig zum vorliegenden Spannungsfeld orientierter Martensitvarianten. Später wurde dieser Ansatz auch für die Erklärung umwandlungsplastischer Dehnungen während der bainitischen Umwandlung genutzt, da auch diese mit einer Scherung des austenitischen Gitters startet [Ree92].

Um zu klären, ob auch im Rahmen der vorliegenden Versuchsergebnisse eine Vorzugsrichtung und damit eine Variantenauswahl während einer spannungsüberlagerten isothermen bainitischen Phasenumwandlung vorlag, wurden im Anschluss an die Umwandlung eine Reihe von XRD und EBSD Messungen durchgeführt. Neben großflächigen EBSD Messungen, die einen ersten Vergleich zu den mittels XRD bestimmten globalen Texturen erlaubten, wurden auch kleinere Flächen abgerastert. Diese ermöglichten die zusätzliche Ermittlung lokaler Texturen. Die dafür ausgewählten Proben wurden jeweils unter 100 MPa zu Bainit umgewandelt, wobei eine Probe zuvor im unterkühlten austenitischen Zustand 1,5% plastisch vorverformt wurde. Abbildung 4-30 a zeigt das Ergebnis einer großflächigen EBSD Messung an einer isotherm (340 °C / 100 MPa) zu Bainit umgewandelten Probe, die zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert wurde. Die unterschiedlichen Farben kennzeichnen dabei die lokale Orientierungsverteilung in Belastungsrichtung. Deutlich sind viele unterschiedliche Varianten erkennbar, sodass die globale Textur nur geringe Ausprägungen aufwies, wie die Ergebnisse aus EBSD (Abbildung 4-30 b) und XRD Messung (Abbildung 4-30 c) übereinstimmend bestätigen. Eine starke globale Ausrichtung der Bainitvarianten während einer Umwandlung unter 100 MPa war somit nicht zu beobachten. Auch wenn der unterkühlte Austenit zuvor plastisch verformt und dann unter 100 MPa zu Bainit umgewandelt wurde, hatte dies nur geringen Einfluss auf die globale Ausprägung der Textur (siehe Anhang Abbildung A-1).

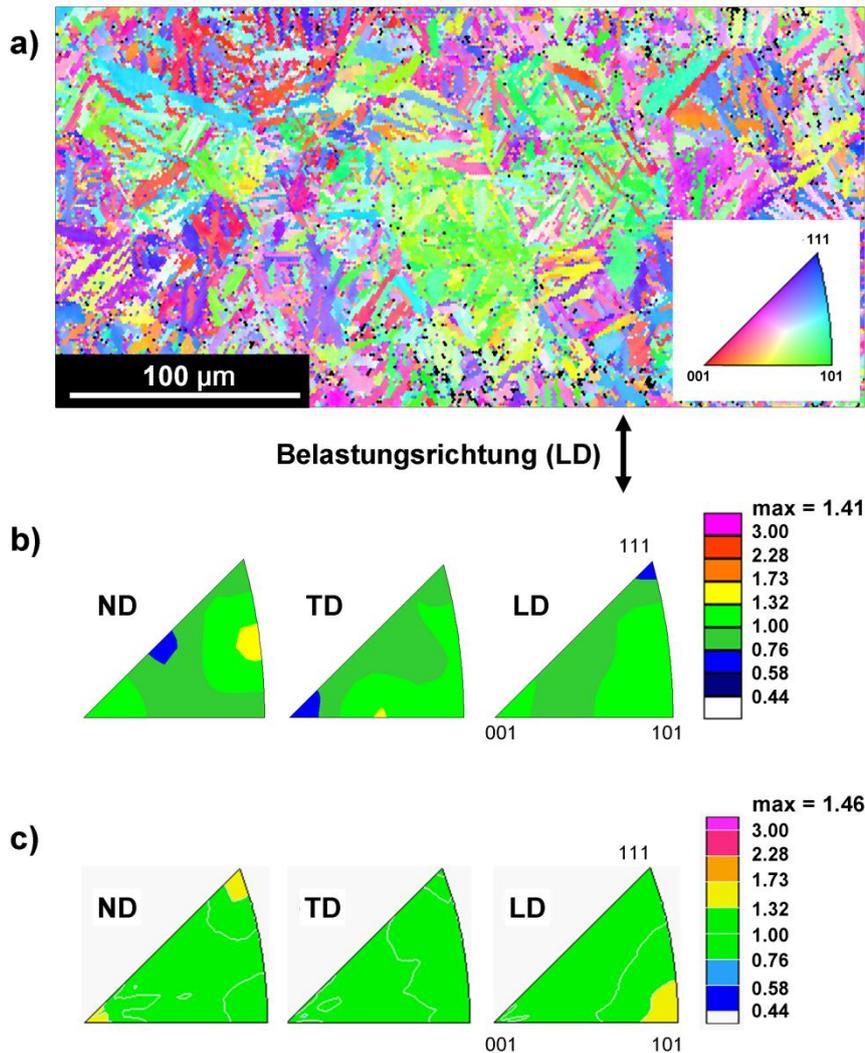


Abbildung 4-30: EBSD Aufnahme einer Probe, die nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s anschließend bei 340 °C unter einer Spannung von 100 MPa isotherm zu Bainit umgewandelt wurde. Die inversen Polfiguren aus der EBSD und der XRD Messung sind in (b) und (c) dargestellt, nach [Lam11 b]

Allerdings weisen beide unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Proben, unabhängig von der Vorverformung, eine starke lokale Textur auf, wie Abbildung 4-31 verdeutlicht. Die ermittelten maximalen Intensitäten waren dabei sehr ähnlich, wobei die Mikrostruktur deutliche Unterschiede aufwies. So führte eine Spannung von 100 MPa während der Umwandlung ohne Vorverformung zwar zu einer lokalen Variantenauswahl (Abbildung 4-31 a), nicht aber zu einer perfekten Ausrichtung innerhalb der früheren Austenitkörner. Wenn der unterkühlte Austenit hingegen 1,5% plastisch vorverformt und die Umwandlung mit 100 MPa überlagert wurde, zeigte sich eine annähernd perfekte Ausrichtung und Auswahl weniger Bainitvarianten in

einem früheren Austenitkorn (Abbildung 4-31 b). Zudem scheinen die Bainitnadeln etwas feiner zu sein als bei den unverformt unter 100 MPa umgewandelten Proben.

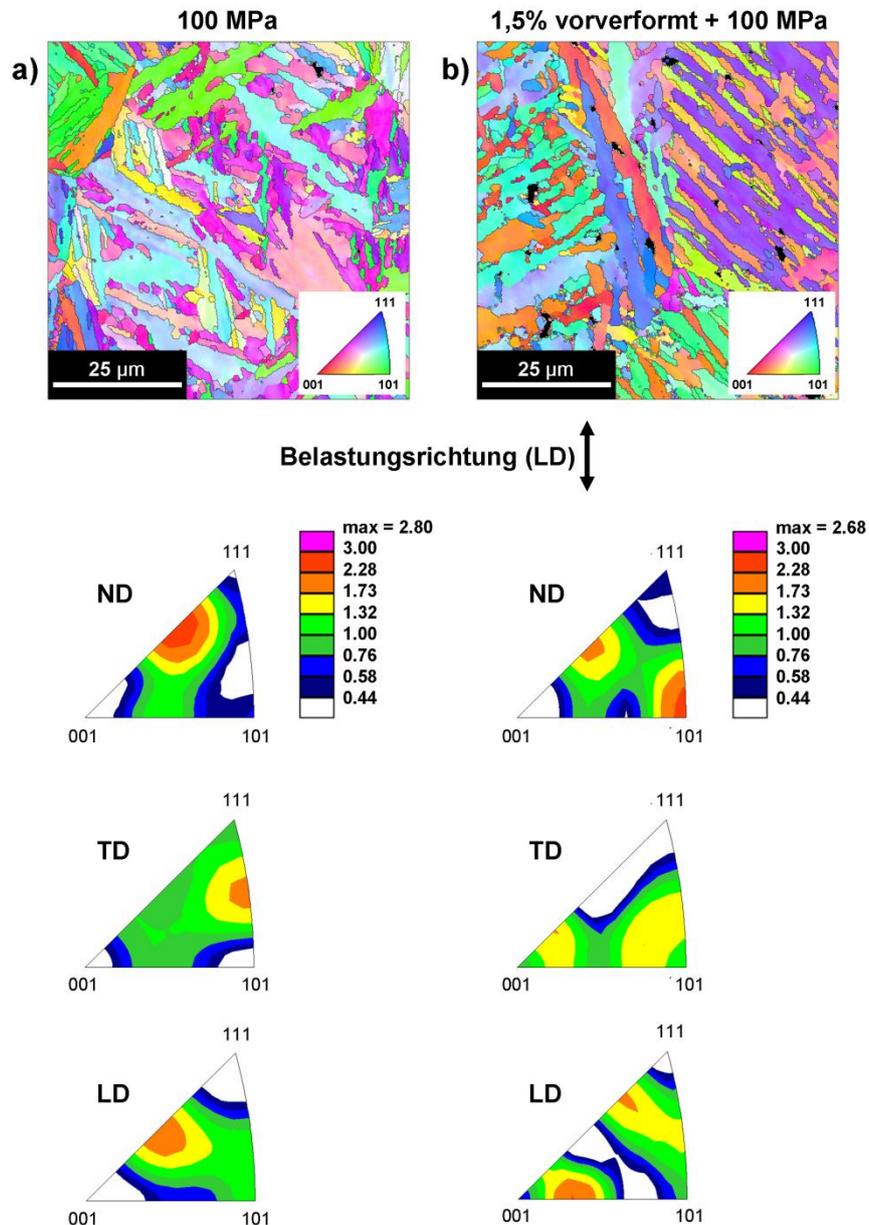


Abbildung 4-31: EBSD Aufnahmen und die dazugehörigen inversen Polfiguren von Proben, die (a) unter 100 MPa oder (b) nach 1,5% plastischer Vorverformung des unterkühlten Austenits unter 100 MPa bei 340 °C isotherm zu Bainit umgewandelt wurden. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Lam11 b]

In weiterführenden TEM Untersuchungen sollte daher geklärt werden, wie die Struktur der Bainitnadeln durch Variation des Spannungszustandes während der Umwandlung beeinflusst wird. Um zwischen dem Einfluss einer permanenten Spannung kleiner der Fließgrenze des unterkühlten Austenits, einer Vorverformung und einer Kombination aus Vorverformung und Spannung auf die sich einstellende

Nadelstruktur unterscheiden zu können, wurden Proben aus verschiedenen Umwandlungsprozessen untersucht. Abbildung 4-32 zeigt die TEM Hellfeld Aufnahmen einer 11% plastisch vorverformten (Abbildung 4-32 a), einer unter 140 MPa umgewandelten (Abbildung 4-32 b) und einer 1,5% plastisch vorverformten und dann unter 100 MPa umgewandelten Probe (Abbildung 4-32 c). Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert und bei 340 °C isotherm zu Bainit umgewandelt worden.

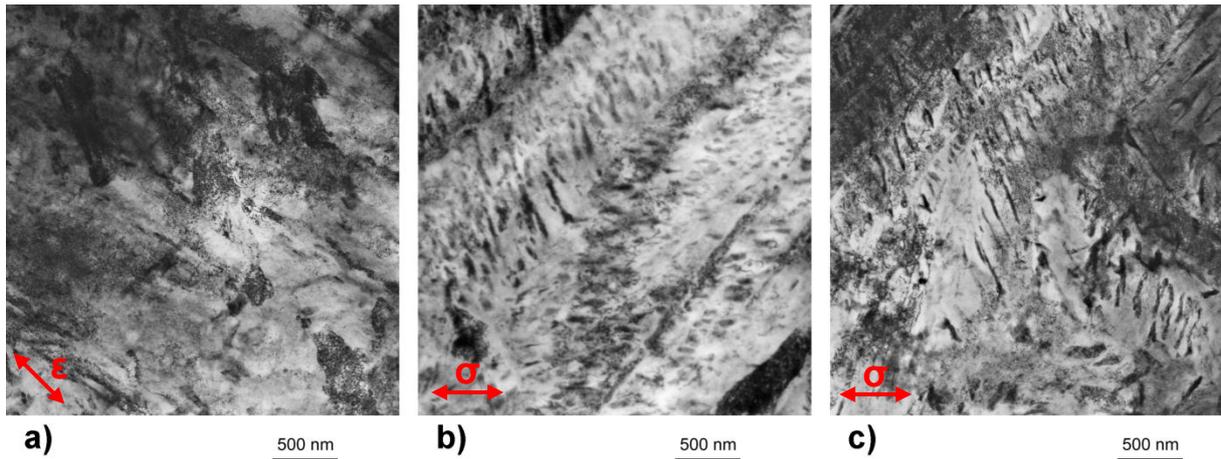


Abbildung 4-32: TEM Hellfeldaufnahmen bei 340 °C isotherm zu Bainit umgewandelter Gefüge, a) 11% plastisch vorverformt, b) 140 MPa während der Umwandlung überlagert und c) 1,5% plastisch vorverformt plus 100 MPa während der Umwandlung überlagert [Lam11 c]

Während bei der 11% vorverformten Probe kaum Nadelstrukturen zu erkennen waren (Abbildung 4-32 a), wurden bei den anderen beiden Proben Bainitnadeln sichtbar, die sich allerdings hinsichtlich ihrer Struktur deutlich voneinander unterscheiden. Zeigt die unter 140 MPa umgewandelte Probe breite Nadeln (Abbildung 4-32 b), sind bei der 1,5% plastisch vorverformten und unter 100 MPa umgewandelten Probe deutlich feinere Bainitnadeln zu erkennen (Abbildung 4-32 c). Die durch die plastische Vorverformung stark erhöhte Keimdichte scheint daher zu einer Feinung des bainitischen Gefüges zu führen. Zudem ist die Versetzungsdichte in den plastisch vorverformten Proben (Abbildung 4-32 a und Abbildung 4-32 c) höher als bei der nur unter der Wirkung einer äußeren Spannung umgewandelten Probe. Allerdings kann im TEM nur ein jeweils sehr kleiner Probenausschnitt untersucht werden, sodass nur eine qualitative Betrachtung ohne quantitative Analyse möglich erscheint.

4.4.2 Umwandlungsplastizität in der Martensitstufe

Während der kontinuierlichen martensitischen Umwandlung treten neben den umwandlungsbedingten Dehnungen auch thermische Dehnungen auf. Sollte während des Versuches ein Temperaturgradient in der Messlänge auftreten, würde dies bei der Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur zur RT zu Abweichungen zwischen dem Verlauf von Längs- und Querdehnungen mit der Temperatur führen. Wie Abbildung 4-33 verdeutlicht, trat bei den Untersuchungen in der Martensitstufe nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min kein signifikanter Temperaturgradient in der Messlänge auf, vielmehr wurde der für eine spannungslose Umwandlung erwartete isotope Verlauf der Längs- und Querdehnungen ermittelt. Auch nach Austenitisierungen bei 1050 °C für 10 s und 1200 °C für 10 s war die Volumenzunahme während einer spannungslosen martensitischen Umwandlung ungerichtet. Wenn jedoch eine Spannung von 100 MPa vor Erreichen der M_s Temperatur aufgeprägt und während der anschließenden Umwandlung konstant gehalten wurde, unterschied sich der Verlauf der Längsdehnungen deutlich von dem der Querdehnungen. Die Volumenzunahme war somit anisotrop und mit der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen verbunden.

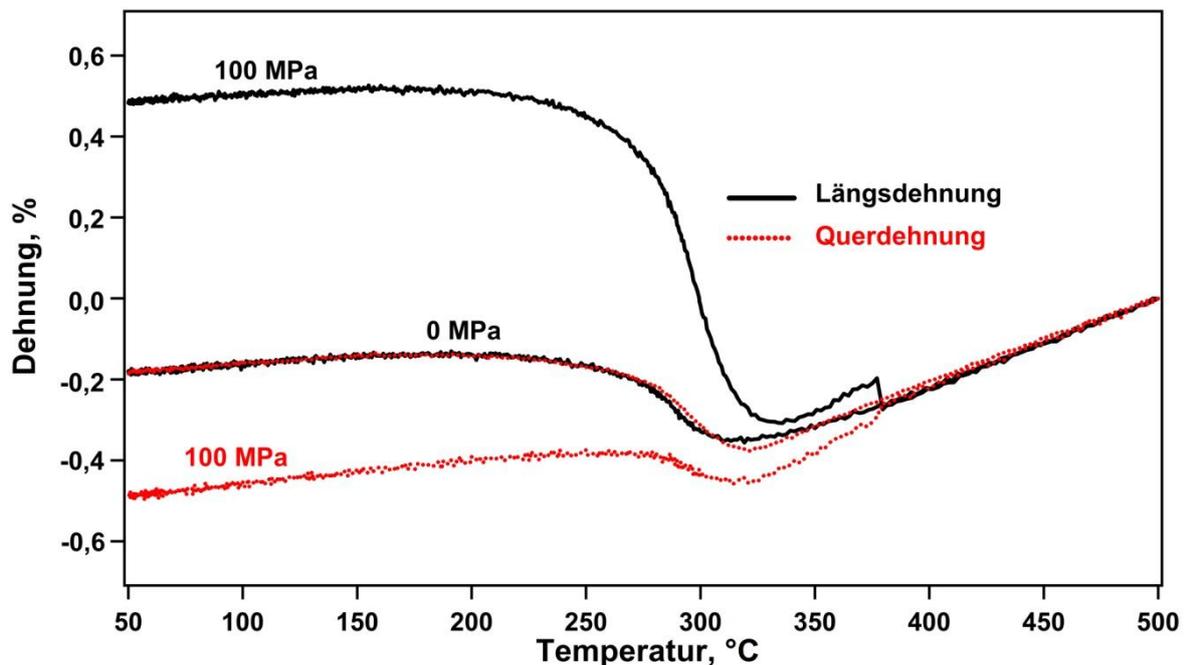


Abbildung 4-33: Entwicklung der Längs- und der Querdehnungen mit der Temperatur bei kontinuierlicher martensitischer Umwandlung unter 0 und 100 MPa überlagerter Spannung, nach [Lam10]

Abbildung 4-34 zeigt den Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Martensitanteil während einer martensitischen Umwandlung unter 100 MPa in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung. Während nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s und einer permanent überlagerten Spannung von 100 MPa am Ende der martensitischen Umwandlung umwandlungsplastische Dehnungen von etwa 0,7% vorlagen, entwickelten sich nach Austenitisierungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s jeweils nur etwa 0,55% umwandlungsplastische Dehnungen. Demnach scheint auch bei der martensitischen Umwandlung die Austenitkorngröße, die maximalen umwandlungsplastischen Dehnungen bei gleichem überlagerten Spannungsniveau maßgeblich zu bestimmen.

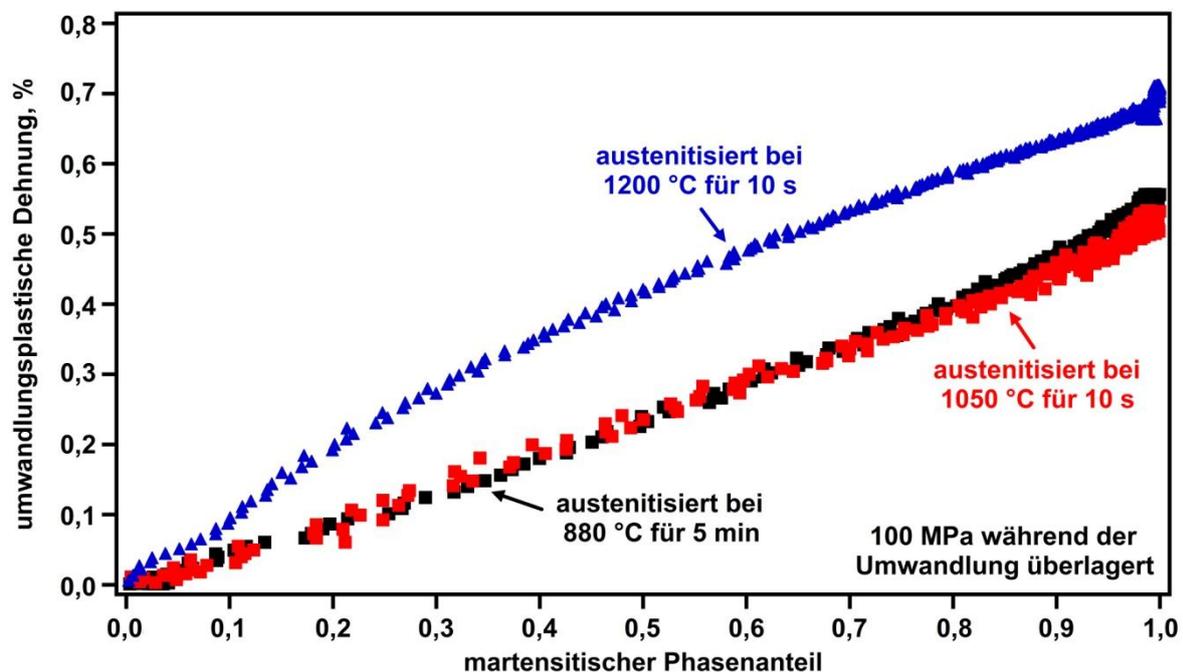


Abbildung 4-34: Einfluss der vorherigen Austenitisierungsbehandlung auf die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen während einer mit 100 MPa überlagerten kontinuierlichen martensitischen Phasenumwandlung

Da bereits bei der bainitischen Umwandlung ein Einfluss der Verformungstemperatur T^* auf das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung festgestellt werden konnte (vgl. Abbildung 4-27), war auch bei der martensitischen Umwandlung mit einem Einfluss von T^* zu rechnen. Wie Abbildung 4-35 verdeutlicht, entwickelten sich höhere umwandlungsplastische Dehnungen, wenn die plastische Vorverformung von 4% nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min bei 400 °C anstatt bei 500 oder 880 °C aufgeprägt wurde. Allerdings ist das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen mit maximal etwa 0,12% deutlich

niedriger als bei der Überlagerung einer permanenten Spannung von 100 MPa während der Umwandlung (vgl. Abbildung 4-34). Im Gegensatz dazu lag bei der isothermen bainitischen Umwandlung nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min nach einer plastischen Verformung von 5,5% als auch bei Überlagerung einer Spannung von 100 MPa während der Umwandlung eine ähnliche umwandlungsplastische Dehnung von etwa 1,0% am Ende der Umwandlung vor.

Bei der martensitischen Umwandlung scheint sich daher ein Teil der bei der plastischen Vorverformung eingebrachten Spannungsfelder während der weiteren Abkühlung bis zur Erreichung von M_s (hier $M_s = 330$ °C) aufzuheben, sodass die Volumenzunahme nur leicht gerichtet war. Wäre eine plastische Verformung bei M_s möglich, wäre dies folglich mit einem höheren inneren Spannungszustand und somit höheren umwandlungsplastischen Dehnungen verbunden. Für eine exakte Modellierung des Prozesses muss daher der Einfluss von T^* auf die Maßhaltigkeit berücksichtigt werden.

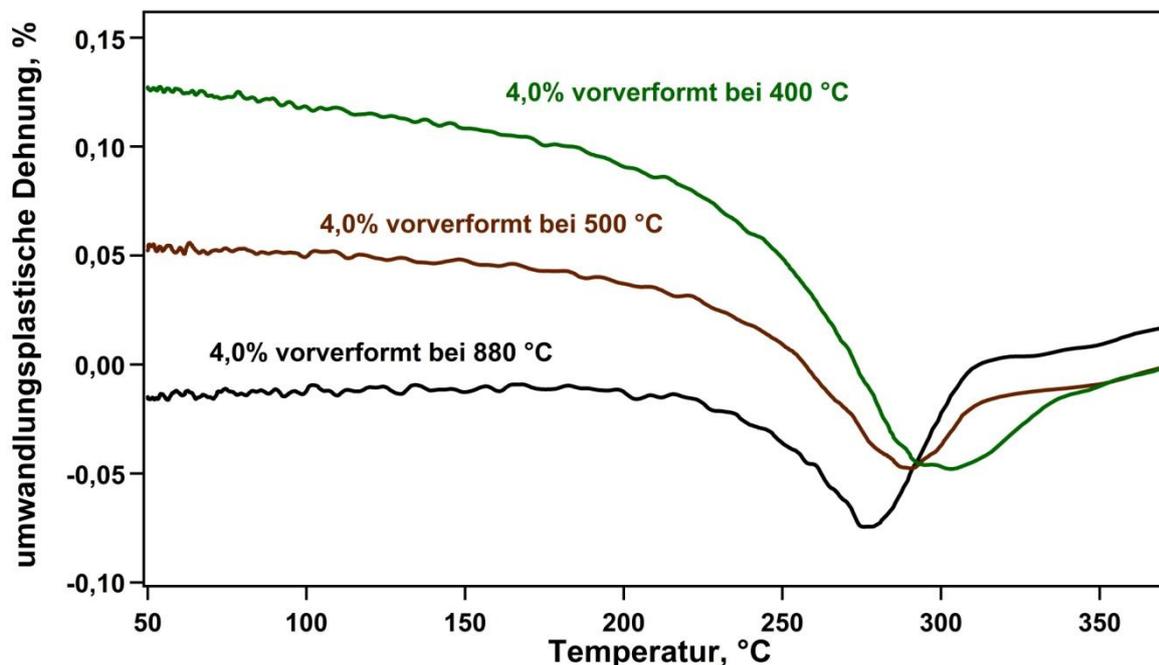


Abbildung 4-35: Einfluss der Vorverformungstemperatur T^* auf die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur während kontinuierlicher martensitischer Phasenumwandlungen. Alle Proben sind zuvor bei 880 °C für 5 min austenitisiert worden, nach [Lam10]

Wird die Phasenumwandlung nach einer plastischen Vorverformung zudem von einer Spannung überlagert, so ist die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur bei gleichem T^* und gleichem überlagerten Spannungsniveau stark von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängig

(Abbildung 4-36 und Abbildung 4-37). In diesem Fall war eine einfache Addition der in Einzelexperimenten (nur Vorverformung oder nur permanent überlagerte Spannungen) ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen zur Bestimmung der in einem kombinierten Experiment (Vorverformung + Spannung) auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen nur im Falle einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s zielführend (Abbildung 4-37, gepunktete Linie). Fand die Austenitisierung hingegen bei 880 °C für 5 min statt, führte die Addition der Einzelergebnisse zu einer deutlichen Unterschätzung der experimentell ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen (Abbildung 4-36, gepunktete Linie).

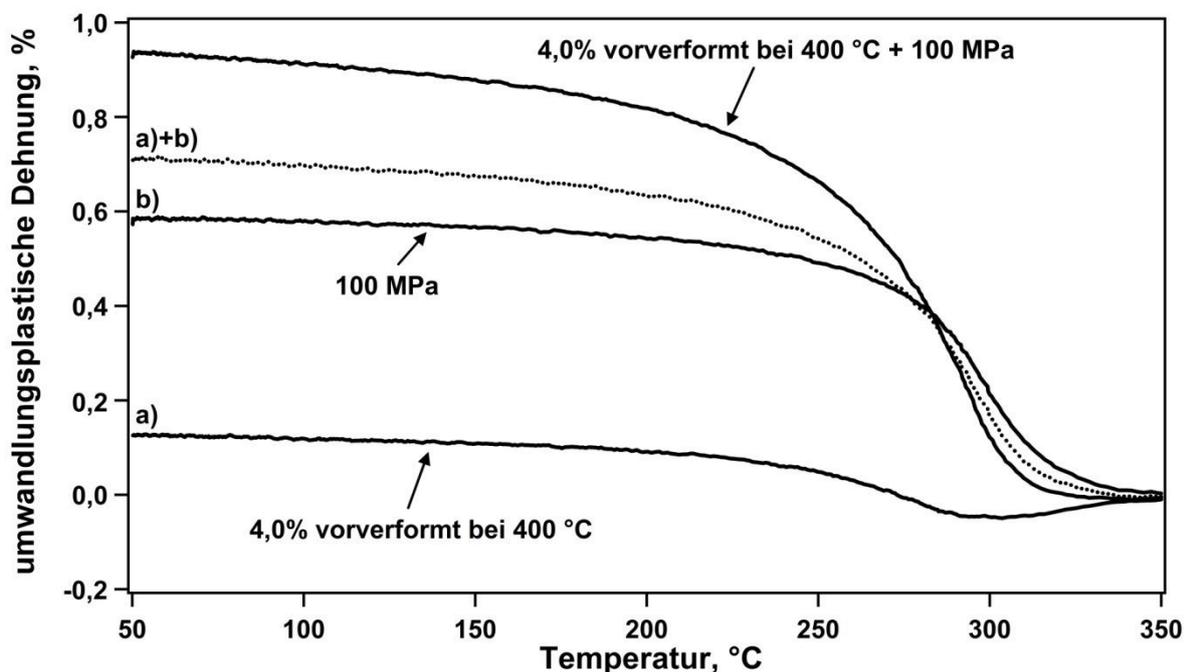


Abbildung 4-36: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur in Abhängigkeit vom Typ des Experiments (vgl. Abbildung 3-10). Alle Proben sind zuvor bei 880 °C für 5 min austenitisiert worden. Die durchgezogenen Linien repräsentieren experimentell ermittelte und die gepunktete Linie berechnete Datenpunkte, nach [Lam10]

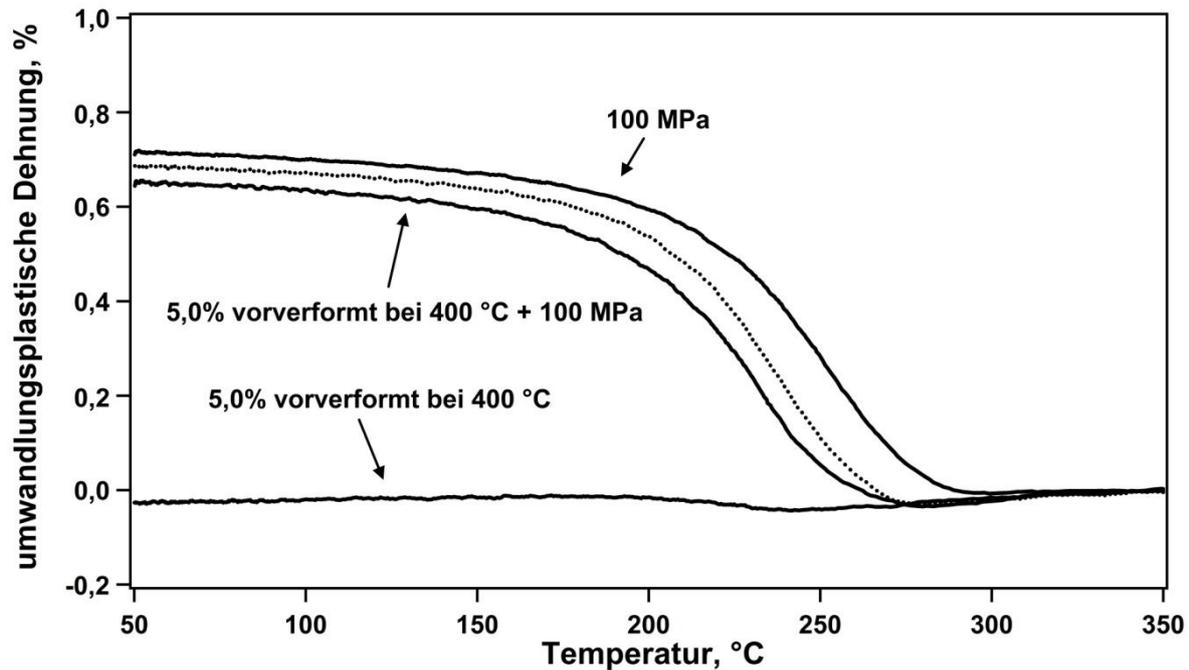


Abbildung 4-37: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur in Abhängigkeit vom Typ des Experiments (vgl. Abbildung 3-10). Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden. Die durchgezogenen Linien repräsentieren experimentell ermittelte und die gepunktete Linie berechnete Datenpunkte, nach [Lam10]

Da die Vorverformungstemperatur in beiden Fällen identisch, M_s aber unterschiedlich war (vgl. Abbildung 4-9), kann die Ursache für das beobachtete Verhalten in den jeweils abweichenden Differenzen aus T^* und M_s liegen. Nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 5 min betrug die Differenz aus T^* und M_s noch 120 °C. Wurde die Austenitisierung hingegen bei 880 °C für 5 min durchgeführt reduzierte sich die Differenz auf 70 °C. Da sich zudem die Austenitkorngrößen und das Karbidauflösungsverhalten mit der Austenitisierungsbehandlung änderten, könnten auch diese beiden Parameter ursächlich für das unterschiedliche Verhalten sein. Um einen möglichen Einfluss der Austenitkorngröße oder während der Austenitisierung nicht gelöster Karbide zu detektieren, wurden weitere Versuche nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s durchgeführt. Durch die Änderung der Probencharge und der damit verbundenen Erhöhung der Kohlenstoffkonzentration war diese Austenitisierungsbehandlung im Vorfeld der martensitischen Umwandlung nicht länger ausreichend um alle Karbide aufzulösen. Da die Behandlung zudem zur gleichen Austenitkorngröße wie die Austenitisierung bei 880 °C für 5 min führte, konnte somit eindeutig ein Einfluss der Parameter Austenitkorngröße und Karbide

detektiert oder ausgeschlossen werden. Wie Abbildung 4-38 zeigt, war auch nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s eine Addition der in Einzelexperimenten (vgl. Abbildung 3-10 a und b) ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen zur Bestimmung der in einem kombinierten Experiment (vgl. Abbildung 3-10 c) auftretenden Werte annähernd möglich. Daher sind im Falle der vorherigen Austenitisierung bei 880 °C für 5 min weder Austenitkorngröße noch Karbide für die überproportionale Zunahme der umwandlungsplastischen Dehnungen bei kombinierter Belastung aus Vorverformung und überlagerter Spannung während der Umwandlung verantwortlich.

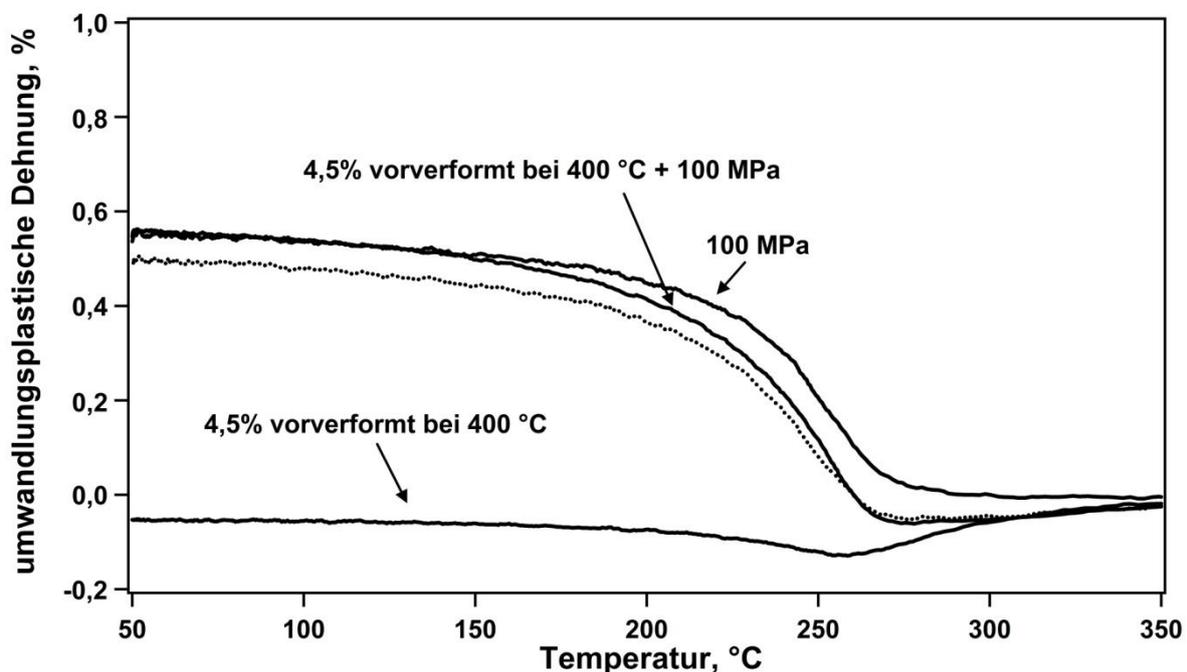


Abbildung 4-38: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur in Abhängigkeit vom Typ des Experiments (vgl. Abbildung 3-10). Alle Proben sind zuvor bei 1050 °C für 10 s austenitisiert worden. Die durchgezogenen Linien repräsentieren experimentell ermittelte und die gepunktete Linie berechnete Datenpunkte, nach [Lam10]

Vielmehr erscheint die Differenz zwischen T^* und M_s , die nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s noch 100 °C betrug, maßgeblich zu sein. Wurde wie im Falle der Austenitisierung bei 880 °C für 5 min die Vorverformung nur 70 °C oberhalb der M_s Temperatur aufgeprägt, sodass T^*-M_s dementsprechend klein war, lagen bei M_s noch hohe innere Spannungen vor, die in dem kombinierten Experiment dann durch zusätzliche äußere Spannungen überlagert wurden. Insgesamt war dies mit einem deutlich erhöhten Gesamtspannungsniveau verbunden, das zu einer stärkeren

lokalen Variantenauswahl und somit zu einer im Vergleich zu den Einzelexperimenten überproportionalen Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen führte (Abbildung 4-36). Um zu zeigen, dass eine Erhöhung der Vorverformungstemperatur nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min und der damit einhergehenden Vergrößerung der Differenz aus T^* und M_s zu einer Reduktion der umwandlungsplastischen Dehnungen in einem kombinierten Experiment führt, wurden weitere Versuche durchgeführt. Wie Abbildung 4-39 verdeutlicht, ist das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der martensitischen Umwandlung um fast 25% kleiner, wenn die Vorverformung in einem kombinierten Experiment bei 500 °C statt 400 °C aufgeprägt wurde. Zudem ist nun auch eine Abschätzung der umwandlungsplastischen Dehnungen für ein Experiment, das eine Vorverformung mit der Überlagerung einer permanenten Spannung während der Umwandlung kombiniert, aus den in den Einzelexperimenten ermittelten Werten möglich.

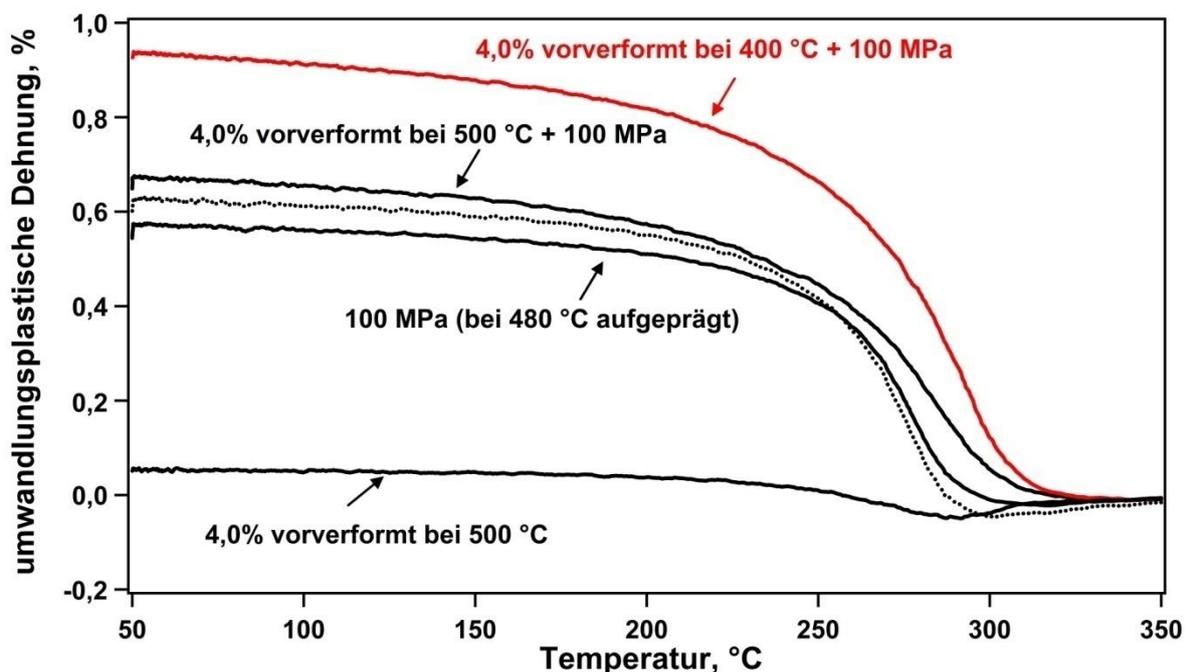


Abbildung 4-39: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur in Abhängigkeit vom Typ des Experiments (vgl. Abbildung 3-10). Alle Proben sind zuvor bei 880 °C für 5 min austenitisiert worden. Die durchgezogenen Linien repräsentieren experimentell ermittelte und die gepunktete Linie berechnete Datenpunkte, nach [Lam10]

4.5 Umwandlungsverhalten in der Bainit-Martensitstufe

Der während der isothermen Haltezeit gebildete Bainitanteil bleibt bei der anschließenden Abkühlung und der damit verbundenen weiteren Umwandlung des noch vorhandenen unterkühlten Austenits zu Martensit konstant, sodass der temperaturabhängige Martensitanteil $w_M(T)$ bei bekanntem Bainitanteil w_B und der Annahme, dass der Austenit am Ende der Abkühlung vollständig zu Bainit und Martensit umgewandelt ist, wie folgt bestimmt werden kann:

$$w_M(T) = \frac{\frac{\Delta V}{V}(T) - \left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_{A,B}}{\left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_{B,M} - \left(\frac{\Delta V}{V}(T)\right)_{A,B}} \cdot (1 - w_B) \quad \text{Gleichung 4-3}$$

Neben der bei der Temperatur T vorliegenden Volumenänderung $V(T)$ müssen die temperaturabhängigen Volumenänderungen der austenitisch-bainitischen Phase $V_{A,B}(T)$, sowie der bainitisch-martensitischen Phase $V_{B,M}(T)$ bekannt sein. Hierbei wird ein linearer Zusammenhang zwischen dem für das jeweilige Phasengemisch geltenden Volumenausdehnungskoeffizienten $\beta_{A,B}$ (Austenit + Bainit) bzw. $\beta_{B,M}$ (Bainit + Martensit) und der Temperaturdifferenz ΔT unterstellt (vgl. Kapitel 4.2). Allerdings sind die Volumenausdehnungskoeffizienten nicht im gesamten Temperaturbereich konstant [Kop01], sodass für die Bestimmung der temperaturabhängigen Volumenänderungen streng genommen temperaturabhängige Werte für $\beta_{A,B}$ und $\beta_{B,M}$ verwendet werden müssten. Da dies im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt wurde, ist auch die Auswertung der bainitisch-martensitischen Umwandlungsversuche wie schon die Auswertung der martensitischen Umwandlungsversuche mit einem kleinen, tolerierbaren Fehler verbunden [Ahr03]. Abbildung 4-40 gibt das Vorgehen zur Bestimmung des temperaturabhängigen martensitischen Phasenanteils bei bekanntem Bainitanteil grafisch wieder.

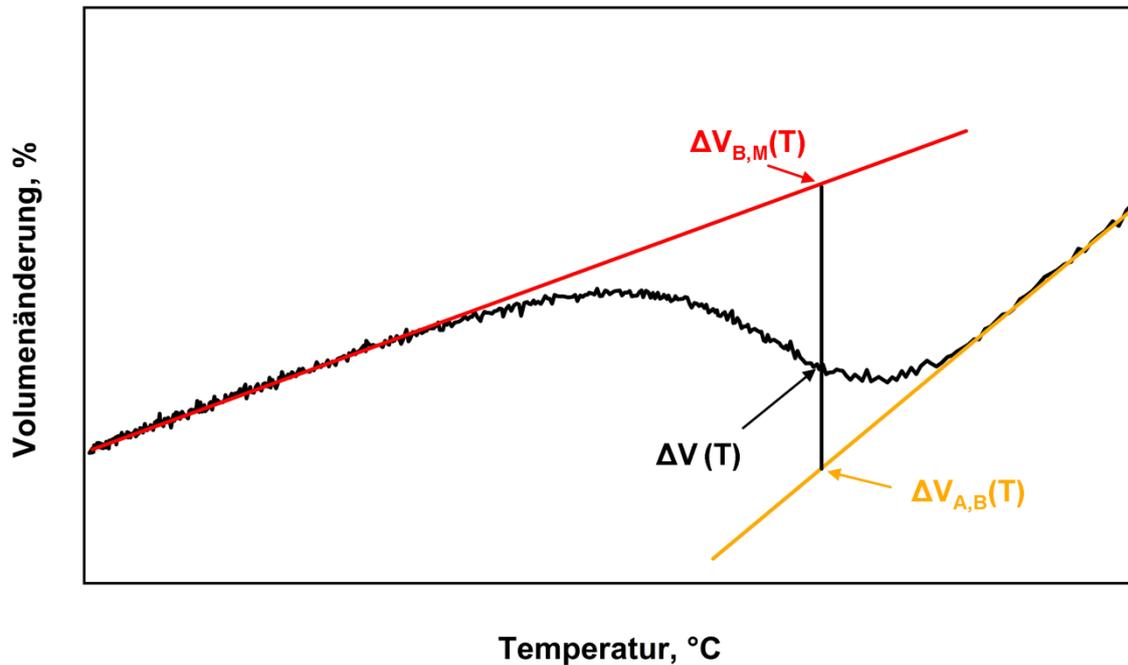


Abbildung 4-40: Darstellung des Prinzips zur Ermittlung der Phasenanteile der bainitisch-martensitischen Mischgefüge

Um Umwandlungsverhalten und mechanische Eigenschaften der Mischgefüge nach Austenitisierungen bei 880 °C für 5 min und 1200 °C für 10 s sinnvoll vergleichen zu können, wurden jeweils gezielt Bainitanteile von 30%, 60% und 75% eingestellt. Die dafür benötigten isothermen Haltezeiten wurden jeweils auf Grundlage der bei einer vollständigen isothermen bainitischen Umwandlung vorliegenden maximalen Längenänderungen abgeschätzt. Um dieses Vorgehen zu verifizieren, wurden im Anschluss an die Umwandlung XRD Messungen an der {110} Ebene durchgeführt (vgl. Anhang Abbildung A-2). Aus den bestimmten maximalen Intensitäten wurde ein Verhältnis zu den an 100% bainitischen und vollständig martensitischen Proben ermittelten Maximalwerten gebildet, um den jeweiligen Bainitanteil abzuschätzen. Da die gezielt eingestellten Bainitanteile mit diesem sehr einfachen Ansatz gut bestätigt werden konnten, werden die verschiedenen Mischgefüge im Folgenden mit 30%, 60% oder 75% Bainit gekennzeichnet.

In der Abbildung 4-41 ist die Entwicklung der Volumenänderung mit der Temperatur bei spannungsloser Umwandlung nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s für verschiedene isotherm bei 340 °C eingestellte Bainitanteile dargestellt. Aufgrund der verwendeten konduktiven Erwärmung der Proben, kam es bis kurz nach dem Ausschalten der Heizung zu einer Verfälschung der über das angeschweißte Thermoelement ermittelten Temperaturen, sodass im Temperaturbereich zwischen

310 und 340 °C keine Messwerte angegeben werden können. Es wird dennoch deutlich, dass der Start der martensitischen Umwandlung mit zunehmendem Bainitanteil zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird. Betrug die M_s Temperatur bei einer reinen martensitischen Umwandlung noch 280 °C, wurde nach einem vorher isotherm gebildeten Bainitanteil von 75% eine M_s Temperatur von nur 210 °C ermittelt. Der Abfall der M_s Temperatur wird generell mit einer Kohlenstoffanreicherung des noch nicht umgewandelten unterkühlten Austenits während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung erklärt [Ahr03]. Demnach steigt die Kohlenstoffanreicherung im Austenit mit dem isotherm gebildeten Bainitanteil, was zu einer höheren Stabilisierung des noch nicht umgewandelten Austenits und somit niedrigeren M_s Temperaturen führt.

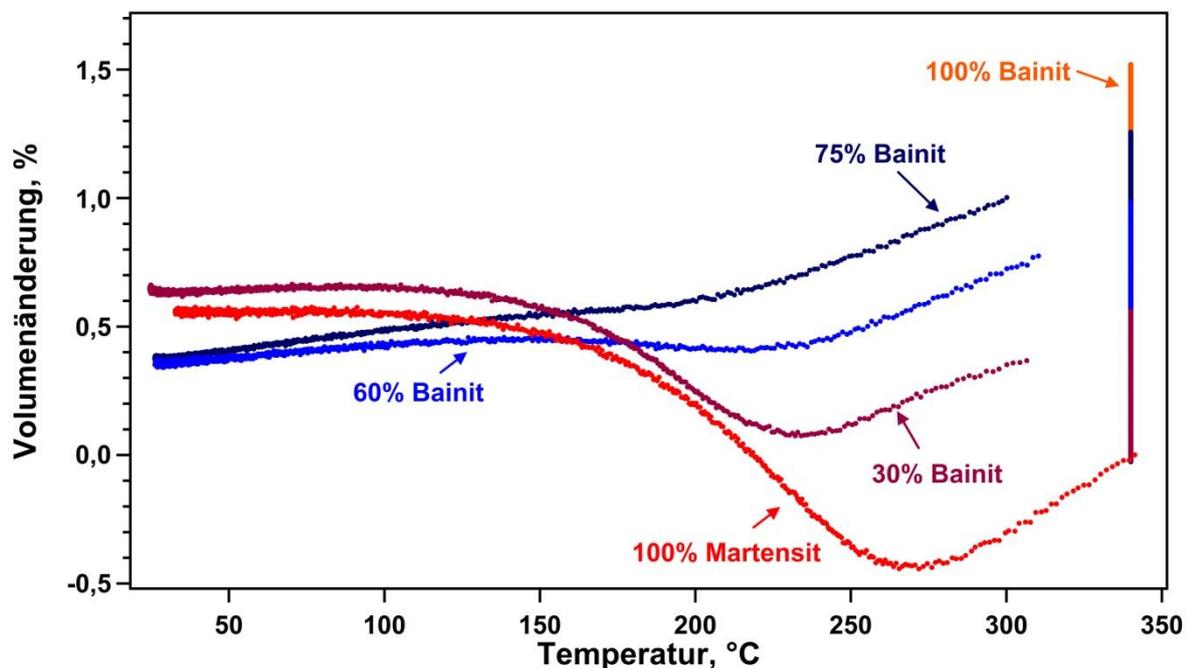


Abbildung 4-41: Verlauf der Volumenänderung mit der Temperatur nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s für verschiedene isotherm bei 340 °C eingestellte Bainitanteile, nach [Hol11]

Unter Verwendung der Gleichung 4-3 kann aus dem dargestellten Volumenänderung-Temperatur-Diagramm (Abbildung 4-41) die Entwicklung des jeweiligen bainitischen und martensitischen Phasenanteils mit der Temperatur bestimmt werden (Abbildung 4-42). Die Reduktion der M_s Temperatur mit steigendem Bainitanteil wird auch hier sichtbar. Allerdings konnten aufgrund der sich im Bereich der M_s Temperaturen schneidenden Volumenausdehnungsgeraden der austenitisch-

bainitischen und bainitisch-martensitischen Phasen bei hohem Bainitanteil keine exakten M_s Temperaturen bestimmt werden.

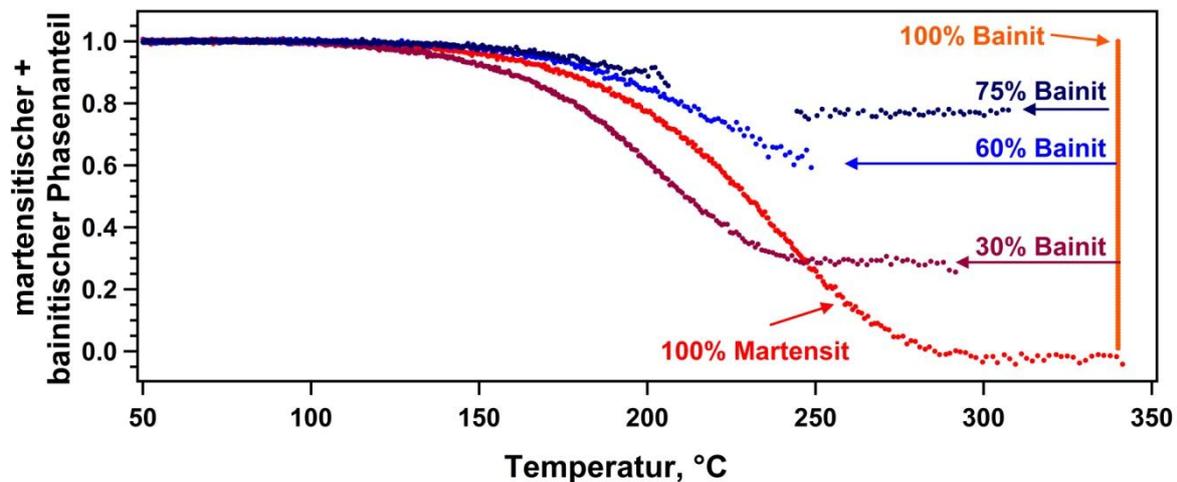


Abbildung 4-42: Verlauf des bainitischen und martensitischen Phasenanteils mit der Temperatur nach einer vorherigen Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s und verschiedene isotherm bei 340 °C eingestellte Bainitanteile

Auch nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min wurde ein Abfall der M_s Temperatur mit steigendem isotherm gebildeten Bainitanteil beobachtet, wie Abbildung 4-43 verdeutlicht.

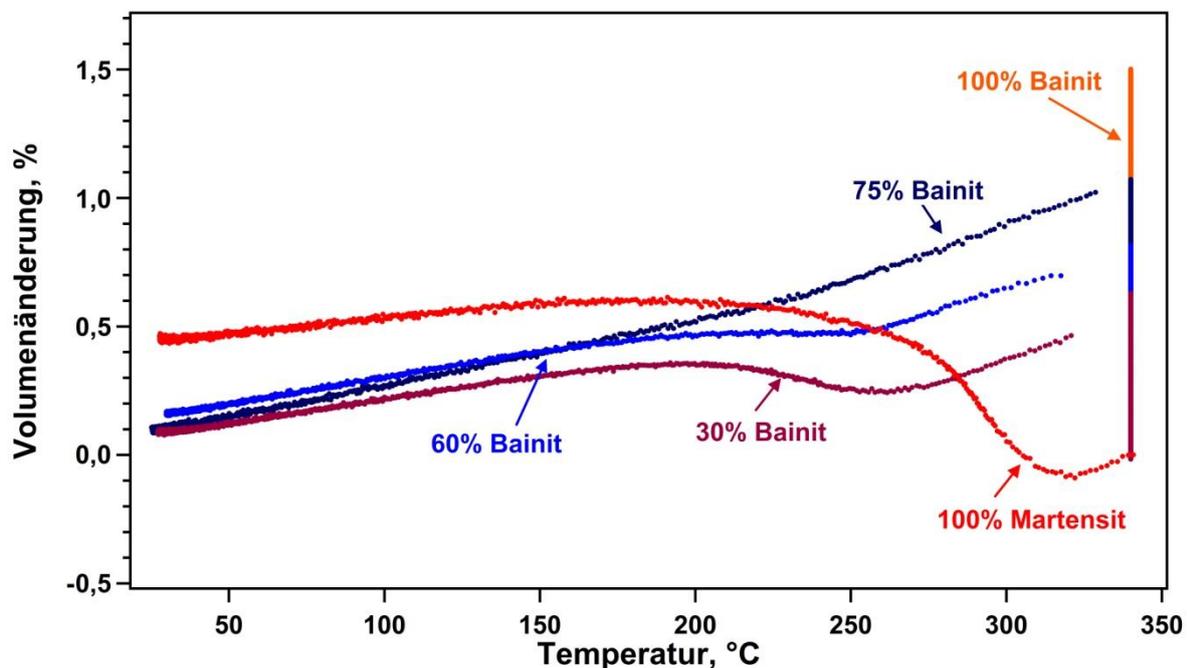


Abbildung 4-43: Verlauf der Volumenänderung mit der Temperatur nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min für verschiedene isotherm bei 340 °C eingestellte Bainitanteile, nach [Hol11]

Allerdings lagen die jeweiligen M_s Temperaturen generell höher als nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Die ermittelten M_s Temperaturen in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und dem isotherm bei 340 °C eingestellten Bainitanteil sind in Tabelle 4-3 zusammengefasst.

Tabelle 4-3: Ermittelte M_s Temperaturen in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und dem bei 340 °C isotherm eingestellten Bainitanteil

Isotherm bei 340 °C eingestellter Bainitanteil (%)	M_s (°C) (austenitisiert bei 1200 °C für 10 s)	M_s (°C) (austenitisiert bei 880 °C für 5 min)
0	280	330
30	245	275
60	230	255
75	210	235

Im realen Schmiedeprozess erfolgen die Umwandlungen allerdings nicht spannungslos. Vielmehr treten lokal hohe Verformungsgrade und Spannungen auf, die das Phasenumwandlungsverhalten massiv beeinflussen (vgl. Kapitel 4.3 und 4.4).

Um zwischen dem Einfluss von Spannungen, mit und ohne vorherige plastische Verformung des unterkühlten Austenits auf das bainitisch-martensitische Umwandlungsverhalten, unterscheiden zu können, wurde im Rahmen dieser Arbeit jeweils gezielt ein Bainitanteil von etwa 60 % eingestellt. Die dafür benötigten Haltezeiten wurden anhand der bei einer vollständigen bainitischen Umwandlung maximal auftretenden Längsdehnungen bestimmt. Wie Abbildung 4-44 zeigt, war die Entwicklung der Längsdehnung mit der Zeit für eine vollständige bainitische Umwandlung (durchgezogene Linie) und eine bainitisch-martensitische Umwandlung (gestrichelte Linie) während der isothermen Haltezeit und unter der Wirkung gleicher Spannungszustände sehr ähnlich. Das gewählte Vorgehen führte daher im Rahmen der Messgenauigkeit zu den jeweils gewünschten Bainitanteilen von etwa 60% und erlaubte einen Vergleich zwischen dem Umwandlungsverhalten unter der Wirkung einer externen Spannung mit und ohne zusätzlich durch plastische Vorverformung eingebrachte innere Spannungen.

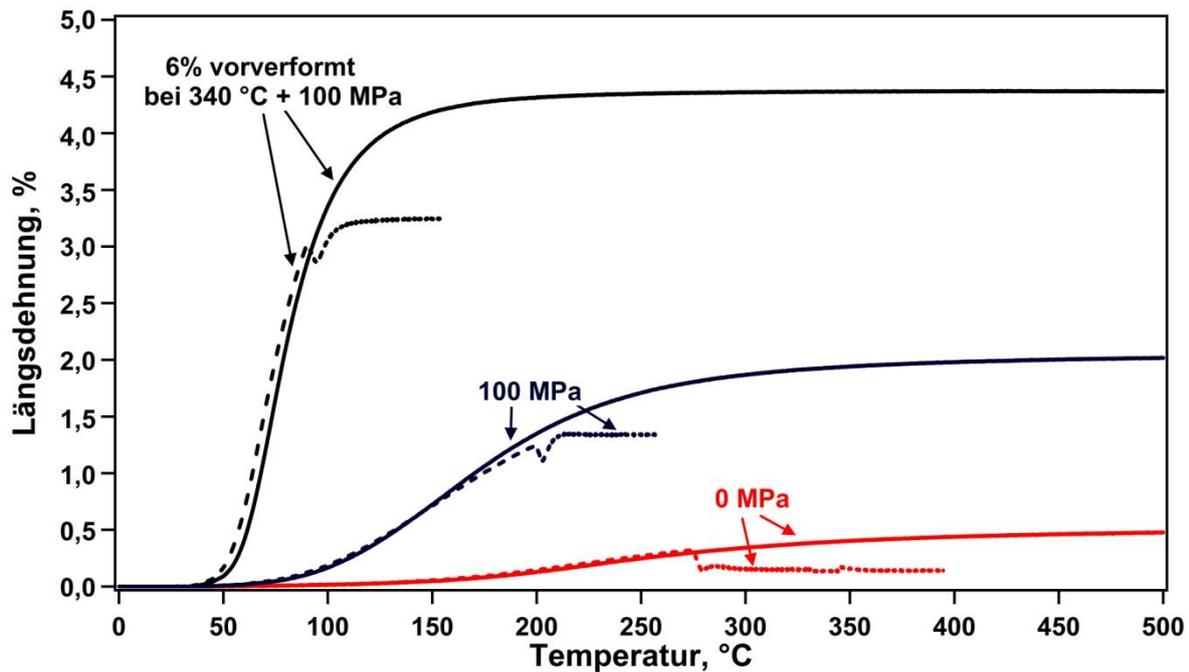


Abbildung 4-44: Entwicklung der Längsdehnungen mit der Zeit während der bainitischen und der bainitisch-martensitischen Phasenumwandlung unter der Wirkung verschiedener Spannungen. Alle Proben sind bei 1200°C für 10 s austenitisiert und anschließend bei 340 °C für verschiedene Zeiten isotherm gehalten worden

Insbesondere die Vorverformung des unterkühlten Austenits vor der Umwandlung führte zu einer deutlichen Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. Wie Abbildung 4-45 zeigt, konnte durch eine 6%-ige Vorverformung des unterkühlten Austenits und einer anschließenden Überlagerung von 100 MPa während der Umwandlung die isotherme Haltezeit zur Einstellung eines Bainitanteils von 60% im Vergleich zu einer spannungslosen Umwandlung um fast 200 s reduziert werden.

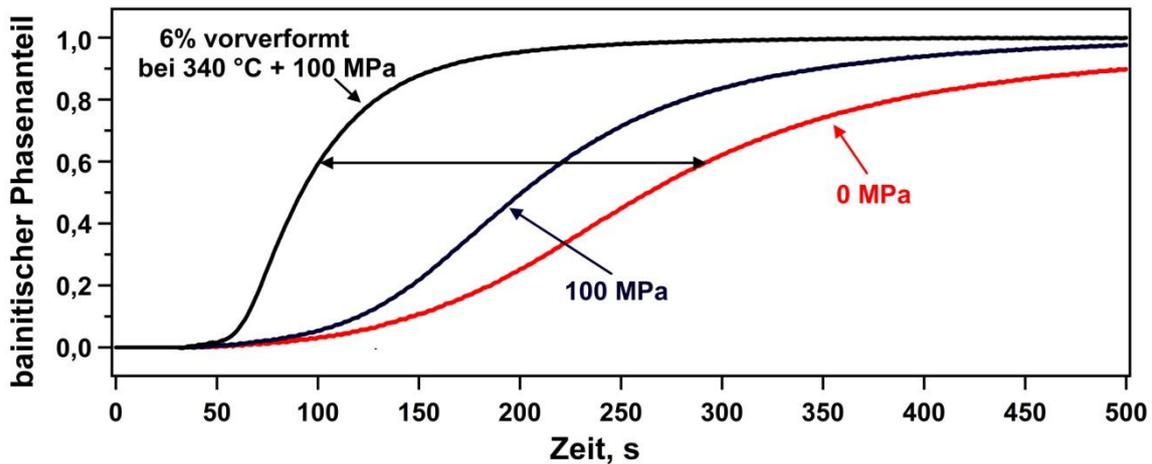


Abbildung 4-45: Beschleunigte Einstellung eines isothermen Bainitanteils von 60% durch Überlagerung einer Spannung von 100 MPa während der Umwandlung (mit und ohne 6%-ige Vorverformung).

Allerdings entwickelten sich bei der spannungsüberlagerten Phasenumwandlung umwandlungsplastische Dehnungen, die die Maßhaltigkeit negativ beeinflussen können. So traten nach einer 6%-igen plastischen Vorverformung und einer anschließend überlagerten Spannung von 100 MPa während der Umwandlung bis zur Erreichung eines Bainitanteils von 60% bereits umwandlungsplastische Dehnungen in Höhe von ca. 2,6% auf, wie Abbildung 4-46 verdeutlicht.

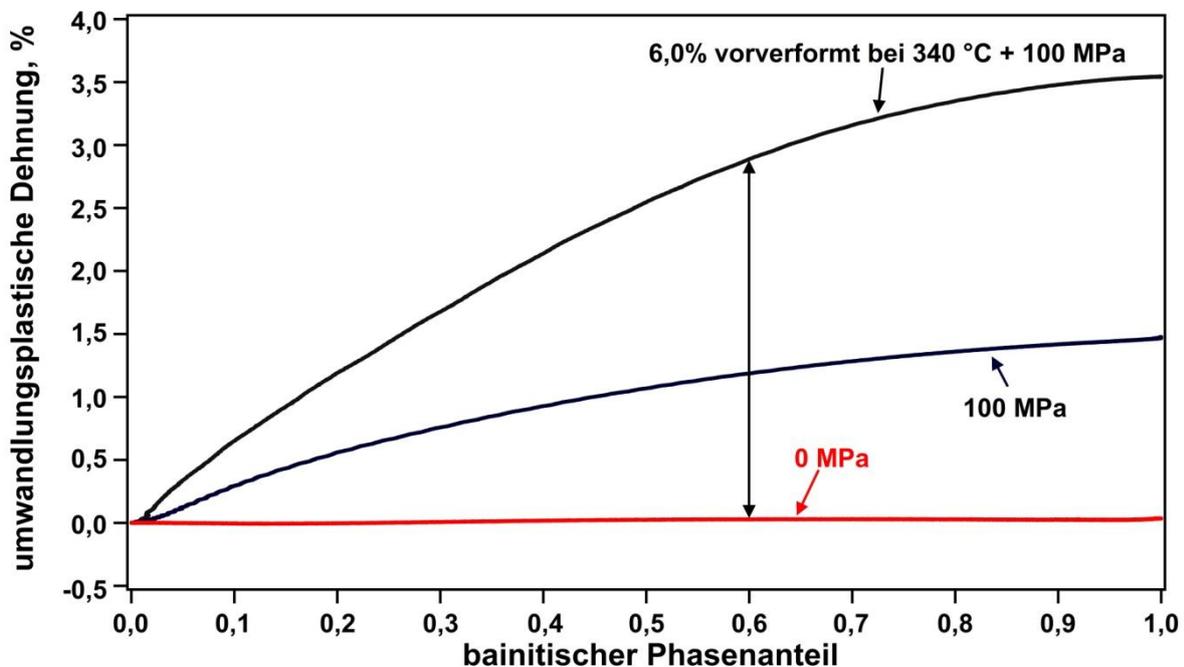


Abbildung 4-46: Darstellung der auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen bei gezielter Einstellung eines Bainitanteils von 60% unter einer aufgeprägten Spannung von 100 MPa (mit und ohne plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits), nach [Lam11 b]

Wurden die Proben nach Erreichen eines isotherm gebildeten Bainitanteils von 60% abgekühlt, entwickelten sich während der anschließenden martensitischen Umwandlung weitere umwandlungsplastische Dehnungen (Abbildung 4-47). Dargestellt ist die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen für Umwandlungen unter 100 MPa externe Spannung, mit und ohne plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden. Während bei der rein martensitischen Umwandlung (durchgezogene Linien) die Vorverformung bei 400 °C und die anschließende Überlagerung von 100 MPa zu ungefähr gleichen umwandlungsplastischen Dehnungen führte wie eine Überlagerung von 100 MPa ohne vorherige Vorverformung, so ergaben sich bei der bainitisch-martensitischen Umwandlung deutliche Unterschiede (gepunktete Linien). Nicht nur, dass die Kombination aus Vorverformung und Überlagerung von 100 MPa bei der isothermen Umwandlungstemperatur von 340 °C zu höheren umwandlungsplastischen Dehnungen während der bainitischen Umwandlung führte, auch traten während der anschließenden martensitischen Umwandlung höhere umwandlungsplastische Dehnungen auf. Bei rein spannungsüberlagerter Umwandlung wurden zusätzliche umwandlungsplastische Dehnungen während der martensitischen Umwandlung in Höhe von etwa 0,15% ermittelt, während nach vorheriger Vorverformung (plus 100 MPa) mit zusätzlichen 0,40% umwandlungsplastischen Dehnungen ein fast dreimal so hoher Wert bestimmt wurde (vgl. Abbildung 4-47). Demnach scheint die vor der bainitischen Umwandlung aufgeprägte plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits auch während der martensitischen Umwandlung noch die Maßhaltigkeit zu beeinflussen, was wiederum auf einen großen Einfluss von T^* auf die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen hindeutet (vgl. Kapitel 4.4).

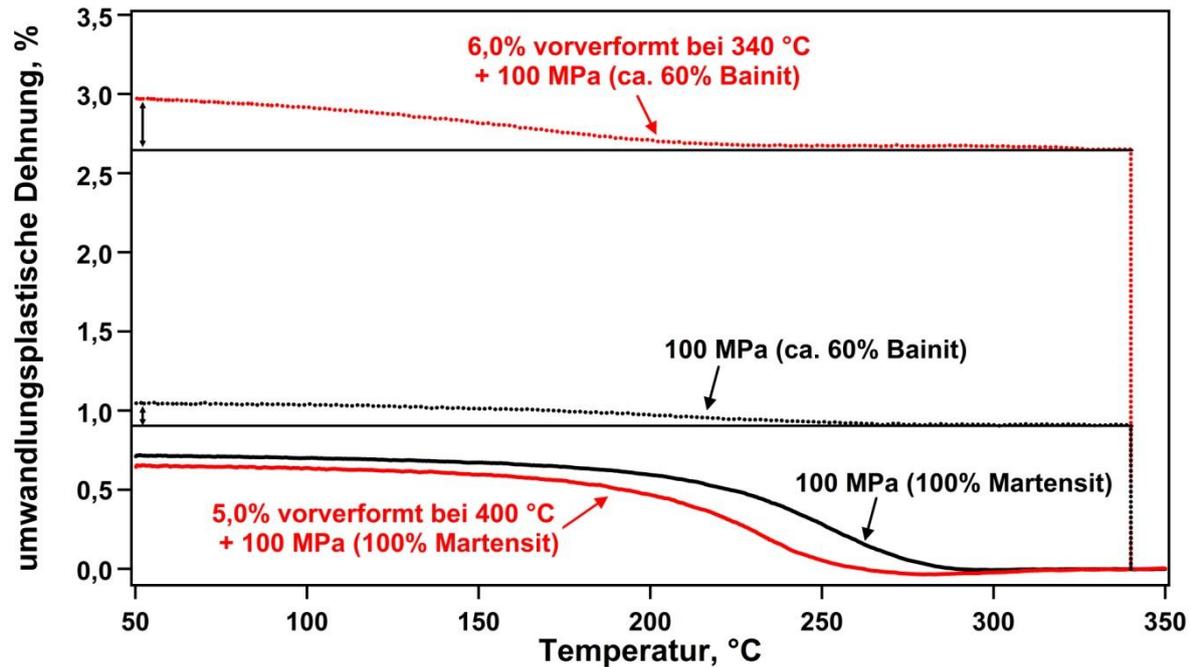


Abbildung 4-47: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Temperatur bei bainitisch-martensitischen und martensitischer Umwandlung unter der Wirkung einer Spannung von 100 MPa (mit sowie ohne 6%-ige Vorverformung des unterkühlten Austenits), nach [Hol11, Lam10]

4.6 Mechanische Eigenschaften der resultierenden Gefüge

Die mit dem thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozess hergestellten Bauteile können, je nach späterem Anwendungsfall, verschiedenen Belastungen unterliegen. Für eine Optimierung der lokalen Gefüge und damit der örtlichen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfade im Prozess, müssen daher die monotonen und die zyklischen Eigenschaften der möglichen Gefüge ermittelt werden. Während in Kapitel 4.6.1 die monotonen Eigenschaften des bainitischen, des bainitisch-martensitischen und des martensitischen Gefüges vorgestellt werden, stehen in Kapitel 4.6.2 die zyklischen Eigenschaften der Gefüge im Fokus der Untersuchungen.

4.6.1 Monotone Eigenschaften der resultierenden Gefüge

a) Spannung-Dehnung-Verhalten

Abbildung 4-48 zeigt das Spannung-Dehnung-Verhalten verschiedener nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min spannungslos in der Bainit-Martensitstufe

umgewandelter Proben, wobei der jeweilige Bainitanteil jeweils gezielt bei einer isothermen Haltetemperatur von 340 °C eingestellt wurde. Deutlich zu erkennen ist, dass die Bruchdehnung mit dem Bainitanteil steigt. Während das rein martensitische Gefüge aufgrund der hohen Kerbempfindlichkeit ohne nennenswerte Plastizität versagte, wurde bei dem 100% bainitischen Gefüge eine Gesamtdehnung von etwa 8% ermittelt. Zudem stiegen die Zugfestigkeiten mit dem Bainitanteil an, allerdings nur bis zur Erreichung eines Bainitanteils von etwa 60%. Für dieses Mischgefüge wurde eine Zugfestigkeit von 1940 MPa ermittelt. Mit weiter steigendem Bainitanteil fallen die Zugfestigkeiten dann wieder ab und erreichen bei vollständig bainitischem Gefüge einen minimalen Wert von etwa 1500 MPa. Eine lineare Mischungsregel für das bainitisch-martensitische Mischgefüge des 51 CrV 4 Stahls ist nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min demnach nicht anwendbar. Vielmehr scheint bereits bei kleinen martensitischen Phasenanteilen im Gefüge die hohe Kerbempfindlichkeit des Martensits die mechanischen Eigenschaften negativ zu beeinflussen.

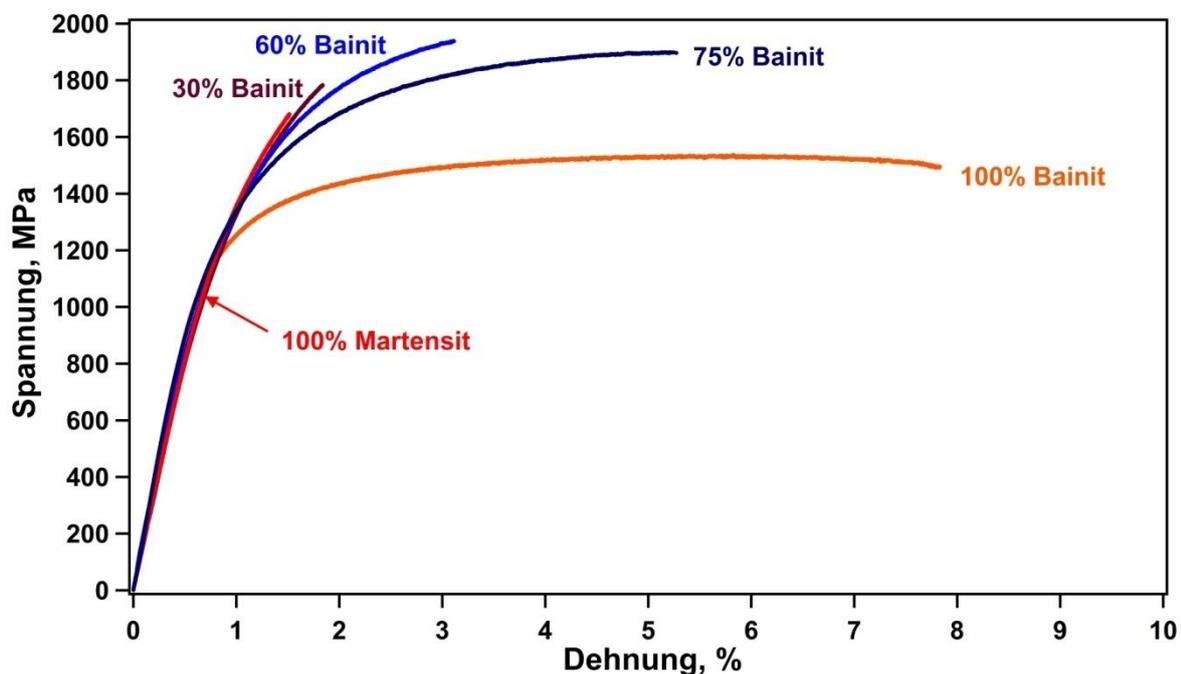


Abbildung 4-48: Einfluss des isotherm bei 340 °C gezielt eingestellten Bainitanteils auf das Spannung-Dehnung-Verhalten der bainitisch-martensitischen Mischgefüge bei RT. Alle Proben wurden zuvor bei 880 °C für 5 min austenitisiert, nach [Lam11]

Auch nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s ist ein Anstieg der Bruchdehnungen mit steigendem Bainitanteil festzustellen (Abbildung 4-49). Allerdings liegen die ermittelten Bruchdehnungen der Mischgefüge, mit Ausnahme

des vollständig bainitisch umgewandelten Gefüges, immer deutlich unter den Werten nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min. So versagten das rein martensitische sowie das 30%-ige bainitische Gefüge bereits im elastischen Bereich. Auch nach Einstellung eines Bainitanteils von 75% versagte die Probe ohne nennenswerte plastische Verformung. Zudem waren die jeweils ermittelten Zugfestigkeiten der Mischgefüge kleiner, wenn die vorherige Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s anstatt bei 880 °C für 5 min durchgeführt wurde. Demnach reicht nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s bereits ein kleiner martensitischer Phasenanteil aus, um das Spannung-Dehnung-Verhalten deutlich negativ zu beeinflussen.

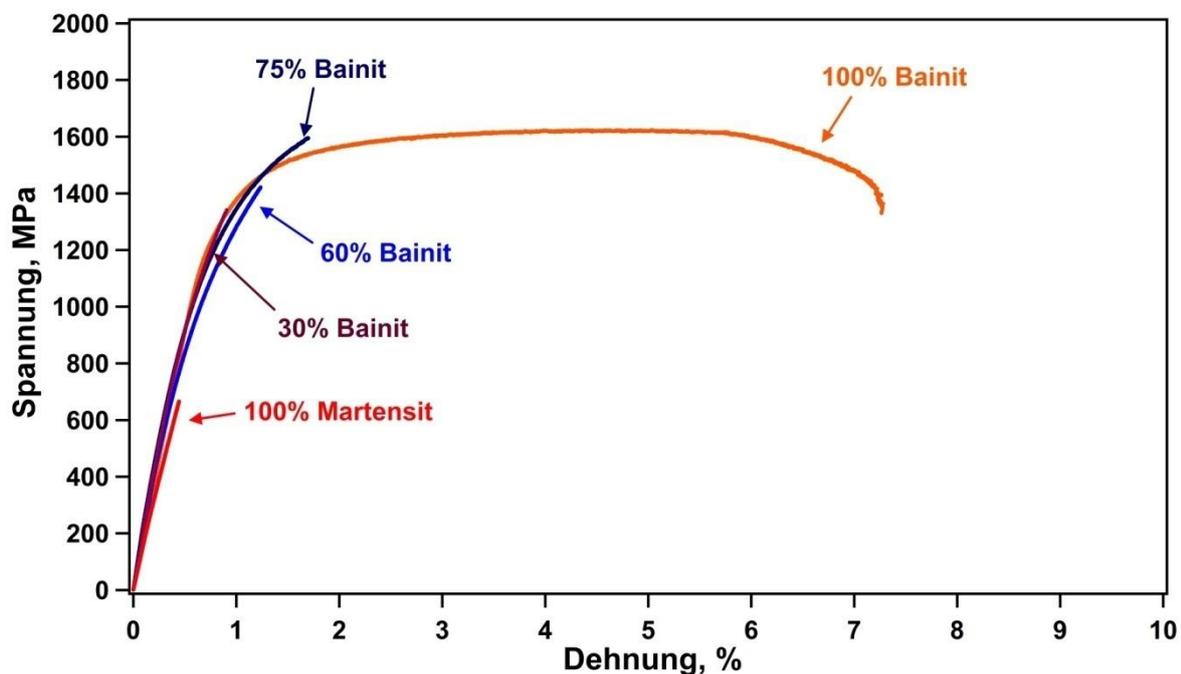


Abbildung 4-49: Einfluss des isotherm bei 340 °C gezielt eingestellten Bainitanteils auf das Spannung-Dehnung-Verhalten der bainitisch-martensitischen Mischgefüge bei RT. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert, nach [Hol11, Lam09 b]

Werden die bei 1200 °C für 10 s austenitisierten Mischgefüge einer anschließenden Anlassbehandlung bei 200 °C für 10 min unterzogen, konnte eine deutliche Verbesserung des Spannung-Dehnung-Verhaltens erzielt werden, wie Abbildung 4-50 am Beispiel eines Mischgefüges mit einem Bainitanteil von 60% verdeutlicht. Nicht nur die Bruchdehnung, sondern auch die Zugfestigkeit erreichte dabei annähernd die Werte, die auch für ein bei 880 °C für 5 min austenitisiertes Mischgefüge mit gleichem Bainitanteil ermittelt wurden. Die anschließende Wärmebehandlung bei 200 °C für 10 min, die ein langsames Auskühlen der Wellen

nach dem Prozessvorgang und somit einen Selbstanlasseffekt simulieren sollte, führte zu einer deutlichen Verbesserung des Spannung-Dehnung-Verhaltens des Mischgefüges.

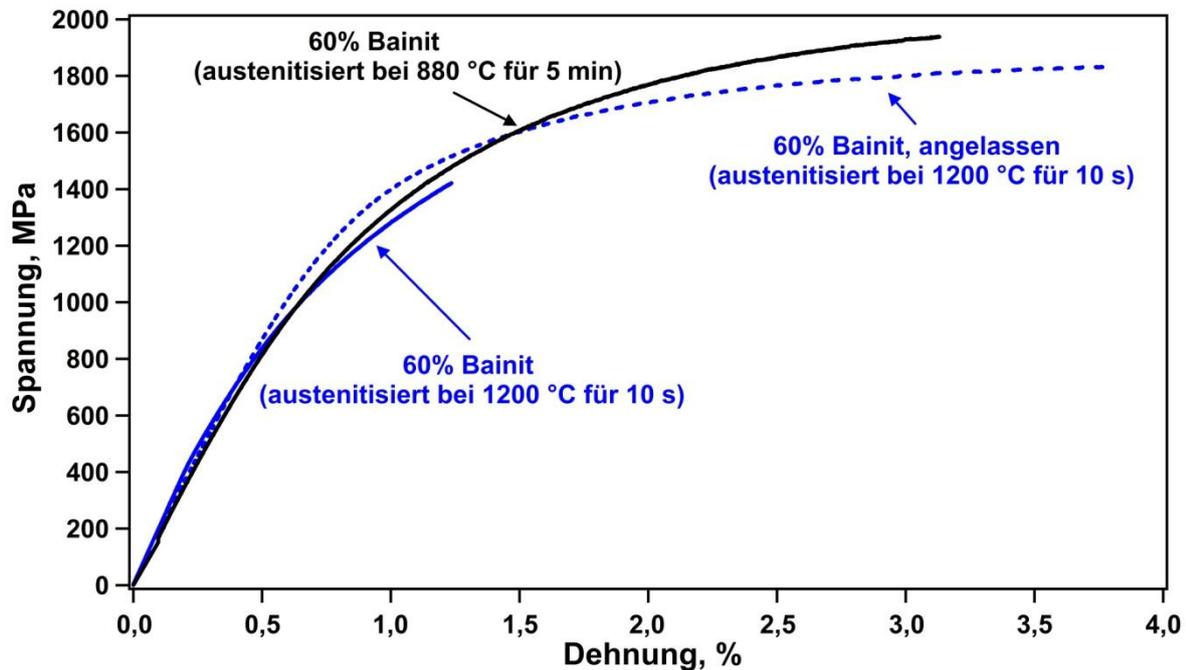


Abbildung 4-50: Spannung-Dehnung-Verhalten eines bainitisch-martensitischen Mischgefüges bei RT in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung, nach [Hol11]

In Abbildung 4-51 ist das Spannung-Dehnung-Verhalten rein bainitischer Gefüge bei RT in Abhängigkeit von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und dem während der Phasenumwandlung wirkenden Spannungsniveau dargestellt. Die Umwandlung fand jeweils isotherm bei 340 °C statt. Es ist gut zu erkennen, dass die während der Phasenumwandlung wirkende Spannung das Spannung-Dehnung-Verhalten der bainitischen Gefüge nur leicht beeinflusste.

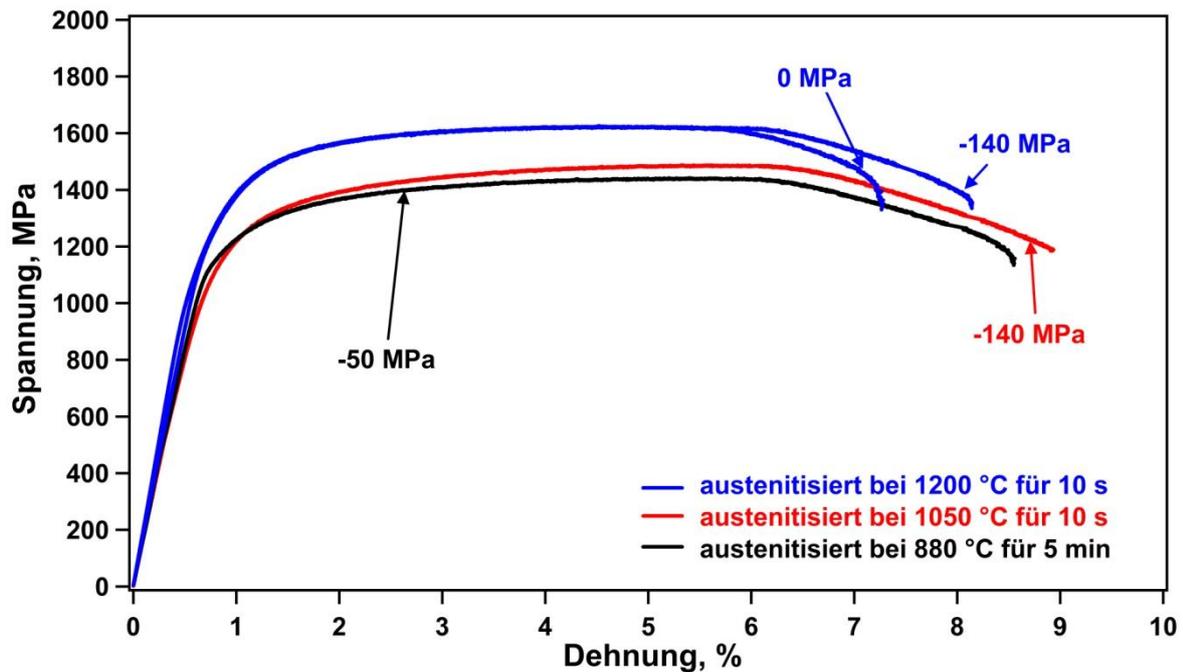


Abbildung 4-51: Einfluss der vorherigen Austenitisierungsbehandlung und des während der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C überlagerten Spannungsniveaus auf das Spannung-Dehnungsverhalten bainitischer Gefüge bei RT.

So wurde eine leicht höhere Bruchdehnung des bainitischen Gefüges festgestellt, wenn die Umwandlung nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s unter der Wirkung einer Druckspannung anstatt spannungslos erfolgte. Ähnlich hohe Bruchdehnungen konnten auch nach Austenitisierungen bei 880 °C für 5 min bzw. 1050 °C für 10 s und druckspannungsüberlagerten bainitischen Umwandlungen ermittelt werden. Während nach diesen beiden Austenitisierungsbehandlungen zudem sehr ähnliche Zugfestigkeiten festgestellt wurden (etwa 1480 MPa), lagen leicht höhere Festigkeiten nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s vor (etwa 1600 MPa).

Zusätzlich zur Austenitisierungsbehandlung und dem während der Phasenumwandlung wirkenden Spannungsfeld beeinflusst auch die isotherme bainitische Phasenumwandlungstemperatur das anschließende Spannung-Dehnungsverhalten. Wie Abbildung 4-52 zeigt, konnte ein Anstieg der Zugfestigkeit mit fallender Umwandlungstemperatur ermittelt werden. Die Bruchdehnungen hingegen waren kaum von der isothermen bainitischen Umwandlungstemperatur abhängig.

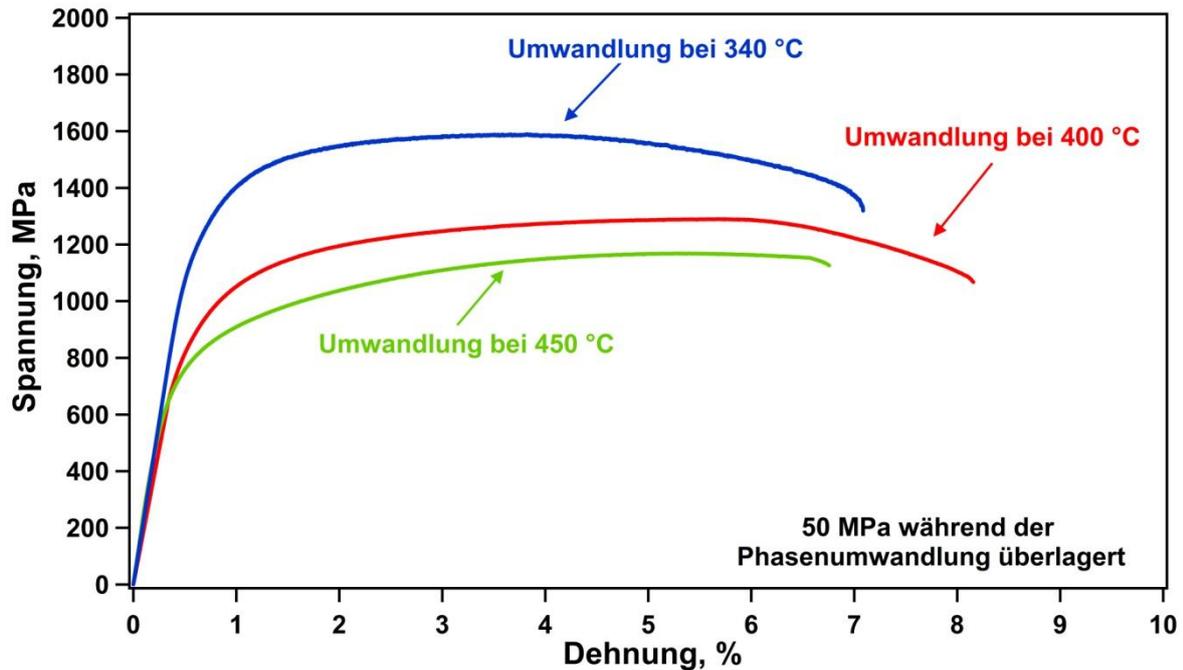


Abbildung 4-52: Einfluss der isothermen bainitischen Umwandlungstemperatur auf das Spannung-Dehnung-Verhalten bainitischer Gefüge bei RT. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert.

b) Härte

Abbildung 4-53 fasst die Ergebnisse der durchgeführten Härteuntersuchungen an den verschiedenen Mischgefügen zusammen. Nach beiden untersuchten Austenitisierungsbehandlungen (880 °C für 5 min bzw. 1200 °C für 10 s) konnte an den gezielt eingestellten Gefügen jeweils ein annähernd linearer Abfall der Härte mit steigendem Bainitanteil festgestellt werden. Allerdings waren die bestimmten Härtewerte nach einer vorherigen Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s generell höher als nach einer vorherigen Behandlung bei 880 °C für 5 min. Vor allem bei kleinen Bainitanteilen war der Unterschied besonders ausgeprägt, sodass sich durch die geänderten Austenitisierungsbedingungen bei rein martensitischem Gefüge ein mittlerer Härteunterschied von über 130 HV1 ergab. Bei hohen Bainitanteilen im Mischgefüge näherten sich die Härtewerte wieder an (500 - 520 HV1), sodass der Härtewert des rein bainitischen Gefüges nur noch leicht von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängig war.

Wenn die Mischgefüge nach einer vorherigen Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s anschließend bei 200 °C für 10 min angelassen wurden, so führte dies bei niedrigen Bainitanteilen im Gefüge (30%) zu einer geringen Reduktion der Härte im Vergleich

zu den nicht angelassenen Proben. Bei höheren Bainitanteilen von 60% und 75% näherten sich die Werte wieder an, sodass nur noch kleine Härteunterschiede zwischen den angelassenen und nicht angelassenen Proben vorlagen.

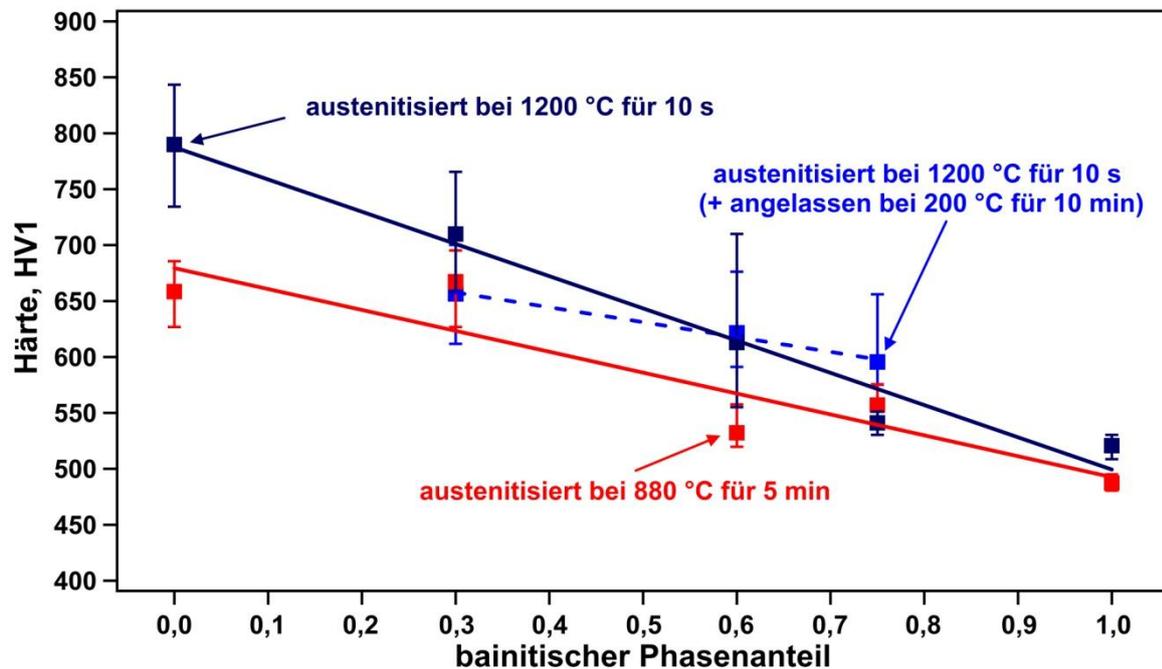


Abbildung 4-53: Härte in Abhängigkeit vom Bainitanteil der gezielt eingestellten bainitisch-martensitischen Mischgefüge

4.6.2 Zyklisches Verhalten der resultierenden Gefüge

4.6.2.1 Ermüdungsverhalten

a) Bainitstufe

Zur Klärung des Einflusses verschiedener Parameter, wie der Entnahmerichtung (0° oder 90°), dem Spannungszustand während der Umwandlung ($\sigma_{TP} = 0$ MPa oder $\sigma_{TP} = 100$ MPa) oder möglicher Kerben im späteren Bauteil (R2 oder R20 Proben) auf die Lebensdauer der Gefüge bei zyklischer Belastung, wurden zahlreiche Ermüdungsversuche an bainitischen Gefügen im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich durchgeführt. Alle Proben wurden zuvor bei 1050 °C für 2 min austenitisiert, um die Ergebnisse unabhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung analysieren zu können. Die Erhöhung der Haltezeit von 10 s auf 2 min sollte ein Durchwärmen der flachen Umwandlungsproben ermöglichen, ohne dabei die Austenitkorngröße stark zu ändern. In der Tat wurde nur eine leichte Erhöhung der Austenitkorngröße von 16 μm (Haltezeit 10 s) auf 22 μm (Haltezeit 2 min) festgestellt.

Wie Abbildung 4-54 verdeutlicht, hat die Entnahmerichtung einen großen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften des bainitischen Gefüges. So konnten die zuvor unter 100 MPa umgewandelten R2 Proben bei gleicher Schwingspielzahl jeweils um 25% höhere Spannungsamplituden ertragen, wenn die Rissausbreitungsrichtung senkrecht zur vorherigen Belastungsrichtung des Phasenumwandlungsversuches (90°) anstatt parallel (0°) dazu stattgefunden hat.

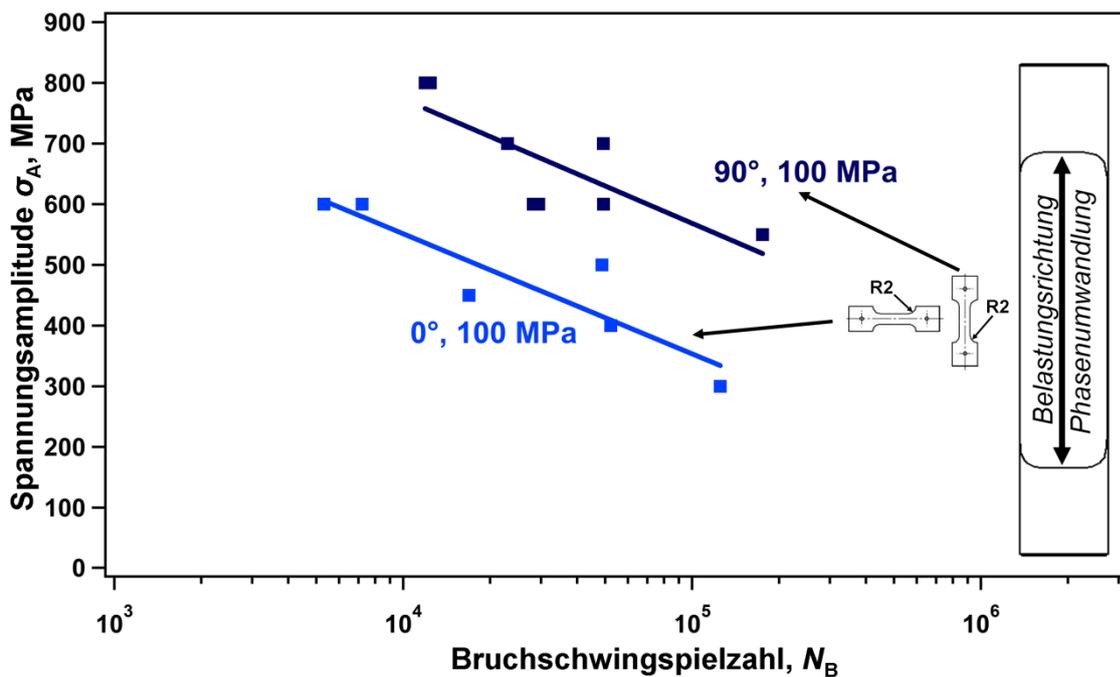


Abbildung 4-54: Einfluss der Probenentnahmerichtung auf das HCF Ermüdungsverhalten des unter 100 MPa isotherm bei 340 °C zu Bainit umgewandelten Gefüges

Zur Klärung der Ursache für dieses stark anisotrope Verhalten wurden weitere Untersuchungen durchgeführt. Dabei konnte gezeigt werden, dass eine bereits im Wellenausgangsmaterial vorhandene Walztextur [Be09] auch nach der gewählten Austenitisierungsbehandlung bei 1050 °C für 2 min noch im bainitischen Gefüge vorlag und so das Bruchverhalten der 0° Proben deutlich beeinflussen konnte. Wie Abbildung 4-55 verdeutlicht, waren bei den 0° Proben deutlich zeilige Strukturen auf den Bruchflächen zu erkennen, vor allem im Gewaltbruchbereich (links). Demnach können die Risse, vor allem bei großen Belastungen, entlang der beim Herstellungsprozess eingebrachten Vorzugsrichtungen schnell wachsen.

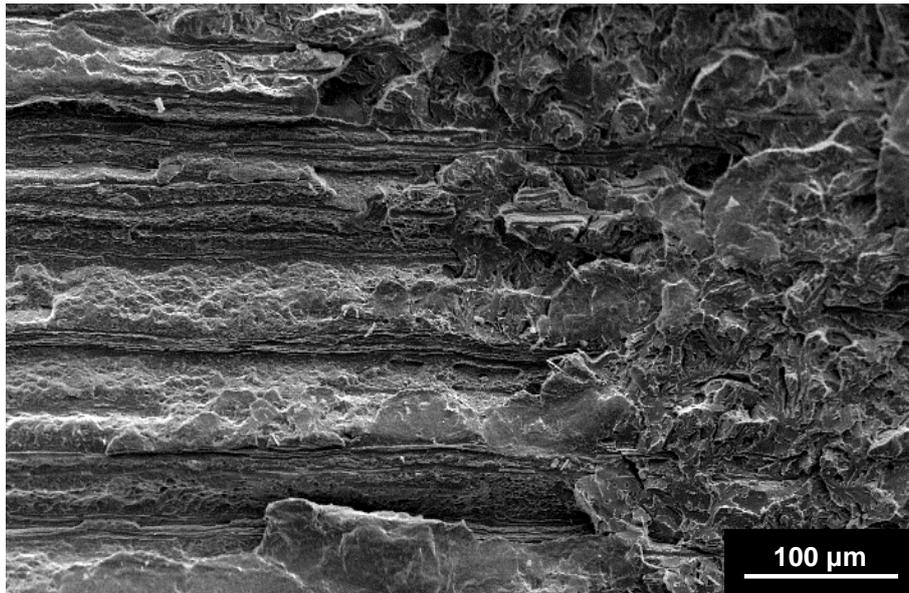


Abbildung 4-55: Bruchfläche einer 0° Ermüdungsprobe

Zudem können bereits beim Herstellungsprozess eingebrachte Verunreinigungen, die zwischen den gelängten Strukturen, insbesondere im Inneren des Ausgangsmaterials lokal auftreten können [Be09], die Ermüdungseigenschaften der 0° Proben weiter negativ beeinflussen. So konnte auf Bruchflächen 0°-orientierter CT Proben mittels Energie dispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) lokal ein hoher Anteil an Mangan und Schwefel detektiert werden (vgl. Anhang Abbildung A-3 und Abbildung A-4). Die spröden, ungewollt beim Herstellungsprozess eingelagerten Verunreinigungen stellen potentielle, innere Kerben dar, die das Ermüdungsverhalten des bainitischen Gefüges im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich deutlich beeinträchtigen.

Aufgrund des allein von den Verunreinigungen geprägten, erheblich schlechteren Ermüdungsverhaltens der 0° Proben wurden im Folgenden nur noch 90° Proben zur Ermittlung der Kerbempfindlichkeit und des Einflusses einer Spannungsüberlagerung während der Umwandlung auf das anschließende Ermüdungsverhalten verwendet.

In Abbildung 4-56 und Abbildung 4-57 ist der Einfluss des Kerbradius auf das Ermüdungsverhalten im Zeitfestigkeitsbereich dargestellt. Deutlich wird, dass der Verlauf der Wöhler-Linie ($P_U=50\%$) bei den spannungslos (Abbildung 4-56) als auch bei den unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Proben (Abbildung 4-57) nur geringfügig von der verwendeten Probengeometrie abhängig war. Einzig bei den spannungslos umgewandelten Proben scheinen die R 20 Proben bei gleicher Spannungsamplitude bei etwas höheren Schwingspielzahlen zu versagen. Zudem

wurden Durchläufer ($N_{\text{dauerfest}}=2 \times 10^6$ Zyklen) bei höheren Spannungsamplituden festgestellt. Allerdings war die Streuung der Messergebnisse bei den R 20 Proben deutlich größer, sodass eine generelle Aussage zur Kerbempfindlichkeit des bainitischen Gefüge nicht möglich war.

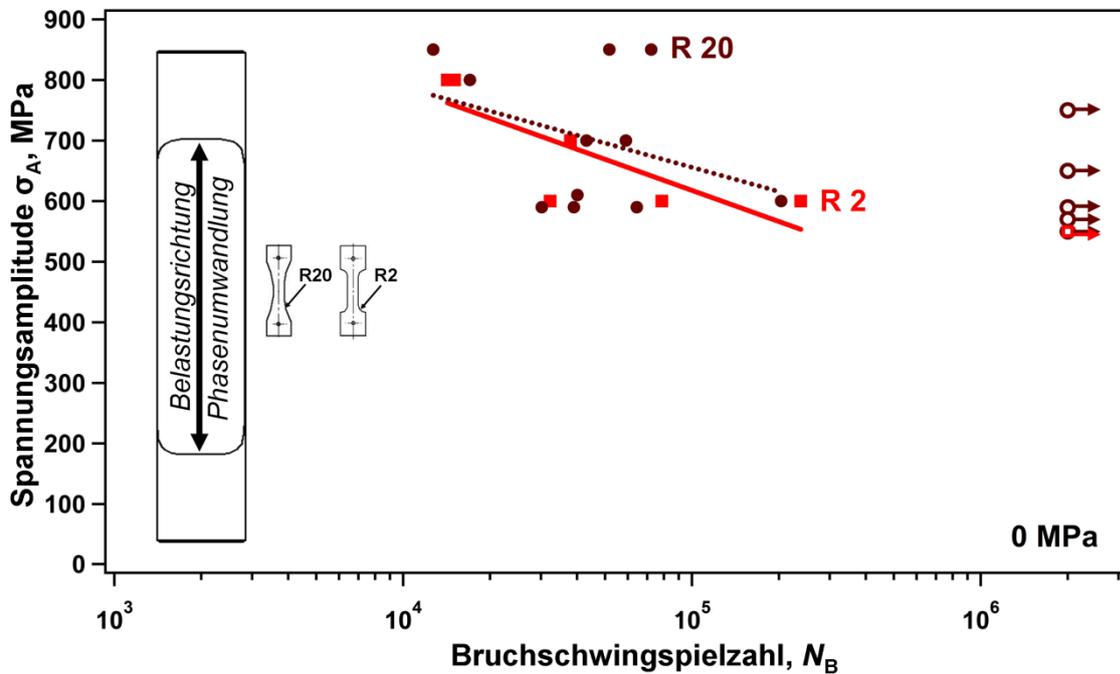


Abbildung 4-56: Einfluss des Kerbradius auf das HCF Ermüdungsverhalten des spannungslos bei 340 °C zu Bainit umgewandelten Gefüges

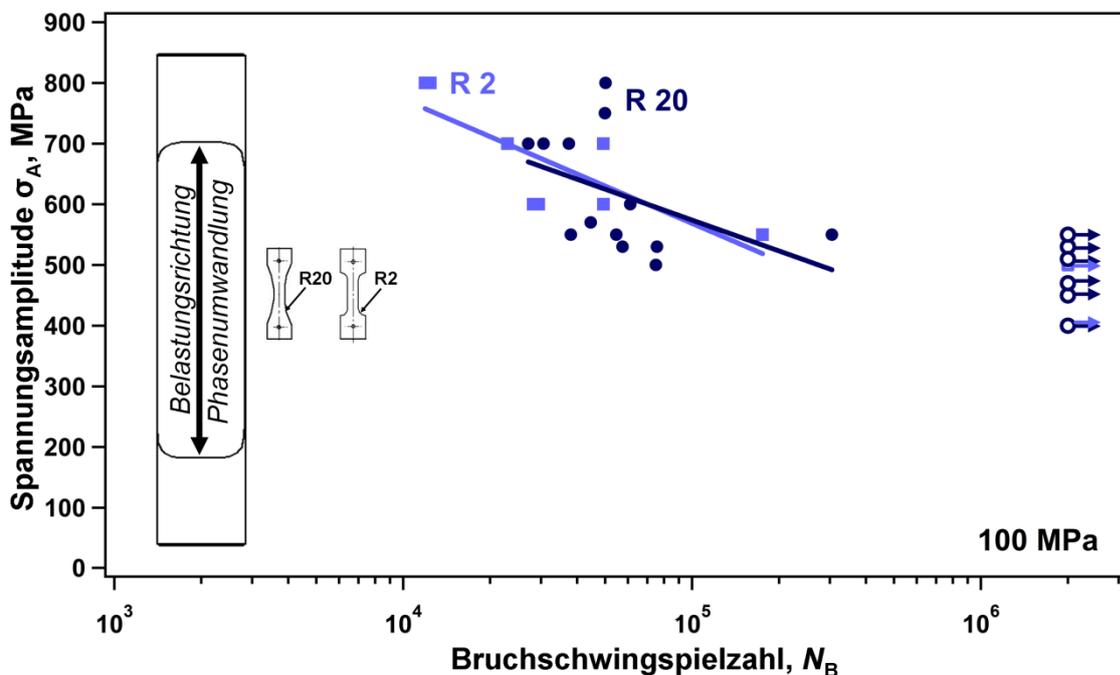


Abbildung 4-57: Einfluss des Kerbradius auf das HCF Ermüdungsverhalten des unter 100 MPa isotherm bei 340 °C zu Bainit umgewandelten Gefüges

Für die Bestimmung des Einflusses einer Spannungsüberlagerung während der Umwandlung auf das anschließende Ermüdungsverhalten wurden sowohl R 2 als auch R 20 Proben verwendet. An dieser Stelle sollen allerdings nur die Ergebnisse bei Verwendung von R 20 Proben vorgestellt werden. Eine Darstellung des Wöhler-Diagramms bei Einsatz von R 2 Proben befindet sich im Anhang (Abbildung A-5).

Abbildung 4-58 zeigt den Einfluss des überlagerten Spannungsniveaus während der bainitischen Phasenumwandlung auf die Lage der Wöhler-Linien. Obwohl die Streuung der Messergebnisse bei beiden Probenzuständen relativ groß war, lässt sich dennoch feststellen, dass die spannungslos umgewandelten Proben tendenziell bessere Ermüdungseigenschaften aufwiesen. So wurden bei gleichen Spannungsamplituden jeweils höhere Bruchschwingspielzahlen ermittelt, wenn die Umwandlung spannungslos anstatt unter $\sigma_{TP} = 100$ MPa erfolgte. Zudem wurden Durchläufer ($N_{dauerfest} = 2 \times 10^6$ Zyklen) bei deutlich höheren Spannungsamplituden festgestellt. Demnach scheint die Spannungsüberlagerung von 100 MPa während der Umwandlung die nachgelagerten Ermüdungseigenschaften des bainitischen Gefüges negativ zu beeinflussen. Für die Bestimmung einer statistisch abgesicherten Dauerfestigkeit R_D reicht diese Darstellung allerdings nicht aus, vielmehr müsste die Zahl der Versuche deutlich gesteigert werden [Hai06].

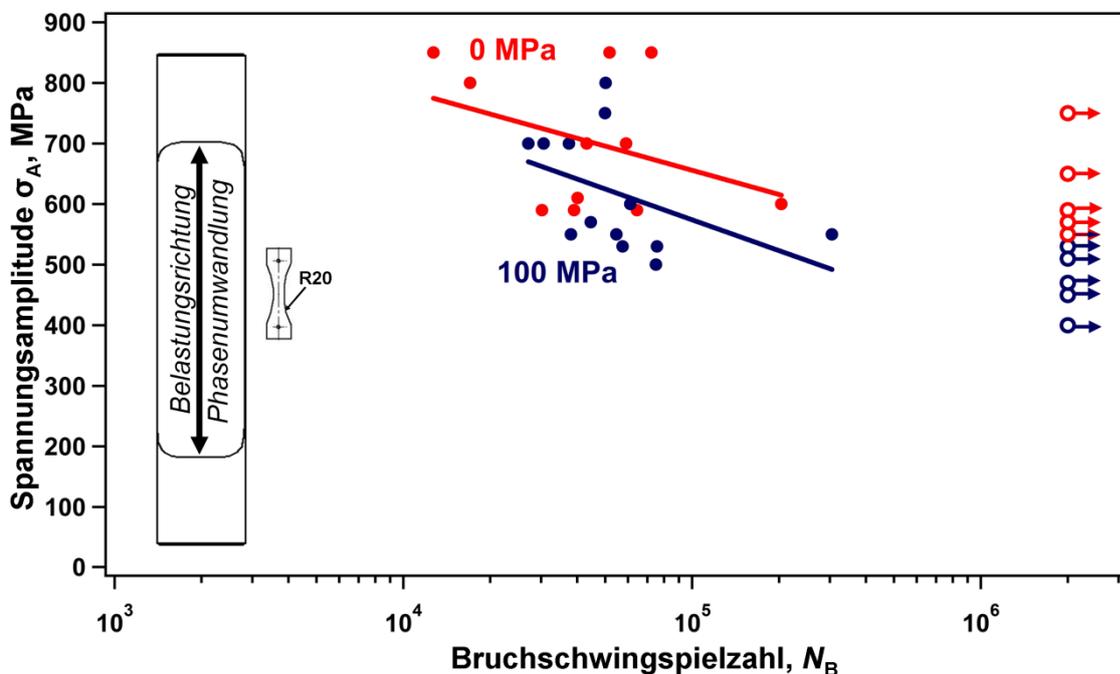


Abbildung 4-58: Einfluss einer Spannungsüberlagerung während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C auf das anschließende HCF Ermüdungsverhalten des bainitischen Gefüges (R 20 Proben)

Um dennoch eine Aussage über die Dauerfestigkeit des bainitischen Gefüges in Abhängigkeit von σ_{TP} machen zu können, wurde das Treppenstufenverfahren genutzt. Die dabei ermittelten Bruchschwingspielzahlen auf den verschiedenen Lasthorizonten sind bereits als einzelne Datenpunkte in Abbildung 4-56 bis Abbildung 4-58 dargestellt. Für die Auswertung des Treppenstufenverfahrens nach der IAGB Methode [Hü83] werden die ermittelten Bruchschwingspielzahlen dann aber nicht weiter genutzt. Vielmehr wird zwischen Durchläufern ($N_{\text{dauerfest}}=2 \times 10^6$ Zyklen), Brüchen und einem fiktiven Versuch am Ende der Messreihe unterschieden.

In Abbildung 4-59 sind die ermittelten Treppenstufendiagramme der beiden bainitischen Probenzustände dargestellt. Die erste gewählte Spannungsamplitude wurde dabei aus Vorversuchen und der Stufensprung d auf Grundlage der vorliegenden Messgenauigkeiten zu 20 MPa abgeschätzt. Ebenso wie bei der Darstellung im Wöhler-Diagramm (Abbildung 4-58) wird deutlich, dass die Spannungsniveaus bei den spannungslos umgewandelten Proben (Abbildung 4-59 a) insgesamt etwas höher lagen als bei den unter 100 MPa umgewandelten Proben (Abbildung 4-59 b). Die Streuung der beiden Messreihen war dabei ähnlich groß, was sich an der benötigten Anzahl an Lasthorizonten zur Abschätzung des Mittelwertes der Dauerfestigkeit zeigte.

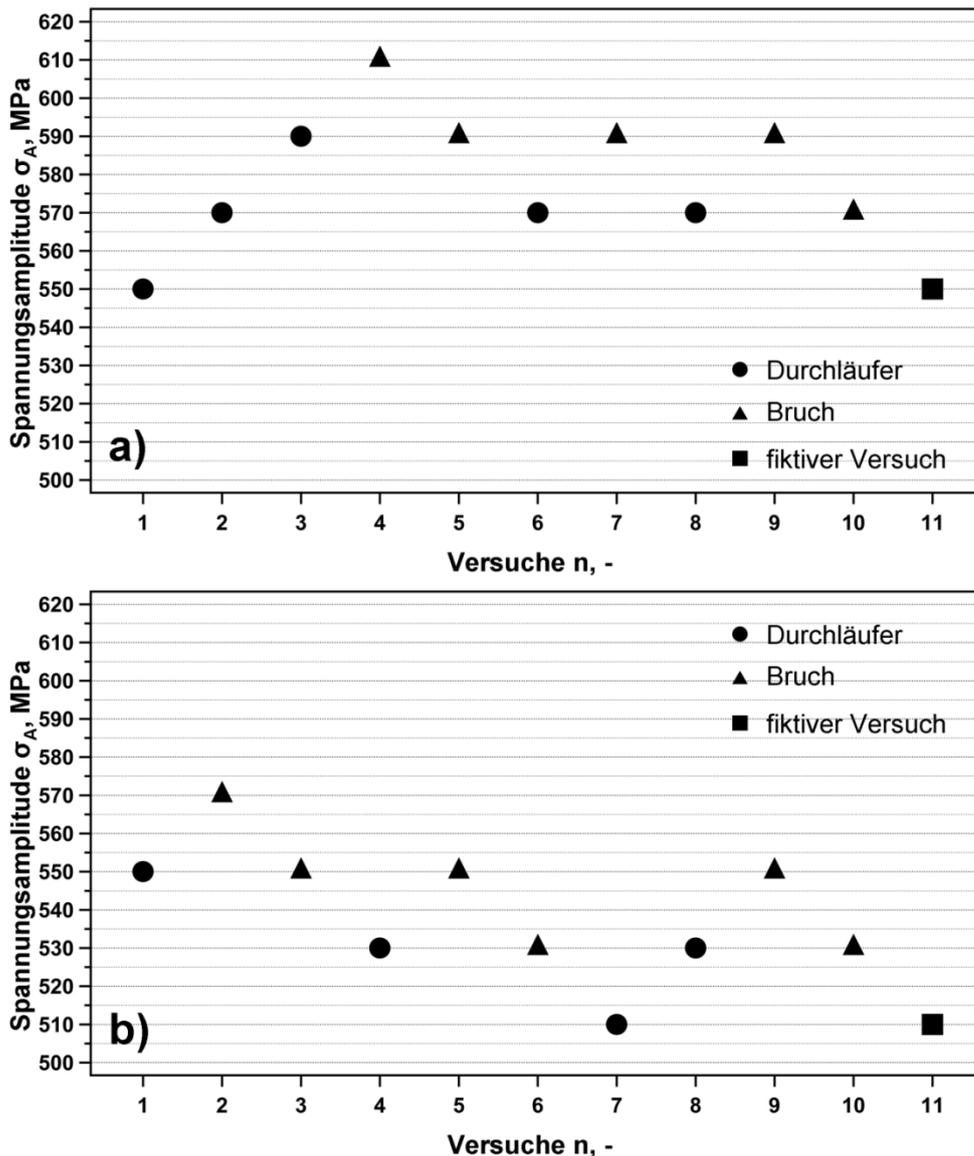


Abbildung 4-59: Treppenstufenfolge der (a) spannungslos zu Bainit umgewandelten Probenreihe und (b) der unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Probenreihe

In Tabelle 4-4 ist das Auswerteschema dargestellt, mit welchem die für die Abschätzung der mittleren Dauerfestigkeit \bar{x} und der Varianz k benötigten Variablen A , B und F für spannungslos umgewandelte Proben ermittelt werden konnten.

Mit bekannter Spannungsamplitude auf der untersten Treppenstufe x_0 von 550 MPa und dem verwendeten Stufensprung d von 20 MPa kann unter Verwendung von Gleichung 2-10 der geschätzte Mittelwert der Dauerfestigkeit der spannungslos zu Bainit umgewandelten Proben $\bar{x}_{0 \text{ MPa}}$ zu 577 MPa bestimmt werden. Aus Gleichung 2-11 ergibt sich die Varianz $k_{0 \text{ MPa}}$ der Durchläufer und Brüche zu etwa 0,8.

Tabelle 4-4: Auswerteschema des Treppenstufenverfahrens nach [Hüc83]

0 MPa während der bainitischen Umwandlung überlagert			
i	f_i	$i \cdot f_i$	$i^2 \cdot f_i$
3	1	3	9
2	4	8	16
1	4	4	4
0	2	0	0
Σ	11	15	29
=	F	A	B

Mithilfe der in [Hüc83] angegebenen Zusammenhänge kann zudem ein Vertrauensbereich für den abgeschätzten Mittelwert der Dauerfestigkeit bestimmt werden. Dafür muss zunächst unter Verwendung der im Anhang dargestellten Diagramme (Abbildung A-6 und Abbildung A-7) die Standardabweichung s in Abhängigkeit vom Stufensprung d , der Versuchsanzahl $n(+1)$ und der Varianz k bestimmt werden. Hiermit kann die Bestimmung des Standardfehlers des Mittelwertes s_M erfolgen, sodass ein Vertrauensbereich für den Mittelwert angegeben werden kann. Bei unterstellter Normalverteilung der Messwerte ergibt sich für ein 90%-iges Konfidenzintervall, d.h. der abgeschätzte Mittelwert der Dauerfestigkeit liegt mit einer Wahrscheinlichkeit von 90% innerhalb der bestimmten oberen und unteren Grenze, folgender Mittelwert m der Dauerfestigkeit.

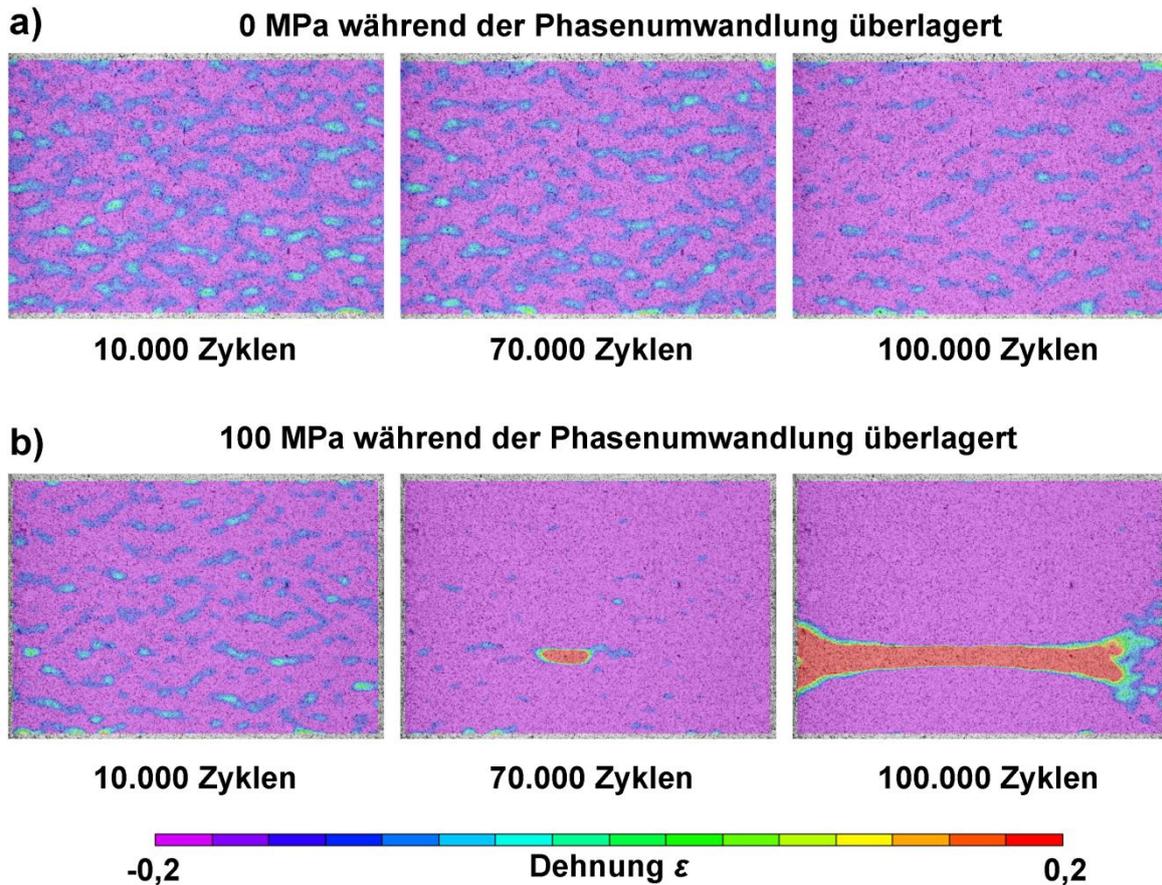
$$m_{0 \text{ MPa}} = 577 \text{ MPa} \pm 19 \text{ MPa} = R_{D,0\text{MPa}} (P_{\bar{u}}=50\%)$$

Auch die Auswertung des Treppenstufenverfahrens der zuvor mit $\sigma_{TP}=100 \text{ MPa}$ umgewandelten bainitischen Proben erfolgte mithilfe der IABG Methode [Hüc83]. Die Abschätzung des Mittelwertes der Dauerfestigkeit $\bar{x}_{100 \text{ MPa}}$ ergab einen Wert von 537 MPa. Da die Varianz $k_{100\text{MPa}}$ bei gleichem Stufensprung d und gleicher Anzahl an Versuchen $n(+1)$ ebenfalls etwa 0,8 betrug, waren auch die Standardabweichung s und der Standardfehler des Mittelwertes s_M identisch mit den bei der 0 MPa Probenreihe bestimmten Werten. Daher ergab sich für ein 90%-iges Konfidenzintervall des Mittelwertes der Dauerfestigkeit m dieselbe Abgrenzung zu höheren und niedrigeren Werten, sodass für $m_{100 \text{ MPa}}$ folgender Wert bestimmt wurde:

$$m_{100 \text{ MPa}} = 537 \text{ MPa} \pm 19 \text{ MPa} = R_{D,100\text{MPa}} (P_{\bar{u}}=50\%)$$

In Anschluss an die Treppenstufenverfahren wurden zwei weitere Versuche mit einer Spannungsamplitude von 550 MPa durchgeführt. Dieser Wert liegt bei den spannungslos umgewandelten Proben unterhalb und bei den unter $\sigma_{TP} = 100$ MPa umgewandelten Proben oberhalb der bestimmten mittleren Dauerfestigkeit. Durch die mikroskopische Aufnahme der mit einem Punktemuster versehenen Probenoberflächen nach vorgegebenen Zyklenzahlen konnte unter Verwendung der Software VIC-2D die Entwicklung der lokalen Dehnungsverteilung mit der Zyklenzahl visualisiert werden. Damit erlaubte dieses Verfahren nicht nur die Überprüfung der im Treppenstufenverfahren ermittelten mittleren Dauerfestigkeiten $R_{D,0MPa}$ ($P_{\dot{u}}=50\%$) und $R_{D,100MPa}$ ($P_{\dot{u}}=50\%$), sondern auch die frühe Detektion einer Rissinitiierung und -ausbreitung.

Wie Abbildung 4-60 verdeutlicht, entwickelten sich bei der spannungslos zu Bainit umgewandelten Probe bis zum Erreichen von 100.000 Zyklen keine nennenswerten plastischen Dehnungen. Auch Aufnahmen nach höheren Zyklenzahlen deuteten auf keine lokale Schädigung hin (vgl. Anhang Abbildung A-8), sodass diese Probe eine Spannungsamplitude von 550 MPa dauerhaft ($N=2 \times 10^6$ Zyklen) ertragen konnte. Im Gegensatz dazu konnte bei der unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Probe bei gleicher Spannungsamplitude von 550 MPa bereits nach 70.000 Zyklen ein Bereich erhöhter lokaler Dehnung festgestellt werden. Ausgehend von diesem Bereich scheint der Riss anschließend nach links und rechts weiter zu wachsen, sodass nach weiteren 30.000 Zyklen ein Bereich erhöhter lokaler Dehnung über fast die gesamte Probenbreite erkennbar war. Dieser kennzeichnete den Verlauf des Risses, der zu diesem Zeitpunkt unter einer Zugbelastung auch ohne Mikroskop deutlich zu erkennen war. Um die Ursache für die Rissinitiierung auf der Bruchfläche detektieren zu können, wurde der Ermüdungsversuch nach 100.000 Zyklen gestoppt und die Probe in einem Zugversuch getrennt.



Spannungsamplitude σ_A : 550 MPa

Abbildung 4-60: Verwendung des DIC Verfahrens zur frühen Detektion des Rissinitiierungsortes bei schwingend belasteten Proben. Die gewählte Spannungsamplitude lag bei der spannungslos zu Bainit umgewandelten Probe (a) unterhalb und bei der unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Proben (b) oberhalb der ermittelten Dauerfestigkeit (vgl. Abbildung 4-59)

Abbildung 4-61 zeigt eine REM Aufnahme der Bruchfläche der unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten und bei einer Spannungsamplitude von 550 MPa ermüdeten Probe. Deutlich zu erkennen ist der halbkreisförmige von der Probenoberfläche ausgehende Ermüdungsriss (rotes Rechteck) sowie die sich anschließende Gewaltbruchfläche. Demnach scheint die mittels DIC bestimmte lokale Dehnungsüberhöhung nach 70.000 Zyklen den Rissinitiierungsort zu kennzeichnen.

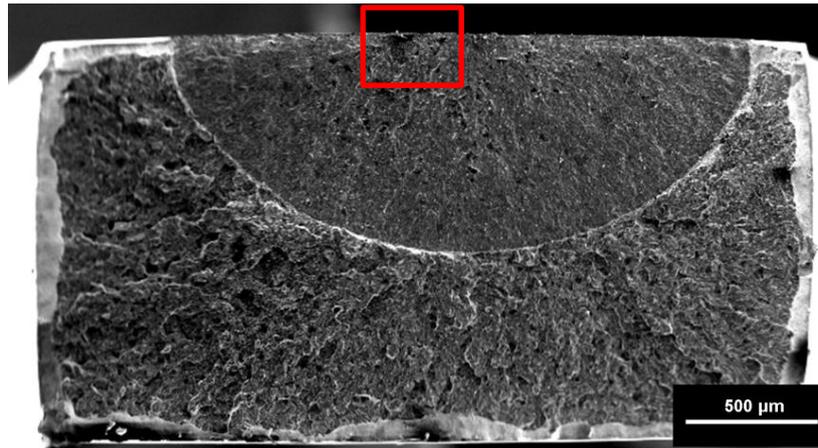


Abbildung 4-61: Bruchfläche der im DIC Verfahren verwendeten 100 MPa Probe

Wie Abbildung 4-62 zeigt, konnte an dem Rissinitiierungsort auf beiden Bruchflächenhälften ein sehr verformungsarmer Bruchanteil festgestellt werden. Die Größe dieses Anteils entsprach in etwa der ehemaligen Austenitkorngröße, sodass vermutlich auf der Korngrenze vorliegende Verunreinigungen einen spröden interkristallinen Bruchanteil ermöglichten und das Risswachstum initiierten.

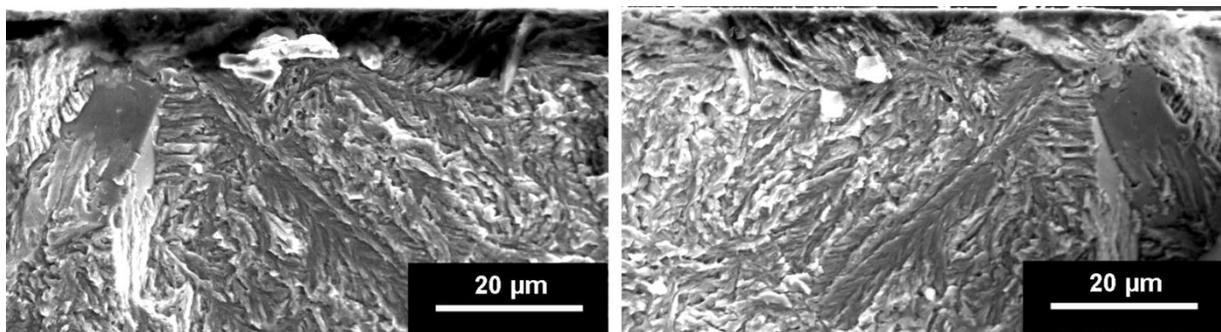


Abbildung 4-62: Rissinitiierungsort der im DIC Verfahren verwendeten 100 MPa Probe auf beiden Bruchflächenhälften

Auch auf den unter 0 MPa umgewandelten Proben konnten in der Nähe des Rissinitiierungsortes häufig interkristalline Bruchanteile festgestellt werden, wie Abbildung 4-63 verdeutlicht. Wie schon bei den unter 100 MPa umgewandelten Proben waren diese Flächen in etwa so groß wie die ehemaligen Austenitkörner, sodass auch hier der Werkstoffzusammenhalt durch Verunreinigungen lokal herabgesetzt wurde.

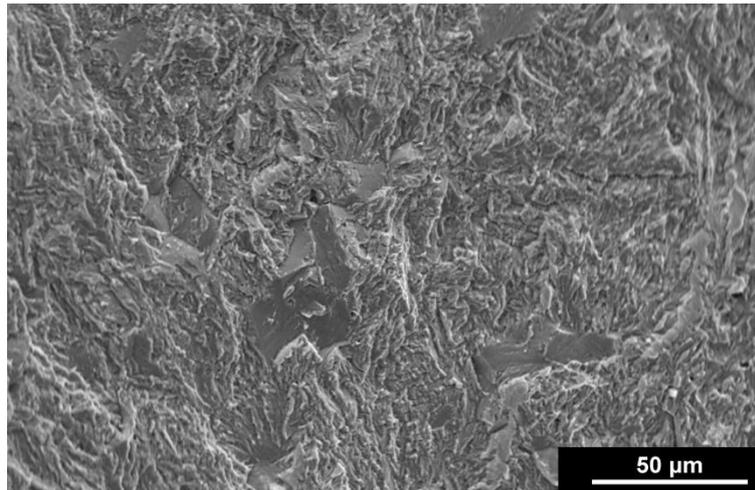


Abbildung 4-63: Bruchfläche in der Nähe des Rissinitiierungsortes einer spannungslos zu Bainit umgewandelten Probe.

Aufgrund des ähnlichen Bruchverhaltens der unter 0 MPa bzw. 100 MPa zu Bainit umgewandelten Proben scheidet das Rissinitiierungs- sowie das Rissausbreitungsverhalten als Ursache für die höhere mittlere Dauerfestigkeit der spannungslos zu Bainit umgewandelten Proben aus. Da eine Spannungsüberlagerung während der Umwandlung die globale Textur kaum beeinflusste (vgl. Abbildung 4-30), können die unterschiedlichen Dauerfestigkeiten darüber hinaus auch nicht mit einer ausgeprägten Vorzugsrichtung der unter 100 MPa umgewandelten Proben erklärt werden.

Daher wurden vom Projektpartner (Prof. Scholtes, Universität Kassel) weiterführende Eigenspannungsanalysen durchgeführt, wobei jeweils aus den flachen Umwandlungsproben entnommene CT-Proben verwendet wurden. Unter der Annahme, dass die ermittelten Werte repräsentativ für alle Umwandlungsversuche waren, können aus Tabelle 4-5 die parallel und senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung der 90° Ermüdungsproben wirkenden Eigenspannungen entnommen werden.

Tabelle 4-5: Eigenspannungen bainitischer 90° Proben in Abhängigkeit vom überlagerten Spannungszustand während der isothermen Umwandlung bei 340 °C [Grü09]

σ_{TP} (MPa)	Eigenspannungen (MPa), senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung	Eigenspannungen (MPa), parallel zur Rissausbreitungsrichtung
0	67 ± 5	-36 ± 3
100	167 ± 9	342 ± 17

Demnach scheinen Zugeigenspannungen, die nach einer Phasenumwandlung unter 100 MPa deutlich ausgeprägter waren als nach spannungsloser Umwandlung [Grü09], ausschlaggebend für die unterschiedlichen Dauerfestigkeiten zu sein.

b) Bainit-Martensitstufe

Zur Bestimmung der Dauerfestigkeit bainitisch-martensitischer Mischgefüge wurde ebenfalls das Treppenstufenverfahren eingesetzt. Die für die Einstellung eines Bainitanteils von 60% benötigte isotherme Haltezeit wurde entsprechend des in Kapitel 4.5 beschriebenen Vorgehens abgeschätzt. Aufgrund der erwarteten besseren Eigenschaften der 90° Proben (vgl. Ermüdung Bainitstufe) wurden nur R 20 Proben mit dieser Ausrichtung entnommen. Um den Einfluss eines Selbstanlasseffektes auf die resultierenden Ermüdungseigenschaften ermitteln zu können, wurden einige Proben im Anschluss an die Umwandlung bei 200 °C für 10 min angelassen.

Abbildung 4-64 zeigt die Treppenstufenschemata für die angelassenen und nicht angelassenen Mischgefüge, wobei die jeweils erste Spannungsamplitude aus Vorversuchen abgeschätzt wurde. Während bei den angelassenen Mischgefügen eine vergleichbare Anzahl an Durchläufern und Brüchen ermittelt und somit eine einigermaßen gleichmäßige Verteilung der Datenpunkte um einen Mittelwert vorlag, überwogen bei den nicht angelassenen Proben eindeutig Brüche. Von den 13 durchgeführten Versuchen, konnten bei nur drei Durchläufern 10 Brüche festgestellt werden. Die Streuung der Ergebnisse war somit bei den nicht angelassenen Proben deutlich höher als bei den bei 200 °C für 10 min angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefügen.

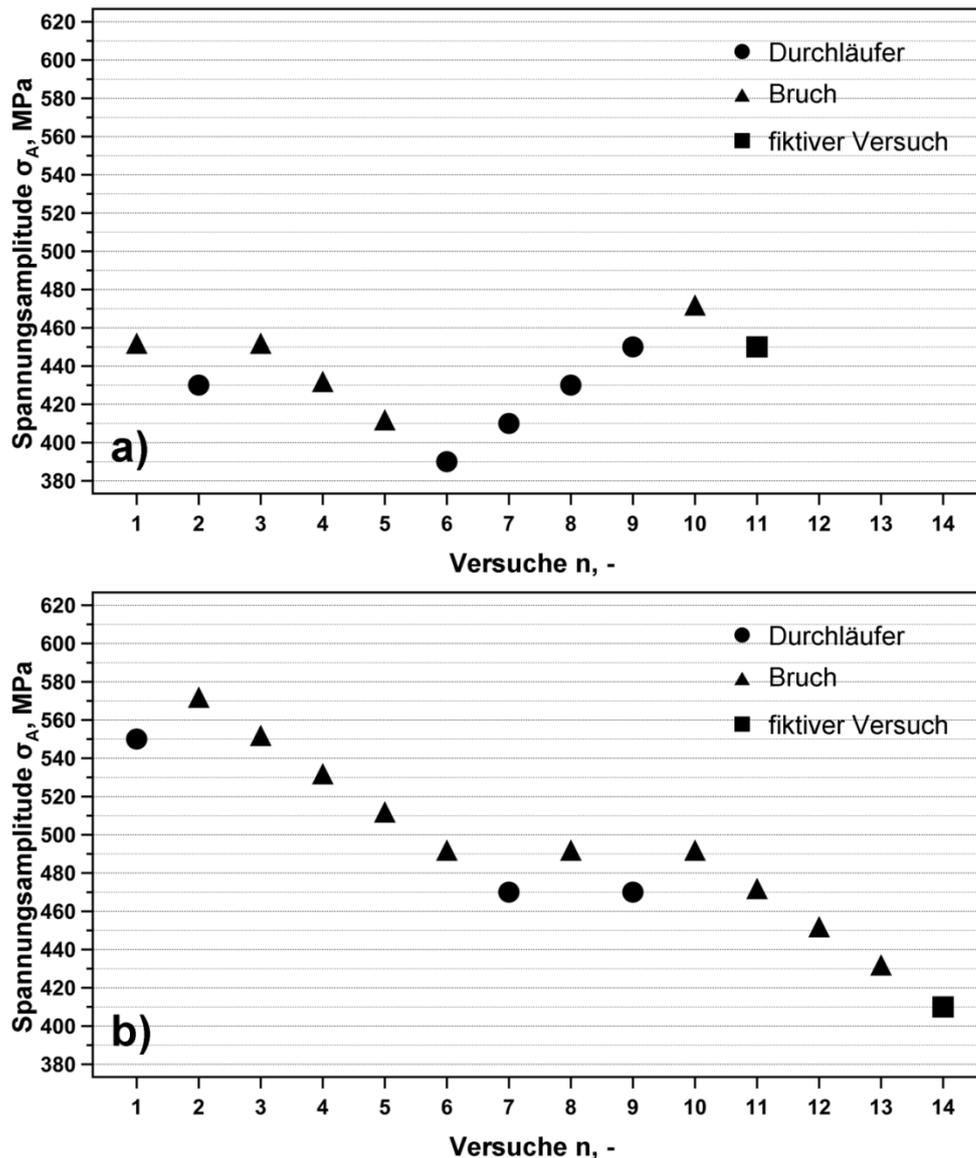


Abbildung 4-64: Treppenstufenfolge der (a) bei 200 °C für 10 min angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefüge und (b) der nicht angelassenen Mischgefüge. In allen Proben wurde gezielt ein 60%-iger Bainitanteil eingestellt.

Aufgrund der großen Streuung der Messpunkte konnte für die nicht angelassenen Proben mit dem Verfahren nach [Hüc83] nur die Varianz und der Mittelwert der Dauerfestigkeit, nicht aber ein Vertrauensbereich der mittleren Dauerfestigkeit abgeschätzt werden. Unter Verwendung des im Anhang dargestellten Auswerteschemas (Abbildung A-9) konnte die Varianz der Durchläufer und Brüche der nicht angelassenen Mischgefüge zu 4,8 und der Mittelwert der Dauerfestigkeit zu 491 MPa abgeschätzt werden.

Für die Abschätzung des Mittelwertes der Dauerfestigkeit sowie der Varianz der Durchläufer und Brüche der angelassenen Mischgefüge wurde das im Anhang dargestellte Auswerteschema (Abbildung A-10) verwendet. So konnte bei den angelassenen Mischgefügen eine Varianz k der Durchläufer und Brüche von etwa 1,25 und ein Mittelwert der Dauerfestigkeit von 434 MPa abgeschätzt werden. Da auch bei den angelassenen Proben die Streuung der Messergebnisse für die relativ geringe Probenanzahl von 10 hoch war, konnte aus Abbildung A-6 (Anhang) die für die Bestimmung des Vertrauensbereich des Mittelwertes der Dauerfestigkeit benötigte Standardabweichung s nur annähernd bestimmt werden. Für einen 90%-igen Vertrauensbereich des Mittelwertes der Dauerfestigkeit ergibt sich somit auch nur ein näherungsweise Wert:

$$m = 534 \text{ MPa} \pm 40 \text{ MPa} = R_{D,aB+M} (P_{\bar{U}}=50\%)$$

Die Darstellung der im Treppenstufenverfahren auf jedem Lasthorizont ermittelten Schwingspielzahlen in einem Wöhler-Diagramm (Abbildung 4-65) verdeutlicht die starke Streuung der Messergebnisse.

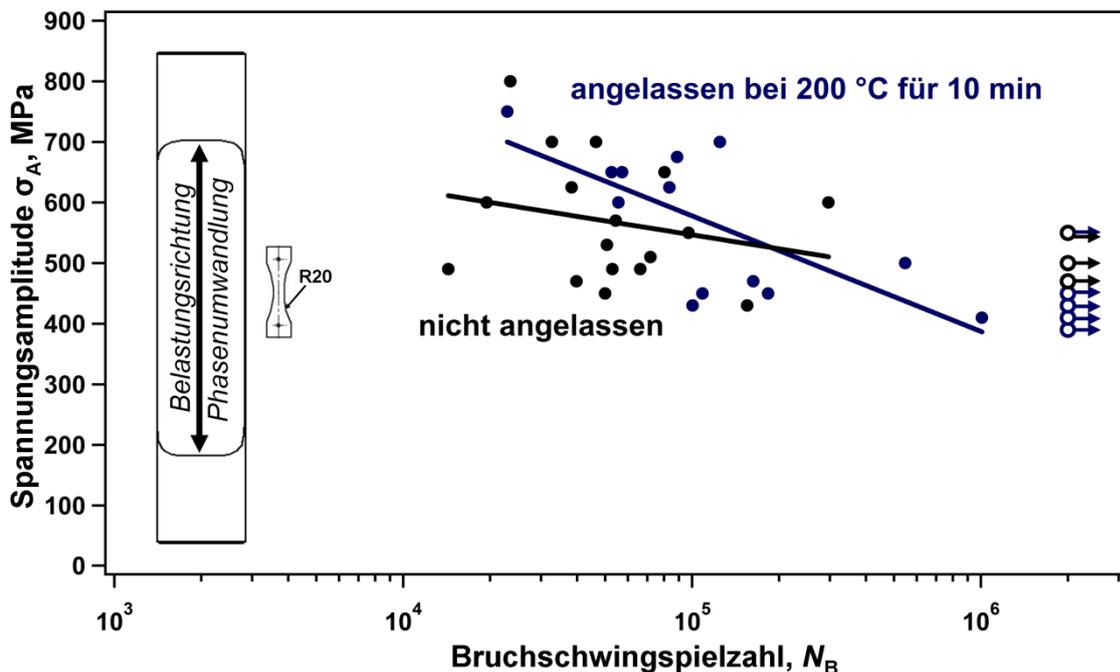


Abbildung 4-65: Wöhler-Diagramme der bainitisch-martensitischen Mischgefüge

Die angegebenen Wöhler-Linien für $P_{\bar{U}}=50\%$ können für eine sichere Auslegung der bainitisch-martensitischen Gefüge bei schwingender Belastung daher nur als ein erster qualitativer Anhaltspunkt angesehen werden.

Bei der Bruchflächenanalyse konnte, wie schon bei den vollständig bainitisch umgewandelten Proben, auf der Ermüdungsbruchfläche angelassener als auch nicht angelassener Mischgefüge eine Kombination aus transkristallinen und interkristallinen Bruchanteilen festgestellt werden (Abbildung 4-66 a). Versagten die Proben auf einem relativ niedrigen Belastungshorizont, überwog bei beiden Probenzuständen ein interkristallines Bruchverhalten am Rissinitiierungsort (Abbildung 4-66 b). Dieses Verhalten lässt eine lokale Herabsetzung des Werkstoffzusammenhalts vermuten, die auf eine Kombination aus relativ sprödem Martensit und mittels EDX detektierten Verunreinigungen entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen zurückgeführt werden könnte.

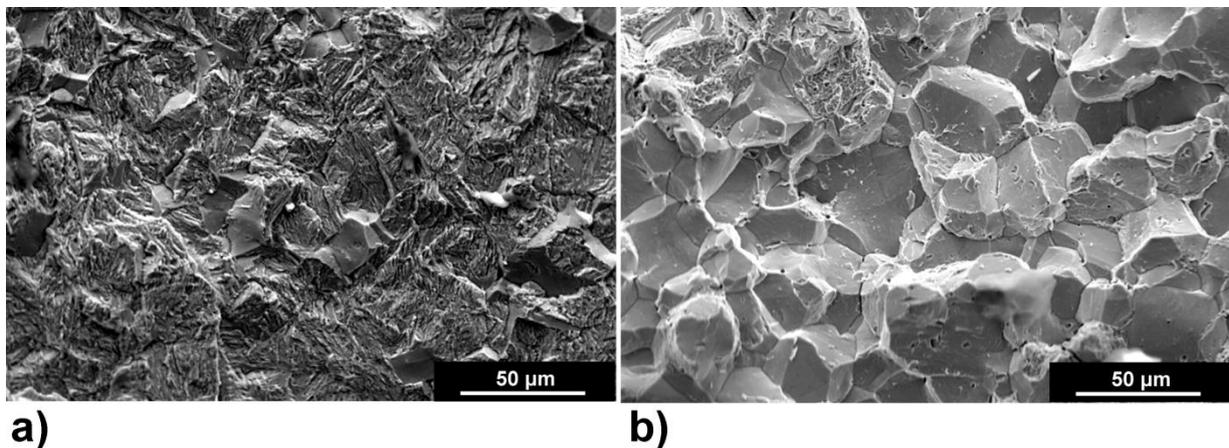


Abbildung 4-66: Bruchflächen der bainitisch-martensitischen Mischgefüge in der Nähe des Rissinitiierungsortes. a) hohe Lebensdauer bei großer Spannungamplitude und b) sehr niedrige Lebensdauer bei geringer Spannungamplitude

4.6.2.2 Rissfortschrittsverhalten

a) Bainitstufe

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Einfluss des R-Verhältnisses, der Entnahmerichtung der Proben, sowie dem bei der vorherigen bainitischen Umwandlung überlagerten Spannungsniveau auf das Rissausbreitungsverhalten ermittelt. Für die Bestimmung des Einflusses der Entnahmerichtung wurden 0° und 90° Proben verwendet (vgl. Abbildung 3-6), bei denen der Rissfortschritt entweder parallel (0°) oder senkrecht (90°) zur Belastungsrichtung des vorherigen Phasenumwandlungsversuches erwartet wurde. Auf den Bruchflächen der 0° Proben war, wie schon bei den Ermüdungsversuchen, deutlich die Zeiligkeit des Gefüges zu

erkennen (Abbildung 4-67, unten). Bei den 90° Proben breitete sich der Riss senkrecht zur Zeiligkeit aus, sodass diese auf der Bruchfläche nicht zu erkennen war (Abbildung 4-67, oben). Allerdings konnten auf der Ermüdungsbruchfläche bereits Gewaltbruchanteile festgestellt werden, die auf lokale Inhomogenitäten hindeuten.

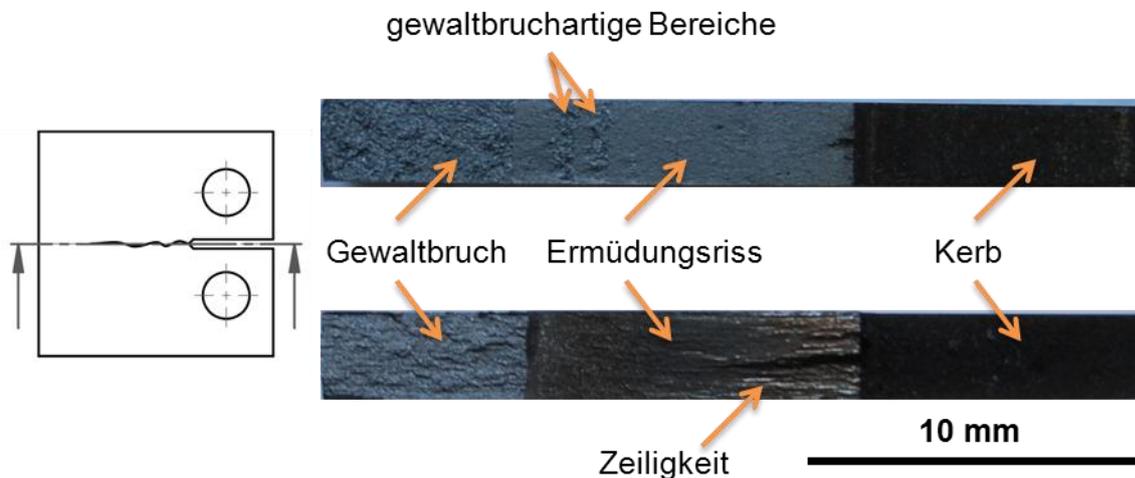


Abbildung 4-67: Bruchflächen einer 90° CT-Probe (Ermittlung der Paris-Geraden, oben) und einer 0° CT-Probe (Ermittlung von ΔK_{th} , unten)

Zur Ermittlung des Rissfortschrittverhaltens bainitischer Gefüge im Paris-Bereich wurde der Spannungsintensitätsfaktor ΔK für eine bestimmte Risslänge konstant gehalten und dann stufenweise erhöht. Dieses Vorgehen ermöglichte nicht nur die Ermittlung des Rissfortschritts pro Zyklus bei konstantem ΔK , sondern auch des Einflusses der lokalen Mikrostruktur auf das Rissfortschrittverhalten, wie Abbildung 4-68 für eine 90° Probe bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$ verdeutlicht. So war der Rissfortschritt pro Zyklus im mittleren mit Mangan und Schwefel verunreinigten Bereich der Probe (Position 1) trotz niedrigerem ΔK deutlich höher als im rein bainitischen Bereich der Probe (Position 2). Der Übergang war im Anschluss an den Versuch deutlich auf der Bruchfläche zu erkennen (Abbildung 4-69). Während im Bereich 1 sehr viele Poren auf der Bruchfläche zu erkennen waren, verschwanden diese fast vollständig, wenn der Riss aus dem „verunreinigten“ in den „unbeeinflussten“ Bereich wächst. In diesem Bereich war dann wieder der erwartete Anstieg des Rissfortschritts pro Zyklus mit steigendem ΔK zu beobachten.

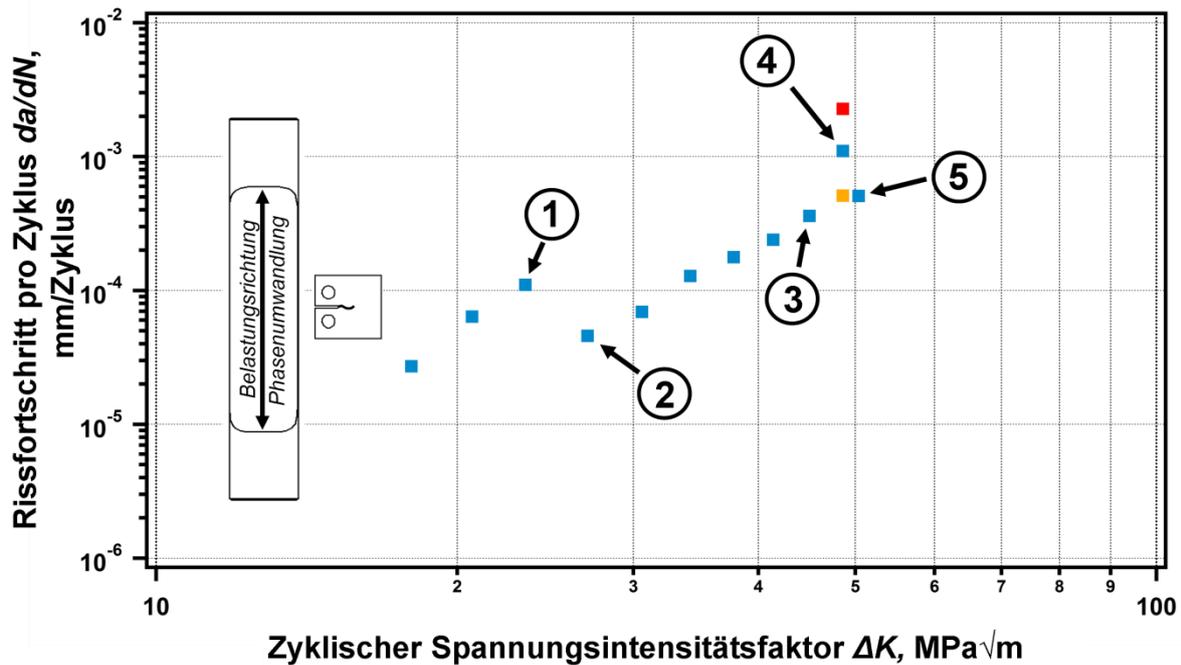


Abbildung 4-68: Rissfortschrittskurve einer 90° CT-Probe im oberen Paris-Bereich

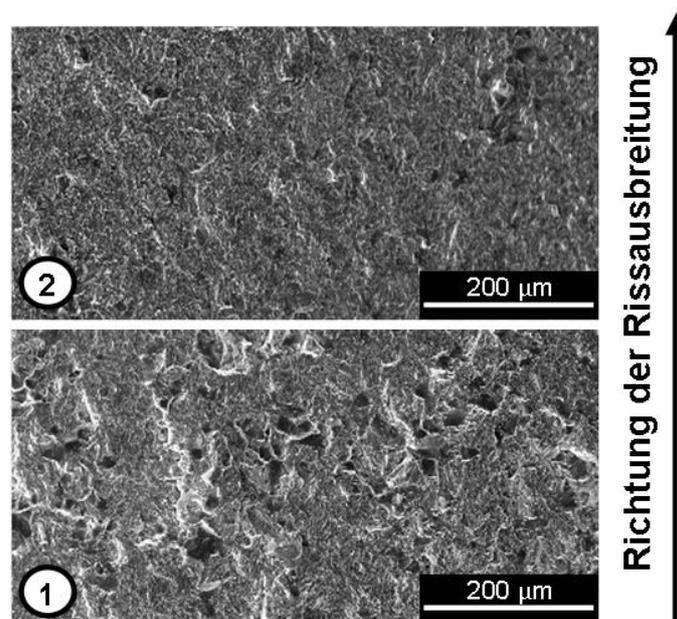


Abbildung 4-69: Ermüdungsbruchfläche der 90° CT-Probe. Übergang von „verunreinigtem“ (Position 1) zu „unbeeinflusstem“ (Position 2) Probenmaterial, vgl. Abbildung 4-68.

Allerdings konnte an Position 4 wieder ein deutlicher Einfluss der lokalen Mikrostruktur festgestellt werden, der sowohl bei der Darstellung der Risslänge über der Zyklenzahl (Abbildung 4-70), als auch auf der Bruchfläche (Abbildung 4-71) sichtbar wurde. Demnach konnten aus Abbildung 4-70, je nach verwendeter Steigung, die drei in Abbildung 4-68 dargestellten da/dN Werte für ein konstantes ΔK

bestimmt werden. Während bei dem durchschnittlichen, blau dargestellten, Rissfortschritt pro Zyklus die mikrostrukturellen Einflüsse nicht berücksichtigt wurden, sind die beiden anderen da/dN Werte eindeutig auf die lokale Mikrostruktur zurückzuführen. So konnte im Bereich des lokal sehr hohen Rissfortschritts pro Zyklus an Position 4 eindeutig eine dem Gewaltbruch (vgl. Position 6) ähnliche Schädigung festgestellt werden. Vor und nach dem Gewaltbruchanteil sind typische Ermüdungsbruchanteile zu erkennen, sodass der orange dargestellte Messpunkt (Abbildung 4-68) das bei der anliegenden Belastung vorliegende Rissfortschrittsverhalten eines ungeschwächten bainitischen Gefüges korrekt wiedergibt. Liegt lokal jedoch eine Inhomogenität vor, so ist ein früheres instabiles Versagen des bainitischen Gefüges möglich.

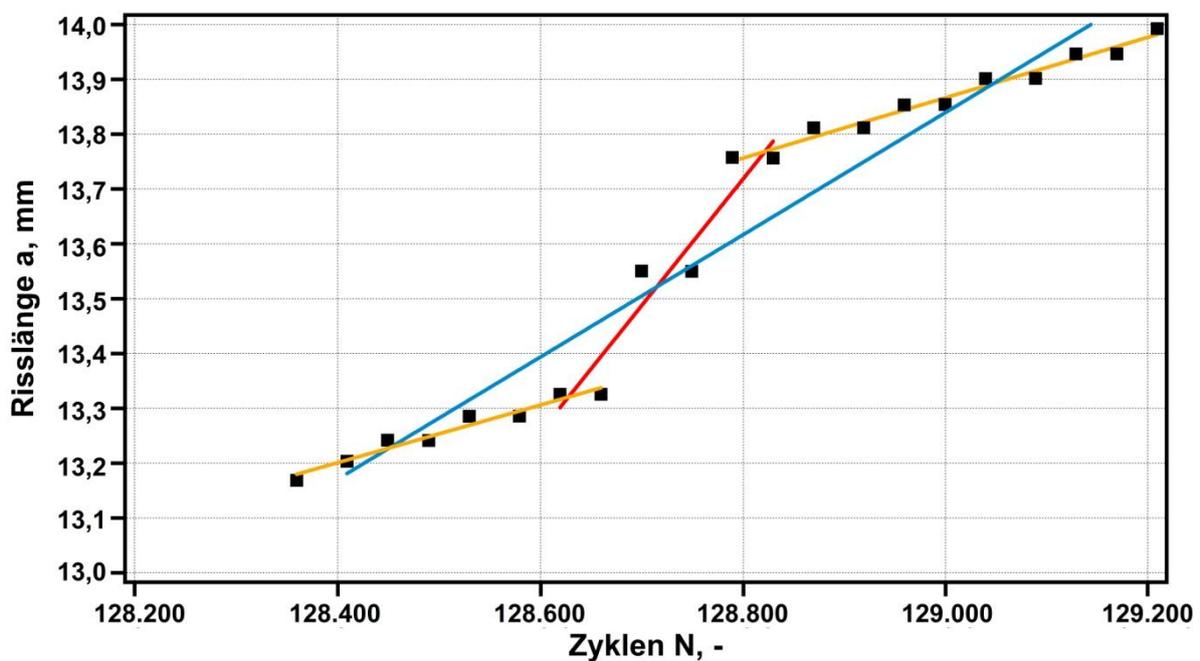


Abbildung 4-70: Risslänge in Abhängigkeit von der Zyklenzahl an Position 4

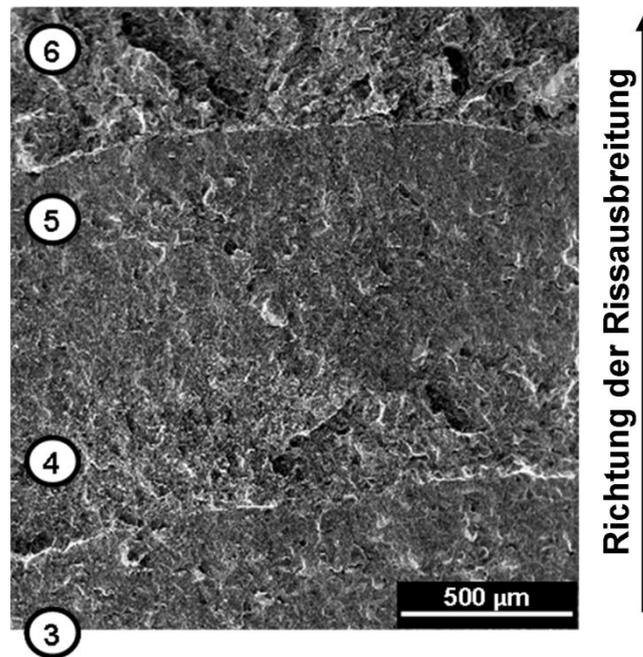


Abbildung 4-71: Ermüdungsbruchfläche (Position 3-5) und Gewaltbruchfläche (Position 6) der 90° CT-Probe, vgl. Abbildung 4-68

In Abbildung 4-72 ist das Rissausbreitungsverhalten 90° orientierter bainitischer CT-Proben in Abhängigkeit vom R-Verhältnis und dem während der vorherigen Phasenumwandlung überlagerten Spannungsniveau dargestellt. Deutlich zu erkennen ist, dass ΔK_{th} stark vom R-Verhältnis abhängt und bei $R=0,5$ kleiner ist als bei $R=0,1$. Dieses Verhalten wurde bereits häufiger beobachtet und deutet auf Riss-schließeffekte hin [Elb70]. Auch der Spannungszustand während der isothermen bainitischen Umwandlung beeinflusst das nachgelagerte Rissfortschrittsverhalten. Während bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$ das Rissfortschrittsverhalten der spannungslos bzw. unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Proben sehr ähnlich war, konnte bei einem R-Verhältnis von $R=0,5$ ein deutlicher Unterschied, insbesondere im Schwellenwertbereich festgestellt werden. So betrug das ΔK_{th} der spannungslos umgewandelten Proben bei $R=0,5$ noch etwa $4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, während für die unter 100 MPa umgewandelten Proben ein Wert von nur noch etwa $3,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt wurde. Zudem waren die Rissfortschrittsraten pro Zyklus der unter 100 MPa umgewandelten Proben bei niedrigen ΔK Werten generell deutlich höher als bei den spannungslos umgewandelten Proben. Erst bei hohen ΔK Werten glichen sich die Rissfortschrittsraten wie erwartet wieder an. Das deutlich beschleunigte Risswachstum der unter Spannung umgewandelten Proben im Schwellenwertbereich könnte auf die höheren Zugeigenspannungen (vgl. Kapitel 4.6.2.1) dieses

Probenzustandes zurückgeführt werden. Zugeigenspannungen erhöhen das effektive ΔK , sodass bei höheren Zugeigenspannungen eine höhere effektive Belastung auf die Probe wirkt und folglich niedrigere ΔK_{th} Werte ermittelt werden. Auch bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$ wäre demnach ein Unterschied des Risswachstums im Threshold-Bereich zu erwarten gewesen. Um zu klären, warum dies nicht auftrat, wurden weitere Untersuchungen an den mit einem R-Verhältnis von $R=0,1$ ermüdeten Proben durchgeführt.

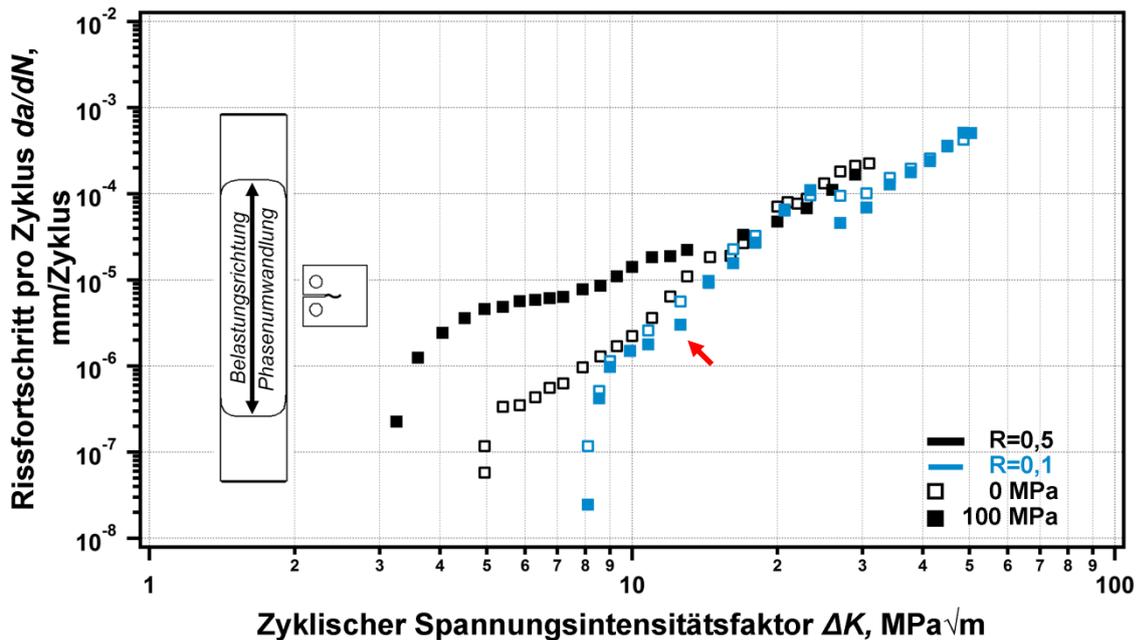


Abbildung 4-72: Einfluss des R-Verhältnisses und des während der bainitischen Phasenumwandlung überlagerten Spannungsniveaus auf das Rissfortschrittsverhalten der 90° Proben, nach [Lam10 d]

Abbildung 4-73 zeigt eine CLSM Aufnahme der Bruchfläche einer 90° orientierten Probe, die zuvor unter 100 MPa zu Bainit umgewandelt und dann mit einem R-Verhältnis von $R=0,1$ ermüdet wurde. Die Aufnahme stammt aus einem Bereich, in dem die Reduktion der Rissfortschritttrate bei Absenkung des ΔK Wertes von $14,4 MPa\sqrt{m}$ zu $12,6 MPa\sqrt{m}$ deutlich größer ausfiel als bei spannungslos zu Bainit umgewandelten Proben (in Abbildung 4-72 durch einen roten Pfeil gekennzeichnet). In Abbildung 4-73 ist deutlich eine Stufe mit einem Höhenunterschied von etwa $91 \mu m$ zu erkennen. Dieser Wert ist relativ groß, verglichen mit der mittels DIC visualisierten monotonen plastischen Zone (vgl. Anhang Abbildung A-11). Diese wies bei einem ΔK von $18 MPa\sqrt{m}$ einen Durchmesser von ca. $75 \mu m$ auf.

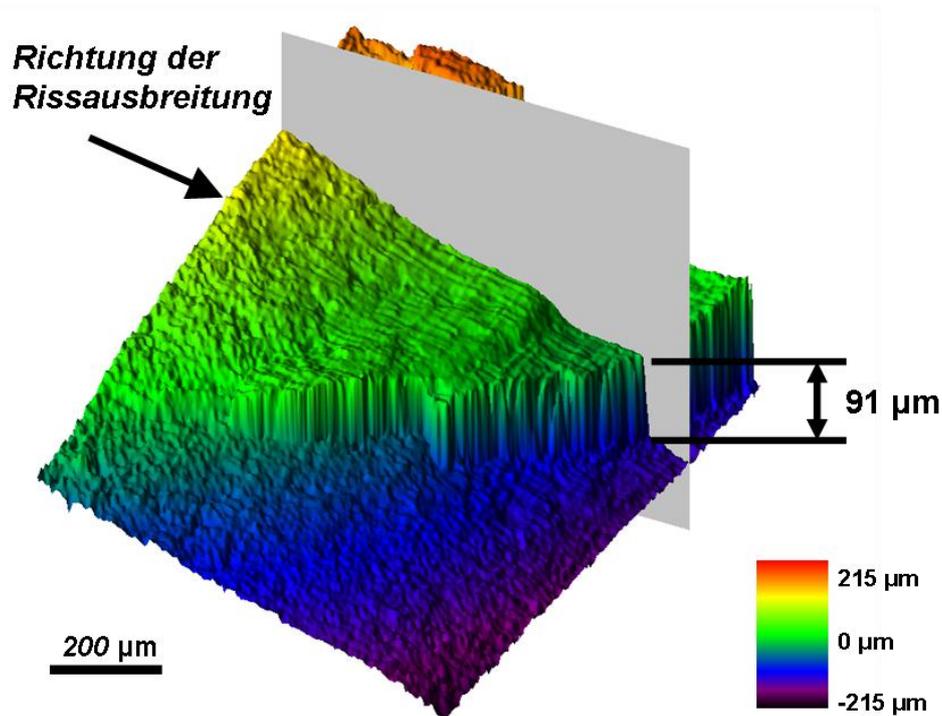


Abbildung 4-73: Topographie einer 90° CT-Probe, die zuvor isotherm unter 100 MPa zu Bainit umgewandelt wurde. Die CLSM Aufnahme wurde an einer Stelle aufgenommen, an der der Abfall der Rissfortschrittsrate stärker ausfiel als bei einer spannungslos umgewandelten Probe (in Abbildung 4-72 mit einem roten Pfeil gekennzeichnet), nach [Lam10 d]

Weiterhin betrug die mittels DIC ermittelte Öffnung des Risses 100 μm vor der Risspitze bei einem K von 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ nur etwa 1,5 μm (Abbildung 4-74), ein Wert der um mehr als eine Größenordnung kleiner ist als die Höhe der Stufe auf der Bruchfläche. Aufgrund der deutlich sichtbaren Stufe könnte es somit bei dem weiteren Risswachstum im nahen Schwellenwertbereich zu zusätzlichen Risschließeffekten gekommen sein.

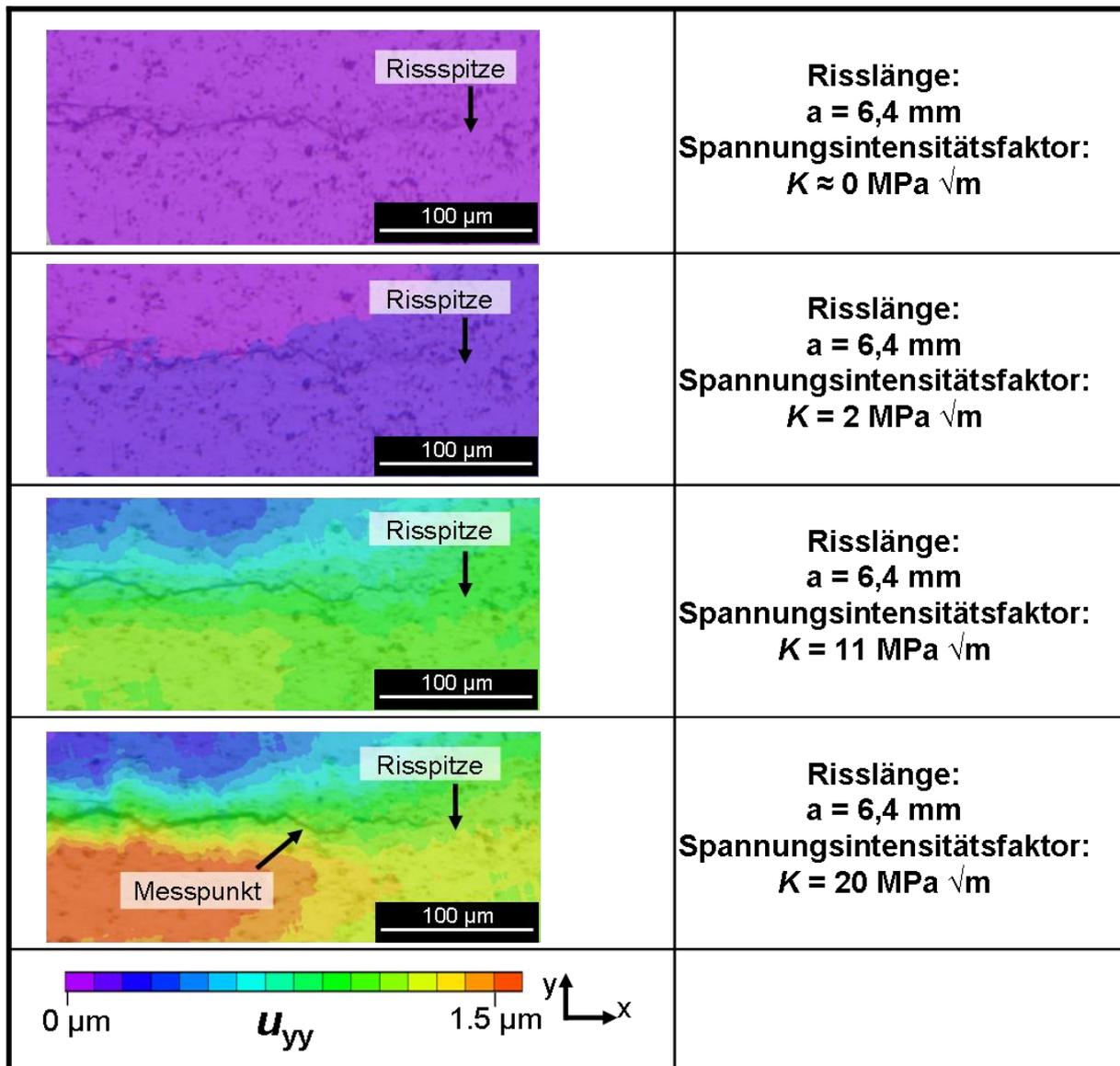


Abbildung 4-74: Visualisierung der Rissöffnung bei einer 90° CT-Probe mittels DIC, nach [Lam10 d]. Die Rissöffnung wurde jeweils an einem Messpunkt etwa 100 μm vor der Risspitze bestimmt.

Um den Einfluss der Stufe auf das weitere Risswachstum zu verifizieren wurden zusätzliche REM Untersuchungen durchgeführt. Wie Abbildung 4-75 verdeutlicht, wurde das Risswachstum in der Mitte der Probe, also dem Bereich, der den größten Höhenunterschied auf der Bruchfläche zeigte, stark behindert, sodass der Rissfortschritt hier deutlich niedriger war als in dem Bereich ohne Stufe. Die Stufe auf der Bruchfläche, d.h. eine lokale Inhomogenität, scheint demnach das Risswachstum der 90° orientierten 100 MPa Probe bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$ beim gesamten weiteren Rissfortschritt zu beeinträchtigen und somit den erwarteten Effekt der Zugeigenspannungen zu kompensieren.

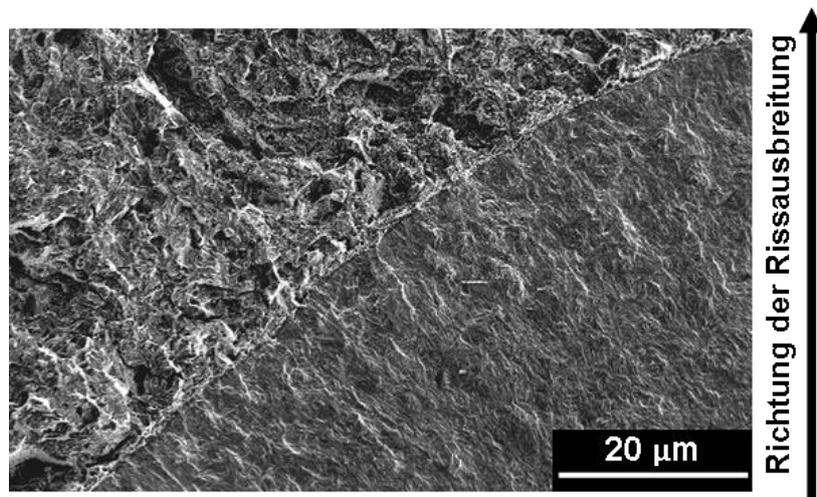


Abbildung 4-75: Übergang zwischen Ermüdungsriß- und Gewaltbruchfläche der unter 100 MPa umgewandelten 90° Probe zur Ermittlung von ΔK_{th} , nach [Lam10 d]

Lagen keine lokalen Inhomogenitäten vor, war das Bruchbild der zuvor unter 100 MPa bzw. spannungslos zu Bainit umgewandelten 90° Proben ähnlich. Es war bei niedrigen zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren ein fast vollständig transkristallines Versagen [Spe77, VDE83] zu beobachten (Abbildung 4-76 a). Mit zunehmenden zyklischen Spannungsintensitätsfaktoren konnten dann immer höhere interkristalline Bruchanteile an ehemaligen Austenitkorngrenzen beobachtet werden (Abbildung 4-76 b).

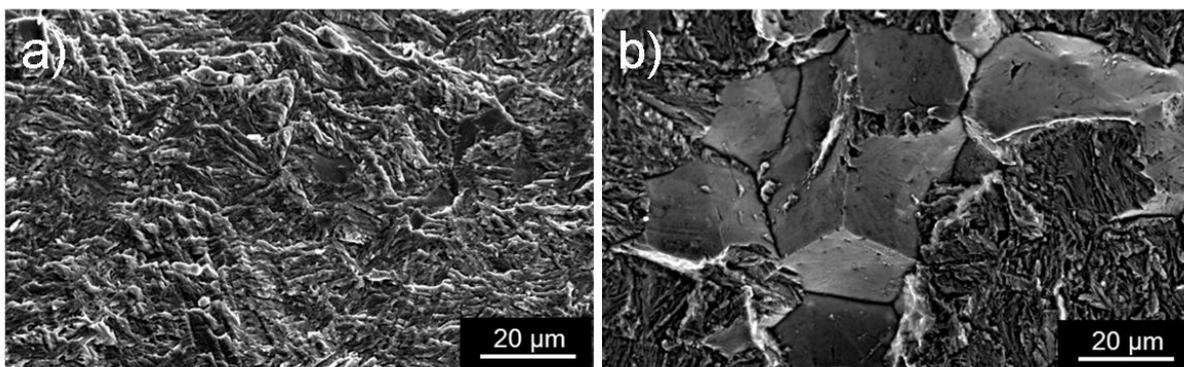


Abbildung 4-76: Ermüdungsbruchfläche bainitischer Gefüge, a) Bereich niedriger ΔK Werte und b) Bereich hoher ΔK Werte

Die Gewaltbruchfläche war jeweils gekennzeichnet durch einen transkristallinen Mischbruch [VDE83] mit duktilen Wabenbruch- und spröden Spaltbruchanteilen (Abbildung 4-77).

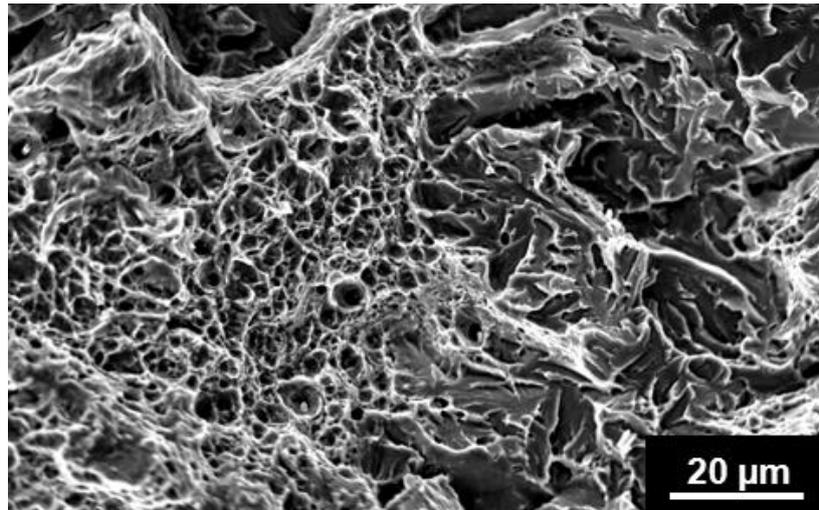


Abbildung 4-77: Typische Gewaltbruchfläche der bainitischen Gefüge

Bei 0° orientierten Proben konnte auch bei einem höheren R-Verhältnis von $R=0,5$ und dem bereits geringeren Einfluss von Riss-schließeffekten [Sur98] kaum ein Einfluss der Spannungsüberlagerung während der vorangegangenen bainitischen Umwandlung auf das Rissausbreitungsverhalten im Schwellenwertbereich festgestellt werden (Abbildung 4-78). Vielmehr scheint das lokal vorliegende zeilige, mangan- und schwefelreiche Gefüge (vgl. Abbildung 4-67 unten) das örtliche Risswachstumsverhalten stark zu beeinflussen. So war der Zusammenhang zwischen Rissfortschritt-rate und zyklischem Spannungsintensitätsfaktor im Paris-Bereich nicht linear, sondern offensichtlich stark von der lokalen Mikrostruktur abhängig. Vor allem die in diesem Bereich auftretenden Mangansulfidstreifen können das Risswachstum entweder beschleunigen oder verlangsamen [Cad81]. Der erwartete Effekt von Zugeigenspannungen auf das Rissausbreitungsverhalten im unteren Paris- und nahen Threshold-Bereich wird daher auch bei relativ hohen R-Verhältnissen durch die lokal vorliegende Mikrostruktur kompensiert.

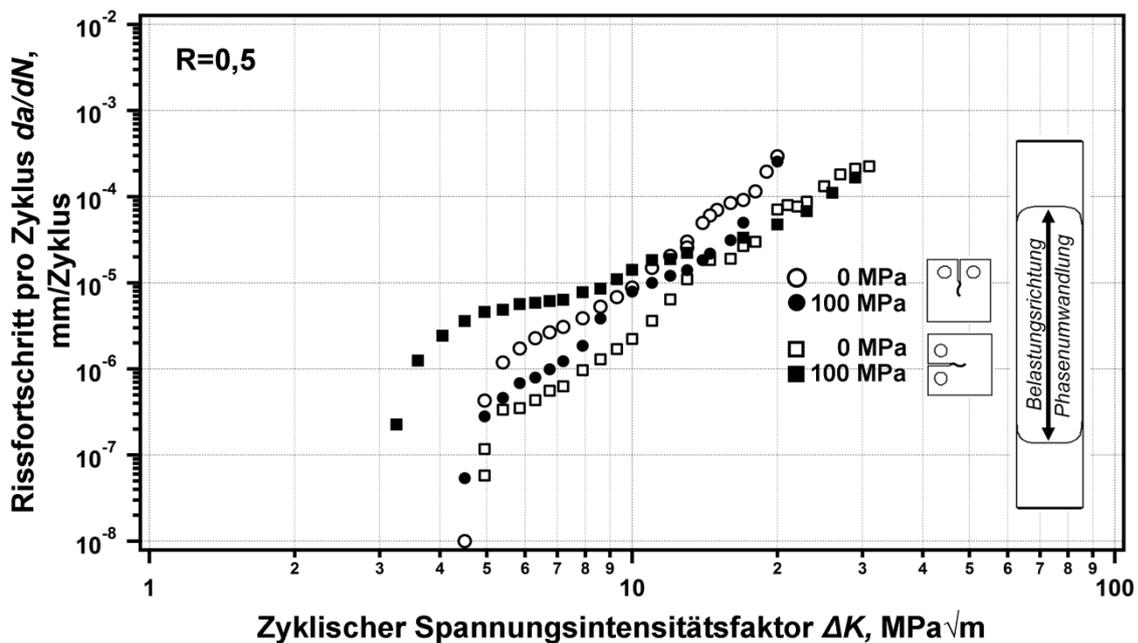


Abbildung 4-78: Einfluss der Probenentnahmerichtung und des während der vorherigen bainitischen Phasenumwandlung überlagerten Spannungsniveaus auf das Rissfortschrittsverhalten bei einem R-Verhältnis von $R=0,5$, nach [Lam10 d]

Wenn, wie bei einer mit $R=0,1$ ermüdeten Probe, zudem Stufen auf der Bruchfläche auftraten, wurde sogar ein höherer ΔK_{th} Wert für die unter 100 MPa umgewandelte Probe ermittelt. Auf eine Darstellung der Ergebnisse für ein R-Verhältnis von $R=0,1$ soll hier aber verzichtet und auf den Anhang verwiesen werden (Abbildung A-12, Abbildung A-13 und Abbildung A-14)

b) Bainit-Martensitstufe

Da bei den 0° orientierten bainitischen Proben der Rissfortschritt nur von der lokalen Mikrostruktur bestimmt und daher kein Einfluss anderer Parameter detektiert werden konnte, wurde diese Probenentnahmerichtung bei der Untersuchung des Rissfortschrittsverhaltens bainitisch-martensitischer Gefüge nicht berücksichtigt. Vielmehr wurden 90° orientierte Proben verwendet, um den Einfluss einer Anlassbehandlung bei 200°C für 10 min auf das Rissausbreitungsverhalten eines 60% bainitisch und 40% martensitischen Gefüges zu ermitteln. Wenn die bainitisch-martensitischen Mischgefüge nicht angelassen wurden, konnte ein Abknicken des

Risses um etwa 90° bei Erreichen des zeiligen mangan- und schwefelreichen Übergangsbereich der Proben beobachtet werden (Abbildung 4-79).

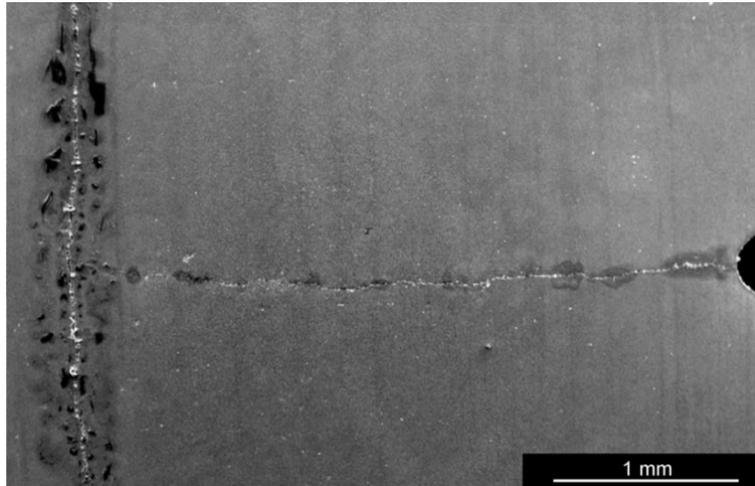


Abbildung 4-79: Abknicken des Risses nach Erreichen des zeiligen hoch mangan- und schwefelhaltigen Übergangsbereiches der Probe um fast 90° , nicht angelassenes bainitisch-martensitisches Mischgefüge (90° Probe)

Auf dieser Bruchfläche konnte ein deutlich erhöhter Anteil an interkristallinen Bruchanteilen an ehemaligen Austenitkorngrenzen festgestellt werden (Abbildung 4-80). Die Kombination aus Zeiligkeit, Verunreinigungen und nicht angelassenem und daher sprödem Martensit scheint demnach den Zusammenhalt an den ehemaligen Austenitkörnern im Übergangsbereich der Probe so weit zu reduzieren, dass ein Abknicken des Risses möglich wird. Die Bestimmung von Rissfortschrittskurven an nicht angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefügen war somit nicht möglich.

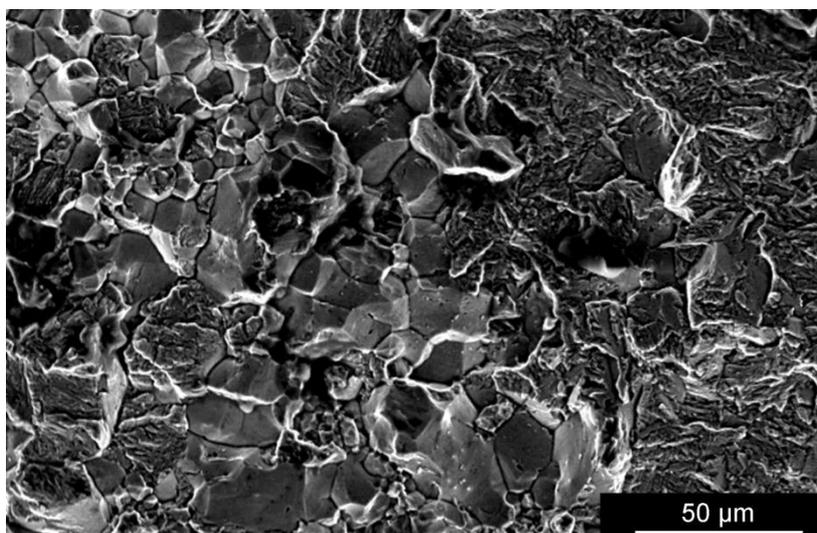


Abbildung 4-80: Bruchfläche eines abgknickten Risses mit sehr hohen interkristallinen Bruchanteilen

Nach einer Anlassbehandlung des bainitisch-martensitischen Mischgefüges konnte kein Abknicken des Risses nach Erreichen des zeitigen, verunreinigten Übergangsbereichs der Probe mehr festgestellt werden. Demnach scheint eine einfache Anlassbehandlung bei 200 °C für 10 min, die einen Selbstanlasseffekt im betrachteten Schmiedeprozess simuliert, ausreichend, um den Martensit zu entspannen und den Zusammenhalt an den ehemaligen Austenitkorngrenzen zu erhöhen.

Abbildung 4-81 zeigt die für ein R-Verhältnis von $R=0,1$ und $R=0,5$ ermittelten Rissfortschrittskurven der angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefüge. So wurde bei einem R-Verhältnis von $R=0,5$ ein ΔK_{th} von etwa $3,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt, während bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$ das ermittelte ΔK_{th} ca. $7,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ betrug. Dieser Effekt deutet, wie schon bei den rein bainitischen Gefügen beobachtet, auf Risschließeffekte hin [Elb70]. Im Paris-Bereich nähern sich die Rissfortschrittsraten dann wie erwartet wieder an.

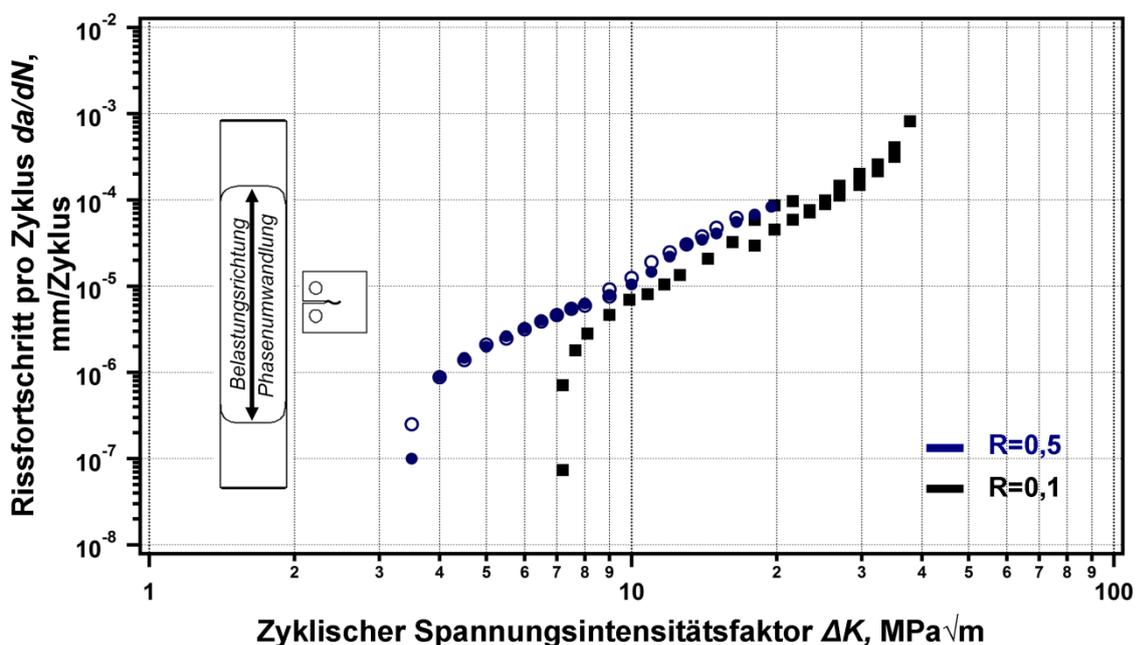


Abbildung 4-81: Einfluss des R-Verhältnis auf das Rissfortschrittsverhalten angelassener bainitisch martensitischer Proben, nach [Lam11 d]

Das Erscheinungsbild der Ermüdungsbruchfläche von Mischgefügen wies deutliche Ähnlichkeiten zum Versagensverhalten der vollständig bainitischen Gefüge auf. So wurde auf den Bruchflächen der Proben, die unter der Wirkung eines niedrigen zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ermüdet wurden, ebenfalls ein fast

vollständig transkristallines Versagen ermittelt (Abbildung 4-82 a). Bei Erhöhung des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors nahm zudem der Anteil an interkristallinen Bruchanteilen entlang ehemaliger Austenitkorgrenzen zu (Abbildung 4-82 b).

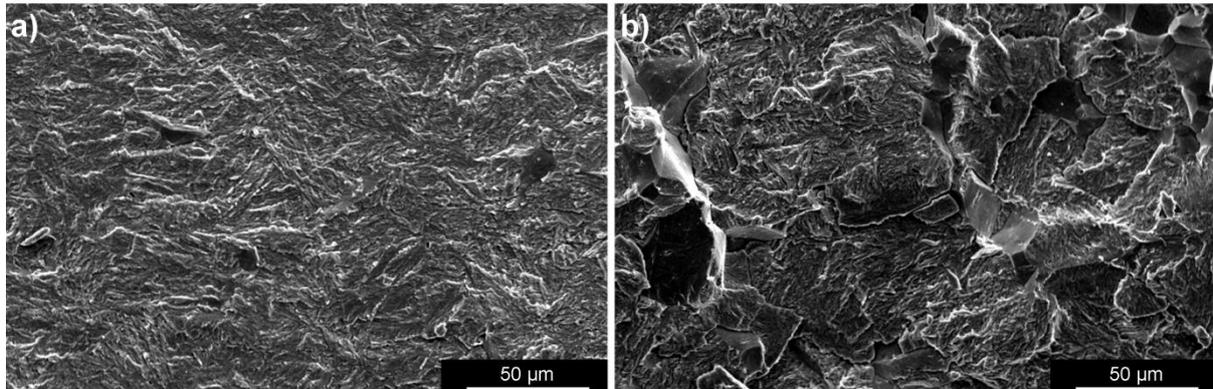


Abbildung 4-82: Ermüdungsbruchfläche angelassener bainitisch-martensitischer Gefüge, a) Bereich niedriger ΔK Werte und b) Bereich hoher ΔK Werte

Abbildung 4-83 zeigt einen Vergleich des Rissfortschrittsverhaltens bainitischer, martensitischer und angelassener bainitisch-martensitischer Gefüge. Alle Gefüge wurden unter einem R-Verhältnis von $R=0,1$ ermüdet, wobei die für das martensitische Gefüge ermittelten Rissfortschrittsraten von einem Projektpartner an CT-Proben konventioneller Größe bestimmt wurden [Ful09]. Es ist gut zu erkennen, dass das Rissfortschrittverhalten des angelassenen bainitisch-martensitischen Gefüges im Paris-Bereich in etwa dem des rein bainitischen Gefüges entspricht. Einzig im Bereich niedriger und hoher zyklischer Spannungsintensitätsfaktoren war das Verhalten des bainitischen dem des angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefüges leicht überlegen. So wurde für das bainitische Gefüge ein ΔK_{th} von $8,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt, während für das angelassene bainitisch-martensitische Gefüge ein ΔK_{th} Wert von $7,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt wurde. Der bestimmte ΔK_{th} Wert für das rein martensitische Gefüge war mit etwa $4,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ dann deutlich niedriger. Auch das Rissfortschrittverhalten im Paris-Bereich unterschied sich deutlich von dem des bainitischen und des angelassenen bainitisch-martensitischen Gefüges. Ohne (Selbst-)Anlassbehandlung des martensitischen Gefüges setzte ein instabiles Risswachstum bereits bei einem ΔK von etwa $11,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ein [Ric09]. Dieser Wert kennzeichnete bei den bainitischen und den angelassenen bainitisch-martensitischen Gefügen erst den Anfang des Paris-Bereiches. Die Einstellung eines nicht

angelassenen, rein martensitischen Gefüges im betrachteten Schmiedeprozess muss aus bruchmechanischer Sicht daher vermieden werden.

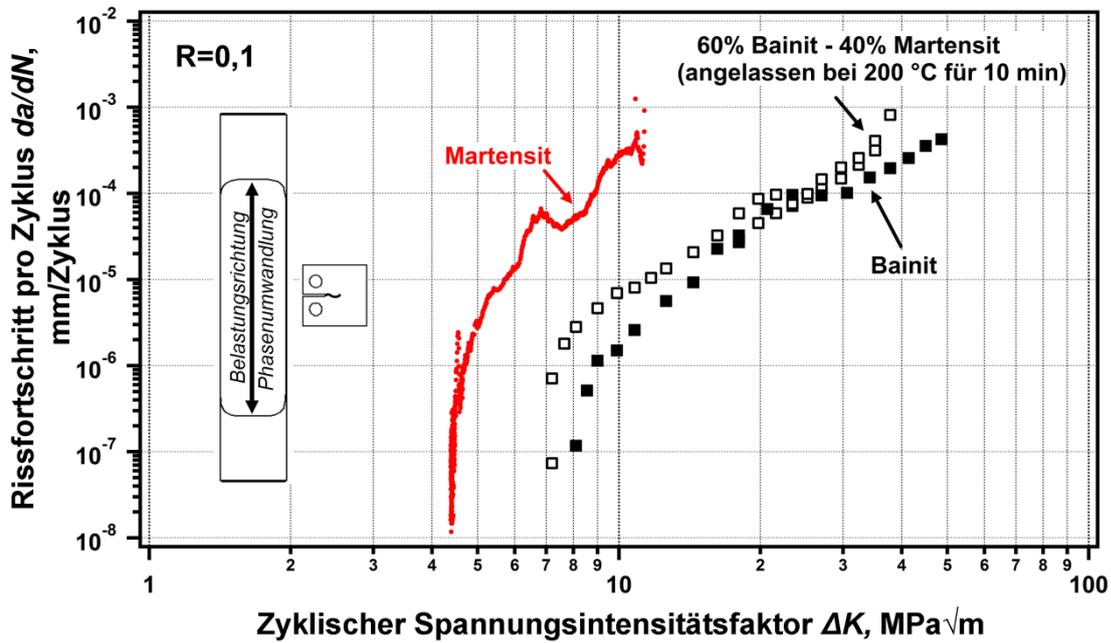


Abbildung 4-83: Rissfortschrittskurven des bainitischen, des bainitisch-martensitischen und des martensitischen Gefüges bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$, nach [Lam11 d]

5 Diskussion

5.1 Einflüsse auf die Umwandlungskinetik

a) Austenitisierungsbehandlung

Die vorherige Austenitisierungsbehandlung hat einen sehr großen Einfluss auf die anschließende isotherme bainitische Phasenumwandlungskinetik, wie Abbildung 4-4 verdeutlicht. Wurden bei der Austenitisierung alle Karbide in der Matrix gelöst, sodass die Kohlenstoffkonzentration im Austenit dem durchschnittlich mittels Spektroskopie ermittelten Wert entsprach, konnte mit steigender Austenitkorngröße (von 16 auf 44 μm) eine Verschiebung der Umwandlungsstart- und -endzeitpunkte zu späteren Zeiten festgestellt werden. Wenn jedoch nicht alle Karbide in der Matrix gelöst werden konnten (austenitisiert bei 880 °C für 5 min) wurde trotz gleicher Austenitkorngröße (16 μm) eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik festgestellt. Da die Menge an gelöstem Kohlenstoff im Austenit die Umwandlungskinetik bestimmt [Ros57], kann die beschleunigte Umwandlung in diesem Fall auf die nicht gelösten Karbide und die damit verbundene niedrigere Kohlenstoff- und Chromkonzentration im Austenit zurückgeführt werden. Ein Einfluss der Austenitkorngröße auf das Umwandlungsverhalten konnte nicht nur bei einer isothermen, sondern auch bei einer kontinuierlichen Umwandlung zu oberem und unterem Bainit festgestellt werden. So stiegen die jeweiligen Umwandlungsraten mit kleineren Austenitkorngrößen an [Lee08]. Da Austenitkorn Grenzen als Keimstellen für die bainitische Phasenumwandlung dienen können, stehen mit steigender Austenitkorngröße und der damit verbundenen Reduktion der Austenitkorn Grenzflächen weniger potentielle Keimstellen zur Verfügung [Jac03, Ree92], was letztlich zu einer Verlangsamung der isothermen bainitischen Umwandlungskinetik führt. Dies gilt aber nur, wenn die benötigten Umwandlungszeiten zur Einstellung vollständiger bainitischer Gefüge durch eine niedrige Umwandlungsrate bestimmt werden. Wenn ein schnelles Wachstum ausgehend von einer limitierten Anzahl an Keimstellen das Umwandlungsverhalten diktiert, könnte bei kleinen Austenitkorngrößen der pro Keim entstehende bainitische Volumenanteil erniedrigt und so die Phasenumwandlungskinetik im Vergleich zu großen Austenitkörnern verlangsamt werden [Mat99]. Meistens tritt bei der

bainitischen Phasenumwandlung zusätzlich zur Keimbildung an Austenitkorn Grenzen ein autokatalytischer Wachstumsprozess auf, d.h. Keimbildung und Wachstum von der Spitze der bereits gebildeten Bainitnadeln. Wenn die Austenitkorngröße nur noch der Länge einer Bainitnadel entspricht, ist ein autokatalytisches Wachstum nicht mehr möglich [Jac03]. Wird die Austenitkorngröße auf die Länge einer Bainitnadel reduziert, führt dies somit zu einer Reduktion des Umwandlungsfortschritts pro Zeiteinheit, sodass die Steigung der Bainitanteile über Zeit-Kurve zu Beginn der Umwandlung kleiner ausfällt [Jac03]. Da im Rahmen dieser Arbeit aber eine Verlangsamung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik mit steigender Austenitkorngröße festgestellt werden konnte (vgl. Abbildung 4-4), scheint das Umwandlungsverhalten durch ein langsames Wachstum der Bainitnadeln bestimmt zu werden. Die Reduktion der Austenitkorn Grenzenfläche pro Volumeneinheit führt demnach zu einer Reduktion potentieller Keimstellen und so zu einer Verlangsamung der Umwandlungskinetik. Da bei den kleinen Austenitkorngrößen ($\approx 16 \mu\text{m}$) zudem ein höherer Umwandlungsfortschritt pro Zeiteinheit festgestellt werden konnte, ist auch bei den im Rahmen dieser Arbeit eingestellten kleinen Austenitkorngrößen noch eine autokatalytische Bainitbildung möglich.

Bei einer kontinuierlichen Austenit zu Martensit Umwandlung beeinflusste die Austenitisierungsbehandlung zudem maßgeblich die sich einstellende M_s Temperatur (vgl. Abbildung 4-9). Nach vollständiger Karbidauflösung während der Austenitisierung konnte ein Anstieg der Martensitstarttemperatur mit steigender Austenitkorngröße festgestellt werden. Dieses Verhalten wird in der Literatur häufig beschrieben [Gar08, Lee05, Mey54, Nis78, Ume74, Yan09], wobei unterschiedliche Erklärungsansätze angeführt werden. In einigen Studien wird argumentiert, dass durch eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur mehr Leerstellen durch das anschließende Abschrecken eingefroren werden [Nis78]. Diese strukturellen Defekte können als Keimstellen für die martensitische Phasenumwandlung dienen, sodass die M_s Temperatur mit der Austenitisierungstemperatur steigt [Nis78]. Dieser Argumentation folgend ist nicht die Austenitkorngröße, sondern die Austenitisierungstemperatur die bestimmende Größe. In [Ume74] konnte für schlagartig umwandelndes Fe-Ni-C („burst martensite“) hingegen gezeigt werden, dass die M_s Temperatur nicht von der Temperaturdifferenz bei der Abschreckung abhängig ist. Eine doppelte Austenitisierung, zunächst bei einer hohen Temperatur

zur Einstellung großer Körner gefolgt von einer Austenitisierung bei einer niedrigeren Temperatur, welche die Austenitkorngröße nicht weiter veränderte, führte zur selben M_s Temperatur wie eine einfache Austenitisierung bei der hohen Temperatur.

Bei der graduellen Umwandlung eines lanzettenartigen Martensits, die an Austenitkorgrenzen startet, müsste bei einer Reduktion der Austenitkorngröße und der damit verbundenen Erhöhung der potentiellen Keimstellen eine Erhöhung der M_s Temperatur festgestellt werden [Bro83]. Weil dies nicht beobachtet wurde, ist als mögliche Erklärung für die niedrigere M_s Temperatur bei kleiner Austenitkorngröße die gemäß Hall-Petch Beziehung höhere Festigkeit des unterkühlten Austenits herangezogen worden. Eine Stabilisierung des Austenits würde demnach die Scherung des Gitters behindern und so die martensitische Umwandlung hemmen [Bro83].

Da für die dilatometrische Erfassung der M_s Temperatur eine bestimmte Volumenänderung notwendig ist, wird bei der ermittelten Temperatur nicht der erste Martensitkeim sondern das Wachstum des Keims bis zu einer messbaren Größe detektiert. Dem Modell in [Fi48] folgend ist der sich zu Beginn der Umwandlung bildende Martensitanteil proportional zur dritten Potenz der Austenitkorngröße [Yan09], sodass bei kleinen Austenitkorngrößen deutlich weniger Martensit aus einem Keim entstehen kann als bei großen Körnern. Bei größeren Austenitkörnern ist der zur Detektion von M_s benötigte Martensitanteil daher bereits bei geringerer Unterkühlung erreicht, sodass hier höhere M_s Temperaturen gemessen werden können [Fi48]. Der für die Bestimmung der Umwandlungstemperaturen benötigte Phasenanteil und damit auch die ermittelten M_s Temperaturen hängen somit von der Sensitivität des verwendeten Messsystems ab [Yan07].

Die Steigerung der M_s Temperatur von 250 auf 280 °C durch Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s (AGS 44 μm) statt 1050 °C für 60 s (AGS 22 μm), ist daher gut mit den vorgestellten Theorien vereinbar. Wenn jedoch Karbide während der Austenitisierung (880°C für 5 min) nicht aufgelöst werden, ist die M_s Temperatur (330 °C) trotz geringerer Austenitkorngröße von 16 μm dennoch höher als bei ähnlicher Austenitkorngröße ohne Karbide. Durch die Reduktion des Kohlenstoffs in der Austenitmatrix konnte die für die martensitische Umwandlung benötigte Energie herabgesetzt und so der erwartete Effekt der Austenitkorngröße auf M_s überkompensiert werden.

Neben der M_s Temperatur scheint auch die Entwicklung des martensitischen Phasenanteils mit der Temperatur stark von der Austenitkorngröße abzuhängen. Während die Steigungen der Martensitanteile über Temperatur Kurven (Abbildung 4-9) zu Beginn der Umwandlung nach Austenitisierungen bei 880 °C für 5 min (AGS 16 µm) und 1050 °C für 60 s (AGS 22 µm) ähnlich sind, wurde nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s eine deutlich abweichende Steigung ermittelt. Dieses Phänomen wurde auch in [Mey54] beobachtet und wie folgt erklärt: Die erste bei M_s detektierbare Martensitnadel teilt das korrespondierende Austenitkorn in zwei Teile mit identischem Volumen. Erst bei einer Temperatur, die für die neue Austenitkorngröße das charakteristische M_s darstellt, bildet sich die nächste Martensitnadel. Wenn die Austenitkörner klein sind, liegen die effektiven M_s Temperaturen der ursprünglichen und der durch Teilung neu gebildeten Austenitkörner eng beieinander, sodass die Umwandlungsraten zu Beginn der Umwandlung hoch sind. Bei größeren Austenitkörnern hingegen ist die Differenz der effektiven M_s Temperaturen zunächst deutlich höher, sodass gerade zu Beginn der Umwandlung ein deutlich geringerer Umwandlungsfortschritt pro Temperatureinheit vorliegt [Mey54].

b) Einfluss des Spannungszustandes während der Umwandlung

Im betrachteten Schmiedeprozess treten lokal hohe Spannungen auf, welche die Phasenumwandlung überlagern können. Wie Abbildung 4-10 verdeutlicht, führen sowohl Zug- als auch Druckspannungen, die permanent die Phasenumwandlung überlagern, zu einer Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. Allerdings ist die Beschleunigung bei betragsmäßig gleich hoher überlagerter Spannung unter Zug- immer ausgeprägter als unter Druckbelastung. Dieses Verhalten konnte im Anschluss an alle Austenitisierungsbehandlungen festgestellt (vgl. Abbildung 4-11) und mit den umwandlungsbegleitenden Scher- und Normalkomponentenanteilen erklärt werden. Da die Scherkomponente unter Zug- und Druckbelastung immer positiv und deutlich größer als die Normalkomponente ist, bewirken beide Spannungszustände eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. Aufgrund der negativen Normalkomponente bei Druckbelastung kann hier aber nur eine leichte

Verschiebung der Start- und Endzeitpunkte zu kürzeren Zeiten erreicht werden (vgl. auch Kapitel 2.2 und Abbildung 4-10).

Durch Überlagerung einer Spannung während der Umwandlung stehen zusätzlich mechanische Triebkräfte bereit, die das Wachstum günstig zum lokal wirkenden Spannungsfeld orientierter Varianten unterstützen [Bha96, Mat94]. Weil so weniger Varianten in einem ehemaligen Austenitkorn entstehen als bei spannungsloser Umwandlung, können die orientierten Varianten deutlich ungehinderter und somit schneller wachsen [Bha01]. Allerdings stehen mit steigender Austenitkorngröße immer weniger potentielle Keimstellen zur Verfügung [Ree92, Jac03], sodass nach hohen Austenitisierungstemperaturen auch die Überlagerung von Spannungen knapp unterhalb der Fließgrenze des unterkühlten Austenits während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C nur eine moderate Beschleunigung der Kinetik bewirkte (vgl. Abbildung 4-10).

Wird der unterkühlte Austenit jedoch vor der Umwandlung plastisch vorverformt, führt die damit verbundene Erhöhung der Keimstellendichte [Bha01, Vea01], auch bei anschließend spannungsloser Umwandlung, zu einer stärkeren Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik als eine spannungsüberlagerte bainitische Umwandlung (vgl. Abbildung 4-10 und Abbildung 4-11). Dies ist nur der Fall, wenn die plastischen Vorverformungen relativ klein sind [Bha96]. Mit steigendem Vorverformungsgrad und der damit verbundenen Erhöhung der Versetzungsdichte reduziert sich die Breite der einzelnen Bainitvarianten zusehends. Die Versetzungen stellen somit nicht nur neue Keimstellen, sondern auch effektive Hindernisse für das Wachstum der einzelnen Bainitvarianten dar. Bei ausreichend hohen Vorverformungen überwiegt schließlich der Effekt des Blockierens, sodass der Austenit stabilisiert und der Umwandlungsgrad reduziert wird [Bha96, Bha01].

Der jeweils kritische Vorverformungsgrad hängt dabei von der Zusammensetzung und der Umwandlungstemperatur ab [Ch06]. So wurde in [Lar00] bereits bei einer plastischen Druckvorverformung des unterkühlten Austenits von 10% eine Verlangsamung der bainitischen Umwandlungskinetik festgestellt. In [Gon10] hingegen wurde auch nach 15%-iger plastischer Druckvorverformung noch eine deutliche Beschleunigung der isothermen bainitischen Umwandlungskinetik beobachtet. Anschließende EBSD Untersuchungen zeigten, dass die Anzahl der Varianten in einem ehemaligen Austenitkorn drastisch reduziert wurde. Diese ausgeprägte Variantenauswahl konnte auf die bei der plastischen Verformung des

Austenits aktiven Gleitsysteme zurückgeführt werden, da die entstandenen Bainitnadeln sich fast parallel entlang dieser Richtungen ausbildeten [Gon10]. Demnach scheinen die Habitusebenen der gebildeten Bainitvarianten den aktiven Gleitebenen bei der plastischen Verformung zu entsprechen. Als ein Resultat werden bei der Vorverformung somit nicht nur neue Keimstellen, sondern zudem auch bevorzugte Wachstumsrichtungen eingebracht, entlang derer sich die Bainitnadeln leichter ausbilden können [Gon10].

Im Rahmen dieser Dissertation betrug die maximale plastische Vorverformung des unterkühlten Austenits 11%. Da auch hier noch eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik beobachtet werden konnte, scheint der kritische Verformungsgrad noch nicht erreicht zu sein. Eine EBSD Aufnahme der Probe legt die Vermutung nahe, dass auch hier eine Variantenauswahl in den ehemaligen Austenitkörnern vorliegt (vgl. Anhang Abbildung A-15). Eine eindeutige Vorzugsrichtung entlang der aktiven Gleitebenen des Austenits konnte mit dieser Aufnahme allerdings nicht bestimmt werden.

Wenn zusätzlich zur plastischen Vorverformung eine permanente Spannung von 100 MPa während der Umwandlung überlagert wird, verschieben sich die Start- und Endzeitpunkte der bainitischen Umwandlung weiter zu kürzeren Zeiten (vgl. Abbildung 4-14). Auch hier konnte eine ausgeprägte Variantenauswahl in den ehemaligen Austenitkörnern festgestellt werden, wie Abbildung 4-31 b verdeutlicht. Demnach ist das Wachstum der Bainitnadeln entlang der bei der Vorverformung eingebrachten Vorzugsrichtungen [Gon10] durch die zusätzliche mechanische Triebkraft weiter vereinfacht.

Die Ergebnisse zeigen deutlich, dass der örtlich vorliegende Spannungszustand die Umwandlungskinetik maßgeblich beeinflusst. Daher müsste für die sichere Ermittlung der lokal vorliegenden Phasenanteile sinnvollerweise ein lastabhängiges ZTU-Diagramm, wie es in Abbildung 5-1 für eine isotherme Umwandlung dargestellt ist, genutzt werden. In diesem Diagramm sind die in Abhängigkeit vom Lastzustand benötigten Haltezeiten zur Einstellung eines 20%-igen Bainitanteils dargestellt. Die mittels der kommerziellen Software JMatPro simulierten Umwandlungszeiten zur Einstellung eines Phasenanteils von 20% bei spannungsloser Umwandlung sind zudem durch verbundene Datenpunkte gekennzeichnet.

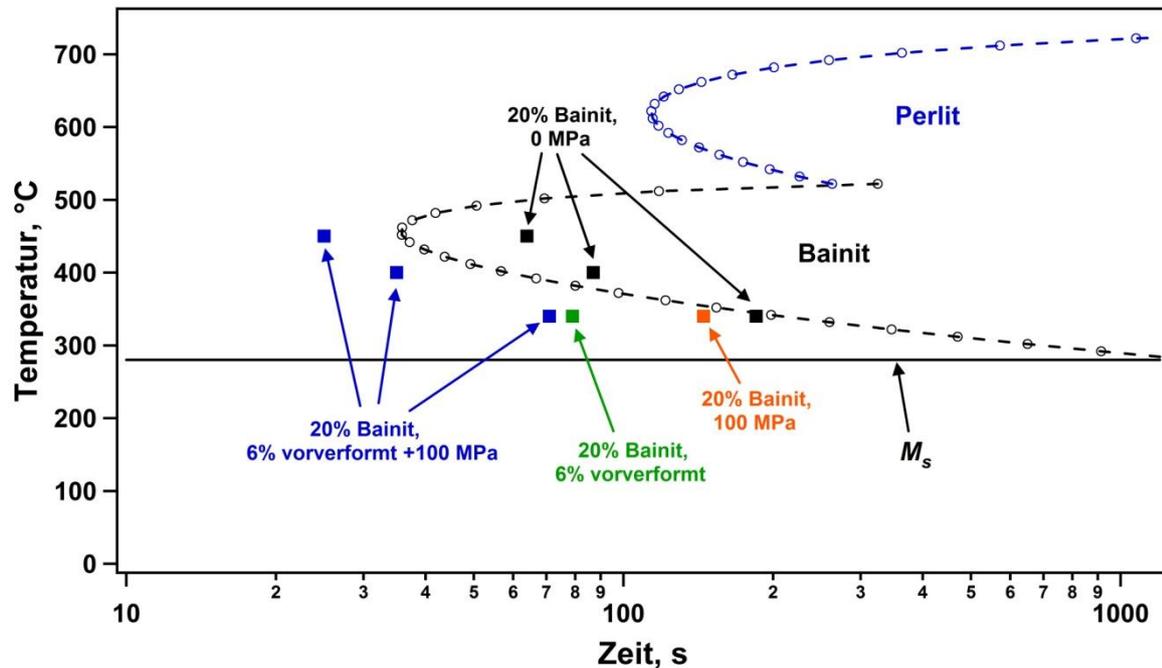


Abbildung 5-1: Beanspruchungsabhängiges, isothermes ZTU Diagramm nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s. Die gestrichelten Linien kennzeichnen die mit der kommerziellen Software JMatPro ermittelten Zeitpunkte zu denen 20% Bainit bzw. 20% Perlit bei der Temperatur T vorliegen

Während bei einer Umwandlungstemperatur von 340 °C der simulierte Datenpunkt gut mit den experimentell ermittelten Daten übereinstimmte, unterschieden sich die Ergebnisse bei höheren Umwandlungstemperaturen stark. So war die benötigte Haltezeit zur Einstellung eines Bainitanteils von 20% im Experiment deutlich größer als in der Simulation. Erst durch die Experimente können daher im gesamten Temperaturbereich verlässliche isotherme Haltezeiten ermittelt werden.

Zudem wird deutlich, dass durch eine 6%-ige Vorverformung des unterkühlten Austenits und einer anschließenden Überlagerung von 100 MPa während der Umwandlung bei allen untersuchten Umwandlungstemperaturen deutlich früher ein Bainitanteil von 20% erreicht wurde. Demnach führen plastische Vorverformungen (plus externe Spannungen) im gesamten Umwandlungstemperaturbereich zu einer Beschleunigung der Kinetik, auch wenn die Umwandlung bereits ohne äußere Spannungen schnell einsetzen würde (vgl. Abbildung 4-12, Umwandlung bei 450 °C).

Wenn der Austenit jedoch bereits bei der Austenitisierungstemperatur stark vorverformt wurde, konnte nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1050 °C für 10 s eine leicht beschleunigende Wirkung auf die isotherme bainitische Phasenumwandlungskinetik bei 340 °C beobachtet werden (vgl. Abbildung 4-15 b).

Demnach scheinen die bei 1050 °C eingebrachten potentiellen Keimstellen bei ausreichend hohen Vorverformungsgraden ($\epsilon_{pl} >> 3,5\%$) auch nach der Abschreckung bis zur isothermen Haltetemperatur von 340 °C wirksam zu sein, sodass diese als zusätzliche Keimstellen dienen und die Umwandlung im Vergleich zur spannungslosen Kinetik beschleunigen konnten.

Wenn der Austenit jedoch nach einer unvollständigen Austenitisierungsbehandlung (880 °C für 5 min) bei 880 °C vorverformt wurde, konnte keine Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik bei 340 °C festgestellt werden (vgl. Abbildung 4-15 a). Vielmehr war eine leichte Verzögerung der Umwandlungskinetik im Vergleich zu einer spannungslosen Umwandlung zu beobachten. Demnach führte die weitere Erhöhung der Keimstellendichte, die aufgrund der nicht gelösten Karbide nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min bereits im unverformten Zustand höher war als nach einer Austenitisierung bei 1050 °C für 10 s, zu einer Behinderung des Wachstums einzelner Nadeln. Nicht gelöste Karbide sowie bereits umgewandelte Bainitnadeln könnten somit wirksame Hindernisse bei der Entwicklung bainitischer Strukturen aus multiplen Keimstellen darstellen, sodass eine im Vergleich zur spannungslosen Umwandlung leicht verzögerte Umwandlungskinetik zu beobachten war [Bha96].

5.2 Umwandlungsplastische Dehnungen

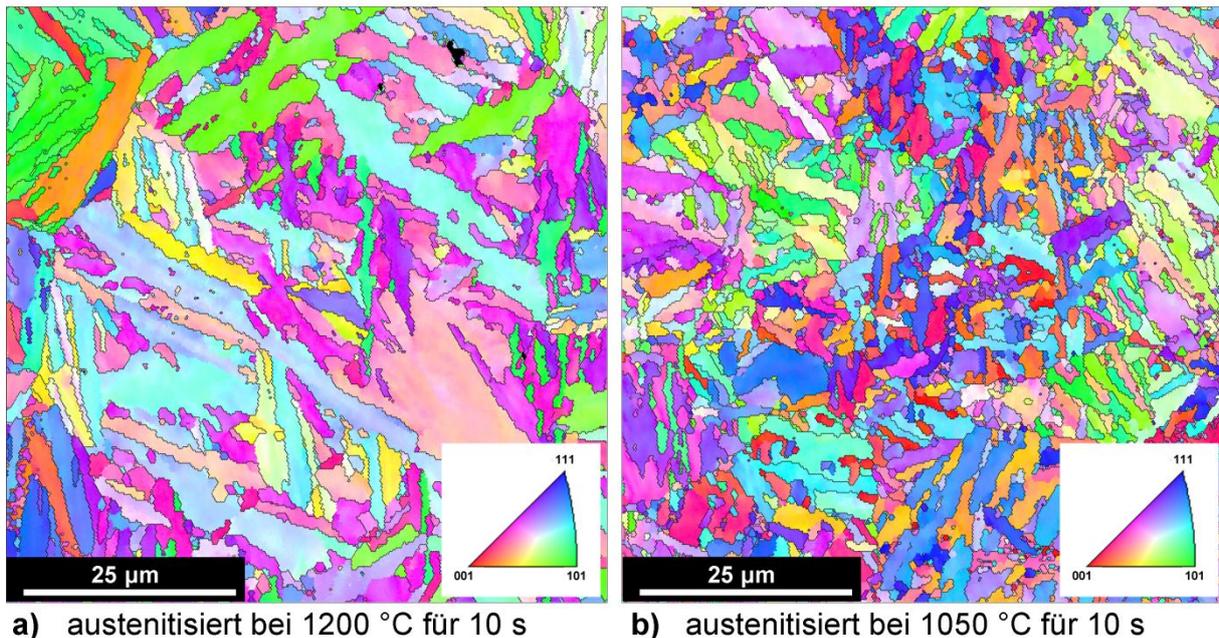
a) Bainitstufe

Bereits die Überlagerung von Spannungen deutlich unterhalb der Fließgrenze des unterkühlten Austenits während der isothermen bainitischen Umwandlung, führen zur Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen (vgl. Abbildung 4-20) [Ahr03, Bha01, Den85, Fis00, Leb89, Shi95, Tal02, Tal03, Vea01]. Mit zunehmendem externen Spannungsniveau erhöhen sich die vorliegenden umwandlungsplastischen Dehnungen, wobei zunächst ein linearer Zusammenhang zwischen resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen und überlagerter Spannung besteht (vgl. Abbildung 4-21). Ab einem überlagerten Spannungsniveau, das in etwa der Hälfte der 0,2%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits entspricht [Tal01], wird der lineare durch einen nicht linearen Zusammenhang ersetzt. Die Erhöhung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem überlagerten

Spannungsniveau wird entweder auf eine stärkere Variantenauswahl [Kun07, Mag66] oder eine stärkere Verformung der weicheren Phase entlang einer bevorzugten Richtung [Gre65, Gro01, Tal06] zurückgeführt. Werden Spannungen höher der Hälfte der 0,2%-Dehngrenze des unterkühlten Austenits während der Umwandlung aufgeprägt, kann es insbesondere bei hohen Umwandlungstemperaturen zu Kriechvorgängen kommen [Ahr03, Tal01]. Die bestimmten Werte stellen somit die Summe aus umwandlungsplastischen Dehnungen und Kriechdehnungen dar, sodass folglich höhere Dehnungswerte ermittelt werden.

Dieses Verhalten konnte im Anschluss an alle Austenitisierungsbehandlungen festgestellt werden, wobei die Höhe der umwandlungsplastischen Dehnung am Ende der Umwandlung bei gleichem überlagerten Spannungsniveau deutlich von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhing. Nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s (AGS 44 µm) wurden deutlich höhere umwandlungsplastische Dehnungen festgestellt als nach Austenitisierungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s (AGS 16 µm). Da die Austenitkorngrenzen potentielle Keimstellen für den Start, aber auch Hindernisse für das Wachstum der Bainitnadeln [Bha97] darstellen, könnten die höheren umwandlungsplastischen Dehnungen bei einer Austenitkorngöße von 44 µm auf die verringerte Austenitkorngrenzfläche pro Volumeneinheit zurückgeführt werden. Demnach wird das Wachstum bevorzugter Varianten bei großen ehemaligen Austenitkörnern ausgehend von einer kleineren Anzahl an potentiellen Keimstellen weniger stark durch die vorhandenen Austenitkorngrenzen und die bereits gebildeten Varianten behindert. Unter der Wirkung einer kleinen Spannung entstehen daher breitere und längere, besonders bevorzugt orientierte Bainitnadeln in einem großen ehemaligen Austenitkorn als im Falle kleiner ehemaliger Austenitkorngößen (Abbildung 5-2).

100 MPa während der bainitischen Umwandlung bei 340 °C überlagert



a) austenitisiert bei 1200 °C für 10 s

b) austenitisiert bei 1050 °C für 10 s

Abbildung 5-2: EBSD Aufnahmen bainitischer Gefüge. Beide Proben sind isotherm bei 340 °C unter einer Spannung von 100 MPa umgewandelt wurden. Die Austenitisierung fand zuvor bei a) 1200 °C für 10 s und b) 1050 °C für 10 s statt, nach [Lam11 c]

Selbst wenn in den kleinen und den großen Austenitkörnern die gleiche Anzahl an Bainitnadeln gebildet würde, was mit den zur Verfügung stehenden EBSD Aufnahmen nicht eindeutig geklärt werden kann, nehmen die besonders bevorzugt orientierten Varianten bei großen ehemaligen Austenitkörnern eine größere Fläche ein. Dies führt in der Summe zu höheren umwandlungsplastischen Dehnungen.

Karbide, die während einer Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min nicht gelöst wurden, beeinflussen die Höhe der resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen hingegen kaum. Vielmehr wurden bei gleicher Austenitkorngröße mit und ohne Karbide ähnliche umwandlungsplastische Dehnungen am Ende der Umwandlung bei allen überlagerten Spannungsniveaus ermittelt.

Sowohl unter der Wirkung von Zug- als auch Druckspannungen ist zunächst ein linearer Zusammenhang zwischen umwandlungsplastischen Dehnungen und überlagertem Nennspannungsniveau zu beobachten, wobei die ermittelten umwandlungsplastischen Dehnungen bei Zugbelastung betragsmäßig höher ausfielen als unter einer gleich hohen Druckbelastung (vgl. Abbildung 4-21). Auch in [Dal08] waren die ermittelten Greenwood-Johnson-Faktoren bei der bainitischen Umwandlung eines 100 Cr 6 Stahls für Zug- und Druckbelastung unterschiedlich. Mit

zunehmender Umwandlungstemperatur näherten sich die Faktoren und somit die umwandlungsplastischen Dehnungen bei betragsmäßig gleich hohen Zug- und Druckbelastungen allerdings wieder an. In [Ahr02, Ahr03] konnte bei der bainitischen Umwandlung eines niedriglegierten Stahls mit 0,4 Ma.-% C kein Unterschied der resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der isothermen Umwandlung bei 335 °C bzw. 365 °C unter der Wirkung betragsmäßig gleich hoher Zug- und Druckbelastungen festgestellt werden. Erst bei der martensitischen Umwandlung von Proben mit einem hohen Kohlenstoffgehalt von 1,0 Ma.-% konnte eine starke Zug-Druck-Asymmetrie beobachtet werden, die auf Unterschiede in der Orientierungsverteilung der Martensitvarianten zurückgeführt wurden. Demnach entstehen unter der Wirkung von Zugspannungen andere Varianten als unter Druckbelastung, sodass die makroskopischen Unterschiede der umwandlungsplastischen Dehnungen in diesem Fall auf den von Magee beschriebenen Mechanismus [Mag66] zurückgeführt werden konnten [Ahr03].

Auch die bainitische Umwandlung, vor allem die Bildung des unteren Bainits, beginnt mit einer Scherung des austenitischen Gitters. Demnach kann auch bei der bainitischen Umwandlung der Unterschied der umwandlungsplastischen Dehnungen unter betragsmäßig gleich hohen Zug- und Druckspannungen durch Unterschiede in der Orientierungsverteilung der Bainitvarianten erklärt werden. Bei höheren Umwandlungstemperaturen und der damit erhöhten Diffusion könnte dann der von Greenwood und Johnson [Gre65] beschriebene Anpassungseffekt die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen dominieren, sodass nach außen kein Unterschied der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der bainitischen Umwandlung unter betragsmäßig gleich hohen Zug- und Druckbeanspruchungen sichtbar würde [Dal08].

Da eine Variantenauswahl während der bainitischen Umwandlung auch die Textur beeinflussen müsste, wurden zur Ermittlung der Orientierungsverteilung im bainitischen Gefüge EBSD Messungen, sowie XRD Messungen durchgeführt. Wie Abbildung 4-30 am Beispiel einer großflächigen EBSD sowie XRD Messung verdeutlicht, führte die Überlagerung einer Spannung von 100 MPa während der Umwandlung nicht zu einer globalen Ausprägung der Textur. Ähnliche Ergebnisse wurden auch in [Bat08, Wyn07] gefunden. Allerdings wurde in [Bat08] gezeigt, dass die fehlende Schärfung der Textur nicht auf eine fehlende Variantenauswahl zurückgeführt werden kann. Vielmehr haben theoretische Berechnungen belegt,

dass bei einem ursprünglich untexturierten austenitischen Gefüge die globale Textur des entstehenden Gefüges auch durch Variantenauswahl nicht geschärft werden kann [Bat08].

Wird nicht die globale, sondern die lokale, auf wenige ehemalige Austenitkörner beschränkte Textur des unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Gefüges betrachtet, kann eine Schärfung der Textur festgestellt werden (vgl. Abbildung 4-31 a). Die lokale Betrachtung des Gefüges zeigt, dass eine Spannungsüberlagerung während der Umwandlung zu einer Variantenauswahl führen kann.

Demnach könnte die Zug-Druck-Asymmetrie der umwandlungsplastischen Dehnungen auf die Bildung unterschiedlicher Bainitvarianten bei Zug- bzw. Druckbelastung während der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C zurückgeführt werden. Ob bei dem untersuchten 51 CrV 4 Stahl auch bei höheren Umwandlungstemperaturen in der Bainitstufe noch ein asymmetrisches Verhalten der umwandlungsplastischen Dehnungen vorliegt, konnte im Rahmen dieser Arbeit nicht geklärt werden und sollte daher Gegenstand zukünftiger Untersuchungen sein. Allerdings konnte die in [Dal08] für einen 100 Cr 6 Stahl ermittelte Abnahme des Greenwood-Johnson-Faktors K mit steigender bainitischer Umwandlungstemperatur auch für einen 51 CrV 4 Stahl festgestellt werden (vgl. Abbildung 4-23). Da die Fließgrenze des unterkühlten Austenits (vgl. Abbildung 4-1 bis Abbildung 4-3) sowie die Volumenänderung am Ende der Umwandlung mit steigender Temperatur fallen [Dal08], könnte gemäß Gleichung 2-4 eine kleinere Volumenänderung die Reduktion der Fließgrenze des unterkühlten Austenits kompensieren und so die beobachtete Abnahme des Parameters K mit steigender Umwandlungstemperatur erklären. In [Dal07] konnte jedoch bei der bainitischen Umwandlung eines 20 MnCr 5 unter Zugbelastung ein Anstieg des Parameters K mit steigender Temperatur festgestellt werden. Da die korrespondierenden ZTU-Diagramme beim 20 MnCr 5 eine Verlangsamung, beim 100 Cr 6 als auch beim 51 CrV 4 hingegen eine Beschleunigung der Kinetik mit steigender bainitischer Umwandlungstemperatur aufzeigten, scheint auch eine Korrelation der Kinetik und der bei einer bestimmten Umwandlungstemperatur auftretenden umwandlungsplastischen Dehnung möglich. Für eine abschließende Bewertung dieses Sachverhaltes sind die zur Verfügung stehenden Ergebnisse allerdings nicht ausreichend. Vielmehr müssten zusätzliche Untersuchungen an verschiedenen Stahlsorten durchgeführt werden, was nicht Schwerpunkt dieser Arbeit war.

Nicht nur permanent die Phasenumwandlung überlagernde Spannungen, sondern auch plastische Vorverformungen oder eine Kombination aus Vorverformung und Spannungsüberlagerung während der Umwandlung beeinflussen die Maßhaltigkeit (vgl. Abbildung 4-24 bis Abbildung 4-27). Allerdings spielt die Temperatur, bei der die Vorverformung aufgeprägt wird, eine entscheidende Rolle. Wird der Austenit in einem stabilen Zustand bei der Austenitisierungstemperatur verformt, so entwickelten sich während der anschließenden isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C keine nennenswerten umwandlungsplastischen Dehnungen (vgl. Abbildung 4-27). Demnach stehen die bei der Austenitisierungstemperatur eingebrachten Spannungsfelder, die aufgrund der niedrigen Fließgrenze des stabilen Austenits ohnehin nur klein sein können [Lam10 b, Mai09], bei der Umwandlungstemperatur nicht mehr zur Verfügung, sodass die Volumenzunahme annähernd isotrop erfolgt. Wird hingegen eine gleich hohe plastische Vorverformung erst unmittelbar vor der isothermen bainitischen Umwandlung bei der Umwandlungstemperatur aufgebracht, ist dies mit der Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen verbunden (Abbildung 4-27). Eine Relaxation der eingebrachten Spannungsfelder ist aufgrund der niedrigeren Vorverformungstemperatur T^* nicht länger möglich, sodass während der Umwandlung neben neuen Keimstellen auch zusätzliche mechanische Triebkräfte zur Verfügung stehen. Die Kombination aus zusätzlichen Keimstellen und Triebkräften führte daher zu einer Beschleunigung der Umwandlungskinetik (vgl. Abbildung 4-13), sowie zu einer makroskopisch sichtbaren, anisotropen Volumenzunahme. Diese kann auf eine Variantenauswahl während der Umwandlung zurückgeführt werden, wie sie in [Gon10] im Anschluss an eine 15%-ige Vorverformung des unterkühlten Austenits während einer isothermen bainitischen Umwandlung beobachtet wurde. Demnach werden bei der Vorverformung bevorzugte Wachstumsrichtungen eingebracht, sodass diejenigen Varianten bevorzugt wachsen, deren Habitusebenen günstig zu den bei der plastischen Verformung des Austenits aktiven Gleitebenen liegen.

Auch nach einer plastischen Vorverformung des unterkühlten Austenits, kann, wie schon bei den spannungsüberlagerten Phasenumwandlungen beobachtet, zunächst ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung und steigendem Vorverformungsgrad festgestellt werden. Wird eine plastische Vorverformung größer als 3% aufgeprägt, ist dann aber keine weitere Steigerung der umwandlungsplastischen Dehnungen zu

beobachten. Vielmehr scheint, unabhängig von der vorherigen Austenitisierungstemperatur, ein Sättigungsniveau erreicht zu sein, das nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s höher ausfiel als nach Austenitisierungsbehandlungen bei 880 °C für 5 min und 1050 °C für 10 s (vgl. Abbildung 4-26). Demnach beeinflusst die Austenitkorngröße, wie schon bei der spannungsüberlagerten Phasenumwandlung, das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen auch nach einer plastischen Vorverformung maßgeblich. Die Erhöhung der Keimstellendichte bei gleich hohem Vorverformungsgrad scheint jeweils ähnlich, sodass bei großen Austenitkörnern insgesamt wiederum weniger potentielle Keimstellen zur Verfügung stehen. Da die bereits gebildeten Bainitvarianten, sowie die Austenitkorn Grenzen nicht nur Keimstellen sondern auch Hindernisse bei der Bainitbildung darstellen [Bha97, Bha01, Jac03, Ma04, Ree92], wird das Wachstum der einzelnen Nadeln bei ursprünglich kleinen Austenitkörnern früher gestoppt. Die besonders bevorzugt orientierten Bainitnadeln nehmen somit bei kleinen Austenitkörnern eine kleinere Fläche ein. Als ein Resultat fallen die umwandlungsplastischen Dehnungen kleiner aus (vgl. Kapitel 4.4.1).

Das Einsetzen einer Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen bei ausreichend hohen Vorverformungsgraden konnte auch in [Ahr03] ermittelt werden, wobei allerdings nur der Einfluss kleiner Vorverformungsgrade bis etwa 3% auf die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen untersucht wurde. Da nach einer Vorverformung des unterkühlten Austenits zudem eine Vorzugsrichtung der Bainitnadeln bestimmt werden konnte, wurde vermutet, dass ab einem bestimmten Vorverformungsgrad die Variantenauswahl maximiert wurde und auch durch eine Erhöhung des Vorverformungsgrades nicht weiter ausgeprägt werden konnte [Ahr03]. Allerdings konnten sowohl in [Ahr03] als auch im Rahmen dieser Dissertation höhere umwandlungsplastische Dehnungen ermittelt werden, wenn die isotherme bainitische Umwandlung im Anschluss an eine plastische Zugvorverformung unter der Wirkung einer Zugspannung erfolgte (vgl. Abbildung 4-24 und Abbildung 4-26). Demnach kann die Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen nach einer ausreichend hohen plastischen Vorverformung und anschließend spannungsloser Umwandlung nicht mit einer globalen Maximierung bevorzugter Varianten erklärt werden. Vielmehr scheint die Höhe der bei der plastischen Verformung eingebrachten inneren Spannungsfelder ab

einem Vorverformungsgrad von etwa 3% ein Maximum zu erreichen, sodass während der anschließenden ohne äußere Spannungen ablaufenden isothermen bainitischen Phasenumwandlung die Bildung bevorzugter Bainitvarianten auf ein lokales Maximum begrenzt ist. Abbildung 5-3 fasst den Einfluss von Vorverformungstemperatur T^* und Vorverformungsgrad ϵ auf die sich bei einer isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C einstellende Mikrostruktur schematisch zusammen.

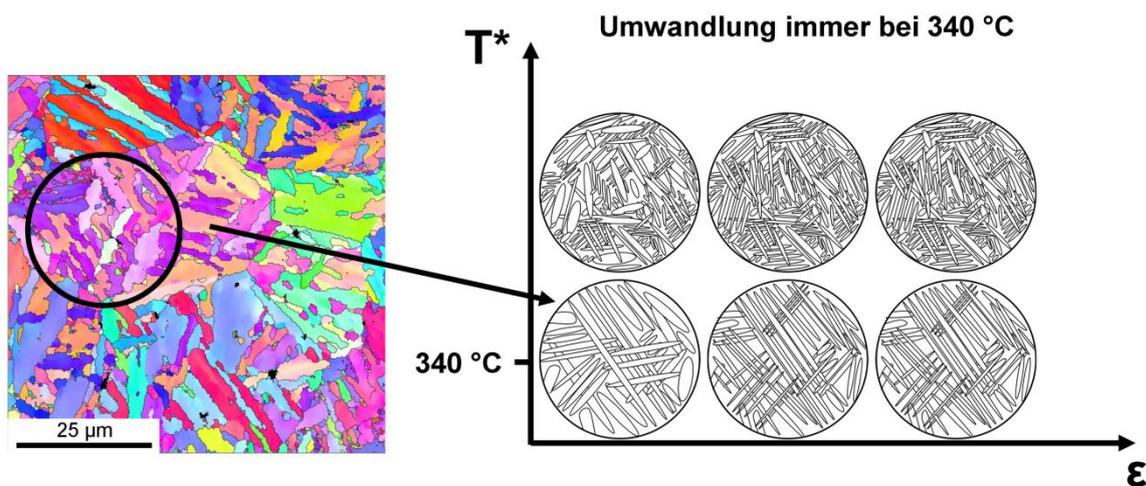


Abbildung 5-3: Einfluss der Vorverformungstemperatur T^* auf die sich einstellende Mikrostruktur bei einer isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C (Schematische Darstellung). Die Entwicklung der Schemata aus EBSD Aufnahmen ist beispielhaft für eine bei 340 °C im unterkühlten austenitischen Zustand leicht plastisch (1,5 %) vorverformte und dann vollständig zu Bainit umgewandelten Probe dargestellt, nach [Lam11 c]

Erst wenn nach einer plastischen Vorverformung zusätzlich eine Spannung während der Umwandlung überlagert wird, scheint dann eine maximal mögliche Variantenauswahl erreicht. Wie Abbildung 4-31 b verdeutlicht, entstehen nach einer plastischen Vorverformung von 1,5% und einer anschließend überlagerten Spannung von 100 MPa nur wenige Varianten in einem ehemaligen Austenitkorn. Auch eine weitere Erhöhung der überlagerten Spannungen bis knapp unterhalb der Fließgrenze des unterkühlten Austenits nach einer 6%-igen plastischen Vorverformung erhöhte die umwandlungsplastische Dehnung am Ende der bainitischen Umwandlung nicht maßgeblich (vgl. Abbildung 4-29). In einem kombinierten Experiment (Vorverformung + Spannung) können somit nur Spannungsfelder eingebracht werden, die in Summe (innere + äußere Spannungsfelder) maximal der Fließgrenze

des unterkühlten Austenits entsprechen. Demnach wird das Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen neben der Austenitkorngröße auch durch die jeweilige Fließgrenze bestimmt, wobei mit steigender Austenitkorngröße bei gleicher Belastung höhere umwandlungsplastische Dehnungen festgestellt werden konnten (vgl. Abbildung 4-28).

b) Martensitstufe

Wie schon bei der bainitischen Umwandlung, konnte auch bei der martensitischen Umwandlung ein Einfluss der Austenitkorngröße auf die umwandlungsplastischen Dehnungen festgestellt werden (Abbildung 4-34). Demnach liegen bei größeren Austenitkörnern bei gleichem überlagertem Spannungsniveau höhere umwandlungsplastische Dehnungen am Ende der martensitischen Phasenumwandlung vor. Bei gleicher ehemaliger Austenitkorngröße sind nicht nur der Endwert, sondern auch der Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit steigendem Martensitanteil nahezu identisch. Demnach haben während der vorherigen Austenitisierung nicht gelöste Karbide bei der martensitischen Umwandlung ebenfalls kaum einen Einfluss auf die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen. Vielmehr scheint auch bei der martensitischen Umwandlung eine weniger starke Behinderung des Wachstums günstig orientierter Varianten [Bha96] für die höheren umwandlungsplastischen Dehnungen verantwortlich zu sein.

Wird der Austenit vor der kontinuierlichen martensitischen Umwandlung plastisch vorverformt, so spielt die Vorverformungstemperatur T^* eine wichtige Rolle (Abbildung 4-35). Bei einer hohen Vorverformungstemperatur und der damit verbundenen großen Differenz zwischen T^* und der jeweiligen M_s Temperatur können sich die bei der Vorverformung eingebrachten inneren Spannungen aufgrund der längeren Zeit bei hohen Temperaturen reduzieren bzw. vollständig aufheben. Bei der martensitischen Umwandlung entstehen dann, wie schon bei der isothermen bainitischen Umwandlung beobachtet, keine umwandlungsplastischen Dehnungen mehr. Ist die Differenz aus T^* und M_s klein, so können sich aufgrund der bei M_s höheren inneren Spannungen umwandlungsplastische Dehnungen während der kontinuierlichen martensitischen Umwandlung entwickeln. Auch in [Tal02] wurden umwandlungsplastische Dehnungen während der martensitischen Umwandlung im

Anschluss an eine plastische Vorverformung knapp oberhalb der M_s Temperatur festgestellt ($T^* - M_s$ etwa 50-60 °C).

Wird zusätzlich zu einer plastischen Vorverformung eine Spannung während der martensitischen Umwandlung überlagert, entscheidet die jeweils vorliegende Differenz zwischen T^* und M_s , ob eine Abschätzung der resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen in diesem kombinierten Experiment aus den Ergebnissen der Einzelexperimente (nur Vorverformung oder nur Spannungsüberlagerung während der Umwandlung) möglich ist. Bei ausreichend großer Differenz ($T^* - M_s > 100$ °C) treten nach reiner Vorverformung bereits keine nennenswerten umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der martensitischen Umwandlung mehr auf (vgl. Abbildung 4-37 und Abbildung 4-38), sodass die resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen in einem kombinierten Experiment vornehmlich durch die überlagerte Spannung während der Umwandlung bestimmt werden. Da die bei der Vorverformung eingebrachten inneren Spannungen bei Erreichen von M_s nicht mehr wirksam sind, ist unter diesen Bedingungen eine Abschätzung der umwandlungsplastischen Dehnungen im kombinierten Experiment aus den Ergebnissen der Einzelexperimente möglich (vgl. Abbildung 4-37 und Abbildung 4-38).

Sind die bei der Vorverformung eingebrachten inneren Spannungen bei M_s jedoch noch aktiv, z.B. bei einer Vorverformung bei 400 °C im Anschluss an eine Austenitisierung bei 880 °C für 5 min ($T^* - M_s = 70$ °C), können diese mit den in einem kombinierten Experiment aufgeprägten äußeren Spannungen interagieren. Die Überlagerung von inneren und äußeren Spannungen führt zu einem insgesamt höheren Gesamtspannungsniveau in der Probe. Im Vergleich zu den Einzelexperimenten führt dies in dem kombinierten Experiment zu einer stärkeren Variantenauswahl, sodass eine Addition der Ergebnisse aus den Einzelexperimenten zur Vorhersage der umwandlungsplastischen Dehnungen in dem kombinierten Experiment nicht länger zielführend ist.

Während die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen im Anschluss an eine plastische Vorverformung stark von der Differenz zwischen T^* und M_s abhängt, ist die umwandlungsplastische Dehnung am Ende der martensitischen Umwandlung unter der Wirkung einer bei 380 °C oder 480 °C aufgeprägten Spannung von 100 MPa in etwa identisch (vgl. Abbildung 4-36 und Abbildung 4-39). Demnach ist die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bei spannungsüberlagerter

martensitischer Umwandlung unabhängig von T^* , solange die aufgeprägte Spannung kleiner als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits bei T^* ist. Abbildung 5-4 fasst den Einfluss der Vorverformungstemperatur T^* auf die Entwicklung innerer Spannungen und umwandlungsplastische Dehnungen bei RT zusammen.

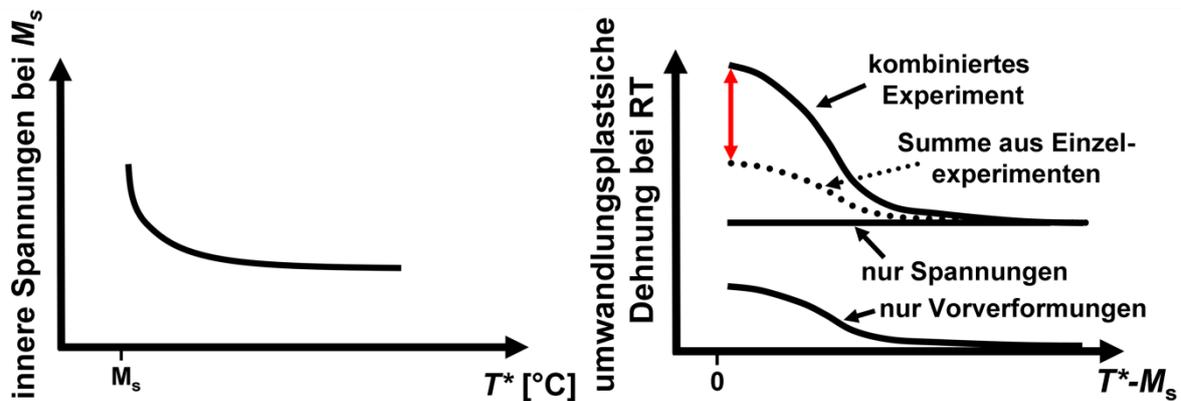


Abbildung 5-4: Einfluss der Vorverformungstemperatur T^* auf die Höhe der inneren Spannungen bei M_s (links) und umwandlungsplastische Dehnungen bei RT in Abhängigkeit von der Vorverformungstemperatur T^* und dem Typ des Experiments (rechts), nach [Lam10]

5.3 Mechanische Eigenschaften der resultierenden Gefüge

a) Monotone Eigenschaften

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten bainitisch-martensitischer Mischgefüge ist deutlich von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängig (Abbildung 4-48 und Abbildung 4-49). Während das Mischgefüge nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s bereits bei kleinen martensitischen Phasenanteilen ohne nennenswerte plastische Verformung versagte (Abbildung 4-49), konnte nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min bei gleichem martensitischen Phasenanteil eine deutlich höhere Bruchdehnung festgestellt werden (Abbildung 4-48). Eine lineare Mischungsregel für das bainitisch-martensitische Gefüge, wie sie in [PeG04] für einen 16 MND 5 Stahl gefunden wurde, lag aber auch nach dieser Austenitisierungsbehandlung nicht vor. Der höhere Kohlenstoffgehalt des 51 CrV 4 Stahls, im Vergleich zum 16 MND 5 Stahl [PeG04], führte so bereits nach einer unvollständigen Austenitisierung (880 °C für 5 min) zu einer stärkeren Verspannung des martensitischen Gitters. Dies erhöhte die Kerbempfindlichkeit der Mischgefüge und führte daher zu einer nicht linearen Mischungsregel des bainitischen und

martensitischen Gefüges. Nach einer vollständigen Austenitisierung (1200 °C für 10 s) erhöhte sich der im Austenit gelöste Kohlenstoff weiter, sodass das Mischgefüge bereits bei kleinen martensitischen Phasenanteilen sehr kerbempfindlich war und spröde versagte. Allerdings konnte das Spannung-Dehnung Verhalten der bei 1200 °C für 10 s austenitisierten Mischgefüge durch eine einfache Anlassbehandlung bei 200 °C für 10 min deutlich verbessert werden. Wie Abbildung 4-50 verdeutlicht, waren die Festigkeits- und Dehnungswerte eines 60%-igen bainitischen Gefüges dann vergleichbar mit denen nach einer Austenitisierungsbehandlung bei 880 °C für 5 min. Diese im betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozess leicht einstellbare „Selbstanlassbehandlung“ reichte somit bereits aus, um die Kerbempfindlichkeit des martensitischen Gefüges deutlich zu reduzieren.

Während die Bruchdehnung des bei 340 °C eingestellten vollständig bainitischen Gefüges kaum von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängig war, konnten nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s leicht höhere Zugfestigkeiten ermittelt werden (vgl. Abbildung 4-51). Die erhöhte Festigkeit könnte für eine gleichmäßigere Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit nach dieser Austenitisierungsbehandlung [Ros57] und der damit einhergehenden homogeneren Anordnung der fein verteilten Karbide im unteren Bainit sprechen. Eine quantitative Bestätigung dafür konnte im Rahmen dieser Arbeit allerdings nicht gefunden werden. Die vollständigere Auflösung des Kohlenstoffs im Austenit bei einer Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s zeigte sich jedoch in der Härte des rein martensitischen Gefüges. Diese war nach einer vollständigen Austenitisierung um etwa 130 HV1 höher als nach einer unvollständigen Austenitisierung bei 880 °C für 5 min. Wenn der Bainitanteil erhöht wurde und so auch in den bei 1200 °C für 10 s austenitisierten Mischgefügen fein verteilte Karbide im unteren Bainit entstehen, näherten sich die Härtewerte immer weiter an. Bei vollständig bainitischem Gefüge konnte dann fast kein Einfluss der vorherigen Austenitisierungsbehandlung auf die Härtewerte mehr festgestellt werden.

b) Zyklische Eigenschaften

Vielfach wurde der zu untersuchende Einfluss eines Parameters, wie z.B. der Spannungsüberlagerung während der isothermen bainitischen Umwandlung, dem

R-Verhältnis oder der Probenentnahmerichtung, auf das Ermüdungs- und Rissausbreitungsverhalten durch den Einfluss des zeitigen und teilweise stark verunreinigten Ausgangsmaterials überlagert. Auf die Beschreibung des Einflusses der Mikrostruktur (z.B. Gefüge, Austenitkorngröße, Verunreinigungen oder nicht gelöste Karbide während der Austenitisierung) auf das Ermüdungs- und Rissausbreitungsverhalten soll an dieser Stelle daher verzichtet und auf die umfangreiche Literatur zu diesem Thema verwiesen werden [z.B. Be09, Ben79, Bri98, Cad81, Pe96, VDE83].

Vielmehr sollen nur die Ergebnisse, die eindeutig einem Einflussparameter zuzuordnen sind, näher diskutiert werden. Abbildung 4-58 zeigt die ermittelten Wöhler-Diagramme 90° orientierter bainitischer Proben, die zuvor spannungslos oder unter 100 MPa bei 340 °C umgewandelt wurden. Abgesehen von der großen Streuung, die auf das verunreinigte Ausgangsgefüge zurückgeführt werden kann, können die spannungslos umgewandelten Gefüge bei gleicher Spannungsamplitude tendenziell höhere Schwingspielzahlen ertragen. Die von einem Projektpartner durchgeführten Eigenspannungsuntersuchungen [Grü09] zeigten, dass die unter 100 MPa umgewandelten Proben deutlich höhere Zugeigenspannungen aufwiesen als die spannungslos umgewandelten Proben (vgl. Tabelle 4-5). Die beobachteten Unterschiede im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich (vgl. auch Abbildung 4-59) können somit mit den unterschiedlichen Eigenspannungsniveaus erklärt werden. Inwieweit lokale Unterschiede in der Textur, d.h. veränderte Variantenauswahl bei spannungsüberlagerter Umwandlung, dieses Verhalten zusätzlich begünstigte, konnte aufgrund der überlagerten Verunreinigungseffekte nicht ermittelt werden.

Während das Rissfortschrittsverhalten bei kleinen R-Verhältnissen vollständig von der vorliegenden Mikrostruktur dominiert wurde und somit ein Einfluss der untersuchten Parameter nicht sichtbar wurde, konnte bei den 90° Proben und einem R-Verhältnis von $R=0,5$ ein deutlicher Einfluss der Spannungsüberlagerung während der Phasenumwandlung auf das Rissfortschrittsverhalten festgestellt werden. So wurde für die unter 100 MPa umgewandelten Proben ein niedrigeres ΔK_{th} ermittelt als bei den spannungslos umgewandelten Proben (Abbildung 4-72). Auch dieses Verhalten konnte auf die nach spannungsüberlagerter Umwandlung erhöhten Eigenspannungswerte zurückgeführt werden. Durch die Zugeigenspannungen erhöht sich die effektive Belastung an der Rissspitze, sodass bei gleichem aufgeprägtem ΔK

höhere Rissfortschrittsraten vorliegen und ΔK_{th} zu niedrigeren Werten verschoben wird [Lad05].

Eine Verschiebung von ΔK_{th} zu niedrigeren Werten bei Erhöhung des R-Verhältnisses von $R=0,1$ auf $R=0,5$ konnte sowohl bei den bainitischen (Abbildung 4-72) als auch bei den angelassenen bainitisch-martensitischen Mischgefügen (Abbildung 4-81) beobachtet werden. Dieses Verhalten ist häufig beschrieben worden und kann mit Rissschließeffekten und dem damit verbundenen niedrigeren ΔK_{eff} bei kleinem R-Verhältnis erklärt werden [Elb70].

5.4 Schlussfolgerungen für den betrachteten Schmiedeprozess

Die im Rahmen dieser Dissertation ermittelten Ergebnisse zeigen, dass durch eine geschickte Variation der Parameter Temperatur, Spannung und Dehnung im betrachteten Schmiedeprozess Gefüge lokal gezielt eingestellt werden können. Neben lokalen Änderungen der Austenitisierungsbedingungen, können auch durch örtlich unterschiedliche Spannungsfelder und Abkühlbedingungen die resultierenden Gefüge am Ende des Prozesses beeinflusst werden. Da je nach Anwendungsfall lokal verschiedene Gefüge zu einem optimalen Bauteil führen können, müssen für eine Optimierung des Prozesses die Belastungen im späteren Einsatz möglichst genau bekannt sein. Ist dies der Fall, können die geeigneten Gefüge im Idealfall durch geschickte Anpassung des lokalen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfades im Prozess örtlich gezielt eingestellt werden.

Durch die Vielzahl möglicher Einflussparameter, die sich zudem gegenseitig beeinflussen, werden die vorzugebenden Pfade allerdings bereits bei einer festen Geometrie des Bauteils äußerst komplex. Die Einstellung möglichst großer Formänderungen sowie die Ausbildung zusätzlicher Nebenformelemente, wie sie Gegenstand der Forschung des Teilprojekts A1 des SFB/TR TRR 30 [Ste09] sind, erhöht die Komplexität weiter, sodass im Rahmen der vorliegenden Arbeit nur auf Optimierungsmöglichkeiten für die als „Standardwelle“ definierte, symmetrische Flanschelle eingegangen werden wird.

Generell kann eine Optimierung des Prozesses nach verschiedenen Kriterien erfolgen, wobei jeweils prozessbedingte Restriktionen beachtet werden müssen. So ist gerade bei der Herstellung von Massengütern die Taktzeit möglichst gering zu halten. Zudem sollten zusätzliche, kostenintensive Wärmebehandlungen vermieden

und die Nachbearbeitung in Form von Drehen und Fräsen auf ein Minimum reduziert werden. Um dem Ziel eines endkonturnahen, mikrostrukturell optimierten Bauteils in möglichst kurzer Prozesszeit nahe zu kommen, sollte der Schmiedeprozess daher verzugsoptimiert ausgelegt werden.

Gerade für Anwendungen die lokal eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität erfordern, scheint ein vollständig bainitisches Gefüge im Vergleich zu einem rein martensitischen Gefüge besser geeignet zu sein (vgl. Abbildung 4-48 und Abbildung 4-49). Allerdings erfordert die Einstellung eines vollständig bainitischen Gefüges bei spannungsloser Umwandlung (vor allem nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s) eine sehr lange isotherme Haltezeit (vgl. Abbildung 4-4), die mit der Vorgabe einer möglichst kurzen Taktzeit nicht zu vereinbaren ist. Wird der unterkühlte Austenit jedoch vor der Umwandlung verformt, ist eine deutliche Beschleunigung der Kinetik und somit die Einstellung eines vollständig bainitischen Gefüges in kürzerer Prozesszeit möglich. Wird zusätzlich zur Zugvorverformung noch eine Zugspannung während der Phasenumwandlung überlagert, ist eine weitere Zeitersparnis möglich (vgl. Abbildung 4-14). Allerdings ist in diesen Fällen auch mit umwandlungsplastischen Dehnungen zu rechnen (vgl. Abbildung 4-24), welche die Maßhaltigkeit negativ beeinflussen und so dem Ziel eines endkonturnahen Bauteils entgegenwirken können. Da plastische Zugvorverformungen zu positiven (vgl. Abbildung 4-24), die Überlagerung einer Druckspannung während der isothermen bainitischen Umwandlung aber zu negativen umwandlungsplastischen Dehnungen führt (vgl. Abbildung 4-18), scheint durch eine geschickte Kombination eine deutliche Reduzierung der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung auch für die isotherme bainitische Phasenumwandlung möglich zu sein, wie sie in [Tal02, Tal06] für eine kontinuierliche martensitische Umwandlung bereits gezeigt werden konnte. Daher wurden im Anschluss an eine plastische Zugvorverformung von 4%, die zu einer Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen nach plastischer Vorverformung führte (vgl. Abbildung 4-26) verschiedene Druckspannungen während der isothermen bainitischen Umwandlung bei 340 °C überlagert. Wie Abbildung 5-5 verdeutlicht, konnte durch die Überlagerung einer Druckspannung im Anschluss an eine plastische Zugvorverformung die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen tatsächlich massiv reduziert und bei Überlagerung einer Druckspannung von 115 MPa sogar fast vollständig vermieden werden.

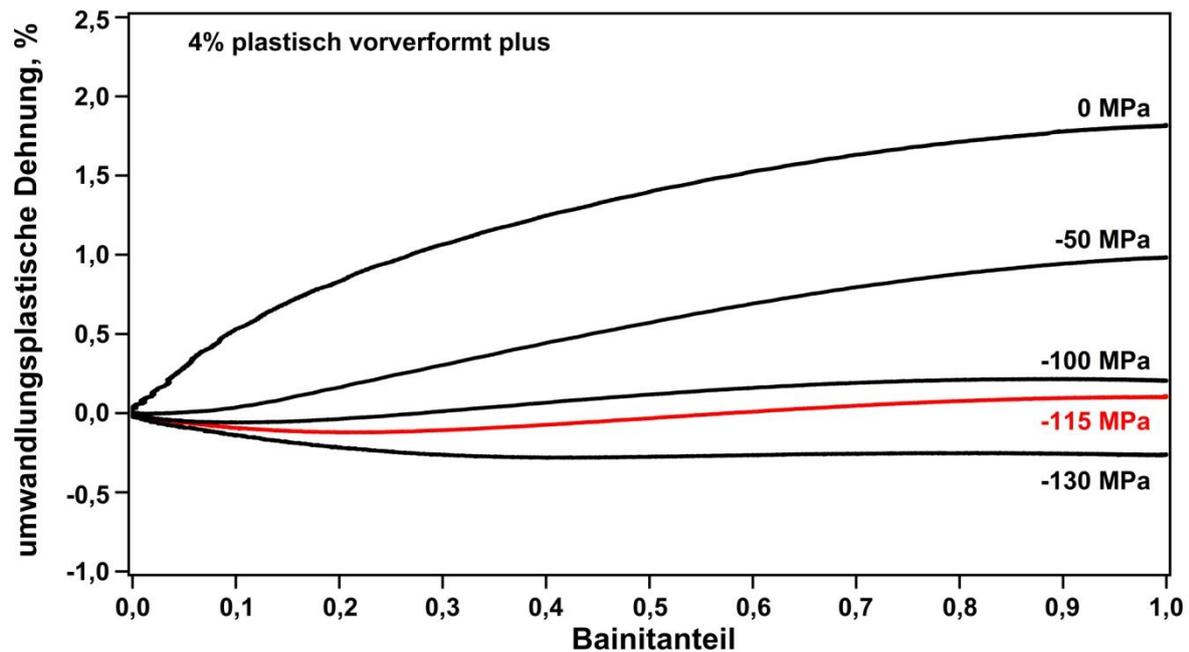


Abbildung 5-5: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem Bainitanteil bei 340 °C in Abhängigkeit vom überlagerten Spannungsniveau während der Umwandlung nach 4%-iger plastischer Zugvorverformung des unterkühlten Austenits. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden

Zudem beschleunigte diese kombinierte Belastung die Kinetik im Vergleich zur spannungslosen Umwandlung deutlich (vgl. Abbildung 5-6), sodass in einer kürzeren Zeit ein vollständig bainitisches Gefüge nahezu verzugsfrei eingestellt werden kann. Die Verschiebung der Start- und Endpunkte der Umwandlung konnte dabei auf die bei der Vorverformung eingebrachten zusätzlichen Keimstellen und Vorzugsrichtungen zurückgeführt werden, wie eine EBSD Aufnahme des vollständig umgewandelten bainitischen Gefüges vermuten lässt (vgl. Anhang Abbildung A-16). Wie schon nach einer plastischen Zugvorverformung plus anschließender Zugspannungsüberlagerung während der Umwandlung beobachtet (vgl. Abbildung 4-31 b), sind auch bei Überlagerung einer Druckspannung lokal Bereiche mit nur wenigen Bainitvarianten in einem ehemaligen Austenitkorn entstanden. In anderen Bereichen hingegen lagen deutlich mehr Varianten in einem ehemaligen Austenitkorn vor, sodass sowohl die Beschleunigung der Kinetik als auch die Vermeidung globaler umwandlungsplastischer Dehnungen bei einer kombinierten Belastung aus Zugvorverformung und Druckspannungsüberlagerung während der Umwandlung über die Mikrostruktur erklärt werden kann. Analog konnte in ersten Experimenten gezeigt werden, dass auch nach einer plastischen

Druckvorverformung und anschließend überlagerter Zugspannung ebenfalls eine Beschleunigung der Kinetik sowie eine Reduktion der umwandlungsplastischen Dehnungen möglich ist (vgl. Anhang Abbildung A-17 und Abbildung A-18).

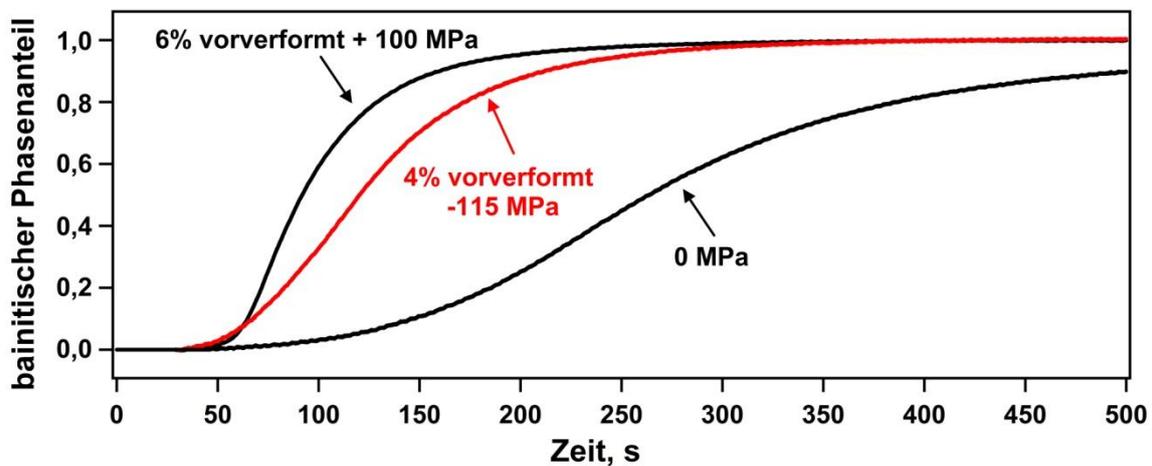


Abbildung 5-6: Verlauf des bainitischen Phasenteils bei 340 °C mit der Zeit in Abhängigkeit vom Belastungszustand

Wenn eine größere Beschleunigung zur Einstellung eines vollständig bainitischen Gefüges benötigt wird, müssen höhere Spannungen im Anschluss an die plastische Zugvorverformung überlagert (vgl. Abbildung 5-6) und damit aber auch die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen berücksichtigt werden. Wie Abbildung 5-7 verdeutlicht, besteht dabei ein annähernd linearer Zusammenhang zwischen resultierenden umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung und überlagertem Nennspannungsniveau (nach vorheriger plastischer Vorverformung, die allein zu einer Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen führen würde, vgl. Abbildung 4-26).

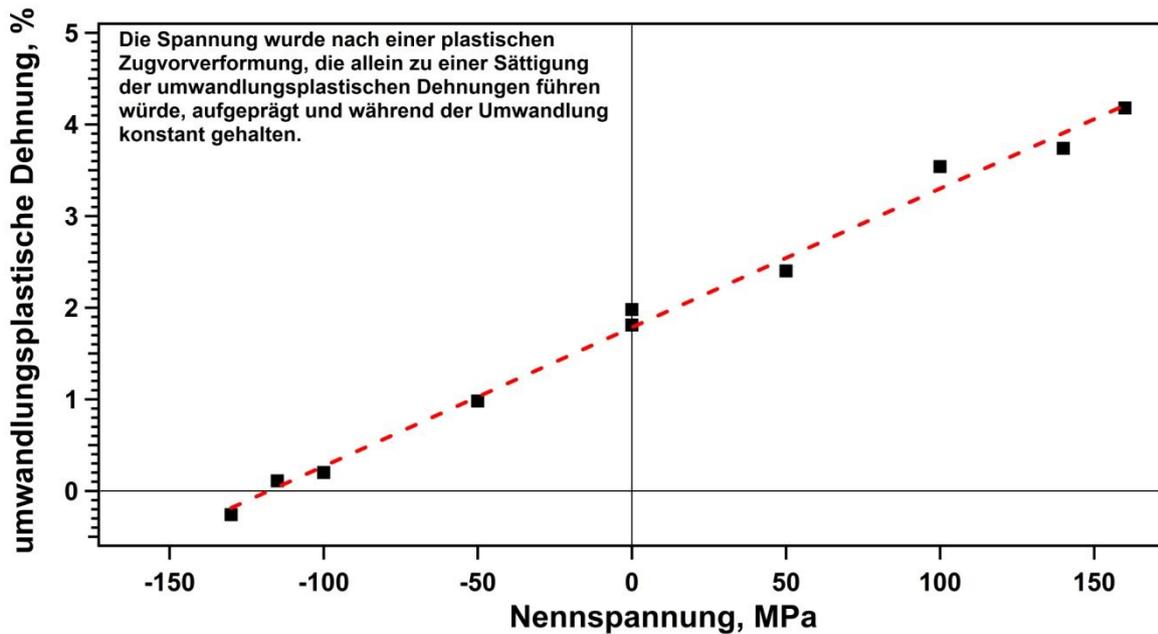


Abbildung 5-7: Ausmaß der umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C in Abhängigkeit vom überlagerten Nennspannungsniveau (nach vorheriger plastischer Vorverformung, die allein zu einer Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen führen würde, vgl. Abbildung 4-26)

Der lineare Anstieg impliziert, dass sich der Anteil der Bereiche, in denen nur wenige, günstig orientierte Bainitvarianten in einem ehemaligen Austenitkorn vorliegen, mit steigendem überlagerten Spannungsniveau (nach vorheriger plastischer Verformung) proportional erhöht. Bei ausreichend hohen Spannungen, die aufgrund der niedrigen Fließgrenze des unterkühlten Austenits ohne Einsetzen plastischer Verformung nicht erreicht werden können, läge theoretisch in allen ehemaligen Austenitkörnern nur noch eine bevorzugt orientierte Bainitvariante vor [Mat94].

Die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen nach einer plastischen Zugvorverformung kann somit durch eine zusätzliche Überlagerung einer Spannung während der Umwandlung erhöht (Zugspannungen) aber auch reduziert (Druckspannungen) werden.

Wenn die überlagerte Spannung groß genug ist (hier 100 MPa), konnten selbst bei kleinem Vorverformungsgrad und der damit im Vergleich zu größeren Vorverformungsgraden geringeren Anzahl an Keimstellen und Vorzugsrichtungen, fast in allen ehemaligen Austenitkörnern bevorzugt orientierte Bainitnadeln (vgl. Abbildung 4-31 b) und somit hohe umwandlungsplastische Dehnungen (3,5%)

festgestellt werden (vgl. Abbildung 4-26). Wird hingegen nach einer deutlich größeren Vorverformung (4%) eine niedrigere Spannung von 50 MPa überlagert, war die ermittelte umwandlungsplastische Dehnung mit etwa 2,4% (vgl. Abbildung 5-7) mehr als 1% absolut geringer als im zuvor beschriebenen Fall. Demnach scheint die Höhe der insgesamt wirkenden Spannung (innere + äußere) ausschlaggebend dafür zu sein, inwieweit die bei der Vorverformung eingebrachten Vorzugsrichtungen [Gon10] auch tatsächlich für die Bildung bevorzugt orientierter Bainitvarianten genutzt werden können.

Eine Optimierung der Maßhaltigkeit im Prozess scheint daher durch geschickte Anpassung der lokalen Spannungsfelder nach der Verformungssequenz, beispielsweise durch längere/kürzere Schließzeiten oder auch variierende Schließkräfte der Presse, möglich zu sein.

Neben einer kombinierten Zugvorverformung und Druckspannungsbelastung während der Umwandlung scheint auch eine Verformung bei hohen Temperaturen bei anschließend spannungsloser Umwandlung geeignet, um die Maßhaltigkeit zu verbessern. So konnten nach einer plastischen Vorverformung des Austenits bei hoher Temperatur, sowohl in der Bainit- als auch in der Martensitstufe, keine nennenswerten umwandlungsplastischen Dehnungen am Ende der Umwandlung (vgl. Abbildung 4-27 und Abbildung 4-37) festgestellt werden. Da zudem eine Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C im Anschluss an eine Vorverformung bei der Austenitisierungstemperatur (austenitisiert bei 1050 °C für 10 s) festgestellt werden konnte (vgl. Abbildung 4-15), scheint für die Herstellung endkonturnaher Bauteile mit lokal bainitischer Mikrostruktur auch eine Verformungssequenz bei hohen Temperaturen sinnvoll zu sein.

Insbesondere für die Auslegung schwingend beanspruchter Bauteile sind die Ermüdungs- sowie die Rissfortschrittseigenschaften der verschiedenen lokalen Gefüge von großer Bedeutung. Während die Dauerfestigkeit des martensitischen Gefüges trotz starker Streuung [Be09, Brü10] in etwa der des rein bainitischen Gefüges (vgl. Abbildung 4-59) entsprach, war das Rissfortschrittsverhalten bainitischer und martensitischer Gefüge deutlich verschieden. Demnach setzte bei dem martensitischen Gefüge bereits bei einem ΔK von etwa 11,4 MPa \sqrt{m} instabiles Risswachstum ein [Ric09], einem Wert, der beim bainitischen als auch beim

angelassenen bainitisch-martensitischen Gefüge gerade den Beginn des Paris-Bereichs kennzeichnete (vgl. Abbildung 4-83).

Ein stabiles Risswachstum in der mittleren martensitischen Übergangsschicht der „Standardwelle“ (vgl. Abbildung 1-2) war bei praxisrelevanten Belastungen daher nicht möglich, wie eine Simulation zeigen konnte [Ric09]. Aufgrund des niedrigen ΔK_c des martensitischen Gefüges setzte vielmehr nach Erreichen dieser Schicht ein instabiles Risswachstum ein, das zu einem sofortigen Versagen des Bauteils führt. Soll die Mikrostruktur der Flanschwellen hinsichtlich ihrer Ermüdungseigenschaften optimiert werden, muss das martensitische Gefüge in der Übergangsschicht zwingend substituiert werden. Wie in [Be09] gezeigt werden konnte, wandelte bei der Herstellung der Standardwelle das lokal austenitisierte Volumen fast vollständig zu Martensit um. Die dünne martensitische Übergangsschicht kann demnach auf eine Art „innere Abschreckung“ zurückgeführt werden. Dabei sorgte das beim Pressvorgang nachfließende kalte Wellenmaterial auch im Inneren der Welle für ausreichend hohe Abkühlraten, sodass ein martensitisches Gefüge ausgebildet wurde [Be09].

Eine Erniedrigung der „inneren“ Abschreckraten durch ein Vorwärmen des beim Pressvorgang nachfließenden Materials sollte demnach zu einer Veränderung des Gefüges im Übergangsbereich der Welle führen. Wie Abbildung 5-8 zeigt, konnte durch die Vorerwärmung (Details zu diesem Prozess finden sich in [Sab11]) in der Praxis ein deutlich verändertes Gefüge im Übergangsbereich eingestellt werden.

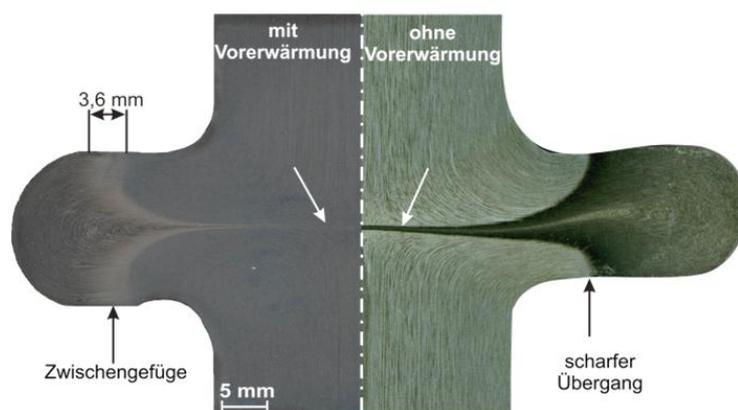


Abbildung 5-8: Querschnitt von zwei mit dem thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozess hergestellten Flanschwellen, links: Welle nach Vorerwärmung und rechts „Standardwelle“ ohne Vorerwärmung [Sab11]

Es konnte nicht nur die dünne martensitische Schicht im Inneren der Welle fast vollständig vermieden werden, auch ein deutlich weicherer Übergang vom stark verformten ferritisch-perlitischen Ausgangsgefüge zum martensitischen Gefüge wurde sichtbar. In diesem etwa 3,6 mm breiten Bereich betrug die Härte in etwa 500 HV1, wie Mikrohärtemessungen zeigten [Grü10; vgl. Anhang Abbildung A-19]. Dieser Härtewert korrelierte mit den Werten eines vollständig bainitischen oder auch eines bainitisch-martensitischen Gefüges (vgl. Abbildung 4-53). Eine anschließende Simulation des Risswachstums [Sc11, Lam11 d] in dieser optimierten „Welle mit Vorerwärmung“, in die auch die ermittelten Rissfortschrittskurven des bainitischen und des bainitisch-martensitischen Gefüges einfließen, zeigte ein im Vergleich zur „Standardwelle“ längeres stabiles Risswachstum. Die Lebensdauer der „Welle mit Vorerwärmung“ war bei Auftreten eines wachstumsfähigen Langrisses somit deutlich höher als die der „Standardwelle“ [Lam11 d].

6 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen der vorliegenden Dissertation wurde das lastabhängige Phasenumwandlungsverhalten eines niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls in der Bainit- und der Martensitstufe ermittelt. Insbesondere während des betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozesses des SFB/TR TRR 30 treten lokal ausgeprägte Temperatur, Spannungs- und Dehnungsgradienten auf, die zu einer heterogenen Mikrostrukturverteilung im Bauteil führen. Um bei gegebenem lokalen Temperatur-Zeit-Deformations-Pfad eine bessere Vorhersagbarkeit der resultierenden Gefüge ermöglichen zu können, sollte der Einfluss jedes einzelnen Parameters auf das Umwandlungsverhalten separat ermittelt werden. Dafür wurden in zahlreichen Experimenten mit einem Belastungsdilatometer die thermo-mechanischen Belastungen in einem kleinen Volumenelement nachempfunden, sodass der Einfluss der vorherigen Austenitisierungsbehandlung, sowie der Einfluss des während der Umwandlung vorliegenden Spannungszustandes auf die Umwandlungskinetik und die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen bestimmt werden konnte.

Zudem wurden die monotonen und zyklischen mechanischen Eigenschaften gezielt eingestellter Gefüge ermittelt, um nicht nur eine Vorhersage der entstehenden Gefüge bei bekanntem Temperatur-Zeit-Deformations-Pfad, sondern darüber hinaus auch eine Empfehlung für eine optimierte Gefügeverteilung im Bauteil für einen bestimmten Anwendungsfall geben zu können. Allerdings müssen bei der Bestimmung optimierter Prozesspfade auch Prozessrandbedingungen, wie beispielsweise die maximale Pressenkraft oder eine vorgegebene Taktzeit berücksichtigt werden. Allein, ohne die in den anderen Teilprojekten des SFB/TR TRR 30 ermittelten Ergebnisse, führen die im Rahmen dieser Arbeit gewonnen Erkenntnisse daher nicht zu einer allgemeingültigen Optimierungsstrategie. Vielmehr wurden Möglichkeiten und Risiken einer gezielten Gefügeeinstellung aufgezeigt, die abhängig vom späteren praktischen Einsatz des Bauteils individuell kombiniert werden müssen. Die ermittelten Ergebnisse zum lastabhängigen Phasenumwandlungsverhalten und zu den mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Gefüge lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Das temperaturabhängige Spannung-Dehnung-Verhalten des unterkühlten Austenits ist stark von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung abhängig. So wurde nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min ein deutlich höheres $R_{p0,2}$ bei 340 °C ermittelt als nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s. Der beobachtete Unterschied konnte auf eine kleinere Austenitkorngröße (gemäß Hall-Petch Zusammenhang) sowie auf noch vorhandene, während der Austenitisierung bei 880 °C für 5 min nicht gelöste Karbide zurückgeführt werden.
- Auch auf die isotherme bainitische Phasenumwandlungskinetik hatte die vorherige Austenitisierungsbehandlung einen deutlichen Einfluss. So verschob sich der Startpunkt der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C zu späteren Zeiten, wenn die Austenitisierungsbehandlung bei 1200 °C für 10 s anstatt bei 1050 °C für 10 s durchgeführt wurde. Dieses Verhalten konnte auf die nach einer Behandlung bei 1200 °C für 10 s größeren ehemaligen Austenitkörner und die damit verbundene geringere Anzahl möglicher Keimstellen für die Bainitbildung zurückgeführt werden. Lagen bei gleicher ehemaliger Austenitkorngröße (austenitisiert bei 1050 °C für 10 s bzw. bei 880 °C für 5 min) zusätzlich während der Umwandlung nicht gelöste Karbide vor (880 °C für 5 min), so konnte eine weitere Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik bei 340 °C festgestellt werden. Durch die vorhandenen Karbide reduzierte sich die Konzentration des Kohlenstoffs im Austenit, sodass eine geringere Triebkraft für den Start der Umwandlung notwendig war und die Bainitbildung früher einsetzen konnte.
- Analog ist die M_s Temperatur durch die nach einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min noch vorhandenen Karbide höher als nach einer vollständigen Austenitisierung bei 1050 °C für 60 s, die zu einer ähnlichen Austenitkorngröße führte. Bei vollständiger Austenitisierung konnte der erwartete Anstieg der M_s Temperatur mit steigender Austenitkorngröße festgestellt werden.
- Die Überlagerung der Umwandlung mit einer permanenten Spannung, die kleiner als die Fließgrenze des unterkühlten Austenits war, führte unabhängig von der vorherigen Austenitisierungsbehandlung zu einer Beschleunigung der isothermen bainitischen Phasenumwandlungskinetik. Dies war sowohl bei überlagerten Zug- als auch Druckspannungen zu beobachten, wobei die Beschleunigung bei überlagerten Zugspannungen generell höher ausfiel als bei Druckspannungen. Durch die zusätzlich zur Verfügung stehenden mechanischen Triebkräfte kann

allerdings nur ein Wachstum der Bainitvarianten aus den bereits vorhandenen Keimstellen unterstützt werden, sodass die Beschleunigung der Kinetik unter der Wirkung überlagerter äußerer Spannungen nur gering ausfiel. Wurde der unterkühlte Austenit jedoch plastisch vorverformt, so war eine deutlichere Verschiebung der Start- und Endzeitpunkte der isothermen bainitischen Phasenumwandlung zu kürzeren Zeiten zu beobachten. Die bei der plastischen Verformung eingebrachten Versetzungen stellen zusätzliche potentielle Keimstellen dar, sodass, ausgehend von einer höheren Keimstellendichte, die Umwandlung an mehreren Stellen gleichzeitig einsetzen kann. Werden nach einer plastischen Vorverformung zusätzlich äußere Spannungen während der Phasenumwandlung überlagert, so ist dies mit einer weiteren Beschleunigung der Umwandlungskinetik verbunden.

- Zusätzlich zur Beschleunigung der Kinetik führte die Überlagerung einer permanenten Spannung während der Umwandlung auch zur Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen, welche die Maßhaltigkeit negativ beeinflussen können. Mit steigendem überlagerten Spannungsniveau erhöhten sich dann auch die am Ende der Umwandlung vorliegenden umwandlungsplastischen Dehnungen. Diese Erhöhung konnte mithilfe von EBSD Untersuchungen auf eine, mit zunehmendem Spannungsniveau immer stärker ausgeprägte, lokale Variantenauswahl zurückgeführt werden.
- Auch bei vorheriger plastischer Vorverformung des Austenits und anschließend spannungsloser Umwandlung traten umwandlungsplastische Dehnungen auf. Durch die plastische Vorverformung werden folglich nicht nur neue Keimstellen, sondern auch innere Spannungsfelder sowie bevorzugte Wachstumsrichtungen eingebracht, entlang derer bevorzugt orientierte Bainitvarianten wachsen können. Bei ausreichend hohen Vorverformungsgraden (hier: etwa 3%) setzt dann allerdings eine Sättigung der umwandlungsplastischen Dehnungen ein. Auch bei höheren Vorverformungsgraden sind die eingebrachten inneren Spannungen nicht ausreichend um eine noch stärkere Ausrichtung der Bainitvarianten zu ermöglichen. Wurde zusätzlich zur Vorverformung eine externe Spannung von 100 MPa während der Umwandlung überlagert, konnten jedoch höhere umwandlungsplastische Dehnungen und eine stärkere Ausrichtung der Bainitnadeln beobachtet werden. Offensichtlich werden die bei der Vorverformung eingebrachten Vorzugsrichtungen (Gleitebenen des Austenits) erst dann in

hohem Maß für die Bainitbildung genutzt, wenn die wirkende Gesamtspannung (innere + äußere Spannungen) der Fließgrenze des unterkühlten Austenits entspricht. Eine weitere Erhöhung der umwandlungsplastischen Dehnungen ist dann kaum noch möglich. Erst wenn die zusätzlich überlagerte Spannung die Fließgrenze des unterkühlten Austenits überstieg, ergab sich scheinbar eine weitere Steigerung der umwandlungsplastischen Dehnungen. Allerdings können die sich einstellenden umwandlungsplastischen Dehnungen aufgrund der vorliegenden Überlagerung von plastischen und umwandlungsplastischen Dehnungen nicht mehr exakt bestimmt werden.

- Die Höhe der sich einstellenden umwandlungsplastischen Dehnungen ist weiterhin von der ehemaligen Austenitkorngröße abhängig. So stiegen die umwandlungsplastischen Dehnungen bei gleichem externen Spannungsniveau bzw. gleichem Vorverformungsgrad mit der Austenitkorngröße an. Nicht gelöste Karbide während einer Austenitisierung bei 880 °C für 5 min beeinflussten die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen hingegen kaum. Ausgehend von einer geringeren Zahl an potentiellen Keimstellen ist das Wachstum der Bainitvarianten bei großen ehemaligen Austenitkorngrößen weniger stark behindert, sodass, selbst bei gleicher Anzahl an Varianten in einem ehemaligen Austenitkorn, bevorzugt orientierte Varianten bei großen ehemaligen Austenitkörnern eine größere Fläche einnehmen als im Falle kleiner ehemaliger Austenitkorngrößen. Analog können die höheren umwandlungsplastischen Dehnungen bei plastischer Vorverformung mit und ohne zusätzlich wirkende äußere Spannungen erklärt werden.
- Auch in der Martensitstufe waren umwandlungsplastische Dehnungen unter der Wirkung äußerer und innerer Spannungsfelder zu beobachten, die mit der Entwicklung bevorzugt orientierter Varianten erklärt werden können. Kommt es zu einer Überlagerung von inneren und äußeren Spannungen, so spielt die Vorverformungstemperatur T^* in Bezug zur jeweiligen M_s Temperatur eine wichtige Rolle für die Höhe der sich einstellenden umwandlungsplastischen Dehnungen. Während bei ausreichend hohen Differenzen eine Vorhersage der umwandlungsplastischen Dehnungen in diesem kombinierten Experiment (vgl. Abbildung 3-10 c) durch Addition der Ergebnisse der Einzelerperimente (vgl. Abbildung 3-10 a und b) möglich ist, werden bei kleinen Differenzen zwischen T^* und M_s die umwandlungsplastischen Dehnungen im kombinierten Experiment

durch Addition der Einzelergebnisse deutlich unterschätzt. Die bei der Vorverformung eingebrachten inneren Spannungen sind so bei M_s noch aktiv und überlagern sich mit den äußeren Spannungen. In der Summe liegt dann ein höheres Spannungsniveau bei M_s vor, sodass mehr bevorzugt orientierte Varianten als in den Einzelexperimenten gebildet werden können.

- Werden Zugvorverformungen und Überlagerung von Druckspannungen während der isothermen bainitischen Umwandlung optimal miteinander kombiniert, wird die Kinetik beschleunigt und gleichzeitig die Ausbildung umwandlungsplastischer Dehnungen vermieden. Analog ist auch eine geeignete Kombination von Druckvorverformung und überlagerter Zugspannung möglich, sodass je nach späterem Anwendungsfall zusätzliche Optimierungsmöglichkeiten für den betrachteten thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozess zur Verfügung stehen.
- Durch die ermittelten monotonen und zyklischen Eigenschaften der resultierenden Gefüge können optimierte Gefügeverteilungen für bestimmte Anwendungsfälle ermittelt werden. Während das untere bainitische Gefüge bereits ohne zusätzliche Wärmebehandlungen für viele spätere Anwendungsfälle ausgezeichnete Eigenschaften aufweist, ist bei Einstellung eines martensitischen bzw. bainitisch-martensitischen Gefüges eine (Selbst-) Anlassbehandlung zu empfehlen, um beispielsweise ein frühzeitiges Versagen bei schwingender Belastung zu vermeiden.

Die im Rahmen dieser Dissertation ermittelten Erkenntnisse zum lastabhängigen Phasenumwandlungsverhalten und den resultierenden mechanischen Eigenschaften zeigen eine Vielzahl von Möglichkeiten zur Optimierung des thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozesses auf. Um in der Zukunft funktional gradierte, endkonturnahe Bauteile fertigen zu können, sind aber weitere Untersuchungen unerlässlich. Insbesondere der Einfluss einer großen plastischen Druckvorverformung auf die Umwandlungskinetik und die Entwicklung umwandlungsplastischer Dehnungen müssen Gegenstand weiterer Forschungstätigkeiten sein. Auch scheint die Ermittlung des Umwandlungsverhaltens bei kontinuierlichen, prozessrelevanten Abkühlpfaden sinnvoll, um die Genauigkeit der Prozesssimulation weiter verbessern zu können.

7 Kurzzusammenfassung/Summary

Im Rahmen der vorliegenden Dissertation wurde das lastabhängige Phasenumwandlungsverhalten eines niedriglegierten 51 CrV 4 Stahls in der Bainit- und der Martensitstufe ermittelt, wobei sich die gewählten Austenitisierungsbedingungen und die aufgeprägten Belastungen an den im thermo-mechanisch gekoppelten Schmiedeprozess des SFB/TR TRR 30 auftretenden Größen orientierten. Zusätzlich wurden monotone und zyklische Eigenschaften der resultierenden Gefüge bestimmt. Mithilfe der Daten können nicht nur die entstehenden Gefüge bei bekanntem Temperatur-Zeit-Deformations-Pfad besser vorhergesagt werden, auch eine mikrostrukturelle Optimierung der Bauteile durch Anpassung des lokalen Prozesspfades erscheint möglich.

Sowohl unter der Wirkung einer permanenten Spannung während der Umwandlung, als auch nach einer plastischen Verformung des unterkühlten Austenits wurde eine Beschleunigung der bainitischen Phasenumwandlungskinetik beobachtet. Durch die bei der plastischen Verformung zusätzlich eingebrachten potentiellen Keimstellen ist sogar eine deutlich größere Beschleunigung der Kinetik möglich. Allerdings müssen die bei lastabhängigen Phasenumwandlungen auftretenden umwandlungsplastischen Dehnungen berücksichtigt werden, da sie die Maßhaltigkeit negativ beeinflussen können. Mikrostrukturelle Untersuchungen zeigen, dass die Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit einer starken Variantenauswahl einhergeht.

Wird allerdings eine plastische (Druck-) Zugvorverformung mit einer permanenten (Zug-) Druckspannung während der Umwandlung geschickt kombiniert, so ist eine Vermeidung umwandlungsplastischer Dehnungen bei gleichzeitiger Beschleunigung der Kinetik möglich.

The bainitic and the martensitic load-dependent phase transformations of low alloy 51CrV4 steel were investigated. Both, the austenitization treatments and the loads were derived from an thermo-mechanically coupled forging process investigated within the Collaborative Research Center Transregio 30. In addition, the monotonic and cyclic deformation behaviors of the resulting microstructures were determined. The data not only allowed for a more accurate prediction of the final microstructures, but also offered the opportunity to determine optimized microstructure distributions in the final work pieces for several different applications.

It was found that both, the superimposition of stresses throughout the transformation and pre-straining of the supercooled austenite were effective in accelerating the bainitic phase transformation kinetics. Due to the additional nucleation sites introduced during pre-straining an even more pronounced acceleration effect was observed in this case. However, when the transformation proceeded under internal or external stresses transformation plasticity strains had to be considered, since they affect the dimensional stability. Additional EBSD studies revealed that the evolution of transformation plasticity strains could be attributed to variant selection.

However, when tensile (compressive) pre-deformations and compressive (tensile) stresses superimposed throughout the transformation were combined in an optimized manner, transformation plasticity strains are avoidable, whereas the overall transformation kinetics are still accelerated as compared to a transformation proceeding without any superimposed stresses.

8 Literaturverzeichnis

- [Aba02] Abanto-Bueno, J.; Lambros, J.: Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69, 2002, 1695-1711.
- [Ahr02] Ahrens, U.; Besserdich, G.; Maier, H.J.: Sind aufwendige Experimente zur Beschreibung der Phasenumwandlung von Stählen noch zeitgemäß?, *HTM*, Vol. 57, 2002, 99-105.
- [Ahr03] Ahrens, U.: Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten, *Dissertation*, Paderborn, 2003
- [Ahr04] Ahrens, U.; Maier, H.J.; Maksoud, A.EL.M.: Stress affected transformation in low alloy steels - factors limiting prediction of plastic strains, *Journal de Physique IV*, Vol. 120, 2004, 615-623.
- [Ank66] Ankara, O.A.; Sastri, A.S.; West, D.R.F.: Some effects of austenitizing conditions on martensite formation in an iron-20% nickel alloy, *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 204, 1966, No. 5, 509-511.
- [AST08] ASTM: Annual Book of ASTM Standards 2008. Section 3: Metals- Mechanical Testing; Elevated and Low Temperature Tests; Metallography.
- [Azu05] Azuma, M.; Fujita, N.; Takahashi, M.; Senuma, T.; Quidort, D.; Lung, T.: Modelling of upper and lower bainite in steels, *ISIJ International*, Vol. 45, 2004, No. 2, 221-228.
- [Bar08] Bargel, H.J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde, 10. bearb. Auflage, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [Bat08] Bate, P.S.; Hutchinson, W.B.: Imposed stress and variant selection: the role of symmetry and initial texture, *Journal of Applied Crystallography*, Vol. 41, 2008, 210-213.
- [Ben79] Benson, J.P.: Influence of grain size and yield strength on threshold fatigue behaviour of low-alloy steel, *Metal Science*, Vol. 13, 1979, 535-539.
- [Bes93] Besserdich, G.: Untersuchungen zur Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Abschrecken von Zylindern aus den Stählen 42CrMo4 und Ck45 unter Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität, *Dissertation*, Karlsruhe, 1993.
- [Be08] Besel, M.; Brückner-Foit, A.; Zeismann, F.; Gruening, A.; Mannel, J.: Damage accumulation of graded steel, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 17, 2008, No. 3, 633-640.
- [Be09] Besel, M.: Mechanismenorientierte Lebensdauervorhersage für eine thermo-mechanisch hergestellte Flanschswelle mit gradiertem Gefüge, *Dissertation*, Universität Kassel, 2009.
- [Bha79] Bhadeshia, H.K.D.H.: The bainite transformation in a silicon steel, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 10A, 1979, 895-907.
- [Bha91] 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, *Materials Science and Technology*, Vol. 7, 1991, 686-698.

- [Bha96] Bhadeshia, H.K.D.H.: Effect of stress & strain on formation of bainite in steels. In: McQueen, H.J.; Konopleva, E.V.; Ryan, N.D. (eds): *Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites*, Canadian Institute of Mining, Minerals and Petroleum, Montreal, Canada, 1996, 543-556.
- [Bha97] Bhadeshia, H.K.D.H.: Martensite and Bainite in steels: Transformation Mechanism & Mechanical properties, *Journal de Physique III*, Vol. 7, 1997, No. 5, C5-367-376.
- [Bha99] Bhadeshia, H.K.D.H.: The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*, Vol. A273-275, 1999, 58-66.
- [Bha01] Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite in Steels – Transformation, Microstructure and Properties, 2. Auflage, *IOM Communications Ltd.*, London, 2001.
- [Bor95] Borgenstam, A.; Hillert, M.; Agren, J.: Critical temperature for growth of martensite, *Acta metallurgica et materialia*, Vol. 43, 1995, No. 3, 945-954.
- [Bri98] auf dem Brinke, T.: Einfluss der Mikrostruktur auf das Rissausbreitungsverhalten im Schwellenwertbereich, *Dissertation*, Siegen, 1998.
- [Bro83] Brofman, P.J.; Ansell, G.S.: On the effect of fine grain size on the M_s temperature in Fe-27Ni-0.025C alloys, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14A, 1983, 1929-1931.
- [Brü10] Brückner-Foit, A.; Zeismann, F.; Bode, B.; Xue, Y.: Fatigue cracks in a thermal-mechanically processed high-strength steel, *Procedia Engineering*, Vol. 2, 2010, 2075-2084.
- [Cad81] Cadman, A.J.; Nicholson, C.E.; Brook R.: Microstructural Effects at and near the Fatigue Threshold. In: Backlund J.; Blom, A.F.; Beevers, C.J. (eds.): Fatigue Thresholds Fundamentals and Engineering Application, *Engineering Materials Advisory Services Ltd*, Volume I, Stockholm, Schweden, 1981, 293-311.
- [Cec56] Cech, R.E.; Turnbull, D.: Heterogeneous nucleation of the martensite transformation, *Transactions AIME, Journal of Metals*, Vol. 206, 1956, No. 2, 124-132.
- [Cha96] Chang, L.C.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Stress-affected transformation to lower bainite, *Journal of Materials Science*, Vol. 31, 1996, 2145-2148.
- [Ch06] Chatterjee, S.; Wang, H.-S.; Yang, J.R.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Mechanical stabilisation of austenite, *Materials Science and Technology*, Vol. 22, 2006, No. 6, 641-644.
- [Che08] Cheng, X.; Petrov, R.; Zhao, L.; Janssen, M.: Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, 2008, 739-749.
- [Chr91] Christ H.J.: „Wechselverformung von Metallen“; *Springer-Verlag*, Berlin, 1991.
- [Dal07] Dalgic, M.; Irretier, A.; Zoch, H.-W.: Einfluss innerer Spannungen auf die Umwandlungsplastizität und das Umwandlungsverhalten – Beschreibung der Umwandlungsplastizität durch Modelle, *HTM Zeitschrift für Werkstoffe, Wärmebehandlung, Fertigung*, Vol. 62, 2007, No.4, 179-186.
- [Dal08] Dalgic, M.; Irretier, A.; Zoch, H.-W.; Löwisch, G.: Transformation plasticity at different phase transformation of a through hardening bearing steel, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, Vol.3, 2008, 49-64.

- [Den85] Denis, S.; Gautier, E.; Simon, A.; Beck, G.: Stress-phase-transformation interactions – basic principles, modeling, and calculation of internal stresses, *Materials Science and Technology*, Vol. 1, 1985, 805-822.
- [Den87] Denis, S.; Gautier, E.; Sjöström, S.; Simon, A.: Influence of stress on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling, *Acta metallurgica et materialia*, Vol. 35, 1987, No. 7, 1621-1632.
- [Den92] Denis, S.; Farias, D.; Simon, A.: Mathematical model coupling phase transformations and temperature evolutions in steels, *ISIJ International*, Vol. 32, 1992, No. 3, 316-325.
- [DIN92] DIN EN 10002-5 (1992-02), Metallische Werkstoffe; Zugversuch; Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur; Deutsche Fassung, 1992.
- [DIN03] DIN EN ISO:643:2003, Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße, Deutsche Fassung, 2003.
- [Dix48] Dixon, W.J.; Mood, A.M.: A method for obtaining and analyzing sensitivity data, *Journal of the American Statistical Association*, Vol. 43, 1948, No. 241, 109-126.
- [Elb70] Elber, W.: Fatigue crack closure under cyclic tension, *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 2, 1970, No. 1, 37-44.
- [Fi48] Fisher, J.C.; Holloman, J.H.; Turnbull, D.: Nucleation, *Journal of Applied Physics*, Vol. 19, 1948, 775-784.
- [Fis90] Fischer, F.D.: A mechanical model for transformation plasticity in steels, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 38, 1990, No. 8, 1535–1546.
- [Fis96] Fischer, F.D.; Sun, Q-P.; Tanaka, K.: Transformation Induced Plasticity (TRIP), *Applied Mechanics Review*, Vol. 49, 1996, No. 6, 317–364.
- [Fis98] Fischer, F.D., Oberaigner, E.R., Tanaka, K., Nishimura, F.: Transformation-induced plasticity - revised and updated formulation, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 35, 1998, 2209-2227.
- [Fis00] Fischer, F.D.; Reisner, G.; Werner, E.; Tanaka, K.; Cailletaud, Antretter, T.: A new view on transformation induced plasticity (TRIP), *International Journal of Plasticity*, Vol. 16, 2000, 723-748.
- [Ful09] Fulland, M.: Fachgruppe Angewandte Mechanik, Universität Paderborn, persönliche Mitteilung, Juli 2009.
- [Fun87] Funakubo, H.: Shape Memory Alloys, *Gordon & Breach Publishing Group*, Amsterdam, 1987
- [Gar08] Garcia-Junceda, A.; Capdevila, C.; Caballero, F.G.; Garcia de Andres, C.: Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size, *Scripta Materialia*, Vol. 58, 2008, 134-137.
- [Gon10] Gong, W.; Tomota, Y.; Koo, M.S.; Adachi, Y.: Effect of ausforming on nanobainite steel, *Scripta Materialia*, Vol.63, 2010,819-822.
- [Gre65] Greenwood, G.W.; Johnson, R.H.: The deformation of metals under small stresses during phase transformations, *Proceedings of the Royal Society A*, Vol.283,1965, 403-422.

- [Gro01] Grostabussiat, S.; Taleb, L.; Jullien, J.F.; Sidoroff: Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys, *Journal de Physique IV*, Vol. 11, 2001, Pr4-173-180.
- [Gro07] Gross, D.; Seelig, T.: Bruchmechanik – Mit einer Einführung in die Mikromechanik, 4. Auflage, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, New York, 2007.
- [Grü08] Grüning, A., Werkstofftechnik, Universität Kassel, persönliche Mitteilung, September 2008.
- [Grü09] Grüning, A., Werkstofftechnik, Universität Kassel, persönliche Mitteilung, November 2009.
- [Grü10] Grüning, A., Werkstofftechnik, Universität Kassel, persönliche Mitteilung, Oktober 2010.
- [Hag90] Hagen, M.: Werkstoffmodelle zur thermomechanischen Behandlung des Stahls 50 CrV 4, *Dissertation*, Aachen, 1990
- [Hai06] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 3. Auflage, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, New York, 2006.
- [Heh70] Hehemann, R.F.: The Bainite transformation. In: American Society for Metals (eds.): Phase transformations, *Metal Park*, Ohio, 1970, 397-431.
- [Hüc83] Hück, M.: Ein verbessertes Verfahren zur Auswertung von Treppenstufenversuchen, *Zeitschrift für Werkstofftechnik*, Vol. 14, 1983, 406-417.
- [Hol11] Holzweißig, M.J.; Lambers, H.-G.; Maier, H.J.: Phase transformation kinetics of a low alloy 51 CrV 4 steel in the bainitic-martensitic regime, *International Conference on Distortion Engineering 2011*, Bremen, in press.
- [Jac03] Jacques, P.J.: Experimental investigations of the influence of the austenite grain size on the mechanism of the bainite transformation in steels, *Journal de Physique IV*, Vol. 112, 2003, 297-300.
- [Kal91] Kallend, J.S.; Kocks, U.F.; Rollet, A.D.; Wenk, H.R.: Operational texture analysis, *Materials Science and Engineering A*, Vol. A132, 1991, 1-11.
- [Kar98] Kardomateas, G.A.; Carlson, R.L.: Predicting the effects of load ratio on the fatigue crack growth rate and fatigue threshold, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 21, 1998, 411-423.
- [Koi59] 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 Metallurgica*, Vol. 7, 1959, No. 1, 59-60.
- [Kop01] Kop, T.A.; Sietsma, J.; van der Zwaag, S.: Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels, *Journal of Materials Science*, Vol. 36, 2001, 519-526.
- [Koz08] Kozeschnik, E.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Influence of silicon on cementite precipitation in steels, *Materials Science and Technology*, Vol. 24, 2008, No. 3, 343-347.
- [Kun07] Kundu, S.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Crystallographic texture of stress-affected bainite, *Proceedings of the Royal Society A*, Vol. 463, 2007, 2309-2328.
- [Lad05] Lados, D.A.; Apelian, D.; Paris, P.C.; Donald, J.K.: Closure mechanisms in Al-Si-Mg cast alloys and long-crack to small crack corrections, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, 2005, 1463-1472.

- [Lam09] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: Role of Austenitization and Pre-Deformation on the Kinetics of the Isothermal Bainitic Transformation, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40A, 2009, 1355-1366.
- [Lam09 b] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, C.: Tensile properties of 51 CrV 4 steel in martensitic, bainitic and austenitic state. In: Oldenburg, M.; Steinhoff, K.; Prakash, B. (eds): Proceedings of the 2nd International Conference on Hot Sheet Metal forming of High-Performance Steel, *Verlag Wissenschaftliche Scripten*, Auerbach, Deutschland, 2009, 77-86.
- [Lam10] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: Pre-Deformation – Transformation Plasticity Relationship during Martensitic Transformation, *Materials Science and Engineering A*, Vol. A527, 2010, 625-633.
- [Lam10 b] Lambers, H.-G.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: Dimensional stability of 51CrV4 steel during bainitic phase transformation under tensile and compressive stresses, *Proceedings AIST Steel Properties & Applications*, Assoc. Iron & Steel Techn., Warrendale, PA, USA, 2010, 801-810.
- [Lam10 c] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.: On the effect of plasticity on the kinetics of the isothermal bainitic transformation, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, Vol.5, 2010, No. 4/5, 328-337.
- [Lam10 d] Lambers, H.-G.; Gorny, B.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: Crack growth behavior of low-alloy bainitic 51CrV4 steel, *Procedia Engineering*, Vol. 2, 2010, 1373-1382.
- [Lam11] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: On the bainitic and martensitic phase transformation behavior and the mechanical properties of low alloy 51CrV4 steel, *International Journal of Structural Changes in Solids*, Vol. 3, 2011, No. 1, 15-27.
- [Lam11 b] Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.; Canadinc, D.: Evolution of transformation plasticity during bainitic transformation, *International Journal of Materials Research*, in press.
- [Lam11 c] Lambers, H.-G.; Canadinc, C.; Maier, H.J.: Evolution of Transformation Plasticity in Austenite-to-Bainite Phase Transformation: A Multi Parameter Problem, submitted to *Materials Science and Engineering A*, July 2011.
- [Lam11 d] Lambers, H.-G.; Holzweißig, M.; Schramm, B.; Richard, H.A.; Maier, H.J.: Crack growth behaviour in functional graded work pieces, *International Conference on Technology and Plasticity 2011*, in press.
- [Lar00] Larn, R.H.; Yang, J.R.: The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steels, *Materials Science and Engineering A*, Vol. A278, 2000, 278-291.
- [Leb84] Leblond, J.B.; Deveaux, J.C.: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grains size, *Acta Metallurgica*, Vol. 32, 1984, No. 1, 137-146.

- [Leb89] Leblond, J.B.; Deveaux, J.C.: Mathematical modeling of transformation plasticity in steels I: Case of ideal-plastic phases, *International Journal of Plasticity*, Vol. 5, 1989, 551-572.
- [Le02] Lee, Y.-K.: Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 21, 2002, 1253-1255.
- [Lee05] Lee, S.-J.; Lee, Y.-K.: Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel, *Materials Science Forum*, Vol. 475-479, 2005, 3169-3172.
- [Lee08] Lee, S.-J.; Park, J.-S.; Lee, Y.-K.: Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in low-alloy steel, *Scripta Materialia*, Vol. 59, 2008, 87-90.
- [Liu01] Liu, C.C.; Ju, D.-Y.; Yao, K.F.; Liu, Z.; Xu, X.J.: Bainitic transformation kinetics and stress assisted transformation, *Materials Science and Technology*, Vol. 17, 2001, 1229-1237.
- [Mag66] Magee, C.L.: Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31Ni, *Ph. D. Thesis*, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, USA, 1966.
- [Mai02] Maier, H.J.; Ahrens, U.: Isothermal bainitic transformation in low alloy steels: factors limiting prediction of the resulting material's properties, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 93, 2002, No. 7, 712-718.
- [Mai08] Maier, H.J.; Tschumak, S.; Weidig, U.; Steinhoff, K.: Functional Gradation of Low Alloy Steel by Differentially Controlled Phase Transformation, *Steel Research International*, Vol. 79, 2008, No.2, 105-110.
- [Mai09] Maier, H.J.; Tschumak, S.; Lambers, H.-G.; Canadinc, D.: Dynamic Microstructural changes in thermo-mechanically coupled processes - Part I. In: Steinhoff, K.; Maier, H.J.; Biermann, D. (Hrsg.): Functionally graded materials in industrial mass production. Auerbach: *Verlag Wissenschaftliche Scripten*, 2009, 191-202.
- [Mar96] Marketz, F.; Fischer, F.D.; Tanaka, K.: Micromechanics of transformation-induced plasticity and variant coalescence, *Journal de Physique IV*, Vol. 6, 1996, C1-445-454.
- [Mat94] Matsuzaki, A.; Bhadeshia, H.K.D.H.; Harada, H.: Stress affected bainitic transformation in a Fe-C-Si-Mn alloy, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 42, 1994, No. 4, 1081-1090
- [Mat99] Matsuzaki, A.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels, *Materials Science and Technology*, Vol. 15, 1999, 518-522.
- [Ma04] Matsuda, H.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Kinetics of the bainite transformation, *Proceedings of the Royal Society A*, Vol. 460, 2004, 1707-1722.
- [Mey54] Meyerson, M.R.; Rosenberg, S.J.: The influence of heat treating variables on the martensite transformation in SAE 1050 steel, *Transactions of the ASM*, Vol. 46, 1954, 1225-1253.
- [Mug02] Mughrabi, H.: On "multi-stage" fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 25, 2002, No. 8/9, 601-607.
- [Mur87] Murakami, Y.: Stress intensity factors Handbook - Volume 1, *Pergamon Books Ltd*, Oxford, 1987.

- [Nie10] Niendorf, T.: Ermüdungseigenschaften ultrafeinkörniger kubisch raumzentrierter Werkstoffe – Einfluss der Mikrostruktur, *Dissertation*, Paderborn, 2010.
- [Nis78] Nishiyama, Z.: In: M.E. Fine, M. Meshii, C.M. Wayman (eds.), Martensitic Transformation, *Academic Press*, New York/London, 1978.
- [Ni99] Nishijima, S.; Kanazawa, K.: Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 22, 1999, No. 7, 601-607.
- [Ost07] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, New York, 2007.
- [Ots98] Otsuka, K.; Wayman, C.M.: Shape Memory Materials, *Cambridge University Press*, Cambridge, 1998
- [Paa08] Paar, U.; Becker, H.-H.; Alsmann, M.: Press-hardened components from Kassel - chances and challenges. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (eds.): Proceedings of the 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, GRIPS' Sparkling World of Steel Vol. 1: Proceedings, No. 6 - Bad Harzburg (D): *Grips Media GmbH*, 2008, 153-163.
- [Pal01] Pallet, R.J.; Lark, R.J.: The use of tailored blanks in the manufacture of construction components, *Journal of Material Processing Technology*, Vol. 117, 2001, 249-254.
- [Par61] Paris, P.C.; Gomez, M.P.; Anderson, W.E.: A rational analytic theory of fatigue, *The Trend in Engineering*, Vol. 13, 1961, 9-14.
- [Par63] Paris, P.C.; Erdogan, F.: A critical analysis of crack propagation laws, *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, 1963, No. 4, 528-534.
- [Pat53] Patel, J.R.; Cohen, M.: Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation, *Acta Metallurgica*, Vol. 1, 1953, 531–538.
- [Pe96] Petit, J.; Mendez, J.: Some aspects of the influence of microstructure on fatigue, Proceedings of the 6th International Fatigue Congress, Vol. 1, 1996, 15-26.
- [PeG04] Petit-Grostabussiat, S.; Taleb, L.; Jullien, J.-F.: Experimental results on classical plasticity of steels subjected to structural transformations, *International Journal of Plasticity*, Vol. 20, 2004, 1371-1386.
- [Pet94] Petzow, G.: Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen. 6. Auflage, *Gebrüder Bornträger Verlag*, Berlin, Stuttgart, 1994.
- [Pra98] Praveen, G.N.; Reddy, J.R.: Nonlinear Transient Thermoelastic Analysis of Functionally Graded Ceramic-metal Plates, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 35, 1998, No. 33, 4457-4476.
- [Rad07] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit, 3. Auflage, *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, New York, 2007.
- [Rag92] Raghavan, V.: Kinetics of martensitic transformations. In: Olson, G.B., Owen, W.S. (Hrsg.): Martensite, *ASM international*, 1992, 197-225.
- [Ree92] Rees, G.I.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite transformation kinetics - Part 1 Modified model, *Materials Science and Technology*, Vol. 8, 1992, 985-993.

- [Ree92 b] Rees, G.I.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite transformation kinetics - Part 2 Non-uniform distribution of carbon, *Materials Science and Technology*, Vol. 8, 1992, 994-996.
- [Ric09] Richard, H.A.; Specovius-Neugebauer, M.; Fulland, M.; Steigemann, M.; Kloster, V.: Crack growth in functionally graded materials and structures. In: Steinhoff, K.; Maier, H.J.; Biermann, D. (eds.): Functionally graded materials in industrial mass production. Auerbach: *Verlag Wissenschaftliche Scripten*, 2009, 337-352.
- [Ric09 b] Richard, H.A.; Sander, M.: Ermüdungsrisse, *Vieweg + Teubner*, Wiesbaden, 2009.
- [Rit77] Ritchie, R.O.: Influence of microstructure on near-threshold fatigue-crack propagation in ultra-high strength steel, *Metal Science*, Vol. 11, 1977, 368-381.
- [Ros56] Rose, A.; Strassburg, W.: Kinetik der Austenitbildung unlegierter und niedriglegierter untereutektoidischer Stähle, *Archiv für das Hüttenwesen*, Vol. 27, 1956, Nr. 8, 513-520.
- [Ros57] Rose, A.; Rademacher, L.: Bedeutung der Karbidauflösung für die Austenitisierung und das Umwandlungsverhalten von Werkzeugstählen, *Stahl und Eisen*, Vol. 77, 1957, Nr.7, 409-421.
- [Rös08] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 3. Auflage, *Vieweg + Teubner*, Wiesbaden, 2008.
- [Sab11] Saba, N.: Untersuchung der plastischen Formgebung unter Einfluss örtlich und zeitlich veränderlicher Temperatur- und Spannungszustände, *Dissertation*, Universität Kassel, 2011.
- [San06] Sander M; Richard H.A.: Experimental and numerical investigations on the influence of the loading direction on the fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, 2006, 583-591.
- [ScB08] Schulz-Beenken, A., FH Südwestfalen, Labor für Werkstofftechnik, persönliche Mitteilung.
- [Sch80] Schwalbe, K.-H.: Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, *Carl Hanser Verlag*, München, Wien, 1980.
- [Sc11] Schramm, B.: Fachgruppe Angewandte Mechanik, Universität Paderborn, persönliche Mitteilung, Februar 2011.
- [Shi95] Shipway, P.H.; Bhadeshia, H.K.D.H.: The effect of small stresses on the kinetics of the bainite transformation, *Materials Science and Engineering A*, Vol. A201, 1995, 143-149.
- [Shi95 b] Shipway, P.H.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Mechanical stabilization of bainite, *Materials Science and Technology*, Vol. 11, 1995, 1116-1128.
- [Sjö85] Sjöström, S.: Interactions and constitutive models for calculation stresses in steel, *Material Science and Technology*, Vol. 1, 1985, 823-829.
- [Sin96] Singh, S.B.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Quantitative evidence for mechanical stabilization of bainite, *Materials Science and Technology*, Vol. 12, 1996, 610-612.
- [Spe77] Speidel, M.O.; Scarlin, R.B.: Auswirkungen des Gefüges auf das Wachstum von Ermüdungsrisse. In: Maurer, K.L.; Fischmeister, H. (Hrsg.) Materialkundlich-Technische Reihe, Band 3, Gefüge und Bruch, *Gebrüder Bornträger Verlag*, Berlin, Stuttgart, 1977, 163-189.

- [Ste05] Steinhoff, K.; Weidig, U.; Scholtes, B.; Zinn, W.: Innovative Flexible Metal Forming Processes Based on Hybrid Thermo-mechanical Interaction, *Steel Research International*, Vol. 76, 2005, No.2/3, 154-159.
- [Ste09] Steinhoff, K.; Weidig, U.; Saba, N.: Investigation of plastic forming under the influence of locally and temporally variable temperature and stress states. In: Steinhoff, K.; Maier, H.J.; Biermann, D. (eds.): Functionally graded materials in industrial mass production. *Verlag Wissenschaftliche Scripten*, Auerbach, Deutschland, 2009, 337-352.
- [St56] Steven W.; Haynes A.G.: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel, *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 183, 1956, 349-359.
- [Su03] Su, T.J.; Veaux, M.; Aeby-Gautier, E.; Denis, S.; Brien, V.; Archambault, P.: Effect of tensile stresses on bainitic isothermal transformation, *Journal de Physique IV*, Vol. 112, 2003, 293-296.
- [Sur98] Suresh, S.: Fatigue of materials, 2nd Edition, *Cambridge University Press*, Cambridge, 1998.
- [Tak04] Takahashi, M.: Recent progress: kinetics of the bainite transformation in steels, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 8, 2004, 213-217.
- [Tal01] Taleb, L.; Cavallo, N.; Waeckel, F.: Experimental analysis of transformation plasticity, *International Journal of Plasticity*, Vol. 17, 2001, 1-20.
- [Tal02] Taleb, L.; Petit-Grostabussiat, S.: Elastoplasticity and phase transformations in ferrous alloys: Some discrepancies between experiments and modeling, *Journal de Physique IV*, Vol. 12, 2002, Pr11-187-194.
- [Tal03] Taleb, L.; Sidoroff, F.: A micromechanical modeling of the Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity, *International Journal of Plasticity*, Vol. 19, 2003, 1821-1842.
- [Tal06] Taleb, L.; Petit, S.: New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity, *International Journal of Plasticity*, Vol. 22, 2006, 110-130.
- [Tam92] Tamura, I.: Martensitic transformation and mechanical effects. In: Olson, G.B.; Owen, W.S. (Hrsg.): Martensite, *ASM international*, 1992, 227-242.
- [Tau71] Tauscher, H.: Dauerfestigkeit von Stahl und Gußeisen, *Archimedes Verlag*, Kreuzlingen, Schweiz, 1971.
- [Ume74] Umemoto, M.; Owen, W.S.: Effects of Austenitizing temperature and austenite grain size on the formation of athermal martensite in an iron-nickel and an iron-nickel-carbon alloy, *Metallurgical Transaction*, Vol. 5, 1974, 2041-2046.
- [Usl11] Uslu, M.C.; Canadinc, D.; Lambers, H.-G.; Tschumak, S.; Maier, H.J.: Modeling the role of external stresses on the austenite-to-bainite phase transformation in 51CrV4 steel, submitted to *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 19, 2011, 045007 doi: 10.1088/0965-0393/19/4/045007
- [Vea01] Veaux, M.; Louin, J.C.; Houin, J.P.; Denis, S.; Archambault, P.: Bainitic transformation under stress in medium alloyed steels, *Journal de Physique IV*, Vol. 11, 2001, Pr4-181-188.

- [VDE83] Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Deutscher Verband für Materialprüfung, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde (Hrsg.): Riß- und Brucherscheinungen bei metallischen Werkstoffen, *Verlag Stahleisen m.b.H.*, Düsseldorf, 1983.
- [VDE84] Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.): Werkstoffkunde Stahl, Band 1: Grundlagen. *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo und Düsseldorf, 1984.
- [Vea04] Veaux, M.; Denis, S.; Archambault, P.: Modelling and experimental study of the bainitic transformation, residual stresses and deformations in the quenching process of middle alloyed steel parts, *Journal de Physique IV*, Vol. 120, 2004, 719-726.
- [Vid96] Videau, J.-C.; Cailletaud, G.; Pineau, A.: Experimental study of the transformation-induced plasticity in a CrNi-Mo-Al-Ti steel, *Journal de Physique IV*, Vol. 6, 1996, C1-465-474.
- [Wan99] Wang, J.; van der Wolk, P.J.; van der Zwaag, S.: Effects of carbon concentration and cooling rate on continuous transformations predicted by artificial neural networks, *ISIJ International*, Vol. 39, 1999, No. 10, 1038-1046.
- [Wei07] Weidig, U.; Saba, N.; Steinhoff, K.: Massivumformprodukte mit funktional gradierten Eigenschaften durch eine differenzielle thermo-mechanische Prozessführung. *wt Werkstatttechnik online*, Ausgabe 10-2007, 745-752.
- [Wei08] Weidig, U.; Hübner, K.; Steinhoff, K.: Bulk Steel Products with Functionally Graded Properties Produced by Differential Thermo-mechanical Processing, *Steel Research International*, Vol. 79, 2008, No.1, 59-65.
- [Wev61] Wever, F.; Rose, A.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, *Verlag Stahleisen*, Düsseldorf, 1961
- [Wol05] Wolff, M.; Böhm, M.; Löwisch, G.; Schmidt, A.: Modelling and testing of transformation-induced plasticity and stress-dependent phase transformations in steel via simple experiments, *Computational Materials Science*, Vol. 32, 2005, 604-610.
- [Wol06] Wolff, M.; Böhm, M.; Dalgic, M.; Löwisch, G.; Lysenko, N.; Rath, J.: Parameter identification for a TRIP model with backstress, *Computational Materials Science*, Vol. 37, 2006, 37-41.
- [Wyn07] Wynne, B.; Hutchinson, B.; Ryde, L.: Effect of stress on transformation plasticity and texture in a tool steel, *Scripta Materialia*, Vol. 57, 2007, 473-476.
- [Yan07] Yang, H.-S.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Uncertainties in dilatometric determination of martensite start temperature, *Materials Science and Technology*, Vol. 23, 2007, 556-560.
- [Yan09] Yang, H.-Y.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Austenite grain size and the martensite-start temperature, *Scripta Materialia*, Vol. 60, 2009, 493-495.
- [Zha95] Zhao, J.-C.; Notis, M. R.: Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations, *Materials Science and Engineering R*, Vol. R15, 1995, 135-208

9 Anhang

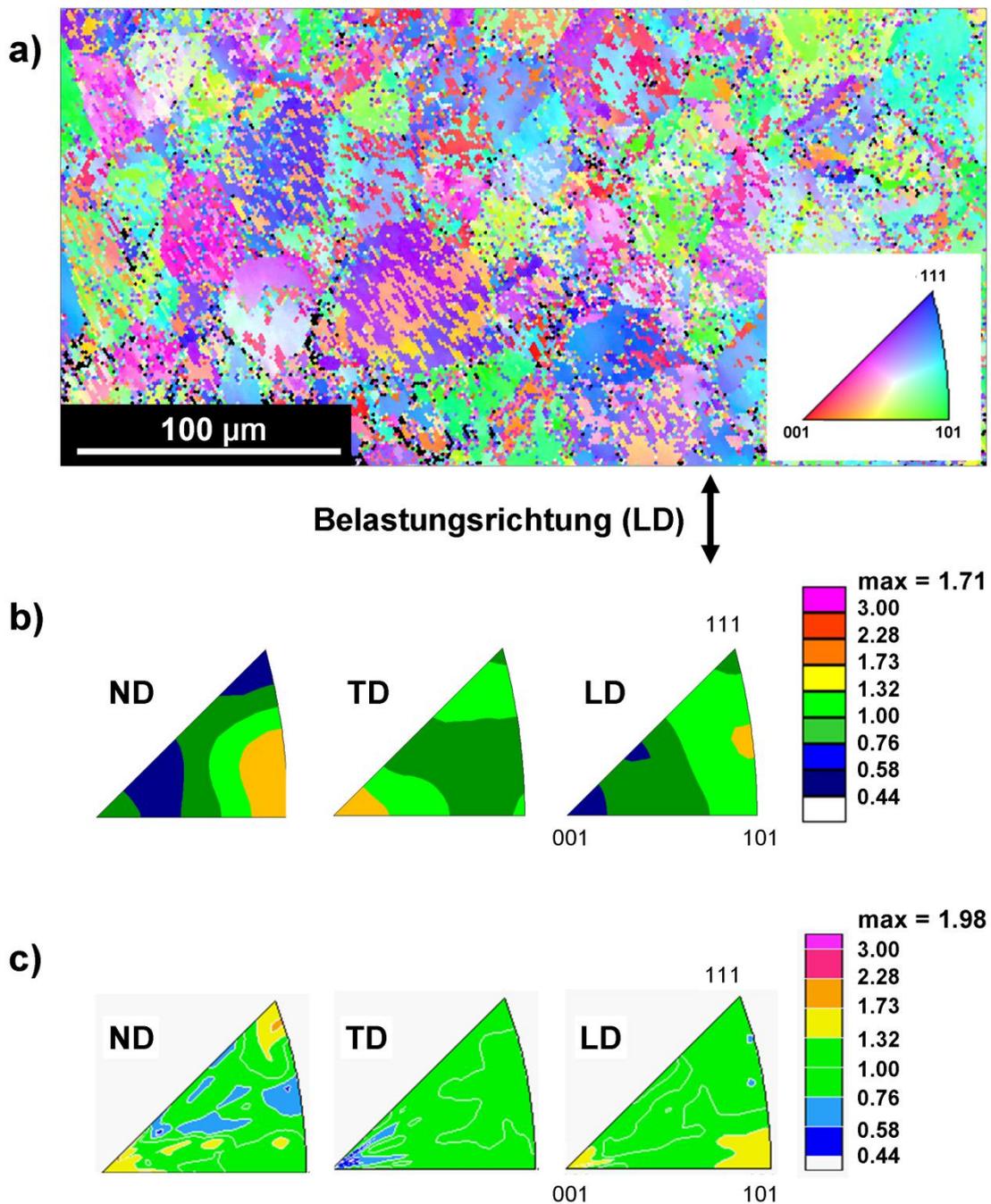


Abbildung A-1: EBSD Aufnahme eines unter 100 MPa zu Bainit umgewandelten Gefüges. Vor der Umwandlung wurde bei 340 °C zudem eine 6%ige plastische Zugvorverformung aufgeprägt. Die inversen Polfiguren aus der EBSD und der XRD Messung sind in (b) und (c) dargestellt

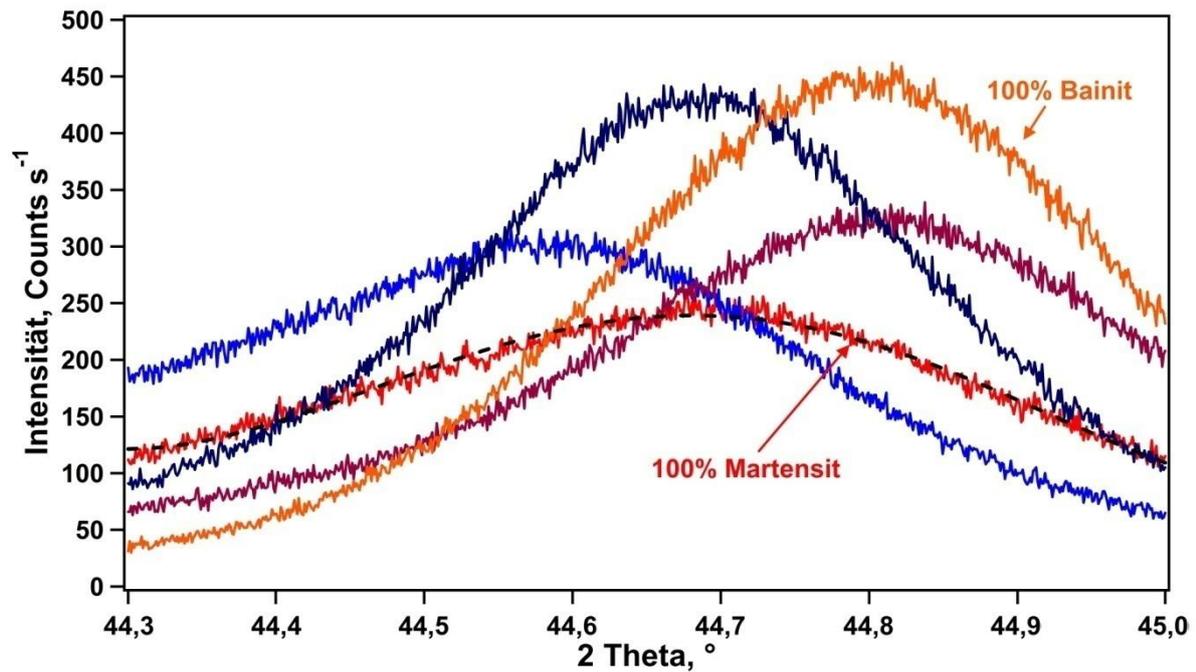


Abbildung A-2: Intensität-2 Theta-Diagramm der untersuchten Mischgefüge, die unterschiedliche Bainitanteile aufwiesen. Alle Proben wurden zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert

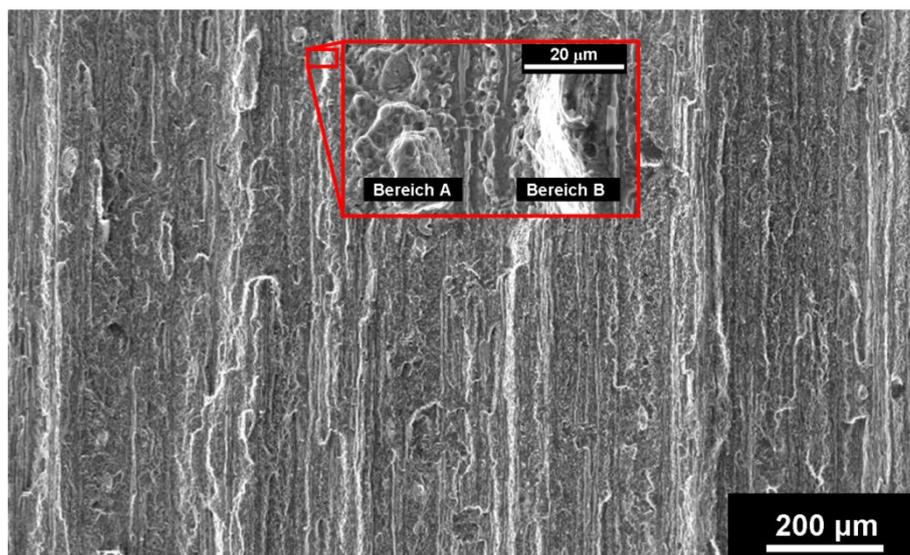


Abbildung A-3: Bruchfläche einer 0° Probe (REM Aufnahme), die mit $\Delta K=23,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ unter einem R-Verhältnis von $R=0,1$ belastet wurde (Belastung im Paris-Bereich)

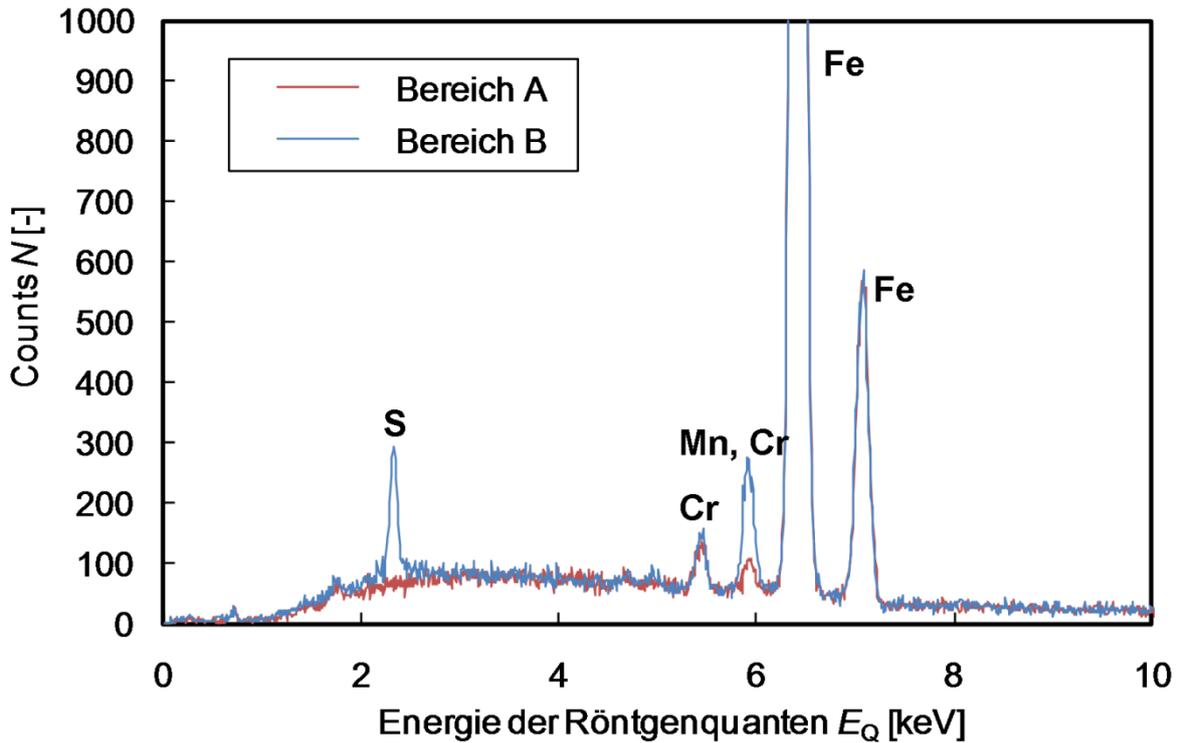


Abbildung A-4: EDX Analyse in den in Abbildung A-3 markierten Bereichen

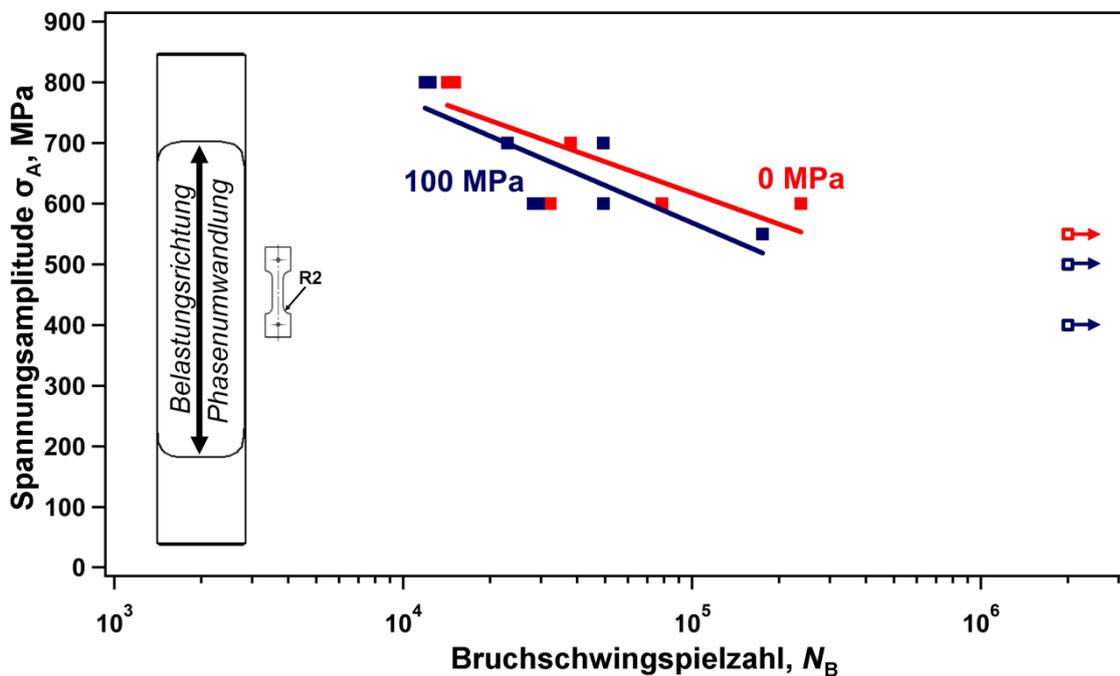


Abbildung A-5: Einfluss einer Spannungsüberlagerung während der isothermen bainitischen Phasenumwandlung bei 340 °C auf das anschließende HCF Ermüdungsverhalten des bainitischen Gefüges (R 2 Proben)

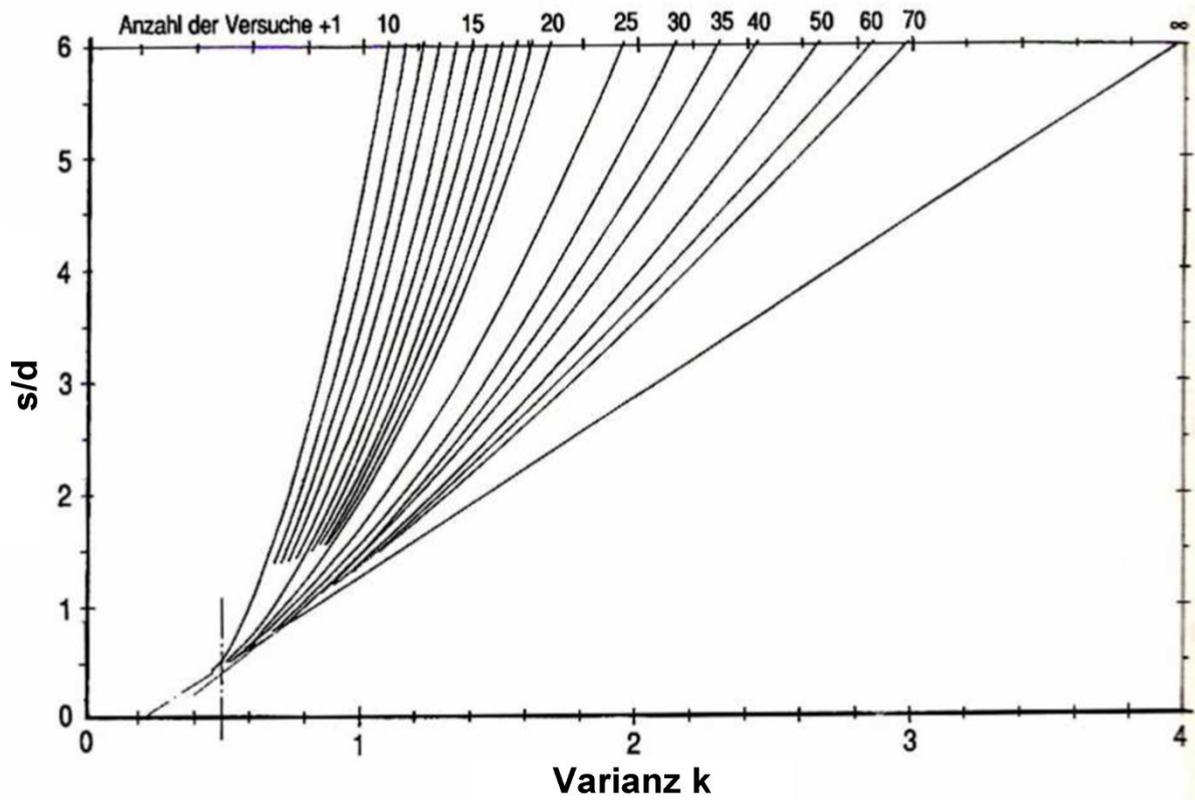


Abbildung A-6: Diagramm zur Bestimmung der Standardabweichung [Hüc83]

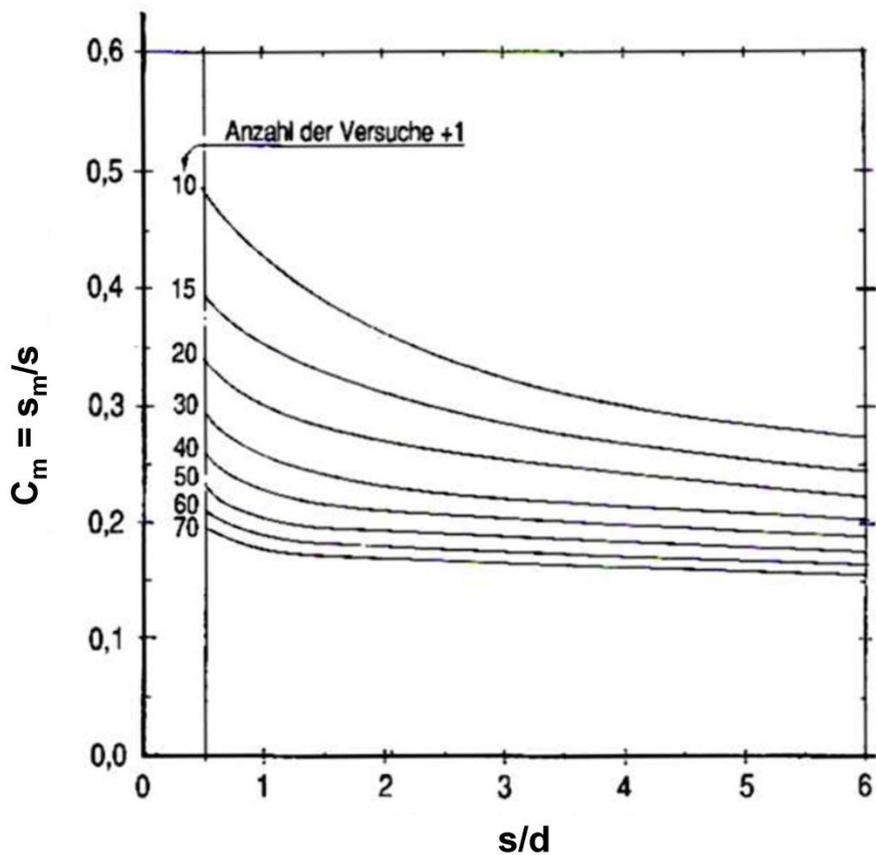


Abbildung A-7: Diagramm zur Bestimmung des Standardfehlers des Mittelwertes [Hüc83]

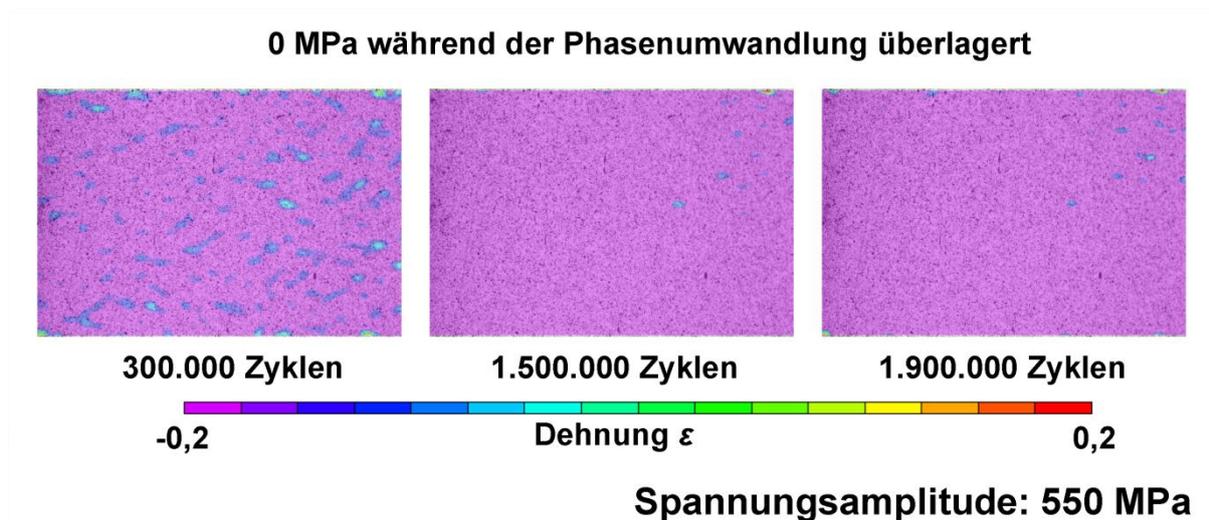


Abbildung A-8: Entwicklung der lokalen Dehnungsfelder mit der Zyklenzahl bei einer dauerfesten, zuvor unter 0 MPa bei 340 °C zu Bainit umgewandelten Probe.

Nicht angelassene bainitisch-martensitische Mischgefüge			
i	f_i	$i \cdot f_i$	$i^2 \cdot f_i$
8	1	8	64
7	2	14	98
6	1	6	36
5	1	5	25
4	3	12	48
3	3	9	27
2	1	2	4
1	1	1	1
0	1	0	0
Σ	14	57	303
=	F	A	B

Abbildung A-9: Auswerteschema des Treppenstufenverfahrens nach [Hüc83], nicht angelassene bainitisch-martensitische Mischgefüge

Angelassene bainitisch-martensitische Mischgefüge			
i	f_i	$i \cdot f_i$	$i^2 \cdot f_i$
4	1	4	16
3	4	12	36
2	3	6	12
1	2	2	2
0	1	0	0
Σ	11	24	66
=	F	A	B

Abbildung A-10: Auswerteschema des Treppenstufenverfahrens nach [Hüc83], angelassene bainitisch-martensitische Mischgefüge

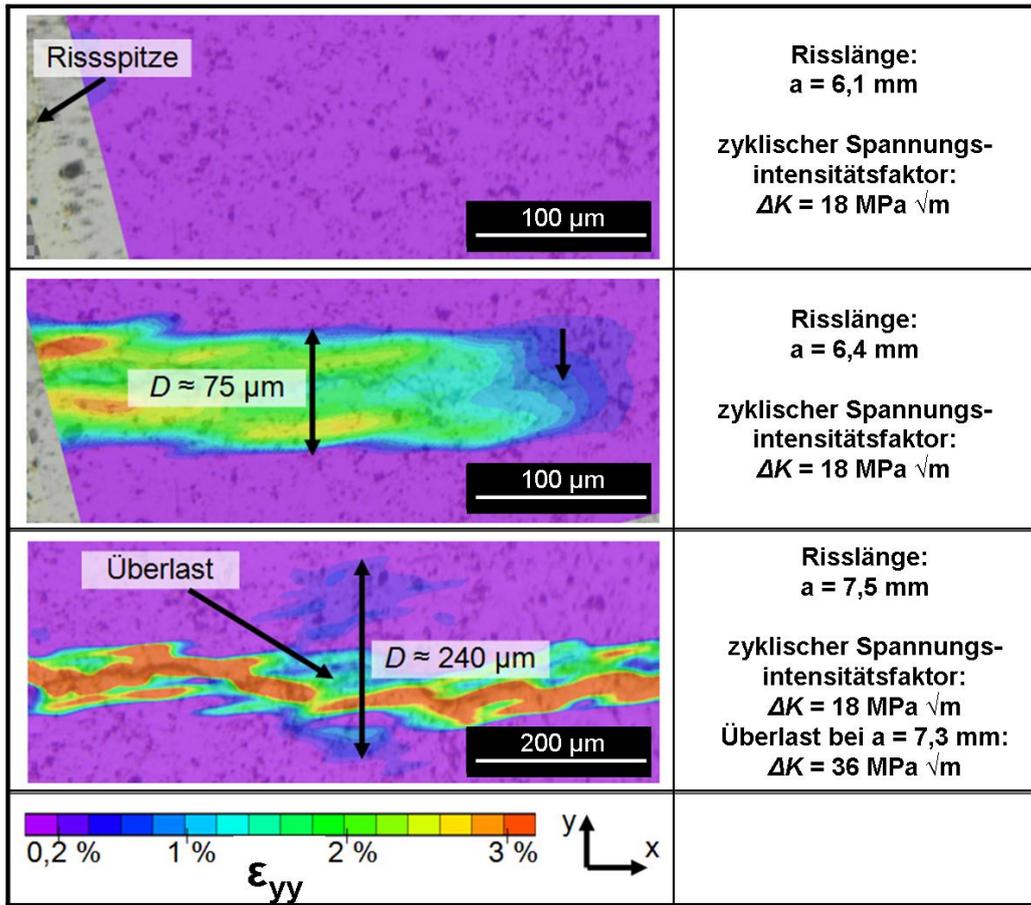


Abbildung A-11: Visualisierung der monotonen plastischen Zone bei einer 90° CT-Probe mittels DIC

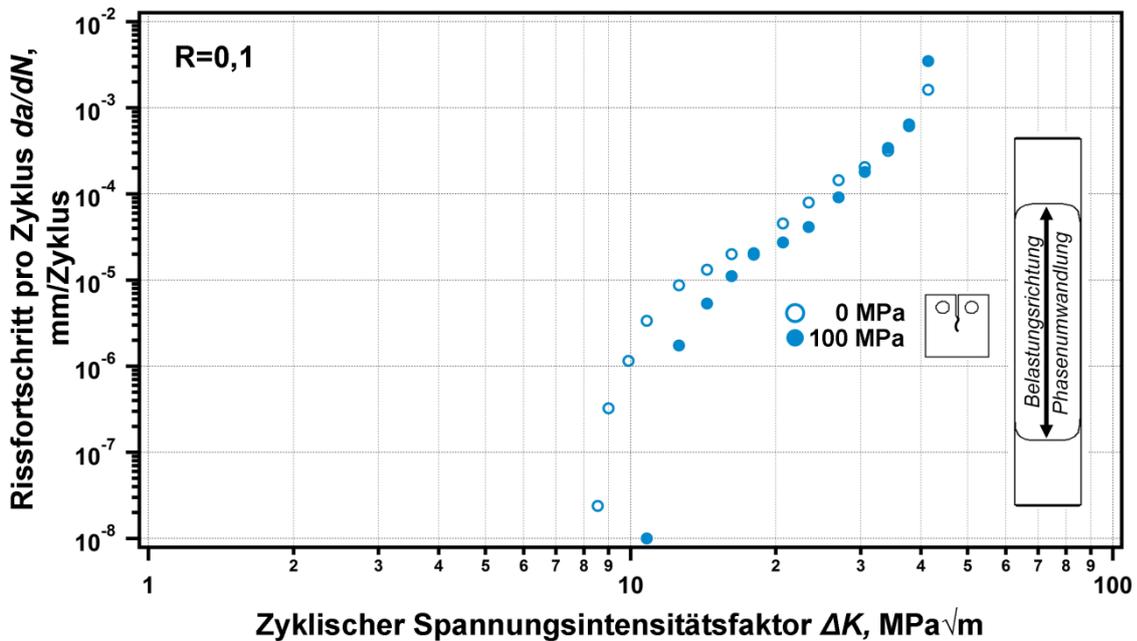


Abbildung A-12: Einfluss des während der bainitischen Phasenumwandlung überlagerten Spannungsniveaus auf das Rissfortschrittsverhalten der 0° CT-Proben bei einem R-Verhältnis von $R=0,1$

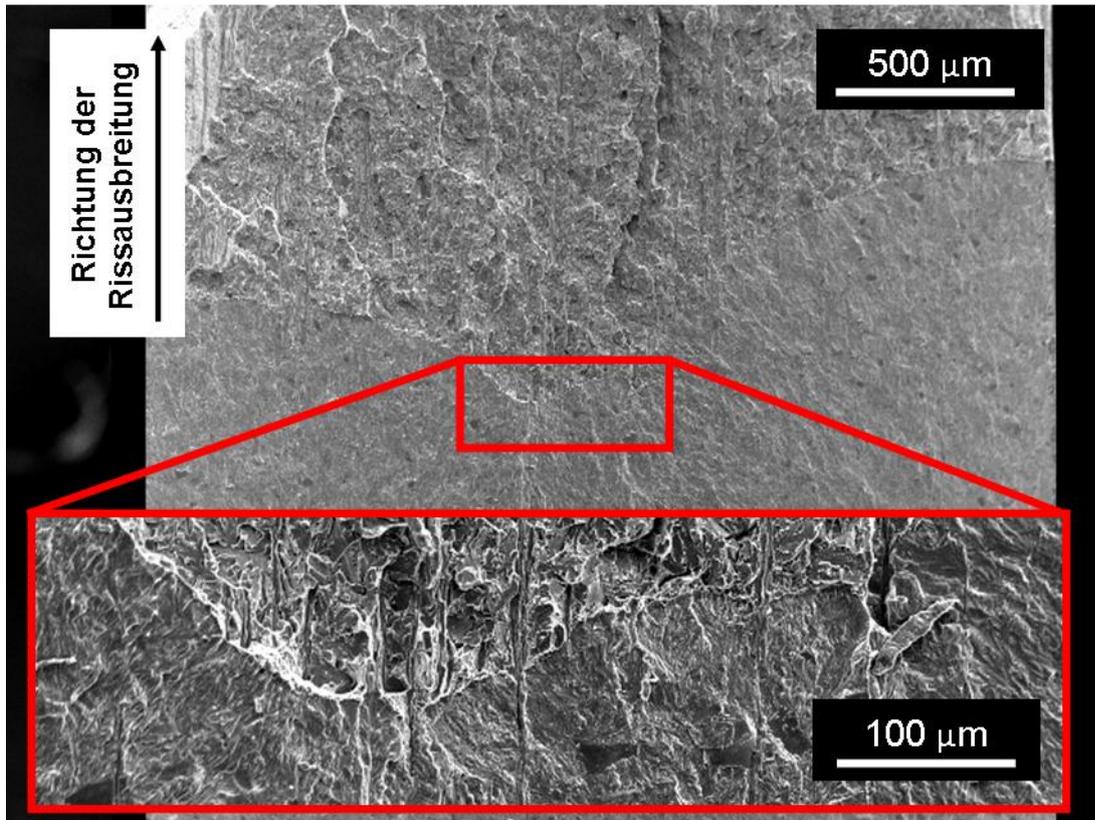


Abbildung A-13: Übergang zwischen Ermüdungsriß und Gewaltbruch (REM), 90° CT-Probe (100 MPa), $R=0,1$

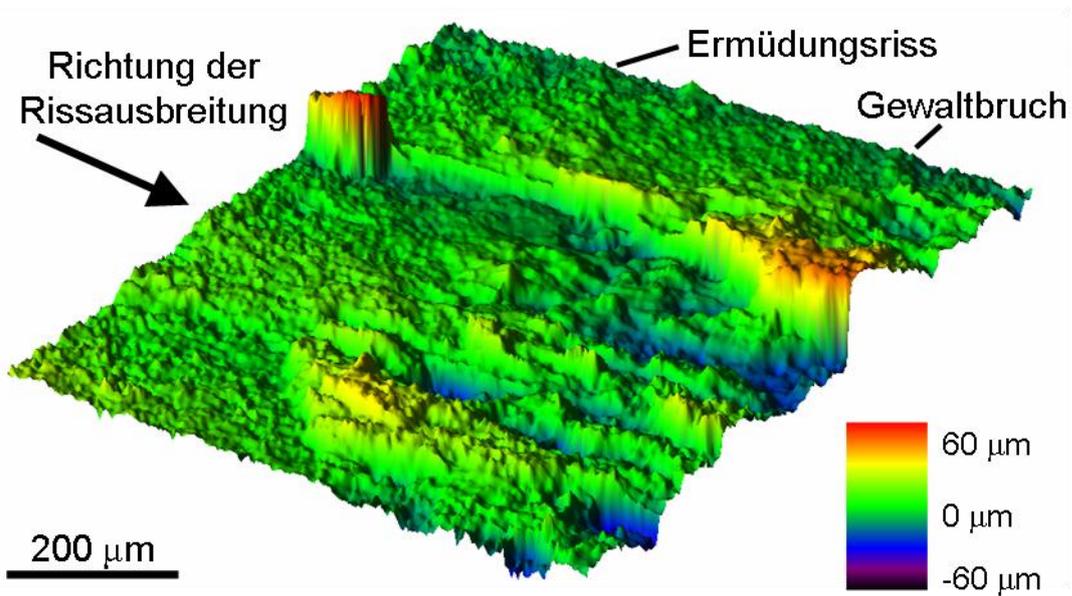


Abbildung A-14: Übergang zwischen Ermüdungsriß und Gewaltbruch, 90° CT-Probe (100MPa), $R=0,1$ (CLSM-Aufnahme)

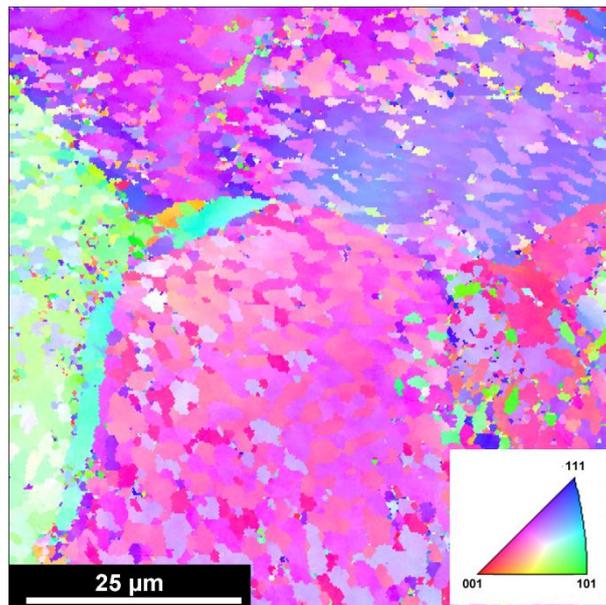


Abbildung A-15: EBSD Aufnahme einer bainitischen Probe, die vor dem Beginn der isothermen Umwandlung bei 340 °C 11% plastisch vorverformt wurde

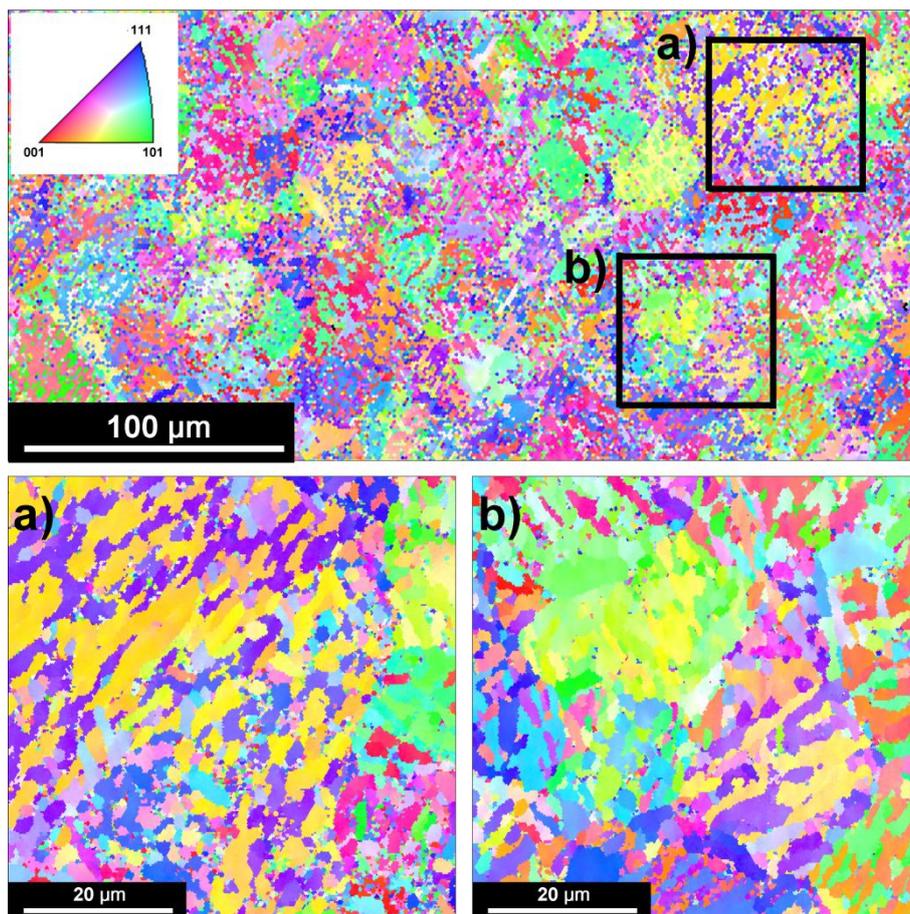


Abbildung A-16: EBSD Aufnahmen einer bainitischen Probe, die nach einer Austenitisierung bei 1200 °C für 10 s isotherm bei 340 °C umgewandelt wurde. Nach einer 4%-igen plastischen Zugvorverformung des unterkühlten Austenits wurde eine Druckspannung von 115 MPa während der Umwandlung überlagert.

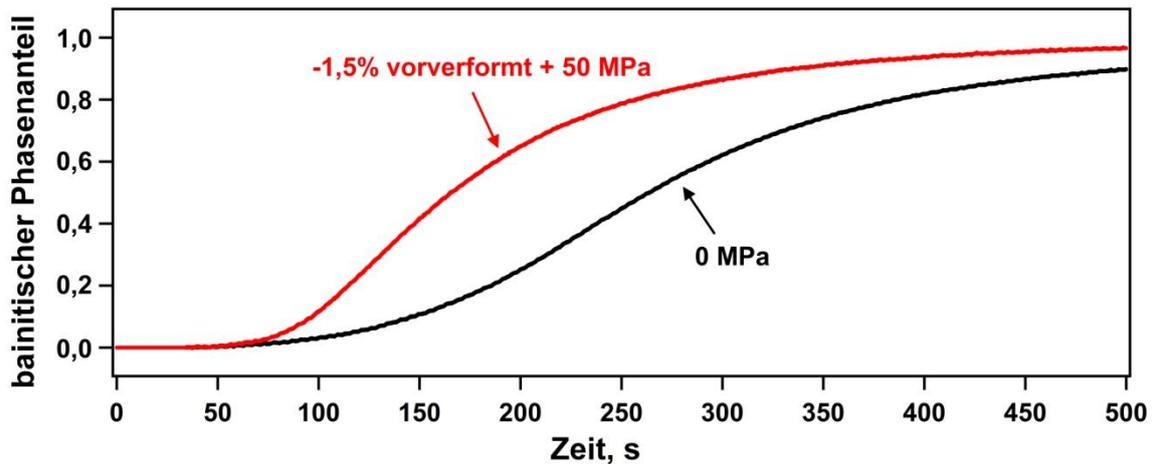


Abbildung A-17: Verlauf der umwandlungsplastischen Dehnungen mit der Zeit bei isothermer bainitischer Umwandlung bei 340 °C in Abhängigkeit vom Belastungszustand

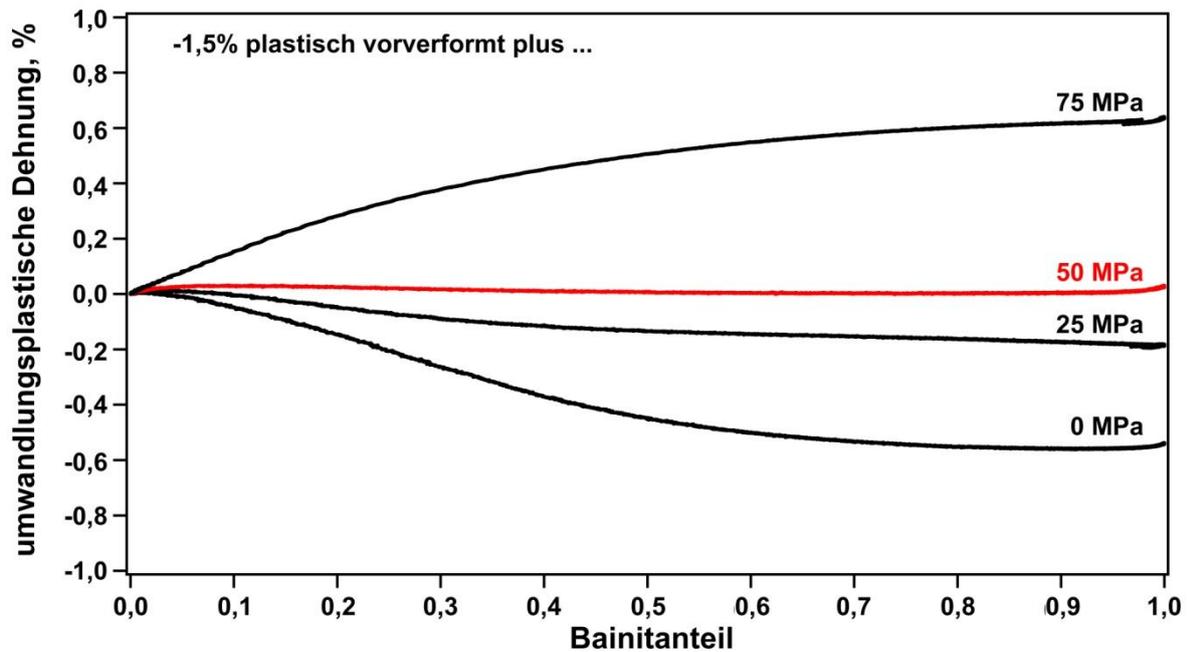


Abbildung A-18: Entwicklung der umwandlungsplastischen Dehnungen mit dem Bainitanteil bei 340 °C in Abhängigkeit vom überlagerten Spannungsniveau während der Umwandlung nach 1,5%-iger plastischer Druckvorverformung des unterkühlten Austenits. Alle Proben sind zuvor bei 1200 °C für 10 s austenitisiert worden

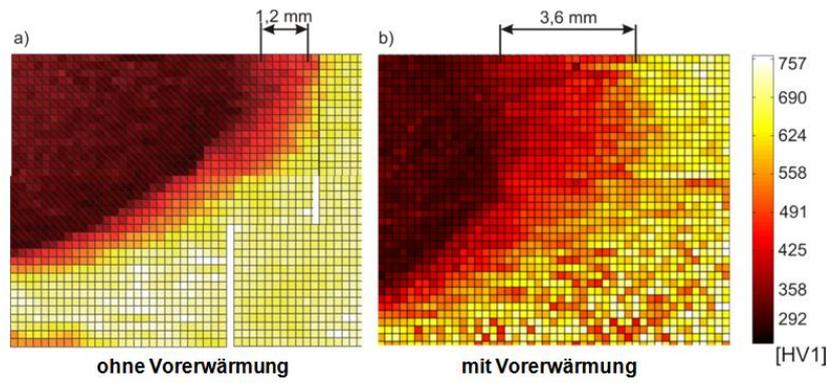


Abbildung A-19: Härteverteilung im Übergangsbereich von zwei Flanschwellen, a) „Standardwelle“ ohne Vorerwärmung und b) Welle mit Vorerwärmung [Grü10]

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Paderborn. Das während dieser Zeit bearbeitete Teilprojekt B3 „Dynamische Mikrostrukturänderungen in thermo-mechanisch gekoppelten Prozessen“ des Sonderforschungsbereichs Transregio 30 (SFB/TR TRR 30) „Prozessintegrierte Herstellung funktional gradierter Strukturen auf der Grundlage thermo-mechanisch gekoppelter Phänomene“ wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft finanziell gefördert.

An dieser Stelle möchte ich mich bei denjenigen Personen bedanken, die zum erfolgreichen Zustandekommen der vorliegenden Arbeit beigetragen haben.

- Ganz besonders bedanken möchte ich mich bei meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. H.J. Maier, der durch seine persönliche Affinität zum Forschen stets ein Vorbild war, das mich in meiner täglichen Arbeit motiviert hat. Durch seine Bereitschaft offene Fragen stets zeitnah zu diskutieren hat er mich optimal unterstützt. Insbesondere durch den engen Austausch entwickelten sich zahlreiche Ideen für das weitere Vorgehen, die den Verlauf der Arbeit positiv begünstigten und zu einem erfolgreichen Zustandekommen der Dissertation führten.
- Ein weiterer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil B. Scholtes für die Übernahme des Korreferates und die gute Zusammenarbeit im Rahmen des SFB/TR TRR 30.
- Zudem möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr. rer. nat. T. Tröster für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission, sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. H.A. Richard für die Übernahme des Beisitzes der Kommission danken. Zudem danke ich Herrn Prof. Richard für die enge Kooperation zur Bestimmung des Rissfortschrittverhaltens funktional gradierter Bauteile im Rahmen des SFB/TR TRR 30.
- Den Kolleginnen und Kollegen des SFB/TR TRR 30 danke ich für den sehr angenehmen Umgang untereinander und die gelungene Zusammenarbeit über Fachdisziplinen hinweg.
- Der Firma PFT Präzisions-Fertigungstechnik GmbH aus Erwitte danke ich für die sehr unkomplizierte Zusammenarbeit bei der Herstellung der Hohlproben.

-
- Ein ganz besonders großer Dank gilt den Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für Werkstoffkunde, die durch die positive Einstellung und die große Hilfsbereitschaft zu einem sehr angenehmen Arbeitsklima beigetragen haben. Viele waren nicht nur Kollegen, sondern sind sehr gute Freunde geworden. Vielen, vielen Dank!
 - Zudem möchte ich mich bei allen Studenten, die als Studentische Hilfskraft, Studien-, Bachelor- oder Diplomarbeiter zum positiven Abschluss dieser Arbeit beigetragen haben, bedanken.
 - Sehr herzlich möchte ich mich zudem bei meinen Eltern Helga und Steven, sowie meinem Bruder Michael bedanken, die mich schon während meiner Jugend immer positiv motiviert, unterstützt und mein Studium erst ermöglicht haben.
 - Der größte Dank gebührt meiner geliebten Frau Martina, die mir immer den Rücken gestärkt und meine Macken ertragen hat. Ohne dich gäbe es diese Arbeit nicht!